



HAL
open science

Impact du procédé de fabrication des stators slinky sur les propriétés des matériaux

Mohamad El Youssef

► **To cite this version:**

Mohamad El Youssef. Impact du procédé de fabrication des stators slinky sur les propriétés des matériaux. Génie mécanique [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2017. Français. NNT : 2017ENAM0067 . tel-01761631

HAL Id: tel-01761631

<https://pastel.hal.science/tel-01761631>

Submitted on 9 Apr 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité " Génie Mécanique "

présentée et soutenue publiquement par

Mohamad EL YOUSSEF

le 21/12/2017

**IMPACT DU PROCÉDÉ DE FABRICATION DES STATORS SLINKY
SUR LES PROPRIÉTÉS DES MATÉRIAUX**

Directeur de thèse : **Stéphane CLENET**
Co-encadrement de la thèse : **Adrien VAN GORP**

Jury

Mme. Afef LBOUC, Directeur de Recherche au CNRS, G2Elab
M. Eric HUG, Professeur, Université de Caen Normandie
M. Laurent DANIEL, Professeur, Centrale Supélec
M. Nouredine TAKORABET, Professeur, Université de Lorraine-GREEN
Mme. Sophie PERSONNAZ, Docteur Ingénieur, Valeo
M. Abdelkader BENABOU, Maître de conférences, Université Lille 1
M. Stéphane CLENET, Professeur, Arts et Métiers ParisTech
M. Adrien VAN GORP, Maître de conférences, Arts et Métiers ParisTech
M. Pierre FAVEROLLE, Ingénieur, Valeo
M. Alain IOST, Professeur, Arts et Métiers ParisTech

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité
Invité

**T
H
È
S
E**

Remerciements

Une fois écrit le mot « remerciements », un sentiment m'a renvoyé trois ans en arrière, une émotion pleine de bonheur et de nostalgie. Je me rappelle ma première visite à l'ENSAM, j'étais impressionné par son histoire et son architecture qui ressemble à un labyrinthe, j'ai passé un quart d'heure à chercher la salle Visio, là où mes encadrants étaient en réunion pour annoncer le démarrage de la thèse.

Je remercie tout d'abord mon directeur de thèse, Stéphane CLENET, toujours à disposition malgré ses missions internationales et, plus tard, son engagement à la direction de l'ENSAM. En plus de tout son soutien scientifique, il était toujours présent pour me rassurer et me remonter le moral quand j'en avais besoin. Je remercie tout aussi chaleureusement mon co-directeur, Adrien VAN GORP qui était la sortie de secours le moment où ça se bloquait. Il était toujours présent pour proposer des solutions alternatives, et je n'oublie jamais les discussions que nous avons eues, souvent à partir de 18h et jusqu'à 20h30 à cause de sa charge de travail par ailleurs. C'était un honneur de travailler avec vous.

Je remercie ensuite Abdelkader BENABOU qui a eu la grande tâche de m'encadrer durant la deuxième année passée au laboratoire L2EP de l'Université Lille1. Il a toujours trouvé du temps pour me prodiguer des commentaires constructifs et répondre à mes questions. À cette occasion je remercie tous les chercheurs du L2EP, je suis ravi de vous connaître.

Je remercie Sophie PERSONNAZ, Pierre FAVEROLLE, et Jean-Claude MIPO mes encadrants chez Valeo, pour les discussions et les conseils qu'ils m'ont donnés durant les réunions effectuées tout au long de la thèse (en particulier les remarques motivantes de Pierre relatives aux présentations que j'apprécie énormément). Ils m'ont appris comment m'adapter entre la recherche et l'industrie.

Revenant à l'ENSAM, je tiens à remercier, Alain IOST la sortie de secours non pas juste pour moi, mais pour toute l'équipe MSMP. Il était également prêt pour m'entendre discuter et proposer, je parle d'une expérience de plus que 40 ans. J'adorais les discussions qu'on faisait en prenant notre déjeuner (politique, traditions, religion ... tous).

Je remercie également tout l'équipe MSMP et les gens de l'ENSAM que je connais. Je commence par Thierry COOREVITS, lorsqu'il parle je ne peux rien faire qu'écouter sa manière d'expliquer son point de vue. Puis Alex, connue au MSMP comme le Chef et son addiction pour tout ce qui est sucré (j'attends pour voir combien de temps va résister ton régime). Ensuite ma chère Isabel qui a quittée l'équipe pour aller travailler dans l'industrie (tu nous manque beaucoup, je n'oublie pas ton histoire sur les bananes). J'ai une pensée pour Stéphanie, qui a démarré sa thèse avec moi (comme c'est bon les arepas que tu fais). Puis Alberto qui a remplacé Isabel (n'oublie pas le filtre dans la machine à café !).

Je remercie enfin ma famille, ma mère qui est toujours à mon écoute et sur qui je reporte trop souvent mon stress, à mon père je dis : Abo SAMRA (son surnom) je suis arrivé. Grand merci à mes frères pour leurs soutiens physiques et moraux.

Reste enfin la rose de ma vie pour laquelle aucun mot n'exprime mes sentiments. Je lui dis « j'ai fini, je suis prêt maintenant ! ».

Table des matières

Remerciements	ii
Table des illustrations.....	vii
Liste des Figures	vii
Liste des tableaux	xi
I. Introduction.....	12
II. Chapitre 1 : Magnétisme et machines électriques.....	15
II.I. Présentation de l’alternateur à griffes	15
II.I.I. Constitution d’un alternateur.....	15
II.I.II. Principe de fonctionnement d’un alternateur à griffes.	16
II.II. Présentation du Magnétisme	18
II.II.I. Représentation atomique	18
II.II.II. Du microscopique au macroscopique	23
II.II.III. Critères magnétiques.	30
II.III. Matériau Fe-Si	33
II.III.I. Caractéristiques du matériau requis	33
II.III.II. Influence du Si	34
II.III.III. Influence d’autres éléments.....	35
II.III.IV. Tôles NO et GO	37
II.IV. Caractérisation magnétique	41
II.IV.I. Méthodes standard de caractérisation magnétique.....	41
II.IV.II. Méthodes non-standard de caractérisation magnétique	44
III. Chapitre 2 : Magnétisme et procédés de fabrication.....	48
III.I. Caractérisation mécanique.....	48
III.I.I. Essai de traction	48
III.I.II. Essai de compression.....	49
III.I.III. Essai de flexion	51
III.I.IV. Essai de dureté.	52
III.II. Matériau sous contrainte	53
III.II.I. Déformations élastiques.	53
III.II.II. Déformations plastiques	55
III.III. Impact des procédés de fabrication sur les propriétés du matériau	58
III.III.I. Impact du découpage.....	58

III.III.II.	Impact de l'enroulage.....	64
III.III.III.	Impact du soudage	64
III.III.IV.	Impact du compactage	65
III.III.V.	Impact du recuit.	66
IV.	Chapitre3: Procédés de fabrication du stator	68
IV.I.	Le processus de fabrication du stator Slinky	68
IV.I.I.	Redressage	69
IV.I.II.	Système d'entraînement	70
IV.I.III.	Découpage (Poinçonnage).....	71
IV.I.IV.	Enroulement.....	71
IV.I.V.	Soudage	73
IV.I.VI.	Compactage.....	73
IV.II.	Échantillons et méthodes de caractérisations	75
IV.II.I.	Choix des échantillons	75
IV.II.II.	Méthodes de caractérisation	76
IV.III.	Analyse de mesures.....	85
IV.III.I.	Impact du redressement et d'entraînement.....	86
IV.III.II.	Impact du poinçonnage	87
IV.III.III.	Impact d'enroulement, soudage et compactage	90
IV.III.IV.	Impact du recuit	91
IV.IV.	Discussion	93
IV.V.	Conclusion	97
V.	Chapitre4: Dispositif de caractérisation	98
V.I.	Revue sur les dispositifs de caractérisations.....	98
V.II.	Dispositif de caractérisation	103
V.II.I.	Échantillon	104
V.II.II.	Banc de mesure	109
V.II.III.	Acquisition des mesures.....	110
V.III.	Principe et méthode de calcul.....	112
V.III.I.	Détermination des caractéristiques magnétiques.	112
V.III.II.	Détermination des caractéristiques mécaniques.....	116
V.IV.	Validation	119
V.IV.I.	Aspect magnétique.....	119
V.IV.II.	Aspect mécanique	122

VI.	Chapitre 5: Impact de l'état mécanique sur les propriétés magnétiques.....	125
VI.I.	Méthodologie expérimentale.....	125
VI.I.I.	États mécaniques caractérisés par les mesures magnétiques.....	125
VI.I.II.	Mesures magnétiques : Conditions expérimentales.....	127
VI.II.	Résultats expérimentaux.....	128
VI.II.I.	Cas de la traction.....	128
VI.II.II.	Cas de la compression.....	136
VI.II.III.	Bilan.....	145
VI.III.	Discussion.....	147
VII.	Conclusion.....	151
VIII.	Références.....	153

Table des illustrations

Liste des Figures

FIGURE 1 : BOUCLE D'OPTIMISATION NÉCESSAIRE AFIN D'ATTEINDRE LES PARAMÈTRES OPTIMAUX.	13
FIGURE 2 : ALTERNATEUR DE QUATRIÈME GÉNÉRATION FG PRODUIT PAR VALEO.	15
FIGURE 3: COMPOSANTES D'UNE MACHINE À GRIFFES : A) LE PONT REDRESSEUR, B) VUE 3D DE LA CIRCULATION DU FLUX MAGNÉTIQUE DANS LE ROTOR ET LE STATOR, C) VUE 2D DE LA DISTRIBUTION DU FLUX MAGNÉTIQUE.	17
FIGURE 4 : A) REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DE LA CONSTITUTION D'UN ATOME B) REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DE L'ORIGINE DU MOMENT MAGNÉTIQUE D'UN ATOME (CAS D'UN ÉLECTRON).	18
FIGURE 5 : RÉPARTITION DES ÉLECTRONS DANS LE NUAGE ÉLECTRONIQUE	19
FIGURE 6 : ORDRE DE REMPLISSAGE DES SOUS COUCHE D'UN NUAGE ÉLECTRONIQUE	19
FIGURE 7 : À GAUCHE : LES QUATRE ÉLECTRONS CÉLIBATAIRES DE LA SOUS COUCHE 3D RÉSULTANT DE LA DISTRIBUTION ÉLECTRONIQUE DU FER, À DROITE : CALCUL DES MOMENTS MAGNÉTIQUES	20
FIGURE 8: LES TROIS TYPES DE DÉFAUTS PONCTUELS.	22
FIGURE 9: LES DEUX TYPES DE DÉFAUTS LINÉAIRES.	22
FIGURE 10 : LES DÉFAUTS SURFACIQUES ET VOLUMIQUES : A) LES MACLES, B) LES JOINTS DE GRAINS, C) LES PRÉCIPITÉS.	23
FIGURE 11 : REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DE L'EFFET D'UN CHAMP MAGNÉTIQUE SUR UN ATOME DANS UN MATÉRIAU DIAMAGNÉTIQUE.	24
FIGURE 12: REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DE L'EFFET D'UN CHAMP MAGNÉTIQUE SUR UN ATOME PARAMAGNÉTIQUE.	25
FIGURE 13: COMPARAISON ENTRE MILIEU PARAMAGNÉTIQUE ET MILIEU FERROMAGNÉTIQUE.	25
FIGURE 14: REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DU RECOUVREMENT D'ORBITALES.	26
FIGURE 15 : STRUCTURES CRISTALLINES COURANTES (CUBIQUE CENTRÉ, CUBIQUE À FACES CENTRÉES ET HEXAGONAL) ET COURBES D'AIMANTATION MESURÉES SELON LEURS DIRECTIONS PRINCIPALES.	27
FIGURE 16: REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE D'UN MATÉRIAU FERROMAGNÉTIQUE DE L'ÉCHELLE MACROSCOPIQUE VERS L'ÉCHELLE MICROSCOPIQUE.	28
FIGURE 17 : ÉVOLUTION DES DOMAINES DE WEISS SOUS L'ACTION D'UN CHAMP MAGNÉTIQUE.	29
FIGURE 18: COURBE DE PREMIÈRE AIMANTATION (OA) ET LE CYCLE HYSTÉRÉSIS (ABCDEFA) D'UN MATÉRIAU FERROMAGNÉTIQUE.	29
FIGURE 19 : A) L'ÉNERGIE POTENTIELLE NÉCESSAIRE POUR LE DÉPLACEMENT D'UNE PAROI EN FONCTION DE SA POSITION. B) L'APPARITION DE COURANTS INDUITS LOCAUX LORS DU DÉPLACEMENT DE PAROIS.	30
FIGURE 20: FAMILLE DE CYCLES D'HYSTÉRÉSIS ET COURBE NORMALE.	32
FIGURE 21 : LES GRANDES CLASSES DE MATÉRIAUX MAGNÉTIQUES INDUSTRIELS [1].	33
FIGURE 22 : DIAGRAMME D'ÉQUILIBRE DU FER-SILICIUM	34
FIGURE 23: A) : ÉVOLUTION DE LA RÉSISTIVITÉ ÉLECTRIQUE EN FONCTION DE LA TENEUR DE CERTAINS ÉLÉMENTS. B) ÉVOLUTION DE LA POLARISATION DANS DIFFÉRENTES DIRECTIONS CRISTALLOGRAPHIQUES.	35
FIGURE 24 : PROCESSUS GÉNÉRAL DE FABRICATION DES TÔLES FER-SILICIUM À GRAINS ORIENTÉS [38].	38
FIGURE 25: PROCESSUS GÉNÉRAL DE FABRICATION DES TÔLES FER-SILICIUM À GRAINS NON-ORIENTÉS[40].	39
FIGURE 26 : REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DU DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL DE MESURE DES CHAMPS A)CIRCUIT MAGNÉTIQUE QUELCONQUE B) CIRCUIT TORIQUE OUVERT [12].	41
FIGURE 27 : REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DU CADRE EPSTEIN.	43
FIGURE 28 : REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE DE L'ESSAI SUR TÔLE UNIQUE	44
FIGURE 29 : REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE D'UNE BOBINE EXPLORATRICE ET REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE D'UNE SONDE À AIGUILLES[12].	45
FIGURE 30 : ILLUSTRATION DE LA CONTINUITÉ DU CHAMP H AVEC REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE D'UN DISPOSITIF DE DOUBLES BOBINES PLATES	46
FIGURE 31 : REPRÉSENTATION SCHÉMATIQUE D'UNE BOBINE DE CHATTOCK	46
FIGURE 32: COURBE DE TRACTION CONVENTIONNELLE TYPIQUE D'UN MATÉRIAU DUCTILE.	48
FIGURE 33 : A) ESSAI DE COMPRESSION; B) PHÉNOMÈNE DU FLAMBAGE C) DÉFORMATION HÉTÉROGÈNE.	50
FIGURE 34 : ÉVOLUTION DE L'EFFORT TRANCHANT, DU MOMENT FLÉCHISSANT ET DE LA FLÈCHE TOUT AU LONG DE L'ÉPROUVETTE.	51
FIGURE 35: CARACTÉRISTIQUES DES PRINCIPALES MÉTHODES DE MESURES DE LA DURETÉ[62].	52

FIGURE 36: A)EFFET DES CONTRAINTES DE TRACTION SUR LES COURBES D'AIMANTATION DU PERMALLOY 68 ET DU NICKEL, B) INFLUENCE DES CONTRAINTES DE TRACTION OU DE COMPRESSION SUR LA CARACTÉRISTIQUE $\lambda(H,\sigma)$ -H DU FER POLYCRISTALLIN [40]	53
FIGURE 37 : EFFET DES CONTRAINTES ÉLASTIQUES DE TRACTION OU DE COMPRESSION SUR LA STRUCTURE EN DOMAINES MAGNÉTIQUES D'UN MONOCRISTAL DE FER (A) ET D'UN FER POLYCRISTALLIN (B)[66].	54
FIGURE 38 : VARIATION DE L'ÉNERGIE D'UNE PAROI MAGNÉTIQUE EP EN FONCTION DE SA POSITION PAR RAPPORT À DES SITES D'ANCRAGE (1, 2, 3), AVANT (A) ET APRÈS (B) LA DÉFORMATION PLASTIQUE [66]......	56
FIGURE 39: RÉSUMÉ DES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX CONCERNANT LA STRUCTURE DE DISLOCATION, LES DOMAINES MAGNÉTIQUES, LA COERCIVITÉ ET LE PRODUIT $\lambda \times \sigma$ POUR LES TÔLES NO ET GO A DIFFÉRENTES DÉFORMATIONS PLASTIQUES [80].	57
FIGURE 40: LES DIFFÉRENTES PHASES DE COMPORTEMENT DU MATÉRIAU LORS DU POINÇONNAGE [104]......	60
FIGURE 41 : PROFIL D'UN BORD DÉCOUPÉ [102].	61
FIGURE 42 : DÉPLACEMENT DU POINÇON JUSQU'À LA RUPTURE (A) ASPECT DE LA BAVURE (B) POUR DIFFÉRENT JEUX. F1, F2, REPRÉSENTENT DES TÔLES NO (FULLY-PROCESSED) ET S1, S2 POUR DES TÔLES NO (SEMI-PROCESSED) [107]......	61
FIGURE 43 : BOUCLE D'HYSTÉRÉSIS POUR DIFFÉRENTS JEUX ET ÉVOLUTION DES PERTES ET DU CHAMP COERCITIF EN FONCTION DU JEU [107].	62
FIGURE 44 : A) PROFIL DU BORD DÉCOUPÉ POUR DIFFÉRENTES VITESSES (30-50-80 COUPS/MIN), B) INFLUENCE DE LA VITESSE SUR LES LONGUEURS CARACTÉRISTIQUES [102].	62
FIGURE 45 : DISTRIBUTION DE LA MICRODURETÉ DANS LA SECTION TRANSVERSALE D'UNE TÔLE DÉCOUPÉE SANS SERRAGE (À GAUCHE) ET AVEC SERRAGE DE 10 MPA (À DROITE)[110].	63
FIGURE 46 : COURBE DE POLARISATION POUR UN ÉCHANTILLON AVEC DIFFÉRENTS NOMBRE DE LIGNES DE SOUDURE [82].	65
FIGURE 47: AUGMENTATION DES PERTES AVEC LA PRESSION POUR DEUX CULASSES DE LARGEUR DIFFÉRENTES [89].	66
FIGURE 48 : PROCÉDÉ DU REFENDAGE.....	68
FIGURE 49 : PROCESSUS DE FABRICATION DU STATOR SLINKY.....	69
FIGURE 50: REDRESSEUR.....	70
FIGURE 51: SYSTÈME D'ENTRAÎNEMENT.	70
FIGURE 52: PROCÉDÉ DU POINÇONNAGE	71
FIGURE 53: PROCÉDÉS D'ENROULEMENT.	72
FIGURE 54 : DISTRIBUTION DE DÉFORMATION ET DE CONTRAINTE. A) FLEXION-TRACTION COMBINÉE B) FLEXION PURE C) FLEXION COMPRESSION COMBINÉE.....	73
FIGURE 55 : PROCÉDÉ DE SOUDAGE.....	73
FIGURE 56: PROCÉDÉ DU COMPACTAGE.	74
FIGURE 57 : ÉVOLUTION DE LA GÉOMÉTRIE DE LA MATIÈRE.....	75
FIGURE 58 : ÉVOLUTION DE LA DÉFORMATION PLASTIQUE ET DE LA CONTRAINTE AU COURS LE PROCÉDÉ D'ENROULEMENT.	76
FIGURE 59 : LA MÉTHODE DE PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS TÔLES AVANT CARACTÉRISATION.....	77
FIGURE 60: LA GÉOMÉTRIE DE LA BANDE DENTÉE.	77
FIGURE 61 : LES DIFFÉRENTS ÉCHANTILLONS EXTRAITS DE LA BANDE DENTÉS, LA COULEUR DU BORD REPRÉSENTE LA MÉTHODE DE DÉCOUPE : LE NOIR POUR LA MÉTHODE WEDM ET LE ROUGE POUR LE POINÇONNAGE. : A) C.WEDM, B) O.WEDM, C) C.PUNCH, D) O.T.PUNCH, E) O.P.PUNCH.	78
FIGURE 62 : L'EMPLACEMENT DES BOBINES SUR LES ÉCHANTILLONS DENTS.....	79
FIGURE 63 : DISPOSITIF DE CARACTÉRISATION DES ÉCHANTILLONS SÉPARÉS.....	79
FIGURE 64 : SIMULATION NUMÉRIQUE DE LA MÉTHODE DE MESURE.....	80
FIGURE 65 : RÉPÉTABILITÉ DES MESURES.	81
FIGURE 66: LA GÉOMÉTRIE DES ÉCHANTILLONS PAQUETS.	82
FIGURE 67 : BOBINAGE ET HYPOTHÈSE UTILISÉE DANS LA CARACTÉRISATION.....	82
FIGURE 68 : CARTE DES CHAMPS SIMULATION AVEC FEMM 2D.	83
FIGURE 69 : COMPARAISON DE L'ÉVOLUTION DU FLUX AVEC LA FORCE MAGNÉTOMOTRICE ENTRE TORE ET STATOR.	83
FIGURE 70: IMPACT DU REDRESSEMENT ET DE L'ENTRAÎNEMENT.	86
FIGURE 71 : IMPACT DU REDRESSEMENT ET DE L'ENTRAÎNEMENT, A) ÉVOLUTION DES COURBES NORMALES ET B) ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES.	87
FIGURE 72: IMPACT DU POINÇONNAGE SUR : A) LE COMPORTEMENT MAGNÉTIQUE (50Hz), B) LES PERTES TOTALES EN FONCTION DU FLUX (250Hz),C) LES PERTES TOTALES EN FONCTION DE LA FRÉQUENCE (Flux=3.6μW), D) IMPACT DE L'USURE SUR LE COMPORTEMENT MAGNÉTIQUE (50Hz).	88

FIGURE 73: IMPACT DU POINÇONNAGE SUR : A) LE COMPORTEMENT MAGNÉTIQUE (50Hz), B) LES PERTES TOTALES EN FONCTION DU FLUX (250Hz), C) LES PERTES TOTALES EN FONCTION DE LA FRÉQUENCE (FLUX=1.141μW), D) LES PERTES TOTALES EN FONCTION DE LA FRÉQUENCE (FLUX=4.339μW).	89
FIGURE 74: IMPACT DU SOUDAGE, A) ÉVOLUTION DES COURBES NORMALES ET B) ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES.	90
FIGURE 75: IMPACT DU SOUDAGE ET DU COMPACTAGE, A) ÉVOLUTION DES COURBES NORMALES ET B) ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES.....	91
FIGURE 76: IMPACT DU RECUIT, A) ÉVOLUTION DES COURBES NORMALES ET B) ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES.....	92
FIGURE 77: COMPARAISON GLOBALE DE L'IMPACT DES DIFFÉRENTS PROCÉDÉS SUR LE COMPORTEMENT MAGNÉTIQUE.	95
FIGURE 78 : COMPARAISON GLOBALE DE L'IMPACT DES DIFFÉRENTS PROCÉDÉS SUR LES PERTES TOTALES.	96
FIGURE 79 : PRINCIPE DE MESURE DES PROPRIÉTÉS MAGNÉTIQUES SUR ÉPROUVETTES SOUMIS À DES CONTRAINTES. (A) DISPOSITIF EXPÉRIMENTAL. (B) CIRCUIT MAGNÉTIQUE CORRESPONDANT [80].	98
FIGURE 80 : BANC UNIAXIAL DE MESURE MAGNÉTIQUE. (A) PLAN DU BANC DE MESURE. (B) APERÇU DU MONTAGE EN TRACTION [137].	99
FIGURE 81 : BANC DE MESURE MAGNÉTIQUE. (A) APERÇU DU DISPOSITIF. (B) SCHÉMA DU MONTAGE (1,2,3 ET 4 REPRÉSENTE LES CAPTEURS DE CHARGES ET 5 LES SYSTÈMES DE VIS)[139].	100
FIGURE 82 : LE SYSTÈME MÉCANIQUE MIS EN PLACE ET LES DEUX CONFIGURATIONS DE CARACTÉRISATION MAGNÉTIQUE LONGITUDINALE ET TRANSVERSALE [138].	101
FIGURE 83 : (A) ÉPROUVETTE BI AXIALE FE-3%SI NO; (B) ÂME BI AXIALE EN BAKÉLITE MOUCHETÉE [151].	101
FIGURE 84 : (A) VUE DE L'ÉPROUVETTE MONTÉE ET APPAREILLAGE DE MESURE MAGNÉTIQUE. (B) CONCEPTION DU CAPTEUR B-POINTES - A : ZONE DE MESURE, B : DENSITÉ DU FLUX MAGNÉTIQUE, DU(T) : DIFFÉRENCE DE POTENTIEL ENTRE POINTES [151].	102
FIGURE 85 : COURBES DE TRACTION CONVENTIONNELLE, RATIONNELLE ET MODÉLISATION HOLLON DU M330-35A.....	105
FIGURE 86 : À DROITE, CYCLES D'HYSTÉRÉSIS, À GAUCHE, LA COURBE NORMALE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 HZ.	106
FIGURE 87 : ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES.....	106
FIGURE 88 : LA GÉOMÉTRIE DE L'ÉCHANTILLON DÉRIVÉE DU PRINCIPE DE MESURE SUR UN ÉCHANTILLON TORIQUE.	107
FIGURE 89 : SCHÉMA DU PRINCIPE DE CARACTÉRISATION SUR UN ÉCHANTILLON SOUMIS À LA TRACTION	107
FIGURE 90: GÉOMÉTRIE FINALE ET MÉTHODE D'ENROBAGE DES EXTRÉMITÉS.....	108
FIGURE 91 : LES VUES DES DEUX PLAQUES PORTANTS LE CIRCUIT ÉLECTRIQUE.	109
FIGURE 92 : SCHÉMA DE LA POINTE À RESSORT UTILISÉE.....	109
FIGURE 93 : VUE ISOMÉTRIQUE ET VUE ÉCLATÉE DU DISPOSITIF DE CARACTÉRISATION.	110
FIGURE 94 : SCHÉMA DES MATÉRIELS UTILISÉS POUR L'ACQUISITION DES DONNÉES.....	110
FIGURE 95 : SCHÉMA MONTRANT L'ORIGINE DES QUATRE SIGNAUX ENREGISTRÉS.	112
FIGURE 96 : SCHÉMA DE DÉVELOPPEMENT DU MÉNISQUE CAPILLAIRE ENTRE LES PARTICULES SOLIDES. (A) LES EAUX DE SURFACE COMMENCENT À S'ÉVAPORER. (B) MÉNISQUE DE L'EAU ENTRE LES PARTICULES SOLIDES PRÈS DE LA SURFACE DU BÉTON DÛ À L'ÉVAPORATION DE L'EAU [153].	113
FIGURE 97 : CIRCUIT MAGNÉTIQUE ÉQUIVALENT À L'ÉCHANTILLON VIERGE (NON ENROBÉ).....	113
FIGURE 98 : CIRCUIT MAGNÉTIQUE ÉQUIVALENT À L'ÉCHANTILLON APRÈS ENROBAGE DES EXTRÉMITÉS.....	114
FIGURE 99 : CIRCUIT MAGNÉTIQUE ÉQUIVALENT À L'ÉCHANTILLON AU COURS D'ESSAI.....	115
FIGURE 100 : RÉSUMÉ DES MÉTHODES DE CALCUL DES CARACTÉRISTIQUES MAGNÉTIQUES.	116
FIGURE 101 : PLACEMENT DES BANDES PMMA POUR RÉSISTER AU FLAMBEMENT.....	118
FIGURE 102 : SCHÉMA REPRÉSENTATIF DE LA MÉTHODE DE SUPERPOSITION.	118
FIGURE 103 : SIGNAUX DE TENSION POUR SIX BOBINAGES SECONDAIRES.	119
FIGURE 104 : RÉPÉTIBILITÉ DU DISPOSITIF DE CARACTÉRISATION.	120
FIGURE 105 : COMPARAISON DE LA COURBE NORMALE D'UN ÉCHANTILLON OBTENUE PAR LE DISPOSITIF AVEC LA COURBE NORMALE OBTENUE PAR LE MONTAGE EN UTILISANT UNE CULASSE FERROMAGNÉTIQUE.	121
FIGURE 106 : COMPARAISON DE LA COURBE NORMALE D'UN ÉCHANTILLON OBTENUE PAR LE DISPOSITIF AVEC LA COURBE NORMALE OBTENUE PAR BOBINAGE MANUEL.....	121
FIGURE 107 : DISTRIBUTION DES CHAMPS DE CONTRAINTES (EN MPA) ET DE DÉFORMATIONS POUR UN EFFORT DONNÉ.....	122
FIGURE 108 : CHAMP DE DÉFORMATION DE L'EXTRÉMITÉ ENROBÉE.	123
FIGURE 109 : PLACEMENT DE L'EXTENSOMÈTRE ET COMPORTEMENT DU MATÉRIAU.	123
FIGURE 110: SCHÉMA DE LA MÉTHODE APPLIQUÉE AFIN D'ATTEINDRE LES DIFFÉRENTS ÉTATS MÉCANIQUES LORS D'UN ESSAI UNIAXIAL ; 1- ÉTAT DE CHARGEMENT ÉLASTIQUE ; 2- ÉTAT DE CHARGEMENT ÉLASTO-PLASTIQUE; 3- ÉTAT DE STABILISATION MÉCANIQUE (RELAXATION DE CONTRAINTE) ; 4- ÉTAT DE DÉCHARGEMENT.	125
FIGURE 111 : CARTOGRAPHIE DES POINTS DE MESURES MAGNÉTIQUES CORRESPONDANTS AUX DIFFÉRENTS ÉTATS MÉCANIQUES....	126

FIGURE 112 : A) COURBES NORMALES OBTENUES SUR UN ÉCHANTILLON AVANT ET APRÈS ENROBAGE (SANS PRENDRE EN COMPTE L'EFFET DE L'ENROBAGE), B) SÉPARATION DES COURBES NORMALES CORRESPONDANTES AUX DIFFÉRENTES PARTIES DE L'ÉCHANTILLON ENROBÉ.	128
FIGURE 113 : A) ET C) ÉVOLUTION DES PERTES AVEC L'INDUCTION POUR ÉCHANTILLON AVANT ET APRÈS ENROBAGE POUR UNE FRÉQUENCE RESPECTIVEMENT DE 50HZ ET 1000HZ. B) ET D) SÉPARATION DES PERTES CORRESPONDANTES AUX DIFFÉRENTES PARTIES DE L'ÉCHANTILLON ENROBÉ RESPECTIVEMENT À 50HZ ET 1000HZ.	129
FIGURE 114 : COMPARAISON ENTRE L'ÉVOLUTION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU MATÉRIAU OBTENU PAR UN ESSAI DE TRACTION MONOTONE ET LE COMPORTEMENT MÉCANIQUE OBTENU AU COURS DE LA CARACTÉRISATION MAGNÉTIQUE.	130
FIGURE 115 : A) ÉVOLUTION DE LA COURBE NORMALE AVEC LA CONTRAINTE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz B) ÉVOLUTION DU CHAMP MAGNÉTIQUE NÉCESSAIRE POUR ATTEINDRE DIFFÉRENTS NIVEAUX D'INDUCTION AVEC LA CONTRAINTE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	131
FIGURE 116 : ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES POUR DIFFÉRENTS ÉTATS DE CONTRAINTES POUR LES DIFFÉRENTES VALEURS DE FRÉQUENCE ALLANT DE 5 Hz À 2000 Hz, 1T.	131
FIGURE 117 : A) ÉVOLUTION DE LA COURBE NORMALE AVEC LA DÉFORMATION PLASTIQUE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz. B) ÉVOLUTION DU CHAMP MAGNÉTIQUE NÉCESSAIRE POUR ATTEINDRE DIFFÉRENTS NIVEAUX D'INDUCTION AVEC LA DÉFORMATION PLASTIQUE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	132
FIGURE 118 : A) ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES EN FONCTION DE LA FRÉQUENCE POUR UNE INDUCTION DE 1T, B) NIVEAUX DES PERTES TOTALES CORRESPONDANTES AU DIFFÉRENTS ÉTATS DE DÉFORMATION POUR DIFFÉRENTS VALEURS DE FRÉQUENCES.	133
FIGURE 119 : ÉVOLUTION DES PERTES HYSTÉRÉSIS ET DYNAMIQUES POUR DIFFÉRENTS ÉTATS DE DÉFORMATION PLASTIQUES NON-CHARGÉS POUR UNE INDUCTION DE 1T A) 50 Hz B) 2000 Hz.	133
FIGURE 120 : ÉVOLUTION DU COMPORTEMENT MAGNÉTIQUE AVEC LA DÉFORMATION PLASTIQUE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	135
FIGURE 121 : ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES EN FONCTION DE LA CONTRAINTE ET DE LA DÉFORMATION POUR UNE INDUCTION DE 1 T À UNE FRÉQUENCE DE : A) 50 Hz B) 2000 Hz.	136
FIGURE 122 : ÉVOLUTION DES PERTES EN FONCTION DE LA CONTRAINTE ET DE LA DÉFORMATION POUR UNE INDUCTION DE 1 T À UNE FRÉQUENCE DE 2000 Hz A) HYSTÉRÉSIS B) DYNAMIQUES.	136
FIGURE 123 : A) COURBES NORMALES OBTENUES SANS ET AVEC COMPENSATION DU FLUX CAPTÉ DANS L'AIR, B) COURBES NORMALES D'UN ÉCHANTILLON AVANT ET APRÈS ENROBAGE, C) COURBES NORMALES D'UN ÉCHANTILLON À L'ÉTAT VIERGE ET APRÈS COLLAGE DU PMMA, D) COMPARAISON DE LA COURBE NORMALE D'UN ÉCHANTILLON REMIS À CHARGE NULLE DANS LA TÔLE AVEC CELLE DES ÉCHANTILLONS VIERGE ET APRÈS COLLAGE ET ENROBAGE.	137
FIGURE 124 : A) ÉVOLUTION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DE L'ÉCHANTILLON AU COURS DE LA CARACTÉRISATION MAGNÉTIQUE, B) COMPORTEMENT MÉCANIQUE DU PMMA EN COMPRESSION.	139
FIGURE 125 : A) VALIDATION DE LA LOI DE SUPERPOSITION DES FORCES APPLIQUÉES SUR L'ÉCHANTILLON MULTICOUCHE, B) LES POINTS REPRÉSENTANTS L'ÉTAT DE CONTRAINTE NULLE DANS LA TÔLE.	139
FIGURE 126 : ÉVOLUTION DE LA COURBE NORMALE AVEC LA CONTRAINTE APPLIQUÉE EN COMPRESSION POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	140
FIGURE 127 : ÉVOLUTION DU CHAMP MAGNÉTIQUE NÉCESSAIRE POUR ATTEINDRE DIFFÉRENTS NIVEAUX D'INDUCTION AVEC LA CONTRAINTE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	140
FIGURE 128 : ÉVOLUTION DES PERTES TOTALES EN FONCTION DE LA FRÉQUENCE POUR UNE INDUCTION DE 1 T.	141
FIGURE 129 : ÉVOLUTION DES PERTES HYSTÉRÉSIS ET DYNAMIQUES POUR DIFFÉRENTS ÉTATS DE CONTRAINTES ET UNE INDUCTION DE 1 T À 2000 Hz.	141
FIGURE 130 : ÉVOLUTION DE LA COURBE NORMALE AVEC LA CONTRAINTE APPLIQUÉE EN COMPRESSION APRÈS UNE DÉFORMATION PLASTIQUE DE 0,34% POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	142
FIGURE 131 : ÉVOLUTION DU CHAMP MAGNÉTIQUE NÉCESSAIRE POUR ATTEINDRE DIFFÉRENTS NIVEAUX D'INDUCTION AVEC LA CONTRAINTE POUR DIFFÉRENTS DÉFORMATIONS PLASTIQUES À UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	143
FIGURE 132 : CORRECTION EFFECTUÉE SUR LES POINTS REPRÉSENTANTS L'ÉTAT DE CONTRAINTE NULLE DANS LA TÔLE (NOUS NÉGLIGEONS LES EFFETS TRANSVERSES DUES AU COEFFICIENT DE POISSON).	144
FIGURE 133 : NIVEAUX DES PERTES TOTALES CORRESPONDANTES AUX DIFFÉRENTS ÉTATS DE DÉFORMATION POUR UNE FRÉQUENCE DE A) 50 Hz B) 2000 Hz.	144
FIGURE 134 : A) ÉVOLUTION DE LA COURBE NORMALE AVEC LA DÉFORMATION PLASTIQUE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz B) ÉVOLUTION DU CHAMP MAGNÉTIQUE NÉCESSAIRE POUR ATTEINDRE DIFFÉRENTS NIVEAUX D'INDUCTION AVEC LA DÉFORMATION PLASTIQUE POUR UNE FRÉQUENCE DE 50 Hz.	145
FIGURE 135 : CYCLES D'HYSTÉRÉSIS CORRESPONDANTS À DIFFÉRENTS CONTRAINTES INFÉRIEURES À LA LIMITE ÉLASTIQUE A) CAS DE LA TRACTION B) CAS DE LA COMPRESSION.	147

<i>FIGURE 136 : DIFFÉRENCE ENTRE LE COMPORTEMENT MAGNÉTIQUE À CONTRAINTE NULLE LIBRE ET ENCASTRÉ.</i>	148
<i>FIGURE 137 : CONTRAINTES INTERNES LORS DE L'ÉCROUISSAGE [2] : A) PARTITION DE LA CONTRAINTE INTERNE SELON DEUX COMPOSANTES, INTERGRANULAIRE ET TRANSGRANULAIRE ET LEUR ÉVOLUTION SCHÉMATIQUE EN FONCTION DE LA DÉFORMATION PLASTIQUE ; B) DISTRIBUTION SCHÉMATIQUE DES CONTRAINTES INTERNES.</i>	149

Liste des tableaux

<i>TABLEAU 1 : STRUCTURES CRISTALLINES, LES PRINCIPALES MAILLES.</i>	21
<i>TABLEAU 2 : IMPACT DES COMPOSANTS SUR LES PROPRIÉTÉS DU FER.</i>	37
<i>TABLEAU 3 : LA MOYENNE, L'ÉCART MOYEN, ET LE COEFFICIENT DE VALIDATION SUR LE FLUX MESURÉ POUR DIFFÉRENTES VALEURS DE LA FORCE MAGNÉTOMOTRICE.</i>	81
<i>TABLEAU 4 : MOYENNE, ÉCART TYPE ET NIVEAU DE CONFIANCE ASSOCIÉS AU CHAMP MAGNÉTIQUE POUR DIFFÉRENTS NIVEAUX D'INDUCTION.</i>	85
<i>TABLEAU 5 : ÉVOLUTION, PAR RAPPORT À LA FRÉQUENCE, DE LA MOYENNE, DE L'ÉCART TYPE ET DU NIVEAU DE CONFIANCE ASSOCIÉS AUX PERTES TOTALES POUR UNE INDUCTION DE 1T.</i>	85
<i>TABLEAU 6 : COMPOSITION CHIMIQUE DU MATÉRIAU ÉTUDIÉ.</i>	104
<i>TABLEAU 7 : CARACTÉRISTIQUES MAGNÉTIQUES DU M330-35A.</i>	104
<i>TABLEAU 8 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DU M330-35A.</i>	105

I. Introduction

Dans le secteur industriel et précisément celui de l'automobile, le parlement européen a adopté un compromis qui prévoit de ramener la moyenne des émissions de CO₂ des voitures à 95 grammes par km d'ici à 2021 (régulation n°443/2009,2013) [1]. Une réduction devra être atteinte via des améliorations au niveau des moteurs mais aussi à d'autres techniques touchant à la conception, à la qualité des pneus, à la qualité des carburants... Grâce à leur rendement élevé, les machines électriques sont largement utilisées dans le domaine automobile. Au niveau des moteurs électriques, afin d'améliorer le rendement, les développeurs cherchent à réduire la masse, les pertes mécaniques provenant du frottement et les pertes apparaissant au cours de la conversion de l'énergie électrique en énergie mécanique.

L'amélioration du rendement se base sur le choix du matériau possédant les meilleures propriétés électromagnétiques. Ce critère est limité par certaines contraintes dont le prix et la capacité de production sont les principales. Jusqu'à présent les matériaux ferromagnétiques tels que les Fe-Si s'avèrent être un excellent compromis prix/performance.

La construction d'une machine électrique nécessite l'assemblage de plusieurs éléments dont chacun passe par un processus de fabrication. Cette chaîne de procédés de fabrication engendre une modification au niveau des propriétés du matériau utilisé d'où une modification au niveau de la performance de la machine électrique qui est évidemment dégradée. Comme l'impact des procédés sur les propriétés électromagnétiques du matériau n'a pas suffisamment été quantifié, les modèles numériques ne le prend pas en compte. Un écart existe entre les performances de la machine simulées et celles mesurées, ce qui par conséquent est un frein pour bien optimiser la conception de la machine.

En outre, la modification engendrée par le procédé, n'est pas toujours homogène. Une dispersion des performances des alternateurs issus de la même chaîne de procédés de fabrication existe [2] ; d'où la nécessité d'une étude qui vise à déterminer l'impact du procédé de fabrication sur la performance électromagnétique. Une fois l'impact quantifié, un modèle sera mis en place afin de prendre en compte cette modification de propriétés pour maîtriser la performance optimale.

De plus, un vrai challenge financier existe au niveau du gain de matière. Les industries cherchent à modifier les processus de fabrication afin de diminuer les déchets. Conventionnellement, le stator est obtenu en une seule pièce par poinçonnage avec un taux de déchets d'environ 80-90%. Pour réduire ce taux de déchets, au lieu d'avoir une culasse formée d'un seul tenant, celle-ci est divisée en 3 ou 4 parties qui seront ensuite soudées. Cette méthode a évidemment réduit la performance de la machine mais elle a permis une réduction du taux de déchet qui peut atteindre 50%. Récemment, une autre technique consiste à enrouler une bande, les encoches étant alors réalisées par poinçonnage tout au long de la bande. Elle est ensuite enroulée en hélice d'où le nom de "Slinky". Avec cette méthode, le taux de déchet en matériau n'est plus que de 30 à 40%, d'où son avantage [3].

Dans les véhicules à moteur thermique, la conversion d'énergie mécanique issue du moteur en énergie électrique est nécessaire pour alimenter les différentes parties. Le FG23, un alternateur proposé par l'équipementier Valeo, est constitué à partir d'un rotor à griffes obtenu par forgeage et un stator Slinky. Grâce à la capacité du processus de fabrication, vitesse de production et réduction de coût, ce type d'alternateurs domine sur le secteur de la conversion d'énergie. Environ sept millions d'alternateurs ont été produits par l'usine de Valeo Étapes en 2013 [4].

Les travaux présentés dans ce manuscrit sont relatifs au stator de la machine FG23 obtenu par le procédé Slinky, dont le rôle est de guider le flux magnétique généré par la roue polaire (rotor) afin de traverser une bobine pour convertir la variation de flux en une tension électrique. Le produit (Slinky) est obtenu à partir d'une matière première qui possède des propriétés électromagnétiques intéressantes. Celle-ci, au travers de la chaîne de fabrication, subit des traitements successifs de formage et de découpage qui aboutissent à la dégradation des propriétés initiales. Cette dégradation est la conséquence d'une modification des propriétés mécaniques et métallographiques du matériau. Les propriétés mécaniques de la matière dépendent fortement des paramètres de chaque étape de fabrication. Aujourd'hui, on est capable de simuler un procédé de fabrication et d'en déduire l'état mécanique final de la matière et l'objectif de cette thèse est d'établir le lien entre les propriétés mécaniques et les propriétés magnétiques. Une fois que le lien est établi, la boucle d'optimisation pourra être mise en place (**Figure 1**).

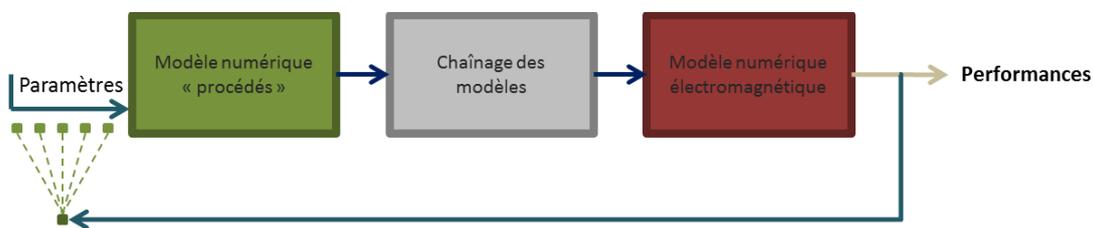


Figure 1 : Boucle d'optimisation nécessaire afin d'atteindre les paramètres optimaux.

À partir des paramètres des procédés, la matière possède un état mécanique différent qui est lié directement au comportement électromagnétique ce qui correspond à une modification au sein de ces propriétés (dégradation). La boucle sert alors à chercher les paramètres optimaux du procédé.

Ce mémoire est constitué de cinq chapitres :

Le premier chapitre est dédié à la présentation de la machine à griffes, son principe de fonctionnement et le rôle du stator, puis vient une description de l'origine du magnétisme et de l'interaction avec différents matériaux. Nous terminons par une description des différentes méthodes utilisées pour la caractérisation magnétique.

Le deuxième chapitre présente un état de l'art sur la caractérisation magnétique, dans lequel on définit les propriétés nécessaires à étudier. Ensuite, nous présentons les travaux qui montrent l'interaction entre les caractéristiques mécaniques et magnétiques. Nous finissons

par la présentation de l'impact que peuvent avoir les différents procédés de fabrication sur les propriétés des matériaux.

Le troisième chapitre consiste à déterminer le(s) procédé(s) de la chaîne de fabrication le(s) plus influent(s). On commence par une description détaillée du processus Slinky (chaîne des procédés de fabrication), puis une représentation des différents échantillons extraits à la sortie de chaque procédé et leur méthode de caractérisation. Cette description est suivie par les résultats des mesures effectuées sur les échantillons qui vont nous permettre de déterminer le procédé le plus impactant.

Le quatrième chapitre comprend le dispositif de caractérisation qui est mis en place. Ceci va nous permettre de montrer l'impact des effets mécaniques (déformation plastique et contrainte) sur les caractéristiques magnétiques. On présente les différents dispositifs décrits dans la littérature et l'intérêt de notre dispositif par rapport aux autres. On poursuit par le principe du fonctionnement complété par une étape de validation. Avec ce dispositif, il est possible de caractériser magnétiquement un échantillon sous compression, allant jusqu'à de légères déformations plastiques, ce qui n'a jamais été atteint précédemment.

Le dernier chapitre présente les résultats issus de la caractérisation effectuée sur le dispositif. Il comprend la méthodologie qui décrit la méthode appliquée durant la caractérisation, puis les résultats de la caractérisation magnétique sous sollicitation mécanique en traction et en compression. Finalement une discussion permet de clarifier les phénomènes obtenus et de les comparer avec la littérature.

Ce travail a été effectué dans le cadre du projet PSPC LowComotion+ et a fait l'objet d'une collaboration entre le L2EP (Laboratoire d'Electrotechnique et d'Electronique de Puissance de Lille), le MSMP (Laboratoire de Mécanique, Surface, Matériaux et Procédés de Fabrication), la société Valeo et la société Bourgeois.

II. Chapitre 1 : Magnétisme et machines électriques

II.I. Présentation de l'alternateur à griffes

II.I.I. Constitution d'un alternateur

De nos jours, la plupart des industries automobiles utilisent pratiquement le même type de système de génération destiné à fournir l'énergie électrique nécessaire aux différents équipements à bord des véhicules propulsés par les moteurs thermiques. Il est constitué principalement par un alternateur triphasé, un redresseur à diodes, un accumulateur et un régulateur de courant.

Un alternateur est un dispositif électromagnétique qui permet de convertir l'énergie mécanique en énergie électrique. Il est composé d'un circuit magnétique et d'un circuit électrique. Le circuit magnétique est formé d'un élément mobile appelé rotor (inducteur) et d'un élément immobile appelé stator (induit) séparés par un entrefer. Le circuit électrique se présente sous forme d'un bobinage sur le stator et sur le rotor. Généralement, le stator est formé à partir d'un empilement de tôles ferromagnétiques de type FeSi (dans le but de limiter la formation des courants induits) formant des cylindres munis d'encoches qui servent à insérer le bobinage. Dans un alternateur à griffes (**Figure 2**), le rotor supporte une bobine alimentée par un courant continu enserrée par deux pièces « roues polaires » fabriquées à partir d'un matériau ferromagnétique massif.

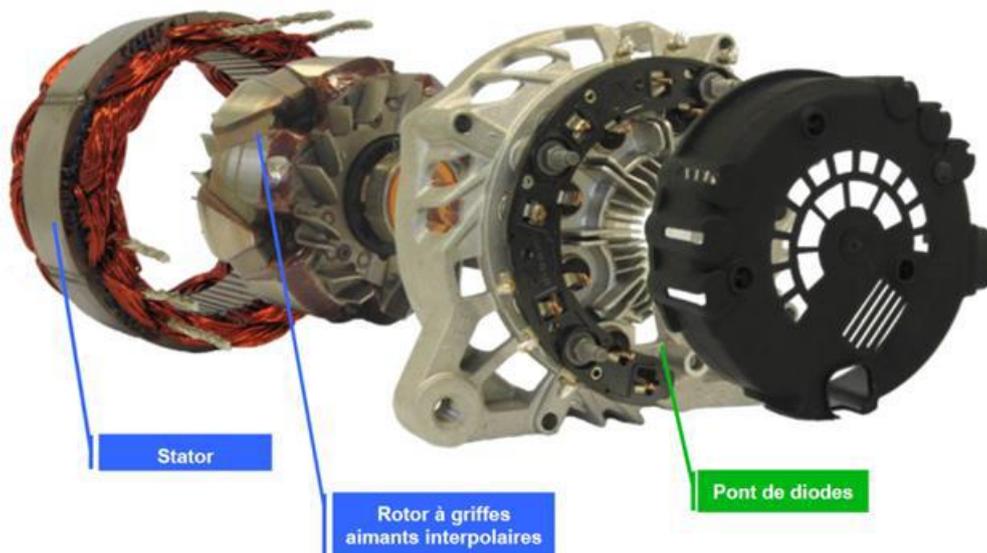


Figure 2 : Alternateur de quatrième génération FG produit par Valeo.

Lors du dimensionnement en puissance d'un alternateur, trois critères sont principalement pris en considération : la puissance électrique consommée à bord du véhicule, la capacité de la

batterie et les conditions de service. La puissance délivrée par l'alternateur dépend de sa vitesse de rotation. À bord du véhicule se trouvent des équipements qui sont influencés par le régime du moteur thermique (e.g. les actionneurs électromécaniques de soupapes). Si le dimensionnement de l'alternateur est effectué en fonction de la consommation électrique maximale, lorsque le moteur est au ralenti, les alternateurs seront surdimensionnés. En général, une consommation électrique moyenne pour le véhicule au ralenti, et une autre pour le véhicule en marche sur un parcours moyen sont définies, ce qui donne un cahier de charge simplifié pour l'alternateur qui définit deux points de fonctionnement particuliers.

Une fois que le régime de fonctionnement de l'alternateur est calculé, un dimensionnement géométrique est nécessaire. Généralement les alternateurs à griffes possèdent un diamètre relativement important par rapport à leur longueur, une forme qui permet d'augmenter la puissance pour un volume de matière minimal et qui facilite aussi la dissipation thermique. Un ventilateur assure la convection forcée de l'air à l'intérieur pour garantir un refroidissement suffisant du dispositif électronique et du bobinage.

La batterie permet de fournir l'énergie électrique nécessaire lorsque la puissance consommée est supérieure à la puissance délivrée par l'alternateur, ou lorsque le moteur thermique est arrêté. La capacité de la batterie est dimensionnée principalement à partir de l'autonomie qu'on veut obtenir avec le moteur thermique éteint, tout en gardant une réserve d'énergie suffisante pour assurer le redémarrage du moteur. Évidemment, un surdimensionnement de la batterie entraîne également un surdimensionnement de l'alternateur afin de recharger celle-là dans un délai raisonnable.

Le régulateur a pour but principal de maintenir constante la tension débitée indépendamment du régime du moteur thermique, de l'état de charge de la batterie et des besoins des équipements. Cependant, les variations de tension engendrées par la température ne peuvent pas être complètement compensées. La tension de batterie est régulée en faisant varier le courant d'excitation de l'alternateur.

Le redresseur se compose de six diodes et permet d'adapter la forme des courants et tensions à la sortie de l'alternateur qui sont alternatifs à ceux de la batterie qui doivent être de nature continue.

II.I.II. Principe de fonctionnement d'un alternateur à griffes.

Comme cela a été signalé, un alternateur à griffes est utilisé dans les véhicules dans le but de recharger la batterie qui alimente les différents récepteurs du véhicule (démarrateur, phare...). Le rotor est entraîné mécaniquement par une courroie reliée au moteur thermique. Il est constitué d'une bobine d'induction, située au centre des deux roues polaires. La bobine est alimentée par un courant continu en utilisant des balais qui frottent sur des bagues attachées à l'axe du rotor tournant. Le courant circulant dans la bobine crée un champ magnétique constant circulant dans les roues polaires. Comme le rotor est en rotation, le stator est soumis à un champ magnétique variable et périodique. Un flux alternatif est créé dans le bobinage du

stator en général triphasé conduisant à l'apparition de tensions alternatives (loi de Faraday). Ces tensions sont ensuite redressées adaptant la forme de la tension pour le rechargement de la batterie (**Figure 3a**).

Pour mieux comprendre le principe de fonctionnement, le circuit magnétique de l'alternateur est schématisé dans la **Figure 3b**. Le flux créé par la bobine du rotor traverse le noyau de la roue polaire, il circule dans la roue polaire pour se diriger vers les griffes. À partir de là, le flux se diffuse dans l'entrefer (zone entre le rotor et le stator). La zone d'air entre les griffes est beaucoup plus importante que celle entre les griffes et le stator, le flux magnétique se referme donc préférentiellement dans le stator comme le montre **Figure 3c**.

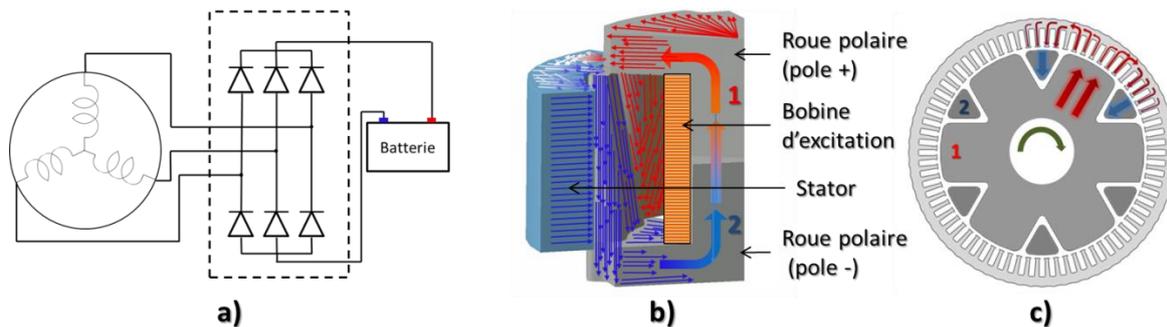


Figure 3: Composantes d'une machine à griffes : a) Le pont redresseur, b) Vue 3D de la circulation du flux magnétique dans le rotor et le stator, c) Vue 2D de la distribution du flux magnétique.

Cette circulation du flux transforme les griffes des roues polaires en une succession de pôles positifs et négatifs. Notons que la forme complexe de la roue polaire aboutit à une circulation d'un flux tridimensionnel, ce qui rend la modélisation de cette machine délicate (3D).

Ce bref descriptif du fonctionnement de l'alternateur du point de vue électromagnétique montre que les matériaux utilisés doivent faciliter la circulation du flux magnétique et donc être de « bons conducteurs magnétiques » tout en étant efficaces du point de vue énergétique de manière à obtenir de bons rendements. Dans la suite, nous présentons un peu plus en détail le phénomène du magnétisme : son origine, les différentes définitions et les matériaux ferromagnétiques qui sont les matériaux adaptés à la conversion électromécanique.

II.II. Présentation du Magnétisme

Le magnétisme est un phénomène physique par lequel se manifestent des forces attractives ou répulsives d'un objet sur un autre, avec des charges électriques en mouvement. Dans ce qui suit on reprend le phénomène du magnétisme qui est décrit dans plusieurs ouvrages tels que [5] [6] [7].

II.II.I. Représentation atomique

À l'échelle microscopique, la matière est de nature discontinue. Elle est constituée d'atomes liés entre eux. Un atome est composé d'un noyau dont l'ordre de grandeur de son rayon est de 10^{-3} pm, et d'un nuage électronique avec un rayon d'ordre de 100 pm (1 Ångström) (Figure 4a). Le noyau renferme le proton qui possède une charge positive et le neutron qui a une charge nulle. Ils sont maintenus ensemble par une interaction forte.

Le nuage atomique correspond à un ensemble d'électrons. Un électron est 1800 fois moins lourd qu'un proton avec une charge négative égale à celle de ce dernier. La charge globale d'un atome est nulle, il comporte autant d'électrons que de protons. Donc la masse d'un atome provient essentiellement de son noyau et son espace est occupé par les électrons.

II.II.I.I. Atome avec 1 seul électron (hydrogène).

Considérons un atome entouré d'un électron circulant autour à une distance r (Figure 4b). Cette circulation aboutit à un moment cinétique $\vec{L} = \vec{r} \wedge \vec{p}$. Elle donne naissance à un moment magnétique \vec{M}_l . En outre, l'électron se met en rotation autour de lui-même ainsi ce mouvement aboutit à un moment cinétique \vec{S} appelé spin et par conséquent à un moment magnétique \vec{M}_s . Donc on obtient un moment magnétique égal à la somme vectorielle des moments magnétiques issus du mouvement de l'électron autour de son noyau et autour de lui-même $\vec{M} = \vec{M}_l + \vec{M}_s$.

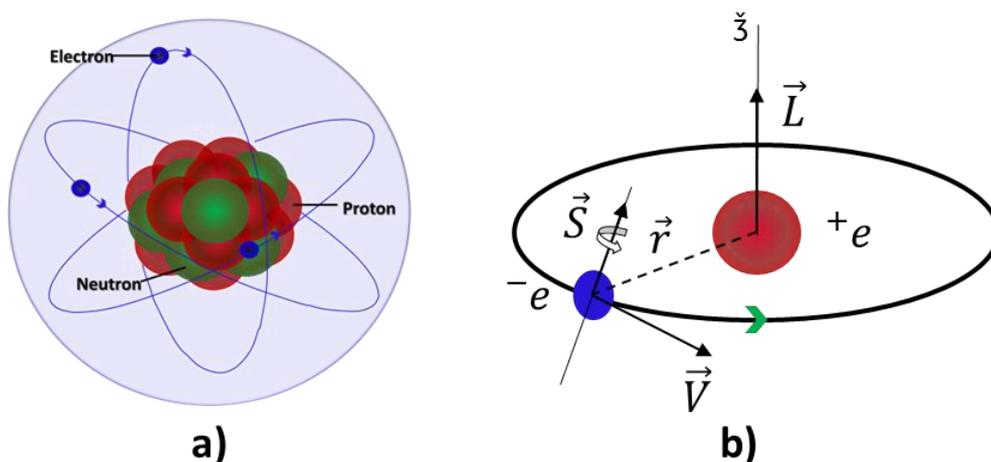


Figure 4 : a) Représentation schématique de la constitution d'un atome b) Représentation schématique de l'origine du moment magnétique d'un atome (cas d'un électron).

II.II.I.II. Atome isolé avec plusieurs électrons

Avant de parler de la quantification du moment magnétique d'un atome entouré par un nombre déterminé d'électrons, il est important de décrire la distribution de ces électrons dans l'espace autour du noyau. Comme le montre la **Figure 5**, ces différents électrons sont répartis dans le nuage électronique en couches d'énergie dont le nombre d'électrons par couche est limité. Ces couches sont distinguées par les lettres (K, L, M, N,...) avec K la couche la plus profonde (proche du noyau). Elles sont ainsi définies par le nombre n (1, 2, 3, ...). Les électrons d'une couche sont ainsi répartis en sous couches avec un nombre d'électrons limité (s, p, d, f,...). Ces sous couches sont ainsi définies par le nombre l (0,1, 2, ...).

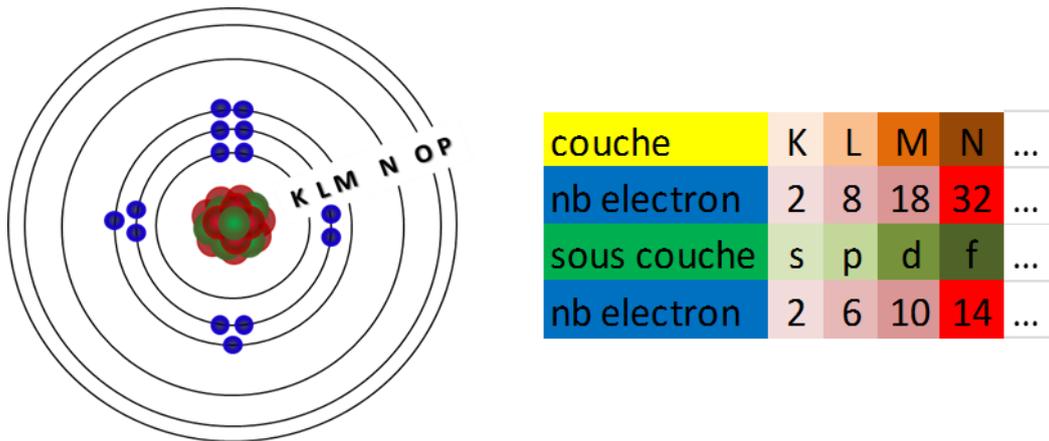


Figure 5 : Répartition des électrons dans le nuage électronique

Afin d'établir une configuration électronique, trois règles doivent être respectées : la règle de Klechkowski [8], le principe d'exclusion de Pauli [9] et la règle de Hund [10].

- Règle de Klechkowski :** Les sous couches se remplissent par ordre croissant des valeurs de $n+l$ en remplissant la sous couche qui possède le n le plus petit dans le cas où il y a deux configurations électroniques différentes pour la même valeur $n+l$. La **Figure 6** représente l'ordre de remplissage des sous couches.

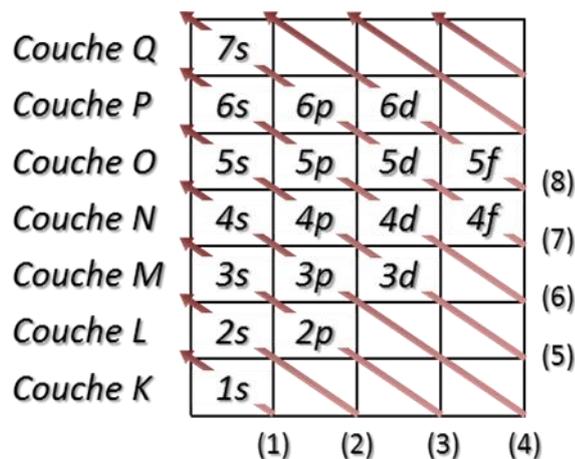


Figure 6 : Ordre de remplissage des sous couche d'un nuage électronique

2. **Principe d'exclusion de Pauli** : Ce principe indique qu'une orbite ne peut pas avoir plus que deux électrons dont leurs spins sont antiparallèles. Donc la sous couche P par exemple comprend 3 orbitales ($2p_x, 2p_y, 2p_z$)
3. **Règle de Hund** : cette règle stipule que, lors de la présence d'orbitales atomiques de même énergie ($2p_x, 2p_y, 2p_z$), il faut occuper le maximum d'orbitales possibles c.à.d. avoir le maximum d'électrons célibataires pour une sous couche donnée.

En vertu du principe d'exclusion de Pauli, chaque sous couche contenant deux électrons, ainsi que chaque couche pleine, aura donc un moment magnétique nul. Le magnétisme n'est donc dû qu'à une seule couche atomique interne. Par conséquent, seuls les éléments ayant une couche atomique d ou f non complète présentent un moment magnétique important. Donc le moment magnétique issu de la couche électronique incomplète est égal à la somme vectorielle du moment magnétique et du spin de chaque électron libre. La **Figure 7** présente la méthode de calcul du moment magnétique du Fer.

Z=26: Fe=1s² 2s² 2p⁶ 3s² 3p⁶ 3d⁶ 4s²

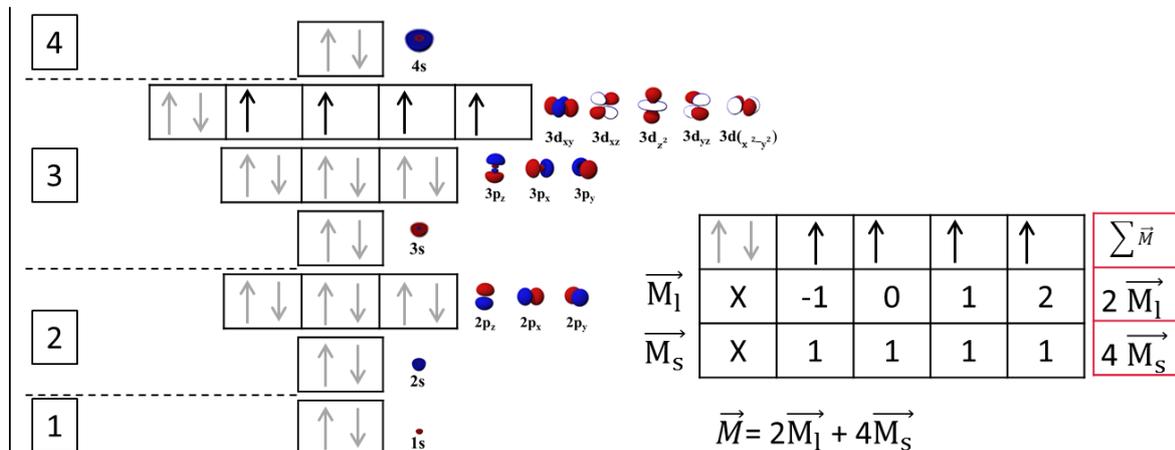


Figure 7 : À gauche : les quatre électrons célibataires de la sous couche 3d résultant de la distribution électronique du fer, à droite : calcul des moments magnétiques

La distribution électronique du fer donne naissance à 4 électrons célibataires sur la troisième couche précisément sur sa sous-couche d. Ces 4 électrons sont l'origine du moment magnétique résultant. Comme nous l'avons expliqué, chaque couple d'électrons à signes opposés (rouge et bleu) aboutissent à un moment magnétique nul. La projection du moment magnétique due au mouvement de l'électron qui occupe l'orbitale $3d_{xz}$ sur l'axe z donne un moment M_l d'ordre **-1**. Alors que la projection du moment magnétique due au mouvement de l'électron qui occupe l'orbitale $3d_{z^2}$ est **nulle**. Cependant, la projection du moment due au mouvement de l'électron qui occupe les orbitales $3d_{yz}$ et $3d_{x^2-y^2}$ sont respectivement d'ordre **1** et **2**. La somme de ces projections ($-1+0+1+2=2$) représente le moment magnétique issu du mouvement des électrons autour de leur noyau $2M_l$.

Les sens des spins des électrons célibataires sont positifs donc la somme de leur moment magnétique vaut ($1+1+1+1=4$) $4M_s$. Elle représente le moment magnétique issu du

mouvement des électrons autour d'eux même. Donc le moment magnétique global vaut $M = 2M_l + 4M_s$.

II.II.I.III. Atome dans un réseau cristallin.

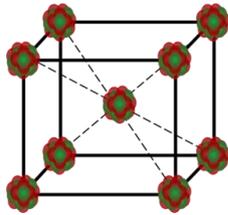
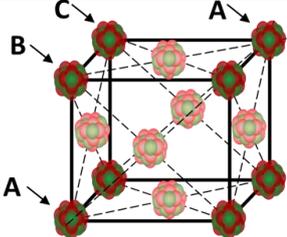
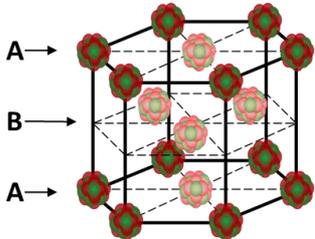
Les propriétés des matériaux et leur comportement sont liés à l'architecture atomique du matériau, c.à.d. la répartition spatiale des atomes dans ce matériau. Dans un solide cristallin, chaque atome occupe une position bien déterminée. Les atomes sont arrangés dans un réseau bien défini. Ce réseau n'est qu'une répétition périodique dans les 3 directions d'un réseau élémentaire appelé maille. Une maille est décrite par :

- Les longueurs des arrêtes a, b, c
- Les angles α, β, γ
- La nature, le nombre, les positions des atomes formant l'édifice

Il n'existe que sept possibilités d'arrangement correspondant aux sept systèmes cristallins : cubique, quadratique, orthorhombique, hexagonal, trigonal, monoclinique et triclinique. En ajoutant à ce classement certains réseaux multiples, les 14 réseaux de Bravais sont obtenus. À noter que les propriétés physiques et mécaniques du matériau peuvent varier d'une direction à une autre. Le **Tableau 1** présente la structure des trois réseaux cristallins les plus courants.

