



HAL
open science

**Contribution à l'identification de l'interaction
paramètres procédés – propriétés d'emploi des produits :
Application au forgeage et aux propriétés
électromagnétiques d'une roue polaire d'alternateur**

Marc Borsenberger

► **To cite this version:**

Marc Borsenberger. Contribution à l'identification de l'interaction paramètres procédés – propriétés d'emploi des produits : Application au forgeage et aux propriétés électromagnétiques d'une roue polaire d'alternateur. Génie mécanique [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2018. Français. NNT : 2018ENAM0015 . tel-03270908

HAL Id: tel-03270908

<https://pastel.hal.science/tel-03270908v1>

Submitted on 25 Jun 2021

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 – Procédés de Fabrication »

présentée et soutenue publiquement par

Marc BORSENBARGER

Le 12 avril 2018

**Contribution à l'identification de l'interaction paramètres
procédés – propriétés d'emploi des produits : Application au forgeage
et aux propriétés électromagnétiques d'une roue polaire d'alternateur**

Directeur de thèse : **Pr. Régis BIGOT**

Co-encadrement de la thèse : **M. Abdelkader BENABOU et M. Cyrille BAUDOIN**

Jury

M. Pierre-Yves MANACH, Professeur des Universités, Université de Bretagne Sud
Mme Nathalie BOUDEAU, Professeure des Universités, FEMTO, Université de Franche-Comté
M. Anouar BELAHSEN, Professeur, Université d'Aalto, Finlande
Mme Sophie RIVOIRARD, Ingénieure de recherche CNRS, Institut Néel, Université Grenoble
M. Stéphane CLENET, Professeur des Universités, ENSAM de Lille
M. Régis BIGOT, Professeur des Universités, LCFC, ENSAM de Metz
M. Abdelkader BENABOU, Maître de conférences HdR, L2EP, Université de Lille
M. Cyrille BAUDOIN, Maître de conférences, LCFC, ENSAM de Metz
M. Pierre FAVEROLLE, Chef de projets, Valeo Electrical Systems, Créteil

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Examinateur
Invité

Avis de confidentialité

Les informations contenues dans ce document sont strictement confidentielles pour une durée fixée à 3 années après la soutenance de thèse. La fin de la période de confidentialité est le 12 avril 2021.

Toute reproduction, distribution ou utilisation des informations contenues dans ce mémoire de thèse sans l'accord préalable des laboratoires LCFC et L2EP et de l'industriel Valeo Electrical Systems ou toute autre acteur de ce projet est interdite et illégale.

Remerciements

Cette thèse est le fruit de la collaboration d'un ensemble de personnes et notamment du partenariat entre trois entités distinctes de par leur domaine de compétences, leurs attentes scientifiques et leur situation géographique : Valeo Créteil et les laboratoires L2EP à Lille et le LCFC à Metz.

Je remercie tout d'abord mon directeur de thèse Régis BIGOT. Il m'a offert l'opportunité de rejoindre le LCFC à mes débuts en 2014 en tant qu'ingénieur d'études chez AMValor. Il m'a ensuite fait confiance en me proposant d'effectuer une thèse dans son équipe, ce qui en plus m'a amené à découvrir sa région natale. Il a su libérer son emploi du temps très saturé pour réaliser des réunions efficaces, orienter les axes du travail et renforcer la coopération entre les différentes entités. Il a pu également s'appuyer sur le reste de l'équipe encadrante, Abdelkader BENABOU et Cyrille BAUDOJIN, que je remercie très chaleureusement. J'ai réellement eu beaucoup de plaisir à travailler avec vous deux, que ce soit d'un point de vue scientifique ou social. Abdelkader, tu as donné énormément pour m'apprendre l'électromagnétisme dans les matériaux, la modélisation pas toujours triviale avec code_Carmel, mettre au point le banc de caractérisation, relire les articles scientifiques et préparer mes séjours à Lille notamment en me trouvant une chambre même quand cela paraissait impossible. Cyrille, tu as toujours été de bon conseil, notamment sur la partie analyses des mesures. Tu as la capacité impressionnante de comprendre les phénomènes physiques même s'ils ne correspondent pas à ton domaine de spécialisation. Je me souviendrai de ton investissement à 200% sur la fin de thèse, que ce soit pour les corrections du manuscrit ou encore la préparation de la soutenance qui s'est même accompagnée d'un repas à domicile !

Ensuite, je tiens à remercier l'industriel pour avoir donné son support technique à ce projet, et tout particulièrement Pierre FAVEROLLE et Jean-Claude MIPO. Vous avez tous les deux été disponibles, donné les informations quand j'en avais besoin et suivi mon travail de près grâce aux nombreuses réunions. Et grâce à vous j'ai également pu découvrir la Chine et vivre une expérience inoubliable (sans parler de l'histoire du passeport...).

Mes remerciements sont également adressés à l'ensemble des membres du jury pour l'évaluation de mon travail. M. Pierre-Yves MANACH pour avoir présidé le jury. Mme Nathalie BOUDEAU et M. Anouar BELAHSEN pour avoir accepté d'être rapporteurs et de relire avec attention ce manuscrit. Enfin à Mme Sophie RIVOIRARD que j'ai eu l'opportunité de rencontrer sur d'autres projets et à M. Stéphane CLENET avec qui je me suis entretenu au début de la thèse, merci pour avoir examiné mon travail.

Cette thèse a été également pour moi l'occasion de tisser des liens avec mes collègues, qui d'ailleurs pour une partie d'entre eux sont devenus plus que des « collègues ». Je vous remercie tous (même ceux que j'ai oubliés) que ce soit pour le travail pratique, théorique ou encore simplement pour discuter. De plus travailler à la fois à Metz et à Lille m'a permis de connaître deux équipes accueillantes.

Ainsi, je remercie ainsi sincèrement tous ceux de Metz : Camille, Tudor, Sandra C., Laurent, Eric, Alain, Jean-Yves, Lazar, Ali, Uzair, Jean-François, Fadik, Damien, Corentin, Florian, Maher, Guillaume, Sandra P., Mohammed, Gabriel, Yanfeng, Alex, Daniel, Stéphane, Sébastien, Sylvio, Céline, Jérôme,

Nicolas, Sophie, Denis, Marc, Raphaël, Hugo... J'ai une pensée particulière pour ceux que je connais depuis plus longtemps, qui ont même parfois déjà quitté les locaux : JB, Philippe, Josselin, Simon, Cata, François, Olivier, Thomas, Khalil, Zak, Bruno et Antoine sans parler des autres amis habitant à Metz pour les diverses soirées... Marielle, Negar, Enora, Stella, Guillaume, Virgilio.

A tous ceux de Lille, qui ont pu m'accueillir à des périodes plus ou moins longues et de s'être souvenu de moi à chaque fois que je revenais, je les remercie également. Pour ne citer qu'eux : Thomas, Loïc, Julien, Sylvain, Francis, Mounaim, Yvonnick, Olivier... et bien entendu l'équipe doctorants avec laquelle j'ai pu me rapprocher (actuels et anciens) qui ont m'ont fait découvrir leur magnifique ville de Lille (et notamment la soirée ciné / Fosseta) et me faire profiter très souvent de leur talent pour le tarot : Laure, Guillaume, Clément, Jalal, Kévin, Emna, Laurent, Jian, Smaïl, Oriol, Rihab.

A mes amis issus de ma région d'enfance Tib, Yoann, Quentin et Nicolas pour les délires passés les soirs sur internet et nos petits restos... merci les potos ! Je remercie de tout mon cœur ma famille. Ma princesse qui me fait rêver, avec qui je partage tout et qui m'apprend beaucoup tous les jours. Ma maman et mon papa qui ont toujours tout fait pour que j'en sois là aujourd'hui, ma belle-mère pour son investissement et toute ma belle-famille pour le soutien à distance. Ma sœur, mon neveu et ma nièce qui illuminent notre vie ainsi que la belle-famille. Ma jeune mémé qui a été tout au long de ma vie une personne sur laquelle j'ai pu m'appuyer. Je n'ai pas de mots pour décrire à quel point je suis heureux que tu aies pu également partager ces moments avec moi.

*A pépé,
Avant l'heure c'est déjà l'heure,
A l'heure c'est l'heure,
Après l'heure c'est encore l'heure.*

Table des matières

Table des matières	1
Liste des figures	8
Liste des tableaux	13
Glossaire	14
Alphabet latin	14
Alphabet grec	16
Introduction générale.....	1
1 Contexte scientifique.....	5
1.1 La machine à griffes.....	6
1.1.1 Vue générale.....	6
1.1.2 Fonctionnement d'une machine à griffes	7
1.1.3 Etude de la machine à griffes	8
1.2 Le matériau, au cœur de la fonction de la roue polaire	11
1.2.1 Les propriétés électromagnétiques d'un matériau	11
1.2.2 Aspects matériau, mécanique et mécanismes de transformation	24
1.2.3 La caractérisation des propriétés électromagnétiques.....	35
1.2.4 La modélisation de la roue polaire	38
1.3 Etat de l'art des interactions procédé / matériau / propriété électromagnétique.....	39
1.3.1 Impact des procédés sur les propriétés électromagnétiques	39
1.3.2 Impact des procédés sur les propriétés matériau et mécanique.....	41
1.3.3 Les paramètres métallurgiques influents sur les propriétés électromagnétiques.....	43
1.3.4 Synthèse	48
2 Le processus de fabrication de la roue polaire	49
2.1 Généralités sur les processus de fabrication.....	50
2.1.1 Du processus aux procédés	50
2.1.2 Typologie des procédés de fabrication	51
2.1.3 Le processus de fabrication multi-procédés de la roue polaire	52
2.2 Analyse de l'interaction produit – procédés	58
2.2.1 Composition chimique.....	58
2.2.2 Etat de surface.....	59

2.2.3	Taille de grains.....	60
2.2.4	Fibrage	64
2.2.5	Déformation plastique (à froid).....	66
2.2.6	Contraintes résiduelles.....	70
2.2.7	Synthèse des propriétés matériau de la roue polaire	72
2.3	Méthodologie	73
2.3.1	Problématique	73
2.3.2	Description de la méthodologie	74
2.3.3	Sélection des paramètres matériau	76
2.3.4	Définitions	77
3	Outils de caractérisation des propriétés électromagnétiques.....	79
3.1	Banc spécifique de caractérisation magnétique	80
3.1.1	Définition du besoin	80
3.1.2	Présentation du dispositif.....	81
3.1.3	Modèle numérique.....	83
3.1.4	Formalisation du protocole et des paramètres influant sur la mesure	86
3.1.5	Evaluation de la polarisation magnétique.....	89
3.1.6	Estimation du champ magnétique	91
3.1.7	Traitement mathématique.....	98
3.1.8	Analyse de sensibilité	104
3.1.9	Analyse de l'exactitude de la mesure.....	106
3.2	Caractérisation de la conductivité électrique	112
4	Caractérisation expérimentale	117
4.1	Désignation des échantillons.....	118
4.2	Taille de grains.....	119
4.2.1	Génération d'échantillons	119
4.2.2	Mesures électriques et magnétiques	131
4.3	Déformation plastique	139
4.3.1	Génération d'échantillons	139
4.3.2	Mesures électriques et magnétiques	153
4.4	Fibrage	161
4.4.1	Génération d'échantillons	161
4.4.2	Mesures électriques et magnétiques	163
4.5	Synthèse de l'effet des paramètres matériau sur les propriétés électromagnétiques.....	169

5	Réflexions sur les pièces magnétiques hétérogènes.....	173
5.1	Impact du processus de fabrication de la roue polaire sur la machine à griffes.....	174
5.2	Sensibilité des propriétés magnétiques à l'hétérogénéité de la matière	176
5.2.1	Sensibilité aux contraintes résiduelles surfaciques.....	176
5.2.2	Sensibilité à la déformation.....	179
5.3	Associations d'échantillons connus.....	182
5.3.1	Principe.....	182
5.3.2	Simulations numériques.....	183
5.3.3	Mesures expérimentales	186
5.4	Gradient de propriétés dans un tore.....	189
5.4.1	Influence de la déformation	189
5.4.2	Influence de la taille de grains.....	194
	Conclusion	198
	Conclusion générale	201
	Annexes	205
	Annexe A : Protocole d'évaluation de la taille de grains sur une micrographie optique.....	206
	Présentation	206
	Préparation des échantillons.....	206
	Observation et analyse.....	206
	Annexe B : Mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	208
	Présentation	208
	Principe.....	208
	Moyen de mesure et conditions de diffraction.....	209
	Incertitude de mesure	210
	Annexe C : Protocole de révélation du Fibrage.....	211
	Annexe D : Gamme d'étirage à chaud.....	212
	Références bibliographiques.....	213

Liste des figures

Figure 1 : Vue éclatée d'une machine à griffes	6
Figure 2 : Schéma de fonctionnement de la machine à griffes	7
Figure 3 : Trajet du flux magnétique dans la machine à griffes en fonctionnement (bobinages non représentés)	8
Figure 4 : Décompositions des pertes d'une machine à griffes à demi-charge (source du graphe : Valeo)	9
Figure 5 : Composition de la culasse du stator selon le processus (à gauche classique, à droite Slinky)	10
Figure 6 : Représentation du vecteur densité surfacique de courant.....	11
Figure 7 : Le champ magnétique induit par le mouvement des particules chargées	12
Figure 8 : Modèle de Rutherford pour l'atome et moments magnétiques	12
Figure 9 : Propriétés magnétique en fonction du type de matériau.....	14
Figure 10 : Configurations magnétiques classiques (Nozières, 2015).....	15
Figure 11 : Courbe d'aimantation d'un monocristal de fer selon deux directions cristallographiques (Couderchon, 2015).....	15
Figure 12 : Structuration en domaines de Weiss et parois de Bloch (Arbenz, 2016a).....	16
Figure 13 : Représentation du phénomène d'aimantation sur la courbe de première aimantation....	17
Figure 14 : Description d'un cycle d'hystérésis magnétique d'une tôle Fer-Silicium avec les grandeurs caractéristiques	18
Figure 15 : Construction de la courbe normale.....	19
Figure 16 : Influence de la fréquence sur le cycle magnétique.....	22
Figure 17 : Diagramme de phases fer-carbone (ASM International, 1990a)	26
Figure 18 : Le fer sous deux différentes phases solides et moments magnétiques à température ambiante	26
Figure 19 : Diagramme TRC et transformations de phases pour un acier bas carbone (Lubin, 2009)..	27
Figure 20 : Les deux dislocations élémentaires (Lesueur and Novion, 2015)	27
Figure 21 : Chargement uniaxial et comportement élastoplastique	29
Figure 22 : Représentation de l'écroissage en chargement uniaxial (à gauche) et tridimensionnel (à droite).....	30
Figure 23 : Structure de dislocation après écroissage et pendant restauration et recristallisation (Mortensen, 2013).....	32
Figure 24 : Observation du fibrage par micrographie (Pokorny and Pokorny, 2015)	33
Figure 25 : Représentation schématique de la couche de calamine pour deux nuances d'acier différentes (Gaucheron, 1998).....	34
Figure 26 : Observation de la peau de forge (réunion de travail du 17/07/2014).....	34
Figure 27 : Principe de mesure fluxmétrique (Couderchon, 2015).....	35
Figure 28 : Schéma du cadre Epstein	36
Figure 29 : Schéma du Single Sheet tester	37
Figure 30 : Injection de courant dans un échantillon à l'aide de pointes	37
Figure 31 : Effet du forgeage et du recuit sur les propriétés magnétiques (Ghodsi and Loghmanian, 2011).....	39

Figure 32 : Influence de la direction de laminage sur le cycle d'hystérésis et les pertes magnétiques pour des tôles à grain non-orientés (Landgraf et al., 2000).....	40
Figure 33 : Effets de la température et de la vitesse de déformation sur la microstructure pour un acier 42CrMo (Guo-Zheng et al., 2013)	42
Figure 34 : Effet du taux de déformation sur le profil de contraintes résiduelles en laminage à froid (skin-pass) (Weiss et al., 2010).....	42
Figure 35 : Résistivité électrique et aimantation à saturation d'alliages de fer pour une teneur en élément d'alliage donnée (Couderchon, 2015).....	43
Figure 36 : Aimantation à saturation du fer, du nickel et du cobalt en fonction de la température (Couderchon, 2015).....	44
Figure 37 : Effet du vieillissement thermique sur la courbe d'hystérésis (Landgraf et al., 2000)	44
Figure 38 : Variation des pertes spécifiques en fonction de la taille de grain (Tôle FeSi 3.15% de 0.1mm, texture et composition similaire). Pc15; 60 mesurée à 15kG (1,5T) et 60Hz, Pc15; 400 à 400Hz (ASM International, 1990b).....	45
Figure 39 : Courbes d'aimantation d'acier à différents taux de carbone (Ranjan et al., 1987)	46
Figure 40 : Variations de l'induction à saturation B_s , du champ coercitif H_c et des pertes par hystérésis W_h avec le nombre moyen de joint de grain de ségrégation X_i (Kameda and Ranjan, 1987)	46
Figure 41 : Effets de la contrainte sur les propriétés magnétiques (lordache et al., 2003).....	47
Figure 42 : Effet de la déformation sur la courbe d'hystérésis sur un échantillon de FeSi 3% (Viorel-Eugen lordache, 2003) et FeSi 2% (Landgraf et al., 2000).....	47
Figure 43 : Représentation d'un processus de fabrication (Allam and Baudouin, 2016).....	50
Figure 44 : Typologie des processus de fabrication (Thibault, 2008).....	52
Figure 45 : Gamme de fabrication et plan de prélèvement sur le processus industriel	53
Figure 46 : Schéma d'un inducteur.....	54
Figure 47 : Outils d'estampage (Bigot, 2007)	56
Figure 48 : Empreintes correspondantes à différentes formes de grenailles.....	57
Figure 49 : Effet des procédés sur la peau de la roue polaire	59
Figure 50 : Microstructure de la roue polaire après les opérations #40 (ébavurage après forgeage à chaud) et #90 (usinage).....	61
Figure 51 : Micrographies de l'extrémité d'une griffe.....	62
Figure 52 : Taille de grain en fonction de la position sur la griffe	63
Figure 53 : Comparaison du fibrage entre les étapes #10 (cisailage) et #90 (usinage).....	64
Figure 54 : Fibrage avant et après une opération de refoulement (simulation).....	65
Figure 55 : Fibrage sur une section de roue polaire avec trajet du flux simulé	66
Figure 56 : Création d'outillage pour simulation.....	67
Figure 57 : Déformation équivalente au milieu d'une griffe	69
Figure 58 : Zones affectées par les opérations à froid	70
Figure 59 : Points de mesures de contraintes par DRX, pièce issue de #70.....	71
Figure 60 : cartographie des contraintes résiduelles évaluées par DRX sur la pièce issue de #90	71
Figure 61 : Cycle de vie réel de la roue polaire	73
Figure 62 : Modèle du cycle de vie de la roue polaire	74
Figure 63 : Comparaison des surfaces non impactée à partir de la section type	80
Figure 64 : Mesure fluxmétrique à l'aide d'un électro-aimant	81
Figure 65 : Schéma de principe de la caractérisation magnétique	82

