

UNIVERSITE DE SAAD DAHLED DE BLIDA

**Faculté des Sciences de l'Ingénieur
Département d'Aéronautique**

MEMOIRE DE MAGISTER

Spécialité : Aéronautique

CARACTERISATION DES CONTRAINTES DANS LES MATERIAUX PAR DES PROCEDES MAGNETIQUES

Par

MEKHLOUF Sara

Devant le jury composé de

T. REZZOUG	Maître de conférences, U. de Blida	Président
N. BACHA	Professeur, U. de Blida	Examineur
Y. BENKHEDDA	Professeur, U. de Blida	Examineur
A. BELOUHRANI	Maître de conférences	Examineur
M. ZERGOUG	Maître de Recherche	Rapporteur

RESUME

Le contrôle par courant de Foucault, Bruit de Barkhausen (BN), Cycle d'hystérésis sont des techniques très utilisées dans l'évaluation non destructive des matériaux. Ces procédés trouvent une application importante dans la détermination des paramètres mécaniques et métallurgiques des matériaux. L'objet de ce travail est de procéder à une analyse des contraintes subies par un matériau en sollicitation mécanique par les méthodes de contrôle non destructif par courants de Foucault (CF) , Bruit de Barkhausen (BN), Cycle d'hystérésis.

Des échantillons de différentes nuances, en alliage d'aluminium 2024, en acier inoxydable et en acier ordinaire ont été soumis à des contraintes (Traction) en faisant varier plusieurs paramètres (temps, charge,...). Par ces sollicitations externes, des mesures par les techniques magnétiques ont été effectuées dans les zones critiques. L'analyse des résultats sera comparée aux résultats obtenus par les méthodes classiques (diffraction X...), afin de déterminer une relation entre les essais non destructifs et destructifs .Ce travail ouvre la possibilité d'évaluer la microstructure du matériau et donc l'installation par les méthodes non destructives en temps réel.

ملخص

المراقبة بواسطة التيارات (الفوكولت)، صوت باركهاوزن ، دور الاستريزيس التي تعد من بين الطرق الكثيرة لاستعمال في التغيرات الغير المتلفة للمواد ، هذه المسالك تجد تطبيق جيد في تحديد القيم الميكانيكية و التعدينية المواد. الهدف من هذا العمل هو القيام بتحليل الضغوط المعرضة من طرف المادة في حالة مراودة ميكانيكية بواسطة الطرق الغير المتلفة، بواسطة تيارات فوكولت ، صوت باركهاوزن ، دور الاستريزيس .

عينات مختلفة التباين، من مزيج الألمنيوم 2024 ، من الفولاذ المقاوم للصدأ و الفولاذ العادي و الذين خضعوا من تنوع العديد من العوامل (الزمن،الحمولة،...) من طرف هذه المراودات الخارجية ، القياسات بواسطة الطرق المغناطيسية أخذت في دوائر خطرة ،تحليل النتائج قورن مع نتائج و جدت بواسطة طرق كلاسيكية (انكسار الأشعة) بتعيين العلاقة بين التجارب الغير المتلفة و المتلفة هذا العمل ، ناقش إمكانية تغيير بنية المواد و بذلك التركيب بواسطة الطرق الغير المختلفة في وقت فعلي .

Abstract

Eddy current, Noise of Barkhausen (BN), Hysteresis loop NDT methods are very used in the material evaluation. These processes find an significant application in the mechanical and metallurgical parameters determination of materials. The objective of this work is to analyse the constraint by NDT methods as eddy current, BN, and loop hysteresis , created by traction .

Samples of various nuances, as aluminium 2024 alloy, stainless steel and ordinary steel were subjected to constraints (Traction) while varying several parameters (time, charge...). By these external constraints, measurements by the magnetic techniques were taken in the critical zones. The NDT results analysis will be compared to the traditional methods (X-rays diffraction...) in order to determine a relation between the non-destructive and destructive tests. This work gives the possibility of evaluating the microstructure of material and thus the installation by the nondestructive methods in real time.

REMERCIEMENTS

Ce travail a été réalisé au laboratoire d'électronique et d'électrotechnique L.E.E du Centre de Recherches Scientifiques et Techniques en Soudage et Contrôle C.S.C. Je remercie M. ZERGOUG chargé de recherche et responsable de ce laboratoire de m'avoir permis de travailler au sein de son équipe, et qui me fit bénéficier de son expérience en assurant le suivi de mon travail.

Je tiens à exprimer ma gratitude à Monsieur le professeur et Directeur du centre M.Yahi pour avoir dirigé mon travail en me donnant l'occasion de bénéficier de ses compétences. Qu'il trouve ici l'expression de mes sincères remerciements.

J'adresse également mes remerciements à T.REZZOUG maître de conférence dans la faculté d'aéronautique de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de cette thèse.

Que messieurs N.BACHA et Y.BENKHEDDA et M.A.BELOUHRANI soient convaincus de ma reconnaissance pour avoir accepté de faire partie du jury en tant qu'examineurs.

De même je remercie particulièrement B.ABADDIA et B.BEZZAZI professeurs et Directeurs du laboratoire des matériaux Minéraux et Composites de la faculté science d'ingénieur de Boumerdes pour l'intérêt qu'ils ont porté à mes travaux de recherche. Sa constante disponibilité fut pour moi d'une aide précieuse.

Je désire exprimer ma cordiale reconnaissance et sympathie à M. KADOUMA responsable du laboratoire de Diffraction de CNRB de BIRINE et à toute l'équipe du laboratoire.

Je souhaite vivement associer à ces remerciements tous mes collègues du laboratoire, leurs compétences dans le domaine de l'électronique et de l'électrotechnique m'ont beaucoup aidé à mener à bien ces travaux de recherche.

Enfin, je ne saurais oublier dans mes remerciements tous mes collègues de IAB et mes amis en particulier M.SOUMATI, I.BENNIA,G.KAMEL, O.BOURDJAM.

Pour terminer, merci a ma famille en particulier ma mère et mon père.

TABLE DES MATIERES

RESUME	
REMERCIEMENTS	
TABLE DES MATIERES	
LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX	
INTRODUCTION.....	16
1. LES MATERIAUX.....	18
Partie 1 : Propriétés métallurgiques et microstructures.....	18
1.1 Introduction.....	18
1.2 Aluminium et ses alliages.....	19
1.2.1 Principales caractéristiques de l'aluminium.....	19
1.3 Les aciers.....	21
1.3.1 Les traitements thermiques.....	21
1.3.2 L'austénisation.....	23
1.3.3 L'influence des éléments alliés sur l'austénitisation.....	24
1.3.3.1 La grosseur du grain austénitique.....	25
1.3.3.2 Transformation de l'austénite au chauffage.....	25
1.3.3.3 Refroidissement de l'austénite.....	25
1.3.4 Défauts de la structure cristalline des matériaux	26
1.3.5 Relations entre la microstructure et les propriétés.....	27
1.3.6 Aciers inoxydables.....	28
Partie 2 : Propriétés magnétiques.....	32
1.1 Introduction.....	32
1.2 Magnétisme en l'absence d'excitation.....	32
1.2.1 Magnétisme à l'échelle atomique.....	32
1.2.2 Magnétique à l'échelle d'agrégat d'atomes	33
1.2.3 Ferromagnétique à l'échelle macroscopique.....	35
1.2.3.1 Energie d'échange.....	36
1.2.3.2 Energie d'anisotropie magnétocristalline.....	37
1.2.3.3 Energie magnétoélastique	38
1.2.3.4 Energie magnétoélastique	40
1.2.3.5 Energie des parois.....	41
1.2.4 Modélisation	43
1.2.5 Observation des domaines et des parois.....	44
2. LE CONTROLE NON DESTRUCTIF.....	46
2.1 Le contrôle non destructif par Courants de Foucault	46
2.1.1 Introduction.....	46
2.1.2 Répartition des courants de Foucault	47
2.1.2.1 Principe.....	47
2.1.2.2 La profondeur de pénétration standard.....	47
2.1.2.3 Phase standard.....	48
2.1.2.4 Diagramme d'impédance.....	49
2.2 Le contrôle non destructif par le bruit de Barkhausen.....	50
2.2.1 Excitation magnétique axiale.....	50

2.2.1.1	Processus de magnétisation.....	50
1	Courbe de première aimantation	50
2	Cycle d'hystérésis	51
3	Classification les matériaux suivant le cycle d'hystérésis	53
2.2.1.2	Bruit de Barkhausen	53
2.2.2	Excitation par contrainte axiale.....	53
2.2.2.1	Interaction contrainte/ microstructure magnétique.....	54
2.2.2.2	Bruit magnétomécanique.....	56
2.3	Analyse de diffraction par rayon X.....	56
2.3.1.	Introduction.....	59
2.3.2	Principe de la méthode.....	61
2.3.3	Loi de Bragg	61
2.3.4	Le diffractomètre à rayon -X.....	62
2.3.4.1	Généralités.....	62
3.	LE COMPORTEMENT MECANIQUE.....	65
3.1	Introduction.....	65
3.2	Essai de traction	65
3.2.1	Définition.....	65
3.2.2	Eprouvette.....	66
3.2.3	Diagramme de traction.....	66
3.2.4	Allongement rationnel	69
3.2.5	Limites d'élasticité.....	71
3.3	Les contraintes résiduelles	72
3.3.1	Définition des contraintes résiduelles.....	72
3.3.2	Origine des contraintes résiduelles et leur classification.....	72
3.3.3	Méthodes de détermination des contraintes.....	74
4.	L'APPROCHE PHYSIQUE ET L'EXPERIMENTALE.....	75
4.1	L'approche physique.....	75
4.1.1	Approche physique par bruit de Barkhausen (BN) dans l'analyse des contraintes.....	75
4.1.1.1	Effet d'une contrainte.....	75
4.1.1.2	Double sensibilité à la microstructure et aux contraintes.....	76
4.1.1.3	Caractérisation de la plastification.....	77
4.1.1.4	L'utilisation du bruit magnétomécanique.....	78
4.1.1.4.1	Traction monotone dans le domaine élastique.....	79
4.1.2	Approche physique des courants de Foucault (CF) dans l'analyse des contraintes.....	80
4.1.3	Apport de la diffraction des rayons X dans la détermination des contraintes résiduelles.....	82
4.2	L'approche expérimentale.....	84
4.2.1	Introduction.....	84
4.2.2	Matériaux non Ferromagnétiques.....	85
4.2.2.1	L'approche expérimentale.....	85
4.2.2.2	Procédure expérimentale.....	85
4.2.3	Matériaux Ferromagnétiques.....	89
4.2.3.1	L'approche expérimentale.....	89
4.2.3.2	Procédure expérimentale.....	90
A	L'acier inoxydable.....	90
B	L'acier ordinaire.....	94
4.3	La procédure expérimentale d'analyse par diffraction des rayons X... 96	96

4.3.1 Echantillon et paramètres de mesure.....	97
4.3.2 Mesures des contraintes.....	97
5. RESULTATS ET INTERPRETATIONS.....	99
5.1 L'ALUMINIUM	99
5.1.1 Les courants de Foucault	99
5.2 L'ACIER INOXYDABLE	102
5.2.1 Les courants de Foucault.....	102
5.2.2 Le bruit de Barkhausen et le cycle d'hystérésis.....	105
5.2.3 La Diffraction des rayons X.....	114
5.3 L'ACIER ORDINAIRE.....	119
5.3.1 Les courants de Foucault.....	119
5.3.2 Le bruit de Barkhausen.....	122
CONCLUSION.....	128
RECOMMANDATION.....	131
REFERENCES.....	134

LISTE DES ILLUSTRATIONS, GRAPHIQUES ET TABLEAUX

Figure 1.1.1	Diagramme de phase de l'alliage d'aluminium 2024	20
Figure 1.1.2	Les microstructures à la température ambiante dans l'alliage Al + 4 % de Cu (a) ont produit par le refroidissement lent à partir de 550°C. (b) produit par le refroidissement modérément rapide à partir de 550°C	21
Figure 1.1.3	Diagramme de phase Fer carbone	24
Figure 1.1.4	Transformation de l'austénite des aciers hypoeutectoïdes	26
Figure 1.1.5	Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome	30
Figure 1.1.6	Détail de la boucle γ du diagramme fer-chrome pour des alliages contenant environ 0,004 % de carbone et 0,002 % d'azote,	30
Figure 1.1.7	Influence de la somme des éléments carbone plus azote sur Les domaines austénitique (γ) et ferritique (α) ou (δ)	31
Figure 1.1.8	Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome à des températures inférieures à 850 °C	31
Figure 1.2.1	Le moment magnétique élémentaire au niveau atomique	33
Figure 1.2.2	Type de magnétisme (cas du fer)	34
Figure 1.2.3	Représentation schématique de la microstructure magnétique d'un cristal décomposé en domaines	34
Figure 1.2.4	Courbes d'aimantation du fer suivant les trois directions différentes	37
Figure 1.2.5	Distorsion de la maille cubique dans le fer $c > a$	39
Figure 1.2.6	Exemples de configurations résultant des compromis de différentes énergies	40
Figure 1.2.7	Domaines de Weiss et parois de Bloch à 180°	42
Figure 1.2.8	Modèles de représentation d'un cristal magnétique	44
Figure 1.2.9	(a) et (b) Figures de Bitter par microscope sur une plaquette de fer. Influence du champ magnétique sur la structure des domaines.	45

Figure 2.1	Chaîne de mesure par Courants de Foucault	46
Figure 2.2	Courants de Foucault induits dans un matériau	47
Figure 2.3.1	Profondeur de pénétration des courants de Foucault	48
Figure 2.3.2	Déphasage en fonction de la profondeur	49
Figure 2.4	Diagramme d'impédance normalisé	50
Figure 2.5	Diagramme d'impédance normalisée pour $f=100$ kHz	50
Figure 2.6	Courbe de première aimantation	51
Figure 2.7	Schéma d'un cycle d'hystérésis	52
Figure 2.8	Montage de G .H. Barkhausen	54
Figure 2.9	Schéma d'appareil complet Barkhausen	55
Figure 2.10	Exemple de pic Barkhausen et des paramètres mesurés	56
Figure 2.11	Modélisation de l'effet de contraintes de traction et de compression sur la microstructure magnétique	57
Figure 2.12	Déplacement de la paroi P sous l'effet d'une contrainte	58
Figure 2.13	Schéma de la mesure du bruit magnétomécanique	59
Figure 2.14	Cycle du bruit magnétomécanique en fonction de la contrainte appliquée et configurations magnétiques associées	60
Figure 2.15	Principe de mesure des déformations par diffraction des rayons X	63
Figure 2.16	Diffractomètre rayons X Philips X'PERT	64
Figure 3.1	Courbe de traction typique	68
Figure 3.2	Limites supérieure et inférieure d'écoulement	69
Figure 3.3	Allongement rémanent et limite d'allongement rémanent	69
Figure 3.4	Détermination de la vraie limite d'élasticité	72
Figure 3.5	Ordre des contraintes dans un polycristal	73
Figure 4.1	explication qualitative de la sensibilité à la contrainte	76
Figure 4.2	Caractérisation de la Plastification	78

Figure 4.3	Bruit magnétomécanique en fonction de la contrainte appliquée pour un état trempé et un état recuit du même matériau d'après AUGUSTYNIA	79
Figure 4.4	Evolution signal donné par les courants de Foucault en fonction de la déformation pour les deux nuances d'aciers	81
Figure 4.5	Dimensions de l'éprouvette	85
Figure 4.6	Courbe moyenne de traction uniaxiale(l'aluminium)	86
Figure 4.7	Principe du système de mesure (Traction et courants de Foucault)	87
Figure 4.8	(1)Diagramme d'impédance pour l'aluminium 2024 (sonde 1) (2) Diagramme d'impédance pour l'aluminium 2024 (sonde 2)	88
Figure 4.9	Courbe moyenne de traction uniaxiale ;(L'acier inoxydable)	90
Figure 4.10	(1) Diagramme d'impédance pour l'acier inoxydable (sonde 1). (2) Diagramme d'impédance pour l'acier inoxydable (sonde2)	91
Figure 4.11	Système de mesure du Bruit de Barkhausen	93
Figure 4.12	Propriétés magnétiques d'acier inoxydable mesuré à l'aide de notre dispositif	94
Figure 4.13	Courbe moyenne de traction uniaxiale (L'acier ordinaire)	95
Figure 4.14	(1) Diagramme d'impédance pour l'acier ordinaire (sonde 1). (2) Diagramme d'impédance pour l'acier ordinaire (sonde 2)	96
Figure 5.1	L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1=4$ (b)Essai2- $F_2=57$ KN	100
Figure 5.2	Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1 $F_1=45$ KN(b)Essai2- $F_2=57$ KN	100
Figure 5.3	L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=45$ KN- (b)Essai3- $F_2=57$ KN	101
Figure 5.4	Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=45$ KN(b)Essai3- $F_2=57$ KN	101
Figure 5.5	L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1= 26$ KN (b)Essai2- $F_2=27,5$ KN	103
Figure 5.6	Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1=26$ KN (b)Essai 2- $F_2=27,5$ KN	103

Figure 5.7	L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3-F ₁ =26KN(b)Essai3-F ₂ =27,5KN	104
Figure 5.8	Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3-F ₁ =26KN(b)Essai3-F ₂ =27,5KN	104
Figure 5.9	(a)Amplitude du pic de la FFT en fonction du temps de sollicitation (b)Nombre des pics>50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai1-F ₁ =26KN)	107
Figure 5.10	(a) Le champs coercitif en fonction du temps de sollicitation (b) L'induction rémanente en fonction du temps de sollicitation. (Essai1-F ₁ =26KN)	108
Figure 5.11	(a)L'induction de saturation en fonction du temps de sollicitation (b) Le cycle d'hystérésis à trois temps différent rouge : a t= 1min, vert : a t= 15min, jaune : a t=25min.(Essai1-F ₁ =26KN)	108
Figure 5.12	(a)La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation.(b) L'enveloppe à deux temps différent rouge: t ₁ = 5min et vert: t ₄ = 20min.(Essai1-F ₁ =26KN)	109
Figure 5.13	(a) Amplitude de la FFT en fonction du temps du sollicitation (b) Nombre des pics>50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai2-F ₂ =27,5KN)	109
Figure 5.14	(a)La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation.(b) L'enveloppe à deux différents rouge :t ₁ = 5min et vert : t ₄ =20min(Essai2-F ₂ =27,5KN)	110
Figure 5.15	L'amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3 F ₁ =26KN (b)Essai3-F ₂ =27,5KN	110
Figure 5.16	Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3 F ₁ =26KN (b)Essai3-F ₂ =27,5KN	111
Figure 5.17	Le champs coercitif en fonction du temps de sollicitation. (a)Essai3-F ₁ = 26KN (b)Essai3-F ₂ =27,5KN	111
Figure 5.18	L'induction rémanente en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- F ₁ =26KN (b)Essai3-F ₂ =27,5KN	112
Figure 5.19	L'induction rémanente en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3-F ₁ =26KN (b)Essai3-F ₂ =27,5KN	112
Figure 5.20	Le cycle d'hystérésis à trois temps différents rouge : à t ₁ = 1min vert : à t ₂ =10min jaune : a t = 25min (a)Essai3-F ₁ =26KN (b)Essai3-F ₂ =27,5KN	113

Figure 5.21	La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation.	113
Figure 5.22	L'enveloppe à deux temps différents rouge : $t_1 = 5\text{min}$ et vert : $t_2 = 20\text{min}$ (a)Essai3- $F_1=26\text{KN}$ (b)Essai3- $F_2=27,5\text{KN}$	114
Figure 5.23	Diffraction X; mesure de l'intensité en fonction de l'angle 2θ de déviation(essai1 CF et essai 1 BN)	115
Figure 5.24	Diffraction X; mesure de l'intensité en fonction de l'angle 2θ de déviation(essai 1-essai 2-essai3 CF)	116
Figure 5.25	Influence de la charge et du courant Foucault sur la position de la raie caractéristique la plus intense de l'acier inoxydable. Mise en évidence des contraintes résiduelles	116
Figure 5.26	Influence de la charge et du bruit de Barkhausen sur la position de la raie caractéristique la plus intense de l'acier inoxydable. Mise en évidence des contraintes résiduelles	117
Figure 5.27	Influence de la charge et du cycle d'hystérésis sur la position de la raie caractéristique la plus intense de l'acier inoxydable. Mise en évidence des contraintes résiduelles	117
Figure 5.28	L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1=37\text{KN}$ (b)Essai2- $F_2=40\text{KN}$	120
Figure 5.29	Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a) Essai1- $F_1=37\text{KN}$ (b)Essai2- $F_2=40\text{KN}$	120
Figure 5.30	L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=37\text{KN}$ (b)Essai3- $F_2=40\text{KN}$	121
Figure 5.31	Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=37\text{KN}$ (b)Essai3- $F_2=40\text{KN}$	121
Figure 5.32	(a) Amplitude de pic de la FFT en fonction du temps de sollicitation.(b)Nombre des pics>50% en fonction du temps de sollicitation.(Essai1- $F_1=37\text{KN}$)	122
Figure 5.33	La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation.(Essai 1- $F_1=37\text{KN}$)	123
Figure 5.34	(a) Amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation. (b)Nombre de pics>50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai2- $F_2=40\text{KN}$)	123
Figure 5.35	La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation.(Essai2- $F_2=40\text{KN}$)	124

Figure 5.36	Amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation. (a)Essai3-F ₁ =37KN (b)Essai3-F ₂ =40KN	124
Figure 5.37	Nombre des pics>50% en fonction du temps de sollicitation. (a)Essai3-F ₁ =37KN (b)Essai3-F ₂ =40KN	125
Figure 5.38	La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation.(a)Essai3-F ₁ =37KN (b)Essai3-F ₂ =40KN	125
Tableau 1.1	Propriété des matériaux	20
Tableau 5.1	Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 1 (acier inoxydable)	126
Tableau 5.2	Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 2 (acier inoxydable)	126
Tableau 5.3	Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 3 (acier inoxydable)	126
Tableau 5.4	Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai1 (acier ordinaire)	126
Tableau 5.5	Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai2 (acier ordinaire)	127
Tableau 5.6	Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 3 (acier ordinaire)	127

INTRODUCTION

Les propriétés électromagnétiques des aciers et de l'aluminium dépendent de leur composition, de leurs microstructures et des contraintes appliquées. Il est donc naturel d'essayer d'utiliser les paramètres électriques et magnétiques des aciers et aluminium pour évaluer leurs microstructures.

Les expérimentations réalisées ont montré de larges possibilités d'analyse par les méthodes de contrôle non destructif (CND), on utilisant les procédés électriques et magnétiques de l'évolution des diverses caractéristiques métallurgiques.

Il serait intéressant d'utiliser ces derniers pour caractériser les matériaux et déterminer l'évaluation des contraintes résiduelles qui sont créées par l'application des sollicitations mécaniques.

Ces sollicitations seront évaluées par les méthodes des courants de Foucault (CF) et le bruit de Barkhausen (BN) et le cycle d'hystérésis, qui sont des techniques récentes et très utilisées dans ce domaine. Le progrès de l'électronique a énormément contribué à développer de ces techniques. L'information contenue dans le signal reçu offre la possibilité de déterminer plusieurs paramètres dans le but d'analyser le matériau. L'interprétation du signal est la plus délicate et difficile dans le sens où il est toujours difficile de relier le signal à un événement mécanique ou métallurgique. Nous évaluerons les aptitudes et les performances de ces techniques dans la détermination des caractéristiques de contrôle des matériaux en particulier dans le cas des contraintes résiduelles.

L'état métallurgique détermine la morphologie de la microstructure magnétique. En effet, la nature du matériau, les phases en présence et la taille des grains sont des paramètres qui donnent la forme au repos de la microstructure magnétique. D'autre part, pendant le processus d'aimantation, les micros hétérogénéités du matériau affectent les déplacements des parois de Bloch. La microstructure des matériaux influence donc de manière significative le signal Barkhausen et le cycle d'hystérésis.

Très peu d'études ont été menés dans ce sens, le présent travail constitue une première approche d'une part pour mieux connaître le phénomène magnétomécanique, ses origines, ses possibilités et ses limites ; d'autre part pour montrer la faisabilité de la mesure et son application au suivi de la fatigue en flexion rotative pour le cas de l'acier.

Notre travail s'inscrit dans le cadre d'un projet de recherche qui a pour objectif de développer ces techniques à des fins de contrôle et d'évaluation non destructive des matériaux. Le travail effectué principalement au niveau de la division du procédé d'électronique et d'électrotechnique du centre de recherche scientifique et technique en soudage et contrôle CSC de Cheraga est décrit dans notre manuscrit en 5 chapitres essentiels.

Dans un premier chapitre, sera consacré à l'étude bibliographique sur les matériaux en particulier l'acier (inoxydable et ordinaire) et l'aluminium, nous rappelons l'état métallurgique et magnétique de ces matériaux.

Dans un deuxième chapitre, nous présentons les techniques de contrôle non destructif par courants de Foucault et bruit de Barkhausen, les paramètres et les conditions importantes exigées par ces techniques pour le contrôle et la mesure pour le cas des contraintes uni axiale.

Dans un troisième chapitre, nous décrivons d'une manière explicite les différents phénomènes physiques réagissent la contrainte uniaxiale et les différentes contraintes résiduelles pouvant intervenir sur les matériaux.

Dans un quatrième chapitre, nous développons l'approche physique et expérimentale qui nous a permis la création des contraintes et cela en tenant compte des charges appliquées de façon à pouvoir relier leur caractérisation par les méthodes de CND aux autres moyens de caractérisation classiques

Dans un cinquième chapitre, nous étudierons les résultats obtenus par les courants de Foucault et le bruit de Barkhausen sur les différents échantillons utilisé dans l'essai destructif de traction, une comparaison avec la méthode de diffraction des rayons X sera effectué.

Finalement, nous terminons notre manuscrit par une conclusion générale sur les résultats de notre étude.

CHAPITRE 1 LES MATERIAUX

Partie 1 : Propriétés métallurgiques et microstructures

1.1 Introduction :

Les besoins de la technologie moderne nécessitent une connaissance des matériaux utilisés, et ceci afin de mieux s'adapter aux exigences de notre monde en développement. C'est dans cette approche que s'inscrit cette partie de la thèse. L'utilisation des matériaux pose la question du choix du matériau, le mieux adapté aux applications envisagées.

Les critères de choix des matériaux doivent tenir compte des facteurs suivants :

- 1- des fonctions principales de la construction, c'est à dire des modes de mise en charge, des températures et de conditions générales d'utilisation.
- 2- du comportement intrinsèque du matériau : résistance à la rupture, à l'usure, à la corrosion, conductibilité...etc.
- 3- Du prix de revient des diverses solutions possibles.

Les alliages fer- carbone en particulier les aciers et les alliages d'aluminium en particulier aluminium-cuivre (duralumin), jouent un rôle capital dans la technologie actuelle. Malgré l'apparition de nouveaux matériaux venant concurrencer les aciers, le système fer- carbone et aluminium cuivre restent d'une importance capitale pour le monde industriel.

Une étude détaillée d'un acier et d'alliage d'aluminium demande une connaissance préalable de sa microstructure, qui décrit l'ensemble des grains ou des particules de taille microscopique qui caractérise la structure, ces grains sont observés par microscope optique ou électronique.

L'état métallurgique détermine la morphologie de la microstructure magnétique, en effet la nature du matériau, les phases en présence et la taille des grains sont des paramètres qui donnent la forme au repos de la microstructure magnétique.

1.2 L'aluminium et ses alliages: [1-2]

1.2.1 Principales caractéristiques de l'aluminium :

- La masse volumique de l'aluminium : est de 2700Kg/m^3 , par conséquent, son utilisation est limitée à cause de sa légèreté; c'est le cas des avions, ou pour réaliser des économies d'énergie, on cherche à diminuer la charge à vide, afin d'augmenter la charge utile.
- Résistance à la corrosion : pour les alliages d'aluminium pur, elle atteint 62% de celle de cuivre à des caractéristiques électriques égales. Et pour une même intensité de courant, un conducteur en aluminium dont la masse est deux fois moindre que celle d'un conducteur en cuivre, s'échauffe moins.
- Propriétés mécaniques : puisque l'aluminium et ses alliages ont une structure cristalline cubique à face centrée, ils font preuve, à l'état recuit, d'une excellente ductilité, et ce à toute température.

Etats métallurgiques :

On peut obtenir des alliages d'aluminium en divers états: recuits, écrouis ou trempés et vieillis. On désigne le plus souvent ces différents états par des symboles. Ces désignations s'appliquent aussi bien aux alliages corroyés qu'aux alliages de fonderie.

Les alliages non trempant sont classés en alliages non rampant des séries 1000,3000 et 5000 ainsi que les alliages à durcissement structural des séries 2000, 6000 et 7000.

Série 2000 (Al/Cu et Al/Cu/Mg) :

Les teneurs en cuivre des alliages de cette série sont comprises entre 2,6 et 6,3 %. Les teneurs en magnésium varient de 0,5 à 1,5 %. Leur durcissement structural est dû à la précipitation de composés transitoires d' Al_2Cu et CuMgAl_2 . L'addition de silicium et de manganèse favorise la formation de composés quaternaires. Par dispersion, ces derniers améliorent les propriétés de la matrice.

Par contre, la présence de fer est souvent nuisible ; la formation de Cu_2FeAl_7 , contenant du fer, diminue la quantité de cuivre nécessaire au durcissement structural. Dans notre cas on s'intéresse à l'alliage à durcissement structural (série 2000) qui font preuve d'une résistance médiocre à la corrosion. A l'état trempé et vieilli, la présence des précipités cathodiques crée une pile par rapport à la matrice. Par ailleurs, ces alliages sont difficilement soudables; en effet, les zones adjacentes aux cordons de soudure subissent un recuit lors du cycle thermique imposé par le soudage, leurs propriétés mécaniques s'en trouvent considérablement affaiblies.

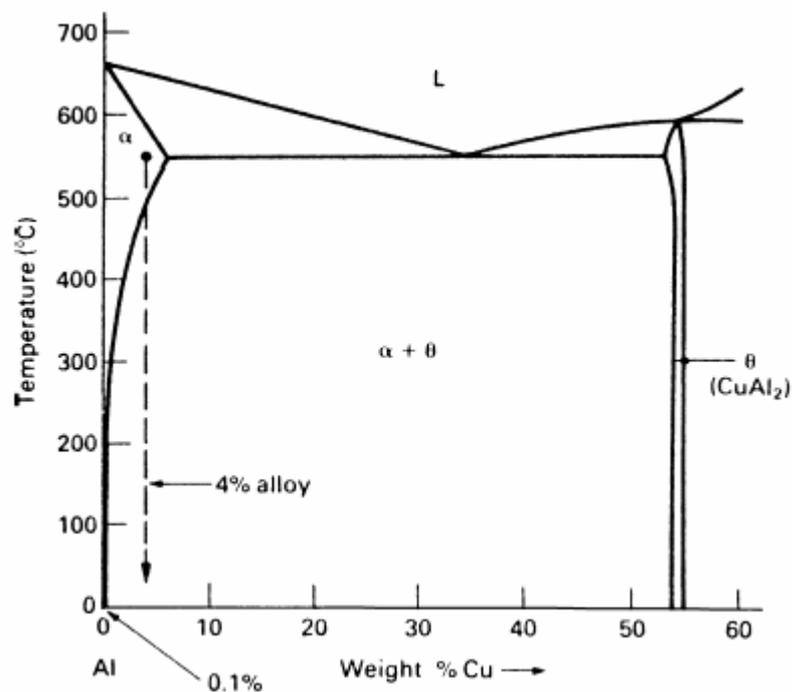


Figure 1.1.1. Diagramme de phase de l'alliage d'aluminium 2024

Dans le diagramme de phase Al-Cu, la zone entre 500°C et 580°C, correspondant à l'alliage 4% de Cu celle-ci possède une microstructure monophasée : la solution substitutive est obtenue par la dislocation du cuivre dans l'aluminium. Pour une température de 500°C, l'alliage décrit une microstructure biphasée de type αCuAl_2 . La diminution de la température entraîne l'augmentation de CuAl_2 . A la température ambiante, le mélange d'équilibre est de 93 % correspondant à $\alpha 7\% \text{CuAl}_2$.

La figure 1.1.2(a) illustre la microstructure obtenue par un refroidissement lent de 550°C à la température ambiante d'alliage Al-4 % Cu. On remarque que la force d'entraînement pour la précipitation de CuAl_2 est faible et le taux de germination est bas. Par contre, un refroidissement *rapide* (figure 1.1.2(b)), donne une structure plus fine, cela implique que la force d'entraînement est grande et le taux de germination est élevé. Bien que les précipités soient petits et étroitement espacés, on a réussi à déplacer les dislocations et rendre l'alliage plus dur. Le refroidissement entraîne un durcissement de précipitation, si le taux de refroidissement est trop élevé on obtient la zone correspondant à la réaction de précipitation et aucun précipité est obtenu. Les grandes augmentations de la limite élastique sont possibles si nous vieillissons durcissons l'alliage. Les précipités en (a) sont larges et distants. Les précipités en (b) sont petits et lies.

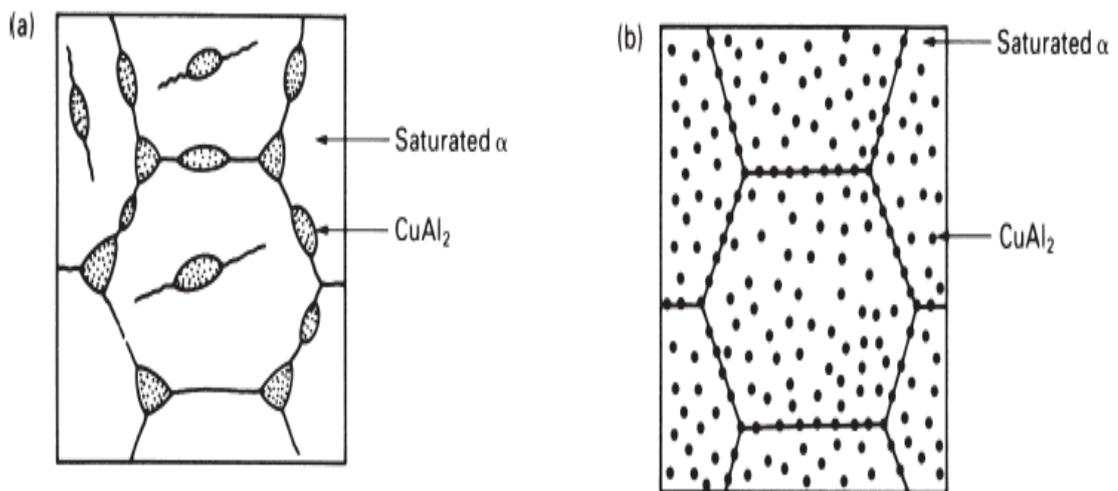


Figure 1.1.2. Les microstructures à la température ambiante dans l'alliage Al + 4 % de Cu (a) ont produit par le refroidissement lent à partir de 550°C.(b) produit par le refroidissement modérément rapide à partir de 550°C.

1.3 Les aciers : [1]

1.3.1 Les traitements thermiques :

1.3.1.a Définition :

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage à une certaine température, de maintien à cette température et suivies d'un refroidissement à une vitesse plus ou moins accélérée en vue de donner à notre

matériau des propriétés appropriées. La température de maintien et la vitesse de refroidissement permettent de différencier entre les traitements thermiques. Ils ont pour but de procurer à un acier les propriétés les plus convenables, pour son emploi ou sa mise en forme. Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les propriétés de résistance et de réduire les défauts. Toute utilisation rationnelle d'un alliage, implique un traitement thermique approprié.

D'une manière générale, un traitement thermique ne modifie pas la composition chimique, mais apporte des modifications du point de vue :

- Constitution (état du carbone forme allotropique du fer),
- Structure (taille du grain, répartition des constituants),
- Etat de contraintes (à cause des gradients de température).

Les paramètres des traitements thermiques dépendent :

- ◆ Du produit à traiter (composition chimique, forme et volume des pièces, état structural...),
- ◆ De la qualité du produit que l'on veut avoir pour une quelconque application (propriétés, structure...).

Les traitements thermiques : recuit, recristallisation, trempe etc ... et le mélange de divers éléments pour la confection d'alliages magnétiques sont des procédés d'élaboration des matériaux magnétiques qui jouent un rôle important sur le bruit Barkhausen.

Les éléments d'alliages peuvent être repartis dans le réseau en solution solide d'insertion ou de substitution, ils peuvent aussi former des composés avec le fer ou entre eux avec création des nouvelles phases. On appelle une phase, une partie d'un système dans laquelle la composition et l'organisation atomiques est fixée, entre deux phases une interface (joint de grains) existe, la présence d'interface augmente l'enthalpie libre du matériau. Un matériau qui possède un nombre important d'interfaces a une énergie libre supérieure à celui qui possède de gros grains. Pour des températures élevées, il y'a généralement une tendance au grossissement de la taille des grains, donc à une diminution de l'enthalpie libre du système, on obtient donc une maturation de la microstructure.

Par des traitements thermiques et des trempes appropriées, on peut induire dans les aciers une plus grande variété de microstructure, par exemple : les aciers

martensitiques, aciers ferritiques avec précipitation intergranulaire de cémentite et les aciers perlitiques.

1.3.2 L'austénitisation :

Le traitement d'austénitisation a deux objectifs :

- 1- Provoquer la transformation du fer α en fer γ .
- 2- Permettre la mise en solution du carbone et des éléments d'alliage précipités sous forme de carbures (et éventuellement, pour ces derniers, sous forme de composés intermétalliques).

Les carbures précipités peuvent être de la cémentite (dans les aciers non alliés), de la cémentite substituée (dans les aciers peu alliés) ou être formés à partir d'éléments carburateurs (dans les aciers alliés) et qu'alors leurs conditions de mise en solution pouvaient être fort différentes de celles de la cémentite.

L'austénitisation va comporter deux opérations :

- le chauffage jusqu'à la température choisie dites température d'austénitisation.
- le maintien à cette température.

Le maintien à la température d'austénitisation correspond au temps pendant lequel la température de l'ensemble de la pièce est conservée constante et égale à la température d'austénitisation, étant entendu que le chauffage ne s'achève que lorsque la température est uniforme dans toute la section de la pièce. Ce maintien a pour but de permettre de parfaire l'austénitisation, (figure 1.1.3).

Pratiquement, il serait intéressant de définir ce couple température d'austénitisation /durée de maintien à partir du diagramme de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ de chaque acier. La durée de maintien est définie en fonction de la taille de la pièce chauffée et dans le but de parvenir à une mise en température uniforme.

- La température d'austénitisation : Pour les aciers hypoeutectoides la température d'austénitisation est de $A_{C3} + 30$ à 50 °C, dans la plupart des cas.

L'état austénitique (à la fin du temps t_a) est caractérisé par :

- La composition chimique moyenne de l'austénite qui peut être différente de celle de l'acier si l'austénitisation est partielle et de manière plus précise par

l'homogénéité chimique des grains γ , des phénomènes de ségrégation mineure pouvant exister si le temps de maintien est insuffisant.

- La grosseur du grain austénitique Ga. Le grossissement du grain austénitique est un phénomène thermiquement activé lié aux paramètres d'équivalence temps température d'austénitisation.

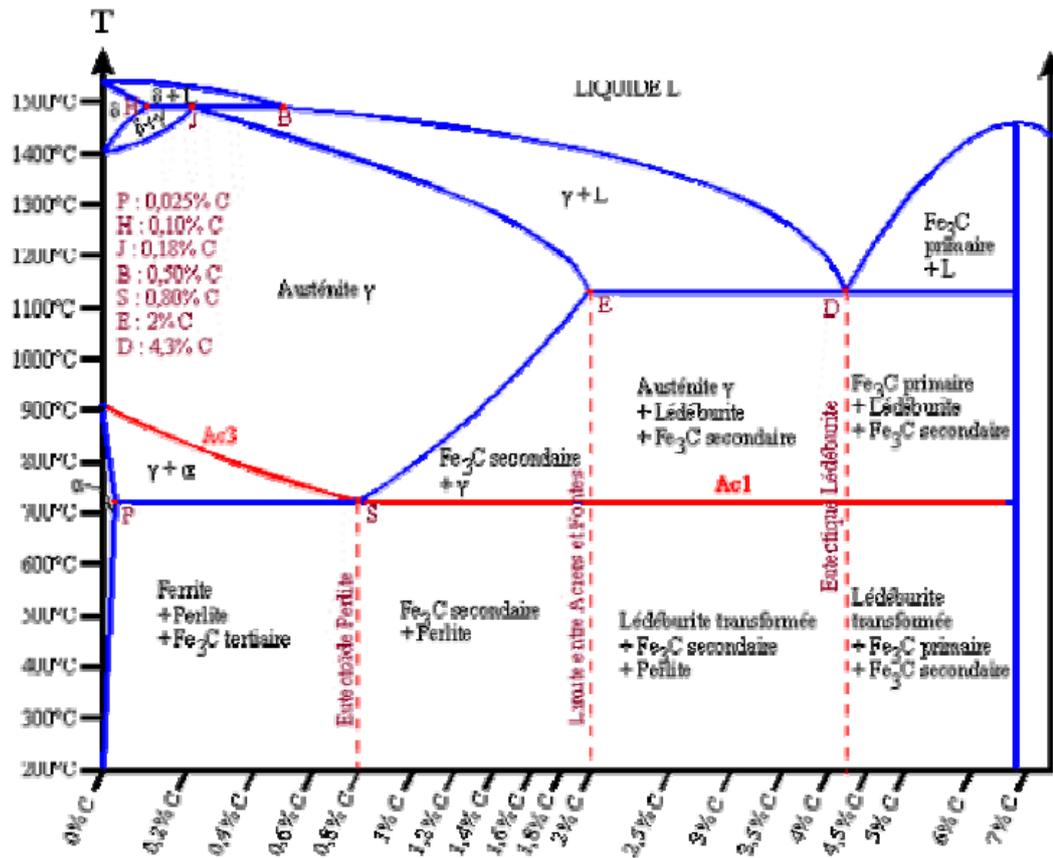


Figure 1.1.3. Diagramme de phase Fer carbone

1.3.3 L'influence des éléments alliés sur l'austénitisation :

Les éléments alliés agissent sur l'austénitisation par leurs caractères alpha gène ou gammagènes. Par leur caractère carburigène ou non carburigène. La présence d'éléments carburigènes dans un acier agit sur la composition de la phase γ en fin d'austénitisation par ralentissement ou limitation de la mise en solution des éléments carburigènes et du carbone.