En réalité les cristaux parfaits n'existent pas, un cristal comporte toujours des défauts. L'existence de ces défauts modifie les propriétés du matériau.

Tableau 1 : Structures cristallines, les principales mailles.

Type	Cubique centrée	Cubique face centrée	Hexagonale compacte
Structure			
Plans d'empilement	---	A B C A B C A B C...	A B A B A B A B...
Exemples	Fer α , Mn, Cr, Mo, V, Nb, Li, Zr, Ta, Ba, Ti(>882°C) ...	Fer γ , Al, Cu, Ag, Co, Pb, Ni, Au, Pt, Sr, ...	Mg, Zn, Cd, Be, Co, (<419°C), Ti (<882°C) ...
Propriétés	Haute résistance Peu ductile	Résiste au cisaillement Très ductile	Fragile Peu ductile

On cite 4 types de défauts.

- Défauts ponctuels, dont la taille est de l'ordre des distances atomiques, il existe trois types de défauts ponctuels (**Figure 8**) : les lacunes, les atomes interstitiels, et les atomes en solution solide (substitution ou bien insertion).

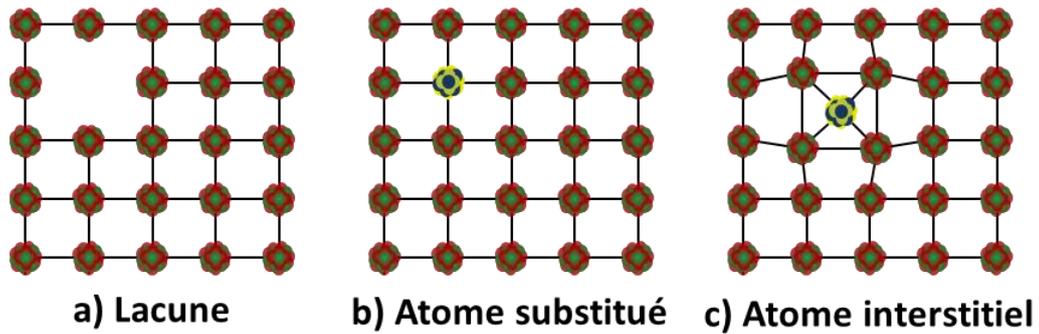


Figure 8: Les trois types de défauts ponctuels.

- Défauts linéaires : les dislocations. Il en existe 2 types principaux : la dislocation coin et la dislocation vis. Une dislocation est caractérisée par son vecteur de burgers 'b', ce vecteur est le segment complétant la fermeture d'un circuit qu'on aurait tracé autour de la dislocation dans un plan perpendiculaire. Pour une dislocation coin le vecteur b est perpendiculaire à la ligne de dislocation (Figure 9a). Pour une dislocation vis le vecteur b est parallèle à la ligne de dislocation (Figure 9b).
- Défauts surfaciques, ils sont divisés en 2 catégories, les joints de grains et les macles. Les matériaux cristallins ne sont pas formés d'un seul cristal. Ils sont formés d'un ensemble des petits cristaux appelés grains. La taille des grains varie selon le mode de fabrication du métal et selon les traitements effectués. Les grains sont séparés par les joints de grains (Figure 10b). Dans les joints de grains un atome appartient simultanément à 2 réseaux. À noter que les joints de grain ne sont pas nécessairement la zone faible du matériau, la rupture peut souvent être transgranulaire. Les macles sont des défauts de l'ordre d'empilement des plans atomiques de certaines familles (Figure 10a).

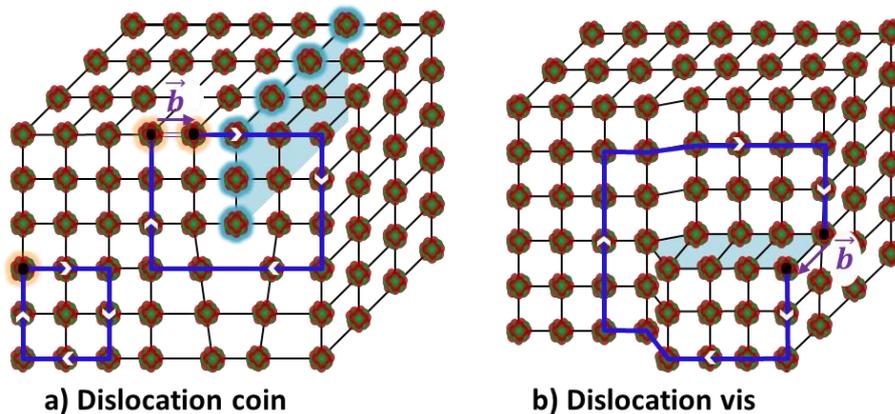
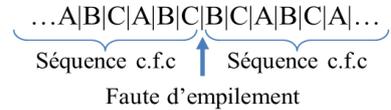


Figure 9: Les deux types de défauts linéaires.

Défauts volumiques, observés lorsqu'un volume d'un composé différent prend la place d'une partie du cristal. La partie étrangère du cristal est un précipité, une petite particule formée entre le métal de base et l'élément d'alliage (Figure 10c). Ou bien une inclusion (impuretés provenant de l'élaboration du métal à l'état liquide). Lorsque les atomes sont placés dans un réseau cristallin, les électrons des différents atomes donnent naissance à un

couplage de moments magnétiques entre les atomes voisins. Ce couplage dépend du recouvrement des orbitales électroniques.

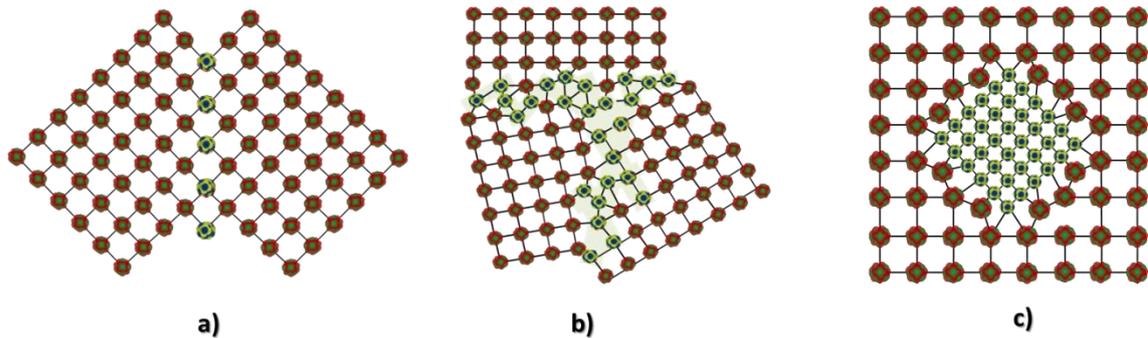


Figure 10 : Les défauts surfaciques et volumiques : a) les macles, b) les joints de grains, c) les précipités.

Dans le cas où il n'y a pas de recouvrement, l'énergie due au couplage des moments magnétiques des électrons entre atomes est nulle. Par conséquent, les gaz et les liquides ne peuvent pas être magnétiques à cause de la distance importante entre atomes.

II.II.II. Du microscopique au macroscopique

Pour un élément de volume ΔV comportant N atomes, le moment magnétique résultant s'exprime par la somme vectorielle des moments magnétiques de chaque atome :

$$\vec{m} = \sum_{i=1}^N \vec{m}_i \quad \text{Équation 1}$$

L'aimantation M d'un matériau est caractérisée par la densité volumique des moments magnétiques.

$$M = \frac{\partial m}{\partial V} \quad \text{Équation 2}$$

∂m est la somme vectorielle des moments magnétiques atomiques et ∂V l'élément de volume considéré.

La polarisation magnétique J [T], grandeur utilisée par les fabricants des matériaux est définie par :

$$J = \mu_0 M \quad \text{Équation 3}$$

Avec $\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7} [H/m]$ la perméabilité magnétique du vide.

La susceptibilité magnétique d'un matériau est définie comme le rapport entre l'aimantation du matériau et un champ magnétique H [A/m] qui lui est appliqué, et son expression est donnée par :

$$\chi = M/H \quad \text{Équation 4}$$

χ dépend alors de H .

Lorsqu'un matériau magnétique est plongé dans un champ magnétique extérieur H , l'induction magnétique B [T] s'écrit :

$$B = \mu_0(M + H)$$

Équation 5

D'où :

$$B = \mu_0 \cdot (1 + \mathcal{X})H$$

Équation 6

Dans le domaine magnétique, la substance est caractérisée par sa perméabilité relative par rapport au vide, μ_r qui est déterminée par :

$$\mu_r = (1 + \mathcal{X})$$

Équation 7

Selon \mathcal{X} les matériaux magnétiques sont divisés en trois grandes classes.

- Les matériaux diamagnétiques ($\mathcal{X} \leq 1$)
- Les matériaux paramagnétiques ($\mathcal{X} \geq 1$)
- Les matériaux ferromagnétiques (certains de ces matériaux présentent une perméabilité relative élevée $\mathcal{X} \gg 1$)

II.II.II.I. Les matériaux diamagnétiques

Le comportement de ce type de matériau à l'échelle atomique équivaut à des électrons en mouvement autour du noyau et se comportant comme des spires de courant qui, plongées dans un champ magnétique vont, sous l'action de la loi de Lenz, générer un flux opposé à la variation de flux occasionnée par l'application du champ \mathbf{H} (Figure 11). Ces matériaux ont alors une susceptibilité magnétique négative, indépendante de la température et de l'intensité du champ magnétique exciteur. Ainsi, la susceptibilité étant très faible, la loi de comportement de ces matériaux, dans le cadre des applications électrotechniques, peut être assimilée à celle du vide avec $\mathbf{B} = \mu_0 \mathbf{H}$. Certains matériaux comme le Bi, Cu, MgO et le diamant sont diamagnétiques.

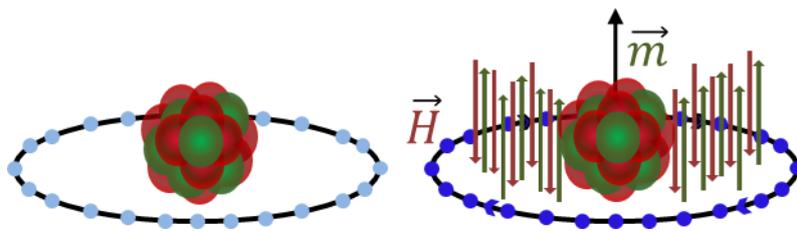


Figure 11 : Représentation schématique de l'effet d'un champ magnétique sur un atome dans un matériau diamagnétique.

II.II.II.II. Les matériaux paramagnétiques

Au niveau microscopique, les atomes de ce type de matériau possèdent un moment magnétique permanent \vec{m} qui, placé dans un champ magnétique \mathbf{H} , tend à s'aligner dans la direction du champ appliqué (Figure 12). Toutefois, l'agitation thermique vient perturber cet alignement, d'autant plus que les atomes se comportent de façon isolée. Ces matériaux magnétiques présentent une susceptibilité magnétique faible mais positive.

Dans le domaine d'application de la conversion d'énergie, la loi de comportement de ces matériaux est linéaire et peut être assimilée à celle du vide $\mathbf{B}=\mu_0 \cdot \mathbf{H}$. De ce fait, son utilisation offre peu de possibilités d'applications pratiques en génie électrique.

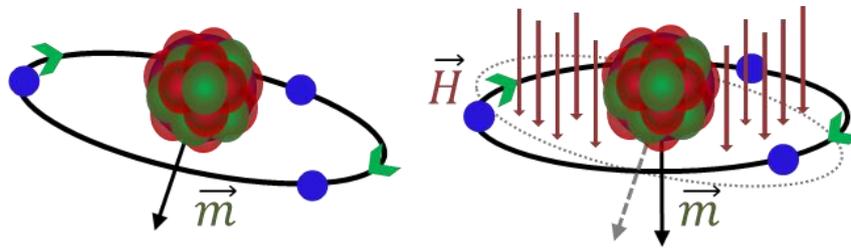


Figure 12: Représentation schématique de l'effet d'un champ magnétique sur un atome paramagnétique.

II.II.II.III. Les matériaux ferromagnétiques

Les matériaux de type ferromagnétique présentent des distances interatomiques suffisamment petites pour que celles-ci interagissent. Ainsi ils présentent, à l'échelle microscopique, une aimantation même en l'absence de champ magnétique extérieur, aimantation qualifiée alors de spontanée. Celle-ci est due au fait que les moments atomiques ont tendance à s'aligner spontanément et parallèlement les uns aux autres, donnant une structuration ordonnée que l'on peut comparer à la mise en ordre géométrique caractéristique de l'état solide, cet alignement peut être considéré comme la conséquence de forces de rappel entre les moments magnétiques exerçant une interaction mutuelle (Figure 13). Cet alignement peut être perturbé par l'augmentation de la température qui conduit à la destruction progressive de cet ordre directionnel. L'aimantation spontanée disparaît alors totalement à la température de Curie T_c . Ainsi, au-delà de T_c , on observe un comportement de type paramagnétique, appelé paramagnétisme de Curie-Weiss (T_c est spécifique à chaque matériau). La susceptibilité magnétique de ce type de matériau est fonction du champ magnétique extérieur appliqué, et la loi de comportement associée présente une forte non-linéarité.

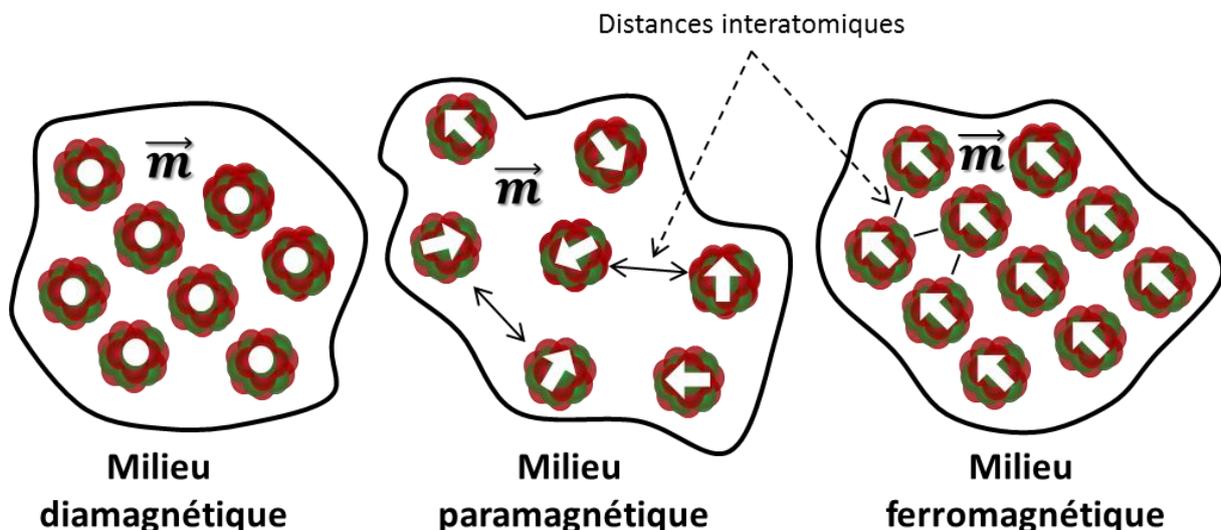


Figure 13: Comparaison entre milieu paramagnétique et milieu ferromagnétique.

L'induction magnétique pour un matériau, homogène et isotrope est donnée par : $\mathbf{B}=\mu_0\mu_r\mathbf{H}$. Des matériaux ferromagnétiques doux présentent une perméabilité relative $\mu_r \gg 1$, ce qui

permet d'amplifier la valeur de l'induction B pour une valeur de H donnée. Cette propriété est très utile dans les dispositifs de conversion électromagnétique de l'énergie, d'où l'utilisation des matériaux ferromagnétiques doux dans les machines électriques.

II.II.III.I. Configuration en domaines magnétiques

Comme on vient de le voir, la théorie du ferromagnétisme repose sur des forces d'échange électroniques. Ces forces sont si fortes que ces matériaux sont spontanément aimantés, même en l'absence d'un champ appliqué. Pourtant, il faut appliquer un champ magnétique pour saturer un matériau ferromagnétique. Dans certains cas, une pièce ferromagnétique a une aimantation de zéro environ. Cela soulève la question :

Pourquoi les matériaux ferromagnétiques ne sont-ils aimantés à saturation, même dans un champ nul?

Un matériau ferromagnétique est subdivisé en plusieurs domaines magnétiques appelés *domaines de Weiss* à l'intérieur desquels l'aimantation est uniforme comme indiqué précédemment, c'est-à-dire suivant une direction unique même en absence du champ magnétique. Chaque domaine a une direction d'aimantation spécifique. Donc la somme vectorielle de ces aimantations aboutit à la non saturation et même en l'absence d'aimantation globale du matériau.

La formation des domaines de Weiss s'explique par la compétition de quatre types d'énergies, à savoir :

- *L'énergie d'échange* : Dans les matériaux ferromagnétiques la distance interatomique est inférieure à celle des orbitales électroniques qui favorisent le magnétisme. Ceci aboutit au recouvrement de ces orbites, ce qui donne naissance à un couplage entre les porteurs magnétiques (**Figure 14**). Donc l'énergie d'échange est l'énergie qui résulte de l'interaction entre deux atomes voisins. Ceci conduit à un arrangement des moments magnétiques parallèles les uns aux autres. Cette énergie est minimale si les moments magnétiques de deux atomes voisins pointent dans la même direction.

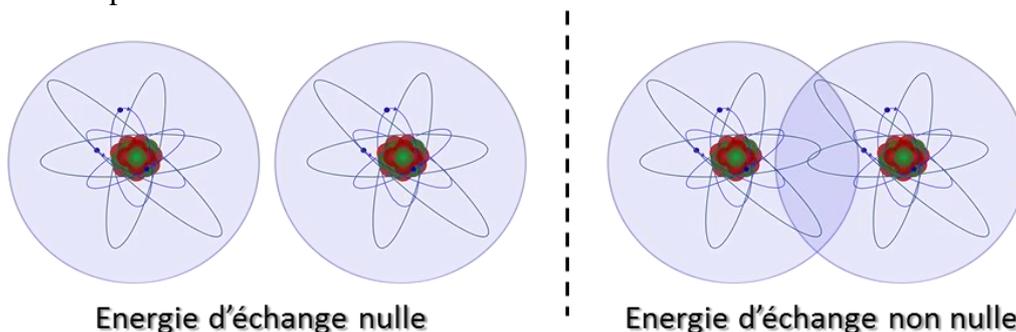


Figure 14: Représentation schématique du recouvrement d'orbitales.

- *L'énergie d'anisotropie magnétocristalline* : L'anisotropie magnéto-cristalline est une propriété intrinsèque d'un ferromagnétique, indépendamment de la taille et de la forme du grain. On peut facilement le voir en mesurant les courbes d'aimantation selon différentes directions de cristaux. La **Figure 15** présente les courbes d'aimantation pour différentes directions des trois structures cristallines courantes.

L'énergie d'anisotropie magnéto-cristalline est l'énergie nécessaire pour dévier le moment magnétique de la direction de facile aimantation à une autre plus difficile. Les directions faciles et difficiles résultent de l'interaction du moment magnétique de rotation avec le réseau cristallin (couplage spin-orbite). Dans le cas d'une symétrie hexagonale, l'anisotropie peut être évaluée relativement facilement à partir de la courbe d'aimantation. En revanche, dans le cas de symétries cubiques, cette évaluation est plus difficile.

Pour un matériau à maille cubique centrée, l'énergie d'anisotropie est définie par la relation suivante :

$$E_k = K_1(\alpha_1^2\alpha_2^2 + \alpha_1^2\alpha_3^2 + \alpha_2^2\alpha_3^2) + K_2(\alpha_1\alpha_2\alpha_3^2) \quad \text{Équation 8}$$

Où K_1 et K_2 sont les constantes d'anisotropie magnétocristalline et α_1 , α_2 et α_3 sont les cosinus directeurs de l'aimantation par rapport aux axes du cristal.

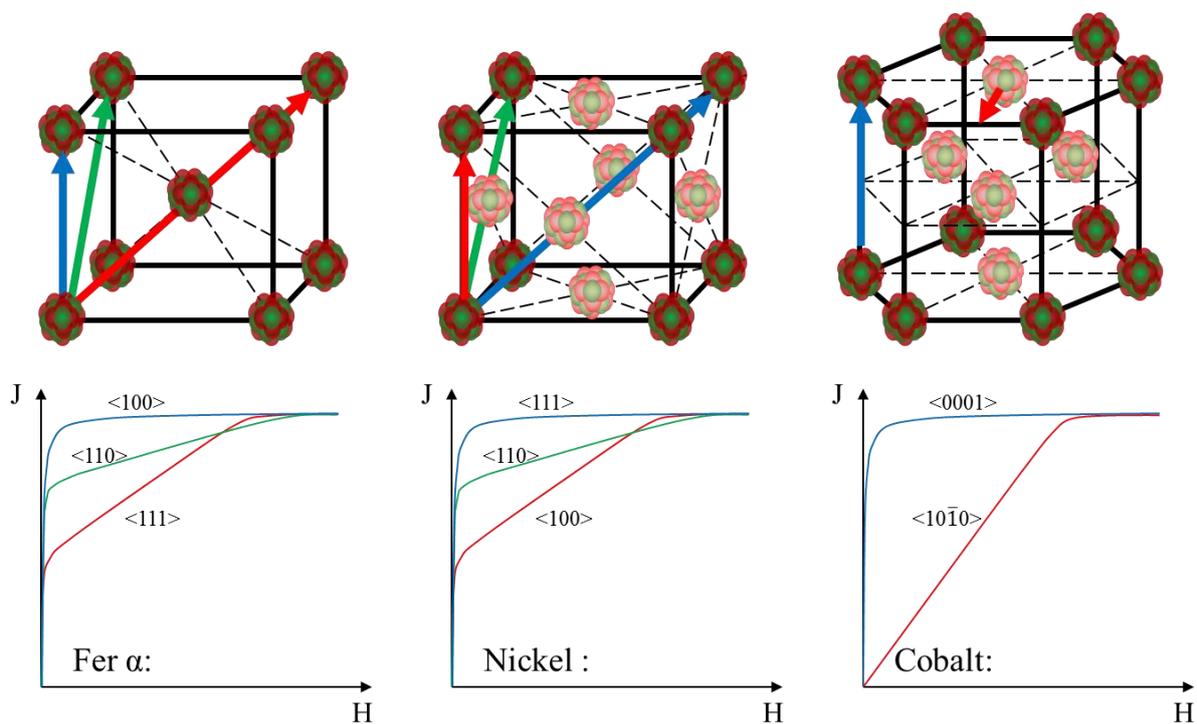


Figure 15 : Structures cristallines courantes (cubique centré, cubique à faces centrées et hexagonal) et courbes d'aimantation mesurées selon leurs directions principales.

- *L'énergie de magnétostriction* : Sous l'effet d'un champ magnétique, un matériau ferromagnétique s'allonge ou se contracte. Ce phénomène est connu sous le nom de magnétostriction définie par des constantes notées λ . La variation de la déformation dépend de l'orientation de l'aimantation par rapport aux axes du cristal. Donc l'énergie de magnétostriction est définie en fonction des constantes de magnétostriction λ_{hkl} associées à chaque direction cristallographique. Dans le fer, les constantes de magnétostriction peuvent être exprimées en fonction des constantes λ_{100} et λ_{111} définies selon les familles de directions $\langle 100 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ du cristal. Son énergie magnétostrictive peut être calculée par :

$$E_{me} = -\frac{3}{2}\lambda_{100}\sigma(\alpha_1^2\gamma_1^2 + \alpha_2^2\gamma_2^2 + \alpha_3^2\gamma_3^2) - 3\lambda_{111}\sigma(\alpha_1\gamma_1\alpha_2\gamma_2 + \alpha_1\gamma_1\alpha_3\gamma_3 + \alpha_2\gamma_2\alpha_3\gamma_3) \quad \text{Équation 9}$$

Où α_1 , α_2 et α_3 sont les cosinus directeurs de l'aimantation par rapport aux axes du cristal et

γ_1 , γ_2 et γ_3 sont les cosinus directeurs de la contrainte σ dans le repère lié au cristal.

- *L'énergie magnétostatique* : c'est l'énergie qui résulte des interactions à longue distance entre les champs électromagnétiques créés par chacun des moments. Chaque moment magnétique est en fait soumis à un champ local créé par l'ensemble des autres moments magnétiques. Cette énergie favorise le désalignement de ces derniers.

L'équilibre de ces quatre formes d'énergie donne naissance aux domaines magnétiques lorsque le matériau n'est pas soumis à un champ magnétique extérieur.

Chaque domaine est séparé par des parois appelées *parois de Bloch*, dont l'épaisseur est de quelques centaines à quelques milliers d'Ångström (10^{-10} m), où l'aimantation bascule d'une direction dans un domaine vers une autre dans un domaine voisin. La rotation de cette aimantation s'effectue progressivement afin de minimiser son coût énergétique (**Figure 16**).

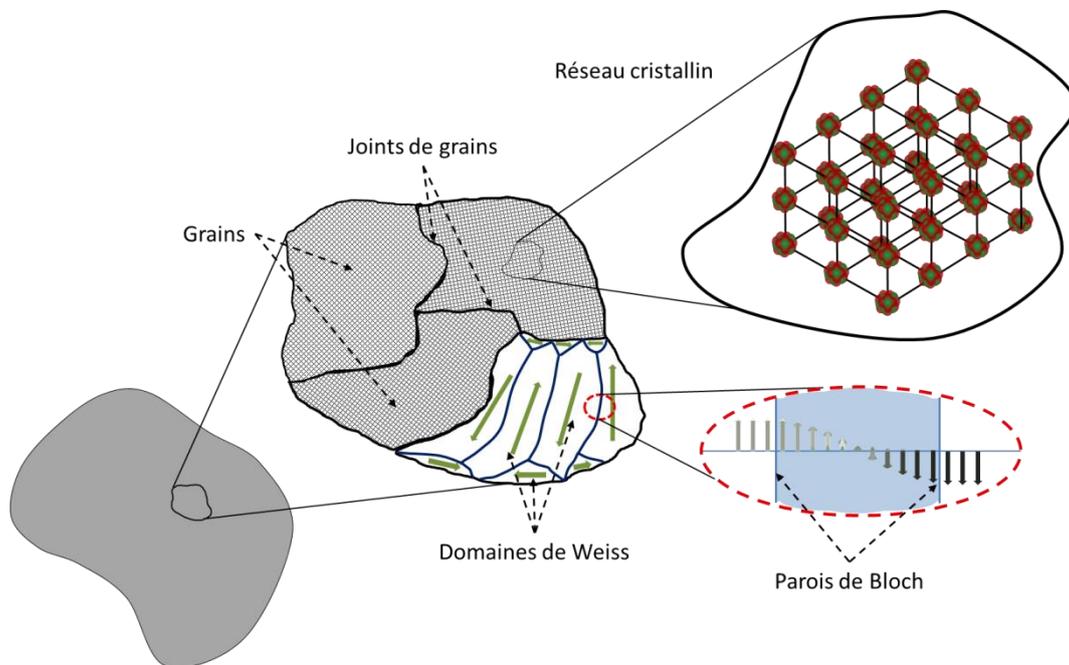


Figure 16: Représentation schématique d'un matériau ferromagnétique de l'échelle macroscopique vers l'échelle microscopique.

II.II.III.II. Influence d'un champ magnétique extérieur

Dans un matériau isotrope, à l'état désaimanté, les aimantations des domaines sont orientées dans les directions de facile aimantation, et l'aimantation moyenne calculée sur un nombre significatif de domaines est nulle. L'application d'un champ magnétique extérieur H se traduit par la modification des termes déjà présentés qui modifie l'état primitif d'équilibre énergétique du matériau pour créer une nouvelle configuration (**Figure 17**).

Dans le matériau, il existe de nombreuses imperfections qui bloquent les parois lors de leurs déplacements. Ces imperfections sont dues à des impuretés non magnétiques (carbures, nitrures, etc.) et ferromagnétiques (cémentite) ainsi qu'aux contraintes de dislocation et de joints de grain. Ces points particuliers constituent des sites d'ancrage et donc, d'un point de vue énergétique, des puits de potentiel pour les parois.

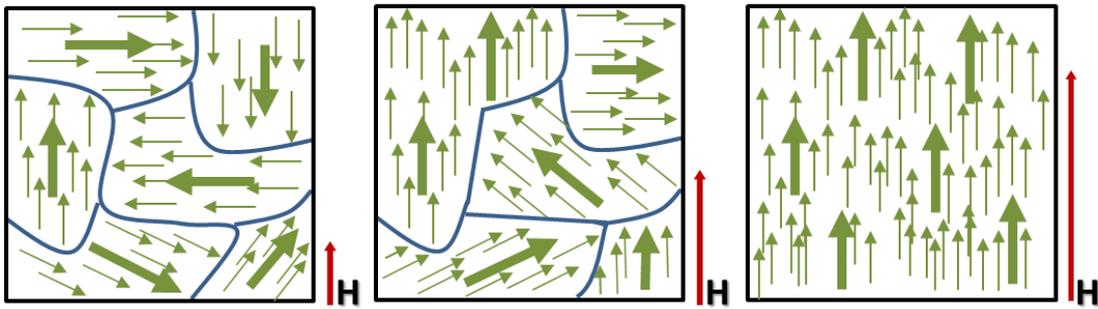


Figure 17 : Évolution des domaines de Weiss sous l'action d'un champ magnétique.

Ce phénomène d'accrochage des parois contribue majoritairement au processus d'aimantation hystérétique. De plus, les parois n'étant pas rigides, elles peuvent se déformer sur les sites d'ancrage. Ainsi lors d'une aimantation extérieure insuffisante pour décrocher la paroi, celle-ci se déformera sans entraîner de variation brutale pour l'aimantation. Si le champ diminue jusqu'à la valeur correspondant au début de la déformation de la paroi, celle-ci reprend sa position initiale.

À l'échelle macroscopique, les deux contributions précédentes (sauts et déformations de parois) donnent lieu à un comportement hystérétique du matériau ferromagnétique (Figure 18). Si l'état initial du matériau est désaimanté, la loi de comportement $B(H)$ va décrire la courbe de première aimantation tant que le champ d'excitation H sera croissant. Au-delà d'un champ H_s « champ de saturation », l'aimantation varie légèrement et tend vers une valeur B_s appelée « induction de saturation ».

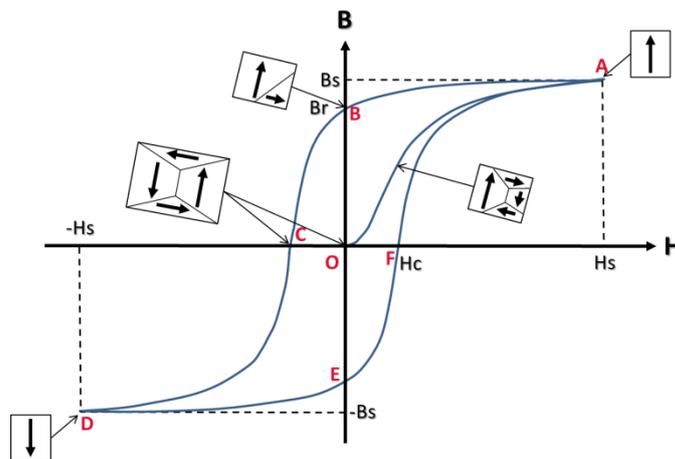


Figure 18: Courbe de première aimantation (OA) et le cycle hystérésis (ABCDEF) d'un matériau ferromagnétique.

Dans cet état, il n'y a plus de domaines magnétiques ; tous les moments magnétiques prennent la direction du champ extérieur. Une fois que le champ H commence à décroître, l'aimantation suit une courbe $B(H)$ qui s'écarte de la courbe de première aimantation. Le parcours de B n'est pas le même selon que le champ est croissant ou décroissant. La totalité du parcours constitue le cycle d'hystérésis. En plus du couple de saturation $(H_s; B_s)$, il existe deux autres points

remarquables du cycle d'hystérésis : le champ coercitif H_c , champ pour lequel l'induction s'annule, et l'induction rémanente B_r , induction pour laquelle le champ est nul.

II.II.III. Critères magnétiques.

Généralement, un matériau magnétique industriel est déterminé par deux propriétés. Le premier est la courbe de première aimantation qui met en évidence le comportement magnétique du matériau, l'évolution de l'induction en fonction du champ magnétique. Le deuxième est lié aux pertes magnétiques qui sont à l'origine de la chaleur dissipée dans le matériau soumis à un champ magnétique

II.II.III.I. Les pertes magnétiques

Les pertes magnétiques totales, aussi connues sous le terme pertes fer, représentent l'énergie dissipée lors de variation de l'excitation magnétique. La différence d'échelles (microscopique et macroscopique) permet de diviser les pertes en deux types : les pertes par hystérésis et les pertes dynamiques. Dans une machine électrique, les pertes sont calculées par différence des puissances d'entrée et de sortie du système.

II.II.III.I.I. Pertes hystérésis (statiques)

Les pertes par hystérésis en régime statique sont uniquement liées aux propriétés physiques du matériau. Le phénomène d'hystérésis peut être expliqué par le phénomène de blocage de parois qui est lié à l'existence d'impuretés et de défauts au sein du matériau magnétique comme cela a été expliqué précédemment.

La **Figure 19a** présente l'évolution de l'énergie d'une paroi magnétique E_p en fonction de sa position x par rapport à des sites d'ancrage dans le matériau. Prenons à titre d'exemple la position x_2 ; pour que la paroi l'atteigne, il faut un apport d'énergie $E_{p2}-E_{p1}$ si x_1 est la position d'origine. Une fois que l'obstacle est dépassé, la paroi se déplace brusquement vers la position x'_2 , (saut de Barkhausen). Ce déplacement induit une variation locale brutale du champ magnétique conduisant, si le matériau est conducteur, à la création locale de courants induits microscopiques donc de pertes par effet Joule. L'énergie apportée par le champ extérieur H est donc supérieure à celle qui est nécessaire pour permettre à la paroi de se mouvoir puisque une partie est dissipée sous forme de pertes par effet Joule. (**Figure 19b**).

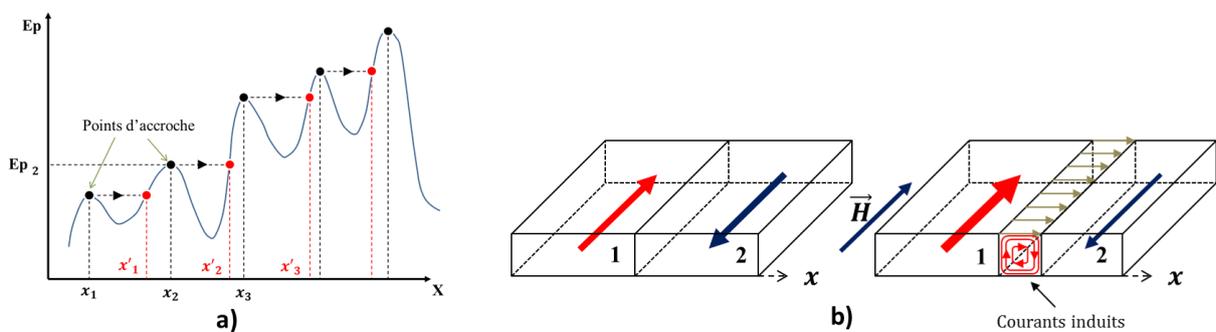


Figure 19 : a) L'énergie potentielle nécessaire pour le déplacement d'une paroi en fonction de sa position. b) L'apparition de courants induits locaux lors du déplacement de parois.

L'énergie fournie lors de la croissance du champ magnétique \vec{H} est donc plus importante que celle récupérée lors de sa décroissance. Cette différence, représentée par l'aire du cycle d'hystérésis, constitue les pertes par hystérésis. Elle vaut par unité de volume ($J.m^{-3}$):

$$W = \int HdB \quad \text{Équation 10}$$

II.II.III.I.II. Pertes dynamiques

En régime dynamique, la forme du cycle évolue fortement, la surface du cycle s'élargit progressivement avec la fréquence. Ceci indique la présence d'autres sources de pertes qui sont les pertes dynamiques. Comme les courants induits microscopiques, il existe aussi des courants macroscopiques qui se développent dans l'ensemble du matériau et qui sont directement liés à la conductivité du matériau considéré. En effet, le champ variable auquel il est soumis aboutit selon la loi de Lenz à la création de courants induits, d'où l'intérêt d'utiliser des matériaux magnétiques à résistivité très élevée. Pour des matériaux tels que les tôles magnétiques à base de fer, la solution classique consiste à feuilletter le matériau afin de réduire ces courants macroscopiques. En effet, la circulation des courants induits se faisant selon les sections droites, ce type de procédé augmente la résistance apparente dans l'épaisseur de la tôle.

De l'Équation 10, on en déduit que sous l'action d'un champ magnétique extérieur périodique de fréquence f , la puissance moyenne totale dissipée (W/m^3) par le processus hystérique est :

$$P = f \int HdB \quad \text{Équation 11}$$

Selon Bertotti [11], les pertes totales peuvent être séparées en trois contributions telles que :

$$P_t = P_{hyst} + P_{ci} + P_{exc} \quad \text{Équation 12}$$

Où P_{hyst} représente les pertes statiques par hystérésis, P_{ci} les pertes liées aux courants induits macroscopiques et P_{exc} la contribution des pertes par excès qui ont pour origine l'interaction entre les courants induits et la structure en domaine du matériau.

II.II.III.II. Courbe normale

Pour un échantillon à aimantation nulle exposé à un champ magnétique nul, la courbe de première aimantation est obtenue en augmentant lentement le champ magnétique d'excitation. Pour les très faibles champs, l'évolution est linéaire et réversible. L'évolution devient non linéaire (irréversible) pour des champs moyens jusqu'à atteindre la saturation : la valeur d'induction maximale du matériau. Expérimentalement, l'obtention de cette courbe nécessite une mesure indépendante de celle qui est nécessaire pour l'obtention du cycle hystérésis. Pour cette raison, une nouvelle caractéristique, la courbe normale, a été proposée. Partant d'un état démagnétisé, le matériau est excité afin d'obtenir une famille de cycles d'hystérésis en faisant varier de façon monotone le champ d'excitation maximal H_{max} d'un cycle à l'autre. On obtient différents couples $B_{max} - H_{max}$, dont le dernier correspondant à la saturation $B_s - H_s$. La courbe normale est la courbe $B(H)$ obtenue en reliant les couples $B_{max} - H_{max}$ des cycles

mineurs centrés (en rouge) (Figure 20). Expérimentalement, la courbe de première aimantation et la courbe normale, bien qu'obtenues par deux méthodes différentes, présentent des profils similaires tant que les effets dynamiques sont négligeables [12].

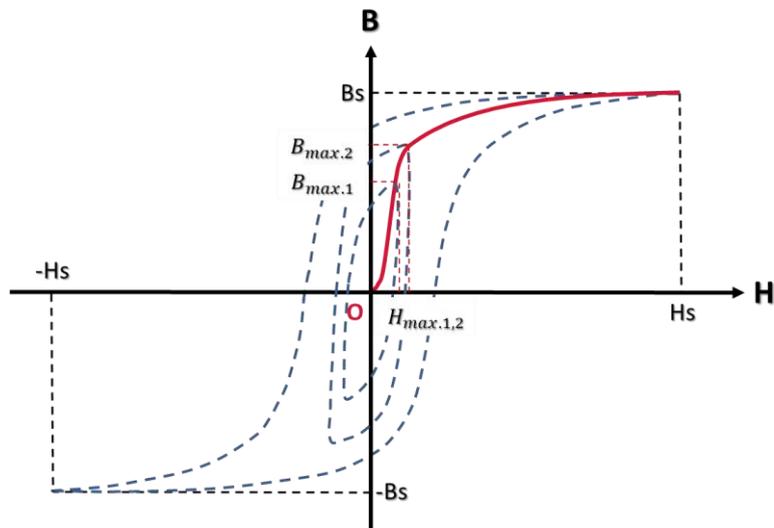


Figure 20: Famille de cycles d'hystérésis et courbe normale.

II.III. Matériau Fe-Si

Il existe des écarts entre les comportements des matériaux ferromagnétiques. Ces disparités se situent au niveau de plusieurs grandeurs telles que : l'aimantation à saturation, l'aimantation rémanente, le champ coercitif, la perméabilité et les pertes. Le fer pur possède une aimantation à saturation élevée mais il reste toujours imparfait à cause de sa faible résistance électrique, ce qui aboutit à des pertes élevées par courants induits. Par ailleurs, il ne présente pas de propriétés mécaniques satisfaisantes pour la fabrication de machines électriques. Les métallurgistes sont toujours à la recherche du matériau idéal ; ils essaient d'améliorer les propriétés du matériau en jouant sur sa composition en ajoutant des composés.

En génie électrique, on peut classer les matériaux dans deux catégories : les matériaux durs et les matériaux doux (Figure 21). Actuellement les matériaux à base de fer et de silicium sont les matériaux doux les plus répandus.

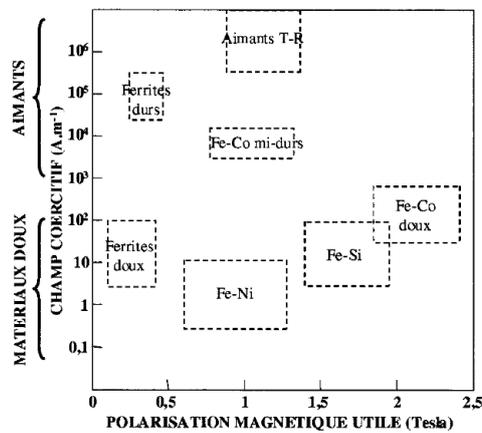


Figure 21 : Les grandes classes de matériaux magnétiques industriels [1].

II.III.I. Caractéristiques du matériau requis

Une machine électrique performante est constituée de tôles pouvant transporter un flux magnétique maximal dans un volume déterminé. Les matériaux doivent donc posséder une aimantation à saturation maximale afin de canaliser parfaitement le flux magnétique. Ils ont une perméabilité élevée afin d'atteindre l'induction de saturation avec une valeur de champ magnétique minimale. Leur résistivité électrique doit être importante afin de limiter les courants induits et les pertes dynamiques. En plus, il faut que les pertes par hystérésis soient les plus faibles possible.

Au niveau de la microstructure, un bon matériau est celui qui possède une structure isotrope sans défauts cristallographiques. Les défauts cristallographiques représentent des sites d'ancrage qui gênent le déplacement de la paroi de Bloch. Durant l'assemblage et le fonctionnement des machines électriques, le matériau subit des sollicitations en contraintes importantes, le matériau doit donc avoir une bonne aptitude à la découpe, être résistant mécaniquement et ne pas être affecté magnétiquement lors de la fabrication de la machine.

II.III.II. Influence du Si

Parmi tous les éléments chimiques, le silicium Si est l'élément indispensable dans les matériaux ferromagnétiques doux à base de fer [13] [14] [15] [16] car il permet une amélioration des propriétés du matériau aux niveaux mécanique, métallurgique et électrique.

II.III.II.I. Diagrammes de phase des alliages Fe-Si

L'addition du silicium entraîne une modification du diagramme d'équilibre [13]. Il accroît le domaine alpha (de structure cubique centrée), qui possède les bonnes caractéristiques magnétiques souhaitées, aux dépens de la phase gamma (de structure cubique à face centrée). Comme le montre **Figure 22**, pour une teneur de silicium supérieure à 2,4%, seule la phase alpha est présente jusqu'à une température de 1500 °C environ. Ceci permet d'effectuer des traitements thermiques sans transformation de phase sur une zone plus large. La structure cubique centrée est toujours conservée.

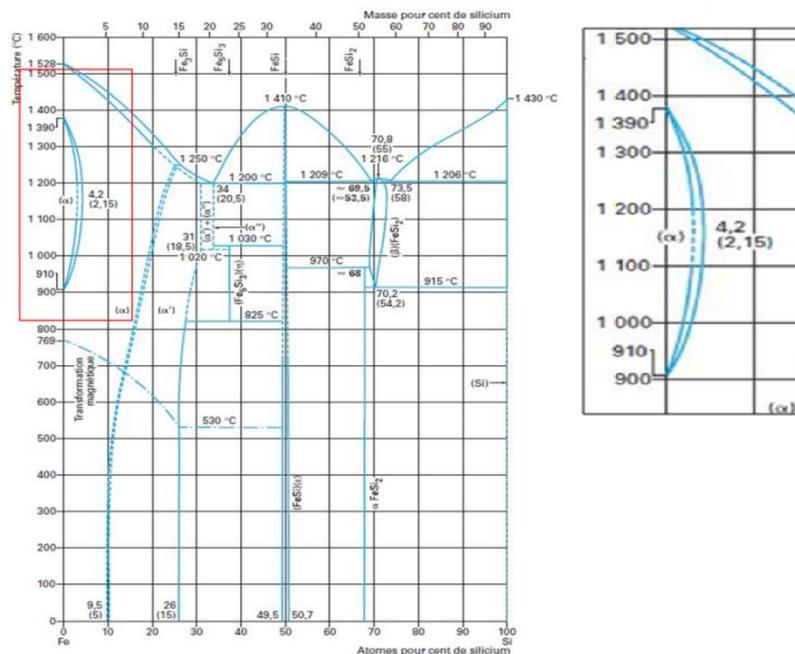


Figure 22 : Diagramme d'équilibre du fer-silicium

II.III.II.II. Résistivité électrique

L'augmentation de la résistivité électrique est le motif principal de l'emploi des alliages fer-silicium. L'addition du silicium dans le fer augmente considérablement la résistivité électrique du matériau [13]. La résistivité croît linéairement avec l'apport du silicium (**Figure 23a**). En raison des difficultés d'usinage et du laminage à froid, l'addition du silicium ne doit pas dépasser 3,4%.

II.III.II.III. Propriétés magnétiques

- Diminution de la constante d'anisotropie.
La famille de direction de facile aimantation du fer qui cristallise dans le système cubique centré est $\langle 001 \rangle$, voir **Figure 23b**. L'addition du silicium aboutit à la diminution linéaire

de la constante d'anisotropie KI [13]. Cette baisse entraîne la diminution de l'énergie d'anisotropie ; c.à.d. approximativement que la densité des grains ayant une texture orientée dans la direction de facile aimantation augmente avec l'addition du silicium.

- Diminution de l'aimantation à saturation

Alors que l'addition du silicium améliore les propriétés du matériau d'une manière efficace, la croissance du taux du silicium donne lieu à la diminution de l'aimantation à saturation.

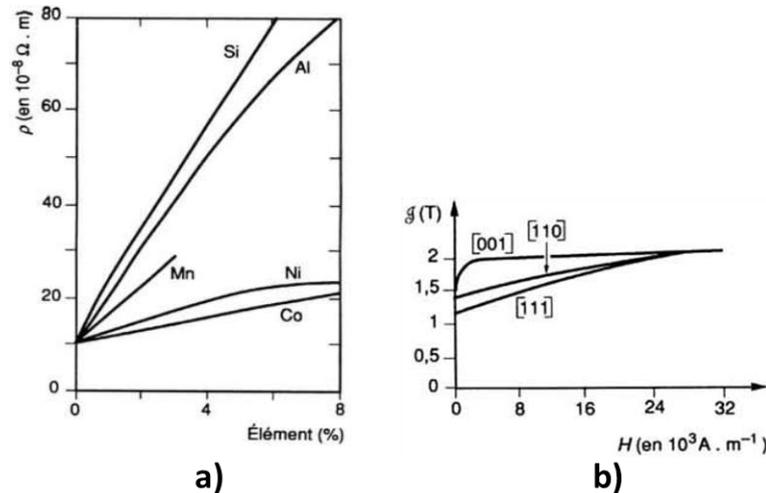


Figure 23: a) : Évolution de la résistivité électrique en fonction de la teneur de certains éléments. b) Évolution de la polarisation dans différentes directions cristallographiques.

II.III.II.IV. Propriétés mécaniques

Mécaniquement, la présence du silicium dans le fer jusqu'à un teneur de 5,8% en masse augmente la résistance à la traction pour atteindre un R_m de 1000 MPa. D'autre part, l'addition du silicium rend l'alliage de plus en plus fragile. Pour cette raison, le laminage pour une teneur en Si supérieure à 6% n'est pas souhaité. Au niveau de la dureté, plus la teneur en silicium est élevée et plus l'alliage est dur. Pour une quantité de Si supérieure à 7% l'alliage ne peut plus être forgé [15]. Plusieurs études [17] [18] se sont concentrées sur l'effet du silicium sur la texture et la structure métallographique du matériau.

II.III.III. Influence d'autres éléments

II.III.III.I. Carbone, C

L'augmentation de la teneur en carbone augmente les propriétés mécaniques (dureté, limite élastique...) mais diminue la ductilité, la résistance aux chocs et la soudabilité [19]. L'addition du carbone stabilise la formation de la phase ' γ ' et favorise la formation de la cémentite Fe_3C qui n'est pas souhaitable pour conserver de bonnes propriétés magnétiques. La taille des grains diminue avec l'augmentation du carbone [20].

Du point de vue magnétique, l'ajout du carbone aboutit à un accroissement de la coercivité et à la décroissance de la perméabilité. La détérioration des propriétés magnétiques vient de la réduction de la taille des grains et de la formation de Fe_3C . Dans [21], les auteurs considèrent que la cause principale de la dégradation des propriétés magnétiques vient de la formation du Fe_3C .

II.III.III.II. Aluminium, Al

Selon Lyudkovsky et Shapiro [22], l'addition d'aluminium améliore les propriétés magnétiques. Il augmente la perméabilité d'un acier et réduit la formation de la texture (111). Hou *et al.* [23] montrent que l'addition d'aluminium avec une quantité comprise entre 0,022-0,32% en masse augmente la taille des grains, augmente la résistivité et diminue les pertes.

T. Nakayama *et al.* [24] montrent qu'il n'y a pas d'influence sur les pertes pour une quantité de nitrure d'aluminium 'AlN' qui ne dépasse pas 0,0024% en masse ; alors que pour une quantité supérieure et une quantité d'aluminium inférieure à 0,1% en masse, les pertes augmentent sans que l'induction magnétique ne soit influencée. Pour une quantité de nitrure d'aluminium supérieure à 0,0024% et une quantité d'aluminium supérieure à 0,1% aucune variation au niveau des pertes n'existe, mais des précipités d'AlN d'une taille supérieure à 1 μm sont observés. Pour une quantité excessive d'azote, il y a formation de MnSiN_2 qui aboutit à une augmentation des pertes.

Hou *et al.* ont étudié l'effet de l'aluminium résiduel [25], et montrent que la taille des grains augmente avec la quantité d'aluminium. Pour une quantité d'aluminium ne dépassant pas 0,007% en masse, l'accroissement de la taille des grains est retardé durant un recuit, alors que pour une quantité supérieure à 0,007% l'aluminium réagit avec l'azote pour former le nitrure d'aluminium. Ces auteurs concluent que plus la quantité résiduelle d'aluminium est petite, et meilleures sont les propriétés magnétiques.

II.III.III.III. Phosphore, P

Après un recuit à une température comprise entre 700 et 850°C, la taille des grains diminue avec l'augmentation de la quantité du phosphore. L'addition du phosphore favorise également la formation d'une texture {200} et l'augmentation de la résistivité ce qui aboutit à la diminution des pertes [26]. Tanaka et Yoshiki [27] montrent que l'addition du phosphore augmente l'aimantation magnétique et, de plus, durant la recristallisation l'addition du phosphore modifie la texture en minimisant l'activité des plans cristallographiques {111} et de la direction $\langle 112 \rangle$. Par contre Hou *et al.* [28] ainsi que Park *et al.* [29] montrent que les pertes ainsi que l'aimantation magnétique augmentent avec l'addition du phosphore, en relation avec une diminution de la taille des grains et la formation des textures non favorables {222}.

II.III.III.IV. Titane, Ti

La taille des grains décroît avec l'addition de titane. Pour une quantité de titane inférieure à 0,016% en masse, des précipités se forment dans les joints de grain ; alors que pour une quantité supérieure, les précipités se trouvent dans les grains et dans les joints de grain. Plus la quantité de titane augmente et plus l'induction magnétique diminue alors que les pertes augmentent [30].

Hou *et al.* montrent que le titane et le niobium retardent la recristallisation et la croissance des grains au cours d'un recuit. De plus, ils favorisent la formation des plans {222} de la texture. Avec l'addition du titane et du niobium les pertes augmentent et la perméabilité diminue [31].

II.III.III.V. Zirconium, Zr

Pour une quantité de zirconium inférieure à 0,133% en masse, aucun effet n'existe au niveau de la taille des grains après un recuit. Une quantité de zirconium de 0,01% en masse réduit les pertes [32].

II.III.III.VI. Etain, Sn

L'addition d'étain diminue l'intensité des 2 textures {111} et {112} et les pertes dans les tôles à grains non orientés. Après un recuit, la quantité d'étain aux joints des grains diminue, l'addition d'étain gêne la nucléation et la croissance des grains dans les textures non favorables [33].

II.III.III.VII. Manganèse, Mn

L'addition du manganèse aboutit à un accroissement de la taille des grains et un développement d'une texture favorable {110}. Magnétiquement, l'accroissement de la quantité du manganèse diminue les pertes et améliore la perméabilité et l'induction magnétique [34] [35] [36].

II.III.III.VIII. Soufre, S

Contrairement au manganèse, l'addition du soufre réduit la taille des grains en favorisant le développement de la texture non favorable (111). Du point de vue magnétique, l'addition du soufre augmente les pertes et diminue la perméabilité. Hou *et al.* ont montré que la densité des courants induits est indépendante de la quantité de soufre [34] [35] [36] [37]. L'impact des différents composants cités est synthétisé dans le **Tableau 2**.

Tableau 2 : Impact des composants sur les propriétés du Fer.

Composants	Propriétés mécaniques et métallurgiques	Propriétés magnétiques
Si	Texture <001> favorisée, dureté augmente, accroît le domaine α , augmente la résistivité	↑
C	Taille de grain diminue, formation de la phase γ	↓
Al	Taille de grain augmente, diminue la texture <111>, augmente la résistivité	↑
P	Taille des grains diminue, plans {200} favoris, augmente la résistivité.	↑
Ti	Taille des grains diminue, plans {222} favorisés	↓
Zr	-	↑
Sn	Diminue la texture <111>	↑
Mn	Taille des grains augmente, plans {110} favorisés	↑
S	Décroit la taille des grains, favorise la formation de la texture {111}	↓

II.III.IV. Tôles NO et GO

Deux grandes familles de tôles magnétiques fer-silicium existent, les tôles à grains non orientés (NO) et les tôles à grains orientés (GO). Les tôles NO possèdent une texture approximativement isotrope avec une petite prédominance dans le sens du laminage. Les tôles

GO possède une texture avec des grains orientés préférentiellement dans le plan de la tôle et dans la direction du laminage.

II.III.IV.I. Tôles Fe-Si GO

L'élaboration des tôles Fe-Si GO nécessite une longue chaîne de procédés (Figure 24). L'acier est coulé en continu sous forme de brames qui sont ensuite laminées à chaud. Les brames sont réchauffées à haute température pour être laminées continuellement. L'épaisseur à la sortie du laminoir est de l'ordre de quelques millimètres alors que l'épaisseur des brames est d'une centaine de millimètres.

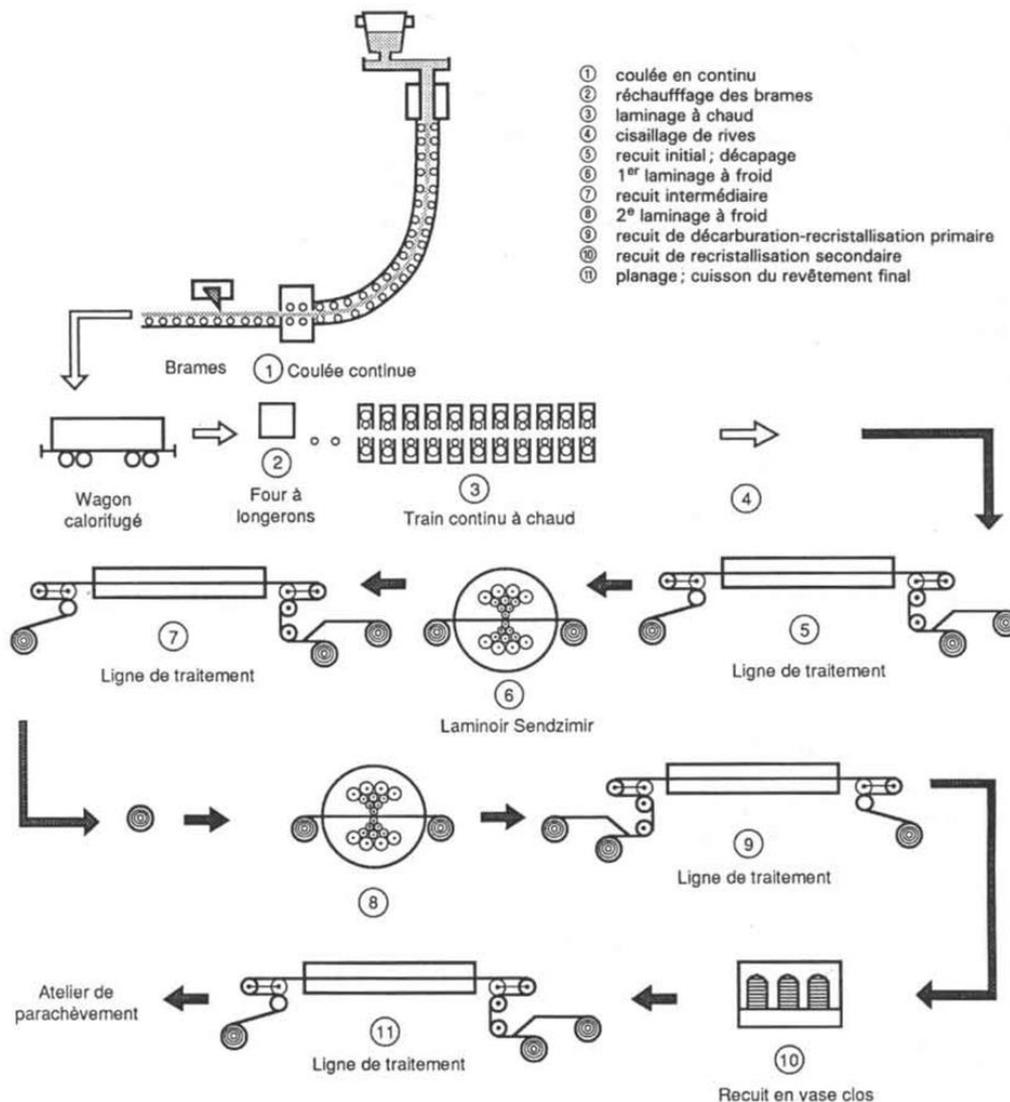


Figure 24 : Processus général de fabrication des tôles fer-silicium à grains orientés [38].

Les tôles sont ensuite recuites dans le but d'augmenter la taille des grains et d'éliminer l'oxydation formée sur la surface de la tôle. Ce phénomène est appelé décapage. Après décapage, les tôles sont laminées à froid (taux de réduction sur l'épaisseur de 70% environ), recuites, puis ré-laminées à froid (taux de réduction de 50%). Après le deuxième laminage à froid, la tôle possède l'épaisseur finale visée. Le matériau passe ensuite par des étapes de

recuit dont le but est la décarburation et la recristallisation. Finalement, une étape de cuisson pour le revêtement des tôles est indispensable [38].

Après ce processus, les tôles possèdent une texture de grains orientés de plans {110} et de directions <001>, qui est la famille de directions d'aimantation facile, parallèle à la direction du laminage. Cette texture donne lieu à des propriétés magnétiques excellentes dans la direction du laminage alors qu'elles sont mauvaises dans la direction transversale. Les tôles GO sont particulièrement utilisées dans les noyaux du transformateur, cas où le champ magnétique circule majoritairement dans la direction du laminage.

II.III.IV.II. Tôles Fe-Si NO

Grace à leur microstructure isotrope, les tôles Fe-Si NO sont principalement utilisées dans les machines tournantes pour lesquelles le flux magnétique n'a pas de direction préférentielle dans le matériau. On distingue deux grandes familles de tôles NO. Les tôles « Semi Process » livrées à l'état écroui sans revêtement, et les tôles « Fully Process » recristallisées et revêtues d'une couche isolante.

Ces deux familles passent premièrement par un même sous processus qui consiste à élaborer le matériau à partir de fontes ou de ferrailles (Figure 25). Le métal liquide est ensuite coulé en continu pour former des brames. Les brames sont réchauffées à une température de 1500°C environ, puis laminées à chaud pour atteindre une épaisseur comprise entre 2 et 2,5 mm. A partir de cette étape, le matériau est traité de manières différentes afin d'obtenir des tôles NO de qualité et d'épaisseur différentes [39].

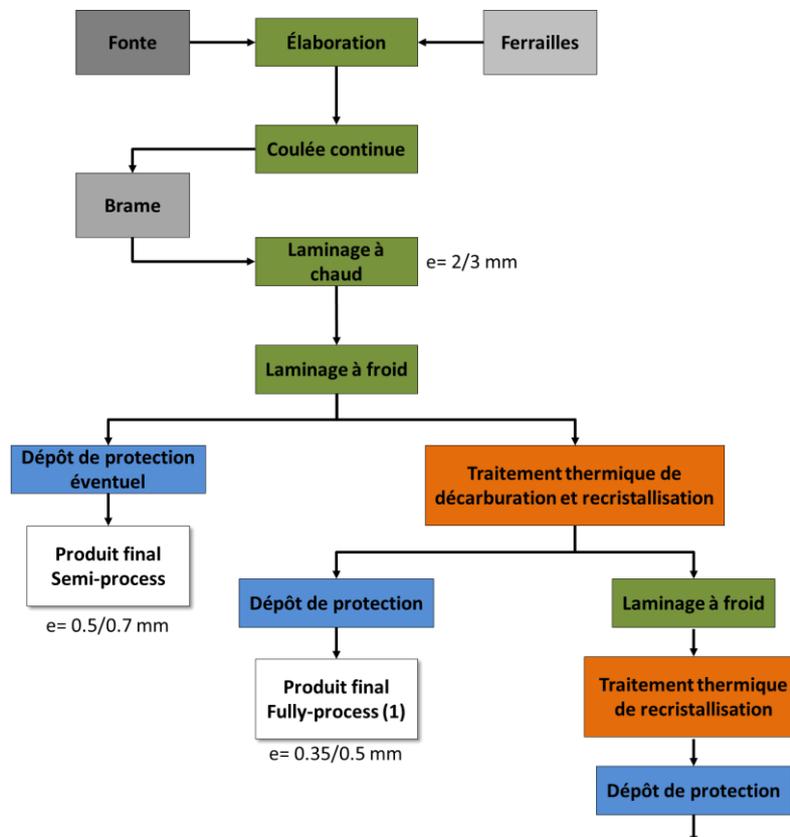


Figure 25: Processus général de fabrication des tôles fer-silicium à grains non-orientés[40].

Les tôles Semi-Process passent par un premier laminage à froid pour donner une épaisseur proche de l'épaisseur finale. La tôle est ensuite recuite à une température de 800°C pour générer la recristallisation et d'augmenter la taille des grains. Après recuit, un deuxième laminage à froid est effectué afin d'obtenir l'épaisseur finale désirée. Ce type de tôles possède d'excellentes propriétés de découpe [40]. Après le découpage, un recuit est réalisé entre 750 et 800°C dont le but est la décarburation (750°C), le grossissement des grains et l'isolation électriques par oxydation (800°C). Ce traitement thermique aboutit à la restauration des propriétés magnétiques du matériau dégradé après écrouissage.

Les tôles Fully-Process passent par un laminage à froid qui aboutit directement à une tôle d'épaisseur finale désirée. Ensuite un traitement thermique est réalisé. Ce dernier entraîne la décarburation vers 800°C, puis la croissance des grains vers 1000°C. De cette étape la tôle peut être directement revêtue avec une épaisseur de 0,35 à 0,5 mm ou bien être laminée à froid, recuite et revêtue afin d'atteindre des épaisseurs de 0,15 à 0,2 mm. Ce type de tôle possède toutes ses caractéristiques magnétiques à l'état de la livraison. Un recuit après découpe est interdit à cause du revêtement déjà réalisé.

II.IV. Caractérisation magnétique

II.IV.I. Méthodes standard de caractérisation magnétique

II.IV.I.I. Principe de mesure des méthodes standard

La caractérisation magnétique des matériaux a pour objectif de déterminer différentes propriétés (perméabilité, champ de saturation, induction rémanente, pertes totales...). Afin de mesurer ces différentes propriétés, il suffit de connaître les cycles d'hystérésis obtenus sous champ magnétique variable. L'obtention du cycle hystérésis repose sur la mesure de deux paramètres, le champ magnétique exciteur H et l'induction magnétique générée B . Les différentes méthodes de caractérisation standard sont présentées dans [41] et [42].

Avant d'expliquer le principe de mesure de ces méthodes, il faut savoir que les lignes de champ se referment, le flux est dit conservatif. Ces méthodes de caractérisation nécessitent trois éléments indispensables : un échantillon qui possède un contour fermé avec une longueur moyenne définie par l et une section constante S , et deux bobinages enroulés sur celui-ci (Figure 26a).

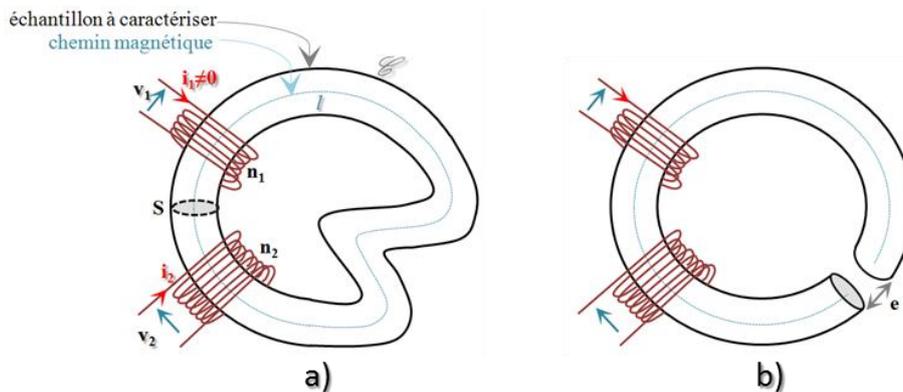


Figure 26 : Représentation schématique du dispositif expérimental de mesure des champs a) circuit magnétique quelconque b) circuit torique ouvert [12].

Le bobinage primaire constitué de n_1 spires sert à créer le champ magnétique exciteur. Le bobinage secondaire constitué de n_2 spires sert à capter le flux magnétique généré (le courant i_2 est nul). Un courant électrique traversant le bobinage primaire donne naissance à un champ magnétique H d'après le théorème d'Ampère,. Ainsi, en effectuant quelques hypothèses, on peut lier le champ magnétique H et le courant i_1 par :

$$H \cdot l = n_1 \cdot i_1 \quad \text{Équation 13}$$

Soit :

$$H = \frac{n_1 i_1}{l} \quad \text{Équation 14}$$

La loi de Lenz lie la force électromotrice v_2 aux bornes d'un bobinage 2 et le flux Φ le traversant (car le courant i_2 est nul) :

$$v_2 = -\frac{\partial \Phi}{\partial t} \quad \text{Équation 15}$$

Le flux est lié à l'induction B par :

$$\Phi = \int_s \vec{B} d\vec{S} \quad \text{Équation 16}$$

Comme la section S du circuit est constante, alors l'induction peut être considérée homogène. Il vient :

$$B = -\frac{1}{n_2 S} \int v_2 dt \quad \text{Équation 17}$$

Mesurant le courant i_1 et la tension v_2 , on peut déterminer H et B et tracer alors le cycle hystérésis $B(H)$. La détermination de B nécessitant une intégration, il faut prendre des précautions expérimentales lors de la caractérisation pour obtenir de bons résultats (contact entre circuits, faibles niveaux des signaux, bruit dérivé des appareils, distribution du flux...).