Figure 66 : Vue d'ensemble du banc CaMEA Génération de signal et acquisition	83
Figure 67 : Aperçu du maillage du modèle numérique de moyen de caractérisation à l'électroaimant	84
Figure 68 : Distribution du champ H pour au-dessus de l'échantillon	85
Figure 69 : Eléments de l'échantillon représentatifs de la bobine secondaire	86
Figure 70 : Cycle de démagnétisation	87
Figure 71 : Diagramme cause à effet pour la caractérisation magnétique à l'électroaimant.....	88
Figure 72 : Section du dispositif au niveau de l'échantillon et du secondaire	89
Figure 73 : Distribution d'induction magnétique dans une section droite de l'échantillon.....	90
Figure 74 : Influence de la longueur de la bobine sur la valeur de l'induction	91
Figure 75 : Présentation de la mesure du champ avec deux sondes	92
Figure 76 : Comparaison caractérisation magnétique avec CaMEA (2 sondes) et mesure de référence	92
Figure 77 : Sensibilité de la mesure virtuelle aux paramètres z_1 et Δz	93
Figure 78 : Chaîne de cotes entre la surface de l'échantillon et le système de sondes.....	94
Figure 79 : Photographie à l'échelle du système de sondes	94
Figure 80 : Positionnement de la nappe laser.....	95
Figure 81 : Explication du dépouillement du profil mesuré	95
Figure 82 : Distribution du champ magnétique H d'après la simulation numérique et l'expérience ...	96
Figure 83 : Influence du nombre de sondes envisagé sur la valeur du champ H extrapolé	97
Figure 84 : Comparaison entre points de mesure.....	99
Figure 85 : Processus pour établir des indicateurs de comparaison entre différentes caractéristiques magnétiques.....	100
Figure 86: Identification des différents modèles de polarisation sur un échantillon	100
Figure 87 : Représentation du critère à minimiser.....	101
Figure 88 : Influence du critère minimisé sur un échantillon.....	102
Figure 89 : Identification du modèle de pertes.....	103
Figure 90 : Visualisation des courbes moyenne et de la dispersion sur un lot d'échantillons similaires	103
Figure 91 : Influence de l'entrefer sur la mesure expérimentale et virtuelle	104
Figure 92 : Influence de la position de l'échantillon sur le cycle majeur	105
Figure 93 : Influence de la position du bobinage secondaire.....	106
Figure 94 : Utilisation d'un solénoïde pour la calibration des sondes	107
Figure 95 : Courbe d'étalonnage de la sonde H1	108
Figure 96 : Plan de prélèvement des échantillons de référence.....	110
Figure 97 : Justesse - Courbes normales et pertes spécifiques.....	110
Figure 98 : Courbes de répétabilité pour l'échantillon frite R1.....	111
Figure 99 : Vue de la chambre d'essai lors de la caractérisation électrique	113
Figure 100 : Répétabilité de la mesure de conductivité électrique	114
Figure 101 : Taille de grain dans la barre initiale	120
Figure 102 : Diagramme TRC d'un acier SAE-1006 (base de données JMatPro).....	121
Figure 103 : Influence du nombre de cycles de chauffe et du mode de refroidissement sur la microstructure normalisée.....	121
Figure 104 : Influence du temps de maintien sur la microstructure d'échantillons normalisés.....	122
Figure 105 : Résultats du traitement de grossissement de grain sur la microstructure	123

Figure 106 : Résultats de l'essai d'étirage à chaud sur la microstructure	124
Figure 107 : Stratégie de prélèvement.....	125
Figure 108 : Synthèse échantillon par échantillon	127
Figure 109 : Prélèvement et zone d'hétérogénéité dans la barre laminée.....	128
Figure 110 : Micrographies du lopin issu du traitement thermique de grossissement de grain (1250°C, 20h, air)	129
Figure 111 : Plans de prélèvement des lots G9 et G10	129
Figure 112 : Synthèse des mesures de taille de grain	130
Figure 113 : Valeur du critère minimisé en fin d'algorithme de minimisation	132
Figure 114 : Identification du modèle de pertes pour la mesure G1-4_M1	133
Figure 115 : Courbes des pertes en fonction des lots homogènes en taille de grain	134
Figure 116 : Courbes des modèles de pertes pour différentes tailles de grain	135
Figure 117 : Courbes de polarisation en fonction des lots homogènes en taille de grain	137
Figure 118 : Conductivité électrique pour les lots d'échantillons différents en taille de grain	138
Figure 119 : Simulation de l'essai de compression : (a) cas d'une éprouvette courte et (b) flambage d'une éprouvette longue.....	140
Figure 120 : Atténuation des contraintes résiduelles par déformation.....	141
Figure 121 : Dispositif expérimental pour la vidéo-traction	142
Figure 122 : Mesure de la déformation sur tous les points du maillage par vidéo-traction.....	143
Figure 123 : Comparaison extensométrie vidéo et physique.....	144
Figure 124 : Loi de comportement mécanique du lot de matière 1	145
Figure 125 : Dimensions et surfaces de contact pour les conditions limites (a) effort de serrage des mors, (b) contact collant avec les mors.....	146
Figure 126 : Cartographies de déformation équivalente dans les barreaux de 120 mm.....	147
Figure 127 : Préparation des échantillons pour l'impact de la déformation plastique.....	148
Figure 128 : Courbes de traction rationnelles pour les différents barreaux.....	149
Figure 129 : Mesure de contrainte résiduelles surfacique sur les barreaux avant l'essai de déformation.....	151
Figure 130 : Taille de grain dans deux directions d'observation pour les échantillons "déformation"	152
Figure 131 : Valeur finale du critère minimisé pour les échantillons "déformation"	153
Figure 132 : Identification du modèle de pertes pour la mesure D5-10_M2	154
Figure 133 : Résultat des mesures magnétiques pour le lot "déformation"	156
Figure 134 : Evolution des pertes en fonction de la déformation rationnelle	156
Figure 135 : Courbes de polarisation pour différents niveau de déformation	157
Figure 136 : Champ magnétique pour obtenir une polarisation de 1.5T en fonction de la déformation	158
Figure 137 : Comparaison de cycles d'hystérésis cisailés pour différentes déformations ($f = 0,5Hz$ et $J = 1,5T$)	159
Figure 138 : Conductivité électrique pour différentes déformations plastiques.....	160
Figure 139 : Fibrage sur (a) la matière du produit roue polaire (b) le lot de matière 1 (c) le lot de matière 2	161
Figure 140 : Paramétrage du fibrage dans l'échantillon	162
Figure 141 : Prélèvement des échantillons "fibrage"	162
Figure 142 - Valeur finale du critère minimisé pour les échantillons "fibrage"	164

Figure 143 - Résultats des mesures magnétiques pour les échantillons "fibrage"	165
Figure 144 - Courbes de polarisation en fonction de l'orientation du flux magnétique par rapport aux fibres.....	166
Figure 145 - Courbes de pertes en fonction de l'orientation du flux magnétique par rapport aux fibres	167
Figure 146 : Impact du positionnement relatif des sondes et de la frite caractérisée	168
Figure 147 - Conductivité électrique en fonction de la direction du flux par rapport aux fibres	168
Figure 148 - Synthèse de l'effet des paramètres matériau sur les propriétés électriques et magnétiques.....	170
Figure 149 : Mise en donnée électromagnétique et résultat de simulation procédés.....	174
Figure 150 : Courants débités pour la machine à griffes simulée à pleine charge et à une vitesse de 1800 <i>tr/min</i>	175
Figure 151 : Echantillonnage des frites pour l'effet de la contrainte résiduelle	176
Figure 152 : Dispositif expérimental pour la caractérisation de contraintes résiduelles sur les échantillons microbillés puis recuits	177
Figure 153 : Effet du recuit de relaxation sur les propriétés magnétiques.....	178
Figure 154 : Prélèvement de frites dans le lopin.....	180
Figure 155 : impact du prélèvement dans le lopin sur les propriétés magnétiques.....	181
Figure 156 : Principe du démonstrateur avec l'association d'échantillons connus	183
Figure 157 : Identification des deux modèles de Marrocco pour la simulation numérique du démonstrateur	184
Figure 158 : Cartes de champ (a) et d'induction magnétiques (b) pour l'association parallèle.....	185
Figure 159 : Cartes de champ (a) et d'induction (b) pour une association série	186
Figure 160 : Ensemble des combinaisons possibles pour les échantillons sélectionnés	187
Figure 161 : Mesures de répétabilité de la mesure avec la même configuration d'échantillons	187
Figure 162 : Comparaison avec inversion des échantillons	188
Figure 163 : Lopin initial pour le forgeage en coin.....	189
Figure 164 : Forme initial et finale, carte de déformation équivalente finale	190
Figure 165 : Mise en donnée sous FEMM pour le démonstrateur tore-déformation	191
Figure 166 : Résultats de simulation et comparaison aux lois de comportement implémentées.....	192
Figure 167 : Comparaison simulation expérience pour la déformation	193
Figure 168 : Pertes spécifiques dans le cas des tores déformés ou non.....	194
Figure 169 : Essai de normalisation partielle	195
Figure 170 : Profil de taille de grain suivant la hauteur de bord chaud	196
Figure 171 : Comparaison des mesures magnétiques dans le cas d'un gradient de taille de grain....	197
Figure 172 : Application de la méthode du segment intercepté.....	207
Figure 173 : (a) Illustration de la diffraction d'un rayon X et (b) représentation schématique des angles (NF EN 15305)	208
Figure 174 : Positionnement d'une roue polaire sous le moyen de mesure	209
Figure 175 : Résultats des mesures de répétabilité	210
Figure 176 : Attaque chimique sur un morceau de roue polaire	211
Figure 177 - Gamme de forgeage libre et pièces prélevées.....	212

Liste des tableaux

Tableau 1 : Composition d'un acier SAE1005.....	25
Tableau 2 : Impact du taux de réduction en laminage à froid sur la taille de grain et les propriétés magnétiques.....	41
Tableau 3 : Synthèse des paramètres influents sur les propriétés électromagnétiques (QS : quasi-statique)	48
Tableau 4 : Composition des différents lots matières – standard industriel, norme, roue polaire et échantillons	59
Tableau 5 : Synthèse des paramètres de mise en données	68
Tableau 6 : Synthèse des intervalles de déformation équivalente sur le produit selon la simulation numérique.....	70
Tableau 7 : Synthèse des propriétés matériau de la roue polaire	72
Tableau 8 : Tableau récapitulatif des paramètres matériau et évaluation de leur pertinence	76
Tableau 9 : Désignation des échantillons sous les différentes formes	77
Tableau 10 : Composition des différents lots matières norme, roue polaire et lots matière pour les échantillons	78
Tableau 11 : Coefficient de Marrocco identifiés sur un tore d'un acier proche de la roue polaire	84
Tableau 12 : Valeurs de gain et offset pour les quatre sondes	108
Tableau 13 : Synthèse de l'exactitude de mesure des propriétés magnétiques.....	111
Tableau 14 : Synthèse de l'exactitude de mesure des propriétés électriques.....	115
Tableau 15 : Récapitulatif de la désignation des différents lots de frites.....	118
Tableau 16 : Synthèse des lots d'échantillons de taille de grain homogènes.....	126
Tableau 17 : Niveaux de déformation conventionnelle et dimensions des barreaux	149
Tableau 18 : Valeurs finales des déformations rationnelles	150
Tableau 19 : Sous-ensembles équivalent en termes de position selon le rayon de la barre.....	163
Tableau 20 : Efficacité du traitement de relaxation des contraintes résiduelles.....	177
Tableau 21 : Plan de simulation pour le démonstrateur.....	191
Tableau 22 : Exemple de détermination de la grosseur de grain sur une micrographie	207

Glossaire

Alphabet latin

Symbole	Unité (SI)	Signification
A_{c3}	K ou °C	Température de changement de phase ferrite $\alpha \rightarrow$ austénite γ (lors de la chauffe)
A_{e3}	K ou °C	Température de changement de phase ferrite $\alpha \leftrightarrow$ austénite γ
A_{r3}	K ou °C	Température de changement de phase austénite $\gamma \rightarrow$ ferrite α (lors du refroidissement)
\mathbf{B}	T	Vecteur d'induction magnétique (d'intensité B)
c_{ech}	m	Côté de l'échantillon carré
\mathcal{C}	-	Contour fermé
D_{ext}	m	Diamètre extérieur
D_{int}	m	Diamètre intérieur
d	m	Distance
d_m	μm	Diamètre moyen des grains
\mathbf{E}	V.m^{-1}	Vecteur champ électrique
E	MPa	Module d'Young
e	C	Charge élémentaire ($\approx 1,602 \cdot 10^{-19}$ C)
\mathbf{F}	N	Vecteur force (d'intensité F)
F_1, F_2	-	Fonctions coût à minimiser
f	Hz	Fréquence
\mathbf{H}	A.m^{-1}	Vecteur champ magnétique (d'intensité H)
H_C	A.m^{-1}	Champ coercitif (H_{CB} sur la courbe d'induction $B(H)$, H_{CJ} sur la courbe de polarisation $J(H)$ ou d'aimantation $M(H)$)
\mathbf{H}_e	A.m^{-1}	Champ effectif (vecteur)
\mathbf{H}_m	A.m^{-1}	Champ moléculaire (vecteur)
H_{xT}	A.m^{-1}	Champ magnétique pour atteindre une polarisation de x Tesla, dans la pratique $x=1,5$ T
h	J.s	Constante de Planck ($\approx 6,626 \cdot 10^{-34}$ J.s)
i	A	Intensité du courant électrique
i_1	A	Intensité au bobinage primaire
\mathbf{J}	T	Vecteur polarisation magnétique (d'intensité J)
J_S	T	Polarisation à saturation
\mathbf{j}	Am^{-2}	Vecteur densité de courant surfacique
k_B	J.K^{-1}	Constante de Boltzman ($\approx 1,381 \cdot 10^{-23}$ J.K ⁻¹)
l	m	Longueur
l_0	m	Longueur initiale
l_m	m	Ligne moyenne, longueur moyenne du circuit magnétique
\mathcal{L}	-	Fonction de Langevin $\mathcal{L}: x \rightarrow \coth(x) - \frac{1}{x}$
\mathbf{M}	A.m^{-1}	Vecteur aimantation (d'intensité M)
\bar{m}		Valeur moyenne
n_1	-	Nombre de spires au bobinage primaire
n_2	-	Nombre de spires au bobinage secondaire
\mathcal{P}	W.kg^{-1}	Pertes spécifiques
\mathcal{P}_{xT}	W.kg^{-1}	Pertes spécifiques à x Tesla, dans la pratique $x=1,5$ T
q	C	Charge électrique

R	Ω	Résistance électrique
\mathcal{R}	H^{-1}	Réductance
S	m^2	Surface, section
S_0	m^2	Section initiale
T	K ou °C	Température
T	s	Période
T_C	K ou °C	Température de Curie
t	s	Temps
\boldsymbol{v}	$m.s^{-1}$	Vecteur vitesse (d'intensité v)
v_2	V	Tension électrique aux bornes du secondaire
v_2^{corr}	V	Tension électrique aux bornes du secondaire corrigée
v_{cc}	V	Composante continue de la tension secondaire

Alphabet grec

Symbole	Unité (SI)	Signification
δ	m	Épaisseur de peau
δ_{ij}		Symbole de Kronecker pour le tenseur identité
ε	-	Déformation
$\bar{\varepsilon}$	-	Déformation équivalente
$\dot{\varepsilon}$	s ⁻¹	Vitesse de déformation
$\varepsilon_{conv.}$	- ou %	Déformation conventionnelle
$\varepsilon_{rat.}$	-	Déformation rationnelle
η	-	Rendement de la machine à griffes
θ	°	Angle entre la direction de laminage et la direction longitudinale de l'échantillon
μ	H.m ⁻¹	Perméabilité magnétique d'un milieu donné
μ_0	H.m ⁻¹	Perméabilité magnétique du vide (= $4 \pi 10^{-7}$ H/m)
μ_B	J.T ⁻¹	Magnéton de Bohr ($\approx 9,274 \cdot 10^{-24}$ J/T)
μ_l	MPa	Module de cisaillement, second coefficient de lamé
μ_r	-	Perméabilité magnétique relative d'un milieu donné
ν	m.H ⁻¹	Réductivité magnétique
ν	-	Coefficient de Poisson
ρ_{\perp}	m ⁻²	Densité de dislocations
σ	MPa	Contrainte mécanique
σ		Ecart-type
$\bar{\sigma}$	MPa	Contrainte mécanique équivalente
σ_0	MPa	Contrainte d'écoulement (correspond à la limite du domaine élastique dans un comportement élastoplastique)
σ_{el}	MS.m ⁻¹	Conductivité électrique

Introduction générale

Les émissions polluantes sont en constante augmentation du fait de l'industrialisation, la mondialisation et de la démocratisation des véhicules. Les gaz à effet de serre, qui font partie de ces émissions, contribuent au réchauffement climatique. Afin de solutionner ce problème, les normes sont de plus en plus restrictives et les entreprises lancent de nombreuses études pour améliorer les performances de leurs systèmes. Du fait de la part importante de CO₂ rejetée par les véhicules à énergie fossile, l'industrie automobile est concernée par ces réglementations. L'automobile est un ensemble de sous-systèmes qui entrent en jeu dans la performance globale. Dans ce contexte l'équipementier automobile Valeo a lancé le projet de recherche et de développement LowCO₂MOTION+, qui vise, par l'augmentation dans les véhicules de la part des machines électriques et leur optimisation, à réduire les émissions de gaz à effet de serre à l'horizon 2020.

