

UNIVERSITE DE SAAD DAHLED DE BLIDA

Faculté des Sciences de l'Ingénieur
Département d'Aéronautique

PROJET DE FIN D'ETUDES

OPTION : PROPULSION

THEME

*Détermination des contraintes par les méthodes de
C.N.D dans les matériaux*

Proposé et dirigé par :
O. ZERGOUG /G OUSSAID

Etudié par
TOUIMER Amina.

Promotion Juin 2007

Remerciements :

Je rends grâce à Dieu de m'avoir donné le courage et la volonté de réaliser ce modeste travail.

Je tiens à remercier, tout particulièrement mon encadreur, Mr O. Zergoug pour son aide, sa disponibilité, ses encouragements et ses précieux conseils.

Je remercie aussi le directeur du Centre de Soudure et Control le professeur M. Yahi, ainsi que toute l'équipe de Mr Zergoug, particulièrement Mme Kamel.

Je tiens aussi à remercier :

Mr Saidoune, technicien de laboratoire au département d'aéronautique et Mr Rachid, technicien de laboratoire au département de chimie industrielle, pour leur précieuse aide.

Ma reconnaissance s'adresse à mes professeurs qui m'en ont suivi au cours de ces trois années d'étude au département d'aéronautique, Université de Blida.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail qui marque la fin d'une période très enrichissante à la mémoire de mon oncle adoré « Rachid » à qui je dois beaucoup, que Dieu tout Puissant lui accorde sa sainte miséricorde et l'accueille dans son vaste Paradis.

Je le dédie à mes très chers parents, qui m'ont tout donné, et qui m'ont toujours soutenu et poussé à aller toujours plus loin, pour tout cela je leur témoigne toute ma gratitude.

Je n'oublie pas mes chers frères Mohammed et Mehrez, leur présence me motive et m'apporte joie et bonne humeur.

À ma grande famille.

À ma cousine Sihem et mes amis Amel, Chahra, Kadjer, Nassima, Neila (mon binôme) Siham et Farid.

À toutes ces personnes je tiens à témoigner ma reconnaissance et mon affection.

LISTE DES ILLUSTRATIONS GRAPHIQUES

Figure I.1	-Micrographie acier martensitique	5
T91.....		7
Figure I.2	-Structures cristallines de l'austénite et de la martensite dans les aciers.....	11
Figure I.3	-Perméabilité relative $\mu_r = 1 + \chi$ en fonction de B pour trois matériaux courants.....	11
Figure I.4	-Illustration des comportements magnétiques.....	13
Figure I.5	-Le moment magnétique élémentaire au niveau atomique.....	13
Figure I.6	-Type de magnétisme (cas du fer).....	13
Figure I.7	-Distorsion de la maille cubique dans le fer.....	11
Figure I.8	-Exemples de configurations résultant des compromis de différentes énergies.....	13
Figure I.9	-Domaines magnétiques (domaine de Weiss).....	14
Figure I.10	-Changement d'orientation des dipôles magnétiques à travers les parois de Bloch.....	15
Figure I.11	-Modèle à quatre domaines.....	16
Figure I.1	-Chaîne de mesure par Courants de Foucault.....	17
Figure II.2	-Représentation graphique de la variation de la partie réactive en fonction de la partie active.....	28
Figure II.3	-Courant de Foucault induit dans un matériau.....	19
Figure II.4	-La profondeur de pénétration des courants de Foucault.....	20
Figure II.5	-Diagramme d'impédance normalisé.....	21
Figure II.6	-Décomposition de la courbe de première aimantation.....	22
Figure II.7	-Courbes de première aimantation de matériaux courants.....	22
Figure II.8	-Courbe d'hystérésis.....	23
Figure II.9	-Cycles de d'hystérésis de quelques matériaux ferromagnétiques.....	24
Figure II.10	-Cycles d'hystérésis du même matériau pour différentes amplitudes de l'induction.....	25
Figure II.11	-Cycles d'hystérésis pour un matériau dur et un matériau doux.....	27
		28
		29
		29
		30
		30
		30
		30
		32
		33

Figure II.12	-Montage de G .H. Barkhausen.....	
Figure II.13	-Schéma d'appareil complet Barkhausen.....	
Figure II.14	-Modélisation de la magnétostriction.....	
Figure II.15	-Modélisation de l'effet de contraintes de traction et de compression sur la microstructure magnétique.....	
Figure II.16	-Caractérisation de la plastification.....	
Figure II.17	-Explication qualitative de la sensibilité à la contrainte.....	
Figure II.18	-Schéma de la mesure du bruit magnéto-mécanique.....	
Figure II.19	-Cycle du bruit magnéto-mécanique en fonction de la contrainte appliquée et configurations magnétiques associé	
Figure II.20	-Interférences des ondes diffusées - phénomène de diffraction.....	
Figure II.21	-Diffusion élastique : les photons X rebondissent en gardant la même énergie.....	
Figure II.22	-Diffusion élastique : modèle du dipôle vibrant.....	
Figure II.23	-Loi de Bragg donnant les directions où les interférences sont constructives.....	
Figure II.24	-Loi de Bragg donnant les directions où les interférences sont destructives.....	
Figure II.25	-Définition des angles dans le montage de Bragg-	33
Brentano.....		34
Figure II.26	-Goniomètre de la marque Bruker-AXS, type D8.....	34
Figure II.27	-Ecart sur la position du pic dû à une contrainte.....	35
Figure II.28	-Montage chi : inclinaison latérale, ce ne sont pas les mêmes cristallites qui diffractent.....	35 36
Figure II.29	-Berceau d'Euler ou montage 4 cercles.....	37
Figure II.30	-Montage Oméga.....	37
Figure II.31	-La composante normale de la déformation.....	38
Figure II.30	-Variation des contraintes résiduelles (en MPa) mesurées autour de la circonférence d'un tube courbé.....	39 39
Figure III.1	-Exemple de machine et éprouvette de traction en alliage d'aluminium.....	43
Figure III.2	-Courbe de traction d'un matériau ductile présentant un décrochement.....	44
Figure III.3	-Désignation et symboles se rapportant aux courbes de tractions.....	
Figure III.4	-Représentation schématique de déformations qui sont à l'origine des contraintes résiduelles d'ordre 3.....	44
Figure III.5	-Ordre des contraintes dans un polycristal.....	45
Figure III.6	-Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les différents états du matériau.....	47
Figure III.7	-Relaxation mécanique par déformation plastique uniaxiale des contraintes résiduelles de grenailage.....	48 48
Figure IV.1	-Dimensions de l'éprouvette.....	49
Figure IV.2	-Courbe moyenne de traction uniaxiale ; (L'acier inoxydable).....	50
		52

Figure IV.3	-Courbe moyenne de traction uniaxiale (L'acier ordinaire).....	
Figure IV.4	-Courbe moyenne de traction uniaxiale (l'aluminium).....	
Figure IV.5	-Principe du système de mesure (Traction et courants de Foucault).....	
Figure IV.6	-Système de mesure du Bruit de Barkhausen.....	
Figure IV.7	-Schéma montrant l'échantillon prélevé après sollicitation.....	
Figure V.1	-L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- F1= 26KN (b)Essai2-F2=27,5KN.....	
Figure V.2	-(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-F1=26KN).....	
Figure V.3	-(a) Amplitude de la FFT en fonction du temps de la sollicitation (b) Nombre des pics>50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai2- F2=27,5KN).....	
Figure V.4	-L'amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3-F1=26KN (b) Essai3-F2=27,5KN.....	
Figure V.5	-Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation (a)Essai3-F1=26KN (b) Essai3-F2=27,5KN.....	
Figure V.6	-L'enveloppe à deux temps.....	
Figure V.7	-L'enveloppe à deux temps de charge rouge : t1 = 5min et vert : t2 = 20min Essai3-F1=26KN (b) Essai3-F2=27,5KN.....	
Figure V.8	-Cycle d'hystérésis à trois temps t1= 1min, t2= 10, t3=25min.....	
Figure V.9	-Mesure de l'intensité en fonction de l'angle 2 déviation.....	
Figure V.10	-Position de la raie dans l'acier inoxydable en fonction des charges.....	60

Liste des tableaux

		5
Tableau I.1	- Classification des aciers inoxydables martensitiques.....	10
Tableau II.2	-Susceptibilité de différents matériaux à température ambiante	46
Tableau IV.1.a	-Composition chimique des aciers utilisés.....	46
Tableau IV.1.b	-Composition chimique de l'alliage d'aluminium utilisé.....	61
Tableau V.1	-Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 1 (acier inoxydable).....	61
Tableau V.2	-Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 2 (acier inoxydable)	61
Tableau V.3	-Position de la valeur maximale de l'enveloppe essai 3 (acier inoxydable).....	63
Tableaux V.4	-Valeurs moyennes des duretés (Hv) obtenues.....	

Sommaire

Introduction générale	1
Résumé	
Chapitre I : Les Matériaux	
I.1 -Généralités sur les aciers.	4
I.1.1 -Composition chimique et microstructures	4
I.1.2 -Les aciers inoxydables	5
I.1.2.1 -Aciers inoxydables ferritiques	4
I.1.2.2 -Aciers inoxydables martensitiques	5
I.1.3 -Aciers inoxydables austénitiques	5
I.1.3 -Influence des éléments d'alliage sur les propriétés de l'acier	6
I.1.4 -Cristallographie de la transformation martensitique dans les aciers	6
I.2 - L'aluminium et ses alliages	7
I.2.1 -Principales caractéristiques de l'aluminium	7
I.2.2 - Alliages d'aluminium	8
I.2 -Propriétés Magnétiques des Matériaux	9
Introduction	9
I.2.1 Relation entre l'induction magnétique B et le champ d'excitation H	9
I.2.2 -Classification des matériaux d'un point de vue magnétique	9
I.2.2.1 Matériaux paramagnétiques	9
I.2.2.2 -Matériaux diamagnétiques	10
I.2.2.3 -Matériaux ferromagnétiques	10
I.2.2 -Polarisation et classification des matériaux ferromagnétiques	11
I.2.2.1 -A l'échelle atomique	11
I.2.2.2 -A l'échelle cristalline	12
I.2.2.3 -A l'échelle du grain	12
I.2.2.4 -Modèle des quatre domaines	13
Chapitre II : Le Control Non Destructif	14
Introduction 3	14
II.1 -Les Courants de Foucault	14
Introduction	14

II.1.1 –Définition	14
II.1.2 –Répartition des Courants de Foucault	15
II.1.3 –Diagramme d’impédance.	17
II.2 - Le Contrôle non Destructif par le Bruit Barkhausen	19
Introduction	19
II.2.1 -Processus de polarisation	19
II.2.1.1 -Courbe de première aimantation	19
II.2.1.2 -Cycle d’hystérésis	20
II.2.1.3 -Classification des matériaux ferromagnétiques	22
II.2.2 -Le Bruit Barkhausen	22
II.2.2.1 -Qu’est ce que le bruit Barkhausen	22
A -Du cycle d’hystérésis au Bruit Barkhausen	22
B -Relation entre Bruit Barkhausen, microstructure et contraintes une question d’énergie	24
II.2.2.2 -Que mesure-t-on par Bruit Barkhausen ?	25
A -Sensibilité à une sollicitation mécanique : effet de contraintes	25
B -Dualité : sensibilité à la microstructure et / ou aux contraintes	26
II.2.3 -Bruit magnétomécanique	28
II.3 -Diffraction des Rayons X	30
Introduction	30
II.3.1 -Diffusion des rayons X	30
II.3.2 -Loi de Bragg	32
II.3.3 -Principe de base de la mesure – Méthode des poudres	32
II.3.4 -Diffractomètre de Bragg_Brentano	33
II.3.5 -Mesure des contraintes	34
II.3.6 -Exemple : Mesure non destructive des contraintes résiduelles	36
II.3.6.1 -Cartographie des contraintes affleurantes	36
II.3.6.3 -Exemple d’Applications	37
Chapitre III : Le comportement mécanique	38
III.1 –Traction simple	38
Introduction	38
III.1.1 -Définition	38
III.1.2 -Principe de l’essai de traction	38
III.1.3 -Courbe de traction	38
III.2 -Contraintes subies pendant la fabrication et l’utilisation	41
Introduction	41
III.2.1 -Contraintes internes	41
III.2.1.1 -Types de contraintes internes	41
III.2.1.2 -Relaxation des contraintes	42
III.2.2 -Les contraintes résiduelles	42
III.2.2.1 -Définition des contraintes résiduelles	42
III.2.2.2 -Différents ordres de contraintes	42
III.2.2.3 -Origine des contraintes résiduelles	44

III.2.2.4 -Relaxation d'origine mécanique par déformation plastique	
Chapitre IV : Procédures Expérimentales	46
Introduction	46
IV.1 -Matériaux utilisés	46
IV.2 -Les essais de traction	47
IV.3 -Acquisition par courant de Foucault	49
IV.4 -Acquisition par bruit Barkhausen	50
IV.5 -La procédure expérimentale d'analyse par diffraction des rayons X	51
IV.6 -Méthodes d'examen métallographiques - Examen par microscopie optique	52
IV.6.1 -but de l'examen	52
IV.6.2 -Préparation micrographique de l'échantillon	52
IV.7 -Mesures de microdureté	53
Chapitre V : Résultats et Interprétations	54
Introduction	54
V.1 -Le contrôle non destructif	54
V.1.1 -Résultats du contrôle par Courant de Foucault et Bruit Barkhausen	54
V.1.2 -Le cycle d'hystérésis	58
V.1.3 -La diffraction par Rayons X	59
V.2 -Méthodes de contrôle destructives	62
V.2.1 -La micrographie	62
V.2.2 -Mesures de microdureté	62
CONCLUSION	64

INTRODUCTION

La détérioration des pièces pendant la fabrication ou l'utilisation est une problématique majeure dans le monde de l'Industrie, en particulier l'Industrie de l'Aéronautique. Ces problèmes ne sont jusqu'à nos jours, pas complètement résolus. L'acier et les alliages d'aluminium sont parmi les matériaux les plus utilisés dans la plupart des structures industrielles en raison de leurs caractéristiques mécaniques et physico-chimiques, mais qui malheureusement vu leur grande réactivité avec les contraintes externes appliquées et le milieu extérieur (attaque corrosive), se détériorent rapidement. L'utilisation de ces matériaux est surtout dictée par des raisons économiques.

Il est donc primordial de contrôler ces pièces pendant leur usinage et leur fabrication afin de déterminer ces détériorations. Pour cela, différentes méthodes existent : les méthodes destructives (qui sont fiables mais pas rentables sauf en cas d'expérimentation), et les méthodes non destructives (qui au contraire sont très rentables et d'une certaine fiabilité).

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

Les propriétés électromagnétiques des aciers et des alliages d'aluminium dépendent de leurs compositions, de leurs microstructures et des contraintes appliquées. Il est donc possible d'utiliser les paramètres électriques et magnétiques des aciers et aluminium pour évaluer leurs microstructures.

Ces sollicitations sont évaluées par les méthodes des courants de Foucault (C.F.), le bruit de Barkhausen (B.N.) et le cycle d'hystérésis qui sont des techniques récentes et très utilisées dans ce domaine. 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.

Très peu d'études ont été menées dans ce sens, le présent travail constitue une première approche pour mieux connaître le phénomène magnétomécanique, ses origines, ses possibilités et ses limites.

Notre travail a pour objectif de développer les techniques 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 ce mémoire en 5 chapitres essentiels.

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

Le deuxième chapitre sera consacré à l'étude bibliographique sur les matériaux en particulier l'acier (inoxydable et ordinaire) et les alliages d'aluminium, l'état métallurgique et magnétique de ces matériaux y est aussi décrit.

Dans un troisième chapitre, nous décrirons d'une manière explicite les différents phénomènes physiques régissant la contrainte uniaxiale (1 traction simple) et les différentes contraintes résiduelles et internes 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. Les représentations micrographiques de nos échantillons et les résultats des essais de dureté y seront aussi citées.

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

Résumé

Ce travail étudie les contraintes internes de tractions subies par un matériau, par les méthodes non destructives. Il s'agit de soumettre des échantillons, en l'occurrence l'acier E24, l'acier inoxydable Z15 CN16-02, et l'alliage d'aluminium 2024, qui sont des aciers très utilisés dans l'industrie de l'aéronautique, à des sollicitations de tractions et de procéder à des contrôles non destructifs des zones critiques.

Les méthodes de contrôles utilisées sont les Courant de Foucault, le Bruit Barkhausen, le Cycle d'hystérésis et la diffraction par Rayons X.

Les représentations micrographiques de nos matériaux et les résultats des essais de dureté y seront aussi citées. Un traitement des résultats obtenues par ces méthodes permet de conclure sur l'état structural du matériau.

Chapitre I : Les Matériaux

I.1 -Généralités sur les aciers [9] [11]

I.1.1 -Composition chimique et microstructure

On appelle acier un alliage fer-carbone qui contient une teneur en carbone inférieure à 2% en masse. Les atomes de carbone, en se plaçant dans les sites interstitiels de la maille de Fer, permettent d'en augmenter les caractéristiques mécaniques. D'autres éléments d'alliages peuvent être ajoutés en vue d'améliorer les caractéristiques chimiques, physiques, mécaniques des aciers. Le chrome est ainsi souvent utilisé pour augmenter la résistance à la corrosion. Si la teneur en Cr dans l'acier est supérieure à 12% en masse dans la composition chimique, l'acier est défini comme inoxydable. Contrairement à ce que la signification étymologique pourrait laisser penser, un acier inoxydable n'est pas un acier qui ne s'oxyde pas. Au contraire, sa résistance à la corrosion provient de sa facilité à produire un oxyde de chrome complexe qui va constituer une couche passive. Pour les aciers inoxydables, la couche passive est :

- **Formée d'un oxyde stable.** Il est imperméable à l'eau et à l'air humide et forme en surface une couche protectrice qui « isole » l'acier du milieu environnant.
- **Capable de se reformer.** Au contraire d'autres méthodes de protections (peinture, galvanisation...) qui isolent également l'acier du milieu environnant (le protégeant donc de la corrosion), la couche passive a la capacité de se reformer¹ en cas d'incident sur le matériau (éraflure, découpe, choc, déformation ...) ce que ne peut pas faire une couche de protection exogène.

I.1.2 -Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel et dans une moindre mesure, le molybdène. Ces aciers peuvent se trouver dans différents états structuraux liés aux transformations allotropiques du fer.

Ainsi, les aciers inoxydables peuvent comporter une ou plusieurs phases à température ambiante, et ce en fonction des éléments d'alliages ainsi que de leur teneur. Il existe cependant, plusieurs familles d'aciers inoxydables. Les plus utilisées sont citées ci-dessous.

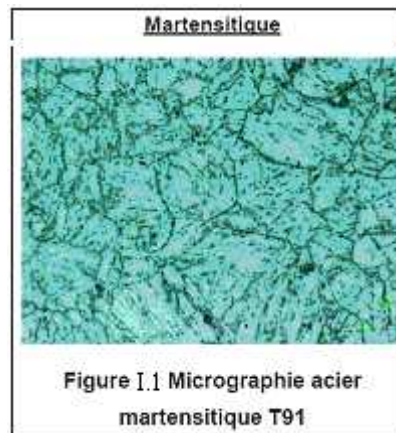
I.1.2.1 -Aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par le fait que leur structure cristalline est ferritique (de transformation \rightarrow). Le principal élément d'alliage est le chrome. Aux faibles pourcentages de chrome, ces aciers présentent une bonne résistance à la corrosion pour un coût de fabrication faible.

Pour améliorer la résistance mécanique, l'addition de nickel dans l'alliage est privilégiée à l'addition de carbone. Le nickel, de structure CFC, favorise la formation d'une solution solide austénitique CFC () aux dépens de la structure CC ().

I.1.2.2 -Aciers inoxydables martensitiques

Les structures entièrement martensitiques sont obtenues par trempe ; les atomes de carbone n'ont pas le temps de diffuser et restent piégés dans la nouvelle structure CC déformée (structure Quadratique Centrée). La martensite confère à ces nuances une limite d'élasticité, une résistance à la rupture et une dureté très élevées. Comme pour tous les aciers non ou faiblement alliés, le carbone joue un rôle essentiel. Pour les aciers inoxydables, la teneur maximale en carbone est de 1,2 %. La teneur en chrome est comprise entre 11,5 et 18 %, ils peuvent contenir jusqu'à 6 % de nickel et jusqu'à 1,5 % de molybdène. Ils présentent de très bonnes caractéristiques mécaniques avec une limite d'élasticité $R_{p0,2}$ qui dépasse 1000 MPa et une résistance à la rupture R_m supérieure à 1200 MPa à température ambiante, mais leur allongement à rupture dépasse rarement 10%.



Suivant leur composition chimique, ils sont divisés en quatre groupes

Tableau I.1 - Classification des aciers inoxydables martensitiques

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

4	0,22	12,0 à 18,0	1,5 à 6,0	1,50
---	------	-------------	-----------	------

Les nuances du groupe 1 sont les moins chargées en carbone. Leur teneur en chrome est limitée à 13,5 %

Les nuances du groupe 2 se caractérisent par une augmentation des teneurs en chrome et en carbone. Cette situation se traduit à la fois par une augmentation de la résistance à la corrosion (effet « chrome ») et de la dureté (effet « carbone »).

Les nuances du groupe 3 permettent d'obtenir les duretés les plus élevées, mais ceci est obtenu au détriment de leur ductilité. Elles sont plus difficiles à élaborer et leur traitement thermique doit faire l'objet de procédures strictement respectées.

Les nuances du groupe 4 En plus des additions de nickel, ils peuvent contenir du molybdène pour en améliorer la résistance à la corrosion par piqûres. Le maintien d'une teneur en carbone à un niveau inférieur à 0,22 % et l'addition de nickel jusqu'à 6 % confèrent à ces aciers une bonne ductilité.

I.1.2.3 -Aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques ont une structure cristallographique de type CFC ce qui leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles sur un très large domaine de température. A température ambiante, ces aciers présentent un bon compromis entre résistance mécanique et allongement.

I.1.3 -Influence des éléments d'alliage sur les propriétés de l'acier

Suivant le type d'application visée ainsi que les conditions de mise en œuvre, de nombreux alliages répondant à des utilisations plus spécifiques ont été développés en se basant sur l'influence isolée ou combinée des éléments d'alliage sur les propriétés de l'acier. Nous passerons successivement en revue, le rôle des principaux éléments d'addition.

- **Le chrome**, élément de base de tous les aciers inoxydables, augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique) et la résistance à l'oxydation à chaud.
- **Le nickel**, stabilise l'austénite aussi bien à température ambiante qu'aux températures très basses. Il favorise ainsi la mise en œuvre par déformation plastique.
- **Le manganèse**, renforçant la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).
- **Le carbone**, contribue à stabiliser l'austénite lors de déformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome Cr₂₃ C₆ inter granulaires qui diminuent la résistance à la corrosion intergranulaire.

- **L'azote**, contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.
- **Le silicium**, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage.

I.1.4 -Cristallographie de la transformation martensitique dans les aciers

La martensite désigne le produit d'une transformation martensitique. C'est une transformation de phase du premier ordre : les deux phases coexistent et il existe une interface entre l'austénite et la martensite. Elle se manifeste par un changement de structure cristalline qui se produit par un déplacement coordonné des atomes sur quelques distances inter atomiques.

