

République Algérienne Démocratique et Populaire Ministère de
l'enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique École
Nationale Polytechnique
Département de Métallurgie



Mémoire de Magister

Etudie par : **Djamel BENGUIT**

Ingénieur d'Etat en Métallurgie

Thème

**Effet des traitements thermiques d'hypertrempe
(homogénéisation) sur le comportement à la
déformation de l'acier duplex 2205**

Soutenue publiquement devant le jury composé de :

Président :	CHITROUB Mohamed	Professeur (ENP)
Directeur de thèse :	BOUABDALLAH Mabrouk	Professeur (ENP)
Examineurs :	SALHI Essaid	Professeur (ENP)
	DJEGHLAL Med Elamine	Professeur (ENP)
	KASER Abdelmadjid	Maitre de conférence (ENP)

Année universitaire 2011-2012

~Remerciements~

Au terme de ce parcours, ma très sincère gratitude va à M. Mabrouk BOUABDALLAH non seulement pour avoir dirigé le mémoire mais aussi pour la confiance qu'il m'a accordée en m'initiant à la recherche et les orientations qu'il m'a données tout au long de ces années.

Je tiens à exprimer toute ma reconnaissance à M. Badji RIADH, pour son aide immense au sein de laboratoire CSC, sa rigueur, ses idées et le temps qu'il m'a accordé tout au long de ce travail.

Je remercie M.Mohamed Chitroub, professeur à l'école national polytechnique d'Alger, d'avoir examiné mon travail et présider le jury, également Messieurs les membres de jury qui ont accepté d'examiner et d'évaluer mon travail. Et tous les enseignants qui ont contribué à ma formation.

Merci infiniment aux membres de laboratoire DML LAGOUAT et à tous ceux qui ont participé de loin ou de près dans ce travail.

Je remercié, mon amis KHALIL LEMRINI, merci également à ceux qui m'ont fait le grand plaisir d'assister à ma soutenance.

Un grand Merci à ma famille pour m'avoir supporté pendant toutes ces années. Rien n'aurait été réussi sans leurs présences.

Benguît.Djemel

ملخص:

في هذه الدراسة كان اهتمامنا الخاص منصب حول تأثير المعالجة الحرارية (إعادة التوازن) على الظواهر الميكانيكية و البنيوية (النسيج) المرتبط بالتشوه البلاستيكي في الفولاذ اللامتأكسد 2205 . لدراسة هذا الفولاذ تم مبدئيا تشويبه في درجات حرارة مختلفة ما بين 900 درجة مئوية و 1300 درجة مئوية .

أظهرت نتائج الفحص للقساوة أن البنية المجهرية و الخصائص الميكانيكية تتطور مع تغير معدل التشوه و أيضا مع درجة حرارة الطرق. المعالجة الحرارية المطبقة في درجة حرارة 1065 درجة مئوية لمدة زمنية متفاوتة بينت أن لها التأثير الكبير على البنية النسيجية و أيضا على السلوكيات الميكانيكية للفولاذ بما في ذلك تركيبة الأستينيت و الفيريت

كلمات مفتاحية :

الفولاذ مزدوج التركيبية ، طرق الفولاذ ، التلدين ، المعالجة الميكانيكا حرارية ، التشوه البلاستيكي، إعادة التوازن ، النسيج البلوري

Résumé

Dans cette étude, nous nous sommes intéressés particulièrement à l'effet des traitements thermiques d'homogénéisation sur les phénomènes mécaniques et structurale (texture) liée à la déformation plastique dans les aciers duplex 2205. L'acier étudié a été préalablement déformé à différentes températures entre 900°C et 1300°C. Les analyses de dureté montrent que la microstructure et les propriétés mécaniques évoluent avec le taux de déformation et la température de forgeage. Le traitement thermique effectuée dans la température 1065°C pendant différent temps de maintien montre qu'il a un grand effet sur la microstructure et le comportement mécanique de l'acier ainsi que les phases austénitique et ferritique.

Mots clés : aciers duplex, forgeage, formage, traitement thermomécanique, déformation plastique, recristallisation, restauration, homogénéisation, texture cristallographique.

Abstract

In this study, we are interested particularly in the effect of the heat treatments of homogenization on the mechanical and structural phenomena (texture) related to the plastic deformation in the duplex steel 2205. Steel studied was deformed beforehand at different temperatures between 900°C and 1300°C. The hardness analysis shows that the microstructure and the mechanical properties evolve with the rate of deformation and the temperature of forging. The heat treatment carries out in the temperature of 1065°C during different time and maintenance shows that it has a great effect on the microstructure and the mechanical behavior of steel thus the austenitic and ferritic phases.

Key words: duplex steels, forging, forming, thermomechanical treatment, plastic deformation, recrystallization, restoration, homogenisation, crystallographic texture.

SOMMAIRE

Introduction

CHAPITRE I :

I- Généralité sur les aciers inoxydables	1
<i>I-1 Définition</i>	1
I- 2 Classification des aciers inoxydables	2
I- 2-1 Les aciers inoxydables martensitiques	3
I- 2-2 Les aciers inoxydables ferritiques	4
I- 2-3 Les aciers inoxydables austénitiques	5
I- 2- 4 Les aciers inoxydables austéno-ferritiques	6
I- 3 Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables	8
<i>a) Eléments alphas</i>	8
<i>b) Eléments gamma</i>	9
I- 4 Traitements thermiques des aciers inoxydables	12
I-4-1 Traitements thermiques appliqués aux aciers inoxydables austéno-ferritique	13
<i>I- 4.1.1 Précautions liées à la présence de ferrite</i>	13
<i>I- 4.1.1.a Fragilisation</i>	13
<i>I- 4.1.1.b Déformation par fluage lors des maintiens en température</i>	14
<i>I- 4.1.2 Précipitations intergranulaire</i>	15
<i>I- 4.1.3 Variation de la teneur en ferrite en fonction de la température d'hypertrempe</i>	15
I-5 Présentation des divers traitements thermiques	15
<i>I-5 .1 Traitement d'hypertrempe</i>	17
<i>I-5 .2 Traitements d'homogénéisation</i>	17
<i>I-5.3 Incidents aux traitements thermiques et remèdes</i>	18
<i>I-5.3 .a variations dimensionnelles</i>	18
I-6 Transformations structurales dans les aciers inoxydables austéno-ferritiques	19
<i>I-6.1 Microstructure des aciers austéno-ferritiques</i>	19
<i>I-6.1.a microstructure à l'état hypertrempe</i>	19
<i>I-6.1.b coefficients de partage</i>	22
<i>I-6.2 transformations structurales produites par les traitements thermiques</i>	23
<i>I-6.2.a transformations lors de maintiens entre 600 et 1000 °C</i>	23
<i>I-6.2.a .1 phases intermétalliques</i>	24
<i>I-6.2.a .2 carbures et nitrures</i>	24
<i>I-6.3 transformations en refroidissement continu</i>	25

<i>I-6.4 variations des proportions d'austénite et morphologie</i>	26
I-7 Traitements thermomécaniques avant un changement de phase	27
I-8 Formage	28
<i>I-8 .1 Formage à chaud</i>	28
<i>I-8. 1.1 Facteurs importants au plan métallurgique</i>	29
<i>I-8.1.1.1 Structure initiale</i>	29
<i>I-8.1.1.2 Chauffage à haute température avant forgeage</i>	30
<i>I-8.1.1.3 Déformation à haute température pendant le forgeage</i>	30
<i>I-8.1.1.4 Refroidissement après forgeage</i>	30
I-9 Etape de mise en forme	31
<i>I-9.1 mécanismes de déformation</i>	32
<i>I-9.1.1 déformation élastique</i>	32
<i>I-9.1.2 déformation permanentes (plastique)</i>	33
 CHAPITRE II :	
II -1 Introduction	37
II -2 Présentation de matériaux	37
<i>II-2-1 préparation des échantillons</i>	37
II -3 Forgeage	38
<i>Principe</i>	38
II -4 Enrobage	40
II - 5 Polissage mécanique	40
<i>II- 5-1 polisseuse</i>	40
<i>II- 5-2 prépolissage</i>	40
<i>II- 5-3 polissage de finition</i>	40
II - 6 Micrographie	40
II - 7 Microscopie optique	41
II - 8 Fours de traitements thermiques	42
<i>II- 8 -1 Traitement d'hypertrempe (homogénéisation)</i>	42
II - 9 Essai de dureté et micro-dureté	43
<i>II- 9-1 principe de l'essai dureté Vickers</i>	43
<i>II- 9-2 La mesure de dureté (HV) avec impact-c</i>	43

II - 10 La micro-dureté	45
II- 11 Diffraction des RX par les cristaux	45
<i>II- 11-1 principe</i>	45
<i>II- 11-2 condition de Bragg</i>	46
<i>II- 11-3 Description du diffractomètre de poudre (fig. 7 et 8)</i>	48
II- 12 Caractérisation des microstructures	50
<i>II- 12-1 taille et distance</i>	51
<i>II- 12-2 degré d'orientation</i>	52
II- 13 Détermination de la taille de grain sur échantillon d'acier	52
II- 14 Détermination quantitative des phases existantes par le logiciel (IMAGE J)	54
 CHAPITRE III :	
III-1 Taux de forgeage	55
III-2 Analyse métallographique	56
<i>a) domaine de traitement thermomécanique et de transformation $\delta \leftrightarrow \gamma$ (1000 – 1300°C)</i>	57
III- 3 Détermination quantitative de la phase austénitique et ferritique après forgeage	59
III- 4 Comportement mécanique globale après forgeage	61
<i>Effet de la température de forgeage</i>	61
<i>Effet du taux de forgeage</i>	62
III- 5 Comportement mécanique des phases austénitique et ferritique après forgeage	63
III- 6 Analyse de la structure après traitement d'homogénéisation à 1065°C	65
III- 7 Détermination quantitative de la phase austénitique et ferritique après traitement d'homogénéisation à 1065°C	67
III- 8 Effet des traitements d'hypertrempe sur le comportement mécanique	70
III-10 Caractérisation par diffraction des rayons x	74
Conclusion	80
Référence bibliographique	81

Légendes des Figures et tableaux

Figure I-1 – Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome.....	1
FigureI-2 – microstructures des aciers inoxydables ferritique (a), martensitique (b), austénitique (c), et austéno-ferritique (d)	2
Figure I-3 – courbes contrainte-deformation typique des différents types d'aciers Inoxydables.....	3
FigureI- 4 : Microstructure d'aciers austeno-ferritiques moulé (a), laminé (b), et forgé(c).....	7
FigureI- 5 – influence de la somme des éléments carbone plus azote sur les domaines austénitique (γ) et ferritique (α) ou (δ).....	11
FigureI- 6– Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle.....	11
FigureI-7 – Influence de la teneur en ferrite sur la déformation à haute température des aciers Inoxydables.....	14
FigureI- 8 : Coupe pseudo binaire du diagramme d'équilibre ternaire fer-chrome –nickel à 70% de fer.....	20
Figure I-9 : microstructure (2205) à l'état hyper trempé.....	20
Figure I-10– Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l'état brut de soudage.....	22
Figure I-11 – Précipitations possibles dans les pièces en aciers austéno-ferritiques.....	24
Figure I-12 Diagramme de refroidissement continu (chauffage à 1080 Vitesse de refroidissement typiques d'une ZAT.....	26
Figure I-13– schéma du cycle thermomécanique du procédé	27
Figure I- 14 – Déformabilité de l'acier en fonction de la température.....	28
FigureI-15 –déformation orientée du grain (a) grain avant écrouissage (b), grain après Ecrouissage et (c) grain recristallisé.....	32
Figure I- 16 – Réseau cristallin déformé.....	33
Figure I-17– Mailles élémentaires.....	35
Figure I-18– réseau cristallin avec macle et dislocation de macle au voisinage d'un joint de grain.....	36
Figure II-1 – acier inoxydable (duplex) 2205. R.D : Direction de laminage, T.D : Direction transverse, N.D : Direction normale.....	39
Figure II-2 –marteau à ressort.....	39
Figure II-3 – dispositifs d'une attaque électrolytique.....	41
Figure II-4 –appareil de dureté « IMPACT -C ».....	44
Figure II-5 –Organisation tri - périodique d'un cristal.....	46
Figure II-6 –Principe de la loi de Wulff-Bragg.....	47
Figure II-7 –Goniomètre Philips.....	48
Figure II-8 –Schéma d'un diffractomètre.....	49
Figure II-9 – différentes méthodes d'analyse de microstructures sur des surfaces Polies.....	51
Figure II-10 – Représentation schématique de degrés d'orientation particuliers.....	52
Figure II-11 –méthode de mesure de la longueur des grains.....	53

Figure II-12 –méthode de calcul en (%) de l’austénite et de la ferrite par le Seillage.....	54
Figure III.1 : évolution du taux de déformation en fonction du nombre des coups de forgeage.....	56
Figure III.2 : structure après forgeage à 1000 °C. (a) 1 coup pendant 5 s, (b) 2 coups pendant 10 s, (c) 3 coups pendant 16 s, (d) 4 coups pendant 22 s.....	57
Figure III.3 structure après forgeage à 2 coups. (b) forgeage à 1000 °C, (f) forgeage à 1100°C, (g) forgeage à 1200 °C, (h) forgeage à 1300 °C.....	58
Figure III.4 taux de la phase ferritique (%) coloré en rouge (structure après forgeage).....	60
Figure III-5 - évolution de la structure (ferrite) en fonction du taux de déformation de forgeage.....	61
Figure III-6 effet du taux de déformation de forgeage sur la dureté (HV) (milieux).....	63
Figure III-7 évolution de la dureté (HV) dans la phase austénitique et la phase ferritique après forgeage.....	65
Figure III-8 structure après traitement d’homogénéisation à 1065°C, E (4 coups) pendant : a) 20 min, b) 60 min, c) 120 min. D (2 coups) pendant : d) 20 min, e) 60 min, f) 120 min.....	66
Figure III-9 taux de phase ferritique (%) (Coloré en rouge), après traitement d’homogénéisation à 1065°C.....	67
Figure III-10 évolution de la structure en fonction du temps de maintien d’homogénéisation à T= 1065°C.....	69
Figure. A) homogénéisation à 1065°C d’échantillon forgé a 1200°C.....	69
Figure. B) homogénéisation à 1065°C d’échantillon forgé a 1300°C.....	70
Figure III-11 évolution de la dureté (HV) en fonction du temps de maintien de traitement d’homogénéisation à T= 1065°C (milieux).....	71
Figure III-12 Evolution de la dureté de l’austénite et de la ferrite en fonction du temps de maintien de traitement d’homogénéisation à T = 1065°C, D (2 coups).....	73
Figure III-13. Diffractogrammes de RX obtenue : a) l’acier à l’état de livraison, b) D (2,8), c) D (2, 8,20), d) D (2, 8,60), e) D (2, 8,180).....	79
Tableau I- 1 : principales propriétés physiques des aciers inoxydables martensitiques.....	4
Tableau I- 2 : caractéristiques mécaniques des principales nuances d’aciers inoxydables Martensitique.....	4
Tableau I- 3 : principales propriétés physiques des aciers inoxydables ferritique.....	5
Tableau I- 4 : caractéristiques mécaniques des principales nuances d’aciers inoxydables Ferritique.....	5
Tableau I- 5 : principales propriétés physiques des aciers inoxydables austénitiques.....	6
Tableau I- 6 : caractéristiques mécaniques des principales nuances d’aciers inoxydables Austénitiques.....	6
Tableau I-7 – Caractéristiques des traitements thermiques des aciers inoxydables.....	16
Tableau I-8 : Coefficients de partage [(α) / (γ)] entre ferrite et austénite.....	22
Tableau I-9- réseau cristallin (plan) et < direction >.....	34
Tableau II-1 : composition chimique du 2205 (% wt en poids).....	37
Tableau II-2 : le temps et le nombre de coup convenable de chaque opération de forgeage.....	38
Tableau III-1 valeur du taux de forgeage.....	55

Tableau III-2 valeurs des longueurs moyenne des grains de l'austénite et de la ferrite	
Après forgeage.....	59
Tableau III- 3 pourcentage de la phase ferritique après forgeage	60
Tableau III- 4 valeur de la dureté (HV10) après forgeage.....	62
Tableau III-5 valeur de la micro-dureté (HV) de la phase (γ) et la phase (α) après	
Forgeage.....	64
Tableau III- 6 taux de la phase ferritique et la phase austénitique après traitement	
d'hypertrempe (homogénéisation) à T=1065C°	68
Tableau III-7 valeur de la dureté (HV) après traitement thermique d'hypertrempe à	
1065°C pour différent temps de maintien de chaque type de forgeage choisis.....	71
Tableau III-8 valeur de la dureté (HV) de la phase (γ) et la phase (α) après traitement	
forgeage choisis.....	72

Introduction:

L'optimisation de la mise en forme d'un matériau nécessite de connaître son comportement mécanique, de manière à prédire les efforts auxquels seront soumis les outillages, voire tout simplement pour déterminer l'écoulement de la matière. Le cas qui nous intéresse ici est le forgeage des échantillons d'aciers duplex (2205) à différentes températures entre 900°C et 1300°C où l'acier se trouve dans un état biphasé, austéno-ferritique.

Dans cette étude nous nous intéressons aux phénomènes métallurgiques et au comportement mécanique de l'acier dans sa globalité et de chacune des deux phases de cet acier.

Les premiers essais ont montré que nos conditions de forgeage ne permettent pas d'atteindre des déformations aussi importantes que celles obtenues dans les procédés industriels, mais suffisantes pour avoir des résultats comparatives. Pour cela nous avons choisi les essais de dureté habituels qui sont simples rapides et généralement non destructifs ; ils offrent donc un moyen très commode, car très utilisé dans les ateliers, pour vérifier l'évolution des propriétés d'une pièce métallique.

Il n'est en effet pas suffisant de connaître ce comportement mécanique de l'acier et de ces phases. Les effets du forgeage se répercutent également sur le comportement microstructural, en l'occurrence, la recristallisation et la texture. Ces phénomènes sont étudiés indirectement grâce à la technique de diffraction des RX.

Ce mémoire est composé de trois chapitres. Le premier est dédié à une étude bibliographique articulée autour des aciers inoxydables duplex, les traitements thermiques, du phénomène de déformation et du lien entre l'endommagement et la microstructure.

Le deuxième chapitre s'attache à la présentation du matériau utilisé, détaille les différentes conditions de forgeage (températures, nombre des coups, temps de l'opération totale), calcule la dureté de l'acier duplex à différents niveaux de déformation globale et monotone de chaque phase.

La plus grande partie de ce travail de thèse est dédiée à l'analyse de la dureté et la micrographie de l'acier duplex après déformation et ensuite après homogénéisation. À cet effet, l'étude du comportement mécanique et micrographique ainsi que l'interaction entre les deux phases austénite et ferrite nous a permis de montrer les effets du traitement d'homogénéisation après déformation sur le comportement de l'acier.

Finalement, une conclusion générale, justifiée par les résultats de ce travail et ceux issus de la littérature, permet de donner une vision globale de la contribution de ce travail à la connaissance des phénomènes de déformation plastique dans les aciers duplex.

I- Généralité sur les aciers inoxydables :

I-1 Définition :

Les aciers inoxydables sont des alliages à base de fer-chrome contenant une teneur supérieure à environ 12 % de chrome. Cette teneur est indispensable pour donner aux aciers inoxydables une certaine résistance à la corrosion. Par la formation en surface d'une couche protectrice d'oxyde de chrome très mince d'environ 50 Å.

Il est évident que si cette couche passive vient à être rompue, soit mécaniquement (coups d'outils, rayures, ... etc.) soit chimiquement (agents très corrosifs), l'acier perd en partie son inoxydabilité, localement du moins et ce pour un certain temps, c'est-à-dire que des soins attentifs doivent être apportés à la mise en œuvre de ces matériaux sous peine de compromettre leur résistance à la corrosion. Généralement, le taux de corrosion se mesure par une perte au poids par unité de temps. Les spécifications relatives à la corrosion des aciers inoxydables stipulent que cette perte dans les conditions du service ne peut excéder 0.1 mm par an.

Mais un acier inoxydable classique peut perdre nettement plus dans certains milieux. C'est pourquoi, ils ont été de plus en plus améliorés par augmentation de la teneur en Cr (figure I-1), par addition d'éléments d'alliages par modification de leurs structures ...etc., en vue de résister en de nombreux milieux corrosifs sévères à température ambiante et à haute température.

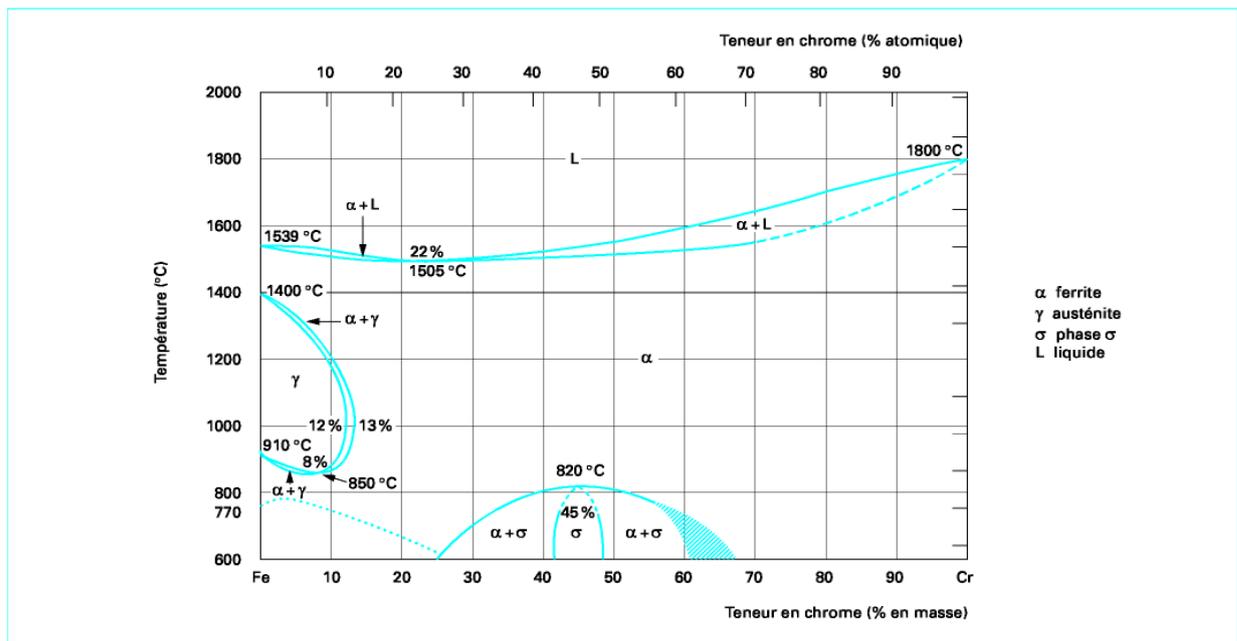
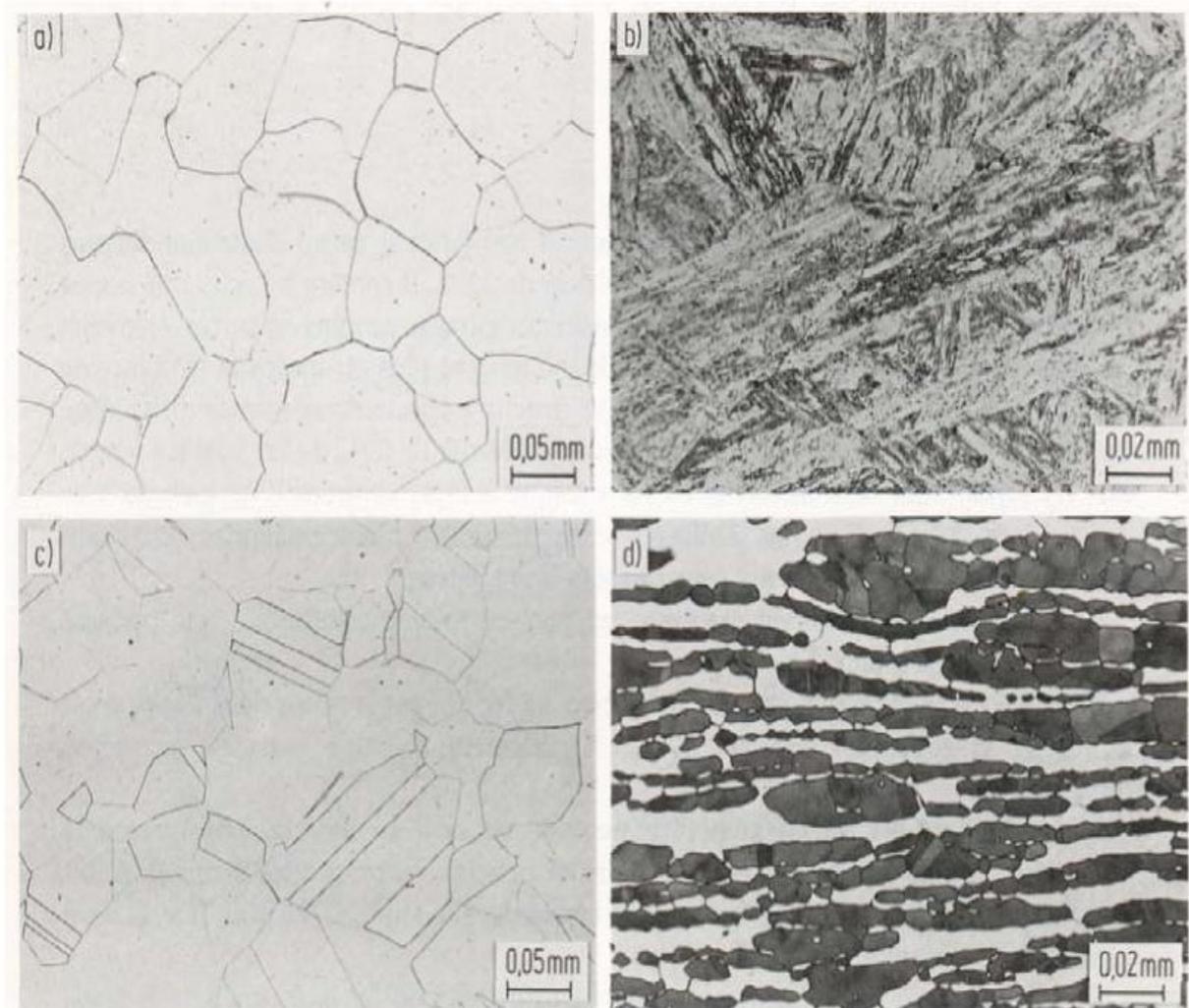


Figure I-1 – Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome, d'après Bain et Aborn [14]

I- 2 Classification des aciers inoxydables :

Souvent, les aciers inoxydables sont classés selon leur structure cristalline et micrographique (figureI-2).

En plus de leur bonne résistance à la corrosion, les aciers inoxydables possèdent de bonnes propriétés mécaniques. La figureI-3, présente le comportement mécanique typique des différents aciers inoxydables



FigureI-2 – microstructures des aciers inoxydables ferritique (a), martensitique (b), austénitique (c), et austéno-ferritique (d) [GYMPEL 15]

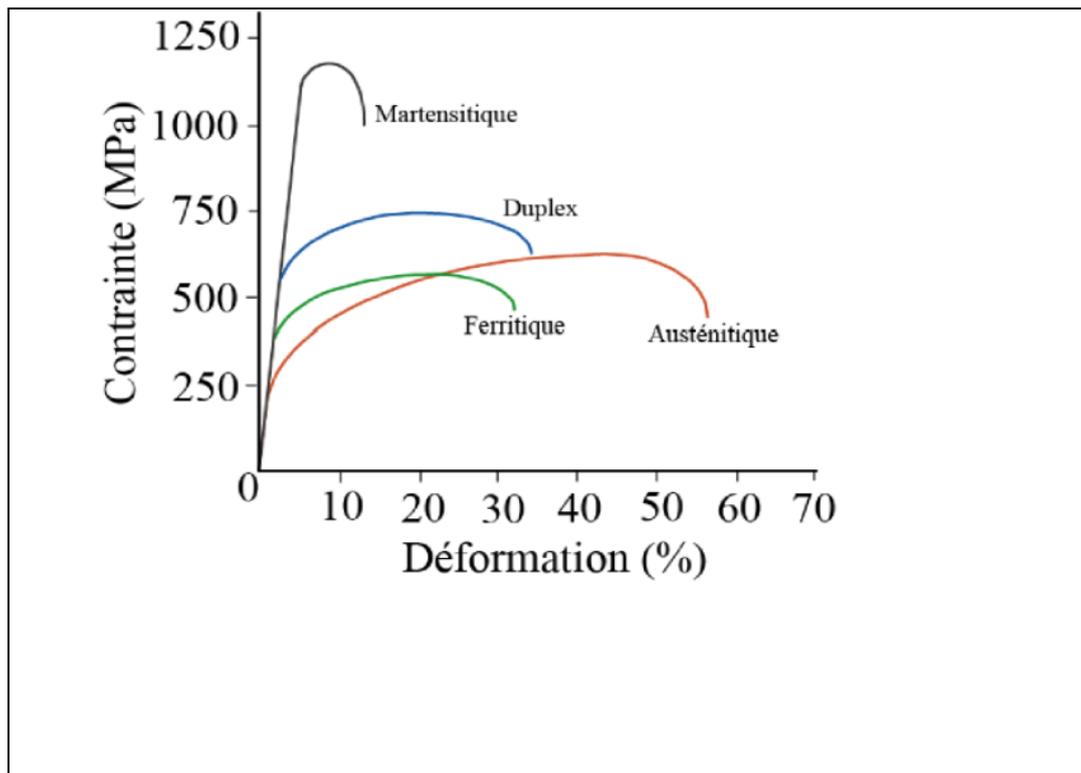


Figure I-3 – courbes contrainte-déformation typique des différents types d'aciers inoxydables [LEFFLER 16]

I- 2-1 Les aciers inoxydables martensitiques :

De structure cubique simple ou hexagonale, ils sont ferro-magnétiques, comprennent en générale 12 à 18 % de chrome et leur teneur en carbone varie de 0,05 à 1,2 %, environ. Ils peuvent contenir du nickel, du molybdène et éventuellement du soufre pour améliorer l'usinabilité. Ils sont livrés le plus souvent à l'état recuit, il est cependant conseillé de les utiliser à l'état trempé et revenu pour lesquels ils présentent les meilleures propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion.

Deux traitements thermiques sont couramment utilisés. Le premier, pratiqué à une température inférieure à A_{c1} , est en fait un revenu poussé, nécessitant généralement un maintien de plusieurs heures. Le second, pratiqué à une température supérieure à A_{c1} , va conduire à une austénitisation (phase γ) partielle ou totale par chauffage entre 900 et 950 °C pendant plusieurs heures, fonction de la taille des éprouvettes. Le chauffage sera suivi d'un refroidissement lent (10 à 20 °C/h) [11,12].

A l'issue de ce traitement, on obtient une structure ferritique plus facile à mettre en œuvre (par exemple par usinage).

Lorsque l'opération de mise en œuvre est terminée, il est alors nécessaire de pratiquer le traitement final de type : trempe plus revenu.

Ils sont utilisés en construction mécanique, outillage, coutellerie, usinage à chaud ...etc.

Les aciers inoxydables martensitiques présentent des propriétés physiques relativement homogènes, elles sont résumées au tableau I- 1

Tableau I- 1 : principales propriétés physiques des aciers inoxydables martensitiques

Masse volumique	Module d'Young	Coefficient de dilatation linéaire entre 20 et 200 °C	Capacité thermique massique	Résistivité électrique à 20 °C
Kg /dm³	N/mm²	(en 10⁻⁶ .K⁻¹)	J.Kg⁻¹ .K⁻¹	(UΩ.m)
7,7	215000	10,5	460	0,55

Tableau I- 2 : caractéristiques mécaniques des principales nuances d'aciers inoxydables martensitique

Structure	Limite d'élasticité	Résistance à la rupture	Allongement à la rupture
	R_{P 0,2} (N/mm²)	R_m (N/mm²)	A (%)
Martensitique	440 à1000	650 à1150	10 à18

I- 2-2 Les aciers inoxydables ferritiques :

De structure cubique centrée, ils sont aussi ferro-magnétiques, dont la teneur en chrome peut aller jusqu'à 30 % avec une teneur en carbone qui n'excède pas 0,1 %. D'autres éléments d'additions tels que le titane, le vanadium ou le zirconium peuvent être introduits afin d'améliorer certaines propriétés telles que la soudabilité, la résistance à la corrosion ou l'aptitude au formage à froid. Mais ils sont essentiellement utilisés pour leur résistance à la corrosion et à l'oxydation à chaud. Ces aciers ne prennent pas la trempe ils sont utilisés à l'état recuit. Ils sont très sensibles au grossissement des grains à haute température mais peuvent cependant être employés jusque vers 800 °C en atmosphère oxydante. Leur fragilité à basse température les rend par contre peu utilisés pour les applications cryogéniques et sont

généralement utilisé dans les milieux chlorurés, les échangeurs tubulaires des installations géothermales et dessalement.