De plus, l'existence d'un entrefer dans le circuit magnétique (**Figure 26b**) aboutit à un champ démagnétisant dans l'échantillon qui faussera l'évaluation de H . Il est donc nécessaire de travailler avec un circuit magnétique fermé. Ainsi, comme les champs H et B sont supposés homogènes dans les calculs précédents, il est préférable d'utiliser des échantillons avec des géométries simples. On distingue trois méthodes de caractérisation normalisées qui reposent sur ce principe, la mesure sur un échantillon torique, la mesure sur une tôle unique par SST (Single Sheet Tester) et la mesure appliquée sur des bandes disposées en cadre, connue sous le nom de cadre Epstein.

II.IV.I.II. Mesure sur échantillon torique.

Deux bobines (primaire et secondaire) sont placées autour d'un échantillon de forme torique, cette méthode de caractérisation est normalisée (CEI 60404-4 [43]). L'échantillon peut être obtenu soit sous forme massive, soit sous forme d'anneaux de tôles empilées.

Malgré sa simplicité, cette méthode possède des contraintes et des difficultés particulières. Elle ne permet pas d'étudier l'anisotropie du matériau, dans le cas de tôles empilées, puisque le flux circule dans toutes les directions par rapport à la direction de laminage. En plus, afin d'avoir une bonne uniformité de l'aimantation à travers la section, il faut que l'écart relatif des diamètres extérieurs et intérieurs ne dépasse pas les 10%. Ainsi la longueur du chemin magnétique l_m peut s'écrire de la manière suivante :

$$l_m = \frac{\pi(D_{int} + D_{ext})}{2} \quad \text{Équation 18}$$

Avec, D_{int} et D_{ext} sont respectivement les diamètres intérieur et extérieur du tore.

La norme précise également que la mesure doit être effectuée à température ambiante ($23 \pm 5^\circ\text{C}$), et que la température du tore ne doit pas dépasser 50°C (une sonde thermique peut être ajoutée au contact du tore pour contrôler sa température), et que les incertitudes géométriques doivent être inférieures à 0,5% (section et longueur moyennes du tore).

Mécaniquement, il faut éviter toute méthode de fabrication du tore qui aboutisse à une hétérogénéité du matériau (exempt de la soudure et de toute déformation). Ainsi il faut choisir la méthode d'usinage la moins néfaste, par conséquent plus le rapport des diamètres du tore est petit et plus l'impact est prononcé. En outre il faut faire attention lors du bobinage à ne pas engendrer des contraintes dans le matériau et à avoir une répartition uniforme des spires tout au long de l'échantillon.

II.IV.I.III. Cadre Epstein (Epstein frame)

La technique de caractérisation magnétique par cadre d'Epstein proposée en 1936 [44] est également une méthode normalisée qui présente des avantages par rapport à la méthode de caractérisation par échantillons toriques. Il s'agit d'un circuit carré démontable, obtenu à partir de bandes de tôles empilées, ce qui rend beaucoup plus facile la mise en œuvre. La norme (norme CEI 60404-2 [45]) exige d'avoir un ensemble multiple de quatre bandes identiques ($4 \cdot N$) avec une largeur qui ne dépasse pas les 30 mm et une longueur supérieure à 280 mm. Les bandes de tôles sont superposées dans les coins par double recouvrement des joints (**Figure 27**). De préférence, il est conseillé de placer une légère charge (de l'ordre du newton) au niveau du recouvrement des joints afin d'assurer un bon contact entre les tôles (entrefer uniforme). Le nombre d'empilement varie en fonction de l'épaisseur et de la masse volumique des échantillons. Avec ce mode d'empilement, le circuit obtenu est considéré fermé, l'impact de l'entrefer est négligeable, avec une longueur du chemin magnétique qui vaut 94 cm. La valeur du champ d'excitation et celle de l'induction magnétique sont ainsi obtenues par des bobines placées sur les quatre côtés de la structure.

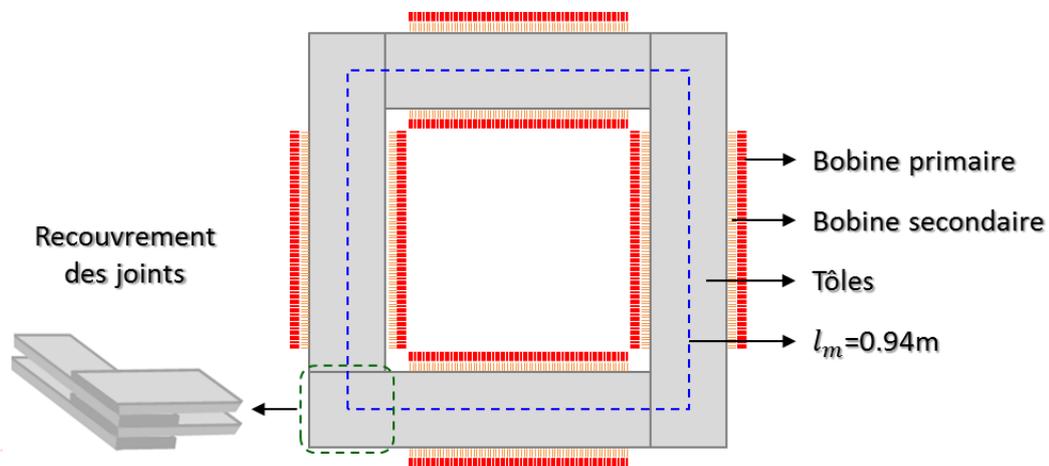


Figure 27 : Représentation schématique du cadre Epstein.

En comparaison avec la mesure sur circuit torique, ce dispositif permet d'utiliser des échantillons rectangulaires obtenus plus simplement, de plus, il permet d'avoir une bonne reproductibilité sur les mesures. En effet, l'utilisation d'un tore nécessite le bobinage de chaque échantillon alors que pour le cadre d'Epstein, les bobines restent les mêmes limitant ainsi les sources de dispersion. Malgré ces avantages séduisants, cette méthode de caractérisation possède quelques points faibles. Elle nécessite une quantité d'échantillons qui est considérée comme importante dans certaines applications. En plus, le recouvrement entre bandes aboutit à un entrefer qui n'est pas pris en compte, et qui provoque systématiquement

une erreur. Il existe de nombreuses sources d'erreurs systématiques qui ont été définies [46] comme la longueur moyenne du chemin magnétique (94 cm). En effet, cette définition suppose la répartition constante du champ ce qui n'est plus vrai quand la fréquence et le niveau d'induction augmentent.

II.IV.I.IV. Essai sur tôle unique (single sheet tester)

La méthode de la tôle unique (norme CEI 60404-3 [47]), SST (Single sheet tester) consiste à effectuer la caractérisation sur une unique tôle de forme rectangulaire préalablement désaimantée. La fermeture du circuit magnétique est assurée grâce à deux culasses identiques comme le montre la **Figure 28**.

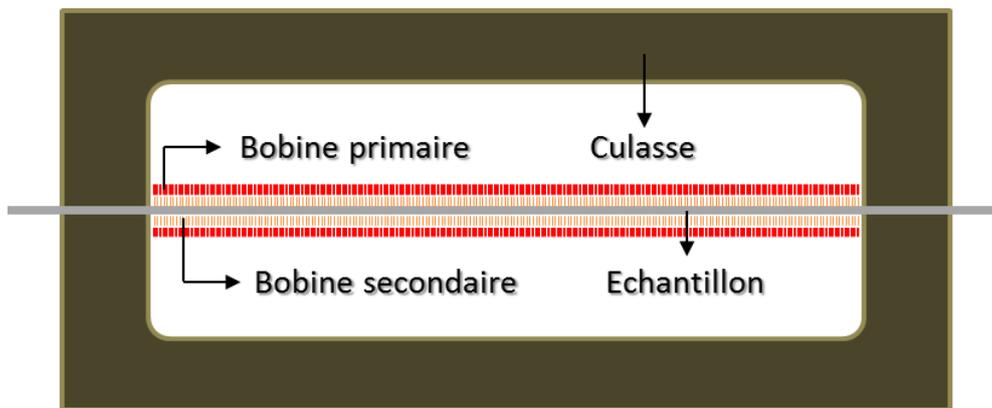


Figure 28 : Représentation schématique de l'essai sur tôle unique

Les culasses doivent avoir une perméabilité très élevée. Pour cette raison la plupart d'entre elles sont fabriquées en pièce ferromagnétique massives à partir des alliages (fer-nickel-Cobalt-Magnésium-Silicium) ou bien à partir d'empilements de tôles à grains orientés. De plus, la section de la culasse doit être très grande par rapport à celle de la tôle. Ces deux contraintes permettent de considérer que le champ magnétique dans la culasse est négligeable devant celui qui existe dans l'échantillon. Une deuxième hypothèse consiste à ne pas prendre en compte l'entrefer qui existe entre tôle et culasses. En effet, comme la longueur de cet entrefer est de l'ordre de 10 μm , la circulation du champ magnétique dans l'air est considérée négligeable devant celle dans l'échantillon. Ces deux hypothèses aboutissent à considérer le chemin magnétique égal à la longueur de l'échantillon entre les pieds des culasses.

Afin de limiter ces deux effets, la norme impose d'avoir un échantillon de dimensions (500mmx500mm). Grâce à sa simplicité et sa bonne reproductibilité, le SST est devenu le moyen privilégié de caractérisation magnétique.

II.IV.II. Méthodes non-standard de caractérisation magnétique

Les méthodes de caractérisation magnétique standard imposent des contraintes dimensionnelles. Dans plusieurs applications, ces méthodes ne peuvent pas être utilisées, ce qui encourage les chercheurs à développer des méthodes spécifiques non standard adaptées. Leur principe est basé sur des méthodes de mesure et des capteurs permettant de remonter au champ magnétique et à l'induction.

II.IV.II.I. Mesure de l'induction magnétique B

Il existe deux méthodes répandues permettant de mesurer l'induction magnétique dans le matériau : la bobine exploratrice et la sonde à pointes [48] [49].

La bobine exploratrice est formée de spires bobinées au travers de deux trous percés dans l'échantillon (**Figure 29a**). La tension mesurée aux bornes des spires permet de déterminer le flux circulant au travers de la section définie par les deux trous, et donc d'effectuer une mesure à caractère plus local que les méthodes standard. Cette méthode possède certains désavantages : elle est destructrice au sens où le perçage des trous crée des contraintes mécaniques et donc des modifications de propriétés de l'échantillon.

La sonde à pointes permet de mesurer une densité de flux locale grâce une différence de potentiel mesurée entre deux points de la surface de l'échantillon (**Figure 29b**). Pour cette méthode, les hypothèses sont les suivantes : l'aimantation est homogène suivant la direction x, le flux ne varie pas suivant la direction y, et la distribution du flux est homogène selon l'axe z. Nous obtenons donc :

$$U_b = V_{12} + V_{23} + V_{34} + V_{41} \quad \text{et} \quad U_n = V_{12} \quad \text{Équation 19}$$

Avec, V_{ij} la valeur de la tension entre la position i et la position j .

Au regard des hypothèses, on peut écrire :

$$V_{12} + V_{34} = 2V_{12} \quad \text{et} \quad V_{23} = V_{41} = 0 \quad \text{Équation 20}$$

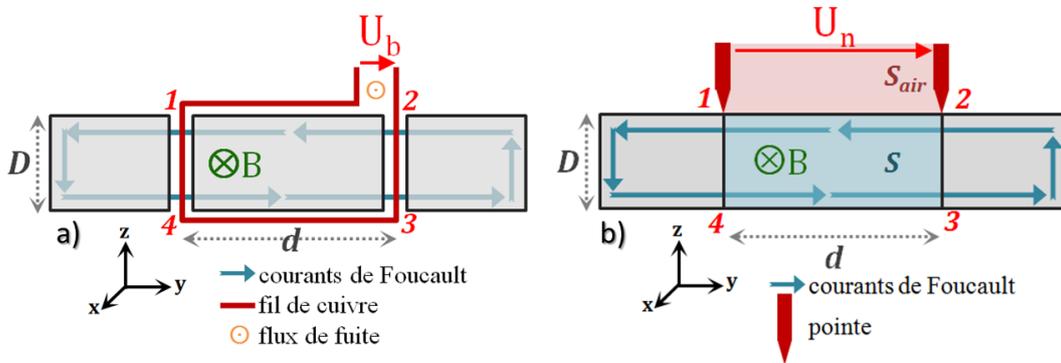


Figure 29 : Représentation schématique d'une bobine exploratrice et Représentation schématique d'une sonde à aiguilles[12].

On constate donc que la différence de potentiel captée par les pointes vaut donc théoriquement la moitié de la différence de potentiel mesurée par une bobine exploratrice. Ce capteur est non destructif, mais son utilisation peut pourtant endommager l'échantillon. En effet, dans la mesure où des contacts électriques sont nécessaires entre la sonde et l'échantillon, tout revêtement de surface doit être éliminé. Par ailleurs, le signal délivré est souvent faible et nécessite donc un conditionneur de signaux avec un fort rapport signal/bruit.

II.IV.II.II. Mesure de l'excitation magnétique H

Dans toutes les méthodes, la mesure locale du champ magnétique est basée sur un seul principe : un capteur qui permet de mesurer une induction magnétique \vec{B} dans l'air. Les deux

méthodes les plus répandues sont basées pour la première sur l'utilisation de différents capteurs de champs surfaciques [50] et pour la seconde sur la bobine de Chattock [51].

La première méthode est basée sur la conservation de la composante tangentielle du champ magnétique. En effet en mesurant, l'induction B_s en surface par un capteur (bobines sondes, capteurs à effet Hall, capteurs magnéto résistifs et capteurs à porte de flux), on peut déterminer la valeur de la composante surfacique du champ $H_s = B_s / \mu_0$ et ainsi déterminer le champ magnétique $H = H_s$ au sein du matériau par conservation.

Pratiquement, le capteur doit être le plus fin possible et placé au plus proche de l'échantillon afin de minimiser l'erreur. En effet, le champ magnétique \vec{H} varie significativement avec la distance entre la surface de l'échantillon et le capteur. Afin de résoudre ce problème de justesse, Nakata [52] propose une solution qui consiste à ajouter un second capteur au-dessus du premier (Figure 30). L'ajout des capteurs permet d'atteindre la réponse du signal au niveau de la surface de l'échantillon en extrapolant l'amplitude du champ \vec{H} [53] [54]. Pour un système à deux capteurs donnant H_{s1} et H_{s2} on calcule le champ à l'intérieur de l'échantillon par extrapolation linéaire :

$$H_{surface} = \frac{z_2 H_1 - z_1 H_2}{z_2 - z_1} \quad \text{Équation 21}$$

Avec z_1 et z_2 représentant respectivement les distances entre l'échantillon et les capteurs.

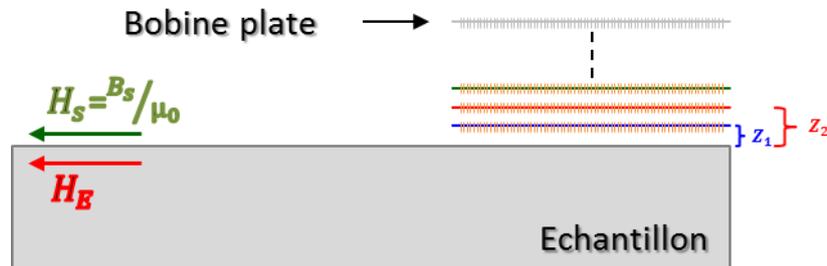


Figure 30 : Illustration de la continuité du champ H avec représentation schématique d'un dispositif de doubles bobines plates

La bobine de Chattock est une bobine de cuivre uniformément enroulée sur un noyau non magnétique isolant, et courbée afin que ses deux extrémités soient en contact avec l'échantillon (Figure 31)[55].

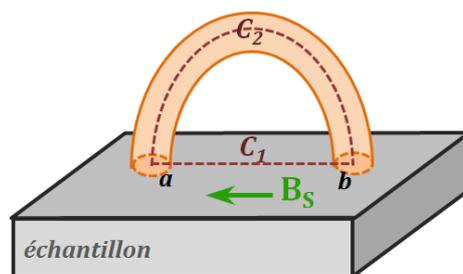


Figure 31 : Représentation schématique d'une bobine de Chattock

Si on considère les deux contours C_1 et C_2 qui connectent les points a et b, on obtient :

$$\oint_{C_1} \vec{H} \cdot d\vec{l} = \oint_{C_2} \vec{H} \cdot d\vec{l} \quad \text{Équation 22}$$

En supposant que le champ magnétique tangentiel \vec{H} est uniforme entre les points a et b distant de l_{ab} , alors l'intégrale sur la portion C_1 est donnée par :

$$\oint_{C_1} \vec{H} \cdot d\vec{l} = H_{ab} l_{ab} \quad \text{Équation 23}$$

A partir des équations précédentes (et de la loi de Faraday), il est simple de montrer que la différence de potentiel v permet de retrouver \vec{H} selon :

$$H_{ab} = -\frac{1}{K} \int_0^t v dt + H(0) \quad \text{Où} \quad K = \frac{N \mu_0 S l_{ab}}{L_b} \quad \text{Équation 24}$$

Avec N le nombre de spires de la bobine, S sa section et L_b la longueur de C_2 . Pour établir cette équation, il a été nécessaire de supposer que la section de la bobine est petite afin de considérer le champ \vec{H} constant sur cette section.

III. Chapitre 2 : Magnétisme et procédés de fabrication

III.I. Caractérisation mécanique.

La conception d'une pièce et le calcul de la charge admissible nécessitent la connaissance des caractéristiques mécaniques du matériau utilisé. Des essais mécaniques typiques visent à déterminer ces caractéristiques afin de les utiliser dans le calcul de la résistance des matériaux avant de mettre la pièce en service. Comme tout essai, les essais mécaniques doivent donner des mesures significatives, reproductibles, simples... Les quatre essais mécaniques les plus répandus sont les essais de traction, de compression, de flexion et de dureté.

III.I.I. Essai de traction

III.I.I.I. Principe

L'essai de traction est l'essai le plus fréquemment utilisé pour la caractérisation mécanique par sa simplicité de mise en œuvre.

L'essai consiste à étirer une éprouvette du matériau à étudier et à mesurer l'allongement de l'échantillon dont la géométrie est définie selon la norme (ISO 6892-1:2009(E) [56]). Grâce à l'effort mesuré en fonction de l'allongement, on peut obtenir une courbe de contrainte en fonction de la déformation $\sigma(\varepsilon)$ [Erreur ! Source du renvoi introuvable.](#)

Figure 32: Courbe de traction conventionnelle typique d'un matériau ductile.

À partir de l'allongement de l'éprouvette, on calcule la déformation (conventionnelle), notée :

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad \text{Équation 25}$$

- L_0 est la longueur initiale de l'éprouvette.
- ΔL est l'allongement de l'éprouvette.

À partir de la force F , mesurée par un capteur d'effort, on calcule la contrainte (conventionnelle), notée :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad \text{Équation 26}$$

- S_0 est l'aire de la section droite initiale de l'éprouvette.

De la représentation graphique de la courbe $\sigma(\varepsilon)$ on peut identifier différents types de comportement de matériau : fragile, ductile ou encore rigide ou souple.

Prenons la courbe de traction d'un matériau ductile qui est le cas dans notre étude. Dans la première partie, l'éprouvette possède un comportement linéaire obéissant à la loi de Hooke :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad \text{Équation 27}$$

La pente de la droite représente le module de Young ' E ' du matériau. Dans cette partie, lors du déchargement de l'effort, le matériau reprend son état initial d'où la désignation « domaine élastique ».

Dès que la contrainte dépasse la limite d'élasticité R_e , la déformation élastique est suivie d'une déformation non linéaire irréversible appelée déformation plastique. La déformation continue à augmenter avec une pente qui diminue progressivement jusqu'à ce que cette dernière s'annule et atteigne la valeur maximale des contraintes appliquées. La déformation dans cette partie est homogène c.à.d. qu'elle se fait tout au long de l'éprouvette. Après que l'allongement dépasse la contrainte maximale, une nouvelle zone apparaît : la déformation n'est plus homogène mais est localisée dans la zone de striction. Finalement après un allongement déterminé, la rupture se produit dans la zone de striction.

L'exploitation de la courbe de traction conventionnelle nous permet de calculer la limite d'élasticité R_e , le module de Young E , la résistance à la traction R_m et la déformation à la rupture. Ces paramètres représentent les caractéristiques mécaniques macroscopiques d'un matériau.

III.I.II. Essai de compression

Comme l'indique son nom, l'essai de compression consiste à soumettre une éprouvette à deux forces unidirectionnelles, opposées à celles de l'essai de traction, comme le montre la **Figure 33a**. Ce type d'essai est surtout utilisé pour déterminer la contrainte de rupture des matériaux fragiles qui résistent mal à la traction comme les bétons et les céramiques. De même que pour

l'essai de traction, le principe de l'essai de compression consiste à étudier l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation qui est négatives dans ce cas.

Contrairement à l'essai de traction, il n'existe pas de norme générale pour étudier plusieurs types de matériaux avec un essai de compression. On trouve par exemple la norme (ISO 4506:1979 [57]) pour les métaux durs, la norme (ISO 6784:1982[58]) pour le béton et la norme (ISO 604:2002 [59]) pour les polymères... La raison provient des propriétés des matériaux étudiés. En effet, bien que l'essai paraisse aussi simple comme que pour la traction, sa réalisation nécessite des précautions pour éviter deux problèmes qui peuvent limiter l'exploitation des résultats. Lorsque la hauteur de l'éprouvette est trop grande devant ses autres dimensions, il y a risque d'atteindre une instabilité élastique appelé phénomène de flambage (Figure 33b). La seconde difficulté provient d'une déformation hétérogène de l'éprouvette (Figure 33c), due au frottement entre l'éprouvette et les appuis de la machines ou à cause de l'encastrement si l'éprouvette est prise dans des mors.

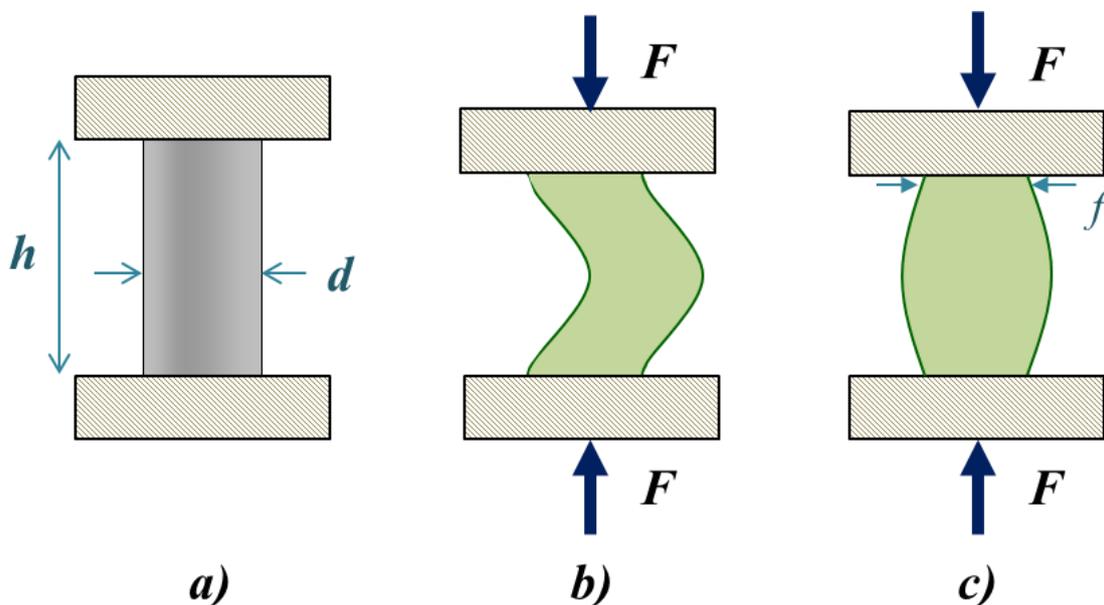


Figure 33 : a) essai de compression; b) phénomène du flambage c) déformation hétérogène.

Le flambement de l'éprouvette est fonction de la géométrie de l'éprouvette et du module de Young de son matériau. À cause de ce phénomène, l'essai de compression ne permet pas d'atteindre la rupture dans le cas des matériaux ductiles. La charge de flambement critique (charge d'Euler) est obtenue par l'équation suivante [60] :

$$P_{cr} = \frac{\pi^2 \cdot EI}{(\alpha L)^2} \quad \text{Équation 28}$$

Avec L la longueur physique de l'éprouvette, EI la raideur flexionnelle mobilisée lors du flambement et α un facteur traduisant l'influence des conditions d'appui aux extrémités de l'éprouvette. Le facteur α , dit aussi coefficient de longueur de flambement varie selon le type d'appui. Les appuis servant de cas de référence sont : deux appuis simples ($\alpha = 1$), deux

encastremets ($\alpha = 0.5$), la combinaison appui simple-encastrement ($\alpha = 0.7$) et la combinaison encastrement-extrémité libre ($\alpha = 2$).

III.I.III. Essai de flexion

Un autre essai mécanique plus compliqué est la flexion. On trouve l'essai de flexion à trois points et l'essai à quatre points. La flexion trois points représente le cas d'une poutre posée sur deux appuis simples et soumise à une charge concentrée, appliquée avec un contact simple. L'essai à quatre points ressemble à celle des trois points, sauf que la charge concentrée est remplacé par une charge distribuée sur deux points de contact.

Prenons l'essai de flexion à trois points, la **Figure 34** présente l'évolution de l'effort tranchant, du moment fléchissant et de la flèche tout au long de l'éprouvette.

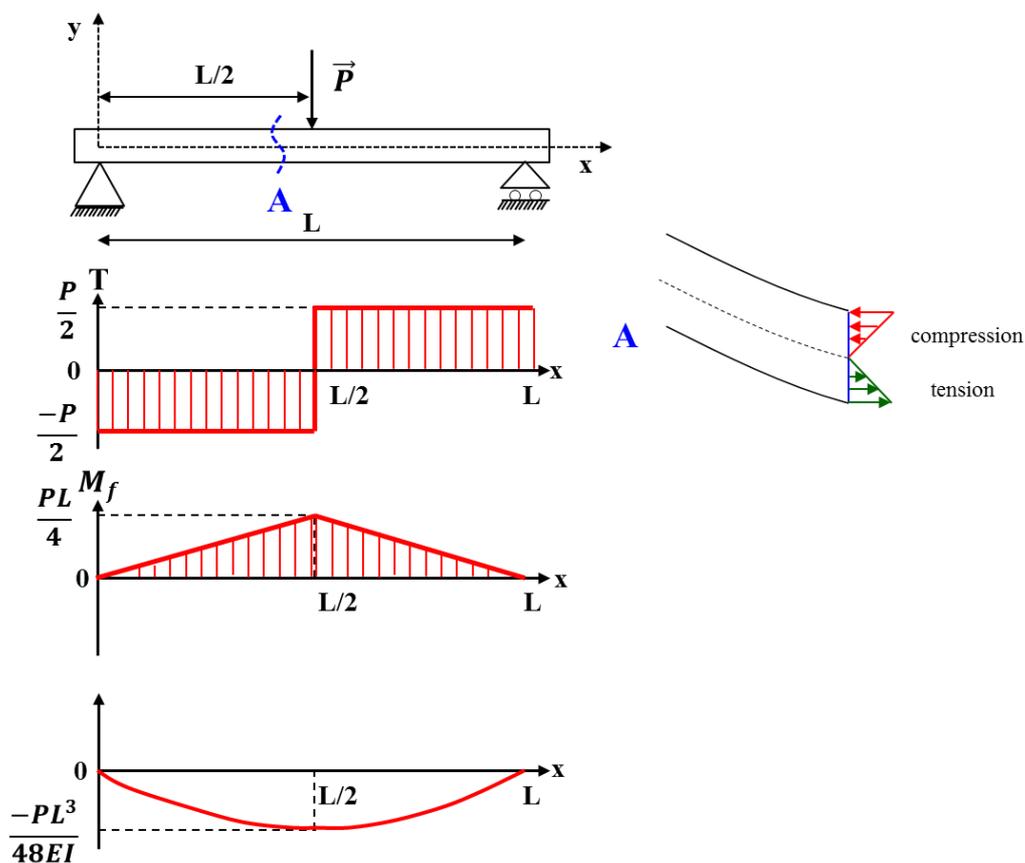


Figure 34 : Évolution de l'effort tranchant, du moment fléchissant et de la flèche tout au long de l'éprouvette.

L'effort tranchant est constant en valeur absolue : il vaut la moitié de la charge centrale, $P/2$. Il change de signe au milieu de la poutre. Le moment fléchissant varie de manière linéaire entre une extrémité où il vaut 0 et le centre où sa valeur absolue vaut $PL/4$. À cet endroit la contrainte est maximale et sa valeur est égale à :

$$\sigma_{max} = \frac{3}{2} \left(\frac{PL}{bh^2} \right) \quad \text{Équation 29}$$

Généralement dans les calculs, on cherche les conditions nécessaires pour rester dans le domaine élastique afin de préserver l'intégrité de la pièce, mais dans des domaines tels que le

pliage, on a l'intérêt à dépasser la limite élastique afin d'obtenir une déformation plastique. Pour une étude plus approfondie, les déformations peuvent être mesurées à partir de jauges d'extensométrie afin d'en déduire la contrainte locale.

III.I.IV. Essai de dureté.

La définition la plus courante de la dureté d'un matériau, est sa résistance à la pénétration. Son principe consiste à appliquer une charge à l'aide d'un pénétrateur considéré comme indéformable par rapport au matériau étudié. Après pénétration, le poinçon laisse une empreinte dans le matériau, et la dureté est déduite à partir des dimensions de l'empreinte. Cette dernière dépend du matériau testé, du matériau du pénétrateur et aussi de sa géométrie. Plusieurs méthodes de calcul sont mises en place pour déterminer cette propriété. Le choix de la méthode dépend du type de matériau et du niveau de charge à atteindre. Les principales méthodes d'essais sont : Brinell, Vickers, et Rockwell [61].

Il faut toujours noter que les valeurs de dureté des différentes méthodes ne sont pas comparables c.à.d. une dureté Brinell n'est pas égale à une dureté Vickers. La **Figure 35** représente les caractéristiques des trois méthodes de mesures principales de la dureté.

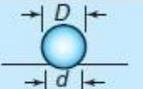
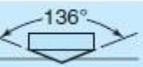
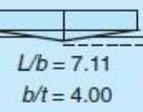
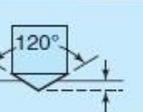
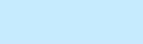
Test	Indenter	Shape of indentation		Load, P	Hardness number	
		Side view	Top view			
Brinell	10-mm steel or tungsten-carbide ball			500 kg 1500 kg 3000 kg	$HB = \frac{2P}{(\pi D)(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$	
Vickers	Diamond pyramid			1-120 kg	$HV = \frac{1.854P}{L^2}$	
Knoop	Diamond pyramid			25 g-5 kg	$HK = \frac{14.2P}{L^2}$	
Rockwell						
A } C } D }	Diamond cone			60 kg	HRA } HRC } HRD }	
				150 kg		= 100 - 500t
				100 kg		
B } F } G }	$\frac{1}{16}$ -in. diameter steel ball			100 kg	HRB } HRF } HRG }	
				60 kg		= 130 - 500t
				150 kg		
E	$\frac{1}{8}$ -in. diameter steel ball			100 kg	HRE }	

Figure 35: Caractéristiques des principales méthodes de mesures de la dureté[62].

Grâce à sa simplicité et sa vitesse d'exécution, ce type d'essai est largement utilisé dans l'atelier afin de vérifier l'évolution des propriétés d'une pièce, notamment lors des traitements thermiques et mécaniques. Ainsi dans certaines applications, il est considéré comme méthode de caractérisation non destructive, grâce à sa reproductibilité élevée qui permet de contrôler la conformité des pièces.

III.II. Matériau sous contrainte

Après la description de différents essais de caractérisation mécanique et la définition des principales propriétés : contraintes, déformations et dureté, nous abordons dans cette partie l'évolution du comportement magnétique d'un matériau en fonction de quelques propriétés mécaniques.

III.II.I. Déformations élastiques.

III.II.I.I. Effet des contraintes élastiques sur l'aimantation

L'aimantation dans la direction de la contrainte appliquée dépend du signe du produit de la magnétostriction par la contrainte ($\lambda \times \sigma$) [40]. Si ce produit est positif, l'aimantation est facilitée ; s'il est négatif l'aimantation est plus difficile. Donc l'aimantation d'un matériau avec une magnétostriction positive augmente pour une contrainte de traction, et diminue pour une contrainte de compression.

La **Figure 36a** montre l'évolution de l'aimantation du nickel et du Permalloy sous l'effet des contraintes de traction. Pour le Permalloy, on remarque que l'aimantation augmente alors que pour le nickel l'aimantation diminue.

III.II.I.II. Effet des contraintes élastiques sur la magnétostriction

La magnétostriction désigne la propriété que possède un matériau ferromagnétique de se déformer sous l'effet d'un champ magnétique. Les matériaux ferromagnétiques présentent aussi un effet inverse, c.à.d. qu'une contrainte mécanique qui engendre une déformation influe sur les propriétés magnétiques. Par conséquent, la magnétostriction devient une fonction à la fois du champ appliqué et de la contrainte.

La **Figure 36b** représente clairement cet effet. L'augmentation de la contrainte translate la magnétostriction vers des valeurs de plus en plus négatives. Un effet contraire est provoqué par des contraintes de compression pour toute la plage des valeurs du champ.

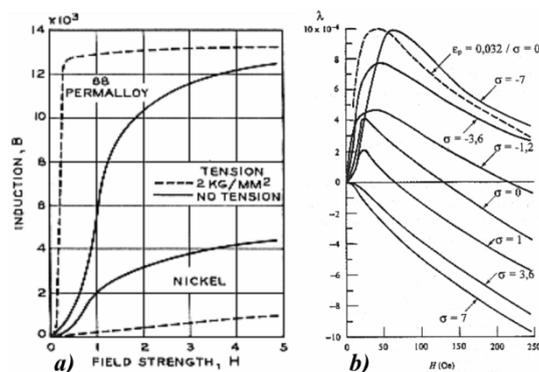


Figure 36: a) Effet des contraintes de traction sur les courbes d'aimantation du Permalloy 68 et du nickel, b) Influence des contraintes de traction ou de compression sur la caractéristique $\lambda(H, \sigma)$ -H du fer polycristallin [40]

L'effet des contraintes sur la magnétostriction est rapportée dans [63] [64] et [65]. Les résultats montrent qu'une augmentation régulière et importante de la magnétostriction suit l'augmentation de la contrainte de compression jusqu'à 10 MPa, et une variation plus erratique a été observée au-delà de cette contrainte. Sous contrainte de traction, la magnétostriction présente moins de fluctuations.

III.II.I.III. Effet des contraintes élastiques sur la structure en domaines magnétiques

III.II.I.III.I. Cas des monocristaux cubiques

Dans le cas du fer, structure cubique centrée, l'aimantation dans les domaines magnétiques est orientée dans la famille de directions $\langle 100 \rangle$, directions d'aimantation facile. Dans le cas du nickel, structure cubique à faces centrées, l'orientation de cette famille de directions est $\langle 111 \rangle$. La **Figure 37a** représente l'influence d'une contrainte élastique sur les domaines magnétiques du fer.

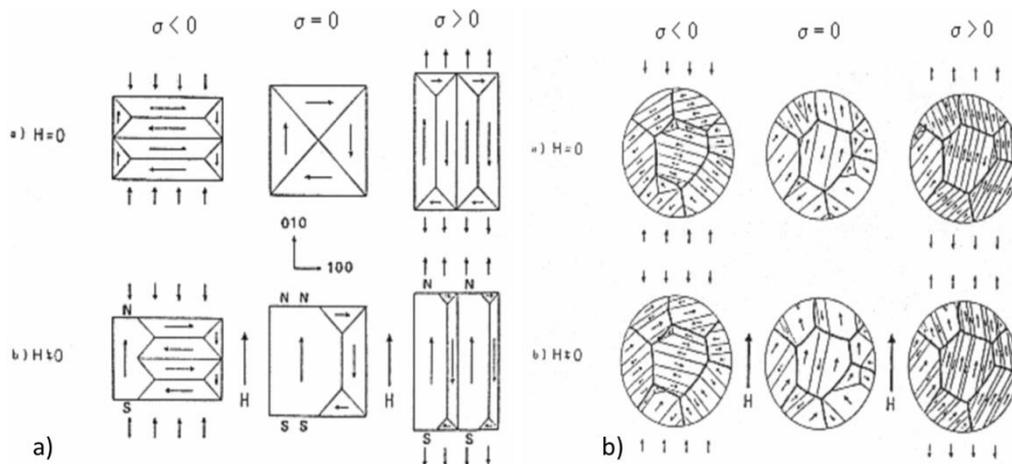


Figure 37 : Effet des contraintes élastiques de traction ou de compression sur la structure en domaines magnétiques d'un monocristal de fer (a) et d'un fer polycristallin (b)[66].

En absence de champ magnétique et lors de l'application d'une contrainte, la structure en domaines se réorganise afin de minimiser l'énergie magnéto-élastique. On trouve que la traction favorise le développement des parois à 180° par rapport à la contrainte appliquée, alors que la compression favorise celles à 90° . En présence d'un champ magnétique extérieur, le cristal s'aimante et des pôles magnétiques apparaissent sur les surfaces. Il est plus facile d'aimanter le cristal sous contrainte de traction que sous contrainte de compression.

III.II.I.III.II. Cas d'un polycristal

Dans le cas d'un polycristal, le matériau est constitué de grains de différentes tailles et de différentes orientations cristallographiques. Chaque grain peut être considéré comme un monocristal. La configuration de ces domaines magnétiques dépend d'autres facteurs que la direction de la contrainte et du champ magnétique imposé. Le comportement de chaque domaine influe sur celui des autres.

La **Figure 37b** présente l'évolution des domaines magnétiques d'un fer polycristallin sous l'effet des contraintes et d'un champ magnétique appliqués. On remarque que les domaines magnétiques suivent approximativement la direction du champ magnétique. L'orientation dépend de la direction de facile aimantation dans la structure de chaque grain. Dans ces conditions, les obstacles comme les inclusions ou les dislocations influencent l'aimantation d'un polycristal.

III.II.IV. Cas du Fe-Si

À cause de leur faible coût de revient et de leurs performances magnétiques, plusieurs chercheurs ont examiné l'effet des contraintes élastiques dans les tôles Fe-Si sur leurs propriétés magnétiques.

Dans [65] et [67], Shirkoohi *et al.* ont étudié l'influence des contraintes élastiques (entre -40 et 40 MPa) sur les tôles Fe-Si NO. Les résultats montrent que la compression augmente les pertes alors que la traction les diminue. La magnétostriction de ce matériau est positive, ce qui est cohérent avec la relation entre les propriétés magnétiques et le produit $\lambda \times \sigma$. Les mêmes résultats sont obtenus par Lobue *et al.* [68] qui ont examiné les pertes dynamiques et statiques sous l'effet d'une contrainte comprise entre -50 et 50 MPa.

Dans [40], Hubert a proposé un comportement du produit $\lambda \times \sigma$ en fonction de la contrainte appliquée. La courbe montre que l'application d'une contrainte de compression déplace la magnétostriction vers des valeurs négatives. Une contrainte de traction inférieure à 10 MPa aboutit à une amélioration de la performance magnétique. Au-delà de cette valeur, la magnétostriction devient négative et les propriétés magnétiques se dégradent.

Dans [69] et [70], Iordache *et al.* montrent l'effet d'une contrainte de traction, allant jusqu'à la limite élastique, sur les propriétés magnétiques du Fe-Si 3,2%. Ils concluent que, sous l'effet d'une contrainte de traction inférieure à la limite d'élasticité, le comportement magnétique est fortement détérioré : l'aimantation dans la direction de la contrainte devient de plus en plus difficile lorsque la contrainte appliquée augmente. Ce phénomène peut être expliqué par une valeur négative de la magnétostriction : le nombre et le volume des domaines principaux orientés dans une direction proche de la direction de la contrainte diminuent, et une structure importante de domaines de fermeture est mise en place.

Des travaux récents consacrés à l'effet de compression, allant jusqu'à 150 MPa, peuvent être consultés dans [71] et [72]. Les résultats montrent une forte dégradation des propriétés magnétiques dans la zone de 50 MPa.

III.II.II. Déformations plastiques

Nous présentons d'abord les notions principales concernant l'effet des déformations plastiques sur le comportement magnétique, trouvé dans [66], pour deux domaines magnétiques d'un matériau ferromagnétique séparés par une paroi de Bloch de 180° d'orientation. En absence d'un champ magnétique extérieur, la paroi prend une position qui minimise l'énergie du système.

Lors de la présence d'un champ magnétique extérieur faisant un angle α par rapport à l'aimantation du domaine, le moment magnétique du domaine subit une rotation vers la direction du champ. Cette rotation aboutit à un déplacement réversible de la paroi. Durant leur déplacement la paroi se heurte à des défauts cristallographiques qui forment des sites d'ancrage possédant un gradient d'énergie suffisant pour arrêter le déplacement. Si l'énergie magnétique produite par le champ extérieur est suffisamment importante de façon à dépasser l'énergie du site d'ancrage, le retour des parois n'est plus réversible (**Figure 38**).

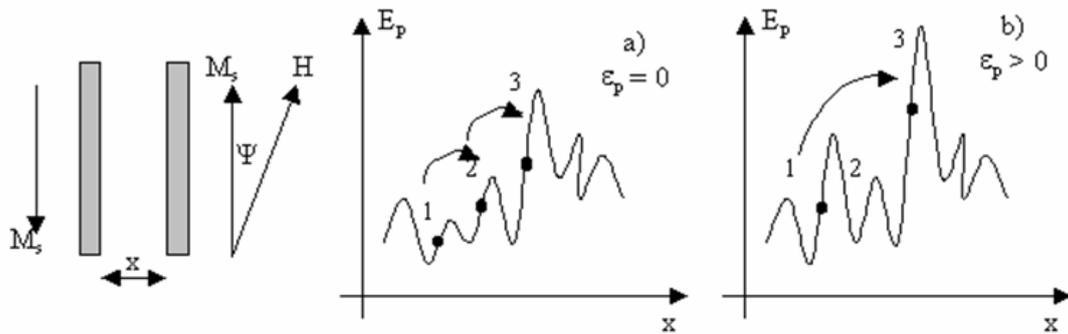


Figure 38 : Variation de l'énergie d'une paroi magnétique E_p en fonction de sa position par rapport à des sites d'ancrage (1, 2, 3), avant (a) et après (b) la déformation plastique [66].

La présence d'une déformation plastique dans le matériau donne lieu à une augmentation du gradient d'énergie de la paroi induisant un saut direct de la position 1 vers la position 3.

Plusieurs études ont été consacrées à l'examen du comportement magnétique sous l'effet des déformations plastique [73] [74] [75] [76] [77], et tous les résultats montrent une dégradation des propriétés magnétiques. Dans [78], Stéfanita propose plusieurs origines de cette dégradation :

- L'accroissement du nombre de sites d'ancrage sous forme de dislocations et de joints de grains qui forment des obstacles au mouvement des domaines de Weiss.
- le développement d'une texture cristallographique dans une direction de difficile aimantation,
- l'augmentation des contraintes internes.

De plus, les résultats montrent que la déformation plastique induit une anisotropie magnétique [79]. La dégradation de la propriété magnétique dans le sens de la contrainte est supérieure à celle dans la direction transversale. Dans [80], Hug présente des résultats expérimentaux de l'évolution des propriétés magnétiques avec la déformation plastique. La **Figure 39** montre un résumé des résultats obtenus. Dans [69] et [81], Iordache *et al.* proposent une méthodologie pour étudier l'effet des contraintes dans les zones élastique et plastique et après déformation. Ces résultats peuvent être synthétisés de la manière suivante :

- Sous l'effet d'une contrainte de traction inférieure à la limite d'élasticité R_e , le comportement magnétique est fortement détérioré : l'aimantation dans la direction de la contrainte devient de plus en plus difficile lorsque la contrainte appliquée augmente. L'induction rémanente est ainsi fortement réduite et la valeur maximale du bruit Barkhausen, proportionnelle à l'activité des parois à 180° , diminue linéairement avec la contrainte.

-La dégradation magnétique se poursuit pour des contraintes supérieures à la limite d'élasticité. Les dislocations générées pendant l'écroutissage du matériau constituent des sites d'ancrage pour les parois magnétiques et empêchent leur déplacement. Il en résulte une augmentation prononcée du champ coercitif et une diminution des paramètres du bruit. Une dépendance linéaire est trouvée entre les propriétés magnétiques et la contrainte appliquée.

Models	None	Potential Models	Bowing Models									
Hc(εp)		$H_c = H_{c0} \cdot (1 + \epsilon_p)^{nc}$ $nc = 0.18 \pm 0.05$										
Hc.μri	↘	Constant										
Magnetic Domain Structure	Ω2 ↗ No Bowing	Transverse Domain Structure No Bowing Ω1 and Ω2 are constants	Bowing of Main Domain Walls Ω2 increasing									
Dislocation Structure	Lüders strain state Hexagonal cells	Homogeneous Dislocation Structure $\rho_d = \rho_{d0} \cdot (1 + \epsilon_p)$	Non Homogeneous Dislocation Structure									
Plastic Strain (%)	1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 12											
Dislocation Structure	Lüders	Homogeneous Dislocation Structure $\rho_d = \rho_{d0} \cdot (1 + \epsilon_p)$	Non Homogeneous Dislocation Structure									
Magnetic Domain Structure	No Bowing of Main Domain Walls		Bowing of Main Domain Walls									
Hc.μri		↘										
Hc(εp)		$H_c = H_{c0} \cdot (1 + \epsilon_p)^{nc}$ $nc = 0.23 \pm 0.05$										
Models		None	Bowing Models									

Figure 39: Résumé des résultats expérimentaux concernant la structure de dislocation, les domaines magnétiques, la coercivité et le produit $\lambda \times \sigma$ pour les tôles NO et GO à différentes déformations plastiques [80].

-Les états au repos, après déformation, présentent un comportement beaucoup plus détérioré que les états sous charge, à cause de la distribution des contraintes internes dans le matériau. Après décharge, l'anisotropie structurale du matériau aboutit à une distribution de contraintes élastiques dans le matériau. La somme de ces contraintes est nulle, donc des zones sont sollicitées en traction et d'autres sont soumises à une compression. L'effet prépondérant est donné par les zones en compression.

-Enfin, le stade purement élastique, celui de la microplasticité et deux stades d'écroutissage, sont clairement identifiés par les propriétés magnétiques ; de plus, une dépendance linéaire est trouvée entre certains paramètres magnétiques (champ coercitif, perméabilité relative initiale et maximale, hauteur du pic Barkhausen) et l'écroutissage.

III.III. Impact des procédés de fabrication sur les propriétés du matériau

Tout produit final est fabriqué à partir d'une matière brute exposée à une série d'opérations qui induisent des déformations élastiques ou plastiques et qui impactent donc les propriétés magnétiques. Dans le domaine des machines électriques, l'impact du procédé de fabrication sur les propriétés du matériau est largement abordé [82] [83] [84] [85] [86] [87] [88]. Un procédé de fabrication engendre des déformations plastiques, des contraintes internes et des modifications au niveau de la structure métallographique, effets qui aboutissent à la modification des propriétés électromagnétiques. Ces modifications ne sont pas toujours reproductibles sur l'ensemble des produits issus de la même chaîne de fabrication [2]. D'après Arshad *et al.* [89] cette dispersion dans les performances électromagnétiques peut être attribuée à plusieurs facteurs :

- La limitation dans la modélisation physique des propriétés magnétiques,
- une différence entre les conditions d'essai sur le site des fabricants et les conditions de fonctionnement des tôles utilisées dans les machines électriques,
- la dégradation des propriétés magnétiques (et mécaniques) des tôles due aux procédés de fabrication mis en œuvre pour la construction des machines électriques,
- une variabilité des propriétés de la matière première reçue.

De nombreuses études mettant en évidence l'impact du procédé de fabrication sur les propriétés des matériaux existent pour les tôles FeSi. Dans la plupart de ces études, la caractérisation magnétique est faite pour une fréquence de 50 à 60 Hz, fréquence qui met en évidence les pertes hystérésis sur les pertes dynamiques ce qui n'est pas le cas de notre étude.

Les études sur les tôles sont focalisées sur les différents types de procédé de découpage, notamment le poinçonnage, ou sur l'effet du soudage et du recuit. Par contre l'effet du pressage est rarement traité [82] [89] et aucune étude n'est spécifiée pour les effets de l'enroulage et du redressage.

III.III.I. Impact du découpage

Dans cette partie, on décrit et compare les effets de plusieurs techniques de découpage. Ensuite, on s'intéresse au procédé de poinçonnage qui est le plus utilisé dans la découpe des tôles électriques.

III.III.I.I. Techniques de découpage de tôles.

Plusieurs techniques de découpage existent telles que le poinçonnage [90], le cisailage [91], le laser [92] [93], l'électroérosion [94], le jet d'eau [95]... La meilleure technique est la plus rapide c.à.d. celle qui donne lieu à une productivité maximale avec une bonne qualité de découpe qui influence le moins possible les caractéristiques magnétiques. Pour cette raison, plusieurs études centrées sur la comparaison de ces techniques peuvent être trouvées dans [96] [97].

Une comparaison entre le cisailage, le poinçonnage, la découpe par laser ou (photo-corrosion) est traitée dans [84], pour une tôle FeSi 2% à grains non orientés. Les mesures sont réalisées sur un cadre Epstein et sous une induction sinusoïdale d'amplitude 1,5 T à une fréquence de 60 Hz. Les pertes quasi statiques sont déterminées à partir de la surface du cycle d'hystérésis.

L'étude a montré que pour le poinçonnage et le cisailage, la zone de déformation plastique s'étend jusqu'à environ 0,3 mm du bord pour une épaisseur de 0,5 mm. Aucune déformation plastique n'existe dans le cas du laser et de la découpe chimique qui possède un bord tranchant de 0,2 mm. Au niveau des propriétés magnétiques, les pertes sont inférieures à 10% sachant que ce sont celles pour les tôles découpées par laser qui sont les plus importantes. Une variation de la perméabilité de l'ordre de 20% est remarquée avec une perméabilité minimale obtenue pour le procédé de poinçonnage.

Dans [85], une étude plus approfondie de l'aspect du bord découpé a été effectuée. Le bord découpé par cisailage possède une zone cisailée sur 65% de l'épaisseur de la tôle et une bavure de 20 μm de hauteur. Des déformations plastiques existent à proximité du bord. Le bord découpé par laser est émoussé et oxydé, et le bord de la tôle découpée par électroérosion est poreux. La rugosité du bord est relativement élevée dans le cas d'une découpe par laser ou par l'électroérosion en comparaison avec celle d'une découpe par cisailage. Par contre la dureté à proximité du bord est relativement élevée pour ce dernier procédé.

Pour [98], le poinçonnage aboutit à une zone déformée plastiquement (contraintes internes et dislocations) et le découpage par laser induit des contraintes thermiques à proximité du bord découpé. Badouin *et al.* [99] en déduisent que l'effet du poinçonnage sur les propriétés magnétiques est plus marqué que dans le cas du laser.

D'autre part, Arshad *et al.* [89] montrent que le procédé de découpage par laser entraîne une augmentation des pertes de l'ordre de 10 à 30% (pour les niveaux d'induction inférieurs à 1 T), comparé au procédé de découpage par cisailage. L'influence du procédé de poinçonnage sur les propriétés magnétiques de la tôle dépend de l'état du poinçon. De même Belhadj [87] montre que l'effet du découpage par laser est plus prononcé que celui du poinçonnage sur les propriétés magnétiques, une chute de la perméabilité est observée. La zone affectée thermiquement atteint 60 μm , et une nouvelle texture se développe dans cette zone.

Du point de vue magnétique, la découpe par jet d'eau est la technique optimale [100]. Ceci provient de l'absence de déformation plastique et du phénomène de refroidissement durant l'opération. Toutefois, cette technique est relativement lente (une vitesse maximale de 800 mm/min pour une tôle de 0,5 mm d'épaisseur), et par conséquent ce procédé n'est recommandé que pour la production de petites séries.

Il faut noter que la comparaison des effets de chaque technique de découpage citée dans la littérature est approximative, et ne prend pas en compte l'ensemble des paramètres de chaque technique qui influent sans aucun doute sur l'aspect du bord de découpe et sur les propriétés magnétiques.

III.III.I.II. Poinçonnage

Du fait de sa simplicité de mise en œuvre et du faible coût de revient, le poinçonnage est le procédé conventionnel de découpage le plus répandu dans l'industrie des tôles électriques.

Le poinçonnage est une opération de découpe qui sollicite la tôle dans la section transversale, dans le domaine plastique jusqu'à la rupture, et sépare la pièce découpée de la tôle. Généralement le poinçonnage s'effectue sous une presse (hydraulique). La tôle est découpée par l'action de la partie mobile de l'outil (poinçon) et entraînée par le mouvement de translation verticale du coulisseau de la presse. Le poinçon exerce l'effort sur la tôle dont la face inférieure s'appuie sur une partie fixe (matrice) jouant le rôle de contre lame de cisailage. Lorsque la pénétration de l'outil dans la tôle atteint une valeur critique, la rupture ductile se forme. Cette pénétration critique se situe entre 15 et 85% de l'épaisseur de la tôle. Elle dépend principalement du jeu entre le poinçon et la matrice, du matériau et de l'épaisseur de la tôle [101] [102]. Durant le découpage, la pièce subit des sollicitations complexes (déformation, initiation et propagation de la fissure, ce qui rend la modélisation de ce procédé difficile [103] (Figure 40).

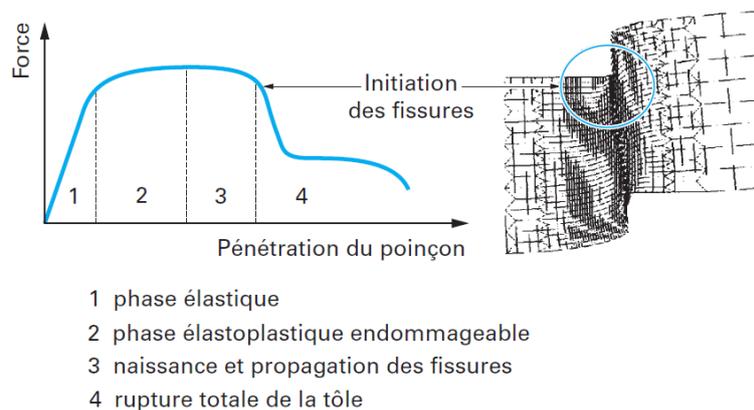


Figure 40: Les différentes phases de comportement du matériau lors du poinçonnage [104].

Durant l'opération, le poinçon est confronté à l'usure progressive au niveau de ses parties actives (arrête du poinçon). Cette usure conduit à un émoussement de ces arêtes dont le rayon de courbure augmente. Ce phénomène influe sur la qualité de la pièce découpée. Le poinçon peut être également confronté aux problèmes de rupture et d'écaillage, des incidents de ce type conduisent à l'arrêt de la machine et à une baisse de productivité.

En 1991, Maillard [105] a décrit les différentes phases de l'opération de découpe en analysant le signal effort-pénétration, ainsi que le comportement du matériau entre le poinçon et la matrice. Il a trouvé que l'usure modifie la forme de ce signal. L'exploitation de ces courbes a permis d'établir une relation directe avec la variation du rayon de courbure des arêtes de coupe de l'outil.

Dans la littérature, les travaux de plusieurs auteurs ont permis de recenser les paramètres influents sur les propriétés magnétiques et sur la qualité du profil qui aboutit à un entrefer non négligeable. Le profil de bord découpé sera défini par quatre zones comme illustré sur la (Figure 41):

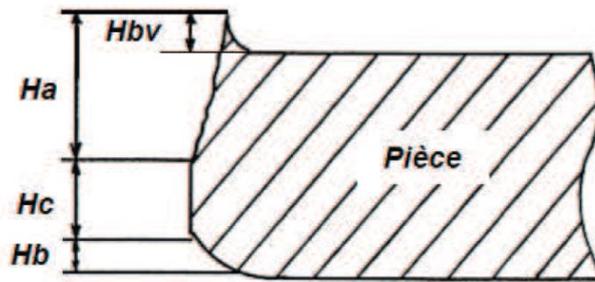


Figure 41 : Profil d'un bord découpé [102].

- La hauteur du bombé H_b caractérisée par une zone courbe au début de la phase de découpe,
- la hauteur cisaillée H_c caractérisée par une surface lisse,
- la hauteur arrachée H_a caractérisée par une surface inclinée par rapport à la surface cisaillée,
- la hauteur de bavure H_{bv} qui est la différence entre l'épaisseur de la tôle en fin de cisailage et son épaisseur initiale.

La qualité d'un bord découpé est appréciée à partir des valeurs de ces longueurs caractéristiques. En découpage, un bord découpé qui présente de faibles hauteurs de bombé et de bavure pour une hauteur cisaillée maximale est souvent recherché. La variation des paramètres du procédé de poinçonnage influe sur la qualité de la surface découpée.

III.III.I.II.I. Jeu entre le poinçon et la matrice

Le jeu correspond à la distance qui sépare l'arrête du poinçon et la matrice. Généralement il est rapporté à l'épaisseur (en %) de la tôle découpée.

Le jeu affecte fortement le profil découpé. Pour avoir une meilleure qualité de la surface de découpe [106], il est préférable de diminuer le jeu car la hauteur de la bavure lui est proportionnelle (Figure 42). Ainsi, le jeu optimum est celui pour lequel la direction de propagation des fissures coïncide avec la ligne joignant les angles du poinçon et de la matrice [101]. Par contre ce paramètre est lié à la durée de vie de l'outil : plus le jeu est petit et plus l'outil s'use rapidement.

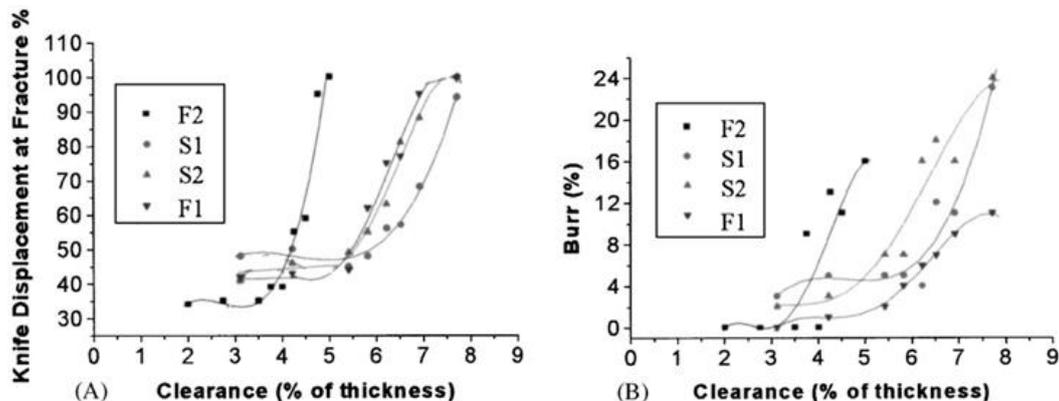


Figure 42 : Déplacement du poinçon jusqu'à la rupture (A) aspect de la bavure (B) pour différents jeux. F1, F2, représentent des tôles NO (Fully-processed) et S1, S2 pour des tôles NO (semi-processed) [107].

La qualité du profil du bord joue un rôle important sur l'effet d'entrefer. Plus la surface est lisse, et plus l'entrefer diminue [108]. Du point de vue magnétique, des mesures sur des tôles

découpées de différents matériaux avec différents jeux sont réalisées par Baudouin [107]. Les résultats montrent que plus le jeu augmente et plus les propriétés magnétiques sont dégradées (le champ coercitif et les pertes augmentent alors que la perméabilité diminue) (Figure 43). Un jeu optimal de 2 à 3% est obtenu.

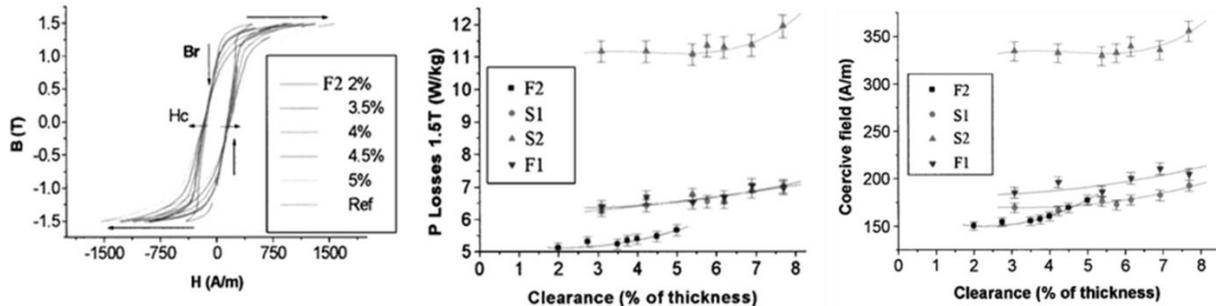


Figure 43 : Boucle d'Hystérésis pour différents jeux et évolution des pertes et du champ coercitif en fonction du jeu [107].

III.III.I.II.II. Vitesse

La vitesse de découpe a une influence sur la qualité du profil du bord et sur l'effort de découpe. Dans les travaux de Hambl et al.[104], il a été indiqué que l'augmentation de la vitesse de poinçon se traduit par une amélioration de la qualité du bord découpé. Dans [109] Goijaerts et al., pour une gamme de vitesses de poinçonnage allant de 0,001 mm/s à 1000 mm/s, ont montré que l'effort de poinçonnage croît d'une façon linéaire pour les faibles vitesses. Au-delà de 1 mm/s, cet effort se sature et ne croît plus.

Ismail [101] indique que la vitesse agit sur la valeur de la pénétration à rupture. Cette valeur augmente avec la vitesse du poinçon. Pour les faibles vitesses entre 29 et 47,6 mm/s, la rupture survient aux alentours de 70 à 77 % de pénétration de l'épaisseur. Pour des vitesses plus importantes, elle se situe aux alentours de 85 à 100% de l'épaisseur.

Dans [102] des mesures sur des tôles d'épaisseur différentes (0,65, 0,67, et 0,7 mm) avec 3 vitesses différentes (30, 55 et 80 coups/min) sont réalisées. De 30 à 55 coups/min, l'effort de découpe passe de 23,8 à 26,5 kN (une augmentation de 11%). Avec 80 coups/min, les efforts diminuent. Les différentes longueurs caractéristiques du profil du bord découpé sont fortement influencées par la vitesse du poinçon (Figure 44).

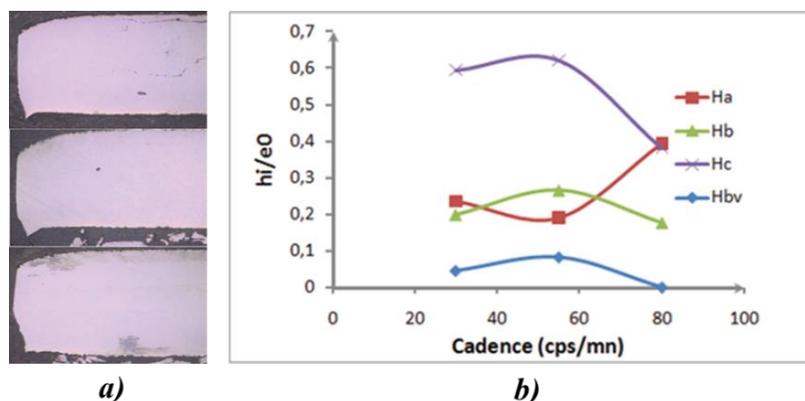


Figure 44 : a) Profil du bord découpé pour différentes vitesses (30-50-80 coups/min), b) Influence de la vitesse sur les longueurs caractéristiques [102].

III.III.I.III. Géométrie de l'outil et serrage

Selon [101] [102], les conclusions les plus significatives sur l'influence de la géométrie de l'outillage sur la qualité du découpage sont :

- La pénétration de l'outil avant rupture croît avec l'augmentation du rayon de l'outil et de la matrice,
- un grand rayon rend plus difficile l'initiation de fissures et nécessite par conséquent une charge plus importante pour atteindre la rupture,
- l'augmentation du rayon de courbure s'accompagne d'une augmentation de la hauteur de bavure et de l'effort de découpe.

Les études qui mettent en évidence l'influence du serrage sur les propriétés du matériau et sur la qualité du bord découpé sont rares. Dans [110], une mesure de la dureté pour des tôles découpées par cisailage, avec et sans serrage, est présentée. La tôle possède une épaisseur de 0,65 mm, elle est découpée à une vitesse de 100 mm/s et avec un jeu de 10% d'épaisseur de la tôle. La microdureté du matériau initiale était 100 HV. Les résultats montrent que, sans serrage, la zone qui correspond à une augmentation de la dureté s'étend jusqu'à 10 mm du bord alors qu'avec une force de 10 MPa de serrage cette zone est réduite à environ 0,5 mm (Figure 45).

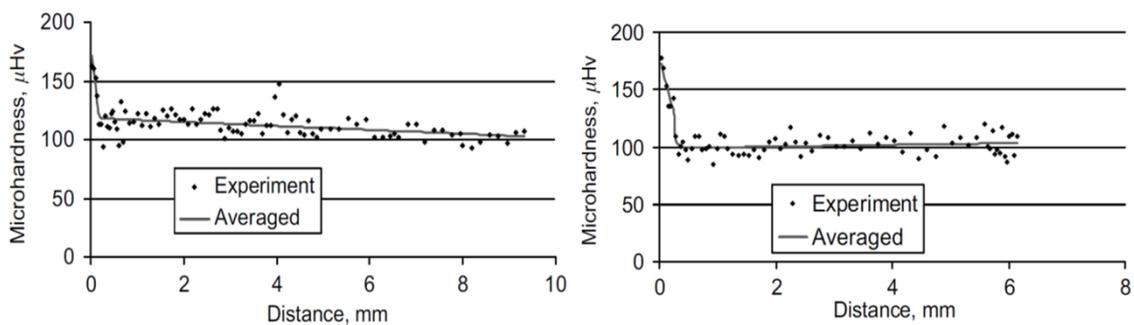


Figure 45 : Distribution de la microdureté dans la section transversale d'une tôle découpée sans serrage (à gauche) et avec serrage de 10 MPa (à droite)[110].

III.III.I.III. Zone dégradée

La mesure de la zone affectée par le procédé de découpage et l'analyse de la dégradation du flux magnétique pour une tôle découpée ont pris un grand intérêt dans la dernière décennie. Dans [111], Moses *et al.* ont montré que la densité du flux magnétique traversant une tôle n'est pas homogène sur la largeur de la tôle. La densité du flux au milieu de l'échantillon est supérieure à celle à proximité du bord découpé. Dans la littérature, la zone dégradée est estimée de différentes façons : mesure du flux local, mesure de dureté locale ou observation de la structure microscopique.

En mesurant le flux magnétique local par la méthode « Search coil », les travaux montrent que la zone dans laquelle le flux est dégradé s'étend jusqu'à 10 mm du bord de la tôle [112]. Cette dégradation est fortement prononcée dans la zone des premiers 5 mm. La même méthode est utilisée dans [98] : les mesures montrent que la zone dégradée atteint 6 mm avec un fort impact dans la zone allant jusqu'à 3,5 mm du bord. Par contre en utilisant la méthode

« Needle probe », les mesures de flux magnétique indiquent que la distance estimée de la zone dégradée est de 3 mm [113].

La mesure de la micro-dureté du bord découpé vers le milieu de l'échantillon a été considérée par plusieurs chercheurs pour estimer la zone dégradée. Dans [107] et [110], les mesures montrent que, pour une découpe avec serrage, cette distance est inférieure à 1 mm, et dans [114] Ossart *et al.* montrent qu'elle est inférieure à 0,5 mm. Par contre, Gomes *et al.* montrent que cette distance peut être supérieure à 1 mm [86].

Une autre méthode utilisée est l'observation microscopique. En utilisant un microscope à effet Kerr [115], l'observation montre que la zone dégradée se situe entre 1 et 1,4 mm du bord. Par contre, l'observation microscopique [86] basée sur la mesure de la taille des grains montre un changement dans la microstructure qui s'étend jusqu'à 0,5 mm du bord .