I.1.4.1 -Structures cristallographiques des différentes phases

La forme stable à haute température de l'acier est l'austénite. C'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer de structure CFC

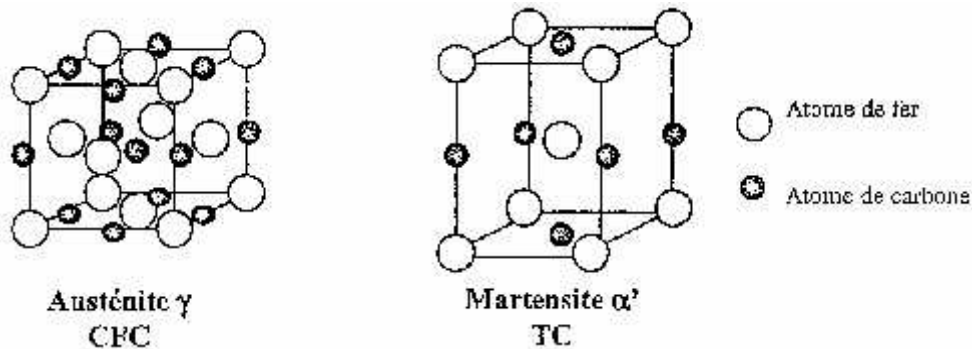


Figure I.2 -Structures cristallines de l'austénite et de la martensite α' dans les aciers

Il existe trois types de structures cristallines de la martensite dans les aciers :

- une structure quadratique centrée (QC) caractéristique de la martensite ,
- une structure hexagonale compacte (HC) caractéristique de la martensite ,
- une structure quadratique à faces centrées (QFC), cette martensite n'a été observée que dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt .

La dureté de la martensite augmente avec la teneur en carbone. Les aciers inoxydables à faible teneur en carbone possèdent des martensites moins dures que celles des aciers à forte teneur en carbone (>1%).

I.1.4.2 -Plasticité de transformation martensitique :

L'une des conséquences importantes de la transformation martensitique dans les aciers est la plasticité de transformation. Une définition générale de celle-ci a été proposée par Mitter : « un accroissement significatif de la plasticité pendant une transformation de phase. Pour une contrainte externe appliquée dont la contrainte équivalente est inférieure à la limite d'élasticité du matériau, une déformation plastique a lieu ». Cette définition exprime que la plasticité est induite par la transformation, Transformation Induced Plasticity.

I.2 -L'aluminium et ses alliages [1] [10]

I.2.1 -Principales caractéristiques de l'aluminium :

➤ La masse volumique de L'aluminium : est de $2700\text{Kg}/\text{m}^3$, on utilise l'aluminium dans le cas où il faut réduire la masse de la structure, c'est le cas des avions par exemple, 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 : les alliages d'aluminium résistent bien à la corrosion, grâce à la couche d'oxyde (Al_2O_3) qui se forme à leur surface.

➤ Conductivité électrique : pour l'aluminium pur, atteint 62% de celle de cuivre, à des caractéristiques électriques égales.

➤ 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 : Module d'élasticité (MPa) : 73000 (moyenne des modules de traction et de compression), Coefficient de Poisson : 0.33, Allongement : 9 %, Limite élastique RP0.2} : 300 MPa, Limite à la rupture Rm : 440 MPa (diamètre entre 50 et 100mm).

➤ Intervalle de fusion : 500-638 °C.

➤ Coefficient de dilatation linéique (0 à 100 °C) (10-6/K) : 22.9.

I.2.2 -Alliages d'aluminium :

Il existe de nombreux alliages d'aluminium, que ce soit corroyé ou de fonderie.

• Les alliages corroyés : sont classés en alliages non rampants des séries 1000,3000 et 5000 ainsi que les alliages à durcissement structural des séries 2000, 6000 et 7000.

Dans notre étude nous avons travaillé avec un alliage de série 2000, qui est l'alliage 2024.

• Série 2000 (aluminium cuivre)

• L'élément d'alliage de la famille 2000 est le cuivre (Cu). Ils obtiennent leurs caractéristiques mécaniques par durcissement structural. Ils sont caractérisés par de bonnes caractéristiques mécaniques notamment à l'état trempé ou revenu. C'est grâce à ces caractéristiques mécaniques qu'ils ont été choisis pour les applications aéronautiques. Ils présentent également de bonnes aptitudes de tenue à chaud et pour le décolletage. En revanche, ils ont une résistance à la corrosion faible en atmosphère corrosive du fait de la présence de cuivre.

• Ces alliages ont de nombreuses applications en aéronautique et en mécanique. En général, ils sont utilisés pour des pièces soumises à des contraintes.

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 %. Le durcissement structural de ces alliages est dû à la précipitation de composés transitoires d' Al_2Cu et CuMgAl_2 . Ces phases leur confèrent d'excellentes propriétés mécaniques. L'addition de silicium et de manganèse, favorise la formation des composés quaternaires.

Par contre, la présence de fer est souvent nuisible. La formation de Cu_2FeAl_7 , contenant le fer, diminue la quantité de cuivre nécessaire au durcissement structural. Cependant, si, en plus du fer, on ajoute du nickel, il y a formation du composé Al_9FeNi , qui confère à l'alliage une bonne tenue mécanique jusqu'à 230°C .

D'autre part, les alliages de la série 2000 font preuve d'une résistance médiocre à la corrosion. A l'état trempé et vieilli, la présence de précipités cathodiques crée une pile par rapport à la matrice. Par ailleurs, ces alliages sont difficilement soudables ; en effet, puisque 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.

I.2 -Propriétés Magnétiques des Matériaux [5] [6]

Introduction

Un matériau est composé d'un ensemble de cristaux, chaque cristal est un 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.

I.2.1 Relation entre l'induction magnétique \vec{B} et le champ d'excitation \vec{H} :

Dans le vide les vecteurs champs d'induction magnétique \vec{B} et champ d'excitation magnétique \vec{H} sont colinéaires puisque liés par la relation $\vec{B} = \mu_0 \vec{H}$ où μ_0 est la perméabilité magnétique du vide (T.m/A).

Remarque : dans l'air, le comportement est similaire. Tandis que dans un milieu magnétique quelconque mais isotrope, ces vecteurs restent colinéaires. Cependant, le coefficient de proportionnalité dépend du matériau.

On définit le **vecteur aimantation** \vec{J} qui indique l'influence du milieu. Champ d'excitation et aimantation se superposent pour exprimer le champ d'induction :

$$\vec{B} = \mu_0 \vec{H} + \mu_0 \vec{J} .$$

Or l'aimantation est proportionnelle au champ d'excitation, si bien que :

$$\vec{J} = \chi \vec{H} \text{ où } \chi \text{ est la } \mathbf{susceptibilité magnétique} \text{ du matériau.}$$

Il en résulte une nouvelle expression liant \vec{B} et \vec{H} :

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

où μ est la **perméabilité absolue** et μ_r la **perméabilité relative** du matériau.

Les matériaux peuvent être classés suivant leur comportement magnétique, c'est à dire suivant la **susceptibilité magnétique** χ .

I.2.2 -Classification des matériaux d'un point de vue magnétique

I.2.2.1 Matériaux paramagnétiques (tableau II.2.A)

La susceptibilité χ est faible (donc $\mu_r \approx 1$), positive et pratiquement constante (variation en $1/T$). Les vecteurs \vec{H} et \vec{J} sont de même sens et l'aimantation disparaît avec le champ d'excitation.

Dans ces matériaux, les moments magnétiques permanents s'alignent sous l'effet d'un champ magnétique. Mais cette orientation ne compense pas l'agitation thermique qui reste prépondérante. En conséquence l'aimantation globale reste faible.

La plupart des gaz, certains métaux et quelques sels font partie de la catégorie des paramagnétiques.

I.2.2.2 Matériaux diamagnétiques (tableau II.2.B)

La susceptibilité χ est faible (donc $\mu_r \approx 1$), négative et pratiquement constante (variation en $1/T$). Les vecteurs \vec{H} et \vec{J} sont de sens contraires et l'aimantation disparaît avec le champ d'excitation.

Dans ce cas, le champ magnétique provoque un mouvement orbital des électrons. Le comportement est alors similaire à une spire créant un courant qui s'oppose au champ : d'où le signe négatif de χ .

Tableau I.2 -Susceptibilité de différents matériaux à température ambiante (sauf * à $T = 1000^\circ\text{C}$).

Tableau A Matériaux paramagnétiques			
Matière	χ	Matière	χ
Na	$8,6 \cdot 10^{-6}$	Pt	$1,2 \cdot 10^{-5}$
Al	$7,7 \cdot 10^{-6}$	U	$3,3 \cdot 10^{-5}$
Mn	$1,2 \cdot 10^{-4}$	CoO	$0,75 \cdot 10^{-3}$
Ta	$1,1 \cdot 10^{-6}$	Fe ₃ C*	$3,7 \cdot 10^{-5}$
W	$3,5 \cdot 10^{-6}$	Fe ₂ *	$2,5 \cdot 10^{-5}$

Tableau B Matériaux diamagnétiques			
Matière	χ	Matière	χ
Si	$-1,2 \cdot 10^{-6}$	Se	$-4,0 \cdot 10^{-6}$
Cu	$-1,08 \cdot 10^{-6}$	Ag	$-2,4 \cdot 10^{-6}$
Zn	$-1,9 \cdot 10^{-6}$	Pb	$-1,4 \cdot 10^{-6}$
Ge	$-1,5 \cdot 10^{-6}$	Al ₂ O ₃	$-3,5 \cdot 10^{-6}$

I.2.2.3 -Matériaux ferromagnétiques

Dans cette catégorie, la susceptibilité χ est élevée ($\mu_r \gg 1$), positive et variable avec l'excitation magnétique. D'autre part au delà de la température de Curie, un matériau ferromagnétique se comporte comme un matériau paramagnétique. Enfin, notons aussi que l'induction magnétique dépend du sens de variation de \vec{H} , ce qui introduit la notion de rémanence et de cycle d'hystérésis.

Exemples de matériaux ferromagnétiques : fer, cobalt, nickel et leurs alliages.

Notons enfin ces matériaux ferromagnétiques particuliers, les ferrimagnétiques (ferrites) ne sont pas conducteurs du courant électrique. Ils sont intéressants car ils ne favorisent pas la création des courants de Foucault. Les pertes se trouvent donc diminuées ce qui les destine à des applications en haute fréquence (selfs radiofréquences, alimentations à découpage, etc.).

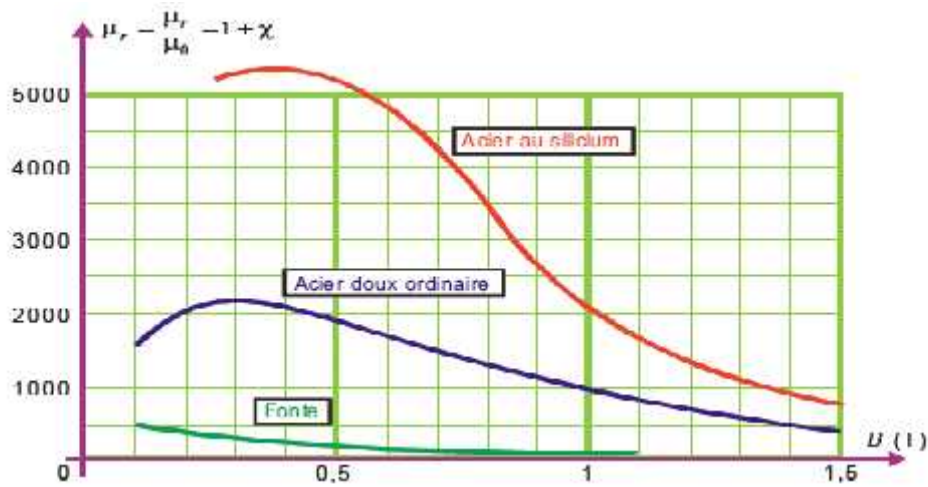


Figure I.3 -Perméabilité relative $\mu_r = 1 + \chi$ en fonction de B pour trois matériaux courants.

Résumé : Les différents comportements magnétiques des trois catégories de matériaux peuvent être illustrés par le graphe de la figure II.4.

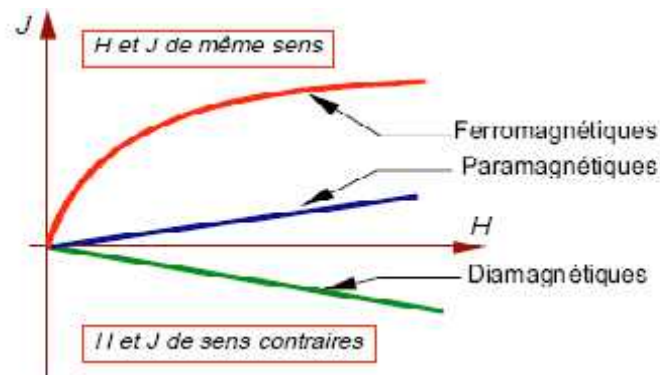


Figure I.4 -Illustration des comportements magnétiques.

I.2.2 -Polarisation et classification des matériaux ferromagnétiques

I.2.2.1 -A l'échelle atomique

Un matériau ferromagnétique se distingue par l'existence d'un fort moment magnétique atomique permanent.

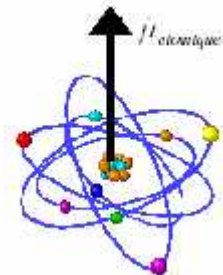


Figure I.5 -Le moment magnétique élémentaire au niveau atomique

Alors que dans les matériaux paramagnétiques les moments magnétiques sont indépendants les uns des autres, il existe une très forte interaction entre moments magnétiques d'atomes voisins dans un ferromagnétique, cette interaction entre atomes voisins est dictée par « **l'énergie d'échange** ». Ainsi, dans ce matériau, à l'échelle atomique, les moments magnétiques sont pratiquement tous alignés.

Au de la d'une température T_c –point de Curie, cet arrangement ordonné disparaît du fait de l'agitation thermique.

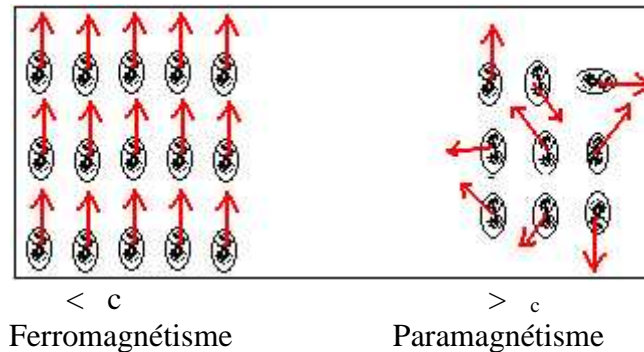


Figure I.6 - Type de magnétisme (cas du fer).

I.2.2.2 -A l'échelle cristalline

L'énergie responsable de l'orientation de l'aimantation le long de certaines directions cristallographiques est appelée « **énergie magnéto cristalline** ». Elle est minimale pour la direction de facile aimantation (direction $\langle 100 \rangle$ dans le cas du fer). « **L'énergie magnétoélastique** » traduit la déformation spontanée du réseau du à la seule existence du ferromagnétisme. Ainsi, à température ambiante, la maille élémentaire du fer n'est pas exactement cubique centrée, mais légèrement quadratique. Cette distorsion est de l'ordre de 10^{-5} . elle est contrôlée par le caractéristiques mécaniques du réseau. Elle est responsable du phénomène de magnétostriction.

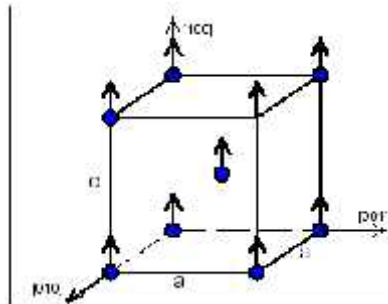


Figure I.7 -Distorsion de la maille cubique dans le fer $c > a$

I.2.2.3 -A l'échelle du grain

« **L'énergie magnéto statique** » directement liée à la densité de charge magnétique à la surface du matériau impose une structure macroscopique « multi-domaine ». les régions où l'aimantation est constante sont appelées « domaines de Weiss » (domaines de fermeture pour

les domaines qui referment le flux en surface) ces domaines sont séparés par des paroi qui s'appellent « parois de Bloch ».

Si le matériau ne comportait qu'un seul domaine, de la figure II.8.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.

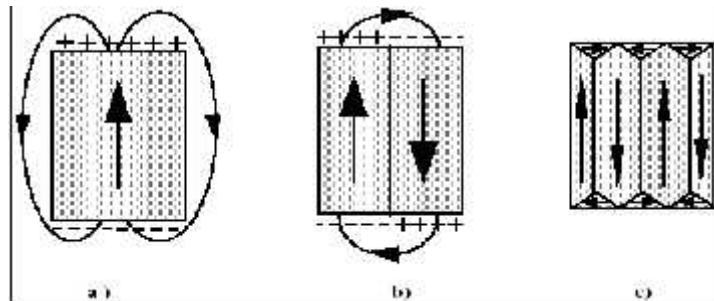


Figure I.8 -Exemples de configurations résultant des compromis de différentes énergies [4].

Dans le cas du fer deux types de parois existent :

- Paroi de Bloch à 180° : sépare deux domaines d'aimantation antiparallèles.
- Paroi de Bloch à 90° : sépare deux domaines d'aimantation à 90° l'une de l'autre. Du fait de la minimisation de l'énergie magnétostatique, un échantillon macroscopique sera globalement désaimanter.

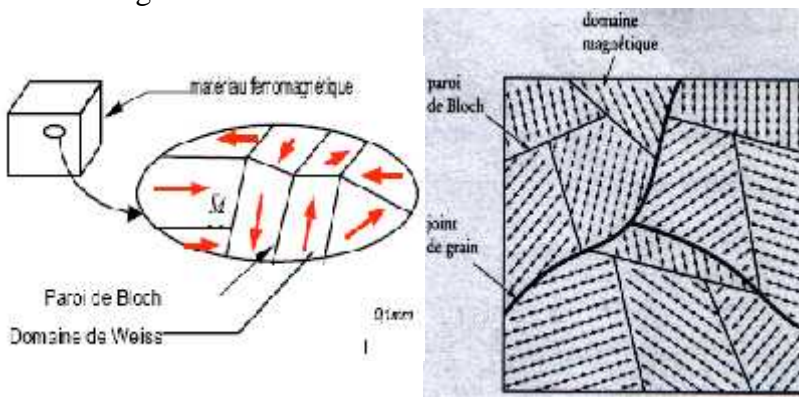


Figure I.9- les parois de Bloch[11].

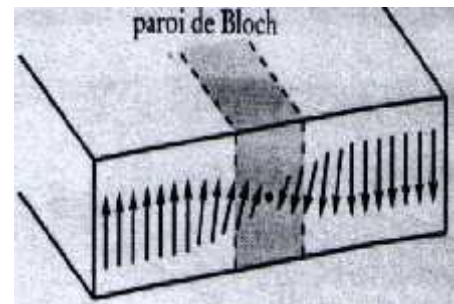


Figure I.10 - domaine de Weiss)

Domaine de Weiss :

Au niveau de chaque atome, un moment magnétique apparaît : $\vec{M} = M \cdot \vec{n}$ Un domaine de Weiss est une région où tous les moments magnétiques sont identiques.

Paroi de Bloch :

Lors du transit d'un domaine de Weiss à un autre, les moments magnétiques changent de direction dans les parois de Bloch pour atteindre celle du nouveau domaine.

I.2.2.4 -Modèle des quatre domaines

Ce modèle physique est simple, il traduit les différentes propriétés d'un ferromagnétique :

- Parois à 180° et 90° ;
- Structure multidomaines ;
- Globalement désaimanté.

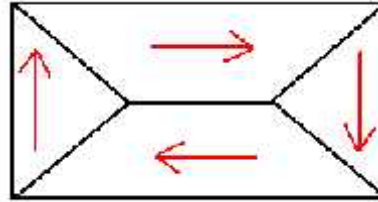


Figure I.11 -
domaines.

Modèle à quatre

Chapitre II : Le Control Non Destructif

II.1 -Les Courants de Foucault [1] [2]

Introduction

Le contrôle par courants de Foucault est une technique très utilisée en contrôle et évaluation non destructif des matériaux. Cette technique est sollicitée pour résoudre des problèmes très complexes dans le nucléaire, l'aérospatiale et la construction navale, dans des conditions extrêmes de pression, température ou une haute précision est exigée. De même que les autres techniques non destructives, le contrôle par courants de Foucault permet la mesure de certaines propriétés de matériaux, de dimensions et la détection d'anomalies.

II.1.1 -Définition

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 courants de Foucault suivent des trajectoires fermées, perpendiculaires aux flux magnétique et parallèles à la surface, et aux spires de la bobine. (Figure .I.1).

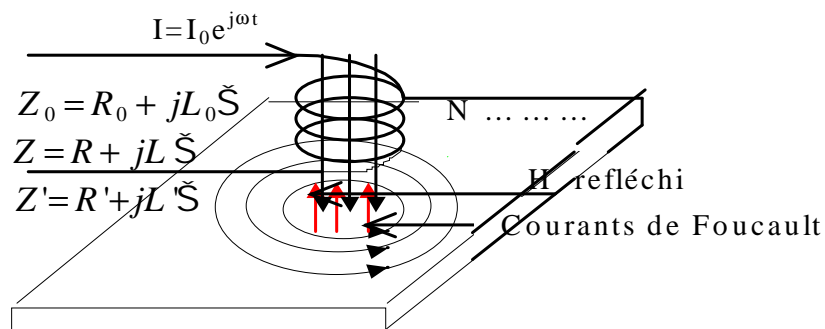


Figure II.1 -Chaîne de mesure par Courants de Foucault

Ces courants produisent un champ magnétique qui s'oppose au champ d'excitation (champ induit) ce qui donne une variation de l'impédance de la bobine.

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.

L'interprétation des résultats par la méthode des courants de Foucault peut être obtenue indirectement en connaissant la valeur de l'impédance Z à tout moment du contrôle à l'aide d'un capteur.

Un capteur à courant de Foucault sans la présence d'un échantillon à contrôler possède une valeur Z_0 (à vide), tel que les parties inductives et résistives sont successivement L_0 et R_0 . Lors de la présence d'un échantillon cette impédance devient Z_1 dont la partie inductive est L_1 et la partie résistive est R_1 ; après on trace la variation de la partie réactive en fonction de la partie active (figure I.2).

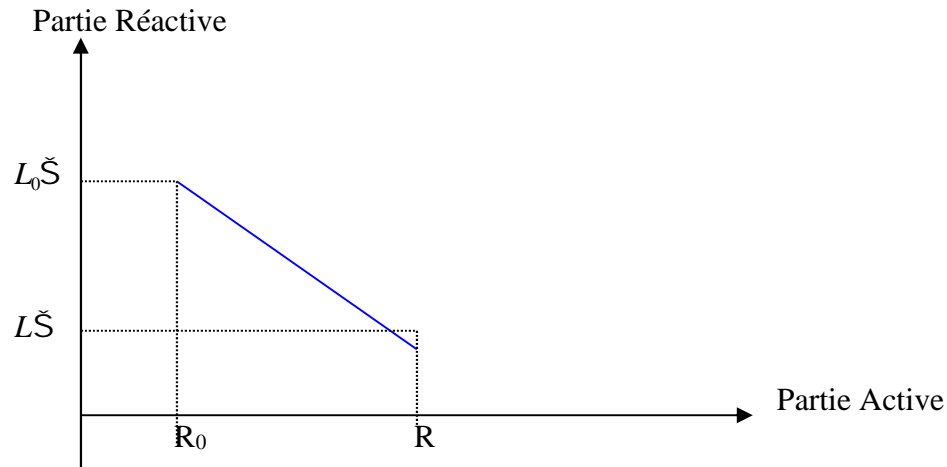


Figure II.2 -Représentation graphique de la variation de la partie réactive en fonction de la partie active

Les courants de Foucault dépendent de paramètres suivants :

1. Les caractéristiques du matériau (conductivité, perméabilité, fréquence à utiliser)
2. Le couplage entre l'échantillon et le capteur.
3. Les défauts dans le matériau.