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par l'absence ou par une forte réduction de la transformation de la ferrite en austénite, de ce fait ils ne sont pas durcissables par un traitement thermique mais uniquement par écrouissage. Les tableaux I-3 et I-4 résument les principales caractéristiques physiques et mécaniques de ces aciers[11,12].

Tableau I- 3 : principales propriétés physiques des aciers inoxydables ferritiques

Masse volumique Kg /dm³	Module d'Young N/mm²	Coefficient de dilatation linéaire entre 20 et 200 °C (en 10⁻⁶ .K⁻¹)	Capacité thermique massique J.Kg⁻¹ .K⁻¹	Résistivité électrique à 20 °C (UΩ.m)
7,7	220000	10	460	0,6

Tableau I- 4 : caractéristiques mécaniques des principales nuances d'aciers inoxydables ferritiques

Structure	Limite d'élasticité R_{p 0,2} (N/mm²)	Résistance à la rupture R_m (N/mm²)	Allongement à la rupture A (%)
ferritique	370	500	26

I- 2-3 Les aciers inoxydables austénitiques :

De structure cubique à faces centrées, de nature amagnétique, ils contiennent une teneur minimale de l'ordre de 16 % en chrome, 7 % minimum en nickel et une teneur en carbone inférieure à 0,12 %.

Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques stabilisés, par exemple le 316 Ti l'austénite ne se transforme pas en martensite par déformation à froid. Aussi ils ne peuvent pas être durcis par trempe à température ordinaire quelque soit la vitesse de refroidissement. Leurs caractéristiques mécaniques en traction sont généralement faibles mais peuvent être, pour certaines nuances, considérablement augmentées par écrouissage. Leur tenue à la corrosion est croissante en fonction des teneurs en chrome et en molybdène [11 ,12].

L'introduction d'éléments stabilisants, tels que le titane, permet en outre d'éviter la corrosion inter granulaire et d'accroître la tenue mécanique à chaud. La grande stabilité structurale des aciers inoxydables austénitiques dans un large domaine de températures permet de les utiliser à la fois à basse température pour le stockage de gaz liquide à haute température dans les échangeurs de chaleur, et généralement, dans les transports, industries alimentaires...etc.

Tableau I- 5 : principales propriétés physiques des aciers inoxydables austénitiques

Masse volumique Kg /dm³	Module d'Young N/mm²	Coefficient de dilatation linéaire entre 20 et 200 °C (en 10⁻⁶ .K⁻¹)	Capacité thermique massique J.Kg⁻¹ .K⁻¹	Résistivité électrique à 20 °C (UΩ.m)
7,9	200000	16	500	0,73

Tableau I- 6 : caractéristiques mécaniques des principales nuances d'aciers inoxydables austénitiques

Structure	Limite d'élasticité R_{P 0,2} (N/mm²)	Résistance à la rupture R_m (N/mm²)	Allongement à la rupture A (%)
austénitique	270	620	56

I- 2- 4 Les aciers inoxydables austéno-ferritiques :

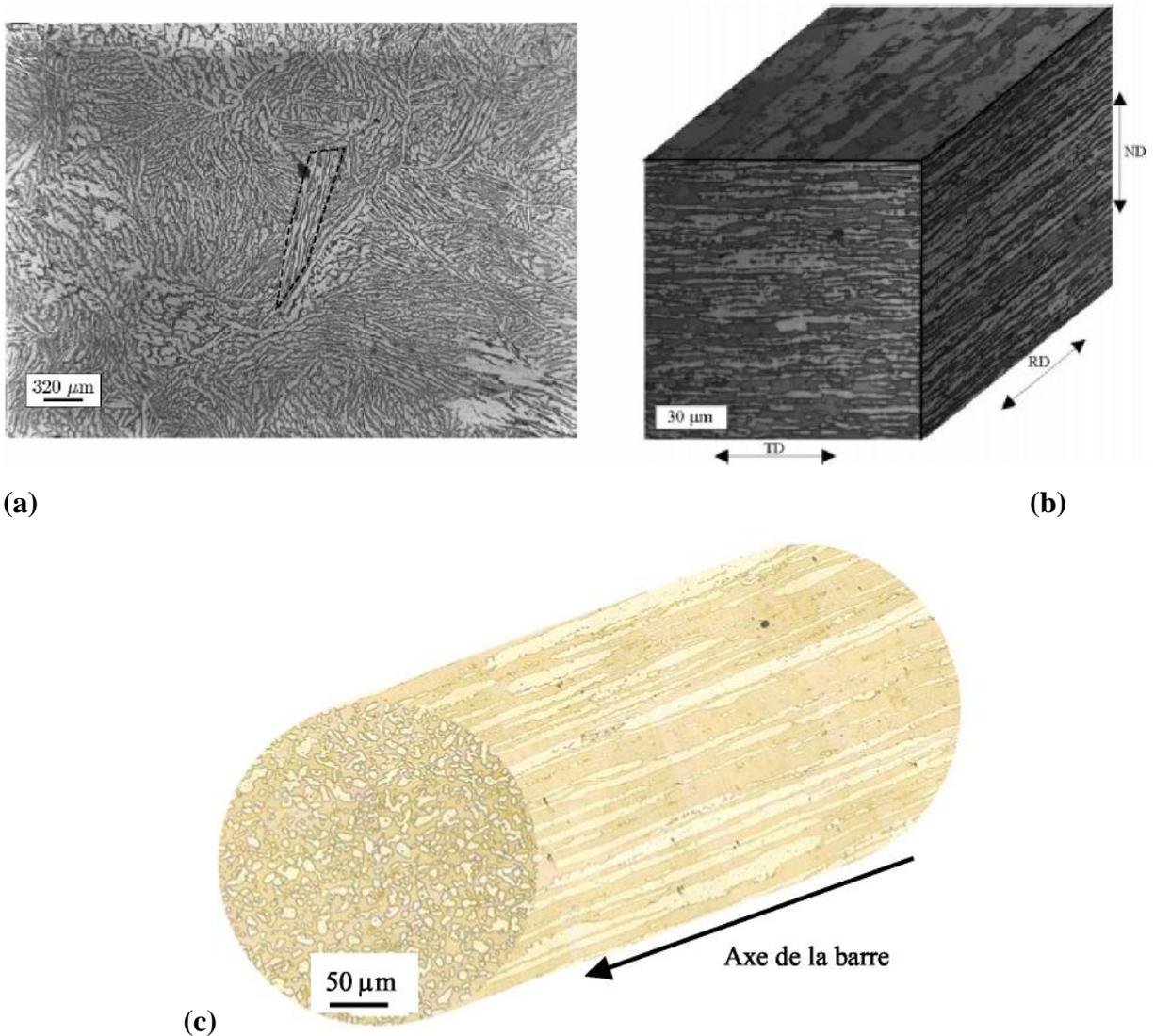
De structure biphasée (austénite + ferrite), ils sont généralement à haute teneur en chrome (22 à 27 %) et à basse teneur en nickel (4 à 8 %) et entre (0.02 à 0.04 %) de carbone, la teneur en austénite étant comprise entre 40 et 60 % suivant les nuances. On les appelle également aciers « duplex » (FigureI- 4).

Leurs caractéristiques mécaniques sont plus élevées que celles des aciers austénitiques (environ 1,2 fois pour la résistance à la rupture et 2 fois pour la limite élastique).

Leur résistance à la corrosion est globalement supérieure à celle des aciers austénitiques, en particulier dans les domaines de la corrosion généralisée et de la corrosion sous contrainte.

Les caractéristiques mécaniques des aciers inoxydables austéno-ferritiques se distinguent principalement de celles des nuances austénitiques par une limite d'élasticité et une résistance

à la rupture élevée. Par contre, leur allongement est nettement plus faible et leur domaine d'utilisation est limité à l'intervalle de température (-50°C et 300 °C). A une limite d'élasticité $R_{p0,2}$ de l'ordre de 620 N/mm² correspond à une résistance à la rupture de 840 N/mm² et un allongement à la rupture de 30% [11,12].



FigureI- 4 : Microstructure d'aciers austéno-ferritiques moulé (a) [BUGAT 17], laminé (b) [MOVERARE 18], et forgé(c) [AUBIN 19]. (Ferritique en sombre, austénite en clair).

I- 3 Rôles des éléments d'addition sur les propriétés des aciers inoxydables :

Les éléments d'addition ajoutés à l'acier ou alliage métallique à base de fer carbone (Fer + C), jouent un rôle particulier sur les caractéristiques générales, ou un rôle commun lorsque plusieurs éléments d'addition sont présents dans la composition chimique finale. Les éléments d'alliages se répartissent en deux catégories : ceux qui favorisent le maintien du fer (α) et ceux qui stabilisent le fer (γ).

Les informations suivantes montrent brièvement le type d'influence que peuvent avoir quelques éléments d'alliage et leurs rôles quand ils sont additionnés à un acier.

b) Eléments alphagènes :

- **Le chrome (Cr) :**

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. Cet élément augmente la résistance à la rupture des aciers faiblement alliés, élément trempant très actif dans les aciers (C + Mn). Il forme des carbures qui participent à la résistance à l'abrasion et s'oppose au grossissement de grains lors de l'austénitisation. Il confère une bonne résistance à la corrosion dans le cas des aciers fortement alliés. Lorsqu'il est associé avec le molybdène et le nickel, il confère de bonnes propriétés mécaniques à des températures supérieures à 500 °C.

- **Le molybdène (M_0) :**

Élément alphagènes, trempant très actif. Il augmente la résistance au fluage des aciers au chrome. Il diminue la fragilité au revenu. Il améliore sensiblement la résistance à la corrosion intercrystalline et par piqûres. Il confère une plus grande sensibilité à la décarburation et au phénomène d'oxydation pour des maintiens entre 1000 et 1100 °C. De plus, il augmente la résistance mécanique à chaud.

- **Le silicium (Si) :**

Il améliore la résistance à la l'oxydation à chaud. A teneur élevée et dans certaines conditions, il augmente la résistance à la corrosion, par exemple, en milieu concentrés d'acide nitrique.

- **Le vanadium (V) :**

Il améliore la résistance mécanique au choc, il n'intervient qu'en faible quantité dans les aciers martensitiques au chrome par formation des carbures afin de rendre les aciers insensibles à la surchauffe.

- **Le titane (Ti) :**

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 (Nb) :**

Il se combine également avec le carbone dans les aciers au Cr et au Cr Ni afin d'empêcher la corrosion intergranulaire.

- **L'Aluminium (Al) :**

Utilisé dans les alliages, il se comporte comme le silicium. En présence de nickel, il peut former des composés dont la précipitation provoque des durcissements structuraux.

b) Eléments gammagènes :

- **Le nickel (Ni) :**

Grâce à son rôle gammagène, il élargit le domaine d'existence de l'austénite (figure I-6), améliore la résistance à la corrosion, renforce en particulier la résistance à la corrosion sous tension, affine le grain et améliore la ductilité. Il a une influence favorable sur la trempabilité, la résistance aux chocs et la ténacité des calamines, ainsi qu'une influence plutôt défavorable sur le traitement thermique par revenu. Il est utilisé pour les aciers à très basses températures (-196°C).

- **Le manganèse (Mn) :**

Bien que classé comme élément gammagène, devient alphasène aux teneurs supérieures à 7 %, rend difficile la transformation de l'austénite en martensite dans les aciers Cr-Ni et lors des sollicitations mécaniques aux basses températures. Il n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion.

- **Le carbone (C) :**

C'est l'élément essentiel non métallique de tous les aciers. Il élargit fortement le domaine austénitique. Pour des raisons de corrosion chimique, la teneur en C est maintenue plus basse (inférieure à 0,6%). Il améliore les caractéristiques mécaniques (charge à la rupture, fluage et dureté). Son dosage est limité car il favorise le pouvoir trempant de l'acier et augmente le risque de fissuration lors du soudage.

- **L'azote (N) :**

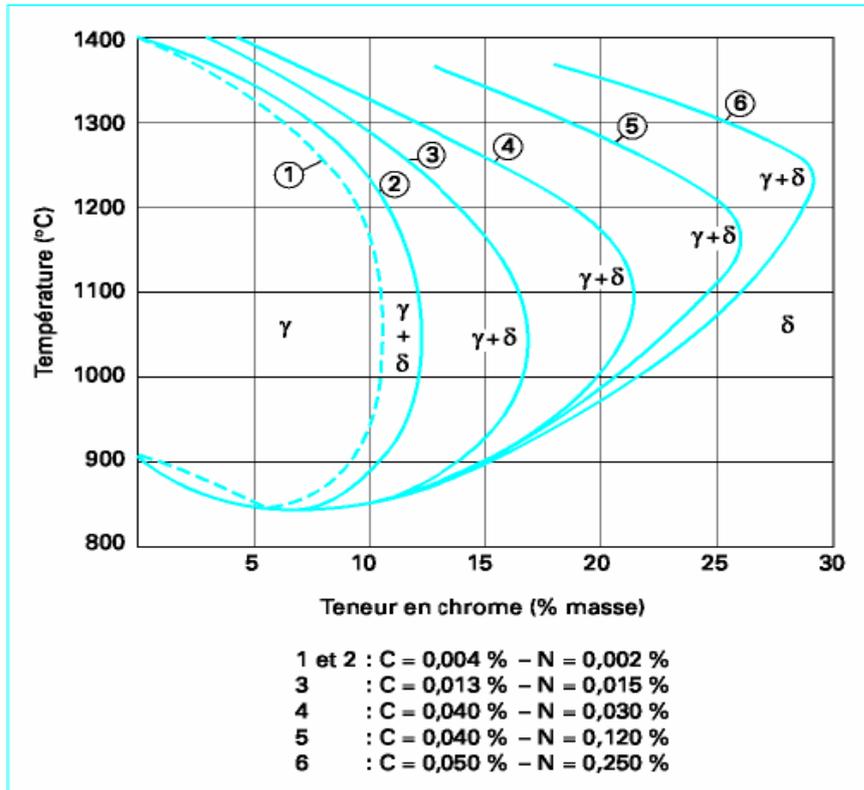
Stabilisateur d'austénite, il agit comme le carbone, contribue également à stabiliser l'austénite (figure I-5). Associé à une basse teneur de carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.

- **Le cuivre (Cu) :**

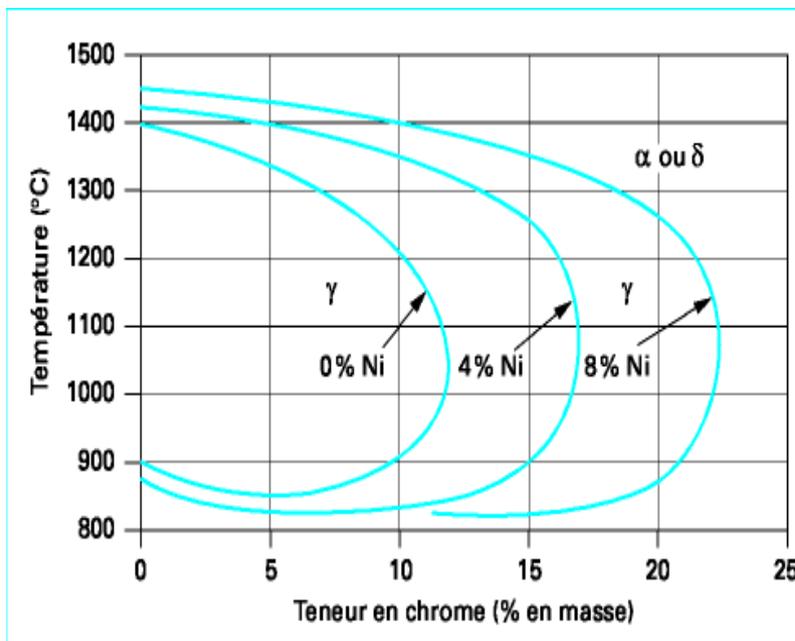
Il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid

- **Le soufre (S) et le Phosphore (P) :**

Ils facilitent et améliorent l'usinabilité par enlèvement de copeaux (aciers de décolletages). L'augmentation de sa teneur remet en cause la résistance à la corrosion.



FigureI- 5 – influence de la somme des éléments carbone plus azote sur les domaines austénitique (γ) et ferritique (α) ou (δ), D'après baerlecken et al. [20]



FigureI- 6 – Coupes du diagramme ternaire fer-chrome-nickel pour des teneurs croissantes en nickel. Influence du nickel sur l'extension de la boucle

I- 4 Traitements thermiques des aciers inoxydables :

Un traitement thermique permet d'obtenir sur un acier, les caractéristiques finales d'emploi par succession d'opérations : chauffage, maintien en température, refroidissement, en vue de modifier ses propriétés.

- Il existe deux types de traitements thermiques :
 1. les traitements destinés à modifier les caractéristiques dans la masse (trempé + revenu, recuit).
 2. les traitements destinés à provoquer un durcissement superficiel.

Les aciers inoxydables peuvent subir différents traitements thermiques, Des traitements thermiques dits de qualité appliqués aux aciers inoxydables afin de leur conférer leurs propriétés d'usage : caractéristiques mécaniques ou résistance à la corrosion. Ces traitements de qualité sont pratiqués tard dans la gamme soit par le sidérurgiste, soit par l'utilisateur final de l'acier.

Les traitements assurant une bonne résistance à la corrosion ont tous pour but de rendre la teneur en chrome du métal la plus homogène possible en évitant toute précipitation de phases riches en chrome (carbonitrides de chrome, ou phases intermétalliques riches en chrome) et donc toute diminution de la teneur en chrome dans les zones avoisinantes. En effet, c'est le chrome qui assure l'inoxidabilité des aciers inoxydables et une teneur en chrome supérieure à 10,5 % en tout point du métal est à cet égard indispensable.

D'autre part et même si la caractéristique première des aciers inoxydables est leur tenue à la corrosion, il convient de se rappeler qu'ils peuvent par traitement thermique approprié acquérir des caractéristiques mécaniques ou une dureté non négligeables, ce qui peut permettre des économies de matière, un allègement des structures, ou tout simplement l'aptitude à une utilisation donnée. En parallèle, il faut conserver une ductilité suffisante au métal compte-tenu de l'application. Pour certaines nuances, c'est une fragilisation que l'on cherche à éviter, ce qui interdit les maintiens dans certaines plages de température.

Des traitements impliquant une certaine déformation du métal et qui ne peuvent donc être mis en œuvre que lors d'une mise en forme: il s'agit alors de traitements thermomécaniques pratiqués par le sidérurgiste.

Ces traitements thermiques ou thermomécaniques sont évidemment différents selon la structure métallurgique recherchée à la température ambiante: ferritique, martensitique, austénitique, ou mixte (ferrito-martensitique ou austéno-ferritique).

I- 4-1 Traitements thermiques appliqués aux aciers inoxydables austéno-ferritiques :

Comme pour les nuances austénitiques, le traitement de qualité typique est un traitement d'hypertrempe. Il vise l'obtention d'un mélange d'austénite et de ferrite sans phase intermétallique et sans précipitation, source de corrosion intergranulaire.

Nous aborderons successivement les précautions liées à la présence de ferrite, les risques de précipitation intergranulaire, et la variation de la teneur en ferrite en fonction de la température d'hypertrempe.

I- 4.1.1 Précautions liées à la présence de ferrite :

F 4.1.1.a Fragilisation :

La ferrite des aciers inoxydables austéno-ferritique est sensible aux fragilisations à 475 °C ou de type phase intermétallique (σ , χ , Laves, etc.) Les plages de température d'utilisation interdites aux nuances ferritiques sont donc également déconseillées en ce qui concerne les nuances austéno-ferritiques, même si la présence d'austénite peut limiter la chute de résilience, surtout si l'austénite est majoritaire.

D'autre part, il faut éviter la formation de phase intermétallique, en particulier σ , lors du chauffage, et surtout, du refroidissement liés à l'hypertrempe. On emploiera donc de préférence une trempe à l'eau pour les pièces massives ou les fortes épaisseurs.

Un point qui mérite d'être signalé est que la teneur de la ferrite d'un acier austéno-ferritique en éléments alphasènes (chrome, molybdène, silicium), qui aggravent la cinétique de fragilisation de la ferrite, est supérieure à la teneur nominale de l'acier en ces éléments, car les éléments alphasènes tendent à ségréger dans la ferrite. Ainsi, le rapport entre la teneur de la ferrite et la teneur de l'austénite en l'élément considéré, appelé coefficient de partition, peut aller de 1,1 à 1,2 pour le chrome et le silicium, et de 1,3 à 1,8 pour le molybdène [21].

La ferrite des nuances austéno-ferritiques est donc généralement très riche en éléments alphasènes et la plage d'existence des phases intermétalliques ira jusqu'à 950 °C en l'absence de molybdène et 1 050 °C en sa présence. La température d'hypertrempe devra être

supérieure à 1 000 °C pour les nuances sans molybdène et 1 050 °C pour les nuances avec molybdène.

I 4.1.1.b Déformation par fluage lors des maintiens en température :

De façon générale, une ferrite a une tenue au fluage moins bonne qu'une austénite. Dans le domaine 1000 - 1150 °C, les nuances austéno-ferritiques ont donc une tenue au fluage inférieure aux nuances austénitiques. La figure I-7 illustre l'influence de la teneur en ferrite sur la déformation sous faible contrainte (5 MPa) : on remarquera la tenue médiocre d'une nuance 50 % α - 50 % γ .

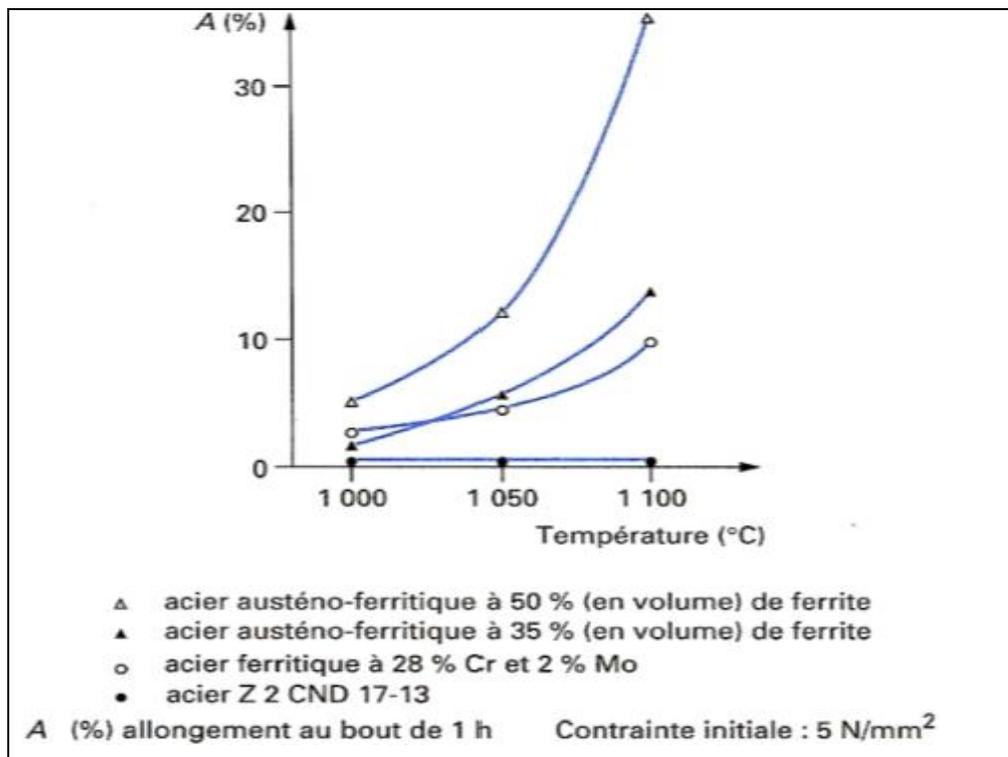


Figure I-7 – Influence de la teneur en ferrite sur la déformation à haute température des aciers inoxydables [BAIN (E.-C.) et ABORN (R.-H.) 14]

Lors d'un traitement thermique, cette mauvaise tenue au fluage peut conduire à des déformations du métal sous sa propre masse, y compris lors d'un traitement au défilé de tôle. Il importe donc de prendre toutes les dispositions pratiques (supportages, etc.) pour limiter ces déformations.

I 4.1.2 Précipitations intergranulaire :

La composition des nuances austéno-ferritiques commerciales a évolué vers un carbone bas ($< 0,030\%$) et un azote élevé, qui a l'avantage de durcir l'austénite d'une part, et d'autre part de limiter la teneur en ferrite δ à haute température.

Le risque principal est alors la précipitation, lors du refroidissement, de nitrures du type Cr_2N , qui pourront provoquer une sensibilisation à la corrosion intergranulaire. Ces nitrures peuvent précipiter pour des vitesses de refroidissement supérieures à celles liées au risque de fragilisation par formation de phase(s) intermétallique(s).

La sensibilisation sera toutefois systématiquement évitée par trempe à l'eau.

I 4.1.3 Variation de la teneur en ferrite en fonction de la température d'hypertrempe :

La teneur en ferrite à l'équilibre d'un acier inoxydable austénoferritique est entre 1000 et 1250 °C une fonction croissante de la température. On notera que les nuances à fort azote présentent une meilleure stabilité de la teneur en ferrite en fonction de la température. Lors d'une opération de soudage, cela peut éviter une ferritisation inopportune de la zone affectée thermiquement. Cette ferritisation sera également minimisée par une faible énergie de soudage limitant la vitesse de refroidissement en zone affectée thermiquement.

En ce qui concerne le choix de la température d'hypertrempe, les implications sont les suivantes :

- La température d'hypertrempe doit être contrôlée avec précision pour assurer le rapport ferrite/austénite visé.
- On peut envisager pour une analyse donnée de régler ce rapport en jouant sur la température d'hypertrempe; nous ne le recommandons cependant pas, car il est préférable de limiter la température d'hypertrempe, et donc de choisir celle imposée par la nécessité de dissolution complète des phases intermétalliques. Pour augmenter la teneur en ferrite, on jouera donc sur l'analyse de l'acier plutôt que sur le choix de la température d'hypertrempe.

I-5 Présentation des divers traitements thermiques :

Leur objectif est une amélioration de certaines propriétés mais ils ont souvent des effets secondaires sur les autres propriétés. Nous avons distingué six types de traitements thermiques et le tableau I-7 les présente.

Tableau I-7 – Caractéristiques des traitements thermiques des aciers inoxydables				
Traitement thermique	Buts	Processus métallurgiques mis en œuvre	Situation dans la gamme de fabrication	Effets secondaires éventuels
Homogénéisation	<ul style="list-style-type: none"> — Diminuer l'ampleur des ségrégations. — Obtenir une phase homogène. 	Maintien à haute température (diffusion des éléments ségrégués, dissolution de précipités ou de phases intermétalliques).	<ul style="list-style-type: none"> — Diminuer l'ampleur des ségrégations : à l'amont du procédé. — Obtenir une phase homogène : traitement de qualité final. 	<ul style="list-style-type: none"> — Grossissement de grain durant le maintien à haute température. — Apparition de contraintes résiduelles lors de la trempe éventuelle.
Durcissement	Augmenter les caractéristiques mécaniques.	<ul style="list-style-type: none"> — Austénitisation puis transformation martensitique. — Durcissement secondaire par précipitation. 	En fin de gamme.	Fragilisation.
Adoucissement	<ul style="list-style-type: none"> — Augmenter la ductilité. — Diminuer la fragilité. 	<ul style="list-style-type: none"> — Élimination des Dislocations par restauration ou recristallisation. — Coalescence et globularisation des précipités. — Grossissement de grain. — Transformations de phase. 	<ul style="list-style-type: none"> — Ajustement des propriétés mécaniques après durcissement. — Opération préliminaire à une mise en forme à froid (laminage, tréfilage, frappe, emboutissage, usinage). 	Perte de résistance mécaniques.
Détente	Éliminer une partie des contraintes résiduelle (au moins les pics de contrainte résiduelle).	<ul style="list-style-type: none"> — Par abaissement de la limite d'élasticité avec la température. — Par relaxation des contraintes (fluage). 	<ul style="list-style-type: none"> — Après refroidissement rapide lors d'un traitement antérieur. — Après soudage. — Après mise en forme. 	<ul style="list-style-type: none"> — Sensibilisation à la corrosion intergranulaire. — fragilisation.
Traitements superficiels	Augmenter la dureté en surface.	Apport d'interstitiels.	En fin de gamme.	Sensibilisation à la corrosion intergranulaire.
Désensibilisation	Supprimer la sensibilité à la corrosion intergranulaire due aux carbures de chrome.	Homogénéisation de la teneur en chrome autour des carbures (diffusion).	Après mise en forme à Chaud ou soudage.	Adoucissement.

I-5.1 Traitement d'hypertrempe :

Ce type de traitement peut être classé dans les traitements d'homogénéisation. Il consiste en un maintien à haute température (de 1000 à 1150°C) suivi d'un refroidissement rapide.

I-5.2 Traitements d'homogénéisation :

Les traitements d'homogénéisation proprement dits, visant à réduire les ségrégations d'éléments chimiques apparues lors de la solidification, sont pratiqués sur pièces moulées ou forgées de taille importante. Un cas particulier important est le traitement antiferrite des nuances austénitiques se solidifiant partiellement en phase ferritique, qui a pour but de limiter la teneur en ferrite hors équilibre due aux surconcentrations locales en éléments alphaségrégeants apparues durant la solidification (ségrégations).

Un autre cas où une homogénéisation peut être bénéfique est le cas des nuances martensitiques présentant après trempe à l'ambiante de l'austénite résiduelle : toute homogénéisation de la teneur en éléments gammagènes, en particulier le carbone, diminuera la teneur en austénite résiduelle.

Sur demi-produits sidérurgiques (brames et blooms de coulée continue, lingots) une certaine homogénéisation est apportée par le réchauffage préalable aux opérations de dégrossissage.

Une combinaison minimale temps-température est nécessaire pour obtenir une homogénéisation donnée et comme toujours en pareil cas, il est plus intéressant de jouer sur le facteur température que sur le facteur temps. On choisira donc des températures supérieures à 1100 °C. La détermination du temps minimal t à employer est possible si l'on a connaissance du coefficient de diffusion D , à la température visée pour le traitement, de l'élément dont la teneur est à homogénéiser. Le métal à homogénéiser présente des pics et des creux de teneur locale. Soit ΔC_0 l'écart entre les teneurs aux pics et aux creux, et l la distance moyenne entre un pic et un creux adjacents. Soit ΔC l'écart maximal de teneur souhaiter après homogénéisation. On peut calculer le temps t par la formule :

$$\Delta C / \Delta C_0 = \exp(-\pi^2 D t / l^2)$$

Avec D en m^2/s

Le traitement d'hypertrempe pratiqué sur les nuances inoxydables austénitiques et austéno-ferritiques peut aussi être classé dans les traitements d'homogénéisation. Dans ce cas, le but est d'obtenir un métal dans lequel les éléments interstitiels (carbone et azote) ont été

remis en solution et exempt de phases intermétalliques du type sigma, phases de Laves, phase χ , etc. Ce but sera atteint si une température minimale est atteinte en tout point de la pièce (et donc en particulier au point le plus froid) lors du traitement : la température minimale sera comprise entre 1 000 °C et 1 150 °C et sera choisie dans la partie haute de cette fourchette pour les nuances contenant du molybdène [22].

Le temps global de maintien en température de la pièce sera déduit de cet impératif, soit empiriquement, soit par calcul thermique préalable (formules analytiques, simulation thermique de la mise en température de la pièce par éléments finis ou autre méthode numérique). Il faudra bien évidemment tenir compte du mode de transmission de l'énergie thermique à la pièce : rayonnement dans les fours, convection dans les fluides (bains de sels, gaz).