1.3.3.1 La grosseur du grain austénitique :

La présence de fines dispersions de carbures ou carbunitures rend plus difficile la migration des joints de grains. Au fur et à mesure que T_A s'élève la solubilité et la cinétique de mise en solution augmentent et l'efficacité diminue.

1.3.3.2 Transformation de l'austénite au chauffage :

L'austénitisation consiste à mettre complètement le carbone en solution dans le fer en phase γ . Elle efface l'histoire antérieure du métal, elle le régénère. La température d'austénitisation conditionne la taille du grain. La formation de l'austénite au chauffage est gouvernée par un processus de diffusion. La température de maintien isotherme, la vitesse de transformation Perlite Austénite dépend de son état initial. Plus la structure est fine, plus les germes normalement apparus sont nombreux, plus les parcours de diffusion sont faibles et par conséquent le processus d'austénitisation est plus rapide.

1.3.3.3 Refroidissement de l'austénite :

A Transformations isothermes :

Pour décrire l'allure cinétique des transformations, on utilise les courbes de transformations température-temps dites courbes T.T.T. déterminées expérimentalement et qui caractérisent les transformations isothermes de l'austénite.

B Transformations anisothermes :

A la différence des transformations isothermes, les transformations anisothermes de l'austénite ne donne aucune possibilité pour étudier séparément l'effet de la température et du temps, car elles se développent au cours des refroidissements continus. Par contre, de ce fait, elles sont plus proches de celles qui naissent au cours des traitements thermiques ordinaires des aciers dans les installations industrielles et servent donc comme base pour la pratique industrielle. Les transformations anisothermes de l'austénite conduisent aux mêmes types de réactions qu'en conditions isothermes, (figure 1.1.4).

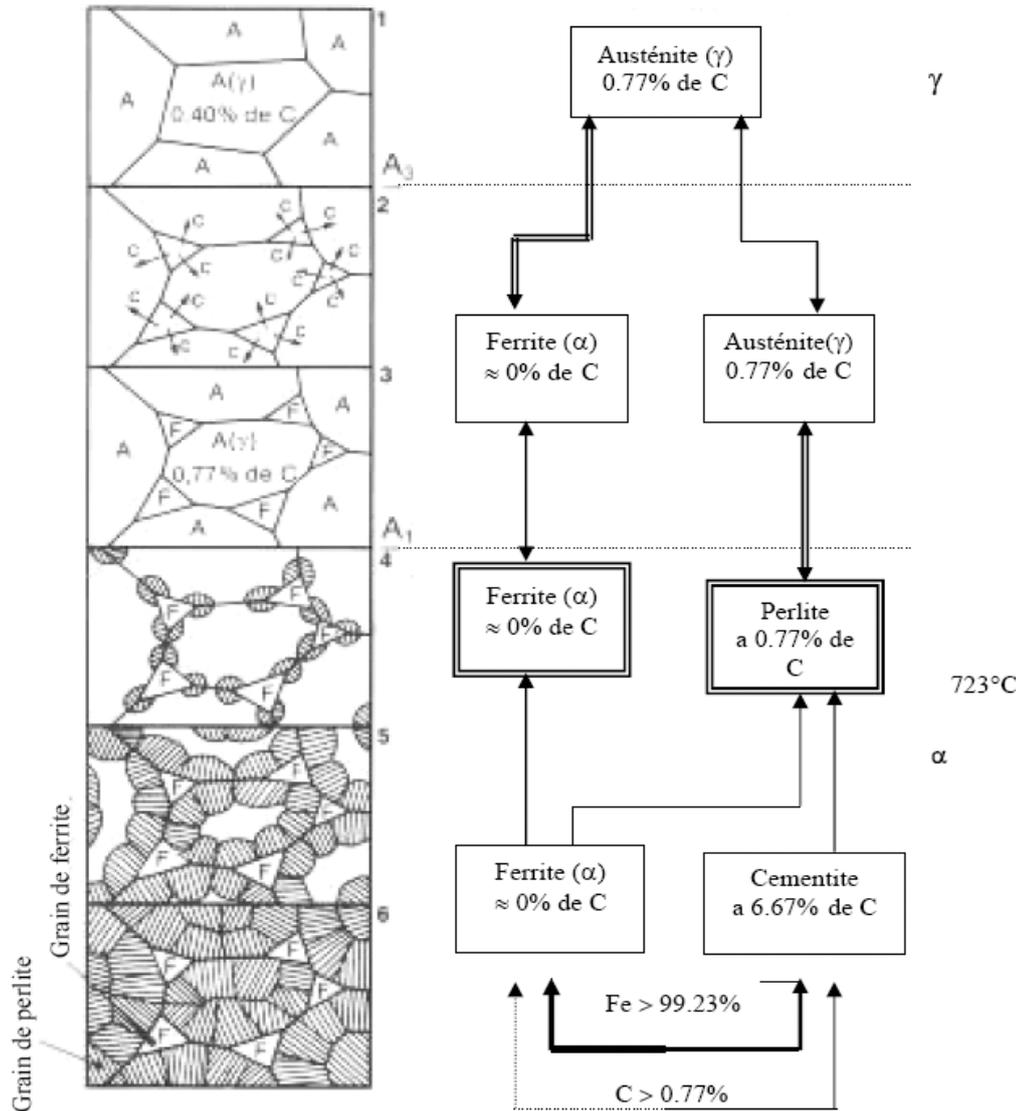


Figure 1.1.4. Transformation de l'austénite des aciers hypoeutectoïdes

1.3.4 Défauts de la structure cristalline des matériaux :

Le cristal réel s'écarte considérablement du modèle du cristal idéal. Il comporte un nombre élevé de défauts dont les dimensions caractéristiques minimales sont en générale de l'ordre d'un diamètre atomique. Ces défauts sont caractérisés par une géométrie bien déterminée. Ils peuvent être ponctuels tels que les lacunes ou les atomes étrangers (impuretés et les éléments d'additions) ou linéaires comme les dislocations bidimensionnels, les joints de grains ou les défauts d'empilements.

1.3.5 Relations entre la microstructure et les propriétés :

La structure micrographique permet, pour un acier ou un alliage donné, de faire varier ses propriétés dans une plage de valeur étendue. Les paramètres structuraux les plus importants sont : la structure cristalline, l'hétérogénéité chimique, les inclusions non métalliques, la morphologie des différentes phases, la taille des grains en particulier, le taux d'érouissage, la texture, les contraintes résiduelles (internes ou superficielles), les défauts internes et superficiels, (tableau 1.1).

Tableau 1.1 : propriété des matériaux

Propriétés	Eléments structuraux											
	Pureté-homogénéité	Structure cristalline	Structure micrographique	Texture	Inclusions étrangères	Etats de surface	Contraintes résiduelles	Contraintes superficielles de compression	Défauts internes	Défauts superficiels	Formes des pièces	Tolérances dimensionnelles
Résistance mécanique	-	+	+	+	-	+	-	+	-	-	+	+
Dureté	-	+	+		+		+	+				
Malléabilité	+	+	+	+	-				-	-		
Allongement												
Résilience		+	+	+	-		-		-		+	
Ténacité			+	+	-		-	+	-	-	+	
Fatigue	+		+		-	+	-	+	-	-	-	-
Fluage	-		+	+	-				-			
Utilisation aux basses températures		+	+		-		-	+				
Résistance à l'oxydation à haute température										-		
Résistance à la corrosion et à l'oxydation	+				-	+		+		-	+	
Propriétés électriques (isolant ou conducteur)	+											
Propriétés magnétiques			+	+	+		+					
Propriétés superficielles Aspect						+		+				+
Stabilité dimensionnelle	+	+					-	-			+	

Le signe + repère les éléments structuraux favorables dont on pourra utiliser pour éviter ou pour améliorer telle ou telle propriété.

Le signe - repère les éléments structuraux qu'il faut éviter le plus possible si l'on veut obtenir une bonne propriété.

1.3.6 Aciers inoxydables: [3]

L'alliage inoxydable le plus simple contient le fer et le chrome justes (il s'appelle réellement *fer* inoxydable, parce qu'il ne contient pratiquement aucun carbone).

Le diagramme binaire complet à l'équilibre fer-chrome (figure 1.1.5) montre que l'existence de la phase γ est limitée à l'intérieur d'un domaine appelé « boucle γ » ; cette situation étant due au chrome qui, compte tenu de sa structure cristallographique, favorise le développement du domaine α .

Le détail de la boucle γ (figure 1.1.6), montre que, pour des teneurs en chrome inférieures à 10,5 %, l'alliage Fe-Cr subit au chauffage une transformation et inversement au refroidissement. Pour des teneurs en chrome supérieures à 11,5 %, seul le domaine α existe.

L'alliage métallique ne subit aucun changement de phase et reste donc ferritique (phase α). Entre une teneur en chrome comprise entre 10,5 et 11,5 %, les deux phases α et γ coexistent sous la forme d'une structure mixte ou biphasée $\alpha + \gamma$.

L'étendue du domaine γ va être très fortement influencée par d'autres éléments d'addition. Certains auront tendance à favoriser l'existence de la phase α (structure ferritique) ; ce sont les éléments dits alphasènes. D'autres, à l'opposé, auront tendance à favoriser l'existence de la phase γ (structure austénitique) ; ce sont les éléments dits gammagènes parmi lesquels le carbone et l'azote (figure 1.1.7). Suivant l'équilibre entre ces différents éléments, les alliages Fer -Chrome-Carbone peuvent avoir les structures suivantes :

— martensitique : après trempe (c'est-à-dire chauffage et maintien au-dessus de 950 °C suivi d'un refroidissement rapide) d'un alliage se situant à l'intérieur de la boucle γ . L'alliage à 13 % de chrome et 0,3 % de carbone (X30Cr13/1.4028) est représentatif de cette famille. Les propriétés d'emploi des aciers martensitiques au chrome, qui se différencient de tous les autres groupes d'aciers inoxydables par leur haute dureté et leurs valeurs de résistance mécanique élevées, dépendent fortement de l'état structural obtenu après traitement thermique. Il existe une structure constituée d'une martensite plus ou moins revenue et de carbures précipités.

— semi –ferritique : après chauffage puis refroidissement d'un alliage se situant dans la zone biphasée ($\alpha + \gamma$). L'alliage à 17 % de chrome et 0,06 % de carbone (X6Cr17/1.4016) est le plus représentatif de cette famille ;

- Ferritique : après traitement thermique d'un alliage se situant à droite de la boucle γ . Il peut s'agir soit d'un alliage à teneurs élevées en chrome et en molybdène du type X2CrMoTi29-4/1.4592 (29 % Cr, 4 % Mo, 0,02 % C) ou le plus souvent un alliage à 17 % de chrome du type X3CrTi17/1.4510 (17 % Cr, 0,03 % C) stabiliser par une addition de titane. Pour obtenir cette structure ferritique il est indispensable non seulement d'avoir une teneur en carbone faible mais également de prévenir le risque de précipitation de carbures de chrome en utilisant un élément stabilisant (titane, niobium, vanadium, zirconium) qui a une plus grande affinité pour le carbone que le chrome.

Peuvent former une phase intermétallique dite phase δ qui se développe en dessous de 820 °C (figure 1.1.5). Les alliages à très haute teneur en chrome (Cr > 30 %) sont particulièrement sensibles à ce phénomène.

Cependant, son domaine d'existence peut également être rencontré dans des nuances à 17 % de chrome ayant subi un long maintien en température dans l'intervalle 550 à 850 °C. Cette situation est rare et elle ne peut se présenter que, soit lors du refroidissement de pièces moulées présentant une très grande inertie thermique, soit lors du soudage multipasse à l'arc d'assemblages de forte section.

Une dernière transformation peut se produire entre 400 et 550 °C (figure 1.1.8). Il s'agit d'une démixtion de la phase α en deux phases ferritiques dont l'une à teneur plus élevée en chrome est connue sous le terme de phase α' . Elle se présente sous la forme de très fins précipités dans la matrice α . Ce mécanisme est analogue à un phénomène de durcissement structural mais il peut entraîner une fragilisation de l'alliage.

Fer α (ferrite) ($\theta < 910$ °C)	Fer γ (austénite) (910 °C < $\theta < 1\ 400$ °C)	Fer δ (ferrite) ($\theta > 1\ 400$ °C)
Structure cubique centrée	Structure cubique à faces centrées	Structure cubique centrée

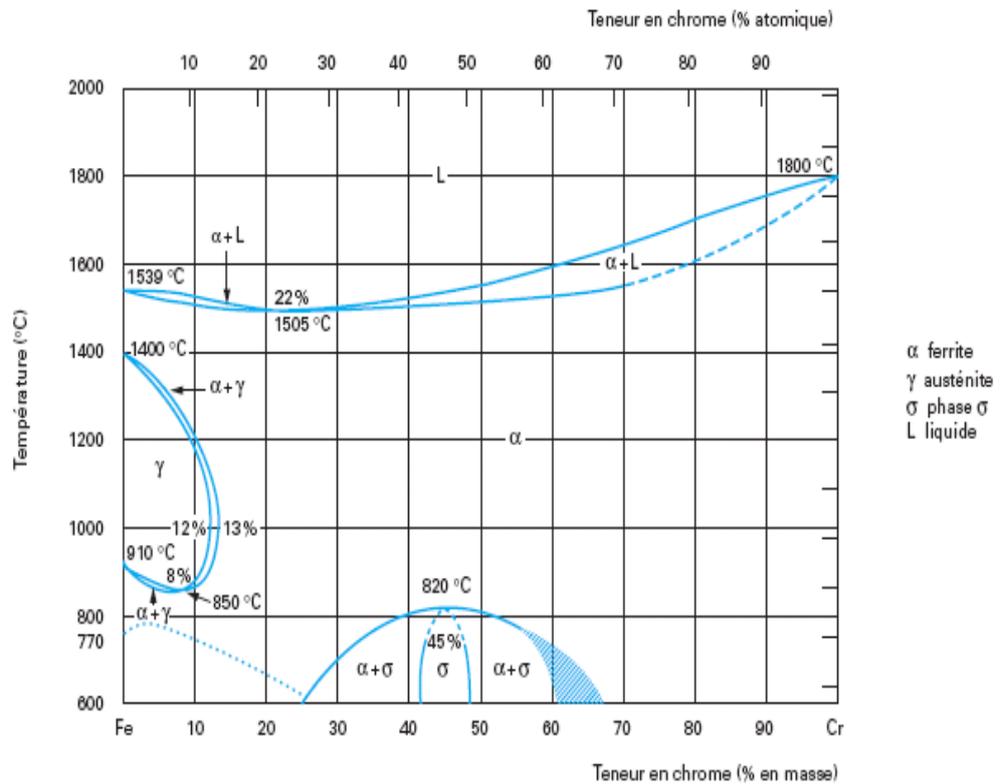


Figure 1.1.5. Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome

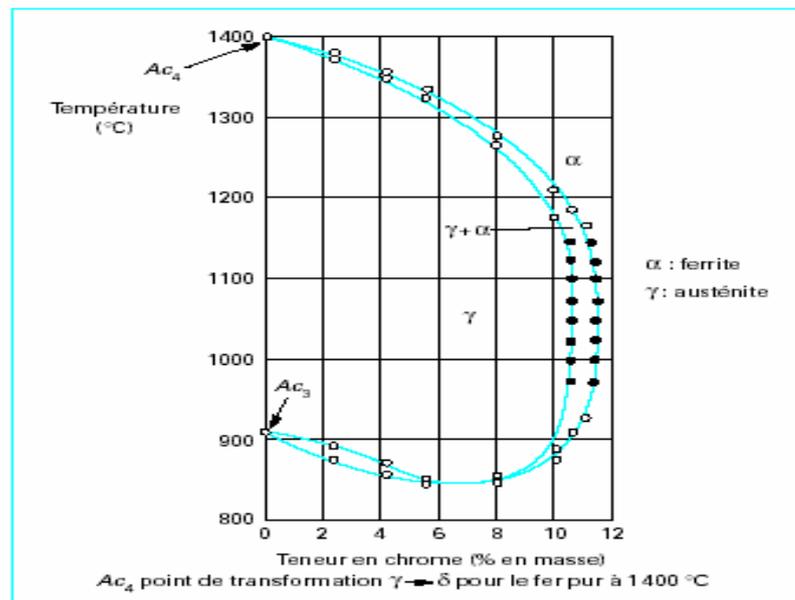


Figure 1.1.6. Détail de la boucle γ du diagramme fer-chrome pour des alliages contenant environ 0,004 % de carbone et 0,002 % d'azote,

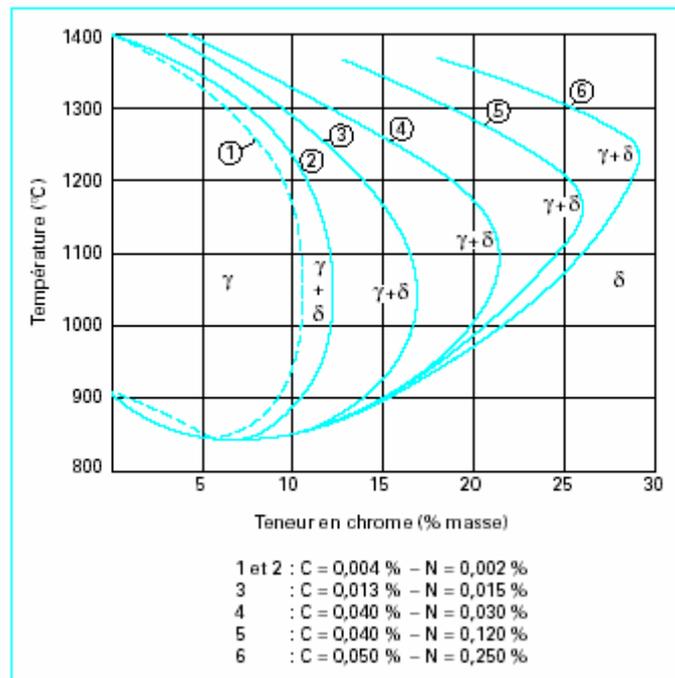


Figure 1.1.7. Influence de la somme des éléments carbone plus azote sur
Les domaines austénitique (γ) et ferritique (α) ou (δ)

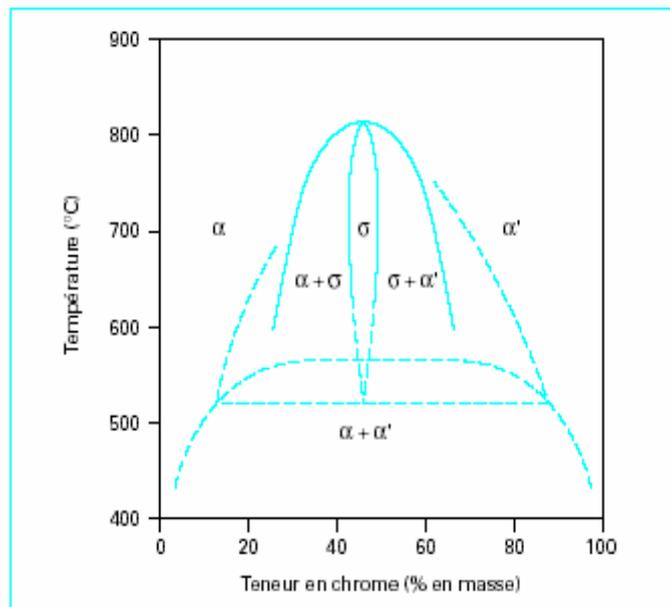


Figure 1.1.8. Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-chrome
à des températures inférieures à 850 °C,

Partie 2 : Propriétés magnétiques :

1.1 Introduction:

Un matériau est composé d'un ensemble de cristaux, chaque cristal est une spatial périodique d'ions d'élément simple, chacun de ces ions formé d'un noyau et d'un nuage d'électrons.

La théorie du magnétisme doit étudier :

- Le magnétisme des particules élémentaires.
- Le magnétisme d'un ensemble organisé de particules : atome ou ion
- Le magnétisme d'un ensemble régulier d'ion (cristal)
- Le magnétisme d'un ensemble ordonnée ou désordonnée de cristaux.

1.2 Magnétisme en l'absence d'excitation:

Pour comprendre et interpréter l'évolution de la structure magnétique d'un matériau, il est nécessaire de remonter à l'échelle atomique, puis progressivement de passer à l'échelle de l'arrangement d'atomes puis du cristal et enfin de la pièce. Notre étude portant sur des alliages ferreux (les aciers), nous ne rappelons que le cas du ferromagnétisme. L'essentiel de cette partie est tiré d'ouvrages généraux. [4], [5]

1.2.1 Magnétisme à l'échelle atomique :

Toute substance matérielle est formée d'un ensemble d'atomes. Chaque atome est composé d'un noyau autour duquel gravite un certain nombre d'électrons. Les particules constituant le noyau et les électrons sont chargées et perpétuellement en mouvement, ce qui crée des moments magnétiques qui sont à l'origine des propriétés magnétiques des corps.

Le moment magnétique électronique provient d'une part des mouvements des électrons autour du noyau sur leurs orbites et d'autre part de la rotation spinale de chaque électron. Chaque atome possède donc un moment magnétique élémentaire dont la direction et le module dépendent de l'environnement particulier de l'atome (nature et position, ...) (Figure 1.2.1).

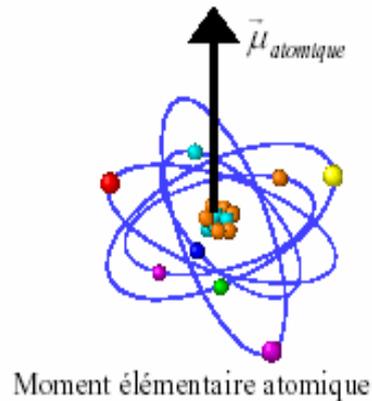


Figure 1.2.1. Le moment magnétique élémentaire au niveau atomique

Du point de vue magnétique, chaque atome peut donc être considéré comme un petit aimant élémentaire. Pour le fer, par exemple, il se trouve que ce moment magnétique élémentaire est particulièrement important.

1.2.2 Magnétique à l'échelle d'agrégat d'atomes :

Lorsque des atomes s'assemblent, les moments magnétiques de chacun d'eux interagissent plus ou moins entre eux ce qui conduit, en magnétisme, à classer les matériaux en cinq grandes catégories : les diamagnétiques, les paramagnétiques, les ferromagnétiques, les ferrimagnétiques et les antiferromagnétiques. Nous étudions en détail seulement les catégories qui nous intéressent.

Les alliages ferreux sont ferromagnétiques à basse température c'est-à-dire en dessous de la température de CURIE, et ils sont paramagnétique au-dessus de celle-ci. Nous ne rappelons que ces deux cas (Figure 1.2.2).

Le paramagnétisme : Si les interactions entre les moments magnétiques des atomes sont faibles devant l'agitation thermique, ils deviennent négligeables. En l'absence d'excitation extérieure, une répartition aléatoire des moments magnétiques élémentaires est obtenue. Par contre, dans le cas d'une excitation magnétique extérieure, les moments magnétiques atomiques tendent à s'aligner le long des lignes de champ magnétique extérieur.

L'aimantation est proportionnelle à l'excitation appliquée H:

$$\vec{M} = \chi \vec{H} \quad (1.1)$$

χ représente la susceptibilité magnétique (nombre sans dimension).

Le paramagnétisme est sensible à la température. La susceptibilité initiale est positive et devient infinie au zéro absolu. Elle décroît lorsque la température augmente.

Le ferromagnétisme : Si la température est relativement faible et si les moments atomiques des atomes sont relativement importants (cas du fer et du nickel à température ambiante), lors d'un rassemblement d'atomes (agrégat), les moments magnétiques ont tendance à s'arranger parallèlement entre eux et il en résulte pour l'agrégat une aimantation spontanée.

L'induction magnétique B représente l'état magnétique en fonction de l'environnement magnétique exprimé par le champ H et de son état d'aimantation exprimé par M :

$$\vec{B} = \mu_0(\vec{H} + \vec{M}) \quad (1.2)$$

Avec $\mu_0 = 4\pi 10^{-7}$ Henry.m-1, la perméabilité du vide.

La perméabilité μ , relie l'induction magnétique résultante au champ magnétique appliqué :

$$\vec{B} = \mu \vec{H} = \mu_0(1 + \chi) \vec{H} = \mu_0 \mu_r \vec{H} \quad (1.3)$$

Avec μ_r perméabilité relative (sans dimension).

L'aimantation spontanée dépend de la température ; elle décroît si la température augmente. Au-dessus de la température de CURIE, le matériau retrouve un comportement paramagnétique (figure 1.2.2).

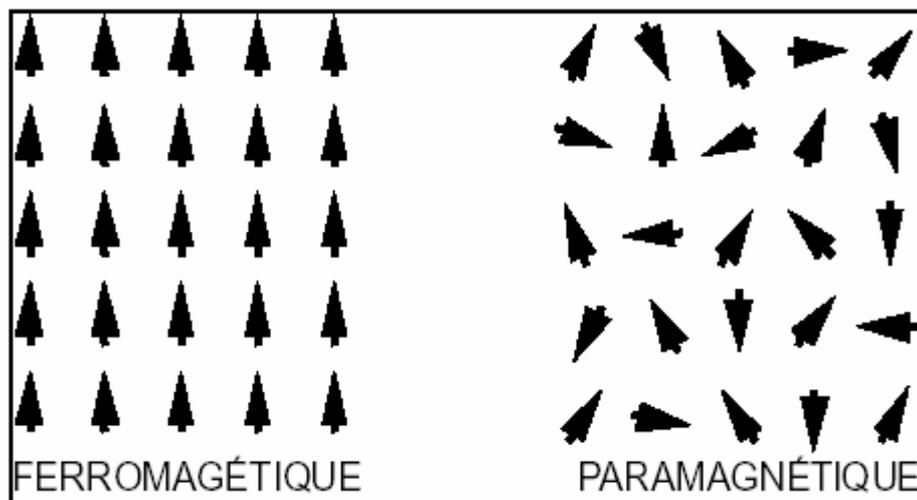


Figure 1.2.2. Type de magnétisme (cas du fer).

1.2.3 Ferromagnétique à l'échelle macroscopique : [6]

En prend par exemple le fer, qui cristallise dans le système cubique centré, l'alignement des moments magnétiques se fait évidemment dans des directions présentant une grande densité d'atomes : directions de type (1,0,0) appelées «*directions de facile aimantation* ». Il faut noter que, pour un même cristal cubique centré, il existe trois directions équivalentes.

Un cristal ferromagnétique devrait donc être caractérisé par une aimantation spontanée. Or, les échantillons macroscopiques mêmes monocristallins peuvent être complètement désaimantés. Pour expliquer ce phénomène, on introduit le concept de domaines, P.WEISS [6]. (Figure 1.2.3).

A ce stade, la matière ferromagnétique présente donc une microstructure magnétique à une échelle légèrement inférieure à celle cristalline. Elle est composée de domaines élémentaires appelés domaines de WEISS au sein desquels l'aimantation est orientée selon l'une ou l'autre des directions de facile aimantation.

En l'absence de champ appliqué et de toute autre sollicitation extérieure, il y a statistiquement équipartition du volume des domaines entre les diverses directions ; à l'échelle macroscopique, l'aimantation résultante est donc bien nulle, comme il est observé.

Ce concept, introduit par WEISS, s'est avéré correspondre à la structure réellement observée depuis par différentes. La Figure 1.2.3 représente un cristal d'acier ordinaire; il est divisé en vastes domaines principaux de direction de magnétisations antiparallèles. Ils sont terminés par des domaines plus petits dits de fermeture. Les domaines sont séparés par des parois (parois de BLOCH). Quand les directions de magnétisation des domaines contigus sont antiparallèles, on dit que la paroi est à 180° quand les directions sont perpendiculaires on dit que la paroi est à 90°.

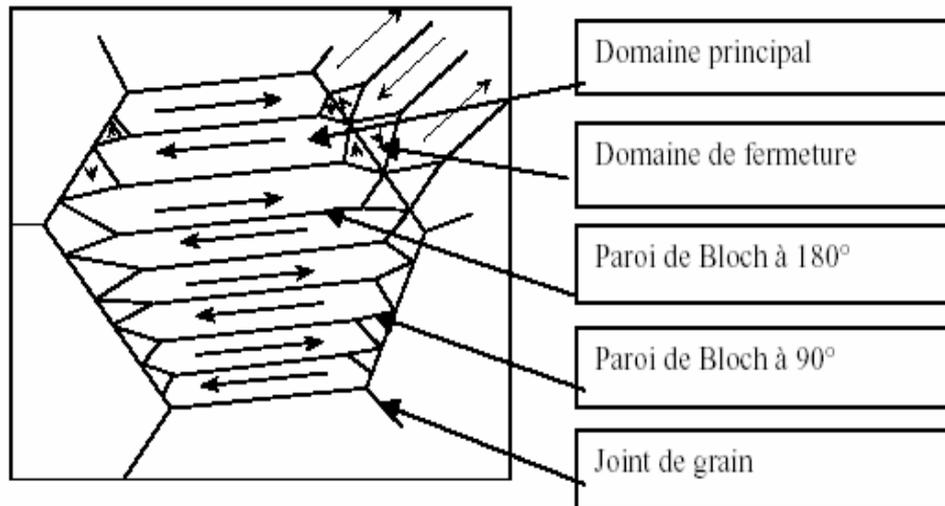


Figure 1.2.3. Représentation schématique de la microstructure magnétique d'un cristal décomposé en domaines.

Ce type de structure fréquemment observé correspond donc à un équilibre stable de la matière donc à un minimum énergétique.

L'arrangement en domaines magnétiques impose le comportement magnétique macroscopique des matériaux ferromagnétiques. Ceci résulte de l'interaction et de la minimisation de plusieurs énergies : énergie d'échange, énergie d'anisotropie magnétocristalline, énergie magnétostatique, énergie magnétoélastique, énergie des parois.

1.2.3.1 Energie d'échange:

L'énergie d'échange correspond à l'alignement des moments magnétiques atomiques. Cette énergie se calcule à l'échelle atomique, elle est très faible en comparaison des autres énergies.

Elle ne contribue pas (ou très peu) aux propriétés magnétiques microscopiques de la matière. En revanche, parce que c'est une énergie à longue portée, elle joue un rôle fondamental puisque c'est elle qui est à l'origine du ferromagnétisme. L'interaction d'échange est une interaction d'origine électrostatique qui a été introduite en 1929 par HEISENBERG. D'après BOZORTH, sous certaines hypothèses l'énergie d'interaction E_{ech} des atomes i, j portant les spins S_i, S_j s'écrit :

$$\vec{E} = -2J\vec{S}_i\vec{S}_j \quad (1.4)$$

où J est l'intégrale d'échange qui est relié au recouvrement des distributions de charges des atomes i, j . cette équation (4) est appelée modèle d'Heisenberg.

Cette expression peut s'écrire également :

$$E_{ech} = J S^2 \varphi^2 \quad (1.5)$$

où φ représente un angle entre deux spins et S : nombre quantique de spins.

L'énergie d'échange totale d'une ligne de N atomes est donnée approximativement par :

$$E_{ech} = \frac{J S^2 \pi^2}{N} \quad (1.6)$$

Cette énergie d'échange augmente s'il apparaît un défaut de parallélisme entre les moments magnétiques. Elle est minimale lorsque les moments sont parallèles.

1.2.3.2 Energie d'anisotropie magnétocristalline :

L'énergie d'anisotropie magnétocristalline relie la direction d'alignement des moments magnétiques avec les directions cristallines. Ces directions cristallines sont appelées directions de facile aimantation. Pour le fer (cubique centré à la température ambiante), les directions de facile aimantation sont les arêtes du cube, c'est-à-dire les directions cristallographiques $\langle 100 \rangle$, $\langle 010 \rangle$, $\langle 001 \rangle$. Cette anisotropie de l'aimantation se traduit par l'existence d'un minimum pour ces directions. HONDA et KAYA [7] ont montré que le fer est plus facile à aimanter dans les directions de type $\langle 100 \rangle$ que dans les directions $\langle 110 \rangle$ ou $\langle 111 \rangle$.

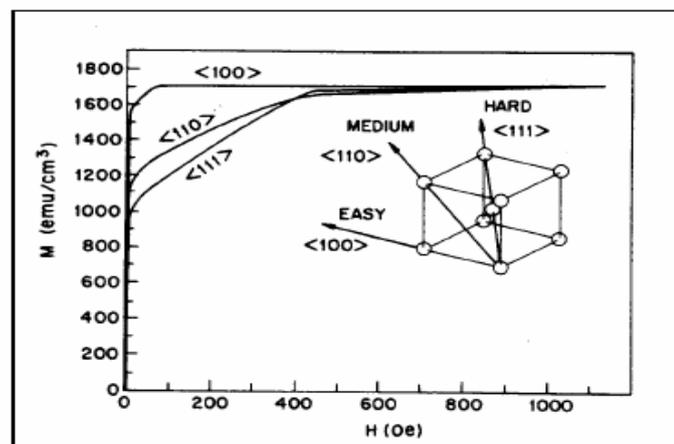


Figure 1.2.4. Courbes d'aimantation du fer suivant les trois directions différentes.

Pour une direction quelconque de cosinus directeurs $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ par rapport aux arêtes du cube et pour un volume donné, cette énergie peut être mise sous la forme suivante :

$$E_\alpha = K_1(\alpha_1^2 \alpha_2^2 + \alpha_2^2 \alpha_3^2 + \alpha_3^2 \alpha_1^2) + K_2 \alpha_1^2 \alpha_2^2 \alpha_3^2 \quad (1.7)$$

K_1 et K_2 les coefficients appelés constantes d'anisotropie. Elles sont homogènes à des énergies volumiques positives ou négatives, variables avec la température.

Pour le fer à température ambiante :

$$K_1 = 4,5 \cdot 10^4 \text{ J/m}^3$$

$$K_2 = 1,5 \cdot 10^4 \text{ J/m}^3$$

1.2.3.3 Energie magnétoélastique :

Avant d'introduire la notion d'énergie magnétoélastique, il faut rappeler le phénomène de magnétostriction. Très schématiquement, un atome est généralement considéré comme occupant un volume sphérique. Dans le cas des matériaux présentant un fort moment magnétique, il semble plus vraisemblable de considérer que le volume qu'il occupe est légèrement ovoïde plus ou moins allongé (cas du fer) ou aplati (cas du nickel) dans la direction principale de magnétisation. Ces directions étant alignées dans des directions cristallines, il en résulte une légère déformation de la maille, qui se traduit pour un monocristal par une déformation macroscopique. C'est la magnétostriction. Elle est positive pour le fer c'est à dire que la maille est légèrement allongée dans le sens de la magnétisation ($c > a$) (Figure 1.2.5). Elle est négative pour le nickel c'est à dire que la maille est légèrement aplatie ($c < a$). Si une conservation du volume est admise à cette échelle, l'effet Poisson entraîne une déformation opposée dans les autres directions.

Les processus d'aimantation s'accompagnent donc d'une déformation spontanée. Il s'agit souvent de déformation très faible, mais qu'on ne peut ignorer. Ces déformations locales (pour chaque domaine) induisent des contraintes élastiques de compatibilité. L'existence de contraintes et de déformations dans le cristal fait apparaître une énergie de type élastique. C'est l'énergie magnétoélastique.

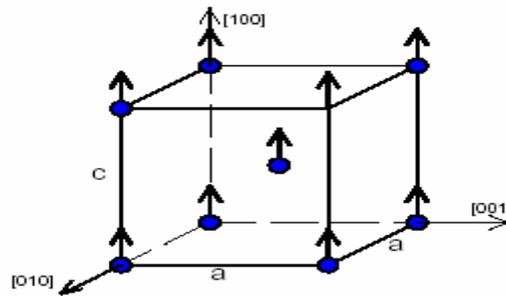


Figure 1.2.5. Distorsion de la maille cubique dans le fer $c > a$

Ce phénomène peut être caractérisé dans le cas du fer par un coefficient de déformation : $\lambda = \Delta L / L_0$, ΔL variation de la longueur dans la direction de magnétisation.

Pour le fer, le coefficient λ est positif quand les moments magnétiques sont dans la direction de facile aimantation $[100]$ avec $\lambda_{100} = 20 \cdot 10^{-6}$ alors que dans la direction $[111]$, λ est négatif avec $\lambda_{111} = -21,6 \cdot 10^{-6}$.

L'énergie du cristal par unité de volume est donc la somme de contributions.

L'énergie élastique proprement dite et l'énergie magnétoélastique.

• Rappelons la formule générale de l'énergie élastique

$$E_{el} = \frac{1}{2} C_{11} (\varepsilon_{11}^2 + \varepsilon_{22}^2 + \varepsilon_{33}^2) + 2C_{44} (\varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2 + \varepsilon_{31}^2) + C_{12} (\varepsilon_{11}\varepsilon_{22} + \varepsilon_{22}\varepsilon_{33} + \varepsilon_{33}\varepsilon_{11}) \quad (1.8)$$

C_{11} : module de traction

C_{12} et C_{44} : module de cisaillement

• L'énergie magnétoélastique induite par la déformation du cristal s'écrit :

$$E_{mel} = B_1 (\varepsilon_{11} \alpha_1^2 + \varepsilon_{22} \alpha_2^2 + \varepsilon_{33} \alpha_3^2) + 2B_2 (\varepsilon_{12} \alpha_1 \alpha_2 + \varepsilon_{23} \alpha_2 \alpha_3 + \varepsilon_{31} \alpha_3 \alpha_1) + B_3 (\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}) \quad (1.9)$$

B_1, B_2, B_3 : constantes ; $\alpha_1 ; \alpha_2 ; \alpha_3$: cosinus directeurs de l'aimantation

$$E_{melt} = E_{el} + E_{mel}$$

La déformation correspondante est déterminée en imposant que cette énergie soit minimale:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{-B_i (\alpha_i^2 - 1)}{C_{11} - C_{12}} \quad \frac{\partial E_{melt}}{\partial \varepsilon_{ij}} = 0 \quad \text{soit} \quad \varepsilon_{ij} = \frac{-B \alpha_i \alpha_j}{2C_{44}} \quad (1.10)$$

La magnétisation d'un matériau ferromagnétique entraîne donc une déformation et corrélativement une modification de son énergie interne. Réciproquement, l'application d'une déformation va modifier l'énergie élastique du matériau et induire une modification de l'équilibre énergétique et donc de la microstructure magnétique : c'est l'effet magnétoélastique qui est à la base des mesures que nous envisageons.

1.2.3.4 Energie magnétostatique :

C'est cette énergie qui explique l'apparition des domaines de WEISS. Si le matériau ne comportait qu'un seul domaine, de la figure 1.2.6(a), il apparaîtrait à ses extrémités des charges magnétiques (champ démagnétisant) et des lignes de champs extérieures de fermeture. La fragmentation en domaines principaux antiparallèles, figure(b), diminue déjà considérablement les lignes de champs extérieures, enfin l'apparition des domaines de fermeture, dans le cas de la figure (c), les font pratiquement disparaître. La subdivision d'un matériau ferromagnétique en domaines provoque donc une diminution de l'énergie magnétostatique, mais corrélativement l'apparition d'un plus grand nombre de domaines s'accompagne de la création de parois (zones de désordre) et correspond donc à une augmentation de l'énergie d'échange ce qui limitera le nombre de domaines.