II.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.

La répartition des courants de Foucault dépend de la structure (la perméabilité, la conductivité, la géométrie ...ext.) .Donc pour toute anomalie dans le matériau (présence d'un défaut, fissures ...ext.) entraîne un changement du parcours et de l'intensité des courants de Foucault, et la variation du flux dans le capteur entraîne une variation d'impédance du celui-ci.

Principe :

La variation du courant dans le matériau en fonction de la profondeur (Figure I.3) est exponentielle suivant la relation suivante :

$$\frac{J_x}{J_0} = e^{-s} \sin(\check{S}t - s) \dots\dots\dots(I.1)$$

Cette équation est séparée en deux parties :

- Le premier terme $e^{-s} = e^{-x/s}$ est une décroissance exponentielle des courants induits avec la profondeur.
- Le deuxième $\sin(\check{S}t - \frac{x}{u})$ représente la rotation du segment avec la profondeur.

De l'augmentation de la conductivité, la perméabilité magnétique, la fréquence résulte une diminution de la pénétration

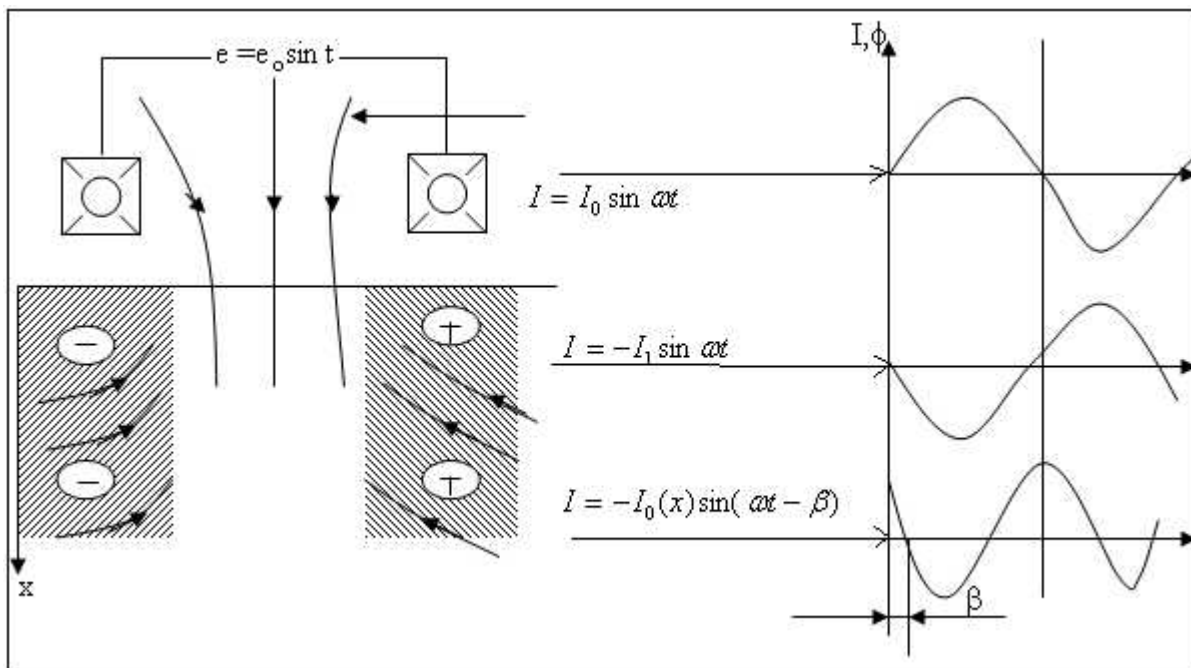


Figure II.3 -Courant de Foucault induit dans un matériau.

La profondeur de pénétration standard : La profondeur de pénétration standard 'u' c'est la profondeur pour laquelle l'amplitude du courant diminue dans le rapport 1/e ou 37% de la densité du courant de surface. Elle est exprimée par la relation suivante :

$$J_0/j_0 e^{-x/u} = \frac{1}{e} \dots\dots\dots(I.2).$$

j_0 : densité du courant de surface.

La pénétration de profondeur diminue lorsque la perméabilité, la conductivité ou la fréquence augmente, dans ce cas les courants circulent de plus en plus en surface ; ce phénomène s'appelle « effet de peau ».

La profondeur de pénétration standard est donnée par :

$$u = \sqrt{\frac{2}{\dagger - f}} \dots\dots\dots (I.3)$$

f : La fréquence du travail.

~ : La perméabilité.

† : La conductivité.

S : La pulsation.

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

En réalité la pénétration des courants de Foucault est plus importante que la profondeur standard.

A une profondeur égale à deux fois la profondeur standard (2u) la densité des courants de Foucault chute de $(1/e)^2$ ou de 13.5% de la densité à la surface. Et à trois fois la profondeur standard (3u) la valeur de la densité est inférieure à 5%.

Afin de négliger l'influence d'épaisseur du matériau, il faut choisir la fréquence de travail telle qu'elle est déterminée pour des épaisseurs supérieures à (3u). (Figure I.4)

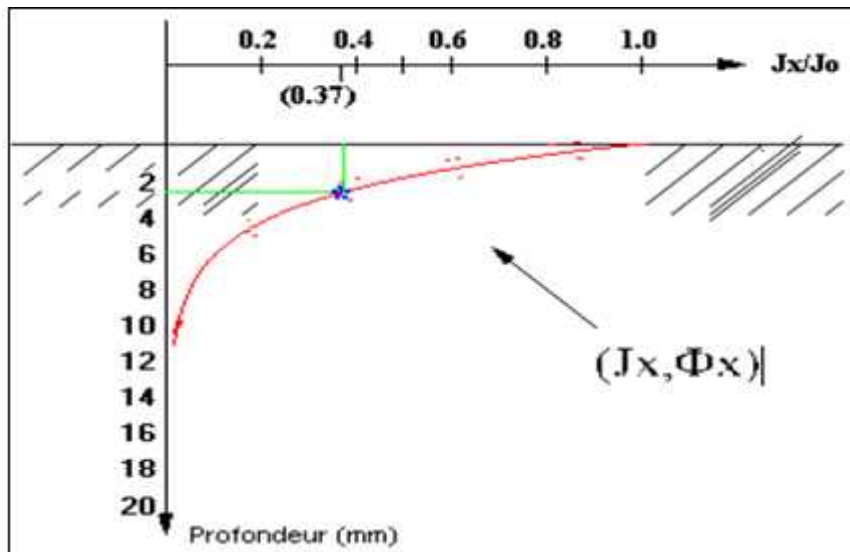


Figure II.4 -La profondeur de pénétration des courants de Foucault.

II.1.3 Diagramme d'impédance

Construction de diagramme d'impédance

On notera dans un premier cas, que les dimensions de l'échantillon et la conductivité électrique du matériau sont constantes. Le diagramme d'impédance est utilisé pour

l'interprétation des résultats obtenus lors du contrôle non destructif par courants de Foucault, aussi son rôle est de déterminer les différentes caractéristiques du matériau (la conductivité, la perméabilité, ...), les paramètres importants auxquels on doit tenir compte dans l'évaluation du diagramme d'impédance sont :

- Lorsque la fréquence augmente, les courants de Foucault circulent de plus en plus en surface, ils créent un champ opposé au champ induit, donc le flux total à l'intérieur de la bobine diminue.
- Quand la fréquence est très élevée le flux total tend vers zéro, les courants de Foucault sont à la surface, et les parties résistives et réactives de l'impédance tendent vers zéro.
- L'impédance est caractérisée par l'augmentation de la partie active et une diminution de la partie réactive due à l'opposition de deux champs (le champ induit et le champ opposé à ce champ).

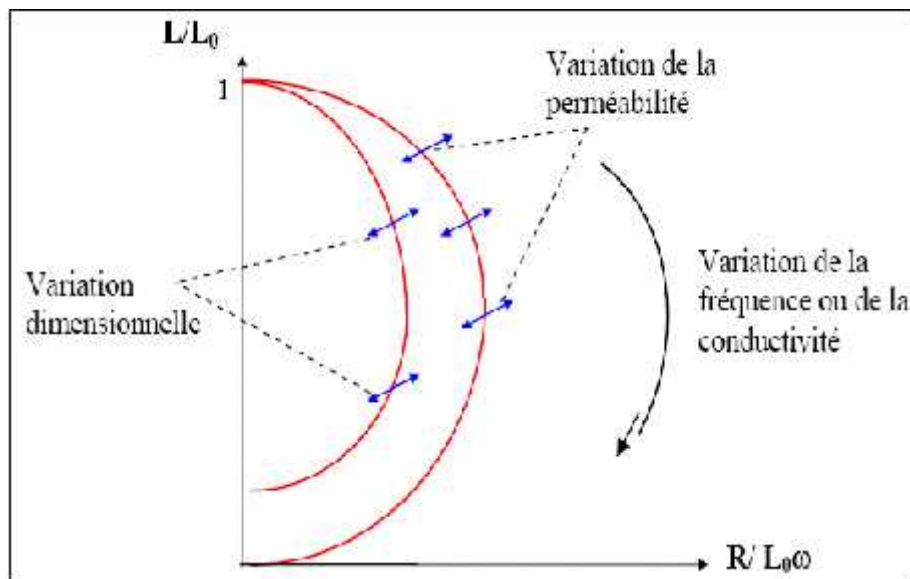


Figure II.5 -Diagramme d'impédance normalisé

- Le point (0,0) indique un ou plusieurs des cas suivants :
L'ensemble bobine matériau est en court circuit.
Le matériau possède une conductivité infinie.
La fréquence de travail est infinie.
- le point (0,1) indique un ou plusieurs des cas suivants :
La bobine ne contient aucun matériau.
La bobine contient un matériau isolant.
La bobine est excitée par un courant continue.

Différents paramètres influant le tracé du diagramme :

-Le coefficient de remplissage : c'est le rapport entre le rayon externe du produit et le rayon moyen du bobinage de mesure dans le cas d'un cylindre ; tandis que dans le cas d'une plaque plane ce coefficient est la distance entre la bobine et le matériau à contrôler qui s'appelle lift off.

$$y = \frac{R_b^2}{R_c^2} \dots\dots\dots (I.5) \quad \text{ou } R_b : \text{ rayon externe.}$$

R_c : rayon moyen du bobinage.

La diminution du facteur de remplissage entraîne une diminution de la sensibilité de mesure.

- La résistivité : de l'augmentation de la résistivité résulte une augmentation de la circulation des courants de Foucault, dont le point d'efficacité se déplace vers le haut du diagramme.

- Pour un matériau isolant, les courants de Foucault ne sont pas créés.

- Une variation de la conductivité électrique entraîne une diminution de la profondeur de pénétration. Pour des conductivités élevées, les courants de Foucault ne sont plus créés.

- Une augmentation de la fréquence fera descendre le point d'efficacité vers le bas du diagramme.

- La perméabilité magnétique : si la perméabilité relative est supérieure à l'unité (matériau ferromagnétique), la composante réactive du capteur se trouve amplifier, le diagramme se déplace vers le haut (figure I.5).

II.2 -Le Contrôle non Destructif par le Bruit Barkhausen et Cycle d'Hystérésis

Le comportement magnétique d'un matériau se décrit en terme de « processus d'aimantation » :

Au niveau macroscopique, il est représenté par le « cycle d'hystérésis »

Au niveau microscopique, il est représenté par le « Bruit Barkhausen ». [5]

Introduction [1]

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.

II.2.1 -Processus de polarisation [5]

II.2.1.1 -Courbe de première aimantation

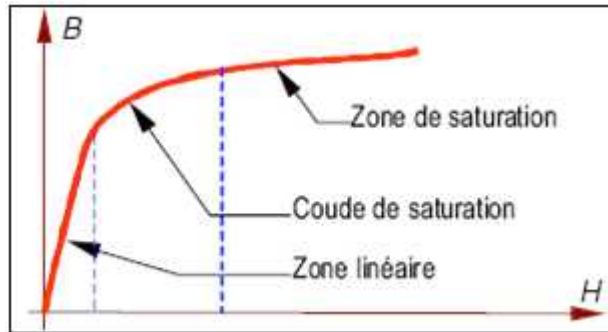


Figure I.6 -Décomposition de la courbe de première aimantation

Le matériau est initialement démagnétisé (pas d'aimantation). On fait progressivement croître le champ d'excitation dans lequel est plongé le matériau. La courbe de la figure I.7 représente l'induction B . On distingue trois zones : la première linéaire, puis le coude de saturation et la zone de saturation. Pour situer l'influence des matériaux, la figure I.8 présente différentes courbes de première aimantation.

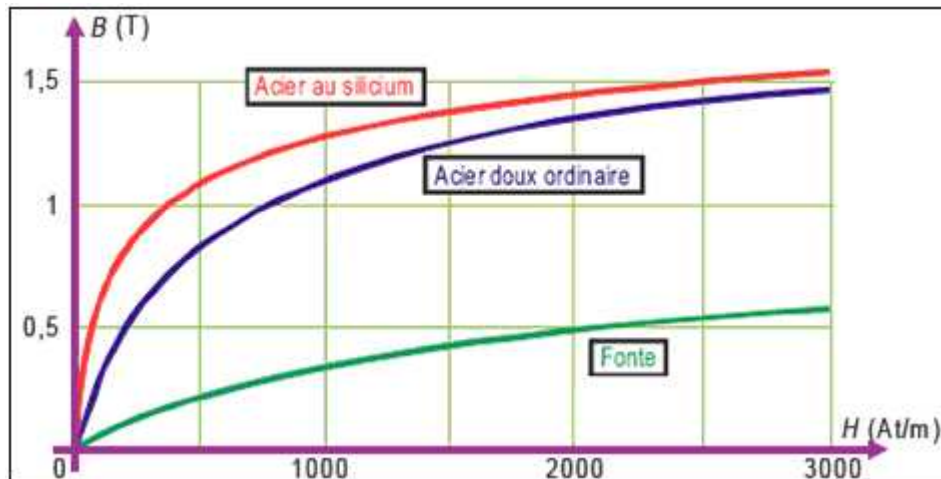


Figure II.7 -Courbes de première aimantation de matériaux courants.

II.2.1.2 -Cycle d'hystérésis

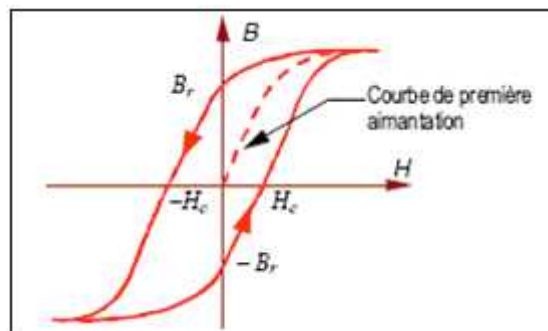


Figure II.8 -Courbe d'hystérésis

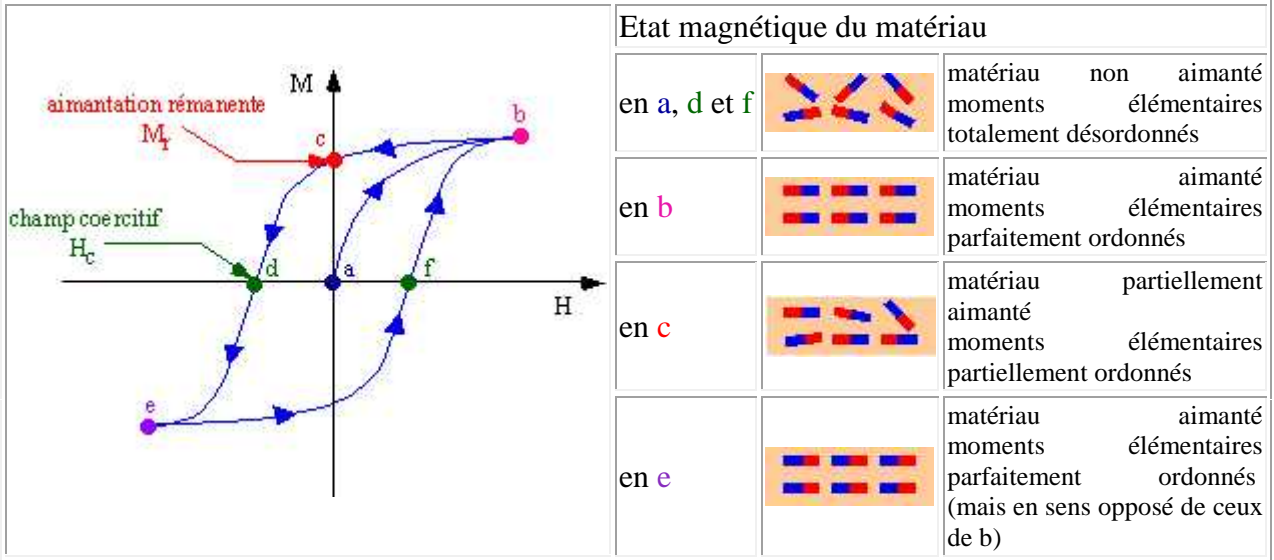
A partir d'un point (H, B) de la courbe de première aimantation, on diminue le champ H , l'induction B ne repasse pas sur la même courbe. En conséquence, B nulle ne correspond plus à une valeur nulle de H . Il subsiste une **induction rémanente** B_r (l'induction qui demeure après la

disparition du champ). Le champ d'excitation doit s'inverser pour annuler B , c'est le **champ coercitif** H_c (le champ à appliquer pour annuler l'induction).

L'induction maximale est l'**induction de saturation** B_{sat} .

On assiste à un phénomène irréversible car les domaines de Weiss sont bouleversés. On caractérise les matériaux ferromagnétiques par leur courbe d'aimantation, c'est à dire l'évolution de leur aimantation M en fonction du champ extérieur appliqué H , i.e. la façon dont leurs petits moments élémentaires s'ordonnent pour suivre la direction de ce champ appliqué.

Courbe d'aimantation d'un matériau ferri- ou ferro-magnétique



On considère un matériau ferri- ou ferro-magnétique non aimanté au départ (position a). Au fur et à mesure que l'intensité du champ magnétique extérieur H augmente, l'aimantation M du matériau augmente également puis finit par atteindre la saturation (position b). La courbe entre les points a et b s'appelle "courbe de première aimantation". Ensuite, si l'on diminue l'intensité du champ magnétique extérieur, l'aimantation du matériau diminue elle aussi, mais ne suit pas la courbe b-a : il n'y a pas réversibilité. Lorsque l'intensité du champ appliqué est nulle (position c) le matériau conserve tout de même une certaine aimantation : son aimantation rémanente M_r , c'est le paramètre qui caractérise l'aptitude du matériau à stocker une information magnétique : si cette aimantation rémanente était nulle, cela signifierait que le matériau se comporte de la même manière que l'on ait appliqué un champ ou non, c'est à dire que ce matériau n'a aucune capacité de mémoire et ne peut donc servir pour l'enregistrement magnétique.

- Si on applique maintenant un champ magnétique de sens opposé et d'intensité de plus en plus grande, on arrive (au point d) à ce que le matériau soit complètement désaimanté. Le champ H_c qu'il aura fallu appliquer pour faire perdre son information magnétique au matériau est appelé champ coercitif. Une grande valeur de champ coercitif caractérise un matériau apte à conserver l'information malgré des champs magnétiques extérieurs perturbateurs toujours présents (champ magnétique terrestre, proximité d'un autre matériau aimanté, etc...). Ce paramètre est, tout comme le moment rémanent, d'une grande importance pour l'enregistrement magnétique. On dit d'un matériau ayant un fort champ coercitif qu'il est magnétiquement "dur". A l'inverse un matériau ayant un champ coercitif faible est dit magnétiquement "doux".

- Si on continue à augmenter l'intensité du champ, le matériau va finir par être totalement aimanté, ses moments élémentaires étant tous alignés avec le champ (position e). On a un état semblable à l'état en b mais les moments sont orientés en sens contraire car c'est un champ de sens contraire qui les a orientés.
- Si on diminue l'intensité du champ, le matériau se désaimante peu à peu mais on ne revient pas sur nos pas : à nouveau non-réversibilité. Lorsqu'on applique un champ d'intensité égale à H_c mais opposé à l'aimantation acquise par le matériau on arrive à désaimanter totalement le matériau (position f). En continuant d'augmenter l'intensité du champ appliqué on réoriente les moments magnétiques du matériau et on arrive progressivement en b.

Le cycle ainsi parcouru par l'aimantation du matériau en fonction du champ magnétique extérieur appliqué se nomme cycle d'hystérésis.

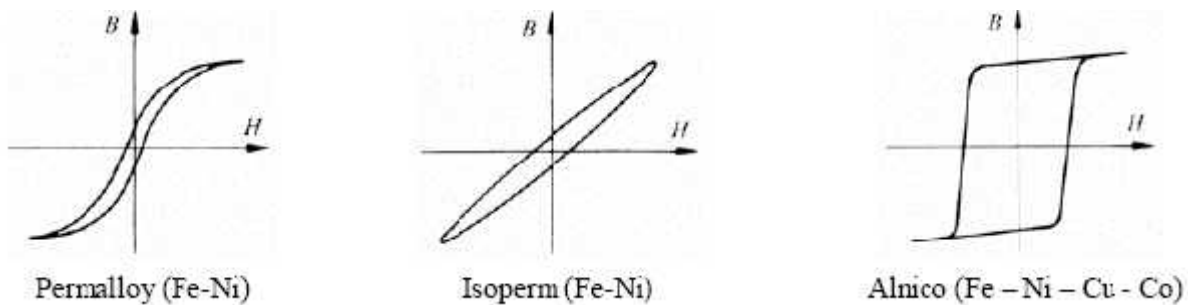


Figure II.9 -Cycles de d'hystérésis de quelques matériaux ferromagnétiques.

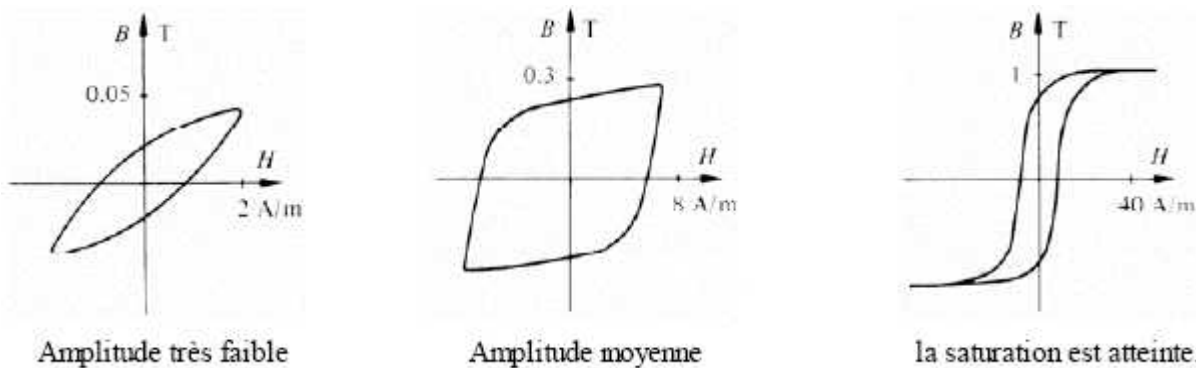


Figure II.10 -Cycles d'hystérésis du même matériau pour différentes amplitudes de l'induction.