Récemment, des publications sur le calcul du flux magnétique prennent en compte l'effet du découpage. Dans [116] [117] [118], une estimation des propriétés magnétiques et de la distance de la zone dégradée est proposée en utilisant un modèle numérique (calcul par éléments finis), et un modèle analytique basé sur des mesures expérimentales. Dans [119], Bali *et al.* proposent une méthode qui prend en compte la dégradation des propriétés magnétiques à proximité du bord dans un modèle par éléments finis. L'idée consiste à insérer des couches successives avec des perméabilités croissantes. De plus, Afef *et al.* ont étudié l'impact du poinçonnage sur les propriétés magnétiques, en s'appuyant sur la caractérisation des échantillons avec différents distance entre les bords découpés. Ils proposent un modèle sous forme exponentielle qui permet de déterminer l'évolution de la perméabilité en fonction de la distance du bord [120].

III.III.II. Impact de l'enroulage

Dans la littérature, aucune étude ne montre l'effet de ce procédé sur les propriétés magnétiques. Par contre, dans [121], on trouve l'effet de l'enroulage sur les propriétés mécaniques : distribution des contraintes le long de l'épaisseur de la bande et variation de la dureté au niveau de la largeur de la bande enroulée. La liaison entre déformation et propriétés magnétiques décrit dans la partie «

Matériau sous contrainte», peut être utilisée comme méthode pour mettre en évidence l'effet de l'enroulage.

III.III.III. Impact du soudage

Plusieurs techniques de soudage existent. Grâce à la qualité de soudure produite, le laser est le procédé le plus utilisée dans l'industrie des machines électriques. Des détails techniques sur ce procédé peuvent être consultés dans [122].

L'influence du procédé de soudage sur les propriétés magnétiques est examinée en faisant varier le nombre de lignes de soudure sur un paquet de tôles. Dans [82], les propriétés magnétiques sont mesurées sur des paquets de 20 tôles de 0,5 mm d'épaisseur en faisant varier le nombre de ligne de soudures (2, 4 et 6). Les résultats montrent, qu'avec l'augmentation des lignes de soudures, l'aimantation diminue considérablement entre 0,4 et

1,4 T (Figure 46). La détérioration des propriétés magnétiques est liée à la contrainte thermique et au changement de structure dans la zone soudée. Ces résultats sont en accord avec ceux rapportés dans [85] et [89].

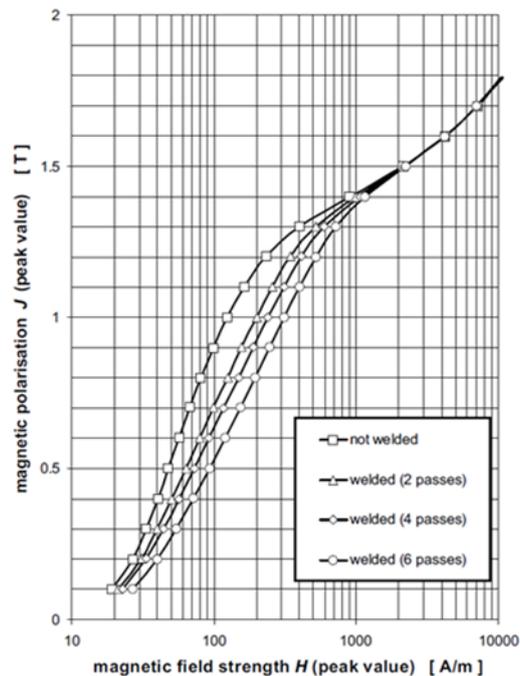


Figure 46 : Courbe de polarisation pour un échantillon avec différents nombre de lignes de soudure [82].

Dans [123], l'effet des paramètres du procédé de soudage sur la géométrie de la ligne de soudure est examiné. Les résultats principaux de cette étude peuvent être résumés par :

- Un soudage avec une source laser à impulsions est souhaitable pour l'acier laminé,
- avec la même énergie, l'augmentation de la vitesse réduit la géométrie de la ligne de soudure,
- pour une énergie supérieure à 20 J, le soudage laser avec source pulsée est souhaitable pour produire une ligne de soudure,
- l'augmentation de la période d'impulsion réduit la taille de la ligne de soudure pour la même énergie,
- la variation de la vitesse et de la période de l'impulsion ont un effet plus important que la variation de l'énergie,
- l'énergie d'impulsion, la période d'impulsion et la vitesse de soudage influent sur la largeur plus que sur la pénétration de la ligne de soudure.

Des études qui examinent l'effet du soudage sur les propriétés magnétiques peuvent être trouvées dans [83] et [124].

III.III.IV. Impact du compactage

L'effet du compactage sur les propriétés magnétiques est examiné sur deux types de tôles à grains non orientées (M400-50A et M680-50A) dans [89]. Des mesures des propriétés magnétiques sont effectuées sur deux paquets de stator possédant une largeur de culasse différente. Les mesures sont prises pour des forces de presse différentes. La mesure de

l'épaisseur est le paramètre qui représente la pression appliquée sur le paquet. Les résultats montrent que les pertes croissent avec l'augmentation de la pression (Figure 47). De même, les pertes sur le paquet qui possède une culasse plus grande sont plus élevées. Ceci indique que le compactage détruit le revêtement d'isolation et que des courants induits supplémentaires se forment. Ces résultats sont en accord avec ceux de [82].

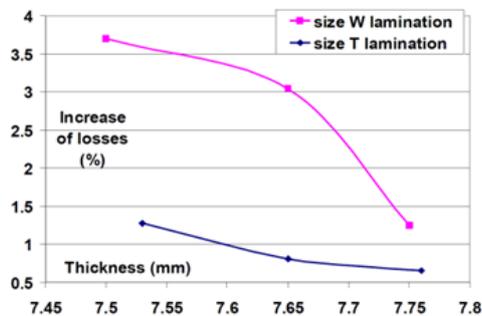


Figure 47: Augmentation des pertes avec la pression pour deux culasses de largeur différentes [89].

III.III.V. Impact du recuit.

Au contraire des procédés précédents, le recuit permet de récupérer une partie des propriétés magnétiques perdues. Par définition, le recuit est un procédé consistant à maintenir le matériau à une température déterminée dite température de recuit (le choix de la température dépend des objectifs, elle peut aller de 450 et 1100°C), durant une durée bien déterminée selon le matériau. Le matériau est ensuite refroidi à une vitesse adéquate afin d'obtenir, après retour à la température ambiante, un état structural du métal proche de l'état d'équilibre stable. On distingue plusieurs types de recuit, en particulier le recuit de normalisation, le recuit complet, le recuit de coalescence, le recuit de recristallisation et le recuit de détente.

Au niveau de la structure du matériau, un recuit aboutit à l'élimination des contraintes internes dans le matériau qui peuvent être générées lors du processus de fabrication qui entraîne un changement de la structure et une modification de la taille des grains. L'évolution de la microstructure d'une tôle FeSi NO est examinée dans [88] [125] et [126].

Les travaux de Salih *et al.* [127] montrent que les propriétés magnétiques d'un FeSi 2,6% dépendent fortement de la température du recuit. Le recuit d'un échantillon à différentes températures, jusqu'à 900°C pendant 1 heure, diminue simultanément la perméabilité et les pertes. De même, les résultats de [128] montrent que le recuit aboutit à une réduction des pertes de 40% .

Dans [84], l'influence du procédé de recuit sur les propriétés magnétiques d'un échantillon après découpage (poinçonnage, laser et électroérosion) est quantifiée. L'étude consiste à comparer des propriétés magnétiques de 4 types d'échantillons FeSi 2% pour une fréquence de 60 Hz.

- Tôles découpées(JCUT),
- tôles découpées puis recuites (CUTA),
- tôles recuites puis découpées (ACUT),
- tôles recuites, découpées puis recuites à nouveau (ACUTA).

Les propriétés magnétiques de référence sont celles mesurées juste après le découpage (JCUT). Les mesures montrent que :

Les échantillons ACUT présentent une variation similaire des propriétés magnétiques entre les différentes techniques de découpe à celles des échantillons JCUT, avec des pertes plus élevées et des perméabilités inférieures. Les ACUTA possèdent des propriétés magnétiques améliorées par rapport aux échantillons ACUT à l'exception de la technique d'électroérosion. Les échantillons CUTA ont une réduction des pertes et une augmentation de la perméabilité dans le cas du poinçonnage et du laser ; par contre des pertes sont plus importantes dans le cas de l'électroérosion. Cela peut être attribué à l'augmentation d'azote et d'oxygène pénétrant dans les joints de grains pendant le recuit (oxydation).

On peut conclure que le recuit des échantillons découpés permet de récupérer les propriétés magnétiques, ce qui est bien confirmé dans le cas de CUTA et ACUTA. En outre, la récupération est plus efficace pour les échantillons CUTA. Les pertes dans les échantillons ACUTA sont similaires à celle de CUTA, mais n'atteignent pas les valeurs élevées de perméabilité de CUTA. Ceci peut s'expliquer par le fait que le recuit, avant découpage, aboutit à l'accroissement de la taille des grains, alors que plus la taille des grains est petite, meilleure est la qualité de la découpe.

Il est suggéré que le recuit, en plus de l'élimination des contraintes, peut aussi introduire d'autres défauts dus à la formation d'oxydes et de nitrures. La rémanence et la perméabilité sont plus élevées pour les échantillons découpés par électroérosion. Cependant, l'échantillon découpé par laser présente une faible rémanence et la force coercitive est plus élevée. L'électroérosion impacte peu les caractéristiques des échantillons JCUT, donnant lieu ainsi aux pertes les plus basses et à la plus haute perméabilité, un recuit ne conduit pas à une amélioration des performances et peut même conduire à leurs dégradation.

IV. Chapitre3: Procédés de fabrication du stator

Une chaîne de fabrication comme celle du stator « Slinky » engendre des déformations plastiques, des contraintes internes et des modifications au niveau de la structure métallographique. Ceci conduit à une modification des propriétés du matériau qui se traduit par une dégradation de son comportement électromagnétique. La première question qui se pose est : est-ce que la dégradation est répartie entre les différents procédés ou bien existe-t-il des procédés dont l'impact est négligeable et d'autres qui ont un impact majeur ? Dans ce second cas, quels sont ces procédés et quel est le niveau de leur impact ?

Il est donc nécessaire, dans une première étape, d'évaluer l'influence de chaque étape de fabrication mis en œuvre sur le comportement magnétique. Afin d'atteindre ce but, une campagne expérimentale de caractérisation d'échantillons issus de la chaîne de fabrication de stator Slinky de la société « Bourgeois » a été réalisée. La géométrie de la matière évolue au cours du processus. Ceci impose des contraintes supplémentaires dans la mise en œuvre de la caractérisation magnétique.

IV.I. Le processus de fabrication du stator Slinky

Un stator Slinky est obtenu à partir d'une bobine laminée et une série de procédés. La masse des bobines laminées livrées par les trains à bandes est de 5 à 40 tonnes pour une largeur allant de 200 à 600 mm [129]. Cette largeur ne convient pas à la chaîne Slinky chez Bourgeois qui nécessite une bobine dont la largeur est de 65 mm environ, et la bobine laminée doit passer par une étape complémentaire appelée refendage (**Figure 48**).

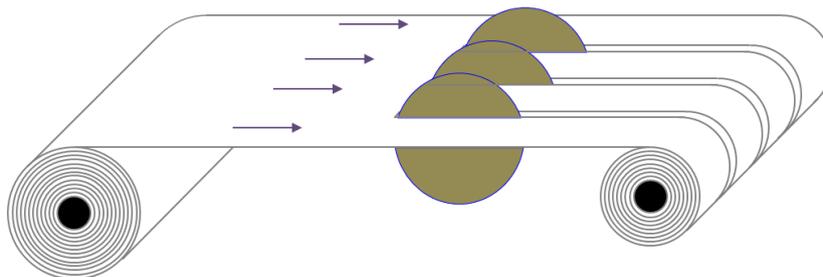


Figure 48 : Procédé du refendage.

Ce procédé consiste à dérouler la bobine mère qui passe ensuite à travers des lames circulaires pour qu'elle soit découpée en plusieurs bandes dans le sens de la longueur. Chacune des bandes est enroulée à nouveau pour donner un bobineau.

Le bobineau est redressé avant d'être apporté au-dessous du poinçon afin d'être découpé. La bande découpée sera enroulée pour former une hélice qui est soudée sur la partie extérieure. Après soudage, le stator doit avoir une hauteur bien déterminée pour pouvoir passer au-dessous d'une presse et être compacté jusqu'à l'obtention de l'épaisseur désirée (**Figure 49**).

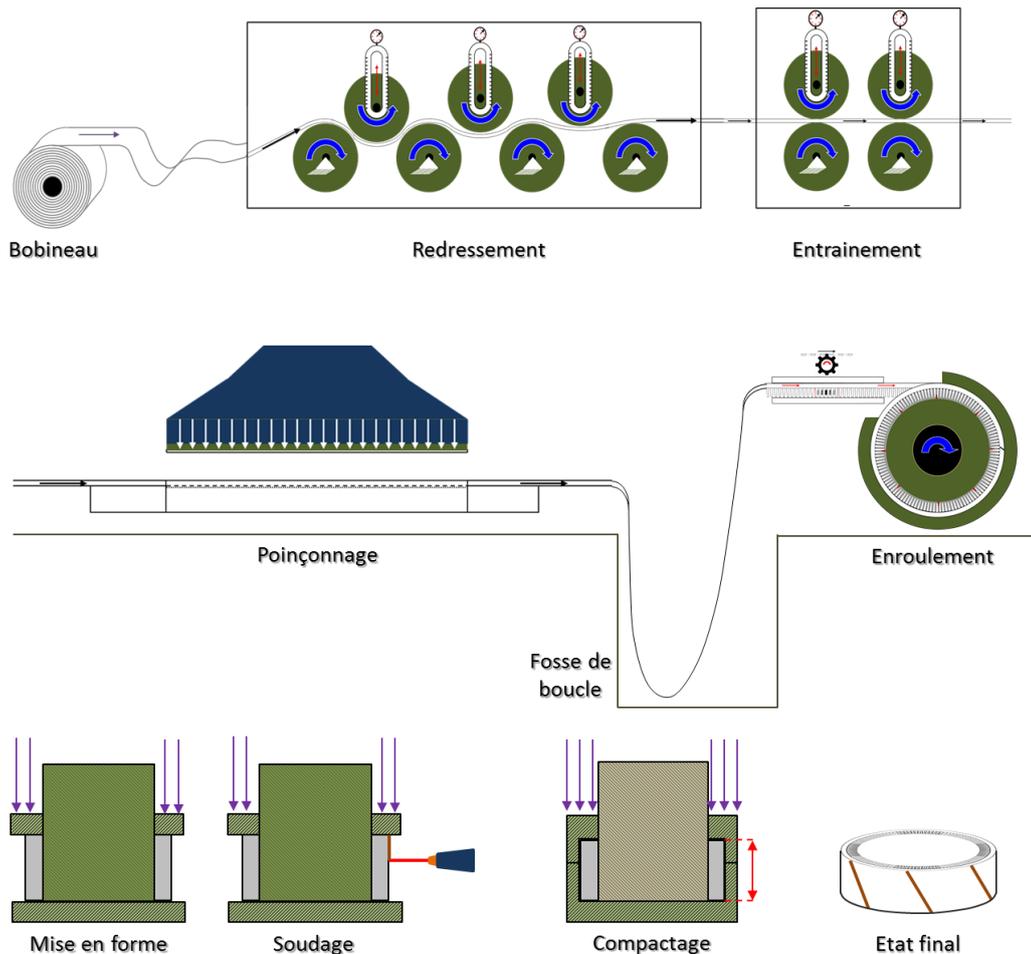


Figure 49 : Processus de fabrication du stator Slinky.

Dans ce qui suit, on présente les différentes étapes du processus Slinky et les paramètres influents trouvés dans la littérature.

IV.I.I. Redressement

Lors de l'enroulement de la bande après refendage, le matériau est déformé élastiquement. L'énergie élastique importante emmagasinée dans les tôles peut conduire à un retour élastique brutal lors du déroulage de la tôle. Cette énergie varie avec la position de la bande dans le bobineau : plus on s'approche du diamètre intérieur du bobineau et plus l'énergie est importante. Au cours du temps, un phénomène de relaxation de contrainte se produit, c.à.d. qu'une partie de la déformation élastique se transforme en déformation plastique. Une fois débobinée, la bande ne reprend pas sa forme rectiligne, d'où la nécessité d'un redressement.

Ce procédé a pour but d'aplatir la tôle pour qu'elle soit prête pour le découpage. En effet, le procédé de poinçonnage nécessite une bande avec une planéité bien respectée. Malgré sa grande utilisation dans l'industrie, ce procédé est peu étudié dans la littérature. Comme le montre la Figure 50, la bande issue du bobineau traverse une série de rouleaux croisés en rotation avec des forces d'actions différentes. Ce phénomène consiste à soumettre la tôle à des séquences de flexions alternées, qui dépendent de la position relative des rouleaux du

redresseur, ce qui augmente la dureté et le taux d'écrouissage. Dans cette étape, le seul paramètre qui semble influant est la position des cylindres.

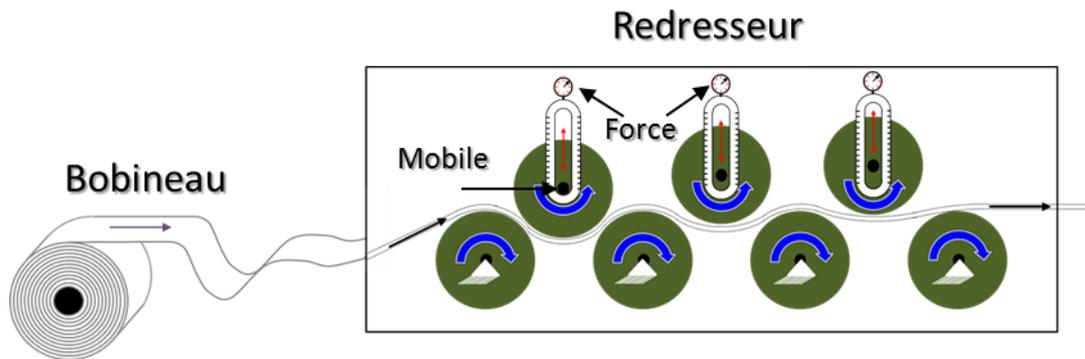


Figure 50: Redresseur.

Dans [130] les auteurs étudient la distribution de la micro dureté dans l'épaisseur d'une tôle redressée et montrent qu'il y a une légère évolution de l'écrouissage sur les deux bords de la tôle durant cette étape. Ceci est cohérent avec les sollicitations alternées (traction compression) à laquelle la tôle est soumise. Ces auteurs présentent également l'évolution de la micro dureté avec la position des rouleaux. Les résultats montrent que plus la pénétration des rouleaux est importante, et plus la dureté augmente.

IV.I.II. Système d'entraînement

Les cylindres des redresseurs ne sont pas des cylindres moteurs. Afin que la tôle circule en continu à travers les différents procédés, un système d'entraînement est nécessaire. Vu la forme de la matière utilisée (tôle laminée), le type le plus convenable est le système d'entraînement à rouleaux. Malgré qu'ils soient indispensables, on ne trouve pas de travaux qui étudient ce « procédé ».

Le système d'entraînement des tôles ressemble à celui utilisé dans un laminoir à froid. Il comporte des rouleaux alignés de part et d'autre de la matière (Figure 51). Ces derniers sont moteurs. Une fois que les cylindres sont mis en contact, la tôle se déplace grâce à la force de frottement entre tôle et cylindres.

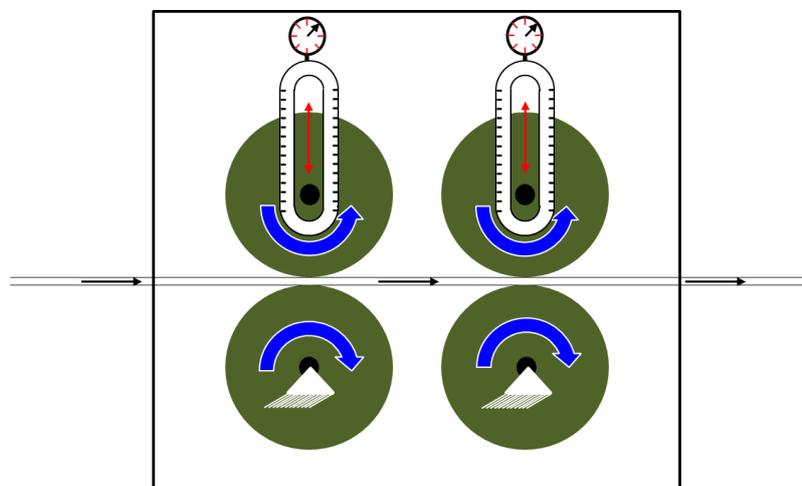


Figure 51: Système d'entraînement.

Du point de vue impact, la matière est a priori soumise à une déformation élastique, il n'y aurait aucun changement géométrique de matière après ce procédé (épaisseur conservée). L'étude sur cette partie du processus visait à confirmer l'absence d'écaillage surfacique de la bande. Du côté paramètre, seule la force normale appliquée par les rouleaux sur la tôle est modifiable, en effet la vitesse des rouleaux est liée à la cadence du poinçonnage.

IV.I.III. Découpage (Poinçonnage)

Après avoir obtenu une bande bien redressée, celle-ci passe au-dessous d'une poinçonneuse afin de créer les encoches. Un poinçonnage est accompli par une force de cisaillement avec une géométrie bien déterminée de l'outil (**Figure 52**) qui dans notre cas est constitué d'une série de dents. Avant d'atteindre la rupture de la tôle, le matériau passe par le stade de déformation plastique qui entraîne un changement des propriétés mécaniques et métallographiques dans la zone proche du bord découpé « III.III.I.II Poinçonnage ».

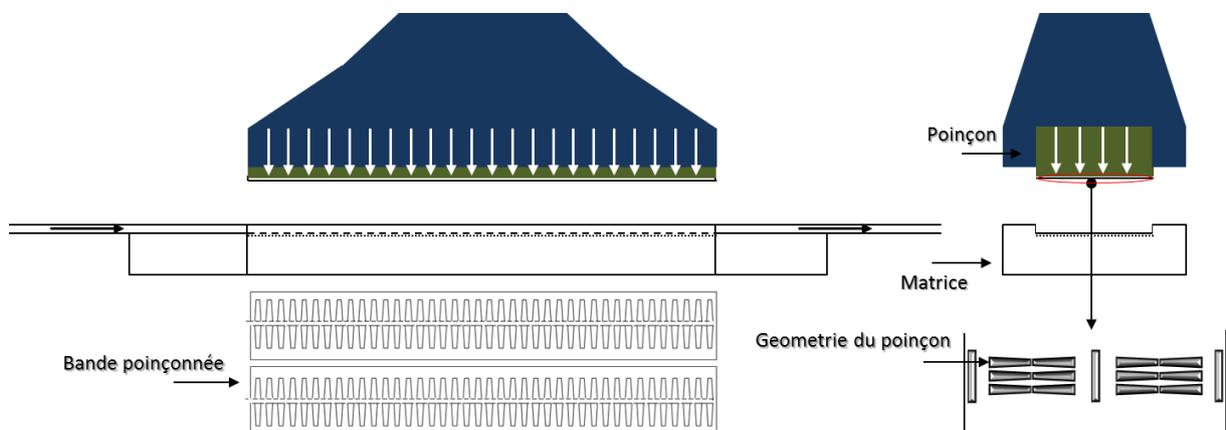


Figure 52: Procédé du poinçonnage

Dans cette étape, plusieurs paramètres influent sur la qualité du bord découpé : la vitesse, le jeu, la géométrie de l'outil (s'il est usé ou non), et le serrage s'il existe. Chez Bourgeois, les paramètres de ce procédé ne sont pas modifiables et les données ne sont pas accessibles pour raison de confidentialité. L'outil de découpe est affûté d'une façon périodique (x semaines). La bande à la sortie du poinçonnage est divisée en quatre bandes dentées. On remarque que la séparation des quatre bandes se fait en quatre étapes pour limiter les déformations des dents.

IV.I.IV. Enroulement

Après le découpage, chacune des bandes dentées doit être enroulée. Entre le poinçonnage et le procédé d'enroulement, la bande dentée est libre dans une fosse à boucle (**Figure 49**). En effet l'enroulement de la bande, étape suivant le poinçonnage, ne se fait pas de manière continue ; une pause est nécessaire lors de la découpe de la bande dentée, une fois que le nombre de tours nécessaires pour le paquet est atteint. Donc, pour que la vitesse de poinçonnage soit indépendante de celle de l'enroulement, une fosse de boucle est nécessaire. Cette dernière permet d'obtenir une bande dentée de longueur suffisante de telle façon que la discontinuité de l'enroulement n'affecte pas la vitesse des procédés précédents.

Après la fosse, un nouveau système de mise en mouvement est nécessaire. Ce système est constitué d'une roue dentée placée dans un guide latéral. Grâce à ses dents accrochées dans les encoches de la bande, la rotation de la roue permet de pousser la bande vers un trajet circulaire. Une fois que la bande atteint le trajet, un cylindre denté enroule la bande qui est emprisonnée dans le trajet (**Figure 53**) : le Slinky est formé. L'opération d'enroulement est un procédé récent et aucune étude n'est consacrée à ce procédé jusqu'à aujourd'hui. Mécaniquement, ce procédé ressemble au pliage, la différence consiste dans l'axe de rotation de l'outil qui est normal au plan de la bande dans le cas d'enroulement.

L'opération de pliage est accompagnée par un écoulement plastique qui conduit d'une part à une consolidation du matériau caractérisée par l'écroutissage et à une localisation de la déformation qui engendre un endommagement du matériau.

On distingue deux zones :

- L'extérieur du pli, où la contrainte normale est positive : zone de traction,
- l'intérieur du pli, où la contrainte normale est négative : zone de compression.

L'enroulement de la tôle aboutit à des déformations plastiques de traction et de compression dans la culasse de la bande. À cause des encoches, la distribution de la déformation tout au long de la culasse du paquet n'est pas uniforme ; ce procédé engendre des contraintes résiduelles qui agissent de telle sorte qu'elles introduisent une erreur géométrique du produit fini connue sous le nom de retour élastique après recul des outils [130].

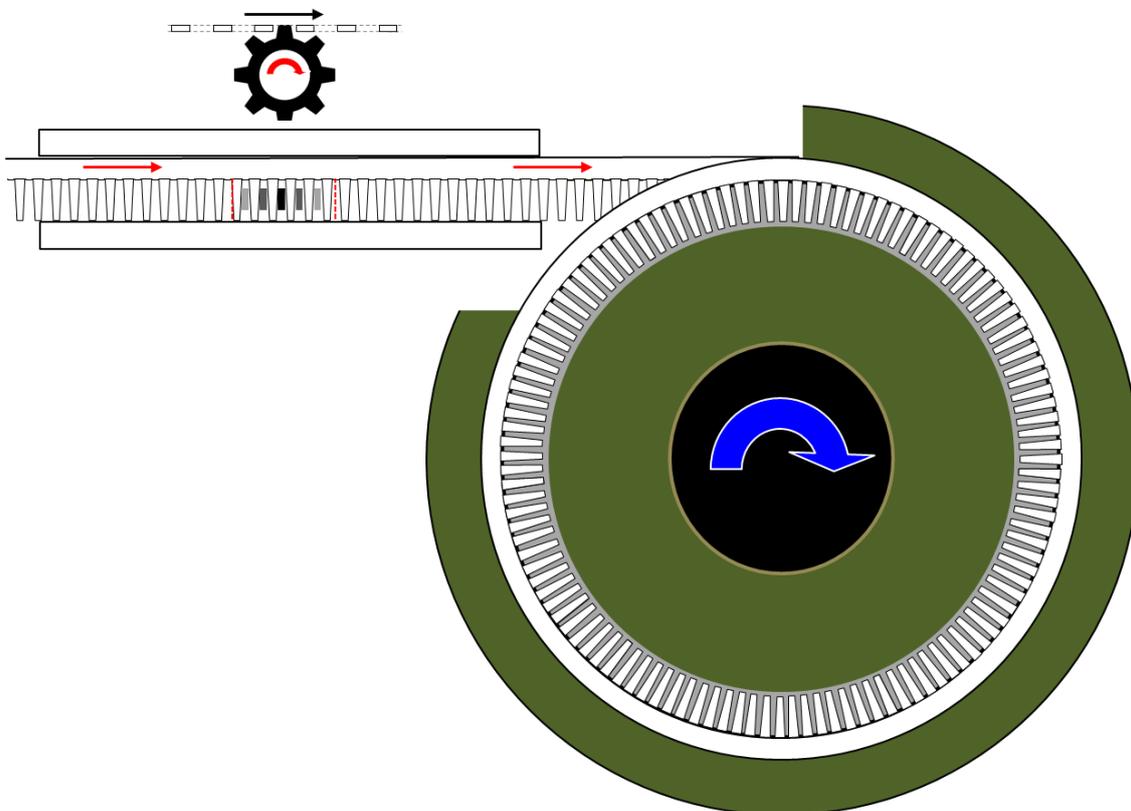


Figure 53: Procédés d'enroulement.

Cette étape est spécifique au procédé « Slinky », les paramètres et le mode de fonctionnement du procédé sont confidentiels : on ne sait pas si l'enroulement se fait par entrainement en compression (roue denté), en traction (cylindre denté) ou bien mixte (compression et traction=flexion pure). Le mode d'entrainement joue sur la ligne neutre de la culasse. La **Figure 54** présente la distribution des déformations et des contraintes selon la largeur de la culasse pour les trois modes de sollicitations.

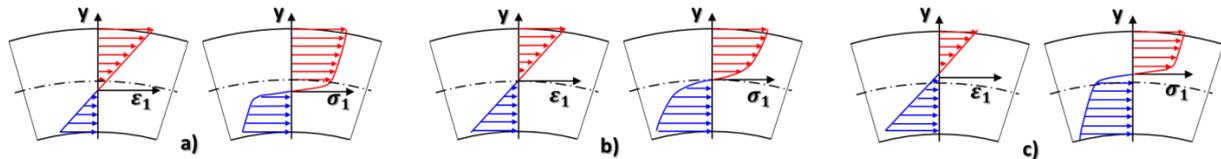


Figure 54 : Distribution de déformation et de contrainte. a) flexion-traction combinée b) flexion pure c) flexion compression combinée.

IV.I.V. Soudage

Le Slinky obtenu possède une surface ondulée. Le paquet obtenu est pressé légèrement pour aplatir la surface (éliminer les ondulations) et bien réglé de telle façon que les dents de chaque tour soient empilées sur les dents du tour précédent. Ensuite le Slinky est soudé avec six lignes de soudure sur la partie extérieure de la culasse pour retenir la forme du stator (**Figure 55**). Le soudage laser de type CO₂ est la méthode de soudure utilisée. Sa qualité et son impact sur le matériau dépendent de nombreux paramètres tels que le nombre de lignes de soudure, le type, la méthode, la vitesse, la puissance, le diamètre du spot, et la profondeur de la soudure. La société Bourgeois nous a donné la possibilité d'étudier seulement le paramètre de nombre de lignes de soudure.

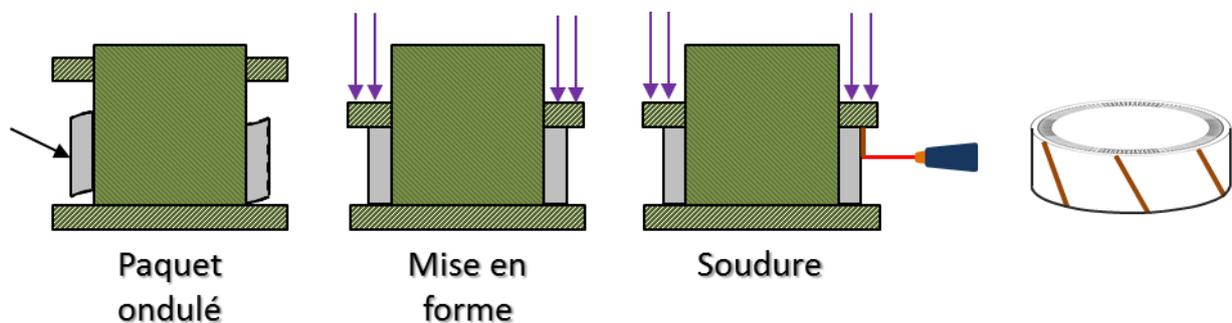


Figure 55 : Procédé de soudage.

IV.I.VI. Compactage

Après soudage, le contact entre tôles n'est pas parfait. Des zones d'entrefer entre les tours existent. Comme le flux magnétique suit une direction 3D lors du fonctionnement de la machine, il faut donc éliminer cette zone de forte reluctance. De plus, les stators soudés possèdent des épaisseurs variables qui proviennent de l'accumulation d'erreurs sur l'épaisseur de la tôle (350 μm). Afin d'avoir une uniformité de l'épaisseur des stators, nécessaire pour leur montage dans la machine électrique, le paquet est compacté jusqu'à atteindre une épaisseur bien définie (**Figure 56**). L'épaisseur finale est le seul paramètre existant dans ce procédé. Il faut noter que la culasse est plus compactée que le reste du stator.

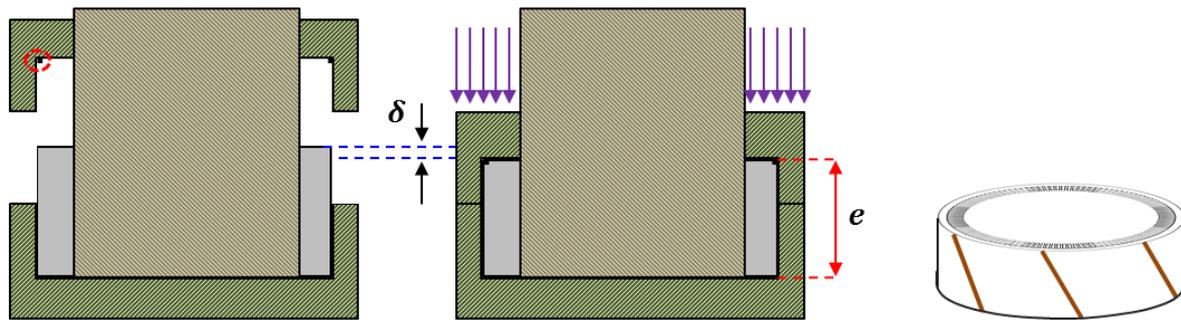


Figure 56: Procédé du compactage.

Un stator fabriqué doit passer sur un banc de contrôle. Pour la validation, il faut que le paquet corresponde aux bonnes conditions, d'où une révision sur son aspect (poids, diamètre extérieur et intérieur, hauteur, concentricité).

Sur le site de Bourgeois, à cause de la fabrication en ligne, il y aura plusieurs paramètres non modifiables pour certains procédés tels que la vitesse de défilement par exemple. La vitesse dans tous les procédés est liée à la vitesse du poinçonnage. Comme paramètres réglables nous avons :

- Pour le redressage et l'entraînement, la position du cylindre dans l'entraînement (qui est équivalente à la force),
- pour le poinçonnage, la vitesse et la période d'affutage de l'outil,
- aucun paramètre pour l'enroulement,
- pour le soudage, le nombre de lignes de soudure,
- pour le compactage la densité de matière c.à.d. nombre de tours par paquet,
- aucun paramètre pour le recuit, considéré comme une option dans le processus de réalisation.

IV.II. Échantillons et méthodes de caractérisations

Des échantillons avant et après chaque procédé ont été prélevés selon un planning parfaitement défini. Vu la diversité de la géométrie des échantillons, la caractérisation de ces échantillons s'effectuera selon des procédures standardisées mais nécessitera également le développement de dispositifs dédiés.

IV.II.I. Choix des échantillons

Afin de montrer l'impact d'un procédé sur les propriétés du matériau, il est judicieux de comparer son comportement avant et après celui-là. La **Figure 57** montre l'évolution de la géométrie de la matière tout au long de la ligne des procédés. On constate qu'il existe trois formes d'échantillons : bande pour la matière première (bobineau) après redressement et entraînement, bande dentée après poinçonnage, et paquet après enroulement, soudage, compactage et recuit.

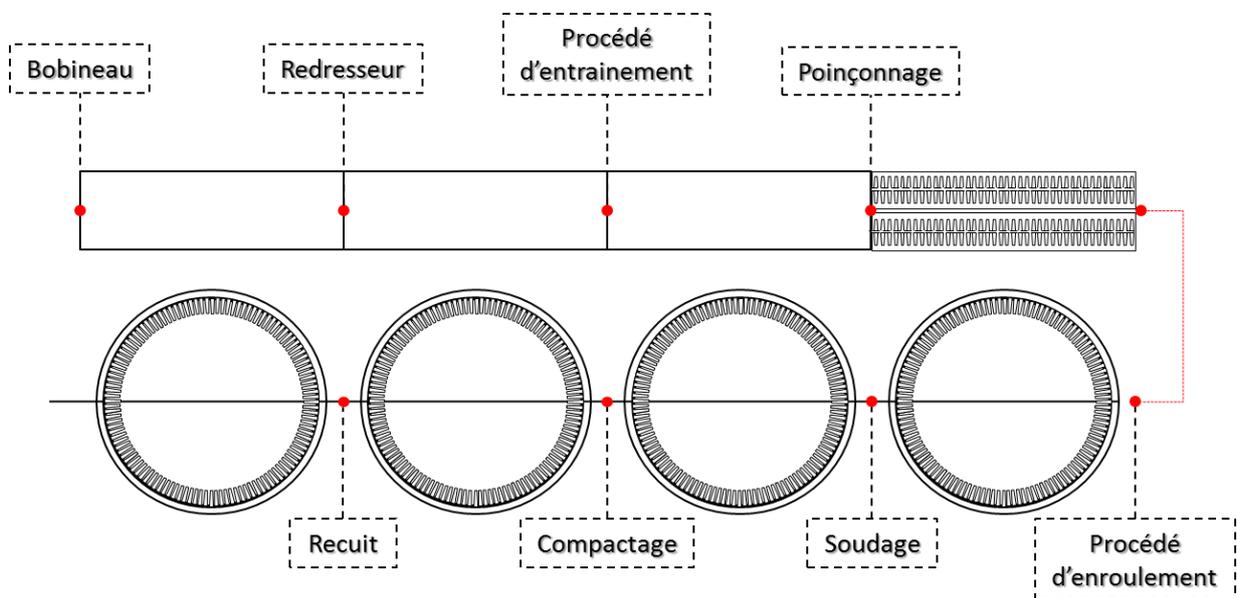


Figure 57 : Évolution de la géométrie de la matière.

Chaque procédé possède un ensemble de paramètres spécifiques, d'où les différents ensembles d'échantillons prenant en compte la variation des paramètres:

- **Bobineau** : Des échantillons sont extraits du début, du milieu et de la fin. En effet, comme nous l'avons mentionné précédemment, des micros déformations plastique accompagnées d'une énergie élastique existent dans la matière qui constitue le bobineau. Cette déformation est due au phénomène de relaxation des contraintes élastiques qui se produit au cours du temps. Le taux d'écrouissage donc augmente avec la diminution du rayon qui détermine la position de l'échantillon.
- **Redresseur** : Des échantillons sont livrés avec des valeurs différentes de force ($F1$, $F2$). En effet le seul paramètre réglable du procédé de redressement est la force normale appliquée par les rouleaux sur la tôle.

- **Système d'entraînement** : Comme pour le redresseur, des échantillons avec des valeurs différentes de force (F1, F2) sont extraits.
- **Poinçonnage** : L'impact de la période d'affutage est étudié, des échantillons découpés par un outil affuté et un outil usé (2 semaines après affutage) sont comparés.
- **Soudage** : le paramètre étudié est le nombre de ligne de soudures sur des échantillons comprenant deux nombres différents de lignes de soudure (6 et 12 lignes).

L'accès à d'autres paramètres de procédés n'était pas possible.

IV.II.II. Méthodes de caractérisation

À cause de la différence géométrique de la matière, il n'est pas possible d'appliquer une méthode unique de caractérisation pour les différentes formes d'échantillons. Les bandes ont été mesurées avec un SST (Single Sheet Tester). La bande dentée ayant une forme complexe, les techniques de caractérisation magnétique standards ne sont pas adaptées. Par conséquent, les échantillons ont été découpés dans la tôle perforée et un dispositif de caractérisation dédié a été développé. Pour les échantillons de paquet de tôles enroulées, le bobinage manuel autour de la culasse est la méthode choisie, la culasse du paquet étant la partie affectée après enroulement, les dents restant a priori intactes (Figure 58).

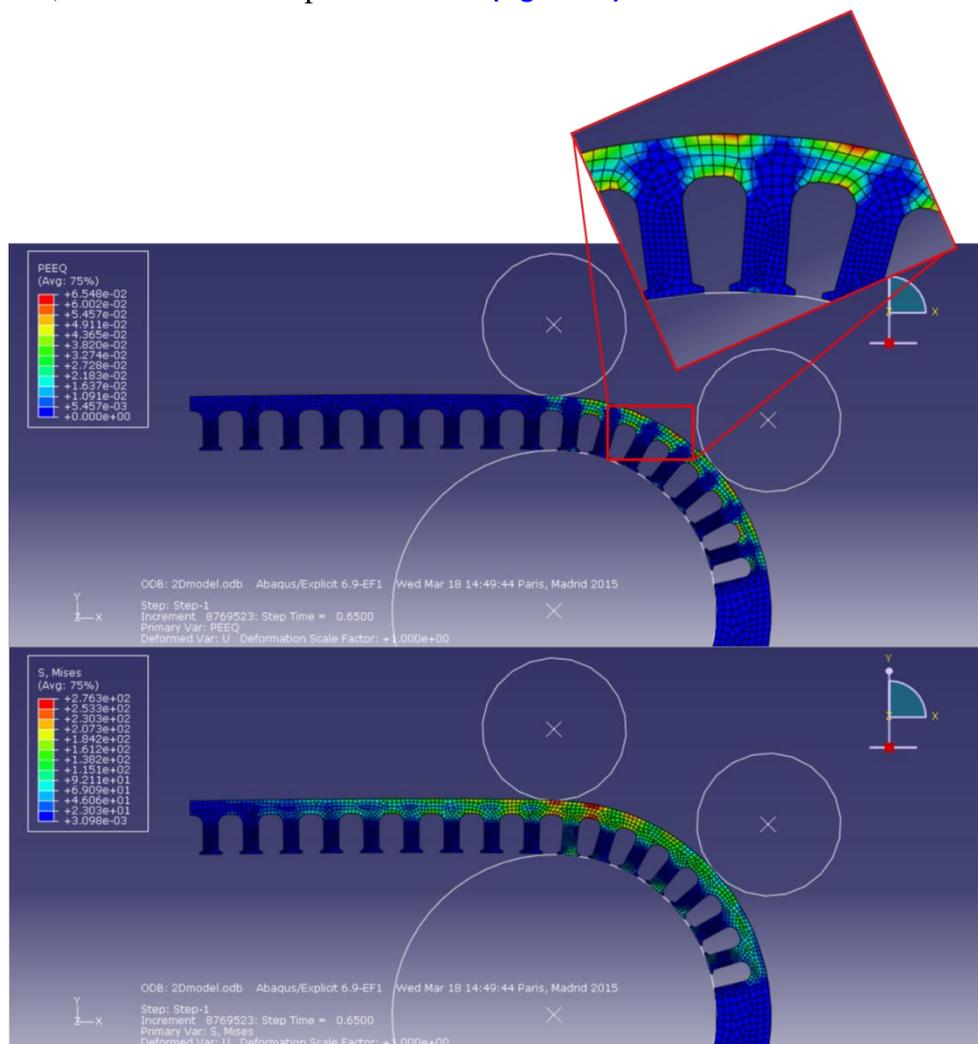


Figure 58 : évolution de la déformation plastique et de la contrainte au cours le procédé d'enroulement.

IV.II.II.I. Échantillons bandes.

Les échantillons ont une dimension rectangulaire de 350*60 mm. La meilleure méthode de caractérisation de ce type d'échantillons est la méthode SST ou bien le cadre d'Epstein. Comme la méthode par cadre d'Epstein nécessite un volume de matière important, nous avons choisi le SST. Au L2EP, il existe un mini SST calibré de la marque Brockhaus, il nécessite des échantillons de dimensions 200*50 mm. La découpe par jet d'eau est la méthode choisie pour préparer ce type d'échantillons car elle induit peu de contraintes mécaniques et thermiques dans la zone des bords découpés. Le FeSi est connu pour son oxydation rapide en présence de l'humidité, et afin d'éviter l'oxydation des bords après la découpe, les échantillons ont été noyés dans l'éthanol puis séchés (Figure 59).

La fiabilité du banc de mesure a été étudiée dans des travaux précédents [2]. Une comparaison avec un banc expérimental de référence pour différents niveaux d'induction à 50 Hz montrent un écart maximal de 1,5%. De plus, les travaux montrent que la répétabilité des mesures possède un coefficient de variation inférieur à 0,5%.

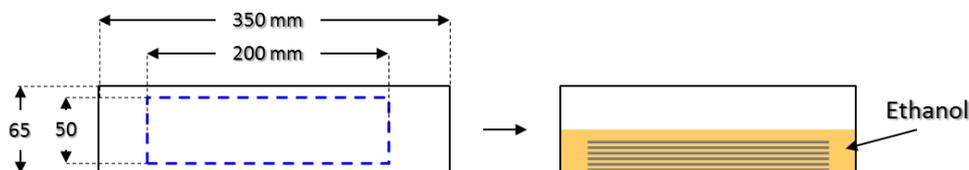


Figure 59 : La méthode de préparation des échantillons tôles avant caractérisation.

IV.II.II.II. Échantillons bandes dentées.

La géométrie de la matière après poinçonnage correspond à quatre bandes dentées séparées. Une caractérisation standard sur une telle géométrie est impossible. En effet la forme de l'échantillon, petite et complexe, ne correspond pas aux méthodes normalisées citées (II.IV.I Méthodes standard de caractérisation magnétique). Pour cette raison une nouvelle méthode de caractérisation doit être mise en place

IV.II.II.III. Préparation des échantillons

L'échantillon à la sortie du poinçonnage n'est pas découpé d'une seule frappe. La Figure 60 montre la géométrie de la bande pour les étapes 2, 3 et 4, qui nous a permis d'extraire deux formes d'échantillons différentes : une première qui possède un circuit magnétique fermé (dents double) et une autre avec un circuit magnétique ouvert (dents simple).

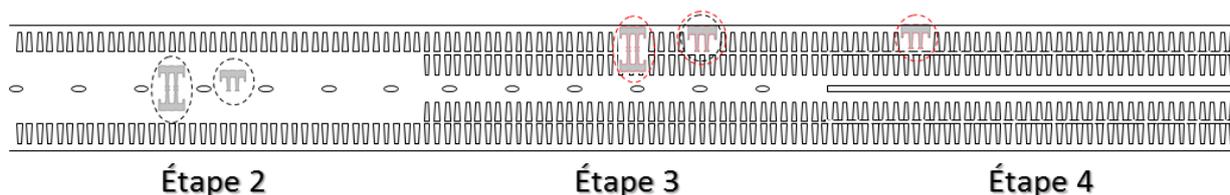


Figure 60: La géométrie de la bande dentée.

Une méthode de caractérisation peut être quantitative ou qualitative. La méthode quantitative doit être validée par une méthode de caractérisation standard, alors que la méthode qualitative est une méthode comparative qui nécessite d'avoir des échantillons témoins.

À cause de leur géométrie, il n'est pas possible de remonter à la loi $B(H)$ à cause de la section qui varie tout au long du parcours du flux magnétique au sein de l'échantillon. De plus, pour montrer l'impact du poinçonnage, la caractérisation de ces échantillons doit être comparée avec des échantillons témoins caractérisés par la même méthode.

Ces échantillons témoins devraient être découpés avec la technique la moins influente qui peut être considérée comme référence. Dans notre cas, la forme des échantillons est complexe et leurs dimensions sont de l'ordre de grandeur du mm, c'est pourquoi la méthode du jet d'eau dont la largeur du jet est égale à 1,8 mm environ a été rejetée [95], et la technique d'usinage par décharge électrique à fil (WEDM) a été préférée afin de limiter l'impact de la découpe. Les échantillons ont été découpés en deux opérations, la deuxième vise à éliminer la région chauffée résultant de la première passe et est effectuée avec une faible puissance, c'est-à-dire une faible étincelle, pour réduire les contraintes thermiques induites [94].

Les échantillons représentés par les **Figure 61a et c**, possèdent un chemin magnétique fermé, c.à.d. une absence d'entrefer dans le circuit magnétique. Ces échantillons seront appelés successivement *C.WEDM* et *C.Punch*. « C » désigne la fermeture du circuit magnétique. Une première comparaison entre ces deux types d'échantillons peut nous donner une estimation de l'impact du processus de poinçonnage sur le bord parallèlement à la circulation du flux magnétique.

Les autres échantillons représentés par les **Figure 61b, d et e**, possèdent un chemin magnétique ouvert. Ils sont nommés respectivement, *O.WEDM*, *O.T.Punch* et *O.P.Punch*. « O » désigne l'ouverture du circuit magnétique et « T » et « P » désignent respectivement totalité et en partie. Une comparaison entre les échantillons *O.T.Punch* et *O.WEDM* permet d'estimer l'impact du processus de poinçonnage. L'échantillon par rapport à *O.T.Punch*, *O.P.Punch* permet d'estimer l'impact du processus de poinçonnage sur l'extrémité de la dent perpendiculairement à la direction du champ magnétique (où le flux magnétique traverse l'entrefer dans la machine électrique).

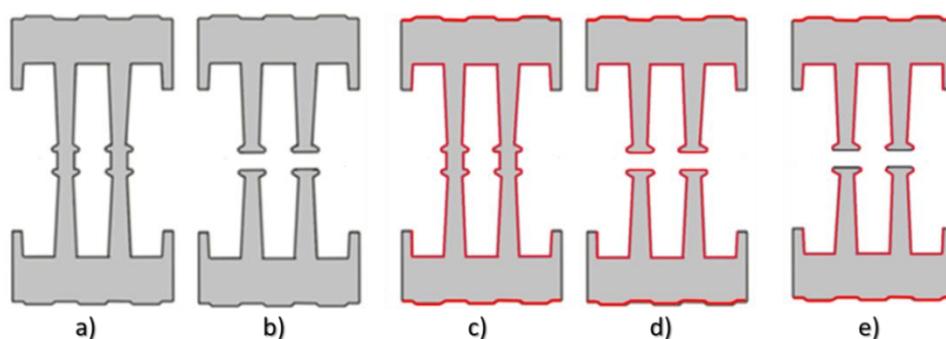


Figure 61 : Les différents échantillons extraits de la bande dentés, la couleur du bord représente la méthode de découpe : le noir pour la méthode WEDM et le rouge pour le poinçonnage. : a) C.WEDM, b) O.WEDM, c) C.Punch, d) O.T.Punch, e) O.P.Punch.

IV.II.II.II.II.Méthode de caractérisation

La création d'un champ magnétique nécessite l'utilisation d'un bobinage primaire. Vu la dimension de l'échantillon, l'utilisation des noyaux ferromagnétiques pour la fermeture du

circuit n'est pas possible, et la seule solution consiste à placer un bobinage directement sur l'échantillon. Comme les échantillons ne présentent pas une géométrie régulière et la section n'étant pas constante, l'évaluation directe du champ magnétique n'est pas possible dans ce cas car sa distribution n'est pas homogène dans l'échantillon. Par conséquent, les résultats seront présentés d'une manière qualitative en termes de flux magnétique traversant une bobine secondaire (Φ_c) par rapport à la force magnétomotrice (Ampère-tour) déduite du courant électrique injecté dans la bobine primaire ($N \cdot I$).

La caractérisation de ce type d'échantillon se fait sur un empilement de 5 tôles. Les échantillons de type *C.WEDM* et *C.Punch* sont englobés par quatre bobinages manuels classiques, deux bobines, primaires et secondaires sur chaque dent. Les deux bobines de même type sont montées en série (Figure 62). Le choix du placement du bobinage revient aux raisons présentées dans «*Principe et méthode de calcul*».

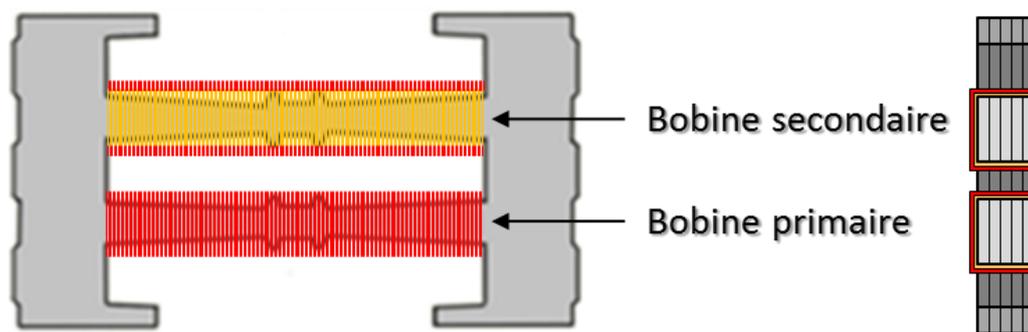


Figure 62 : L'emplacement des bobines sur les échantillons dents.

Les échantillons de type *O.WEDM*, *O.T.Punch* et *O.P.Punch* sont à chemin magnétique ouvert, d'où la nécessité de la fermeture de ce circuit avec l'entrefer le plus faible possible. Pour cette raison un empilement identique est utilisé. La superposition des deux parties permet d'avoir un circuit qui ressemble à celui des échantillons «*Closed*» avec un entrefer. Le bobinage manuel n'est pas applicable sur ce type d'échantillons. En effet un entrefer non maîtrisé aboutit à des problèmes de répétabilité de mesure, et un dispositif spécifique permettant de maintenir les échantillons et d'assurer une bonne répétabilité est mis en place (Figure 63).

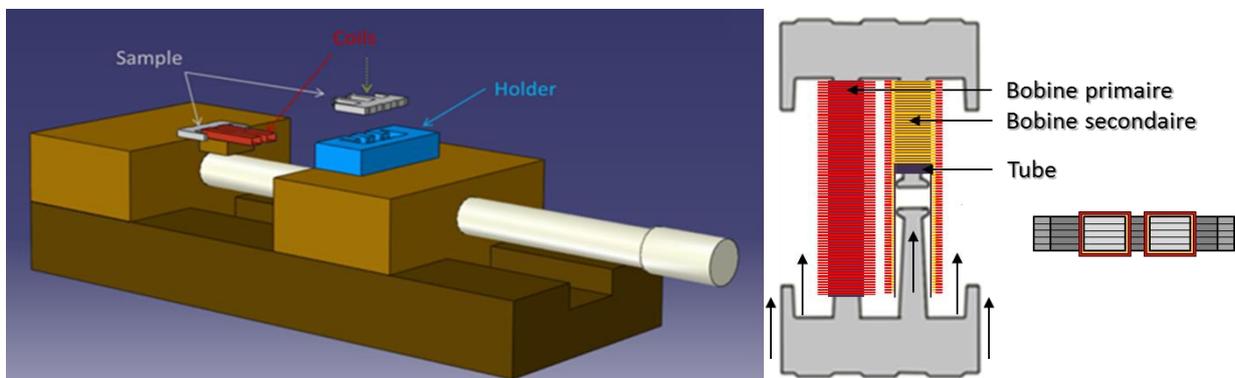


Figure 63 : Dispositif de caractérisation des échantillons séparés.

Le dispositif développé est basé sur deux bobinages autour de deux petits tubes à sections rectangulaires. En les mettant en série, ces bobinages forment les bobines primaires et secondaires du système. Elles sont fixées sur un support fixe. Le premier empilement est inséré dans les bobines et le second dans un porteur d'échantillons (Holder) fixé sur un support glissant. La répétabilité du positionnement des échantillons est assurée par une glissière à vis. Les deux supports sont fabriqués en bois (matériau non magnétique et non conducteur).

IV.II.II.III. Validation

Tout dispositif de caractérisation doit passer par une étape de validation qui prouve la pertinence des mesures effectuées par ce dernier. Les sources d'erreurs reviennent d'une part au matériel utilisé, à la méthode et aux hypothèses effectuées. Dans notre dispositif les sources d'erreurs dues au matériel sont : la mesure de la valeur de l'intensité du courant électrique traversant la bobine primaire et la mesure de la tension aux bornes de la bobine secondaire. Ce type d'erreur est relativement négligeable devant la valeur mesurée. Par contre l'erreur liée à la méthode peut être importante.

Le premier point à valider est la vérification des hypothèses dans la méthode de mesure due au placement des bobines sur l'échantillon. Le but est d'avoir un flux magnétique conservé tout au long du chemin magnétique, d'où une simulation magnétique 2D sur FEMM qui est effectuée. La **Figure 64** présente la distribution du flux dans l'échantillon lors de l'application d'une force magnétomotrice égale à 100 A. On voit bien que les lignes de champs sont conservées.

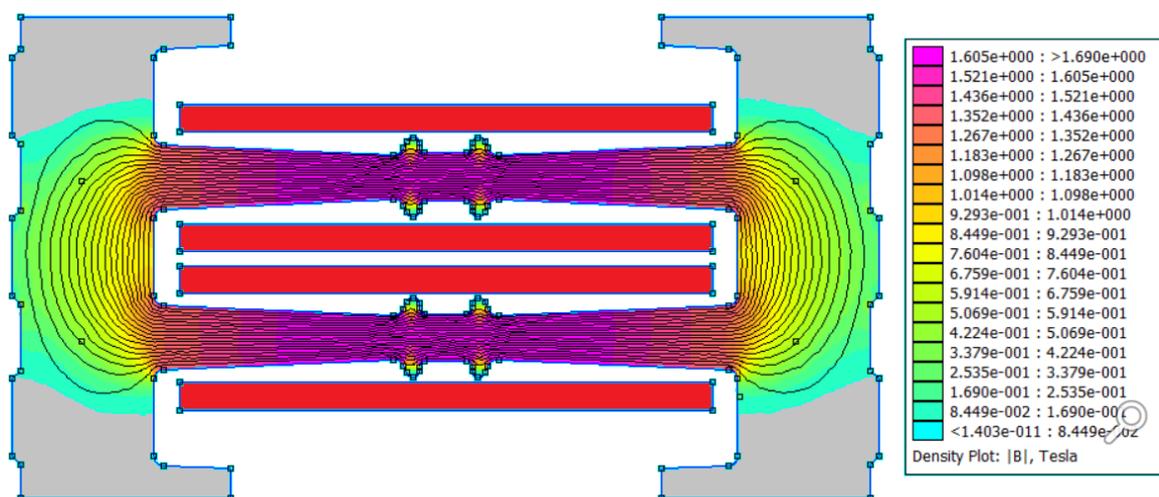


Figure 64 : Simulation numérique de la méthode de mesure.

Le deuxième point consiste à vérifier la répétabilité des mesures. Avant d'effectuer une campagne de mesures comparatives, il faut s'assurer que l'erreur due au positionnement de deux échantillons différents est négligeable. En effet, comme l'entrefer fait partie du circuit magnétique, il doit être maîtrisé et minimisé, autrement l'impact de la découpe ne pourrait être quantifiable. Ce point est traité en effectuant 10 mesures successives sur un échantillon qui est inséré puis sorti du montage à chaque mesure effectuée (**Figure 65**).

Le **Tableau 3** présente la moyenne, l'écart moyen, et le coefficient de validation sur le flux mesuré pour différentes valeurs de la force magnétomotrice. Le coefficient est le rapport de l'écart moyen sur la moyenne en pourcentage. Les résultats montrent que l'erreur diminue avec l'augmentation de la force magnétomotrice avec une erreur qui ne dépasse pas les 3%.

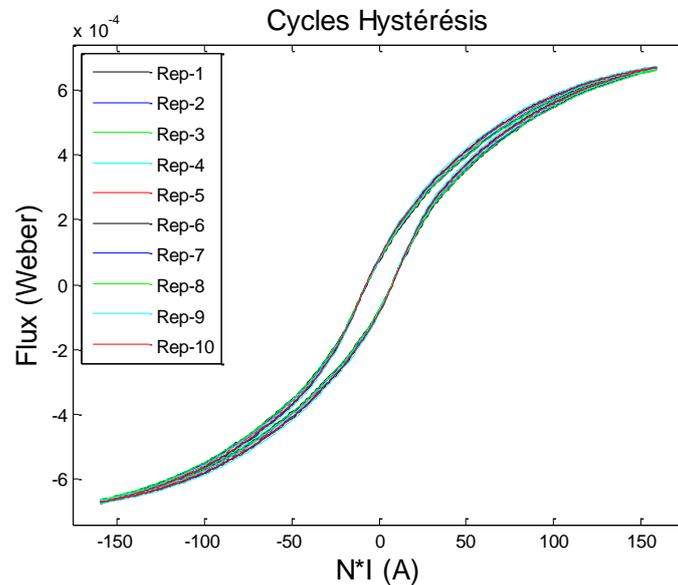


Figure 65 : Répétabilité des mesures.

Tableau 3 : la moyenne, l'écart moyen, et le coefficient de validation sur le flux mesuré pour différentes valeurs de la force magnétomotrice.

Force magnétomotrice	$N \cdot I$	12.14	39.53	85	159.5
Flux	Moyenne	1,9E-04	3,5E-04	5,4E-04	6,7E-04
	Écart moyen	5,48E-06	6,9E-06	6,1E-06	2,9E-06
	Coef. de validation	2,9	1,9	1,1	0,44

IV.II.II.III. Échantillons Paquets

Comme constaté sur la **Figure 57**, les échantillons pour le reste des procédés de la chaîne sont en forme de paquet, ayant le même poids (même nombre de tours), mais ne possédant pas la même forme et la même hauteur. Par contre ces derniers possèdent les mêmes paramètres géométriques magnétiques (chemin magnétique et section de matière (**Figure 66**)).

IV.II.II.III.I. Géométrie des échantillons

Les échantillons reçus après enroulement sont maintenus. Comme il est possible de le constater sur la **Figure 66a**, les enroulements du paquet ne sont pas superposés parfaitement dent sur dent. Ceci empêche de placer les bobines primaires et secondaires de la même manière que pour les autres échantillons paquets. De plus les dimensions sont différentes (rayon et nombre de tours). Les dents ont donc été réalignées grâce à des tiges qui sont insérées justes dans quatre encoches. Cet ajustement aboutit à une déformation élastique du paquet qui possède une forme ondulée **Figure 66b**. Les échantillons sont ensuite maintenus par des rubans en plastique. Comme décrit précédemment, ces paquets avant soudage sont légèrement pressés pour être aplatis (**Figure 66c**).

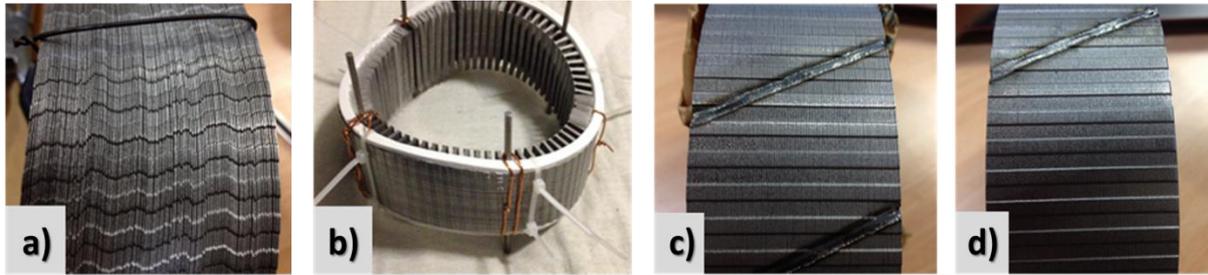


Figure 66: La géométrie des échantillons paquets.

Après soudage, le paquet est compacté de sorte que l'entrefer entre les tours soit éliminé, ce qui signifie que la hauteur du stator compacté est inférieure à celle de celui soudé (Figure 66d). Selon la forme du paquet et les types de processus, ces procédés impactent majoritairement la culasse du stator et engendrent des contraintes mécaniques et thermiques.

L'enroulement engendre des déformations plastiques et élastiques dans la culasse et plus précisément dans la zone située entre les dents (Figure 58). Le soudage, quant à lui, induit une contrainte thermique. Il affecte quelques millimètres autour de la ligne de soudure. L'impact du compactage est plus prononcé sur la culasse du stator, c'est la raison pour laquelle l'approche de caractérisation envisage d'étudier l'impact sur les propriétés magnétiques dans la culasse du stator. Le montage consiste alors en un bobinage primaire et un secondaire autour de la culasse considérée torique. Cette hypothèse et le bobinage sont présentés par la Figure 67.

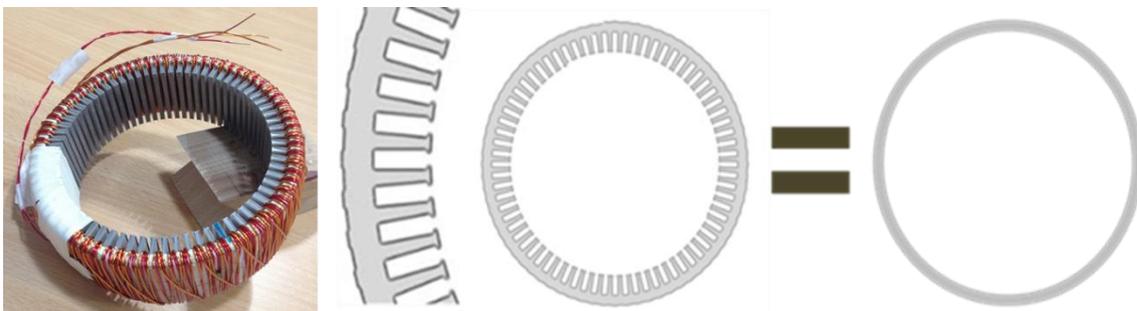


Figure 67 : Bobinage et hypothèse utilisée dans la caractérisation.

Avec cette configuration, on suppose que le flux magnétique est parfaitement canalisé au niveau de la culasse du stator (l'épanouissement du flux magnétique ou les fuites éventuelles au niveau des dents sont négligées).

IV.II.III.II. Validation

Les mesures sur les échantillons paquets sont effectuées avec le même système d'alimentation et de mesure que celui utilisé pour le SST utilisé pour caractériser les échantillons de types tôles « IV.II.III.I Échantillons bandes. ». La chaîne de mesure présente donc une source d'erreur faible. Dans cette partie, la validation traite l'hypothèse appliquée à la méthode de calcul (culasse du stator équivalente à un tore).

Afin d'atteindre cet objectif, deux points importants doivent être étudiés : la conservation du flux tout au long de la culasse et la quantification d'erreur due à cette hypothèse. Ceci nous a

poussés à réaliser une simulation en 2D de notre stator. Le problème consiste de placer un bobinage primaire de 144 spires insérées dans les encoches tout au long de la culasse. La

Figure 68, présente les résultats obtenus pour un courant d'intensité 3 A ($N \cdot I = 432$). Elle montre que la présence des dents n'a pas d'effet important, car le flux est conservé dans la culasse du stator avec un léger épanouissement des lignes du flux.

L'épanouissement des lignes de flux dû à la présence des dents génère certainement des erreurs de calcul et de géométrie. À cause de ce phénomène, le chemin magnétique va par exemple augmenter. Pour quantifier cette source d'erreur, une autre simulation témoin est réalisée sur un tore de dimensions égales à celles qui sont dues à l'hypothèse (**Figure 67**). La comparaison entre les deux simulations est résumée par la **Figure 69**. Le graphe présente l'évolution du flux capté avec la force magnétomotrice appliquée. On note une erreur maximal de 6,9% pour une force magnétomotrice $N \cdot I = 36$ A.

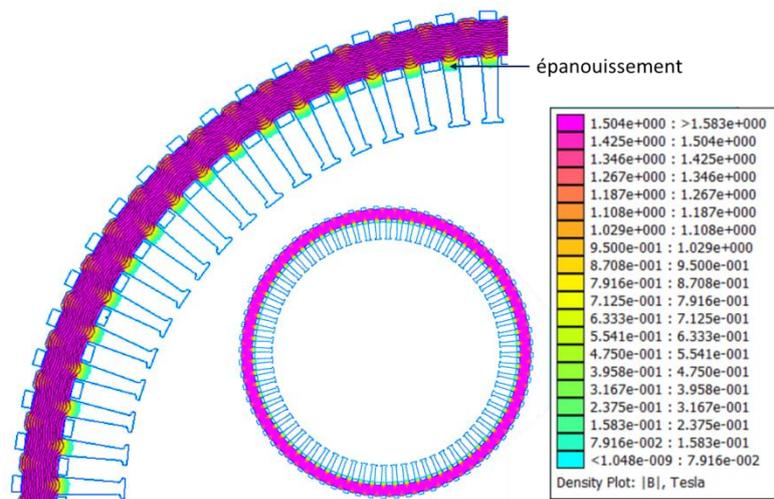


Figure 68 : Carte des champs simulation avec FEMM 2D.