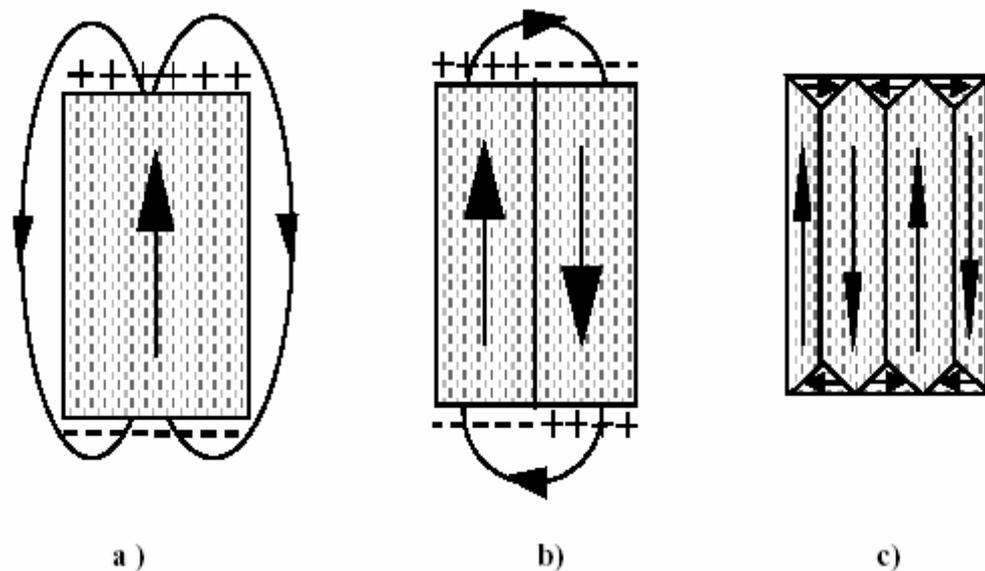


Figure 1.2.6. Exemples de configurations résultant des compromis de différentes énergies.

Le champ effectif H_{ef} , qui agit sur l'aimantation du matériau est donné par :

$$H_{ef} = H_a + H_d \quad (1.11)$$

H_a : champ magnétique appliqué.

H_d : champ démagnétisant.

$$H_d = -\frac{1}{\mu_0} N \vec{M} \quad (1.12)$$

Avec μ_0 est la perméabilité du vide

N : facteur démagnétisant se situant entre 0 et 1 dont le calcul n'est pas simple et dépend de la forme de l'échantillon.

L'interaction entre l'aimantation et le champ démagnétisant que l'échantillon crée lui-même introduit une énergie magnétostatique :

$$E_m = -\frac{1}{2} \int \vec{M} \vec{H}_d dV \quad (1.13)$$

L'aimantation choisit naturellement la direction de l'échantillon pour laquelle le coefficient N est minimal. En conséquence, la forme d'un échantillon peut être source d'anisotropie. C'est le cas, par exemple de plaques de faible épaisseur pour lesquelles l'aimantation spontanée a tendance à s'orienter parallèlement aux grandes surfaces. Le champ démagnétisant et l'énergie magnétostatique sont alors plus faibles. Par contre l'orientation de l'aimantation perpendiculaire à la surface est défavorable. Le calcul global de E_m est toujours laborieux car l'intégral se porte sur tout le volume.

1.2.3.5 Energie des parois :

De la configuration magnétique en domaines de WEISS d'un cristal, décrite précédemment, il résulte l'apparition de zones tampons, entre les domaines, plus ou moins larges, à l'intérieur desquelles l'aimantation tourne : ce sont les parois de Bloch, qui mettent également en jeu un compromis entre les énergies précitées.

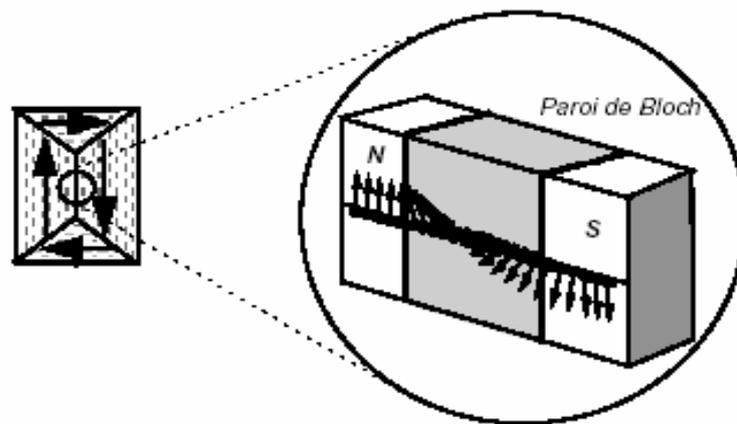


Figure 1.2.7. Domaines de Weiss et parois de Bloch à 180°

Dans un cristal de symétrie cubique, tel que le fer, il existe deux sortes de parois : parois à 180° et parois à 90°. Il est généralement admis qu'une paroi à 180° correspond à la juxtaposition de deux parois à 90° et qu'elle est donc deux fois plus épaisse. Des mesures au microscope électronique donnent une épaisseur de l'ordre d'une centaine d'atomes pour une paroi à 180° ; Ce qui revient à dire, qu'à l'intérieur de la paroi, la désorientation d'un atome à l'autre est relativement faible (minimisation de l'énergie d'échange).

L'équilibre entre les différentes énergies mises en jeu dans les parois étant très compliqué, le problème est généralement traité de manière globale en introduisant une énergie superficielle des parois, comme l'a montré NEEL [8].

Deux grandeurs caractérisent une paroi de Bloch : son épaisseur ou largeur et l'élévation d'énergie locale, à laquelle donne lieu la configuration des moments qu'elle contient. Cette élévation d'énergie est évaluée par rapport à l'état de saturation qui règne notamment au sein des domaines jouxtant la paroi. Elle est normalement donnée par unité de surface, désignée par γ sous le nom d'énergie superficielle. Elle s'exprime par l'expression suivante :

$$\gamma = 2 \pi \sqrt{\frac{AK}{a}} \quad (1.14)$$

Avec $A = 2JS^2$

J : Intégrale d'échange

S : nombre quantique de spin.

K : coefficient d'anisotropie

a : paramètre de la maille

1.2.4 Modélisation :

L'introduction des différentes énergies permet bien de justifier les microstructures magnétiques observées expérimentalement. Par contre, la prise en compte dans des modélisations de type « mathématiques » de toutes ces énergies restent encore extrêmement complexes, en particulier pour expliquer les modifications des microstructures magnétiques sous l'effet de sollicitations extérieures (magnétiques ou mécaniques).

Le plus souvent, ces considérations ont conduit à utiliser une modélisation graphique très simplifiée, sensée représenter un cristal ferromagnétique (figure 1.2.8).

La figure 1.2.8 représente les différents modèles :

- a) Modèle rectangulaire permettant d'introduire la notion de domaines principaux, de domaines de fermeture et les différents types de parois.
- b) : Modèle carré permettant d'introduire l'effet statistique d'une équipartition des domaines mais peu représentatif car uniquement constitué de parois à 90°
- c) : Modèle volumique, plus proche de la réalité mais plus complexe.

Le modèle à deux dimensions (quatre domaines) est très pratique pour expliquer « avec les mains » par exemple : l'existence du cycle d'hystérésis et du bruit BARKHAUSEN, par contre un modèle à trois dimensions est plus réaliste pour certaines explications (cas de la magnétostriction et du bruit magnétomécanique).

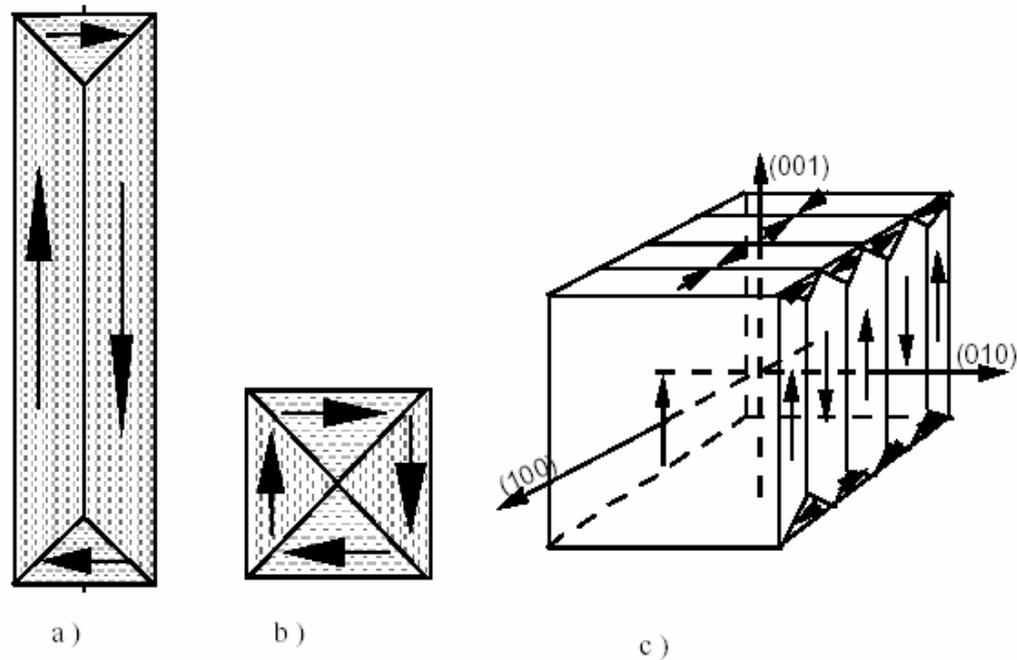


Figure 1.2.8. Modèles de représentation d'un cristal magnétique

1.2.5 Observation des domaines et des parois :

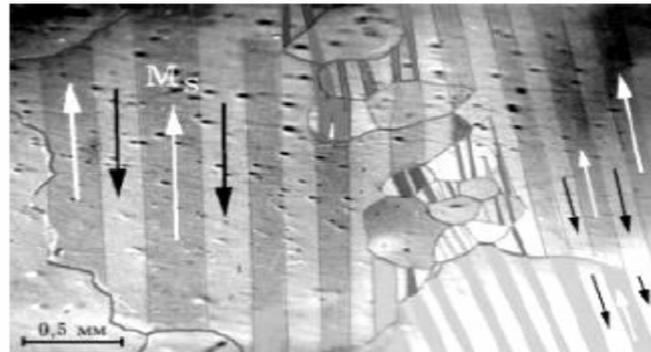
La plus vieille méthode d'observation est celle décrite par Bitter basée sur la visualisation des champs de fuite qui apparaissent dans la structure des domaines, en appliquant des particules magnétiques à la surface. La visualisation des domaines peut se faire par plusieurs techniques qui possèdent un pouvoir de résolution assez grand, une très grande sensibilité, n'est pas si importante tant que le champ appliqué est assez fort. Certains expérimentaux utilisent des sondes de Hall miniatures ainsi que des éléments magnéto-résistants. Une autre classe de méthode dépend essentiellement de la force magnétique des particules appliquées à la surface et de la force électromagnétique de Lorentz sur des électrons se déplaçant près de la surface. Toutes les méthodes qui détectent les conséquences de la distribution de la magnétisation que la magnétisation elle-même sont rejetées.

D'autres méthodes qui étudient l'interaction de la lumière avec la magnétisation sont souvent utilisées, nous citerons les méthodes magnéto-optique et le microscope optique de Lorentz.

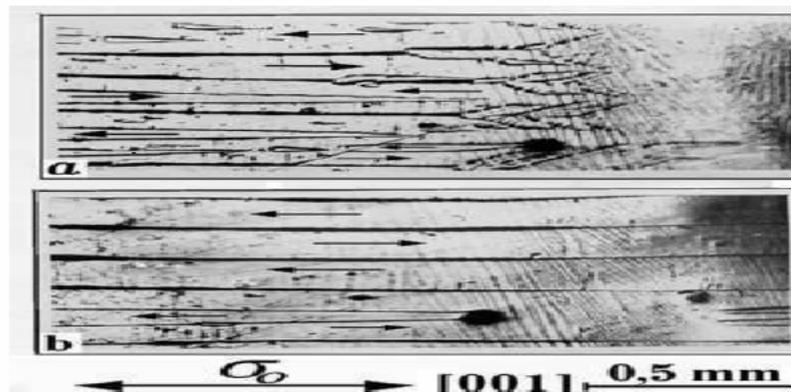
Les méthodes de Faraday (magnéto-optique) et celle de Lorentz ne se limitent pas à la surface mais peuvent pénétrer à une épaisseur bien déterminée. L'utilisation des RX est nécessaire pour une étude plus profonde dans

l'échantillon, la topographie des RX permet de prévoir la structure des domaines en exploitant l'interaction indirecte entre la magnétisation et la magnétostriction.

Les méthodes superficielles ne donnent nullement une représentation totale de la structure des domaines. Les méthodes de transmission peuvent distinguer entre les structures superficielles et intérieures quand les deux sont différentes. Une préparation de la surface de l'échantillon s'avère donc nécessaire, ceci inclut le polissage, découpage de l'échantillon...etc.



(a)



(b)

Figure 1.2.9. (a) et (b) Figures de Bitter par microscope sur une plaquette de fer. Influence du champ magnétique sur la structure des domaines.

CHAPITRE 2 LE CONTROLE NON DESTRUCTIF

2.1 Le contrôle non destructif par Courants de Foucault : [1]

2.1.1 Introduction :

Les courants de Foucault sont des courants induits dans un matériau conducteur en présence d'un champ magnétique variable. Ils dépendent des caractéristiques électriques, magnétiques et structurales du matériau (dimension, conductivité électrique, perméabilité magnétique).

Les anomalies dans la structure conductrice sont détectées par la variation d'impédance de la sonde d'excitation. Toute variation ou modification des lignes de courants induits dans la pièce se manifeste par une variation du flux magnétique, ce qui entraîne une variation d'impédance de la sonde. Le système de mesure par courants de Foucault se base sur la mesure de cette variation d'impédance, Figure (2.1).

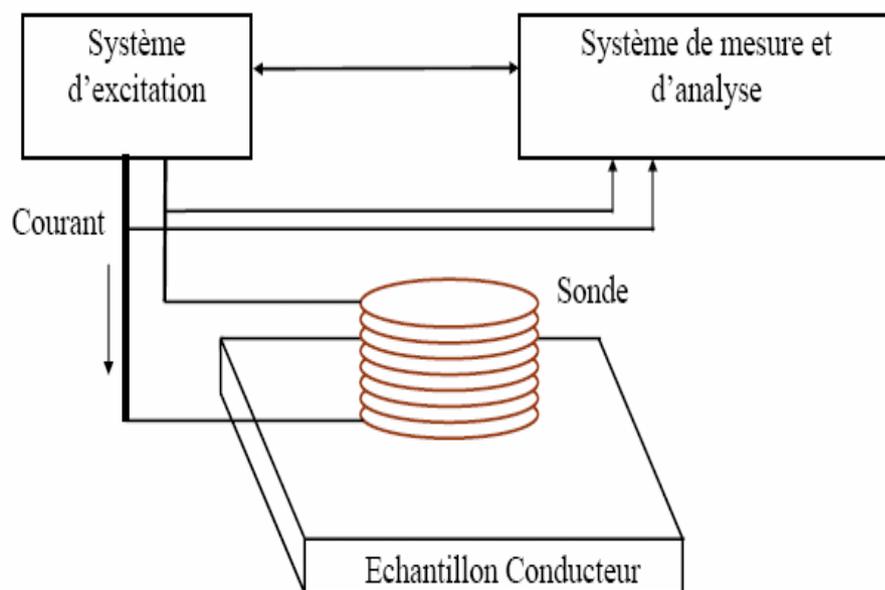


Figure 2.1. Chaîne de mesure par Courants de Foucault

2.1.2 Répartition des courants de Foucault :

Les principales remarques sur le parcours des courants de Foucault sont :

- Les courants de Foucault (C.F.) suivent des trajectoires fermées perpendiculaires au flux magnétique induit.
- Les courants de Foucault sont parallèles aux spires du bobinage.

2.1.2.1. Principe :

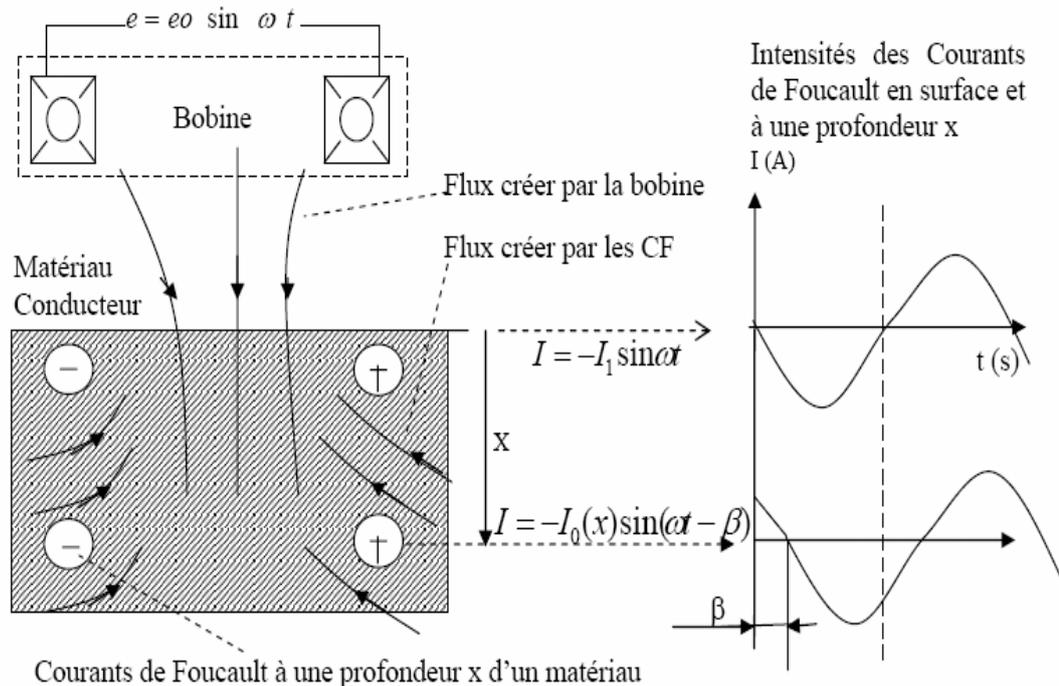


Figure 2.2. Courants de Foucault induits dans un matériau

Le rapport existant entre les densités de courants à la surface et un point interne situé à une distance x de la surface est exprimé par figure II.2 :

$$\frac{J_x}{J_0} = e^{-\beta \sin(\omega t - \beta)} \quad (2.1)$$

2.1.2.2 La profondeur de pénétration standard :

C'est la profondeur δ pour laquelle l'amplitude du courant diminue dans le rapport $1/e$. $J_\delta/J_0 = 1/e$; avec $J_0 =$ densité du courant de surface.

La pénétration des courants de Foucault diminue lorsque la conductivité, la perméabilité magnétique ou la fréquence augmente, les courants de Foucault circulent de plus en plus en surface. Ce phénomène est appelé « l'effet de peau ».

La densité de courant s'atténue exponentiellement avec la profondeur. A une profondeur δ la densité de courant atteint 37 % de la densité de surface, figure 2.3.1 et figure 2.3.2.

La sensibilité de mesure ou de la détection dépend de ce paramètre. A deux fois la constante de pénétration standard (2%), la densité de courant de Foucault atteint 13.5% de celle de la surface et à (3%) la valeur de densité est inférieure à 5%.

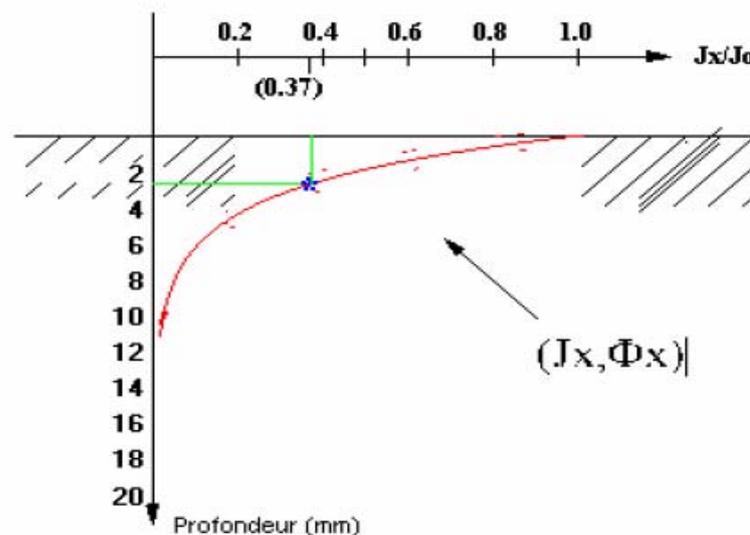


Figure 2.3.1. Profondeur de pénétration des courants de Foucault.

2.1.2.3 Phase standard :

Les Courants de Foucault induit par le flux d'excitation varient en amplitude et en phase. Pour une profondeur égale à la profondeur de pénétration standard, le déphasage des courants par rapport au courants de surface atteint 57° ce qui équivaut à 1 radian. A deux fois la profondeur de pénétration standard (2%) le déphasage est de 114° .

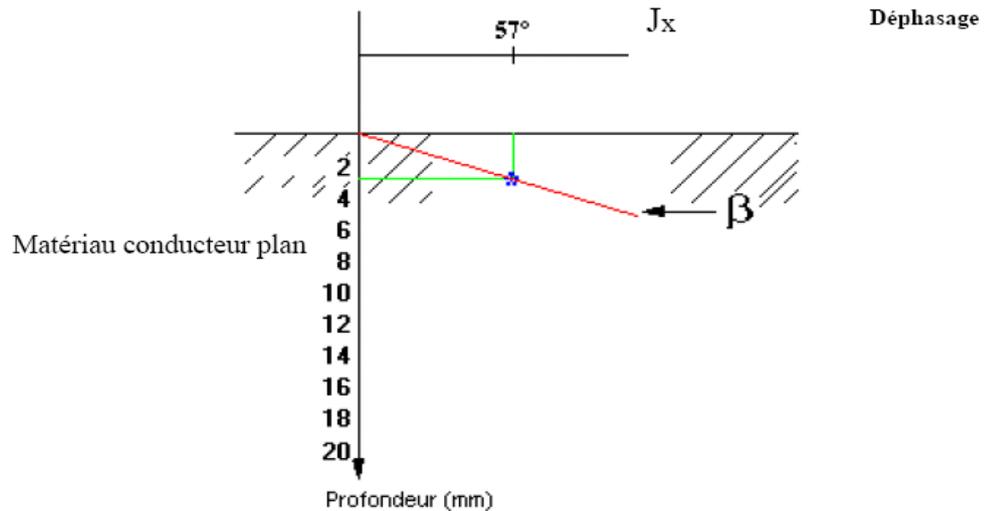


Figure 2.3.2. Déphasage en fonction de la profondeur

2.1.2.4 Diagramme d'impédance :

Afin de représenter la variation d'impédance (Partie réelle et imaginaire), on notera dans un premier cas, que les dimensions de l'échantillon et la conductivité électrique du matériau sont constantes. La bobine encerclant le spécimen est alimentée par un générateur de fréquence variable. L'augmentation de la fréquence à partir de zéro provoque l'apparition des courants de Foucault, qui se traduit par une augmentation de la partie réelle et une décroissance de la partie imaginaire de l'impédance de la bobine, figure 2.4.

La fréquence augmente, les courants de Foucault circulent de plus en plus en surface. Les courants de Foucault génèrent un champ opposé au champ induit, ce qui atténue le flux total à l'intérieur du conducteur.

Pour une fréquence très élevée, figure 2.5, le flux total tend à s'annuler et les courants de Foucault circulent en surface. Ce qui tend à annuler la partie active et réactive de l'impédance.

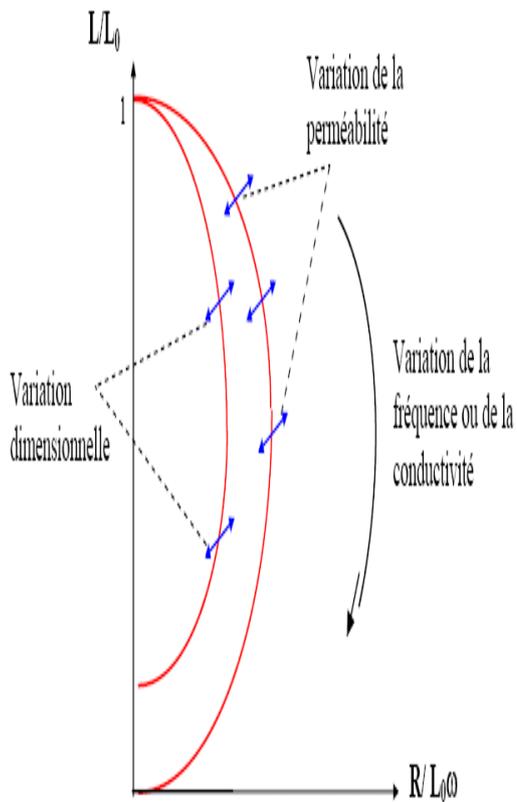


Figure 2.4. Diagramme d'impédance normalisé

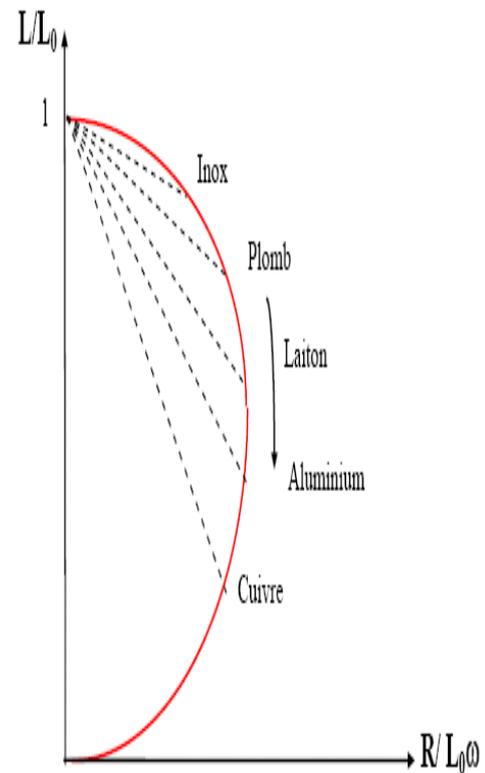


Figure 2.5. Diagramme d'impédance normalisé pour $f=100\text{kHz}$

2.2 Le contrôle non destructif par le bruit de Barkhausen :

2.2.1 Excitation magnétique axiale:

2.2.1.1 Processus de magnétisation :

Dans ce chapitre, nous rappelons dans l'ordre les explications de la courbe de première magnétisation puis du cycle d'hystérésis et enfin du bruit BARKHAUSEN. Cet aspect a fait l'objet de nombreux travaux [9],[10],[11].

1 Courbe de première aimantation :

- Pour de faibles valeurs du champ magnétique appliqué, les domaines principaux, dont l'aimantation est orientée favorablement par rapport au champ appliqué, vont croître au détriment d'autres domaines moins bien orientés. Ce processus se traduit principalement par des déplacements de parois de Bloch à 180° .

- Pour des valeurs de champ plus élevées, le phénomène s'amplifie. Cette étape se poursuit jusqu'à la disparition complète des domaines défavorablement orientés. Chaque cristal est alors un mono domaine magnétique, il est important de noter qu'à ce stade les moments magnétiques sont toujours orientés dans les directions de facile aimantation.

- Pour des valeurs de champ appliqué encore plus élevées, l'aimantation dans chaque cristal va progressivement quitter la direction de facile aimantation pour s'orienter dans le sens du champ. On atteint alors la saturation magnétique.

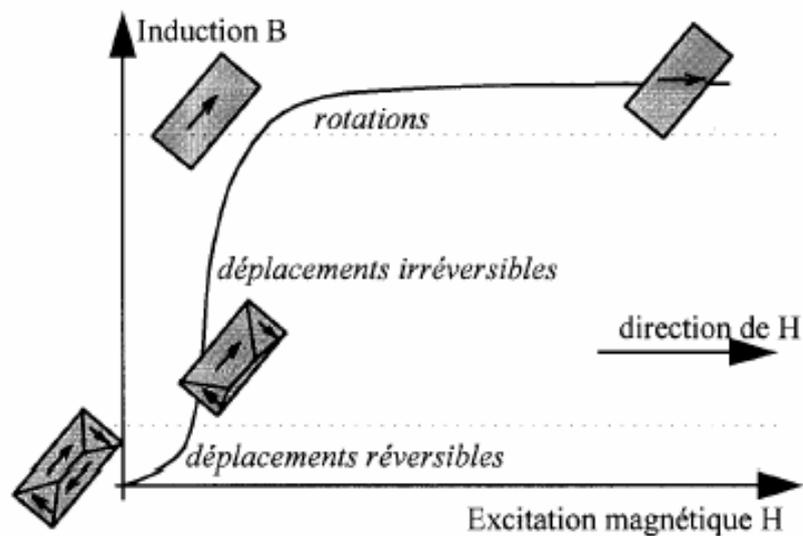


Figure 2.6. Courbe de première aimantation

2 Cycle d'hystérésis :

Dans le cas du cycle d'hystérésis, le matériau est porté alternativement de saturation à saturation dans deux directions opposées, à l'aide d'une excitation magnétique externe alternative. Partant de l'état saturé, nous retrouvons alors les phénomènes inverses de ceux décrits lors de la première aimantation et ayant abouti à la saturation :

- Partant de l'état saturé, alors que H diminue, les moments magnétiques vont retourner dans la direction de facile aimantation la plus proche.
- De nouveaux domaines de fermeture vont apparaître : phénomène de germination.
- Décroissance des domaines orientés favorablement par rapport à H .

- Puis croissance de ceux orientés dans la direction opposée.
- Disparition des domaines défavorablement orientés.
- Enfin rotation des moments magnétiques pour s'aligner dans la direction de H.

Remarques : lorsque l'excitation magnétique redevient nulle, nous constatons que le matériau n'est pas forcément parfaitement démagnétisé : il garde une image des domaines favorablement orientés (rémanence). Il peut subsister une induction rémanente B_r . Pour retrouver un matériau démagnétisé, il est nécessaire de continuer à inverser le Champ H jusqu'à une valeur H_c , le champ coercitif, qui correspond au champ nécessaire pour réobtenir une équipartition des domaines. Cette grandeur est souvent utilisée pour caractériser les matériaux ferromagnétiques. Elle dépend fortement de la mobilité des parois de Bloch (matériaux magnétiquement doux ou durs).

Il est aussi courant d'observer le paramètre μ_r , la perméabilité magnétique relative du matériau, qui correspond à la pente de la courbe mesurée au voisinage du champ coercitif.

Si le champ évolue cycliquement, on obtient le cycle d'hystérésis. La description en termes de microstructure magnétique et de mobilité des parois est la même pour toutes les parties. L'aire contenue dans le cycle correspond à l'énergie magnétique dissipée ou pertes hystérétiques.

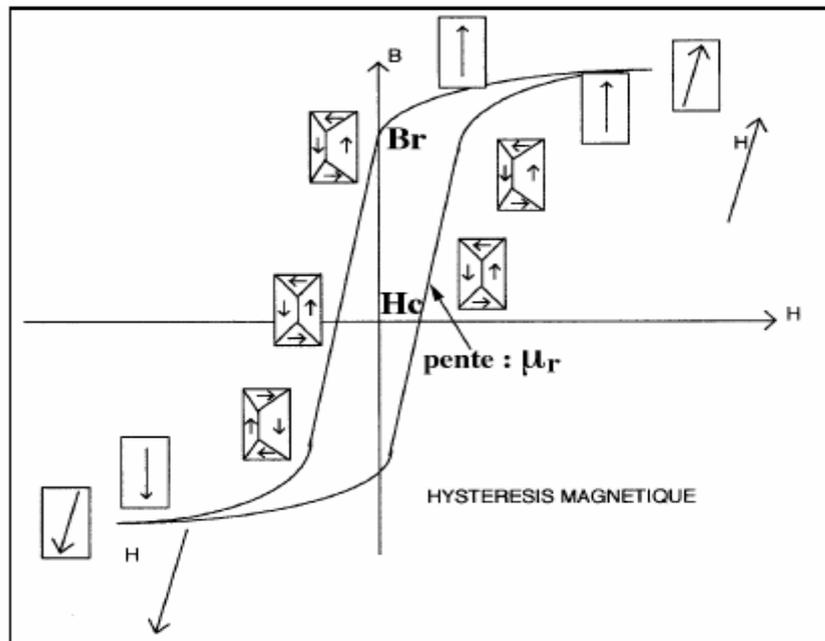


Figure 2.7. Schéma d'un cycle d'hystérésis

3 Classification les matériaux suivant le cycle d'hystérésis : [1]

a Les matériaux magnétiques doux :

Ils doivent avoir une aptitude à inverser très facilement leur aimantation et à transmettre des variations de flux magnétique (d'où une induction B_S et une résistivité \dot{p} élevée), leur coercivités est inférieur à 100 A/m, et leur perméabilité relative supérieure à 500. Les matériaux les plus doux présentent une bonne pureté et peu de défauts de manière à permettre des déplacements aisés des parois de domaines magnétiques, les performances optimales sont obtenues lorsque les constantes d'anisotropie magnéto cristalline et de magnétostriction sont à la fois proches de zéro.

Ces matériaux ont des applications variées (blindages, transformateurs d'impulsions et HF, filtres, amplificateurs magnétiques...).

Les matériaux magnétiquement doux dissipent de l'énergie dans un régime dynamique, cette énergie est sous forme de chaleur, ces pertes magnétiques se décomposent en pertes par hystérésis et pertes par courants de Foucault.

b Les matériaux magnétiques durs :

Ils sont utilisés dans la fabrication d'aimants permanents. La fonction première d'un aimant étant de créer une induction magnétique statique, souvent en circuit ouvert, l'aimant est soumis à l'action de son propre champ démagnétisant H_d . Il en résulte que son point de fonctionnement ne se situe pas en B_r mais en point (B_d, H_d) ; point d'intersection de la droite de pente $p = \mu_0 (1-N)$ ($N =$ coefficient de désaimantation) avec la courbe de désaimantation.

Un volume d'aimant V_a travaille au point optimal (B_m, H_m) pour lequel le produit BH atteint sa valeur maximum $(BH)_{max}$. Cette valeur est appelée énergie spécifique maximale ou produit d'énergie maximale ; c'est une caractéristique première du matériau.

Suivant le terme dominant de l'anisotropie, on distingue :

1- Les matériaux à anisotropie de forme élevée : tels que les alliages de Fe-Co, Fe-Co-Cr et surtout les AlNiCo qui sont constitués de particules allongées et isolées dans une matrice non magnétique.

2- Les matériaux à anisotropie magnéto cristalline tels que les ferrite de baryum $\text{BaO}_6 \text{Fe}_2 \text{O}_3$, les alliages à base de terres rares Sm CO_5 , $\text{Sm}_2 \text{CO}_{17}$ ainsi que le tout récent $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14} \text{B}$ qui représente l'aimant le plus puissant actuellement connu.

2.2.1.2 Bruit de Barkhausen :

Comme il a été décrit précédemment, la structure en domaines s'établit spontanément pour diminuer l'énergie totale du système. L'application d'un champ extérieur entraîne un réarrangement de ces domaines. Cette modification d'organisation est essentiellement due aux déplacements des parois qui limitent les domaines, de telle sorte que les domaines bien orientés augmentent de volume au détriment des domaines mal orientés. Les parois ne se déplacent pas librement, elles sont accrochées sur toutes les micro- hétérogénéités présentes dans la matière (dislocations, précipités, joints de grain, ...). Ceci correspond à un phénomène d'ancrage des parois [12]. Le déplacement des parois est donc discontinu ; il se fait par sauts, les parois s'arrachent aux ancrages pour se bloquer sur de nouveaux obstacles et ainsi de suite...

BARKHAUSEN fut le premier à mettre en évidence ces discontinuités par une expérience simple ; En testant un nouvel amplificateur reliant un bobinage placé autour d'un morceau de fer à un haut-parleur, il s'aperçoit que son montage émettait des crachotements lorsqu'un aimant permanent était approché lentement du barreau de fer.

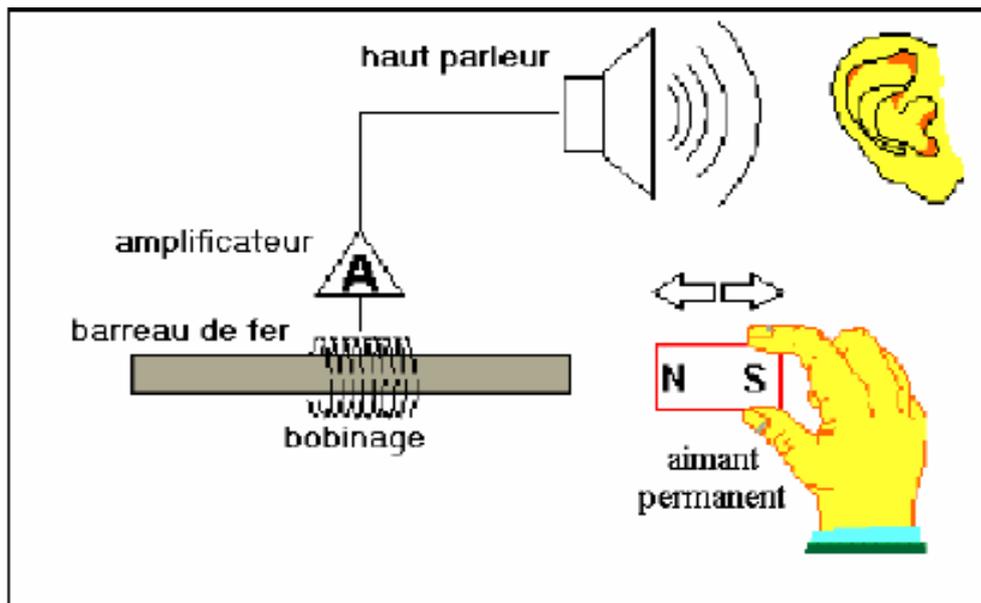


Figure 2.8. Montage de G .H. Barkhausen

Dans cette expérience, chaque mouvement brutal de paroi provoque une petite variation locale de champ que la bobine transforme en une tension électrique. Il se trouve qu'une partie importante du spectre se situe dans le domaine audible. Ce bruit est généralement appelé bruit Barkhausen ou bruit ferromagnétique.

Les appareils actuels sont directement issus de cette expérience, l'excitation est évidemment électrique, provoquée par un inducteur qui magnétise le matériau plus ou moins localement suivant la forme de la pièce. La bobine "capteur" est, soit encerclant comme dans l'expérience de BARKHAUSEN, soit de côté. Dans ce cas, un petit noyau de ferrite lui est souvent adjoint pour augmenter sa sensibilité. Le signal sortant de la bobine capteur est filtré pour isoler la partie intéressante du spectre puis amplifié. Ce signal brut est représenté sur la figure 2.9. Il n'est généralement pas exploité tel quel, on en prend soit l'enveloppe soit la valeur efficace.

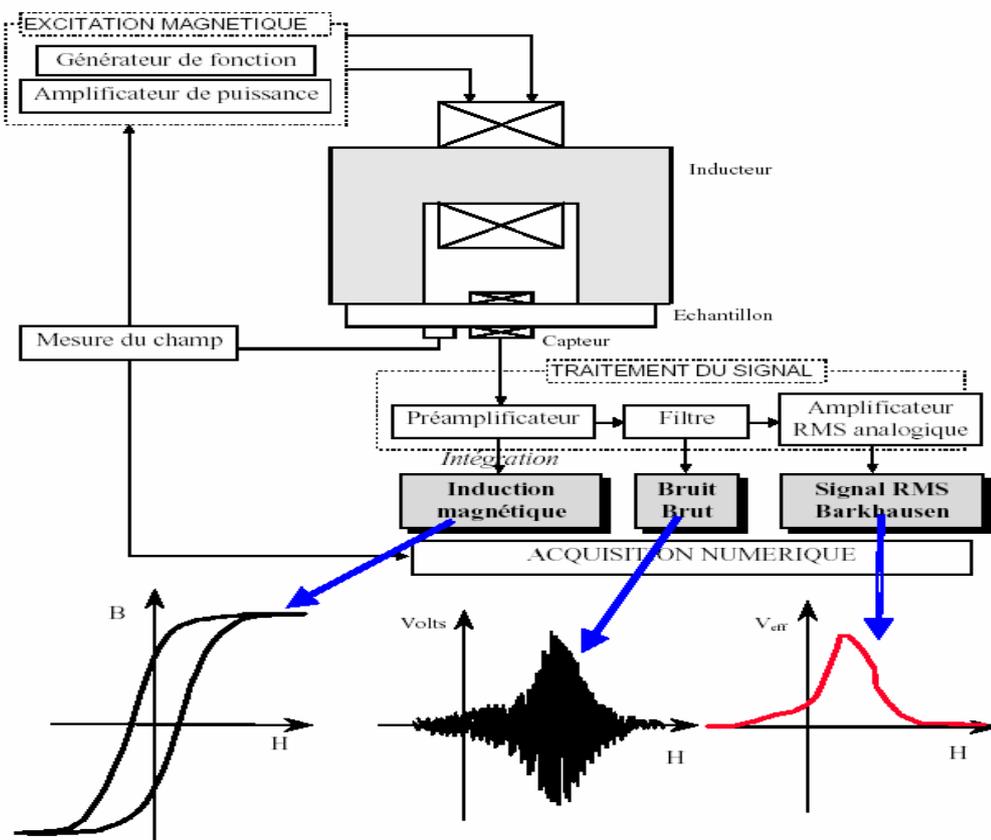


Figure 2.9. Schéma d'appareil complet Barkhausen

L'exploitation quantitative du signal ainsi recueilli se fait généralement grâce à quatre paramètres dits « apparents » (figure 2.10):

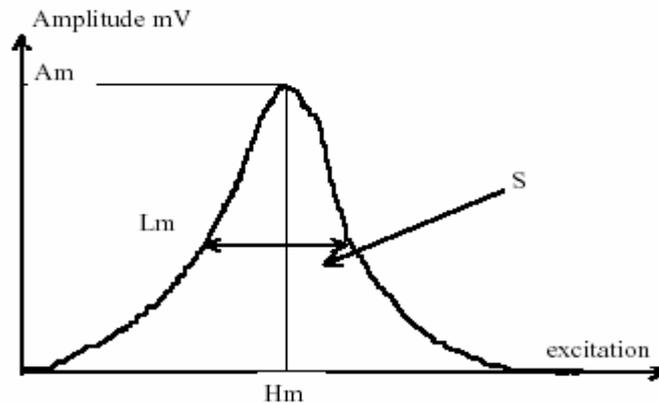


Figure 2.10. Exemple de pic Barkhausen et des paramètres mesurés

- H_m : valeur du champ correspondant au maximum du pic ;
- A_m : amplitude du pic ;
- S : surface sous la courbe
- L_m : largeur à mi-hauteur.