II.2.1.3 -Classification des matériaux ferromagnétiques

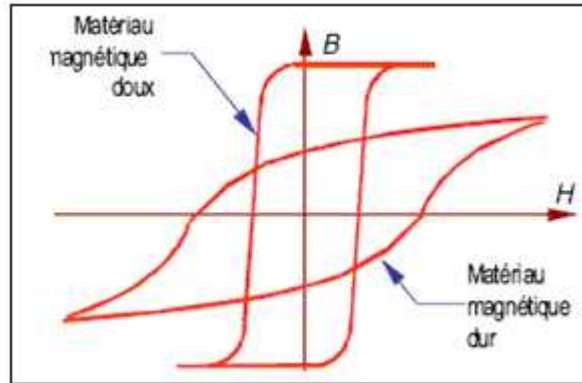


Figure II.11 – cycles d'hystérésis pour un matériau dur et un matériau doux.

On peut donc regrouper les matériaux ferromagnétiques en deux catégories :

· *Matériaux ferromagnétiques doux* :
 B_r plutôt élevée,
 H_c plutôt faible,

Matériaux ferromagnétiques durs :
 B_r plutôt faible,
 H_c plutôt élevé.

Sans développer le sujet, on peut noter les différentes pertes dans les matériaux :

- **Hystérésis** : déplacement des parois de Bloch, ce sont des pertes par « frottements ».
- **Courants de Foucault** : courants dans les circuits magnétiques conducteurs, ils dépendent de la résistivité. Ces pertes sont minimisées par l'emploi de ferrites (matériaux de bonnes propriétés magnétiques pour une résistivité élevée) ;

II.2.2 -Le Bruit Barkhausen [3] [4] [5]

I.2.2.1 -Qu'est ce que le bruit Barkhausen

A -Du cycle d'hystérésis au Bruit Barkhausen

En observant très finement la courbe d'hystérésis, une succession de marque peut être remarquée. Chacune d'elles provient d'un mouvement brusque d'une paroi.

Barkhausen mit le premier en évidence ce caractère discontinu par une expérience très simple : il entoure un échantillon ferromagnétique d'une bobine, relié à un haut parleur via un amplificateur. En plaçant l'échantillon dans un champ variable, il entendit une avalanche de « cliquetis », provenant de brusques variations locales du flux associé aux mouvements des parois.

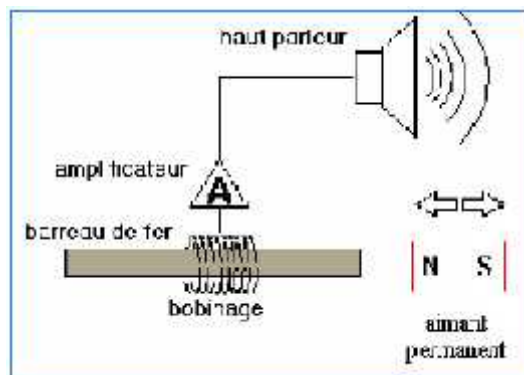


Figure II.12 - Montage de G.H. Barkhausen

Afin d'expliquer ce caractère discontinu, il faut imaginer l'interaction des microstructures cristallines et magnétiques. Le cristal peut contenir un grand nombre d'imperfections : précipités, lacune, dislocations, joints de grains ; pour généraliser, tout ce qui peut altérer la perfection de réseau cristallin. En arrivant sur un défaut, la paroi va se bloquer et rester encrée. Si le champ appliqué augmente la paroi va se détacher brusquement pour aller jusqu'au nouveau défaut.

La capacité qu'ont les défauts à bloquer une paroi, dépend de leur nature et de l'énergie d'interaction qui existe entre eux et la paroi. Le mouvement brusque de la paroi provoque une variation locale du flux qui se traduit par une impulsion Barkhausen. Le Bruit Barkhausen est donc un bruit haute fréquence qui va générer le mouvement des parois.

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 I.13. Il n'est généralement pas exploité tel quel, on en prend soit l'enveloppe soit la valeur efficace.

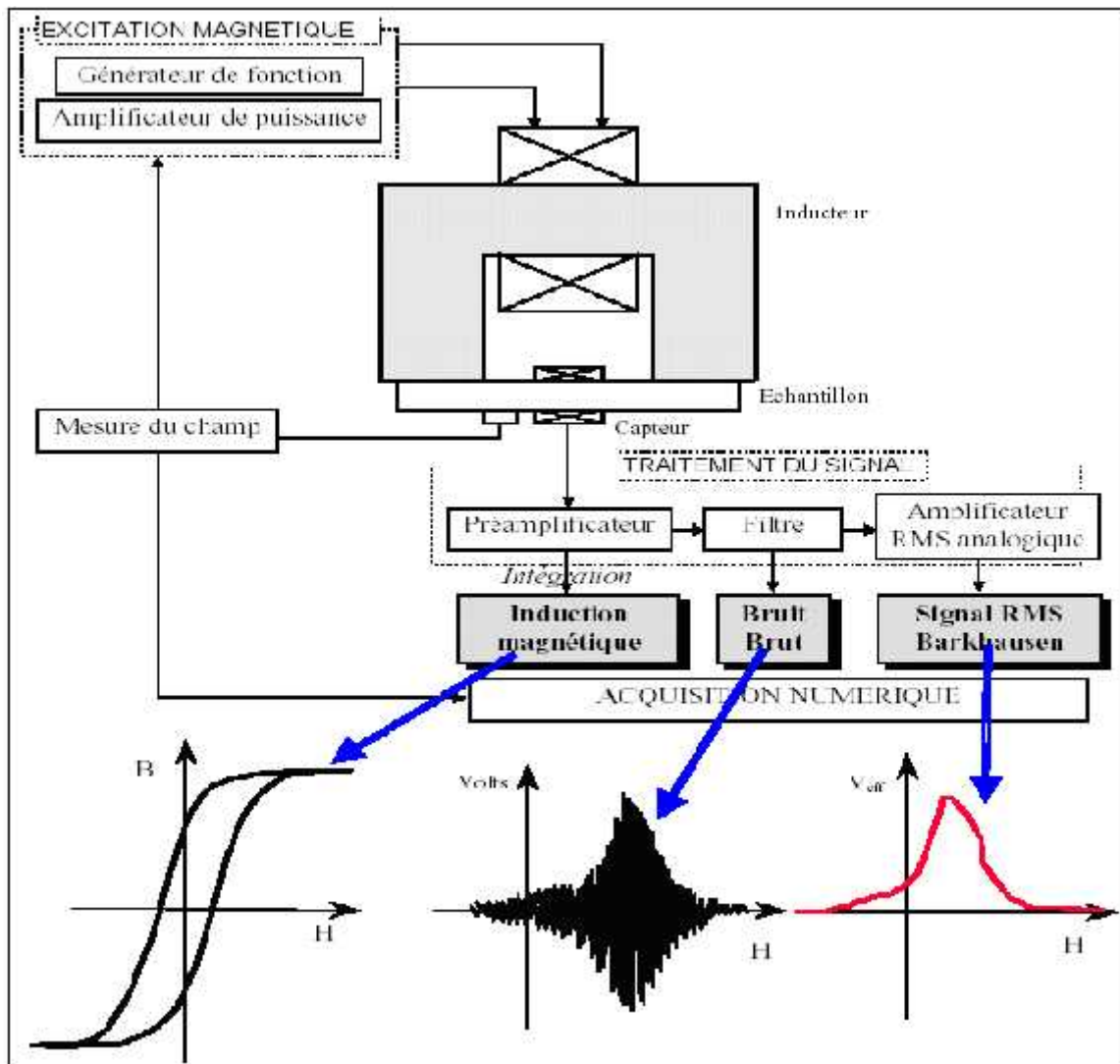


Figure II.13 -Schéma d'appareil complet Barkhausen.

B -Relation entre Bruit Barkhausen, microstructure et contraintes : une question d'énergie

L'état d'équilibre d'un matériau ferromagnétique correspond à la minimisation de toutes les énergies (cité ci-après) : Energie d'échange, Energie d'anisotropie magnéto-cristalline, Energie magnéto-élastique, Energie magnétostatique. La sensibilité des comportements magnétique à des paramètres extérieurs s'explique toujours par une modification de cet état d'équilibre.

1. Influence de la microstructure

Un matériau ferromagnétique est un matériau à double visage. Il pourra être observé et étudié comme tout autre matériau, du point de vue microstructural, décrit en terme de taille de grains, phases, précipités, déformation,...

D'un autre côté, il présente une microstructure magnétique composée de domaines de Weiss et parois de Bloch.

Ces deux microstructures sont intimement liées, la microstructure magnétique et sa réorganisation sous l'application d'une excitation magnétique étant fortement dépendante de la microstructure cristalline. Cela s'exprime en terme d'énergie mais aussi en terme d'interactions entre les parois de Bloch et les défauts cristallins.

Selon Dobmann et Holler, tout défaut de la microstructure cristalline de l'ordre de grandeur de la taille des parois peut interagir avec elle, c'est-à-dire dans une fourchette de $10^{-6} - 10^{-9}$ m.

Le Bruit Barkhausen magnétique et acoustique est caractéristique non seulement de la microstructure magnétique, mais aussi de la dynamique des mouvements des parois. Il se révèle de ce fait un outil puissant de détection de variation microstructurale. Les paramètres microstructuraux d'une influence reconnue sont : taille de grain, dislocations, précipités, nature et morphologie des phases en présence.

2. Influence de la contrainte

De la même manière que précédemment, la présence d'une contrainte modifie l'équilibre énergétique, et donc la microstructure magnétique.

Les évolutions observées peuvent s'expliquer par l'énergie magnétoélastique, responsable de la « *magnétostriction* ». Rappelons que cette propriété provoque un allongement du matériau dans le sens de la magnétisation s'il est magnétostrictif positif (cas du fer), un rétrécissement s'il est magnétostrictif négatif (cas du nickel). Dans notre cas l'effet réciproque nous intéresse : Appliquer une contrainte à ce même matériau, et la microstructure magnétique sera alors modifiée !

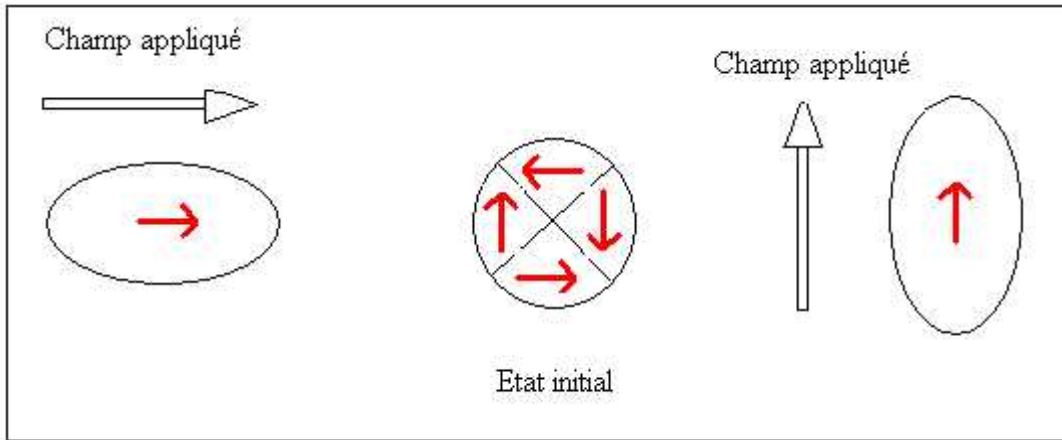


Figure II.14 -Modélisation de la magnétostriction.

La contrainte intervient donc de façon directe, comme décrit précédemment. Il est cependant important de rappeler que cette contrainte est celle effectivement « vue » par les domaines magnétiques. Elle n'est pas nécessairement contrainte appliquée ; une contrainte interne provoque le même effet. Cela élargi encore le champ d'application de ces techniques, et ouvre de nouvelles perspectives.

Le phénomène réciproque de la magnétostriction est la « *la magnéto_élasticité* ». Si un matériau ferromagnétique est soumis à une contrainte, la microstructure va se modifier dans le sens qui provoque, par magnétostriction, une déformation additive à celle induite par la contrainte (minimisation d'énergie).

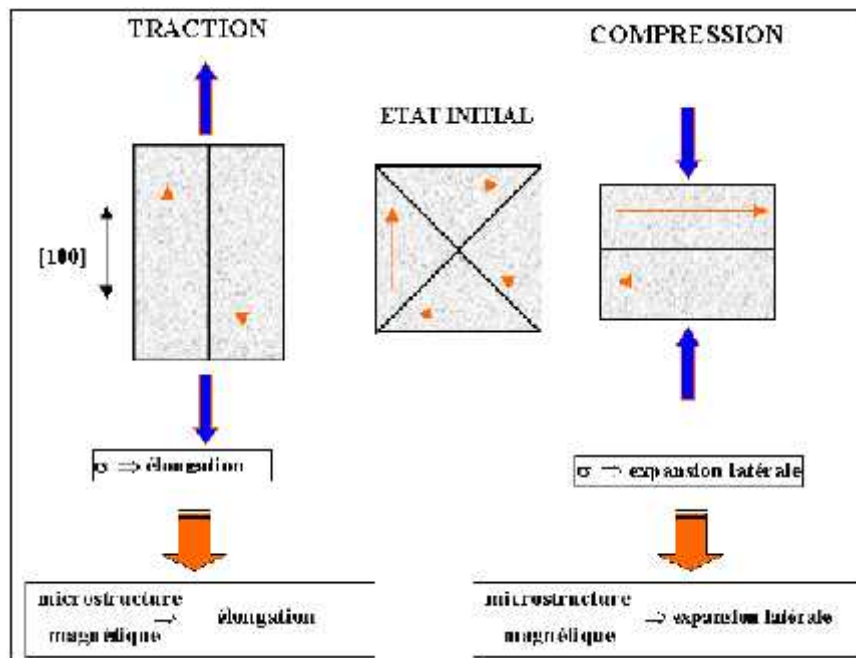


Figure II.15 -Modélisation de l'effet de contraintes de traction et de compression sur la microstructure magnétique

L'évaluation de l'état de contrainte du matériau est l'une des plus importantes applications du control industriel. Le Bruit Barkhausen, ainsi que l'émission magnéto acoustique présentent une grande sensibilité à ce paramètre, et vient en concurrence avec certaines méthodes existantes (méthode de trou, RX...)

I.2.2.2 -Que mesure-t-on par Bruit Barkhausen ?

Vu que ce mémoire s'intéresse essentiellement a l'effet des contraintes sur la microstructure des matériaux et donc sur le bruit Barkhausen, on ne parlera que très peu de l'influence de la microstructure des matériaux.

A -Sensibilité à une sollicitation mécanique : effet de contraintes

La sensibilité du Bruit Barkhausen aux contraintes est liée au phénomène de magnétoélasticité. Remarquons que la mesure Barkhausen est directionnelle, liée à la direction de magnétisation

Application à la mesure d'une contrainte

Sur un acier soumis à une contrainte statique dans le domaine élastique, une mesure Barkhausen est mise en œuvre dans la direction de sollicitation mécanique. L'amplitude du signal et la position du pic varient en fonction de la contrainte appliquée. Les courbes représentant les variations pour des essais de traction et de compression peuvent servir d'étalonnage pour un acier donné. Il est alors possible, sur une courbe constituée du même acier, en mesurant l'amplitude du signal Barkhausen, de déterminer la contrainte dans la direction de magnétisation. La précision de la mesure peut être améliorée en tenant également compte de la position du pic.

- *Nuance de l'acier* : ce type de mesure est applicable à un grand nombre d'acier et sous divers états métallurgiques. Dans tous les cas, les évolutions des paramètres sont similaires. Une courbe d'étalonnage doit cependant être faite dans chaque cas.
- *Sensibilité de la mesure* : ces mesures sont sensibles aux contraintes faibles et dans ce cas les variations sont presque linéaires. Par contre le phénomène sature pour des contraintes importantes et différemment en compression et en traction et pour l'amplitude et la position.
- *Types de contraintes* : ce type de mesure prend en compte les différents types de contraintes : appliquées résiduelles ou internes de deuxième ordre.
- *Directionnalité* : dans le cas discuté ci-dessus la contrainte mesurée et le champ magnétique de caractérisation sont dans la même direction. Or, dans une structure complexe nous rencontrons un tenseur tridimensionnel de contrainte - déformation. En faisant varier la direction de magnétisation, nous pouvons espérer reconstruire ce tenseur. A l'heure actuelle, certains fabricants proposent des capteurs constitués de deux inducteurs disposés à 90°, permettant de faire des mesures dans différentes directions.

Conclusion : les contraintes provoquent des variations importantes du signal Barkhausen. Globalement une contrainte de traction se traduit par une augmentation d'amplitude, une

contrainte de compression par une diminution. Mais les contraintes modifient beaucoup la forme du pic : à une contrainte de traction correspond un pic plu fin ; à une contraintes de compression correspond un pic décalé vers les champ plus fort, très caractéristique avec des bosses à droite et à gauche du pic principal. La prise en compte de l'ensemble de ces évolutions peut améliorer la qualité de mesure.

Les Applications : deux cas sont à considérer : une mesure directe des contraintes appliquées à une structure ou des câbles dans ce cas, le matériau est connu et la structure peut être déchargée. Une mesure de contraintes résiduelles c'est le cas du grenailage, du galetage, du frettage et en partie de la rectification.

B -Dualité : sensibilité à la microstructure et / ou aux contraintes

Ces deux sensibilités présentent un intérêt car elle permettent d'envisager de nombreuses applications dans des domaines variés. Mais cette dualité peut souvent s'avérer gênante, car dans beaucoup d'application, il est difficile, voire impossible, de conclure si les variations observées sont microstructurales ou liées aux contraintes.

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.

Exemple illustratif : 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 coté 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 I.16, 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.

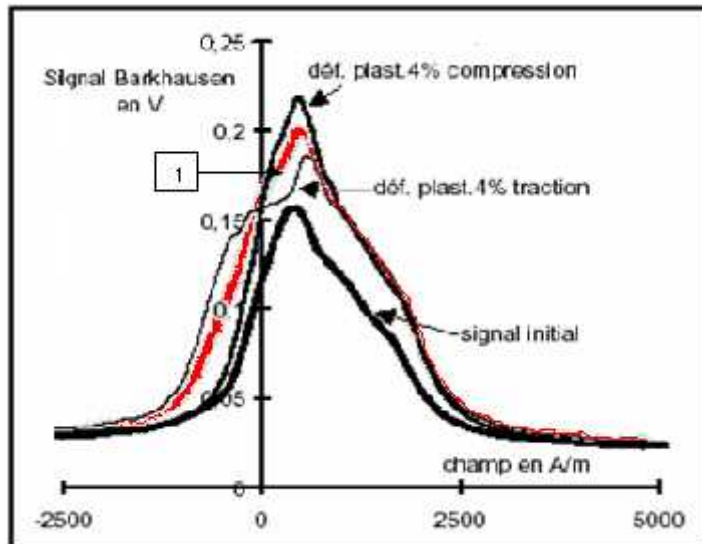


Figure II.16 - Caractérisation de la plastification.

Explication qualitative de la modification de la signature

Traction : L'application d'une contrainte de traction () 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.

Compression : À 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°.

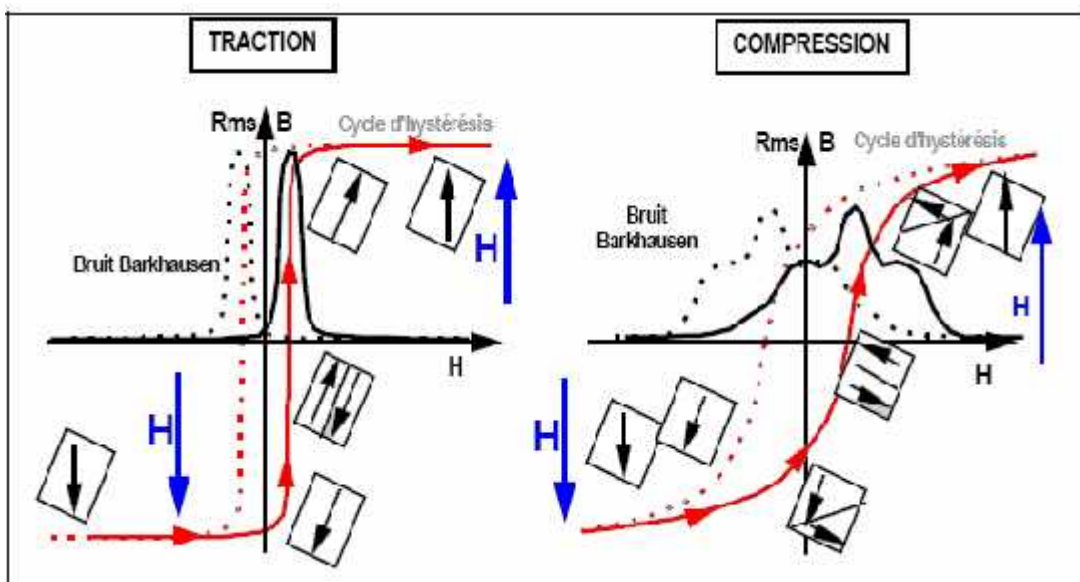


Figure II.17

Explication qualitative de la sensibilité à la

contrainte).

Conclusion : beaucoup d'applications, telles que la rectification, les traitements de surface, ext., font simultanément intervenir des évolutions microstructurales et de contrainte « la caractérisation de la plastification » montre que qu'une analyse détaillée de l'amplitude et de la forme des signaux Barkhausen permet, dans certains cas, d'extraire les influences respectives.

II.2.3 -Bruit magnéto-mécanique [1]

La mesure du bruit magnéto-mécanique 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.