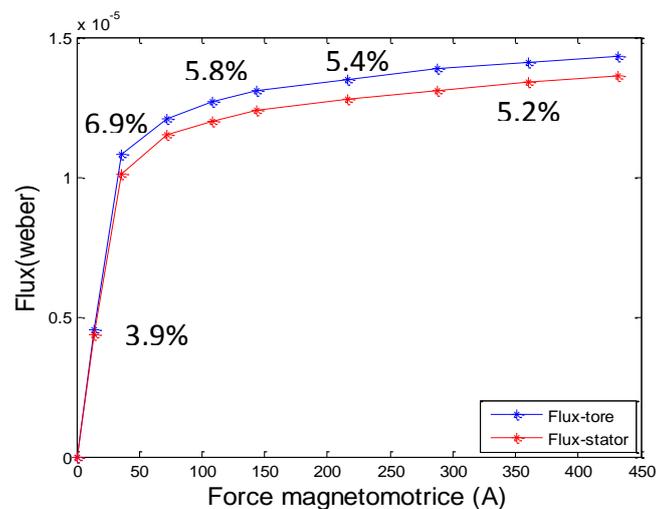


Figure 69 : Comparaison de l'évolution du flux avec la force magnétomotrice entre tore et stator.

Suite aux résultats obtenus, l'hypothèse sera considérée comme validée si la variation observée sur les échantillons est supérieure à 7%.

IV.III. Analyse de mesures.

Après la description des échantillons et des méthodes de mesure utilisées, nous présentons dans ce qui suit les résultats obtenus. Pour les méthodes permettant d'atteindre la loi $B(H)$ (quantitative), les résultats sont présentés en fonction de la courbe normale et des pertes totales « II.II.III Critères magnétiques. ».

Avant de présenter les résultats des mesures et les analyser, des mesures préliminaires doivent être effectuées afin de montrer le degré de dispersion des propriétés magnétiques sur la matière première fournie par le fournisseur sous forme d'une bobine mère (MC). Les échantillons sont extraits de différents endroits (début, milieu et fin) du MC ; Pour chaque emplacement, 8 échantillons sont caractérisés. Les résultats de ces caractérisations sont donnés dans le **Tableau 4** avec la moyenne, l'écart type (STD) et le niveau de confiance ($CL = 2 * STD / \text{moyenne}$) associés au champ magnétique nécessaire pour atteindre une valeur de densité de flux magnétique spécifique dans le matériau pour une fréquence de 50 Hz. En outre, le **Tableau 5** montre l'évolution par rapport à la fréquence, de la moyenne, du STD et du CL des pertes totales pour une induction de 1 T.

Pour une étude précise, le CL est comparé au niveau de confiance de référence (CL0). Ce dernier est calculé à partir de plusieurs courbes $B(H)$ mesurées sur le même échantillon (CL0 est uniquement le niveau de confiance de la méthode de mesure). Les résultats montrent que la répétabilité des mesures est suffisamment pertinente, CL0 ne dépasse pas 0,08. Par contre la comparaison du CL avec CL0 montre qu'il existe une dispersion non négligeable sur le matériau magnétique brut. Le niveau de confiance CL% appartient à l'intervalle [12% -30%] et dépend des niveaux de densité de flux magnétique.

Tableau 4 : Moyenne, écart type et niveau de confiance associés au champ magnétique pour différents niveaux d'induction.

	Champ magnétique (A/m)				
Induction	0 (T)	0,1 (T)	0,25 (T)	0,5(T)	0,75 (T)
mean	0	24,4	32,5	41,4	48,6
STD	0	4,6	3,1	2,9	3
CL	-	0,38	0,20	0,14	0,12
CL0	-	0,076	0,039	0,012	0,011
Induction	1 (T)	1,25(T)	1,5(T)	1,75 (T)	1,8 (T)
Moyenne	59	97	370	5165	7125
STD	3,6	9	56	540	503
CL	0,12	0,18	0.30	0,20	0,14
CL0	0,007	0,007	0,005	0,004	0,004

Tableau 5 : Evolution, par rapport à la fréquence, de la moyenne, de l'écart type et du niveau de confiance associés aux pertes totales pour une induction de 1T.

	Pertes totales (W/Kg)					
Fréquence	50 (Hz)	100 (Hz)	250 (Hz)	500 (Hz)	750 (Hz)	1000 (Hz)
Moyenne	1	2,6	10,5	31,9	63,5	102,2
STD	0,033	0,09	0,33	0,86	1,22	1,77
CL	0,066	0,066	0,062	0,054	0,038	0,034

Cependant, on peut remarquer que la variabilité est moins prononcée sur les pertes totales. Cette dernière diminue avec la fréquence pour atteindre 3,4% à 1000 Hz. Les questions qui se posent maintenant c'est de savoir si cette dispersion est négligeable devant l'impact des procédés et comment elle évolue tout au long de la chaîne ?

IV.III.I. Impact du redressement et d'entraînement

Le seul paramètre commun entre les procédés du redressement et de l'entraînement est la position des rouleaux. Des mesures sont donc effectuées avec deux positions de rouleaux différentes nommées P1 et P2, la position P2 correspondant à une position plus profonde que celle du P1. Dans cette partie nous présentons les résultats en tenant compte de deux critères : la courbe normale pour une fréquence de 50 Hz et les pertes totales pour une induction de 1 T.

Sur la **Figure 70a**, nous pouvons constater que le changement de la position sur le redresseur affecte très légèrement le comportement magnétique de la tôle. Même si la moyenne pour la position P2 est plus dégradée que celle du P1, on trouve néanmoins que les domaines de variations des courbes ne sont pas disjoints ce qui indique que cette légère dégradation est dans l'ordre de la dispersion due à la matière première.

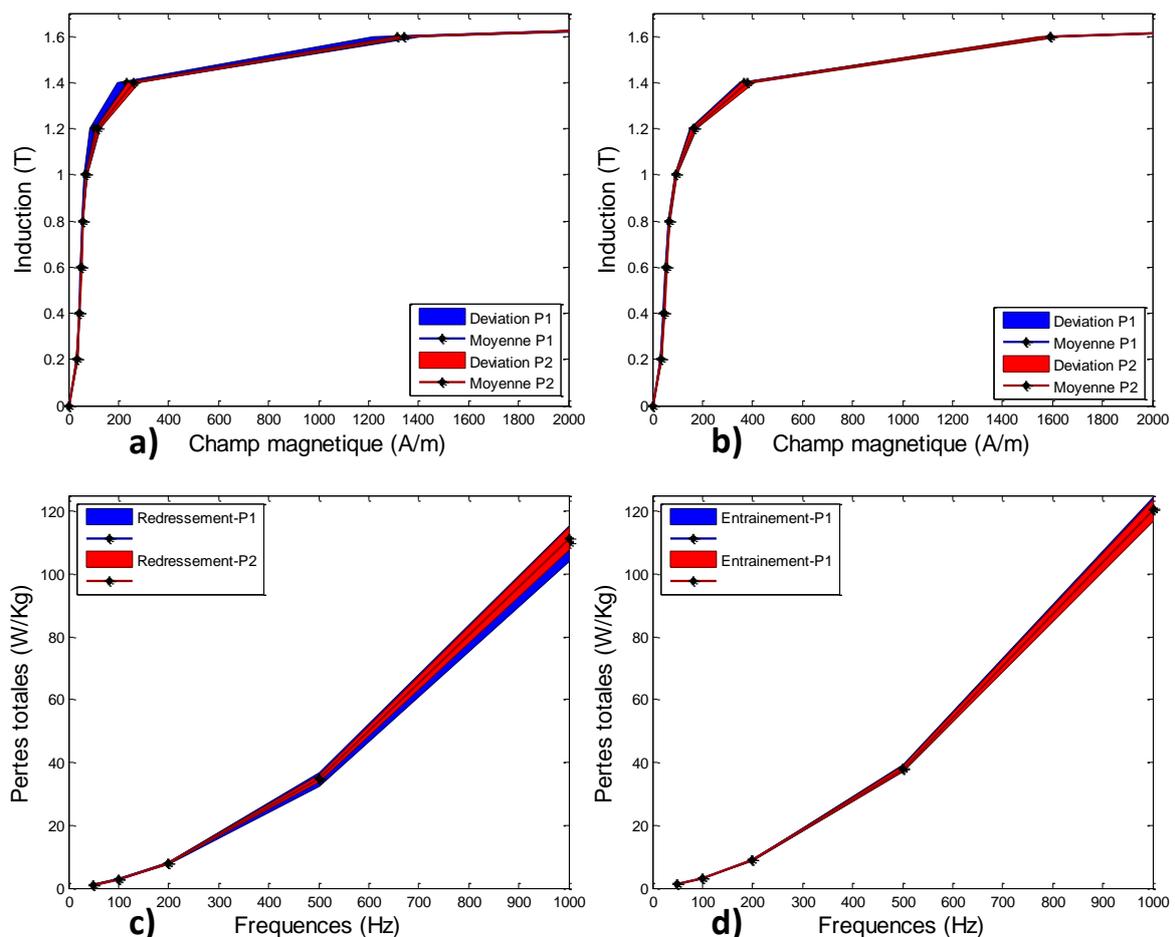


Figure 70: Impact du redressement et de l'entraînement.

Par contre, pour l'entraînement, on ne remarque aucun changement du comportement et les courbes sont bien superposées (**Figure 70b**). De même que le comportement magnétique, les pertes montrent un effet négligeable de ce paramètre (**Figure 70c et Figure 70d**). Donc la

question qui se pose alors est la suivante : est-ce que l'effet de ces procédés est significatif par rapport à la variabilité introduite par la matière première ?

La **Figure 71a** présente les courbes normales relatives à la matière première, au redressement et à l'entraînement. Après chaque procédé, le champ magnétique requis pour atteindre un niveau d'induction augmente. Ceci signifie que les deux procédés affectent successivement le comportement magnétique du matériau. On note que l'impact de l'entraînement est plus prononcé que celui du redressement et que la dégradation touche l'induction comprise entre 0,8 et 1,6 T. Au-delà de cet intervalle, le comportement magnétique est similaire à celui de la matière première.

La **Figure 71** : montre la moyenne de l'évolution des pertes totales et leur écart par rapport à la fréquence pour une induction de 1 T. On constate que les pertes totales augmentent d'une étape à l'autre. En outre, l'évolution du rapport des pertes totales par rapport aux pertes d'échantillons MC reste presque constante avec la fréquence. Il est environ de 8,75% après le redressement et de 20% après l'entraînement. On remarque également que la dispersion des pertes totales après les deux processus, en particulier le redressement, augmente avec la fréquence. Elle est de 3,3 fois la dispersion sur MC en cas de redressement et de 2,4 fois en cas d'entraînement à 1000 Hz.

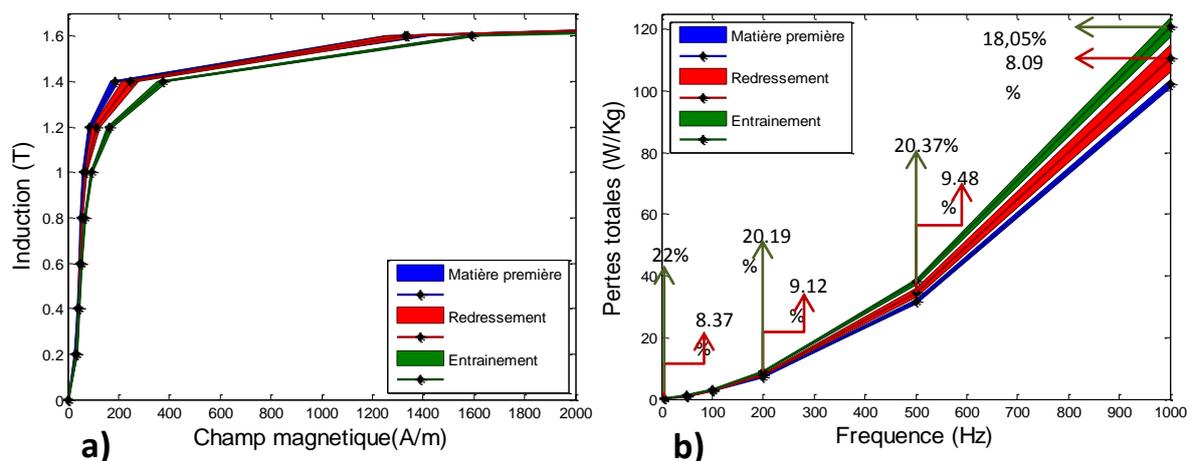


Figure 71 : Impact du redressement et de l'entraînement, a) Évolution des courbes normales et b) Évolution des pertes totales.

IV.III.II. Impact du poinçonnage

Comme on l'a mentionné précédemment dans le cas des échantillons après poinçonnage, les propriétés magnétiques ne peuvent pas être quantifiées en raison de la forme complexe de l'échantillon (forme de la dent). Pour cette raison, on analyse l'évolution du flux avec la force magnétomotrice $N \cdot I$ au lieu de la courbe normale. Le paramètre étudié dans ce procédé est la période d'affutage. Nous traitons d'abord l'impact du poinçonnage ainsi que son paramètre (usure du poinçon) sur les échantillons « closed » (**Figure 61a et c**) pour étudier l'effet sur la zone découpée tout au long du périmètre parallèlement à la circulation du flux. L'impact du poinçonnage se voit clairement sur les deux critères. La **Figure 72a** permet de comparer les courbes Flux ($N \cdot I$), à 50 Hz, obtenues sur des échantillons poinçonnés (extrait de la ligne de fabrication) et un échantillon coupé par WEDM (voir III.B). Le poinçonnage aboutit à une

dégradation nette du comportement magnétique puisqu'une force magnétomotrice supérieure est nécessaire pour atteindre le même niveau de flux. Pour les faibles niveaux de flux, et pour les niveaux proches de la saturation, l'effet est moins prononcé. Sur les pertes l'effet du poinçonnage est plus complexe. Sur la **Figure 72b**, nous présentons l'évolution des pertes en fonction du flux pour une fréquence de 250 Hz. on remarque que les pertes des échantillons WEDM restent inférieures à celles des échantillons poinçonnés jusqu'à une valeur de flux de $4,7 \mu\text{W}$. Au-delà de cette valeur, les pertes des échantillons WEDM sont supérieures. D'autre part, l'évolution des pertes avec la fréquence pour un flux de $3,6 \mu\text{W}$ qui correspond au ratio de pertes totales maximales, est présentée par la **Figure 72c**. On remarque que le rapport des pertes diminue avec la fréquence. Afin de montrer l'impact de l'affutage, nous comparons le comportement magnétique et les pertes des échantillons poinçonnés par un outil affuté et un autre usé (**Figure 72d**). Pour la même tôle A, nous avons extrait des échantillons découpés par électroérosion et par poinçonnage. Après deux semaines, des échantillons de même type sont extraits d'une tôle B. Avant de comparer les échantillons A et B poinçonnés il faut comparer les références (A et B WEDM).

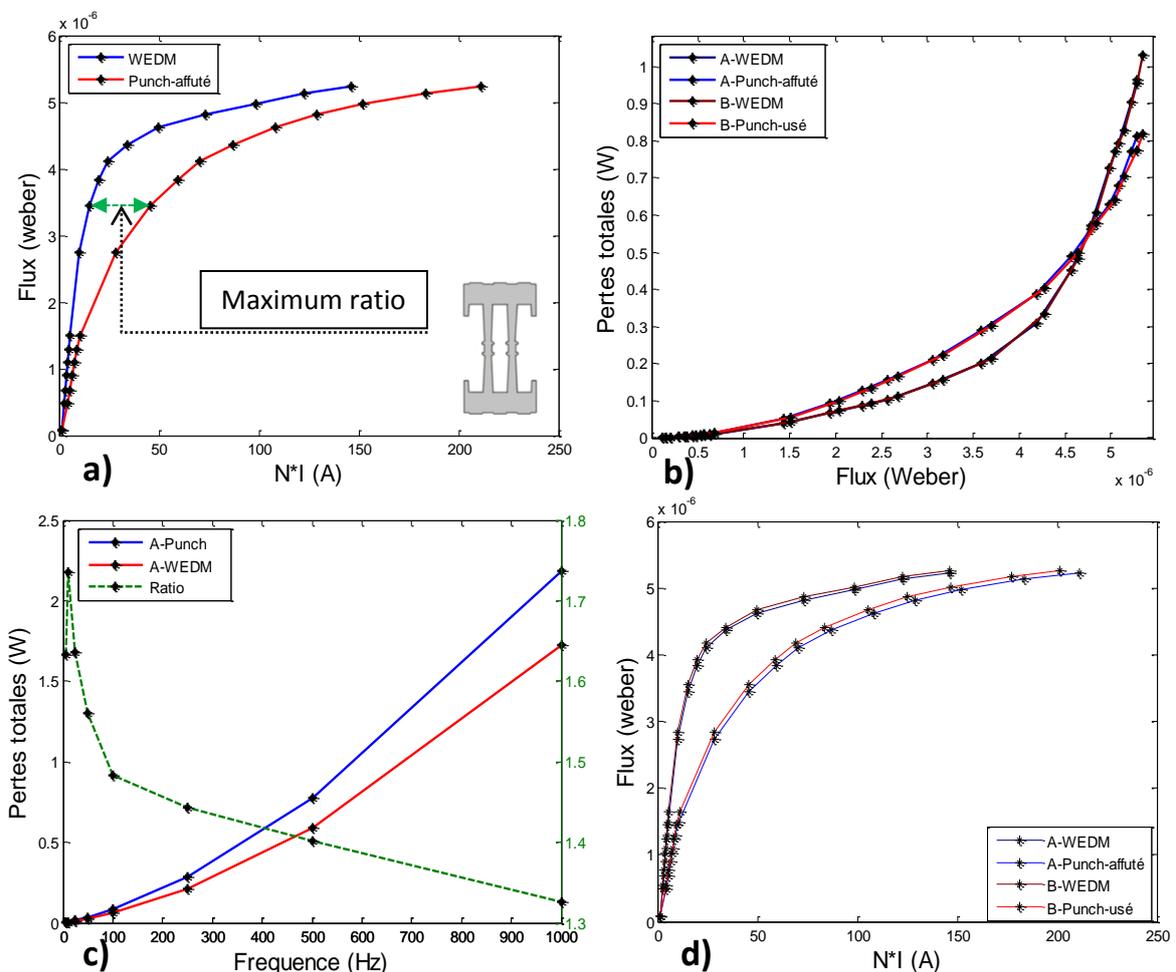


Figure 72: Impact du poinçonnage sur : a) le comportement magnétique (50Hz), b) les pertes totales en fonction du flux (250Hz), c) les pertes totales en fonction de la fréquence (Flux= $3.6 \mu\text{W}$), d) Impact de l'usure sur le comportement magnétique (50Hz).

On remarque que les comportements magnétiques sont similaires avec un léger avantage pour l'échantillon B. En comparant les échantillons poinçonnés, on remarque aussi un

comportement similaire avec une légère supériorité pour les échantillons B. Pour les pertes on obtient exactement le même comportement. On peut donc en conclure que l'effet de la période d'affutage est négligeable.

Les échantillons « closed » nous ont permis de montrer l'impact du poinçonnage avec une découpe parallèle à la circulation du flux. Avec les échantillons « open » nous pouvons déduire l'effet du poinçonnage sur l'extrémité de la dent perpendiculairement à la direction du champ magnétique, endroit où le flux magnétique pénètre et sort du stator. Donc une comparaison entre *O.WEDM* et *O.P.Punch*, permet d'estimer de nouveau l'impact du poinçonnage sur le périmètre découpé parallèlement à la circulation du flux, tandis que la comparaison entre *O.P.Punch* et *O.T.Punch* permet d'estimer l'impact du poinçonnage sur le bout des dents.

La **Figure 73a**, présente les courbes normales correspondantes aux échantillons ouverts. En comparant *O.WEDM* avec *CWEDM* (**Figure 61**) on remarque que l'impact de l'entrefer est assez important.

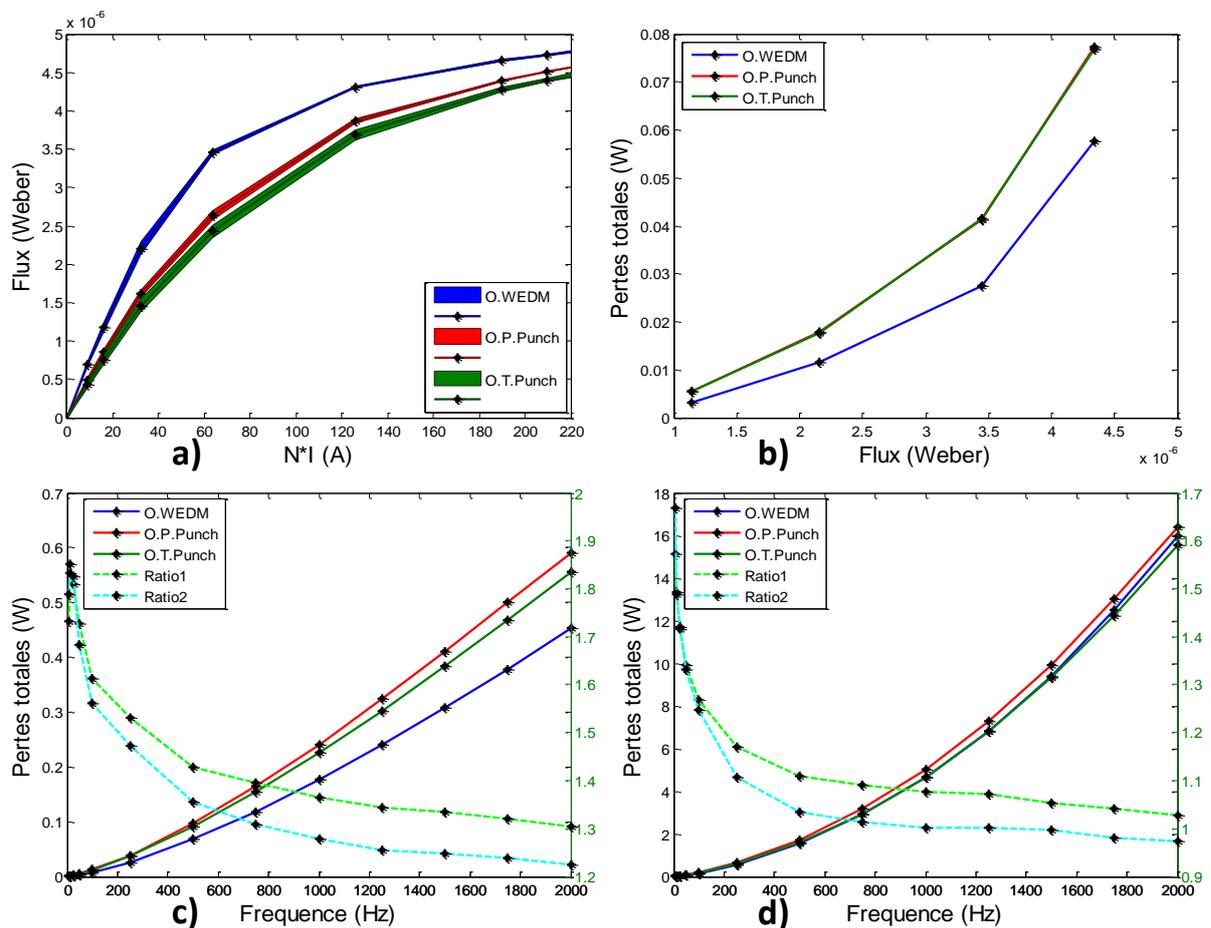


Figure 73: Impact du poinçonnage sur : a) le comportement magnétique (50Hz), b) les pertes totales en fonction du flux (250Hz), c) les pertes totales en fonction de la fréquence (Flux=1.141 μ W), d) les pertes totales en fonction de la fréquence (Flux=4.339 μ W).

L'allure des courbes « Open » est plus inclinée que celle des courbes qui correspondent aux échantillons « closed ». Les résultats montrent que les échantillons *O.T.Punch* sont légèrement dégradés par rapport aux échantillons *O.P.Punch*, ce qui indique que le poinçonnage dans la

direction perpendiculaire est aussi important. Il faut noter que la ligne de découpe perpendiculaire à la circulation du flux est négligeable devant celle qui lui est parallèle. On peut donc estimer que, pour une même longueur, l'impact du poinçonnage perpendiculaire est aussi important que celui du poinçonnage parallèle et peut être même plus important.

Concernant les pertes, la **Figure 73b**, présente l'évolution des pertes totales avec le niveau du flux correspondant aux échantillons Open pour une fréquence de 5 Hz. Les courbes *O.P.Punch* et *O.T.Punch* sont bien superposées et situées au-dessus des courbes *O.WEDM* ce qui signifie que l'effet du poinçonnage des extrémités des dents est négligeable. On remarque également que, pour une fréquence basse (5 Hz), l'écart des pertes augmente avec le niveau d'induction. La **Figure 73c** et la **Figure 73d** présentent l'évolution des pertes avec la fréquence pour deux niveaux de flux différents (1,141 μW et 4,339 μW). Les ratios 1 et 2 représentent les rapports des pertes *O.P.Punch/O.WEDM* et *O.T.Punch/O.WEDM*. Sur les deux graphiques on remarque que les rapports diminuent. Par contre pour les faibles niveaux d'induction l'impact reste prononcé alors que pour un niveau de flux élevé, le niveau des pertes se rapproche pour devenir similaire pour les fréquences supérieures à 1000 Hz (Ratios ≈ 1).

IV.III.III. Impact d'enroulement, soudage et compactage

Comme ils sont mesurés par la même méthode, les résultats obtenus sur les paquets après le soudage, le compactage et le recuit seront comparées à ceux des paquets enroulés. Nous rappelons que sur ce type d'échantillon, l'hypothèse décrite en « *IV.II.II.III Échantillons Paquets* » permet de remonter à la courbe $B(H)$. Comme pour les échantillons « tôles » les résultats sont présentés en tenant compte des deux critères : la courbe normale pour une fréquence de 50 Hz et les pertes totales pour une induction de 1 T. Le soudage étant le seul procédé ayant un paramètre, le nombre de lignes de soudure, nous traitons d'abord l'impact de ce paramètre. Ensuite nous traitons le degré d'impact de chaque procédé par rapport à celui de l'enroulement. La **Figure 74a** présente les courbes normales (fréquence de 50 Hz) qui correspondent à des échantillons extraits après enroulement avec ceux extraits après soudage avec un nombre de lignes de soudures différent (6 et 12 lignes de soudures).

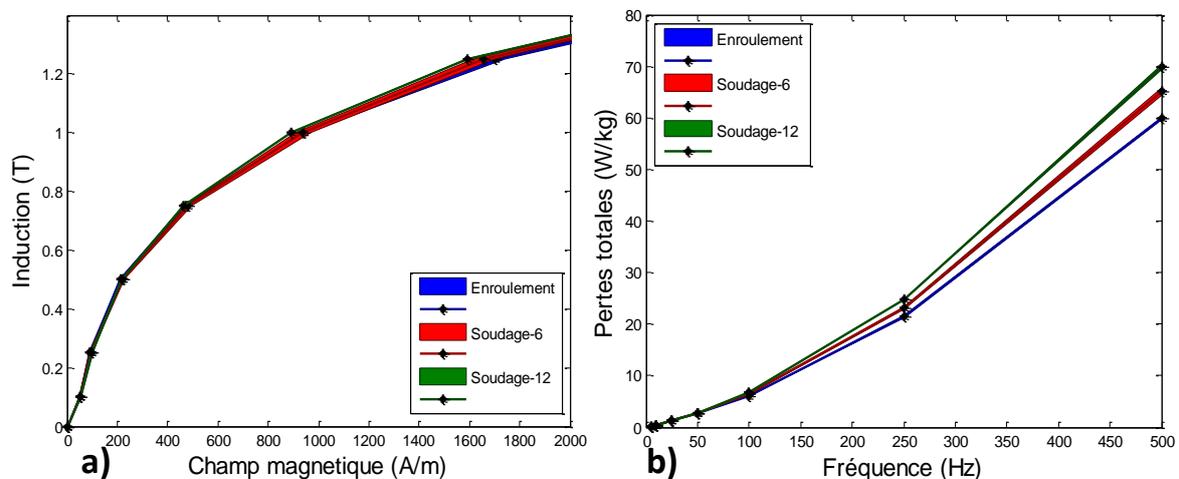


Figure 74: Impact du soudage, a) Évolution des courbes normales et b) Évolution des pertes totales.

Nous remarquons que les courbes sont bien superposées, ce qui nous permet de conclure que le procédé de soudage n'a pas d'impact sur le comportement magnétique. À propos des pertes, la **Figure 74b** montre que la présence des lignes de soudure aboutit à une augmentation des pertes en fonction de la fréquence pour une induction de 1 T : plus les lignes de soudure sont nombreuses et plus les pertes sont élevées.

En ce qui concerne le processus de compactage, la **Figure 75a** présente les courbes normales correspondant à des échantillons après enroulement, soudage (6 lignes de soudure) et compactage (6 lignes de soudure). L'effet du compactage peut être divisé en trois régions. On voit que le comportement est dégradé pour une induction au-dessous de 0,75 T. Par contre, entre 0,75-1,4 T et pour une même induction, on a besoin d'un champ magnétique plus faible. Au-delà de 1,4 T les courbes se rejoignent et l'impact du compactage devient négligeable. La **Figure 75b** présente l'évolution des pertes totales avec la fréquence pour une induction de 1T.

Par rapport aux pertes des échantillons enroulés, on remarque que pour les basses fréquences, les pertes pour les échantillons soudés sont légèrement supérieures à celles de ceux qui sont enroulés (1,98% à 5 Hz) alors que celles pour les échantillons compactés sont supérieures de 20,24% à 5 Hz. Pour une fréquence au-delà de 200 Hz les pertes après compactage sont plus faibles après soudage. Les pertes en fonction de la fréquence des échantillons soudés augmentent de 1,98% à 5 Hz pour atteindre 8,9% à 500 Hz. Bien que l'évolution du rapport pour les échantillons compactés diminue de 20% à 5 Hz à 2,5% à 500 Hz, pour une fréquence au-delà de 200 Hz, les pertes après compactage sont plus faibles qu'après soudage.

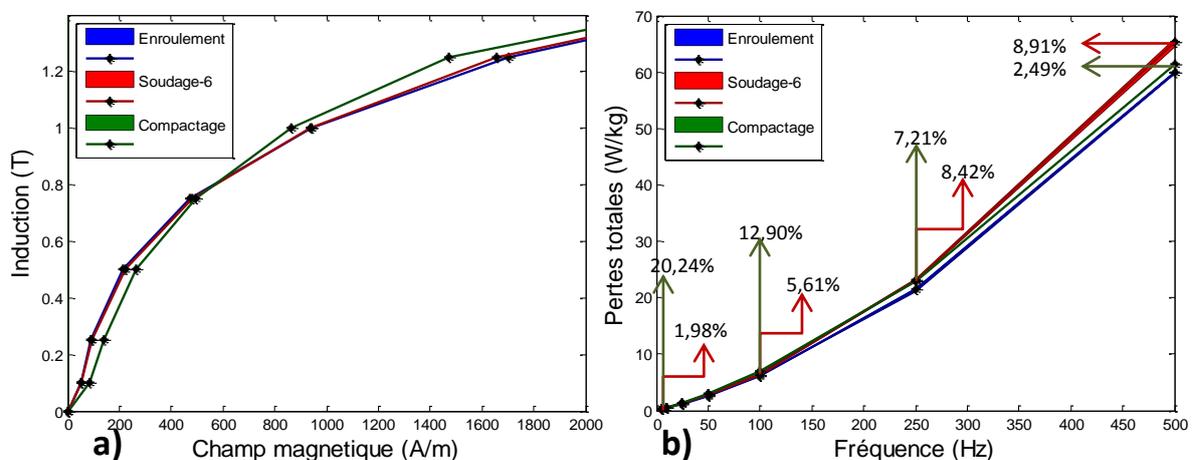


Figure 75: Impact du soudage et du compactage, a) Évolution des courbes normales et b) Évolution des pertes totales.

IV.III.IV. Impact du recuit

Le procédé de recuit ne fait pas partie de la ligne Slinky, cependant nous présentons l'impact de ce procédé de la même façon que dans la partie précédente. Les courbes normales présentées **Figure 76a** montrent que le recuit permet de récupérer une partie des caractéristiques perdues. Après recuit, un niveau d'induction donné nécessite un plus faible champ magnétique d'excitation : la moitié pour une induction de 0,5 T. Par contre son impact

sur les pertes est catastrophique pour les fréquences élevées (**Figure 76b**) : pour une fréquence de 500 Hz les pertes sont multipliées par plus de 8.

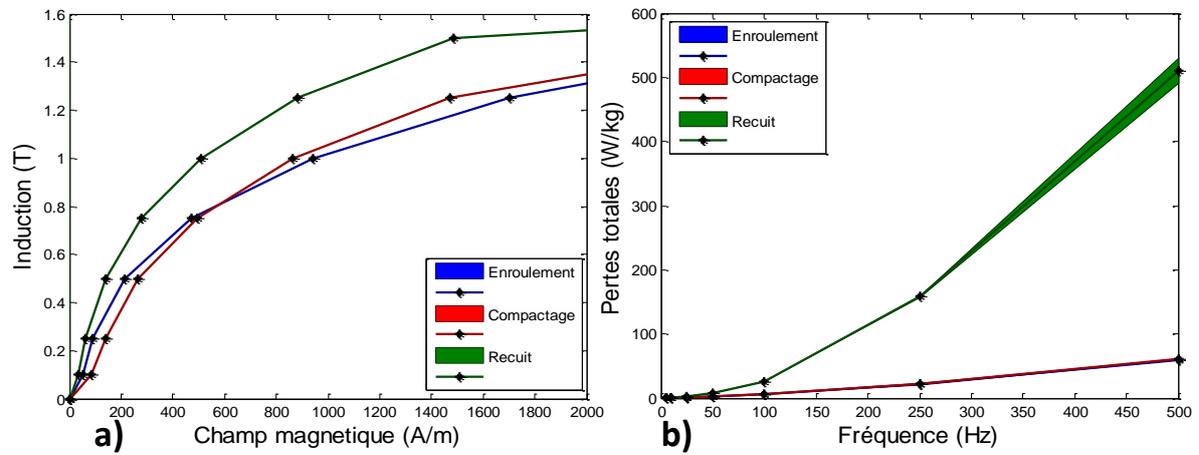


Figure 76: Impact du recuit, a) Évolution des courbes normales et b) Évolution des pertes totales.

IV.IV. Discussion

Après la présentation des résultats des mesures effectuées sur les différents échantillons du processus Slinky, nous discutons dans ce qui suit des résultats issus de cette campagne de mesures et nous vérifions s'ils sont cohérents avec l'état de l'art. Il faut toutefois noter que certains procédés n'ont jamais été étudiés du point de vue magnétique. Prenons le redressement et l'entraînement, il n'existe aucune étude de leurs effets sur les propriétés magnétiques. Comme ces deux procédés sont basés sur la rotation des rouleaux sur la surface de la tôle avec une force appliquée, l'effet de ces deux procédés doit être proche de celui du procédé de laminage des tôles à froid. Ces procédés aboutissent à un écrouissage surfacique et à une déformation dans le sens du laminage [130]. Dans [131], Hou et Lee ont étudié l'effet d'une déformation uniaxiale comprise entre 0-0,147% produite par laminage à froid sur le comportement magnétique pour une induction de 1,5 T à une fréquence de 50 Hz. Ils ont constaté que la perméabilité évoluait de façon inversement proportionnelle à la racine carrée de la déformation.

Ceci explique les résultats obtenus et représentés par la **Figure 71a** pour une induction supérieure à 0,8 T. Après chaque processus, le niveau de déformation est plus élevé, de sorte que la perméabilité diminue. En outre, ils ont montré que les pertes d'hystérésis augmentent proportionnellement à la racine carrée de la déformation uniaxiale alors que les pertes dynamiques diminuent. Comme les pertes totales représente les pertes hystérésis et les pertes dynamiques, leur somme aboutit à une sorte de compensation conduisant à une augmentation constante, par rapport à la référence (matière première), des pertes totales avec la fréquence (**Figure 71b**). Dans [22], Baudouin *et al.* montrent que le laminage à froid est moins préjudiciable aux propriétés magnétiques par rapport à une déformation équivalente par traction. Ceci peut expliquer la légère dégradation magnétique due à ces deux procédés par rapport aux autres.

L'effet du poinçonnage sur les propriétés magnétiques (**Figure 72 et Figure 73**) est largement traité dans la littérature. Du point de vue comportement magnétique (perméabilité), conformément à la littérature, ce procédé aboutit à une dégradation nette [107] [108]. L'origine de la dégradation est liée à la déformation plastique engendrée par le procédé à proximité du bord poinçonné. Celle-ci est accompagnée par des contraintes résiduelles qui à leur tour provoquent un changement du comportement magnétique [132]. Au vu des résultats, on a remarqué que, pour les basses fréquences, l'impact du poinçonnage aboutit à une augmentation des pertes. Ce rapport de croissance de pertes diminue avec l'augmentation de la fréquence, ce qui peut être expliqué par les résultats présentés dans [133] où on montre que le poinçonnage produit une détérioration constante de la structure magnétique avec une augmentation conséquente des pertes d'hystérésis, tandis que la résistivité du matériau ne subit aucune modification. Dans notre étude, nous avons néanmoins observé qu'un niveau de flux élevé à une fréquence élevée induit une diminution des pertes totales, ce qui indique la décroissance des pertes dynamiques. Physiquement ceci peut être interprété de la manière suivante :

Après poinçonnage, la zone déformée plastiquement à proximité du bord est très peu profonde (quelques dizaines de micromètres) et cette déformation génère des contraintes au niveau des grains jusqu'à une distance bien plus profonde (quelque millimètres). La déformation plastique peut augmenter la résistivité du matériau [134] et dégrader le comportement magnétique, tandis que l'effet de la contrainte est négligeable sur la résistivité mais dégrade fortement le comportement magnétique. En conséquence, les pertes par hystérésis croîtront avec les contraintes et la déformation alors que cela ne sera pas les cas avec les pertes dynamiques.

En ce qui concerne le procédé d'enroulement, son impact n'a pas été étudié précédemment. Il existe deux études du point de vue magnétique qui montrent que, les stators empilés sont plus performants que les Slinky [135] et [136]. Du point de vue mécanique, ce procédé sollicite le matériau en flexion, comme le pliage, qui entraîne, dans le plan de la tôle, une déformation négative (compression) dans la zone du bord interne et une déformation plastique positive dans la région du bord externe de la culasse. Plusieurs méthodes présentées dans différentes études permettent d'extrapoler la distribution de la déformation provenant d'une flexion, si on excepte la présence des dents qui certainement changent cette distribution tout au long de la bande.

Magnétiquement, l'effet de la contrainte et de la déformation sur les propriétés magnétiques a été largement étudié. Ces études montrent que les propriétés magnétiques globales sont drastiquement dégradées dès le début de la déformation plastique. Le comportement est anisotrope, c.à.d. que la dégradation magnétique de l'aimantation dans la direction de la force appliquée est différente de celle dans la direction transverse [80], ce qui pourra expliquer la dégradation magnétique notable observée après l'étape d'enroulement. Dans [75], Hug *et al.* mentionnent que la détérioration magnétique est liée à la densité de dislocations et que les contraintes internes affectent également le comportement magnétique [79]. La grande question est de savoir comment les effets entre la densité de dislocations et les contraintes résiduelles pourraient être discriminés. Dans [70], Iordach *et al.* présentent l'évolution des propriétés magnétiques sous l'effet de la déformation plastique en traction sous contrainte et après relâchement des contraintes. Ils montrent que les propriétés magnétiques dans les états sous contrainte sont moins préjudiciables que dans les états après le déchargement. Cet effet s'explique par les contraintes résiduelles impliquées après déformation plastique : sous contrainte, la force appliquée tend à s'opposer aux contraintes résiduelles de compression induites par les gradients locaux de déformation, de sorte que les propriétés magnétiques se trouvent moins détériorées.

L'impact du soudage est négligeable sur les courbes normales, mais affecte les pertes totales. Comme on le sait, le soudage induit des contraintes thermiques et affecte les propriétés magnétiques. Le fait que la courbe normale après le soudage ne soit pas modifiée de manière significative indique que le gradient thermique engendré par ce procédé est très localisé et bien maîtrisé.

L'effet du compactage sur le comportement électromagnétique présenté par la **Figure 75** ne correspond pas totalement aux conclusions trouvées dans la littérature qui indiquent que les

perdes totales augmentent toujours après compactage due à la destruction du revêtement entre tôles. Dans notre cas, les pertes basses fréquences sont plus élevées après compactage ce qui pourrait s'expliquer par un accroissement des pertes par hystérésis due aux contraintes supplémentaires induites une fois les tôles compactées. Par contre, à hautes fréquences, les pertes sont plus faibles comme si la résistivité du matériau après compactage augmentait. Un phénomène similaire est rencontré dans [134].

Enfin, les résultats obtenus pour le procédé de recuit sont cohérents avec la littérature. Le recuit permet de récupérer une partie des caractéristiques magnétiques perdues au cours de la ligne de procédés dégradant ces caractéristiques. Par contre, concernant les pertes, le recuit selon ses paramètres aboutit à un changement au niveau de la structure de la matière (taille de grains plus grand, moins de défauts, etc...) ce qui aboutit à la diminution des pertes par hystérésis, et à l'augmentation des pertes dynamiques. La croissance drastique des pertes (Figure 76) peut s'expliquer par la destruction de l'isolant entre tôles durant l'échauffement.

Toute la chaîne de procédés a été étudiée en termes d'impact sur les propriétés magnétiques. En raison des différentes formes des échantillons, l'effet d'enroulement seul ne pouvait pas être quantifié. En fait, le paquet enroulé possède une périphérie poinçonnée, donc l'impact du poinçonnage fait partie du comportement obtenu. Cependant, il est toujours possible de souligner qualitativement l'effet de ce procédé. La Figure 77, à gauche, présente un graphique donnant la valeur du champ magnétique nécessaire pour atteindre une induction de 1 T. Il apparaît clairement une dégradation des caractéristiques magnétiques du matériau après les étapes de poinçonnage et d'enroulement, un champ magnétique 9 fois plus grand est requis pour atteindre 1 T.

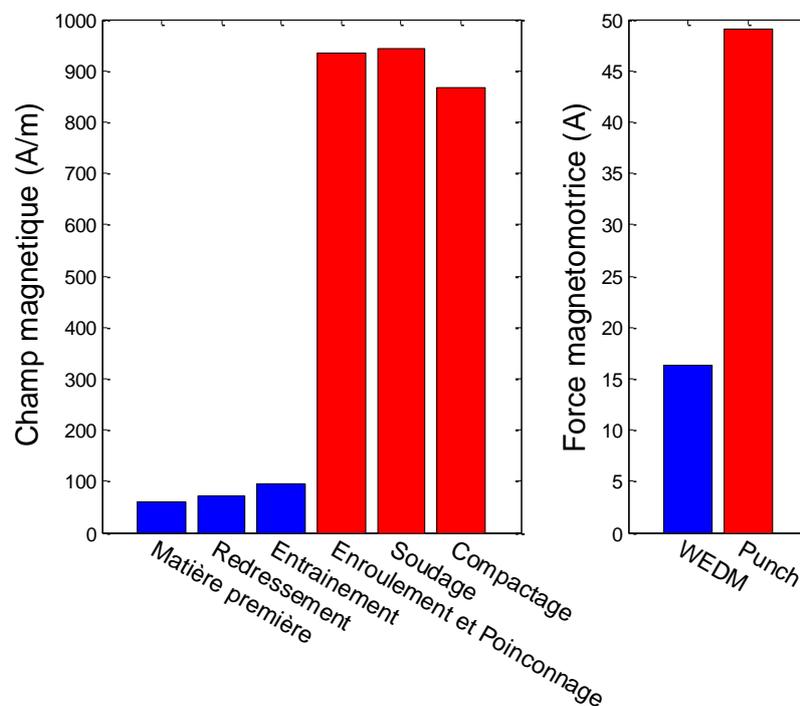


Figure 77: Comparaison globale de l'impact des différents procédés sur le comportement magnétique.

Pour déterminer quel procédé est le plus influent (poinçonnage ou enroulement), nous présentons également sur la **Figure 77, à droite**, la force magnétomotrice requise pour atteindre la même valeur de flux sur des échantillons découpés par poinçonnage et par WEDM. Le rapport maximal (**Figure 72a**) des valeurs de la force magnétomotrice est environ de 3. De plus, la largeur de la culasse du stator est égale à 5 mm tandis que la largeur moyenne de l'échantillon caractérisé en IV-B est 2,4 mm environ. L'effet du poinçonnage sera plus prononcé dans le cas des échantillons de dents que dans le cas des paquets. Par conséquent, nous pouvons certainement en déduire que l'impact d'enroulement sur la culasse du stator est très important et que ce procédé est le plus dégradant du point de vue des propriétés magnétiques au niveau de la culasse.

De même pour les pertes totales, le graphique présenté **Figure 78** gauche montre l'évolution des pertes totales après chaque étape de fabrication pour une densité de flux magnétique de 1 T à 500 Hz. Le graphique de droite présente également les pertes totales pour poinçonnage et EDM pour un flux de 3,6 μ Weber à 500 Hz qui correspond également au ratio maximal de la force magnétomotrice. Après poinçonnage et enroulement, les pertes totales au sein de la culasse sont 1,5 fois celles d'après l'entraînement, alors que les pertes après poinçonnage seul sont 1,4 fois celles des échantillons découpés par WEDM. Comme la distance de la découpe n'est pas la même, l'effet de l'enroulement sur les pertes totales n'a pas pu être déduit.

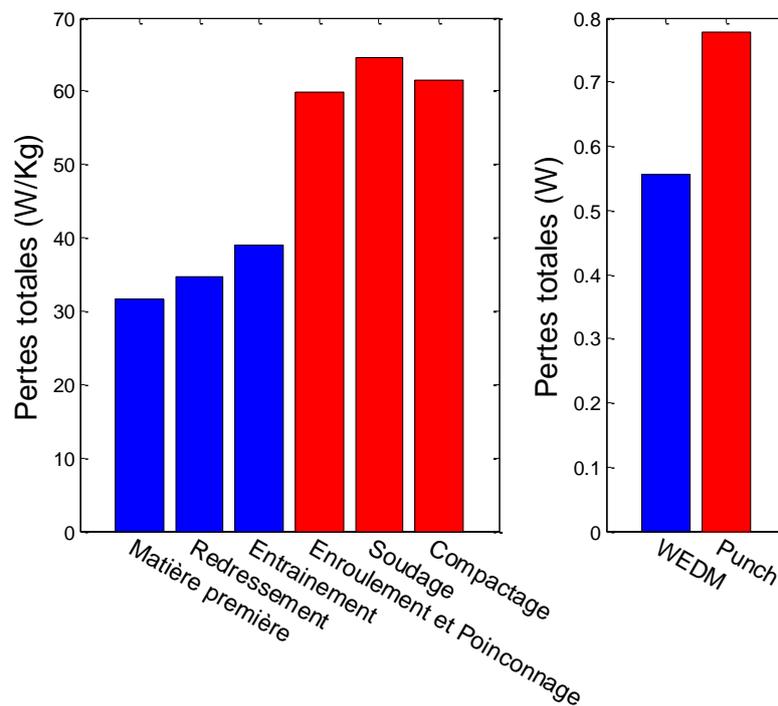


Figure 78 : Comparaison globale de l'impact des différents procédés sur les pertes totales.

IV.V. Conclusion

Le processus de fabrication du stator Slinky consiste en un enchaînement de différents procédés. Un bobineau de tôle laminé est déroulé, redressé, entraîné, poinçonné, enroulé, soudé et enfin compacté. Une campagne de caractérisation magnétique sur des échantillons extraits à la sortie de chaque procédé a permis d'étudier l'influence de chaque procédé. Quelques paramètres pour chaque procédé sont pris en compte. Comme la géométrie de la matière varie tout au long de la ligne de procédés, les mesures ont été réalisées par différentes méthodes sur différentes formes d'échantillons. Cette comparaison globale a mis en évidence l'effet des différents procédés de fabrication sur la culasse du stator et l'effet du poinçonnage sur les dents du stator sur les propriétés magnétiques. Les résultats les plus importants qu'on peut déduire sont les suivants :

- Une dispersion non négligeable des propriétés magnétiques est présente au niveau de la matière première. Cette dispersion dépend du régime de travail, niveau d'induction et de la fréquence,
- le redressement et l'entraînement de la tôle aboutissent à une dégradation légère du comportement magnétique et une augmentation des pertes. Leur paramètre (position rouleaux) a un impact négligeable.
- l'effet du soudage est négligeable sur le comportement magnétique, par contre les pertes augmentent avec le nombre de lignes de soudure.
- le compactage montre un effet positif sur la réduction des pertes totales pour les fréquences élevées.
- finalement, l'enroulement et le poinçonnage représentent les procédés les plus pénalisants de la chaîne sur les propriétés magnétiques.

Afin d'obtenir un produit plus performant, des améliorations au niveau des procédés, notamment l'enroulement et le poinçonnage sont nécessaires. Comme le procédé d'enroulement, spécificité du processus Slinky, n'a jamais été étudié et que, selon les résultats obtenus il représente le procédé le plus néfaste sur le comportement magnétique, la suite de la thèse se focalisera sur ce procédé.

V. Chapitre4: Dispositif de caractérisation

V.I. Revue sur les dispositifs de caractérisations

L'impact des propriétés mécaniques sur les propriétés magnétiques a été largement étudié en recherche ces dernières années [80][137][138][139]. Comme les méthodes de caractérisation standards ne sont pas capables de réaliser ce type de mesure, de nouveaux dispositifs de caractérisation ont été développés. Ces dispositifs combinent les méthodes de caractérisation magnétique standards, notamment le SST grâce à sa simplicité et sa bonne reproductibilité, à la méthode de caractérisation mécanique classique, l'essai de traction.

À l'Université de Technologie de Compiègne, Hug a réalisé en 1998 des mesures magnétiques sur des tôles FeSi avec différents niveaux de déformation en traction [80]. Le montage se compose d'une culasse ferromagnétique en forme de C dans laquelle un flux magnétique est créé par un bobinage primaire autour de ce dernier. Ce flux traverse l'échantillon tendu qui est maintenu contre la culasse au niveau de ses extrémités par un ressort afin d'assurer le contact et de minimiser l'entrefer. Le flux généré est détecté par un bobinage secondaire placé au milieu de l'éprouvette soumise à la traction (**Figure 79**).

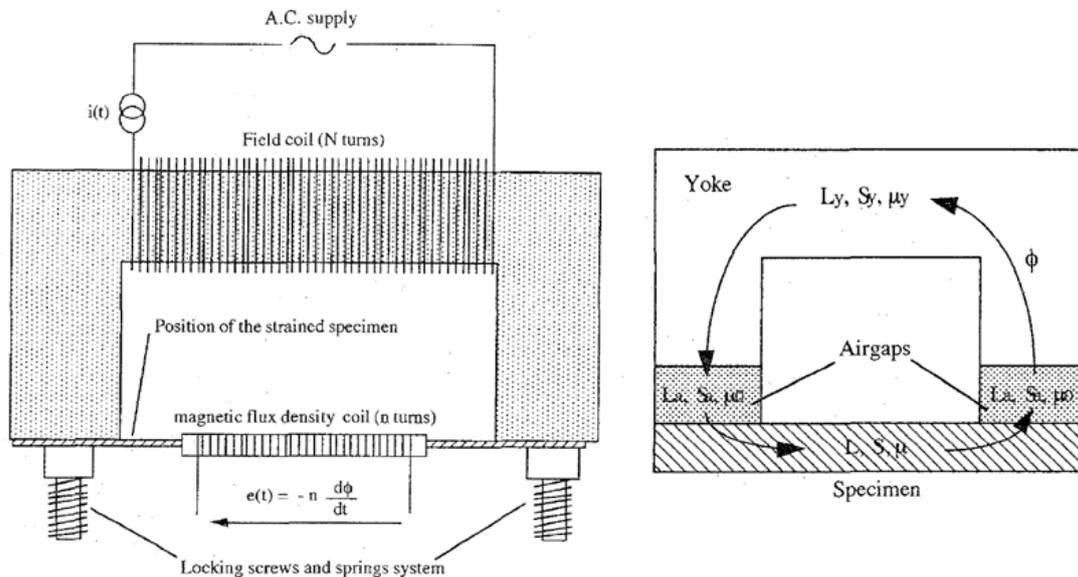


Figure 79 : Principe de mesure des propriétés magnétiques sur éprouvettes soumis à des contraintes. (A) Dispositif expérimental. (B) Circuit magnétique correspondant [80].

Le même principe de mesure a été utilisé plus tard et amélioré [137] dans le but d'étudier l'impact de la contrainte sur le comportement magnétique. En effet, ce système ne permet pas d'étudier l'effet des contraintes car l'échantillon n'est pas maintenu sous contrainte une fois la déformation plastique effectuée.

Du côté magnétique, une deuxième culasse identique placée du côté opposé de l'échantillon a été utilisée, cette méthode aboutit à la réduction des fuites de champ magnétique (**Figure 80**).

Cette configuration a été validée par plusieurs travaux expérimentaux [140], ainsi que par des modélisations par éléments finis [141]. Selon ces auteurs, il est préférable d'utiliser deux culasses au lieu d'une seule, ce qui assure une meilleure homogénéité de la distribution du champ magnétique. L'influence des courants induits dans l'échantillon au niveau des jambes des culasses de fermeture est aussi minimisée. Malgré cette amélioration, l'effet des culasses et de l'entrefer conduit à des erreurs dans l'estimation du champ de l'ordre de 10 % à 15 % pour les tôles à grains non orientés [142][143][144].

Afin de résoudre ce problème, une sonde à effet Hall est placée parallèlement à côté de l'échantillon, ce qui permet une mesure directe du champ magnétique. Cependant, certains inconvénients d'ordre pratique ont été rapportés sur son utilisation et ont empêché la standardisation de cette méthode [145][146][147][148][149].

Du point de vue mécanique, l'échantillon est monté sur une machine de traction ce qui permet d'effectuer les mesures magnétiques à différents états de contrainte. Des jauges placées sur l'échantillon permettent de calculer la déformation. Cette technique n'est pas envisageable en compression à cause du phénomène de flambage «III.I.II Essai de compression». La solution proposée est d'utiliser une structure sandwich dans le but d'augmenter le moment quadratique de l'éprouvette. La structure sandwich est donc constituée de deux éprouvettes accolées à une éprouvette centrale en laiton (matériau amagnétique). Différentes études ont utilisé le même principe de mesure [71][72].

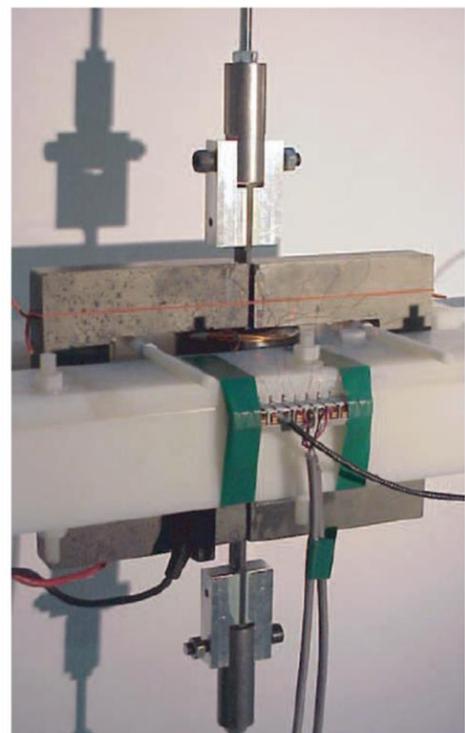
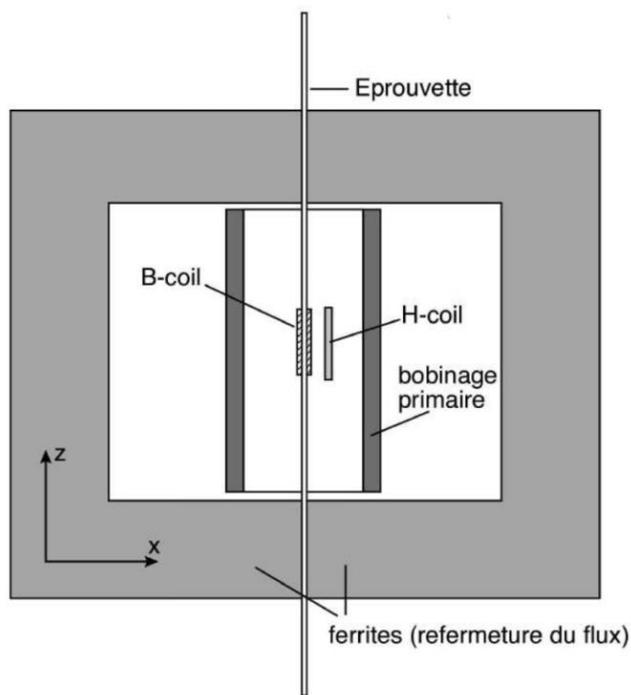


Figure 80 : Banc uniaxial de mesure magnétique. (A) Plan du banc de mesure. (B) Aperçu du montage en traction [137].

Ces travaux précédents étaient les seuls qui permettaient l'étude du comportement magnétique dans le domaine plastique avec une sollicitation en traction, mais récemment la nécessité

d'étudier la magnétostriction et le comportement magnéto-élastique ont nécessité la mise au point d'autres méthodes.

Dans [139], Belhacen décrit un dispositif permettant d'effectuer des mesures magnétiques sur des échantillons sollicités élastiquement en traction et en compression. Ce montage est inspiré du cadre d'Epstein «II.IV.I.III Cadre Epstein (Epstein frame)» et suit exactement le même principe du calcul du champ magnétique et de l'induction. Les échantillons sont placés de façon à former un circuit magnétique carré avec recouvrement des échantillons sur les extrémités. Afin de les solliciter mécaniquement, les extrémités des tôles sont maintenues par un système de vis qui permet d'appliquer la charge nécessaire (Figure 81). La mesure de cette charge s'effectue à l'aide d'un capteur placé sur les extrémités opposées. Afin d'éviter le phénomène de flambage lors de la compression, des bandes amagnétiques non conductrices sont placées entre les tôles.

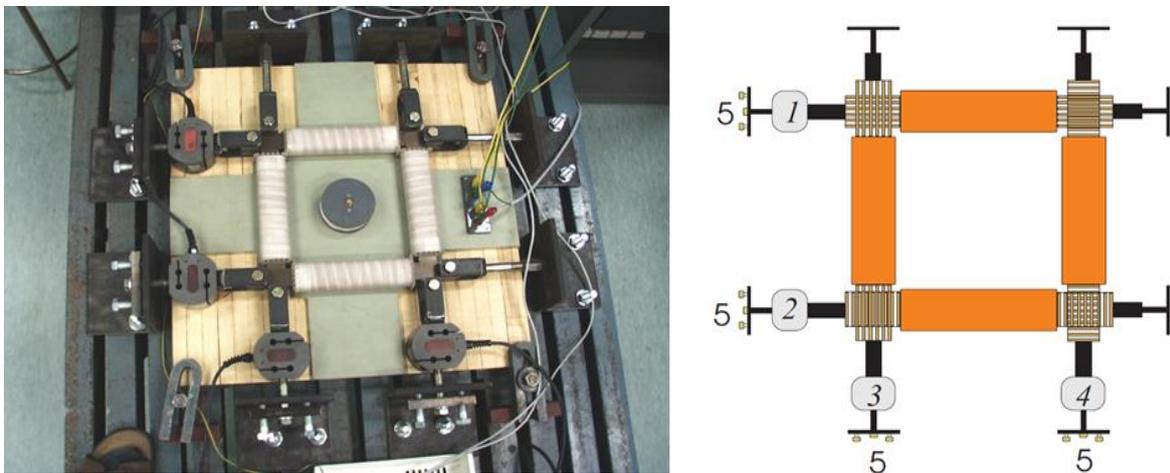


Figure 81 : Banc de mesure magnétique. (A) aperçu du dispositif. (B) schéma du montage (1,2,3 et 4 représente les capteurs de charges et 5 les systèmes de vis)[139].

Dans le but d'étudier l'effet de l'anisotropie, un autre système a été développé par Permiakov [138]. Mécaniquement, ce système consiste en un châssis solide qui peut supporter une charge élevée, un arbre entraîné manuellement et un système combiné de poignées (Figure 82). Seuls l'échantillon et les pièces de base sont magnétiques. Sur un côté de l'arbre, un capteur de charge est installé pour mesurer l'effort mécanique appliqué.

Le champ magnétique est créé grâce à deux noyaux de transformateur triphasé approprié en forme de 'E'. Quatre bobines excitent dans la direction longitudinale, parallèlement à la direction de la charge mécanique appliquée, et deux bobines d'excitation fournissent l'excitation dans la direction transversale, perpendiculaire à la direction de la charge mécanique appliquée. Le champ magnétique est mesuré par une sonde à effet Hall placée sur la surface de l'éprouvette et l'induction est mesurée par la méthode des pointes [150].

Plus récemment, Rezik [151] présente un dispositif qui permet de réaliser des essais bi axiaux. L'idée est d'effectuer une mesure du comportement magnétique sur un échantillon sous charge en traction/compression selon deux directions perpendiculaires.

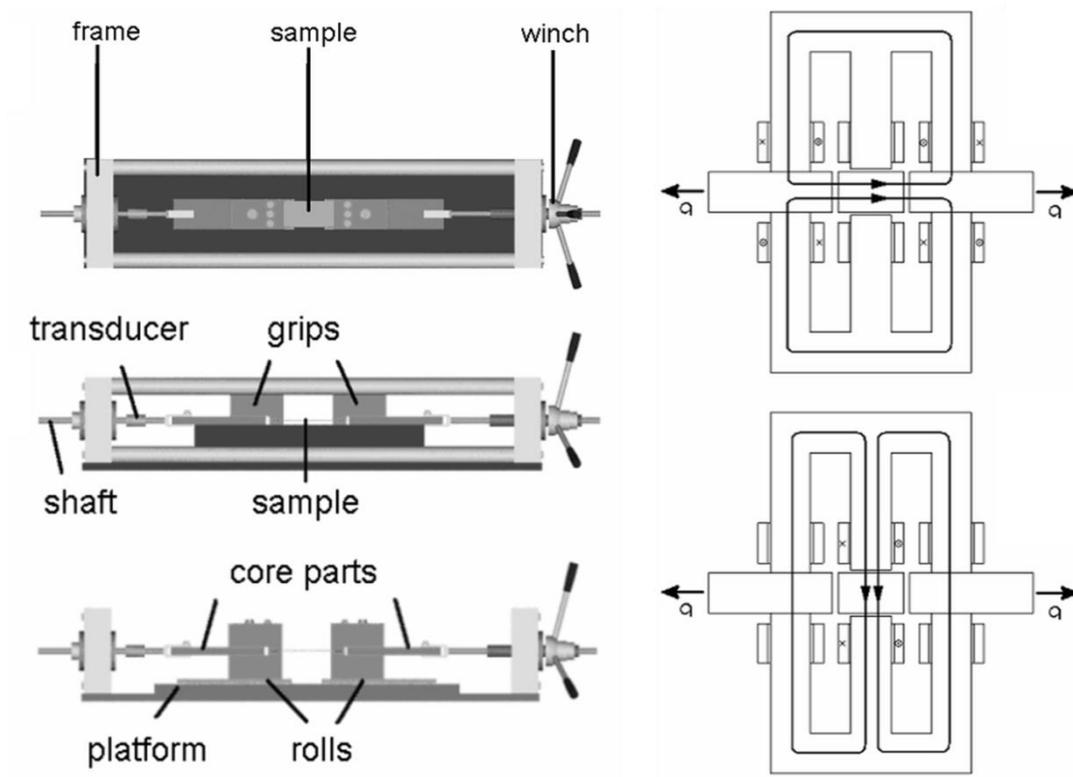


Figure 82 : le système mécanique mis en place et les deux configurations de caractérisation magnétique longitudinale et transversale [138].

À cet effet, il propose un échantillon en forme de croix avec des épaisseurs de 0,2 et 0,5 mm (Figure 83). Comme précédemment une âme en bakélite de forte épaisseur, matériau amagnétique et non conducteur, est collée afin de réaliser une compression homogène sur l'éprouvette. Les mesures effectuées par ce dispositif ne sont pas basées sur des méthodes standards (Tore, Epstein, SST).

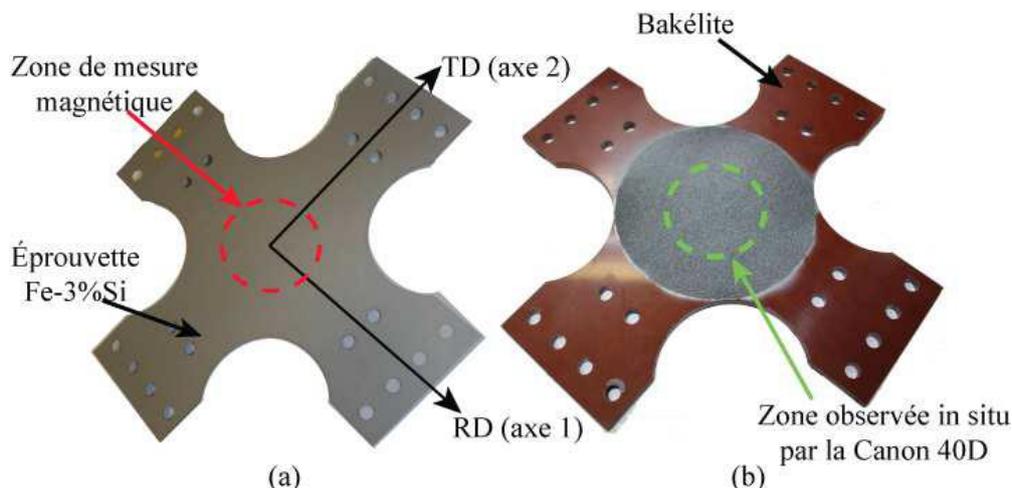


Figure 83 : (a) Éprouvette bi axiale Fe-3%Si NO; (b) Âme bi axiale en bakélite mouchetée [151].

Les contraintes dans l'éprouvette ont été calculées à partir des forces appliquées grâce à une modélisation par éléments finis de l'échantillon. Le champ de déplacement ou la déformation sont calculés par corrélation d'images numériques.

Magnétiquement, le champ est mesuré grâce à une sonde à effet Hall placée auprès de l'échantillon. Enfin, le niveau d'induction B est mesuré par la méthode des pointes (Figure 84).

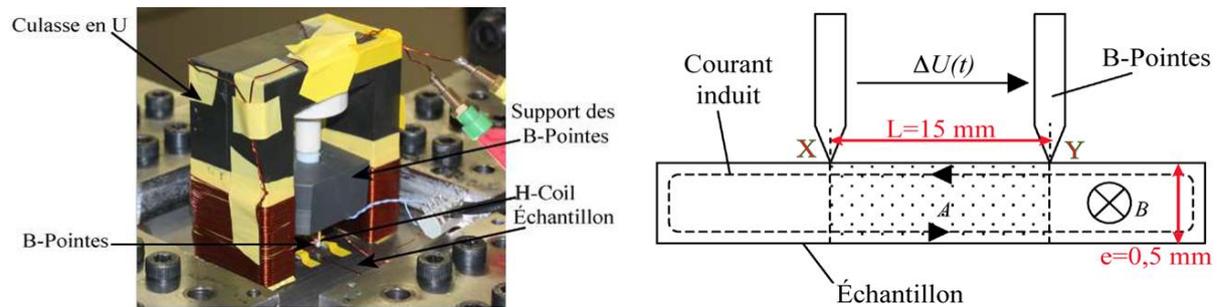


Figure 84 : (A) Vue de l'éprouvette montée et appareillage de mesure magnétique. (B) Conception du capteur B-pointes - A : zone de mesure, B : Densité du flux magnétique, $\Delta U(t)$: différence de potentiel entre pointes [151].

Bien que ces montages permettent de réaliser des mesures magnétiques sous différentes contraintes, dans le domaine élastique en traction et en compression et dans le domaine plastique en traction, ces méthodes ne sont pas adaptées à nos mesures. En effet, après enroulement le matériau est soumis à des sollicitations positives et négatives (traction compression) « IV.I.IV Enroulement », d'où la nécessité de développer un système de caractérisation qui permet de détecter l'évolution des propriétés magnétiques sous différents états mécaniques. Nous abordons en détails dans ce qui suit le dispositif mis en place.

V.II. Dispositif de caractérisation

La conception du dispositif de caractérisation magnétique doit utiliser une combinaison de méthodes de caractérisation mécanique et magnétique. Mécaniquement l'essai de flexion et l'essai de dureté sont rejetés, puisque la caractérisation magnétique standard doit se faire de manière globale.