Comme exemple de règle empirique, mentionnons qu'il faut au minimum 0,7 minute de maintien total par millimètre d'épaisseur pour une pièce placée dans un four à température d'hypertrempe et chauffant la pièce essentiellement par rayonnement.

I-5.3 Incidents aux traitements thermiques et remèdes :

I-5.3 .a variations dimensionnelles :

Les variations dimensionnelles des pièces lors des traitements thermiques sont liées aux phénomènes suivants :

- relaxation des contraintes résiduelles présentes avant traitement ;
- dilatation thermique différentielle due aux gradients thermiques lors du traitement ;
- variation de volume lors des changements de phase (la ferrite et la martensite sont moins denses à température donnée que l'austénite) ;
- fluage des pièces sous leur propre masse.

Ces phénomènes ne sont pas propres aux aciers inoxydables et peuvent être limités par des dispositions pratiques du type utilisation d'un supportage adéquat pour les pièces (lutte contre les déformations liés au fluage sous la masse propre) et limitation des gradients thermiques, particulièrement lors du passage des températures de transformation de phase.

Nous pouvons signaler deux particularités des aciers inoxydables créant des risques spécifiques :

- la faible conductivité thermique des aciers inoxydables austénitiques qui aggrave, à pilotage de four donné, les gradients thermiques dans le produit ;
- la faible résistance au fluage des aciers ferritiques et austénoferritiques qui implique des

choix de supports particulièrement soignés.

Mentionnons pour finir l'apport possible des méthodes numériques (en particulier du type éléments finis) dans le domaine de la thermique (prévision des gradients thermiques) mais surtout dans le domaine thermomécanique (prévision des températures et des transformations de phase, puis des déformations et contraintes en cours de traitement). Ces méthodes numériques pourront donc contribuer à une meilleure connaissance aussi bien des variations dimensionnelles que des contraintes résiduelles générées par un traitement thermique.

I-6 Transformation structurales dans les aciers inoxydables austeno-ferritiques :

On distingue aujourd'hui trois principaux types de nuances austeno-ferritiques :

- la nuance type 22% Cr - 5% Ni - 3% Mo - 0.17% N (UNS 39209) (USA), qui peut être considérée comme la nuance duplex « standard ».
- les nuance dite « super duplex » qui contiennent approximativement 25% Cr - 6.5% Ni - 3.7% Mo et 0.25% N avec ajout de cuivre ou tungstène (UNS 39255) (USA).
- La nuance type 23% Cr - 4% Ni - 0.10% N sans additions de molybdène (UNS 39230) (USA).

I-6.1 Microstructure des aciers austéno-ferritique :

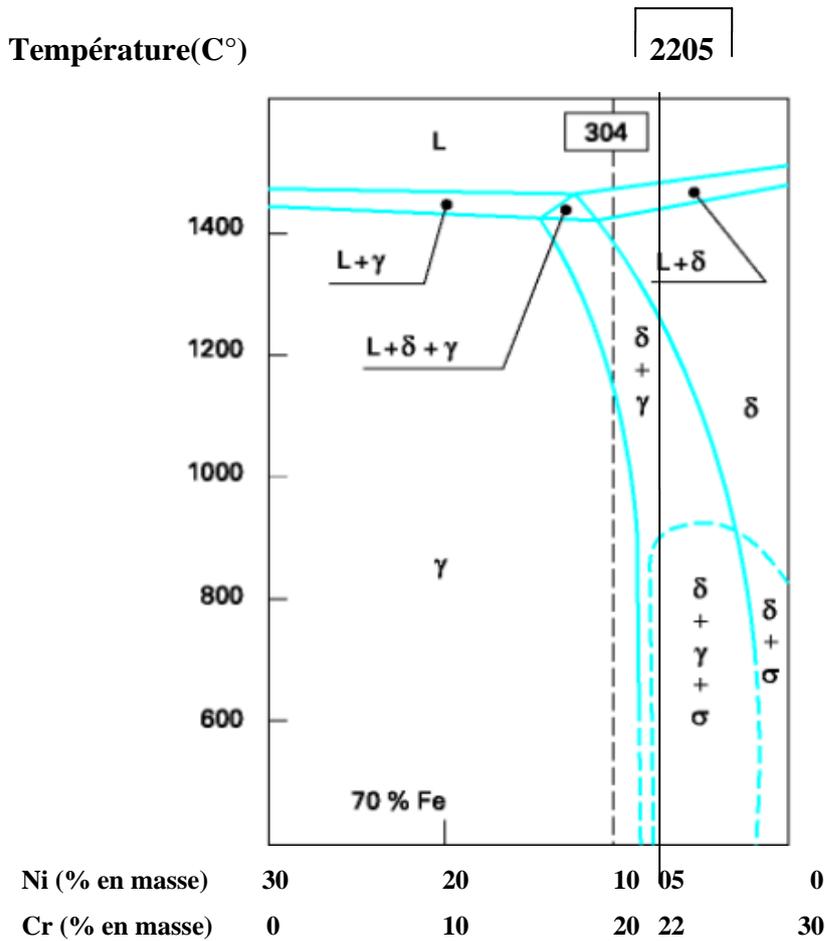
I-6.1.a microstructure à l'état hyperefflué :

La figure I-8 présente une section schématique du diagramme Fe-Ni-Cr, pour une teneur en fer de 70%. Les aciers duplex se solidifient dans le domaine ferritique et c'est au cours du refroidissement qu'une partie de la ferrite se transforme en austénite.

Les aciers duplex produits à l'heure actuelle ont des proportions approximativement équivalentes d'austénite et ferrite, ceci étant obtenu par la maîtrise des conditions de transformations à chaud, du traitement d'efflué et bien sûr de la composition chimique de l'acier. Un exemple de structure obtenue sur échantillon à l'état hyperefflué est présenté sur la figure I-9.

En pratique, la température de traitement thermique doit être choisie aussi basse que possible, mais suffisante pour remettre en solution toutes les précipitations. Les proportions relatives de ferrite et d'austénite sont alors essentiellement déterminées par la composition chimique de la nuance, particulièrement par l'équilibrage entre éléments stabilisateurs de la

ferrite (Cr, Mo, Si) et éléments stabilisateur de l'austénite (Ni, N, C). La qualité et la précision de l'élaboration sont les seules garanties d'un contrôle de microstructure.



FigureI- 8 : Coupe pseudo binaire du diagramme d'équilibre ternaire fer-chrome –nickel à 70% de fer [23].

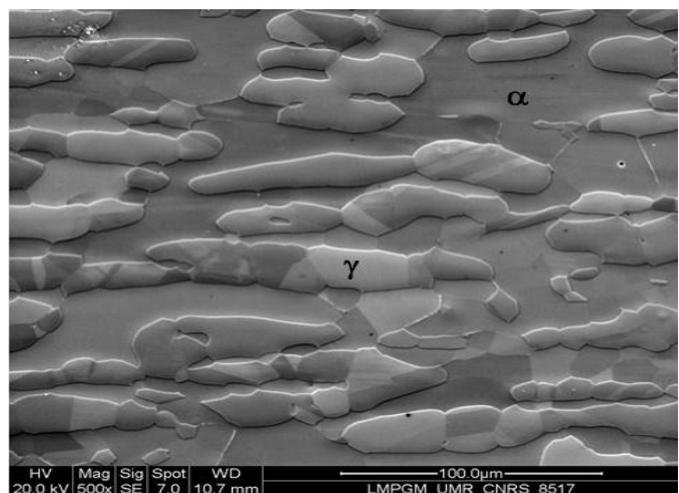


Figure I-9 : microstructure (2205) à l'état hyper trempé

De plus l'augmentation de la teneur en ferrite avec la température est fortement ralentie par les additions d'azote, cette stabilisation de la structure par l'azote est d'un grand intérêt dans le cas des ZAT de soudage.

Si l'on se réfère au diagramme de Schaeffler (figure I-10), et à la coupe pseudobinaire du diagramme d'équilibre ternaire fer-chrome-nickel à 70 % de fer (figure I-8), un alliage contenant environ 25 % de chrome et 5 % de nickel aura à la température ambiante, et après avoir subi un traitement thermique approprié, une structure formée de ferrite et d'austénite. Pour améliorer leur résistance à la corrosion, on ajoute fréquemment du molybdène ce qui conduit, corrélativement, à baisser la teneur en chrome à un niveau de l'ordre de 22 %. Le résultat que l'on cherche à obtenir est généralement une structure formée de 50 % de ferrite et de 50 % d'austénite, d'où le nom de structure duplex.

L'alliage le plus représentatif est désigné par X2CrNiMoN22-5-3/1.4462. Il représente l'un des meilleurs compromis entre l'obtention d'une bonne résistance aux corrosions intergranulaires, sous contrainte et par piqûres et une limite d'élasticité élevée (environ le double de celles des aciers inoxydables austénitiques).

Si dans un premier temps, elles ont surtout concerné les produits moulés à cause de difficultés rencontrées lors de leur transformation à chaud, elles se sont maintenant développées dans le domaine des produits corroyés, notamment grâce à la mise au point des laminoirs de type Steckel pour les aciers inoxydables plats. On observera également que la nuance X2CrNiN23-4/1.4362 ne possédant pas de molybdène est relativement bon marché. De plus, ses caractéristiques mécaniques élevées (R_m et R_p) associées à une bonne soudabilité en font un excellent matériau de structure. Les autres nuances, plus chargées en molybdène, présentent une résistance à la corrosion améliorée. Pour obtenir une structure équilibrée entre l'austénite et la ferrite, il faut ajuster la température de d'hypertrempe entre 1000 et 1 200 °C, le plus souvent aux environs de 1 150 °C.

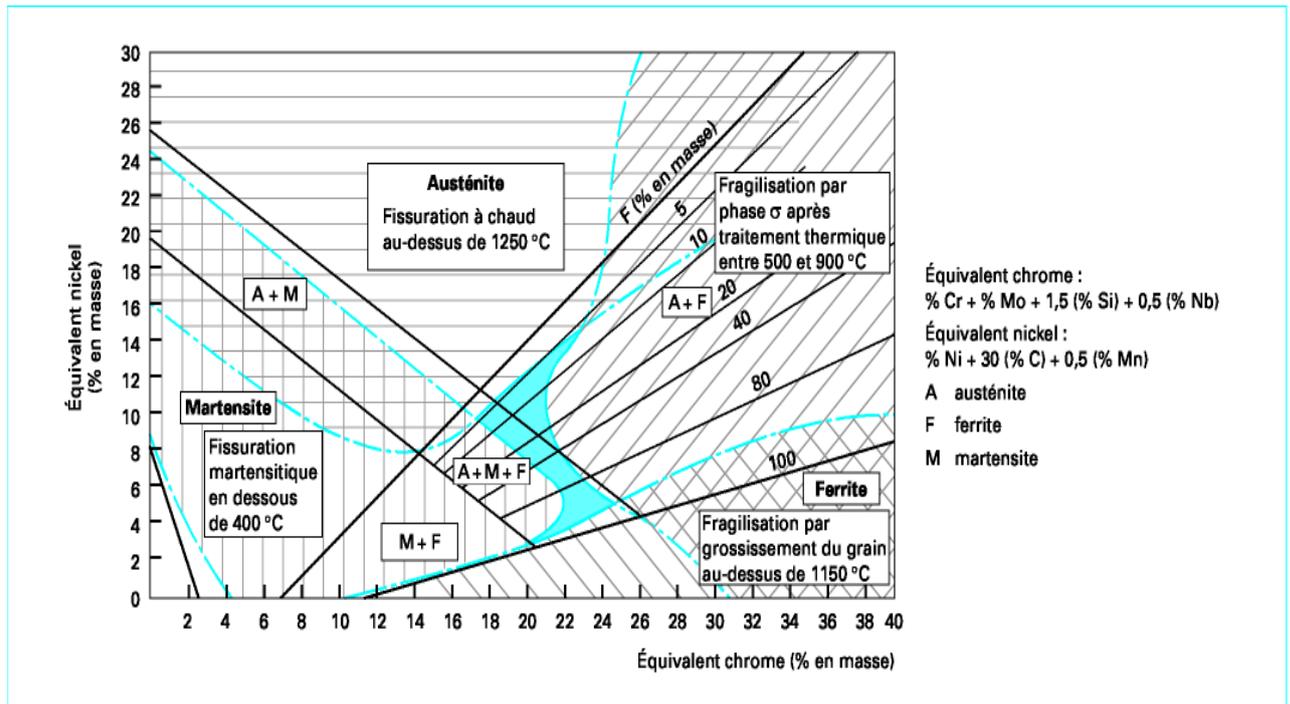


Figure I-10– Diagramme de constitution des aciers inoxydables à l’état brut de soudage, d’après Schaeffler

I-6.1.b coefficients de partage :

Le tableau I-8 présente les valeurs des coefficients de partage des divers éléments d’alliage entre ferrite et austénite (déterminé par analyse microsonde).

Note : (UR 52N) nuance connue sous la désignation commerciale de l’acier duplex 2205.

Tableau I-8 : Coefficients de partage [(α) / (γ)] entre ferrite et austénite.

NUANCE	T (°C)	Cr	Ni	Mo	N	Si	Cu	Mn	P
UR 35N	960	1.19	1.61	1.65	-	1.16	0.68	0.89	2.38
UR 45N	1050	1.22	0.56	1.66	0.2*	1.22	0.63	0.85	2.31
UR 52N	1040	1.15	0.65	1.60	-	1.19	0.69	0.87	2.9
UR 52N+	1080	1.12	0.66	1.60	0.09**	1.18	0.71	0.87	-

* %N=0.05 dans α , 0.25 dans γ

** %N=0.035 dans α , 0.40 dans γ

- 1.) la ferrite est enrichie en éléments alphagènes avec dans l’ordre P> W> Mo> Cr ~Si.
- 2.) l’austénite est enrichie en élément gammagènes, avec dans l’ordre N>> Ni> Cu >Mn.
- 3.) Excepté pour l’azote, les coefficients de partage varient très peu d’une nuance à une autre. Ceci s’explique par le fait qu’hormis pour l’azote, dans les domaines de

concentrations et températures de traitement concernés, les limites de solubilité pour les autres éléments n'ont pas été atteintes.

- 4.) les coefficients d'azote semble quant à lui varier fortement avec sa teneur totale dans la nuance. En fait la ferrite est rapidement saturée, et l'excès d'azote passe en solution dans l'austénite. La limite de solubilité de l'azote dans la ferrite est de l'ordre de 0.03-0.05%, ce pour les compositions et températures de traitement thermique étudiées.

En pratique toute augmentation de la teneur en azote de l'acier duplex mènera donc à un enrichissement marqué en cet élément de l'austénite, sans en changer le niveau dans la ferrite ce tant que la température de traitement n'est pas modifiée.

I-6.2 transformations structurales produites par les traitements thermiques :

De nombreuses transformations microstructurales peuvent affecter les aciers austéno-ferritique durant les traitements thermiques isothermes ou anisothermes. Beaucoup de ces transformations concernent la phase ferritique, ceci s'expliquant par le fait que les vitesses de diffusion des éléments d'alliage dans cette phase sont de l'ordre de 100 fois plus grande que dans l'austénite. Ceci est principalement la conséquence de la structure cubique centrée moins compacte de la ferrite [21].

De plus, la ferrite est enrichie en Cr et Mo qui sont connus pour favoriser les précipitations de phases intermétalliques (Figure I-11). Enfin la solubilité dans la ferrite des éléments C, N, W, et Cu chute fortement avec une température décroissante, augmentant la probabilité de précipitations durant les traitements thermiques.

I-6.2.a transformations lors de maintiens entre 600 et 1000 °C :

De nombreux changements microstructuraux peuvent apparaître dans les aciers duplex après maintiens entre 600°C et 1000°C.

Les principaux précipités observés dans cet intervalle de température sont :

- des carbures de chrome de type $M_{23}C_6$ qui se forment à la limite ferrite/austénite ;
- des nitrures de chrome Cr_2N et CrN transgranulaires et intergranulaires ;
- des composés intermétalliques : phase σ , phase χ et phase de laves η .

A ces précipités « traditionnels » s'ajoute une fine précipitation de phase γ dite austénite γ_2 .

Enfin, il faut noter que l'azote, utilisé pour ajuster le rapport ferrite/austénite, permet de diminuer la vitesse de précipitation des composés intermétalliques.

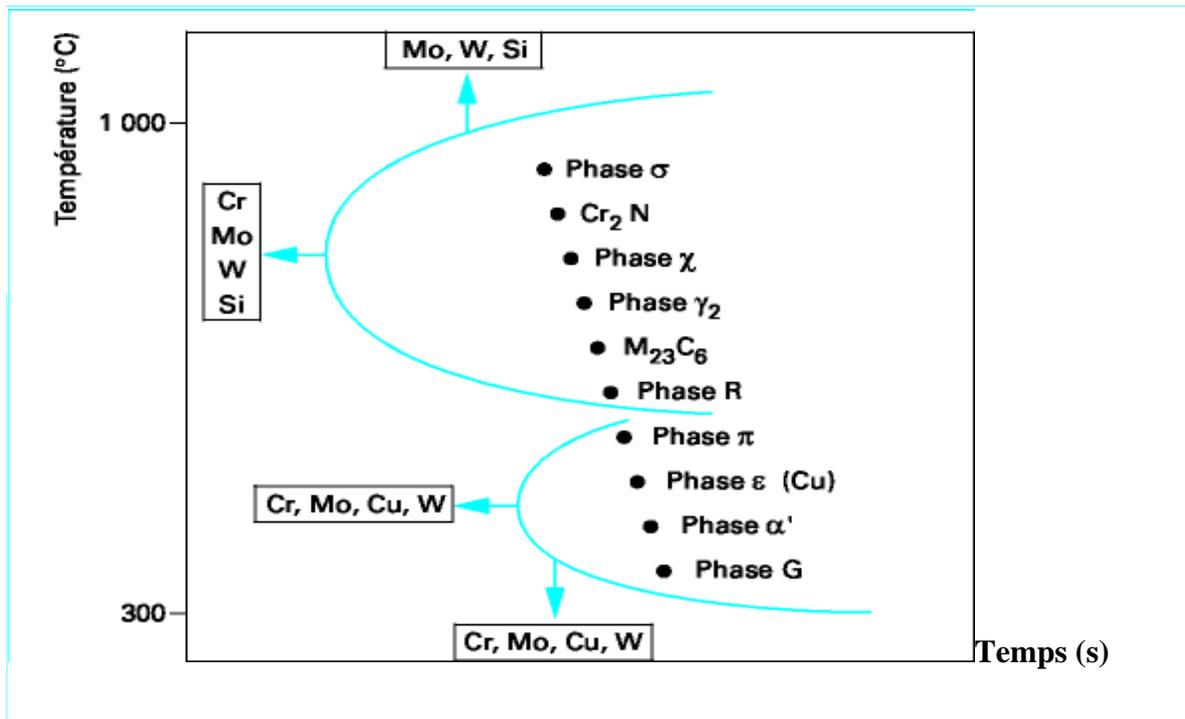


Figure I-11 – Précipitations possibles dans les pièces en aciers austéno-ferritiques [36]

I-6.2.a .1 phases intermétalliques :

La plus communément rencontrée est la phase σ qui est connue pour son effet particulièrement désastreux sur les caractéristiques mécaniques. Sa composition chimique est typiquement proche de Fe- 30% Cr- 4% Ni – 4 à 7% Mo. Dans la pratique on la confond souvent avec la phase χ (Fe- 25% Cr- 3% Ni – 14% Mo).

Ces phases intermétalliques sont plus stables à haute température en présence de W, Mo, Si obligeant la réalisation de traitements d'hypertrempe à températures plus élevées.

Leur cinétique de précipitations est accélérée par des additions croissantes de W, Mo, Cr et Si.

I-6.2.a .2 carbures et nitrures :

- Les premiers aciers duplex produits (UR50 par exemple) étaient caractérisés par de basses teneurs en azote et des niveaux de carbone de l'ordre de 0.03%. les premiers précipités à se former étaient alors des carbures de type M_7C_3 aux environs de 900-1050 °C et de type $M_{23}C_6$ à des températures plus basses. De par leurs natures

discontinues, de telles précipitations n'affectent pas forcément les propriétés mécaniques ou la résistance à la corrosion.

Les nuances duplex à l'heure actuelle ont des teneurs en carbone souvent inférieures à 0.015% tandis que leur teneur en azote est optimisée en fonction des teneurs en Cr et Mo puisque sa solubilité est augmentée par ces deux éléments.

- Les précipités de type Cr_2N peuvent apparaître dans le domaine 700-900°C.

Il faut souligner que leur cinétique de précipitation dépend fortement des conditions de traitement thermique. Une température de traitement élevée (1200-1300°C) peut mener à une dissolution plus importante des interstitiels C, N dans la ferrite. En conséquence une précipitation abondante de nitrures peut apparaître durant le refroidissement. Cette précipitation de nitrures peut affecter les propriétés d'usage des aciers austéno-ferritique, particulièrement la résistance à la corrosion, à cause de l'appauvrissement local en chrome.

I-6.3 transformations en refroidissement continu :

Pour des traitements industriels, il est important de se souvenir qu'aux températures élevées proches de la température de remise en solution, la nucléation des précipités est lente et leur croissance est rapide. Alors que c'est l'inverse aux plus basses températures au voisinage du nez de précipitations. Il peut être ainsi difficile d'éviter la précipitation de phases durant le réchauffage de produits épais et il est alors nécessaire d'accomplir le traitement thermique à une température suffisamment haute pour remettre en solution les phases formées lors du chauffage.

Au contraire, durant le refroidissement, la faible vitesse de nucléation à haute température et la lente cinétique de croissance à plus basse température font qu'il est relativement facile d'éviter la formation de phases.

La figure I-12, montre l'exemple d'un diagramme de refroidissement continu pour la nuance UR52+. Après hypertrempe à 1080°C, des vitesses aussi lentes que 2000°C/h sont réalisables sans précipitation. Des vitesses de refroidissement plus rapides sont recommandées en cas de traitement à plus hautes températures puisque, comme nous l'avons vu, le risque de précipitation de nitrures est accru.

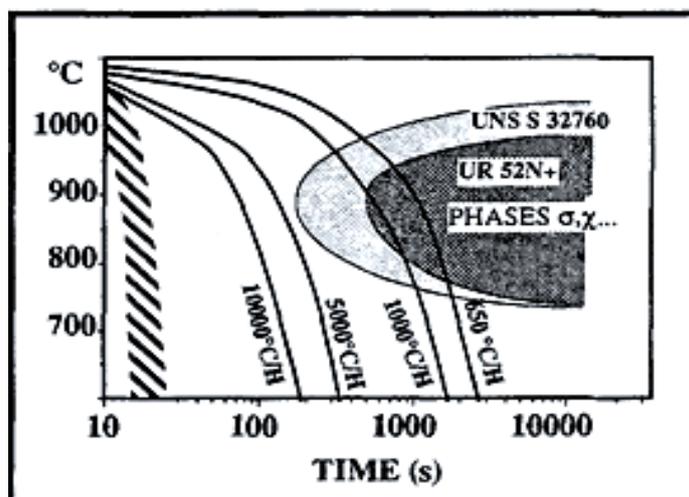


Figure I-12 Diagramme de refroidissement continu (chauffage à 1080°C)

/// Vitesse de refroidissement typiques d'une ZAT

I-6.4 variations des proportions d'austénite et morphologie :

Les proportions respectives d'austénite et ferrite dépendent de la température. Durant le cycle de refroidissements un taux croissant de ferrite se transforme en austénite.

En cas de refroidissement lent, ce phénomène se produit par déplacement des joints de grain ferrite/austénite.

D'autres morphologies (aciculaires) d'austénite secondaire peuvent apparaître. Ces précipitations de carbures nitrures / ou phases intermétalliques peuvent mener à la formation d'austénite due à des appauvrissements locaux en Cr et Mo.

La formation d'austénite secondaire γ_2 , en particulier dans les zones affectées thermiquement, est marquée par une variation locale de la composition chimique, dégradant la résistance à la corrosion (cas en particulier des ZAT de soudage) et peut être le site privilégié de la nucléation de nitrures ou composés intermétalliques [21,24].

I-7 Traitements thermomécaniques avant un changement de phase :

Ceux qui ont fait l'objet d'études détaillées peuvent être classés en distinguant successivement les traitements à haute et à basses températures.

Dans les traitements à haute température TTMHT (température comprise entre 800 et 1200°C) Figure I-13–b, conduisant après transformation et écrouissage à une phase austénitique stable, les phénomènes de restauration ou de recristallisation sont importants. On distingue souvent le laminage contrôlé du laminage à tiède ou hot-cold roling. Dans ce dernier, la déformation est effectuée à haute température (au-dessus de A_3) et on cherche à « bloquer » la structure introduite au cours de la déformation par une trempe rapide. Dans le laminage contrôlé, on impose un cycle précis de températures de déformation et d'écrouissage lors des dernières passes, la dernière passe de laminage étant toujours effectuée au voisinage du point de transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ (au-dessus ou au-dessous) [25].

Dans les traitements à basse température TTMBT (température inférieure à A_{c3}) Figure I-13–a, conduisant après transformation et écrouissage à une phase austénitique métastable, le TTM qui a été le plus étudié est certainement l'austénitiformage, appelé encore ausforming dans la littérature anglo-saxonne, pour lequel la déformation est effectuée dans le domaine de l'austénite métastable.

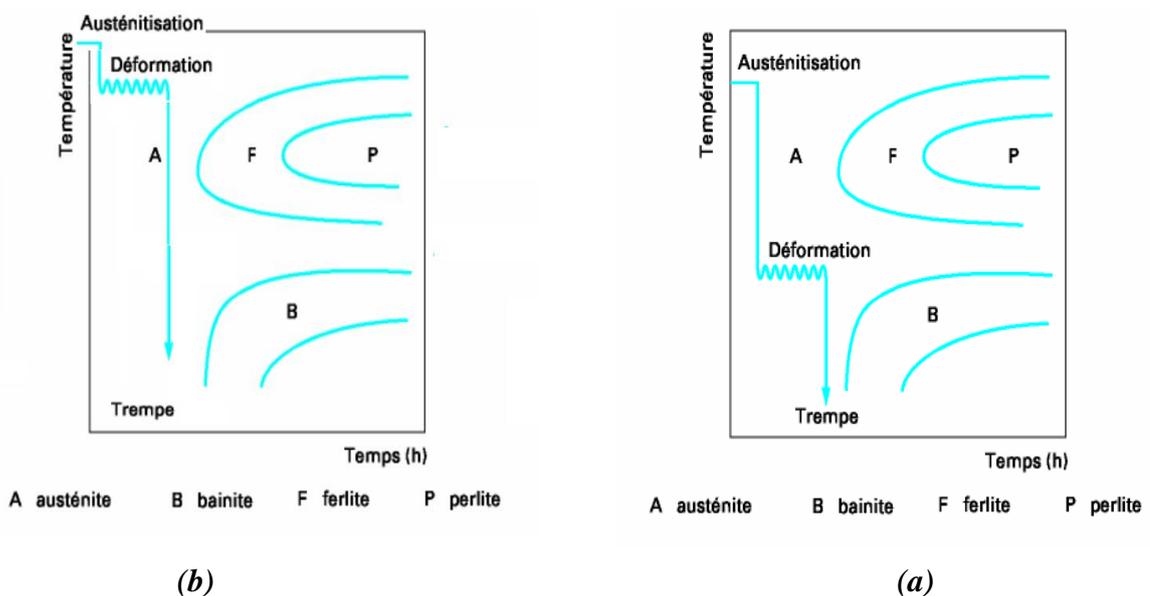


Figure I-13– schéma du cycle thermomécanique du procédé : a)d'austénitiformage TTMBT, b) TTMHT

I-8 Formage :

Le formage est réalisé, sans enlèvement de métal, par déformation plastique de l'acier.

Une telle opération est réalisable dans la mesure où le métal est suffisamment déformable. La courbe reproduite à la figure I-14, permet de définir les trois domaines de température où cette condition pourra être considérée comme remplie :

- à chaud : à température supérieure à A_{c3} , l'acier étant donc à l'état austénitique ;
- à froid, c'est-à-dire à la température ambiante ou légèrement au-dessus ;
- mais aussi à tiède ou à mi-chaud : entre 550°C environ et A_{c1} .

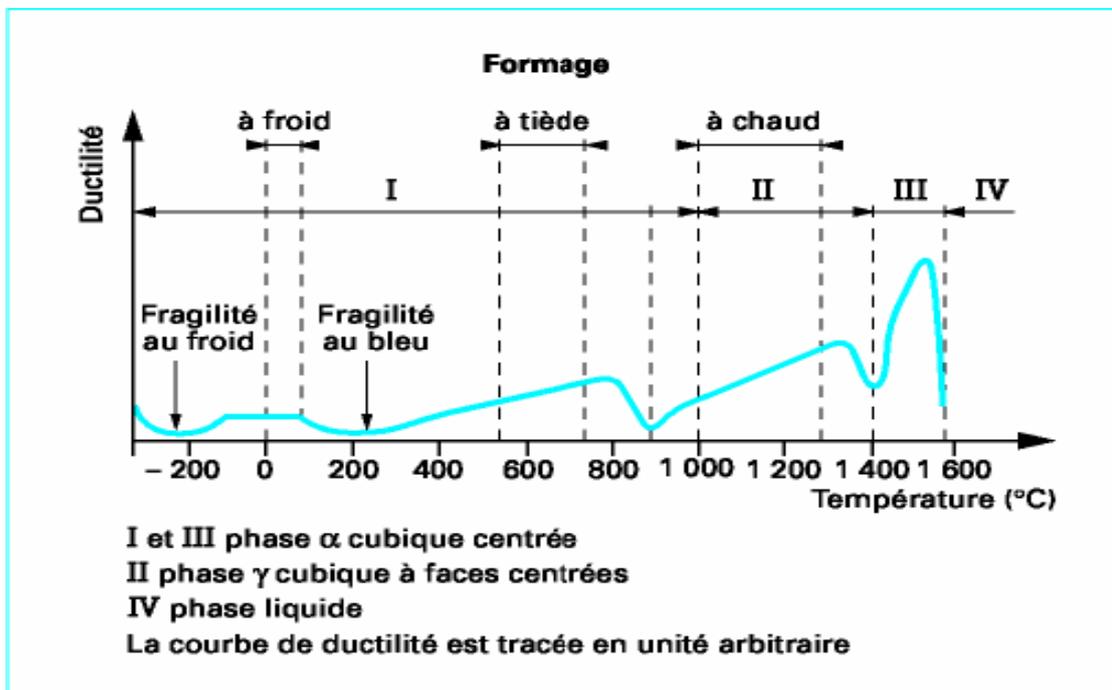


Figure I- 14 – Déformabilité de l'acier en fonction de la température (d'après Oleg D. Sherly 9)

I-8.1 Formage à chaud :

À chaud, c'est-à-dire à l'état austénitique, on pratique :

— le forgeage libre qui permet de déformer l'acier à l'aide d'outils simples agissant par pression ou percussion et qui conduit généralement à la réalisation d'une ébauche.

C'est l'opération qui remet le plus en cause la structure initiale puisque l'on réalise un nouveau cycle thermique à haute température. Ce traitement provoque un grossissement du grain austénitique et la remise en solution de certains éléments, ce qui génère de nouvelles

propriétés. Il existe, pour certaines nuances d'alliage, une chute de la forgeabilité dans une certaine gamme de température qui dépend de la vitesse de déformation.

Les précautions nécessaires sont de limiter le chauffage au minimum compatible avec les efforts de formage, d'éviter des déformations trop grandes dans une zone de température pour certains aciers. Cette zone critique dépend des teneurs en éléments tels l'azote et l'aluminium, mais aussi des conditions de déformation (vitesse, frottements, etc.).

Pour les aciers dont les propriétés dépendent étroitement du cycle thermique ou thermomécanique, c'est-à-dire les aciers normalisés, trempés-revenus, laminés contrôlés ou ayant subi tout autre traitement thermomécanique, un chauffage au-dessus des points de transformation risque de changer complètement leurs caractéristiques. Pour certains d'entre eux, un traitement thermique ultérieur est possible, mais pas pour toute ; une concertation avec le fournisseur est donc nécessaire.

— l'estampage (dit parfois matriçage) pendant lequel le métal est forcé (par choc ou par pression) entre des outils (matrices) comportant la gravure en creux de la pièce à réaliser.