La machine à griffes, un des produits de Valeo, fait partie intégrante du projet. C'est un sous-système du véhicule et à ce titre, elle contribue donc aux émissions polluantes. Utilisée en tant qu'alternateur de bord dans les véhicules, il s'agit d'un organe de conversion d'énergie mécanique en énergie électrique. Ce processus de conversion d'énergie est basé sur le phénomène d'induction électromagnétique. Les composants du circuit magnétique de la machine, telle que la roue polaire au rotor, utilisent des alliages ferromagnétiques pour la canalisation du flux magnétique. Ces alliages sont des aciers magnétiques doux, qui permettent pour un faible champ d'excitation d'atteindre une forte polarisation. Par conséquent, cela maximise le flux capté dans les bobinages du stator et ainsi le courant en sortie de la machine. De plus, du fait de la conductivité électrique du matériau employé et de l'irréversibilité du processus d'aimantation, cette conversion d'énergie est accompagnée de pertes dans les bobinages (pertes Joule) mais aussi dans le circuit magnétique de la machine (pertes fer), ce qui diminue son rendement global. Les propriétés électromagnétiques du matériau jouent un rôle indispensable dans le processus de conversion d'énergie et l'efficacité associée.

Si la composition du matériau est un des principaux facteurs d'influence sur les propriétés magnétiques, l'effet des procédés de fabrication, modifiant notamment la microstructure du matériau, est tout aussi significatif. C'est pourquoi diverses études dans la bibliographie se sont intéressées à l'effet des procédés de fabrication des machines électriques sur les propriétés magnétiques dans le cas des tôles. Il est investigué soit directement sur les conditions opératoires des procédés, soit en inter-comparant divers procédés réalisant des géométries identiques ou encore en étudiant le lien entre la microstructure impactée par les procédés et les propriétés magnétiques. Ainsi il a été révélé, entre autres, que la stratégie de laminage, le choix de la technologie de découpe (laser, cisailage, jet d'eau,...), la contrainte mécanique, la déformation plastique ainsi que la taille de grains ont une influence sur les propriétés magnétiques.

Les résultats présentés dans la bibliographie justifient les intérêts de l'industriel à identifier l'impact des procédés de fabrication sur les composants magnétiques de la machine à griffes. Dans la plupart des systèmes électrotechniques, les composants sont feuilletés afin de réduire les courants de Foucault mais ici le rotor est composé de deux roues polaires qui sont des pièces massives. Cela permet entre autre la réduction des coûts de fabrication et l'augmentation de la robustesse de la machine. Les roues polaires sont fabriquées selon un processus incluant une série de procédés adaptés à ce type de morphologie de pièces, tels que le forgeage à chaud, à froid, le grenailage ou

l'usinage, et dont l'effet est encore méconnu. Certains auteurs ont malgré tout illustré l'effet du forgeage à chaud sur les propriétés magnétiques ainsi que l'effet bénéfique d'un recuit a posteriori. Leurs résultats restent qualitatifs et ne sont pas généralisables à toute géométrie massive.

Aujourd'hui, l'impact du processus de fabrication est pris en compte sur la géométrie de la roue polaire par le biais de spécifications sur le dessin de définition mais cependant pas sur les propriétés d'emploi électromagnétiques et donc sur la performance de la machine. S'agissant d'une pièce pour l'automobile, la roue polaire est produite en très grande série si bien qu'une légère amélioration peut avoir des conséquences significatives à plus grande échelle. Il convient alors de définir une méthodologie afin de pouvoir prédire l'effet des variations des conditions opératoires du processus de fabrication de la roue polaire sur les performances de la machine à griffes. Cette méthodologie doit tenir compte :

- De la géométrie non-triviale de la roue polaire
- Des variations locales de propriétés dans la pièce
- De la complexité des phénomènes mis en jeu, qu'ils soient thermomécaniques et métallurgiques du point de vue de la fabrication de la roue polaire ou électromagnétiques pour son fonctionnement dans la machine à griffes
- De la compréhension du phénomène afin d'en établir un modèle macroscopique et de pouvoir généraliser à différents produits.

Ainsi ces travaux de thèse sont focalisés sur la mise en place d'une telle méthodologie. L'interaction processus – propriétés d'emploi a été étudiée dans le cas du forgeage de la roue polaire, son effet sur les propriétés électromagnétiques et l'impact que cela représente sur la machine à griffes. Ils font l'objet d'un partenariat étroit entre :

- Valeo Electrical Systems, le porteur du projet, représenté par les équipes R&D de Créteil, qui apporte l'expérience et les données industrielles
- Le laboratoire d'électrotechnique et d'électronique de puissance de Lille (L2EP), pour son expertise dans la modélisation de systèmes électrotechniques et dans la caractérisation des matériaux magnétiques
- Le laboratoire de conception, fabrication et commande de Metz (LCFC), dont les compétences se situent dans l'identification des interactions processus – propriétés d'emploi des produits.

Le premier chapitre de ce mémoire se focalise sur la présentation de l'environnement de fonctionnement de la roue polaire. Ainsi après avoir expliqué ses fonctions dans la machine à griffes, des notions d'électromagnétisme dans la matière ainsi que sur les aspects mécaniques et microstructures des matériaux sont développées. L'état de l'art suivant ces généralités met en évidence les interactions entre les procédés, le matériau, et les propriétés électromagnétiques, en se basant notamment sur la caractérisation de tôles magnétiques.

Le second chapitre s'attarde sur l'application de l'analyse du processus de fabrication de la roue polaire. Les opérations entrant en jeu dans sa fabrication sont détaillées en expliquant les procédés et les phénomènes physiques mis en jeu. L'analyse du processus se base principalement sur des observations, des caractérisations mécaniques, de micro- et de macrostructures sur des roues polaires prélevées à différentes étapes d'un processus industriel. Ainsi, les intervalles de variation

des propriétés du matériau sur le produit sont évalués. L'usage de la simulation numérique des procédés intervient dans l'estimation de la déformation équivalente. En conclusion de chapitre et compte tenu de l'analyse du produit, une méthodologie est détaillée. Elle permet de prendre en compte les effets du processus de fabrication de la roue polaire, notamment en considérant les propriétés du matériau en tant que paramètres de sortie du processus, sur les propriétés électromagnétiques de la roue polaire et de ce fait sur la performance de la machine à griffes.

Avec les conclusions des deux premiers chapitres, un verrou scientifique est mis en évidence : comment caractériser les propriétés magnétiques de la roue polaire de manière représentative ? Le troisième chapitre détaille la conception d'un moyen de mesure des propriétés magnétiques spécifique et adapté à des échantillons représentatifs de la roue polaire. La simulation numérique électromagnétique et des mesures expérimentales (répétabilité et comparaison à une référence) servent d'outils pour évaluer la robustesse du protocole de mesure. Le moyen de mesure des propriétés électriques se base sur une méthode éprouvée, il est brièvement décrit et sa robustesse y est également analysée.

Tous les outils sont alors mis en place pour appliquer la méthodologie. Le quatrième chapitre est ainsi dédié à deux aspects. Tout d'abord, il définit les moyens, les protocoles pour obtenir les échantillons homogènes et représentatifs de la roue polaire. Les traitements thermiques, mécaniques et thermomécaniques, associés à des manières bien précises de prélèvement d'échantillons, sont utilisés dans ce but. Ensuite, la caractérisation des propriétés électromagnétiques sur ces échantillons permet d'établir le lien entre les propriétés électromagnétiques et les paramètres de sortie du processus de fabrication de la roue polaire.

Les lois de comportement sont identifiées sur des échantillons homogènes dans le quatrième chapitre. Comme la roue polaire est une pièce non homogène en propriétés, le cinquième chapitre soulève des réflexions sur la caractérisation d'échantillons hétérogènes. L'objectif est d'orienter la réflexion pour le développement d'un démonstrateur qui permet de valider les lois de comportement établies sur les échantillons homogènes.

Chapitre 1

1 Contexte scientifique

Ce chapitre présente le contexte scientifique des travaux. Le fonctionnement de la machine à griffes est évoqué ainsi que des pistes d'amélioration de sa performance. L'effet de la roue polaire, électroaimant de la machine, sur la performance de la machine est issu de notions d'électromagnétisme, de métallurgie et mécanique qui sont ainsi présentées. A la suite de ces généralités est présenté l'état de l'art décrivant les interactions procédées, métallurgie, mécanique et propriétés électromagnétiques.

Contenu du chapitre

1	Contexte scientifique.....	5
1.1	La machine à griffes.....	6
1.1.1	Vue générale.....	6
1.1.2	Fonctionnement d'une machine à griffes	7
1.1.3	Etude de la machine à griffes	8
1.2	Le matériau, au cœur de la fonction de la roue polaire	11
1.2.1	Les propriétés électromagnétiques d'un matériau	11
1.2.2	Aspects matériau, mécanique et mécanismes de transformation	24
1.2.3	La caractérisation des propriétés électromagnétiques.....	35
1.2.4	La modélisation de la roue polaire	38
1.3	Etat de l'art des interactions procédé / matériau / propriété électromagnétique.....	39
1.3.1	Impact des procédés sur les propriétés électromagnétiques	39
1.3.2	Impact des procédés sur les propriétés matériau et mécanique.....	41
1.3.3	Les paramètres métallurgiques influents sur les propriétés électromagnétiques.....	43
1.3.4	Synthèse	48

1.1 La machine à griffes

1.1.1 Vue générale

La machine à griffes est un alternateur utilisé dans le secteur automobile. Le rôle de l'alternateur est d'assurer une alimentation en électricité à bord du véhicule, qui peut être consommée soit pour recharger la batterie, soit dans les différents éléments électriques embarqués tels que les éclairages ou encore le chauffage. Certains modèles d'alternateurs sont également utilisés pour assister au démarrage du moteur thermique du véhicule (alterno-démarrers, notamment dans le cas du système « stop and start »).

Le cahier des charges d'un alternateur doit être un compromis entre la puissance électrique délivrée, son rendement, son poids pour réduire la consommation en carburant du véhicule et son coût puisqu'il est produit en très grande série. L'alternateur à griffes représenté sur la Figure 1 est composé des éléments suivants, disposés dans un carter le plus souvent aéré et en aluminium :

- Un rotor composé d'un axe, de deux roues polaires à griffes, d'un bobinage et d'une poulie
- Un stator composé d'une culasse et de 3 ou 6 bobinages en cuivres
- Un pont de diode servant de redresseur de courant
- Un régulateur pour ajuster le courant en sortie en fonction de la charge électrique

A cause des vitesses de rotation élevées du rotor (environ 15000 tr/min) et l'interaction des éléments magnétiques de l'alternateur, celui-ci s'échauffe et peut fonctionner à des températures jusqu'à 180°C malgré l'intégration d'un système de refroidissement (sur la Figure 1 un ventilateur fixé au rotor).

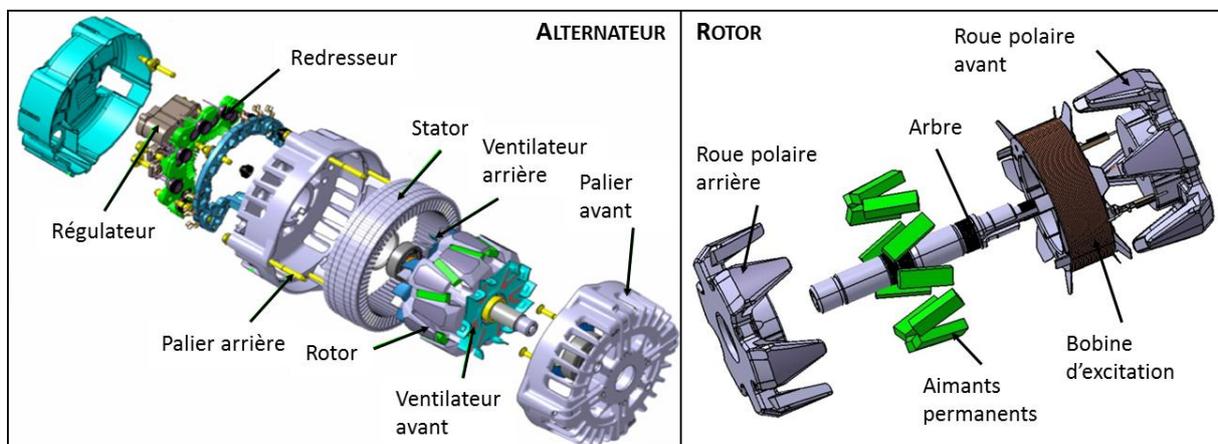


Figure 1 : Vue éclatée d'une machine à griffes

1.1.2 Fonctionnement d'une machine à griffes

L'alternateur est un générateur, il convertit l'énergie mécanique en énergie électrique. Dans le cas de l'alternateur à griffes, il s'agit d'une machine synchrone triphasée utilisée en fonctionnement générateur. La Figure 2 décrit le processus de conversion d'énergie dans la machine à griffes.

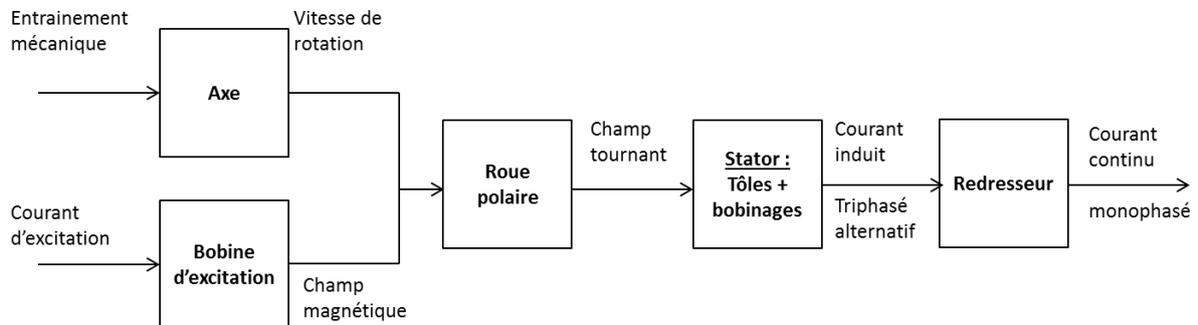


Figure 2 : Schéma de fonctionnement de la machine à griffes

Ainsi la conversion d'énergie s'opère selon le principe suivant :

- Le rotor comprend une bobine d'excitation qui est alimentée avec un courant continu défini en fonction du débit à délivrer grâce au régulateur et au calculateur de bord
- Ce courant crée un champ d'excitation magnétique au centre de la bobine (polarisation du noyau à l'intérieur de la bobine)
- Le flux d'excitation magnétique est ainsi canalisé et rebouclé par le stator grâce à deux roues polaires placées de part et d'autre de la bobine d'excitation. Le flux d'excitation est ainsi capté par le bobinage triphasé inséré dans les encoches du stator. Le trajet du flux est représenté sur la Figure 3.
- L'entraînement mécanique du rotor induit une variation de flux capté par les bobinages au stator, créant ainsi aux bornes de chaque enroulement une force électromotrice proportionnelle à la vitesse de rotation du rotor et au flux embrassé par chaque phase statorique.
- Le courant alternatif triphasé aux bornes de l'induit (stator) est converti en courant continu monophasé via un redresseur

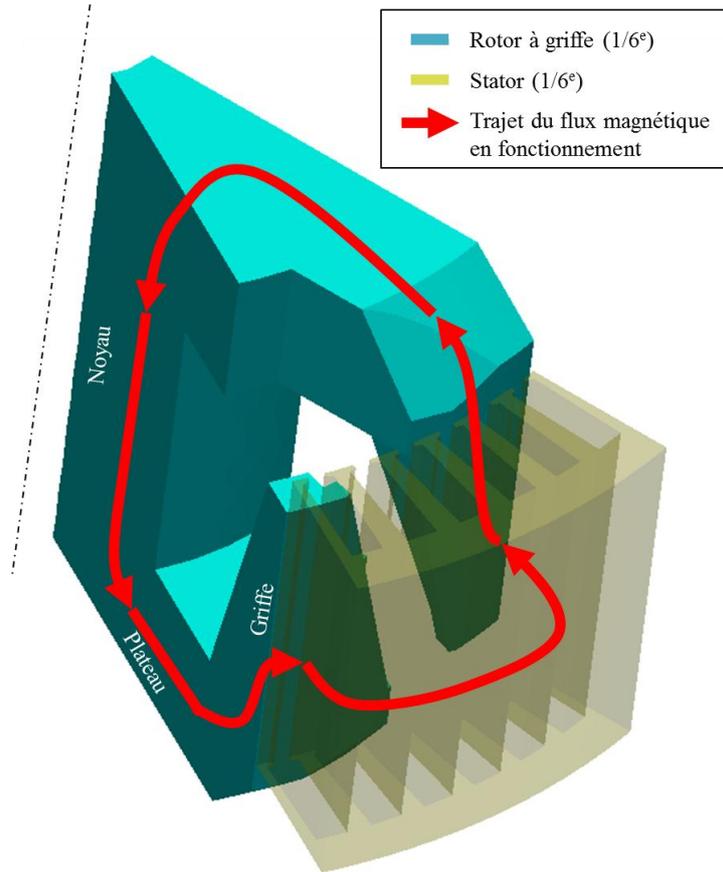


Figure 3 : Trajet du flux magnétique dans la machine à griffes en fonctionnement (bobinages non représentés)

1.1.3 Etude de la machine à griffes

Lors de son fonctionnement la machine à griffes dispose d'une certaine performance, c'est-à-dire une capacité à remplir sa fonction de conversion d'énergie dans un environnement donné. D'un point de vue électrique, la performance de la machine à griffes peut être évaluée à l'aide de deux critères :

- Le débit maximal en sortie : I_{max}
- Le rendement de la machine : $\eta = \frac{P_{utile}}{P_{absorbée}}$

Le débit maximal en sortie dépend de la conception générale de la machine : géométrie, taille et sections des bobinages, refroidissement, propriétés électriques et magnétiques des éléments... Le rendement est influencé par tous les éléments mécaniques, électriques et électromagnétiques. Sa détermination va dépendre de la possibilité d'évaluer les pertes dans les différents éléments. La Figure 4 montre la décomposition des pertes pour une machine à griffes en demi-charge fonctionnant à 80°C à plusieurs régimes de fonctionnement. Les pertes se divisent en trois catégories : les pertes mécaniques en vert, les pertes électriques (en orange pour les enroulements et en violet pour le redresseur) et les pertes fer ou magnétiques en bleu. Les pertes joules sont considérées essentiellement dans les éléments du circuit électrique (bobinages d'excitation et du stator). Les pertes fer sont considérées dans les éléments du circuit magnétique (Roue polaire et culasse du stator) et se divisent principalement en deux types de pertes : par hystérésis ou par courants induits, ce qui sera détaillé à la section 1.2.1.8.