En effet, la flexion impose un gradient d'états mécaniques (traction/compression) dans la section de l'échantillon « *III.I.III Essai de flexion* ». Il serait compliqué de mesurer les caractéristiques magnétiques : en effet comme l'état mécanique n'est pas homogène, les propriétés magnétiques ne le sont pas également. Les mesures magnétiques résultantes représentent donc le comportement général du matériau sans pouvoir quantifier l'impact de chaque état (contrainte/déformation).

De même, l'essai de dureté ne peut également être utilisé car il s'agit d'une caractérisation très locale qui, de plus ne permet pas d'imposer des états mécaniques en traction.

Il ne nous reste donc que les deux essais traction/compression qui conviennent parfaitement à ce que nous cherchons. De plus, ils nous permettent d'avoir un état mécanique homogène dans la section de l'échantillon.

Sur la base de l'aperçu présenté des différents systèmes de mesures des caractéristiques magnéto-mécaniques, nous cherchons une méthode qui possède les propriétés suivantes :

- Le système de caractérisation consiste à effectuer diverses mesures magnétiques, sur un échantillon en acier, sous une charge mécanique appliquée de l'extérieur,
- le montage devrait être capable de créer une charge mécanique en compression et en traction, en raison de l'intérêt pour les deux types de contrainte.
- la charge mécanique appliquée doit dépasser la limite élastique, pour étudier l'effet de la déformation plastique.
- la technique de mesure peut être inspirée des méthodes de caractérisation magnétiques standards.
- la méthode de mesure doit permettre d'exprimer les grandeurs locales (déformation, contraintes, champs magnétiques) en fonction des grandeurs globales mesurées (déplacement, force, courant et tension) dans le but d'éviter l'usage des sondes et des capteurs magnétiques complexes.

En revenant sur le principe des mesures magnétiques simples, décrit dans « *II.IV.I.I Principe de mesure des méthodes standard* », sur lequel sont basées les méthodes standards, nous avons préféré prendre un échantillon qui possède un chemin magnétique fermé de manière à éviter toute introduction d'entrefer parasite. La mesure se fait simplement grâce à deux bobinages, primaire et secondaire, placés autour du circuit. Cela évite la mise en place de système de mesure local de champ (technique des pointes, search coil...) souvent délicats à mettre en œuvre. Comme l'éprouvette doit être montée sur une machine de traction/compression, il faut donc bien déterminer sa forme et ses dimensions de façon qu'elles soient adaptées à la

capacité de la machine (traction/compression) et aux équipements d'alimentation et de mesure nécessaires pour la caractérisation magnétique.

- Machine de traction /compression

L'effort nécessaire à appliquer sur l'échantillon est réalisé avec une mini-machine de traction/compression du type Zwick. Cette machine nous permet d'appliquer un effort maximal de 2,5 kN. Le logiciel TestXpert, propre à la machine, permet d'enregistrer le comportement mécanique du matériau à partir de la force, mesurée par un capteur d'effort, et le déplacement effectué par la traverse.

- Source d'alimentation

L'aimantation de l'échantillon se fait à partir d'un courant $i(t)$ traversant un bobinage primaire. Deux sources d'alimentation du type KIKUSUI sont mises à disposition. Chaque source peut livrer respectivement un courant et une tension maximale de 6,7 A et de 60 V avec une fréquence allant de 0,01 Hz à 100 kHz. La dynamique de montée et de descente est de 35 μ s en mode courant imposé.

V.II.I. Échantillon

Avant de discuter la forme et les dimensions de l'échantillon, il est nécessaire de connaître les caractéristiques du matériau étudié sachant qu'a priori la méthode que nous proposons est reproductible pour d'autres types de tôles.

V.II.I.I. Caractéristiques du matériau

Le matériau du stator Slinky étudié est un acier FeSi de référence **M330-35A V2F HP**¹, comportant 1,3% de silicium. La composition chimique du matériau et les caractéristiques magnétiques données par le fournisseur se trouvent respectivement dans les [Tableau 6](#) et [Tableau 7](#).

Tableau 6 : Composition chimique du matériau étudié.

C	Mn	P	Si	Al	S	Fe
18 ppm	2849 ppm	-	13073 ppm	-	35 ppm	balance

Tableau 7 : Caractéristiques magnétiques du M330-35A.

	Pertes totales	Induction à 50 Hz		
	1,5 T à 50 Hz	2500 A/m	5000 A/m	10000 A/m
Extremum	3,3 W/kg max	1,61 T mini	1,7 T mini	1,82 T min
Moyenne	2,65 W/kg	1,613 T	1,702 T	1,823 T

¹Désignation

M330 : Pertes totales maximale pour une induction de 1,5T à 50 Hz égal à 3,3 W/Kg.

35A : Épaisseur de la tôle égale à 0,35 mm.

V2F : Type d'isolant utilisé.

HP : Haute perméabilité

V.II.I.I.I. Propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques du M330-35A sont évaluées par essai de traction sur une machine Instron de capacité 100 kN (différente de celle qui sera utilisée pour la caractérisation magnéto-mécanique). La mesure est effectuée sous contrôle de déplacement avec une vitesse de déplacement de 0,5 mm/s, la déformation de l'éprouvette est mesurée par un extensomètre. Le comportement mécanique du matériau ainsi que ses caractéristiques mécaniques sont présentées sur la **Figure 85** et le **Tableau 8**.

Pour, le calcul numérique, nous utilisons la relation d'Hollomon reliant la contrainte vraie σ_v avec la déformation vraie ε_v par :

$$\sigma_v = K \cdot \varepsilon_v^n \quad \text{Équation 30}$$

Où n et K sont des coefficients caractéristiques du matériau (K est appelé coefficient de résistance plastique et n le coefficient d'écrouissage).

Notons que :

$$\sigma_v = \sigma(1 + \varepsilon) \quad \text{Équation 31}$$

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon) \quad \text{Équation 32}$$

Connaissant les points expérimentaux reliant σ_v à ε_v il est possible de déterminer graphiquement ou par régression linéaire les coefficients K et n par :

$$\ln(\sigma_v) = \ln(K) + n \cdot \ln(\varepsilon_v) \quad \text{Équation 33}$$

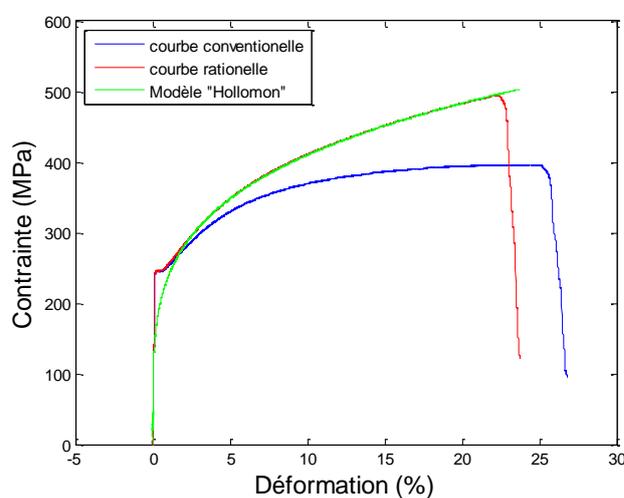


Tableau 8 : Propriétés mécaniques du M330-35A

E	R_e	K	n
174 GPa	246 MPa	708,1	0.237
$R_{m,conv}$	$\varepsilon_{unif,conv}$	A%	
396 MPa	22,4%	25	
$R_{m,ratio}$	$\varepsilon_{unif,ratio}$	A%	
495 MPa	22,35%	22,85	

Figure 85 : courbes de tractions conventionnelle, rationnelle et modélisation Hollomon du M330-35A

V.II.I.I.II. Propriétés magnétiques

Les propriétés magnétiques de la matière première sont présentées dans les **Tableau 4** et **Tableau 5** et ont été caractérisées à l'aide d'un SST. La **Figure 86** présente les cycles d'hystérésis à différents niveaux d'induction et la courbe normale correspondante pour une fréquence de 50 Hz. Nous remarquons que l'induction 1,6 T est atteinte pour un champ

magnétique de 1400 A/m environ ce qui est largement inférieur à la limite imposée par le fournisseur (**Tableau 7**).

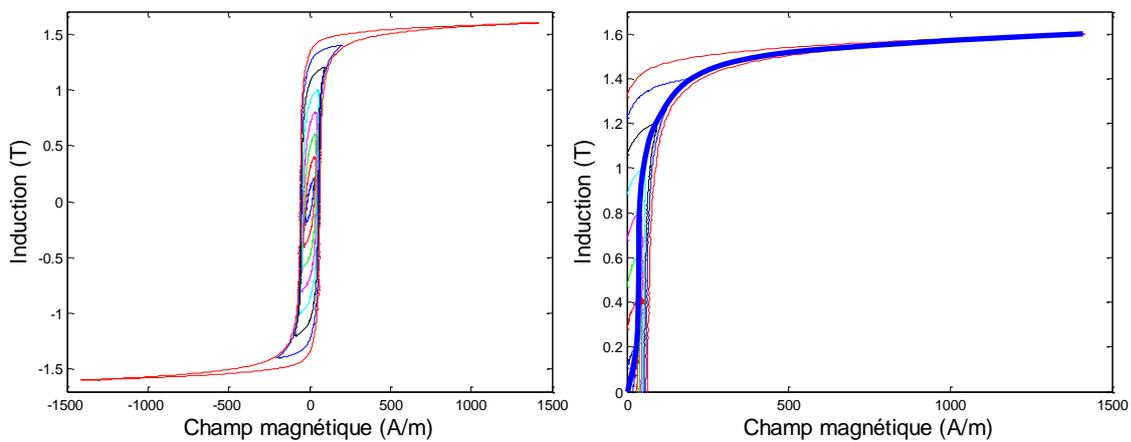


Figure 86 : À droite, cycles d'hystérésis, à gauche, la courbe normale pour une fréquence de 50 Hz.

Les pertes totales sont présentées en fonction du champ magnétique et de la fréquence (**Figure 87**). Nous remarquons que pour le même champ magnétique, l'induction diffère avec la fréquence, ce qui met en évidence la formation des courants induits qui vont créer un champ magnétique opposé à celui qui est appliqué.

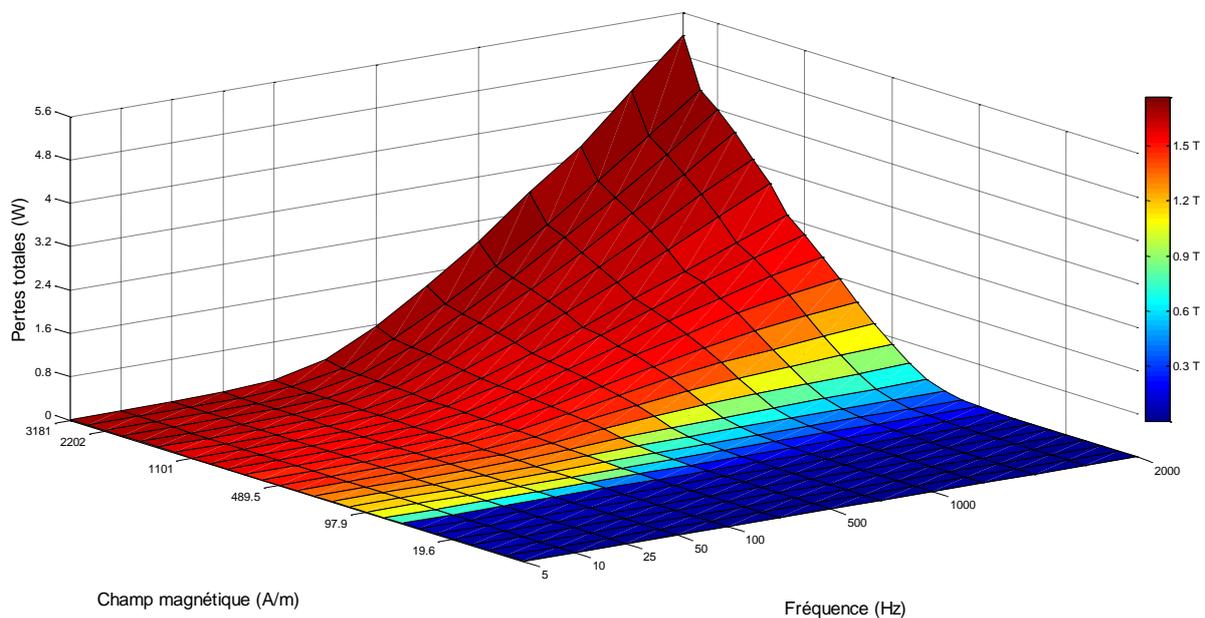


Figure 87 : Évolution des pertes totales

V.II.I.II. Géométrie

V.II.I.I.I. Idée

La géométrie de l'échantillon est limitée par des contraintes mécaniques, magnétiques et géométriques. Nous souhaitons extraire un échantillon qui possède un chemin magnétique fermé, capable d'atteindre un niveau d'induction supérieure à 1,6 T avec un courant maximal de 13 A, d'une bande de tôle de largeur 65 mm. De plus, un essai de traction nécessite une

géométrie dont les propriétés mécaniques au cours d'essais peuvent être calculées, d'où l'idée d'avoir un échantillon droit à section constante. Toutes ces contraintes nous ont poussés à imaginer un échantillon avec la forme présentée dans la **Figure 88**.

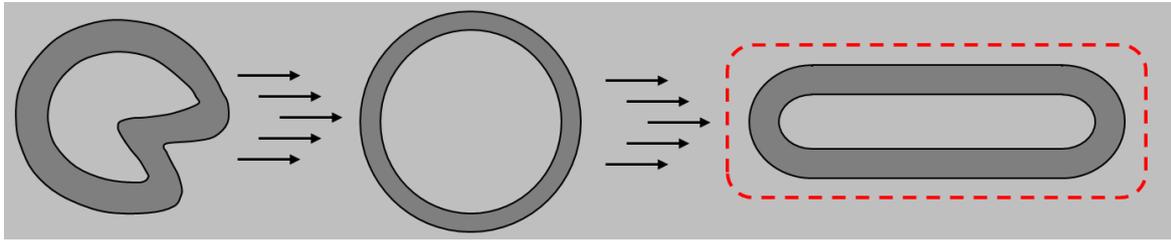


Figure 88 : La géométrie de l'échantillon dérivée du principe de mesure sur un échantillon torique.

Avec cette forme d'échantillon, nous nous attendons à avoir une zone sous contrainte et déformation homogènes afin de pouvoir la caractériser magnétiquement. L'échantillon est monté sur la machine de traction selon la configuration présentée par la **Figure 89**. Pour la caractérisation magnétique, il est possible de placer deux bobinages autour de la zone déformée. Le dimensionnement de l'échantillon nécessite de trouver deux paramètres, la longueur et la largeur de la partie déformée.

Sur l'aspect magnétique, la longueur n'a pas d'effet prononcé : en effet plus la longueur augmente et plus la reluctance propre à l'échantillon va augmenter ; c.à.d. nous avons besoin d'une force magnétomotrice plus importante pour atteindre un champ magnétique donné. Par contre, la taille de la fenêtre augmente, il y a donc plus d'espace pour « y faire circuler des ampères-tours ».

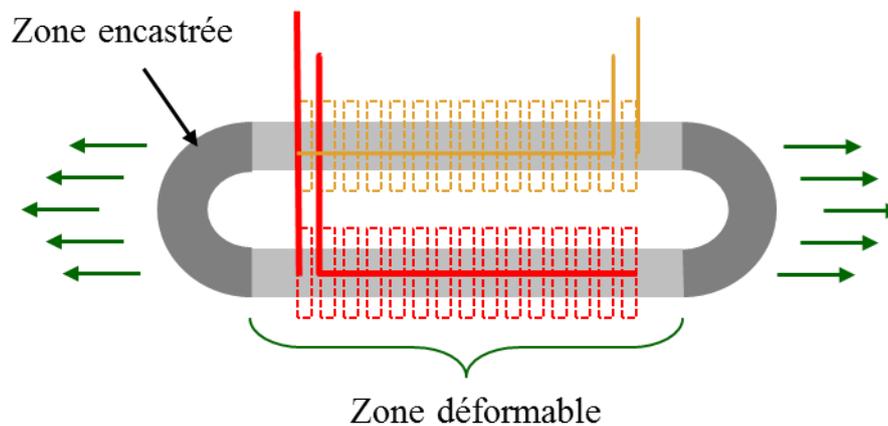


Figure 89 : Schéma du principe de caractérisation sur un échantillon soumis à la traction

La relation entre le nombre de tours et la longueur est linéaire. Sur l'aspect mécanique en traction, la longueur n'a pas d'importance. Par contre, ce paramètre est le point faible en cas de compression à cause du phénomène de flambage. Ceci nous a permis de fixer la longueur de la zone déformée à 50 mm.

D'après les caractéristiques du matériau, la contrainte de rupture conventionnelle est égale à 396 MPa avec une charge maximale de 2,5 kN. L'épaisseur de l'échantillon est de 0,35mm, ce qui impose d'avoir une largeur maximale de 15 mm environ (2x7,5 mm). Nos essais ne

visent pas à atteindre la rupture puisque la déformation maximale estimée dans la culasse du stator est de 4% environ. Du point de vue magnétique, le dimensionnement dépend de la capacité des équipements mais aussi du nombre de tours et de la section du bobinage qu'on peut placer autour de l'échantillon. En prenant compte de ces différentes contraintes, le calcul nous a conduit à une largeur de 10 mm (2x5mm).

V.II.I.II.2. Forme finale

La géométrie discutée précédemment (**Figure 89**) nécessite d'avoir une zone intacte (extrémités) qui ne doit subir aucune sollicitation mécanique. Afin d'atteindre cette condition, plusieurs essais sont effectués. La méthode considérée consiste à encastrer les extrémités de l'échantillon avec un matériau non magnétique et non conducteur. De plus, il faut qu'il soit fragile. La fragilité (contraire à la ductilité) est la caractéristique d'un matériau ayant tendance à atteindre la rupture suite à une faible déformation. Cette propriété permettra de garantir le fait que la zone encastree de l'échantillon ne subit que de très faibles déformations. Les céramiques sont les matériaux fragiles les plus répandus, et comme nous cherchons un matériau fragile qui s'oppose à l'arrachement de l'éprouvette, nous avons choisi un mortier de scellement sans retrait. Ce type de mortier est utilisé pour le scellement des poteaux et l'ancrage des tiges métalliques.

Les essais réalisés ont montré que l'utilisation du mortier seul ne permet pas de dépasser une contrainte de 350 MPa dans l'échantillon, le mortier se casse, ce qui nous a poussés à modifier légèrement la forme des extrémités de l'éprouvette. Afin d'augmenter la résistance à l'arrachement, des petites languettes sont prévues sur les extrémités de l'éprouvette lors du découpage de la tôle. La présence de ces tiges a un impact négligeable du point de vue magnétique. La forme de l'éprouvette, ainsi que la méthode de préparation du mortier sont présentées par la **Figure 90**.



Figure 90: Géométrie finale et méthode d'enrobage des extrémités.

Tout d'abord, l'échantillon doit être propre sans partie friable, non gras, exempt d'huile, de graisse ou autres tâches qui nuisent à un bon accrochage. Il doit donc être nettoyé à l'acétone. Après le nettoyage, le moule doit être humidifié puis la poudre être versée en pluie sur 2/3 de la quantité d'eau nécessaire dans une cuve. Elle est ensuite malaxée pour obtenir un mélange homogène sans grumeau. La quantité d'eau restante est ensuite ajoutée et malaxée avec le mélange pour une durée de 5 minutes. Le mélange est prêt pour être versé dans les moules contenant l'échantillon. Après arrosage pendant 3 jours, l'éprouvette est prête pour être mise

en service. Les essais réalisés montrent que cette version d'encastrement permet d'atteindre les caractéristiques requises. Elle permet même d'atteindre la phase de rupture de l'éprouvette.

V.II.II. Banc de mesure

Le choix d'un circuit magnétique fermé revient à éviter tout problème d'introduction d'entrefer parasites qui nécessitent alors l'usage de capteurs magnétiques externes. Le but est d'atteindre les caractéristiques magnétiques par calcul simple et efficace en utilisant deux bobinages primaire et secondaire. Comme l'échantillon est assez fin (0,35 mm d'épaisseur), l'expérience a montré que le bobinage manuel sur cette épaisseur a un impact non négligeable sur les caractéristiques magnétiques puisqu'il introduit de nouvelles contraintes. Ainsi, afin d'éviter ce problème, nous avons développé un système d'alimentation démontable (Figure 91).

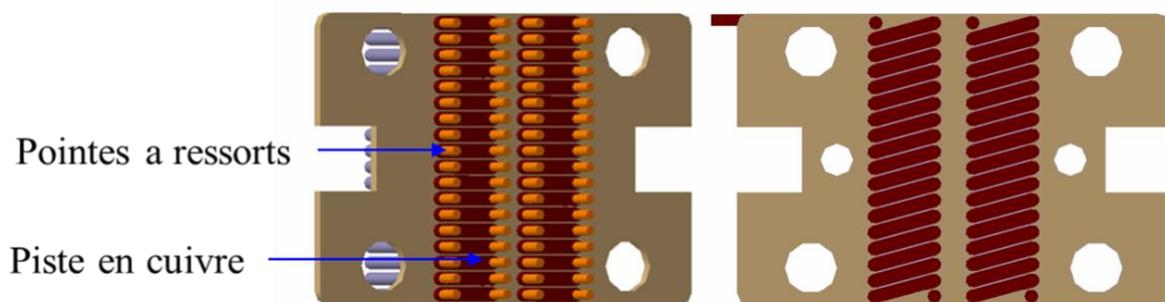


Figure 91 : Les vues des deux plaques portant le circuit électrique.

Le système est inspiré par les circuits imprimés PCB. Il est formé de pistes en cuivre et de pointes à ressort de haute qualité (Figure 92). Ces dernières permettent de faire passer un courant de 16 A, supérieur au courant maximum délivré par la source d'alimentation.

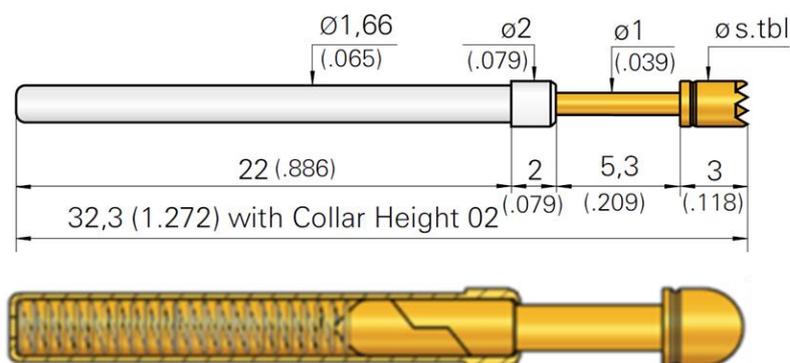


Figure 92 : Schéma de la pointe à ressort utilisée.

La longueur de la fenêtre de l'échantillon permet de placer 18 pointes successives et espacées de 0,4 mm. Les épaisseurs des cartes électroniques commerciales sont de 18, 35, 70 et 105 μm . Ces épaisseur ne sont pas suffisantes pour faire circuler un courant de 13 A. La solution trouvée est d'usiner les pistes dans une plaque en cuivre d'épaisseur 1,2 mm. La découpe est réalisée par électroérosion. Les pistes découpées sont ensuite collées sur une plaque époxy rigide.

La mise en contact des deux plaques forme deux bobines qui, montées en série, vont remplacer la bobine primaire. Pour assurer le contact et un montage/démontage rapide, les deux plaques sont montées sur une glissière à vis. Les composants de ce montage sont fabriqués par impression 3D (Figure 93).

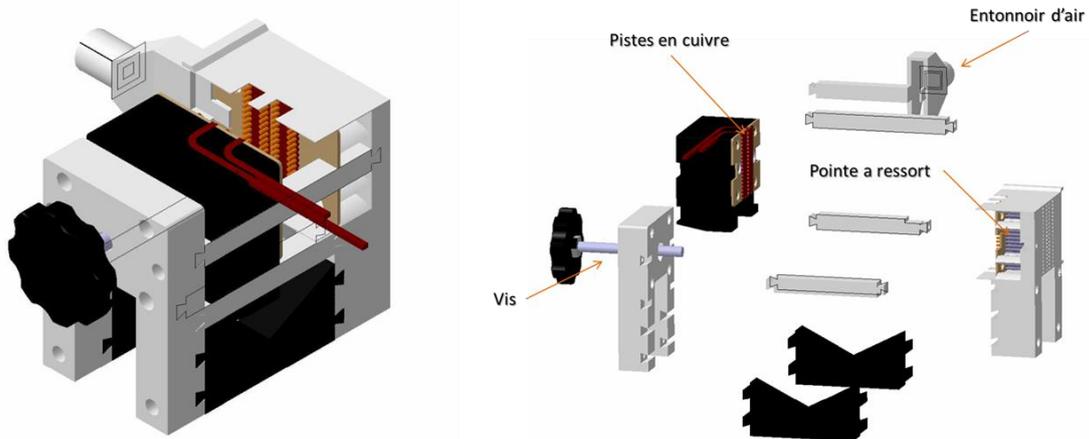


Figure 93 : Vue isométrique et vue éclatée du dispositif de caractérisation.

V.II.III. Acquisition des mesures.

Afin de gagner du temps, les mesures sont semi-automatisées en utilisant le logiciel de développement de systèmes de mesures et de commande LabVIEW. Il permet à partir d'une interface graphique développée de commander la source d'alimentation KIKUSUI et le logiciel TestXpert qui commande la machine de traction. La machine de traction impose le déplacement nécessaire pour étirer l'échantillon, ensuite l'ampli alimente le dispositif par le courant nécessaire pour la caractérisation magnétique de l'échantillon (Figure 94).

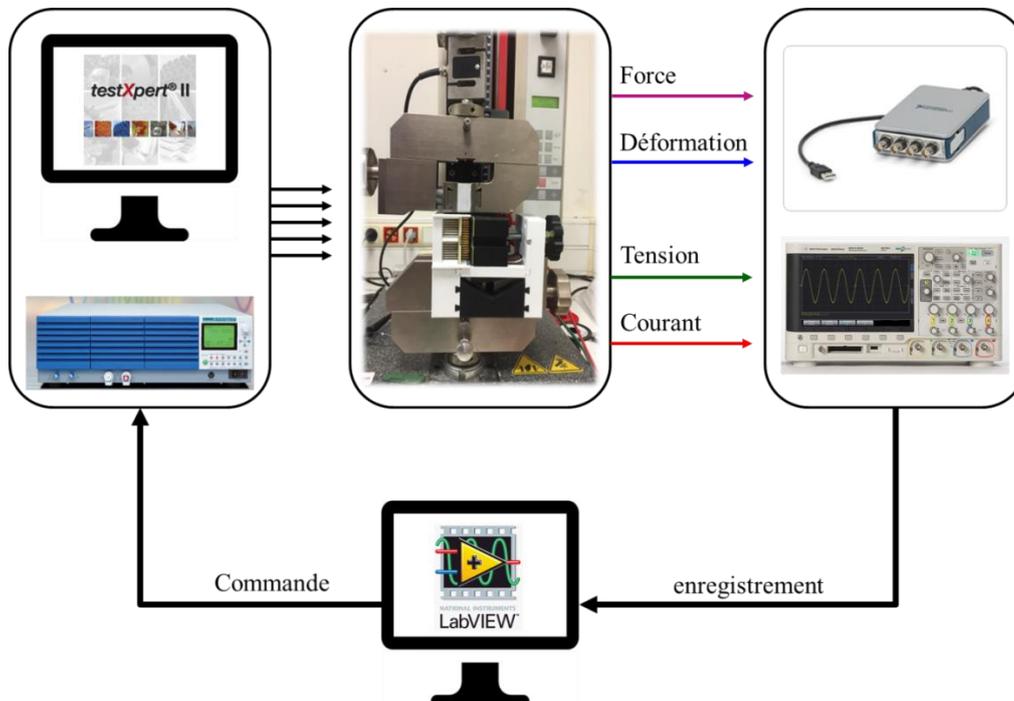


Figure 94 : Schéma des matériels utilisés pour l'acquisition des données.

La caractérisation exige l'acquisition de quatre signaux. Le courant électrique qui alimente le bobinage primaire et la tension détectée aux bornes du bobinage secondaire sont recueillis par un oscilloscope compatible avec LabVIEW. Les signaux provenant du capteur de force et de la jauge de déformation sont enregistrés par une centrale d'acquisition National instrument. Après enregistrement, les données sont post-traitées par Matlab.

V.III. Principe et méthode de calcul

Le banc de mesure utilise un échantillon unique qui forme un circuit magnétique fermé. L'échantillon est encastré dans un matériau fragile non magnétique, puis monté sur une machine de traction/compression (Figure 95). Les contraintes sont obtenues à partir de la force mesurée par le capteur d'effort et la déformation est mesurée directement à partir de la jauge de déformation. Magnétiquement, deux bobinages primaire et secondaire sont placés autour de la partie non encastrée de l'échantillon. Le champ magnétique est obtenu à partir du courant imposé dans le bobinage primaire, et l'induction à partir de la tension mesurée au bobinage secondaire.

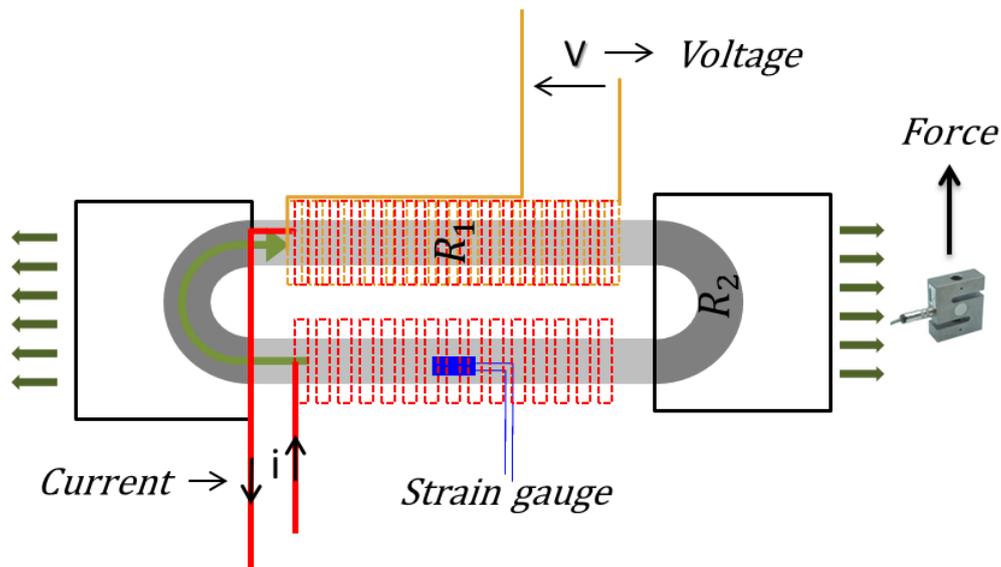


Figure 95 : Schéma montrant l'origine des quatre signaux enregistrés.

V.III.I. Détermination des caractéristiques magnétiques.

Les deux grandeurs déterminées à l'issue des mesures magnétiques sont la courbe normale et les pertes magnétiques totales du matériau. Expérimentalement, comme on le verra plus tard, une comparaison entre une mesure magnétique réalisée sur un échantillon avant encastrement des extrémités (échantillon vierge), et celle du même échantillon encastré dans le béton, montre que l'encastrement a une influence sur les propriétés globales de l'échantillon « VI.III.I.I Impact de ». En effet, après le malaxage (eau-mortier) deux phénomènes sont déclenchés. Le premier, représente un phénomène physique dû à l'évaporation de l'eau du mélange. Le deuxième représente les réactions chimiques entre les éléments du mélange. Ces réactions génèrent des produits avec des volumes inférieurs à ceux des composants. Ces phénomènes aboutissent à une réduction volumique du mélange au cours du temps [152].

Durant l'évaporation, la quantité d'eau dans le mélange diminue. L'évaporation aboutit à des surfaces d'eau incurvées entre les particules solides du mélange. La pression capillaire, exercée sur la surface d'eau, rapproche les particules solides et les met sous pression (Figure 96).

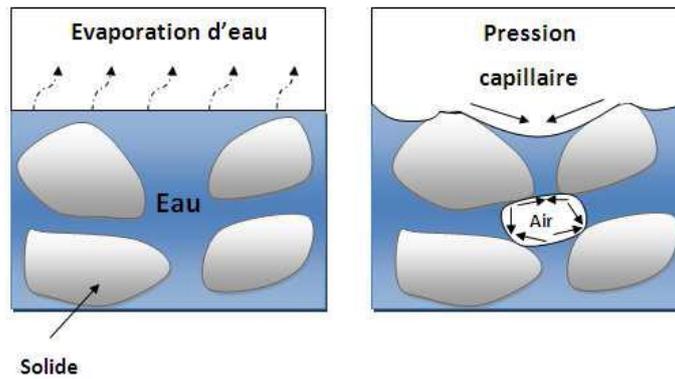


Figure 96 : Schéma de développement du ménisque capillaire entre les particules solides. (a) Les eaux de surface commencent à s'évaporer. (b) ménisque de l'eau entre les particules solides près de la surface du béton dû à l'évaporation de l'eau [153].

V.III.I.I. Courbe normale

Comme nous l'avons signalé précédemment, la caractéristique du matériau magnétique dans la partie enrobée va être modifiée lors de l'enrobage. Néanmoins, du fait de l'enrobage, les caractéristiques du matériau ne devraient pas être modifiées lors de l'essai de traction. Aussi, pour remonter aux caractéristiques de la section de droite pendant les essais de traction et compression, il suffit de déterminer le comportement magnétique de la section enrobée lors d'un essai à vide puis ensuite de le « retrancher » lors des essais en charge. La méthodologie employée va être détaillée par la suite.

L'échantillon vierge avant enrobage forme un circuit magnétique homogène (Figure 97) si on néglige l'effet d'anisotropie. En appliquant la loi de Kirchhoff relative aux circuits magnétiques nous obtenons :

$$\sum_i H_i \cdot L_i = N \cdot I \Rightarrow H \cdot L = N \cdot I \quad \text{Équation 34}$$

Avec :

- N : Nombre de spires du bobinage primaire.
- H_i : Amplitude du champ magnétique tangentiel sur la ligne moyenne d'une portion i de l'échantillon.
- L_i : Longueur moyenne d'une portion i de l'échantillon.
- H : Amplitude du champ magnétique tangentiel sur la ligne moyenne de l'échantillon.
- L : Longueur moyenne de l'échantillon.

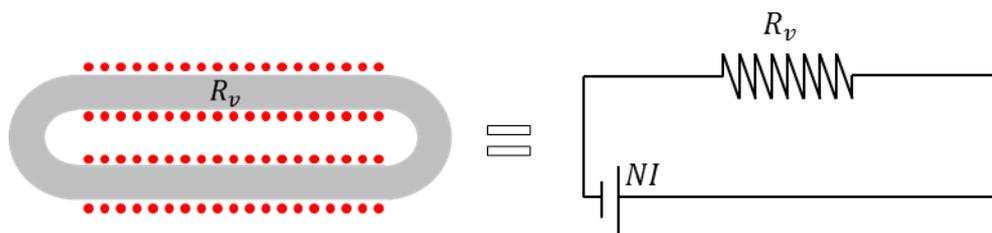


Figure 97 : Circuit magnétique équivalent à l'échantillon vierge (non enrobé)

La loi d'Ohm relative aux circuits magnétiques, appelée également théorème d'Hopkinson donne :

$$\sum_i R_i \cdot L_i \cdot \Phi_i = N \cdot I \quad \text{Équation 35}$$

R_i : La reluctance magnétique unitaire d'une portion i d'un circuit magnétique définit par :

$$R_i = \frac{1}{\mu_i \cdot S_i} \quad \text{Équation 36}$$

Sur un échantillon vierge, à partir de la tension aux bornes des bobines primaires, nous obtenons le flux magnétique généré dans l'échantillon par la relation suivante :

$$u = -N_2 \cdot \frac{d\Phi}{dt} \quad \text{Équation 37}$$

On définit donc la reluctance de l'échantillon vierge par :

$$R_v = \frac{N \cdot I}{\Phi \cdot L} \quad \text{Équation 38}$$

Si on considère maintenant un échantillon encastré (Figure 98), on remarque que le circuit magnétique contient quatre portions avec les reluctances R_v, R_e, R_v et R_e .

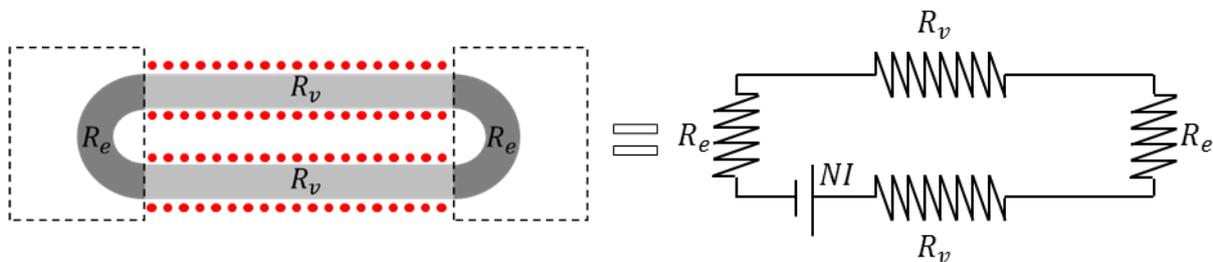


Figure 98 : Circuit magnétique équivalent à l'échantillon après enrobage des extrémités

Comme R_v est connu par un essai sur un échantillon vierge, on peut obtenir R_e par :

$$N \cdot i = 2 \cdot R_v \cdot \Phi \cdot L_v + 2 \cdot R_e \cdot \Phi \cdot L_e \quad \text{Équation 39}$$

$$R_e = \frac{N \cdot i - 2 \cdot R_v \cdot \Phi \cdot L_v}{2 \cdot \Phi \cdot L_e} \quad \text{Équation 40}$$

Avec L_v la longueur d'une partie vierge (non enrobé) et L_e la longueur d'une partie enrobée.

On peut donc déterminer le champ magnétique et l'induction dans la zone encastrée par :

$$H_e = R_e \cdot \Phi \quad \text{Équation 41}$$

$$B_e = \frac{\Phi}{S} \quad \text{Équation 42}$$

Au cours d'essai la reluctance de la partie encastrée reste fixe, par contre la reluctance de la matière vierge change au cours de la sollicitation mécanique (Figure 99).

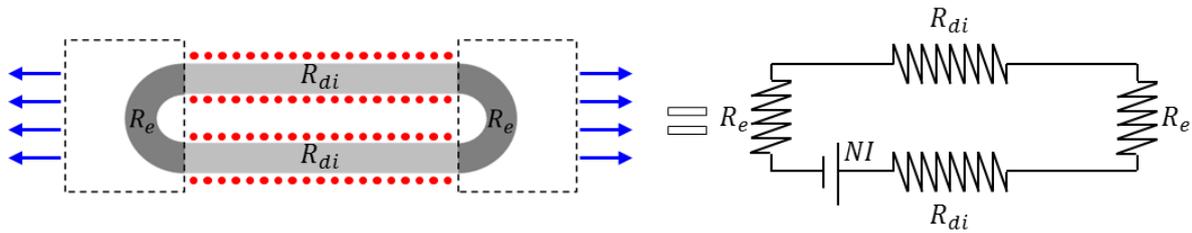


Figure 99 : Circuit magnétique équivalent à l'échantillon au cours d'essai.

Connaissant la reluctance R_e nous pouvons remonter à la reluctance R_{di} au cours de l'essai :

$$N \cdot i = 2 \cdot R_{di} \cdot \Phi \cdot L_{di} + 2 \cdot R_e \cdot \Phi \cdot L_e \quad \text{Équation 43}$$

$$R_{di} = \frac{N \cdot i - 2 \cdot R_e \cdot \Phi \cdot L_e}{2 \cdot \Phi \cdot L_{di}} \quad \text{Équation 44}$$

On peut donc déterminer le champ magnétique et l'induction dans la partie déformée par :

$$H_{di} = R_{di} \cdot \Phi \quad \text{Équation 45}$$

$$B_{di} = \frac{\Phi}{S} \quad \text{Équation 46}$$

V.III.I.II. Pertes totales

Les pertes de l'échantillon vierge peuvent être calculées à partir du cycle d'hystérésis ou bien à partir du bilan de puissance :

$$P_t = \frac{1}{T} \int_{\text{cycle}} H \cdot dB \quad \text{Équation 47}$$

$$P_t = \frac{1}{T} \cdot \frac{N_1}{N_2} \int i(t) \cdot u(t) \cdot dt \quad \text{Équation 48}$$

Pour obtenir les pertes totales massiques, en W/Kg il suffit de diviser le résultat par la masse volumique du matériau.

Les pertes de l'échantillon vierge par unité de longueur valent :

$$P_v = \frac{P_t}{L} \quad \text{Équation 49}$$

Donc, pour un échantillon encastré, les pertes au sein de l'échantillon s'écrivent de la manière suivante :

$$P_t = P_v \cdot L_v + P_e \cdot L_e \quad \text{Équation 50}$$

$$P_e = \frac{P_t - P_v \cdot L_v}{L_e} \quad \text{Équation 51}$$

Avec P_e les pertes de l'échantillon vierge par unité de longueur, L_e et L_v sont respectivement les longueurs de la partie enrobée et vierge.

De même que la reluctance, les pertes dans la zone encastrée restent fixes au cours de l'essai ; par contre c'est au niveau de la zone vierge qui se déforme que les pertes vont changer. Ces pertes peuvent être calculées par :

$$P_{di} = \frac{P_t - P_e \cdot L_e}{L_{di}} \quad \text{Équation 52}$$

Avec L_{di} la longueur de la partie déformée.

Pour plus de simplicité, nous résumons les étapes de la méthode de calcul des caractéristiques magnétiques par la **Figure 100**.

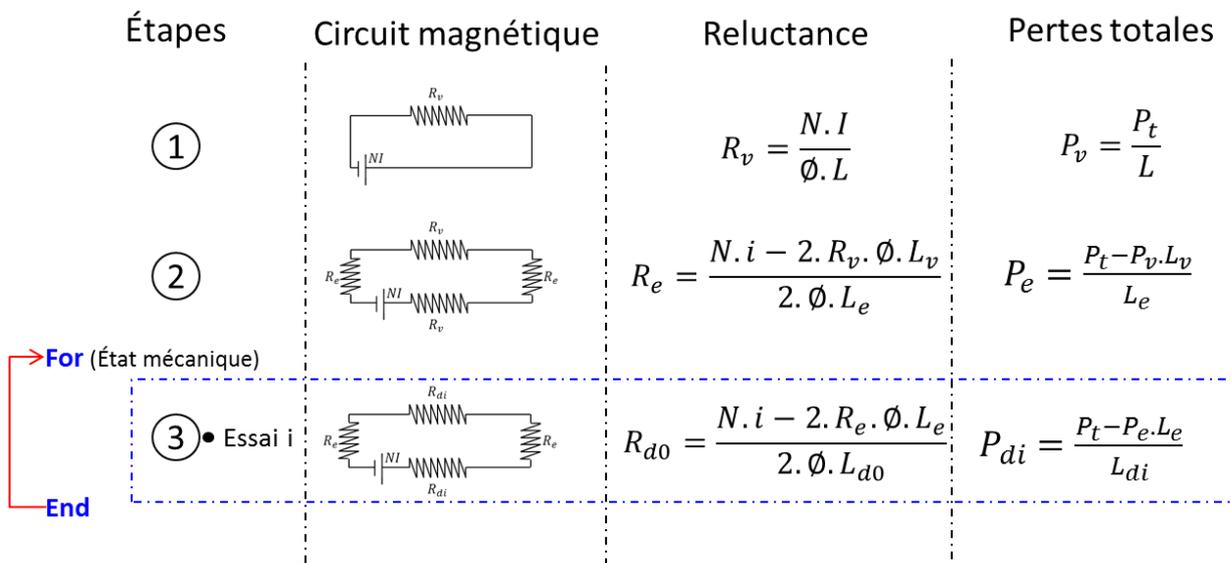


Figure 100 : Résumé des méthodes de calcul des caractéristiques magnétiques.

V.III.II. Détermination des caractéristiques mécaniques

Le calcul des propriétés mécaniques de l'échantillon repose sur deux hypothèses. La première considère que les extrémités encastrées dans le mortier de scellement sont des zones non déformées.

La seconde suppose que la distribution des contraintes et des déformations est homogène tout au long de la partie déformée au cours de l'essai. En effet, comme l'échantillon est encastré aux extrémités, la zone de l'échantillon à la sortie du mortier est une zone de concentration de contraintes. Un gradient de déformation relie la zone encastrée (non déformée) à la partie centrale de l'échantillon (déformée).

V.III.II.I. Cas de la traction.

Par définition, la déformation est calculée à partir de l'allongement de la matière. Ceci est égal au déplacement de la traverse à condition que la machine possède une rigidité infinie par rapport à l'échantillon. Or, en pratique, il existe plusieurs défauts mécaniques, tels que le jeu entre composants et la raideur de ces derniers, d'où la nécessité de choisir une méthode précise à partir de laquelle nous obtiendrons la déformation. Les solutions alternatives peuvent être :

- L'utilisation d'un extensomètre mécanique.
- L'utilisation d'un extensomètre laser.
- Corrélation des images prises au cours de l'essai/
- Les jauges de déformation.

À cause du montage magnétique, l'utilisation d'un extensomètre mécanique et la corrélation d'images étaient impossibles. Les jauges de déformations, sensibles aux faibles déformations ($\pm 0.5\%$) sont les plus adaptées dans notre cas. La déformation réelle de l'échantillon est obtenue directement, la contrainte dans la tôle est calculée à partir de la force F , mesurée par un capteur d'effort.

V.III.II.II. Cas de la compression

Comme nous l'avons décrit précédemment « *III.I.II Essai de compression* », la difficulté lors de la compression est le phénomène de flambage. Ce dernier est lié à deux paramètres : la longueur de l'éprouvette et sa raideur représentée par le moment quadratique. La longueur est un paramètre que nous ne pouvons pas modifier. Elle est directement liée au dimensionnement de la bobine d'excitation. La seule possibilité est alors d'augmenter le moment quadratique. Si on superpose des éprouvettes, afin d'atteindre l'épaisseur désirée pour empêcher le flambage, nous nous confrontons à deux problèmes liés à la capacité des équipements. Avec la machine, à l'effort maximal de 2,5 kN, on ne peut pas dépasser la limite élastique. En plus, comme la section augmente, l'induction maximale qu'il est possible d'atteindre diminue et, par conséquent, une force magnétomotrice plus importante qui dépasse la limite de la source d'alimentation et la capacité du dispositif est nécessaire.

La solution consiste à augmenter le moment quadratique de l'éprouvette en utilisant un matériau non-magnétique qui possède une faible rigidité afin de pouvoir atteindre le domaine plastique de la tôle. Pour ceci, les polymères, connus pour leur souplesse, sont les matériaux les plus adaptés. Deux bandes du PMMA (**poly-méthacrylate de méthyle**), d'épaisseur 3 mm, sont collées de part et d'autre de l'éprouvette ([Figure 101](#)).

Le calcul des caractéristiques mécaniques dans le cas de la compression est plus complexe que pour celui de la traction. En effet nous travaillons avec une structure sandwich où les comportements des deux matériaux interfèrent. Nous rappelons que le contrôle de la machine de traction se fait par déplacement imposé.

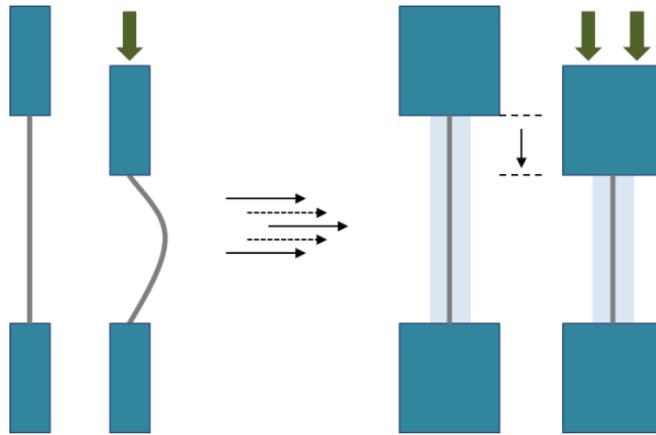


Figure 101 : Placement des bandes PMMA pour résister au flambement.

Comme le montre la **Figure 102**, une déformation ϵ_x appliquée sur le PMMA aboutit à une force F_p . Pour le M330-35A une déformation ϵ_x aboutit à une force F_m . Donc la force résultante de la même déformation sur un sandwich est la somme de ces deux forces. Connaissant le comportement du PMMA et du sandwich en compression, nous pouvons donc remonter à la force appliquée sur le M330, pour une déformation ϵ_x , et par conséquent à la contrainte. La déformation de l'échantillon multi couches est mesurée directement à partir d'une jauge de déformation placée entre la tôle et le PMMA.

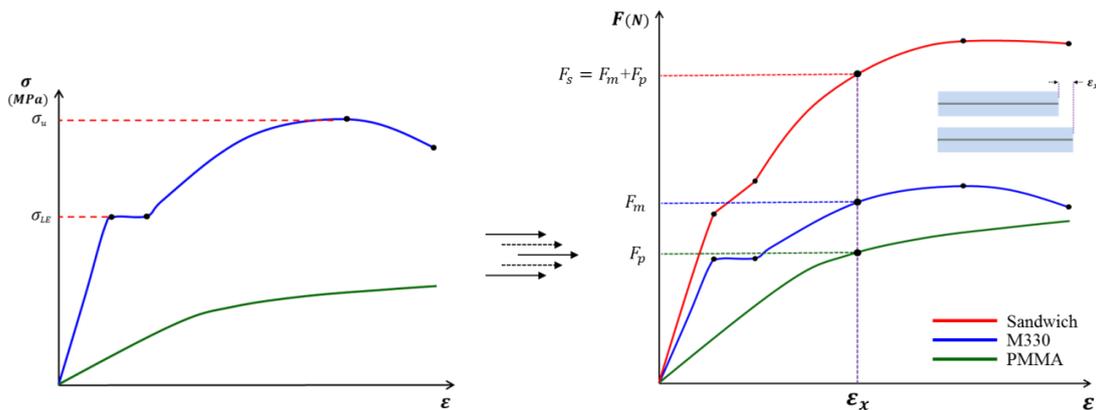


Figure 102 : Schéma représentatif de la méthode de superposition.

V.IV. Validation

V.IV.I. Aspect magnétique

Après avoir décrit le dispositif et la méthode de calcul utilisée pour déterminer les propriétés magnétiques, il est nécessaire de valider le système de caractérisation. Nous allons, dans la partie qui suit, nous focaliser sur la chaîne de mesure en travaillant sur un échantillon vierge non encastré. Nous nous concentrerons sur la répétabilité, la reproductibilité, la mesure des caractéristiques magnétiques (courbes normales et pertes). Les effets de l'enrobage ainsi que la méthode d'extraction des caractéristiques magnétiques présentées au « V.III.I Détermination des caractéristiques magnétiques. » seront traités dans le chapitre V.

V.IV.I.I. Fiabilité des mesures

Nos calculs supposent que le flux généré dans l'échantillon par la force magnétomotrice est conservé tout au long du chemin magnétique (pas de fuite qui perturbe le mesurage). Afin de vérifier cet aspect, six bobinages secondaires sont placés tout au long de l'échantillon pour comparer la tension aux bornes de ces bobines. Comme le montre la **Figure 103**, les signaux mesurés sont bien superposés, l'erreur sur la mesure de la tension maximale est environ de 2%.

D'autre part, le premier objectif d'une méthode de caractérisation est qu'elle soit répétable, d'où une série de 30 mesures effectuées sur le même échantillon qui est démonté après chaque mesure. Les résultats sont présentés sur le graphe de la **Figure 104**, qui représente les courbes normales correspondantes à chaque mesure effectuée à une fréquence de 50 Hz. Il est évident que les courbes sont bien superposées ; la dispersion sur l'induction, définie par le coefficient de variation C_v , n'excède pas 1,5%.

$$C_v = \frac{\sigma}{\mu}$$

Équation 53

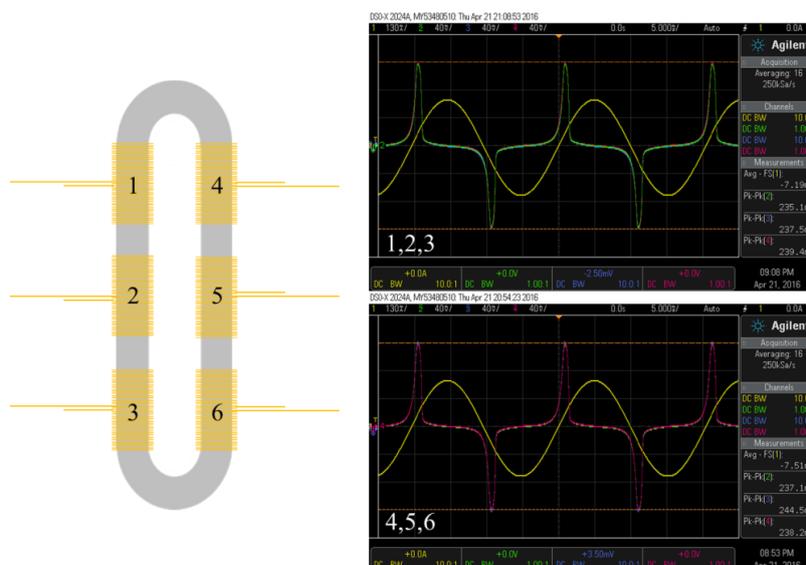


Figure 103 : Signaux de tension pour six bobinages secondaires.

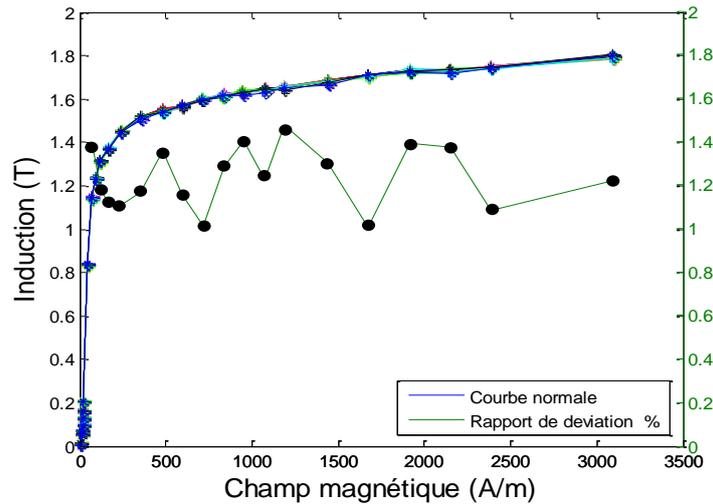


Figure 104 : Répétabilité du dispositif de caractérisation.

V.IV.I.II. Justesse des mesures

Après avoir quantifié la dispersion de mesures, il faut vérifier si ces dernières sont fiables. Ceci se fait par comparaison avec des méthodes de mesure standards. Pour aller plus loin dans la comparaison, nous avons mis en œuvre d'autres méthodes pouvant être appliquées directement sur l'échantillon. Nous avons choisi deux méthodes. La première consiste à utiliser la culasse ferromagnétique, la deuxième repose sur le bobinage manuel autour de l'échantillon. Durant la caractérisation, le bobinage secondaire reste intact.

L'usage de la culasse ferromagnétique est la méthode la plus répandue dans le domaine de caractérisation magnétique, quand l'utilisation des méthodes standards n'est pas possible pour des raisons géométriques. On trouve une large gamme des dimensions de culasse. Dans notre cas, nous utilisons une culasse qui a une longueur de 50 mm (longueur de la partie déformable de l'échantillon) et une largeur de 25 mm, qui peut couvrir la partie déformable de l'échantillon (Figure 105).

La section de la culasse est largement plus grande que celle de l'échantillon ainsi que la dimension des entrefers parasites qui ont été minimisés. Les reluctances de chaque section droite de l'échantillon sont supposées égales, donc le flux généré dans la culasse par le bobinage primaire se divise en deux, chaque bande est traversée par la moitié du flux.

Les résultats montrent que les mesures effectuées avec la culasse ferromagnétique sont cohérentes avec celles réalisées avec le dispositif. Les courbes normales sont proches. L'écart que l'on constate à faible champs peut être expliqué par le fait que, dans le cas de la caractérisation par une culasse externe, le champ magnétique est surestimé à cause des hypothèses considérées.

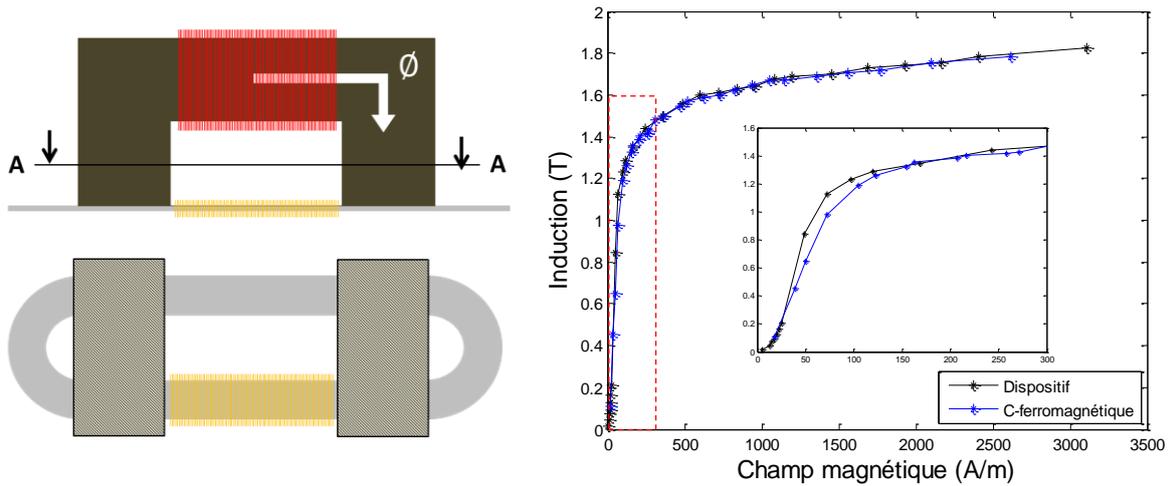


Figure 105 : Comparaison de la courbe normale d'un échantillon obtenue par le dispositif avec la courbe normale obtenue par le montage en utilisant une culasse ferromagnétique.

Le principe de la deuxième méthode consiste à enrouler un bobinage primaire autour de l'échantillon. La méthode de calcul est exactement la même que celle utilisée pour un échantillon torique « II.IV.I.II Mesure sur échantillon torique. », seule la forme géométrique change. L'intérêt de cette méthode consiste à réaliser la caractérisation de l'échantillon avec les mêmes conditions que celle utilisées pour le dispositif. En effet, le fil choisi pour le bobinage est de 0,4 mm de diamètre, ce qui permet de placer l'échantillon bobiné dans le dispositif (Figure 106).

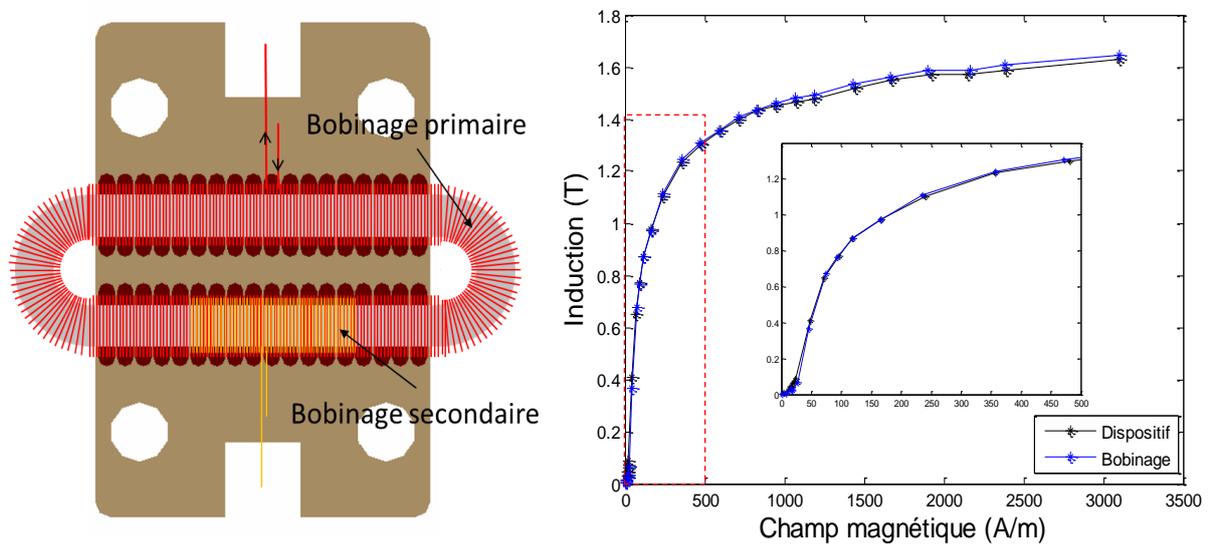


Figure 106 : Comparaison de la courbe normale d'un échantillon obtenue par le dispositif avec la courbe normale obtenue par bobinage manuel.

Les résultats montrent que les mesures effectuées sont cohérentes. Avec les deux méthodes nous obtenons exactement le même comportement, même pour les faibles champs. L'écart sur l'induction entre les deux courbes normales n'excède pas 1,5%, ce qui est de l'ordre de grandeur due à l'incertitude des mesures qui sont liées directement aux équipements utilisés.

Nous pouvons donc considérer que la méthode est efficace et que les mesures réalisées avec le dispositif sont exploitables.

V.IV.II. Aspect mécanique

La validation de la mesure des caractéristiques mécaniques nécessite de prendre plusieurs points en considération. Notamment, il faut que l'hypothèse des extrémités encastrées aboutisse aux résultats recherchés : une répartition uniforme des contraintes et des déformations. Afin de valider cette hypothèse, une simulation numérique 2D sous Abaqus du problème a été mise en place et est présentée [Figure 107](#).

Le problème consiste à encastrer une des extrémités circulaires et à appliquer un déplacement de l'autre extrémité encastrée avec une liaison glissière qui entraîne un déplacement de l'ensemble dans la direction de l'effort appliqué. Les résultats montrent que les deux extrémités sont bien encastrées (pas de modification des propriétés mécaniques au cours de l'essai). De plus, la déformation et la contrainte sont quasi homogènes tout au long de la partie centrale. On remarque des gradients de contrainte et de déformation qui peuvent s'étendre respectivement sur 13% et 7% de la longueur de la partie centrale. Donc nous pouvons considérer que les répartitions de la contrainte et de la déformation sont homogènes.

Pour vérifier si les extrémités sont bien encastrées, nous avons réalisé des mesures de déformation par corrélation d'images sur le mortier.

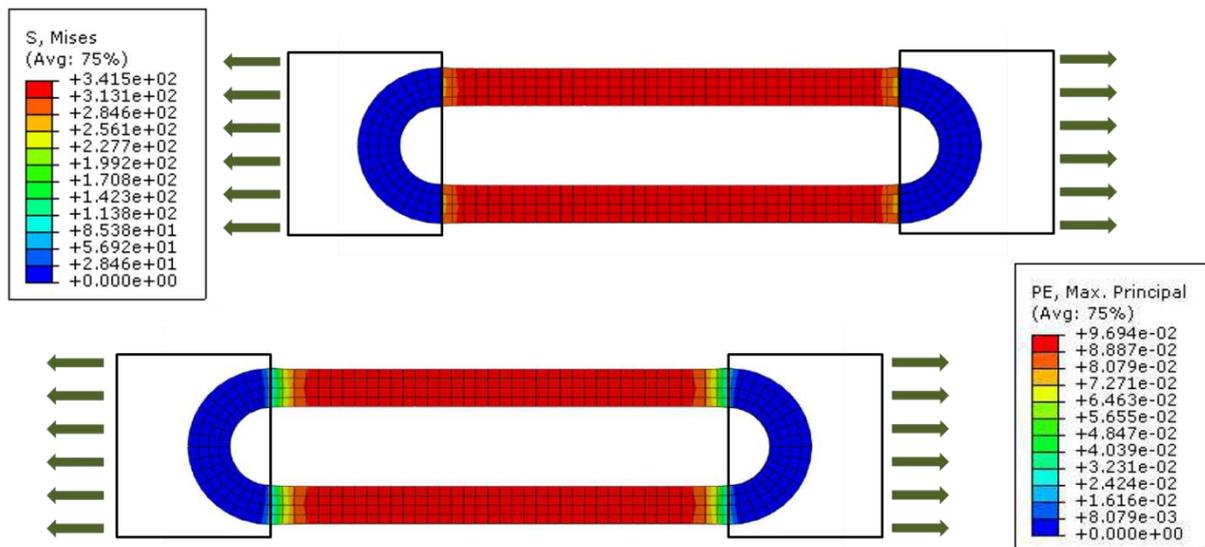


Figure 107 : Distribution des champs de contraintes (en MPa) et de déformations pour un effort donné.

Cette méthode consiste à déposer une couche de peinture pulvérisée (noir et blanche) appelée mouchetis. Le calcul du déplacement se fait par la corrélation des images prises par une caméra, avant et après déformation. Ceci nous permet de vérifier que les extrémités enrobées ne se déforment et ne glissent pas entre les mors. Les résultats montrent que l'hypothèse est bien validée : aucune déformation n'est notée sur le mortier ([Figure 108](#)).

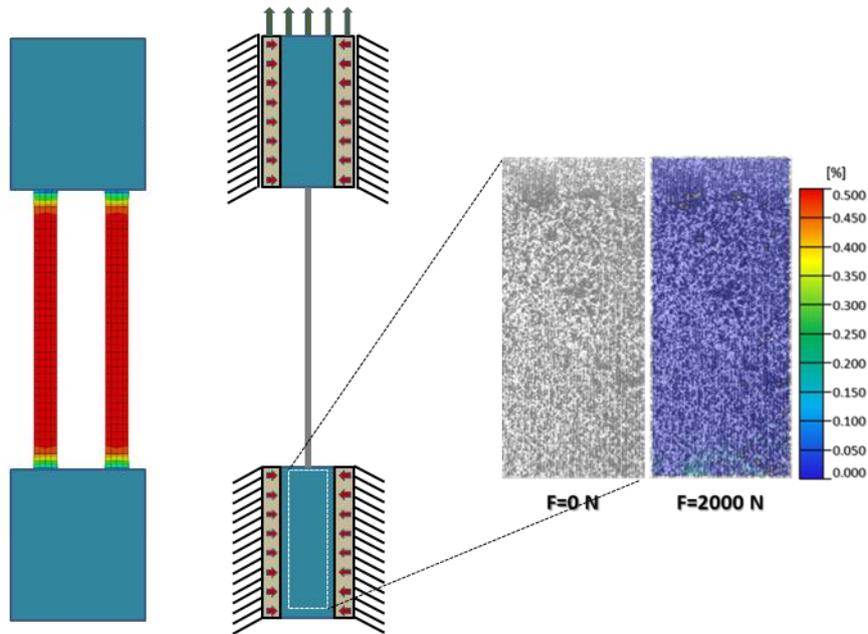


Figure 108 : Champ de déformation de l'extrémité enrobée.

D'autre part, il faut vérifier qu'aucun glissement entre la tôle et le mortier ne se produit. Ce point peut être vérifié en faisant une comparaison avec la courbe de traction obtenue avec un échantillon de type standard tout en utilisant un extensomètre pour le calcul de la déformation. La Figure 109 présente la façon dont l'extensomètre est monté et les courbes de tractions. L'extensomètre sert à mesurer le déplacement entre les extrémités enrobées, donc si la courbe issue de cet essai se superpose avec la courbe d'un essai de traction pour un échantillon standard, il n'existe pas de glissement. Les résultats montrent que le module d'Young et la limite élastique des deux courbes sont très proches, ce qui nous permet de déduire qu'il n'y a pas de glissement entre la tôle et le mortier.