I-8. 1.1 Facteurs importants au plan métallurgique :

I-8.1.1.1 Structure initiale :

Si l'acier, avant forgeage, est resté brut de solidification, il conserve sa structure dendritique (basaltique au voisinage de la peau, équiaxe dans la masse) avec les défauts inhérents à cette dernière, à savoir :

- des grains grossiers qui ont la taille des dendrites ;
- des ségrégations mineures qui affectent le volume de chaque dendrite ;
- des rassemblements d'impuretés aux joints interdendritiques avec notamment présence de sulfures ;
- des porosités qui sont en fait des microretassures interdendritiques généralement closes et donc non oxydées ;
- parfois des fissures voisines de la peau, qui débouchent à l'atmosphère et dont les faces sont donc oxydées.

Tous ces défauts peuvent être atténués par un corroyage préalable : le forgeron peut donc trouver avantage à mettre en œuvre des demi-produits.

I8.1.1.2 Chauffage à haute température avant forgeage

Ce chauffage va encore engendrer un grossissement du grain γ . La température ne doit pas être trop élevée au point de provoquer un début de fusion des zones interdendritiques et de la périphérie des dendrites. Le métal perd alors sa cohésion et devient impossible à déformer ; il est dit brûler. L'oxydation superficielle, qui peut se produire en présence d'oxygène, engendre la formation d'une couche de calamine qui sera détachée au début du forgeage ; cet enlèvement de métal peut permettre l'élimination des défauts superficiels.

I8.1.1.3 Déformation à haute température pendant le forgeage :

Cette déformation plastique à plusieurs conséquences :

- allongement des dendrites (surtout les dendrites équiaxes) dans le sens de la déformation elles prennent la forme de fibres ou de fuseaux à la périphérie desquels se répartissent les ségrégations et les impuretés. Ce processus donne naissance au fibrage visible sur une coupe pratiquée selon le sens long (sens préférentiel de déformation) et qui suit les variations de section imposées par les changements de forme;
- possibilité de restauration, voire de recristallisation (si la déformation est suffisante) et donc d'affinement du grain γ ;
- allongement des inclusions plastiques (sulfure de manganèse et silicates basiques surtout) qui vont prendre la forme de fils ou de feuilles susceptibles d'altérer la cohésion du métal lorsque celui-ci sera sollicité perpendiculairement à la ou aux grandes dimensions de ces inclusions déformées; ainsi apparaît l'effet travers (altération de la plasticité dans le sens perpendiculaire à celui de la déformation principale);
- cavitation par décohésion aux extrémités des inclusions peu déformables ;
- fermeture des porosités non débouchantes et resoudage engendrant donc une amélioration de la cohésion du produit ;
- ouverture (généralement) des cavités et fissures débouchantes avec risque de propagation voire de rupture.

I8.1.1.4 Refroidissement après forgeage:

L'état structural après retour à la température ambiante dépend des conditions de refroidissement. Mais la taille des grains γ intervient sur la trempabilité et les ségrégations qui subsistent engendrent des variations locales de cette dernière, variations qui peuvent être

importantes et conduire, selon les conditions de refroidissement, à des structures différentes. Après un refroidissement relativement lent, les zones appauvries seront plus riches en ferrite, les zones enrichies plus riches en perlite par exemple. La déformation aidant, ces zones à structures différentes s'allongent dans le sens de la déformation et génèrent ainsi la structure en bandes qui apparaît lorsque les conditions de refroidissement rendent sensibles des différences de trempabilité et n'apparaissent plus quand il en est autrement (structure totalement martensitique par exemple dans laquelle ne seront sensibles que les écarts de dureté dus à la ségrégation du carbone).

I-9 Etape de mise en forme :

Pendant la déformation à chaud (corroyage par laminage, forgeage, filage, formage par procédés divers) ou à froid (tréfilage, laminage, frappe à froid) du métal beaucoup de changement peuvent se produire : sa microstructure a été modifiée, ses propriétés physiques et mécaniques ont été altérées, une certaine quantité de l'énergie a été emmagasinée, car la plus grande partie du travail absorbé par la déformation du métal se transforme en chaleur, alors la partie restante s'accumule sous forme d'énergie potentielle et conduit à l'augmentation des défauts structuraux tels que :

- défauts ponctuels : lacunes et interstitielles
- défauts linéaires : dislocations
- défauts de surface : défauts d'empilement, macles et sous grains
- des fissures et ruptures peuvent se produire puisqu'il existe alors des efforts de traction internes même si le procédé est globalement de compression. La fissuration dépend alors de la ductilité locale du métal, fonction des adaptations et transformations structurales internes.

Les défauts de structure formés lors de la déformation ne se trouvent pas généralement en équilibre thermodynamique, ceci fait que l'état d'un métal écroui est thermodynamiquement instable. Mais pour restaurer les propriétés et la structure que le métal possédait avant la déformation, un apport d'énergie est nécessaire, c'est-à-dire il faut le réchauffer, sauf, bien sûr si la déformation a été appliquée à température assez élevée, par exemple le cas du fluage. Le réchauffage d'un tel métal provoque différents processus tels que la restauration et la recristallisation, qui ont pour but de détruire totalement l'écrouissage et de recréer une structure adaptée à un usage industriel quelconque [26].

Donc une structure écrouie est caractérisée par une forte déformation orientée des gains et même disparition des joints de grains, d'après la figure I-15, les grains b ont un volume équivalant à celui des grains a. les espaces clairs schématisent la fragmentation du réseau initial et les formes en trapèze symbolisent les déformations élastiques accompagnées de tension.

Au point de vue macroscopique, l'écrouissage d'un métal conduit à une augmentation de la dureté (HV), de la résistance à la rupture (R) et de la limite élastique ($R_{0.002}$), mais en contre partie conduit à la diminution de l'allongement à la rupture (A%) et l'aptitude à la déformation (K).

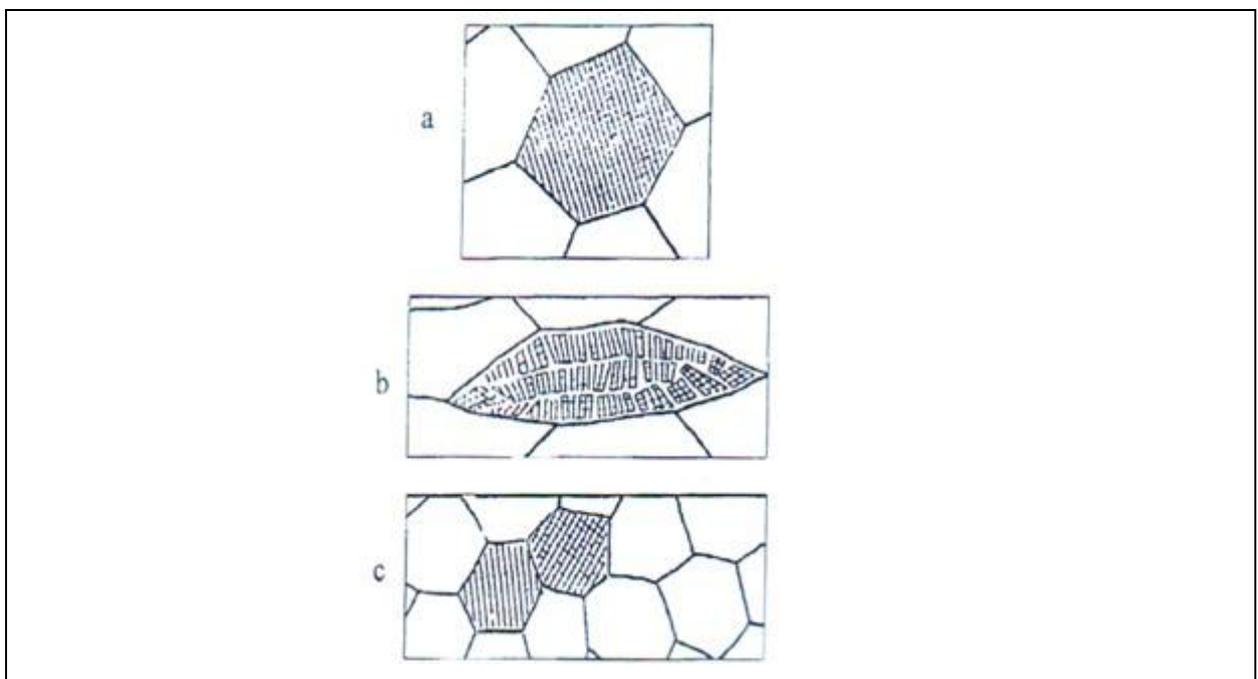


Figure I-15 – déformation orientée du grain (a) grain avant écrouissage (b), grain après écrouissage et (c) grain recristallisé.

I-9.1 mécanismes de déformation :

I-9.1.1 déformation élastique :

Un organe de machine (échelle du m au mm) est constitué de grains de métal (échelle de 1 mm à 1 μ m), chacun étant composé de mailles cristallines (cubiques par exemple, échelle 0,3 nm). Ces trois constituants de structure se déforment élastiquement : en particulier la maille cubique s'allonge et sa section se rétrécit, devient gauche ou torse suivant la réaction des mailles voisines, assurant ainsi la continuité du métal.

Certaines distorsions du réseau cristallin (dislocations) en équilibre instable peuvent se déplacer, se compenser mutuellement ou se conjuguer, donnant une déformation ultramicroscopique plus ou moins permanente ou réversible. Ces réarrangements internes font partie du domaine élastique rectiligne classique, mais prennent de l'importance en fatigue, en fluage et en vieillissement des aciers ; ils entraînent diverses définitions de la limite d'élasticité, qui est ici désignée simplement par Re [26].

I.9.1.2 déformation permanentes (plastique) :

Au-delà de cette limite d'élasticité Re apparaît une déformation permanente (plastique) irréversible, un cé dage du métal dont on peut classer les mécanismes fins selon la vitesse et la température (figure I-16) en notant que la décohé sion est absente en compression isostatique.

Pour certaines conditions de vitesse et de température de déformation, le glissement et le maclage peuvent opérer dans le même grain, et une macle peut induire des glissements dans un grain voisin. Les macles mécaniques de la ferrite des aciers peuvent être déclenchées même à température ambiante pour une vitesse supérieure à $1 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ (vitesse d'impact Charpy $\cong 5 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) dans de gros grains ($> 100 \mu\text{m}$). Le gros grain du métal apparaît ainsi comme le premier facteur métallurgique de fragilité du métal, en plus des facteurs extérieurs déjà cités : vitesse, température, triaxialité.

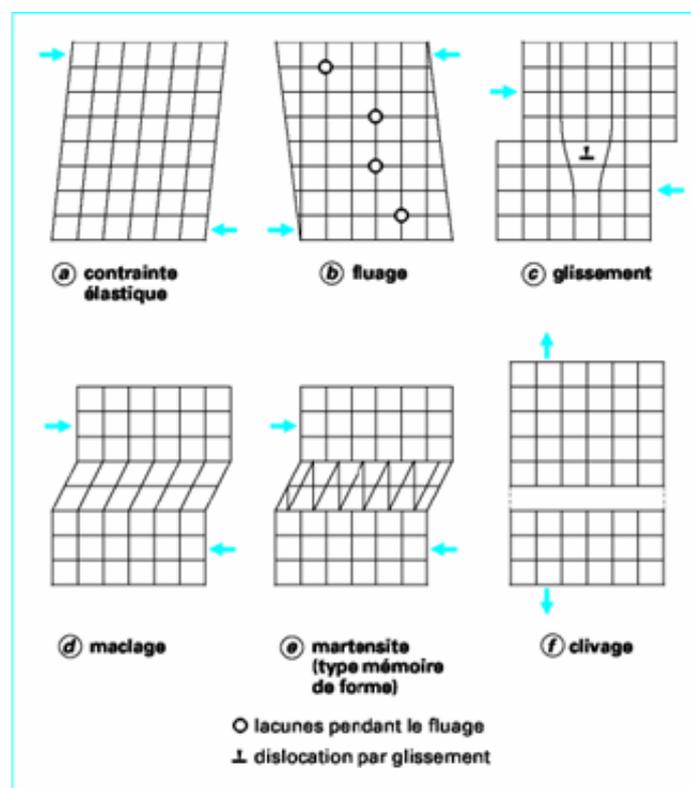


Figure I- 16 – Réseau cristallin déformé [26]

À l'échelle du réseau cristallin, dont l'orientation varie de grain à grain, les mécanismes ci-dessus opèrent sur des plans cristallographiques définis (figure I-17) suivant le type de maille c.c., c.f.c., h.c. (Tableau I-9).

Tableau I-9- réseau cristallin (plan) et < direction >			
Type de maille	Glissement	Maclage	Clivage
c.c. (Fer)	(110) (112) (123) < 111 >	(112) < 111 >	(110)
c.f.c. (Fer)	(111) < 110 >	(111) < 112 >	
h.c.	(00.1) < 11.0 >	(10.2) < 101 ⁻ >	< 00.1 >

Dans les métaux cubiques centrés (c.c.), dont la ferrite α des aciers, la résistance au glissement augmente aux basses températures même le plan (100) devient inopérant, le relais de la déformation est alors pris par le plan (112) de maclage, puis par le plan (100) de clivage, et c'est alors la rupture.

Par contre, dans les alliages cubiques à faces centrées (c.f.c.), dont l'austénite γ , des aciers et les aciers inoxydables γ , les systèmes de glissement continuent d'opérer aux températures cryogéniques industrielles, mais leur R_e , bas à toute température, nécessite un pré écrouissage ou l'addition d'éléments durcissants.

Les métaux et alliages hexagonaux (h.c.), dont Zn, Cd, Ti..., sont particulièrement fragiles le long du plan de base (00.1).

Le maclage mécanique donne une série de bandes minces en forme de fuseaux traversant les grains ; elles peuvent être frangées par déviation locale des plans de macle (figure I-18). Elles ne constituent pas une discontinuité de la structure, mais sont un indice de fragilité potentielle liée aux conditions extérieures (température, vitesse de sollicitation) momentanées. Ces macles mécaniques sont très fines et nombreuses dans les aciers austénitiques γ et dans les alliages Fe-Ni (comme dans les alliages à mémoire de forme non ferreux). Rappelons que les austénites montrent en plus des macles thermiques de recuit qui sont plus larges en général.

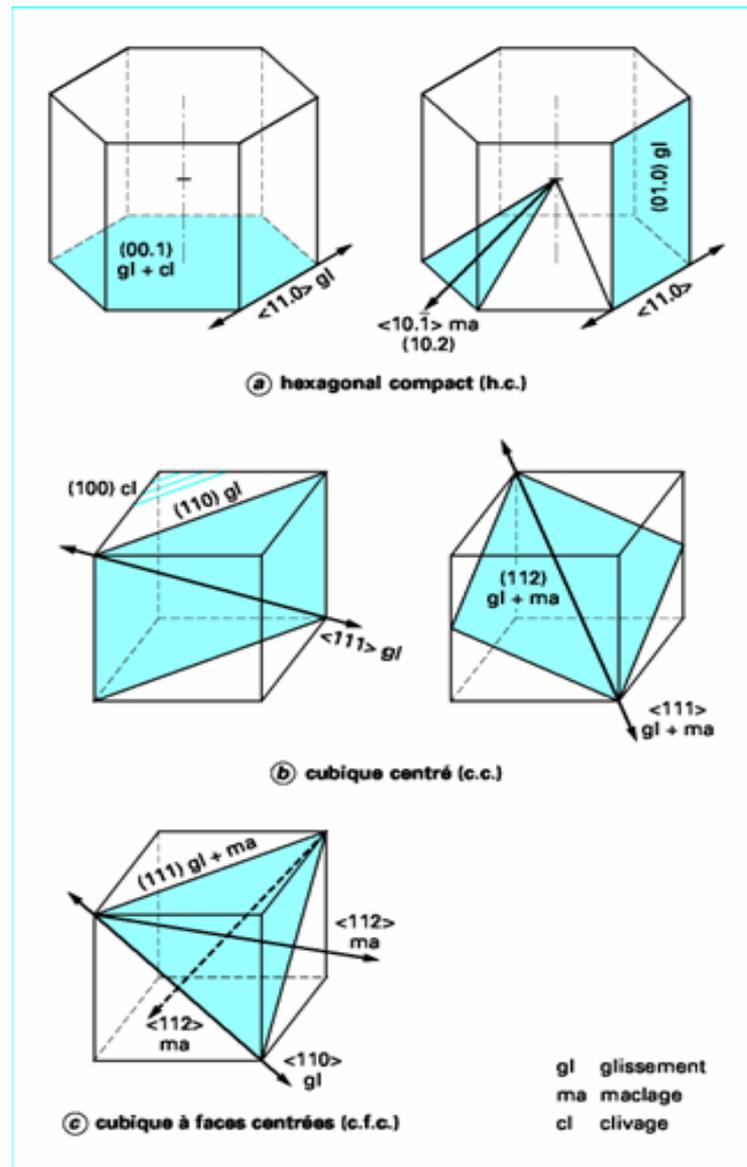


Figure I-17– Mailles élémentaires [26]

Les lignes de glissement et les macles apparaissent en relief sur la surface du métal déformé, ce qui fait apparaître l'image des grains, visible à l'œil dès que le diamètre des grains dépasse $50 \mu\text{m}$ ($G = 6$) ; cette rugosité appelée peau d'orange n'est qu'un défaut d'aspect sur les tôles fines embouties.

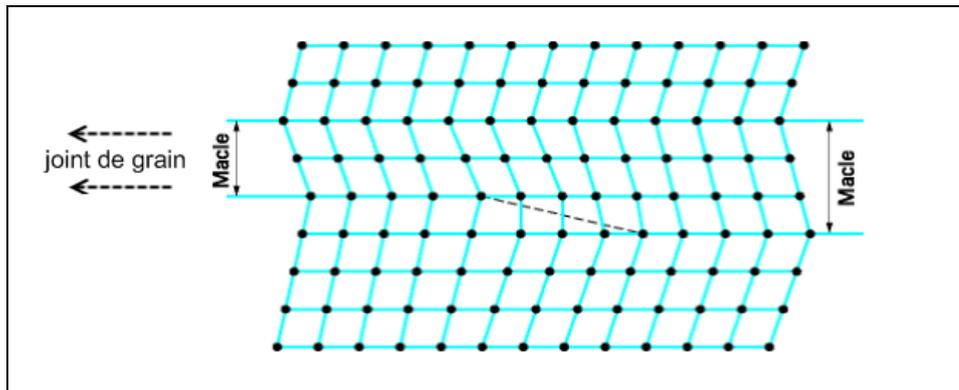


Figure I-18– réseau cristallin avec macle et dislocation de macle au voisinage d’un joint de grain

II-1 Introduction :

Cette partie expérimentale a pour but, ou objectif :

- Identification du métal choisi a l'état de livraison.
- Le comportement thermomécanique du matériau étudié Suivi toujours par des observations au microscope optique afin d'obtenir plus d'informations pour la compréhension des phénomènes de déformation.
- les propriétés mécaniques du matériau.
- Caractérisation métallurgique par le DRX.

Afin d'essayer de mettre en évidence l'effet des traitements thermique d'hypertrempe (homogénéisation) sur le comportement a la déformation de l'acier inoxydable (duplex) 2205 Pour cela différentes techniques ont été utilisées pour la réalisation de cette étude.

II-2 Présentation de matériaux :

Le matériau qui a fait l'objet de notre étude est l'acier inoxydable austéno-ferritique (Duplex) 2205, ou X2CrMoN22-5-3 /1.4462 d'après la désignation européen et UNS S32205 d'après la désignation américaine, sous forme de tubes.

La composition chimique a été identifiée par fluorescence des rayons X au centre de recherche scientifique en soudage et contrôle (CSC).

Tableau II-1 : composition chimique du 2205 (% wt en poids).

<i>Eléments</i>	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
<i>Teneur en %</i>	0.0390	0.6347	1.3903	22.4669	3.1013	5.9649	0.0228	0.0759
<i>Eléments</i>	Ti	V	C₀	Fe	S	P	Nb	W
<i>Teneur en %</i>	0.0048	0.0768	0.0554	66.1310	0.0122	0.0161	0.0079	< 0.001

II-2-1 préparation des échantillons :

Les échantillons sont prélevés à partir d'un tube d'épaisseur de 11 mm, ils sont découpés initialement sous forme d'un carré de 30 x 30 mm, ensuite après les traitements thermomécanique ils sont découpés de petites morceaux, toujours a l'aide d'un micron tronçonneuse avec un lubrifiant de refroidissement.

Les opérations de découpage ont été réalisées au laboratoire de contrôle destructive et non destructive des métaux à l'université de Laghouat (département mécanique).

II-3 Forgeage :

Principe : Le forgeage mécanique effectué dans notre étude est le forgeage au pilon, leurs principe est de agissent sur le métal en portant des coups brutaux.

Les marteaux-pilons sont caractérisés par le poids des parties tombantes ; de marteaux à transmission et pilon à ressort.

Ils sont actionnés par une commande électrique et utilisés pour le forgeage des pièces de dimension réduite. (La figure II-2) représente un pilon à ressort.

La bielle 1 accouplée en charnière au ressort 2 oscillant dans les tourillons 3, est actionnée par le vilebrequin. Le deuxième bout du ressort porte rattaché le pilon 4 qui se déplace dans des glissières. Le vilebrequin en tournant fait monter et descendre le pilon et la frappe 5 portes des coups sur la pièce qui repose sur l'enclume 6. Le nombre des coups portés par minute compte tenu de l'action du ressort varie de 300 à 120. Le poids des parties tombantes est de 30 à 250 kg. Ces engins sont employés pour le forgeage des pièces minces et de celles qui se refroidissent rapidement.

-Les opérations de forgeage dans notre étude consistent à :

Chauffer nos échantillons à différente température, 900, 1000, 1100, 1200, 1300 C° pendant 30 minutes de maintiens à chaque température, suivi par différent nombre des coups de frappe. Le poids de la partie tombante est de 250 kg, suivies directement par refroidissement à l'eau ;

Calculant le temps total de chaque opération de forgeage.

Tableau II-2 : le temps et le nombre de coup convenable de chaque opération de forgeage.

<i>forgeage</i>	1 coup	2 coups	3 coups	4 coups
900 C° (A)	5secondes	9secondes	15secondes	21secondes
1000C° (B)	5 secondes	10secondes	16secondes	22secondes
1100C°(C)	4secondes	9secondes	14secondes	19secondes
1200C° (D)	4secondes	8secondes	16seconde	21secondes
1300C°(E)	5secondes	10secondes	15secondes	21secondes

Exp. Nomenclature : A (1,5) : forgeage à 900 C° de 1 coup, 5 secondes.

E (4,21) : forgeage à 1300 C° de 4 coup, 21 secondes.

Note :

Les échantillons sont forgés à la direction normale, perpendiculaire au plan de laminage (RD – TD) (Figure II-1).

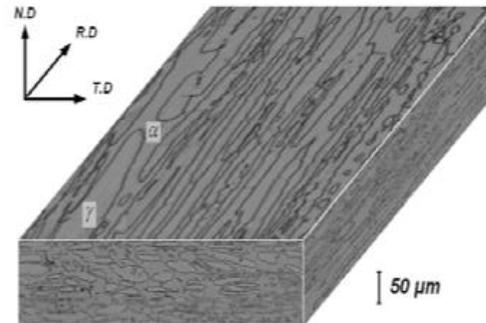


Figure II-1 – acier inoxydable (duplex) 2205. *R.D* : Direction de laminage, *T.D* : Direction transverse, *N.D* : Direction normale.

Notre traitement thermomécanique (forgeage) a été réalisé au niveau de l'unité alpha pipe Ghardaïa (Figure II-19).

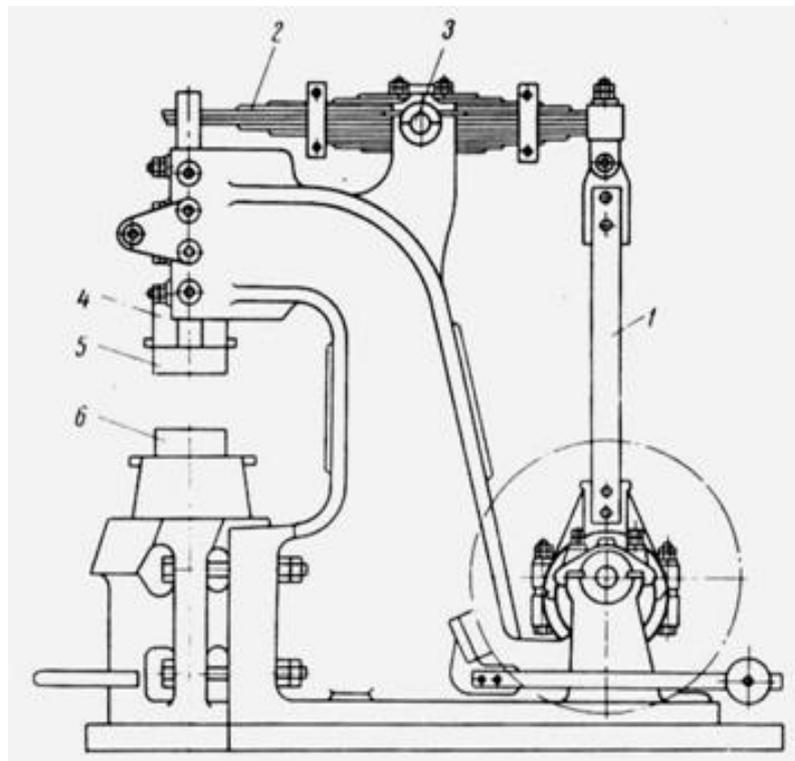


Figure II-2 –marteau à ressort.

II-4 Enrobage :

Une fois les échantillons sont forgés, on procède à leur enrobage pour faciliter leurs maintiens à la main.

L'opération consiste à introduire l'échantillon dans une enrobeuse a compagnie d'une poudre qui, à une haute température, se solidifie et forme le substrat de l'échantillon.

L'enrobage a été effectué sur une enrobeuse de marque struers, modèle labopress-1 ; avec une force de pression de 25 KN pour une température comprise entre 150C° -180C°.

II- 5 Polissage mécanique :**II- 5-1 polisseuse :**

C'est une machine à polir de marque « controlab » qui comporte deux disques tournant à l'aide de deux moteurs puissants, et chacun de ces disques a deux vitesses différentes.

II- 5-2 prépolissage :

Nos échantillons ont été polis mécaniquement à l'aide de papiers abrasifs de granulométries successive : 120, 180, 240, 320, 400, 500, 600, 800 ; 1000, 1200, 2400, 4000. (grains/unité de surface) sous refroidissement à l'eau pour éviter tout risque d'échauffement.

II- 5-3 polissage de finition :

L'amélioration de l'état de surface se fait par un polissage de finition à l'aide de l'alumine (poudre diluée à l'eau) de granulométrie : 0.3 μm , 0.05 μm . sur des tapis en velours correspondant à chaque type de l'alumine.

A la fin de l'opération les échantillons sont soigneusement rincés d'abord à la l'eau distillée et bien nettoyés à l'alcool (éthanol) suivi d'un nettoyage à l'ultrasons pendant 3 min dans l'acétone, ensuite tous les échantillons sont séchés sous flux d'air.

II- 6 Micrographie :**Solution d'attaque :**

Deux solutions d'attaque sont utilisée pour vérifier la microstructure de nos échantillons une solution chimique « glyceresia » composée de :

- **10ml** d'acide nitrique (**HNO₃**).
- **(20 – 50) ml** d'acide chlorhydrique (**HCL**).
- **30ml** de glycérol.

La durée d'attaque est environ 3 minutes à ébullition.

Et autre attaque électrolytique, on place l'échantillon dans une solution (électrolyte) qui contient une cathode, et l'échantillon étant l'anode, On applique pendant quelques secondes à cet électrolyte une source de courant extérieure avec une tension stabilisée par un potentiostat électronique afin de provoquer la réaction électrolytique **KOH** (figure II-3).

- **Electrolyte (10 N, 56g /mol) KOH**
- **100 ml H₂O**
- **Tension 3 volts**

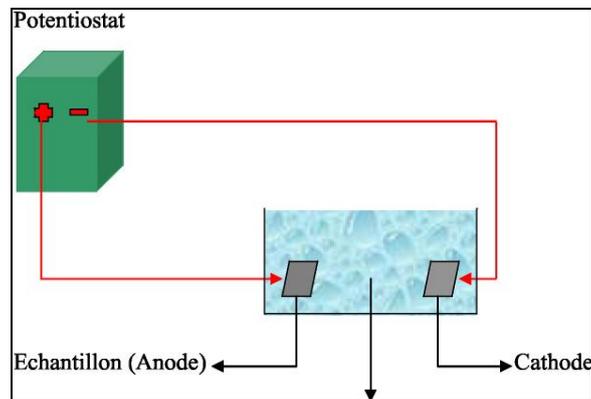


Figure II-3 – dispositifs d'une attaque électrolytique

II- 7 Microscopie optique :

C'est une méthode d'observation des métaux qui consiste à examiner par réflexion au microscope, une surface polie et généralement attaquée. Dans le but de mettre en évidence les constituants, de l'acier obtenu par suite des divers traitements thermiques, mécanique.....etc.

Le microscope optique que nous avons utilisé a différents objectifs de grossissement (x10, x100, x200, x500) équipé d'un appareil photo numérique intégré, reliée par un micro-ordinateur et des logiciels de traitement d'image, permettant d'effectuer des analyses quantitatives des phases existantes.

Ces observations de microscopie optique ont été réalisées au laboratoire de (CSC) cheraga.

Note : nos observations microscopiques de nos échantillons sont effectuées à la direction transverse **TD** de l'échantillon.

II- 8 Fours de traitements thermiques :

Les traitements thermiques ont été effectués dans un four électrique à résistance, il comporte une enceinte métallique sous forme de canal et équipé par un système de commande automatique muni d'un afficheur digital.

Avant nos opérations, le four a été étalonné à l'aide d'un thermocouple.

Le four utilisée est de marque « CARBOLITE » allant à une température maximale de 1200°C et d'une puissance de $P = 2000 \text{ W}$.

Les traitements thermiques ont été réalisés au laboratoire des traitements thermiques (science des matériaux) Laghouat.

II- 8 -1 Traitement d'hypertrempe (homogénéisation) :

L'homogénéisation est avant tout un traitement qui diminue l'ampleur des ségrégations et d'obtenir une phase homogène ; un maintien à haute température bien déterminer assure une diffusion des éléments ségrévés et une dissolution de précipités ou de phases intermétallique)

Le temps de maintien est aussi important pour minimisée le plus possible les effets secondaires (grossissement de grain), et même l'apparition des contraintes résiduelles lors de la trempe éventuelles.

Le cycle thermique de notre étude consiste en un chauffage à une température $T = 1065^\circ\text{C}$ suivi par des maintiens différent :

$t_1 = 20 \text{ min}$, $t_2 = 40 \text{ min}$, $t_3 = 60 \text{ min}$, $t_4 = 120 \text{ min}$, $t_5 = 180 \text{ min}$.

De chaque échantillon forgé choisis suivants :

D (2,8), D (4,21), E (2,10), E (4,21).

Et un seul temps de maintien $t_3 = 60 \text{ min}$ pour les échantillons :

A (4,21), B (4,22), C (4,19).

Le cycle thermique s'achève par un refroidissement très rapide dans un bain d'eau à température ambiante de 25°C .

Exp. Nomenclature : A (4, 21, 60) traitement thermique à 1065°C , maintien 60 minutes

E (2, 10, 180) traitement thermique à 1065°C , maintien 180 minutes

II- 9 Essai de dureté et micro-dureté :

La dureté d'un métal est la résistance offerte par un matériau à la pénétration d'un autre matériau plus dur que lui. Les essais de dureté consistent à appliquer une charge constante pendant une durée donnée, puis on mesure les dimensions de l'empreinte.

Nos mesures de dureté et micro-dureté ont été effectuées sur le même duromètre de marque (ZWICK) type (B3212001) par essai Vickers au laboratoire des essais mécaniques à (ENSET) Oran.

II- 9-1 principe de l'essai dureté Vickers :

L'essai consiste à imprimer dans la pièce ou l'échantillon à essayer un pénétrateur en forme de pyramide droite à base carrée d'angle au sommet prescrit, tout d'abord sous une pré charge F' laissant une légère empreinte dans la profondeur prise égale à zéro, et puis de la charge principale F , et à mesurer la diagonale moyenne de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge.