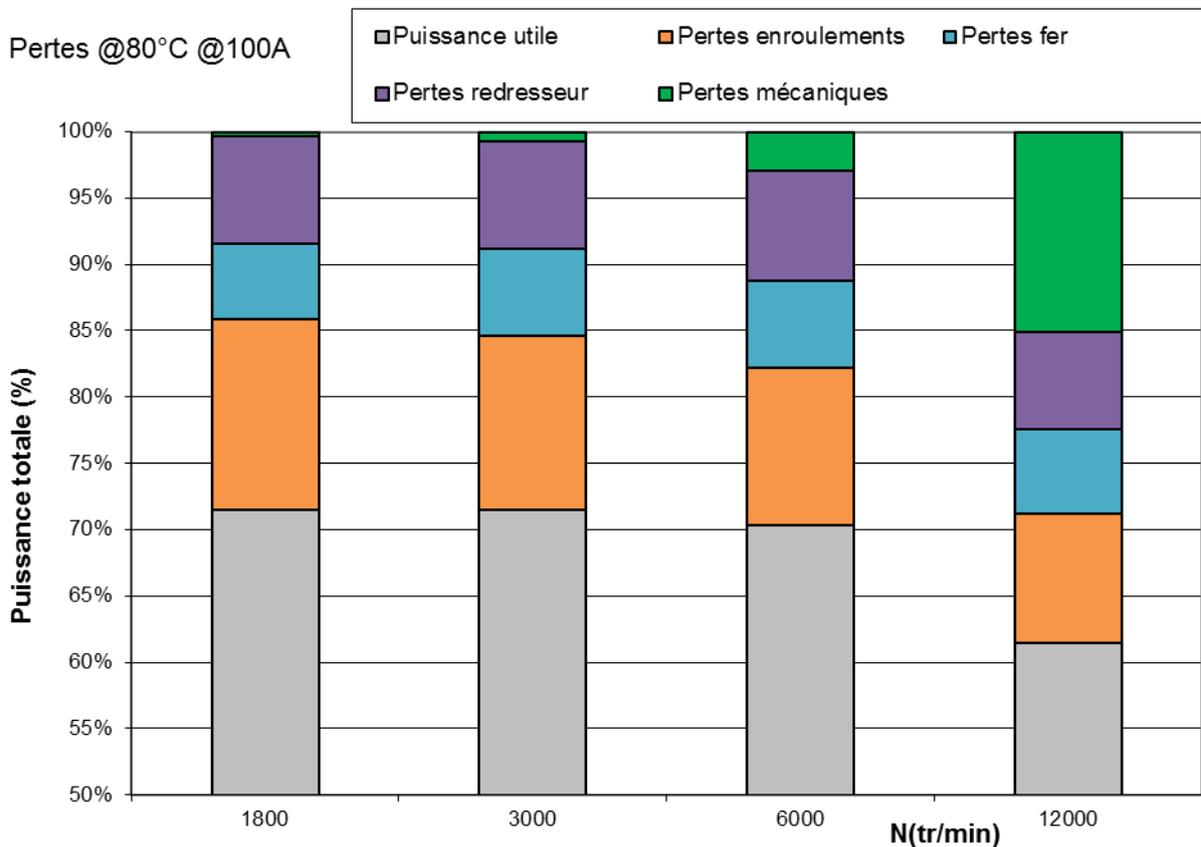
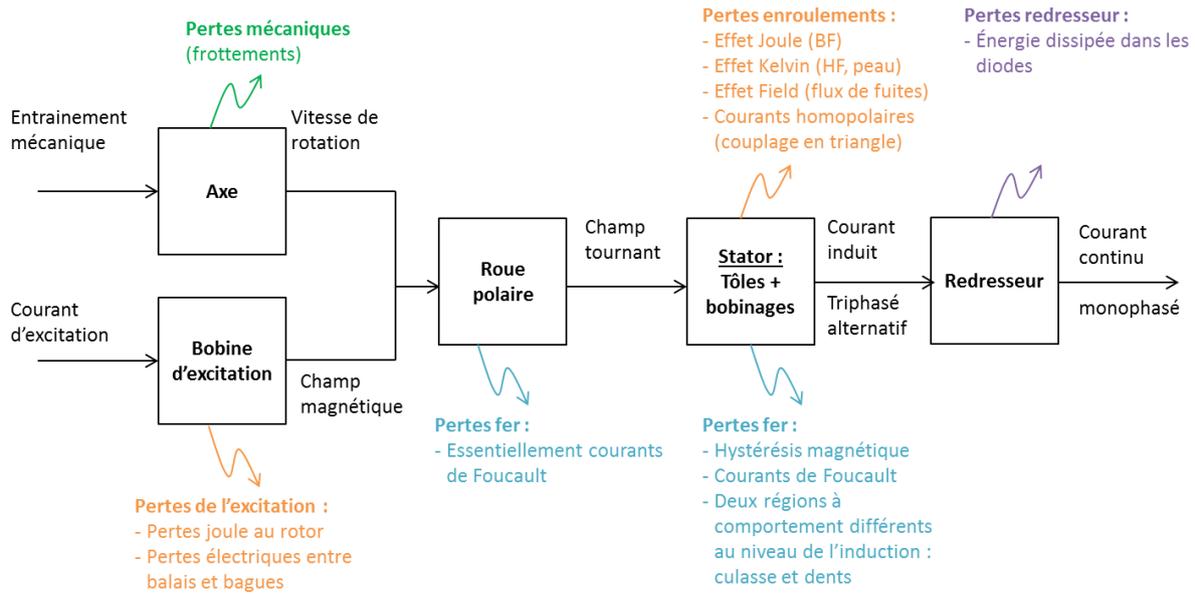


Figure 4 : Décomposition des pertes d'une machine à griffes à demi-charge (source du graphe : Valeo)

Le rendement global de cette machine à griffes à demi-charge, c'est-à-dire lorsqu'elle débite la moitié de son débit nominal, varie de 72% à bas régime à 62% à haut régime. Cette chute de rendement est due principalement aux pertes mécaniques, qui augmentent de manière significative avec la vitesse de rotation de l'arbre du rotor. Les autres pertes évoluent peu avec le régime de fonctionnement. A pleine charge électrique, le courant dans les bobinages augmente, les pertes par effet joule augmentent donc de manière significative. Les pertes fers représentent quant à elles

encore plus de 6% des pertes totales, et une partie significative dépendent des propriétés magnétiques de la roue polaire.

Divers études se sont intéressées à la compréhension et l'amélioration de la machine à griffes. Elles permettent, soit en travaillant sur la machine complète, soit sur un composant en particulier d'améliorer le débit et le rendement des machines. Ainsi les machines récentes sont composées d'aimants inter-griffes qui ont pour but de limiter le court-circuit magnétique des griffes adjacentes (une partie du flux d'excitation reboucle au rotor sans être captée par les bobinages statoriques) (Upadhayay et al., 2017). Les pertes dans le redresseur sont importantes et sont principalement dues à l'énergie dissipée dans les diodes. Une solution possible pour limiter ces pertes est de modifier la technologie du redresseur et d'y intégrer des transistors pilotés (Ivankovic et al., 2012).

Sijun Liu (Liu, 2015) s'est intéressé à l'influence du processus de fabrication sur les aspects dimensionnels de la roue polaire dans l'alternateur. La maîtrise dimensionnelle permet une maîtrise de l'entrefer et donc de la réluctance globale du circuit magnétique qui traduit la facilité avec laquelle le flux circule dans la machine. Il a modélisé également le phénomène de désaxage du rotor par rapport au stator et son effet sur les harmoniques du courant de sortie, celui-ci étant perturbé par un couple déformé. Une autre tendance est l'emploi de matériaux innovants comme les alliages de Fer Cobalt dans le circuit magnétique de la machine (Perez, 2013), qui permet une augmentation du débit à basse vitesse de 26 à 73% pour un rotor en FeCo au lieu de SAE-1005 classiquement utilisé pour la roue polaire.

Les travaux de Mohamad El Youssef (El Youssef et al., 2017), s'intéressent au processus Slinky qui est utilisé pour la fabrication des culasses des stators des machines à griffes. Une comparaison avec le processus classique est représentée sur la Figure 5.

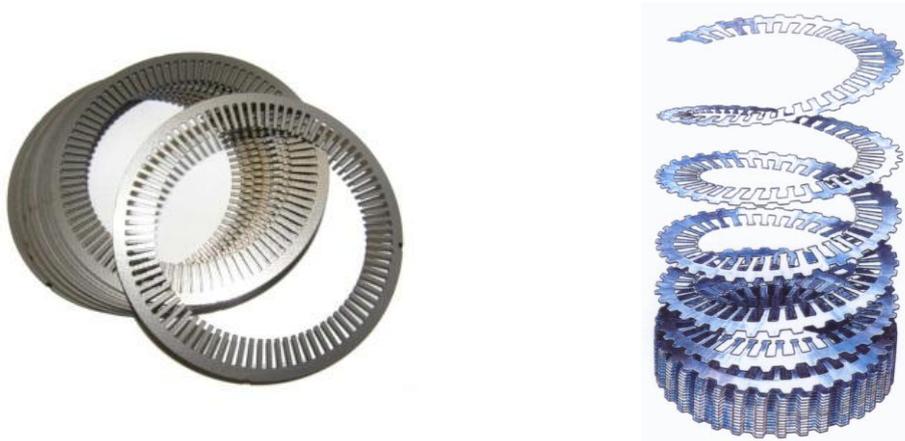


Figure 5 : Composition de la culasse du stator selon le processus (à gauche classique, à droite Slinky)

Usuellement il s'agit d'un empilement de plusieurs tôles de révolution qui sont poinçonnées directement dans la tôle. Le processus Slinky est basé sur la transformation d'une bande de tôle unique poinçonnée puis enroulée. Ce processus spécifique permet de réduire à la fois la quantité de matière utilisée (30 à 40% de perte de matière au lieu de 80 à 90% dans le cas classique) et les temps de cycle de fabrication. Cependant l'opération d'enroulement induit des contraintes résiduelles dans le matériau dont l'effet n'est pas encore déterminé et encore moins maîtrisé. L'objectif de l'étude menée par Mohamad El Youssef est alors, à l'instar de ce travail de thèse, de déterminer les effets du processus slinky sur les propriétés magnétiques de la culasse du stator. La différence avec ces

présents travaux de thèse réside, d'une part, la morphologie des pièces à étudier, et d'autre part, la façon de prendre en compte l'impact du procédé de fabrication dans le modèle électromagnétique de la machine à griffes.

Dans la suite, on se propose de donner les éléments fondamentaux nécessaires pour appréhender les propriétés électromagnétiques et mécaniques de l'acier magnétique utilisé dans la roue polaire.

1.2 Le matériau, au cœur de la fonction de la roue polaire

1.2.1 Les propriétés électromagnétiques d'un matériau

1.2.1.1 Généralités en électromagnétisme

Le matériau composant la roue polaire est un acier bas carbone pour application électromagnétique. L'électromagnétisme est le domaine qui décrit l'interaction entre l'électricité et les forces magnétiques. Le champ électromagnétique peut être décrit comme la représentation de la force électromagnétique qui agit sur les particules chargées qui s'écrit selon la force de Lorentz :

$$\mathbf{F} = q(\mathbf{E} + \mathbf{v} \wedge \mathbf{B}) \quad (1)$$

où q est la charge de la particule en Coulomb (C), \mathbf{E} le champ électrique en Volt par mètre (V/m) \mathbf{v} la vitesse de la particule en mètre par secondes (m/s) et \mathbf{B} le champ d'induction magnétique en Tesla (T). Le champ électrique \mathbf{E} est la représentation de la force d'attraction ou de répulsion d'une particule chargée, comme les électrons, sur les points de l'espace qui l'entoure. Le courant électrique est le mouvement de ces particules chargées. Dans le cas usuel, les électrons (de charge $q \approx -1,6 \cdot 10^{-19} \text{ C}$) parcourent un conducteur électrique métallique. Son intensité i en ampère (A) décrit le débit de charge électrique q en Coulomb (C) pendant un intervalle dt en secondes (s) à travers une surface S donnée. Au niveau local, la densité surfacique de courant \mathbf{j} sur un élément $d\mathbf{S}$ de la surface S est définie comme sur la Figure 6.

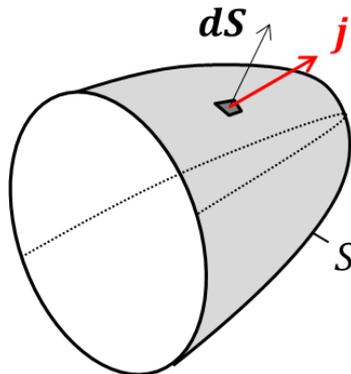


Figure 6 : Représentation du vecteur densité surfacique de courant

Cela se traduit par l'équation suivante :

$$i = \frac{dq}{dt} = \iint_S \mathbf{j} \cdot d\mathbf{S} \quad (2)$$

Lorsque des particules chargées parcourent un circuit électrique posé sur un contour \mathcal{C} avec une intensité i comme représenté sur la Figure 7, un champ magnétique \mathbf{H} est généré au point M par tous les points P de ce contour.

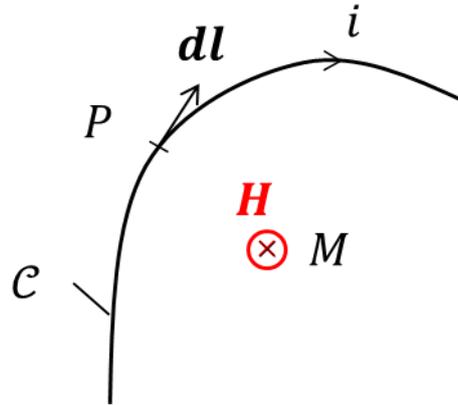


Figure 7 : Le champ magnétique induit par le mouvement des particules chargées

Son expression peut être décrite dans le vide par la loi de Biot et Savart :

$$\mathbf{H}(M) = \frac{1}{4\pi} \int_C \frac{i d\mathbf{l} \wedge \mathbf{PM}}{\|\mathbf{PM}\|^3} \quad (3)$$

Dans un milieu quelconque, le champ magnétique induit \mathbf{B} (ou induction magnétique), découle du champ magnétique d'excitation \mathbf{H} (ou excitation magnétique) qui lui est bien généré par le mouvement des particules chargées. La capacité du milieu de laisser passer le champ magnétique est appelée perméabilité magnétique μ . Dans le milieu considéré, les champs \mathbf{B} et \mathbf{H} sont alors liés par la relation suivante :

$$\mathbf{B} = \mu \mathbf{H} \quad (4)$$

\mathbf{H} est exprimé en ampère par mètre (A/m), μ représente la perméabilité magnétique en Henry par mètre (H/m). La perméabilité dans le vide est constante et vaut $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \text{H/m}$. Ainsi dans l'air ($\mu_{air} \approx \mu_0$) ou encore dans certains milieux, la perméabilité est également constante, ce qui permet d'avoir une relation linéaire simple entre \mathbf{B} et \mathbf{H} , ces deux grandeurs sont donc souvent confondues. La perméabilité relative μ_r est le plus souvent utilisée : $\mu_r = \frac{\mu}{\mu_0}$.

1.2.1.2 L'électromagnétisme dans les matériaux

Dans le vide les grandeurs \mathbf{H} et \mathbf{B} sont liées par la relation linéaire $\mathbf{B} = \mu_0 \mathbf{H}$. Dans un milieu quelconque, il existe une réponse de celui-ci à l'application d'un champ magnétique \mathbf{H} et une nouvelle contribution apparaît, l'aimantation \mathbf{M} . L'équation (4) peut alors être écrite sous cette forme :

$$\mathbf{B} = \mu_0 (\mathbf{H} + \mathbf{M}) \quad (5)$$

La matière est un ensemble d'atomes composés d'un noyau et d'un ensemble d'électrons. Le modèle de Rutherford considère le mouvement de révolution des électrons autour du noyau comme représenté Figure 8.

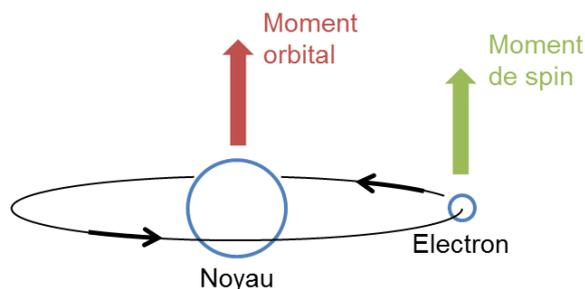


Figure 8 : Modèle de Rutherford pour l'atome et moments magnétiques

La révolution des électrons autour du noyau génère un moment magnétique orbital. De plus, la théorie quantique actuelle admet un moment magnétique lié à l'électron appelé moment magnétique de spin, qui était assimilé à une rotation de l'électron sur lui-même mais qui n'a en fait pas d'équivalent en mécanique classique. Le moment atomique est la combinaison vectorielle de ces deux moments. L'ordre de grandeur de ce moment atomique est le magnéton de Bohr (Nozières, 2015) défini pour la charge e et la masse m de l'électron et à l'aide de la constante de Planck h :

$$\mu_B = \frac{eh}{4\pi m} \quad (6)$$

La somme de ces moments magnétiques a une conséquence macroscopique: l'aimantation. Il est possible d'écrire (Benabou, 2002) :

$$\mathbf{M} = \frac{\partial \mathcal{M}}{\partial \mathbf{v}} \quad (7)$$

avec \mathbf{M} l'aimantation, \mathcal{M} la somme des moments magnétiques et ∂v l'élément de volume considéré. D'autres grandeurs peuvent également être définies pour décrire la réponse du milieu : la polarisation magnétique $\mathbf{J} = \mu_0 \mathbf{M}$ et la susceptibilité magnétique χ qui lie l'aimantation \mathbf{M} au champ magnétique \mathbf{H} avec la relation $\mathbf{M} = \chi \mathbf{H}$.