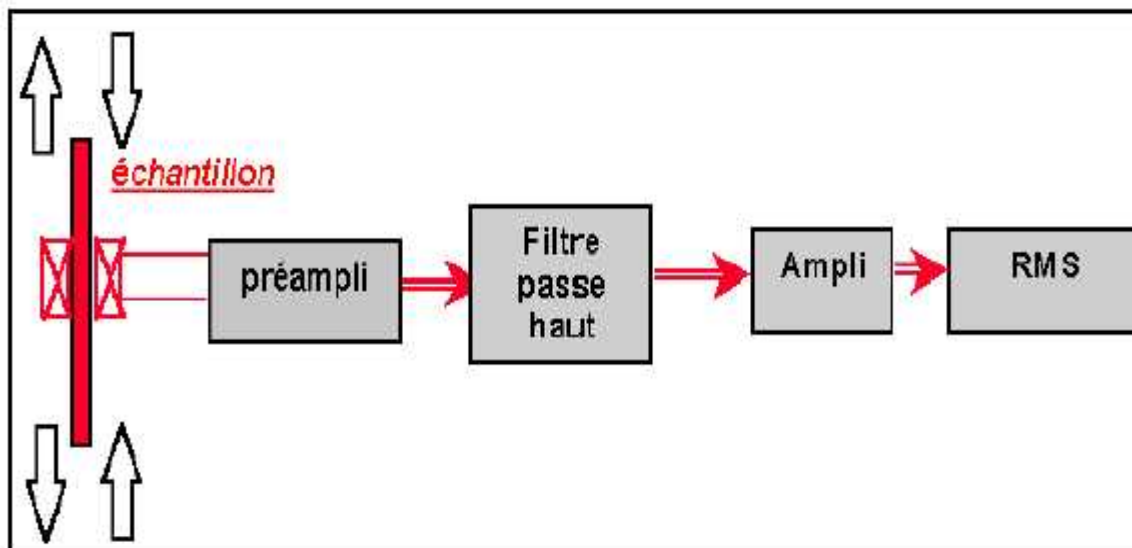


Figure II.18 -Schéma de la mesure du bruit magnéto-mécanique

Ce comportement s'explique 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 compression pour faire basculer la configuration magnétique et passer par le maximum de bruit magnétomécanique (point 4 et 7).

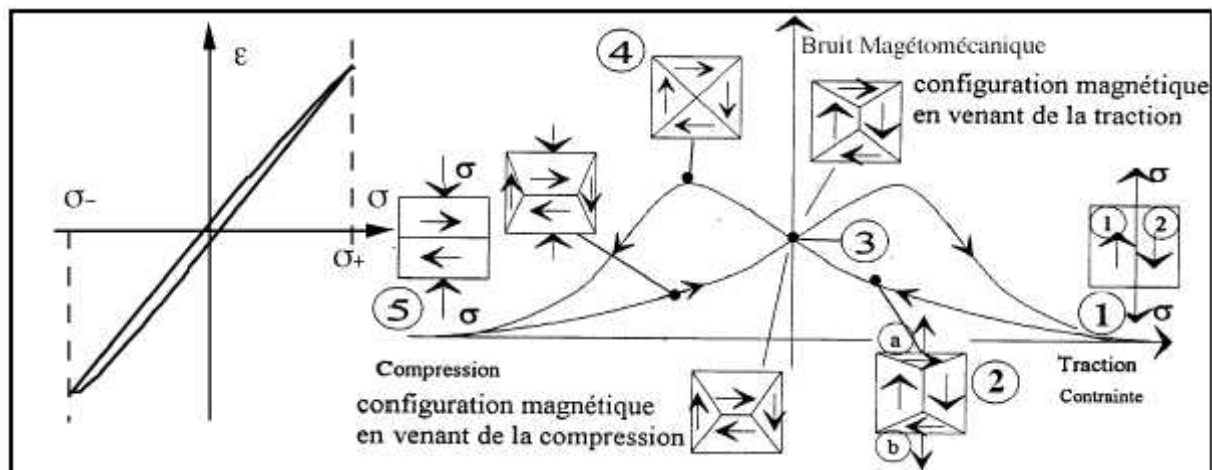


Figure II.19 - Cycle du bruit magnétomécanique en fonction de la contrainte appliquée et configurations magnétiques associées (Thèse Lamontanara [10]).

II.3 -Diffraction des Rayons X [7] [16]

Introduction [8]

La diffractométrie de rayons X (DRX, on utilise aussi souvent l'abréviation anglaise XRD pour X-ray diffraction) est une technique d'analyse basée sur la diffraction des rayons X sur la matière. La longueur d'onde des rayons X étant de l'ordre de grandeur des distances interatomiques (quelques angströms).

Les rayons X sont surtout connus du grand public pour l'imagerie médicale : radiographies et tomographie (*scanner*). Cependant, outre le fait qu'ils traversent facilement la matière, les rayons X ont d'autres propriétés intéressantes, ils interagissent de manière particulière avec la matière. Ceci permet de faire de l'analyse chimique.

La diffraction des rayons X permet de connaître l'organisation de la matière. Par exemple, on peut distinguer les différents aluminés (oxydes d'aluminium) bien qu'ils aient tous exactement la même composition élémentaire. Cependant, cette technique ne peut s'utiliser que sur la matière cristalline, c.-à-d. principalement les roches, les métaux, les céramiques, et certains produits organiques.

Une forme cristallographique donnée d'un composé chimique est appelée une «phase». En fait, le terme de phase est plus large et regroupe une quantité de matière homogène, ayant les mêmes

caractéristiques physiques et chimiques. La méthode d'analyse s'appelle donc «recherche (ou identification, ou reconnaissance) de phases».

Par ailleurs, la diffraction des rayons X sur la matière cristalline permet d'avoir accès à des informations physiques sur les cristaux, notamment leur taille et leur orientation.

Mais plus important encore dans notre étude, cette méthode nous permet de déterminer si le matériau étudié est sujet à des contraintes internes ou résiduelles qu'il aurait récoltées au cours de sa fabrication (usinage) ou de son utilisation. Il est aussi possible de calculer la valeur de ces contraintes par des procédés très simples.

L'appareil de mesure s'appelle un diffractomètre. Les données collectées forment le diagramme de diffraction ou diffractogramme.

II.3.1 – Diffusion des rayons X

Les rayons X sont une onde électromagnétique. Les rayons X interagissent avec le nuage électronique des atomes. Parmi les interactions possibles, il y a la «diffusion élastique», ou «diffusion Rayleigh».

-Interférences des rayons X

Lorsque les rayons X frappent un morceau de matière, ils sont donc diffusés par chacun des atomes de la cible. Ces rayons X diffusés interfèrent entre eux. Si les atomes sont ordonnés, c.-à-d. placés à des intervalles réguliers (ce qui caractérise les cristaux), alors ces interférences vont être constructives dans certaines directions (c.-à-d. les ondes s'additionnent), destructives dans d'autres (c.-à-d. les ondes s'annulent). Ces interférences d'ondes diffusées forment le phénomène de diffraction.

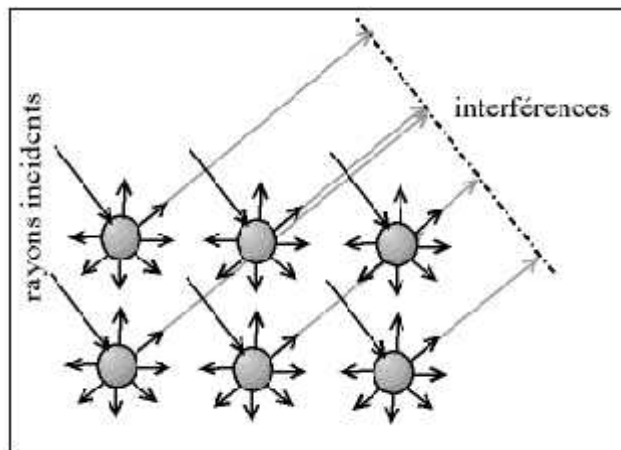


Figure II.20 -interférences des ondes diffusées - phénomène de diffraction

Donc, pour certains angles de déviation 2θ du faisceau, on détecte des rayons X (interférences constructives), ce sont les pics du diffractogramme ; ces angles de déviation sont

caractéristiques de l'organisation des atomes dans la maille cristalline. Dans les autres directions, on ne détecte pas de rayon X, c'est la ligne de fond du signal.

Dans la diffusion élastique, les rayons X rebondissent simplement sur le nuage électronique, ils sont diffusés dans toutes les directions de l'espace, en gardant la même énergie, la même longueur d'onde.

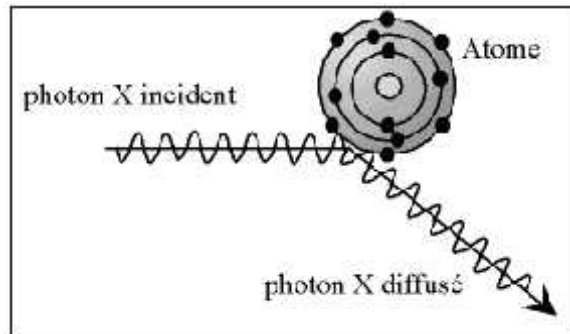


Figure II.21 -Diffusion élastique : les photons X rebondissent en gardant la même énergie

On peut décrire ceci de la manière suivante : les ondes électromagnétiques mettent en mouvement le nuage électronique par rapport au noyau de l'atome. Ceci crée un dipôle vibrant, qui rayonne lui-même des ondes de même fréquence à la manière d'une antenne.

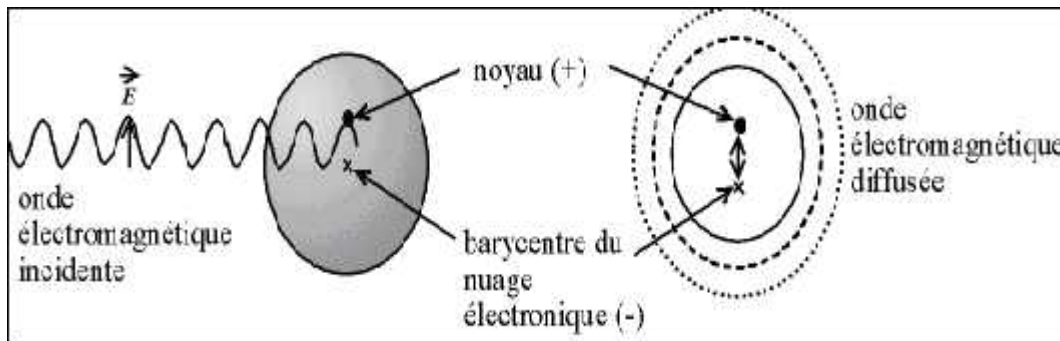


Figure II.22 -Diffusion élastique : modèle du dipôle vibrant

II.3.2 – Loi de Bragg

Si l'on calcule les directions dans lesquelles on a du signal, on s'aperçoit que l'on obtient une loi très simple : si l'on trace des plans imaginaires parallèles passant par les atomes, et si l'on appelle d la distance entre ces plans (ou «distance interréticulaire»), alors les interférences sont constructives si $n = 2 d_{hkl} \sin$

Où θ est la moitié de la déviation, n est un nombre entier appelé «ordre de diffraction», et λ est la longueur d'onde des rayons X (souvenez-vous que l'on travaille en monochromatique). C'est la **loi de Bragg**.

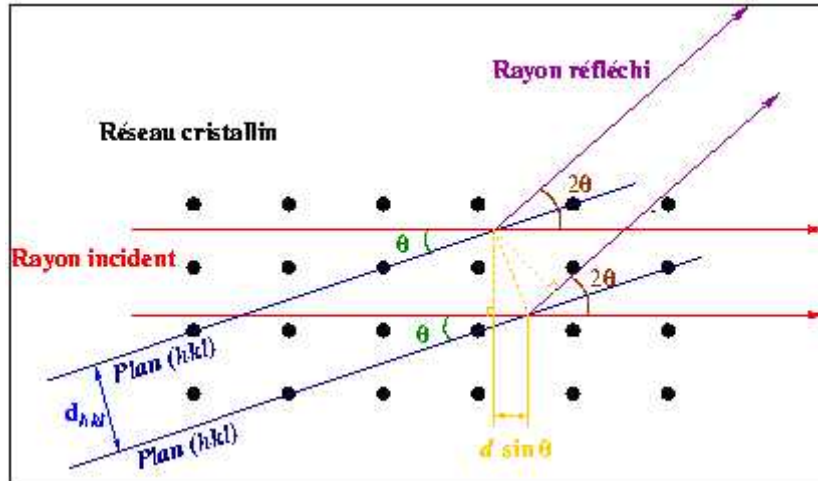


Figure II.23 - Loi de Bragg donnant les directions où les interférences sont constructives

Pour un cristal donné, les valeurs de d_{hkl} dans l'équation de Bragg sont fixées. Pour satisfaire cette condition, il y a donc deux solutions:

- varier λ
- varier θ

Pour faire varier λ , il suffit d'éclairer l'échantillon avec un grand nombre de longueurs d'ondes et de collecter la mesure à un angle θ fixe. C'est ce qu'on appelle la diffraction en dispersion d'énergie (cf. Chap. 3).

Pour faire varier θ , on éclaire l'échantillon avec une longueur d'onde λ fixe et collecte l'information pour un grand nombre de valeurs de θ . Ceci correspond à la diffraction en dispersion angulaire.

La loi de Bragg est donc une conséquence de la périodicité du réseau cristallin. Une réflexion de Bragg n'est possible que si $\lambda \leq 2d$. Pour un cristal usuel, $2d$ est de l'ordre de quelques angströms, donc λ doit être aussi de l'ordre de quelques angströms, ce qui correspond aux domaines des rayons X.

II.3.3 -Principe de base de la mesure – Méthode des poudres

La méthode générale consiste à bombarder l'échantillon avec des rayons X, et à regarder l'intensité de rayons X qui est diffusée selon l'orientation dans l'espace. Les rayons X diffusés interfèrent entre eux, l'intensité présente donc des *maxima* dans certaines directions ; on parle de phénomène de «diffraction». On enregistre l'intensité détectée en fonction de l'angle de déviation 2θ du faisceau ; la courbe obtenue s'appelle le «diffractogramme» (*scan*).

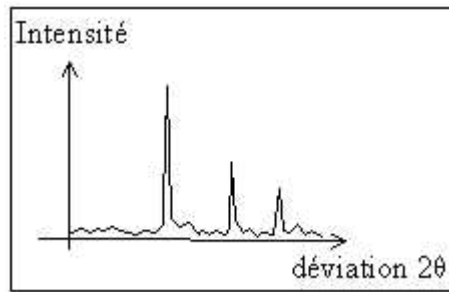


Figure II.24 -Loi de Bragg donnant les directions où les interférences sont constructives

L'échantillon est une poudre homogène isotrope, ou bien un solide composé de minuscules cristaux soudés entre eux ; on parle de fait de «méthode des poudres» (sachant que la diffraction sur monocristaux existe aussi).

La source de rayons X est un tube sous vide, ou «tube de Coolidge», muni d'un dispositif permettant de ne sélectionner qu'une seule longueur d'onde (filtre, monochromateur) ; on travaille en monochromatique.

Plusieurs montages différents permettent la mesure.

II.3.4-Diffractomètre de Bragg_Brentano

C'est le montage le plus courant. L'échantillon se présente comme une plaquette ; cela peut être effectivement une plaquette solide, ou bien une coupelle remplie de poudre avec un niveau bien plan.

Dans la configuration dite « - » ("thêta-thêta"), l'échantillon est horizontal et immobile, le tube et le détecteur de rayons X bougent symétriquement. Si 2θ est la déviation du faisceau, l'angle entre l'horizontale et le tube vaut donc θ de même que l'angle entre l'horizontale et le détecteur, d'où le nom du montage.

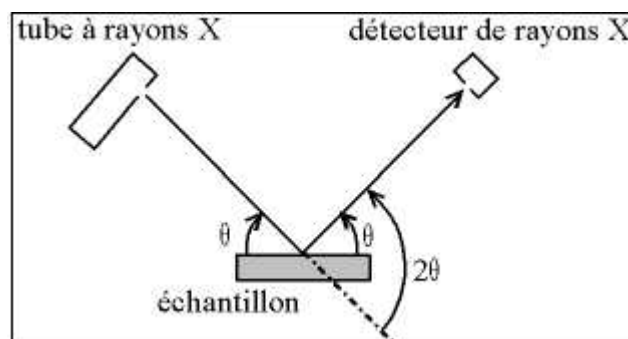


Figure II.25 -Définition des angles dans le montage de Bragg-Brentano

Comme le tube à rayons X est la partie la plus lourde, on préfère souvent garder le tube fixe et faire bouger l'échantillon et le détecteur. On a alors le montage dit « -2 » ("thêta-deux-thêta"), puisque le plan de l'échantillon fait un angle θ avec le faisceau incident, et le détecteur fait un angle 2θ avec le même faisceau.



Figure II.26 -Goniomètre de la marque Bruker-AXS, type D8

II.3.5 – Mesure 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.

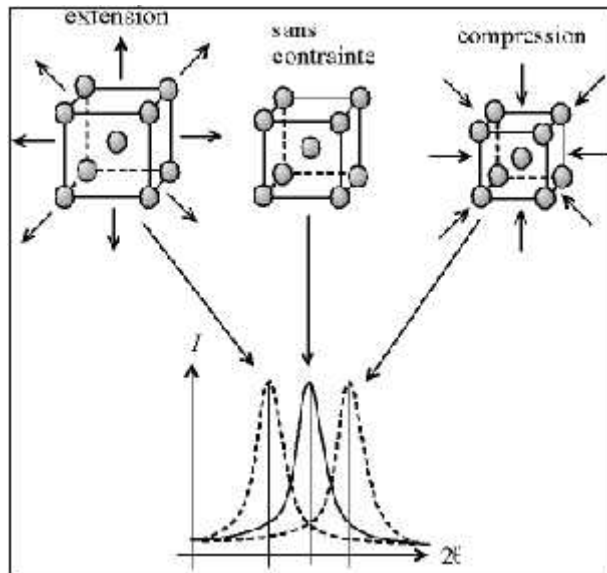


Figure II.27 - Ecart sur la position du pic dû à une contrainte

N.B. : la section suivante ne concerne que les diffractomètres à détecteur mobile, pas les chambres de Debye-Scherrer.

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

Cependant, les plans diffractants sont les plans parallèles à la surface de l'échantillon. On ne peut donc mesurer que les contraintes perpendiculaires à la surface, donc

- avec la géométrie de Bragg-Brentano, seules les contraintes perpendiculaires à la surface peuvent être mesurées,
- or, il n'y a pas de contrainte perpendiculaire à une surface libre (cf. théorie de l'élasticité), on ne pourra éventuellement voir un décalage que si les rayons X pénètrent profondément.

Dans le cas général, les contraintes sont anisotropes, et plutôt parallèles à la surface. Il faut donc rompre la géométrie de Bragg-Brentano, en inclinant l'échantillon ; ainsi, le vecteur de diffraction est incliné par rapport à la surface, on mesure l'écartement des plans non parallèles à la surface. Il y a deux manières de procéder pour l'inclinaison.

On peut incliner l'échantillon latéralement (*tilt*), autour de l'axe qui est l'intersection du plan du faisceau (plan contenant les faisceaux incident et diffracté) et la surface de l'échantillon, d'un angle χ . On parle de «montage chi» (prononcer "ki") ; ceci permet d'avoir la plus grande amplitude de mesure (χ varie de 0 à 90 ° en théorie, dans la pratique, l'intensité est trop faible vers 90 °), mais nécessite un montage spécial, appelé «berceau d'Euler» ou «montage 4 cercles».

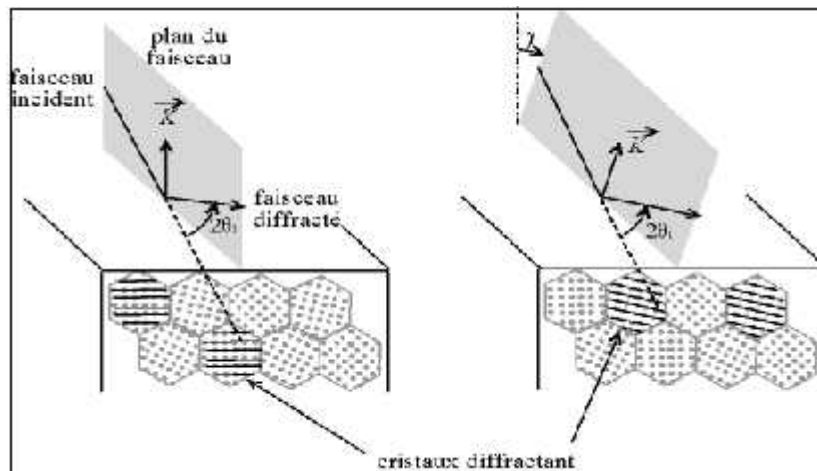


Figure II.26 -Montage chi : inclinaison latérale, ce ne sont pas les mêmes cristallites qui diffractent

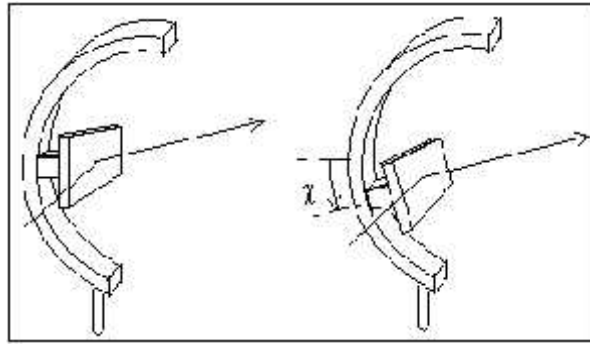


Figure II.27 -Berceau d'Euler ou montage 4 cercles : on peut incliner l'échantillon latéralement, notez qu'ici le plan du faisceau est horizontal

On peut aussi incliner l'échantillon selon l'axe perpendiculaire au plan du faisceau d'un angle α . On parle «montage Oméga» ou de «rocking curves». Ce montage peut se faire avec un appareil classique, puisque α est en fait l'angle d'incidence des rayons X ; on est limité en angle d'inclinaison (les faisceaux incident et diffracté sont à la limite tangents à la surface), mais comme on utilise en général des déviations 2θ importantes (le décalage du pic est plus marqué aux angles élevés), on dispose d'une amplitude correcte.

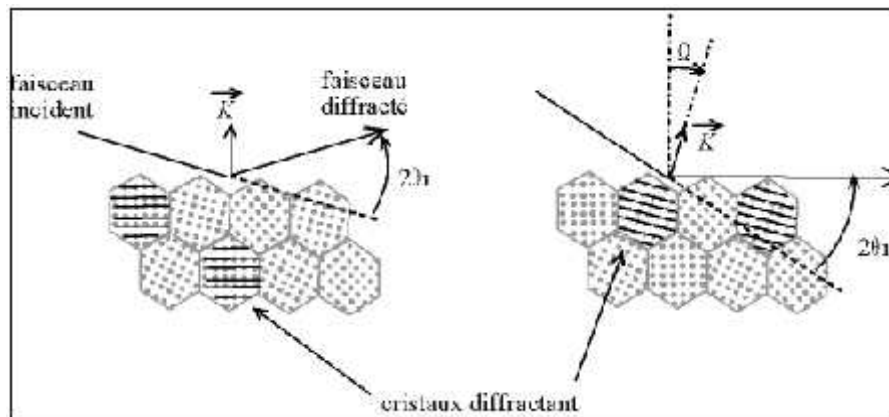


Figure II.28 -Montage Oméga : inclinaison de l'incidence du faisceau, ce ne sont pas les mêmes cristallites qui diffractent

Quelle que soit la méthode d'inclinaison, on fait ensuite tourner l'échantillon dans son plan (axe perpendiculaire à sa surface, *spin*) d'un angle ϕ (phi). Une fois l'échantillon dans cette position, on effectue un balayage autour du sommet du pic afin de pouvoir localiser celui-ci. On fait ceci pour plusieurs valeurs de α et de ϕ , ce qui permet d'avoir la "cartographie angulaire" des contraintes, et donc de calculer le tenseur des contraintes.