La dureté Vickers (HV) est proportionnelle au quotient de la charge d'essai F (exprimée en newtons) par l'aire (exprimée en millimètres carrés) de l'empreinte de diagonale D et ayant au sommet le même angle que le pénétrateur.

$HV = 1.854 F / D^2$ la charge F varie (5 à 100 Kgf).

Pour nos mesures, chaque échantillon a une valeur moyenne déterminée sur une base d'au moins six essais, aux milieux de l'échantillon et aux extrémités (bord supérieur, et bord inférieur), sur la même surface (suivant la direction TD) ; La charge appliquée est égale à 10 Kgf.

II- 9-2 La mesure de dureté (HV) avec impact-c :

D'autre méthode de mesure de dureté a été utilisée pour la vérification des valeurs de dureté :

Les appareils de la gamme Impact[®] sont des équipements compacts de mesure de dureté de métaux (acier, fonte, aluminium) à affichage numérique. Le percuteur est intégré à l'appareil qui peut être utilisé dans n'importe quelle position. Les données peuvent être imprimées immédiatement sur une mini-imprimante ou stockées pour utilisation ultérieure.

Le duromètre portable Impact-C[®] et son percuteur intégré sont conçus pour un grand nombre d'applications sur métaux et l'affichage peut se faire selon les unités Rockwell HRB, HRC, Vickers HV, Brinell HB, Shore HS, (figure II-4)

Le mode de mesure repose sur la détente d'un mécanisme à ressort projetant un impact sur la surface à tester. La dureté est calculée à partir de la mesure de la différence entre la vitesse d'impact et celle du rebond.

L'Impact[®] peut être utilisé sur une grande variété de métaux tels que : aciers, aciers pour usinage à froid, fontes et alliages d'aluminium moulés, selon la table figurant au verso.

Un programme de statistiques peut également calculer la valeur moyenne à partir d'un certain nombre de mesures isolées.

L'appareil est conforme à ASTM A 956



Figure II-4 –appareil de dureté « IMPACT -C ».

Quelques applications des duromètres de la gamme Impact[®]

- Mesure sur machines, ou pièces lourdes ou encombrantes
- Contrôle de produits en cours de fabrication
- Identification de matériaux stockés

- Mesure dans des parties difficilement accessibles

Conditions nécessaires pour une mesure précise :

- Surface de mesure minimum 10 mm x 10 mm
- Rayon minimum de la surface de mesure sans recours à un adaptateur : 50 mm
- Rayon minimum de la surface de mesure avec adaptateur V à vis : 10 mm
- Les pièces pesant moins de 0,5 kg et/ou de faible épaisseur doivent être placées sur une base solide avec interposition de pâte de couplage pour éviter la propagation de vibrations.

Ces essais ont été réalisés au laboratoire de métallurgie au (DML) direction de maintenance Laghouat.

II- 10 La micro-dureté :

Même principe que la dureté, mais au niveau microscopique, qui permet de mettre en évidence les variations locales de duretés, dues au changement au niveau de structure ou d'autre dans la phase austénitique et ferritique avant et après traitement thermique et thermomécanique.

- La charge appliquée est de 10gf pendant une courte durée égale à 8 secondes
- L'objectif de grossissement (x400).

II- 11 Diffraction des RX par les cristaux :

II- 11-1 principe :

Les corps cristallins peuvent être considérés comme des assemblages de plans réticulaires plus ou moins denses. Les plans contiennent les atomes (figure II-5) : certains plans contiennent bien plus d'atomes que d'autres en fonction de la formule chimique du minéral. Ces plans réticulaires sont séparés par des distances caractéristiques (d) selon la nature du cristal ou du minéral considéré. Trois ou quatre distances réticulaires bien choisies permettent une reconstitution du réseau cristallin du minéral.

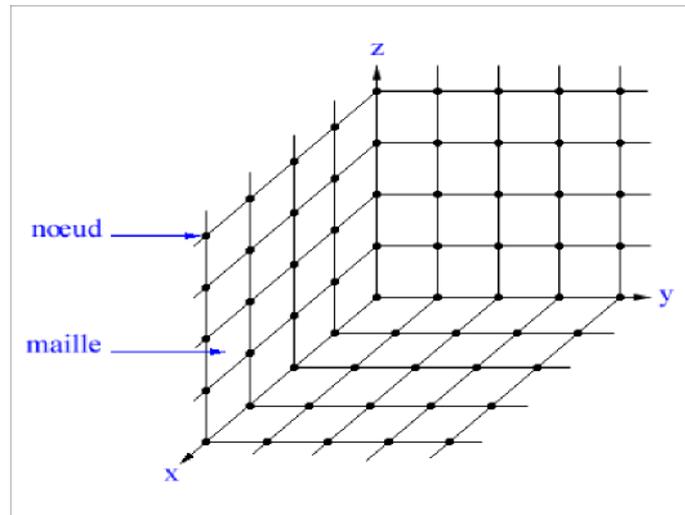


Figure II-5 –Organisation tri - périodique d'un cristal.

Avec un rayonnement de longueur d'onde suffisamment petit on peut obtenir des diffractions par les plans réticulaires (de la même manière que les rayons lumineux sont diffractés par les petites fentes d'un réseau en optique). Cette réfraction est d'autant plus intense que le plan est « dense » c'est-à-dire riche en atomes.

On assiste au phénomène de diffraction dans une direction donnée, si les ondes du rayonnement diffusées par les nœuds des différents plans réticulaires du réseau cristallin engendrent une interférence constructive dans cette même direction. Cette condition s'exprime de manière simple soit dans le réseau direct, en considérant les familles des plans (hkl) dans le réseau direct (condition de Bragg), soit par la condition de Laue, en considérant les rangées [hkl]* du réseau réciproque.

II- 11-2 condition de Bragg :

Soient deux ondes arrivant sur deux plans réticulaires sous un angle d'incidence θ et diffusées sous le même angle (figure II-6). La différence de marche entre les ondes, entre les plans (AD) et (CH) est donnée par :

$$\delta = EB + FG = 2d_{(hkl)} \sin \theta_{(hkl)}$$

La diffraction aura lieu quand la condition *d'interférence constructive* est vérifiée, à savoir :

$$\delta = n \lambda$$

La condition de diffraction, dite de Bragg est alors :

$$2d_{(hkl)} \sin \theta_{(hkl)} = n_{(hkl)} \lambda$$

Cette équation représente la relation fondamentale qui régit la diffraction

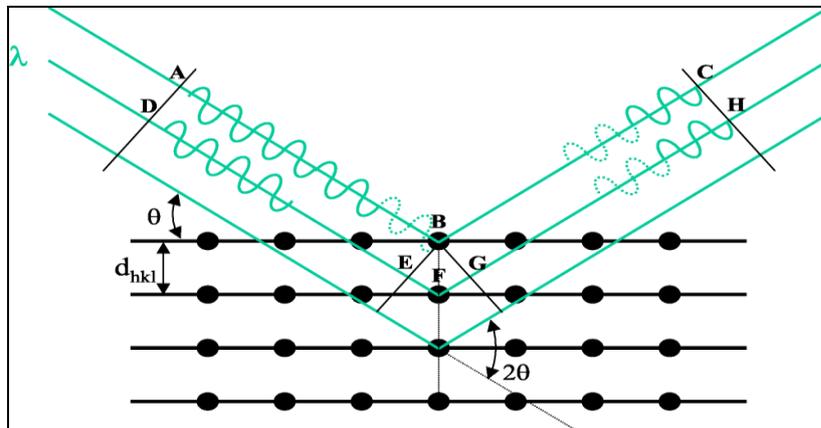


Figure II-6 –Principe de la loi de Wulff-Bragg.

Remarque 1 :

La longueur d'onde du rayonnement utilisé en diffraction doit être de l'ordre de la distance inter réticulaire des matériaux cristallins. Comme ces distances sont de l'ordre de quelques angströms, le rayonnement correspondant appartient au domaine des RX.

La longueur des RX utilisés en diffraction est comprise entre (0.1 et 3 Å) environ.

Pour effectuer les mesures, l'appareil de base est un goniomètre. Il diffère peu des goniomètres classiques qui servent à mesurer les angles entre les plans des faces cristallines

(les angles dièdres) si ce n'est la présence d'une source de rayons X (les rayons utilisés ont généralement une longueur d'onde de l'ordre de (0,5 à 2 Å) et d'un détecteur ou d'un film photographique.

Remarque 2 :

Pour obtenir, par exemple, la raie $\kappa\alpha$ ($\lambda_{\kappa\alpha} = 1.54 \text{ \AA}$) tube de cuivre, il faut caler le monocristal (analyseur) à $\theta = 22.49^\circ$

II- 11-3 Description du diffractomètre de poudre (fig. 7 et 8) :

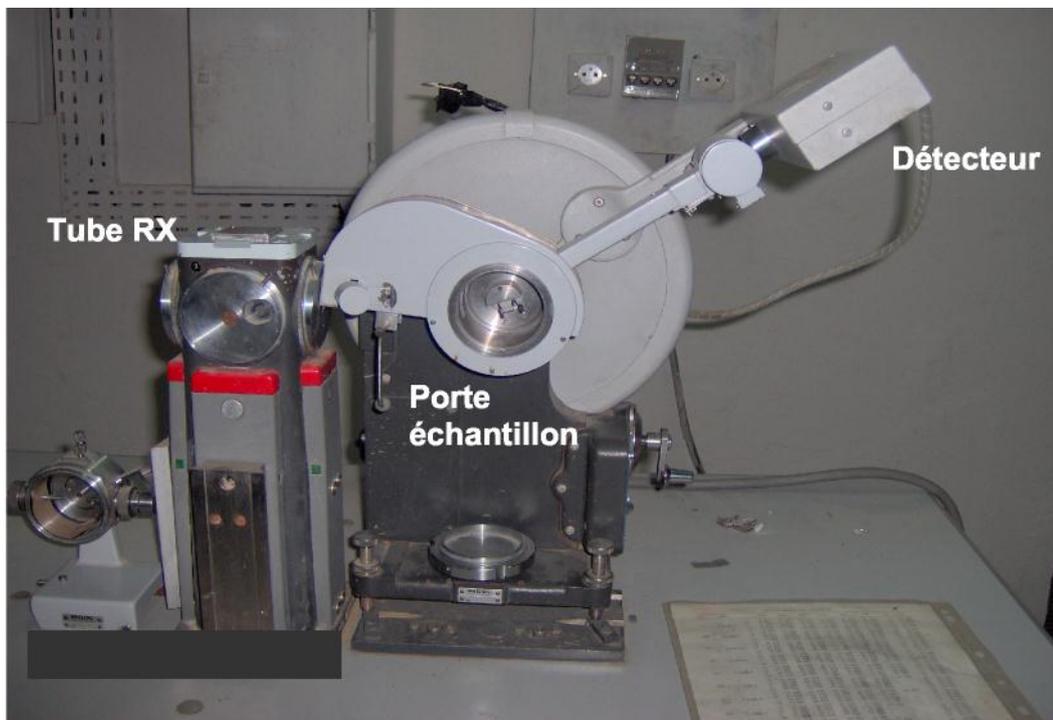


Figure II-7 –Goniomètre Philips.

La composition du diffractomètre, type « Philips » (figureII-7) est la même que les autres appareils utilisant les rayonnements corpusculaires ou photoniques, tels que :

- les montages de Debye - Scherrer, de Laue,
- les spectromètres à I.R (infrarouge), à U.V (ultraviolet)

- les spectromètres aux rayonnements visibles,
- les spectromètres aux rayonnements corpusculaires (microscopie électronique, neutrons, ...etc.).

Ces appareils sont constitués de trois éléments fondamentaux :

- source de rayonnement
- porte échantillon
- système de détection.

De Bragg – Brentano (fig II-7 et II-8). Il est constitué d'un tube à RX, d'une porte échantillon, d'un détecteur, d'un système de fentes et d'un goniomètre. L'avantage qu'il présente est l'obtention de raies de diffraction très fines et d'intensité importante. L'appareil le plus utilisé, en diffraction X, est le diffractomètre de poudres à focalisation

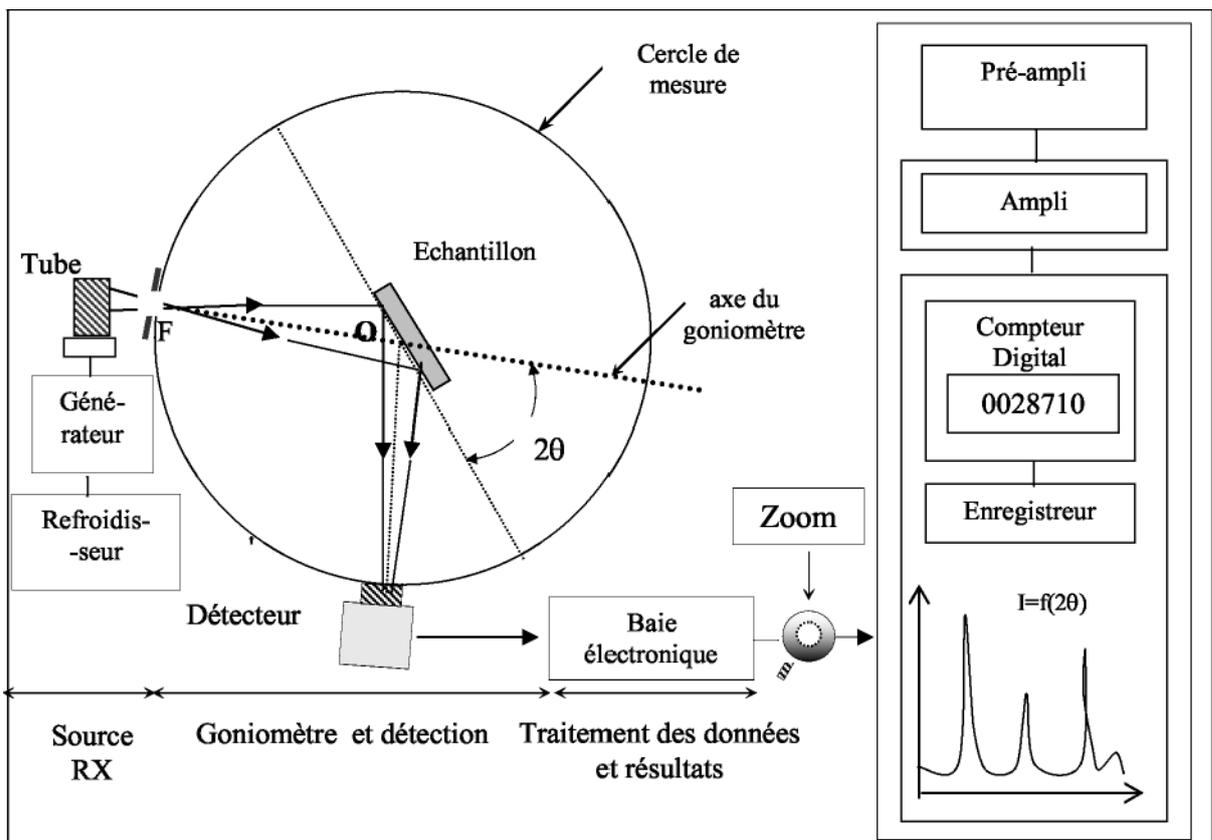


Figure II-8 –Schéma d'un diffractomètre.

Le port échantillon du goniomètre, exige un découpage des échantillons en fines lamelles de quelques millimètres d'épaisseur. Ces lamelles, introduites dans le port échantillon, seront exposées aux rayons X.

La diffraction aux rayons X a été réalisée par un goniomètre de la compagnie Philips x-pert au laboratoire de diffractométrie des rayons X (département génie mécanique université de Laghouat)

Pas d'acquisition de 0.02° , un potentiel de 40 Kv, intensité $I = 50 \text{ mA}$.

Les électrons émis contribueront à exciter le cuivre, le reste sera perdu en chaleur

Cela explique que le refroidisseur de l'eau doit fonctionner lors de manipulation.

Le cuivre émettre trois longueurs d'onde dans les rayons X

$$\mathbf{K}\alpha 1 = 1.54056 \text{ \AA}, \mathbf{K}\alpha 2 = 1.544396 \text{ \AA}, \mathbf{K}\beta = 1.39222 \text{ \AA}$$

Le troisième sera filtre de sorte que seules les deux raies $\mathbf{K}\alpha$ frapperont l'échantillon.

II- 12 Caractérisation des microstructures :

Les paramètres géométriques d'une microstructure peuvent être définis de plusieurs manières (Figure II-9). On choisit souvent des descriptions tirées de la forme des particules, comme le diamètre maximal ou la sécante moyenne.

On peut également considérer la microstructure comme un problème de mathématique géométrique à 2 ou 3 dimensions en négligeant les termes de phases ou de particules.

La stéréologie peut être définie comme la somme des procédés utilisés pour l'analyse tridimensionnelle à partir d'une coupe ou de sa projection sur un plan. On peut également parler de reconstruction de la géométrie spatiale à l'aide de mesure planaires.

Les quatre points suivants représentent une série de descriptions quantitatives de la microstructure dans l'ordre croissant de complexité :

- Paramètres de base comme fraction superficielle, distribution de tailles ou périmètre spécifique.
- Descriptions 2D complexes.

- Descriptions 3D dérivées de mesures 2D comme la fraction volumique, la distribution spatiale des tailles ou la surface spécifique.
- Mesures de géométrie 3D par succession de coupes et analyse stéréométrique.

Les données de surfaces polies ou d'images de microstructures peuvent être recueillies de trois manières différentes:

Il faut noter que la méthode des points à trame systématique, bien qu'extrêmement simple, offre le meilleur rapport qualité-prix. Les mesures effectuées par ordinateur à l'aide de logiciels d'analyse d'images ne font rien d'autre que compter des pixels, de la même manière que l'on compte des points sur une trame.

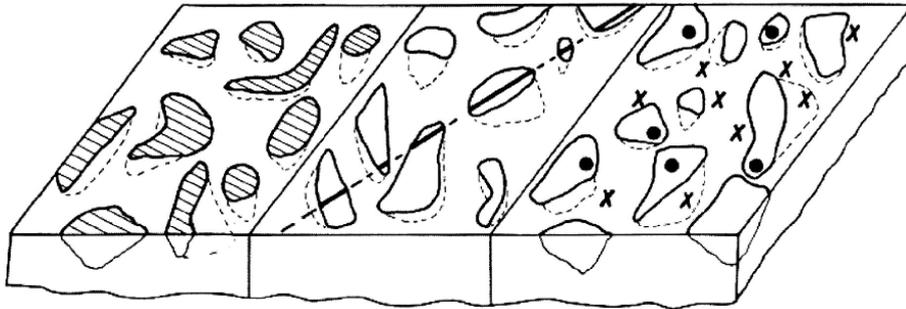


Figure II-9 – différentes méthodes d'analyse de microstructures sur des surfaces Polies.

II- 12-1 taille et distance :

La détermination de la taille dépend directement de la forme du grain observé. Il va sans dire que pour des géométries complexes, il est difficile de prédire une taille moyenne à partir d'une observation en 2D. Pour un grand nombre de mesures, on peut toutefois estimer une taille moyenne linéaire \bar{L} :

N est le nombre de grains coupés par une ligne de longueur L_0

$$L = L_0 / N$$

II- 12-2 degré d'orientation :

L'appréciation quantitative du degré d'orientation se fait généralement par le rapport entre le \bar{L} maximal et minimal. Sur les images suivantes, on peut relever un degré d'orientation de 1 pour le cas d'une microstructure isotrope. La dernière image (Figure II-10) est typique pour un métal ayant subi un laminage. La très forte anisotropie implique un degré d'orientation élevé.

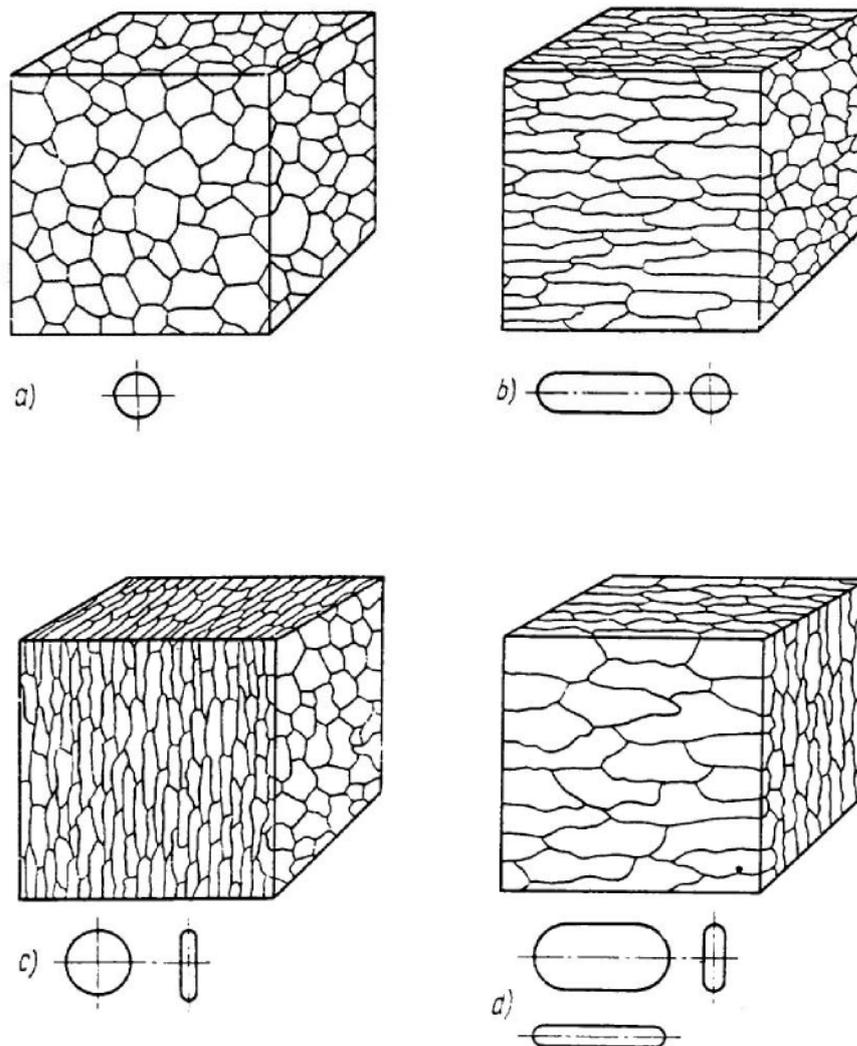


Figure II-10 – Représentation schématique de degrés d'orientation particuliers

II- 13 Détermination de la taille de grain sur échantillon d'acier :

Les méthodes de détermination de la taille moyenne des grains sont purement géométriques et indépendantes de l'alliage considéré.

Les grandeurs conventionnelles sont :

- nombre de grains par unité d'aire de la surface de l'échantillon noté n ; unité d'aire = millimètre carré
- aire moyenne du grain : $a = 1/n$ (en mm^2)
- taille moyenne du grain : $d_m = \sqrt{a}$
- longueur moyenne d'intersection : (\bar{L}) = quotient de la longueur totale d'un ou plusieurs segments tracés sur l'image de l'échantillon par le nombre de grains dénombrés sur ces lignes
- indice conventionnel de grosseur du grain : G = nombre sans dimension relié à n par une relation mathématique et des règles d'application pouvant varier d'un métal à l'autre

La méthode des images types ne sont valables que pour les grains équiaxes, la méthode par intersection étant la plus adaptée au cas des grains allongés (laminage).

A l'aide d'un logiciel de traitement d'image (Image j), on calcule la longueur moyenne (\bar{L}) d'intersection des grain de l'austénite γ et de la ferrite α choisissant trois région différent de même échantillon, et on effectue la moyenne des mesures obtenue (figure II-11)

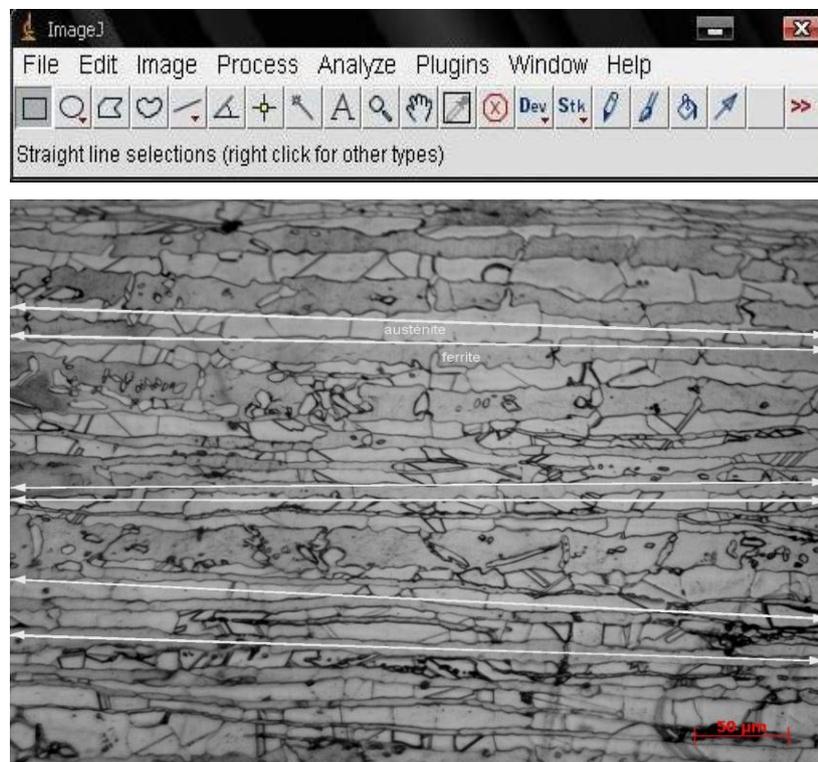


Figure II-11 –méthode de mesure de la longueur des grains

II- 14 Détermination quantitative des phases existant par le logiciel (IMAGE J) :

On prend une image de micrographie sur laquelle le logiciel (image j) utilise un seuil de couleur pour distinguer les différentes phases en (%) (FigureII-12).

**Image → Type → 16-bit → Adjust → Threshold → Color → Analyse
→ Measure**

On mesure le pourcentage de la phase austénitique et la phase ferritique, appliquant cette méthode de traitement d'image pour toutes les micrographies de nos échantillons.

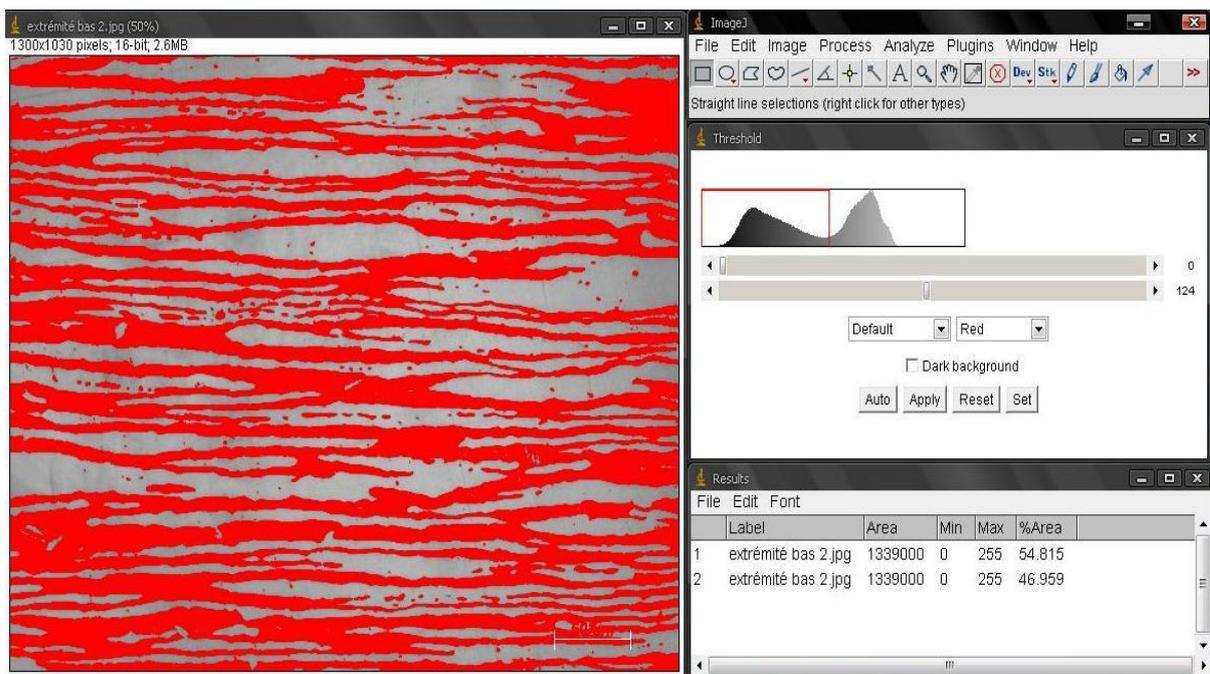


Figure II-12 –méthode de calcul en (%) de l'austénite et de la ferrite par le Seuillage.

III-1 Taux de forgeage :

Les mesures d'épaisseur de nos échantillons forgés ont été réalisées par un pied à coulisse (Voir tableau III-1).

Nos mesures du taux de forgeage montrent qu'il existe une suite progressive en ordre croissant suivant le nombre des coups pour chaque température de forgeage, et une augmentation remarquable du taux de forgeage au même nombre des coups à différentes températures, les courbes de la (Figure III.1) montrent que la valeur de déformation augmente pour des conditions de déformation identiques (nombre de coups) à différentes températures de forgeage (900°C – 1300°C).

Tableau III-1 valeur du taux de forgeage.

<i>Echantillon forgé</i>	<i>taux de forgeage (%)</i>
A (1,5)	6,36
A (2,9)	7,27
A (3,15)	7,53
A (4,21)	10,91
B (1,5)	8
B (2,10)	10
B (3,16)	13,6
B (4,22)	21,81
C (1,4)	10.3
C (2,9)	12.35
C (3,14)	16
C (4,19)	22.86
D (1,4)	15.4
D (2,8)	16.75
D (3,16)	18.6
D (4,21)	26.12
E (1,5)	22.72
E (2,10)	23.5
E (3,15)	25.06
E (4,21)	27,4

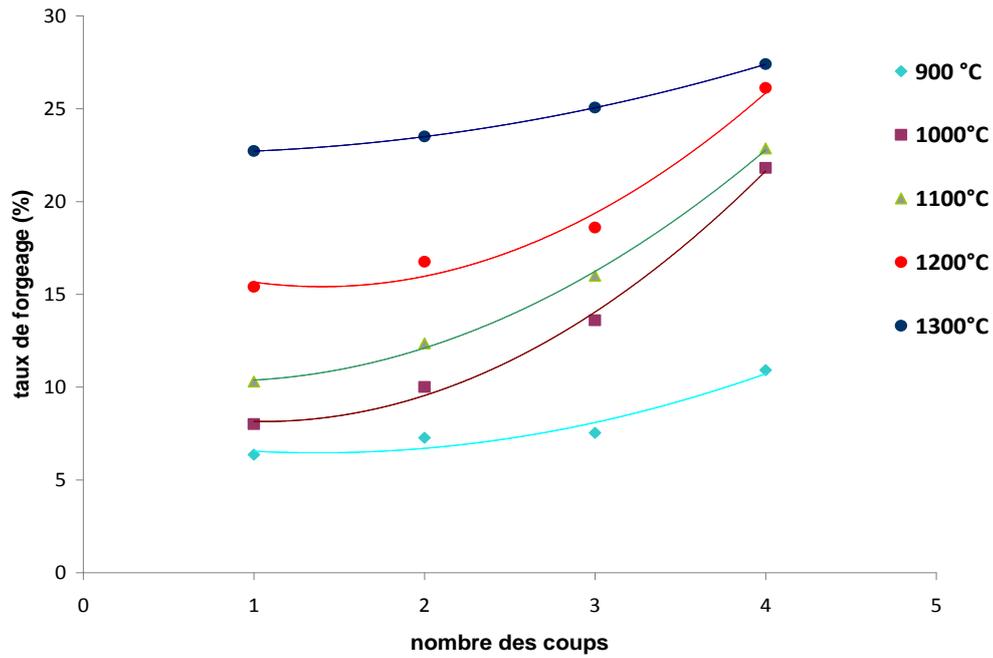
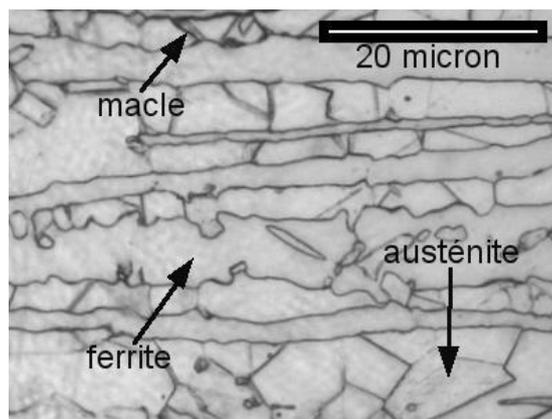


Figure III.1 : évolution du taux de déformation en fonction du nombre des coups de forgeage.