1.2.1.3 Différentes réactions au champ magnétique

Les matériaux se classent en trois catégories principales suivant leur réponse au champ magnétique \mathbf{H} appliqué : les matériaux diamagnétiques, paramagnétiques et ferromagnétiques (Du Trémolet de Lacheisserie et al., 2005).

Diamagnétisme :

Un matériau diamagnétique est constitué d'atomes non magnétiques, c'est-à-dire dont le moment magnétique est nul. Lorsqu'un champ magnétique \mathbf{H} est appliqué, le mouvement des électrons autour du noyau a le même effet qu'un courant induit au niveau atomique : un champ démagnétisant est généré. Ainsi le vecteur aimantation \mathbf{M} et le champ d'excitation \mathbf{H} sont de sens contraire. Cela se caractérise par une susceptibilité négative, très faible en valeur absolue ($|\chi| \ll 1$), ou une perméabilité relative μ_r très légèrement inférieure à 1. Cette observation s'explique au niveau atomique par la création d'un courant induit autour du noyau qui s'oppose au champ \mathbf{H} .

Paramagnétisme :

Dans le cas du paramagnétisme, le moment magnétique atomique existe, mais est indépendant des moments magnétiques des atomes qui l'entoure. Les moments magnétiques spontanés, en l'absence de champ magnétique extérieur, s'orientent dans des directions aléatoires si bien que l'aimantation résultante est nulle. L'application d'un champ \mathbf{H} tend à réorienter légèrement ces moments magnétiques mais l'agitation thermique réduit considérablement cette réorientation. L'aimantation résultante est alors très faible et dans le même sens que le champ \mathbf{H} . Cela se traduit par une susceptibilité χ positive et, au même titre que le diamagnétisme, en général très faible.

Ferromagnétisme :

Dans le cas du ferromagnétisme, différentes interactions au niveau atomique existent, ce qui explique une forte réponse du milieu au champ magnétique. Un matériau ferromagnétique soumis à

un champ magnétique extérieur apporte une grande contribution dans le même sens que l'excitation H . Cette « réponse » dépend fortement du type de matériau ferromagnétique et possède le plus souvent un domaine linéaire, puis non linéaire jusqu'à saturation. Ce phénomène est détaillé dans la section 1.2.1.4. A titre de comparaison, les trois types de matériaux peuvent être représentés de manière qualitative comme sur la Figure 9.

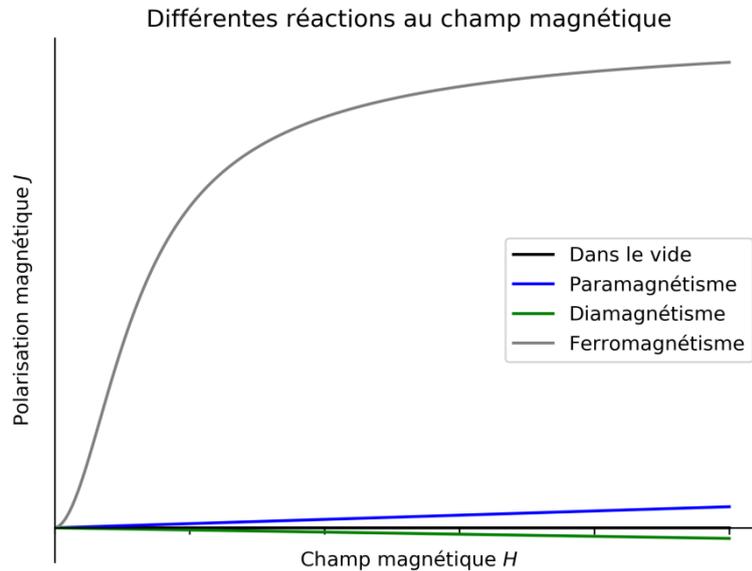


Figure 9 : Propriétés magnétiques en fonction du type de matériau

Les dispositifs de conversion de l'énergie, telles les machines électriques comme la machine à griffes faisant l'objet de notre étude, exploitent principalement des matériaux ferromagnétiques. En effet, ceux-ci présentent la capacité à amplifier et canaliser le flux magnétique, critère essentiel pour l'efficacité de la conversion énergétique. C'est pourquoi, dans la suite on détaillera les propriétés associées aux matériaux ferromagnétiques.

1.2.1.4 Ferromagnétisme

Dans le cas du ferromagnétisme, le comportement à l'échelle atomique est plus complexe. En effet il faut tenir compte d'interaction à plusieurs échelles faisant intervenir différents types d'énergies détaillés ci-après.

L'énergie d'échange $E_{éch}$:

Les électrons interagissent non seulement avec l'atome auquel ils appartiennent mais également avec les proches voisins. Ces interactions d'échange de Heisenberg tendent à coupler entre eux les moments magnétiques de groupes d'atomes voisins. L'orientation finale donne l'ordre magnétique (Nozières, 2015). L'ordre ferromagnétique décrit des moments alignés tous selon la même direction et de même sens si bien qu'un moment macroscopique et une aimantation spontanée sont observés (cas du fer). Lorsque les moments sont parallèles mais de sens opposés, il s'agit de l'ordre antiferromagnétique si les moments se compensent ou de l'ordre ferrimagnétique sinon. La Figure 10 représente les atomes avec leur moment magnétique associé dans les différents cas expliqués précédemment.

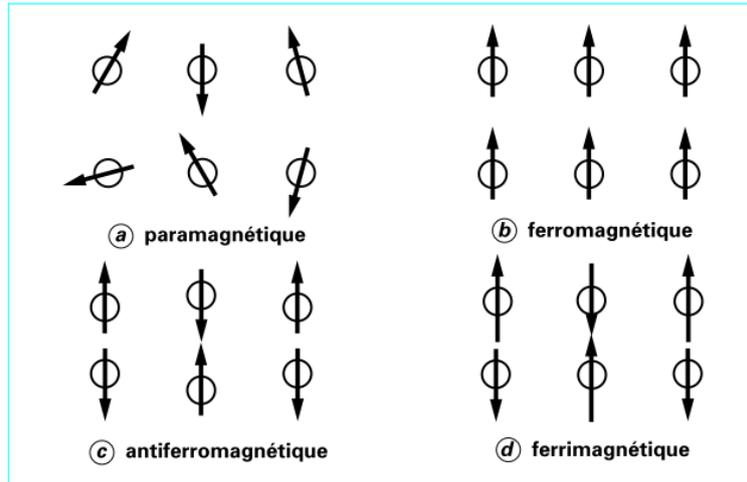


Figure 10 : Configurations magnétiques classiques (Nozières, 2015)

L'anisotropie magnétocristalline et magnétostriction (E_K, E_s) :

La structure cristalline des atomes provoque une anisotropie des propriétés magnétiques. Les interactions de champ cristallin conduisent à imposer une direction au moment magnétique en fonction de la géométrie du cristal, la direction de facile aimantation. Ainsi pour la maille cubique centrée de fer la direction de facile aimantation est la direction $\langle 100 \rangle$ soit la direction de l'arête et la direction de difficile aimantation est la direction $\langle 111 \rangle$ soit la grande diagonale du cube. La Figure 11 présente la courbe d'aimantation d'un monocristal de fer en fonction de ses directions de facile $\langle 100 \rangle$ et difficile $\langle 111 \rangle$ aimantation.

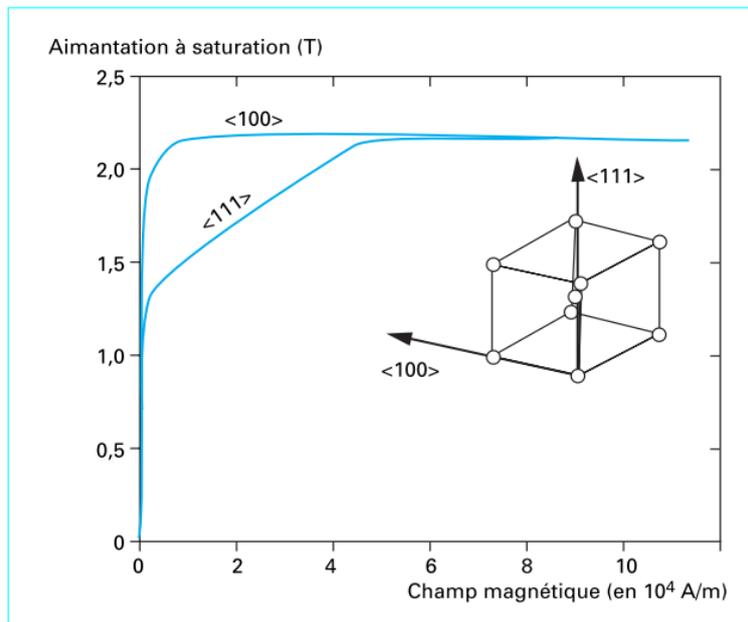


Figure 11 : Courbe d'aimantation d'un monocristal de fer selon deux directions cristallographiques (Couderech, 2015)

Le même type d'interaction entre les orbitales et le réseau cristallin induit une déformation du cristal sous l'action du champ magnétique. Ce phénomène est appelé la magnétostriction. A l'inverse, lorsqu'une contrainte est appliquée au matériau, l'aimantation peut être favorisée selon une direction différente de la direction de facile aimantation. Il s'agit de l'énergie d'anisotropie magnétoélastique.

Energie magnétostatique E_{ms} :

Un autre type d'interaction, l'interaction dipolaire, existe entre les moments magnétiques proches dus à l'énergie magnétostatique. Chaque moment magnétique est soumis à un champ local créé par les moments magnétiques proches. Au niveau atomique cette interaction a peu d'influence, mais elle n'est plus négligeable à l'échelle mésoscopique où l'interaction d'échange est beaucoup plus faible. Ainsi l'aimantation locale tend à créer l'équivalent de dipôles électriques qui vont induire un champ démagnétisant dans le sens contraire de l'aimantation.

1.2.1.5 Structure en domaines magnétiques

Pour résumer, d'un point de vue magnétique, l'énergie interne du matériau est la contribution de différents termes :

- L'énergie magnétostatique E_{ms}
- L'énergie d'anisotropie magnéto-cristalline E_K
- L'énergie ou interaction d'échange : E_{ech}
- L'énergie magnéto-élastique : E_s
- L'énergie d'interaction avec un champ extérieur : E_{ext}

La minimisation de cette énergie interne conduit à une structuration en domaines magnétiques à l'échelle mésoscopique selon la théorie de Weiss (Weiss and Foëx, 1926) dans lesquels les moments magnétiques sont alignés. Dans ces domaines l'aimantation est alors homogène et dans une direction donnée. Ils sont séparés par les parois de Bloch, de très faible épaisseur dans laquelle l'orientation privilégiée des moments magnétiques change de manière progressive et continue.

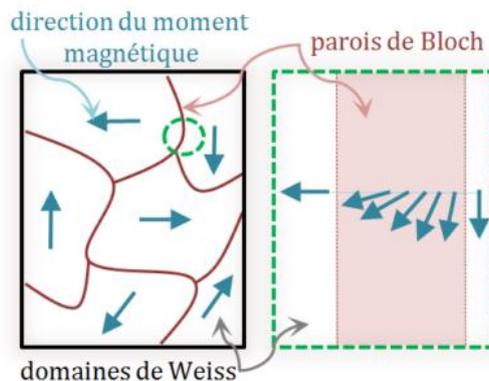


Figure 12 : Structuration en domaines de Weiss et parois de Bloch (Arbenz, 2016)

1.2.1.6 Mécanisme d'aimantation et cycle d'hystérésis

Lorsqu'un champ magnétique extérieur \mathbf{H} est appliqué, l'énergie E_{ext} est modifiée et l'équilibre magnétique du système, la structure en domaines, est modifiée. Les moments magnétiques ont tendance à s'aligner dans la direction du champ \mathbf{H} . La Figure 13 représente à gauche l'évolution des domaines magnétiques dans un matériau ferromagnétique en fonction du champ magnétique \mathbf{H} appliqué (vers la droite) depuis l'état désaimanté jusqu'à la saturation ; et à droite la position correspondante sur la courbe de première aimantation.

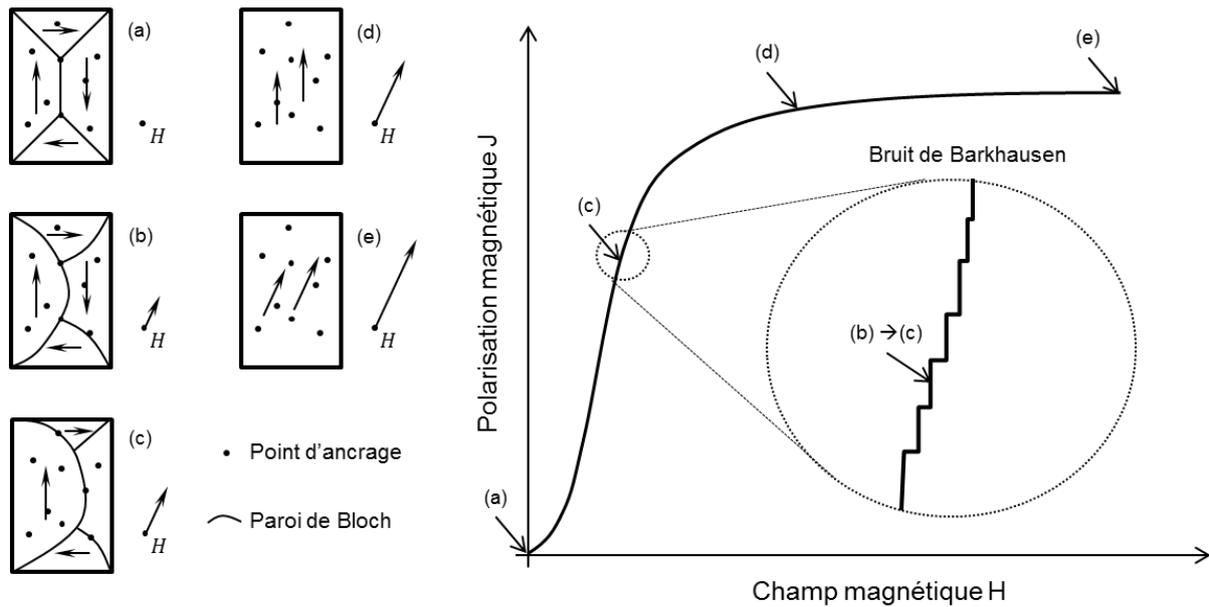


Figure 13 : Représentation du phénomène d'aimantation sur la courbe de première aimantation

Dans un premier temps (Figure 13, état (b)), les domaines magnétiques dont la direction est proche de celle du champ extérieur s'élargissent au détriment des domaines ayant une orientation éloignée. Cela se traduit par le mouvement des parois de Bloch au sein de la matière. Le phénomène est d'abord réversible : les parois se piègent à des points d'ancrage tels que les impuretés et les dislocations, puis le champ H devient suffisant pour faire traverser le point d'ancrage à la paroi (Figure 13, de (b) à (c)), ce qui est à l'origine du cycle d'hystérésis. En fait localement la courbe est constituée d'une succession de sauts correspondant aux décrochages des parois, responsable du bruit de Barkhausen (Du Trémolet de Lacheisserie et al., 2005). Ensuite, pour des grandes valeurs de champ H , tous les domaines ont une orientation proche de celui-ci (Figure 13, état (d)). L'énergie apportée par un champ H supérieur provoque la rotation cohérente de ces domaines vers la direction de H . Ceci nécessite une grande quantité d'énergie si bien que l'aimantation augmente très peu. Dans cette zone, l'aimantation dans le matériau est saturée (Figure 13, état (e)) et celui-ci se comporte de manière amagnétique. Lorsqu'un cycle complet est parcouru, la courbe d'aimantation représentée sur la Figure 14 est obtenue.

Le cycle majeur d'hystérésis peut être décrit à l'aide de certaines grandeurs qui correspondent à des points caractéristiques de la courbe. Si le champ appliqué est suffisant il est possible de relever l'aimantation à saturation M_S qui représente la contribution maximale fournie par le matériau en réponse à un champ magnétique appliqué. Ensuite, l'aimantation rémanente M_r est la valeur de l'aimantation pour laquelle l'excitation magnétique est annulée pendant le processus d'aimantation. Les champs coercitifs H_{cJ} et H_{cB} sont les champs nécessaires pour annuler respectivement l'aimantation M (ou la polarisation J) et l'induction B . La surface du cycle d'hystérésis représente l'énergie dissipée dans le matériau au cours d'un cycle d'excitation et qui est reflétée par ces deux paramètres $M_r; H_C$.

Ainsi, les deux principales familles de matériaux ferromagnétiques sont les matériaux durs caractérisés par une coercivité et une aimantation rémanente fortes, et les matériaux doux, qui combinent faible champ coercitif, perméabilité et aimantation à saturation élevées. Les premiers sont utilisés comme sources de champ magnétique, à savoir les aimants permanents, grâce à leur capacité à stocker une

importante énergie magnétique. Les seconds sont exploités pour canaliser et maximiser le flux magnétique en vue de la conversion de l'énergie tout en présentant de faibles pertes, comme dans le cas de la roue polaire et de la machine à griffes. Ceux-ci sont détaillés dans la suite.