II.3.5 -Exemple : Mesure non destructive des contraintes résiduelles

II.3.5.1 -Cartographie des contraintes affleurantes

A -Le besoin : Les contraintes introduites par un traitement en surface, comme le grenailage de précontrainte et l'ablation au laser, s'étendent de plusieurs millimètres sous la surface, les plus grandes variations apparaissant dans le premier millimètre de la surface.

La détermination précise des déformations résiduelles par la diffraction est toujours tombée dans deux régimes spatiaux :

les mesures de surface mettant en oeuvre des rayons X très atténués (typiquement 1-100 mm)

les mesures en profondeur mettant en oeuvre des neutrons fortement pénétrants (typiquement 1-30 mm)

Une nouvelle technique de diffraction neutronique non destructive, appelée cartographie des contraintes affleurantes, a été mise au point pour sonder de façon continue entre 0,1 mm sous la surface et bien à l'intérieur des spécimens. Le retrait d'une couche et la reprise des mesures, très fastidieux, ne sont plus nécessaires.

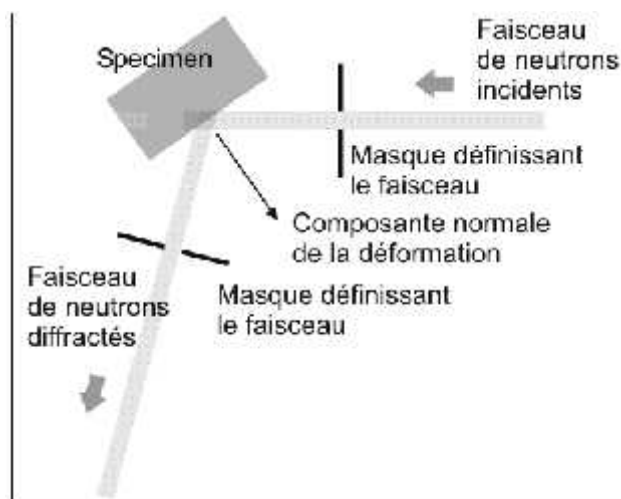


Figure II.29 -La composante normale de la déformation (indiquée par la flèche) se mesure au point d'intersection des faisceaux.

B -La technique :

La base de la technique est la même que pour l'exploration standard des déformations par diffraction des neutrons. Toutefois, des modes opérationnels spéciaux et du matériel spécifiquement conçu sont nécessaires pour effectuer des mesures précises des déformations à 1 mm de la surface (voir figure I.29)

II.3.5.2 -Exemple d'Applications

La profondeur de pénétration des neutrons dépend du type de matériau, mais elle est approximativement de 30 mm dans l'acier et de 300 mm dans l'aluminium. Cela permet d'appliquer la technique à une vaste gamme de matériaux industriels importants et à des composants essentiels à grandeur nature.

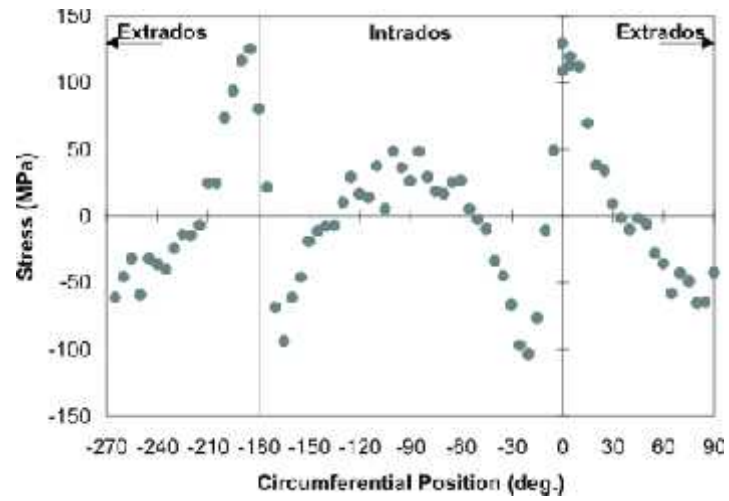


Figure II.30 -Variation des contraintes résiduelles (en MPa) mesurées autour de la circonférence d'un tube courbé. La position nominale de la face de dépouille est à 0°.

Chapitre III : Le comportement mécanique

III.1 -La Traction Simple [11] [13] [12]

Introduction

Les essais mécaniques sont des expériences dont le but est de caractériser les lois de comportements des matériaux (mécanique des milieux continus). La loi de comportement établit une relation entre les contraintes (pression=force/surface) et les déformations (allongement unitaire sans dimensions). Il est à noter qu'il ne faut pas confondre une déformation avec un déplacement ou une dilatation.

Cependant, la déformation d'une pièce dépend de la forme de la pièce et de la manière dont sont exercés les efforts extérieurs sur cette pièce. Il faut donc normaliser les essais. Des normes définissent donc :

- La forme de la pièce dont est fait le matériau ; on parle d'éprouvette normalisée ;
- Comment sont exercés les efforts sur l'éprouvette : on parle d'essai normalisé.

III.1.1 -Définition

Un corps cylindrique soumis à deux forces F_1 et F_2 colinéaires, de valeur égale mais de signe contraire ($F = F_1 = F_2$) et dont la ligne d'action passe par l'axe du cylindre, est en traction simple.

III.1.2 -Principe de l'essai de traction

L'essai en traction est l'essai mécanique le plus fréquemment utilisé. Il consiste à soumettre une éprouvette du matériau à étudier à une traction et à mesurer l'allongement l correspondant à une force F appliquée. *Figure III .1 -Exemple de machine et éprouvette de traction en alliage d'aluminium.*



Figure III.1 – Exemple d'éprouvette de traction en alliage d'aluminium.

L'éprouvette est tenue en deux points (par une pince ou un crochet), reliés à des filins. L'éprouvette est alors étirée à vitesse constante, et on relève la force de traction nécessaire en fonction de l'allongement. Ces essais permettent de tracer une courbe dite de traction.

III.1. 3 -Courbe de traction

A partir de cette courbe les caractéristiques suivantes peuvent être déduites :

- la déformation élastique en fonction de la force appliquée d'où on peut déduire, connaissant les dimensions de l'éprouvette, le module d'Young ;
- la limite élastique souvent notée R_e , ou bien la limite d'élasticité à 0,2% $R_{e0,2}$;
- la déformation plastique ;
- la résistance à la traction ou tension de rupture souvent notée R_m , qui est la contrainte maximale atteinte en cours d'essais.

Selon le matériau la température ou la vitesse de déformation, la courbe peut avoir différentes formes.

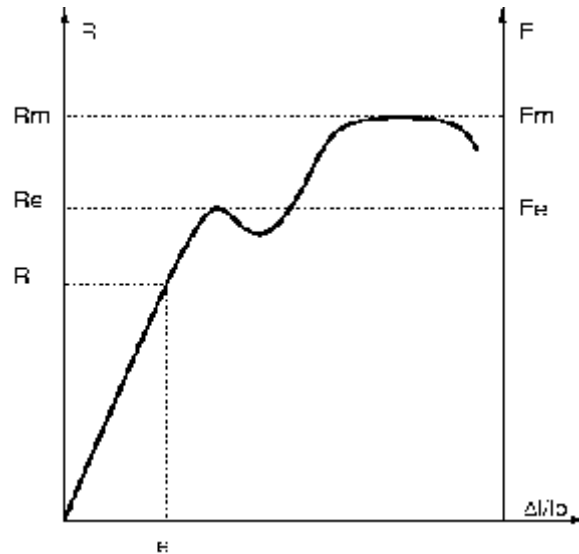


Figure III.2 - Courbe de traction d'un matériau ductile présentant un décrochement

- R contrainte / F Force
- R_m contrainte maximale avant rupture
- R_e limite apparente d'élasticité
- allongement relatif, usuellement noté

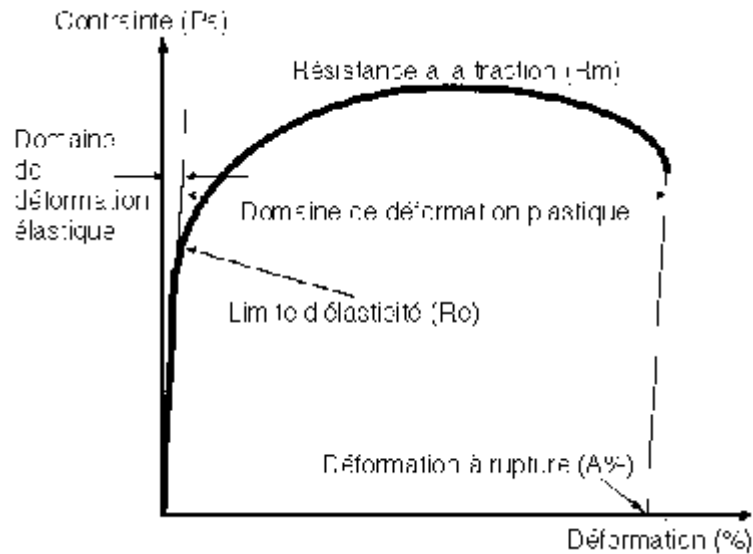


Figure III.3 - Désignation et symboles se rapportant aux courbes de tractions.

La courbe comporte deux parties

- **Le domaine de déformation élastique** : L'éprouvette a un comportement élastique linéaire et suit la loi de Hooke

$$\sigma = E \cdot \epsilon$$

E est le module d'Young ou module d'élasticité.

- **Le domaine de déformation plastique** : Dans ce domaine la déformation est irréversible : si l'on supprime la charge le matériau garde une déformation permanente. La courbe de traction passe par un maximum au delà duquel la contrainte diminue bien que l'allongement continue de croître. La déformation n'est alors plus homogène, elle est localisée dans la zone de striction (zone la plus mince de l'éprouvette).

De la courbe de traction nous obtenons les caractéristiques mécaniques d'un matériau :

1. **Limite d'élasticité** : ou $R_{e0,2}$ (pour 0,2% de déformation) : contrainte à partir de laquelle le matériau s'écarte de la loi de Hooke apparition de la première déformation plastique.

$$R_e = \frac{F_e}{S_0}$$

2. **Résistance à la traction** : contrainte maximale. Dans le cas des matériaux fragiles (pas de déformation plastique), R_e et R_m sont confondues.

$$R_m = \frac{F_m}{S_0}$$

3. *Allongement à la rupture* : c'est une mesure de ductilité car il est nul pour les matériaux fragiles.

$$A\% = 100 \cdot \frac{L_f - L_o}{L_o}$$

Dans cette expression, L_o et L_f sont respectivement les longueurs initiales et finales après rupture.

4. *Striction à la rupture* :

$$Z\% = 100 \cdot \frac{S_o - S_f}{S_o}$$

Dans cette expression si S_o et S_f sont respectivement les sections initiales et finales après rupture.

5. *Module de Young* : représenté par la pente de la courbe dans sa partie linéaire

6. *Coefficient de Poisson* :

$$\nu = \frac{(d_o - d) / d_o}{(L - L_o) / L_o}$$

où d_o et d sont respectivement le diamètre initial et le diamètre sous charge, L_o et L la longueur initiale et la longueur sous charge. est défini dans le domaine élastique.

III.2 -Contraintes subies pendant la fabrication et l'utilisation [14] [15]

Introduction

Les contraintes externes et internes varient beaucoup avec les conditions de chargement ; elles interviennent par leur intensité, multiplicité, périodicité et répartition dans l'espace et dans le temps. Les irrégularités de fonctionnement constituent un spectre spatial et temporel de contraintes.

Les gradients thermiques et les transformations de structure à coeur ou en surface, ainsi que la corrosion créent aussi des contraintes mécaniques.

En l'absence d'efforts extérieurs, un organe de machine est mécaniquement neutre : ses contraintes internes s'équilibrent.

III.2.1 -Contraintes internes

Avant toute mise en charge, les pièces sont le siège de contraintes de traction, compression, torsion (précontraintes) qui s'équilibrent, assurant ainsi leur neutralité mécanique. Au cours de leur fonctionnement, des efforts extérieurs s'y ajoutent : les contraintes internes peuvent ainsi être nocives ou bénéfiques.

Leur origine peut être soit des déformations plastiques non homogènes, soit des effets thermiques hétérogènes avec ou sans transformation physico-chimique.

III.2.1.1 –Types de contraintes internes

A -Contraintes internes d'origine mécanique

Les déformations plastiques non homogènes créent des distorsions des grains et des phases micrographiques du métal. Les contraintes sont donc de compression dans la zone écrouie, elles sont compensées par des contraintes de traction dans les zones voisines non écrouies.

Exemples de causes mécaniques de contraintes internes

1 - Par flexion plane dépassant R_e , puis retour au repos, le champ de contraintes dans un axe lisse devient dissymétrique, et tout chargement ultérieur dans le même sens donne une meilleure endurance.

4 - Par laminage à froid, on obtient en général par de faibles réductions, des contraintes de compression à coeur, mais c'est l'inverse pour des réductions $< 2\%$ ou $> 50\%$

5 - Tout usinage courant donne une couche écrouie de 5 à 100 μm .

Toutes ces déformations plastiques sont favorables à l'endurance, mais si, pendant la fabrication, elles étaient nuisibles, (déchirures internes ou externes), il faudrait les supprimer par divers moyens.

Notion d'incompatibilité : Une première difficulté se présente lorsque l'on veut prédire la déformation plastique d'un échantillon métallique sous l'effet d'une contrainte extérieure : l'évaluation du champ de contraintes régnant effectivement au voisinage des dislocations dont on veut étudier le mouvement. On ne peut se contenter en effet pour cela, en général, de la prise en compte des seules contraintes appliquées que l'on pourrait déduire directement de la connaissance des sollicitations extérieures.

Ce problème peut être illustré sur le cas simple d'un milieu élastique continu homogène non chargé, placé dans un champ de température variable. La dilatation, si elle était homogène, se ferait sans contrainte. Du fait que la température varie d'un point à un autre du cristal, il en va de même de la déformation (dilatation) thermique. Toutefois, le milieu ne peut accommoder n'importe quel champ de déformation sans perdre sa compacité, la déformation thermique s'accompagne donc d'une déformation élastique telle que la déformation totale soit compatible avec la conservation de la compacité.

Il en va de même pour un cristal déformé plastiquement et non chargé. Lorsque la déformation plastique est homogène, le système est libre de toute contrainte. Lorsque, au contraire, la déformation plastique est hétérogène, il se produit une déformation élastique qui assure la comptabilité. À cette déformation élastique est associée une contrainte élastique, calculable à partir des équations de l'élasticité. Cette contrainte est la contrainte interne appelée encore contrainte résiduelle. Un résultat très important est que la moyenne de cette contrainte, prise sur le volume de l'échantillon, est nulle. Si le milieu étudié est soumis, de surcroît, à un chargement extérieur – chargement uniforme, pour simplifier – tel que les contraintes associées en l'absence de déformations plastiques initiales soient elles aussi uniformes (on parle de contraintes extérieures, externes ou appliquées), il s'ensuit que le champ de contraintes local est, en général, non uniforme, puisqu'il résulte des contraintes appliquées et des contraintes liées à

l'incompatibilité des déformations plastiques initiales. Le problème se complique si le chargement provoque des déformations plastiques supplémentaires, l'accommodation des déformations plastiques initiales se faisant alors à la fois par des déformations élastiques et plastiques. Le champ de contraintes local est donc la somme du champ de contraintes appliquées et du champ de contraintes internes qui dépend, lui de la déformation plastique.

B -Contraintes internes d'origine thermique

Elles naissent dans les matériaux avec ou sans transformation de structure, elles peuvent être locales et variables dans le temps.

III.2.2 –Les contraintes résiduelles

III.2.2.1 -Définition des contraintes résiduelles

Les *contraintes résiduelles* σ_R sont des contraintes multiaxiales statiques existant dans un système isolé de température uniforme et en l'absence de tout chargement extérieur. En pratique, ce sont celles subsistant après la suppression du chargement introduit.

Dans une section, la répartition des contraintes résiduelles résulte de l'équilibre mécanique entre la zone occupée par la source des contraintes résiduelles et le reste de la section déformée élastiquement.

Du fait du caractère polycristallin et la plupart du temps polyphasé, des matériaux métalliques industriels, les déformations à l'origine des contraintes résiduelles peuvent intéresser des domaines de taille macroscopique ou microscopique.

III.2.2.2 -Différents ordres de contraintes

Selon l'échelle considérée, il est classique de distinguer trois ordres de contraintes selon leurs différents effets sur les déformations.

Les contraintes résiduelles du premier ordre ou d'ordre 1 (σ_R^I) sont homogènes, dans des domaines relativement importants s'étendant sur plusieurs grains dans le cas des matériaux monophasés. Les forces résultant des contraintes du premier ordre sont en équilibre dans chaque section de la pièce. Les contraintes résiduelles du premier ordre sont également appelées *contraintes résiduelles macroscopiques*. Ce type de contraintes entraîne une déformation globale des distances interréticulaires qui se traduit par un déplacement du pic de diffraction.

Il est important de noter que toute modification dans l'équilibre des forces de ces contraintes, se traduit par des variations dimensionnelles macroscopiques à l'échelle de la pièce.

Les contraintes résiduelles du deuxième ordre ou d'ordre 2 (σ_R^{II}) sont homogènes dans des domaines correspondant à un grain ou à une portion de grain pour des matériaux monophasés. Elles proviennent dans ce cas de la différence d'orientation cristalline entre grains voisins. Les forces résultant des contraintes du second ordre s'équilibrent sur un nombre suffisant de grains. Elles sont parfois appelées *contraintes résiduelles microscopiques homogènes*. 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.

Une modification de l'équilibre des forces associées à ces contraintes résiduelles peut se traduire par des variations dimensionnelles macroscopiques de la pièce.

Les contraintes résiduelles du troisième ordre ou d'ordre 3 (R^{III}) sont hétérogènes même dans des zones s'étendant sur quelques distances interatomiques. Elles sont associées en majorité aux déformations existant au voisinage des défauts cristallins (figure III.4). Les contraintes résiduelles du troisième ordre sont parfois appelées **contraintes résiduelles microscopiques hétérogènes**. Ce type de contraintes donne des variations de la distance interréticulaire autour d'une valeur moyenne qui entraîne un élargissement du pic de diffraction.

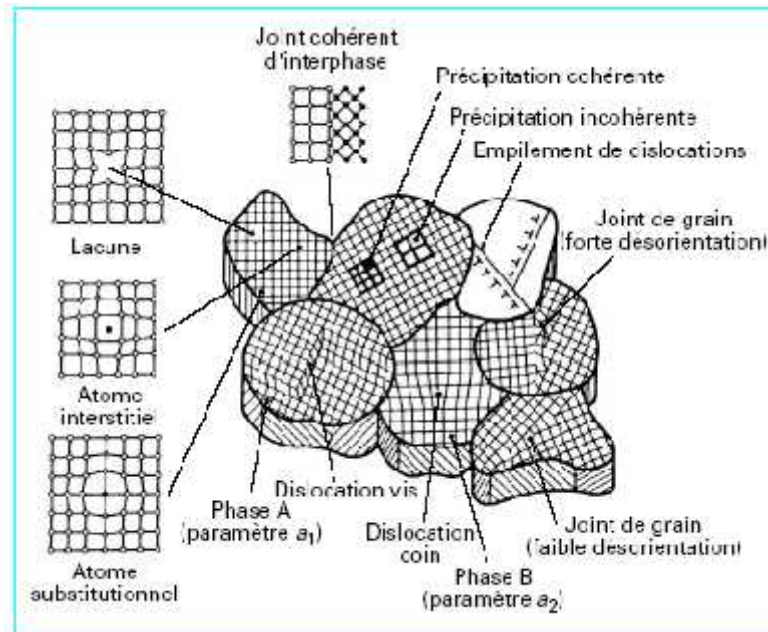


Figure III.4 - Représentation schématique de déformations qui sont à l'origine des contraintes résiduelles d'ordre 3

Les macrodéformations sont habituellement considérées comme les valeurs moyennes de la déformation. Elles sont aisément mesurées par diffractométrie des rayonnements pour laquelle le volume d'exploration correspond à cette échelle. Les contraintes associées sont les macrocontraintes.

Les microdéformations correspondent aux valeurs moyennes de la déformation dans un volume de la dimension du domaine cristallin représentatif. Les macrodéformations sont les valeurs moyennes de ces microdéformations. Aucune technique actuelle ne permet de mesurer ces microdéformations mais la diffractométrie des rayonnements permet d'atteindre la variance de leur distribution.

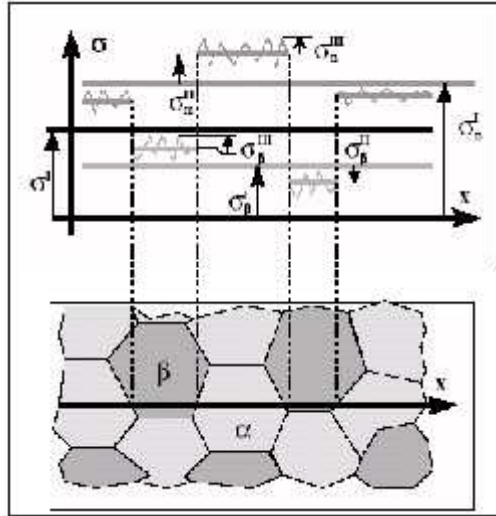


Figure III.5 -Ordre des contraintes dans un polycristal[1]

III.2.2.3 -Origine des contraintes résiduelles

Toute hétérogénéité de déformation introduite à *toute échelle de la structure* entraîne l'existence de *contraintes résiduelles*.

De manière générale, les macrocontraintes résiduelles ou d'ordre 1 sont le résultat de l'activité des sources fondamentales suivantes agissant seules ou en combinaison :

- déformation plastique hétérogène pièce soumise à des sollicitations mécaniques externes ;
- déformation plastique hétérogène pièce soumise à des sollicitations thermiques ;
- variation de volume hétérogène due à des transformations de phase à l'état solide.

Dans la réalité, divers effets à savoir mécaniques, thermiques et métallurgiques sont le plus souvent interdépendants comme le montre la figure III.6

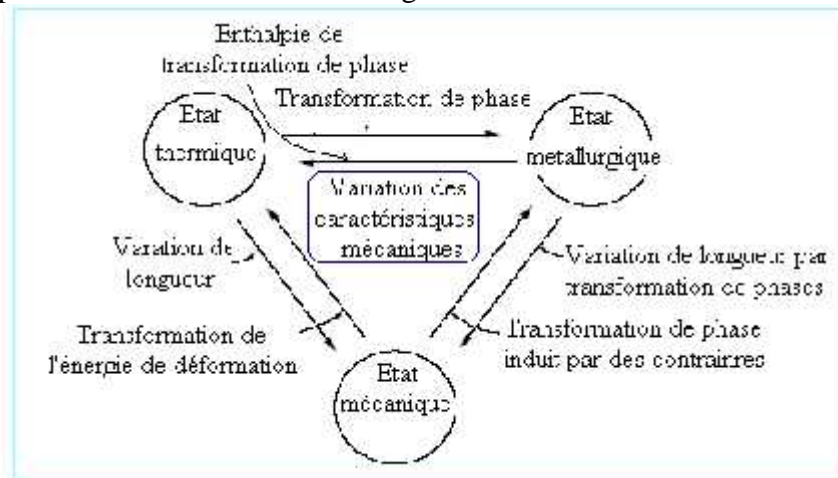
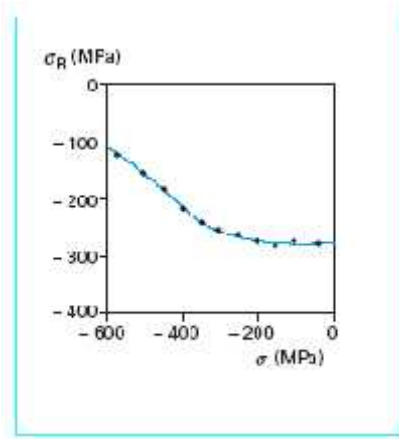


Figure III.6 -Origine des contraintes résiduelles. Interdépendance entre les états du matériau

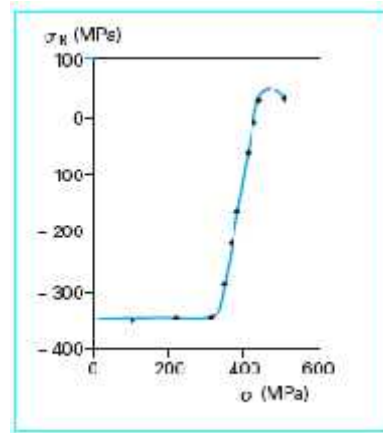
III.2.2.4 -Relaxation d'origine mécanique Par déformation plastique

Un exemple est illustré par la figure III.7. Il montre qu'une déformation plastique réduit de façon importante les contraintes résiduelles.