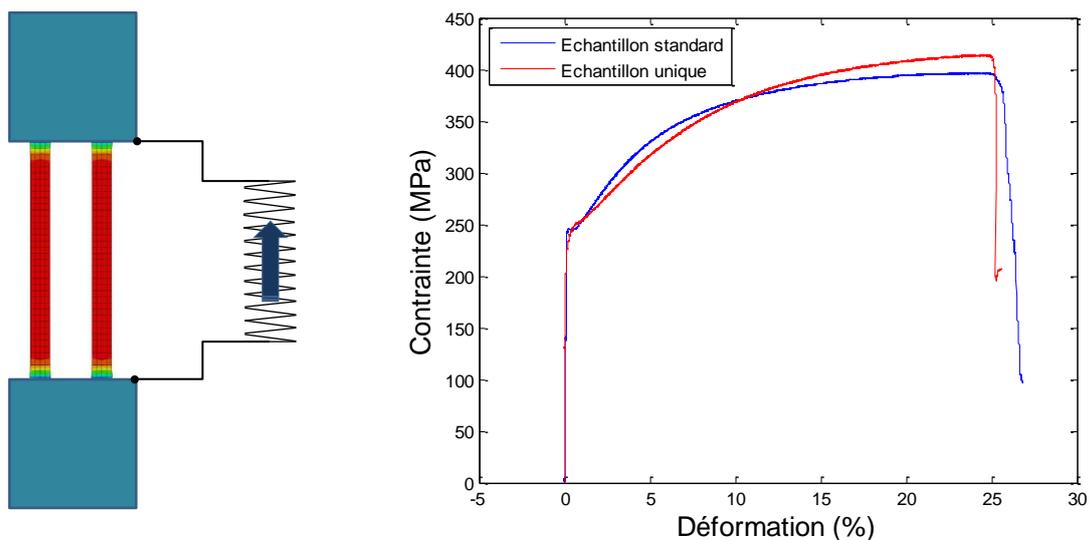


Figure 109 : Placement de l'extensomètre et comportement du matériau.

Par contre, on remarque un changement du comportement du matériau dans le domaine plastique. Ceci peut s'expliquer par l'effet de la géométrie de l'échantillon. Dans [154] Abu Farha *et al.*, ont étudié l'impact de la géométrie d'un échantillon standard sur le comportement du matériau en faisant varier plusieurs paramètres : la longueur de la partie déformable de l'échantillon, sa largeur, la longueur de la partie prise dans les mors et aussi sa largeur. Les résultats montrent que la géométrie a un effet sur le domaine plastique, ce qui est cohérent avec nos résultats. Il existe d'autres études sur l'impact de la géométrie avec des résultats similaires [155][156].

VI. Chapitre 5: Impact de l'état mécanique sur les propriétés magnétiques.

VI.I. Méthodologie expérimentale

Dans ce chapitre, nous présentons l'ensemble des mesures magnétiques effectuées sous différents états mécaniques en utilisant le montage décrit précédemment. Elles comprennent les états de déformations plastiques sous charge et après décharge. Le chargement s'exerce sous forme de contraintes uni-axiales de traction ou de compression². Cette partie présente plus spécifiquement une description des points de mesures qui représentent les différents états mécaniques du matériau, ainsi que les conditions expérimentales.

VI.I.I. États mécaniques caractérisés par les mesures magnétiques

Dans notre étude, les propriétés mécaniques qui représentent l'état mécanique d'un matériau sont la contrainte et la déformation. Afin de pouvoir décrire ces états, il nous faut une cartographie des points de mesure en fonction de la contrainte et de la déformation plastique. La **Figure 110** représente la méthode utilisée pour atteindre les différents points recherchés.

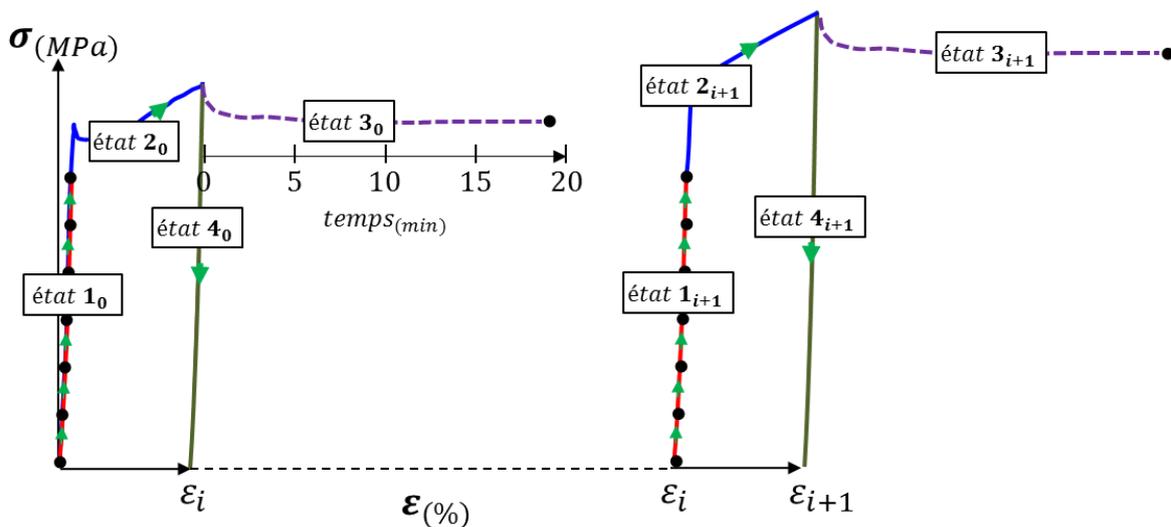


Figure 110: Schéma de la méthode appliquée afin d'atteindre les différents états mécaniques lors d'un essai uniaxial ; 1- état de chargement élastique ; 2- état de chargement élasto-plastique; 3- état de stabilisation mécanique (relaxation de contrainte) ; 4- état de déchargement.

²Ce type de mesures est similaire à celles réalisées par les chercheurs du UTC [81] sauf que dans notre étude nous traitons également l'état mécanique en compression. À notre connaissance il n'y a aucune publication qui traite l'effet de la compression dans le domaine plastique. La valeur de contrainte maximale en compression était de 150 MPa [71].

L'étape 1 est définie par l'état de chargement élastique, durant cette étape des mesures de caractérisation magnétique sont effectuées pour différentes valeurs de contraintes. Pour réaliser les mesures magnétiques sous charge, la position de la traverse est maintenue constante. Comme on est dans le domaine élastique, ceci implique une charge constante. En effet, sur la période d'essai (20 min), le phénomène de relaxation de contrainte dans le domaine élastique est considéré négligeable. L'étape 2, qui s'effectue dans la zone de déformation élasto-plastique, consiste à soumettre l'échantillon à un effort croissant jusqu'à atteindre une déformation bien déterminée. Cette étape est suivie par l'étape 3 qui correspond à une attente de 20 min, durée estimée nécessaire pour que la relaxation mécanique conduise à une stabilisation de la charge (état mécanique stable). Ensuite, la caractérisation magnétique en ce point à une charge constante est alors effectuée. L'étape 4 représente la phase de décharge. Une fois le matériau déchargé, on renouvelle le cycle décrit précédemment avec une mesure dans la zone élastique (étape 1). Ce cycle est ainsi effectué plusieurs fois de manière à couvrir la totalité de la zone de déformation mécanique d'intérêt avec une déformation croissante.

Le même principe est utilisé dans le cas de la compression avec une pause de 15 min après chaque point de mesure dans le domaine élastique et une durée de 25 min après la déformation plastique (étape 3).

Cette série de mesure nous permet finalement d'avoir la cartographie présentée sur la [Figure 111](#). Après le balayage complet, nous obtenons l'impact de la contrainte élastique sur le comportement magnétique à plusieurs niveaux de déformations en compression et en traction.

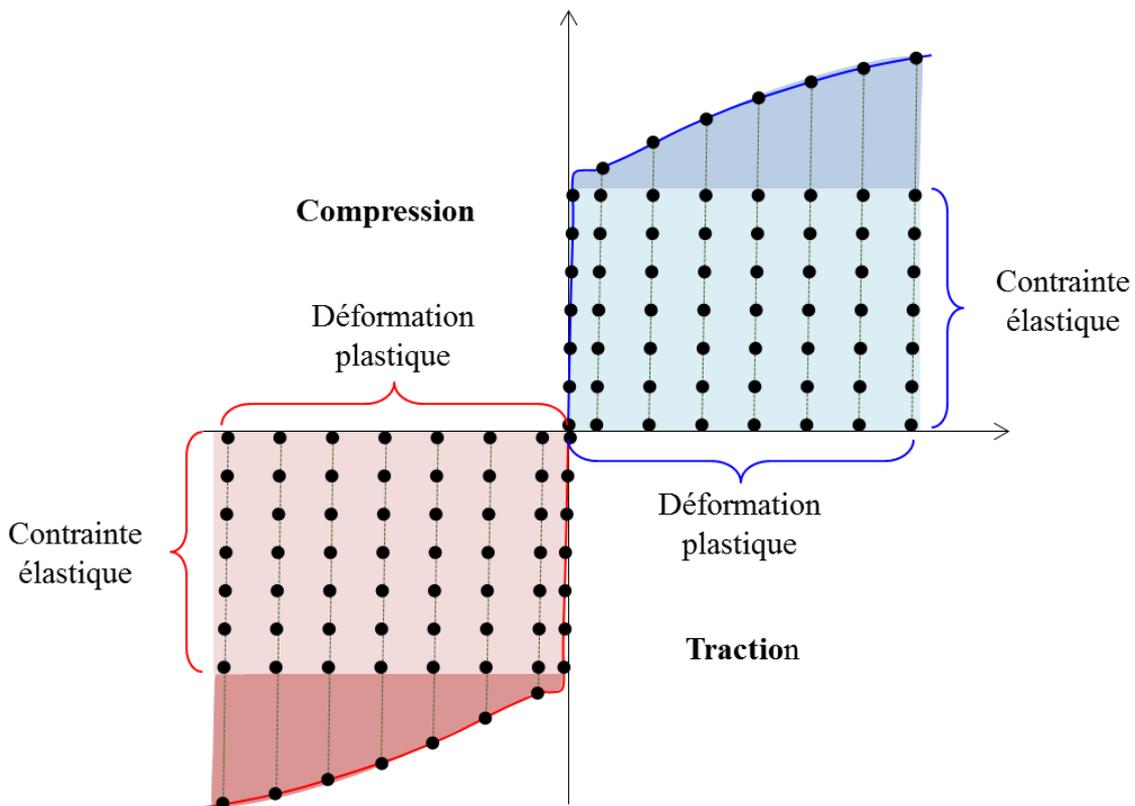


Figure 111 : Cartographie des points de mesures magnétiques correspondants aux différents états mécaniques.

VI.I.II. Mesures magnétiques : Conditions expérimentales

Les mesures ont été effectuées sur des éprouvettes découpées par jet d'eau dans le sens du laminage. La caractérisation magnétique est précédée par une étape de désaimantation en utilisant une excitation sinusoïdale d'amplitude décroissante. Afin d'étudier l'évolution des pertes en fonction de la fréquence, les mesures ont été réalisées sur une plage de fréquence allant de 5 Hz jusqu'au 2000 Hz et pour un champ magnétique croissant pouvant atteindre 3200 A/m environ.

L'enchaînement de la mesure est le suivant :

1. État mécanique x correspondant à l'état i ,
2. désaimantation (Champ magnétique décroissant),
Loop 1 ($i = 1 \rightarrow i = 27$) ; correspond au niveau des forces magnétomotrices des cycles hystérésis répartis entre 0 et 468 A,
Loop 2 ($j = 1 \rightarrow j = 13$) ; correspond à la variation de fréquence répartie entre 5 et 2000 Hz,
3. Enregistrement du cycle hystérésis correspondant à un niveau de force magnétomotrice NI_i pour une fréquence f_j ,
End Loop 2,
End Loop 1,
4. état mécanique $x+1$.

La caractérisation magnétique de chaque état mécanique nécessite environ 30 minutes, ce qui conduit dans le cas de la traction à un temps total de caractérisation de 66 heures.

VI.II. Résultats expérimentaux

Conformément à la méthodologie expérimentale décrite auparavant, nous présentons dans cette partie l'évolution du comportement magnétique avec les différents états mécaniques. Nous traitons en premier le cas de la traction, nous passons ensuite à la compression. Avant de présenter les résultats de chaque partie, nous étudions l'impact de l'encastrement et l'usage dans le cas de la compression du PMMA sur le comportement magnétique.

VI.II.I. Cas de la traction

VI.II.I.I. Impact de l'enrobage

Nous rappelons que l'échantillon est enrobé aux extrémités par du mortier. Après le dépôt du mélange (mortier + eau) dans le moule, la quantité d'eau dans le mélange diminue au cours du temps à cause de l'évaporation et de certaines réactions chimiques entre les composants du mélange. Ceci aboutit au rétrécissement du mortier. La partie enrobée de l'échantillon est alors sous contraintes de compression ce qui va, par conséquent, impacter le comportement magnétique dans cette zone. Nous présentons dans la [Figure 112a](#) les courbes normales du même échantillon avant et après enrobage. Sur les deux échantillons, les propriétés magnétiques sont supposées homogènes tout au long de l'échantillon. Nous remarquons que la courbe normale de l'échantillon enrobé est plus dégradée que celle de l'échantillon vierge (non enrobé). Ceci est expliqué par l'influence sur les propriétés magnétiques des efforts de compression appliqués sur les extrémités de l'échantillon par le mortier.

En divisant l'échantillon en quatre parties avec deux reluctances différentes (reluctance vierge et reluctance de la partie enrobée) nous pouvons, par la méthode décrite auparavant « [V.III.I.I Courbe normale](#) », remonter au comportement de la partie déformable et à celui de la partie encastrée. Sur la [Figure 112b](#) nous présentons les courbes normales, obtenues par le calcul, correspondantes aux parties enrobée et centrale de l'échantillon qui font l'objet de l'étude de l'évolution du comportement magnétique en fonction des propriétés mécaniques.

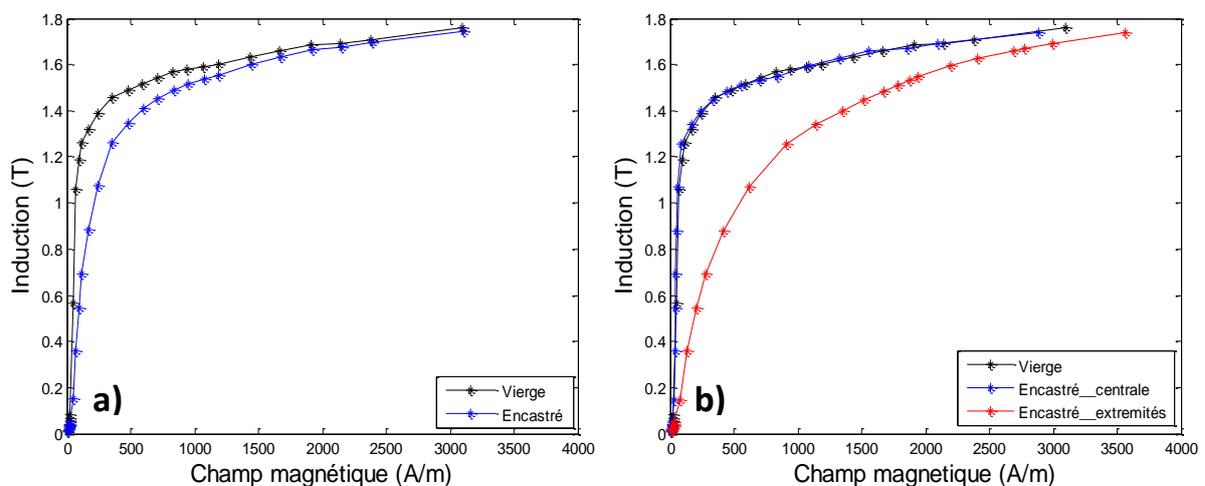


Figure 112 : a) Courbes normales obtenues sur un échantillon avant et après enrobage (sans prendre en compte l'effet de l'enrobage), b) Séparation des courbes normales correspondantes aux différentes parties de l'échantillon enrobé.

L'enrobage des extrémités a aussi un impact sur les pertes totales. Sur les **Figure 113a** et **c**, nous montrons l'évolution des pertes en fonction de l'induction pour le même échantillon avant et après encastrement, les propriétés magnétiques sont supposées homogènes tout au long de l'échantillon, respectivement pour 50 Hz et 1000 Hz. Les pertes totales pour l'échantillon enrobé sont supérieures à celles de l'échantillon vierge et l'écart diminue avec l'augmentation de la fréquence.

En appliquant la méthode décrite auparavant « *V.III.I.II Pertes totales* », nous pouvons calculer les pertes induites dans la zone encadrée de l'échantillon pour un flux et une fréquence donnés qui restent fixes au cours de l'essai (**Figure 113b** et **d**).

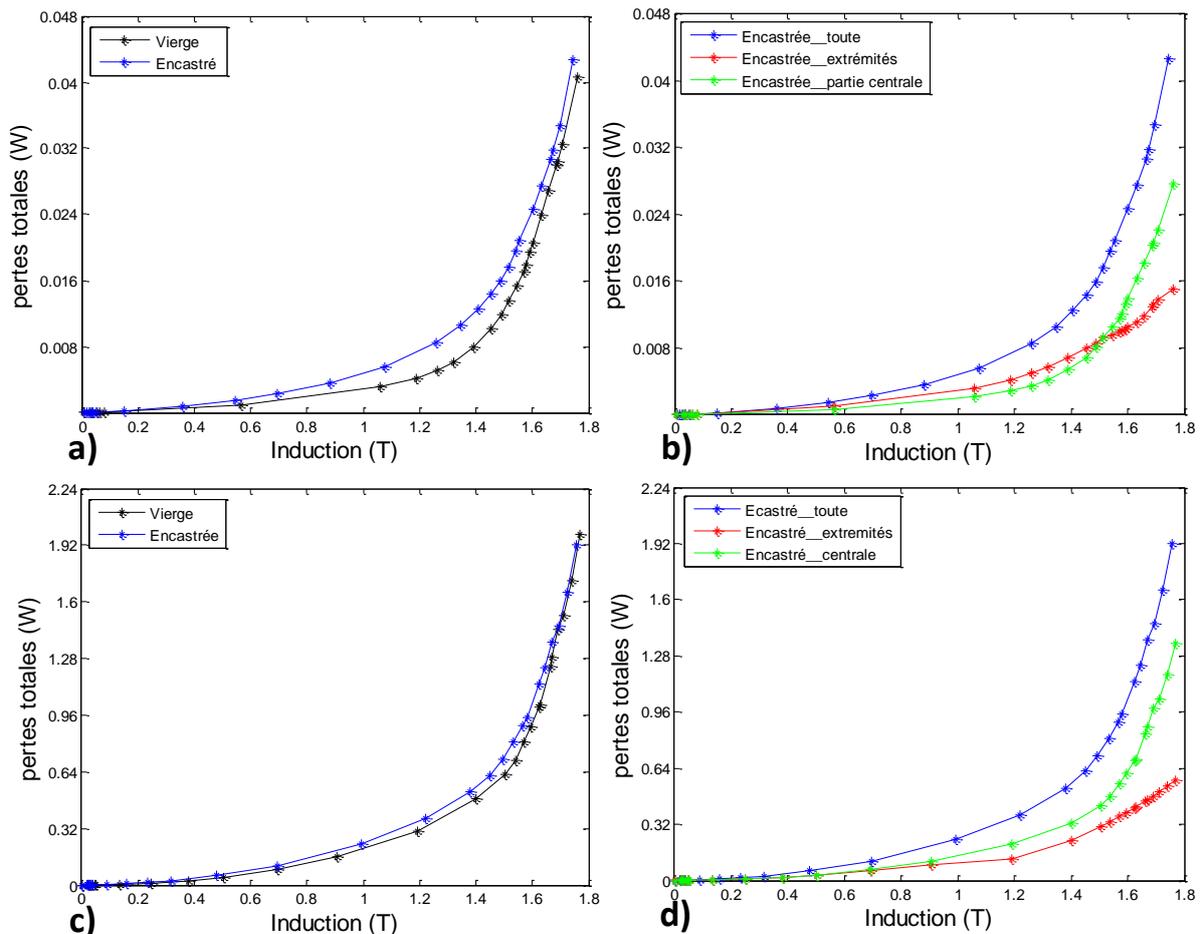


Figure 113 : a) et c) Évolution des pertes avec l'induction pour échantillon avant et après enrobage pour une fréquence respectivement de 50Hz et 1000Hz. b) et d) Séparation des pertes correspondantes aux différentes parties de l'échantillon enrobé respectivement à 50Hz et 1000Hz.

VI.II.I.II. Évolution du comportement magnétique en fonction de l'état mécanique.

En traction, les mesures sont réalisées pour 9 niveaux de déformation plastique allant de 0 jusqu'à environ 5%. Pour chacun de ces états de déformation, 13 niveaux de contraintes entre 0 et 197 MPa ont été caractérisés dans la zone élastique. Nous représentons sur la **Figure 114** l'évolution de l'état mécanique au cours de l'essai. La courbe noire correspond à l'essai de traction (monotone) réalisé sur un échantillon standard en utilisant un extensomètre pour

mesurer la déformation [Figure 85](#)). Le reste correspond au comportement mécanique de l'échantillon, caractérisé magnétiquement en employant la jauge de déformation pour calculer la déformation. Nous constatons que l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation est cohérente avec le comportement de l'échantillon standard. Nous avons le même module d'Young (≈ 175 GPa), la même limite élastique (≈ 245 MPa), et le même allongement qui représente le palier de Lüders.

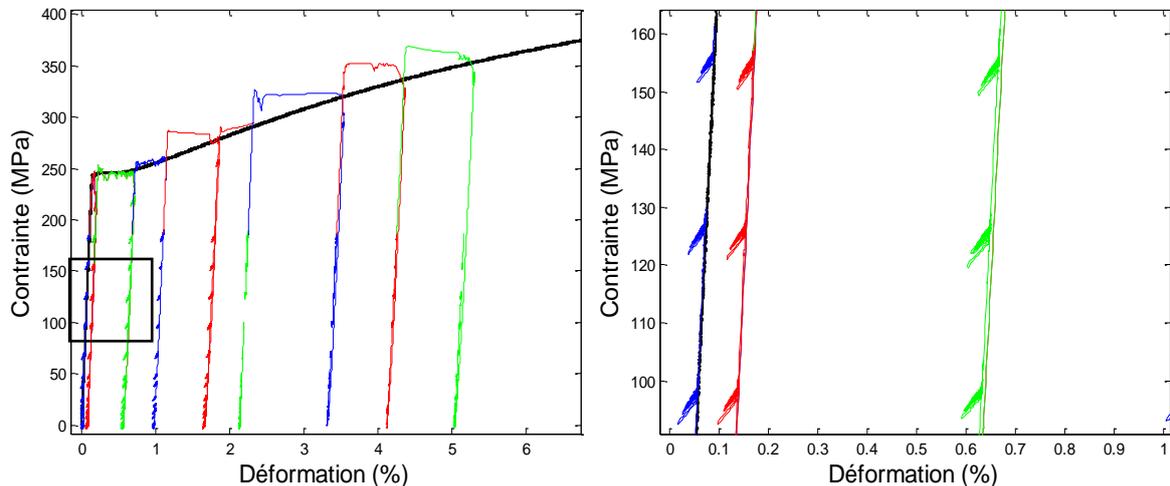


Figure 114 : Comparaison entre l'évolution du comportement mécanique du matériau obtenu par un essai de traction monotone et le comportement mécanique obtenu au cours de la caractérisation magnétique.

Le graphe de droite correspond à un zoom effectué au niveau du carré noir. Nous constatons une perturbation de l'état mécanique au niveau des différents points de mesures de la caractérisation magnétique. La déformation et la contrainte diminuent au cours de l'essai, ce qui n'est pas logique. En effet, la contraction de l'éprouvette (diminution de la déformation) aboutit à une augmentation de la contrainte. Ce phénomène peut s'expliquer par l'effet du champ magnétique, appliqué lors de la caractérisation, qui vient perturber le circuit électrique au niveau de la jauge et par conséquent perturber la mesure de la déformation. La diminution de la force s'explique par le faible allongement du matériau provenant de la magnétostriction lors de l'aimantation du matériau.

VI.II.I.I.I. Impact de la contrainte appliquée à un état non déformé

Après description de la méthode et des conditions expérimentales de notre campagne de mesures, nous traitons en premier l'impact de la contrainte appliquée à un état non déformé plastiquement.

Sur la [Figure 115a](#) nous présentons l'évolution, pour une fréquence de 50 Hz de la courbe normale pour différents états de contraintes. Nous remarquons que la contrainte a un impact négligeable pour les faibles champs magnétiques (<40 A/m) ainsi que pour les champs magnétiques élevés (>2000 A/m), ce qui indiquerait que la contrainte a un impact non significatif sur la perméabilité initiale et sur le niveau de saturation.

Par contre, on note un changement du comportement prononcé pour un champ magnétique compris entre 40 et 750 A/m. Pour mettre en évidence ce phénomène, nous avons relevé sur les courbes normales tracées et pour chaque niveau de la contrainte élastique appliquée, les

valeurs du champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'inductions. La **Figure 115b** présente les valeurs des champs magnétiques nécessaires pour atteindre une induction respectivement de 0,5 T, 0,75 T, 1 T, 1,25 T et 1,5 T. Nous pouvons constater que le champ magnétique diminue progressivement avec la contrainte appliquée jusqu'à une valeur comprise entre 11 et 30 MPa. La valeur de cette contrainte dépend du niveau d'induction : pour 1,25 T le champ magnétique nécessaire le plus faible est obtenu pour une contrainte de 21 MPa. Au-delà de cette dernière, le champ requis augmente fortement avec l'augmentation de la contrainte. Pour une induction de 1,25 T, le champ magnétique à 198 MPa vaut 5 fois celui qui correspond à 0 MPa.

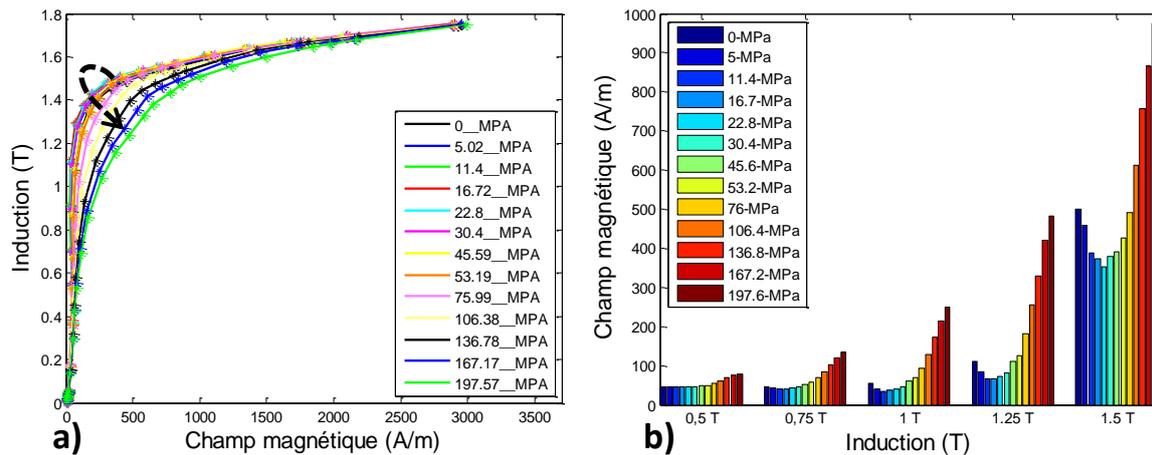


Figure 115 : a) Évolution de la courbe normale avec la contrainte pour une fréquence de 50 Hz b) Évolution du champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction avec la contrainte pour une fréquence de 50 Hz.

Sur la **Figure 116** nous présentons l'évolution des pertes totales correspondantes aux différents états de contraintes pour les différentes fréquences et pour une induction de 1 T.

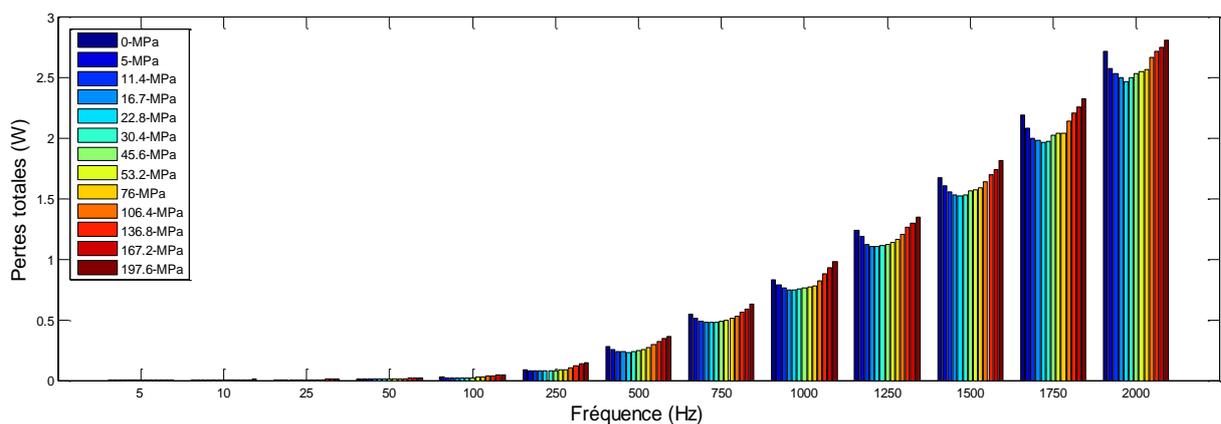


Figure 116 : Évolution des pertes totales pour différents états de contraintes pour les différentes valeurs de fréquence allant de 5 Hz à 2000 Hz, 1T.

Nous notons que l'impact de la contrainte appliquée à un état non déformé n'est pas significatif sur les pertes totales. Ainsi, nous trouvons la même évolution que celle trouvée dans le cas de la courbe normale. Les pertes diminuent progressivement avec la contrainte appliquée jusqu'à une valeur de 23 MPa environ. Au-delà de cette valeur, les pertes augmentent progressivement.

VI.II.II.II. Impact de la déformation plastique à l'état déchargé

De même que pour la contrainte, l'impact de la déformation plastique sur le comportement magnétique (courbe normale) est présenté pour une fréquence de 50 Hz (**Figure 117a**). Nous remarquons que l'impact de la déformation plastique n'est pas similaire à celui de la contrainte. En effet la dégradation est nette sur tous les niveaux du champ, et donc la déformation plastique affecte la perméabilité initiale et le niveau de saturation.

Comme nous le constatons sur la (**Figure 117b**), l'évolution du champ magnétique en fonction de la déformation est monotone. Celle-ci présente le même effet d'un niveau d'induction à un autre. Nous constatons de plus que la dégradation est accentuée pour les faibles niveaux de déformation. Après 0,056% de déformation, le champ magnétique nécessaire pour atteindre une induction de 1T est environ 7 fois supérieur celui qui correspond à l'état non déformé. Par contre, après une déformation de 0,5% (rapport de 10), le champ nécessaire n'est qu'environ le double de celui de l'état correspondant à 0,056%.

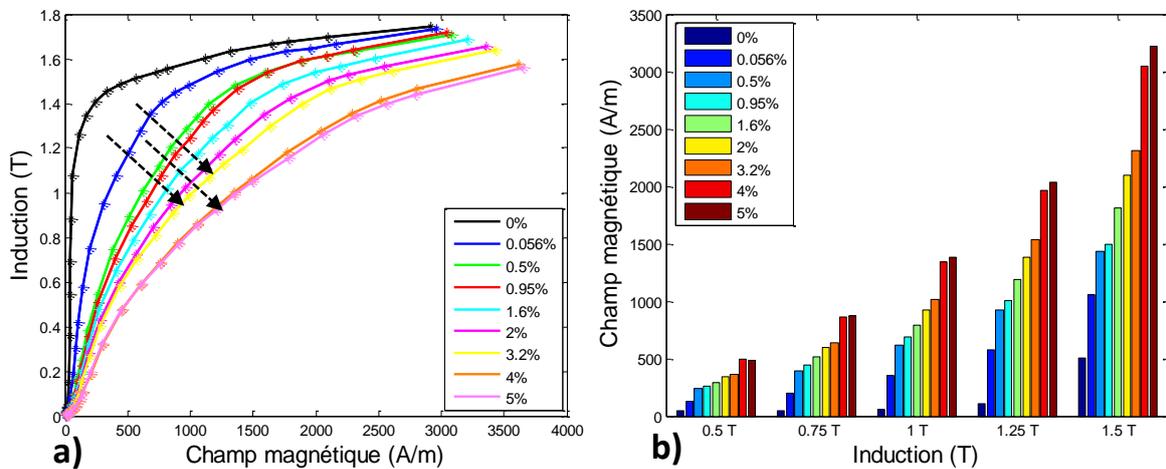


Figure 117 : a) Évolution de la courbe normale avec la déformation plastique pour une fréquence de 50 Hz. b) Évolution du champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction avec la déformation plastique pour une fréquence de 50 Hz.

L'impact de la déformation plastique sur les pertes est fortement prononcé. Sur les **Figure 118a** et **b** nous présentons l'évolution des pertes totales aux différents états de déformation, en fonction de la fréquence pour une induction de 1 T. Elles augmentent de façon monotone avec la déformation. Pour une valeur de 4%, les pertes totales représentent plus du double de celles à l'état non déformé.

Comme l'impact est important, nous nous sommes intéressés à l'évolution des pertes statiques (hystérésis) et les pertes dynamiques. Nous avons mis en œuvre, la méthode de séparation des pertes basée sur l'approche de Bertotti [7] qui consiste à supposer que les pertes totales peuvent se décomposer en trois composantes (P_{hyst} , P_{ci} et P_{exc}).

Chacune des composantes peut être exprimée par un modèle mathématique à 4 coefficients (k_h , α , k_e et k_{exc}) liés aux propriétés physiques du matériau.

Cette relation est définie par :

$$P_{tot} = k_h \cdot f \cdot B_{max}^\alpha + k_e \cdot f^2 \cdot B_{max}^2 + k_{exc} \cdot f^{1.5} \cdot B_{max}^{1.5} \quad \text{Équation 54}$$

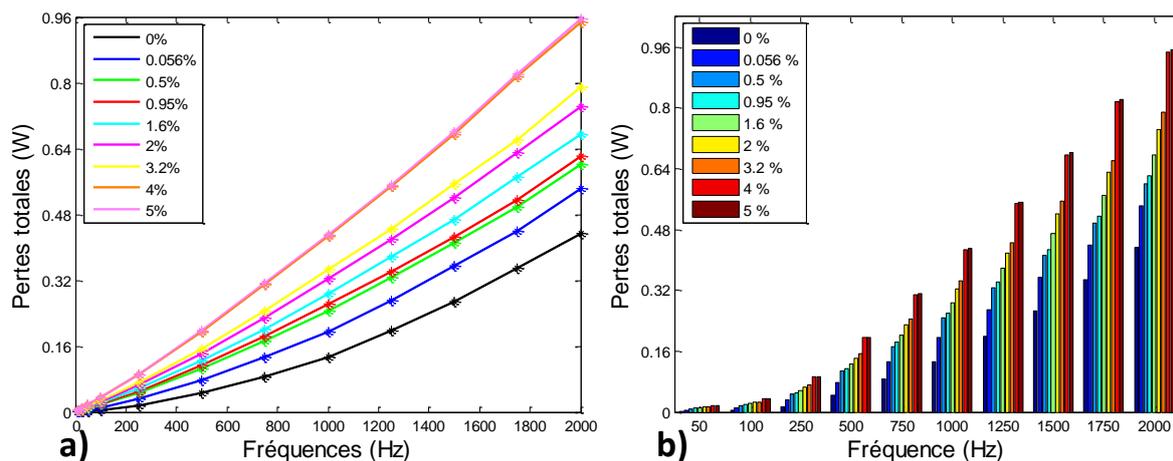


Figure 118 : a) Évolution des pertes totales en fonction de la fréquence pour une induction de 1T, b) Niveaux des pertes totales correspondantes aux différents états de déformation pour différentes valeurs de fréquences.

L'identification de ces paramètres s'effectue systématiquement à partir de la campagne de mesures expérimentales, puis par minimisation au sens des moindres carrés de la fonction objective définie par :

$$\Delta = \sum_{i=1}^n (P_{tot} - P_{tot}^*)^2 \quad \text{Équation 55}$$

Où P_{tot} et P_{tot}^* sont respectivement les pertes totales mesurées et estimées.

Nous présentons sur les Figure 119a et b les pertes statiques et dynamiques, regroupant les pertes par courants induits P_{ci} et par excès P_{exc} , pour les différents états de déformation plastique au repos à respectivement 50 et 2000 Hz.

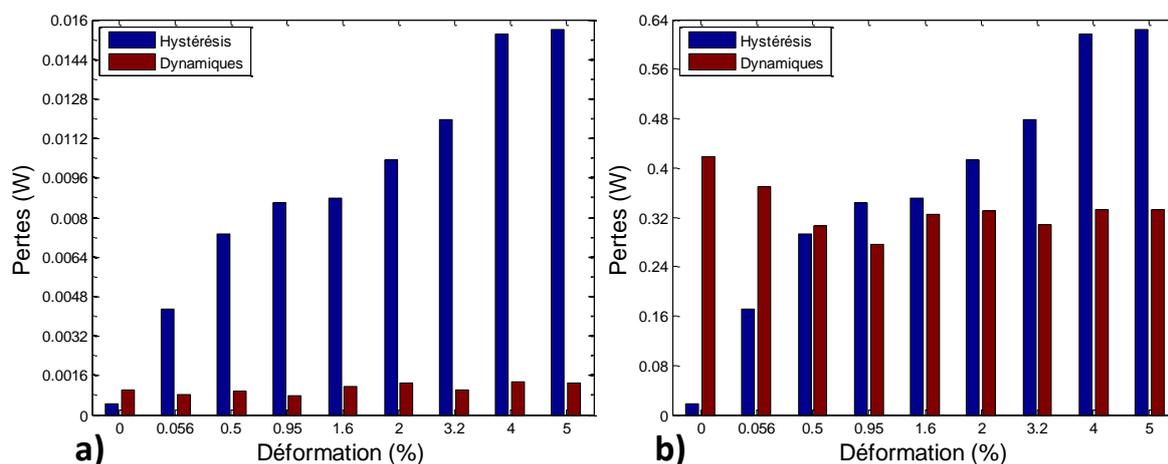


Figure 119 : Évolution des pertes hystérésis et dynamiques pour différents états de déformation plastiques non-chargés pour une induction de 1T a) 50 Hz b) 2000 Hz.

À 2000 Hz, les pertes dynamiques sont la majorité des pertes totales pour un état non déformé. Les pertes statiques augmentent avec la déformation puis dépassent les pertes dynamiques. Après une déformation de 5% les pertes statiques sont environ le double des

pertes dynamiques. Concernant les pertes dynamiques, nous remarquons une légère diminution avec l'augmentation de la déformation.

VI.II.II.III. Mesures magnétiques sous contrainte après déformation plastique

D'après les résultats décrits auparavant, nous avons montré séparément l'impact de la contrainte et de la déformation plastique sur le comportement magnétique. Nous nous intéressons maintenant à l'interaction de ces deux facteurs et leur impact sur le comportement magnétique. Les mesures effectuées représentent les caractérisations magnétiques pour différents états déformés à différentes valeurs de contraintes.

L'impact sur l'évolution des courbes normales est donné sur la **(Figure 120 à gauche)**. Les résultats confirment les phénomènes observés précédemment et montrent que l'impact de la contrainte est peu prononcé sur le niveau de saturation du matériau. Pour un état déformé proche du niveau de saturation, la différence entre les inductions diminue.

Pour plus de visibilité nous présentons sur les graphes de la **Figure 120 (à droite)** le champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction. Nous constatons que le comportement magnétique d'un état déformé plastiquement au repos est plus dégradé que celui qui est sous charge ; pour atteindre le même niveau d'induction un champ magnétique plus fort est nécessaire.

L'évolution du champ magnétique nécessaire avec la contrainte appliquée rappelle des résultats obtenus par Iordache [81]. Nous remarquons que le comportement magnétique s'améliore avec l'application de la contrainte jusqu'à une contrainte limite correspondant à un champ magnétique minimal. Au-delà de cette contrainte, le comportement magnétique se dégrade progressivement de nouveau. Ainsi, nous remarquons que la valeur de la contrainte optimale augmente avec l'augmentation de la déformation : pour une déformation de 0,056%, la contrainte optimale vaut 106 MPa alors que pour une déformation de 5% la contrainte optimale vaut 167 MPa.

À propos des pertes, nous présentons sur les **Figure 121a et b** l'évolution des pertes en fonction de la contrainte et de la déformation appliquées pour un niveau d'induction de 1 T à une fréquence respectivement de 50 et 2000 Hz.

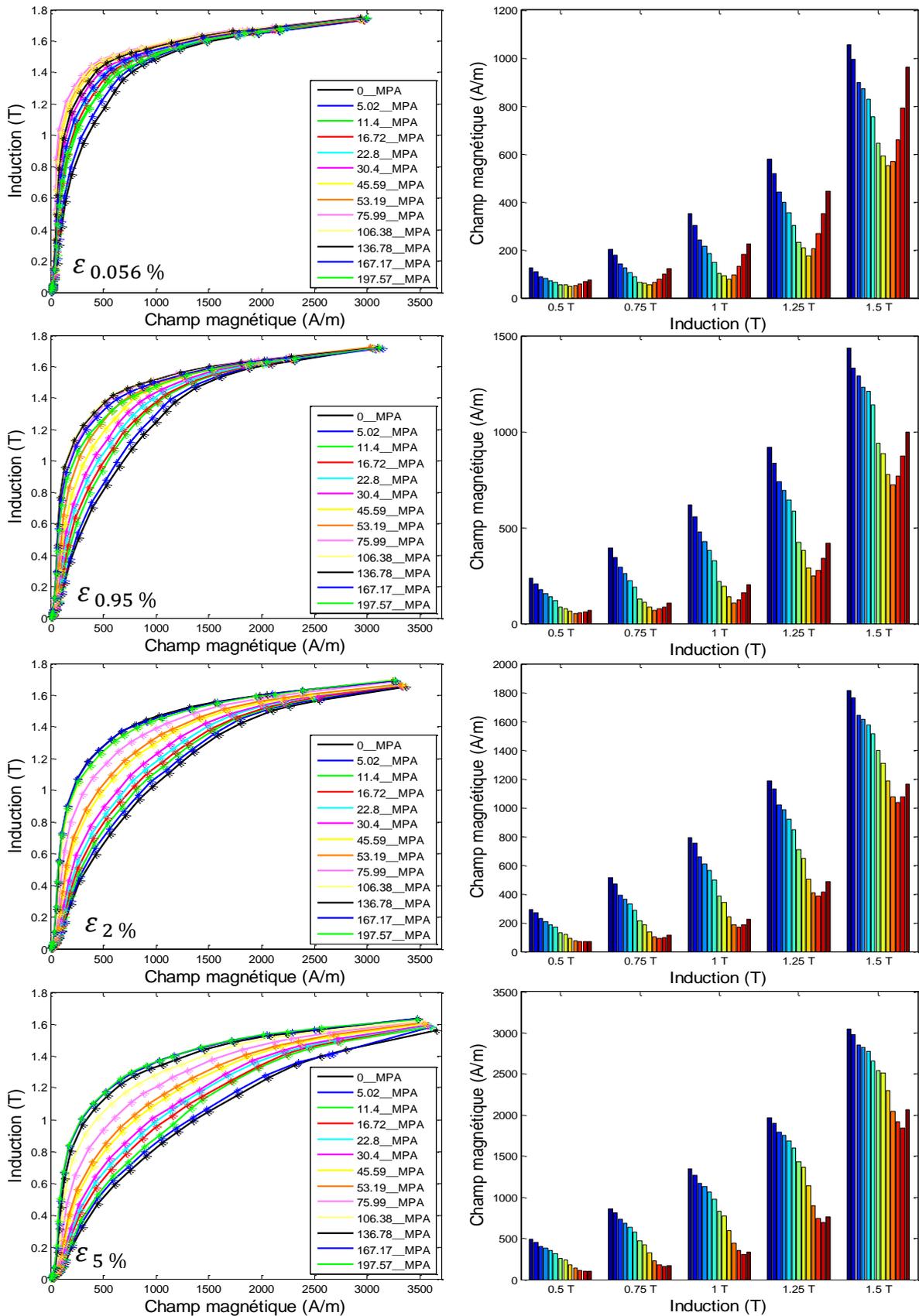


Figure 120 : Évolution du comportement magnétique avec la déformation plastique pour une fréquence de 50 Hz.

Nous constatons que l'impact est similaire pour les différents niveaux de fréquence. Pour un état déformé, la contrainte appliquée a tendance à diminuer les pertes totales. En se focalisant sur l'évolution des pertes, hystérésis et dynamiques, nous notons que l'évolution des pertes hystérésis est similaire à celle des pertes totales (Figure 122a), alors que les pertes dynamiques restent à peu près constantes, autour de 0,35 W (Figure 122b).

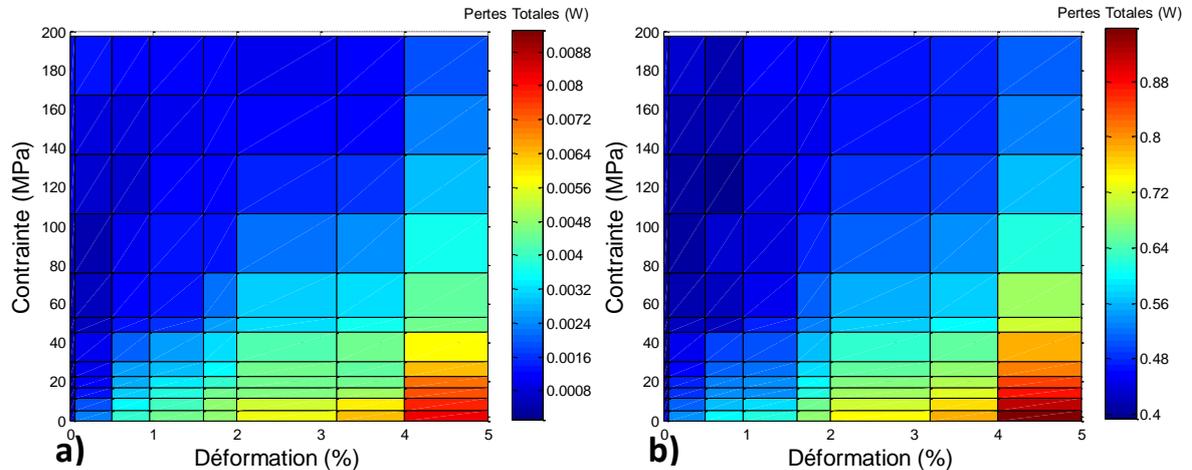


Figure 121 : Évolution des pertes totales en fonction de la contrainte et de la déformation pour une induction de 1 T à une fréquence de : a) 50 Hz b) 2000 Hz.

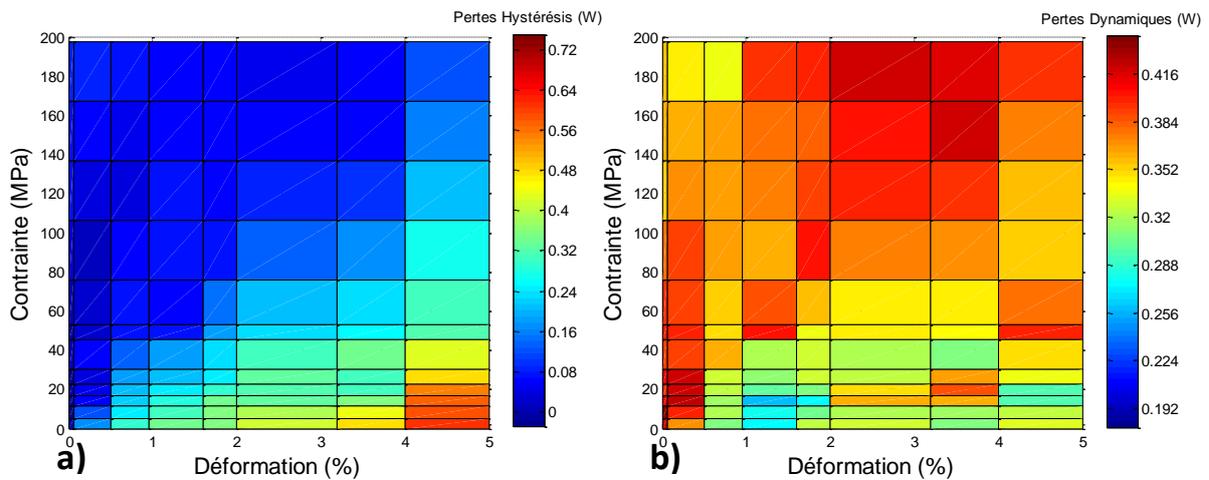


Figure 122 : Évolution des pertes en fonction de la contrainte et de la déformation pour une induction de 1 T à une fréquence de 2000 Hz a) Hystérésis b) Dynamiques.

VI.II.II. Cas de la compression

VI.II.II.I. Impact de l'enrobage et du collage.

La caractérisation sous compression est plus compliquée que celle effectuée en traction. En effet la présence du PMMA (**poly-méthacrylate de méthyle**) de part et d'autre de l'échantillon rend la détermination de la contrainte dans la tôle plus difficile. Avant d'aborder les résultats, nous présentons en premier temps l'impact de l'utilisation du PMMA et l'impact du mortier sur le comportement magnétique.

Sur la **Figure 123a** nous présentons le comportement magnétique d'un échantillon ayant deux bobines secondaires. La première (courbe noire) correspond à la bobine secondaire utilisée en traction (section de la tôle $\approx 0,35 * 5 \text{ mm}^2$), la deuxième (courbe bleue) correspond à une bobine secondaire ayant une section qui englobe le PMMA et la tôle ($(3+0,35+3)*5 \text{ mm}^2$). Comme la section des deux bobines n'est pas la même, la deuxième bobine capte plus de flux dans l'air et par conséquent on note une surestimation sur l'induction. Ce problème est résolu en utilisant une bobine de compensation qui possède une section équivalente à celle occupée par le PMMA. Nous remarquons qu'après compensation (courbe verte), nous réussissons à avoir un comportement similaire à celui de la courbe noire.

Les mesures réalisées sur un échantillon multicouche (PMMA-tôle-PMMA) avant et après enrobage, montrent que l'encastrement n'a pas d'impact sur le comportement magnétique au niveau des extrémités de l'échantillon (**Figure 123b**). Ceci peut être expliqué par la présence du PMMA. En effet, le PMMA possède un faible module d'Young par comparaison avec celui de la tôle, c.à.d. que la déformation due au rétrécissement du mortier aboutit à une faible contrainte, donc son impact sur le comportement magnétique est négligeable.

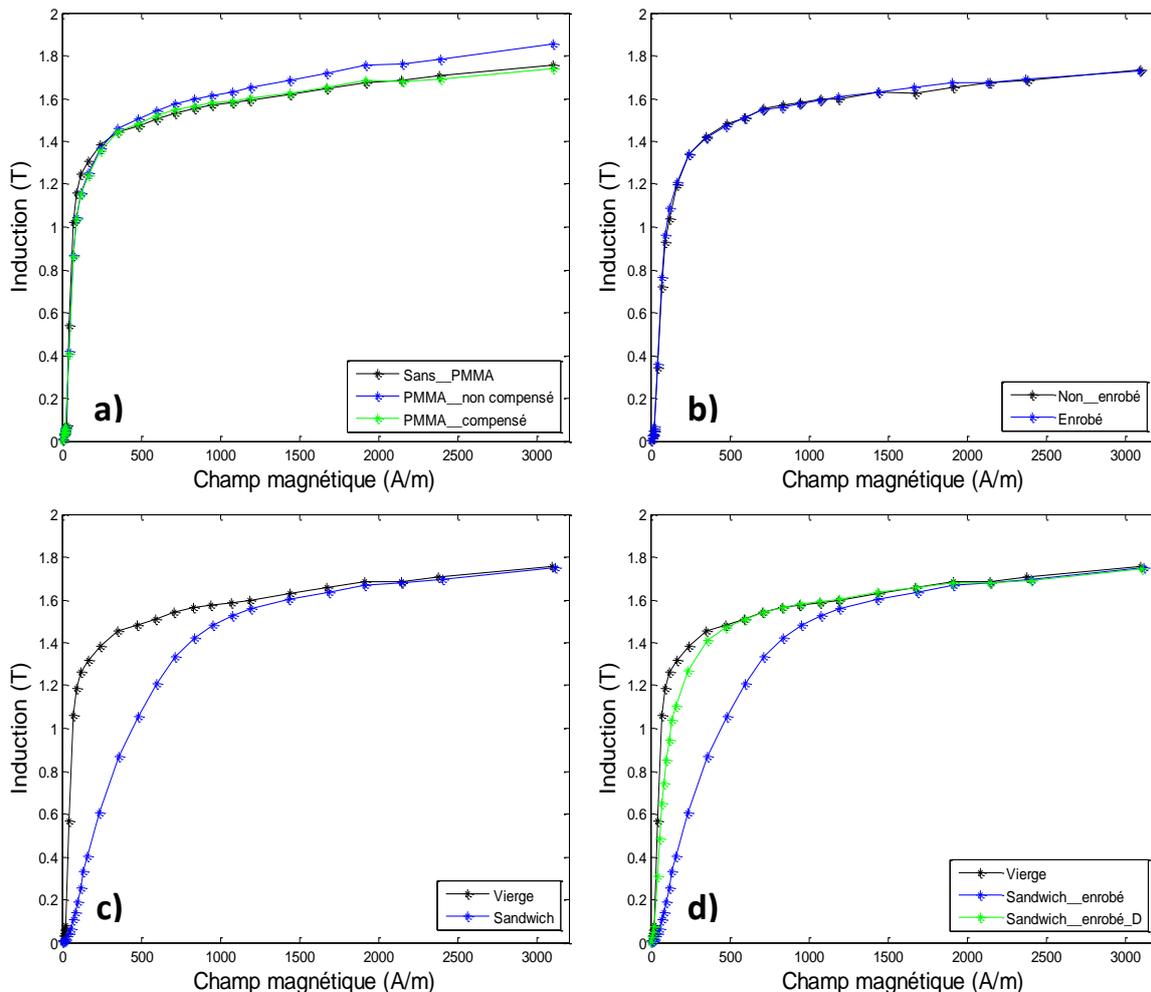


Figure 123 : a) Courbes normales obtenues sans et avec compensation du flux capté dans l'air, b) courbes normale d'un échantillon avant et après enrobage, c) courbes normales d'un échantillon à l'état vierge et après collage du PMMA, d) comparaison de la courbe normale d'un échantillon remis à charge nulle dans la tôle avec celle des échantillons vierge et après collage et enrobage

Il ne reste qu'à comparer l'impact de la présence du PMMA. Ceci est présenté **Figure 123c**. Nous constatons une forte dégradation du comportement magnétique, et notons sur la jauge une variation de la déformation. Ceci peut être expliqué par deux phénomènes : le collage qui se fait par polymérisation représente une réaction exothermique (libération de chaleur) qui entraîne une dilatation thermique des matériaux utilisés. Comme les deux matériaux sont de types différents, leurs dilatations thermiques ne sont pas égales. Le PMMA se dilate plus que l'acier et par conséquent, après refroidissement, la tôle est soumise à une contrainte de compression alors que le PMMA est sous une contrainte de traction. Le deuxième phénomène qui peut expliquer cet effet est dû à la contraction de la colle après séchage et par conséquent le PMMA et la tôle sont soumis à des contraintes de compression.

Théoriquement, afin de remonter au comportement initial de la tôle, il suffit d'imposer une déformation en traction égale à celle enregistrée par la jauge qui est placée sur la tôle. D'après la **Figure 123d** nous remarquons bien une amélioration, mais sans retrouver le comportement initial car les contraintes ne sont pas parfaitement compensées. Pour la suite, la variation du comportement magnétique en fonction de l'état mécanique se fait en se référant au comportement de l'échantillon enrobé avec correction de la déformation (courbe verte).

VI.II.II.II. Évolution du comportement magnétique en fonction des propriétés mécaniques.

En compression, les mesures sont réalisées pour 6 niveaux de déformation plastique allant de 0 jusqu'à 0,8% environ. Nous n'avons pas pu monter au-delà en raison de la capacité de la machine (force maximale 2,5 kN). Pour chacun de ces états de déformation, différents niveaux de contrainte ont été caractérisés dans la zone élastique. Malheureusement, vu la complexité du calcul il n'était pas possible de réaliser des mesures sous le même état de contrainte (similaire à la traction) pour différents états déformés.

Nous représentons sur la **Figure 124a** l'évolution de l'état mécanique de l'échantillon multicouche au cours de l'essai. Afin de remettre la tôle à son état initial, il était nécessaire d'appliquer un effort de 300 N sur l'échantillon. Le comportement mécanique présente des boucles d'hystérésis dont la présence est directement liée à la viscosité du matériau composite composé de la tôle et du polymère. La **Figure 124b** présente le comportement du PMMA jusqu'à environ un effort de 1500 N. Nous remarquons que pour les faibles efforts (jusqu'à 600 N), le PMMA a un comportement élastique pur pour une vitesse de 0,05mm/min. Au-delà de cet effort nous remarquons que la raideur diminue progressivement tout en gardant un comportement quasi élastique.

La difficulté de la caractérisation sous compression, est de déterminer correctement le lieu de l'état non chargé après déformation plastique dans la tôle. En effet, comme le comportement de la tôle et du PMMA sont différents, une fois que nous passons dans le domaine plastique le déchargement de l'échantillon représente un équilibre des efforts en traction appliqués sur la tôle avec d'autres en compression appliqués sur le PMMA.

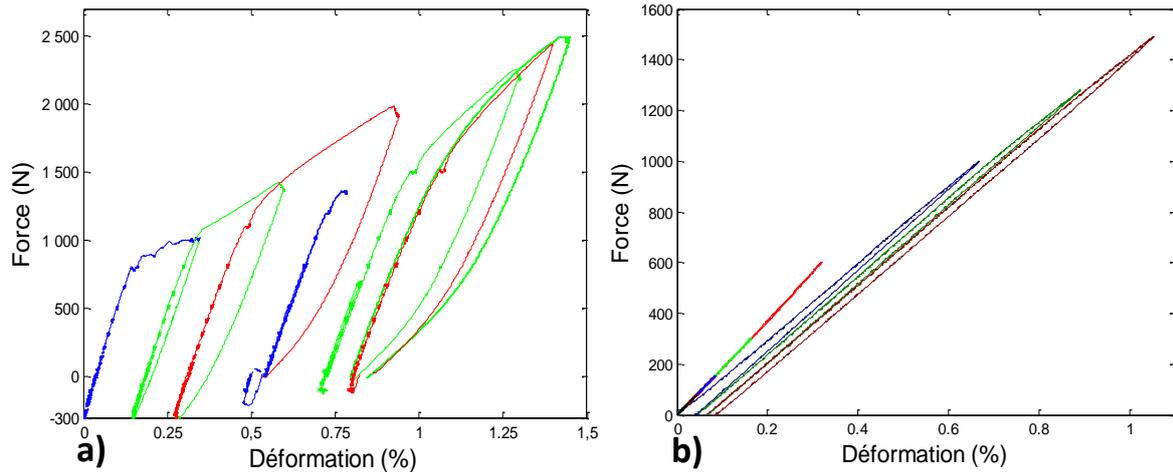


Figure 124 : a) Évolution du comportement mécanique de l'échantillon au cours de la caractérisation magnétique, b) comportement mécanique du PMMA en compression.

Pour ce faire, nous validons tout d'abord la loi de superposition des forces. Sur la **Figure 125a**, nous présentons l'évolution de la force en fonction de la déformation de la tôle en traction, du PMMA en compression et de l'échantillon multicouche en compression sachant que le point initial (-300 N) est décalé à 0 N comme cela a été indiqué au « VI.II.II.1 Impact de l'enrobage et du collage. ». En faisant la somme des caractéristiques de la tôle et du PMMA (courbe rouge), nous obtenons de nouveau le comportement de l'échantillon multicouche.

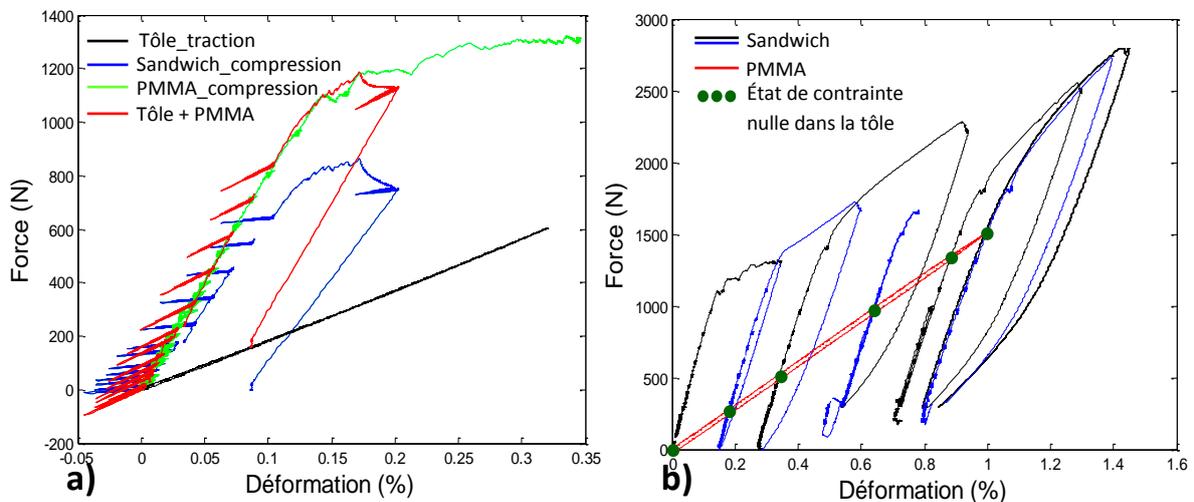


Figure 125 : a) Validation de la loi de superposition des forces appliquées sur l'échantillon multicouche, b) les points représentant l'état de contrainte nulle dans la tôle.

En supposant que le comportement du PMMA est élastique, l'état déformé plastiquement non chargé dans la tôle est déterminé par l'intersection du comportement du PMMA et de l'échantillon lors du chargement (**Figure 125b**). Donc, l'état de contrainte nulle dans la tôle correspond à un état chargé sur l'échantillon multicouche. Pour une déformation plus grande, un effort plus élevé est nécessaire pour atteindre l'état non chargé dans la tôle. Comme la caractérisation magnétique est réalisée sous les mêmes efforts appliqués sur l'échantillon,

d'une déformation plastique à une autre, nous obtenons donc moins de points de mesure en compression. Par contre plus de points de mesures sous traction apparaissent.

VI.II.II.I. Domaine de la déformation élastique

La compression a un impact beaucoup plus important que la traction sur le comportement magnétique. Nous présentons (Figure 126) l'évolution pour une fréquence de 50 Hz, de la courbe normale pour différents états de contraintes allant de 0 à 240 MPa environ. Nous remarquons que la contrainte en compression impacte toute la plage de fonctionnement magnétique. À partir d'une certaine contrainte (115 MPa) la courbe normale présente un point d'inflexion, phénomène qui n'existait pas dans le cas de la traction. De plus pour les fortes valeurs de contraintes (217 MPa) la courbe normale devient quasi linéaire.

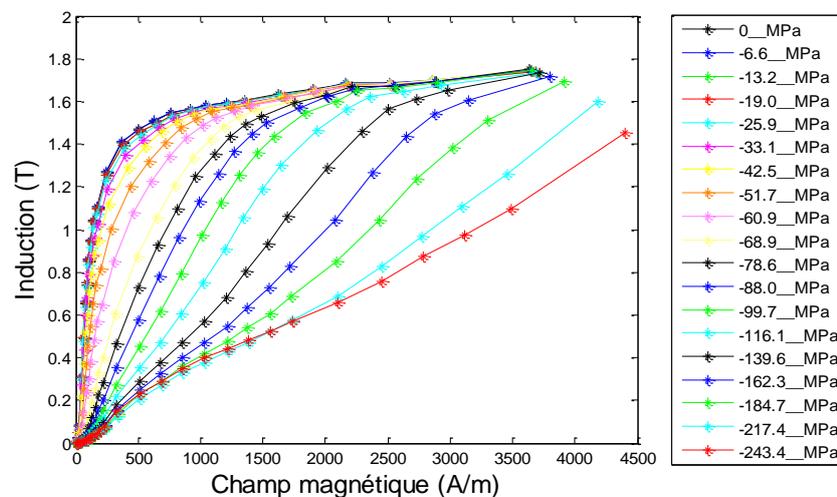


Figure 126 : Évolution de la courbe normale avec la contrainte appliquée en compression pour une fréquence de 50 Hz

La Figure 127 représente le champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction à différents états de contraintes et à une fréquence de 50 Hz. Nous constatons que l'évolution de la dégradation est progressive avec la contrainte appliquée.

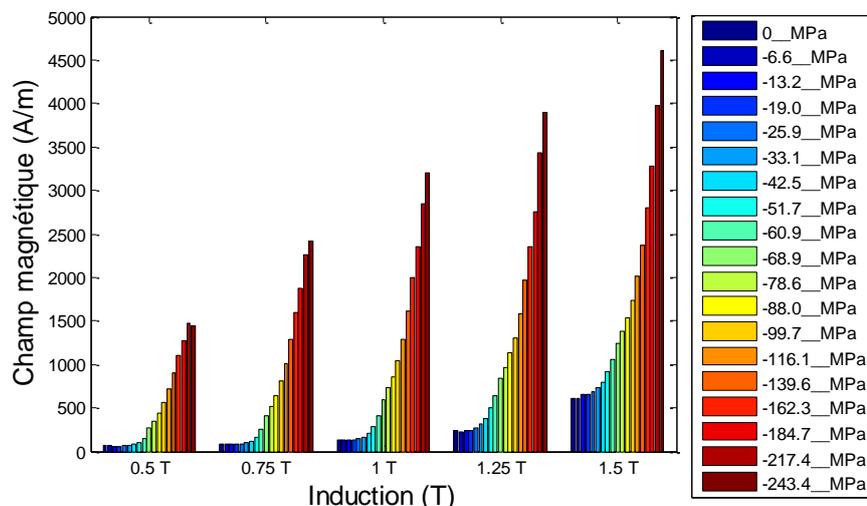


Figure 127 : Évolution du champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction avec la contrainte pour une fréquence de 50 Hz.

L'impact de la contrainte en compression est fortement prononcé sur les pertes. Nous présentons l'évolution des pertes totales, correspondantes aux différents états de contraintes, en fonction de la fréquence pour une induction de 1 T (Figure 128). Les pertes augmentent de façon monotone avec la contrainte appliquée et leur évolution devient de plus en plus linéaire avec la contrainte.

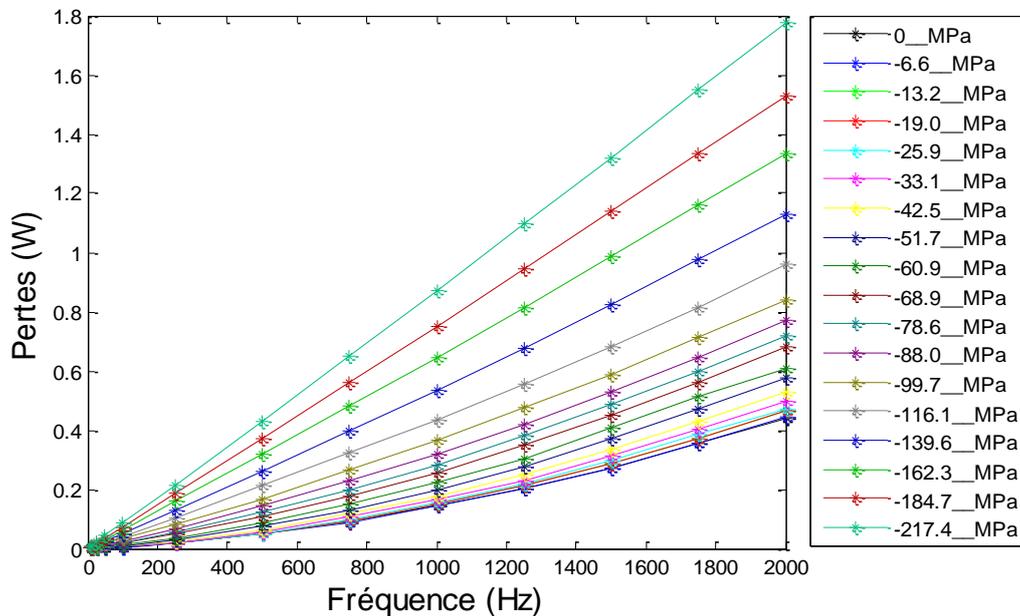


Figure 128 : Évolution des pertes totales en fonction de la fréquence pour une induction de 1 T.