Cycle d'hystérésis d'un matériau magnétique doux à $f = 50\text{Hz}$ et $B_{\text{max}} = 1,5\text{T}$

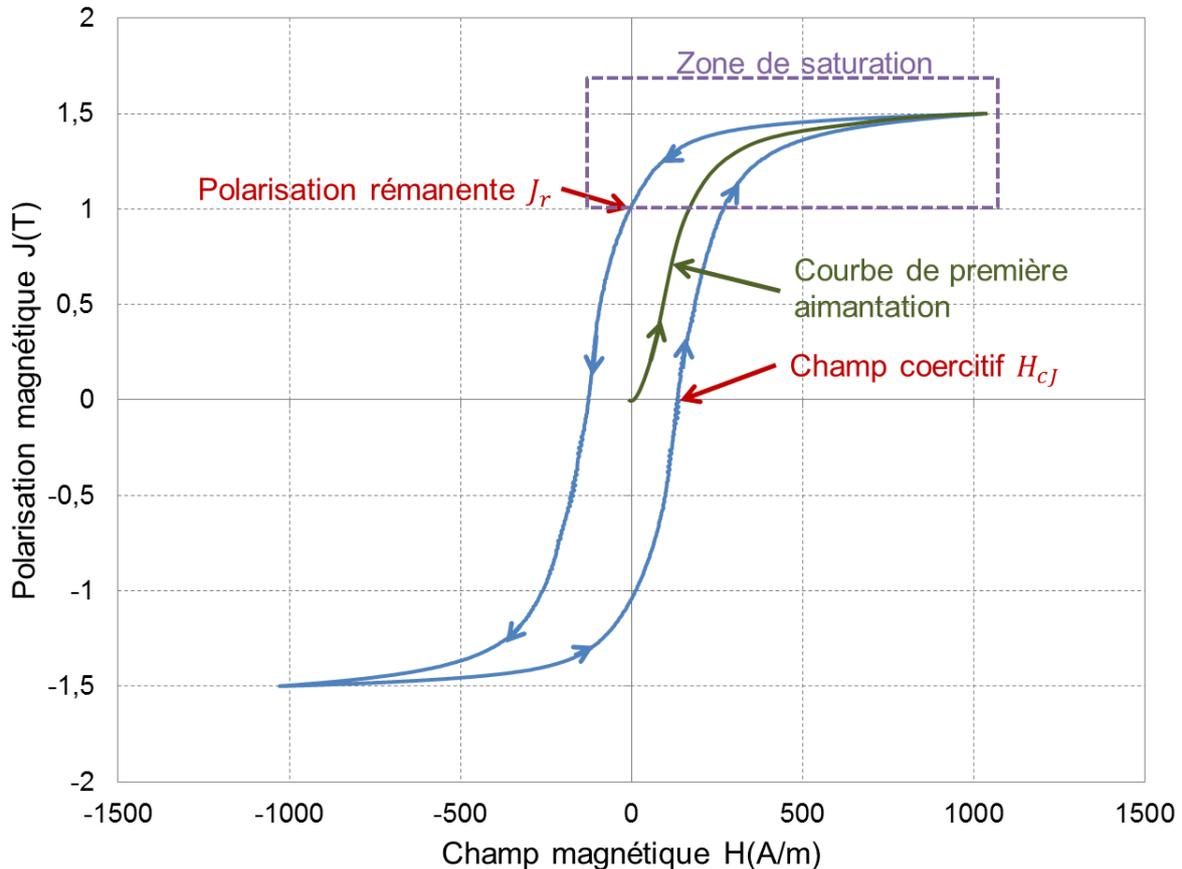


Figure 14 : Description d'un cycle d'hystérésis magnétique d'une tôle Fer-Silicium avec les grandeurs caractéristiques

Il existe un état où le matériau est dit désaimanté, pour lequel l'aimantation est nulle lorsque le champ magnétique est nul. Il peut être obtenu en partant d'un état magnétique quelconque et en appliquant un champ magnétique H alternatif décroissant depuis l'état saturé. Dès lors, la courbe de première aimantation s'obtient en polarisant le matériau avec un champ strictement croissant. Cette courbe présente généralement une inflexion au voisinage de l'origine correspondant à la perméabilité dite « initiale ». La désaimantation peut aussi être obtenue grâce à un processus thermique qui consiste à chauffer le matériau au-dessus de la température de Curie, température au-dessus de laquelle le comportement devient paramagnétique, puis à le laisser refroidir en absence de champ magnétique. Dans cet état, l'équilibre initial des domaines magnétiques est supposé différent si bien que la courbe de première aimantation sera plutôt nommée « virgin curve ». Ces courbes ne doivent pas non plus être confondues avec la courbe moyenne qui est obtenue en moyennant les enveloppes supérieure et inférieure d'un cycle majeur d'hystérésis. Il s'agit dans ce cas une courbe anhystérétique purement mathématique. Enfin dans la pratique, la mesure de la courbe de première aimantation n'étant pas toujours simple à mettre en œuvre, il est possible de construire la courbe normale qui en est très proche, appelée aussi courbe de commutation, en reliant les extrema de cycles d'hystérésis mineurs centrés comme sur la Figure 15.

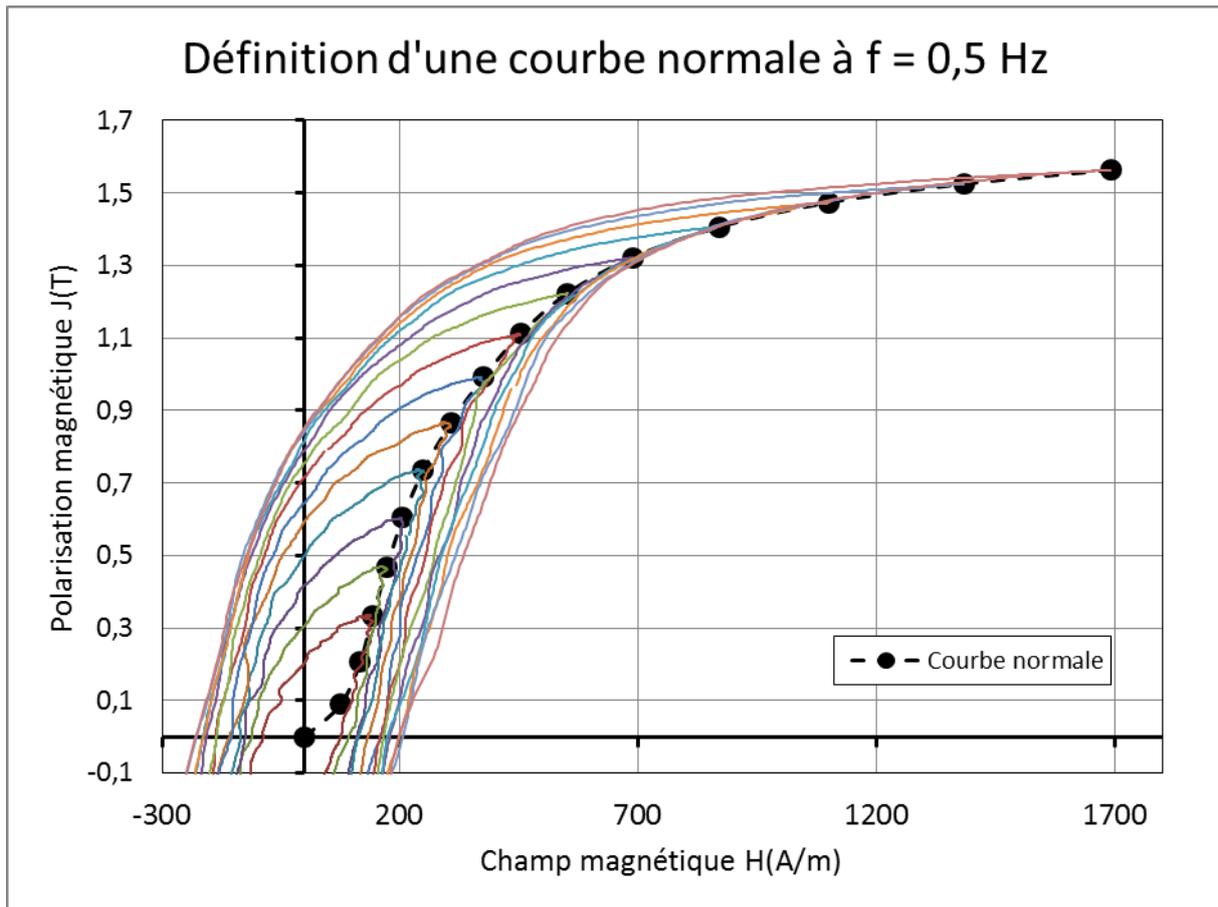


Figure 15 : Construction de la courbe normale

Les courbes anhystériques, en particulier la courbe normale, sont très utilisées en modélisation par éléments finis et simplifient leur modélisation mathématique et/ou l'implémentation des propriétés magnétiques dans les codes éléments finis. Dans ce cas, les pertes associées au cycle d'hystérésis peuvent être calculées en post-traitement de la résolution numérique.

1.2.1.7 Les modèles de l'aimantation

D'un point de vue modèle, lorsque le comportement magnétique est plus complexe, les champs \mathbf{B} et \mathbf{H} ne peuvent plus être confondus. Dans les matériaux ferromagnétiques par exemple, la loi qui lie ces deux grandeurs est fortement non linéaire et présente une hystérésis comme présenté précédemment. De façon plus générale, une relation constitutive f liant \mathbf{B} (respectivement \mathbf{M} ou \mathbf{J}) à \mathbf{H} et à d'autres paramètres tels que la température T ou son histoire (représenté par le temps) t , peut alors être considérée :

$$\mathbf{B} = f(\mathbf{H}, t, T, \dots) \quad (8)$$

Cette loi constitutive doit être caractérisée pour définir les propriétés magnétiques macroscopiques du matériau. Pour modéliser ces propriétés magnétiques, plusieurs approches peuvent être retenues : soit le cycle complet est modélisé, soit une courbe anhystérique associée à un modèle de pertes par hystérésis sont pris en compte. Dans tous les cas une valeur de conductivité électrique est donnée pour inclure l'effet des pertes par courant induit. Dans leurs travaux sur la modélisation de l'hystérésis, Jiles-Atherton et Preisach s'intéressent au premier type de modélisation permettant d'approcher au plus près des mesures de cycle d'hystérésis. Les modèles proposés présentent chacun leurs avantages et inconvénients mais restent cependant peu exploités dans les codes éléments finis du fait d'instabilités numériques lors du processus de résolution non-linéaire (Caron,

2017). Le deuxième type de modélisation se base sur la théorie du paramagnétisme proposée par Langevin et Brillouin puis adaptée au ferromagnétisme, par exemple avec la théorie du champ moléculaire de Weiss.

Le paramagnétisme de Langevin

Langevin a commencé par modéliser le paramagnétisme qui a ensuite été généralisé au ferromagnétisme. Dans le cas du paramagnétisme, les moments magnétiques \mathbf{m} sont supposés sans interactions et s'orientent dans des directions aléatoires en absence de champ magnétique extérieur \mathbf{H} . Dès que ce champ n'est plus nul, l'énergie potentielle d'un moment magnétique est donnée par :

$$W_{para} = -\mathbf{m} \cdot (\mu_0 \mathbf{H}) = -m\mu_0 H \cos \theta \quad (9)$$

avec θ l'angle formé entre \mathbf{m} et \mathbf{H} . Les moments magnétiques tendent alors à s'orienter dans la direction du champ extérieur. La statistique de Maxwell-Boltzman, tenant compte de l'agitation thermique dans le matériau, décrit le moment magnétique macroscopique moyen, l'aimantation (section 1.2.1.2), selon l'équation suivante :

$$\frac{M}{M_s} = \langle \cos \theta \rangle = \mathcal{L} \left(\frac{m\mu_0 H}{k_B T} \right) \quad (10)$$

avec $M_s = Nm$, N étant la densité volumique de moment magnétiques m ; la fonction de Langevin $\mathcal{L}(x) = \coth x - \frac{1}{x}$; k_B la constante de Boltzman et T la température.

Modèle de Brillouin

Avec le développement de la théorie quantique stipulant des valeurs discrètes pour les niveaux d'énergie atomiques, Brillouin (Brillouin, 1927) reformule la théorie du paramagnétisme en intégrant l'effet du nombre quantique du moment angulaire total J_q . Ainsi, l'équation devient la suivante :

$$\frac{M}{M_s} = \frac{2J_q + 1}{2J_q} \coth \left(\frac{2J_q + 1}{2J_q} \frac{H}{a} \right) - \frac{1}{2J_q} \coth \left(\frac{1}{2J_q} \frac{H}{a} \right) \quad (11)$$

le paramètre de forme $a = \frac{k_B T}{\mu_0 \mu_B g J_q}$ introduit la statistique de Boltzman décrivant l'agitation thermique et intégrant la perméabilité du vide μ_0 , le magnéton de Bohr μ_B et le facteur de Landé g_J .

Dans cette formulation, lorsque le nombre quantique J_q tend vers l'infini, l'expression de Langevin (10) est retrouvée. Pour $J_q = \frac{3}{2}$, seul un électron est considéré.

Ferromagnétisme de Weiss

Selon Pierre Weiss (Weiss and Foëx, 1926), le ferromagnétisme provient de l'interaction des moments magnétiques entre eux qui donnent lieu à une aimantation spontanée en l'absence de champ magnétique extérieur. Ce champ moléculaire \mathbf{H}_m , supposé proportionnel à l'aimantation s'ajoute au champ magnétique extérieur de sorte que le champ magnétique effectif vu par l'atome est donné par :

$$\mathbf{H}_e = \mathbf{H} + \mathbf{H}_m = \mathbf{H} + \alpha \mathbf{M} \quad (12)$$

avec α le paramètre de champ moléculaire.

Ainsi les formules de Langevin (10) ou celle de Brillouin (11) est généralisable au ferromagnétisme en remplaçant le champ \mathbf{H} par \mathbf{H}_e . Cette transposition rend l'équation et la solution plus complexe. La cohérence avec le paramagnétisme est observée lorsque $\alpha \rightarrow 0$, puisque dans ce cas les couplages entre les moments magnétiques sont nuls.

Modèle de Brillouin modifié

Wlodarski (Wlodarski, 2006) propose une approche plus phénoménologique pour décrire le comportement des matériaux avec le modèle de Brillouin. Il garde la forme générale du modèle et paramétrise le modèle en respectant les conditions suivantes :

- La conformité avec la description phénoménologique de l'aimantation, à savoir, il doit comporter une zone linéaire, un coude de saturation et une zone saturée avec une inflexion au voisinage de 0
- Les paramètres doivent avoir une signification physique claire et doivent être homogènes aux grandeurs qui intègrent le modèle de Brillouin
- D'un point de vue pratique, le modèle doit obtenir une grande précision sur tous les points de mesure expérimentaux.

Ainsi, il parvient à l'équation suivante :

$$M = M_a \mathcal{L}\left(\frac{H}{a}\right) + M_b \tanh\left(\frac{|H|}{b}\right) \mathcal{L}\left(\frac{H}{b}\right) \quad (13)$$

Les paramètres M_a et M_b dérivent de deux composantes de l'aimantation à saturation ($M_s = M_a + M_b$), la première décrivant le processus irréversible et la seconde le processus réversible. Les paramètres a et b déterminent quant à eux la vitesse à laquelle ces processus atteignent la saturation.

Modèle de Marrocco

Marrocco (Marrocco, 1977) introduit une description mathématique de la loi de comportement ferromagnétique. Pour la résolution de problèmes électromagnétiques à partir de la formulation en potentiel vecteur \mathbf{A} , il décrit les équations de Maxwell avec la réductivité magnétique $\nu = \frac{1}{\mu}$ (l'inverse de la perméabilité magnétique) qu'il suggère d'écrire comme une fonction de $|\mathbf{B}|^2$. Marrocco propose le modèle suivant pour la réductivité magnétique :

$$\nu_{\varepsilon, c, \tau, \alpha}(x) = \varepsilon + (c - \varepsilon) \frac{x^\alpha}{x^\alpha + \tau} \quad (14)$$

Dans son travail il note une erreur de 3 à 4% par rapport à des mesures magnétiques effectuées sur des tôles pour un stator de machine électrique. Autrement dit, en intégrant l'équation (14), le champ magnétique H peut s'écrire comme une fonction de l'induction magnétique B pour donner le modèle de Marrocco :

$$H = \frac{B}{\mu_0} \left(\frac{B^{2\alpha}}{B^{2\alpha} + \tau} (c - \varepsilon) + \varepsilon \right) \quad (15)$$

Les équations (13) et (15) sont typiquement utilisées dans les codes numériques de résolutions de problèmes électromagnétiques. De plus, elles expriment une relation continue entre H et B (ou J), ce qui permet une comparaison de nuages de points plus détaillée comme expliqué à la section 3.1.7.

1.2.1.8 Pertes fers

Un matériau ferromagnétique ne restitue pas l'intégralité de l'énergie qui y transite lors du processus de conversion d'énergie. Une partie est dissipée sous forme de chaleur par le matériau, plus communément appelée pertes fers ou pertes magnétiques. Bertotti (Bertotti, 1988) sépare les pertes fers en trois contributions : les pertes quasi-statiques ou par hystérésis, les pertes dynamiques ou par courants induits et les pertes excédentaires. En réalité, il s'agit uniquement de pertes par courants induits mais ayant lieu à des échelles de temps et d'espace différentes. Le phénomène est sensible à la fréquence comme sur la Figure 16 démontrant le retard entre le matériau qui s'aimante et le champ magnétique qui lui est appliqué. Le cycle magnétique, ou cycle de pertes est à différencier du cycle d'hystérésis : le premier implique les pertes totales, le second est tracé à une fréquence suffisamment faible pour ne faire apparaître que les pertes par hystérésis.