Le signal obtenu étant directement dû aux mouvements des parois de BLOCH, il est assez représentatif de l'interaction entre la microstructure magnétique et la microstructure métallurgique. Il peut également rendre compte de l'état de contrainte en raison du phénomène de magnétoélasticité.

2.2.2 Excitation par contrainte axiale :

2.2.2.1 Interaction contrainte/ microstructure magnétique:

L'interaction entre la contrainte et la microstructure magnétique provient du phénomène de magnéto-élasticité des matériaux ferromagnétiques à magnétostriction positive. Rappelons que cette propriété est le phénomène inverse de la magnétostriction. Il peut se résumer ainsi : si un matériau est soumis à une contrainte, la microstructure magnétique va se modifier dans le sens qui provoque, par magnétostriction, une déformation additive à celle induite par la contrainte (minimisation d'énergie). Par exemple une contrainte de traction provoque un allongement dans son propre sens et les domaines qui, par magnétostriction, présentent un allongement dans ce même sens vont être privilégiés.

Un grand nombre d'auteurs UTRATA [13], LAMONTANARA [14] expliquent qualitativement les effets d'une contrainte appliquée à l'aide du modèle à quatre domaines orientés selon les axes de facile aimantation.

Considérons un monocristal ferromagnétique.

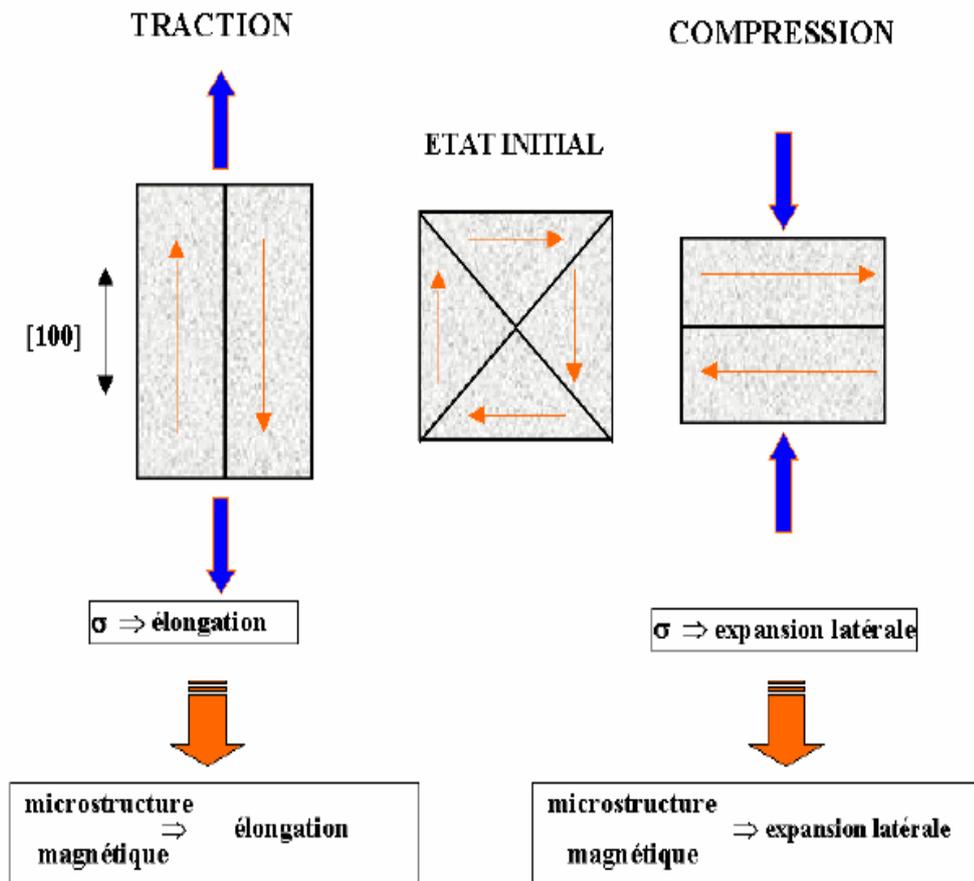


Figure 2.11. Modélisation de l'effet de contraintes de traction et de compression sur la microstructure magnétique

Le schéma central de la figure 2.11 représente l'état initial de la microstructure magnétique, sans contrainte appliquée. La déformation totale sera la somme de la déformation élastique et de la déformation magnétoélastique.

Dans le cas du fer, matériau à magnétostriction positive, l'application d'une contrainte de traction (dessin de gauche) va favoriser les domaines magnétiques longitudinaux, conduisant à une élongation supplémentaire de l'échantillon. Dans ce cas, les domaines transversaux disparaissent. A noter que le matériau reste statistiquement désaimanté.

De la même manière, une contrainte de compression va favoriser les domaines transversaux, conduisant à une contraction supplémentaire du matériau tandis que les domaines longitudinaux disparaissent (dessin de droite).

Cette modification de la répartition des domaines s'effectue évidemment par des mouvements de parois. Soit une paroi P séparant deux domaines magnétiques d'aimantation. L'application d'une contrainte σ homogène, faisant un angle φ_1 et φ_2 avec les aimantations M_1 et M_2 respectivement. Par suite de couplage magnétostrictif, la paroi se déplace et balaie la surface ΔS du cristal. La variation d'énergie magnétoélastique, par unité de volume, associée à ce déplacement est donnée par :

$$E_{\sigma} = -\frac{3}{2} \lambda_s \sigma (\cos \varphi_1^2 - \cos \varphi_2^2) \quad (2.2)$$

Où λ_s : coefficient de magnétostriction à saturation dans la direction de facile aimantation.

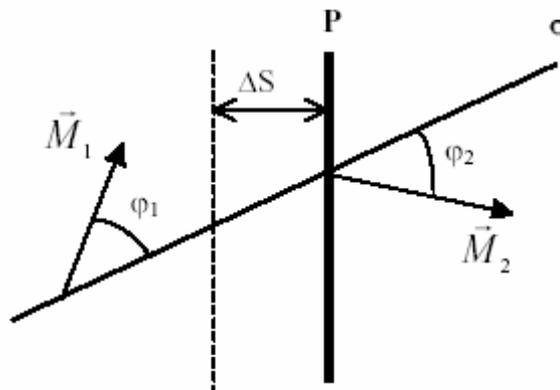


Figure 2.12. Déplacement de la paroi P sous l'effet d'une contrainte

Cette variation est nulle lorsque les aimantations M_1 et M_2 sont antiparallèles : la paroi ne se déplace pas. Il en résulte qu'une contrainte mécanique n'a pas d'influence sur une paroi à 180° comme l'a montré J. DEGAUQUE [15].

L'application d'une contrainte seule n'induit que le déplacement des parois à 90° . L'action de la contrainte sur la paroi peut être assimilée à celle d'un champ magnétique fictif H_{σ} donnée par [16] :

$$H_{\sigma} \approx \frac{3}{2} \frac{\lambda_s}{M_s} \sigma \quad \text{Avec} \quad M_s = |\vec{M}_1| = |\vec{M}_2| \quad (2.3)$$

Néanmoins, YAMADA [23] a pu observer expérimentalement l'existence d'une très faible interaction entre la contrainte mécanique et des parois à 180° . Elle est suffisamment faible pour pouvoir être négligée.

Le principal phénomène prenant part au processus de magnétisation, lors de l'application d'une contrainte en l'absence d'un champ magnétique extérieur, est donc principalement le mouvement de parois de Bloch à 90° . Si l'application de la contrainte est progressive, les mouvements des parois vont également être discontinus et donc provoquer un bruit comme pour le signal BARKHAUSEN. Il est appelé bruit magnétomécanique ou bruit BARKHAUSEN d'origine mécanique.

2.2.2.2 Bruit magnétomécanique :

La mesure du bruit magnétomécanique exige d'une part de provoquer la réorganisation de la microstructure magnétique par l'application d'une sollicitation mécanique variable dans le temps et d'autre part de mesurer la variation locale de l'aimantation induite comme dans le cas du bruit BARKHAUSEN. Comparativement au bruit Barkhausen, peu d'études ont été menées avec ce type d'excitation.

Le dispositif est constitué d'un capteur (bobine), d'un préamplificateur, d'un étage qui filtre et amplifie pour ne garder que la partie haute fréquence. Généralement on prend la valeur efficace du signal en fonction de la contrainte ou de la déformation. Selon LAMONTANARA [10], le signal a l'allure d'un cycle comportant deux maximums (papillons), comme indiqué par la figure 2.14.

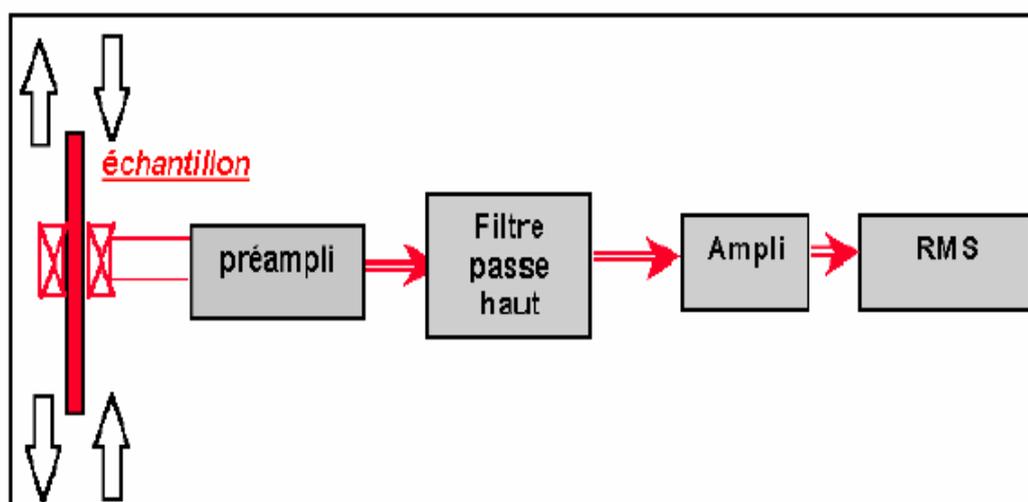


Figure 2.13. Schéma de la mesure du bruit magnétomécanique

LAMONTANARA explique ce comportement à l'aide du modèle à quatre domaines, sans faire intervenir la notion de contrainte interne. Partant d'un état saturé en traction (1), lorsque la contrainte décroît, l'énergie magnétostatique va contribuer à la création de domaines de fermeture orientés préférentiellement dans les directions perpendiculaires. Sous l'action de la contrainte de compression, les domaines perpendiculaires vont augmenter jusqu'à devenir équivalents aux domaines initiaux. L'état 4 montre un état dépolarisé mécaniquement où la mobilité des parois de Bloch est maximale.

Enfin la contrainte de compression va imposer les domaines de Weiss perpendiculaires jusqu'à ce qu'ils occupent tout le matériau. On constate un comportement symétrique autour de l'axe des contraintes nulles. Le bruit magnétomécanique présente une sorte d'hystérésis que l'on peut illustrer au point 3, où la configuration magnétique est différente selon que le matériau vient d'un état de traction ou de compression. Il faut alors dans chaque cas amener le matériau un «peu plus loin» en traction ou bien compression pour faire basculer la configuration magnétique et passer par le maximum de bruit magnétomécanique (point 4 et 7).

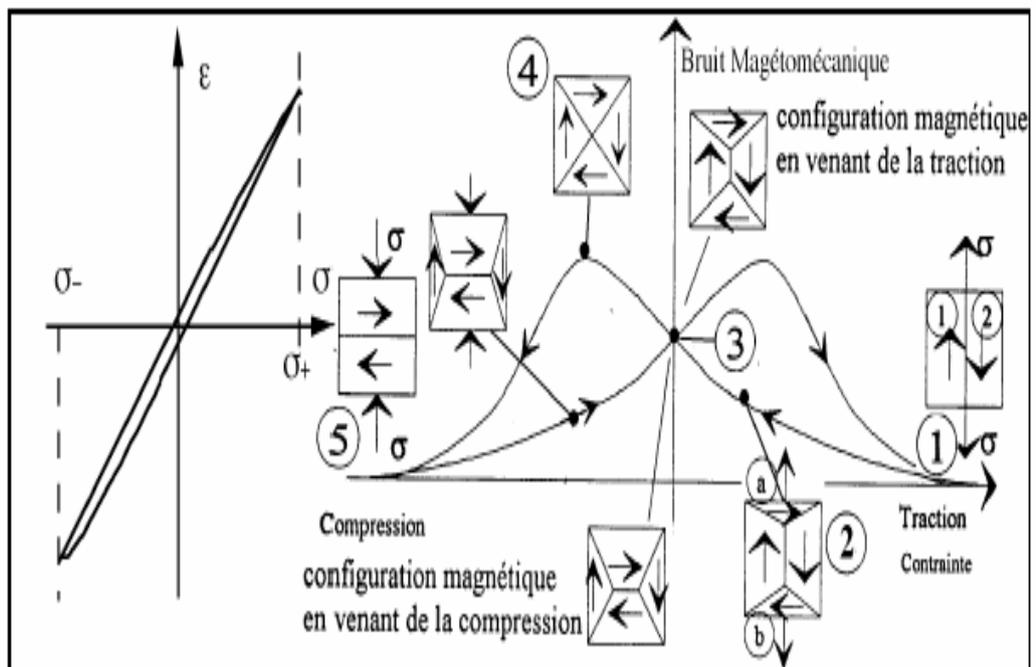


Figure 2.14. Cycle du bruit magnétomécanique en fonction de la contrainte appliquée et configurations magnétiques associées (Thèse Lamontanara [10]).

Trois remarques s'imposent :

- Les mouvements sont principalement ceux des parois à 90°. Pour un même saut, la variation de flux est deux fois moins importante que dans le cas du déplacement d'une paroi à 180°. Le signal est donc relativement faible.
- Il n'y a pas de saturation magnétomécanique, c'est à dire qu'une contrainte ne fera jamais quitter les directions de facile aimantation.
- Dans le cas du bruit BARKHAUSEN magnétique, l'excitation est par définition magnétique et le capteur mesure donc en partie cette excitation d'où la nécessité d'un filtrage important pour éliminer la composante basse fréquence de l'excitation, mais elle sera également sensible à tous les parasites de cette excitation (bruit). Dans le cas de la mesure du bruit magnétomécanique, le capteur n'est pas sensible au mode d'excitation ce qui donne l'avantage d'un plus large spectre de mesure.

En conclusion : un signal de même nature que celui du bruit Barkhausen mais plus faible, un spectre possible plus large et moins bruité.

2.3 Analyse de diffraction par rayon X : [17]

2.3.1 Introduction :

L'utilisation des méthodes de diffraction est de grande importance dans l'analyse des solides cristallins. Non seulement peuvent ils indiquer les caractéristiques principales de la structure, c.-à-d. le paramètre de treillis et le type de la structure, mais également d'autres détails tels que l'arrangement de différents genres d'atomes dans les cristaux, la présence des imperfections, l'orientation, taille de grain et de secondaire-grain, la taille et densité des précipités et détermination des contraintes résiduelles dans le matériau.

Les rayons X sont une forme de rayonnement électromagnétique différant des vagues légères ($\lambda = 400\text{--}800\text{ nm}$) c'est-à-dire ils ont une longueur d'onde plus courte ($\lambda \approx 0.1\text{ nm}$). Ces rayons sont produits quand une cible en métal est bombardée avec les électrons rapides dans un tube à vide.

2.3.2 Principe de la méthode :

La méthode de diffraction des rayons X est basée sur la variation des distances interréticulaires d'une famille de plan (hkl) dans un matériau. Cette méthode est donc appliquée seulement pour les matériaux cristallins. Pour un ensemble de cristallites constitué d'un arrangement d'atomes selon une structure particulière, l'interférence des rayons X diffractés donne lieu à des pics d'intensité appelés pics de diffraction. Chaque pic de diffraction dépend du plan de diffraction. Sa position et sa forme changent en fonction des distances interréticulaires et des défauts existant dans le matériau.

2.3.3 Loi de Bragg :

Le principe de la diffraction des rayons X repose sur la loi de Bragg. Elle met en oeuvre les phénomènes physiques classiques de diffraction à l'échelle des distances interréticulaires. Donc rappelons que lorsqu'un plan (hkl) est en position de Bragg, il émet une intensité diffractée suivant certaines directions vérifiant la relation :

$$2d_{hkl} \sin \theta = \lambda_x \quad (\text{loi de Bragg}) \quad (2.4)$$

Où d_{hkl} est la distance interréticulaire d'une famille de plan (hkl), θ est l'angle d'incidence qui fait le faisceau incident avec la normale au plan (hkl), et λ_x représente la longueur d'onde du faisceau des rayons X incidents.

Par différenciation de cette loi, on a :

$$\varepsilon_x = \frac{d-d_0}{d_0} = -\frac{1}{2} \cot g \theta_0 \Delta 2\theta \quad (2.5)$$

Où d_0 est la distance interréticulaire, et $\Delta 2\theta$ est la variation de position du pic par rapport à une position de référence $\Delta 2\theta_0$.

Cette relation nous montre l'intérêt pratique de travailler à des angles de Bragg θ les plus élevés possibles proches de 90° , ce qui permet d'augmenter la sensibilité des mesures, c'est-à-dire que les déplacements du pic $\Delta 2\theta$ sont d'autant plus importants que les angles θ de Bragg sont plus élevés. Le schéma de la figure 2.15 montre le principe de diffraction et de la mesure des diffractions.

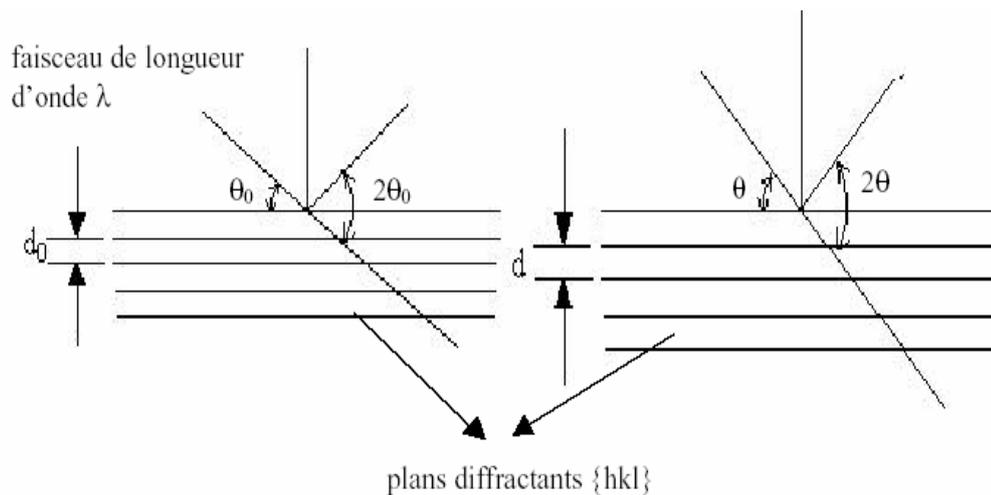


Figure 2.15. Principe de mesure des déformations par diffraction des rayons X

2.3.4 Le diffractomètre à rayon X (X'PERT PRO MPD Theta-2Theta SYSTEMS) :

2.3.4.1 Généralités :

Le diffractomètre X'PERT PRO θ -2 θ Systems à rayons-X, en configuration verticale, peut travailler avec un angle d'incidence qui varie de 0° à 164° en 2θ .

Cet équipement est fondé sur le concept de l'interchangeabilité des différents constituants (Préfix), en l'occurrence, les optiques avant (F.D.S., Fixed Divergence Slit), les optiques arrière (P.R.S. Programmable Received Slit), les plate-formes, des porte-échantillons et les détecteurs linéaire. Les mesures par diffraction à R-X exigent une bonne planéité de la surface d'analyse pour une détermination précise des intensités diffractées. Toutefois, en pratique ces surfaces ne sont pas parfaitement planes. Dans ce cas, des porte-échantillons adéquats ont été fabriqués afin de palier le problème de mauvaise planéité des surfaces.

Les différentes applications d'analyses du diffractomètre à rayons-X sont comme suit :

- ❖ Identification et quantification des phases présentes ;
- ❖ Evaluation de la texture cristallographique ;
- ❖ Mesure de contraintes résiduelles ;
- ❖ Détermination de la taille de grain ;
- ❖ Analyse de couches minces.



Figure 2.16. Diffractomètre rayons X Philips X'PERT

CHAPITRE 3 LE COMPORTEMENT MECANIQUE

3.1 Introduction :

Les matériaux métalliques sont très employés dans les constructions civiles, mécaniques,... Etc. scientifiquement on adopte des méthodes d'essais suivant l'utilisation du matériau dans n'importe quelle construction.

Pour faire le choix de n'importe quel matériau, il faut étudier leurs propriétés.

Les propriétés mécaniques sont les caractéristiques qui déterminent le comportement d'un métal ou d'un autre matériau sous l'effet des forces extérieures.

Lorsqu'on exerce une contrainte sur un échantillon, on observe un allongement qui traduit une déformation, les valeurs obtenues sont données sous forme d'un diagramme « contrainte- déformation ».

Il existe plusieurs essais mécaniques :

- Essais statiques : Englobe la traction, compression, flexion, torsion et cisaillement.
- Essais dynamiques : on peut les classer suivant les essais de choc et les essais de fatigue.
- Essais complémentaires : on peut citer les essais d'usure et les essais de dureté qui ont une grande importance dans la pratique.

Ce qui nous intéresse dans notre travail c'est l'essai de traction.

3.2 Essai de traction : [18]

3.2.1 Définition :

C'est l'essai le plus fréquemment utilisé, il s'agit d'exercer une force de traction sur une éprouvette normalisée jusqu'à sa rupture en vue d'établir le diagramme effort-allongement qui se traduit à un diagramme contrainte-

déformation, qui nous donne les caractéristiques mécaniques des matériaux, ainsi de comparer les matériaux à tester.

Il se fait l'aide de machine d'essais spéciaux qui permettent d'appliquer une charge croissante sur l'éprouvette et d'enregistrer au cours de l'essai, les efforts appliqués sur l'éprouvette et les déformations de celle-ci.

3.2.2 Eprouvette :

Les éprouvettes peuvent être usinée ou brutes. Elles comportent une partie calibrée et deux têtes d'amarrage. La section droite de l'éprouvette peut être sous forme circulaire, rectangulaire, hexagonale.

Dans notre étude on utilise des éprouvettes de forme plaque (prismatique), et qui sont usinées c'est-à-dire que la partie calibrée doit être raccordée par des congés de rayons suffisants aux têtes d'amarrage (généralement supérieurs à 25 mm) ; celles-ci avoir une forme adaptée aux dispositifs de fixation de la machine d'essai.

3.2.3 Diagramme de traction :

L'essai fournit un diagramme donnant la force appliquée à l'éprouvette en fonction de son allongement (figure 3.1) et cela d'habitude pour une vitesse de traverse constante.

Dans le cas général, on observe :

- une partie rectiligne correspondant au domaine d'élasticité ;
- le domaine de déformation plastique uniforme ;
- un maximum correspondant à la charge maximale supportée par l'éprouvette, appelée couramment charge de rupture ;
- le domaine de striction dans lequel les déformations se localisent dans une zone limitée dont la section diminue rapidement ;
- et finalement la rupture de l'éprouvette.

L'allongement rémanent A_x est la variation de la longueur entre repères de l'éprouvette soumise d'abord à une charge unitaire prescrite puis déchargée. La charge unitaire est, à tout instant de l'essai, le quotient F/S_0 de la charge F par la section initiale S_0 de l'éprouvette. Entre repères L_0 .

Exemple

ainsi :

$A_{300} = 100 \times (L - L_0/L_0)$ pour une charge $F/S_0 = 300 \text{ N/mm}^2$.

- L'allongement rémanent après rupture est la variation de la longueur entre repères $L_u - L_0$ mesurée après rupture de l'éprouvette en rapprochant soigneusement les deux fragments (L_u est la longueur entre repères après rupture de l'éprouvette). Cette variation doit être mesurée à 0,25 mm près. Dans certains cas, cette mesure est rendue difficile par la forme des surfaces de rupture, notamment pour les ruptures en sifflet
- L'allongement pour-cent après rupture A est l'allongement rémanent de la longueur entre repères après rupture $L_u - L_0$, exprimé en pourcentage de la longueur initiale entre repères L_0 :

$$A = 100 \frac{L_u - L_0}{L_0} \quad (3.1)$$

- La striction est la réduction localisée des dimensions transversales de l'éprouvette se produisant au cours de l'essai. La section après rupture S_u est l'aire de la section minimale après reconstitution de l'éprouvette. Le *coefficient de striction* C_s est le rapport de la variation ultime de section transversale $S_0 - S_u$ produite par l'essai à la section initiale S_0 :

$$C_s = 100 \frac{S_0 - S_u}{S_0} \quad (3.2)$$

- L'allongement de striction Z_u est le rapport de la variation Ultime de section transversale $S_0 - S_u$ produite par l'essai à la section après rupture C_{su} :

$$C_{su} = 100 \frac{S_0 - S_u}{S_u} \quad (3.3)$$

On a la relation :

$$\frac{1}{C_s} - \frac{1}{C_{su}} = 0.01 \quad (3.4)$$

- La résistance à la traction R_m est la charge unitaire qui correspond à la charge maximale supportée par l'éprouvette :

$$R_m = F_m/S_0 \quad (3.5)$$

- La charge unitaire à la limite apparente d'élasticité s'appelle aussi, par abréviation, limite apparente d'élasticité R_e (ou parfois limite d'écoulement). Elle correspond à la charge F_e pour laquelle, pour la première fois, l'allongement de l'éprouvette continue à augmenter sans que la charge augmente, ou alors que celle-ci diminue :

$$R_e = F_e / S_0 \quad (3.6)$$

- La limite supérieure d'écoulement R_{eH} est la valeur de la charge unitaire au moment où l'on observe effectivement une chute de l'effort (succédant immédiatement au domaine d'élasticité).
- La limite inférieure d'écoulement R_{eL} est la plus faible valeur de la charge unitaire pendant l'écoulement plastique uniforme en négligeant cependant les éventuels phénomènes transitoires (figure 3.2).
- La charge unitaire à la limite d'allongement rémanent R_r , par abréviation limite d'allongement rémanent, est celle à laquelle correspond, après suppression de la charge, un allongement rémanent prescrit, souvent 0,2 % (figure 3.3) ; on écrit par alors $R_{r0,2}$.
- La charge unitaire à la limite conventionnelle d'élasticité, par abréviation limite conventionnelle d'élasticité R_p , est la charge unitaire à laquelle correspond un allongement non proportionnel égal à un pourcentage prescrit de la longueur initiale entre repères : souvent 0,2 % (figure 3.1) ; on écrit alors $R_{p0,2}$.

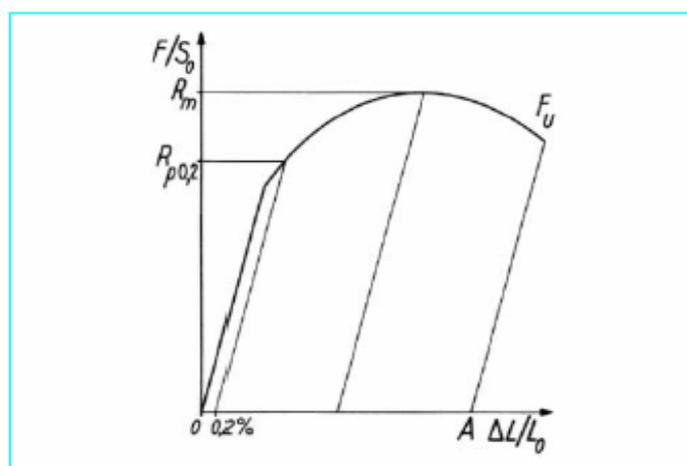


Figure 3.1. Courbe de traction typique

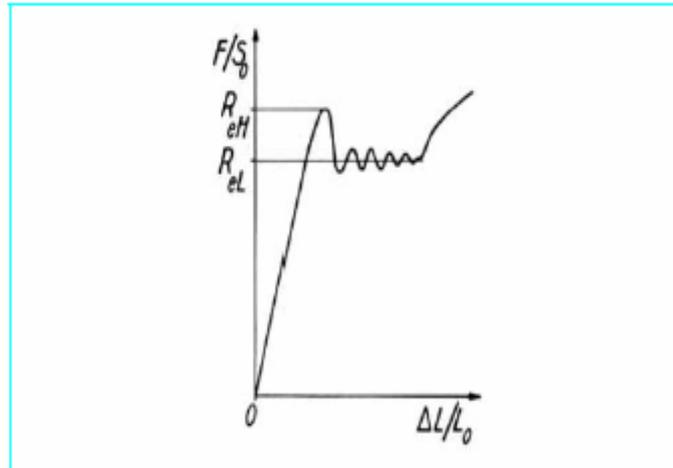


Figure 3.2. Limites supérieure et inférieure d'écoulement

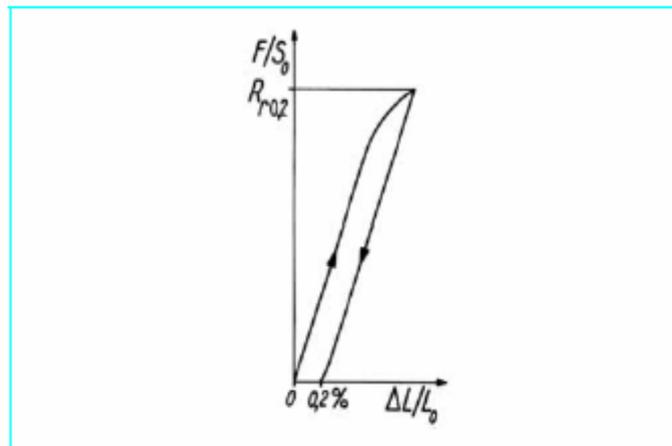


Figure 3.3. Allongement rémanent et limite d'allongement rémanent

3.2.4 Allongement rationnel :

Ces définitions de la norme appellent quelques commentaires. D'une part, la définition des allongements est cohérente avec une théorie de petite transformation. Cependant les allongements ainsi définis ne sont pas additifs. Si la longueur passe d'abord de L_0 à L_1 :

$$A_{01} = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \quad (3.7)$$

Puis de L_1 à L_2 :

$$A_{12} = \frac{L_2 - L_1}{L_1} \quad (3.8)$$

L'allongement total est tel que :

$$A_{02} = \frac{L_2 - L_0}{L_0} = A_{01} + A_{12}(1 + A_{01}) \quad (3.9)$$

De même les strictions ne sont pas additives. D'autre part, la variation de volume d'un cube de côté L_0 qui se transforme par déformation en un parallélépipède de côtés L_1, L_2, L_3 est :

$$\begin{aligned}\Delta V &= L_1 L_2 L_3 - L_0^3 \\ &= A_1 + A_2 + A_3 + A_1 A_2 + A_2 A_3 + A_3 A_1 + A_1 A_2 A_3\end{aligned}\quad (3.10)$$

Cette expression est difficile d'emploi. Pour pallier ces inconvénients, les physiciens ont introduit une déformation physique (ou naturelle) ε :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^{L_1} \frac{dL}{L} = \ln \frac{L_1}{L_0} \quad (3.11)$$

On vérifie facilement que cette déformation est additive :

$$\varepsilon_{02} = \int_{L_1}^{L_2} \frac{dL}{L} = \int_{L_0}^{L_1} \frac{dL}{L} + \int_{L_1}^{L_2} \frac{dL}{L} = \varepsilon_{01} + \varepsilon_{12} \quad (3.12)$$

Le volume du cube est :

$$V = L_1 L_2 L_3 = \left(L_0 \frac{L_1}{L_0}\right) \left(L_0 \frac{L_2}{L_0}\right) \left(L_0 \frac{L_3}{L_0}\right) \quad (3.13)$$

Et

$$\ln \frac{V}{V_0} = \ln \frac{L_1}{L_0} + \ln \frac{L_2}{L_0} + \ln \frac{L_3}{L_0} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \quad (3.14)$$

Les relations entre A et ε sont :

$$d\varepsilon = \frac{dL}{L} \quad L \rightarrow 0 = \frac{dA}{1+A} \quad (3.15)$$

est bien établi que la déformation plastique se fait sans variation de volume. Alors le volume rémanent est :

$$SL = S_0 L_0 \quad (3.16)$$

De sorte que :

$$\frac{L}{L_0} = 1 + A = \frac{S_0}{S} = \frac{1}{1 - C_s} \quad (3.17)$$

$$\text{Et que :} \quad \varepsilon = \ln\left(\frac{1}{1 - C_s}\right) \quad d\varepsilon = \frac{dC_s}{1 - C_s} \quad (3.18)$$

Remarque : pour simplifier l'écriture des formules précédentes, on a utilisé la grandeur $C_s = (S_0 - S)/S_0$, contrairement à la définition de la norme : $C_s = 100 (S_0 - S)/S_0$

En dehors des définitions de la norme, il est intéressant de noter ce que l'on appelle souvent l'allongement réparti A_R qui est celui que l'on mesure au maximum de la charge, au moment où se déclenche la striction. Cet allongement réparti est aussi relié à la variation de section Z_R du fût de l'éprouvette qui n'a pas subi la striction :

$$1 + A_R = \frac{1}{1 - C_{S_R}} \quad (3.19)$$

3.2.5 Limites d'élasticité :

Les différentes définitions des limites d'élasticité sont à mettre en relation avec la difficulté de mesure de la vraie limite d'élasticité, c'est-à-dire celle pour laquelle il commence à apparaître un allongement rémanent. Pour réaliser cette mesure, il faut charger successivement l'éprouvette à des charges croissantes et la décharger. On obtient alors des diagrammes comme celui représenté sur la figure 3.4. Il apparaît immédiatement que la valeur de la limite d'élasticité vraie est fonction de la précision de la mesure des allongements, et elle est d'autant plus faible que cette précision est grande. On note qu'au début le comportement est purement élastique, puis qu'il devient viscoélastique au-delà d'une certaine limite avant d'atteindre la limite d'élasticité vraie. Cela correspond au mouvement des dislocations qui, totalement immobiles si la charge est trop faible, commencent par avoir un déplacement réversible produisant une boucle dissipatrice d'énergie dans le diagramme charge-déplacement. La limite d'élasticité vraie est atteinte quand le déplacement des dislocations n'est plus réversible.

En pratique, rares sont ceux qui respectent les notations de la norme et en particulier R_p est le plus souvent désignée par R_e .

La contrainte σ vaut F/S et elle n'est donc pas égale à la charge unitaire F/S_0 mais en vertu de la relation (3.17) :

$$\sigma = \frac{F}{S_0}(1+A) = \frac{F}{S_0} \frac{1}{1-C_S} \quad (3.20)$$

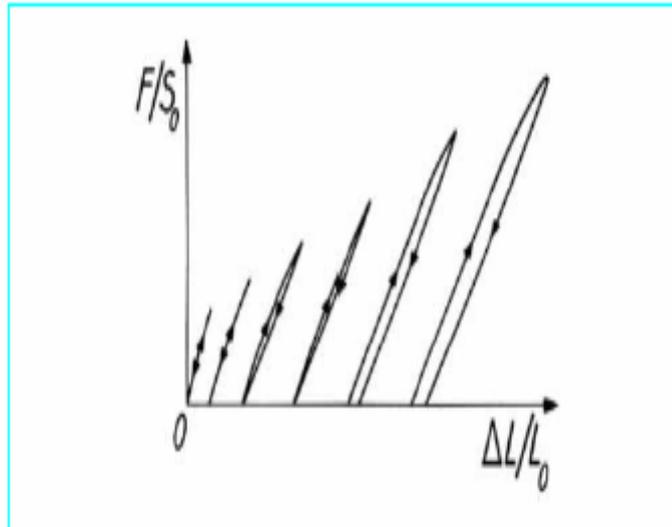


Figure 3.4. Détermination de la vraie limite d'élasticité

3.3 Les contraintes résiduelles : [17]

3.3.1 Définition des contraintes résiduelles :

Les contraintes résiduelles sont habituellement définies comme celles existant dans une pièce au repos, en l'absence de charges appliquées. En pratique, ce sont celles subsistant après la suppression du chargement introduit. Dans chaque section de la pièce, il y a une répartition de ces contraintes qui résulte de l'état d'équilibre entre la source des contraintes résiduelles et le reste de la section, de sorte que, pour une pièce sous chargement, on peut distinguer dans le champ effectif de contraintes en tout point, une part de contraintes appliquées qui sont liées au chargement extérieur, et d'autre part, des contraintes propres, se manifestant par la présence de contraintes résiduelles après la suppression du chargement.

3.3.2 Origine des contraintes résiduelles et leur classification :

Les origines des contraintes résiduelles sont nombreuses et variées, un exemple générique de leur génération peut être abordé par le problème d'incompatibilité du fait des hétérogénéités de déformation plastique entre les grains ou entre les phases d'un même polycristal. Ces différences de déformation créeraient des vides ou des recouvrements. Pour assurer la continuité du milieu,

ceux-ci sont compensés par des déformations élastoplastiques additionnelles qui sont à l'origine des contraintes résiduelles.

De cela, on peut définir la notion de contraintes résiduelles qui est liée au matériau par des déformations créées par les incompatibilités entre les grains, les constituants, les cristallites ou entre les phases du même matériau. Les contraintes résiduelles peuvent être générées lors de l'élaboration durant la solidification, les traitements thermomécaniques et thermiques, la mise en forme, l'usinage, l'assemblage, ou par sollicitation mécanique, thermique, chimique etc. Des inclusions dans le matériau, des défauts structuraux (par exemple, dislocation, maclage, domaine ordonné, joint de grains, sous joint de grains, interface de lamelles) peuvent engendrer des distorsions locales du réseau, causant une fluctuation du paramètre de la maille.

En général, les contraintes résiduelles sont classées en trois ordres selon leurs différents effets sur les déformations. Les ordres de contraintes sont définis suivant que celles-ci sont homogènes sur plusieurs grains (premier ordre), à l'intérieur d'un grain ou d'un sous grain (deuxième ordre), ou à l'échelle atomique (troisième ordre).

La figure 3.5 illustre la variation de la contrainte sur une distance traversant plusieurs grains, ainsi sont mis en évidence différents ordres de contraintes :

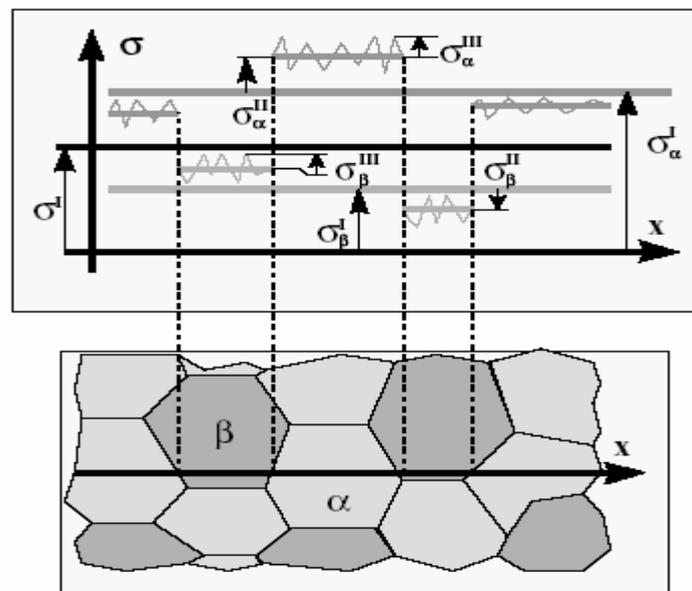


Figure 3.5. Ordre des contraintes dans un polycristal

Ordre I : Ce sont les contraintes macroscopiques. Elles s'étendent sur un nombre suffisant de grains et correspondent à une valeur moyenne dans le matériau. Ce type de contraintes entraîne une déformation globale des distances interréticulaires qui se traduit par un déplacement du pic de diffraction.

Ordre II : Ce sont les contraintes moyennes au sein du grain. Elles conduisent à plusieurs pics de diffraction légèrement séparés, si par exemple le matériau est à gros grains et à un seul pic élargi si les grains sont petits.