III-2 Analyse métallographique:

Nous avons utilisé la solution chimique « glyceresia » pour mettre en évidence les phases existantes, en l'occurrence l'austénite et la ferrite.

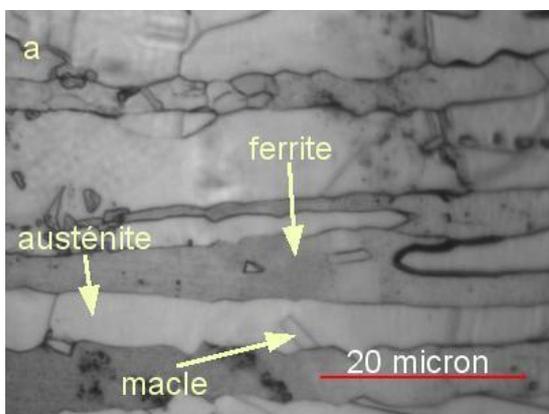


Micrographie d'échantillon A à l'état de livraison.

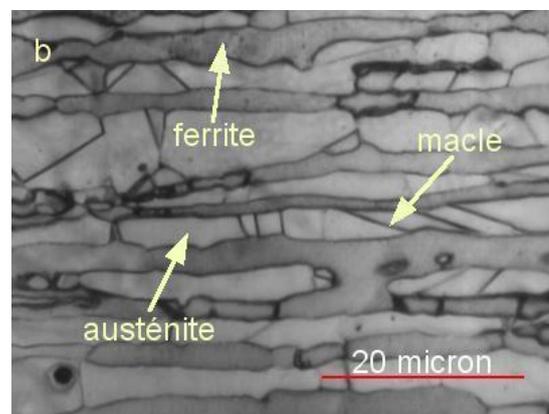
b) domaine de traitement thermomécanique et de transformation $\delta \leftrightarrow \gamma$ (1000 – 1300°C) :

Le phénomène métallurgique caractérisant ce domaine de température est la transformation de phase $\delta \rightarrow \gamma$ à l'état solide lors du refroidissement de l'acier.

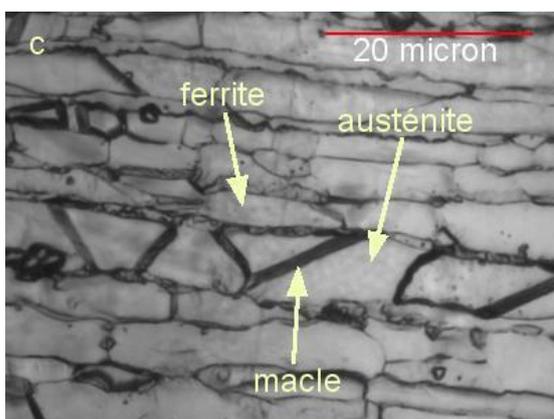
La figure III.2 (a, b, c, d) représente les microstructures issues d'un forgeage à 1000°C pour plusieurs frappe suivi par un traitement d'hypertrempe. En comparant la figure (III.2.d) avec la microstructure à l'état de livraison on remarque que le forgeage à modifie légèrement la morphologie des phases d'austénite et ferritique particulièrement ceux ayant des grains de forme aciculaires élargies qui est déjà orienter par le laminage à l'état initiale, on tendance à



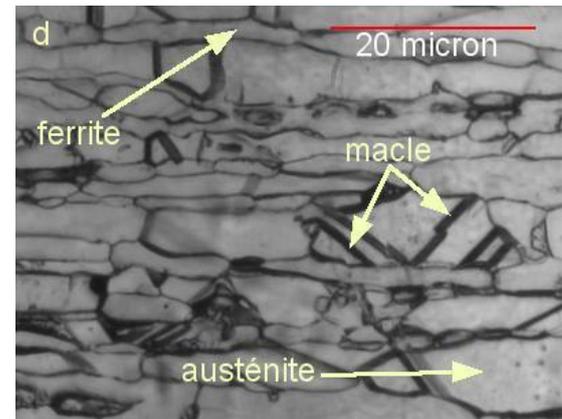
Micrographie d'échantillons B (1,5)



Micrographie d'échantillons B (2,10).



Micrographie d'échantillons B (3,16).

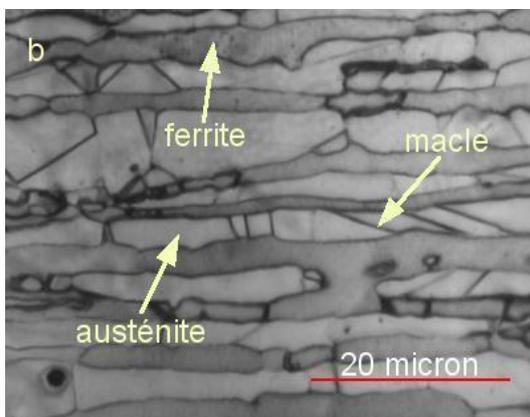


Micrographie d'échantillons B (4,22).

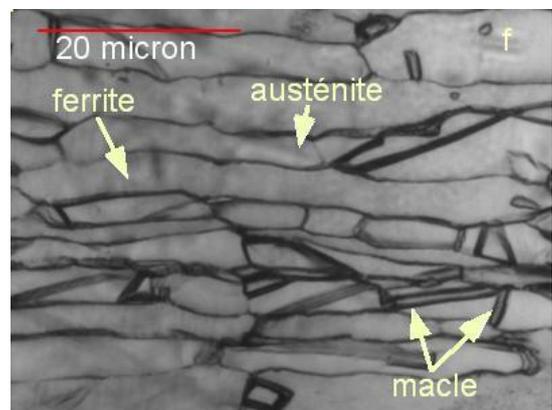
Figure III.2 : structure après forgeage à 1000 °C. (a) 1 coup pendant 5 s, (b) 2 coups pendant 10 s, (c) 3 coups pendant 16 s, (d) 4 coups pendant 22 s.

prendre des formes aciculaires plus allongées, D'autres grains sont écrasé (des grains male orienté par le laminage à l'état initial). Le grand nombre des macles remarqué dans la phase austénitique traduit la forte présence des dislocations dans cette phase.

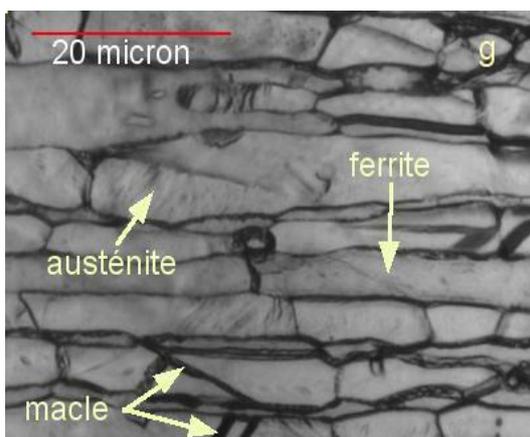
La figure (III.3.e) qui représente la microstructure d'un forgeage de 2 coups à 1300°C, semble plus déformé pour les deux phase (austénite, ferrite), des joints de grain de quelque phases presque disparue, et d'autre phase de forme de fine lamelles parallèle. L'intensité des différentes composantes de cette texture (forgeage) dépend de la texture initiale de l'acier, le taux de déformation, l'énergie des défauts d'empilement, la morphologie et la taille initiale des grains d'une seconde phase. Donc Le matériau présente une texture morphologique (phases) et cristallographique (grains).



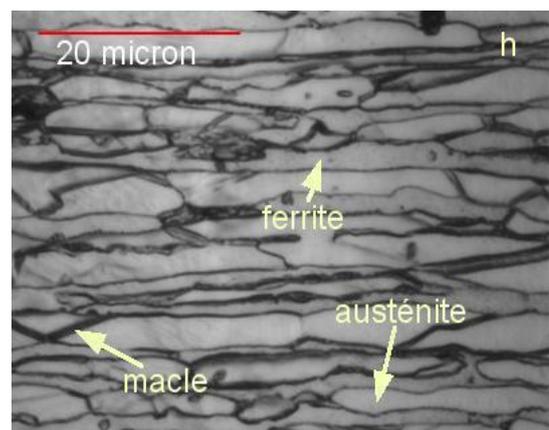
Micrographie d'échantillon B (2,10).



Micrographie d'échantillon C (2,9).



Micrographie d'échantillon D (2,8).



Micrographie d'échantillon E (2,10).

Figure III.3 structure après forgeage à 2 coups. (b) forgeage à 1000 °C, (f) forgeage à 1100°C, (g) forgeage à 1200 °C, (h) forgeage à 1300 °C.

Le tableau (III-2) explique l'effet des conditions de forgeage sur l'augmentation de degré d'orientation des deux phases, le rapport entre le \bar{L} (Longueur moyenne des grains) maximal et minimal est en ordre croissant au fur et à mesure que la déformation croît, le degré d'orientation élevé de notre cas implique La très forte anisotropie [H.Hofmann.8]. Il faut noter aussi que le fibrage est une traduction des ségrégations, de par son orientation il peut être considéré comme un phénomène de qualité.

**Tableau III-2 valeurs des longueurs moyenne des grains de l'austénite et de la ferrite
Après forgeage**

<i>Echantillon forgé</i>	<i>Longueur moyenne des grains D'austénite \bar{L} (μm)</i>	<i>Longueur moyenne des grains de ferrite \bar{L} (μm)</i>
D (2,8)	40 à 33	86 à 43
D (4,21)	54 à 43	108 à 48
E (2,10)	48 à 40	108 à 62
E (4,21)	62 à 43	144 à 86

III- 3 Détermination quantitative de la phase austénitique et ferritique après forgeage :

Les mesures du taux de la phase ferritique Tableau (III- 3) sont faite en utilisant deux couleurs de seillage pour mettre en évidence le pourcentage des deux phases (γ et α), (la phase ferritique est colorée en rouge). On a choisi l'attaque électrolytique **KOH** car il permet de obtenir une texture de surface (répartition des niveaux de gris) aléatoire, nécessaire à la technique de corrélation d'images numériques (Figure III.4.)

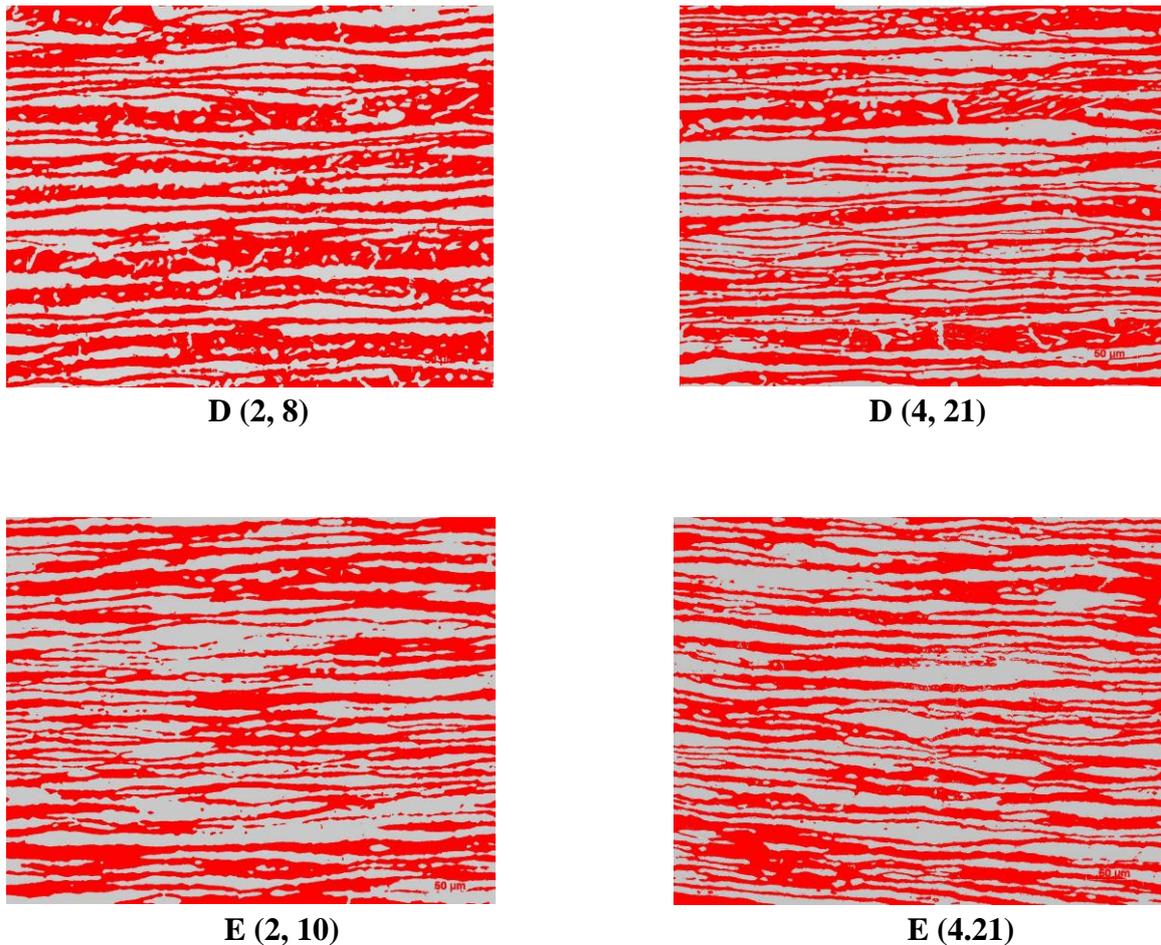


Figure III.4 taux de la phase ferritique (%) coloré en rouge (structure après forgeage).

Tableau III- 3 pourcentage de la phase ferritique après forgeage

Nombre des coups	A (%)	B (%)	C (%)	D (%)	E (%)
1 COUP	47	51,1	52,12	53,87	54,2
2 COUPS	46,2	49,34	51,56	53,12	53,5
3 COUPS	45,7	47,3	51	52,82	53,34
4 COUPS	44,1	46,7	50,3	51,95	53,3

Le diagramme de la figure (III-5) montrent qu'il y a une augmentation au pourcentage de la phase ferritique comparé avec l'austénite qui diminue chaque fois la température de forgeage augmente, ceci est expliqué par la conséquence directe de la forte croissance des grains ferritiques à des températures élevées de 900°C jusqu'à 1300°C.

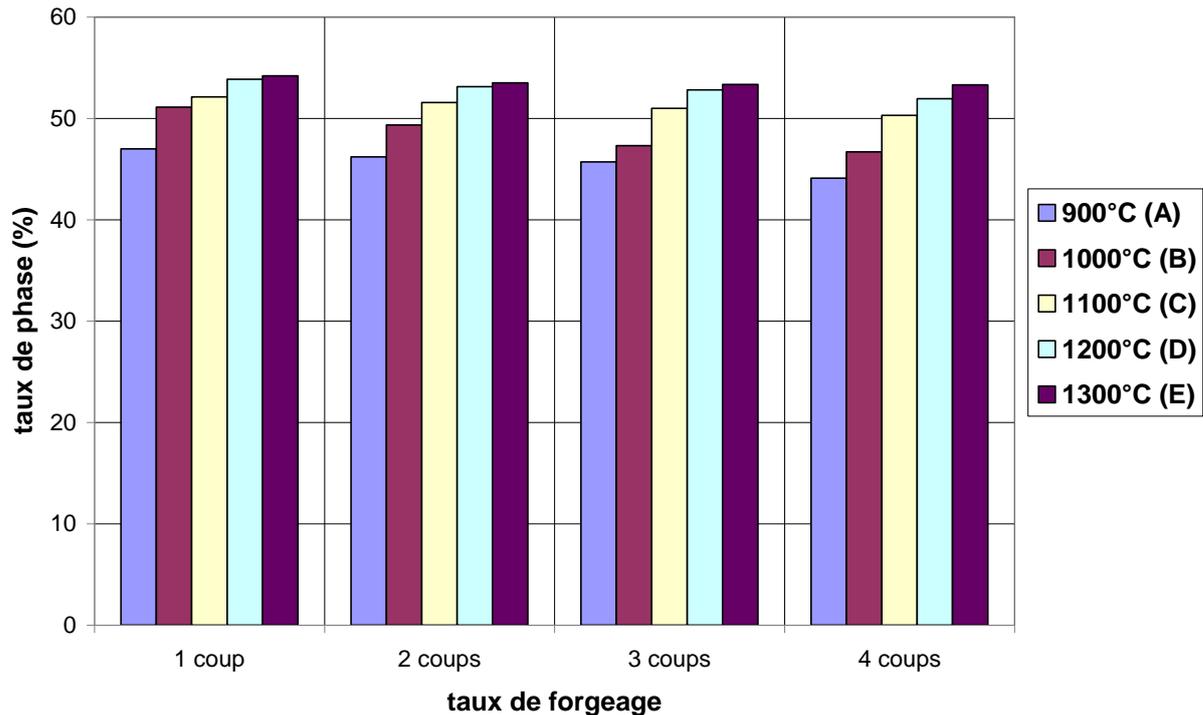


Figure III-5 - évolution de la structure (ferrite) en fonction du taux de déformation de forgeage.

III- 4 Comportement mécanique globale après forgeage :

Sous l'action d'une contrainte externe, une déformation permanente peut se produire par différents mécanismes selon la température, le mode de sollicitation et la structure cristalline du métal [2]. Les principaux mécanismes de déformation plastique ont pour origine soit le glissement de blocs cristallins sur des plans atomiques favorables, soit le transport de matière par diffusion, soit encore une combinaison des deux. Pour cela on a mesuré les valeurs de la dureté (HV10) après forgeage de nos échantillons et qui sont présentés dans le tableau (III – 4).

- **Effet de la température de forgeage :**

L'interprétation des courbes de dureté de Figure (III-6) révèle une augmentation claire de la dureté (HV) pour le même nombre de coups à différentes températures, variant de 900°C° à 1300°C°, cette plage de température où le métal est suffisamment déformable, la ductilité est la seule cause de la croissance du taux de forgeage [Oleg D. Sherly. 9].

La température et la durée d'austénitisation de forgeage contrôlent la grosseur du grain austénitique et la remise en solution des carbures et nitrures dans les aciers duplex. L'influence sur le durcissement est très faible.

D'après [greenwood et Johnson 1], La différence de compacité entre la phase mère et la phase produite engendre des déformations plastiques à l'échelle microscopique, dans la phase la plus molle. En absence de contraintes appliquées, les déformations plastiques microscopiques résultantes s'orientent de manière aléatoire, et seule la déformation correspondante au changement de volume est observée à l'échelle macroscopique. Par contre, l'application d'une contrainte externe oriente les déformations plastiques microscopiques, ce qui entraîne une déformation irréversible à l'échelle macroscopique.

- **Effet du taux de forgeage :**

La Figure (III-6) présente aussi une augmentation de la dureté à la même température de forgeage à différent nombre des coups. Ce qui nous a permis d'estimer que plus les valeurs des taux de forgeage sont élevées plus les valeurs de dureté augmente.

Du point de vue macroscopique l'augmentation de la dureté et a cause de l'accumule des défauts de structure formés lors de la déformation (lacunes et interstitielles, dislocations, défauts d'empilement, macles et sous grain), de ce fait le taux de déformation est la seule variable qui contrôle essentiellement la valeur du durcissement supplémentaire apporté par le forgeage.

Tableau III- 4 valeur de la dureté (HV10) après forgeage.

Echantillon forgé	dureté (HV10) (bord inf)	Dureté (HV10) (milieux)	dureté (HV10) (bord sup)
A (1,5)	338,9	310,2	290,81
A (2,9)	340,21	359,1	340
A (3,15)	370,6	362,6	355,22
A (4,21)	397,8	390,9	388,8
B (1,5)	339,14	331,06	330,9
B (2,10)	360,3	356,5	350
B (3,16)	390,16	385	390,3
B (4,22)	410,9	394	398,9
C (1,4)	355	344	371,16
C (2,9)	370,16	360,2	392,3
C (3,14)	402,22	390,16	403,8
C (4,19)	414	395,8	416,82
D (1,4)	395,55	380,8	398,3
D (2,8)	409,3	402	400,6
D (3,16)	420,6	403	418
D (4,21)	441,8	430	450,12
E (1,5)	395,9	410	412,6
E (2,10)	439,1	422,16	430
E (3,15)	455	425,22	433,12
E (4,21)	460,7	430,95	467,5

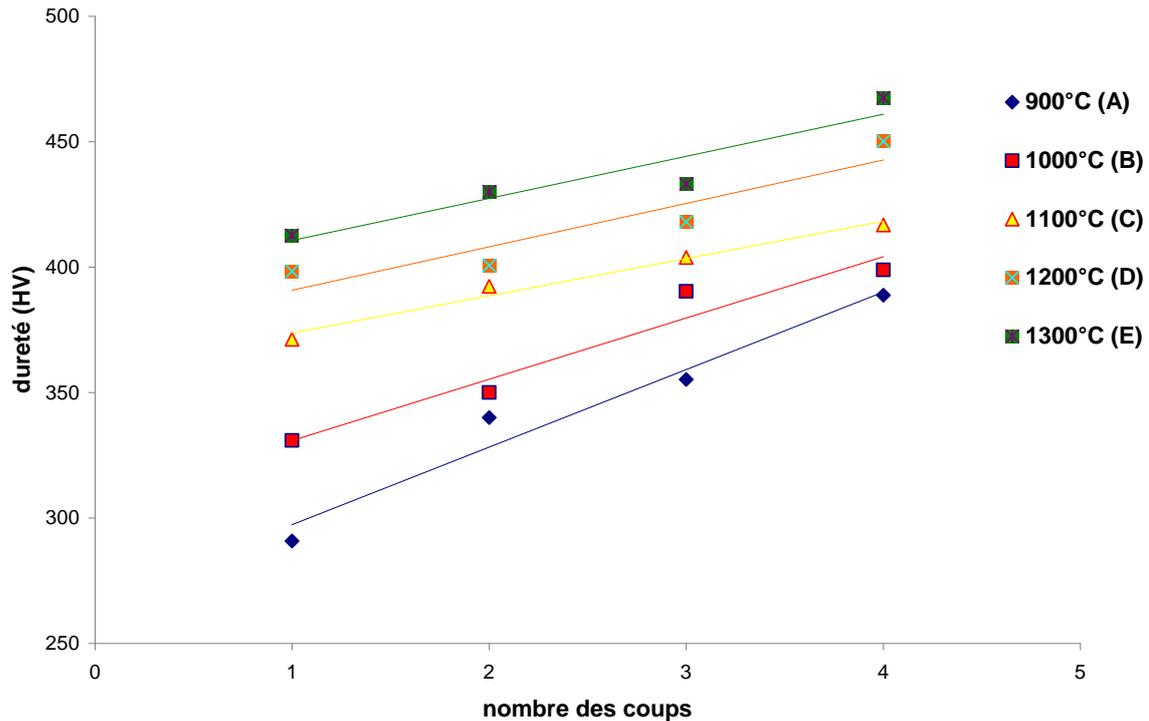


Figure III-6 effet du taux de déformation de forgeage sur la dureté (HV) (milieux).

III- 5 Comportement mécanique des phases austénitique et ferritique après forgeage :

Les courbes de la micro-dureté présentée dans la (figure III-7) montrent que Les valeurs de la micro-dureté de la phase austénitique sont supérieures à celle de la phase ferritique, est que les valeurs augmentent légèrement au fur et à mesure que le nombre des coups augmente. La déformation plastique et accommodée tout d'abord par l'austénite a cause de la plus faible limite d'élasticité par rapport à la ferrite, le comportement mécanique de la ferrite semble très sensible a la présence d'une austénitisation à haute température lors du schéma thermomécanique, selon la présence de celle-ci ou non, la phase ferritique présente une faible déformation cependant, le niveau de contrainte stationnaire reste toujours très proche du niveau appliqué, donc il n'y a pas de durcissement par déformation seul l'effet thermoviscoplastique est à prendre en compte, D'après [Besson et al. 2001. 3]. Ce phénomène manifesté lorsque la température dépasse environ le tiers de la température absolue de fusion. L'influence des phénomènes visqueux sur la réponse mécanique du matériau est considérable. Elle se traduit par la dépendance du comportement du matériau vis-à-vis de la vitesse de sollicitation

Ce qui nous a permis de dire que le premier facteur durcissant est l'affinement des plaquettes produites par la déformation du grain austénitique, le deuxième facteur important est l'augmentation de la densité de dislocations, (joints de grains, macles ...)

D'autre part, on remarque généralement une même allure des deux courbes mais une croissance visible de la micro-dureté dans la phase ferritique pour différente température de forgeage. Nous constatons que la micro-dureté de la phase ferritique croît plus rapidement mais globalement il reste toujours inférieur à la micro-dureté de la phase austénitique.

Selon [Reick et al. 4], la ferrite possède un nombre de système de glissement et une énergie de défaut d'empilement plus élevés que l'austénite, et que la vitesse de diffusion est plus élevée dans la ferrite que dans l'austénite. Ça forte limite d'élasticité par rapport à l'austénite. De plus, la limite d'élasticité macroscopique augmente de façon systématique lorsque la taille de grain diminue [7]. En effet, en agissant sur la taille de grain à l'aide d'un traitement thermomécanique convenable (forgeage), on est à même de faire varier la limite d'élasticité d'un métal de façon considérable. Alors, on peut dire que la déformation dans la ferrite est induite par l'activité plastique de la phase austénitique est que le durcissement de la ferrite ce fait par effet de taille de grain.

Tableau III-5 valeur de la micro-dureté (HV) de la phase (□□ et la phase (□□ après Forgeage.

Echantillon forgé	Micro-dureté (HV) Austénite (γ)□	Micro-dureté (HV) Ferrite (α)
A (1,5)	330,6	160,43
A (2,9)	327	149,8
A (3,15)	340	178,3
A (4,21)	340	180
B (1,5)	328,8	205,5
B (2,10)	341	220,65
B (3,16)	370,44	220
B (4,22)	375,4	230,9
C (1,4)	348,1	235,2
C (2,9)	350,3	240,2
C (3,14)	379,4	238,2
C (4,19)	385	260
D (1,4)	360,3	270,7
D (2,8)	358	264,65
D (3,16)	378	271,8
D (4,21)	398,3	298
E (1,5)	380,2	297,6
E (2,10)	385,5	301
E (3,15)	386,66	295,9
E (4,21)	406,1	329,6

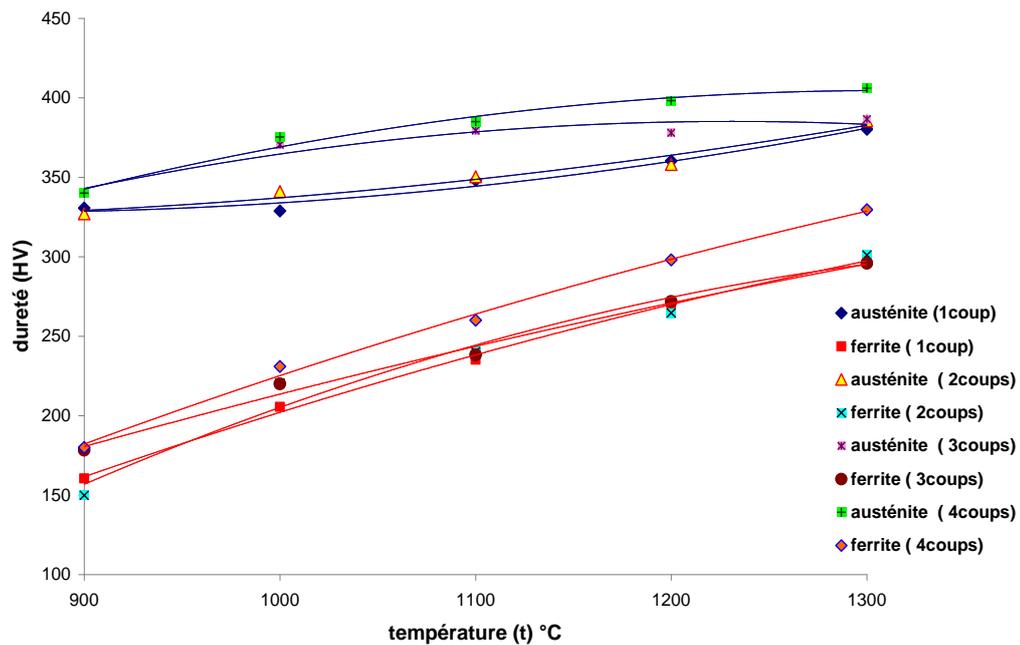
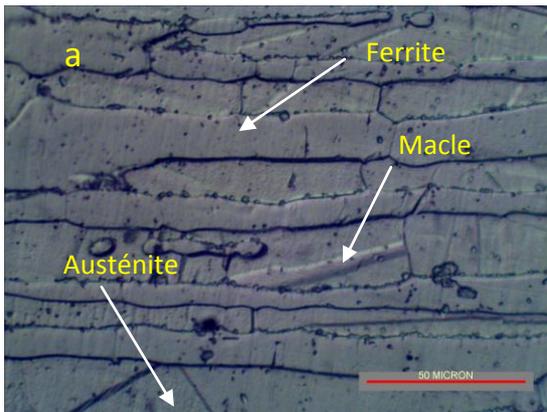


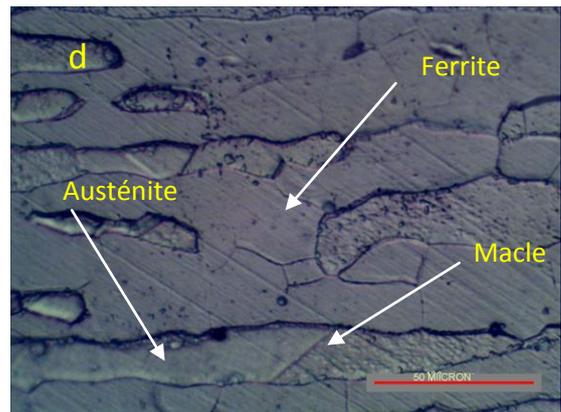
Figure III-7 évolution de la dureté (HV) dans la phase austénitique et la phase ferritique après forgeage.

III- 6 Analyse de la microstructure après traitement d'homogénéisation à 1065°C :

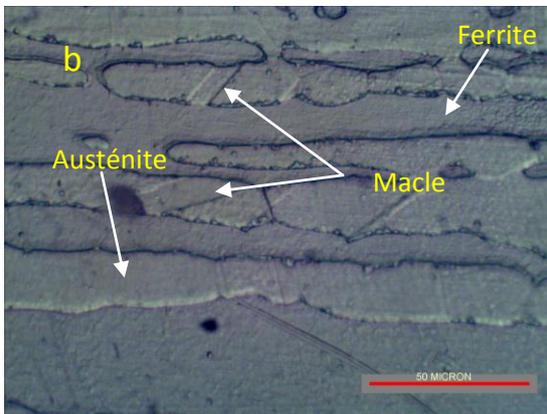
Le but des traitements thermiques d'homogénéisation est d'obtenir des phases homogènes, et de diminuer l'ampleur des ségrégations dans ces phases. La Figure (III-8) représente la micrographie des échantillons après traitement thermique d'homogénéisation respectivement le E (4 coups) et le D (2coups) à différent temps de maintien, en remarque que les phases austénitiques gardent la même forme allongés dans le sens de laminage de l'état initiale. Donc en peut dire que les traitements d'homogénéisation peut éliminé ou adoucir la texture cristallographique est non pas la texture morphologique.