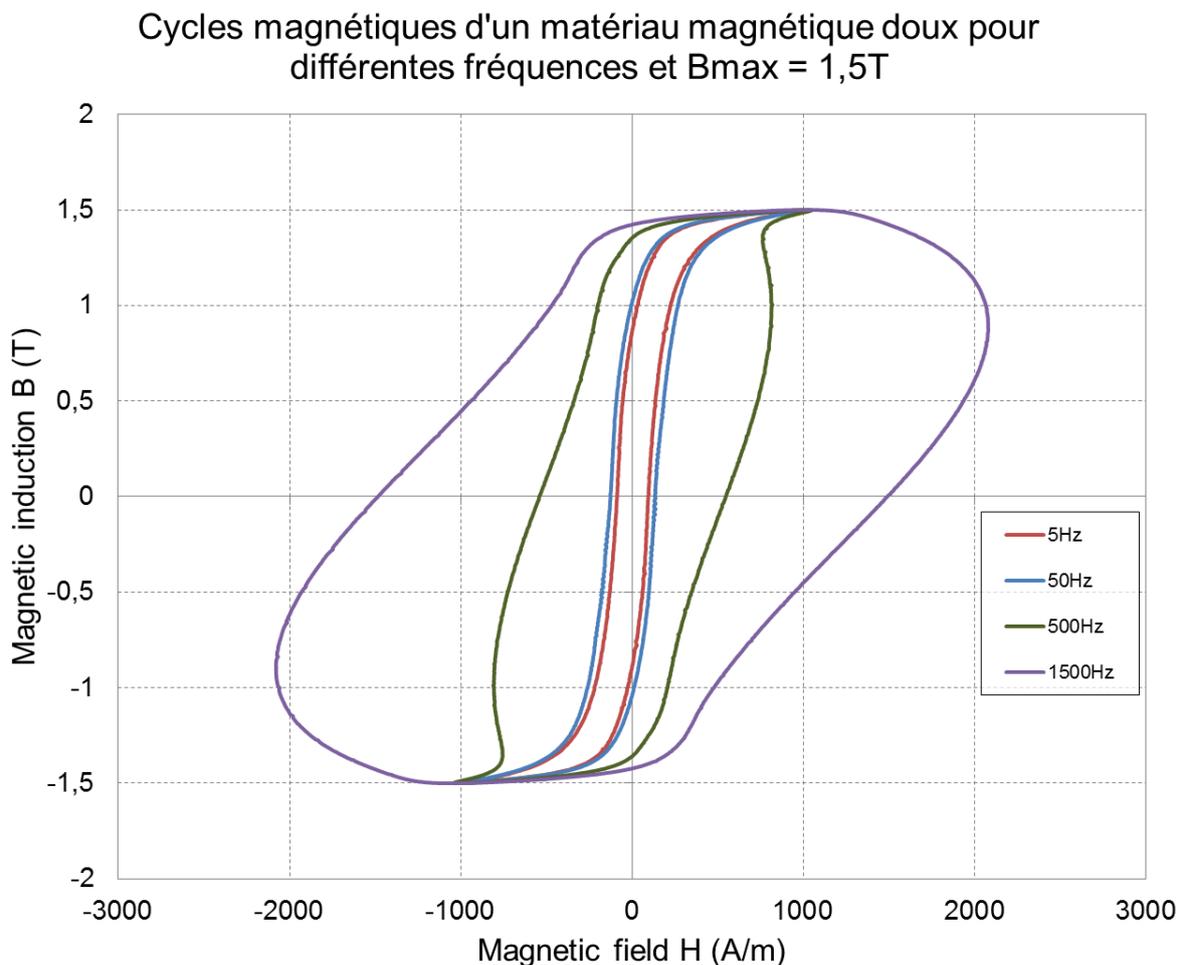


Figure 16 : Influence de la fréquence sur le cycle magnétique

Pertes par hystérésis

Les pertes par hystérésis sont générées par le « frottement » des parois de Bloch lors de la variation d'aimantation et sont présentes jusqu'à très basse fréquence. Les sauts de parois sont associés à des variations de flux locales qui donnent naissance à des courants induits microscopiques.

Pertes par courants de Foucault

Plus la fréquence augmente, plus les pertes par courants induits macroscopiques (associés à la conductivité électrique du matériau) nommés courants de Foucault deviennent non négligeables : le cycle d'hystérésis s'élargit. La variation du flux est telle qu'elle produit des courants induits dans le matériau (loi de Faraday) et produit un échauffement dû à la dissipation par effet Joule. Dans un matériau conducteur de conductivité σ_{el} et de perméabilité relative μ_r , l'intensité des courants de Foucault varie avec la profondeur, ce qui est appelé effet de peau. La résolution par les équations de Maxwell pour une plaque semi-infinie permet de déterminer l'épaisseur de peau conventionnelle δ (m) :

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{\pi f \sigma_{el} \mu_0 \mu_r}} \quad (16)$$

Pertes excédentaires

Un dernier type de pertes est à prendre en considération : les pertes excédentaires. Les parois de domaines magnétiques n'ont en fait pas de forme simple comme le suggère la théorie employée pour modéliser les pertes jusqu'alors. Comme les domaines magnétiques peuvent être enchevêtrés et aléatoirement disposés, Bertotti (Bertotti, 1988) les assimile à des objets magnétiques qui interagissent entre eux. Le mouvement complexe des parois de domaines aboutit à la génération des pertes excédentaires, qui s'ajoutent aux pertes par courants induits dites « pertes classiques ». Les pertes excédentaires dépendent de la racine carrée de la conductivité électrique, de la fréquence, de la géométrie et d'autres paramètres matériau.

Les modèles macroscopiques

Steinmetz a proposé en premier lieu une approche empirique de la modélisation des pertes fers, basée sur une formule en puissance intégrant fréquence et valeur crêtes de l'induction. A la suite de cela, Jordan élabore une première extension permettant de mieux prendre en compte l'effet des courants induits, ce qui a abouti à une sous-estimation des pertes fers. Bertotti a finalement proposé d'ajouter les pertes excédentaires à ce modèle, ce qui conduit à l'équation suivante (Fratila, 2012) :

$$\mathcal{P}_{tot} = k_h f B_m^\alpha + k_{ci} f^2 B_m^2 + k_{exc} f^{3/2} B_m^{3/2} \quad (17)$$

avec B_m , la valeur crête de l'induction sur une période et f la fréquence d'excitation. Les paramètres k_h , k_{ci} et k_{exc} décrivent les pertes du matériau respectivement de nature hystérétique, dynamique (par courants induits) et excédentaires. Ces variables ainsi que le paramètre α dépendent du matériau et bien qu'ayant une origine physique déterminée, doivent être identifiés sur des mesures magnétiques. Ce modèle propose donc des pertes par hystérésis évoluant proportionnellement à la fréquence, alors que les pertes dynamiques évoluent au carré de la fréquence. Il est cependant valable pour une induction supposée sinusoïdale. Des modèles plus généraux permettent de travailler sur des formes d'ondes plus complexes par exemple en intégrant la dérivée temporelle de l'induction magnétique.

Dans l'équation (17), les courants induits prennent leur origine dans le fait que le matériau est conducteur d'électricité. Le coefficient k_{ci} est fonction de la conductivité électrique σ_{el} du matériau et peut être exprimé, dans le cas d'une tôle d'épaisseur d , de la manière suivante :

$$k_{ci} = \frac{\pi^2}{6} \sigma_{el} d^2 \quad (18)$$

Dans les codes éléments finis, la conductivité électrique permet d'ailleurs de rendre compte des effets magnétodynamiques.

1.2.1.9 La conductivité électrique

La conductivité électrique est définie comme la capacité du matériau à laisser passer le courant électrique. Sur la Figure 6, si un champ électrique \mathbf{E} est responsable du déplacement de particules chargées dans un matériau de conductivité σ_{el} à travers la surface S , alors la densité de courant peut être donnée selon l'équation :

$$\mathbf{j} = \sigma_{el} \mathbf{E} \quad (19)$$

Il s'agit en fait de la loi d'Ohm locale. D'un point de vue macroscopique, un élément conducteur homogène de section constante S et de longueur l offre une résistance R au courant électrique telle que :

$$R = \frac{l}{\sigma_{el} S} \quad (20)$$

Cette équation est à la base des méthodes de mesures macroscopiques de la conductivité électrique.

Le fer pur a une conductivité de $9,93 \text{ MS} \cdot \text{m}^{-1}$, supérieure à celle de l'acier de la roue polaire, qui de par ses éléments d'addition non conducteurs, possède une conductivité électrique de l'ordre de 5 à $7 \text{ MS} \cdot \text{m}^{-1}$.

1.2.2 Aspects matériau, mécanique et mécanismes de transformation

La roue polaire est fabriquée avec un acier bas carbone. Elle est obtenue par forgeage à chaud, calibrage à froid puis usinage. La mise en œuvre de l'ensemble de ces procédés va avoir un impact sur les propriétés métallurgiques du produit qui sont indissociables des propriétés électromagnétiques. Cette section a pour objectif de présenter les généralités des propriétés métallurgiques à la composition du matériau et à sa mise en forme.

1.2.2.1 Composition chimique et désignation des aciers

Un acier est un alliage de fer et de carbone obtenu en suivant un processus d'élaboration particulier. Il est possible de l'élaborer à partir des minerais naturels de fer et de carbone. En chauffant ces minerais dans un haut-fourneau, de la fonte à l'état liquide est obtenue puis transformée en acier dans un convertisseur. Cette opération consiste en une décarburation de la fonte par soufflage d'oxygène. Ainsi la teneur en carbone dans l'alliage ne dépasse pas 2,11% pour les aciers et 6,67% pour les fontes, solubilité maximale du carbone dans une matrice ferreuse. Ensuite la mise à nuance est réalisée en ajoutant les éléments d'additions désirés. Ces deux étapes sont cruciales pour la composition chimique de l'acier, qui donne la proportion des éléments d'addition dans l'alliage final.

Lors de la réalisation de la coulée, la composition chimique n'est pas atteignable de façon stricte. Ainsi la multitude d'aciers différents est classée par nuance. Celle-ci désigne le plus souvent les spécifications concernant la composition chimique (intervalle ou valeur maximale d'une teneur en un élément). La nuance typique pour la roue polaire est SAE1005 (ou XC05) dont les spécifications en terme de composition sont données dans le Tableau 1.

Tableau 1 : Composition d'un acier SAE-1005

Elément	Carbone	Silicium	Phosphore	Soufre	Manganèse
%masse	≤0.06	0.07 - 0.6	≤0.03	≤0.05	≤0.35

Il s'agit d'un acier doux ferritique. Il présente un très faible taux de carbone (inférieur à 0.1%) ce qui permet de limiter la formation de perlite et d'obtenir un fort pourcentage de ferrite. La ferrite est le constituant ferromagnétique de l'acier et possède une structure cubique centrée comme détaillé à la section 1.2.2.2. L'acier est également composé de Silicium en faible proportion (inférieur à 0.6%), permettant de diminuer la conductivité et donc limiter les pertes par courants induits tout en gardant une forgeabilité acceptable.

L'influence des propriétés métallurgiques et mécaniques sur les propriétés électromagnétiques seront développées dans les sections suivantes. La capacité de la roue polaire à remplir sa fonction de canalisation du flux magnétique vers le stator va dépendre fortement du matériau utilisé. Les caractéristiques recherchées sont une aimantation à saturation élevée qui maximise le débit en sortie de l'alternateur, ainsi qu'une perméabilité élevée qui permet d'obtenir un champ d'induction B (ou un flux) maximal pour un champ d'excitation H minimal dans la zone non saturée et ainsi réduire les pertes dans l'excitation (acier magnétique doux).

L'autre élément du circuit magnétique de la machine à griffes est la culasse du stator. Il s'agit usuellement d'un acier FeSi contenant jusqu'à 3% de Silicium. Les tôles pour application électrotechnique sont des aciers magnétiques doux qui se classent en deux grandes catégories, exploitant la texture cristallographique et la direction de facile aimantation (Couderchon, 2015) :

- Les tôles à grains orientés (GO) favorisent la formation de la texture de Goss par laminage qui sont plutôt utilisées lorsque le champ magnétique est unidirectionnel
- Les tôles à grains non orientés (NO) adaptées pour les machines tournantes

La dénomination des tôles à grains non orientés donne l'épaisseur de la tôle ainsi que les pertes spécifiques maximales de la tôle en W/kg à 50 Hz et pour une induction de 1,5 T. Dans la machine à griffes, la culasse du stator est en M800-50A, ce qui veut dire que la tôle fait 0,5 mm d'épaisseur et dissipe 8 W/kg maximum à 1,5 T et 50 Hz.

1.2.2.2 Structure

Les aciers possèdent une structure cristalline contrairement aux matériaux polymères par exemple. Un cristal est une phase solide dans lequel l'arrangement des atomes qui le compose est identique. La maille d'un cristal est le plus petit élément de structure qui se répète pour former le réseau cristallin. Le fer possède plusieurs formes allotropiques, c'est-à-dire plusieurs arrangements cristallins différents (donc des mailles différentes) et qui sont stables à différentes températures. Usuellement elles sont représentées pour l'acier sur le diagramme fer-carbone (Figure 17).

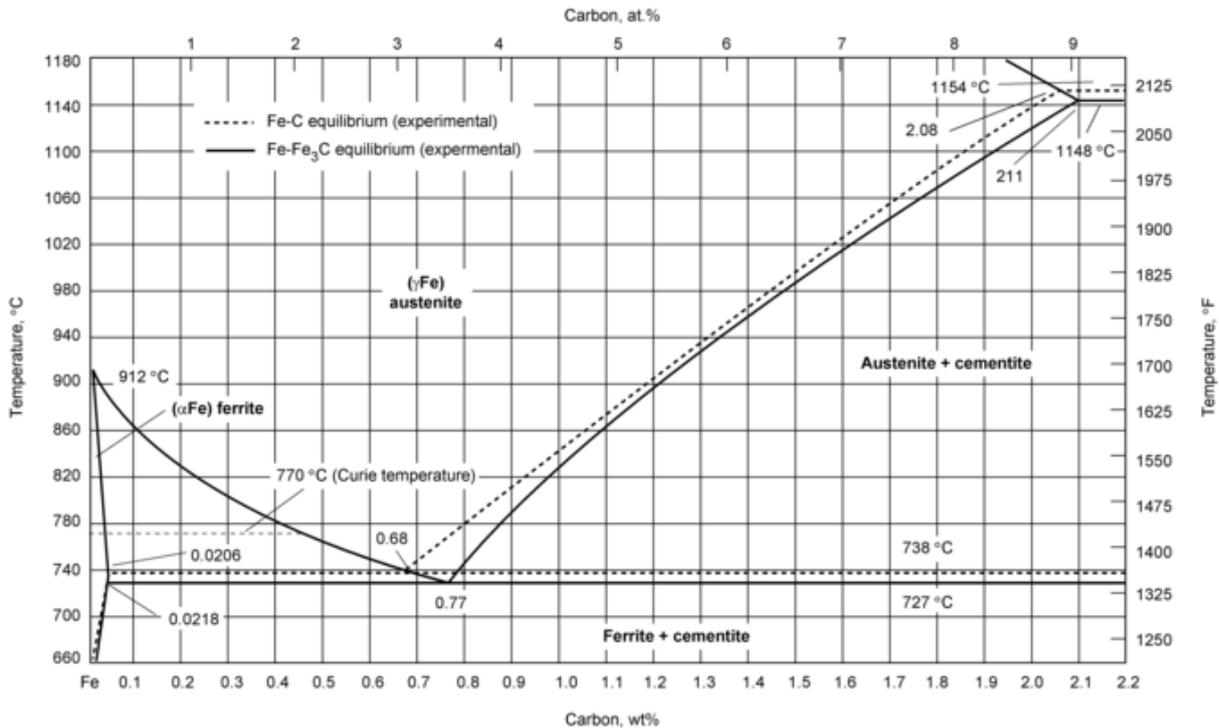


Figure 17 : Diagramme de phases fer-carbone (ASM International, 1990a)

Les différentes formes stables du fer sont, par température décroissante, la ferrite δ , l'austénite γ , la ferrite α . Les domaines de stabilité de δ étant pour des températures élevées et non atteinte en forgeage à chaud, cette phase sera négligée. La ferrite désignera dans la suite exclusivement la ferrite α . Allié au carbone, le fer forme un carbure Fe_3C appelé cémentite.

La ferrite α possède une maille cubique centrée, pour laquelle la direction de facile aimantation est l'arête de la maille, alors que l'austénite γ possède une structure cubique faces centrées, ce qui explique son paramagnétisme. La Figure 18 représente l'orientation des moments magnétiques dans les deux phases du fer précédentes. Ces constatations sont valables à température ambiante. Par contre, dès que la température de Curie est atteinte ($T_C = 769\text{ °C}$ pour le fer pur, toujours sous forme ferritique) l'agitation thermique devient telle que même la ferrite a un comportement paramagnétique.

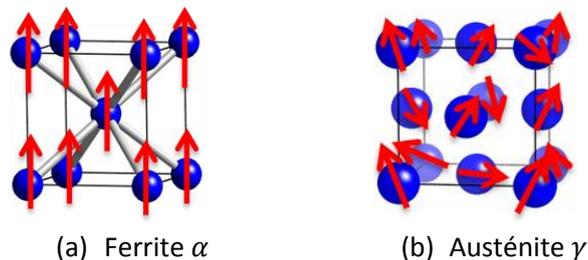


Figure 18 : Le fer sous deux différentes phases solides et moments magnétiques à température ambiante

Lors du refroidissement, la cémentite Fe_3C s'associe avec la ferrite α pour créer une structure particulière, qui dépend de la vitesse de refroidissement et de la composition de l'acier. Un refroidissement lent favorise la diffusion du carbone dans la matière qui va créer une structure lamellaire de cémentite dans les grains de ferrite qui est appelée perlite. Pour un refroidissement très rapide, le carbone n'a pas le temps de diffuser et est piégé dans les mailles de fer. Les mailles

d'austénite se cisailent et forment de la martensite. Pour des vitesses de refroidissement intermédiaires, le carbone diffuse sur une distance plus courte et forme des composés de cémentites plus fins : cette structure est appelée bainite. La transformation de phases est déterminée à l'aide des diagrammes de transformation en refroidissement continu (TRC) ou temps température transformation (TTT) selon le type de traitement thermique étudié. Le diagramme dépend de la nuance étudiée, notamment de la composition en carbone, qui conditionne les températures de transformation austénite $\gamma \leftrightarrow$ ferrite α (Ae_3) et de début de transformation martensitique (M_s). La Figure 19 reprend un exemple de diagramme TRC d'une nuance d'acier, et les microstructures associées à différentes vitesses de refroidissement (v_1, v_2, v_3).