Ordre III : Ce sont les contraintes intracristallines. Elles sont inhomogènes sur quelques distances interatomiques. Ce type de contraintes donne des variations de la distance interréticulaire autour d'une valeur moyenne qui entraîne un élargissement du pic de diffraction.

3.3.3 Méthodes de détermination des contraintes :

Il existe plusieurs méthodes mécaniques pour déterminer les contraintes macroscopiques (destructives), par exemple la méthode du trou incrémental, la méthode de trépanage, la méthode de la flèche, la méthode de SACHS, la méthode de découpage...etc. Mais les méthodes les plus souvent utilisées sont les méthodes de diffraction des rayons X et de diffraction des neutrons qui sont presque les seuls moyens pour permettre une mesure dans chaque phase d'un matériau.

CHAPITRE 4

L'APPROCHE PHYSIQUE ET EXPERIMENTALE

4.1 L'approche physique :

Les travaux dans la détermination des contraintes sont récents. Nous présentons dans ce chapitre l'approche physique qui a été utilisée dans l'analyse des contraintes.

4.1.1 Approche physique par bruit de Barkhausen (BN) dans l'analyse des contraintes :

4.1.1.1 Effet d'une contrainte : [19]

La magnéto-élasticité peut être illustrée dans le cas du fer, à partir d'un modèle à quatre domaines magnétiques. L'application d'une contrainte va favoriser certains domaines magnétiques, ceux de même direction dans le cas de la traction et ceux perpendiculaires pour la compression. Ces microstructures magnétiques, différentes selon la sollicitation mécanique, vont donner lieu à des signaux Barkhausen caractéristiques. Nous remarquons que la mesure de contrainte par la technique Barkhausen est directionnelle. La morphologie initiale de la microstructure magnétique est conditionnée par son passé, contrainte et champ antérieur subis.

L'application d'une contrainte de traction (σ) provoque l'augmentation de l'amplitude du pic (BN) et son décalage vers les valeurs de champ plus faibles (H). Dans ce cas, les domaines magnétiques privilégiés sont dans la direction de la contrainte, donc dans la direction du champ appliqué (H). Le processus de magnétisation est alors principalement constitué de mouvements de parois à 180° et le matériau a un comportement magnétique plus doux. A l'inverse, une contrainte de compression provoque une diminution de l'amplitude, un élargissement et un décalage vers les champs forts. Les domaines privilégiés sont perpendiculaires à la direction de la contrainte et du champ magnétique. Le

processus de magnétisation est alors plus complexe, avec des mouvements de parois à 90° et à 180° .

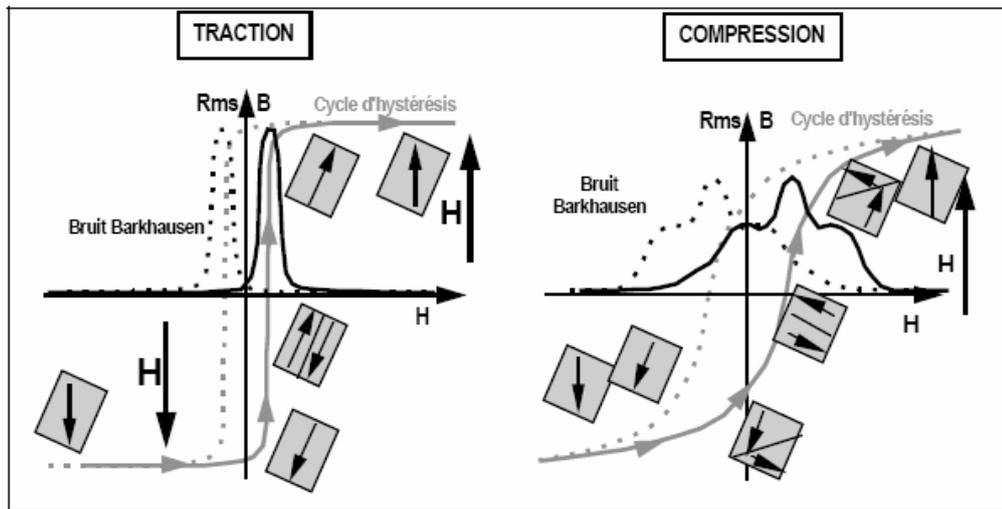


Figure 4.1. Explication qualitative de la sensibilité à la contrainte [18]).

4.1.1.2 Doubles sensibilités à la microstructure et aux contraintes :

Ces deux sensibilités présentent un intérêt car elles permettent d'envisager de nombreuses applications dans des domaines aussi variés que la mesure des efforts dans les câbles ou le contrôle de la profondeur et de la qualité des traitements thermiques superficiels... Mais cette dualité peut souvent s'avérer gênante car, dans beaucoup d'applications, il est difficile, voire impossible, de conclure si les variations observées sont microstructurales ou liées aux contraintes en particulier internes.

Rappelons quelques principes simples sur ces deux influences:

- Les évolutions microstructurales jouent principalement sur l'amplitude, la position et l'élargissement du pic. Les évolutions observées sont souvent importantes.
- Les contraintes modifient davantage la forme des pics : à une contrainte de traction correspond un pic plus fin et d'amplitude plus importante ; à une contrainte de compression correspond un pic très caractéristique avec des bosses à droite et à gauche du pic principal, l'amplitude du pic diminue et il est décalé vers les champs plus forts.

4.1.1.3 Caractérisation de la plastification :

Est-il possible de déterminer de manière non destructive si une structure a été au cours de sa vie portée, dans le domaine plastique et dans certains cas d'évaluer la déformation qu'elle a préalablement subie ? [20] a effectué des travaux intéressants dans ce sens.

Métallurgiquement, ce problème revient à caractériser la densité de dislocations donc la microstructure. On doit s'attendre à un élargissement du pic, à une augmentation de son amplitude (plus d'obstacles) et à un décalage vers les champs plus forts.

La figure 4.2 représente les résultats pour deux éprouvettes identiques : une déformée à 4% en traction, l'autre déformée dans les mêmes conditions, à 4% mais en compression. En faisant l'hypothèse que, à un même taux de déformation correspond une même densité de dislocations, nous devrions obtenir la même signature. La différence observée ne peut s'expliquer que par l'effet des contraintes internes, liées à une inhomogénéité de la déformation entre grains ou à l'intérieur des grains. Cette hypothèse est confirmée par l'observation de la forme des pics : le signal correspondant à une déformation plastique de traction présente un gonflement du côté gauche caractéristique de contraintes de compression. De la même manière, le signal correspondant à une déformation de compression est plus aigu et plus haut, caractéristique de contraintes de traction. Ce signe des contraintes internes correspond à la théorie qui prévoit une contrainte interne de signe opposé à celui de la déformation qui lui a donné naissance. Il est possible d'imaginer un signal intermédiaire, courbe 1 de la figure 4.2, représentant la signature Barkhausen en l'absence de contrainte. Par rapport au signal initial, il présente la forme attendue pour l'évolution microstructurale.

Cet exemple montre qu'une analyse détaillée de la forme et de l'amplitude des signaux Barkhausen permet, dans certains cas, d'extraire les influences respectives des contraintes et de la microstructure.

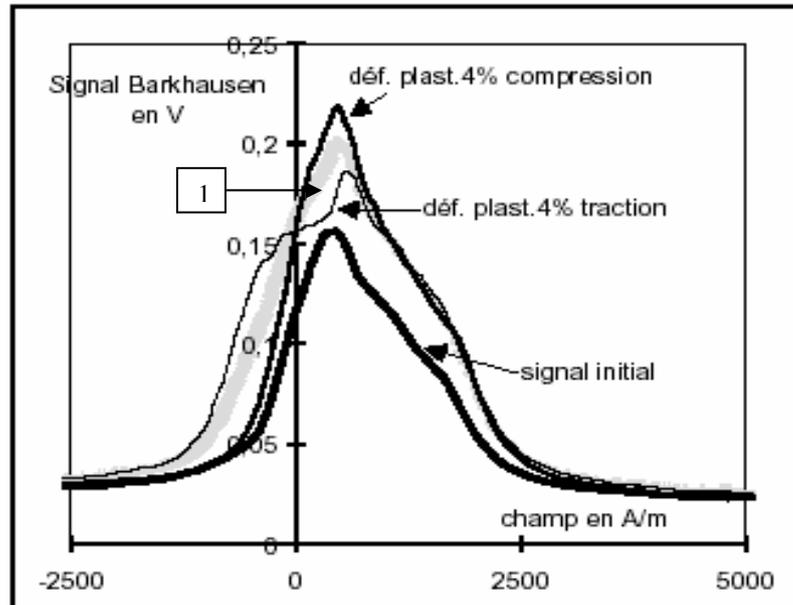


Figure 4.2. Caractérisation de la plastification

4.1.1.4 L'utilisation du bruit magnétomécanique (BMM) :

La mesure du bruit magnétomécanique (BMM) correspond à la réorganisation de la microstructure magnétique sous l'effet d'une contrainte (excitation mécanique). La microstructure magnétique prend pour chaque nouvelle contrainte un état d'équilibre différent. En effet la microstructure magnétique ne répond pas de la même manière lorsque le matériau est soumis à une contrainte de traction ou de compression comme nous l'avons expliqué dans le paragraphe précédent.

Très peu d'études ont été effectuées dans le domaine du bruit magnétomécanique. Nous citons les études faites dans le domaine élastique en traction, en compression, puis en traction et compression alternativement, nous donnons un aperçu sur les travaux effectués pour caractériser le domaine plastique et en dernier lieu celles relatives à la fatigue.

Du point de vue pratique, l'excitation mécanique est obtenue sur des machines de fatigue classiques (traction compression) [9], [21] ou en pendule de torsion, [26].

Deux paramètres déterminent les conditions de mise en œuvre de la technique :

- Amplitude maximale de la contrainte;
- Vitesse de la déformation.

4.1.1.4.1 Traction monotone dans le domaine élastique :

Cette étude a été faite au GEMPPM par AUGUSTYNIAK [23] sur deux échantillons d'acier, l'un recuit et l'autre trempé dans le but mettre en évidence l'interaction existant entre le BMM (bruit magnétomécanique) et les contraintes internes.

Lors d'un essai de traction dans le domaine élastique, l'auteur mesure en continu la valeur efficace du bruit magnétomécanique en fonction de la contrainte appliquée. Cette dernière augmente linéairement avec le temps (figure 4.3).

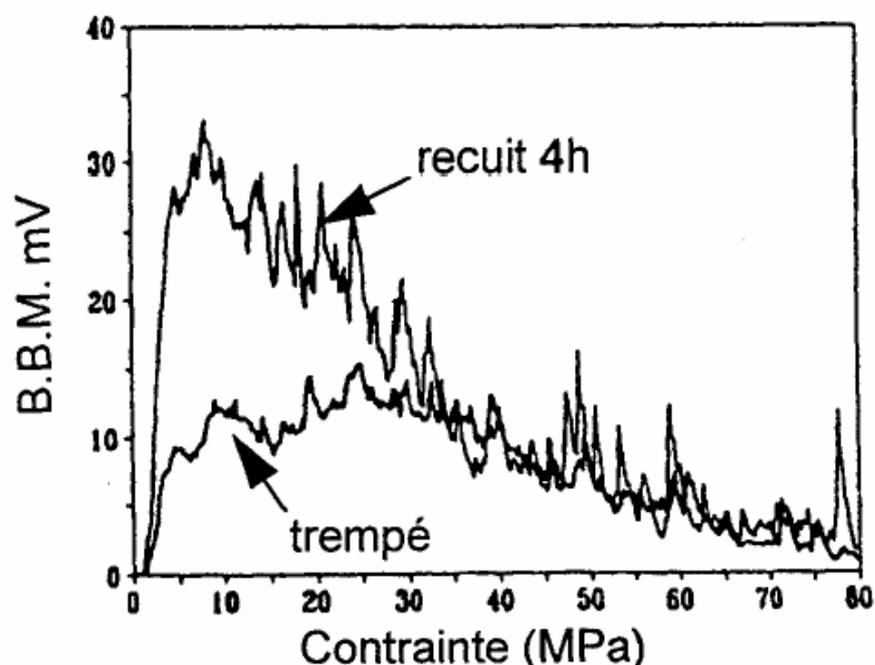


Figure 4.3. Bruit magnétomécanique en fonction de la contrainte appliquée pour un état trempé et un état recuit du même matériau d'après AUGUSTYNIAK [24].

AUGUSTYNIAK note que le maximum d'activité BMM est situé à des niveaux de contraintes faibles et très différents pour les deux échantillons. Il établit alors une relation entre la courbe $U(\sigma)$ (tension moyenne du signal recueilli) et une fonction de distribution des contraintes internes $N(\sigma)$, grâce à un modèle développé par SMITH et BIRCHAK [25]. L'auteur en déduit la possibilité d'utiliser la mesure du BMM comme moyen d'estimer le niveau de contraintes internes dans le matériau.

Ce résultat peut s'expliquer en considérant que la mobilité des parois de Bloch est maximale lorsqu'elles ne sont soumises à une contrainte « effective » nulle, c'est à dire lorsque la contrainte appliquée compense la contrainte interne.

Les résultats exposés sur la figure 4.3 montrent donc clairement la différence d'état de contrainte interne entre un échantillon trempé et un échantillon recuit et permettent d'approcher la valeur moyenne de σ_i (contraintes internes), représentée par le niveau de la contrainte appliquée donnant le maximum de bruit magnétomécanique. Nous notons bien, sur cet exemple, que la contrainte interne dans le cas de l'échantillon recuit est plus faible que celle de l'échantillon trempé. Nous retiendrons également que pour le matériau recuit le BMM est maximum pour des contraintes très faibles (10 à 20 MPa).

4.1.2 Approche physique des courants de Foucault (CF) dans l'analyse des contraintes :

[26-27]

La bibliographie dans le domaine de la détermination des contraintes par la méthode des Courants de Foucault est très rare.

Les contraintes induites par la déformation plastique engendrent une modification du caractère magnétique. Ce caractère magnétique de la contrainte permet de quantifier la microstructure et également de suivre son apparition au cours d'essai mécanique. Pour cela, différentes techniques de mesures magnétiques existent.

Les méthodes magnétiques sont complémentaires des méthodes classiques de quantification à savoir les techniques métallurgiques, la diffraction aux rayons X selon certains chercheurs. L'apparition de la contrainte est effectuée par l'augmentation de la température.

Le dispositif de mesure de Courant de Foucault qui a été utilisée pendant un essai de traction et a permis de suivre l'évolution de l'apparition de la contrainte au cours de la sollicitation sur les nuances AISI 304 et 316L. La fréquence d'excitation est de 1.1 MHz, ce qui correspond à une profondeur de pénétration de 0.4 mm.

La figure 4.4 montre l'évolution du signal donnée par les courants de Foucault (V) en fonction de la déformation logarithmique pour les deux nuances d'aciers ainsi

que l'évolution de la contrainte de Cauchy en fonction également de la déformation logarithmique.

On remarque que jusqu'à une déformation de 25% environ, les signaux des deux nuances sont comparables. Puis à partir de 25% de déformation, le signal de la nuance AISI 316L se stabilise alors que celui de la nuance AISI 304 commence à augmenter rapidement. Les études déjà réalisées montrent que la contrainte σ apparaît au dessus de 20% de déformation en traction, elle augmente ensuite avec la déformation.

Des travaux ont été déjà entamé dans l'étude de la détermination de l'élasticité et la plasticité des matériaux par courants de Foucault .Les résultats obtenus sont concluants et permettent de poursuivre ce travail par l'étude de la contrainte subie par le matériau et son identification par courants de Foucault. Les CF permettent de déterminer des modifications microstructurales sinon nano structurales du matériau conducteur.

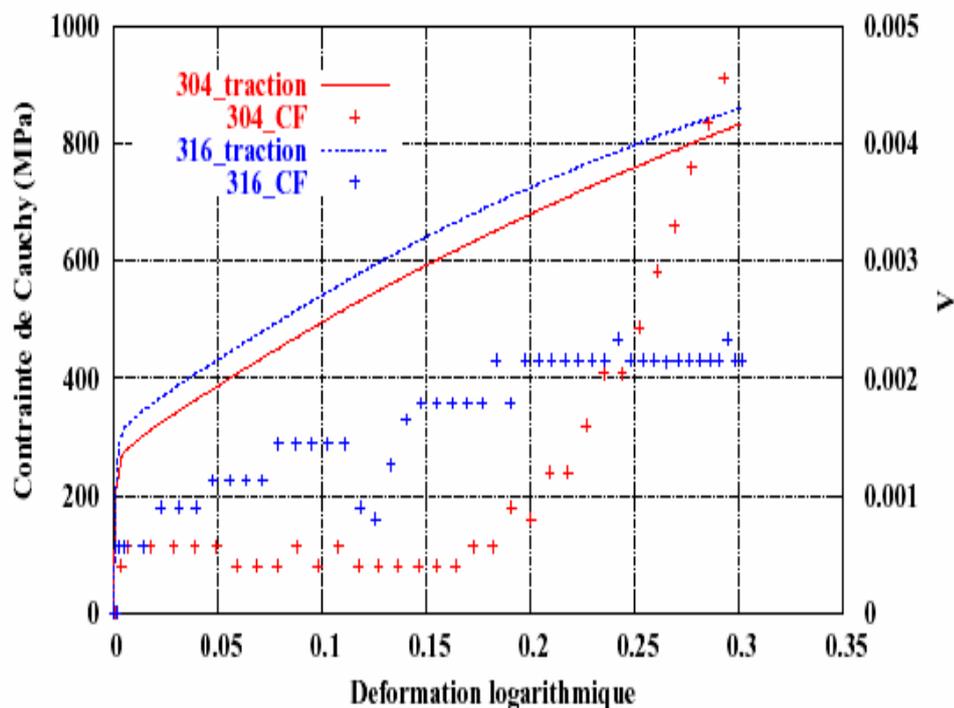


Figure 4.4. Evolution signal donné par les courants de Foucault en fonction de la déformation pour les deux nuances d'aciers.

4.1.3 Apport de la diffraction des rayons X dans la détermination des contraintes résiduelles : [28]

De nombreuses études ont été effectuées, aux niveaux théorique et expérimental, pour comprendre les mécanismes de déformation dans le matériau. La technique de diffraction des rayons X est été largement utilisée pour évaluer le champ de contrainte moyen dans chaque constituant du matériau. Cette technique est effectivement bien adaptée à l'analyse des contraintes dans les matériaux métallique. L'objectif principal de ces travaux était de déterminer par la technique de la diffraction des rayons X, l'état des contraintes résiduelles, d'origine thermique, dans un acier inoxydable duplex.

Les phases de ferrite et austénite ont différents coefficients de dilatation thermique et différentes propriétés mécaniques. C'est pourquoi les efforts résiduels (RS) apparaissent généralement entre les phases dues aux changements de température ou de la déformation. Ces efforts résiduels s'appellent les microcontraintes homogènes σ^{II} : Ils peuvent être formés entre différentes phases (micro contraintes interphase) ou entre les différentes orientations des grains (micro contraintes intergranulaires). Les efforts résiduels macroscopiques σ^{I} sont introduits également dans les différentes étapes de fabrications des composants. La contrainte résiduelle agissant sur l'échelle atomique du matériel s'appelle les microcontraintes non homogènes ou σ^{III} .

Ils sont créés, par exemple, par des collisions de dislocation. Elle montre l'équilibre d'ensemble dans les différents types d'efforts résiduels. La plupart des efforts résiduels se superposent entre eux, et par conséquent un produit peut contenir un modèle complexe de type RS après sa fabrication. Dans le déchargement, les spécimens sont soumis à des grandes contraintes dans le domaine plastique. Les conclusions de ces efforts plastiques conduisent à l'augmentation des microcontraintes. Cette augmentation atteint une saturation après une contrainte approximativement de 5% dans le cas des duplex. L'augmentation des microcontraintes est du en grande partie à la différence des rendements de la limite d'élasticité de l'écroutissage des phases. Le chargement cyclique affecte des efforts macroscopiques et microscopiques des contraintes résiduelles. Il est bien connu que la présence des efforts résiduels peut influencer fortement sur les propriétés mécaniques du matériau et en particulier de ses propriétés de fatigue. Par conséquent, l'évaluation des efforts résiduels

est une méthode importante de contrôle de qualité. De nos jours il y a plusieurs méthodes pour le measurement de RS : la diffraction de rayon X (XRD) étant le plus largement appliqué.

Dans cette étude le bruit de Barkhausen (BN) est étudié comme une méthode potentielle pour l'évaluation de RS pour les aciers inoxydables duplex. Le BN est déjà utilisée dans l'évaluation de RS des aciers du carbone. Cependant, pour les matériaux ferromagnétiques, l'étude a été réalisée sur les efforts uniquement de la phase ferritique.

La plupart des travaux de recherche en CND dans la détermination des contraintes ont utilisés la diffraction de rayon X en tant que méthode de référence. Les travaux effectués montrent que des études ont été entreprises pour estimer la contrainte résiduelle dans le but de trouver la possibilité de transférer cette méthode à un environnement industriel.

4.2 L'approche expérimentale :

4.2.1 Introduction :

Les propriétés électromagnétiques des aciers et de l'aluminium dépendent de leur composition, de leurs microstructures et des contraintes appliquées. Il est donc naturel d'essayer d'utiliser les paramètres électriques et magnétiques des aciers et aluminium pour évaluer leurs microstructures.

On consiste à caractériser les matériaux par courants de Foucault classique. Les expérimentations réalisées ont montré de larges possibilités d'analyse par la méthode des courants de Foucault, de l'évolution des diverses caractéristiques métallurgiques.

Il serait intéressant d'utiliser les courants de Foucault pour caractériser les matériaux et déterminer l'évaluation des contraintes résiduelles qui sont créées par l'apparition des sollicitations mécaniques.

Ces sollicitations seront évaluées par d'autres méthodes de CND à savoir par la technique du bruit de Barkhausen et le cycle d'hystérésis, qui sont des techniques récentes et très utilisées dans ce domaine. Le progrès de l'électronique a énormément contribué au développement de ces techniques. L'information contenue dans le signal reçu offre la possibilité de déterminer plusieurs paramètres dans le but d'analyser le matériau. L'interprétation du signal est la plus délicate et difficile dans le sens où il est toujours difficile de relier le signal à un événement mécanique ou métallurgique. À cet effet, les travaux de recherche évaluent dans le sens de faciliter l'interprétation à l'opérateur et minimisent le risque d'erreur. Nous évaluerons les aptitudes et les performances de cette technique dans la détermination des caractéristiques de contrôle des matériaux en particulier dans le cas des contraintes résiduelles.

L'état métallurgique détermine la morphologie de la microstructure magnétique. En effet, la nature du matériau, les phases en présence et la taille des grains sont des paramètres qui donnent la forme au repos de la microstructure magnétique. D'autre part, pendant le processus d'aimantation, les micros hétérogénéités du matériau affectent les déplacements des parois de Bloch. La microstructure des matériaux influence donc de manière significative le signal Barkhausen et le cycle d'hystérésis.

4.2.2 Matériaux non Ferromagnétiques :

4.2.2.1 L'approche expérimentale :

Nous avons choisi pour notre étude l'Aluminium comme matériau non ferromagnétique. Les échantillons utilisés sont de dimension 300x40x4 mm³, de nuance 2024 très utilisés dans le domaine aéronautique. Ils ont été prélevés sur la même tôle de façon à obtenir la même structure.

Les éprouvettes ont été découpées au centre de développement et technologie avancée (CDTA) de Baba Ahcene à l'aide d'une guillotine électrique, et ont été usinées au centre de recherche (CSC) à l'aide d'une fraiseuse.

La réalisation des éprouvettes d'aluminium a été effectuée selon la norme française

NF A03-151.

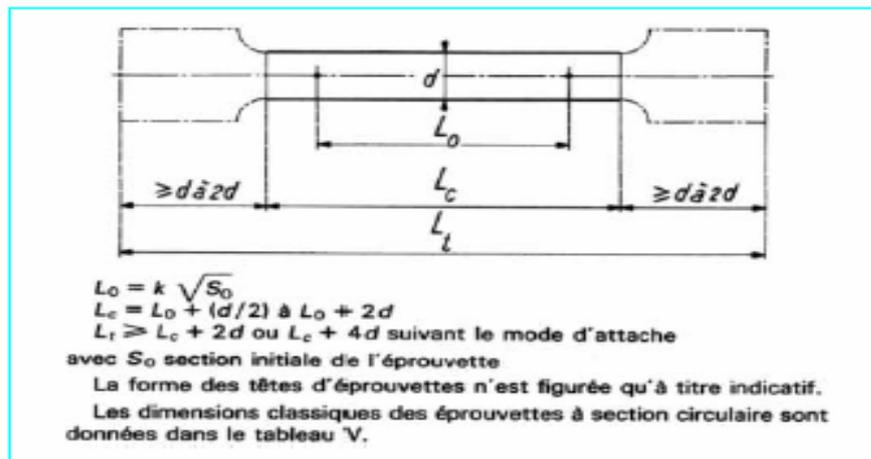


Figure 4.5. Dimensions de l'éprouvette.

4.2.2.2 Procédure expérimentale :

Les pièces réalisées ont été soumises à une procédure expérimentale définie de façon à obtenir différente modification de caractère mécanique dans le matériau. Ces éprouvettes ont été soumises à des contraintes de traction.

Afin d'être dans des cas de forte sollicitation et dans les zones critiques, nous avons voulu prendre deux charges :

- Une charge supérieure à la limite d'élasticité (état 1) correspondant à F_1 .
- Une charge proche de la limite de rupture (état 2) correspondant à F_2 .

Ces deux charges doivent être prises pour chaque nuance.

Pour effectuer les mesures, la force exercée est constante et doit être maintenue perpendiculairement par rapport à la section droite de la pièce.

L'essai de traction qui nous permet de déterminer les deux charges a été réalisé selon des conditions classiques de traçage des courbes de traction. Nous avons dans un premier temps déterminé la courbe moyenne de la traction en fonction de la contrainte suivant un procédure définie par le constructeur de la machine utilisé (ZWICK ROELL-250 KN). La courbe obtenu nous permet de déterminer la force F_1 et F_2 correspondant respectivement a une charge F_1 dans le domaine plastique et F_2 supérieure a F_1 , proche de la rupture, ces forces sont montrés pour le cas de l'aluminium:

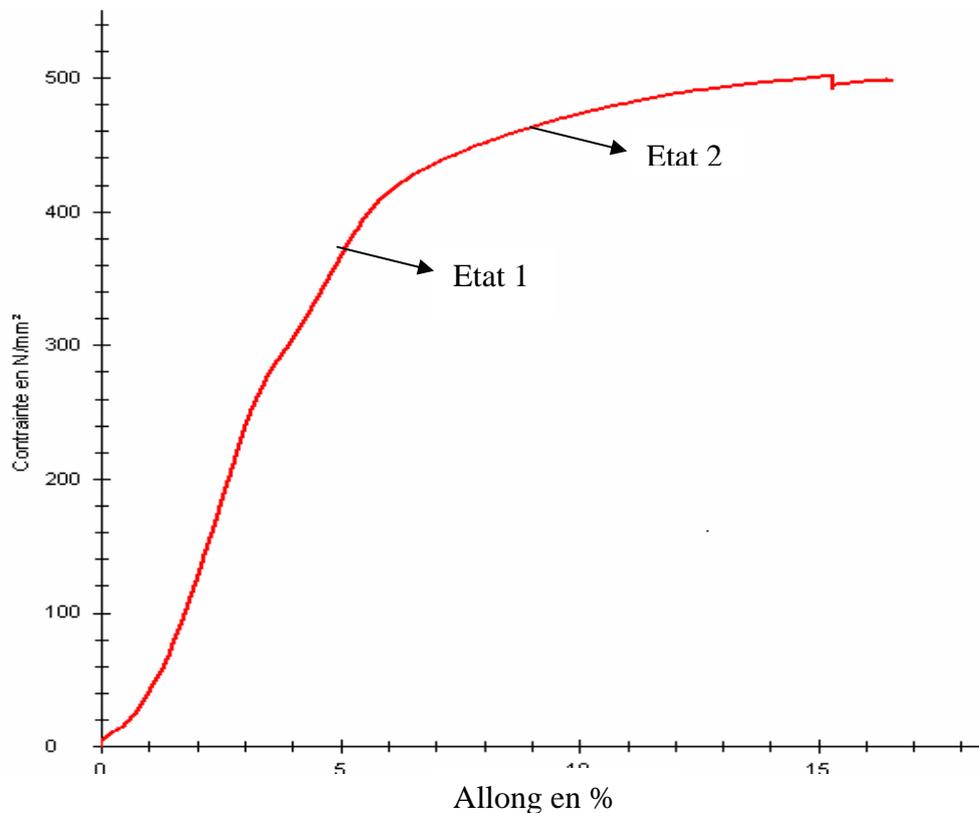


Figure 4.6. Courbe moyenne de traction uniaxiale (l'aluminium) ;

$$F_1=45000N$$

$$F_2= 57000N$$

Ces forces seront appliquées pendant une heure. Des mesures par des sondes à courant de Foucault seront effectuées toutes les 05 minutes au moyen de la chaîne de mesure par courants de Foucault réalisée (CF).

Acquisition par courant de Foucault :

Les mesures par courant de Foucault sont effectuées toutes les 5 minutes par deux sondes qui sont placées au niveau de la zone critique (voir figure 4.7).

La chaîne permettant la mesure par CF est constitué par un analyseur d'impédance de type (Agilent 4284A) (figure 4.7), relié à deux sondes. Ces sondes sont constituées de nombre de spire. Bobiné sur un support ferromagnétique de façon à augmenter notre champ électromagnétique d'excitation. La commande et l'acquisition des données se fait par un PC relié par une interface IEEE 488. Des conditions optimales de travail doivent être prises en considération de façon à éviter des erreurs systématiques ou d'expérience.

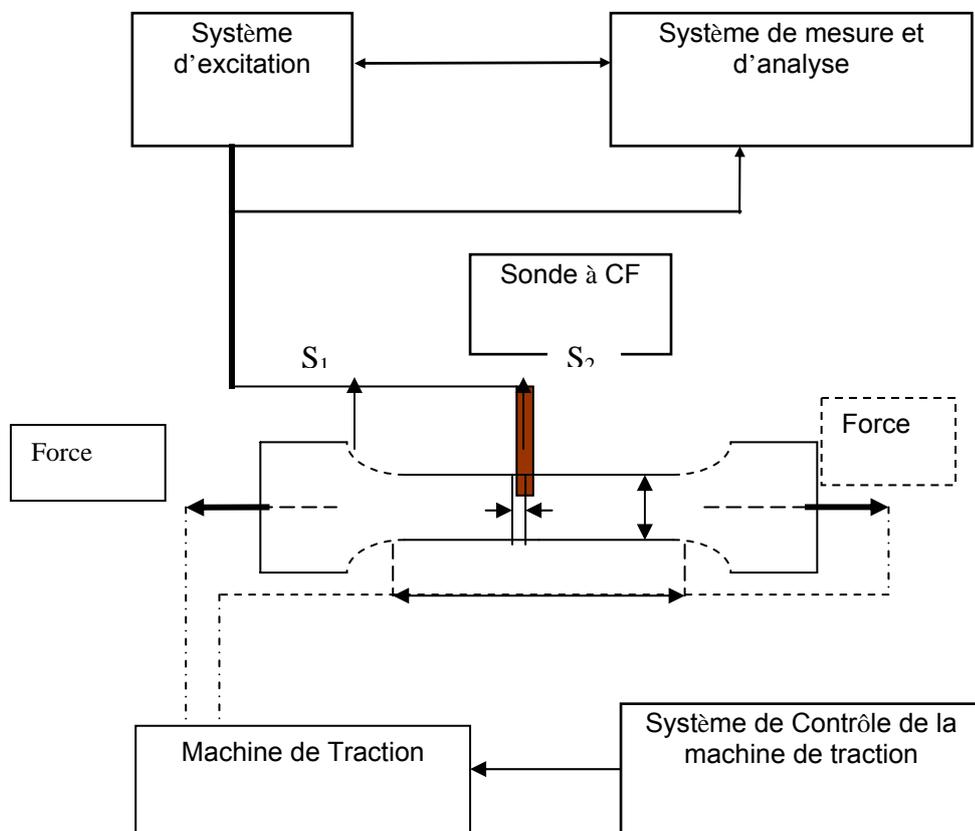


Figure 4.7. Principe du système de mesure (Traction et courants de Foucault)

Les étapes d'acquisition par courant de Foucault sont les suivantes :

- 1- échantillon soumis à une force F_1 pendant 1 heure avec des mesures par courant de Foucault toutes les 05 minutes par deux sondes.

- 2- Un autre échantillon d'aluminium soumis à une force F_2 pendant 1 heure avec des mesures par courant de Foucault toutes les 05 minutes aussi.
- 3- Un autre échantillon soumis à une force F_1 pendant 1 heure. Le même échantillon est soumis à la force F_2 pendant 1 heure. Nous aurons aimé d'appliqué cette force F_2 continuellement, mais la machine de traction ne le permet pas, on a été dans l'obligation de décharger à 0 puis appliqué la force F_2 . **Cette procédure sera décrite dans tout le mémoire comme la méthode continue.**

Les acquisitions par courant de Foucault ont été effectuées pendant chaque charge, toutes les 05 minutes.

Dans le contrôle par courant de Foucault il est nécessaire de procéder à la caractérisation de la sonde suivant le cas étudié. Une étude de faisabilité dépend énormément de la sonde utilisée et du matériau à traiter.

Dans ce travail, nous citerons uniquement le diagramme d'impédance, car il résume en lui-même la stabilité des sondes utilisées. De plus il nous permet de déterminer la fréquence optimale permettant un échange d'énergie maximale entre la sonde et le matériau et une profondeur de pénétration satisfaisante figures (4.8.1 et 4.8.2) :

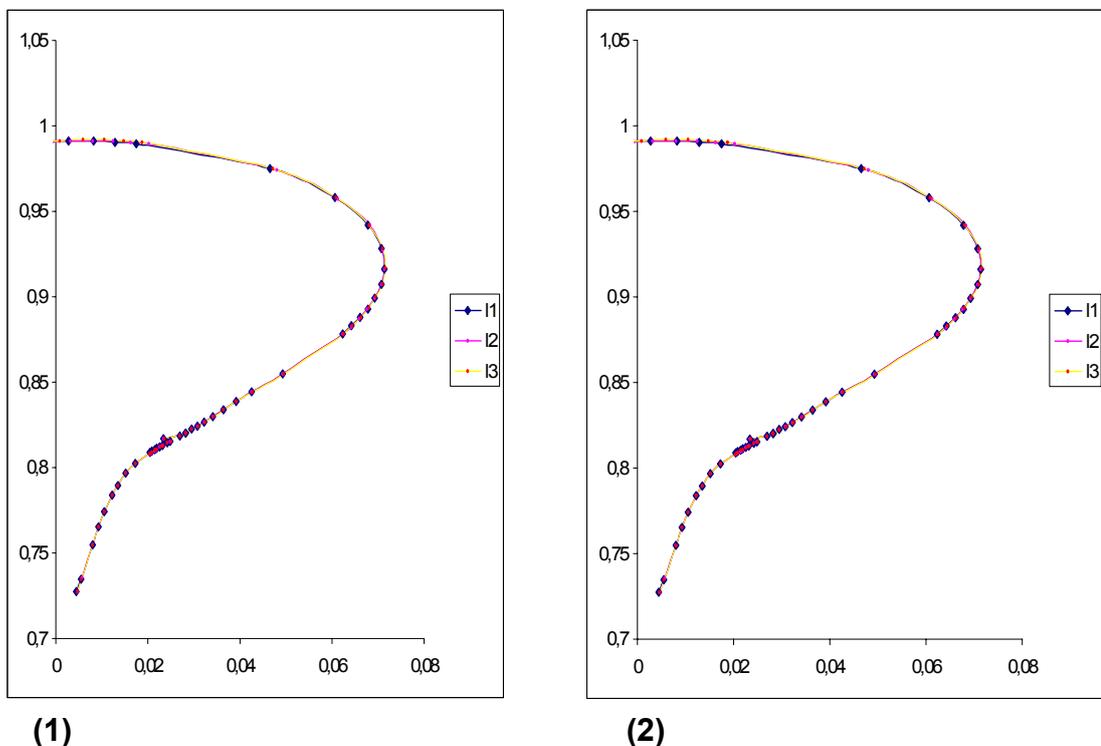


Figure 4.8. (1) Diagramme d'impédance pour l'aluminium 2024 (sonde 1)
 (2) Diagramme d'impédance pour l'aluminium 2024 (sonde 2)

Les fréquences donnant une pénétration optimale sont comprises pour l'aluminium entre (200Hz-2000Hz), choisi de part et d'autre de l'optimum du diagramme d'impédance. Nous avons utilisé une fréquence de 1500Hz de façon à éviter les erreurs du aux défauts dimensionnels, qui donne une profondeur standard de pénétration $\delta = 3$ mm.

4.2.3 Matériaux Ferromagnétiques :

4.2.3.1 L'approche expérimentale :

Nous avons choisi pour notre étude l'acier inoxydable très utilisé en aéronautique et un acier ordinaire de façon comparative. Une analyse physico-chimique a été effectuée pour déterminer les nuances des deux aciers étudiés. Les résultats montrent qu'il s'agit du Z 15 CN 16-02 pour l'acier inoxydable et E24 pour l'acier ordinaire.

Le tableau ci dessous illustre la composition chimique des deux aciers utilisés (tableau 4.1).

Nuance	Composition chimique									
	C	Mo	Cu	Ni	Mn	Cr	P	Si	V	S
ACIER AU CARBO NE	0.15	Traces	0.162	<0.03	0.283	Traces	0.037	0.138	<0.01	0.018
ACIER INOX	0.098	Traces	<0.08	<1.80	0.48	15.75	0.026	0.400	-----	0.016

Les échantillons utilisés sont de dimension 300x40x2 mm³ et 250x40x4 mm³. Ils ont été prélevés sur la même tôle de façon à obtenir la même structure. Les éprouvettes ont été découpées au centre de développement et technologie avancée (CDTA) à l'aide d'une guillotine électrique, et ont été usinées au centre de recherche (CSC) à l'aide d'une fraiseuse. En conformité avec la norme française NF A03-160.

4.2.3.2 Procédure expérimentale :

A L'acier inoxydable :

Les pièces réalisées ont été soumises à une procédure expérimentale définie de façon à obtenir différentes modifications de caractère mécanique dans le matériau. Ces éprouvettes ont été soumises à des contraintes de traction.

De la même manière que pour l'aluminium, et à partir de la courbe moyenne obtenue de traction, nous avons déterminé la force F_1 et F_2 , ces forces sont :

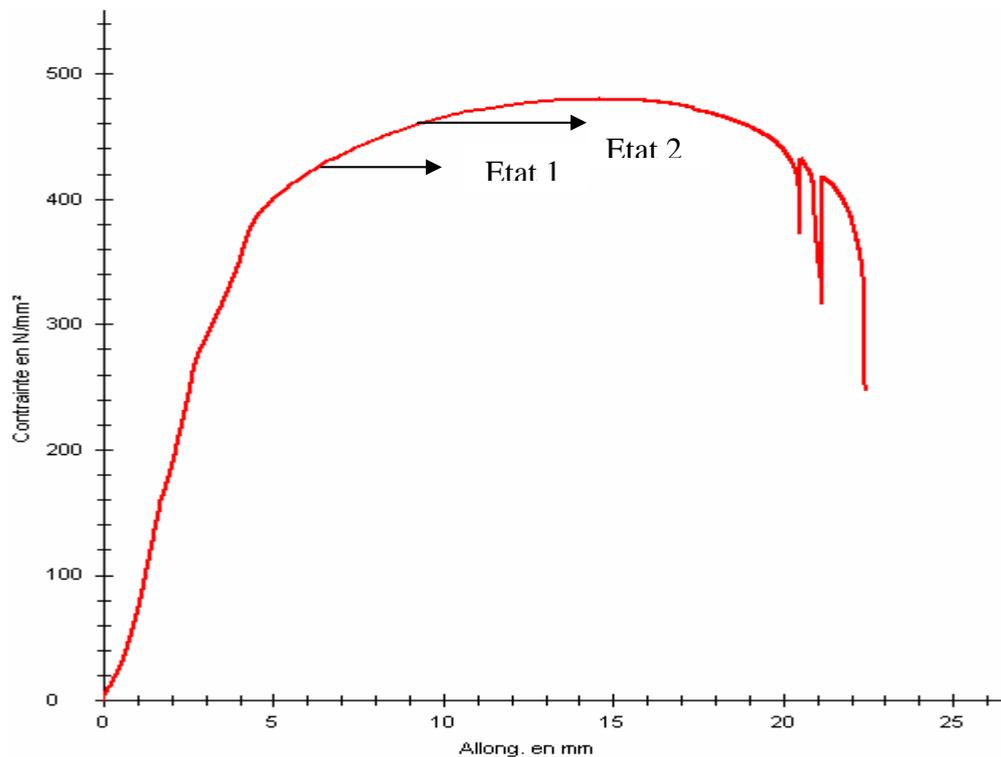


Figure 4.9. Courbe moyenne de traction uniaxiale ; (L'acier inoxydable).

$$F_1 = 26000 \text{ N}$$

$$F_2 = 27000 \text{ N}$$

Les mesures par courant de Foucault sont effectuées toutes les 5 minutes par deux sondes qui sont placées au niveau de la zone critique.