Pour plus de visibilité, nous présentons (Figure 129) les pertes statiques et dynamiques à 2000 Hz pour différents états de contraintes. Nous constatons que les deux types de pertes restent constants jusqu'à une valeur de contrainte égale à 61 MPa, au-delà de cette contrainte les pertes statiques augmentent brutalement. On note une réduction des pertes dynamiques avec une forte variabilité. On peut s'interroger à ce stade si cette variabilité est due à la variation de caractéristiques physiques, comme la conductivité par exemple, ou à l'incapacité de la méthode d'identification à identifier correctement les pertes dynamiques qui sont alors très faibles devant les pertes par hystérésis.

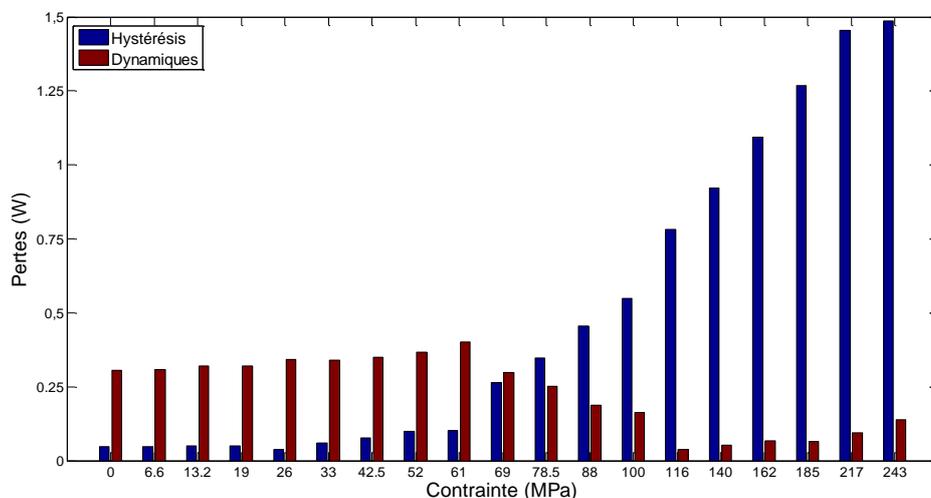


Figure 129 : Évolution des pertes hystérésis et dynamiques pour différents états de contraintes et une induction de 1 T à 2000 Hz

VI.II.II.II. Mesures magnétiques sous contrainte après déformation plastique

Avant d'aborder l'impact de la déformation plastique dans le cas non chargé, nous présentons les mesures effectuées sous contrainte pour les différents niveaux de déformation. Nous présentons (Figure 130) l'évolution de la courbe normale pour différents niveaux de contraintes appliquées après une déformation de 0,34%. Sur la plage allant de 120 MPa à -39 MPa, les courbes normales sont très proches et ne permettent pas de tirer des conclusions. Par contre au-delà de -39 MPa on constate une dégradation importante.

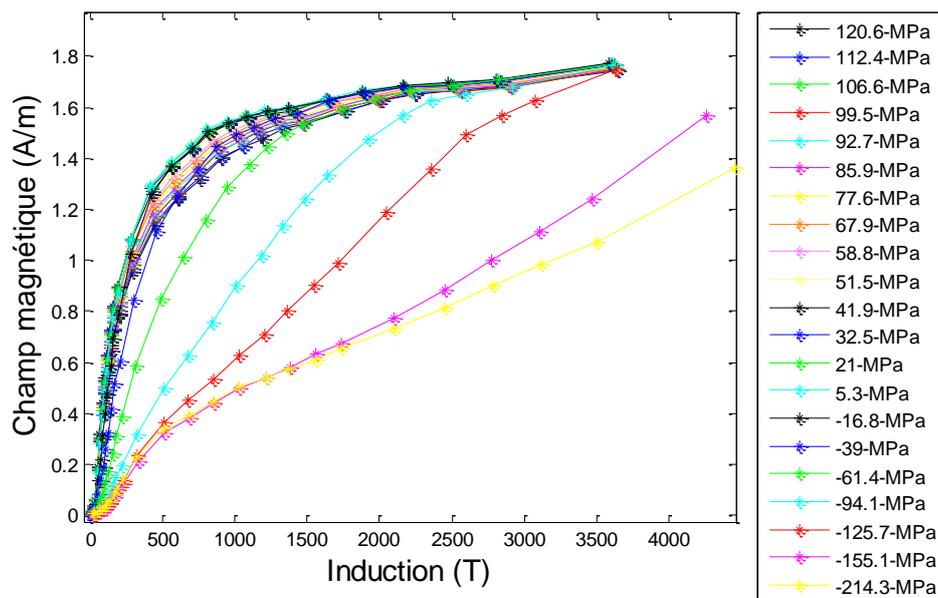


Figure 130: Évolution de la courbe normale avec la contrainte appliquée en compression après une déformation plastique de 0,34% pour une fréquence de 50 Hz.

Pour plus de visibilité, nous présentons (Figure 131) le champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction à différents états de contrainte. Chaque graphe correspond à un état de déformation. Nous pouvons constater que l'impact de la contrainte en compression est beaucoup plus prononcé que celui en traction «VI.II.II.I Impact de la contrainte appliquée à un état non déformé». Par exemple, pour une déformation de 0,17%, une contrainte en traction de 65 MPa conduit à un champ magnétique de 1030 A/m pour atteindre 1,5 T, alors qu'une contrainte en compression de -50,3 MPa conduit à un champ magnétique de 1530 A/m. Ainsi l'évolution de la dégradation sous contrainte de compression est beaucoup plus accentuée.

De plus, pour les trois premiers états de déformation (0%, 0,17% et 0,34%), nous remarquons que le champ magnétique minimal requis correspond à la contrainte nulle dans la tôle. Pour les déformations 3,2, 4 et 5% nous remarquons que le champ minimal correspond à des états de contraintes en traction assez élevés. Pour une déformation de 5% le champ magnétique minimal correspond à une contrainte de 124 MPa.

Ceci peut être expliqué par l'erreur engendrée par notre calcul qui suppose que le comportement du PMMA est purement élastique. Or d'après la Figure 124b nous avons noté

que la raideur diminue d'un cycle à un autre ainsi le retour n'est pas purement élastique pour une déformation supérieure à 0,4%.

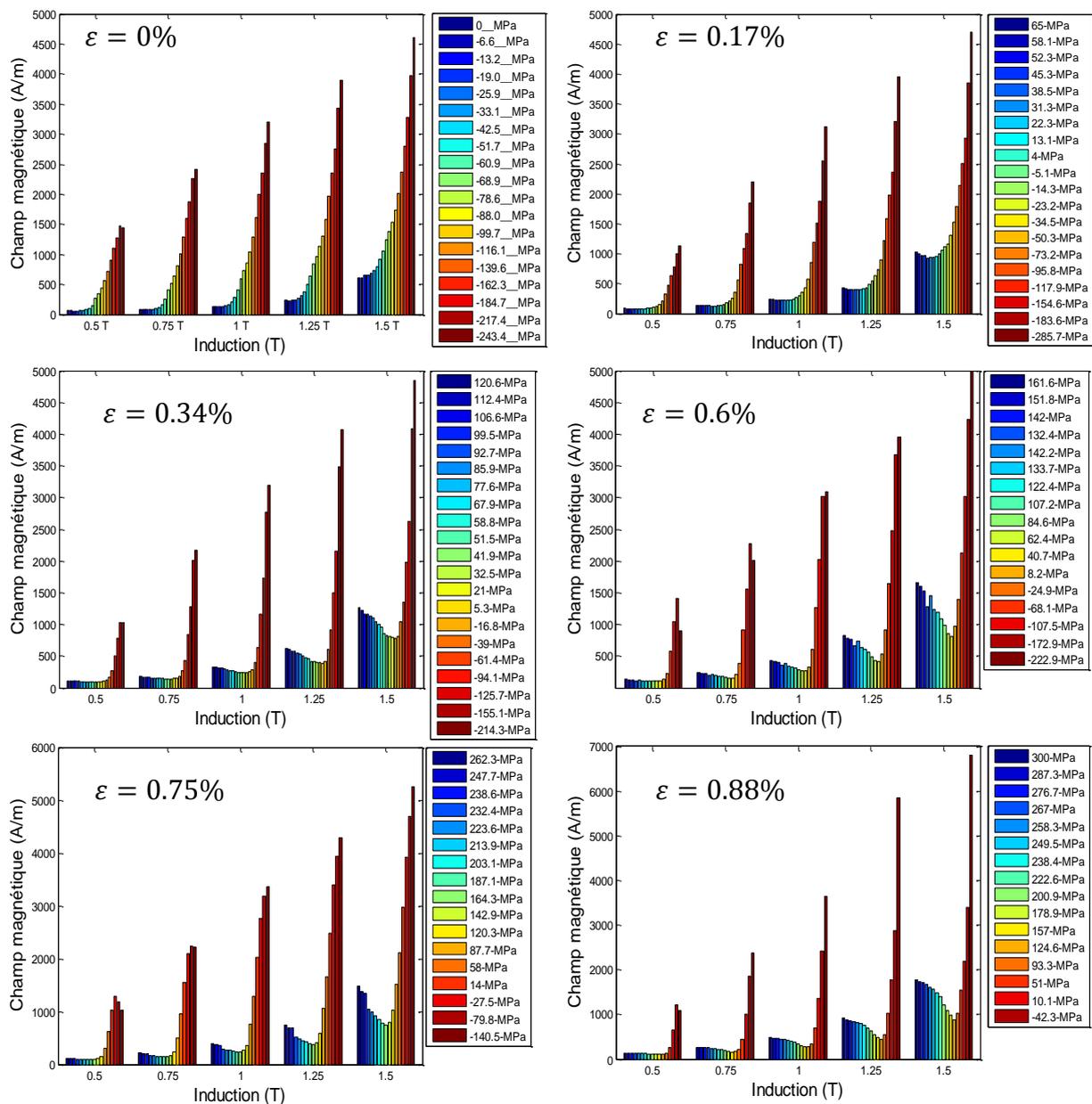


Figure 131 : Évolution du champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction avec la contrainte pour différents déformations plastiques à une fréquence de 50 Hz.

Le point qui correspond à un état de contrainte nulle dans la tôle doit correspondre à un effort exercé sur l'échantillon multicouche plus faible (Figure 132). Si on suppose que l'état qui correspond au champ magnétique minimal est l'état de contrainte nulle dans la tôle, les points verts pour les trois dernières déformations doivent être remplacés par les points rouges. Pour la suite nous prendrons les points de pertes minimales comme les points correspondant à une contrainte nulle.

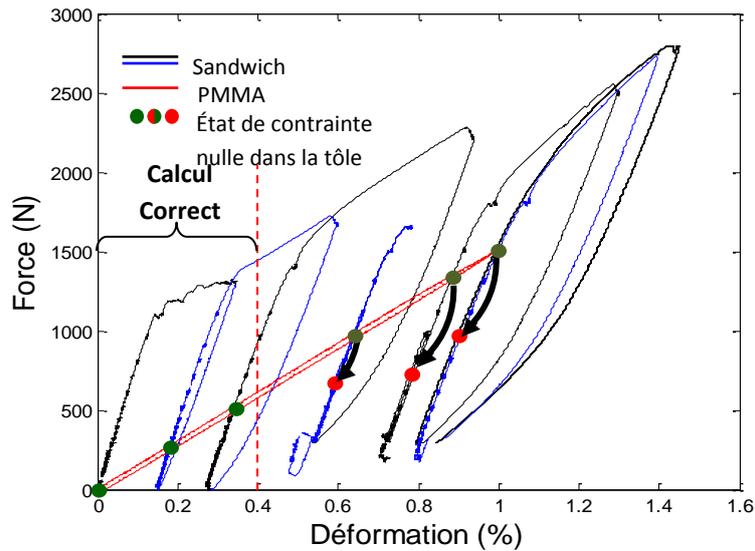


Figure 132 : Correction effectuée sur les points représentant l'état de contrainte nulle dans la tôle (nous négligeons les effets transverses dues au coefficient de Poisson).

De même, les résultats sur les pertes sont cohérents avec ceux du comportement magnétique **Figure 133**. L'impact de la contrainte de compression est beaucoup plus prononcé que celui de la contrainte de traction « VI.II.I.I.I Impact de la contrainte appliquée à un état non déformé ». Pour une déformation de 0,17%, une contrainte en compression de -50,3 MPa conduit à des pertes deux fois plus élevées que celle qui correspond à une contrainte de 65 MPa en traction pour une fréquence de 2000 Hz et un niveau d'induction de 1 T. À basse fréquence, 50 Hz par exemple, le rapport des pertes (compression/traction) dépasse 10.

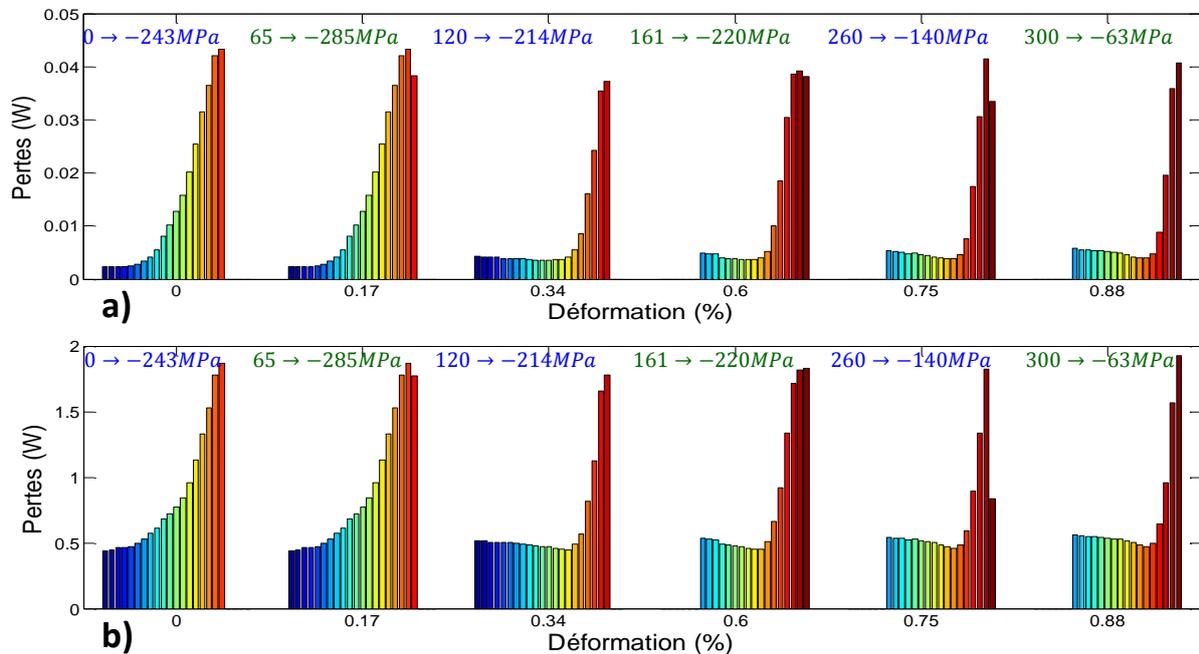


Figure 133 : Niveaux des pertes totales correspondantes aux différents états de déformation pour une fréquence de a) 50 Hz b) 2000 Hz.

VI.II.II.III. Domaine de la déformation plastique

Dans cette partie nous supposons, comme cela a été indiqué dans la partie précédente, que l'état qui correspond à un champ magnétique minimal pour atteindre un niveau d'induction de 1,5 T, est l'état de contrainte nulle dans la tôle. Nous présentons (Figure 134a) les courbes normales correspondantes aux différents états de déformation plastique non chargés. La dégradation entre l'état initial non déformé et les états déformés est claire. Cependant pour les autres états de déformations l'écart n'est pas important. Pour plus de visibilité nous présentons (Figure 134b) le champ magnétique nécessaire afin d'atteindre différents niveaux d'induction pour les différents états de déformations. Nous constatons que le champ magnétique nécessaire est presque constant avec plus de fluctuation pour une induction de 1 T.

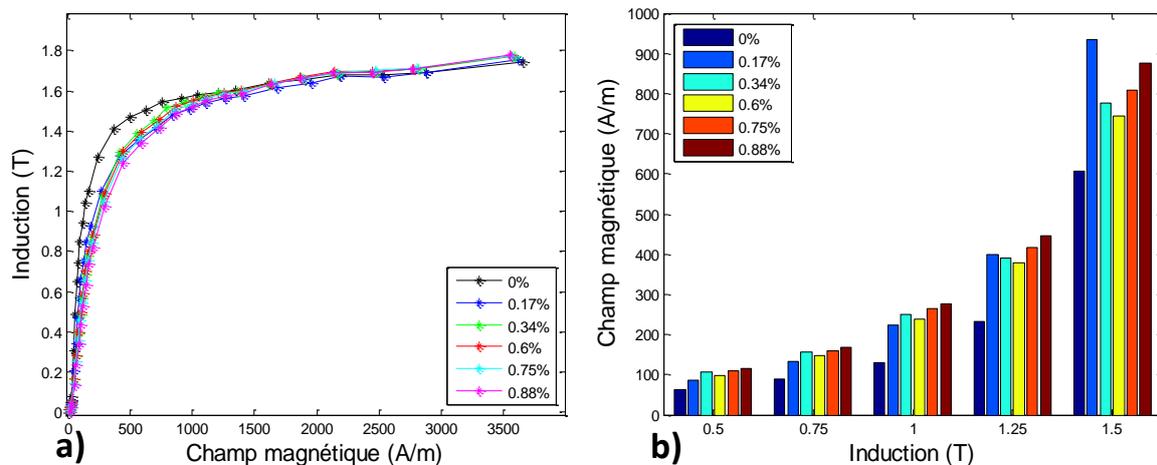


Figure 134 : a) Évolution de la courbe normale avec la déformation plastique pour une fréquence de 50 Hz b) Évolution du champ magnétique nécessaire pour atteindre différents niveaux d'induction avec la déformation plastique pour une fréquence de 50 Hz.

Étant donné les faibles niveaux de déformations plastiques, les résultats sur les pertes ne permettent pas de constater une différence.

VI.II.III. Bilan

Une série de mesures magnétiques a été réalisée sous contraintes (traction et compression) et pour plusieurs niveaux de déformation plastique. L'influence de ces facteurs est analysée en comparant les propriétés magnétiques (courbes normales et pertes totales) mesurées lors de ces différents états mécaniques.

En traction, la contrainte appliquée pour un état non déformé aboutit à une légère amélioration du comportement magnétique jusqu'à une contrainte d'environ 20 MPa. Au-delà, les propriétés se dégradent progressivement avec l'augmentation de la contrainte appliquée.

Le matériau après déformation plastique au repos est plus dégradé que sous charge. Nous avons noté un accroissement des pertes hystérésis alors que les pertes dynamiques restent constantes. La contrainte appliquée à un état déformé permet de recouvrer une partie des propriétés perdues par la déformation jusqu'à une valeur de contrainte optimale. Au-delà, la contrainte appliquée a tendance à nouveau de dégrader le comportement magnétique.

En compression, la contrainte appliquée pour un état non déformé dégrade fortement le comportement magnétique. En s'approchant de la limite élastique, la courbe normale montre une évolution quasi linéaire. Sur les pertes, nous avons noté une forte augmentation des pertes hystérésis et une légère diminution des pertes dynamiques.

Pour les faibles niveaux de déformations plastiques, l'impact est négligeable. L'état déformé (en compression) au repos montre un comportement meilleur que celui de l'état sous charge (traction et compression). L'effet de la contrainte en compression appliquée à un état déformé (en compression) est beaucoup plus prononcé qu'en traction.

VI.III. Discussion

Comme nous l'avons mentionné précédemment «*Matériau sous contrainte*», Plusieurs travaux ont été consacrés à l'effet de la contrainte et de la déformation plastique sur le comportement magnétique. En se référant à ces études, nous interprétons physiquement nos résultats expérimentaux.

Nos résultats obtenus sous contraintes sont cohérents avec ceux de la littérature où on note les résultats suivants :

- Sous contraintes de traction, le comportement magnétique n'évolue pas de manière monotone. Une légère amélioration est enregistrée jusqu'à une contrainte optimale environ de 10 MPa ; au-delà de cette valeur de contrainte, le comportement commence à se dégrader progressivement.
- L'effet de la contrainte en compression n'est pas symétrique à celui de la traction non déformé plastiquement. En effet, aucune amélioration n'est enregistrée et le comportement magnétique est progressivement dégradé. De plus, pour la même valeur absolue en contrainte, l'effet en compression est bien plus prononcé qu'en traction.

En traction, nous avons noté une légère amélioration jusqu'à une valeur de contrainte optimale. Cette valeur dépend du niveau d'induction. Nous trouvons une contrainte de 11 MPa pour une induction de 1 T, 16 MPa pour 1,25 T et 22 MPa pour 1,5 T. Ce comportement est observé sur l'évolution des courbes normales ainsi que sur celle des pertes totales.

En compression, nous avons noté une dégradation progressive du comportement. L'effet de la contrainte est plus accentué sur le comportement magnétique qu'en traction. Pour plus de clarté, nous présentons [Figure 135](#) les cycles hystérésis correspondants à différents niveaux de contraintes inférieures à la limite élastique.

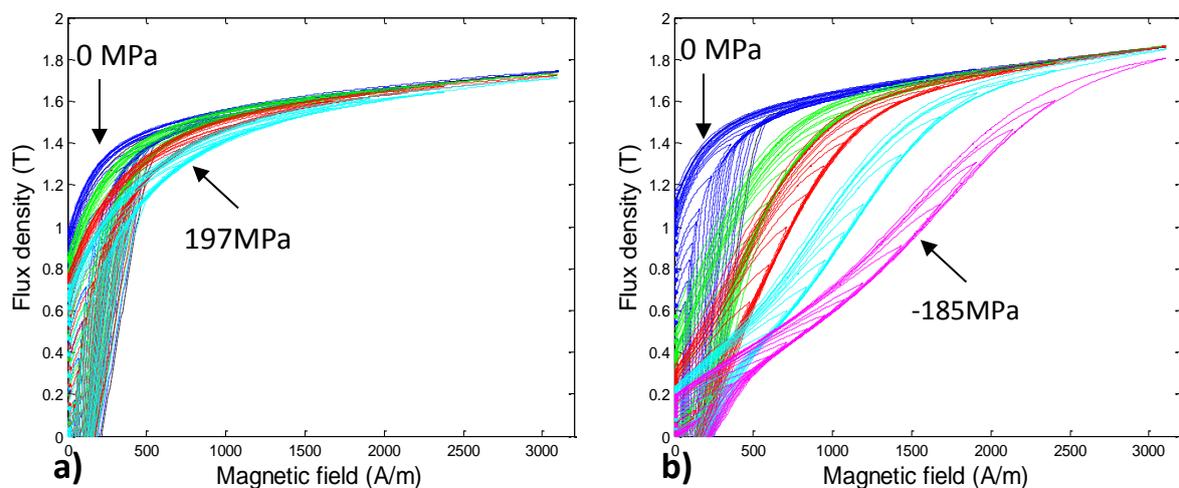


Figure 135 : Cycles d'hystérésis correspondants à différentes contraintes inférieures à la limite élastique a) cas de la traction b) cas de la compression.

La majorité des études consacrées à l'interaction magnéto-élastique pour les faibles états de contraintes notent que l'évolution du comportement magnétique sous contrainte est liée au signe de la magnétostriction. On doit donc s'attendre à une magnétostriction négative sous contrainte de traction et positive sous contrainte de compression. D'autres études, telles que celles de Hubert [40], considèrent que le comportement magnétique est lié au produit de la magnétostriction par la contrainte, ce qui explique l'amélioration magnétique observée pour une contrainte inférieures à 10 MPa « III.III.II Effet des contraintes élastiques sur l'aimantation ».

La modélisation de la magnétostriction sous ces conditions présente un inconvénient majeur car elle ne prend pas en compte correctement l'état de contrainte mécanique des matériaux. Pour plus de visibilité nous représentons le problème **Figure 136**.

Dans le premier cas, l'échantillon est libre. Lors de l'application d'un champ magnétique le matériau s'allonge et l'état de contrainte extérieure est nul. Dans le second cas, l'échantillon est bridé par les mors. Lors de la magnétisation, les mors ne permettent pas à l'éprouvette de s'allonger, ce qui aboutit à des forces extérieures appliquées sur les extrémités de l'échantillon.

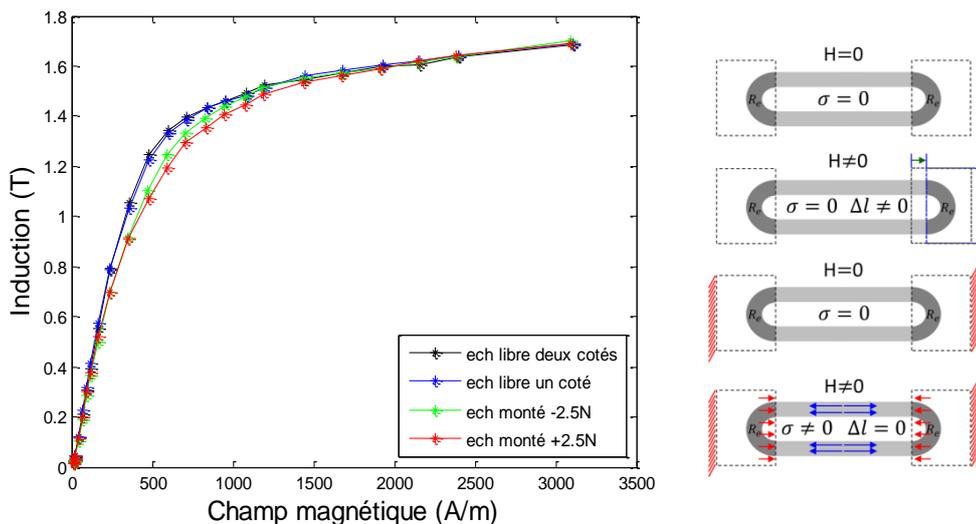


Figure 136 : Différence entre le comportement magnétique à contrainte nulle libre et encastré.

Du point de vue magnétique, nous avons réalisé des mesures magnétiques dans les deux cas. Sur le graphe de la **Figure 136**, nous présentons les courbes normales issues de la caractérisation de chaque cas. La courbe noire correspond à un échantillon placé horizontalement pour lequel le matériau n'est soumis à aucune contrainte extérieure. La courbe bleue correspond à un échantillon caractérisé verticalement et l'échantillon est soumis à la compression par le poids de l'extrémité enrobée. Les courbes verte et rouge correspondent respectivement à un échantillon monté dans les mors avec une force extérieure de 2,5 et -2,5 N, dans le but d'englober la contrainte nulle. Nous trouvons que le comportement de l'échantillon retenu par les mors est plus dégradé que celui qui est libre.

Ceci permet d'expliquer la légère amélioration lors de l'application de certaines valeurs de contraintes. À cette valeur de contrainte, le matériau va s'allonger lors de la présence d'un

champ magnétique extérieur et par conséquent diminuer la contrainte extérieure appliquée sur l'éprouvette. Comme l'allongement de la matière dépend du niveau de magnétisation, nous trouvons des contraintes optimales différentes à appliquer. Nous pouvons conclure, qu'une contrainte en traction dégrade progressivement le comportement magnétique.

Cette conclusion est correcte à condition que l'échantillon soit dépourvu de contraintes internes. En effet la présence des contraintes internes peut expliquer aussi le phénomène de la légère amélioration en dessous de 10 MPa. Comme nous l'avons montré, après déformation la contrainte appliquée a tendance à recouvrer une partie des propriétés perdues jusqu'à une valeur de contrainte qui dépend du niveau de la déformation.

Selon Iordache [81] et Hubert [40], l'échantillon à l'état déformé non chargé est caractérisé par un état de contraintes internes distribuées selon la **Figure 137**. Grâce à la multiplication des dislocations, il existe des zones soumises à des fortes contraintes de traction. Ces dernières sont équilibrées par des zones de faible densité de dislocation, occupant un plus grand volume, soumises à des contraintes de compression.

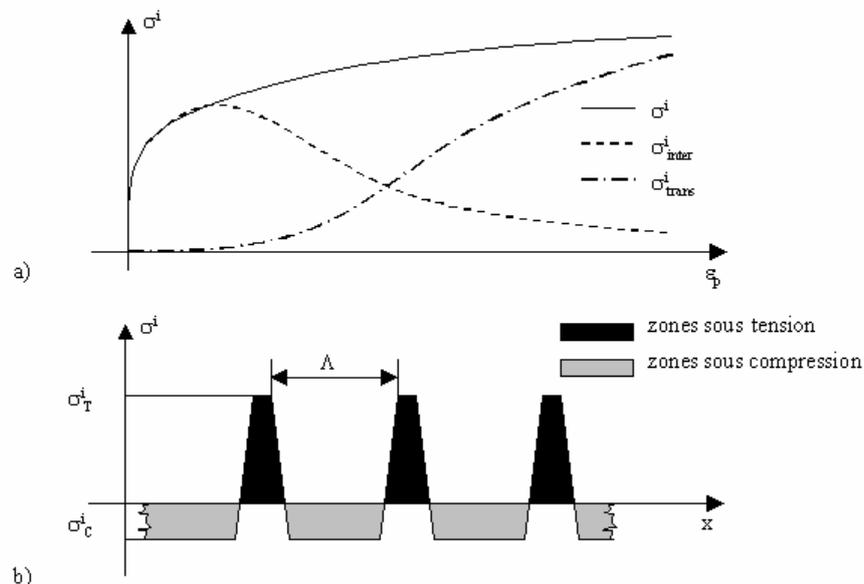


Figure 137 : Contraintes internes lors de l'écroutissage [2] : a) partition de la contrainte interne selon deux composantes, intergranulaire et transgranulaire et leur évolution schématique en fonction de la déformation plastique ; b) Distribution schématique des contraintes internes.

Ainsi, ils supposent que le comportement magnétique des échantillons déformés plastiquement puis relâchés dépend des contraintes élastiques de compression dues aux contraintes résiduelles. Comme l'effet des contraintes de compression est plus important que l'effet des contraintes de traction, nous retrouvons un comportement magnétique plus dégradé après la décharge, ce qui peut justifier aussi l'amélioration notée pour une faible contrainte en traction appliquée à un état non déformé.

Malheureusement, les résultats présentés ne permettent pas de découpler l'effet de la déformation plastique (niveau d'écroutissage) et de la contrainte. Par contre, en raison de la forte dégradation du comportement magnétique après compression, nous pouvons déduire que

l'impact de la contrainte en compression est le plus important en comparaison avec la contrainte en traction et la déformation plastique.

VII. Conclusion

Les travaux présentés au cours de notre thèse, ont porté sur l'impact d'un processus de fabrication d'un stator Slinky sur les propriétés magnétiques d'un matériau ferromagnétique doux (M330 35A) à 1,3% de silicium. Ce processus formé de six étapes (redressement, entraînement, poinçonnage, enroulement, soudage et compactage), conduit à une dégradation des performances du matériau magnétique aboutissant à un stator moins performant que celui obtenu par le procédé conventionnel.

Dans le but de mieux comprendre les effets de ce processus de fabrication, nous avons réalisé en premier temps une analyse sur toute la chaîne de procédés. L'objectif est de déterminer le(s) procédé(s) le(s) plus influent(s). Pour ce faire, une campagne de mesures magnétiques a été réalisée sur des échantillons prélevés à la fin de chaque étape. Comme les échantillons possèdent des géométries différentes, différentes méthodes de caractérisation ont donc été utilisées.

Les résultats ont montré que le poinçonnage et l'enroulement sont les procédés les plus impactants entraînant une forte dégradation magnétique. L'impact des autres procédés est négligeable en comparaison, cependant nous avons noté une légère réduction des pertes après compactage pour des fréquences supérieures à 250 Hz.

Suite aux résultats, nous nous sommes focalisés sur le procédé d'enroulement. Ce procédé qui enroule la bande suivant l'axe normal de la tôle aboutit à des déformations plastiques de traction et de compression dans la culasse de la bande.

Actuellement, il n'est pas possible de prédire numériquement les performances magnétiques d'un produit à partir d'une simulation mécanique du procédé. Il est nécessaire pour cela d'établir le lien entre les propriétés mécaniques et magnétiques du matériau. Ainsi, suite à une simulation mécanique donnant la répartition des déformations et des contraintes, il est possible, à partir de données de caractéristiques magnéto-mécaniques, de déterminer localement le comportement magnétique et ainsi à partir d'une simulation électromagnétique de déterminer le comportement du stator. Il est donc nécessaire pour cela de déterminer expérimentalement les caractéristiques magnéto-mécanique.

Afin de réaliser le couplage, un banc de mesure magnéto-mécanique a été conçu. Basé sur une nouvelle méthode de mesure, il permet de suivre l'évolution du comportement magnétique du matériau au cours d'une sollicitation uniaxiale (traction/compression). Le principe consiste à caractériser un échantillon en circuit fermé sous différents états de contraintes. La méthode est dérivée de celle consistant à caractériser un échantillon torique simple à deux bobinages primaire et secondaire. Une étape de validation était nécessaire afin d'assurer la fiabilité et la précision des mesures.

Enfin, une campagne de caractérisation a été menée pour étudier l'interaction des propriétés magnétiques avec les propriétés mécaniques. À l'issue, plusieurs résultats ont été mis en évidence pouvant être synthétisés comme suit :

La contrainte appliquée pour un état non déformé aboutit à une dégradation du comportement magnétique. L'effet de la contrainte en compression est beaucoup plus prononcé que celui en traction. En traction, après déformation plastique, une nette différence apparaît entre les états sous charge et au repos. À contrainte nulle, le matériau déformé se retrouve dans un état magnétique plus dégradé. Un état déformé sous contrainte en traction permet de réduire la détérioration jusqu'à une valeur de contrainte optimale. Au-delà, de cette valeur, le comportement a tendance à se dégrader progressivement. En compression, nous ne notons pas de phénomènes similaires à ceux rencontrés en traction. Le chargement en compression dégrade toujours le comportement magnétique.

La suite immédiate de ce travail concerne une amélioration du dispositif permettant une caractérisation magnétique sous compression dans le but d'atteindre un niveau plus élevé des déformations plastiques. Les résultats obtenus doivent permettre de confronter et de tester les modèles décrivant le comportement magnéto-mécaniques des tôles. Le ou les modèles choisis devraient nous permettre la poursuite de notre objectif global qui consiste à développer un modèle complet multi-physique permettant de déterminer l'impact d'un procédé sur les performances magnétiques du produit de manière d'une part à optimiser le procédé et d'autre part à adapter la géométrie de la machine au procédé de manière à minimiser l'impact de ce dernier.

VIII. Références

- [1] « Règlement No 443/2009 du parlement européen du conseil. » 2009.
- [2] R. Ramarotafika, « Modélisation stochastique de la variabilité des propriétés », Thèse de Doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2012.
- [3] F. Libert et J. Soulard, « Manufacturing methods of stator cores with concentrated windings », in *Proceedings of IET International Conference on Power Electronics, Machines and Drives PEMD*, 2006, p. 676–680.
- [4] « Étapes : sept millions d’alternateurs sont sortis de Valeo Étapes en 2013 », *La Voix Du Nord*, 19-oct-2014.
- [5] P. Brissonneau, *Magnétisme et matériaux magnétiques pour l’électrotechnique*. Paris: Hermès, 1997.
- [6] J-P. Bâillon et J-M. Dorlot, *Des matériaux*. Montréal: Presses internationales Polytechnique, Romanes, 2000.
- [7] G. Bertotti, *Hysteresis in magnetism: for physicists, materials scientists, and engineers*. San Diego: Academic Press, 1998.
- [8] V.M Klechkowski, « Justification of the rule for successive filling of (n+1) groups », *SovPhys-JETP*, vol. 14, p. 334-335, 1962.
- [9] W Pauli, « Exclusion principle and quantum mechanics », *Elsevier Publ. Co.*, 1946.
- [10] G. K. Woodgate, *Elementary atomic structure*, 2. ed., Reprinted. Oxford: Clarendon Press, 1992.
- [11] G. Bertotti, « General properties of power losses in soft ferromagnetic materials », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 24, n° 1, p. 621-630, janv. 1988.
- [12] L. Arbenz, « Caractérisation des propriétés électromagnétiques des matériaux magnétiquement doux : application aux roues polaires de machine à griffes par », Thèse de Doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2016.
- [13] J-C. Bavay et J. Verdun, « Alliages fer-silicium », *Tech. L’ingénieur Traité Génie Électr. D2110*, 1991.
- [14] D. Dietrich, *Magnetically Soft Materials.*, vol. 2. ASM Handbook Materials, 1990.
- [15] T-D. Yensen, « Magnetic and other properties of iron-silicon alloys, melted in vacuo », *Univ. Ill. Eng. Exp. Stn. Bull. No 83*, 1915.
- [16] P. Brissonneau, « Non_oriented electrical steel », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 41, n° 1-3, p. 38-46, 1984.
- [17] A. Chaudhury, « Low silicon non-grain-oriented electrical steel: Linking magnetic properties with metallurgical factors », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 313, n° 1, p. 21-28, juin 2007.
- [18] D. Moseley, Y. Hu, V. Randle, et T. Irons, « Role of silicon content and final annealing temperature on microtexture and microstructure development in non-oriented silicon steel », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 392, n° 1-2, p. 282-291, févr. 2005.
- [19] Claire Shayez, « Fatigue d’aciers Fe-Si pour alterno-démarrreur : comportement et prédiction de durée de vie », Thèse de Doctorat, Université Lille1, 2015.
- [20] T. Chin, C. Chang et T. Wu, « The effect of carbon on magnetic properties of an Fe-Cr-Co permanent magnet alloy. » *IEEE Transactions on Magnetics*, 1982, vol. 18, no 2, p. 781-788.
- [21] R. Ranjan, D.C. Jiles, et P. K. Rastogi, « Magnetic properties of decarburized steels: an investigation of the effects of grain size and carbon content », *Magn. IEEE Trans. On*, vol. 23, n° 3, p. 1869–1876, 1987.
- [22] G. Lyudkovsky et J. M. Shapiro, « Effect of aluminum content and processing on texture and permeability of lamination steels », *J. Appl. Phys.*, vol. 57, n° 8, p. 4235, 1985.
- [23] C.K. Hou, C.T. Hu, et S. Lee, « The effect of aluminium on the magnetic properties of lamination steels », *Magn. IEEE Trans. On*, vol. 27, n° 5, p. 4305–4309, 1991.

- [24] T. Nakayama et N. Honjou, « Effect of aluminum and nitrogen on the magnetic properties of non-oriented semi-processed electrical steel sheet », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 213, n° 1, p. 87–94, 2000.
- [25] C. K. Hou, C. T. Hu and S. Lee, « Effect of Residual Aluminium on the Microstructure and Magnetic Properties of Low Carbon Electrical Steels », *Materials Science and Engineering: A*, 1990, vol. 125, no 2, p. 241-247.
- [26] C.K. Hou, C.T. Hu, et S. Lee, « The effect of phosphorus on the core loss of lamination steels », *Journal of magnetism and magnetic materials*, 109(1), 7-12. », 1991.
- [27] I. Tanaka et H. Yashiki, « Magnetic properties and recrystallization texture of phosphorus-added non-oriented electrical steel sheets », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 304, n° 2, p. e611-e613, sept. 2006.
- [28] C.K. Hou et P.C. Wang, « Effects of composition and process variables on core loss and hardness of low carbon electrical steels », *Journal of magnetism and magnetic materials*, 92(1), 109-115., 1990.
- [29] J-T. Park et J.A. Szpunar, « Effect of initial grain size on texture evolution and magnetic properties in nonoriented electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 321, n° 13, p. 1928-1932, juill. 2009.
- [30] T. Nakayama et T. Tanaka, « Effects of titanium on magnetic properties of semi-processed non-oriented electrical steel sheets », *J. Mater. Sci.*, vol. 32, n° 4, p. 1055–1059, 1997.
- [31] C. K. Hou, C. T. Hu, et S. Lee, « The effect of titanium and niobium on degradation of magnetic properties of lamination steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 87, n° 1-2, p. 44-50, juin 1990.
- [32] T. Nakayama et N. Honjou, « Effect of Zirconium on the Magnetic Properties of Nonoriented Semiprocessed Electrical Steel Sheet », *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 9, n° 5, p. 552-556, oct. 2000.
- [33] H. Dong, Y. Zhao, X. Yu, et F. Lian, « Effects of Sn Addition on Core Loss and Texture of Non-Oriented Electrical Steels », *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 16, n° 6, p. 86-89, nov. 2009.
- [34] K. C. Liao, « The effect of manganese and sulfur contents on the magnetic properties of cold rolled lamination steels », *Metall. Trans. A*, vol. 17, n° 8, p. 1259–1266, 1986.
- [35] P. Rastogi, « Effect of manganese and sulfur on the texture and magnetic properties of non-oriented steel », *Magn. IEEE Trans. On*, vol. 13, n° 5, p. 1448–1450, 1977.
- [36] T. Nakayama, N. Honjou, T. Minaga, et H. Yashiki, « Effects of manganese and sulfur contents and slab reheating temperatures on the magnetic properties of non-oriented semi-processed electrical steel sheet », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 234, n° 1, p. 55–61, 2001.
- [37] Y. Oda, Y. Tanaka, A. Chino, et K. Yamada, « The effects of sulfur on magnetic properties of non-oriented electrical steel sheets », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 254, p. 361–363, 2003.
- [38] R. Lemaitre et T. Belgrand, « Matériaux magnétiques doux cristallins. Acier électrique à grains orientés. », *Tech. L'ingénieur Convers. Energ. Électr. D2124 V1*.
- [39] T. Waeckerle, « Matériaux magnétiques doux cristallins. Tôles magnétiques fer-silicium non orientées (NO) », *Tech. L'ingénieur Convers. Energ. Électr. D2123 V1*, 2013.
- [40] O. Hubert, « Influence des contraintes internes et de la structure des dislocations sur les couplages magnéto-mécaniques dans les alliages Fe-3%Si à grains non orientés. », Université de Technologie de Compiègne, 1998.
- [41] F. Fiorillo et F. Mazaleyrat, « Mesures magnétique - Principes et production des champs magnétiques. », *Tech. Ing. Génie Électr.*, vol. 2, n° D1504, 2009.
- [42] F. Fiorillo et F. Mazaleyrat, « Mesures magnétiques: Mesurage des propriétés magnétiques des matériaux », *Tech. Ing. Génie Électr.*, vol. 2, n° D1505, 2009.
- [43] Institute of Electrical and Electronics Engineers, IEEE Power Electronics Society, et Electronics Transformers Technical Committee, *IEEE standard for test procedures for magnetic cores*. New York, NY, USA: Institute of Electrical and Electronics Engineers, 1992.
- [44] S. L. Burgwin, « A Method of Magnetic Testing for Sheet Material », *Rev. Sci. Instrum.*, vol. 7, n° 7, p. 272-277, juillet. 1936.

- [45] International Electrotechnical Commission, *Magnetic materials. Matériaux magnétiques*. Geneva: International Electrotechnical Commission, 2008.
- [46] J. Sievert, « Determination of AC magnetic power loss of electrical steel sheet: Present status and trends », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 20, n° 5, p. 1702-1707, sept. 1984.
- [47] « 60404-3, IEC Standard Publication, Methods of measurement of the magnetic properties of electrical steel sheet and strip by means of a single sheet tester, Geneva, Switzerland: International Electrotechnical Commission, 2000. » .
- [48] G. Loisos et A.J. Moses, « Critical evaluation and limitations of localized flux density measurements in electrical steels », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 37, n° 4, p. 2755-2757, juill. 2001.
- [49] A.A.-E. Abdallah, P. Sergeant, G. Crevecoeur, L. Vandebossche, L. Dupre, et M. Sablik, « Magnetic Material Identification in Geometries With Non-Uniform Electromagnetic Fields Using Global and Local Magnetic Measurements », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 45, n° 10, p. 4157-4160, oct. 2009.
- [50] O. Stupakov, H. Kikuchi, T. Liu, et T. Takagi, « Applicability of local magnetic measurements », *Measurement*, vol. 42, n° 5, p. 706-710, juin 2009.
- [51] A P Chattock, « On a Magnetic Potentiometer », *Proc. Phys. Soc. Lond.*, vol. 9, n° 1, p. 23-26, avr. 1887.
- [52] T. Nakata, Y. Kawase, et M. Nakano, « Improvement of measuring accuracy of magnetic field strength in single sheet testers by using two H coils », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 23, n° 5, p. 2596-2598, sept. 1987.
- [53] O. Stupakov, « Investigation of applicability of extrapolation method for sample field determination in single-yoke measuring setup », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 307, n° 2, p. 279-287, déc. 2006.
- [54] S. Tumanski, « A multi-coil sensor for tangential magnetic field investigations », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 242-245, p. 1153-1156, avr. 2002.
- [55] A.A.E Abdallah et L. Dupré, « A Rogowski–Chattock coil for local magnetic field measurements: sources of error », *Meas. Sci. Technol.*, vol. 21, n° 10, p. 107003, oct. 2010.
- [56] ISO 6892-1:2009(E), « Metallic materials - Tensile testing-Part 1: Method of test at room temperature. »
- [57] ISO 4506:1979, « Métaux-durs - Essai de compression. »
- [58] ISO 6784:1982, « Béton - Détermination du module d'élasticité statique en compression. »
- [59] ISO 604:2002, « Plastics - Determination of compressive properties. »
- [60] E. Yousef, « Etude théorique et expérimentale du flambement des pieux. », l'Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, 1994.
- [61] D. François,, « Essais mécaniques des métaux », *Essais Dureté Tech. L'ingénieur Matér. Métalliques MB2 M123 M*, vol. 123, 2004.
- [62] I. Farooq, « Difference between rockwell, brinell, vickers and knoop hardness test. »
- [63] F. Bohn, A. Gündel, F. J. G. Landgraf, A. M. Severino, et R. L. Sommer, « Magnetostriction in non-oriented electrical steels », *Phys. B Condens. Matter*, vol. 384, n° 1-2, p. 294-296, oct. 2006.
- [64] G. H. Shirkoohi, « Magnetostrictive properties of non-oriented electrical steel under third-harmonic distorted flux conditions », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 112, n° 1, p. 215–218, 1992.
- [65] G. H. Shirkoohi et A. J. Moses, « Effects of stress on magnetostrictive properties of low silicon non-oriented electrical steel », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 83, n° 1, p. 177–178, 1990.
- [66] J. Lu et Society for Experimental Mechanics (U.S.), Éd., *Handbook of measurement of residual stresses*. Lilburn, GA : Upper Saddle River, NJ: Fairmont Press ; Distributed by Prentice Hall PTR, 1996.
- [67] G. H. Shirkoohi et M. Boukhalfa, « Effect of stress on deviation of the in-plane flux from the longitudinal direction in single strip testers », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 133, n° 1, p. 443–445, 1994.

- [68] M. LoBue, V. Basso, F. Fiorillo, et G. Bertotti, « Effect of tensile and compressive stress on dynamic loop shapes and power losses of Fe-Si electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 196, p. 372–374, 1999.
- [69] V. E. Lordache, E. Hug, et N. Buiron, « Magnetic behaviour versus tensile deformation mechanisms in a non-oriented Fe-(3 wt.%)Si steel », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 359, n° 1-2, p. 62-74, oct. 2003.
- [70] V. E. Lordache, F. Ossart, et E. Hug, « Magnetic characterisation of elastically and plastically tensile strained non-oriented Fe-3.2% Si steel », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 254, p. 57–59, 2003.
- [71] D. Miyagi, K. Miki, M. Nakano, et N. Takahashi, « Influence of Compressive Stress on Magnetic Properties of Laminated Electrical Steel Sheets », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 46, n° 2, p. 318-321, févr. 2010.
- [72] Y. Oda, H. Toda, N. Shiga, S. Kasai, et T. Hiratani, « Effect of Si Content on Iron Loss of Electrical Steel Sheet Under Compressive Stress », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 50, n° 4, p. 1-4, avr. 2014.
- [73] F. J. G. Landgraf, M. Emura, K. Ito, et P. S. G. Carvalho, « Effect of plastic deformation on the magnetic properties of non-oriented electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 215, p. 94–96, 2000.
- [74] O. Hubert, L. Hirsinger, et E. Hug, « Experimental influence of internal stresses on the anhysteretic curve of 3% SiFe nonoriented alloys », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 196, p. 322–324, 1999.
- [75] E. Hug, O. Hubert, I. Guillot, « Effect of strengthening on the magnetic behaviour of ordered intermetallic 2% V-CoFe alloys », *Journal of magnetism and magnetic materials*, 215, 197-200.
- [76] D. L. Rodrigues, « Effect of Plastic Deformation on the Excess Loss of Electrical Steel », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 48, n° 4, p. 1425-1428, avr. 2012.
- [77] P. Baudouin et Y. Houbaert, « The study of two different strain paths on the deterioration of the magnetic properties of non-oriented electrical steels », *Journal of magnetism and magnetic materials*, 2003, vol. 260, no 1, p. 19-22.
- [78] C-G. Stefanita, D-L. Atherton, et L. Clapham, « Plastic versus elastic deformation effects on magnetic Barkhausen noise in steel », *Acta Mater.*, vol. 48, n° 13, p. 3545–3551, 2000.
- [79] E. Hug, O. Hubert, et J. J. Van Houtte, « Effect of internal stresses on the magnetic properties of non-oriented Fe-3wt.% Si and (Fe, Co)-2wt.% V alloys », *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 332, n° 1, p. 193–202, 2002.
- [80] E. Hug, O. Hubert, et M. Clavel, « Some aspects of the magnetomechanical coupling in the strengthening of nonoriented and grain-oriented 3% sife alloys », *Magn. IEEE Trans. On*, vol. 33, n° 1, p. 763–771, 1997.
- [81] V-E. Lordache, « Suivi de l'état de contraintes, appliquées et internes, des alliages ferromagnétiques doux par mesure de leur propriétés magnétiques », Université de Technologie de Compiègne, 2003.
- [82] A. Schoppa, J. Schneider, C.-D. Wuppermann, et T. Bakon, « Influence of welding and sticking of laminations on the magnetic properties of non-oriented electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 254, p. 367–369, 2003.
- [83] A. Krings, S. Nategh, O. Wallmark, et J. Soulard, « Influence of the welding process on the magnetic properties of a slot-less permanent magnet synchronous machine stator core », in *Electrical Machines (ICEM), 2012 XXth International Conference on*, 2012, p. 1333–1338.
- [84] M. Emura, F. J. G. Landgraf, W. Ross, et J. R. Barreta, « The influence of cutting technique on the magnetic properties of electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 254, p. 358–360, 2003.
- [85] Y. Kurosaki, H. Mogi, H. Fujii, T. Kubota, et M. Shiozaki, « Importance of punching and workability in non-oriented electrical steel sheets », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 320, n° 20, p. 2474-2480, oct. 2008.

- [86] E. G. Araujo, J. Schneider, K. Verbeken, G. Pasquarella, et Y. Houbaert, « Dimensional effects on magnetic properties of Fe–Si steels due to laser and mechanical cutting », *Magn. IEEE Trans. On*, vol. 46, n° 2, p. 213–216, 2010.
- [87] A. Belhadj, P. Baudouin, F. Breaban, A. Deffontaine, M. Dewulf, et Y. Houbaert, « Effect of laser cutting on microstructure and on magnetic properties of grain non-oriented electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 256, n° 1, p. 20–31, 2003.
- [88] S. Hasani, M. Shamanian, A. Shafyeyi, P. Behjati, M. Nezakat, M. Fathi-Moghaddam & J-A Szpunar. « Influence of annealing treatment on micro/macro-texture and texture dependent magnetic properties in cold rolled FeCo–7.15V alloy », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 378, p. 253-260, mars 2015.
- [89] W.M Arshad,T. Ryckebush,F. Magnussen,H. Lendenmann,J. Soulard,B. Eriksson & B.Malmros. Incorporating lamination processing and component manufacturing in electrical machine design tools », in *Industry Applications Conference, 2007. 42nd IAS Annual Meeting. Conference Record of the 2007 IEEE*, 2007, p. 94–102.
- [90] A. Maillard, *Découpage des tôles à la presse*. Ed. Techniques Ingénieur, 2009.
- [91] *La découpe industrielle des aciers de construction*. Ed. Techniques Ingénieur, 2007.
- [92] M. Imafuku, H. Suzuki, K. Akita, K. Iwata, et M. Fujikura, « Effects of laser irradiation on iron loss reduction for Fe–3%Si grain-oriented silicon steel. », *Acta Mater.*, vol. 53, n° 4, p. 939-945, févr. 2005.
- [93] L. Vignardet, *Découpage au jet de fluide, Oxycoupage, jet de plasma, laser et jet d'eau sous pression*. Ed. Techniques Ingénieur, 1989.
- [94] D. Kremer, *Usinage par électroérosion*. Ed. Techniques Ingénieur, 2010.
- [95] G. Cannet, *Coupage thermique et coupage au jet d'eau*. Ed. Techniques Ingénieur, 1989.
- [96] M. Tietz, F. Herget, G. von Pflingsten, S.n Steentjes, K. Telger, et Kay Hameyer, « Effects and advantages of high-strength non grain oriented (NGO) electrical steel for traction drives. », in *Electric Drives Production Conference (EDPC), 2013 3rd International*, 2013, p. 1–6.
- [97] R. Siebert, J. Schneider, et E. Beyer, « Laser Cutting and Mechanical Cutting of Electrical Steels and its Effect on the Magnetic Properties », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 50, n° 4, p. 1-4, avr. 2014.
- [98] G. Loisos et A. J. Moses, « Effect of mechanical and Nd:YAG laser cutting on magnetic flux distribution near the cut edge of non-oriented steels », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 161, n° 1-2, p. 151-155, avr. 2005.
- [99] P. Baudouin, A. Belhadj, F. Breaban, A. Deffontaine, et Y. Houbaert, « Effects of laser and mechanical cutting modes on the magnetic properties of low and medium Si content nonoriented electrical steels », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 38, n° 5, p. 3213-3215, sept. 2002.
- [100] A. Schoppa, H. Louis, F. Pude, et C. von Rad, « influence of abrasive waterjet cutting on the magnetic. », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 254-255, p. 370-372, 2003.
- [101] Anis Ben Ismail, « Modélisation de la découpe des toles ferromagnétiques », thèse de doctorat, Faculté des sciences et de genie université Laval Quebec, 2007.
- [102] Souleymane RAMDE, « Simulation numérique d'une opération de découpage et méthodologie de calcul pour optimiser la qualité de la pièce découpée et les sollicitations de l'outillage », Thèse de doctorat, Université Toulouse III - Paul Sabatier, 2010.
- [103] R. Hambli, « BLANKSOFT: a code for sheet metal blanking processes optimization », *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 141, n° 2, p. 234-242, oct. 2003.
- [104] R. HAMBli et A. POTIRON, *Modélisation et simulation du découpage des tôles*. Ed. Techniques Ingénieur, 2004.
- [105] A. Maillard, « Etude Experimentale Et Theorique Du Decoupage », Université de Technologie de Compiègne, 1991.
- [106] S. Jana et N. S. Ong, « Effect of punch clearance in the high-speed blanking of thick metals using an accelerator designed for a mechanical press », *J. Mech. Work. Technol.*, vol. 19, n° 1, p. 55–72, 1989.

- [107] P. Baudouin, M. De Wulf, L. Kestens, et Y. Houbaert, « The effect of the guillotine clearance on the magnetic properties of electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 256, n° 1, p. 32–40, 2003.
- [108] S-K. Kuo, W-C. Lee, S-Y. Lin, et C-Y. Lu, « The influence of cutting edge deformations on magnetic performance degradation of electrical steel. », présenté à 2014 17th International Conference on Electrical Machines and Systems (ICEMS), China, 2014.
- [109] A. M. Goijaerts, L. E. Govaert, et F. P. T. Baaijens, « Experimental and Numerical Investigation on the Influence of Process Speed on the Blanking Process », *J. Manuf. Sci. Eng.*, vol. 124, n° 2, p. 416, 2002.
- [110] A. Pulnikov, P. Baudouin, et J. Melkebeek, « Induced stresses due to the mechanical cutting of non-oriented electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 254, p. 355–357, 2003.
- [111] A. J. Moses, N. Derebasi, G. Loisos, et A. Schoppa, « Aspects of the cut-edge effect stress on the power loss and flux density distribution in electrical steel sheets », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 215, p. 690–692, 2000.
- [112] T. Nakata, M. Nakano, et K. Kawahara, « Effects of stress due to cutting on magnetic characteristics of silicon steel », *Magn. Jpn. IEEE Transl. J. On*, vol. 7, n° 6, p. 453–457, 1992.
- [113] A. Pulnikov, « Modification of the magnetic properties of non oriented electrical steels by the production of electromagnetic devices. », Phd thesis, Ghent university, Faculty of engineering, 2004.
- [114] F. Ossart, E. Hug, O. Hubert, C. Buvat, et R. Billardon, « Effect of punching on electrical steels: Experimental and numerical coupled analysis », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 36, n° 5, p. 3137-3140, sept. 2000.
- [115] K. Senda, M. Ishida, Y. Nakasu, et M. Yagi, « Influence of shearing process on domain structure and magnetic properties of non-oriented electrical steel », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 304, n° 2, p. e513-e515, sept. 2006.
- [116] Z. Gmyrek et A. Cavagnino, « Analytical method for determining the damaged area width in magnetic materials due to punching process », in *IECON 2011-37th Annual Conference on IEEE Industrial Electronics Society*, 2011, p. 1764–1769.
- [117] Z. Gmyrek, A. Cavagnino, et L. Ferraris, « Estimation of magnetic properties and damaged area width due to punching process: Modeling and experimental research », in *Electrical Machines (ICEM), 2012 XXth International Conference on*, 2012, p. 1301–1308.
- [118] Z. Gmyrek, A. Cavagnino, et L. Ferraris, « Estimation of the Magnetic Properties of the Damaged Area Resulting From the Punching Process: Experimental Research and FEM Modeling », *IEEE Trans. Ind. Appl.*, vol. 49, n° 5, p. 2069-2077, sept. 2013.
- [119] M. Bali, H. De Gersem, et A. Muetze, « Finite-Element Modeling of Magnetic Material Degradation Due to Punching », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 50, n° 2, p. 745-748, févr. 2014.
- [120] A. Kedous-Lebouc, O. Messal, et A. Youmssi, « Joint punching and frequency effects on practical magnetic characteristics of electrical steels for high-speed machines », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 426, p. 658-665, mars 2017.
- [121] K. Lange, Éd., *Handbook of metal forming*, 1st ed. Dearborn, Mich: Society of Manufacturing Engineers, 1995.
- [122] R. Cazes, *Soudage Laser. Faiscesux Lasers Puissance*. Ed. Techniques Ingénieur, 2001.
- [123] T. Markovits et J. Takács, « Edge welding of laminated steel structure by pulsed Nd:YAG laser », *Phys. Procedia*, vol. 5, p. 47-52, 2010.
- [124] J. Nicolics, L. Musiejovsky, M. Mundlein, H. Zehetner, J. Steurer, I. Giouroudi & H. Hauser, « Laser Welding Process and Packaging for Magnetic Field Sensors », in *Electronics Technology, 2006. ISSE'06. 29th International Spring Seminar on*, 2006, p. 469–474.
- [125] J. Wang, J. Li, X. Wang, J. Tian, C. Zhang, et S. Zhang, « Effect of Heating Rate on Microstructure Evolution and Magnetic Properties of Cold Rolled Non-Oriented Electrical Steel », *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 17, n° 11, p. 54-61, nov. 2010.

- [126] E. J. Gutiérrez-Castañeda et A. Salinas-Rodríguez, « Effect of annealing prior to cold rolling on magnetic and mechanical properties of low carbon non-oriented electrical steels », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 323, n° 20, p. 2524-2530, oct. 2011.
- [127] M. Z. Salih, B. Weidenfeller, N. Al-hamdany, H.-G. Brokmeier, et W. M. Gan, « Magnetic properties and crystallographic textures of Fe 2.6% Si after 90% cold rolling plus different annealing », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 354, p. 105-111, mars 2014.
- [128] P. Bertoldi, A. T. de Almeida, et H. Falkner, Éd., *Energy efficiency improvements in electric motors and drives*. Berlin : New York: Springer, 2000.
- [129] M. Périn, « Produits plats minces - Parachèvement. », *Tech. L'ingénieur*, 1996.
- [130] A. Mkaddem et A. Potiron, « Étude expérimentale du pliage de tôles : application aux aciers HLE. », 2006.
- [131] C.-K. Hou et S. Lee, « Effect of rolling strain on the loss separation and permeability of lamination steels », *Magn. IEEE Trans. On*, vol. 30, n° 2, p. 212–216, 1994.
- [132] D. Van Hoecke, S. Jacobs, L. Vandebossche, B. Weber, et E. Attrazic, « Effect of punching and stress concentrations on mechanical behaviour of electrical steels », in *Electric Vehicle Symposium and Exhibition (EVS27), 2013 World*, 2013, p. 1–6.
- [133] A. Boglietti, A. Cavagnino, M. Lazzari, et M. Pastorelli, « Effects of punch process on the magnetic and energetic properties of soft magnetic material », in *Electric Machines and Drives Conference, 2001. IEMDC 2001. IEEE International*, 2001, p. 396–399.
- [134] A. Lacam et M. Lallemand, « Influence de la pression sur la conductivité électrique des solides », *J. Phys.*, vol. 25, n° 4, p. 402–424, 1964.
- [135] R. Ramarotafika, A. Benabou, S. Clenet, et J. C. Mipo, « Experimental Characterization of the Iron Losses Variability in Stators of Electrical Machines », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 48, n° 4, p. 1629-1632, avr. 2012.
- [136] M.-S. Lim, J.-H. Kim, et J.-P. Hong, « Experimental Characterization of the Slinky-Laminated Core and Iron Loss Analysis of Electrical Machine », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 51, n° 11, p. 1-4, nov. 2015.
- [137] O. Hubert, « Comportement magnéto-mécanique des matériaux magnétiques. », Thèse d'Habilitation à Diriger des Recherches, école Normale supérieure de Cachan, 2008.
- [138] V. Permiakov, « 1D and 2D Magnetization in Electrical Steels under Uniaxial Stress. », Phd Thesis, Ghent university, 2005.
- [139] A. Belahcen, « Magnetoelasticity, magnetic forces and magnetostriction in electrical machines », Helsinki University of Technology, Espoo, 2004.
- [140] T. Belgrand, « Measurement of grain oriented electrical steel properties using IEC 404-3 standard », *J. Phys. IV*, vol. 08, n° PR2, p. Pr2-737-Pr2-740, juin 1998.
- [141] K. Matsubara, T. Nakata, N. Takahashi, K. Fujiwara, et M. Nakano, « Effects of the overhang of a specimen on the accuracy of a single sheet tester », *Phys. Scr.*, vol. 40, n° 4, p. 529-531, oct. 1989.
- [142] T. Nakata, N. Takahashi, Y. Kawase, M. Nakano, M. Miura, et J. Sievert, « Numerical analysis and experimental study of the error of magnetic field strength measurements with single sheet testers », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 22, n° 5, p. 400-402, sept. 1986.
- [143] T. Nakata, Y. Kawase, et M. Nakano, « Accuracy of magnetic field strength measurement by single sheet testers. », *IEEJ Trans. Fundam. Mater.*, vol. 106, n° 12, p. 565-572, 1986.
- [144] T. Nakata, N. Takahashi, K. Fujiwara, M. Nakano, et T. Kayada, « Effects of eddy currents in the specimen in a single sheet tester on measurement errors », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 26, n° 5, p. 1641-1643, sept. 1990.
- [145] M. Mikulec, « Accuracy of single sheet testers », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 112, n° 1-3, p. 112-114, juill. 1992.
- [146] H. Pftzner et P. Schonhuber, « On the problem of the field detection for single sheet testers », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 27, n° 2, p. 778-785, mars 1991.
- [147] A. J. Moses, « Recent Advances in Experimental Methods for the Investigation of Silicon Iron », *Phys. Scr.*, vol. T24, p. 49-53, janv. 1988.

- [148] J. Sievert, « Determination of AC magnetic power loss of electrical steel sheet: Present status and trends », *IEEE Trans. Magn.*, vol. 20, n° 5, p. 1702-1707, sept. 1984.
- [149] J. Sievert, « The measurement of magnetic properties of electrical sheet steel – survey on methods and situation of standards », *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 215-216, p. 647-651, juin 2000.
- [150] M. Delage, « Contribution à l'étude du comportement magnétodynamique des tôles fer silicium à grains non orientés », Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie (Paris), 1997.
- [151] M. Rekik, « Mesure et modélisation du comportement magnéto-mécanique dissipatif des matériaux ferromagnétiques à haute limite élastique sous chargement multiaxial : application aux génératrices à grandes vitesses pour l'aéronautique », Thèse de doctorat, Ecole Normale supérieur de Cachan, 2013.
- [152] E. E. Holt, *Early age autogenous shrinkage of concrete*. Espoo: Technical Research Centre of Finland, 2001.
- [153] D. Niknezhad, « Contribution à l'étude du comportement mécanique, du retrait et des propriétés de transport des bétons autoplaçants avec additions minérales: approche expérimentale et numérique », Thèse de doctorat, INSA de Rennes, 2015.
- [154] F. K. Abu-Farha, M. A. Nazzal, et R. Curtis, « The Effects of Specimen Geometry on the Accuracy of Tensile Testing of Metallic Superplastic Materials », *Key Eng. Mater.*, vol. 433, p. 325-331, juin 2010.
- [155] E. Kula et N. FaheyY, « The effect of specimen geometry on determination of elongation of sheet tensile specimens. », présenté à Seventh SAGAMORE ordnance materials research conference, 1960.
- [156] Y. Zhao *et al.*, « Influence of specimen dimensions on the tensile behavior of ultrafine-grained Cu », *Scr. Mater.*, vol. 59, n° 6, p. 627-630, sept. 2008.

IMPACT DU PROCÉDÉ DE FABRICATION DES STATORS SLINKY SUR LES PROPRIÉTÉS DES MATÉRIAUX

RÉSUMÉ : La machine synchrone à griffes est un dispositif très utilisé comme alternateur dans l'automobile. La fabrication de cette machine, produite en masse, met en œuvre des procédés impactant les caractéristiques des matériaux ferromagnétiques et donc, in fine, les performances de l'alternateur. Ce travail de thèse est donc consacré à étudier l'impact du processus de fabrication d'un stator Slinky (basé sur un enroulement d'une bande de tôle plutôt qu'un empilement) sur les propriétés magnétiques. Pour ce faire, une première partie du travail consiste à quantifier l'impact de chaque procédé mis en œuvre. Le but est de séparer les procédés les plus fortement impactant. Une campagne de caractérisation magnétique, sur des échantillons prélevés avant et après chaque procédé, a été réalisée.

Les résultats montrent que le procédé d'enroulement est l'étape la plus destructive à cause des déformations et des contraintes engendrées dans le plan de la tôle à la fois en traction et en compression. L'optimisation de ce procédé nécessite donc d'établir le lien entre les propriétés mécaniques et magnétiques. Nous proposons une nouvelle méthode de caractérisation magnéto-mécanique. Elle permet de réaliser une caractérisation magnétique sous chargement uni axial en traction et en compression. Enfin, nous présentons des résultats montrant l'évolution du comportement magnétique, d'un matériau FeSi NO, en fonction de la déformation et de la contrainte appliquée.

Mots clés : Matériau Magnétique Doux, Caractérisation, Procédés de Fabrications, Machines Électriques.

IMPACT OF MANUFACTURING PROCESS OF SLINKY STATORS ON THE PROPERTIES OF MATERIAL

ABSTRACT: The synchronous claw pole machine represents a widely used device, as an alternator, in the automobile industry. The production of this machine implements a line of several processes which impact the characteristics of ferromagnetic materials and, ultimately, the performance of the alternator. Therefore, this work is devoted to studying the impact of the manufacturing processes of a Slinky stator (based on a rolled sheet metal strip rather than stacked sheets) on the magnetic properties. To reach our goal, a first task consists in quantifying the impact of each manufacturing process. The aim is to separate the most detrimental processes. Thus, a magnetic measurement campaign was carried out on samples withdrawn before and after each process.

The results show that the rolling step represents the most detrimental process due to the generated stresses and strains in the plane of the sheet in both modes (tension and compression). Therefore, the optimization of this process requires setting up the link between the mechanical and magnetic properties. Hence, we propose a new method of magneto-mechanical characterization. It enables to carry out magnetic measurements under uniaxial loading (tension and compression). Finally, we present results showing the evolution of the magnetic behavior of a FeSi NO material depending on the applied stress and strain.

Keywords : Soft Magnetic Material, Characterization, Manufacturing process, Electrical machines.