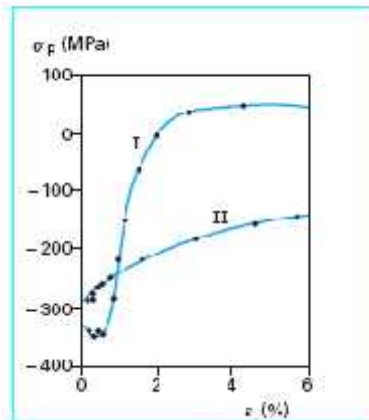
La figure III.7 concerne une pièce en alliage d'aluminium de nuance 2014 grenillée puis soumise à une déformation plastique uniaxiale. La relaxation des contraintes résiduelles se produit aussi bien en traction qu'en compression.



a -Contrainte résiduelle en fonction de la contrainte de la compression appliquée



b -Contrainte résiduelle en fonction de la contrainte de traction appliquée.



I -Relaxation par traction

II -Relaxation par compression

c -Contrainte résiduelle en fonction de la déformation plastique appliquée

déformation plastique uniaxiale

contrainte appliquée

Alliage d'aluminium 2014

Figure III.7 -Relaxation mécanique par déformation plastique uniaxiale des contraintes résiduelles de grenailage.

Chapitre IV : Procédures Expérimentales

Introduction

Ce travail consiste à caractériser les matériaux par courants de Foucault classiques. Les expérimentations réalisées ont montré de larges possibilités d'analyse, par cette méthode, de l'évolution des diverses caractéristiques métallurgiques. Il serait intéressant d'utiliser les C.F. 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, le cycle d'hystérésis et la diffraction par rayons X. 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 confirmerons ensuite nos résultats par la micrographie et l'essai de microdureté.

IV.1 -Matériaux utilisés

Nous savons que le souci majeur de l'industrie aéronautique est d'atteindre un niveau de sécurité maximal, ce qui pèse sur le choix des matériaux. Ils doivent résister à des cadences élevées à de très fortes sollicitations.

Dans le cas de notre étude trois différentes nuances de matériaux ont été choisies à savoir: deux aciers qui sont l'acier inoxydable martensitique Z15CN16-02 très utilisé en aéronautique ainsi que l'acier ordinaire E24 de façon comparative ; et un alliage d'aluminium, le duralumin 2024. Les compositions chimiques, selon les fiches techniques de ces matériaux, sont données par les tableaux IV-1a et IV-1b.

IV-1-a Composition chimique des aciers utilisés

Nuance	Composition chimique									
	C	Mo	Cu	Ni	Mn	Cr	P	Si	V	S
E24	0.15	Traces	0.162	<0.03	0.283	Traces	0.037	0.138	<0.01	0.018
Z15CN16-02	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.

IV-1-b Composition chimique de l'alliage d'aluminium utilisé.

Nuance	-	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Zr+Ti	Al
--------	---	----	----	----	----	----	----	----	----	----	-------	----

2024	Min.	/	/	3.80	0.30	1.20	/	/	/	/	/	le reste
	Max.	0.50	0.50	4.90	0.90	1.80	0.10	/	0.25	0.15	0.20	

IV.2 -Les essais de traction

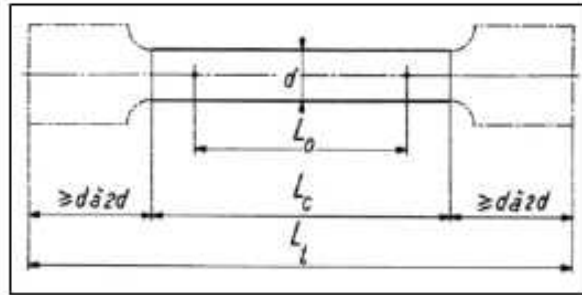


Figure IV.1 -Dimensions de l'éprouvette.

$$L_0 = k \sqrt{S_0}$$

$$L_c = L_0 + (d / 2) \text{ à } L_0 + 2d$$

$L_t = L_c + 2d$ ou $L_c + 4d$ suivant le nombre d'attache avec S_0 section initiale de l'éprouvette.

La forme des têtes d'éprouvettes n'est figurée qu'à titre indicatif.

-Procédure suivie :

- 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.
- 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 doit être constante et 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 les forces 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. Nous déterminerons dans ce qui suit chacune des forces pour chacun des matériaux étudiés.

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).

1. Acier inoxydable : A partir de la courbe moyenne obtenue de traction, les forces F_1 et F_2 sont déterminées :

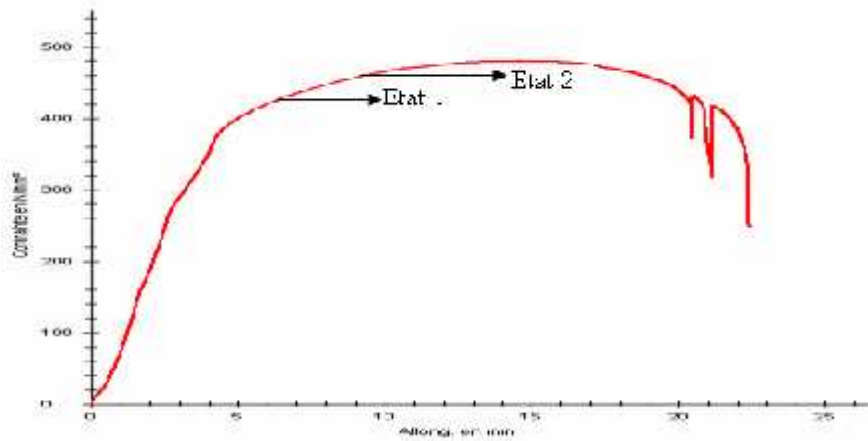


Figure IV.2 - Courbe moyenne de traction uniaxiale ; (L'acier inoxydable).

$$F_1=26000\text{KN} \quad F_2=27000\text{KN}$$

2. L'acier ordinaire :

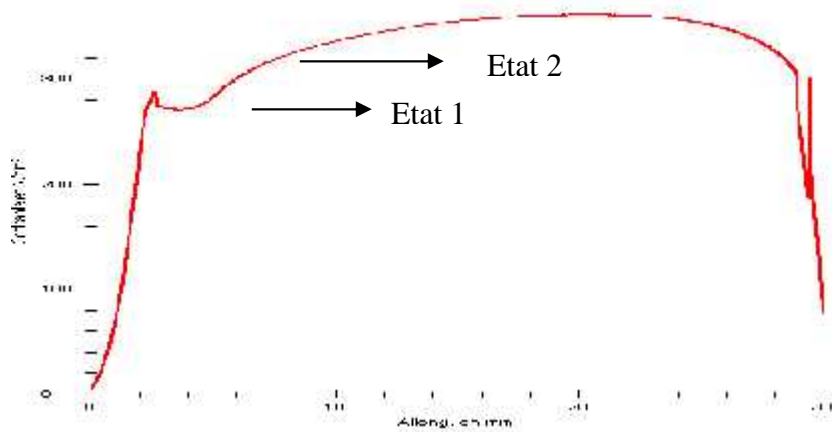


Figure IV.3 - Courbe moyenne de traction uniaxiale (L'acier ordinaire).

$$F_1=37000\text{KN} \quad F_2=40000\text{KN} \quad \text{Etat 2}$$

3. Le duralumin :

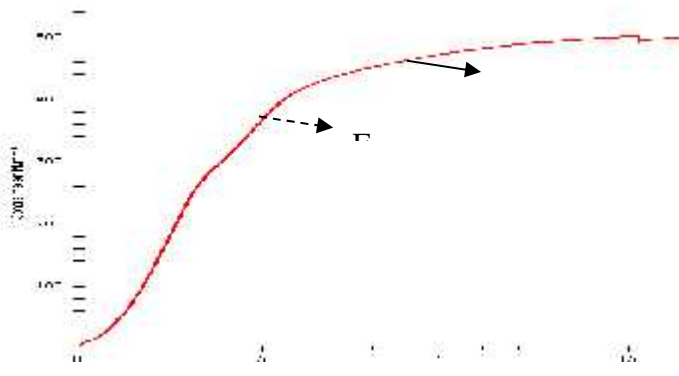


Figure IV.4 - Courbe moyenne de traction uniaxiale (l'aluminium)

$F_1=45000\text{KN}$ $F_2= 57000\text{KN}$

IV.3 -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 IV.5).

La chaîne permettant la mesure par CF est constituée par un analyseur d'impédance de type (Agilent 4284A) (figure IV.5), relié à deux sondes. Ces sondes sont constituées de nombre de spires bobinées 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 systématique ou d'expérience.

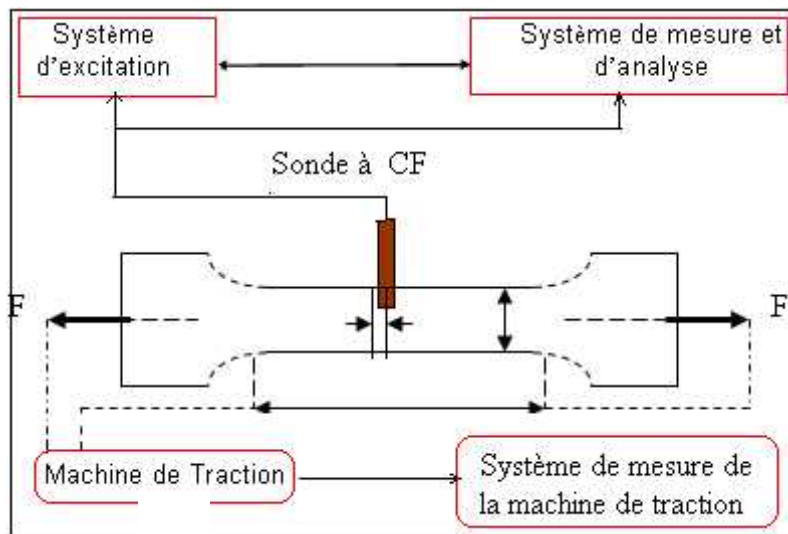


Figure IV.5 -Principe du système de mesure (Traction et courants de Foucault)

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

- échantillon soumis à une force F_1 pendant 1 heure avec des mesures par courant de Foucault toutes les 05 minutes par deux sondes.
- 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.
- Un autre échantillon soumis à une force F_1 pendant 1 heure. Le même échantillon est soumis à la force F_2 pendant 1h (la machine de traction ne permettant pas de charger la force F_2 continuellement, nous avons été obligé de décharger à 0 puis

de recharger à F2). Cette procédure sera décrite comme la méthode continue, dans toute l'étude.

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.

IV.4 -Acquisition par bruit Barkhausen :

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. Différents traitements seront effectués :

- Traitement sur le BN par des outils de traitement de signal
- Tracé de cycle d'hystérésis permettant 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 IV.6)

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

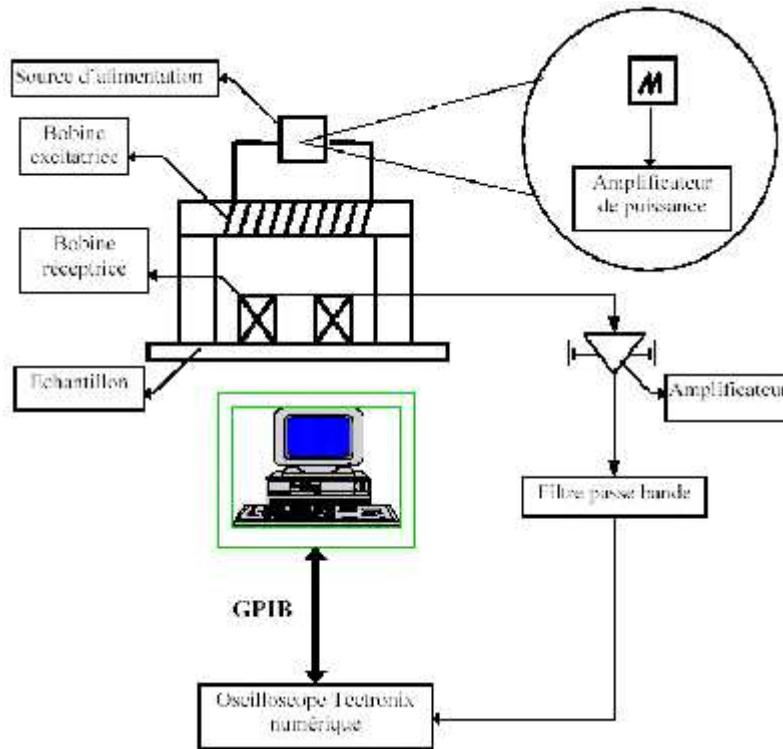


Figure IV.6 -Système de mesure du Bruit de Barkhausen[1]

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.

IV.5 -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:

$$K_1 = 1.5405 \text{ \AA}$$

$$K_2 = 1.5443 \text{ \AA}$$

$$K = 1.39 \text{ \AA}$$

La troisième sera filtrée de sorte que seules les deux raies $K_{\alpha 1}$ et $K_{\alpha 2}$ 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.

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 : $1,54056 \text{ \AA}$.• Filtre : Nickel.• Balayage en 2θ : de 35 à 140°• Step size en 2θ : $0,02^\circ$.• Temps de comptage : 1 s.• Températures d'analyse: 25°C.	Dix éprouvettes de traction en acier inoxydable de nuance Z 15CN 16-02.

Après avoir effectué les expériences décrites auparavant, nous avons réalisé les micrographies de nos échantillons ainsi que des mesures de microdureté. Notre but étant de confirmer les résultats trouvés grâce aux méthodes de control non destructives.

IV.6 -Méthodes d'examens métallographiques - Examen par microscopie optique

IV.6.1 -but de l'examen

L'examen micrographique a pour but principal la mise en évidence de la structure de l'échantillon et des inclusions non métalliques lors de l'observation au microscope optique.

IV.6.2 -Préparation micrographique de l'échantillon

IV.6.2.1 généralités

L'obtention de la surface d'examen nécessite une suite d'opérations allant du prélèvement effectué sur le produit à l'attaque micrographique. Des règles strictes sont possibles à édicter, et la norme NF A 05-150 donne un ensemble de renseignements qui doivent être considérés comme des conseils constituant un guide de bonne pratique.

IV.6.2.2 -Prélèvements de l'échantillon

Des précautions devront être prises pour éviter une modification de la structure du métal, résultant soit d'un échauffement, soit d'une déformation du métal entraînant un écrouissage.

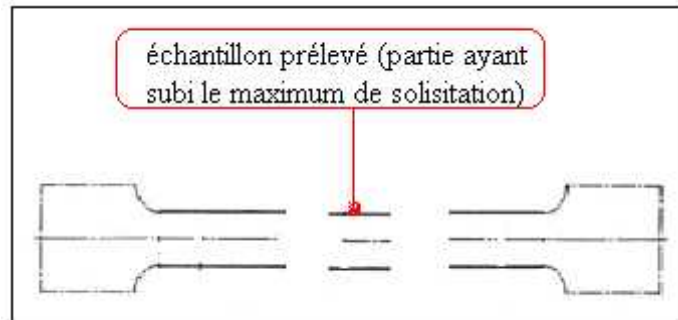


Figure IV.7 -Schéma montrant l'échantillon prélevé après sollicitation

IV.6.2.3 -Préparation de la surface d'examen

L'échantillon est découpé de façon à obtenir une surface d'examen, généralement comprise entre 1 et 10 cm², et présentant les divers types d'état de surface suivants :

- états de surface usuels ;
- brut de tronçonnage ;
- ayant subi une passe sur bande abrasive ;
- rectifié.

Le polissage se fait généralement en deux étapes :

- prépolissage ;
- polissage de finition.

Afin d'obtenir une surface plane et d'éviter un arrondissement des bords, on peut insérer l'échantillon dans un montage ou l'enrober.

IV.6.2.4 -Attaques micrographiques (attaque chimique)

Il y a attaque préférentielle ou coloration de certains constituants par rapport à d'autres. L'attaque micrographique donne des différences de relief ou de coloration, entre les différents constituants ou entre les cristaux différemment orientés d'une même phase, ce qui permet de les observer.

Nos échantillons ont subi les attaques chimiques suivantes :

- Pour l'acier ordinaire : le nitale de composition
Solution de 10% à 20% d'acide chlorhydrique (1.19 g /l) dans l'éthanol.
Durée d'immersion de la pièce : 3 à 30 minutes.
- Pour l'acier inoxydable : l'acide picrique de composition
1g d'acide picrique (cristallisé) + 5ml d'acide chlorhydrique + 100ml d'éthanol.
Durée d'immersion de la pièce : de 20 secondes à quelques minutes.
- Pour le duralumin : une attaque de Keller de composition
2ml HF + 3ml HCl + 5ml HNO₃
Durée d'immersion : 1 minute

Chapitre V : Résultats et interprétations

Introduction

Les pièces réalisées ont été soumises à une procédure expérimentale définie de façon à obtenir différentes modifications de caractère mécanique dans le matériau. Les éprouvettes ont été découpées et ont été usinées en conformité avec la norme française NF A03-160. (Chapitre4)

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 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. Le signal recueilli est amplifié et filtré. Les acquisitions sont effectuées par un oscilloscope numérique qui permet la digitalisation des signaux. Différents traitements seront effectués :

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

La comparaison des résultats se fera avec La diffraction X .Elle permet, entre autres, de déterminer la structure cristalline des composés ayant une densité électronique périodique.

Le montage utilisé est un diffractomètre « X'PERT PRO MPD » de la compagnie Philips. L'acquisition de données se fera sur ordinateur grâce à un logiciel réalisé en langage de programmation graphique.

Résultats et Interprétations

V.1 -Le contrôle non destructif

V.1.1 -Résultats du contrôle par Courant de Foucault et Bruit Barkhausen

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 à 25minutes. Une stabilité de l'impédance avec de faibles oscillations est perçue au-delà de 15minutes autour de 53,8 . 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 importants dans ce cas. La charge appliquée F_2 provoque des mouvements dans la microstructure qui se répercute 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 microstructurale (Figure V.1).

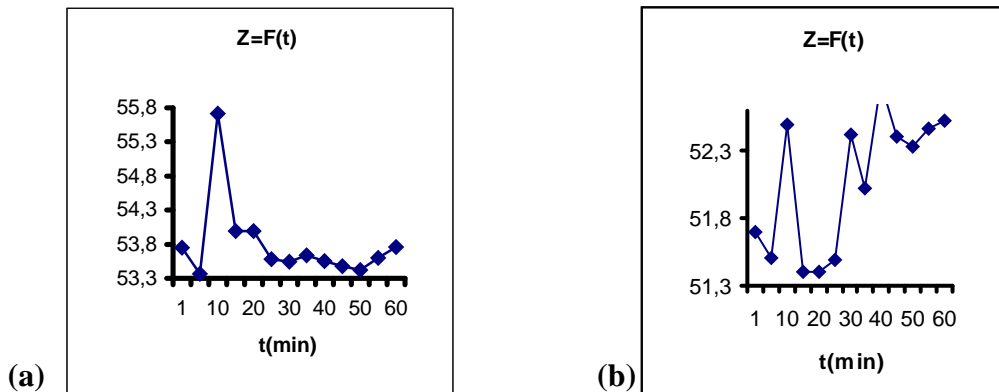


Figure V.1 -L'impédance en fonction du temps de sollicitation (a)Essai1- $F_1= 26KN$
 (b)Essai2- $F_2=27,5KN$

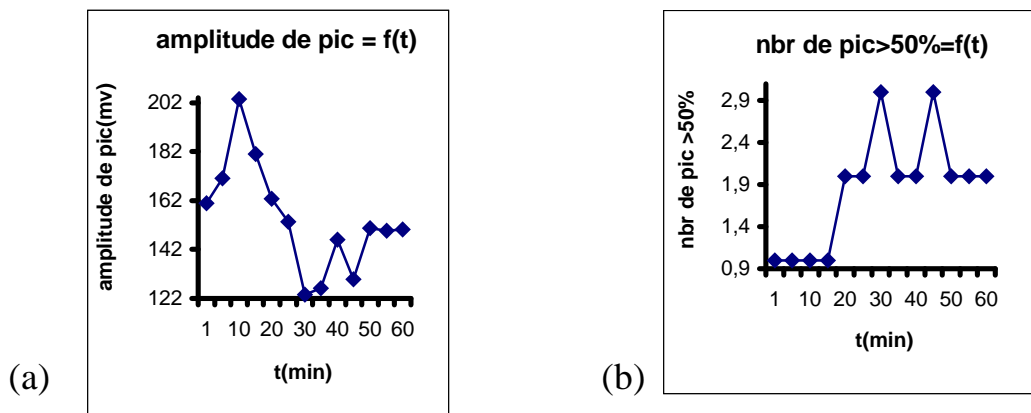


Figure V.2 -(a)Amplitude du pic de la FFT en fonction du temps de sollicitation.
 (b)Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai1- $F_1=26KN$)

La méthode continue confirme la conclusion citée pour l'aluminium voir que les mouvements électromagnétiques sont aléatoires et que les contraintes internes subies par les sollicitations, répondant différemment d'un échantillon à un autre, sans pour autant différenciés dans le fond. Nous remarquons que le pic est décalé à 30 minutes pour la même charge. Une stabilité est perçue au delà de ce temps. (Figure V.1) l'acier inoxydable présente des mouvements microstructuraux qui s'accompagnent par des mouvements électromagnétiques et par conséquent des oscillations impédances et cela ne peut s'expliquer que par les contraintes internes subies par les sollicitations de traction.

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 à partir de la FFT, montre que pour la charge F_1 en fonction du temps (Figure V.2.a), les oscillations sont assez importantes et d'amplitudes élevées à $t = 10-20$ minutes, accompagnées 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 stables autour 81 mv et cela pour $t > 10$ minute. (Figure 5.9). Pour le cas continu, la même constatation que celle obtenue par CF est à signaler, à savoir que pour une charge F_1 , les résultats ne sont pas répétitifs les amplitudes ne sont pas les mêmes mais la forme du signal est identique.