De la même manière que pour l'aluminium, chaque échantillon est soumis à une force supérieure à la limite d'élasticité et l'autre situé juste avant la rupture.

La force est appliquée d'une manière constante pendant 1 heure. Des mesures toutes les 5 minutes sont effectuées avec aussi les deux sondes déjà décrites précédemment.

De la même façon que pour l'aluminium, nous avons procédé à des charges continues pour l'acier inoxydable. L'échantillon est sous une charge supérieure à la limite d'élasticité pendant 1 heure. Le même échantillon est soumis à une autre charge proche de la rupture pendant 1 heure aussi. L'augmentation de la charge F_1 vers la charge F_2 a été réalisée de la même manière que pour l'aluminium.

Afin de déterminer la fréquence optimale, nous avons tracé le diagramme d'impédance sur la nuance traitée.



(1)

(2)

Figure 4.10. (1) Diagramme d'impédance pour l'acier inoxydable (sonde 1).

(2) Diagramme d'impédance pour l'acier inoxydable (sonde2)

Dans le cas de l'acier, et comme c'est un matériau ferromagnétique nous avons opté pour une fréquence qui permet une grande pénétration de courant de Foucault.

$f_1 = 700\text{Hz}$ \longrightarrow $\delta = 1\text{mm}$

L'acier inoxydable utilisé étant ferromagnétique, nous avons utilisé deux autres techniques pour mesurer l'apparition des contraintes dans le matériau. Le bruit de Barkhausen et le cycle hystérésis.

La procédure des mesures magnétiques par les techniques de bruit de Barkhausen et le cycle d'hystérésis est effectuée par une chaîne de mesure réalisée au sein du laboratoire.

La magnétisation est assurée par un électroaimant en acier doux d'une force portante de 5Kgf de façon à être dans la zone de saturation dans la courbe d'aimantation. Ce coude de saturation est nécessaire pour pouvoir procéder à des mouvements des domaines magnétiques et vaincre l'épinglage des parois de BLOCH. Une fréquence aussi basse que possible de magnétisation est utilisée de façon à pouvoir capturer le signal de BN par un capteur en ferrite judicieusement placé sur la pièce. La ferrite est utilisée comme amplificateur et sa perméabilité est très élevée, c'est un très bon capteur magnétique. Le signal recueilli est amplifié et filtré. Différent traitement seront effectué :

- traitement sur le BN par des outils de traitement de signal
- tracé de cycle d'hystérésis permettent de déterminer les paramètres essentiels H_c (champ coercitif), B_r (induction rémanente), B_s (induction au coude de saturation)

La chaîne de mesure par la technique de Barkhausen qui nous permet cette acquisition est composée : (figure 4.11)

D'un système d'excitation magnétique constituée d'une alimentation basse fréquence de forte puissance, permettant d'alimenter un électroaimant de force portante supérieur de 5 kgf.

- Une bobine réceptrice
- Un amplificateur
- Un filtre passe bande

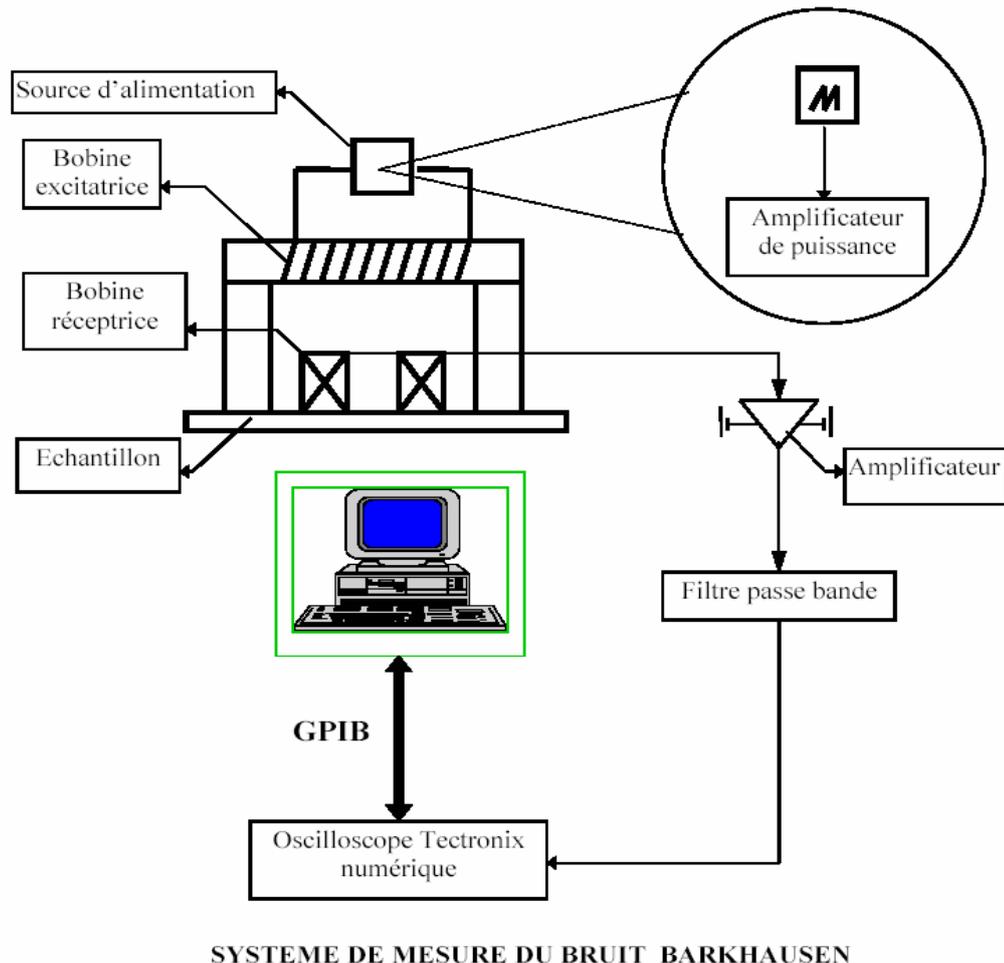


Figure 4.11. Système de mesure du Bruit de Barkhausen

Les acquisitions sont effectuées par un oscilloscope numérique qui permet la digitalisation des signaux. Cet oscilloscope permet une digitalisation sur 10000 points.

L'évolution de plusieurs paramètres magnétiques a été analysée dans le cadre de cette étude. Nous pouvons faire la distinction entre des paramètres liés aux cycles d'hystérésis et des paramètres liés aux bruits de Barkhausen.

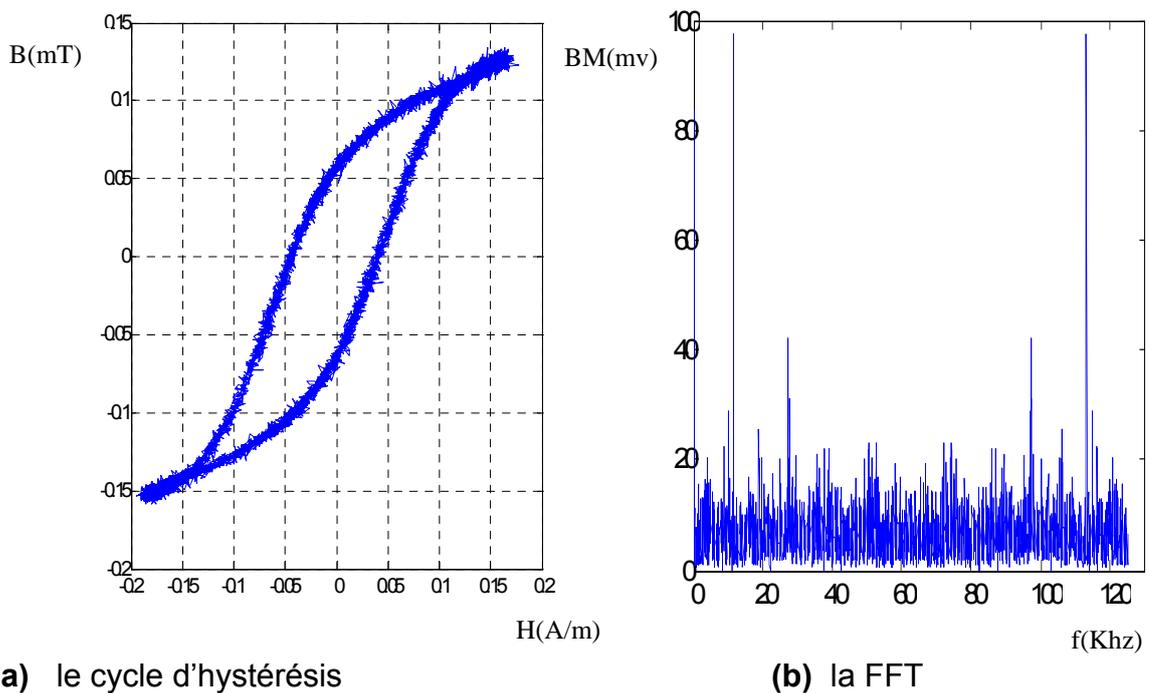
a) Paramètres macroscopiques liés à l'hystérésis magnétique :

La courbe d'aimantation B-H a été tracée à partir des valeurs du champ et de l'induction correspondant à chaque cycle d'hystérésis. Durant cette étape le bruit BN est acquis toutes les 05 minutes et cela durant tout le temps d'application de la charge F_1 . La même procédure d'enregistrement des données acquies pour BN est effectuée pour la charge F_2 . La même procédure est effectuée pour la

charge continue F_1 - F_2 . Le cycle d'hystérésis est tracé pour chacun des points cités auparavant.

b) traitements des résultats :

La FFT est directement donnée par l'oscilloscope .Pour les besoins de traitement des résultats, un logiciel a été élaboré, il nous permet en outre de déterminer : la densité spectrale, les valeurs moyenne, le nombre de pic d'amplitude, l'enveloppe, la mesure de H_c , B_r , B_s (figure 4.12) .



(a) le cycle d'hystérésis

(b) la FFT

Figure 4.12. Propriétés magnétiques d'acier inoxydable mesuré à l'aide de notre dispositif.

B L'acier ordinaire :

Les pièces réalisées ont été soumises à une procédure expérimentale définie de façon à obtenir différente modification de caractère mécanique dans le matériau. Ces éprouvettes ont été soumises à des contraintes de traction.

La procédure expérimentale est la même que celle utilisé pour l'acier inox et l'aluminium.

Pour effectuer les mesures sous charges et être dans le domaine plastique, la force exercée est constante et doit être maintenue perpendiculairement par rapport à la section droite de la pièce.

La détermination de F_1 et F_2 a été trouvée par le diagramme figure (4.13) qui a été tracé suivant la même procédure citée auparavant.

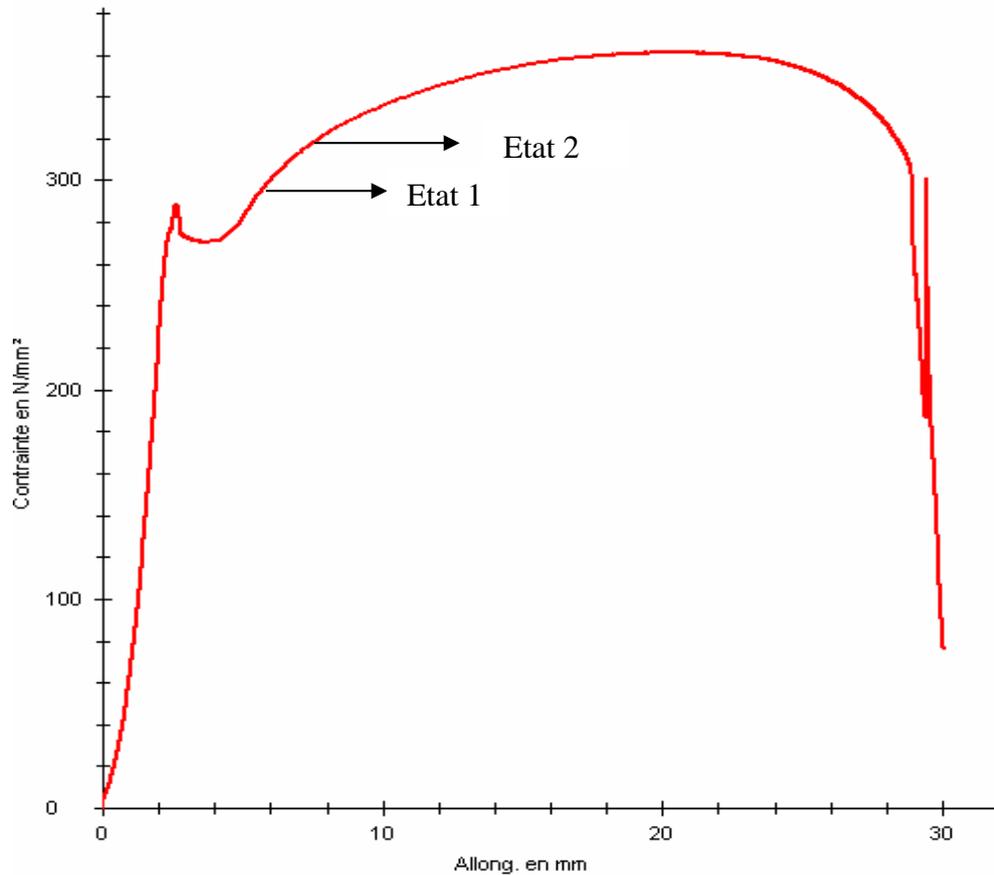


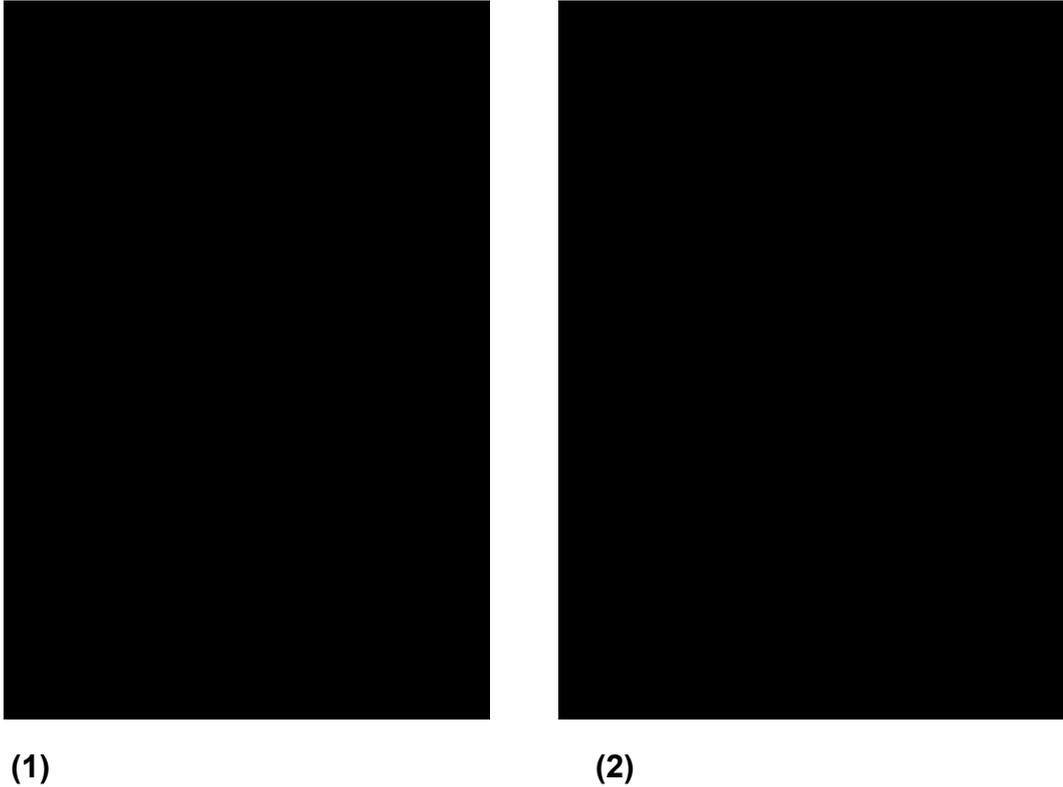
Figure 4.13. Courbe moyenne de traction uniaxiale (L'acier ordinaire).

$$F_1 = 37000N$$

$$F_2 = 40000N$$

L'analyse par le diagramme d'impédance des sondes appliqué à l'acier ordinaire de type « E24 » (figure 4.14), nous a conduit à prendre une fréquence $f_1 = 700\text{Hz}$ correspondant à $\delta = 0,5\text{mm}$, cette fréquence permet un contrôle optimale.

En plus des courants de Foucault, l'évolution de bruit de Barkhausen est la seule technique magnétique qui a été utilisé dans ce cas.



(1) Diagramme d'impédance pour l'acier ordinaire (sonde 1).

(2) Diagramme d'impédance pour l'acier ordinaire (sonde 2).

4.3 La procédure expérimentale d'analyse par diffraction des rayons X :

La diffraction des rayons-x permet, entre autres, de déterminer la structure cristalline des composés ayant une densité électronique périodique. Les différentes composantes du montage utilisées sont.

Un diffractomètre « X'PERT PRO MPD » de la compagnie Philips. Il est composé d'une source de rayons-x, d'une chambre où les échantillons seront déposés et d'un détecteur qui enregistrera l'intensité lumineuse diffractée en fonction de l'angle de diffraction. L'acquisition de données se fera sur ordinateur grâce à un logiciel réalisé en langage de programmation graphique.

La source de rayons-x est une cible de cuivre bombardée par des électrons. Ces électrons sont émis par un filament de tungstène dans lequel circulera 14 mA et sont ensuite accélérés par un potentiel de 40 kV . Environ 2% des électrons émis contribueront à exciter le cuivre, le reste sera perdu en chaleur. Cela explique que le refroidissement à l'eau doit fonctionner lors des manipulations. En se désexcitant, le cuivre pourra émettre trois longueurs d'onde dans les rayons x:

$$K_{\alpha 1} = 1.5405 \text{ \AA}$$

$$K_{\alpha 2} = 1.5443 \text{ \AA}$$

$$K_{\beta} = 1.39 \text{ \AA}$$

La troisième sera filtrée de sorte que seules les deux raies K_{α} frapperont l'échantillon.

La raie $K_{\alpha 1}$ est environ deux fois plus intense que la raie $K_{\alpha 2}$. La valeur pondérée est 1.5418 \AA . Les mesures par diffraction à R-X exigent une bonne planéité de la surface d'analyse pour une détermination précise des intensités diffractées. Toutefois, en pratique ces surfaces ne sont pas parfaitement planes.

4.3.1 Echantillon et paramètres de mesure :

Paramètres de mesures	Nature des échantillons
<ul style="list-style-type: none"> • Tension/Intensité du tube: 40 KV/ 40 mA • Radiation K_{α} du cuivre : 1,54056 Å. • Filtre : Nickel. • Balayage en 2θ : de 35 à 140° • Step size en 2θ : 0,02°. • Temps de comptage : 1 s. • Températures d'analyse: 25°C. 	Dix éprouvettes de traction en acier inoxydable de nuance Z 15CN 16-02.

4.3.2 Mesures des contraintes :

Les contraintes, ce sont les forces internes à la matière. Si ces forces induisent des déformations de la maille cristalline (déformation élastique), elles vont faire varier les distances interréticulaires d , et donc décaler la position des pics. Si l'on mesure le décalage des pics, on peut donc en déduire l'état de contrainte de l'échantillon.

Les contraintes internes peuvent être source d'imperfection, de dégradation des pièces mécaniques, c'est la raison pour laquelle elles sont beaucoup étudiées en métallurgie.

Ainsi, en mesurant la position du pic, on peut déduire la déformation de la maille, et si l'on connaît les coefficients d'élasticité on peut calculer la valeur de la contrainte.

CHAPITRE 5 RESULTATS ET INTERPRETATIONS

5.1 L'ALUMINIUM :

5.1.1 Les courants de Foucault : (Essai 1 : F_1 , Essai 2 : F_2 , Essai 3 : F_1+F_2)

L'utilisation des courants de Foucault est très importante dans l'évaluation des microstructures. Nous allons étudier le comportement de l'impédance et de la phase sur les différentes sollicitations appliquées aux matériaux.

En effet pour l'aluminium, pour une charge F_1 nous remarquons des oscillations pour chaque pas de mesure avec une augmentation de l'impédance vers les temps de sollicitations plus élevés. Contrairement à la phase qui diminue et qui a un comportement en opposition à l'impédance. (Figures 5.1(a) et 5.2(a))

Pour une charge située juste avant la rupture ; les oscillations sont plus prononcées avec une impédance plus élevée. Des pics d'amplitude sont enregistrés à 10 minutes pour la charge F_1 et à 25 min pour la charge F_2 . Cela confirme la présence de mouvement électromagnétique au sein du matériau contrôlé, ces mouvements provoquent des amplitudes assez importantes qui peuvent être dues des dislocations, l'agitation dans la structure par exemple. (Figure 5.1(b))

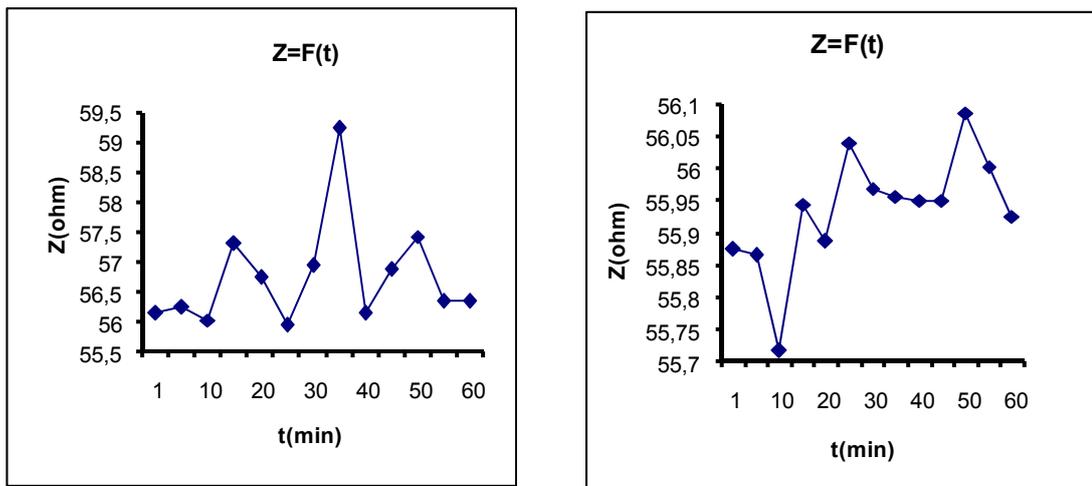
Afin d'être dans les mêmes conditions de comparaison les résultats obtenus pour le contrôle de la partie continue se fera d'une manière indépendante, c'est à dire l'échantillon est soumis à une première charge pendant une heure et le même échantillon subit la deuxième charge proche de la rupture pendant une deuxième heure encore.

Nous remarquons que les oscillations ne sont pas régulières, et que chaque échantillon donne une réponse différente en amplitude et en position. Cela n'affectant pas le mouvement des électromagnétiques internes dans les matériaux par les différentes sollicitations. (Figure 5.1(a) et 5.3(a))

Cela est confirmé par la méthode continue, en effet la charge F_1 est approximativement et la même alors les échantillons sont différentes, nous

remarquons la présence d'oscillation entre les deux échantillons. Cela peut être dû à des mouvements électromagnétiques différents. (Figure 5.3)

La charge F_2 dans le cas continu, montre une diminution de l'impédance entre F_1 et F_2 et ce qui est important. La présence d'un pic « chute importante » à 25 minutes implique une augmentation de la conductivité, on peut l'expliquer par l'absence de lacune de dislocation, après 30 minutes le matériau reprend une position stable à une contrainte électromagnétique bien déterminée. La phase donne des résultats identiques. (Figure 5.4)

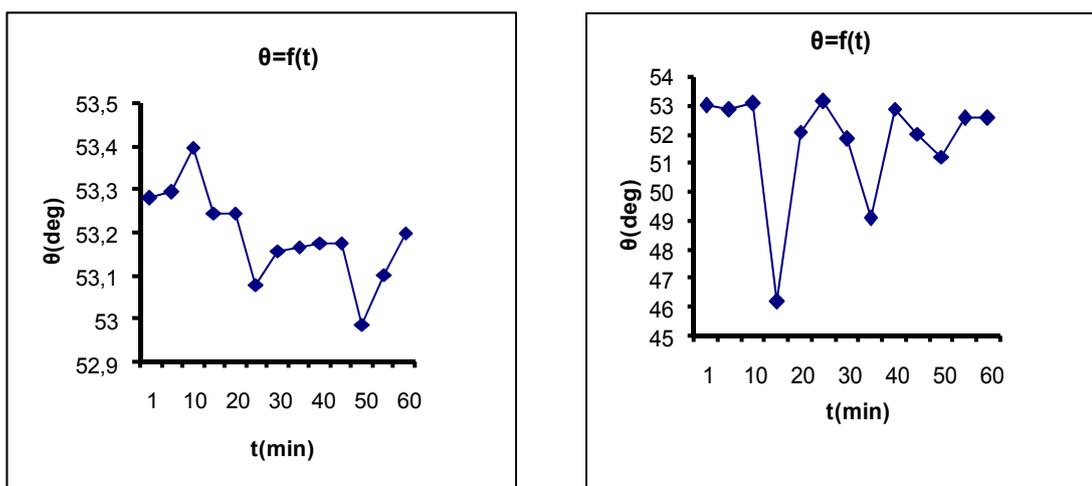


(a)

(b)

Figure 5.1. L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1=45\text{KN}$

(b) Essai2- $F_2=57\text{KN}$

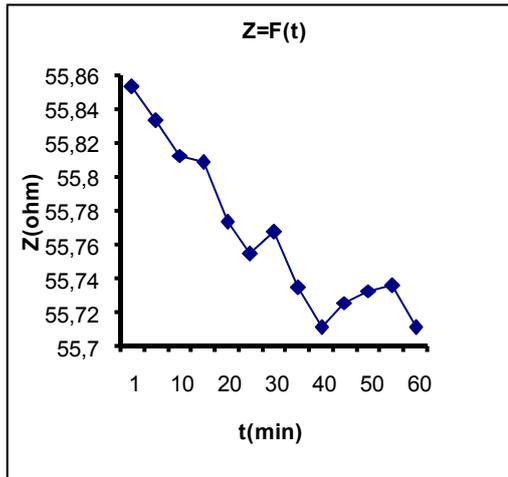


(a)

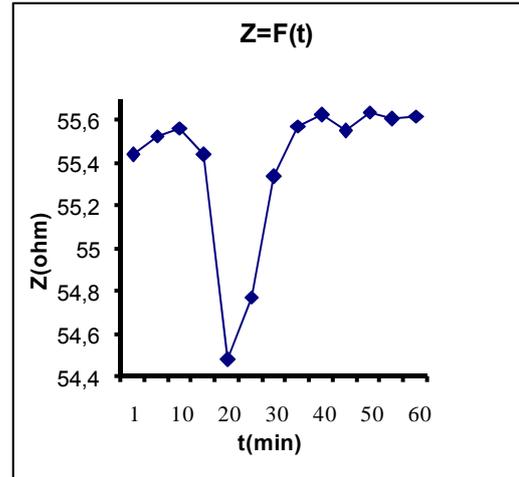
(b)

Figure 5.2. Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1=45\text{KN}$

(b) Essai2- $F_2=57\text{KN}$

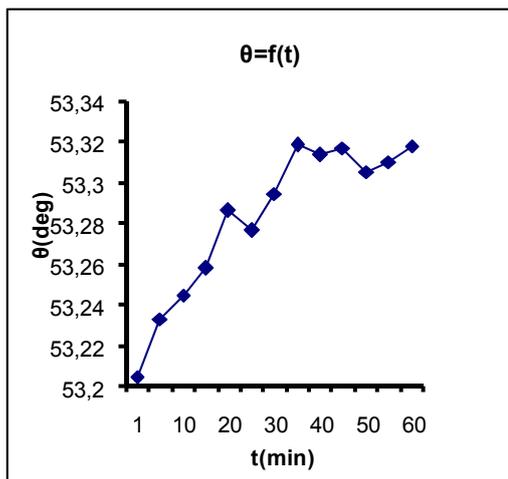


(a)

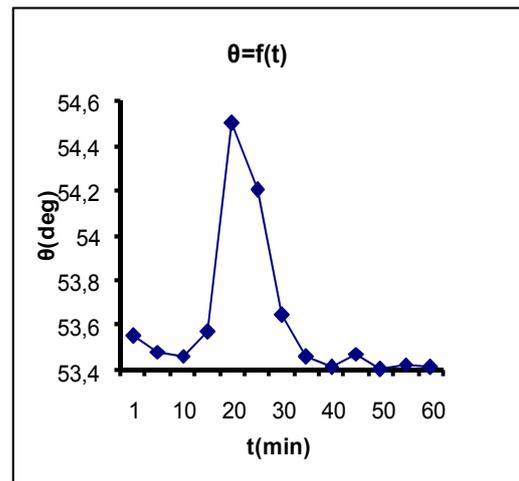


(b)

Figure 5.3. L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=45\text{KN}$
(b)Essai3- $F_2=57\text{KN}$



(a)



(b)

Figure 5.4. Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=45\text{KN}$
(b) Essai3- $F_2=57\text{KN}$

5.2 L'ACIER INOXYDABLE :

5.2.1. Les courants de Foucault :

Le traitement des résultats obtenus par courants de Foucault sur les échantillons d'acier inoxydable montre que pour la charge F_1 des oscillations avec un pic d'amplitude de $55,8 \Omega$ à 25minutes. Une stabilité de l'impédance avec de faible oscillation est perçue au-delà de 15minutes autour de $53,8 \Omega$. Pour la charge F_2 , l'impédance diminue contrairement à la charge F_1 , les oscillations sont plus importantes et d'amplitude élevée.

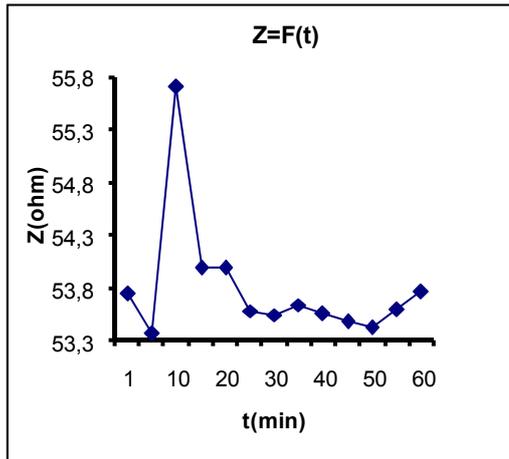
Cela s'explique par les mouvements électromagnétiques, qui sont plus importante dans ce cas. La charge appliquée F_2 provoque des mouvements dans la microstructure qui se respecte sur la conductibilité des matériaux. Cela ne peut s'expliquer que par la taille des grains que subit le matériau par ces sollicitations et donc une agitation microstructurales.

(Figure 5.5). La phase répond exactement de la même manière mais en opposition (Figure 5.6).

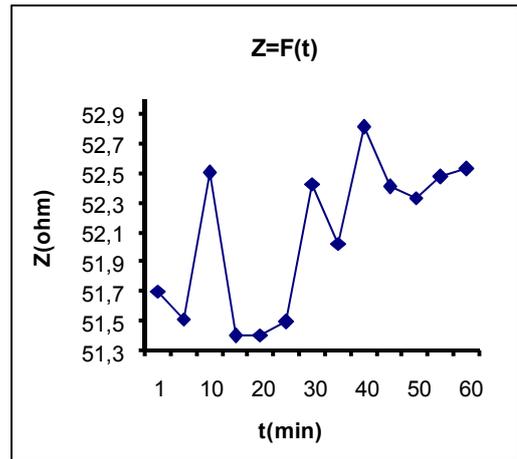
La méthode continue confirme la conclusion citée pour l'aluminium, à savoir que les mouvements électromagnétiques sont aléatoires et que la contrainte interne subite par les sollicitations répondant différemment d'un échantillon à un autre sans pour autant différencier dans le fond. Nous remarquons que le pic a décalé à 30 minutes pour la même charge. Une stabilité est perçue au delà de ce temps. Nous ne pouvons donner une conclusion sur la charge proche de la rupture, les résultats n'ont pas été enregistrés.

(Figure 5.7)

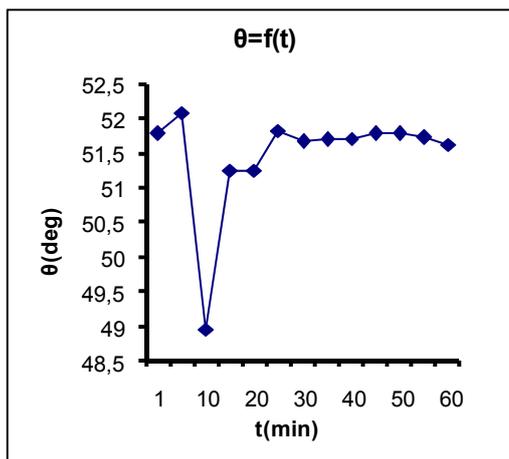
De la même manière que pour l'aluminium, le contrôle par courants de Foucault montre que le matériau à savoir l'acier inoxydable présente des mouvements microstructuraux qui s'accompagne par des mouvements électromagnétiques et par conséquent des oscillations impédances et par cela ne peut être que des contraintes internes subit par les sollicitations de traction.



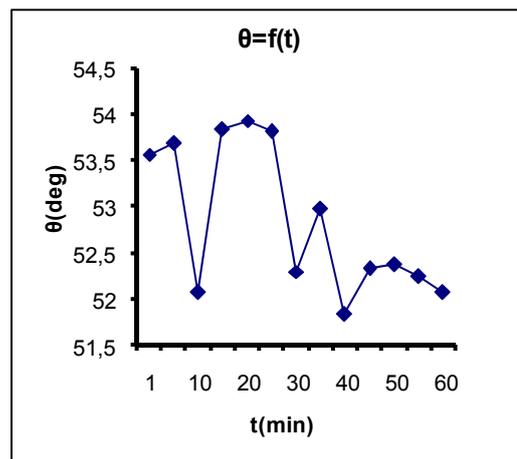
(a)



(b)

Figure 5.5. L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1= 26\text{KN}$ (b)Essai2- $F_2=27,5\text{KN}$ 

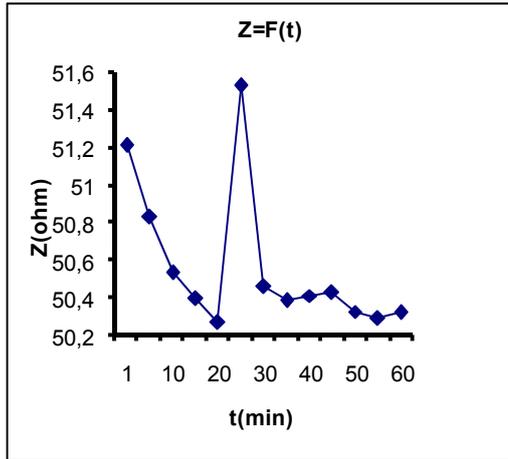
(a)



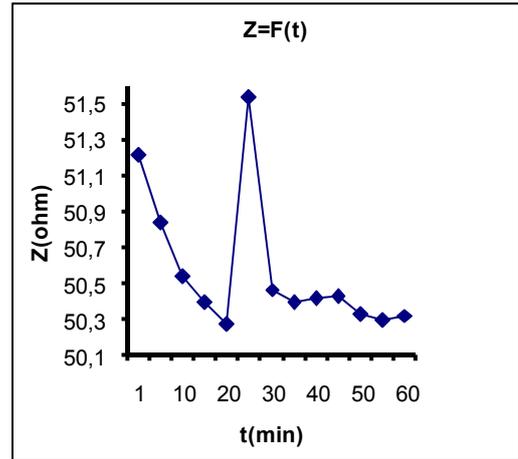
(b)

Figure 5.6. Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1-

 $F_1=26\text{KN}$ (b) Essai 2- $F_2=27,5\text{KN}$

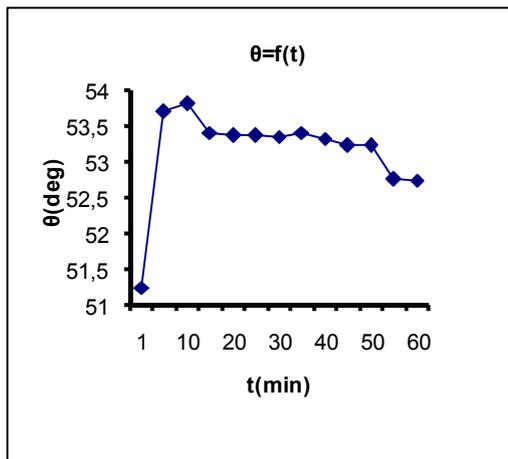


(a)

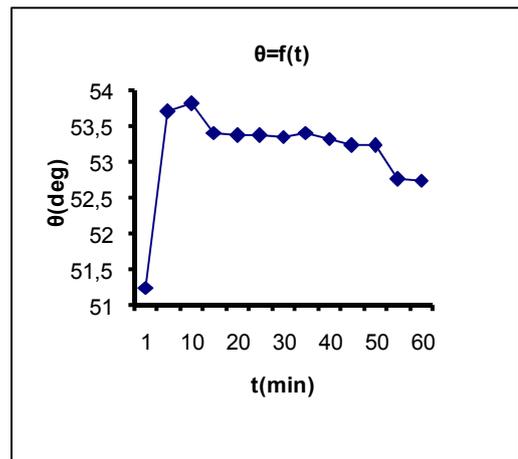


(b)

Figure 5.7. L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=26$ KN
(b) Essai3- $F_2=27,5$ KN



(a)



(b)

Figure 5.8. Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=26$ KN
(b) Essai3- $F_2=27,5$ KN

5.2.2 Le bruit de Barkhausen et cycle d'hystérésis:

L'acier inoxydable est ferromagnétique. Les méthodes d'analyse des microstructures se font généralement par BN ou par analyse du cycle d'hystérésis.

L'analyse par BN a trouvé la FFT, montre que pour la charge F_1 en fonction du temps (Figure 5.9 (a)) présentent des oscillations assez importante d'amplitude élevé à $t = 10-20$ minutes accompagnent d'une chute et une stabilité autour de 150mv. Cela implique que l'épinglage des domaines magnétiques est différents suivants le temps de la charge. Cet épinglage généralement se fait au niveau des joints de grains. Il est maximum pour $t = 15$ minute.

Pour une charge F_2 , la première constatation est la diminution de l'amplitude de la FFT par rapport à la charge F_1 . Une chute de cette amplitude pour F_2 est à constater avec des oscillations très stable autour 81 mv et cela pour $t > 10$ minute. (Figure 5.13 (a))

Pour le cas continu, la même constatation que celle obtenu par CF est à signaler à savoir que pour une charge F_1 , les résultats ne sont pas rigoureusement identiques, sans pour autant différencier dans le fond.

Nous remarquons les oscillations que pour le cas continue sont plus importantes mais d'amplitude légèrement différentes. L'application de la charge F_2 dans le cas continue provoque une diminution de la FFT, une chute de nombre des oscillations en fonction du temps de charge. (Figure 5.15)

Cela s'explique par des mouvements électromagnétiques et donc de mouvement microstructuraux. Le nombre d'oscillation est en diminution entre F_2 et F_1 , le matériau tant à se stabiliser et donc saturation magnétique.

En conclusion, sur la $FFT=f$ (temps de charge), nous remarquons que les amplitudes d'épinglage sont importantes et fluctuent. Cela s'explique par la présence de la contrainte qui modifie le mouvement magnétique et donc les joints de grains de manière aléatoire et ce qui implique la présence des contraintes au sein de la microstructure du matériau.

Pour le nombre de pic qui généralement nous a informés sur l'état microstructurale. Nous allons considérer uniquement les pics d'amplitude supérieure à 50% de l'amplitude maximale ou nous supposons que l'influence est importante sur l'état microstructurale.

Les résultats obtenus, pour une charge F_2 montre que le nombre de pic est constant jusqu'à un temps de charge de 20 minutes, le nombre de pic augmente après 20 minutes. (Figure 5.13(b))

Le nombre de pic pour une charge F_2 est plus important, il augmente avec le temps de charge. Cela nous indique que le nombre de pics trouvés par l'étude BN est toujours en liaison avec le nombre d'événements différents qui produisent dans la microstructure.

Pour la charge continue, une comparaison entre les deux courbes obtenues (Figure 5.16) montre que le nombre de pic est plus important pour une charge F_2 et donc le nombre d'événement est plus important.

En conclusion sur l'information tirée par le nombre de pic, nous remarquons que pour une charge proche de la rupture le nombre d'événement augmente et donc le nombre de contrainte augmente.