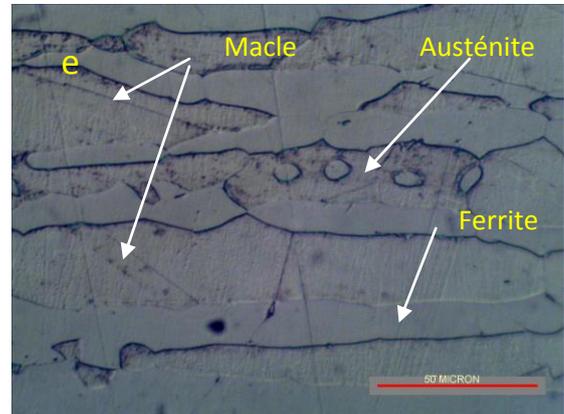
Micrographie, E (4, 21,20)



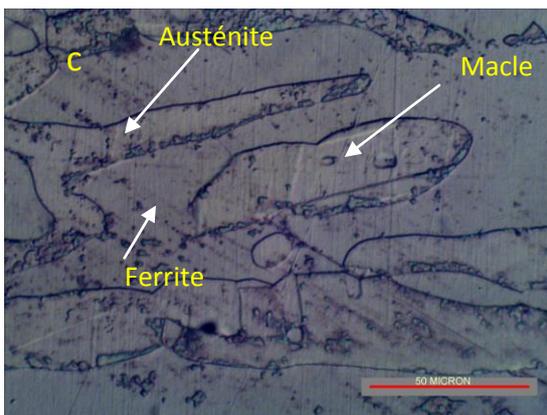
Micrographie, D (2, 8,20)



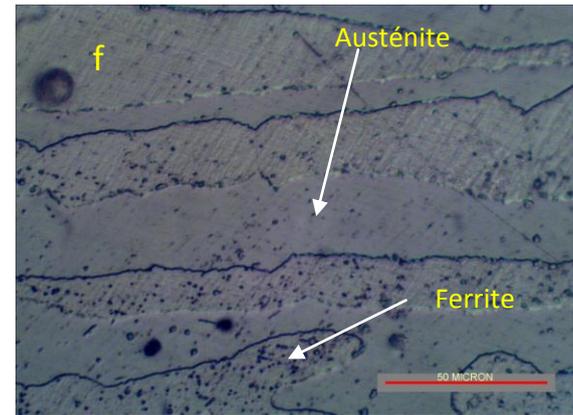
Micrographie, E (4, 21,60)



Micrographie, D (2, 8,60)



Micrographie, E (4, 21,120)

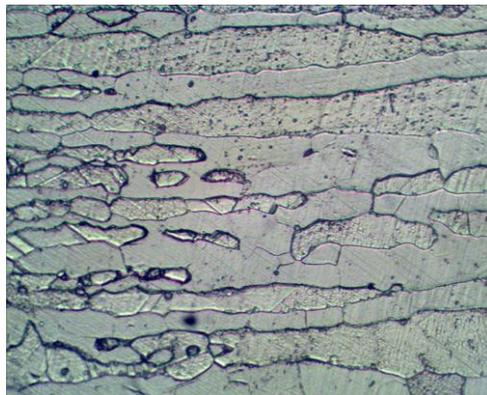


Micrographie, D (2, 8,120)

Figure III-8 structure après traitement d'homogénéisation à 1065°C, E (4 coups) pendant : a) 20 min, b) 60 min, c) 120 min. D (2 coups) pendant : d) 20 min, e) 60 min, f) 120 min.

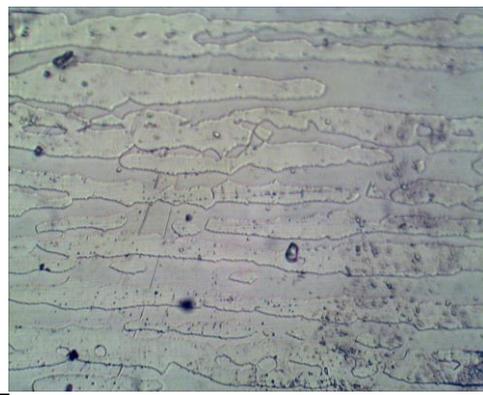
III- 7 Détermination quantitative de la phase austénitique et ferritique après traitement d'homogénéisation à 1065°C :

Les valeurs du taux de la phase ferritique et la phase austénitique après traitement d'hypertrempe d'homogénéisation à $T=1065^{\circ}\text{C}$ sont présentés dans le tableau (III- 6).



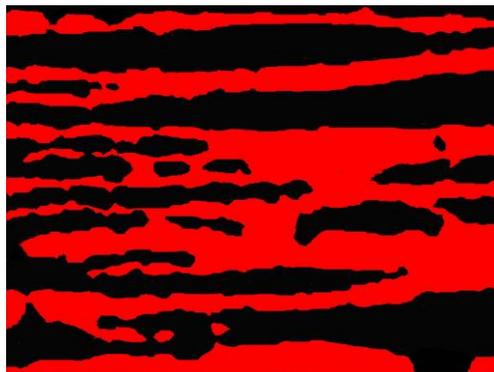
Micrographie d'échantillons

D (2, 8, 120)

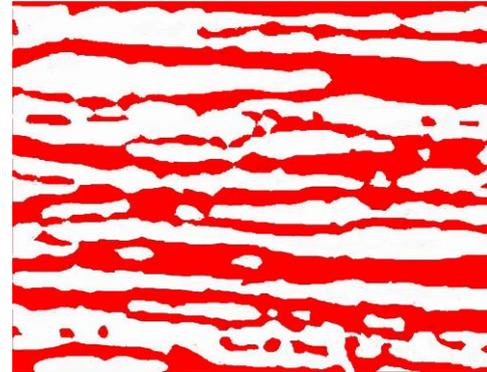


Micrographie d'échantillons

E (2, 10, 120)



D (2, 8, 120)



E (2, 10, 120)

Figure III-9 taux de phase ferritique (%) (Coloré en rouge), après traitement d'homogénéisation à 1065°C.

D'après les courbes de la figure (III-10) on constate généralement qu'il y a une même allure des courbes du taux de la phase ferritique, ce taux décroît jusqu'à 20 minutes de maintien, suivi par une stabilité pour des durées de maintiens plus élevées.

Il faut noter aussi que la courbe présentée par le D (2coups) prend des valeurs en pourcentage de ferrite supérieures à D (4coups), ensuite E (2coups) et enfin l'échantillon E (4coups). Ce qui nous amène à dire que les traitements d'homogénéisation sont influents par l'historique thermomécanique du métal, un forgeage à 1200°C donne une cinétique de transformation un peu plus lente qu'un forgeage à 1300°C. Les différences de cinétique de

transformation de phase et de microstructure laissent supposer que les mécanismes de transformation sont différents pour les deux températures de forgeage.

Tableau III- 6 *taux de la phase ferritique et la phase austénitique après traitement d'hypertrempe (homogénéisation) à $T=1065^{\circ}\text{C}$.*

Echantillon (traitement thermique d'hypertrempe à 1065°C)	Phase ferritique (%)	Phase austénitique (%)
D (2, 8,20)	46,8	53,2
D (2, 8,40)	46,5	53,5
D (2, 8,60)	46	54
D (2, 8,120)	45,81	54,19
D (2, 8,180)	45,7	54,3
D (4, 21,20)	45,68	54,32
D (4, 21,40)	45,5	54,5
D (4, 21,60)	45,3	54,7
D (4, 21,120)	45,2	54,8
D (4, 21,180)	44,5	55,5
E (2, 10,20)	43,75	56,25
E (2, 10,40)	42,8	57,2
E (2, 10,60)	42	58
E (2, 10,120)	43,6	56,4
E (2, 10,180)	42,88	57,12
E (4, 21,20)	41,65	58,35
E (4, 21,40)	41,6	58,4
E (4, 21,60)	41,48	58,52
E (4, 21,120)	41,53	58,47
E (4, 21,180)	40,01	59,99

Les figures (A,B) montrent que l'intersection des courbes de la phase ferritique et austénitique au taux (structure) de 50% pour différents nombres de coups, changent en fonction du temps de maintien aussi que le taux de déformation de forgeage, on constate que l'échantillon D (2,8) nécessite pour atteindre 50% de ferrite un temps de maintien $t = 9.9$ minutes, et un taux de déformation =16.75 %, suivi par l'échantillon E (2,10) avec un temps de maintien $t = 7.2$ minutes, taux de déformation = 23.5%, et après l'échantillon D (4,21), $t = 6.2$ minutes et le taux de déformation = 26.12 %, et enfin l'échantillon E (4,21), $t = 5.7$ minutes et taux de déformation = 27,4 %. Ce qui nous a permis de conclure que le temps de maintien de traitement d'hypertrempe dépend de l'épaisseur de l'échantillon traité.

Par exemple d'après la courbe de la figure-A, le temps de maintien nécessaire pour avoir une structure homogène (50% ferrite et 50 % austénite) de l'échantillon D (2 coups), est $t = 9.9$ minutes. On peut estimer comme règle empirique qu'il faut 1 minute de maintien par un millimètre d'épaisseur.

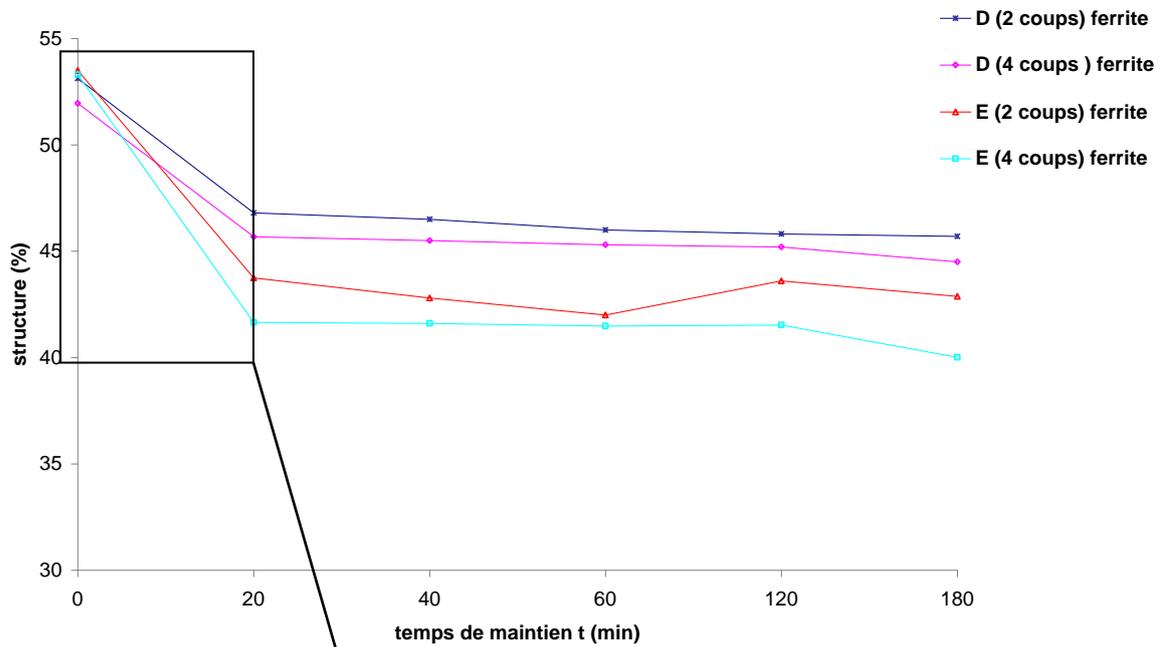


Figure III-10 évolution de la structure en fonction du temps de maintien d'homogénéisation à $T= 1065^{\circ}\text{C}$.

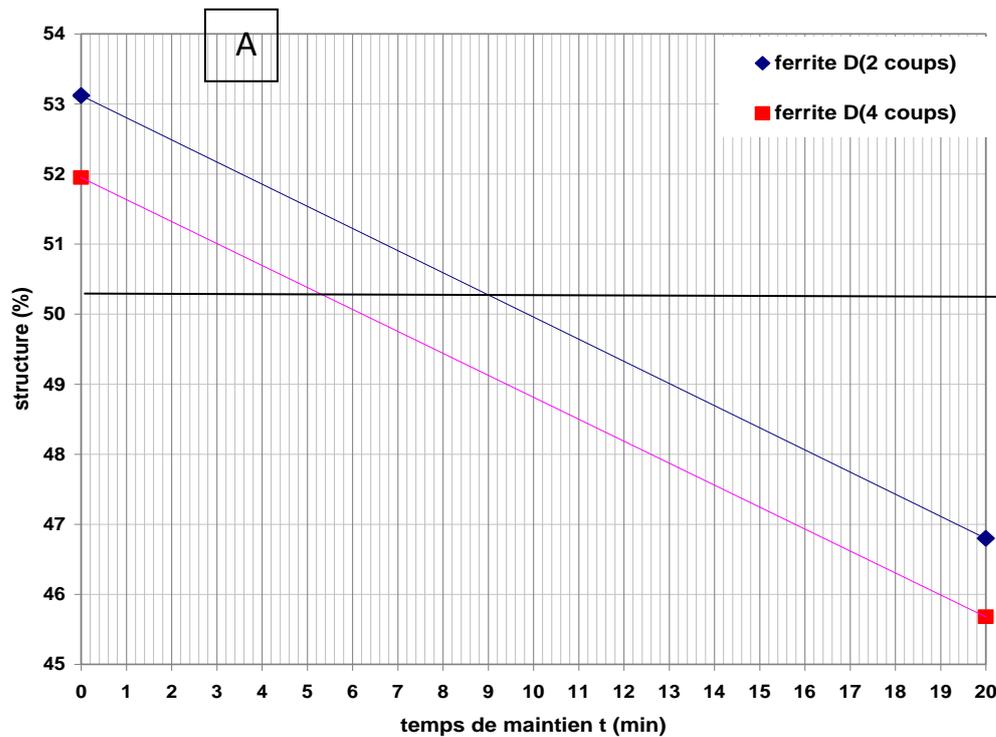


Figure. A) homogénéisation à 1065°C d'échantillon forgé a 1200°C .

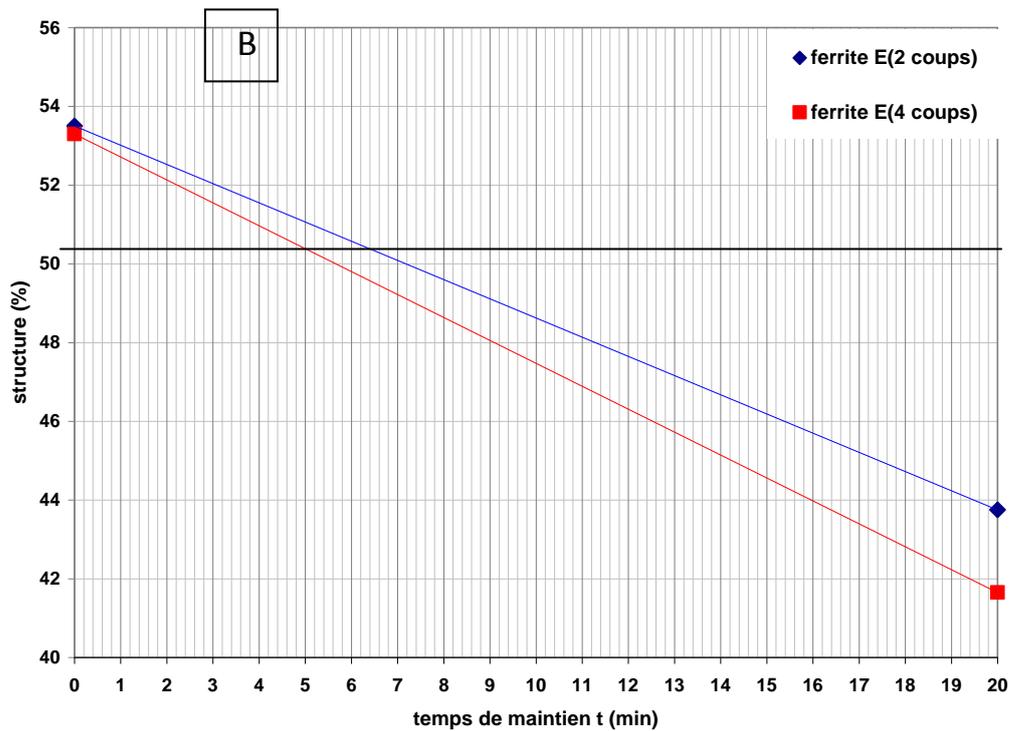


Figure. B) homogénéisation à 1065°C d'échantillon forgé à 1300°C.

III- 8 Effet des traitements d'hypertrempe sur le comportement mécanique :

Les courbes de dureté (HV) après traitement thermique d'homogénéisation des échantillons D (2 coups), D (4 coups), E (2 coups), E (4 coups) présenté dans la figure (III-11) montre que les duretés ont la même allure de décroissance. En effet, on constate qu'il y a une diminution des valeurs de dureté en fonction du temps de maintien à 1065°C.

D'après ce qui précède on peut attribuer l'évolution de la dureté aux changements qui se produisent au sein de la microstructure. En effet, les grains initiaux demeurent la base de la microstructure, mais il se produit une diminution du nombre des défauts ponctuels ainsi qu'une diminution de la densité des dislocations, accompagnée de réarrangement de celle-ci en configuration de plus basse énergie. Alors on peut dire que le traitement thermique d'homogénéisation a une forte influence sur le comportement globale.

Tableau III-7 valeur de la dureté (HV) après traitement thermique d'hypertrempe à 1065°C pour différent temps de maintien de chaque type de forgeage choisis.

Echantillon (traitement thermique d'hypertrempe à 1065°C)	dureté (HV10) (bord inf)	dureté (HV10) (milieux)	dureté (HV10) (bord sup)
A (4, 21,60)	280	285	287
B (4, 22,60)	287	278	285
C (4, 19,60)	283	275	282
D (2, 8,20)	297	299	290
D (2, 8,40)	295	297	291
D (2, 8,60)	280	280	283
D (2, 8,120)	253	250	256
D (2, 8,180)	245	242	243
D (4, 21,20)	298	292	295
D (4, 21,40)	293	289	290
D (4, 21,60)	278	278	282
D (4, 21,120)	247	245	246
D (4, 21,180)	240	240	242
E (2, 10,20)	298	298	299
E (2, 10,40)	295	292	295
E (2, 10,60)	275	280	283
E (2, 10,120)	248	245	242
E (2, 10,180)	238	235	244
E (4, 21,20)	295	297	298
E (4, 21,40)	270	285	280
E (4, 21,60)	280	275	270
E (4, 21,120)	258	254	256
E (4, 21,180)	248	240	245

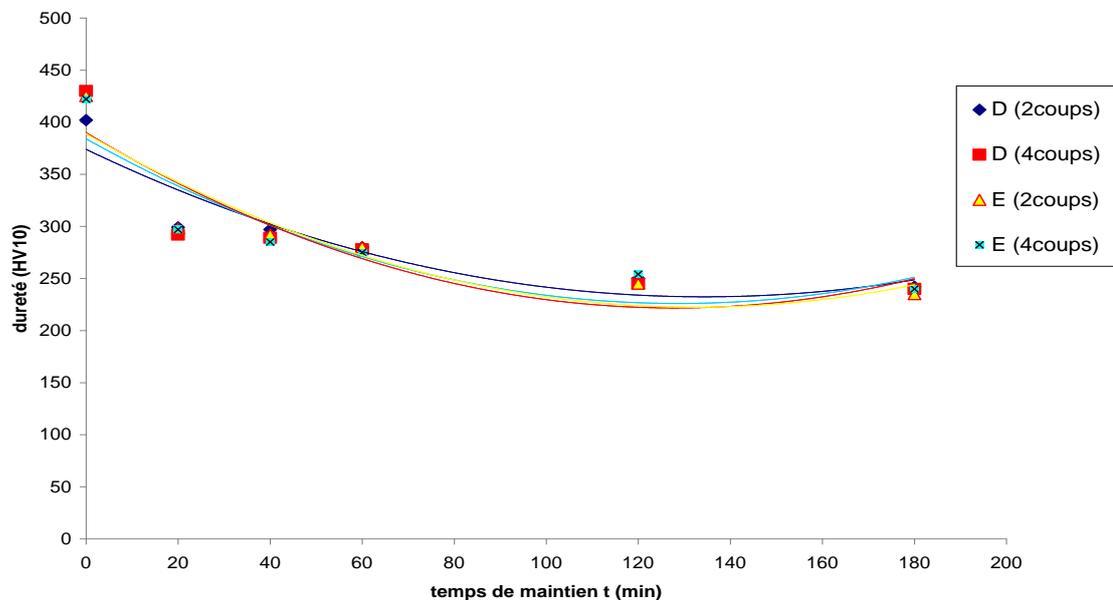


Figure III-11 évolution de la dureté (HV) en fonction du temps de maintien de traitement d'homogénéisation à $T=1065^{\circ}\text{C}$ (milieux).

Les mesures de micro-dureté présentées dans les figures (III-12) montrent qu'il y a une diminution importante aux valeurs de micro-dureté de la phase austénitique est qui se stabilise à partir du temps de maintien de 120 minutes, en comparant avec l'évolution de la dureté de la ferrite on constate que celle-ci diminue également mais de façon moins importante.

Ce phénomène apparaît à partir de 60 min de maintien ; au-delà de cette valeur, les duretés de l'austénite et la ferrite semblent comparables. Les courbes qui présentent la micro-dureté de l'austénite ont la même allure de diminution que celle des courbes qui représentent l'acier dans sa globalité.

Tableau III-8 valeur de la dureté (HV) de la phase (□□ et la phase (□□ après traitement forgeage choisis.

Echantillon (traitement thermique d'hypertrempe à 1065°C)	Micro-dureté (HV) Austénite (γ)	Micro-dureté (HV) Ferrite (α)
D (2, 8,20)	308,6	256
D (2, 8,40)	280,2	250
D (2, 8,60)	260	240
D (2, 8,120)	250	233
D (2, 8,180)	240	225
D (4, 21,20)	338	260
D (4, 21,40)	312,36	255
D (4, 21,60)	265	250
D (4, 21,120)	238	240
D (4, 21,180)	236	232,4
E (2, 10,20)	329,6	248,2
E (2, 10,40)	295,7	232,3
E (2, 10,60)	255	256,6
E (2, 10,120)	238,2	230
E (2, 10,180)	235,6	228,9
E (4, 21,20)	295	265,6
E (4, 21,40)	285,5	260
E (4, 21,60)	260	255
E (4, 21,120)	245,8	245,5
E (4, 21,180)	238,2	234,7

Les comportements (dureté) estimés pour la ferrite et l'austénite paraissent très proche lorsque on augmente le temps de maintien à 1065°C. Ça nous amène à dire que le temps de maintien exagérer impose un adoucissement concentré de la phase austénitique c'est à dire que la déformation assure la croissance du germe au détriment de la matrice plus écrouie [10]. Les grains de la phase ferritique sont en effet, moins fragmentés que ceux de l'austénite. On sait que malgré la recristallisation de l'acier, les grains de ces phases restent allongés dans le sens du laminage. Cet état de structure traduit l'empêchement des phénomènes de germination et de croissance par les joint de grains des chacune des deux phases. Par ailleurs, la phase ferritique semble moins recristallisée que la phase austénitique. Ceci due a la différence d'énergie emmagasinée par les deux phase lors de la déformation et qui est plus élevée dans l'austénite que dans la ferrite [4,5,6].

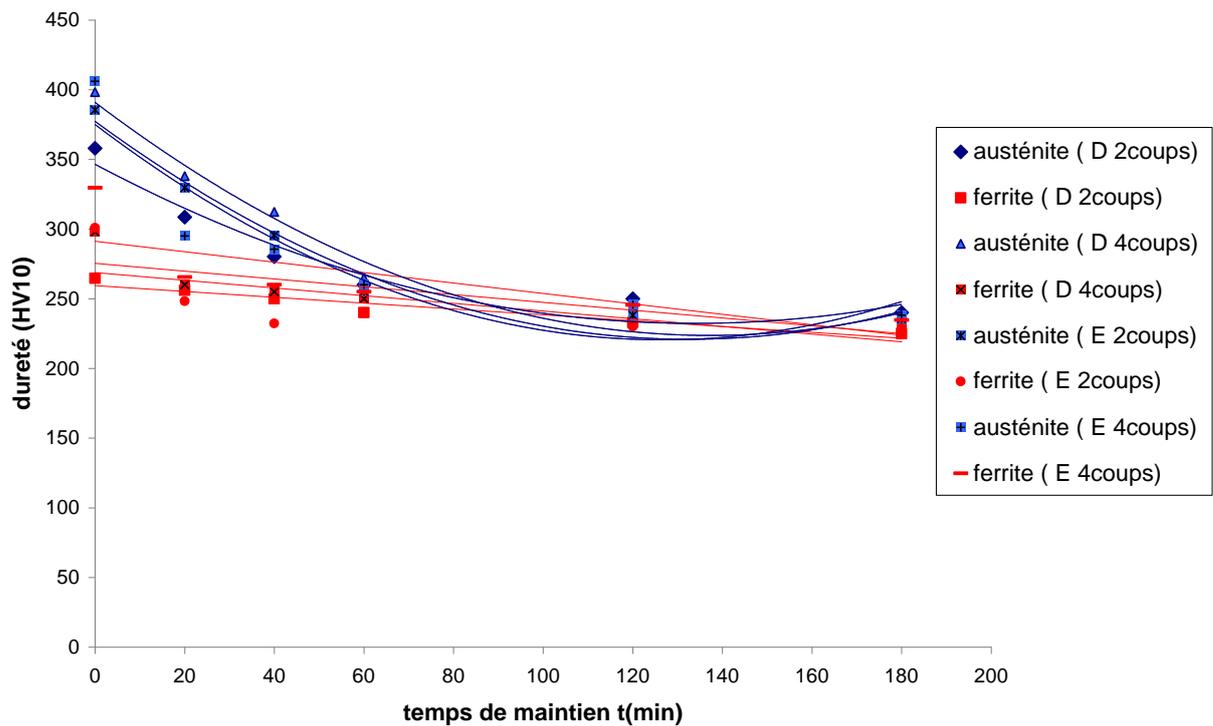
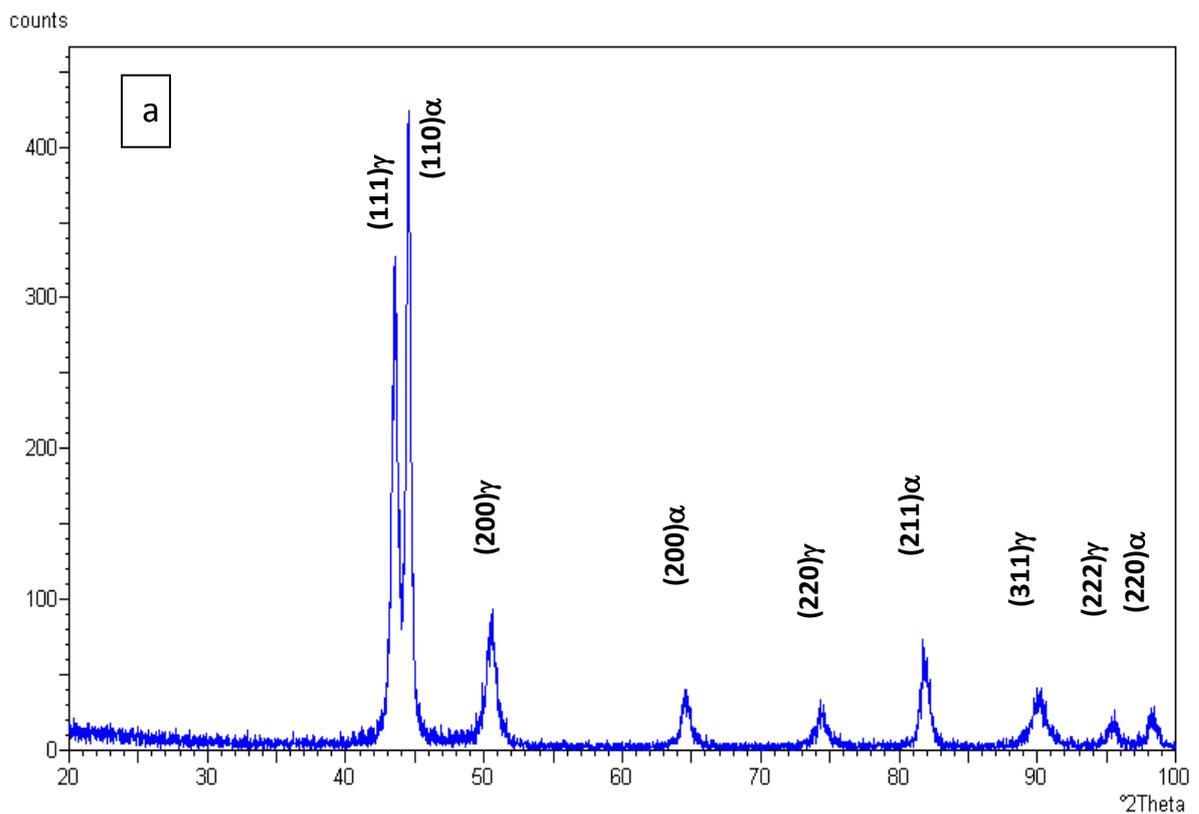
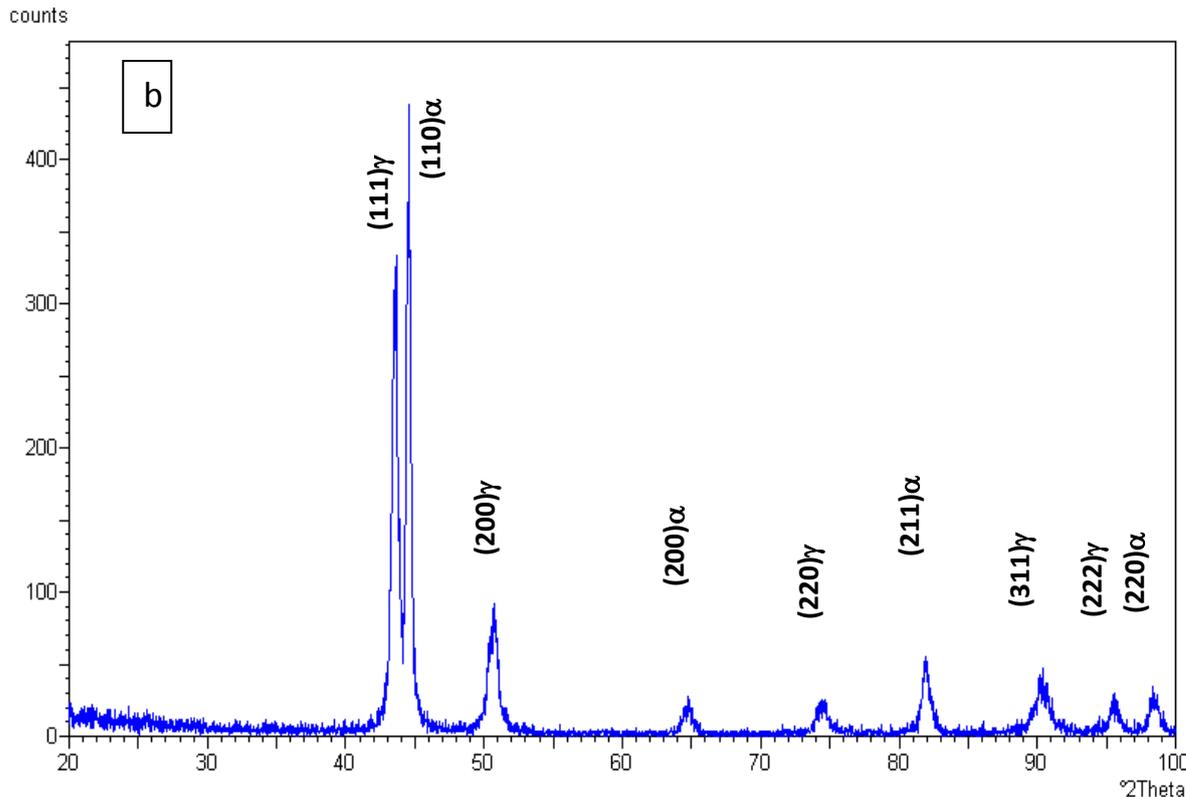
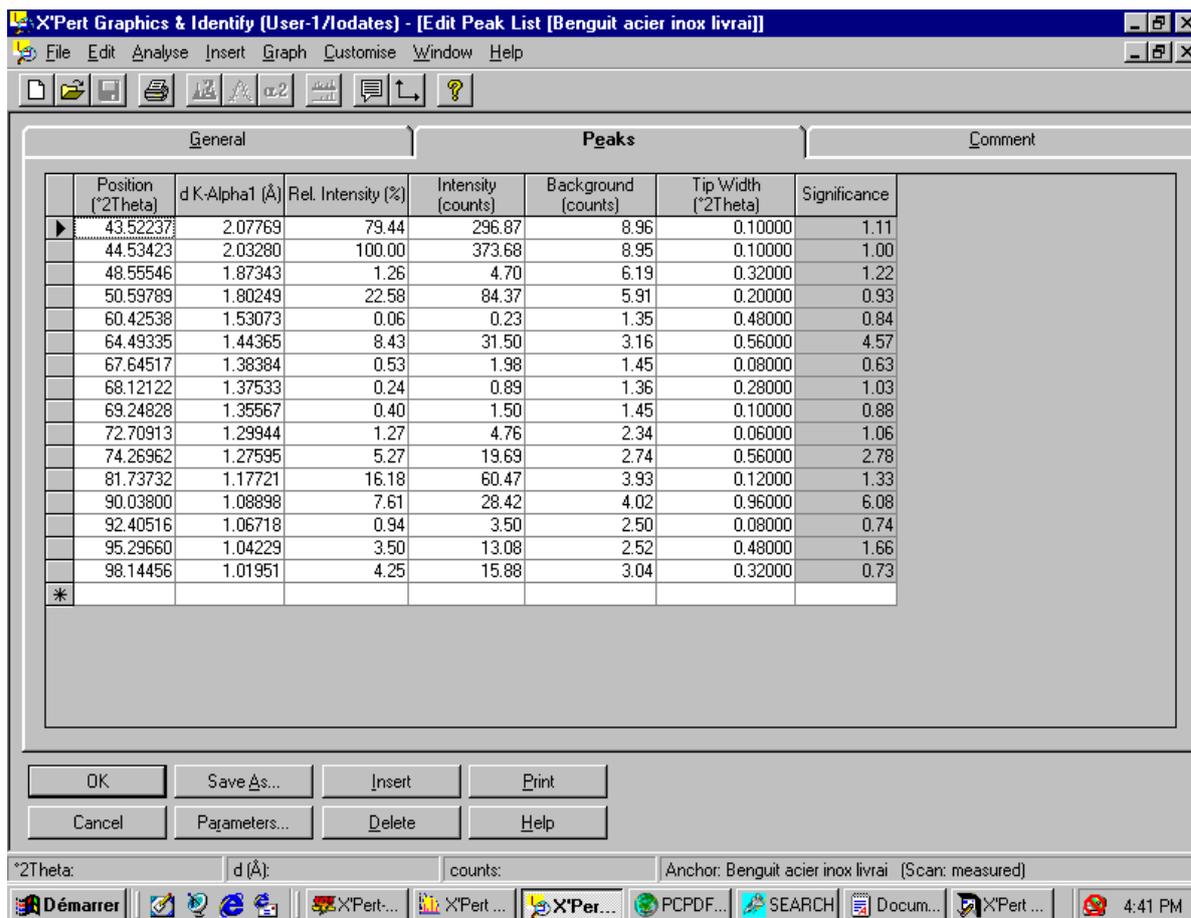


Figure III-12 Evolution de la dureté de l'austénite et de la ferrite en fonction du temps de maintien de traitement d'homogénéisation à $T = 1065^{\circ}\text{C}$, D (2 coups).