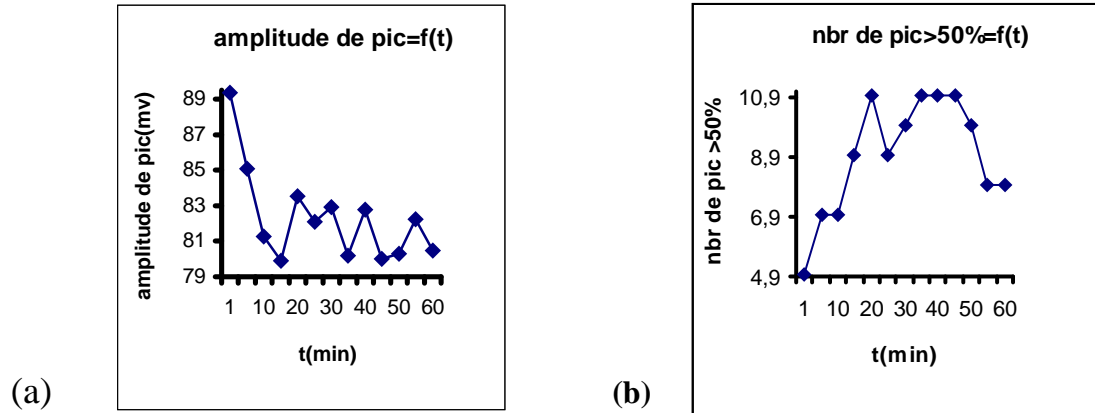


Figure V.3 -(a) Amplitude de la FFT en fonction du temps de la sollicitation
(b) Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation. (Essai2- $F_2=27,5KN$)

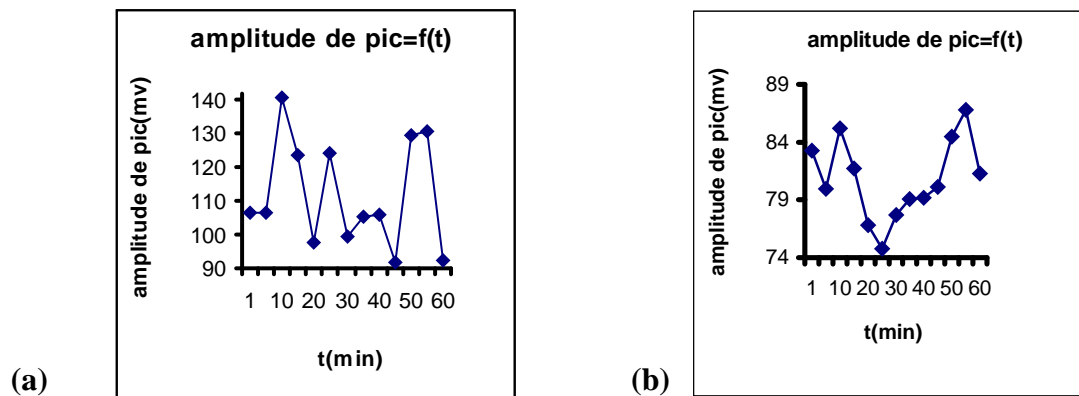


Figure V.4 -L'amplitude de la FFT en fonction du temps de sollicitation
(a)Essai3- $F_1=26KN$ (b) Essai3- $F_2=27,5KN$.

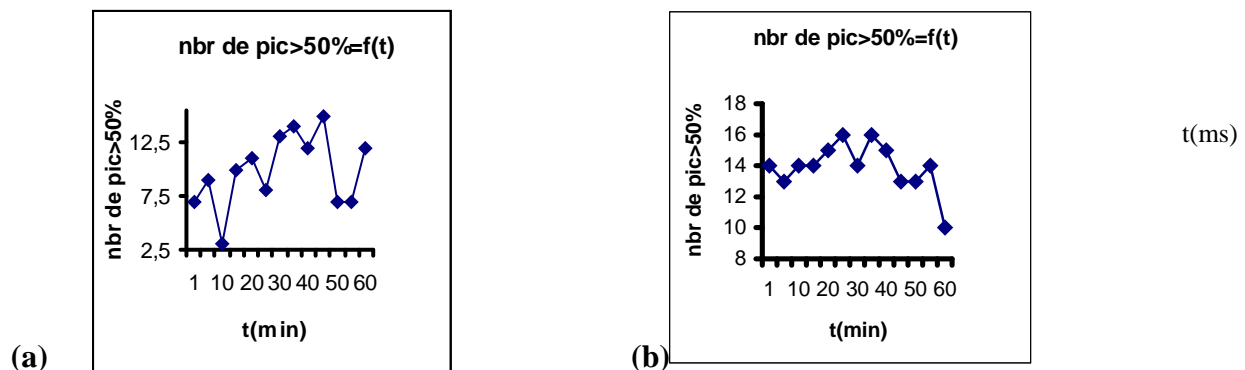


Figure V.5 -Nombre des pics >50% en fonction du temps de sollicitation.

(a) Essai3- $F_1=26KN$ (b) Essai3- $F_2=27,5KN$

Nous remarquons que les oscillations pour le cas continu sont plus importantes mais d'amplitudes légèrement différentes. L'application de la charge F_2 dans le cas continu 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 microstructuraux. Le nombre d'oscillations est en diminution entre F_1 et F_2 , le matériaux se stabilise donc, sont aspect magnétique tends vers une saturation.

En conclusion à cette analyse simple sur la FFT en fonction du 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, généralement il nous informe sur l'état microstructural. Nous allons considérer uniquement les pics d'amplitude supérieure à 50% de l'amplitude maximale, où nous supposons que l'influence est importante sur l'état microstructural. 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 V.3). 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 trouvé par l'étude BN est toujours en liaison avec le nombre d'événements qui se produisent dans la microstructure sinon l'aspect cristallographique dans le matériau soumis aux contraintes externes.

Pour la charge continue, une comparaison entre les deux courbes obtenues (Figure V.5) montre que le nombre de pic est plus important pour une charge F_2 et donc le nombre d'événement sont plus importants.

Les paramètres de l'enveloppe :

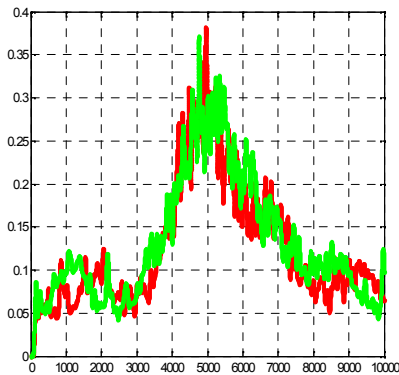
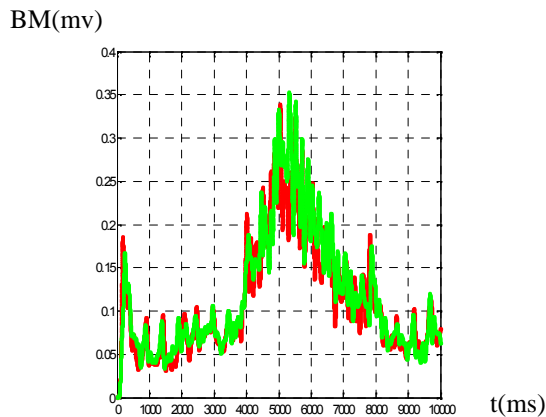


Figure V.6 -L'enveloppe à deux temps de charge rouge: $t_1= 5min$ et vert: $t_4= 20min$. (Essai1- $F_1=26KN$)



L'enveloppe à deux temps de charge rouge : $t_1= 5min$ et vert : $t_4= 20min$ (Essai2- $F_2=27,5KN$)

BM(mv)

BM(mv)

(a) t(ms) (b) t(ms)

Figure V.7 -L'enveloppe à deux temps de charge rouge : $t_1 = 5min$ et vert : $t_2 = 20min$

(a) Essai3- $F_1=26KN$ (b) Essai3- $F_2=27,5KN$

En conclusion sur l'information tirée par le nombre de pic, nous remarquons que pour une charge proche de la rupture le nombre d'événements augmente et donc le nombre de contraintes augmente. En ce qui concerne la position du pic principale, les résultats obtenus montrent que pour une charge F_1 en fonction du temps de charge (Tableau V.1), il se décale légèrement vers la droite, pour une charge F_2 la même remarque est constatée (Tableau V.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 continu, on remarque ce décalage. Le matériau ayant subi une force F_2 décale le pic principal vers la droite. De plus, le matériau proche de la rupture entraîne un décalage du pic par rapport à une charge située juste à la limite d'élasticité. (Tableau V.3) ; On remarque que l'amplitude change en fonction du temps de charge, mais de plus la largeur à mi hauteur est différente suivant le temps de sollicitation .Cette analyse est très importante dans la détermination éventuelle du temps de vie « prédiction life d'un matériau »

V.1.2 -Le cycle d'hystérésis

Les résultats obtenus par le traitement du cycle d'hystérésis donnent un aperçu sur le comportement magnétique du matériau. En effet, l'analyse cité précédemment est confirmé dans le sens que le champs coercitif H_c , la rémanence B_r ou le moment de saturation B_s sont liés au facteur temps de charge .En plus de l'intensité de la charge qui modifie le H_c , B_r , B_s , cette variation de H_c et B_r ne peut être du qu'aux sollicitations externes et aux contraintes internes qu'elles engendrent.

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

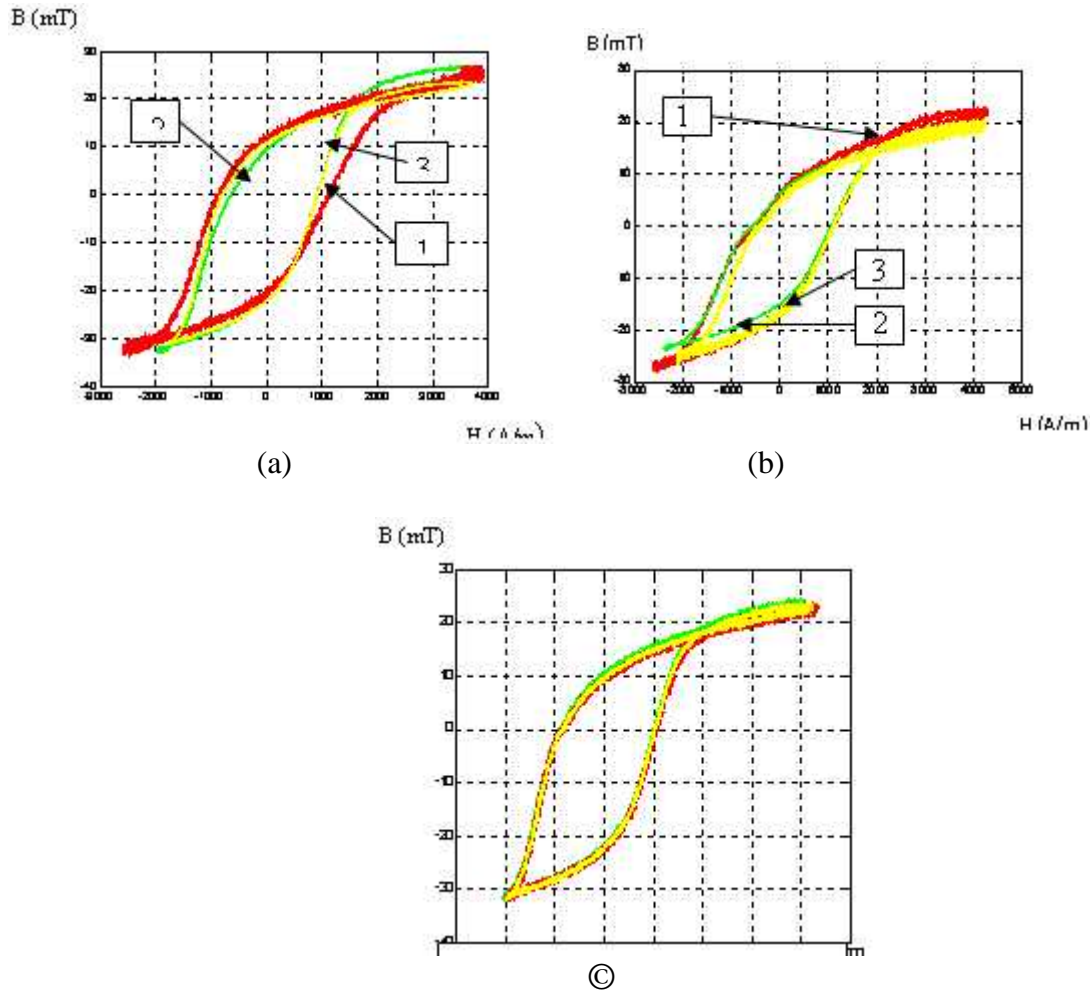


Figure V.8 -Cycle d'hystérésis à trois temps $t_1= 1min$, $t_2= 10$, $t_3=25min$

- a) pour la charge $F1$
- b) pour la charge $F1 + F2$
- c) pour la charge $F2$

V.1.3 -La diffraction par Rayons X

Afin de vérifier les résultats obtenus par les méthodes non destructives, nous avons procédé à des essais de diffraction par rayon X. La première constatation est que les résultats obtenus par diffraction des rayons X, sur les échantillons soumis à une charge F_1 en fonction du temps, sont différents et dépendent 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 1bn et 1cf). Cette réalisation est confirmée par les méthodes de contrôle non destructif. Pour un échantillon soumis à F_1 , les résultats obtenus par exemple par CF ne sont pas rigoureux 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) où 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, les raies correspondantes disparaissent.

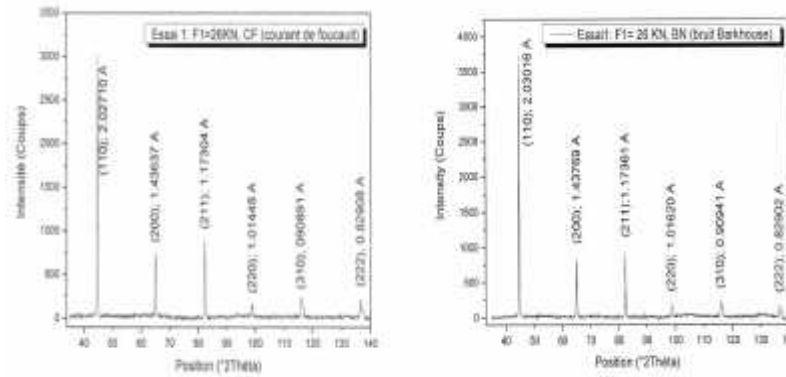


Figure V.9 - Mesure de l'intensité en fonction de l'angle 2θ déviation

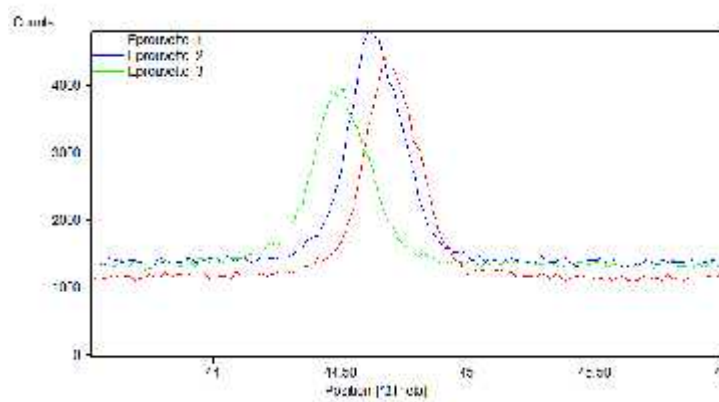


Figure V.10 - Position de la raie dans l'acier

inoxydable en fonction des charges.

Ce résultat est important car il permet de déterminer l'existence de la contrainte résiduelle et de procéder à sa quantification. Il est confirmé par les tests effectués par diffractions X ; en effet, on remarque les mêmes décalages du pic principal vers la droite des échantillons, en fonction de la charge appliquée. La deuxième remarque est que l'amplitude augmente si on a appliqué la charge F_1 ou F_2 ou l'essai continu.

En effet, nous avons remarqué le décalage de la position du pic principale lorsqu'il est soumis à des charges F_1 , F_2 ou essai continu. De plus les analyses par CND permettent de vérifier en temps réel l'évolution du pic d'amplitude maximale en fonction du temps de charge.

Tableau V.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 V.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 V.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

V.2 -Méthodes de contrôle destructives

V.2.1 -La micrographie

Les résultats obtenus par les méthodes destructives ne donnent pas de conclusion. En effet les micrographies obtenues ou bien la microdureté ne donne aucune conclusion sur l'aspect nanostructurale et donc sur les contraintes dans le matériau. Le seul moyen de vérifier les résultats obtenus par les méthodes de CND est : ou bien la diffraction ou bien la micrographie par microscope électronique car nous sommes à une échelle nano.

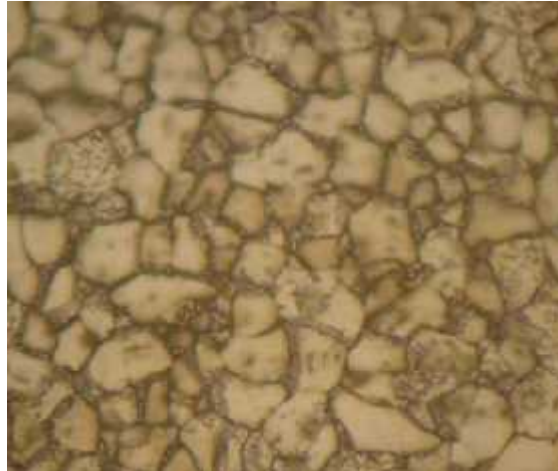


Figure V.11 -Micrographie de l'acier E24 1000X (3B.N.)

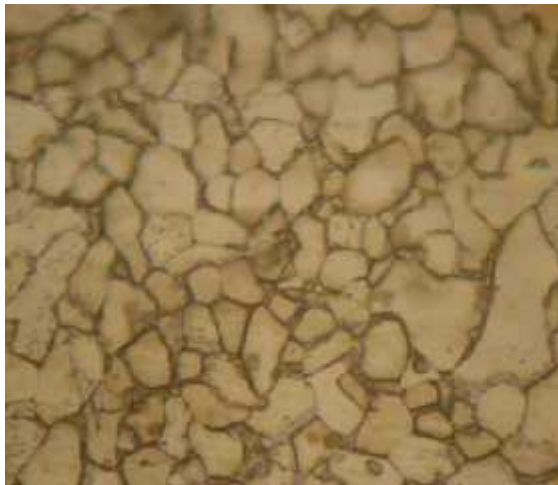


Figure V.12 -Micrographie de l'acier E24 1000X (2CF)

V.2.2 – Mesures de microdureté

Pour chaque échantillon, des mesures sont prises sur différents points de sa surface. Les valeurs moyennes de cette grandeur sont portées dans les tableaux IV-2 (a, b et c).

Tableaux V.4 - Valeurs moyennes des duretés (Hv) obtenues :

a) Acier ordinaire E24 :

Echantillon	C.F. F1	C.F. F2	C.F. F1+F2	B.N F1	B.N. F2	B.N. F1+F2
Microdureté (HV)	154	170.5	169.4	156.25	231.33	195

b) Acier inoxydable Z15 CN16-02 :

Echantillon	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Microdureté (HV)	189.8	198.7	219.7	227.6	230.5	244.9	156.7	183	207.8	187.8

c) Duralumin 2024 :

Echantillon	1	2	3	4
Microdureté (HV)	162.7	154.8	154.9	149

Conclusion

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, permet l'évaluation du matériau. Les résultats par CF, BN et par cycle d'hystérésis confirment que les oscillations obtenues par CND sont dues 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. 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, en plus du décalage de pic obtenu par diffraction X ou par BN en fonction de la charge, la variation de champ coercitif, la rémanence, l'induction de saturation et la largeur de pic d'amplitude maximum à mi hauteur du BN, obtenues en fonction du temps de charge, montrent clairement que les échantillons sont dans des états instables par la présence de la contrainte. Il s'agirait de quantifier ces contraintes à l'avenir et donc se rapprocher plus de la prédiction life des installations.

Ce travail nous a permis de déterminer les contraintes résiduelles que subit un matériau par des procédés non destructifs. Néanmoins plusieurs travaux restent à analyser. Les résultats obtenus sont importants dans le sens où il est possible dans le futur de ne plus recourir au contrôle destructif pour déterminer les caractéristiques du matériau, il suffit simplement de mesurer l'impédance ou la phase régit par la création des courants de Foucault.

Cette conclusion est extrêmement importante, car elle permet l'application de ces résultats dans le contrôle non destructif en service (Inspection in Service) qui est un domaine dans le contrôle non destructif. Le gain économique est important dans le sens qu'il permettrait le contrôle des équipements sans procéder à l'arrêt.

LISTE DES SYMBOLES ET DES ABREVIATIONS

M	: L'aimantation magnétique
H	: Le champ d'excitation magnétique
	: La susceptibilité magnétique
B	: L'induction magnétique
μ_0	: La perméabilité à vide
μ_r	: La perméabilité relative
N	: Nombre d'atome
	: Coefficient de déformation
L	: Variation de la longueur dans la direction de magnétisation
E_{el}	: L'énergie élastique
$\cos \theta_1$: Cosinus directeur de l'aimantation
$\cos \theta_2$: Cosinus directeur de l'aimantation
$\cos \theta_3$: Cosinus directeur de l'aimantation
H_{ef}	: Le champ effectif
H_a	: Champ magnétique appliqué
H_d	: Champ démagnétisant
a	: Paramètre de la maille
c	: Paramètre de la maille
I	: L'intensité des courants de Foucault
	: Le profondeur de pénétration standard
j_0	: Densité du courant de surface
j_x	: Densité du courant a profondeur x
w	: La pulsation
	: 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
	: 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
α_s	: Coefficient de magnétostriction à saturation
H	: 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)
	: L'angle d'incidence
d_0	: La distance interréticulaire
Δd_0	: La variation de position du pic

Δx_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
 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
 BMM : Le bruit magnétomécanique
 L_c : La longueur calibrée
 L_t : La longueur total

Références bibliographiques

1. MEKHLOUF Sarah, « Caractérisation des contraintes dans les matériaux par des procédés magnétiques ». Thèse : Université Saad Dahleb. 2007.
2. Technique d'ingénieur, « Évaluation non destructive de la qualité des matériaux » M 4 130.
3. 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.
4. 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.
5. Revue pratique de Contrôle Industriel ». Supplement au n° 203. Mars 1997.
6. Tahraoui A. « étude et réalisation d'un système de magnétisation de forte puissance et caractérisation non destructive de matériaux par Bruit Barkhausen ». Thèse : U.S.T.H.B. 1997.
7. Université de Montréal Lab vii · Diffraction des rayons X · 1.
8. Site Internet Wikipedia. « la diffraction par rayon X ».
9. Technique d'ingénieur, « Aciers inoxydables critères de choix et structure » M4 540.
10. Technique d'ingénieur, « Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés ». M 440.
11. Bailon J.P., Dorlot J.M. « Des Matériaux », Presse Internationales Polytechnique. Troisième édition 2000.
12. Technique d'ingénieur, « Essais mécaniques des métaux » M 120.
13. Site Internet Wikipedia, « L'essai de Traction ».
14. Technique d'ingénieur, « Précontraintes et traitements superficiels » M 1 180.
15. Technique d'ingénieur, « Traitements thermiques des aciers inoxydables. ». M 1 160, M1155.

16. Site Internet <http://www.chez.com/deuns/sciences/drx/drx.html>.