En ce qui concerne la position du pic principale, les résultats obtenus montre que pour une charge F_1 en fonction du temps de charge (Tableau 5.1) décale légèrement vers la droite, pour une charge F_2 la même remarque est constatée (Tableau 5.2) ce décalage est plus visible pour F_2 . Lorsqu'on compare les pics de la charge F_1 et F_2 dans le cas continue, on remarque ce décalage.

Le matériau ayant subit une force F_2 décale le pic principale vers la droite. De plus, le matériau proche de la rupture entraine un décalage du pic par rapport à une charge située juste à la limite d'élasticité. (Tableau 5.3)

Les résultats obtenus par le cycle d'hystérésis donnent un aperçu sur le comportement magnétique du matériau.

Pour l'échantillon soumis à une charge F_1 , la courbe 5.10 (a) montre que à partir de $t=5$ minutes le matériau perd ses capacités magnétiques démagasiné.

Pour la rémanence (Figure 5.10 (b)), le matériau perd ses qualités magnétiques et cela pour $t=20-30$ minutes et $t=40-50$ minutes le matériau devient « non ferromagnétique ».

Cette variation de H_c et B_r ne peut être du que à cause des sollicitations externes et des contraintes internes qu'elles engendrent.

Pour une charge continue nous remarquons que H_c diminue pour la charge F_1 , alors que pour la charge F_2 celle-ci reste relativement constante autour de 1040A/m. (Figure 5.17 (b))

Le champ coercitif diminue pour F_1 en stabilisant sur une valeur de 850A/m (Figure 5.17 (a)), alors pour F_2 nous remarquons des fluctuations assez importantes avec une légère augmentation de H_c par rapport à l'échantillon ayant subi une charge F_1 .

Pour la rémanence Br , Une stabilité est perçue pour les premiers temps de rémanence avec des fluctuations assez importantes pour les temps supérieurs à 30min. la rémanence est plus élevée pour une charge située à la limite d'élasticité que pour charge proche de la rupture (figure 5.18). Nous remarquons une chute assez importante de Br à

« Matériau perd ses qualités magnétiques ».

Pour le temps de saturation et donc pour le moment de saturation, il augmente légèrement mais diminue avec le temps d'application de la contrainte, contrairement au cas où la charge est appliquée seule (figure 5.19). Les oscillations sont plus importantes et plus le temps de sollicitations augmente, plus le moment de saturation augmente.

En conclusion sur l'essai continue, d'après les résultats obtenus, nous constatons que pour une charge F_1 le matériau perd ses capacités de magasiné magnétiques, et pour la charge F_2 le matériau perd sa rémanence et tend à devenir « non ferromagnétique ».

Les paramètres de la FFT :

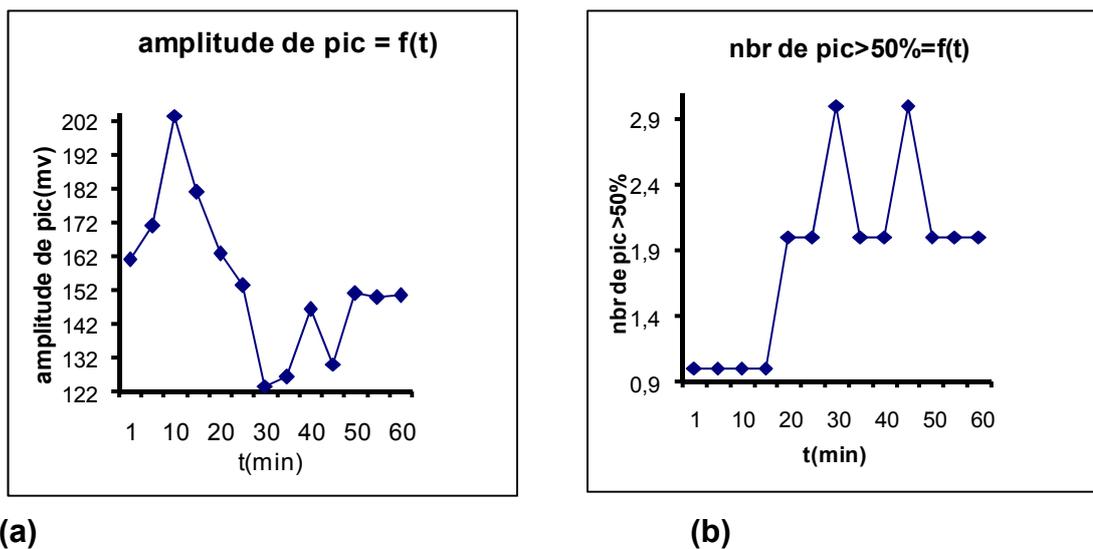
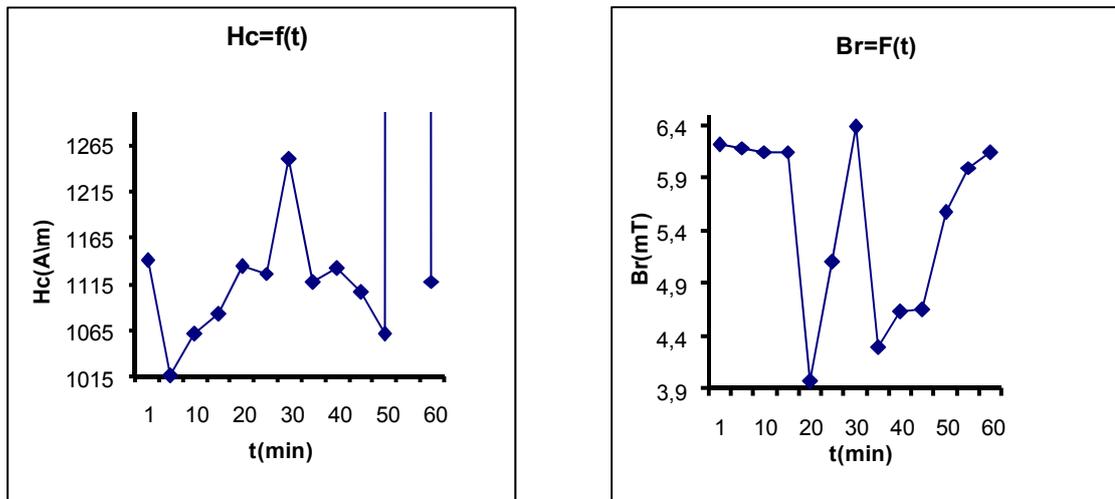


Figure 5.9. (a) Amplitude du pic de la FFT en fonction du temps de sollicitation. (b) Nombre des pics > 50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai1- $F_1=26\text{KN}$)

Les paramètres de cycle d'hystérésis :



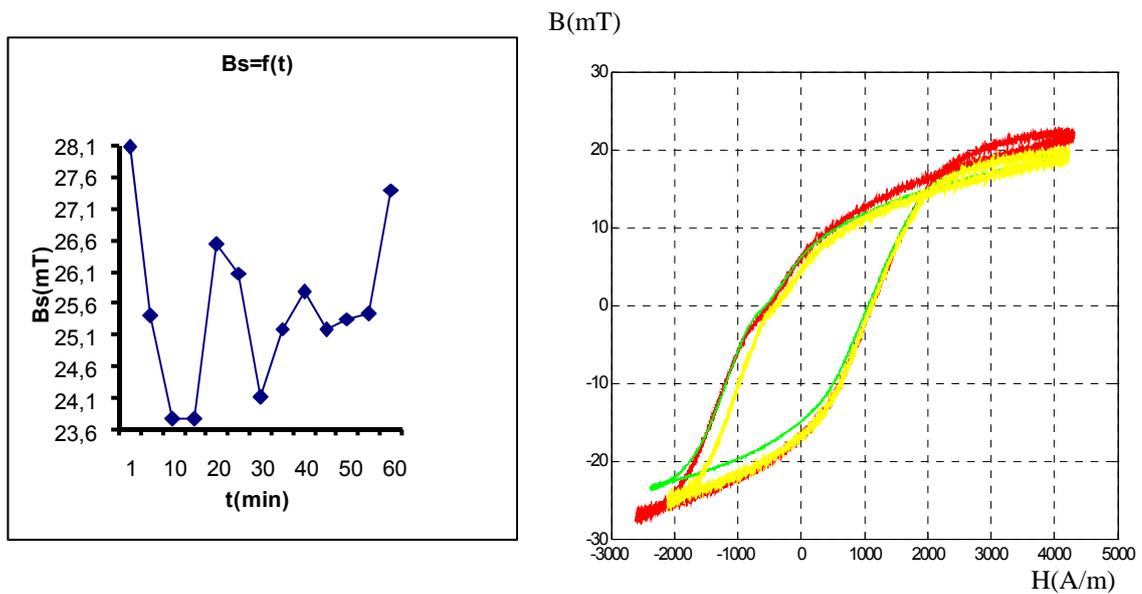
(a)

(b)

Figure 5.10. (a) Le champ coercitif en fonction du temps de sollicitation.

(b) L'induction rémanente en fonction du temps de sollicitation. (Essai1-

$F_1=26\text{KN}$)



(a)

(b)

Figure 5.11. (a) L'induction de saturation en fonction du temps de sollicitation

(c) Le cycle d'hystérésis à trois temps de charge rouge : a t= 1min, vert : a t=

15min, jaune : a t=25min. (Essai1- $F_1=26\text{KN}$)

Les paramètres de l'enveloppe :

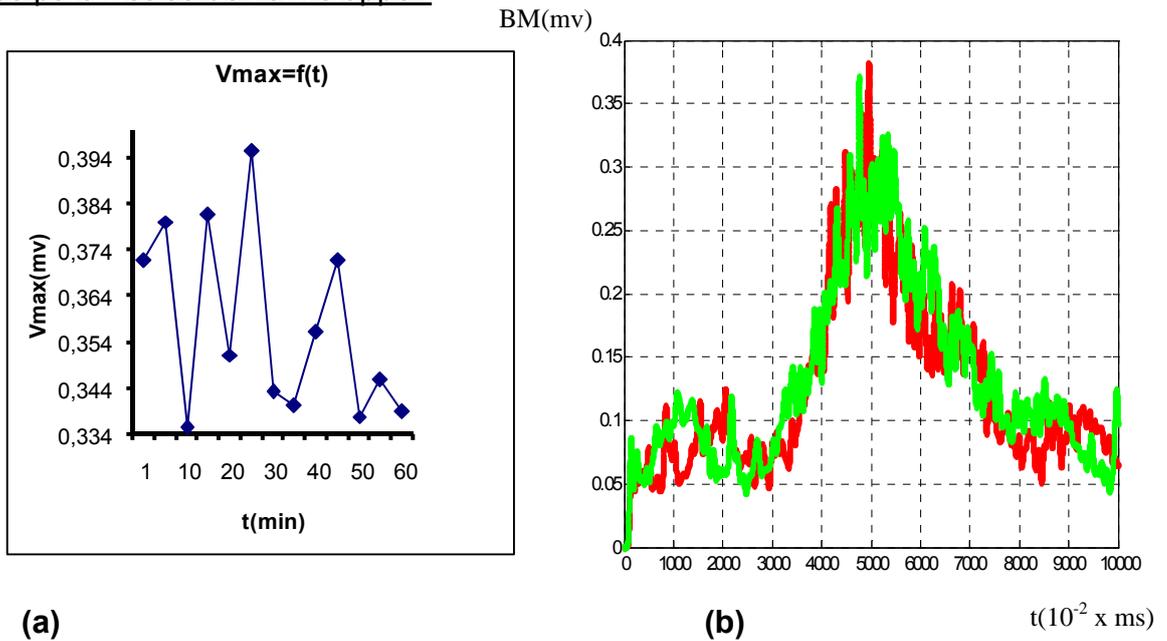


Figure 5.12. (a) La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation. (b) L'enveloppe à deux temps de charge rouge: $t_1=5\text{min}$ et vert: $t_4=20\text{min}$. (Essai1- $F_1=26\text{KN}$)

Les paramètres de la FFT :

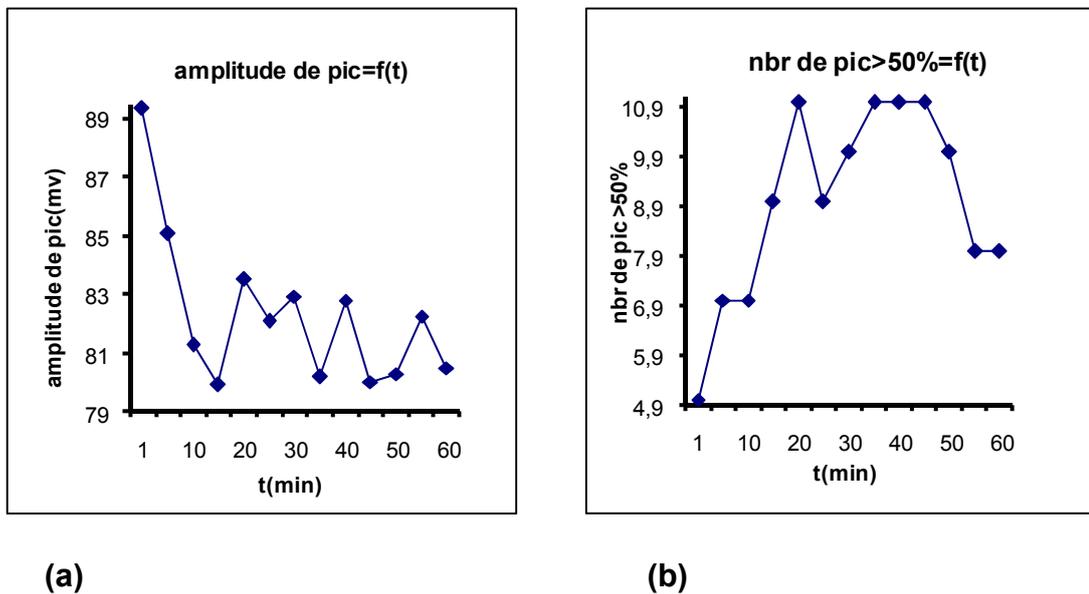
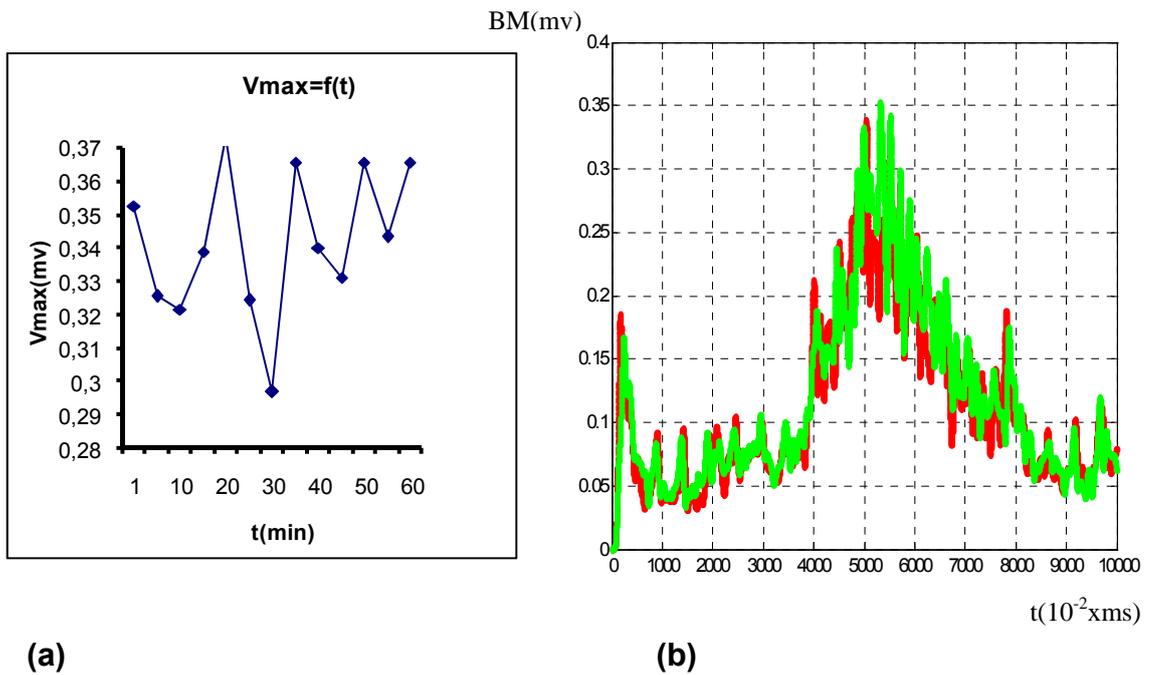


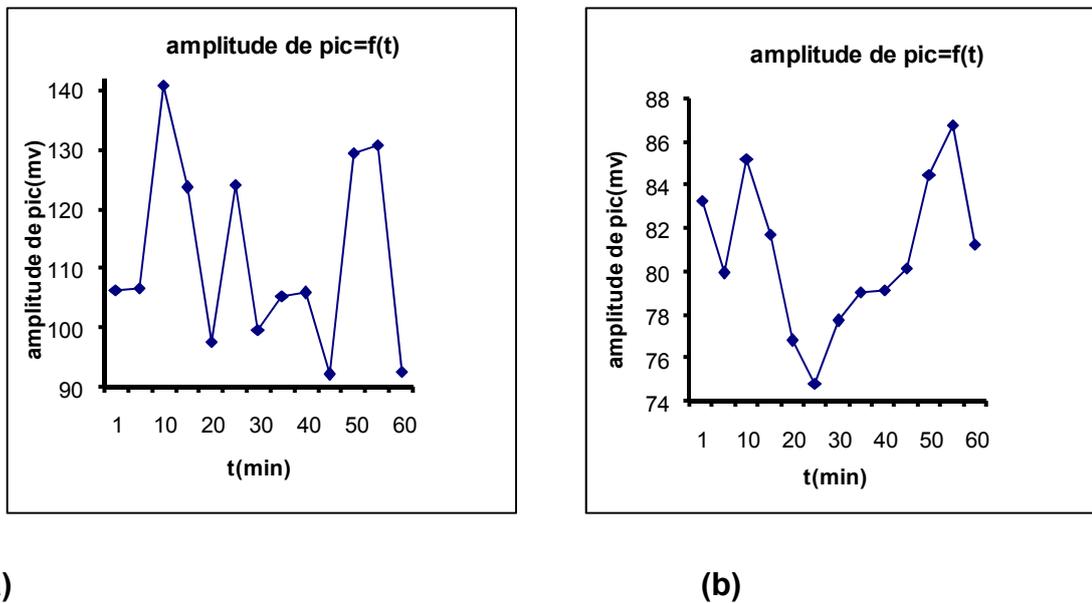
Figure 5.13. (a) Amplitude de la FFT en fonction du temps de la sollicitation (b) Nombre des pics > 50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai2- $F_2=27,5\text{KN}$)

Les paramètres de l'enveloppe :



(a) (b)
Figure 5.14. (a) La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation. (b) L'enveloppe à deux temps de charge rouge : $t_1 = 5 \text{ min}$ et $t_4 = 20 \text{ min}$ (Essai2- $F_2 = 27,5 \text{ kN}$)

Les paramètres de la FFT :



(a) (b)
Figure 5.15. L'amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation
(a) Essai3- $F_1 = 26 \text{ kN}$ (b) Essai3- $F_2 = 27,5 \text{ kN}$.

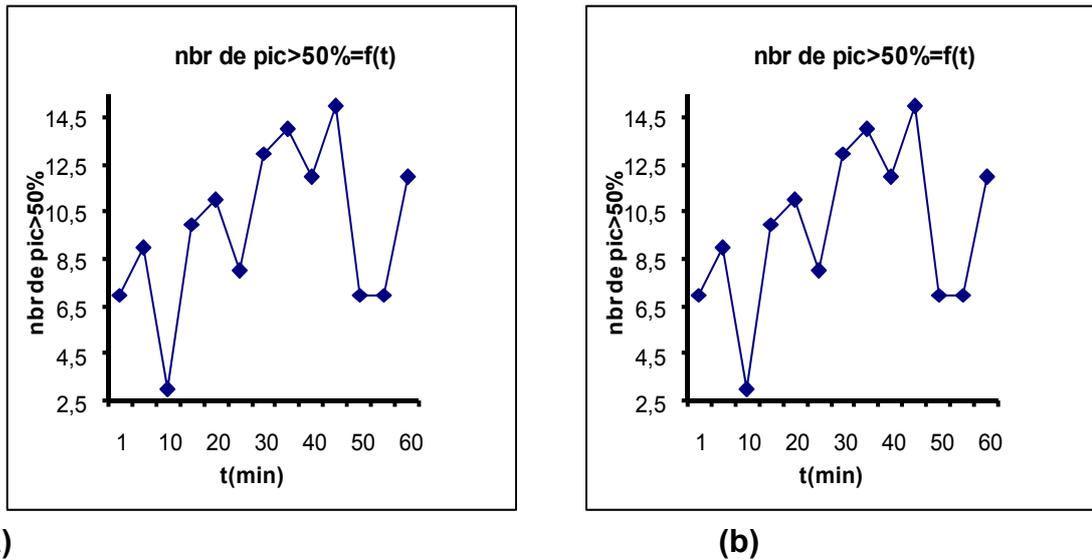


Figure 5.16. Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation.

(a) Essai3-F₁=26KN (b) Essai3-F₂=27,5KN

Les paramètres de cycle d'hystérésis :

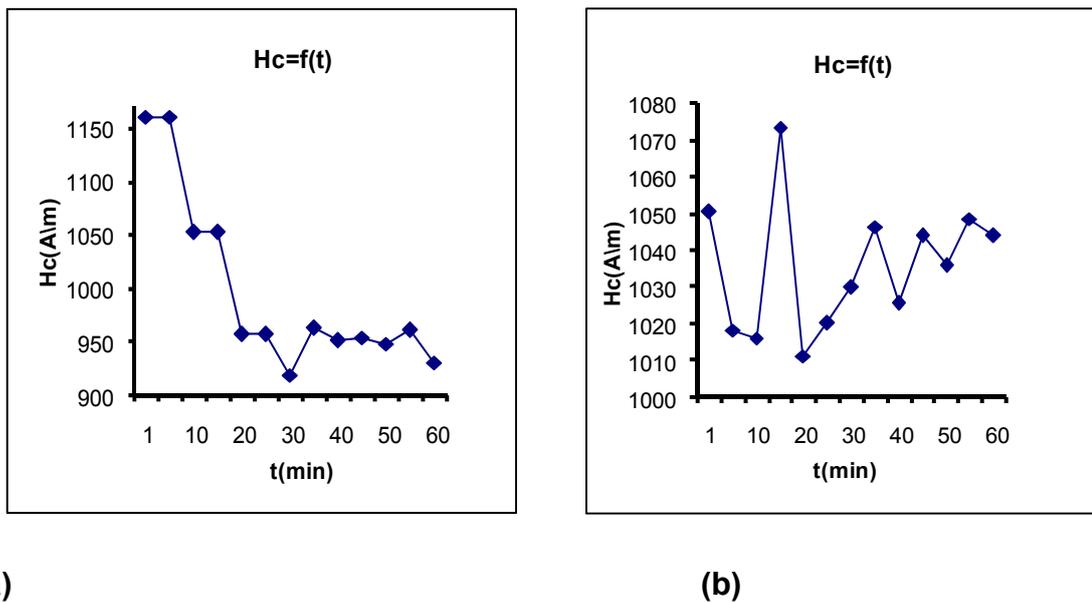
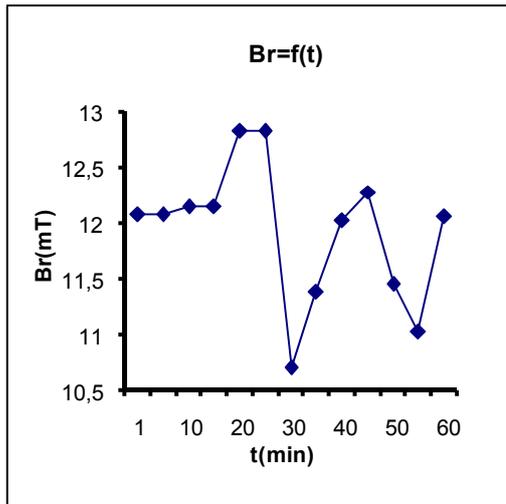
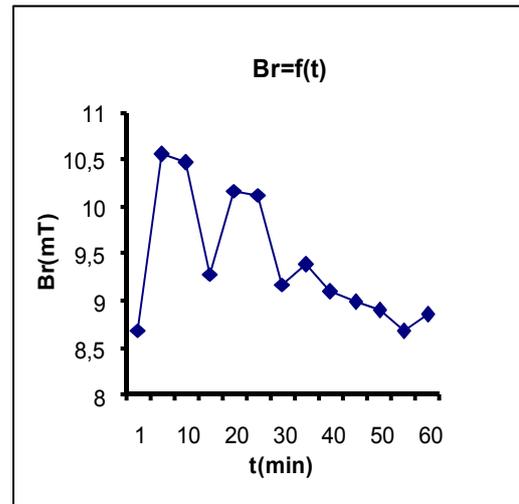


Figure 5.17. Le champ coercitif en fonction du temps de sollicitation.

(a) Essai3-F₁= 26KN (b) Essai3-F₂=27,5KN.

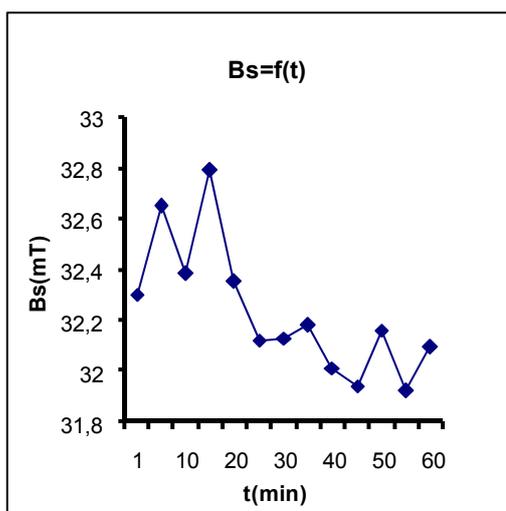


(a)

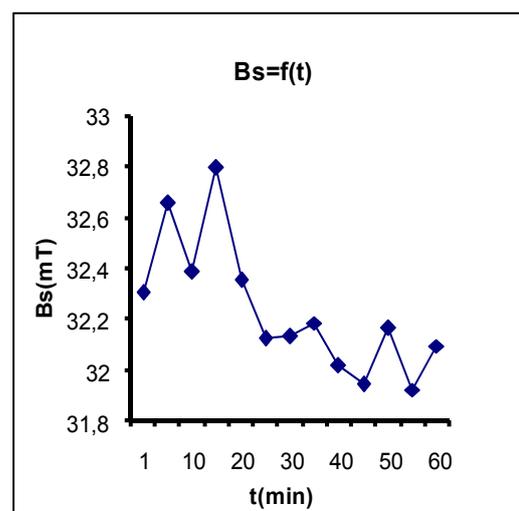


(b)

Figure 5.18. L'induction rémanente en fonction du temps de sollicitation.

(a) Essai3- $F_1=26\text{KN}$ (b) Essai3- $F_2=27,5\text{KN}$.

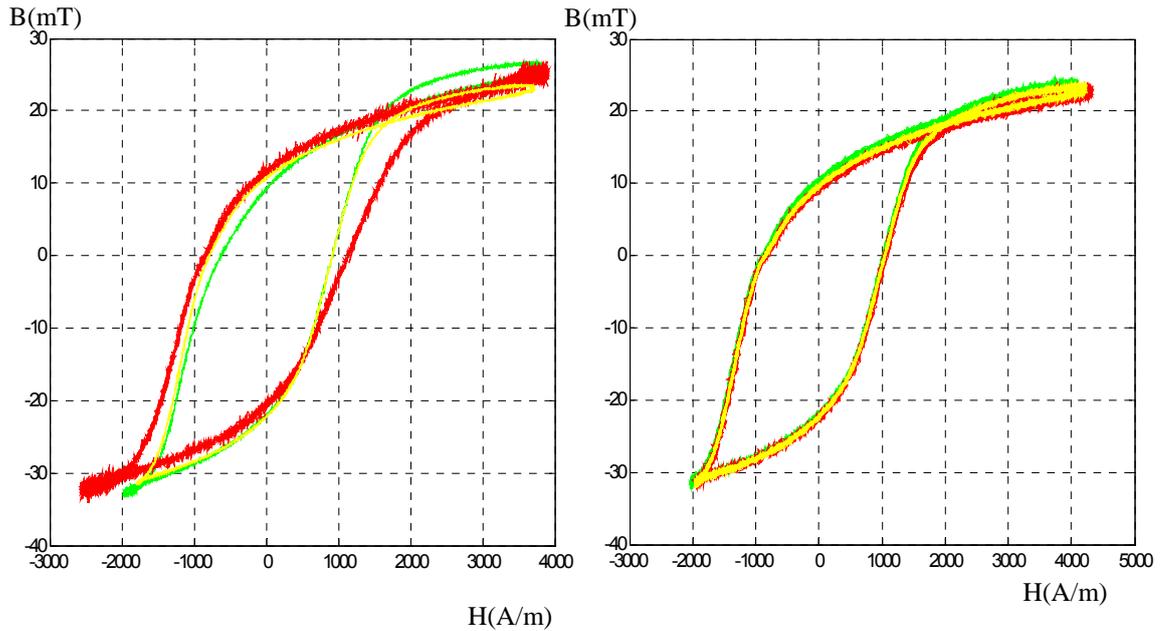
(a)



(b)

Figure 5.19. L'induction rémanente en fonction du temps de sollicitation

(a) Essai3- $F_1=26\text{KN}$ (b) Essai3- $F_2=27,5\text{KN}$.

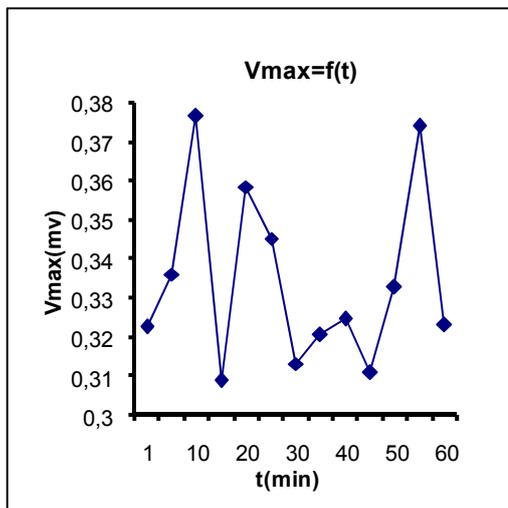


(a)

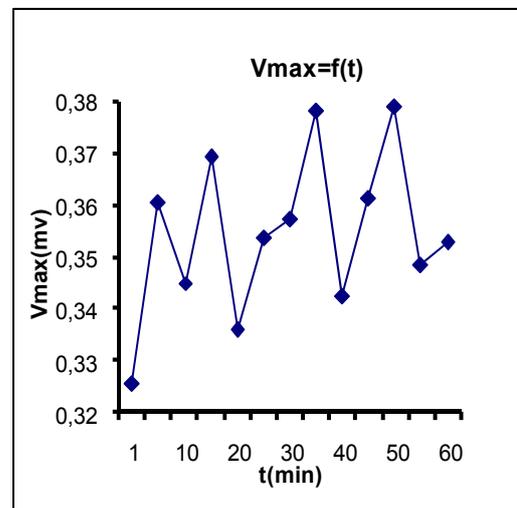
(b)

Figure 5.20. Le cycle d'hystérésis à trois temps de charge rouge : à $t_1 = 1$ min
Vert : à $t_2 = 10$ min jaune : à $t = 25$ min (a) Essai3- $F_1 = 26$ KN (b) Essai3- $F_2 = 27,5$ KN

Les paramètres de l'enveloppe :



(a)



(b)

Figure 5.21. La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation. (a) Essai3- $F_1 = 26$ KN (b) Essai3- $F_2 = 27$ KN

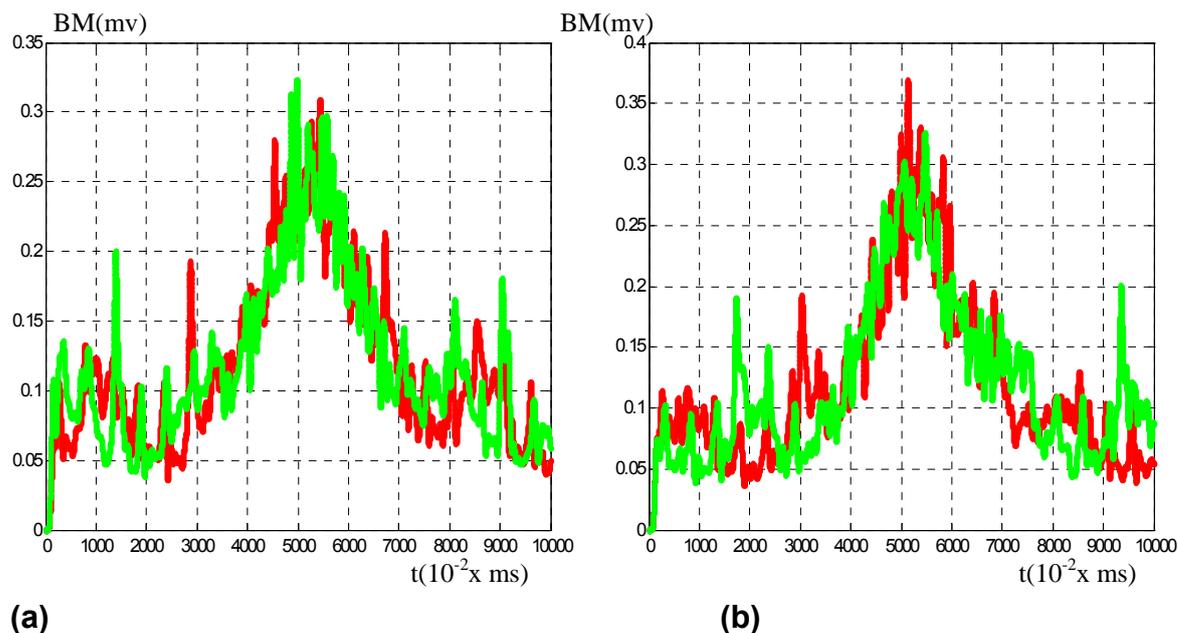


Figure 5.22. L'enveloppe à deux temps de charge rouge : $t_1 = 5\text{min}$ et vert : $t_2 = 20\text{min}$ (a)Essai3- $F_1=26\text{KN}$ (b) Essai3- $F_2=27,5\text{KN}$

5.2.3 La Diffraction des rayons X :

Afin de vérifier les résultats obtenus par les méthodes non destructives, nous avons procédé à des essais de diffraction par rayon X de lieu ou une des problèmes de moyen de réalisation de ces essais, nous avons préféré pratiquement ces testes uniquement sur l'acier inoxydable, ou toutes les méthodes magnétiques de CND ont été réalisés.

La première constatation est qu'au vu des résultats obtenus par diffraction des rayons X sur les échantillons soumis à une charge F_1 en fonction du temps est différent et dépendante de la contrainte. En effet pour l'échantillon des CF l'amplitude de plan (1,1,0) est différente de l'échantillon soumis au BN ou cycle d'hystérésis. (Figure 5.23)

Cette réalisation est confirmée par les méthodes de contrôle non destructives.

Pour un échantillon soumis a F_1 les résultats obtenus par exemple par CF ne sont pas rigoureusement et cela est du au contrainte.

La variation de la position des raies (pics) en 2θ indique que des contraintes résiduelles existent dans le matériau. Alors que l'intensité des raies (I en counts ou nombre de coups) ou la largeur à mi-hauteur (FWHM en $^\circ\theta$), nous renseignent

sur la structure métallurgique du matériau. Donc, plus les raies sont intenses plus elles sont larges et par conséquent la structure est fine autrement dit, la structure cristalline a des grains fins et inversement. Lorsque le matériau est texturé, les raies deviennent moins intenses et certains plans ne diffractent pas ainsi, les raies correspondantes disparaît.

Ce résultat est important car il permet de déterminer l'existence de la contrainte résiduelle et de procéder à sa quantification. Ce résultats est confirmé par les testes effectués par diffractions X en effet on remarque les mêmes décalages du pic principale vers la droite des échantillons en fonction de la charge appliquées. (Figure 5.25 et 5.26 et 5.27)

La deuxième remarque est que l'amplitude augmente si on a appliqué la charge F_1 ou F_2 ou l'essai continu (Figure 5.24).

Ces résultats sont obtenus par les méthodes de contrôle non destructif. En effet, nous avons remarqué le décalage de la position du pic principale lorsqu'il soumis à des charges F_1 , F_2 ou continu.

De plus les analyses par CND permettent de vérifier en temps réelle l'évolution du pic d'amplitude maximale en fonction du temps de charge.

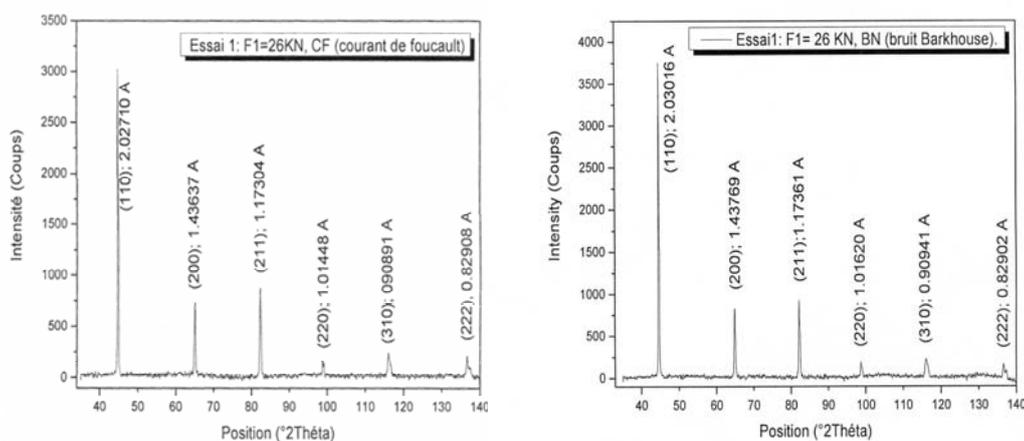


Figure 5.23. Diffractométrie X; mesure de l'intensité en fonction de l'angle 2θ de déviation

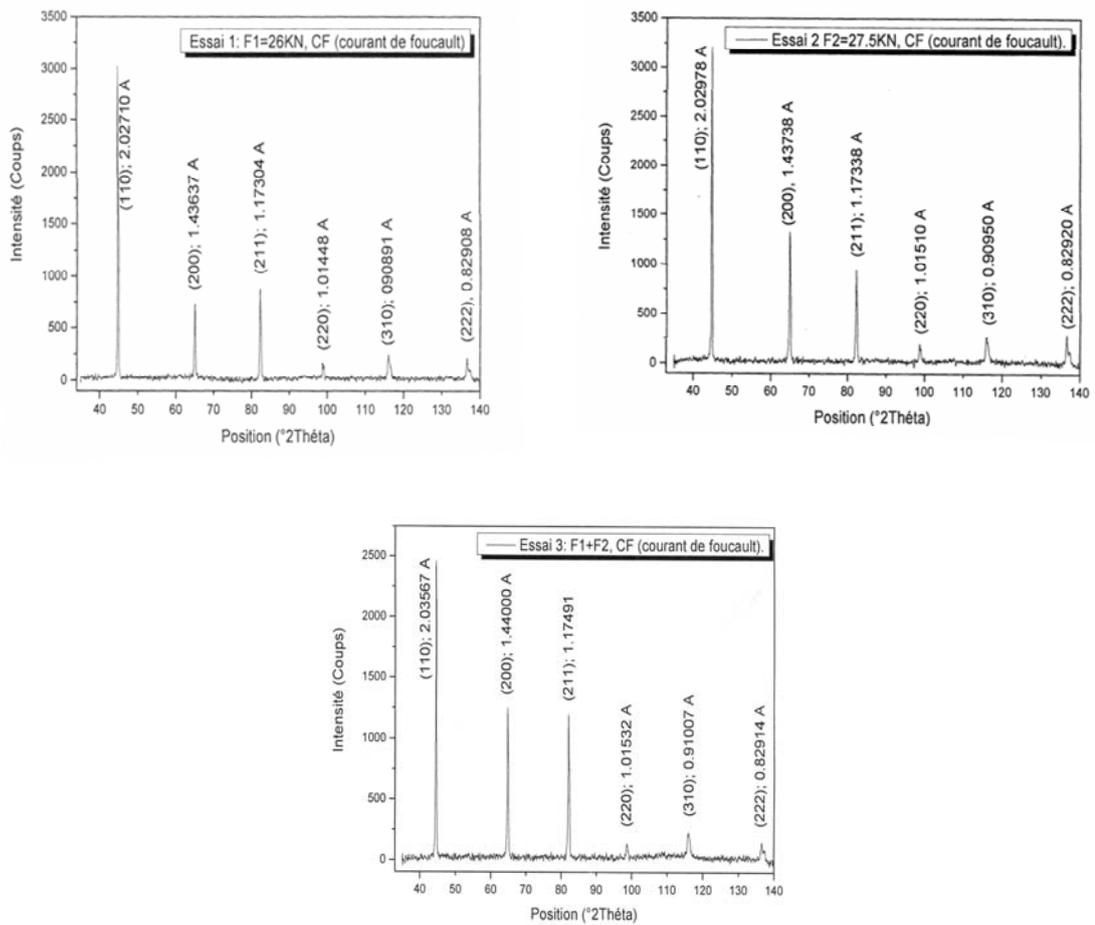


Figure 5.24. Diffractométrie X; mesure de l'intensité en fonction de l'angle 2θ de déviation

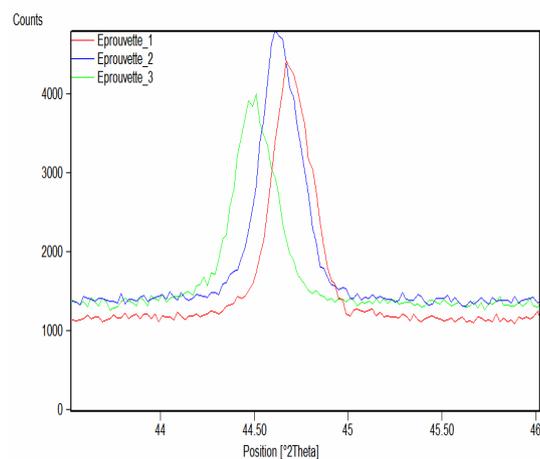


Figure 5.25. Influence de la charge et du courant Foucault sur la position de la raie caractéristique la plus intense de l'acier inoxydable. Mise en évidence des contraintes résiduelles.