III-10 Caractérisation par diffraction des rayons x :

L'analyse par diffraction des rayons X du métal de base (à l'état de livraison) en comparaison avec le cas de traitement thermomécanique (forgeage) à 1200°C le D (2,8), nous a permis d'obtenir les spectres de diffraction de la (figure III 13-a et b) qui sont caractérisé par la présence des pics des deux phases la ferrite et l'austénite ; On remarque que l'intensité du pic (111) γ est inférieure à celle de α (110), et Des traces de textures des deux phase sont aussi observées sur le spectre. L'introduction des traitements thermomécanique (forgeage) a modifié légèrement la forme et les intensités des pics dans les diffractogrammes, une diminution de l'intensité de pic de l'austénite et une augmentation de l'intensité du pic de ferrite. Après les traitements d'homogénéisation. On observe un affaiblissement remarquable de l'intensité de pic (110) α par rapport à celle de (111) γ pour les deux cas D (2, 8,20) et D (2, 8,180). Ces modifications sont liées aux phénomènes de recristallisation et aux changements morphologiques qu'ont subis les grains des deux phases lors des traitements thermiques. Le cas D (2, 8,60) présente des pic très fin et intense pour (110) α et (111) γ par rapport au autre et qui peut être dû à l'effet de texture.





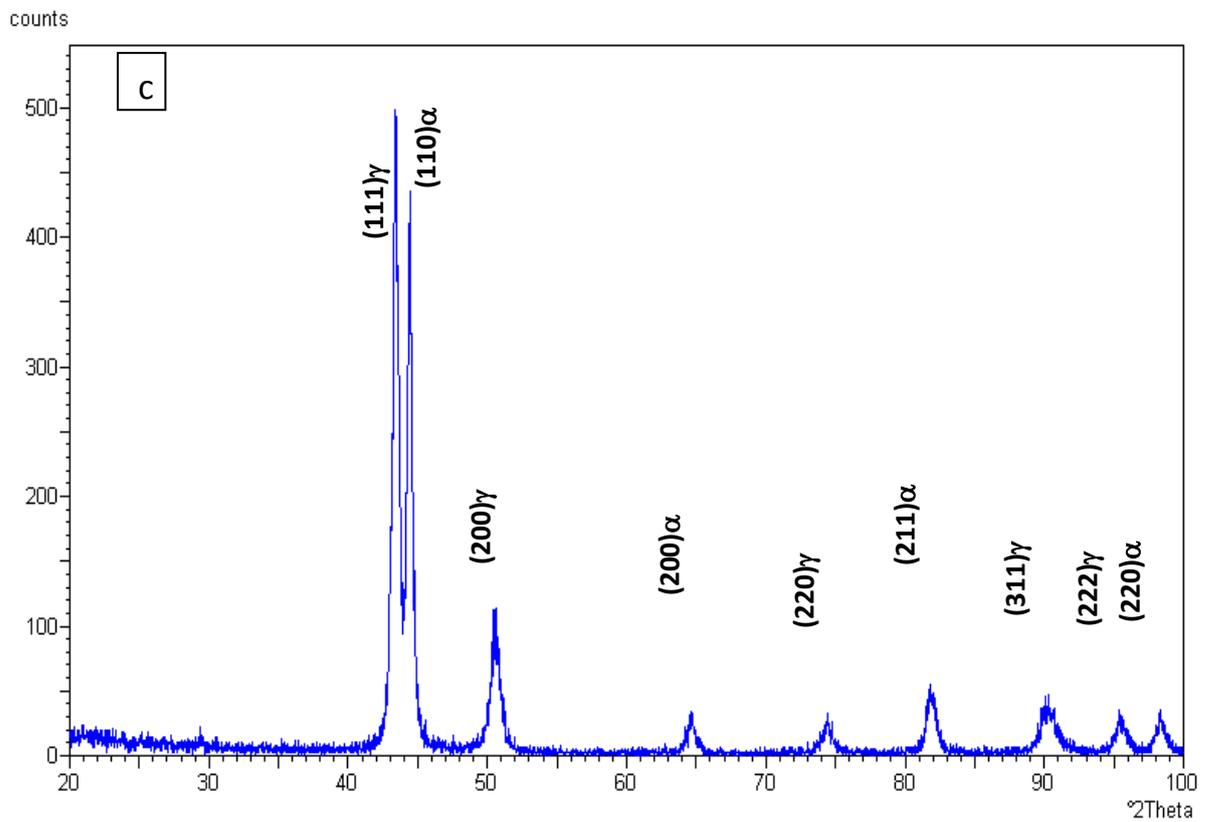
X'Pert Graphics & Identify (User-1/Iodates) - [Edit Peak List [Benguit ech D(2.8)]]

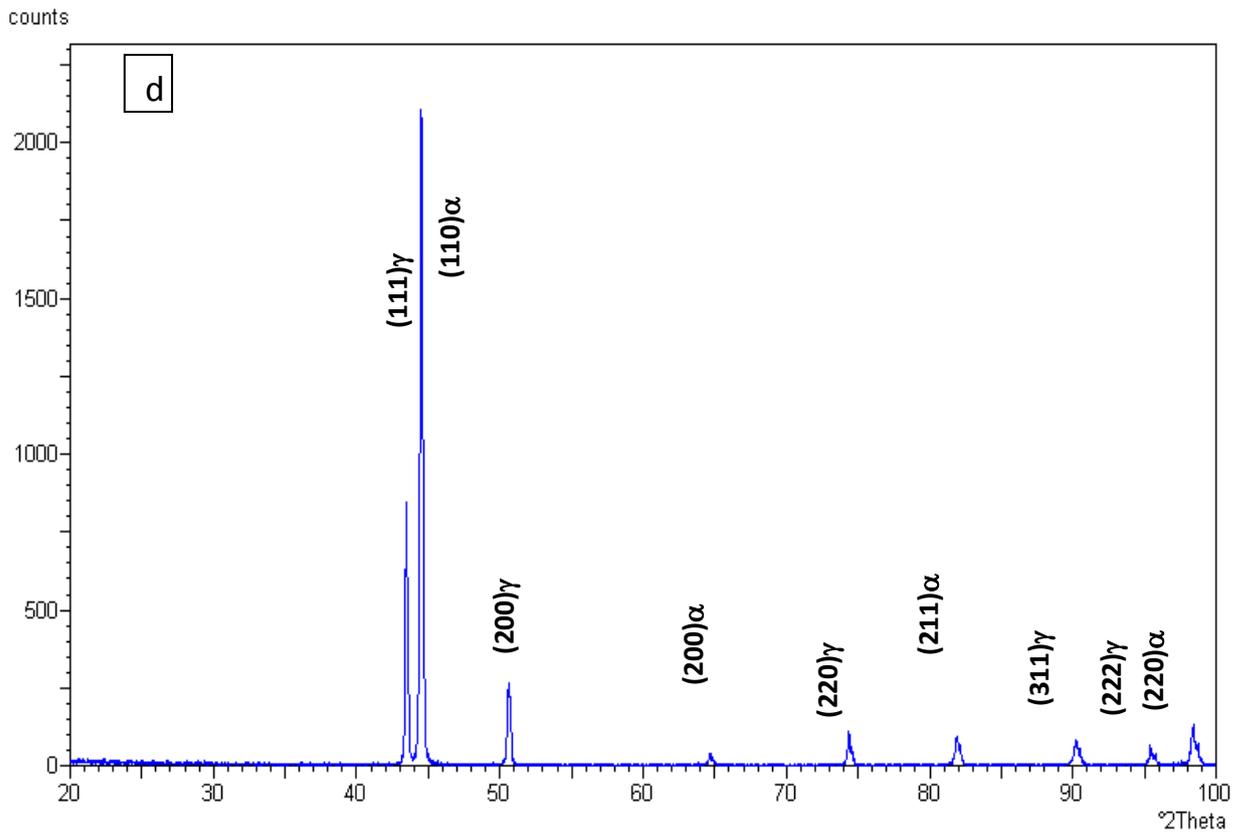
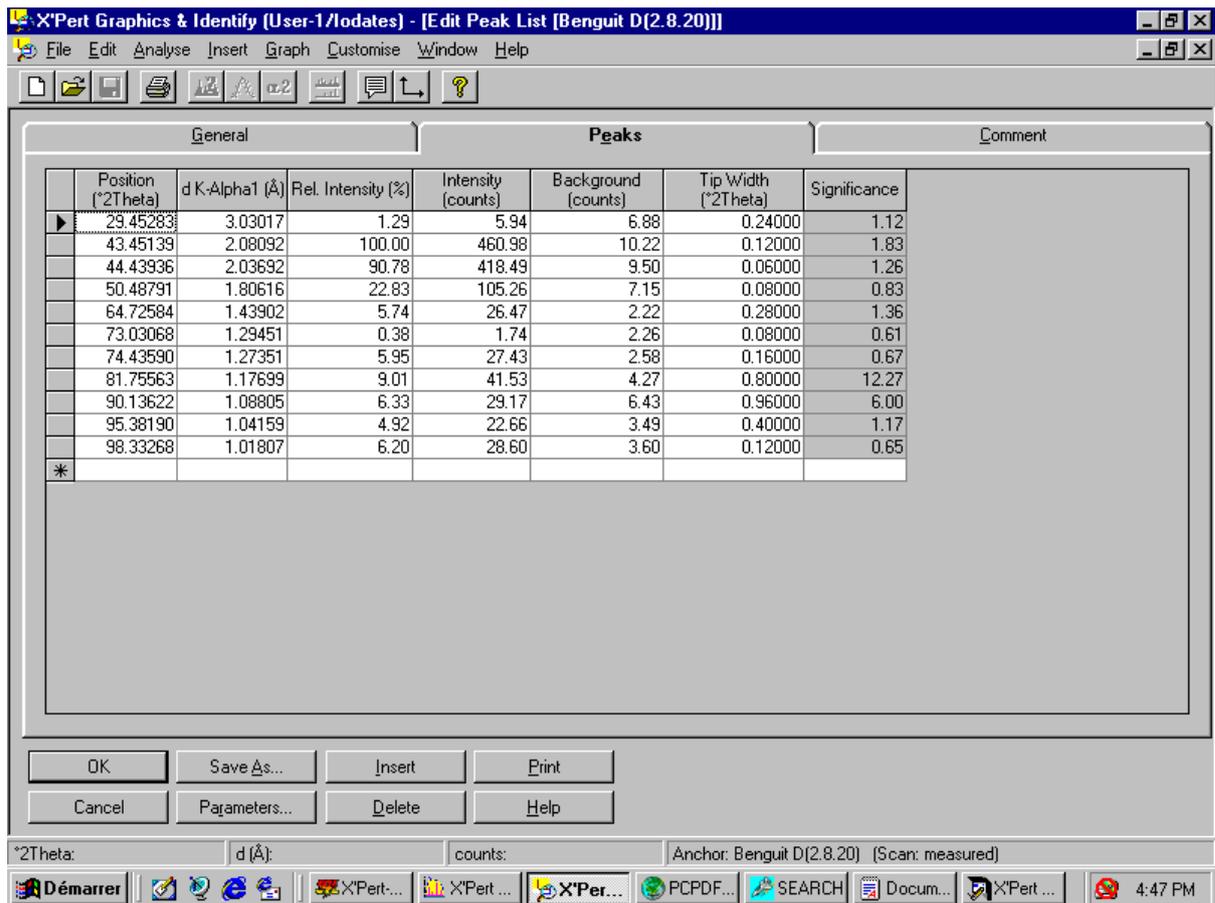
File Edit Analyse Insert Graph Customise Window Help

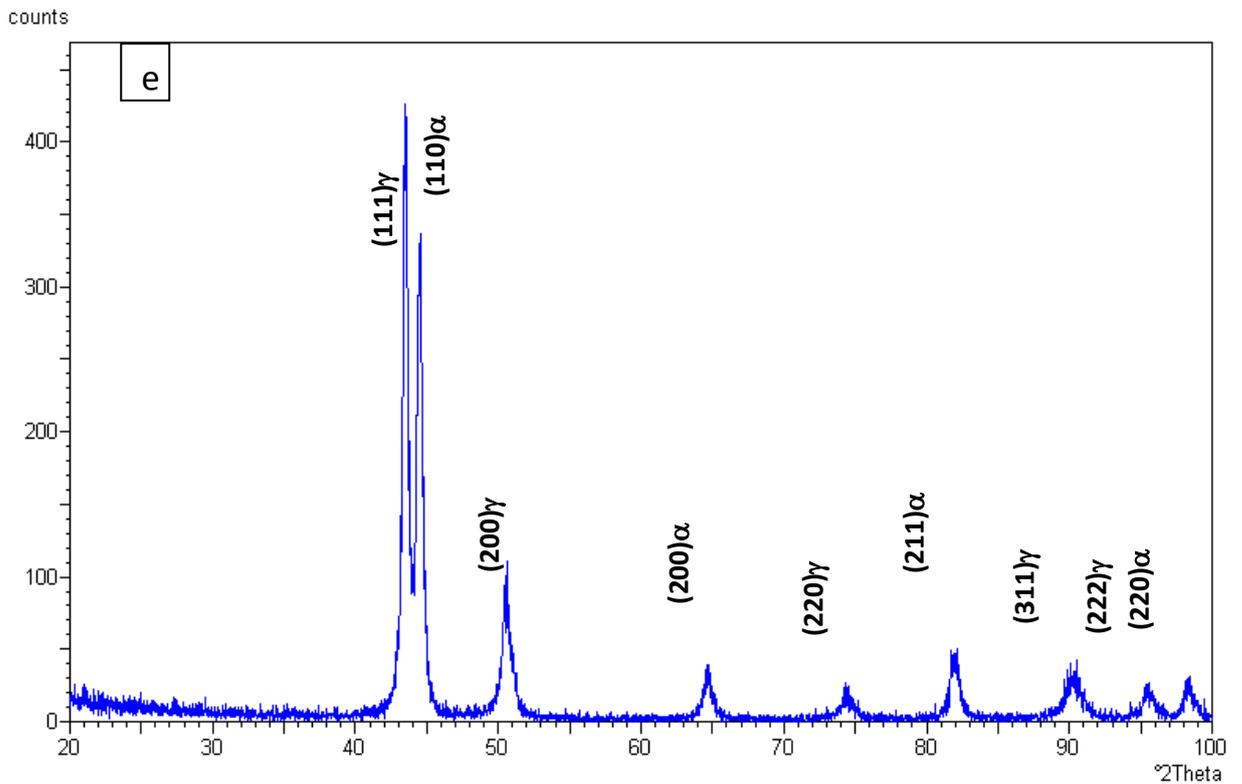
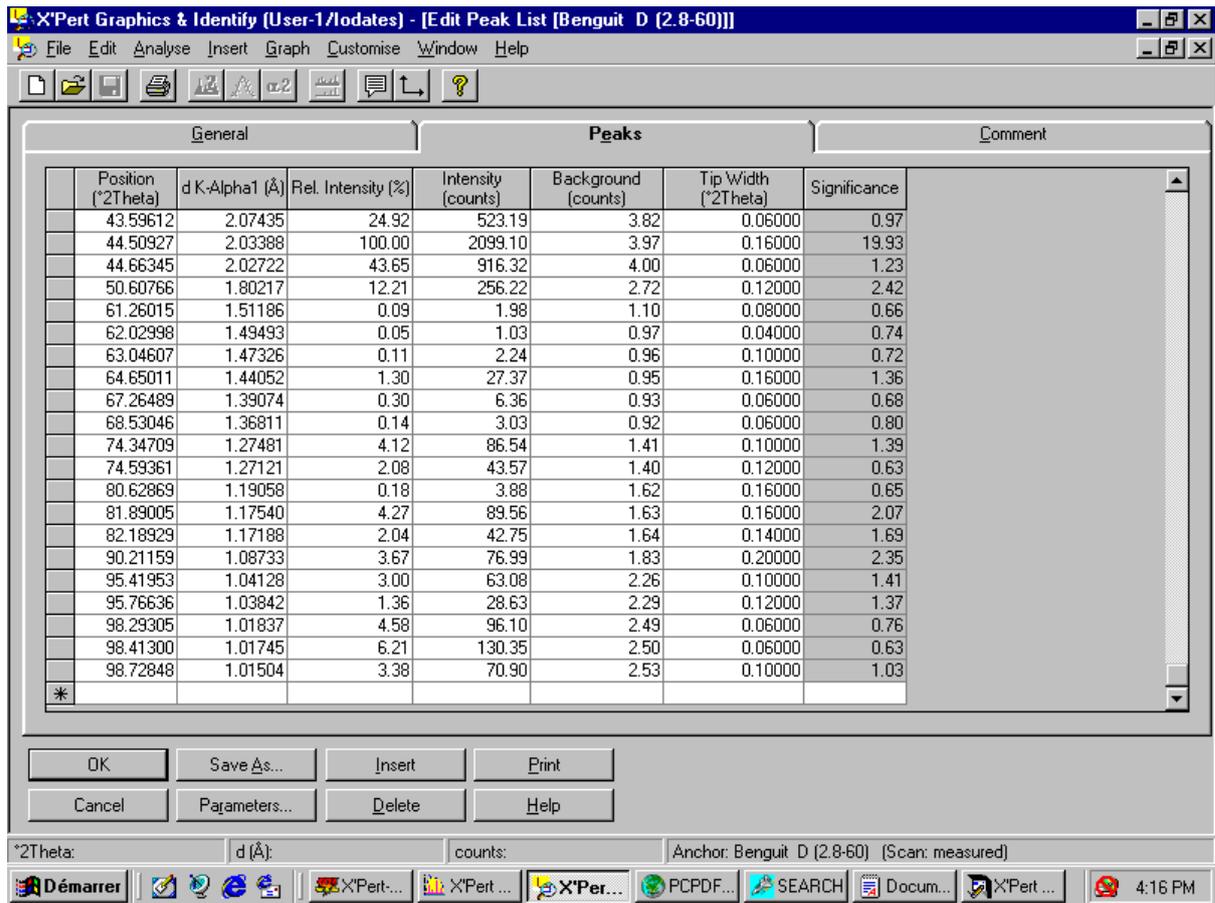
General		Peaks						Comment
Position (°2Theta)	d K-Alpha1 (Å)	Rel. Intensity (%)	Intensity (counts)	Background (counts)	Tip Width (°2Theta)	Significance		
20.09655	4.41477	1.55	6.65	11.85	0.12000	0.76		
43.65156	2.07184	67.21	288.40	7.50	0.44000	17.62		
44.57818	2.03090	100.00	429.13	7.54	0.08000	1.15		
50.26921	1.81351	10.41	44.69	4.58	0.24000	1.00		
50.83031	1.79480	16.56	71.06	4.44	0.48000	4.89		
64.76515	1.43824	4.44	19.06	1.96	0.72000	5.11		
67.13812	1.39306	0.32	1.36	1.38	0.20000	0.71		
71.21303	1.32302	0.39	1.66	1.25	0.12000	0.92		
74.02266	1.27959	3.65	15.67	2.35	0.12000	0.61		
74.61061	1.27096	4.14	17.76	2.59	0.40000	0.96		
81.89420	1.17535	11.50	49.37	3.26	0.28000	2.16		
86.13631	1.12801	0.18	0.78	2.05	0.06000	0.71		
90.20640	1.08738	6.75	28.96	5.99	0.32000	0.98		
95.41787	1.04129	4.04	17.33	3.20	0.40000	1.43		
98.28509	1.01843	4.80	20.58	2.91	0.64000	4.51		
*								

OK Save As... Insert Print
Cancel Parameters... Delete Help

*2Theta: d (Å): counts: Anchor: Benguit ech D(2.8) (Scan: measured)







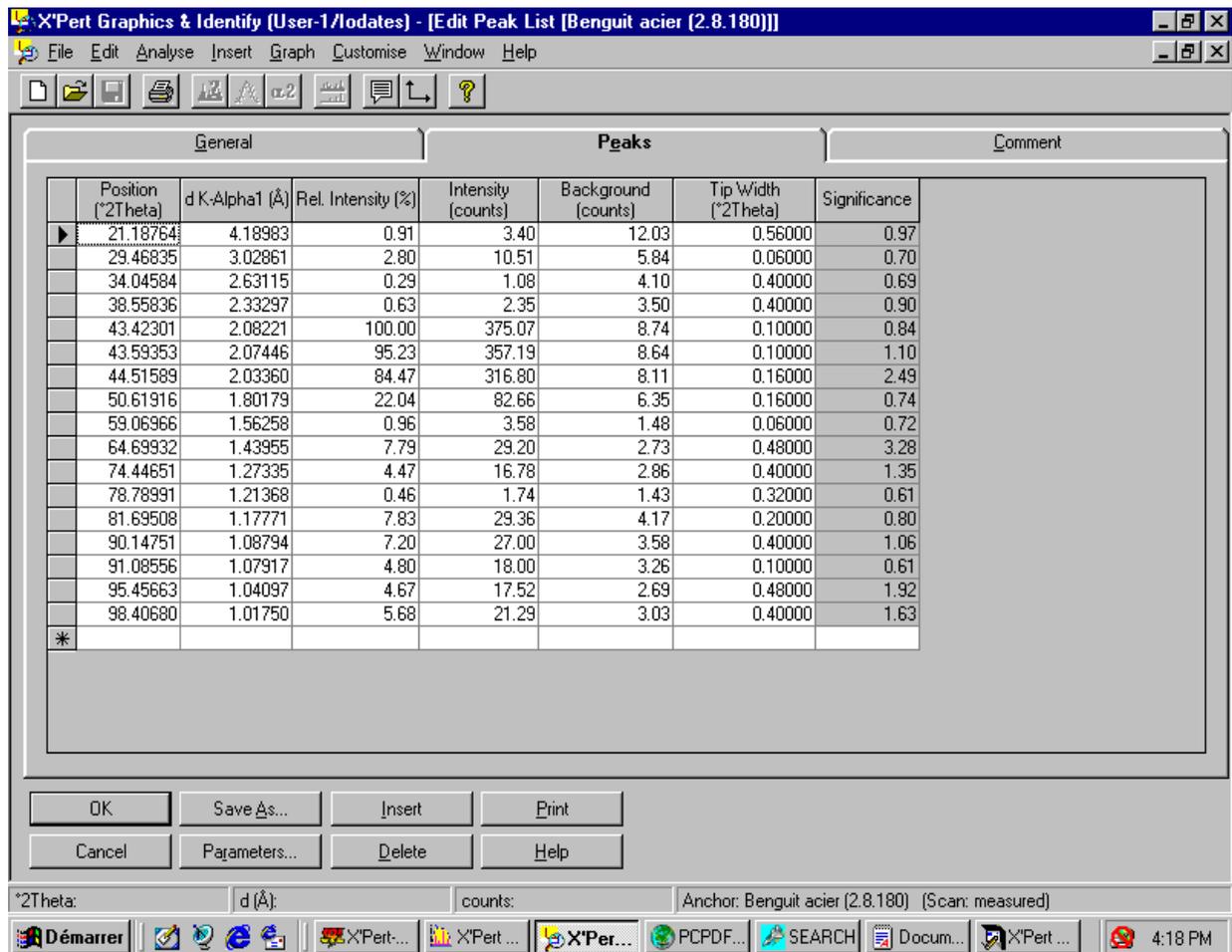


Figure III-13. Diffractogrammes de RX obtenue : a) l'acier à l'état de livraison, b) D (2,8), c) D (2, 8,20), d) D (2, 8,60), e) D (2, 8,180).

Conclusion :

Les conclusions générales de notre travail de recherche peuvent se résumer comme suit :

- Après forgeage le matériau présente une texture morphologique (phases) et cristallographique (grains).
- Lorsque la déformation croît, l'anisotropie cristallographique augmente aussi.
- La température et la durée d'austénitisation après forgeage contrôlent la grosseur du grain austénitique et la remise en solution des carbures et nitrures dans les aciers duplex. L'influence sur le durcissement est très faible.
- Le taux de déformation est la seule variable qui contrôle essentiellement la valeur du durcissement supplémentaire apporté par le forgeage.
- L'activité de la déformation plastique irréversible d'un grain ferritique peut être affectée de manière significative par l'activité de son grain voisin austénitique.
- Lors de l'homogénéisation un forgeage à 1200°C donne une cinétique de transformation plus lent qu'un forgeage à 1300°C.
- Les traitements d'homogénéisation peuvent atténuer la texture cristallographique tandis que la texture morphologique reste insensible.
- Lors de la forge, l'austénite se déforme beaucoup plus que la ferrite.
- Les grains de la phase ferritique sont moins fragmentés que ceux de l'austénite.
- La recristallisation se manifeste plus rapidement dans les grains les plus fragmentés en l'occurrence les grains austénitiques.
- Malgré la dureté similaire dans les deux phases, l'accommodation de la déformation plastique par la phase austénitique est considérablement plus importante que celle par la phase ferritique.
- Vu les fortes différences entre les duretés dans chaque phase, le traitement d'homogénéisation aura une influence très forte sur le comportement global.
- Les applications industrielles de formage à chaud, pour obtenir des produits finis à hautes caractéristiques mécaniques demandent donc la mise en œuvre de moyens de déformation puissants.

Référence Bibliographique

- [1] Greenwood, G.W., et Johnson, R.H. 1965. The deformation of metals under small stresses during phase transformation. Proceeding of the Royal Society of Sciences, A 283, 403–422.
- [2] Saada (G.). L'état métallique. Déformation plastique. M 45. Rubrique Étude des métaux (1995)
- [3] Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.L., et Forest, S. 2001. Mécanique non linéaire des matériaux.
- [4] W. Reick, M. Pohl and A. F. Padilha. Recrystallization-transformation combined reactions during annealing of a cold rolled ferritic-austenitic duplex stainless steel. ISIJ international, Vol. 38 (1998), N° 6, pp. 567-571.
- [5] C.W. Sinclair. J. D. Mithieu, J.H. Schmitt, Y. Bréchet. Recrystallization of stabilized ferritic stainless steel sheet. Metallurgical and Materials Transactions, 36A (2005) 3205-3215.
- [6] A. L. Etter, T. Baudin, M. H. Mathon, W. Swiatnicki, R. Penelle. Stored energy evolution in both phases of duplex steel as a function of cold rolling reduction. Scripta Materialia 54(2006) pp 683-688.
- [7] Masamura (R.A.), Hazzledine (P.M.) et Pande (C.S.). – Acta. metall. mater. Vol 43, no 9, p. 3349-3360 (1998).
- [8] H. Hofmann. Caractérisation des microstructures, matériaux 6^{ième} semestre annex 1
- [9] Guy murry. Technique de l'ingénieur. Aciers pour traitements thermiques. Mises-en œuvre. M 4532, p 2.
- [10] Doherty R.D., Hugues D.A., Humphreys F.J., Jonas J.J., Juul Jensen D., Kassner M.E., King W.E., Mc Nelley T.R., Mc Queen H.J., Rollett A.D.: current issues in recrystallization : a review ; Mater.Sc. And Eng. A238 p219-274(1997).
- [11] P. Lacombe, B. Baroux, G. Beranger. Les Aciers Inoxydables. Les éditions de Physique 1990.
- [12] L. Colombier et J. Hochmann (1990). Les aciers inoxydables.
- [13] Edelstable- Vereinigung et Verien Deutcher Eisenhuttente. Les aciers inoxydables :propriétés – mise en œuvre – emploi-norme.1990.

- [14] Bain (E.-C.) et Aborn (R.-H.). – Metals Handbook, American Society for Metals, 1948, p.1194.p.1261
- [15] Gympel, p. et Norbert, A. Constitution et propriétés. Les aciers inoxydables : Propriétés, mise en œuvre, emploi, normes, 1990 technique et documentation lavoisier.
- [16] Leffler, B. Stainless- stainless steels and their properties.2005
- [17] Bugat, B. comportement et endommagement des aciers austéno-ferritiques vieillis : une approche micromécanique. Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de paris, 2000
- [18] Moverare, J. and Oden, M. déformation behaviour of a prestained duplex stainless steel. materials science and Engineering A, 2002, 337, 25-58.
- [19] Aubin, V. plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxiale non proportionnelle. thèse de doctorat, université des sciences et technologies de Lille 2001.
- [20] Wright (R.-N.) et Wood (J.-R.). – Fe-Cr-Mn micro-duplex ferritic-martensitic stainless steels. Met. Trans., 1977, 8A-2007.
- [21] Charles (J.). – Duplex Stainless steels: structure and properties duplex Stainless steels 91, vol. 1, p. 3-48, Beaune France, 28-30 October 1991.
- [22] Hervé Sassoulas. Technique de l'ingénieur. Traitements thermiques des aciers inoxydables. Guide de choix M1160.p.1-3
- [23] Pierre-Jean cunat. Technique de l'ingénieur. Aciers inoxydables critère de choix et structure. M 4540. p.16.
- [24] Josephson B., Nisson J.O., Wilson A, phase transformations duplex steels and the relations between continuous cooling and isothermal heat treatment, duplex stainless steels 91, Beaune, proceedings, vol. 1, p67-78.
- [25] Yves Meunier. Technique de l'ingénieur. Traitement thermomécaniques. Austénitiformage. M 1130. p.1-4.
- [26] Annick Pokorny et Jean Pokorny. Technique de l'ingénieur. Fractographie bases physiques. M 4120. P.15-16.