Eprouvette 1 : essai 1 (utilisé dans la mesure par courant de Foucault)

Eprouvette 2 : essai 2 (utilisé dans la mesure par courant de Foucault)

Eprouvette 3 : essai 3 (utilisé dans la mesure par courant de Foucault)

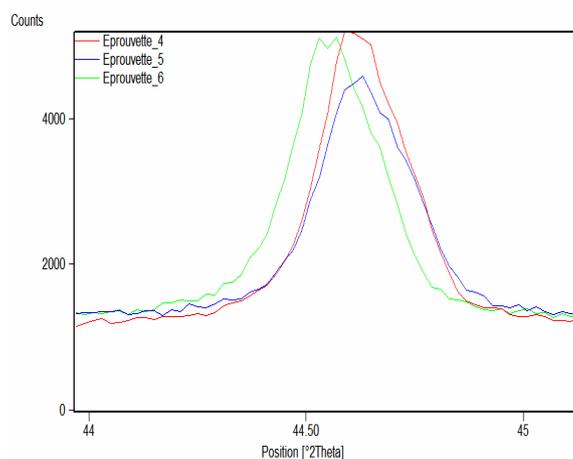


Figure 5.26. Influence de la charge et du bruit de Barkhausen sur la position de la raie caractéristique la plus intense de l'acier inoxydable. Mise en évidence des contraintes résiduelles

Eprouvette 4 : essai 1 (utilisé dans la mesure par Bruit de Barkhausen)

Eprouvette 5 : essai 2 (utilisé dans la mesure par Bruit de Barkhausen)

Eprouvette 6 : essai 3 (utilisé dans la mesure par Bruit de Barkhausen)

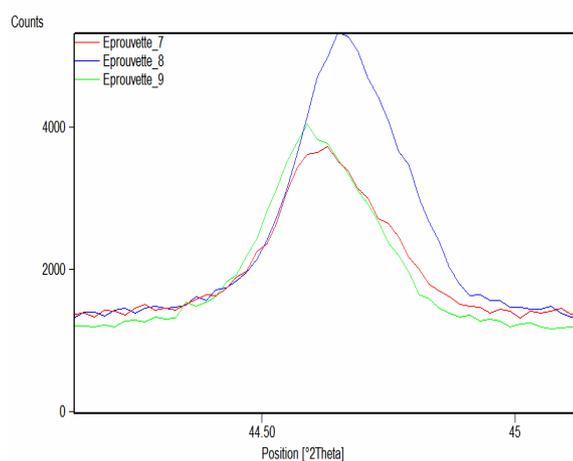


Figure 5.27. Influence de la charge et du cycle d'hystérésis sur la position de la raie caractéristique la plus intense de l'acier inoxydable. Mise en évidence des contraintes résiduelles.

Eprouvette 7 : essai 1 (utilisé dans la mesure de cycle d'hystérésis)

Eprouvette 8 : essai 2 (utilisé dans la mesure de cycle d'hystérésis)

Eprouvette 9 : essai 3 (utilisé dans la mesure de cycle d'hystérésis)

5.3 L'ACIER ORDINAIRE :

5.3.1 Les courants de Foucault :

Les résultats trouvés pour l'acier ordinaire sont similaires que celle obtenue pour l'acier inoxydable. La tendance de décalage est plus importante pour l'acier. Les amplitudes des pics sont plus importantes que ceux obtenus pour l'acier inoxydable.

La présence du fer contribue dans la magnétisation du matériau, nous remarquons que plus le temps de charge augmente plus l'amplitude augmente. Le matériau est plus ferromagnétique.

Pour la charge F_1 l'amplitude passe par un pic maximum à 20 minutes et un pic minimum à 5 minutes. Ces deux valeurs correspondent à une conductivité maximale.

Cela ne peut provenir que des contraintes dans le matériau suivi par la charge appliquée. (Figure 5.28(a))

Les conclusions sur le comportement de la phase en fonction de la sollicitation sont similaires à ceux décrits précédemment. (Figure 5.29)

Pour la charge F_2 , l'impédance augmente par rapport à F_1 , mais diminue en fonction de la charge. La conductivité augmente ce qui implique que l'état du matériau par la présence des sollicitations perd de ces qualités magnétiques.

Une remarque importante pour le cas continu pour cet acier riche en carbone étant donné que l'acier E24 est plus dur et donc plus difficile à procéder à sa stabilisation, la méthode continue a permis de créer cette agitation et le nombre des oscillations augmente et il est important de remarquer pour la charge située avant la rupture crée un nombre de pics d'amplitude important, ce qui montre l'instabilité (figure 5.30). La phase donne des résultats similaires au cas précédent (figure 5.31).

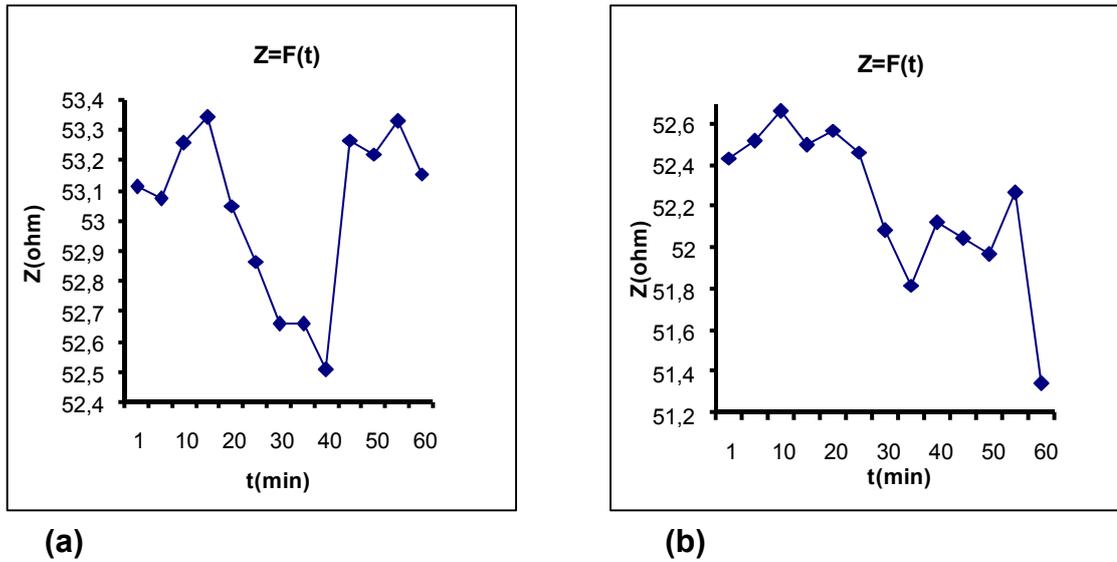


Figure 5.28. L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a) Essai1- $F_1=37\text{KN}$
(b) Essai2- $F_2=40\text{KN}$

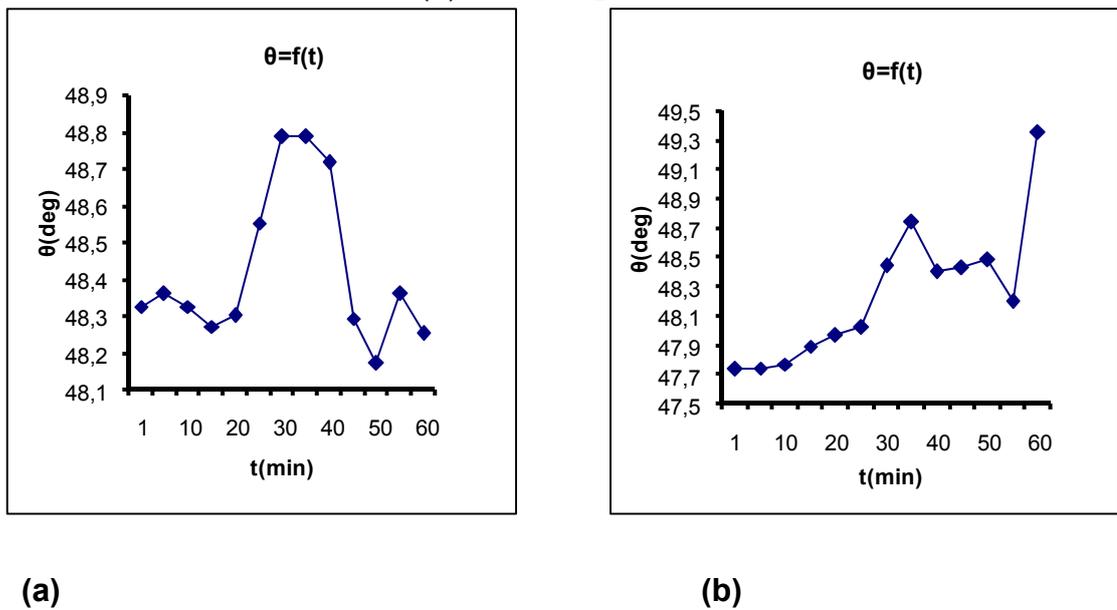
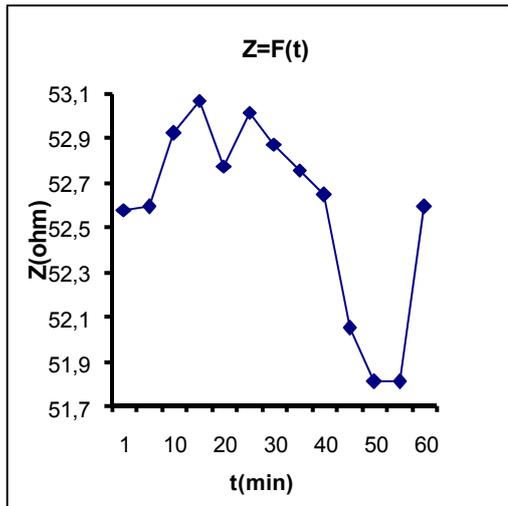
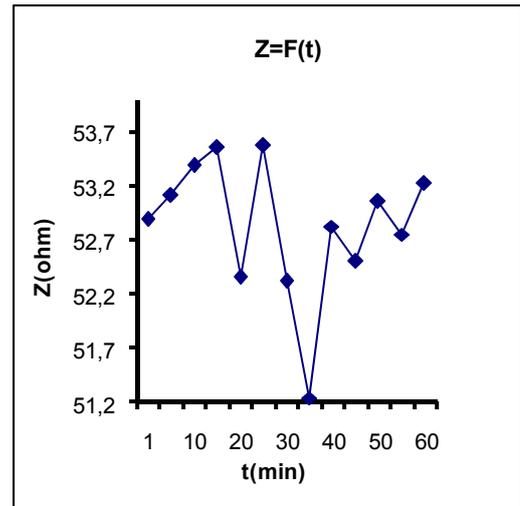


Figure 5.29. Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a) Essai1-
 $F_1=37\text{KN}$ (b) Essai2- $F_2=40\text{KN}$

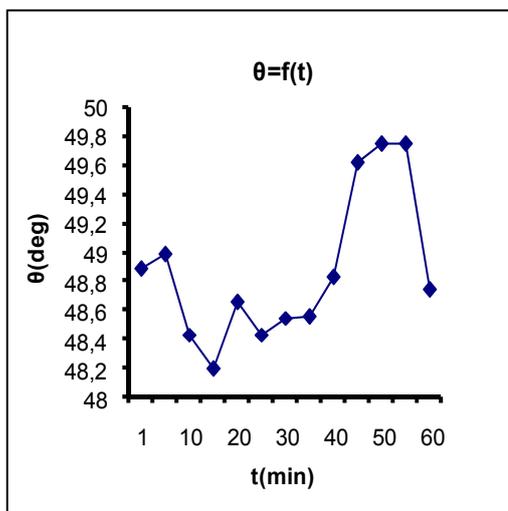


(a)

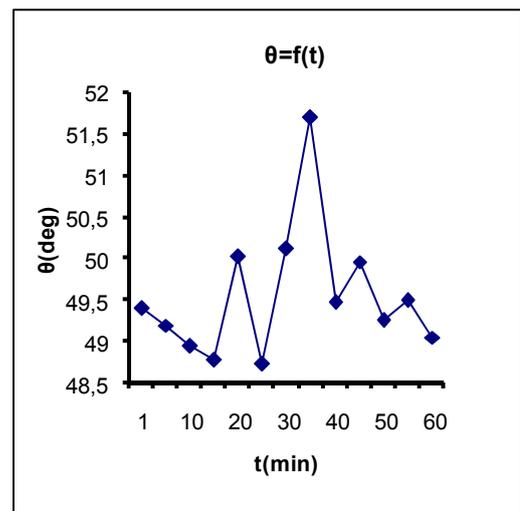


(b)

Figure 5.30. L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=37\text{KN}$
(b) Essai3- $F_2=40\text{KN}$.



(a)



(b)

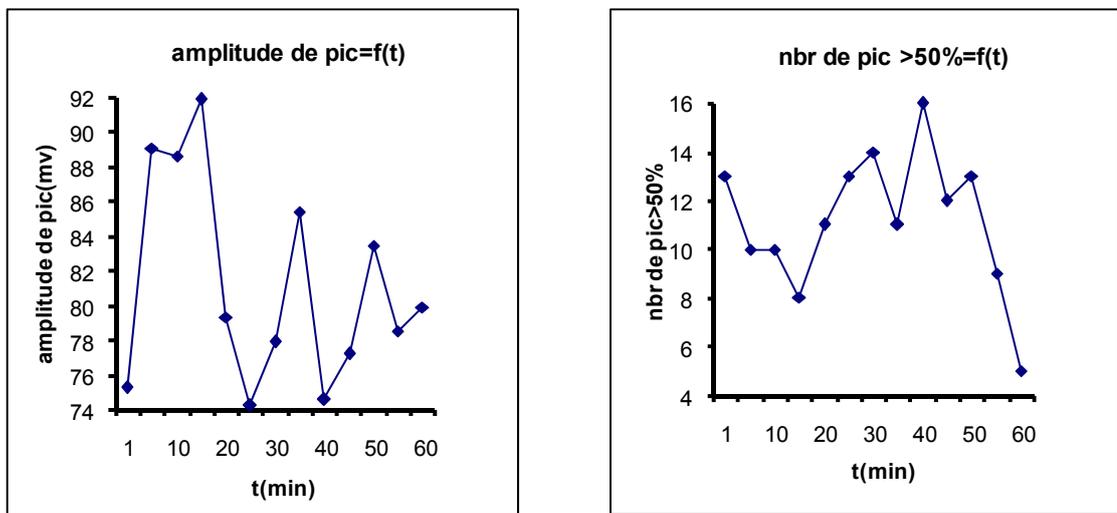
Figure 5.31. Le déphasage en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3- $F_1=37\text{KN}$ (b) Essai3- $F_2=40\text{KN}$

5.3.2 Le bruit de Barkhausen :

Pour le contrôle par les méthodes micro magnétiques, dans notre cas par le Bruit de Barkhausen, La stabilité de l'amplitude autour de 140mv avec de faible oscillation est visible après une chute brusque à partir de $t = 40$ minutes, cette diminution persiste avec la charge F_2 (Figure 5.36(a)). Nous remarquons par la suite une augmentation avec une fluctuation très faible. Les valeurs de pic reste inférieures au pic obtenu à la charge F_1 .(Figure 5.36(a))

Le nombre de pic relativement au nombre d'événement reste constant avec une légère augmentation à partir de 40 minute (figure 5.32 (b)). Pour la position des pics il est la même que l'acier Inox (tableau 5.5). Plus la charge appliquée est grande plus la position de maximum décale vers la droite dans le cas du E24 le décalage est plus prononcé. Ce résultat s'applique aussi pour la méthode continue ou autre (tableau 5.6). Ce résultat est important car il permet de déterminer l'existence de la contrainte résiduelle et de procéder à sa quantification.

Les paramètres de la FFT :



(a)

(b)

Figure 5.32. (a) Amplitude de pic de la FFT en fonction du temps de sollicitation. (b) Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai1- $F_1=37\text{KN}$)

Le paramètre de l'enveloppe :

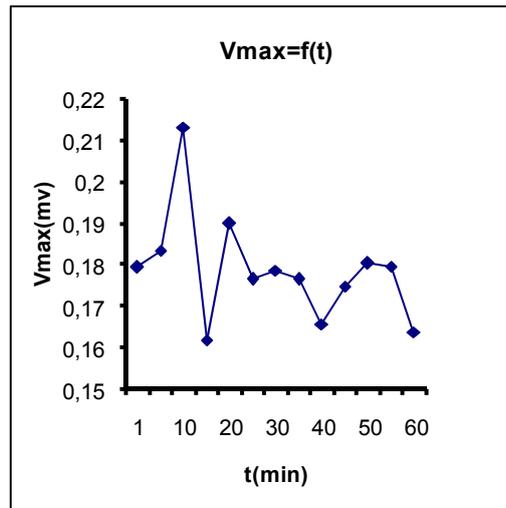
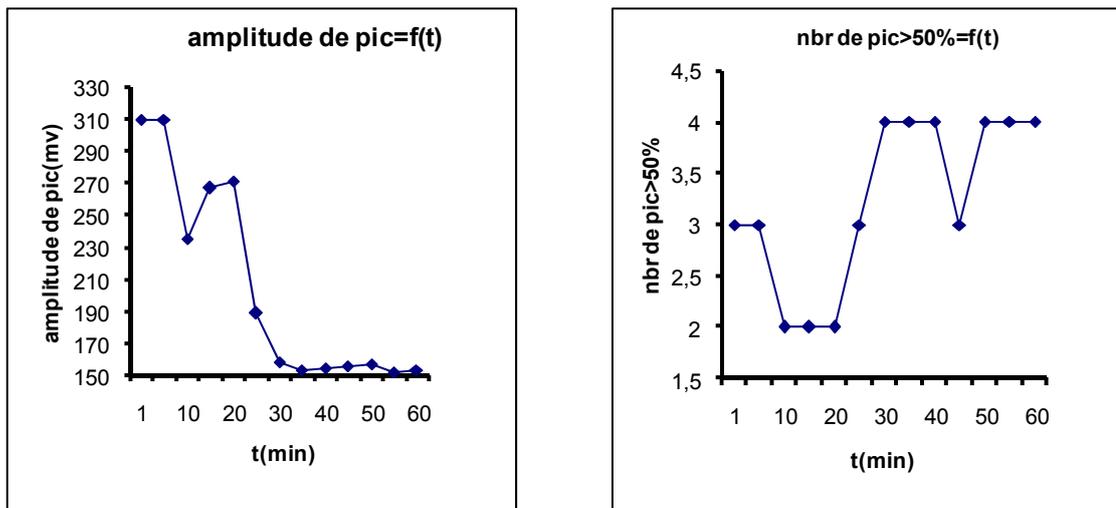


Figure 5.33. La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation. (Essai 1-F₁=37KN)

Les paramètres de la FFT :



(a)

(b)

Figure 5.34. (a) Amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation. (b) Nombre de pics >50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai 2-F₂=40KN)

Le paramètre de l'enveloppe :

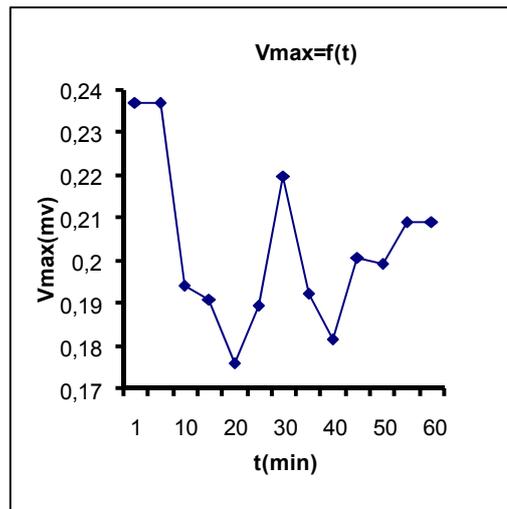
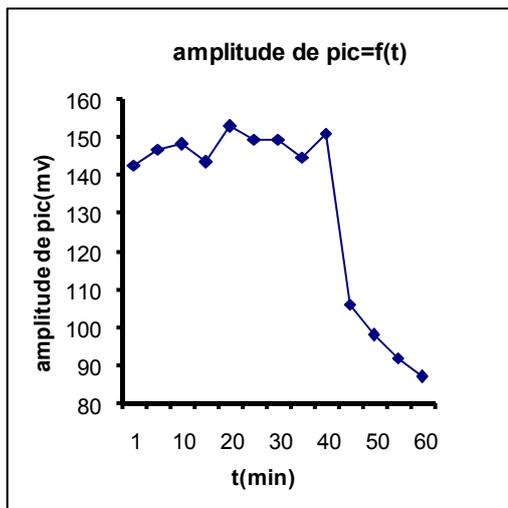
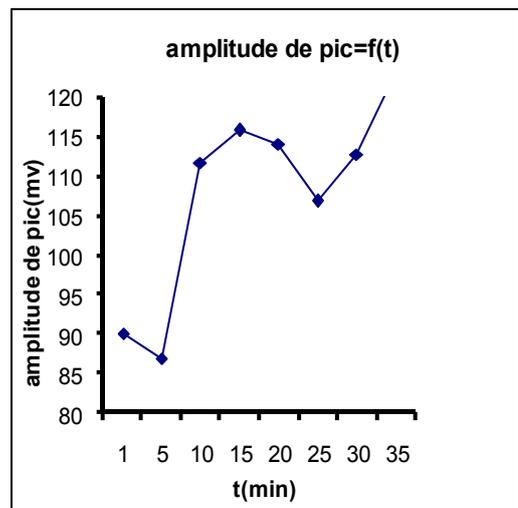


Figure 5.35. La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de sollicitation. (Essai2- $F_2=40\text{KN}$)

Les paramètres de la FFT :



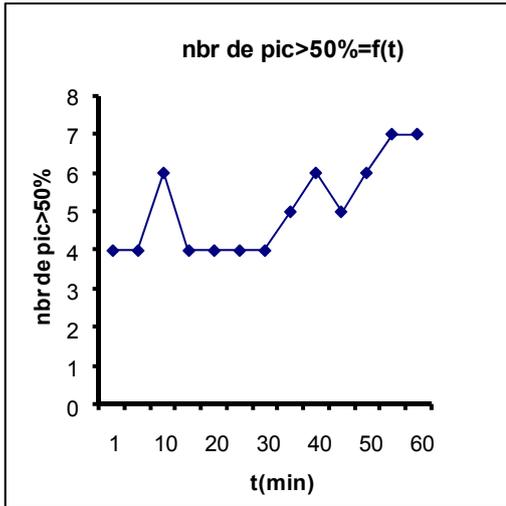
(a)



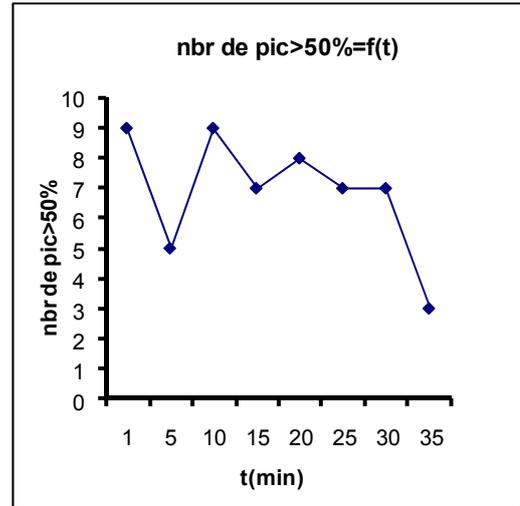
(b)

Figure 5.36. Amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation.

(a) Essai3- $F_1=37\text{KN}$ (b) Essai3- $F_2=40\text{KN}$

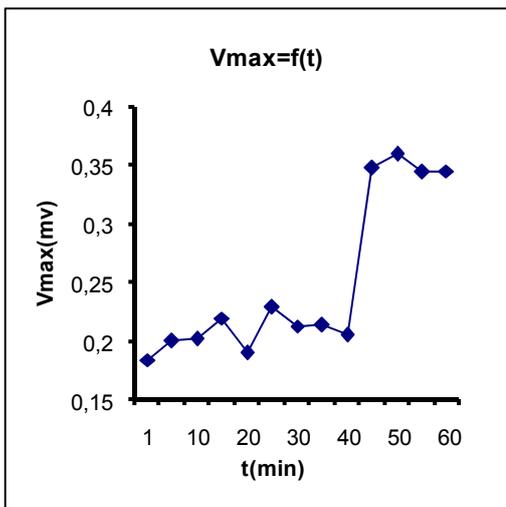


(a)

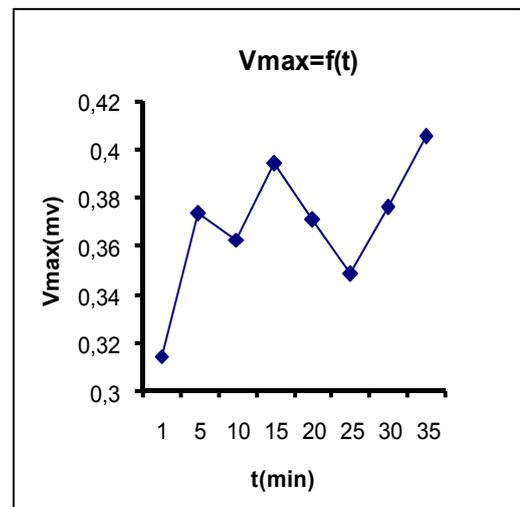


(b)

Figure 5.37. Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation.

(a) Essai3-F₁=37KN (b) Essai3-F₂=40KNLe paramètre de l'enveloppe :

(a)



(b)

Figure 5.38. La valeur maximale de l'enveloppe en fonction du temps de

(a) Essai3-F₁=37KN (b) Essai3-F₂=40KN

Tableau 5.1 : Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 1 (acier inoxydable)

Temps(min)	1	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_1$	4746	4941	5021	4943	4995	4547	4862	4943	4800	4884	4880	4700	5001

Tableau 5.2 : Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 2 (acier inoxydable)

Temps(min)	1	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_2$	5317	5816	5763	5041	5063	5511	5597	5359	5335	5646	5087	5284	5352

Tableau 5.3 : Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 3 (acier inoxydable)

Temps(min)	1	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_1$	4977	5154	5300	5445	5115	5245	5066	5075	5356	4917	5233	5451	5239
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_2$	5471	5046	5318	5122	5384	5457	5339	5143	5312	5213	5378	4929	5188

Tableau 5.4 : Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai1 (acier ordinaire)

Temps(min)	1	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_1$	4564	4694	4735	4088	4719	5965	4925	4801	5362	3662	5147	4415	5463

Tableau 5.5 : Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai2 (acier ordinaire)

Temps(min)	1	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_2$	4791	4791	5457	5231	4282	7012	5397	3969	2508	4432	1552	6405	6405

Tableau 5.6 : Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 3 (acier ordinaire)

Temps(min)	1	5	10	15	20	25	30	35	40	45	50	55	60
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_1$	3586	4328	5153	2867	4237	4659	4787	5861	4549	8926	8751	8694	8583
Position de $V_{\max}(\text{ms})F_2$	8361	8320	8297	8288	8247	8319	8083	7981	/	/	/	/	/

CONCLUSION

L'évaluation non destructive par les méthodes magnétiques comme axe de recherche est très utilisée ses dernières années. La recherche et l'investigation dans ce domaine étant très compétitives, la technique de contrôle par courants de Foucault (CF), le bruit de Barkhausen (BN) et par le cycle d'hystérésis tient par sa sensibilité une place importante qui la sollicite pour résoudre des problèmes complexes dans l'industrie et l'aérospatiale en particulier. La simplicité de ces techniques et les divers avantages qu'elles offrent dans la détermination des propriétés intrinsèques des matériaux permettent l'évaluation du matériau.

Le contrôle par CF est une technique électromagnétique, le succès et l'optimisation de ce contrôle par cette technique passent nécessairement par la réalisation du capteur approprié.

Nous avons réalisés des sondes par CF sur support ferritique, les résultats obtenus sont satisfaisants aux vues des différents diagrammes obtenus sur les nuances contrôles.

La chaine de contrôle par BN et l'acquisition du cycle d'hystérésis a été réalisée au sein du CSC. Les résultats obtenus par cette chaine sont satisfaisants.

L'étude des contraintes résiduelles par les méthodes non destructives offre la possibilité de suivre l'évolution du matériau soumis à la sollicitation, d'analyser le processus de fatigue et de prévoir sa durée de vie à l'avenir en temps réel.

Les résultats obtenus pour l'évaluation des matériaux soumis aux contraintes de traction en fonction du temps de charge montrent que les mesures réalisés par CF sur l'aluminium confirme l'apparition de mouvement microstructurale du à la contrainte. En effet, nous remarquons des oscillations au niveau de l'impédance, de plus les résultats des mesures obtenus montrent des

variations d'amplitude. La circulation des CF dans le matériau testé, nous informe sur l'état microstructurale de l'échantillon.

Ces résultats par CF, BN et par cycle d'hystérésis confirment que les oscillations obtenus par CND sont dus aux contraintes en temps réel. Cela est causé par la contrainte de traction. Le champ coercitif H_c , l'induction de rémanence B_r , et le coude de saturation B_s déterminent l'état microstructurale si non cristallographique qui existe au niveau du matériau sollicité en temps réel.

La vérification des résultats obtenus par CND a été confirmée par diffraction X. cette comparaison a été étudiée uniquement pour l'acier inoxydable.

De la même manière qu'en CND la diffraction X montre des fluctuations au niveau des pics d'amplitudes.

Le résultat le plus important à retenir est le décalage de pic obtenu par diffraction X ou par BN en fonction de la charge. De plus ce décalage est obtenu en fonction du temps de charge ce qui prouve que les échantillons sont soumis aux contraintes. Cette dernière constatation n'a pu être confirmée par diffraction X par manque de moyen matériel.

Cette conclusion est importante dans le sens où les méthodes de CND pourraient à l'avenir remplacer cette méthode destructive qui demande des moyens matériels très élevés, en plus de l'arrêt de l'installation.

D'une manière générale les résultats obtenus par le E24 sont confirmés. En effet, on obtient les mêmes évolutions des résultats, néanmoins, comme le E24 est un matériau dur et plus ferromagnétique, nous remarquons, à travers l'étude du BN, décalage plus important de la position du pic principale. Cela s'explique par des contraintes résiduelles plus importantes et par une agitation microstructurale plus difficile due à la présence du carbone. La présence du carbone freine le mouvement des parois des domaines magnétiques.

Ce travail nous a permis de déterminer les contraintes résiduelles que subit un matériau par des procédés non destructives. Néanmoins plusieurs travaux restent à analyser.

Perspectives futures :

Comme perspectives, nous suggérons à l'avenir de :

- Analyser les échantillons par diffraction X pour chaque temps.
- Analyser d'autres nuances.
- Appliquer d'autres types de contraintes pour optimiser cette recherche.

Il serait intéressant d'acquérir des équipements plus sensibles, en particulier en ce qui concerne le tracé du cycle d'hystérésis.

APPENDICE A

LISTE DES SYMBOLES ET DES ABREVIATIONS

M	: L'aimantation magnétique
H	: Le champ d'excitation magnétique
χ	: La susceptibilité magnétique
B	: L'induction magnétique
μ_0	: La perméabilité à vide
μ_r	: La perméabilité relative
E_{ech}	: L'énergie d'échange
J	: L'intégrale d'échange
S_i	: Le spin d'atome i
S_j	: Le spin d'atome j
φ	: L'angle entre deux spins
S	: Nombre quantique de spins.
N	: Nombre d'atome
K_1	: Constante d'anisotropie
K_2	: Constante d'anisotropie
λ	: Coefficient de déformation
ΔL	: Variation de la longueur dans la direction de magnétisation
E_{el}	: L'énergie élastique
C_{11}	: Module de traction
C_{12}	: Module de cisaillement
C_{44}	: Module de cisaillement
E_{mel}	: L'énergie magnétoélastique
α_1	: Cosinus directeur de l'aimantation
α_2	: Cosinus directeur de l'aimantation
α_3	: Cosinus directeur de l'aimantation
B_1	: Constante
B_2	: Constante
B_3	: Constante
E_{melt}	: L'énergie magnétoélastique totale
ε_{ij}	: La déformation correspondant à l'énergie magnétoélastique des atomes i et j
H_{ef}	: Le champ effectif
H_a	: Champ magnétique appliqué
H_d	: Champ démagnétisant
N_1	: Facteur démagnétisant
E_m	: L'énergie magnétostatique
γ	: L'énergie superficielle
K	: Coefficient d'anisotropie
a	: Paramètre de la maille
c	: Paramètre de la maille
I	: L'intensité des courants de Foucault
δ	: Le profondeur de pénétration standard

j_0	: Densité du courant de surface
j_x	: Densité du courant a profondeur x
w	: La pulsation
β	: Le Déphasage des courants de Foucault
Z	: L'impédance
R	: La partie active de l'impédance
L	: La partie réactive de l'impédance
B_r	: L'induction rémanente
H_c	: Le champ coercitif
B_s	: L'induction à coude de saturation
ρ	: la résistivité
H_m	: valeur du champ correspondant au maximum du pic ;
A_m	: Amplitude du pic
S_{en}	: Surface sous la courbe
L_m	: Largeur à mi-hauteur
λ_s	: Coefficient de magnétostriction à saturation
H_σ	: Le champ fictif
BMM	: Le bruit magnétomécanique
λ_x	: La longueur d'onde des rayons X
d_{hkl}	: La distance interréticulaire d'une famille de plan (hkl)
θ	: L'angle d'incidence
d_0	: La distance interréticulaire
$\Delta 2\theta$: La variation de position du pic
$\Delta 2\theta_0$: La variation de position du pic de référence
ϵ_x	: La déformation de la maille
A_x	: L'allongement rémanent
F	: la charge unitaire appliqué
S_0	: La section initiale
L_0	: La longueur initiale entre les repères
L_u	: La longueur entre repères après rupture de l'éprouvette
A	: L'allongement rémanent de la longueur entre repères après rupture
C_s	: Le coefficient de striction
Z_u	: L'allongement de striction
C_{su}	: Le coefficient de striction a la rupture
R_m	: La résistance a la traction
R_e	: La limite d'élasticité d'écoulement
R_{eH}	: La limite supérieure d'écoulement
R_{eL}	: La limite inférieure d'écoulement
R_r	: La limite d'allongement rémanent
R_p	: La limite conventionnelle d'élasticité
$R_{p0,2}$: La limite conventionnelle d'élasticité correspond un allongement non proportionnel égal à 0.2%
A_{02}	: L'allongement rationnel
ϵ	: Déformation naturelle
A_R	: L'allongement répartis
Z_R	: La section relie à l'allongement répartis
σ	: La contrainte mécanique
σ^I	: La contrainte résiduelle d'ordre I
σ^{II}	: La contrainte résiduelle d'ordre II
σ^{III}	: La contrainte résiduelle d'ordre III

BN : Le bruit de Barkhausen
L_c : La longueur calibrée
L_t : La longueur total

REFERENCES

1. ZERGOUG,M. « Caractérisation des matériaux par les méthodes non destructif ». Thèse : université U.S.T.H. B ,2004.
2. Michael F.ASHBY and David R.H JONES . «Engineering Materials 1, An Introduction of their properties and Applications » 2^{ème} edition 1996.
3. Technique d'ingénieur, « Aciers inoxydables critères de choix et structure » M 4 540.
4. KITTEL,C. « Physique de l'état solide », 5^{ème} édition, Paris : Bordas, 1983.
5. HERPIN, A. « Théorie du magnétisme », Paris : INSTN-PUF,1968.
6. WEISS,P. « L'hypothèse du champ moléculaire et la propriété ferromagnétique ». J, de physique, 1907, vol 6, p 661-690.
7. HONDA ,M,KAYA,S. « Magnetisation single crystals of iron ». Sciences Reports. Tohoko Imp. Univ , 1926, vol.15, p 721-753.
8. NEEL,L. « Bases d'une nouvelle théorie générale d'un champ coercitif », Ann Univ. Grenoble, Sect. Sciences mathématiques et physique, 1949,vol.22 pp 299- 343.
9. SARETE,J. « Etude de la fatigue d'un acier bas carbone. Caractérisation de la microstructure et de l'endommagement, corrélation avec le bruit Barkhausen, les paramètres magnétiques et mécaniques. Influence des contraintes internes » . Thèse : INSA Lyon, 1997.
10. LAMONTANARA,J. Etude de l'influence de la microstructure du fer pur et d'alliages binaires fer pur-carbone sur le bruit ferromagnétique. Thèse : INSA Lyon, 1994.
11. SAQUETE, O. « Caractérisation des aciers par bruit Barkhausen (interaction microstructures cristalline/microstructure magnétique). Optimisation de la mise en œuvre pour un développement industriel. Application au contrôle des traitements superficiels ». Thèse : INSA Lyon, 1997.
12. KITTEL,O. « Physical of ferromagnetic domains ». Reviews of moderns physics, 1949, vol.21, p.541-583.
13. UTRA,D. ,NAMKUNG,M. « Uniaxiale stress effects on the low field magnetoacoustic interaction in low and medium carbon steels», Review of

- progress in quantitative Non Destructive Evaluation, 1987, Vol 2, p 1585-1592.
14. LAMONTANARA, J. « Monitoring fatigue Damage in industrial steel by Barkhausen noise », 5 th International Symposium on Non destructive characterization of Materials, Karwzawa, Japan , 27-30 mai 1991, p 603-614.
 15. DEGAUQUE,J. « Contribution à l'étude du frottement intérieur d'origine magnétique du fer haute pureté ». Thèse : Université P. Sabatien de Toulouse, 1997.
 16. DEGAUQUE,J. « Introduction to the damping effects due to magnetic, electronic properties and to phonons interactions », Journal de Physique C5 supplément n°10, 1981, vol-42, p607-613.
 17. GUOFU'AN. « L'influence de la microstructure sur des propriétés mécaniques et des contraintes internes d'un alliage intermétallique biphasé à base de TiAl ».Thèse : Paris,2001.
 18. Technique d'ingénieur, « Essai mécanique des métaux, Détermination des lois de comportement » M120.
 19. SOULTAN. « Approche du bruit magnétomécanique, application au suivi de la fatigue en flexion rotative ». Thèse Lyon 2002.
 20. SARET ,J.,CHICOIS,J. « Barkhausen noise from plain carbon steels : analysis of the influence of microstructure », Materials Sciences and Engineering, 1999,Vol A 269,p.72-82.
 21. AUGUSTYNIAKS,B. « magnetomechanical damping evaluation mechanical Barkhausen effect », Materials Science Torum, 1993, Vol 119-121, p.559-564.
 22. SHIN, D.W., « Contribution à l'étude d'effets magnétomécaniques des matériaux magnétostrictifs: Fe, Ni, Fe-Si et permondur », Thèse : INSA Toulouse, 1999.
 23. AUGOSTYNIAK, B. « Comportement magnétomécanique des matériaux modèles ferromagnétiques » , Programme Tempra, Rapport de stage, INSA de Lyon, GEMPPM,1994.
 24. AUGUSTYNIAK,B. « Direct detection of magnetomechanical hysteresis by mechanical Barkhausen effect », Proc of the International conference on condensed Matter phys et App13-16 april 1992,Barhain, p 237-242.
 25. BIRCHAK, J.R., SMITH,G.W., « Magnetomechanical damping and magnetic properties of iron alloys », J.Appl Phys.,1972, Vol 43,p.1238-1246.
 26. ZERGOUG,M. « Relation between mechanical microhardness and impedance variations in eddy current testing »,NDT&E Internationl, Ed Elsevier, Vol 37 ,2004 pp 65-72.

27. GALLE. E. « Caractérisation expérimentale et simulation numérique des procédés d'emboutissage profond: application aux aciers inoxydables austénitiques ». Thèse .université de BRETAGNE –SUD 2005.
28. M. Lindgren, T. Lepisto. « Relation between residual stress and Barkhausen noise in a duplex steel », Institute of Materials Science, Tampere University Technology, 2002.