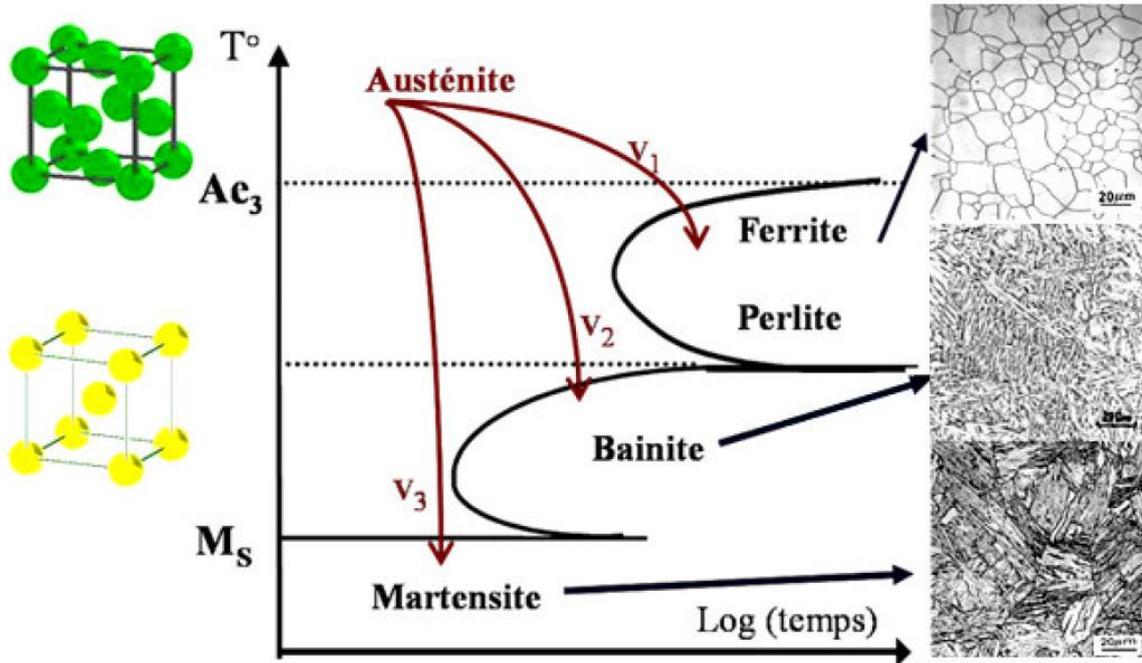


Figure 19 : Diagramme TRC et transformations de phases pour un acier bas carbone (Lubin, 2009)

La structure cristalline possède des défauts qu'il est usuel de regrouper selon leur dimension (Lesueur and Novion, 2015):

- Les défauts ponctuels (0D) : lacunes (atome manquant), impureté (atome étranger) par substitution d'un atome ou par insertion dans la maille cristalline
- Les défauts linéaires (1D) : les dislocations (représentées sur la Figure 20). Par leur mouvement, elles sont responsables de la plasticité de la matière.

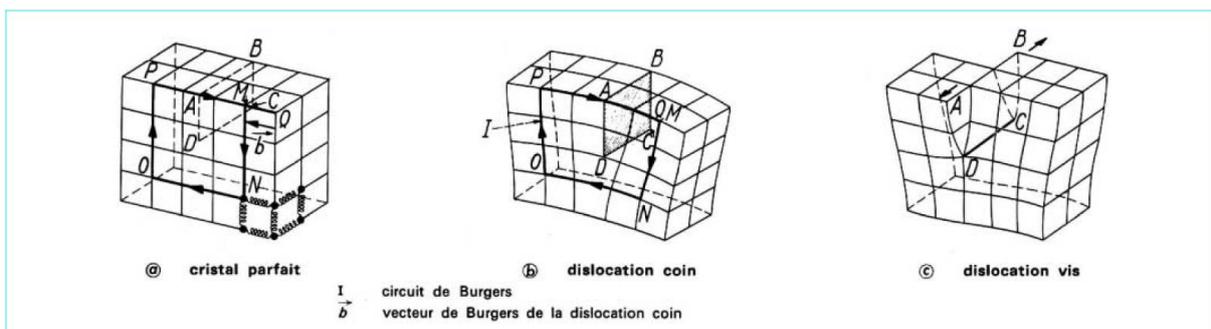


Figure 20 : Les deux dislocations élémentaires (Lesueur and Novion, 2015)

- Les défauts surfaciques (2D) : dislocations imparfaites ou dissociées, fautes d'empilement, macles ou joints de grains. Ces derniers représentent une zone où l'arrangement cristallin est désordonné, où la composition est souvent différente du reste de l'échantillon (elle dépend d'ailleurs de la nuance d'acier) et ils délimitent deux grains d'orientation cristallines différentes.
- Les défauts volumiques (3D). On peut distinguer les précipités, qui correspondent à une phase différente du reste de l'échantillon, et les vides tels que les pores, fissures ou cavités.

Les défauts de microstructure sont générés ou modifiés pendant le processus de fabrication et sont responsables de propriétés macroscopiques, qu'elles soient mécaniques ou électromagnétiques. Certains inclusions et précipités, qui sont en général plus durs que la matrice ferreuse, sont recherchés par exemple dans le but d'améliorer la limite d'élasticité du matériau. Une autre façon de réaliser cela est de privilégier des grains fins, c'est-à-dire une surface de joint globale plus grande qui empêche le mouvement des dislocations et donc limite la plasticité.

1.2.2.3 Comportement mécanique

Lors de la mise en forme d'une pièce, la matière s'écoule sous l'effet d'une contrainte appliquée. L'étude de cet écoulement est appelée rhéologie (Jaoul et al., 2008). La contrainte mécanique est une représentation surfacique des forces qui s'appliquent localement en un point du solide. Sur un élément de surface dS , elle peut s'écrire en une dimension en fonction d'un élément de force dF :

$$\sigma = \frac{dF}{dS} \quad (21)$$

La déformation quant à elle décrit l'ensemble des variations dimensionnelles et des distorsions d'un solide autour d'un point. Dans l'hypothèse des petits déplacements, elle s'écrit en une dimension comme une variation de longueur relative :

$$d\varepsilon = \frac{dl}{l} \quad (22)$$

La plupart du temps les contraintes et les déformations sont considérées en trois dimensions et sont écrites sous forme tensorielle, respectivement, de coefficients σ_{ij} et ε_{ij} (avec $j \in \llbracket 1,3 \rrbracket$). Pour une analyse simplifiée, ces grandeurs sont souvent ramenées à une dimension. Dans ce cas elles sont nommées contrainte et déformation équivalentes. Pour la contrainte, le critère de von Mises est souvent retenu pour décrire la contrainte équivalente :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2))} \quad (23)$$

De son côté la déformation équivalente, ou déformation généralisée est définie en plasticité isotrope comme l'intégrale temporelle de la vitesse de déformation équivalente $\dot{\bar{\varepsilon}}$:

$$\bar{\varepsilon} = \int_0^t \dot{\bar{\varepsilon}} dt = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3} \sum_i \dot{\varepsilon}_{ij}^2} dt \quad (24)$$

A l'instar des propriétés magnétiques, la rhéologie d'un matériau cherche à établir des lois de comportement liant la déformation ε à la contrainte appliquée σ . Cela revient à déterminer la fonction g telle que :

$$\varepsilon_{ij} = g(\sigma_{ij}) \quad (25)$$

La loi constitutive est dans la réalité non linéaire et complexe. Cependant ce comportement mécanique de la matière peut être approché à l'aide de la combinaison de plusieurs modèles idéaux :

- Rigide, peu importe l'effort appliqué le matériau ne se déforme pas
- Élastique, qui évolue proportionnellement avec la déformation ε , à la manière d'un ressort
- Visqueux, qui évolue proportionnellement avec la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, à la manière d'un amortisseur hydraulique
- Plastique, qui décrit une déformation irréversible.

L'essai de traction uniaxiale est communément utilisé pour déterminer le comportement mécanique du matériau. Il consiste à tracer l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation du matériau. Un déplacement est imposé à une éprouvette normalisée de longueur utile initiale l_0 et de section utile initiale S_0 .

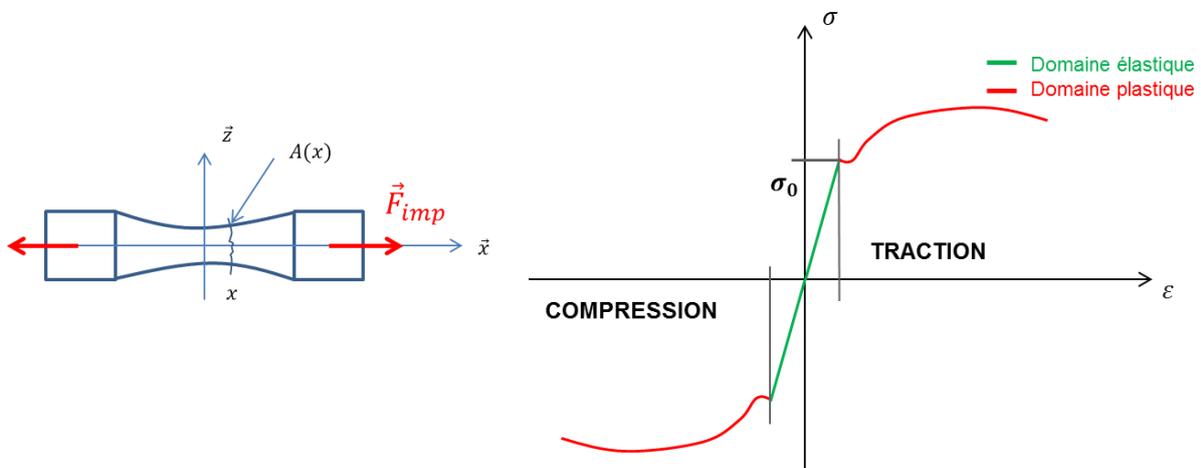


Figure 21 : Chargement uniaxial et comportement élastoplastique

La contrainte et la déformation sont calculées à partir de l'intensité du chargement mesuré F_{imp} et de l'allongement de l'éprouvette $\Delta l = l - l_0$. Deux courbes de traction peuvent être tracées, la courbe conventionnelle ou rationnelle. La première est usuellement utilisée pour des matériaux qui se déforment moins car elle est obtenue directement à partir des mesures d'efforts, d'allongement et de la géométrie initiale de l'éprouvette de traction. Ainsi les équations (26) et (27) définissent les grandeurs conventionnelles de l'essai de traction.

$$\sigma_{conv.} = \frac{F_{imp}}{S_0} \quad (26)$$

$$\varepsilon_{conv.} = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (27)$$

Lorsque le chargement d'intensité F_{imp} est imposé, l'éprouvette à une longueur l et sa section vaut S , qui par conservation du volume est inférieure à S_0 . Ce phénomène de réduction de la section sous forte traction est appelé la striction. Pour des plus grandes déformations, la courbe rationnelle est préférée pour décrire le comportement mécanique du matériau. La déformation et la contrainte rationnelles peuvent être calculées à partir de la déformation et de la contrainte rationnelle comme dans les équations (28) et (29).

$$\varepsilon_{rat.} = \int \frac{dl}{l} = \ln(1 + \varepsilon_{conv.}) \quad (28)$$

$$\sigma_{rat.} = \frac{F_{imp}}{S} = \sigma_{conv.}(1 + \varepsilon_{conv.}) \quad (29)$$

Pour un acier en déformation à froid comme lors de l’essai de traction l’écoulement est approché par un modèle élasto-plastique (E. Felder, 2015a). Au cours du chargement les deux phases se succèdent Ce type de comportement rhéologique est divisé en deux domaines distincts comme le montre la Figure 21. Tout d’abord le domaine élastique, dont le comportement est réversible, correspond d’un point de vue microscopique à l’allongement des liaisons inter-atomiques dans la maille cristalline. Quand le chargement est relâché, les mailles reprennent leur position initiale. Le modèle le plus souvent associé au comportement élastique est la loi de Hooke :

$$\begin{aligned} (1D) \quad & \sigma = E\varepsilon \\ (3D) \quad & \sigma_{ij} = C_{ijkl}\varepsilon_{kl} \quad (\text{cas général}) \\ (3D) \quad & \sigma_{ij} = \frac{E}{1+\nu} \left(\varepsilon_{ij} + \frac{\nu}{1-2\nu} \varepsilon_{kk} \delta_{ij} \right) \quad (\text{cas isotrope}) \end{aligned} \quad (30)$$

avec C_{ijkl} la matrice de rigidité, E le module d’Young (MPa), ν le coefficient de poisson qui décrit la contraction de la matière dans le sens orthogonal à l’effort appliqué et δ_{ij} le tenseur identité d’ordre 3.

Une fois la limite élastique σ_0 du matériau atteinte, le comportement devient plastique et non réversible. L’écoulement s’opère à l’échelle microscopique par déplacement des dislocations dans les grains. Une fois le chargement relâché, un retour élastique est observé jusqu’à une contrainte nulle, mais qui ne correspond pas à une déformation nulle. Il s’agit d’une déformation résiduelle appelée déformation plastique ε^p . Lorsqu’un nouveau chargement est appliqué, le comportement est élastique jusqu’à une nouvelle limite σ_0' d’un nouveau domaine élastique plus grand et décalé comme représenté Figure 22. L’augmentation ainsi observée s’appelle l’écrouissage. Le matériau se durcit mais devient moins ductile. Cependant, lorsqu’un chargement dans le sens contraire à celui qui a conduit à la plasticité (par exemple une traction puis une compression), on peut observer que le nouveau domaine élastique n’est pas symétrique. La courbe de chargement est généralisable aux tenseurs en trois dimensions (Oudin, 2009). Il s’agit alors d’une surface fermée de chargement dont le volume intérieur est modifié et dont le centre de gravité se déplace dans l’espace (Figure 22). Le domaine élastique correspond à un chargement à l’intérieur de la surface et l’écoulement est plastique sur la surface de charge.

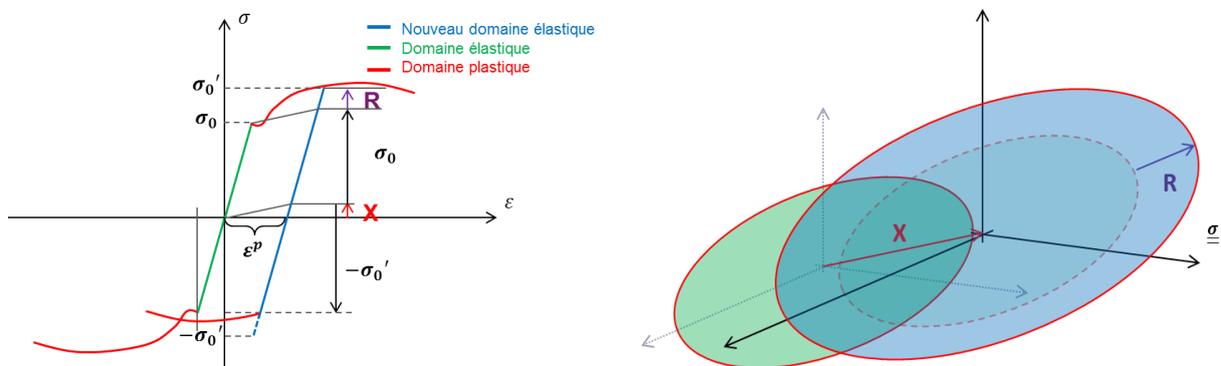


Figure 22 : Représentation de l’écrouissage en chargement uniaxial (à gauche) et tridimensionnel (à droite)

Deux types d'écroissements peuvent être distingués (Oudin, 2009):

- L'écroissage isotrope (**R** sur la Figure 22) qui suppose une homothétie du domaine de chargement
- L'écroissage cinématique (**X** sur la Figure 22) qui traduit la translation du domaine élastique.

Au niveau microscopique, l'écroissage s'explique par l'accumulation des dislocations à des points d'ancrages du matériau tels que les inclusions ou les joints de grains et qui ne peuvent plus se déplacer. Le modèle de Kröner lie d'ailleurs la densité de dislocations à la contrainte (Fajoui et al., 2011):

$$\rho_{\perp} \left[\frac{cm}{cm^3} \right] = \frac{\text{Longueur des dislocations}}{\text{Volume du cristal}} = \alpha \left(\frac{\sigma}{\mu_l b} \right)^2 \quad (31)$$

avec α facteur de correction lié au matériau ; σ contrainte ; b intensité du vecteur de Burgers ; μ_l deuxième coefficient de Lamé (module de cisaillement). D'un autre point de vue, l'écroissage correspond à de l'énergie stockée dans le matériau sous forme de défauts (dislocations) qui va être motrice pour le phénomène de recristallisation (Mortensen, 2013) développé dans la section 1.2.2.4.

Pour la déformation d'un acier à chaud, des modèles viscoplastique comme la loi de Norton-Hoff (E. Felder, 2015b) ou élasto-viscoplastique avec couplage thermique comme le modèle d'Hensel-Spittel sont préférés (Hensel and Spittel, 1978).

En conséquence une structure granulaire fine et des inclusions spécifiques dans le matériau accentuent l'écroissage et permettent d'augmenter la résistance élastique. En contrepartie, dans le cas où une qualité électromagnétique est recherchée, les défauts dans la matière tels que les dislocations ou les joints de grains entravent le phénomène d'aimantation dans le matériau et augmentent les pertes par hystérésis, ce qui est expliqué dans les sections 1.2.1.8 et 1.2.2.1.

1.2.2.4 Restauration et recristallisation

La recristallisation est un phénomène décrivant la modification de la structure cristalline avec la naissance de nouveaux grains. Ce processus est initié à partir d'une énergie seuil, déterminée par l'énergie stockée dans le matériau (contrainte résiduelle, écroissage), la déformation en cours et l'énergie thermique (température). (Humphreys and Hatherly, 1994)

La restauration est un phénomène qui intervient avant la recristallisation car elle nécessite moins d'énergie. Le mécanisme est le suivant : les dislocations enchevêtrées engendrées lors d'une déformation plastique à froid se réorganisent en fronts de dislocations pour former une nouvelle microstructure de grains à faible densité de dislocations. Elle intervient principalement dans les matériaux d'abord déformés plastiquement. La restauration et la recristallisation sont des phénomènes compétitifs. Si toute la « structure de déformation » a été consommée (l'énergie stockée dans la matière), les deux mécanismes ne peuvent plus avoir lieu. La restauration joue un rôle important dans la nature et la cinétique de recristallisation.

La déformation plastique crée des défauts au sein de la matière (mécanisme de Frank et Read) comme les dislocations (Kittel, 2005). A la suite de cette déformation, ces dislocations apparaissent comme enchevêtrées. L'énergie apportée, par déformation (restauration dynamique) ou le plus souvent par élévation de température (dans un recuit par exemple), permet la réorganisation des dislocations en sous structure granulaire.

A partir d'un certain niveau d'énergie (thermique ou de déformation) les joints de grains jusqu'alors immobiles voient la germination de nouveaux grains libres de défauts. Ce mécanisme est appelé recristallisation primaire. Les phénomènes de restauration et de recristallisations sont schématisés Figure 23, le symbole \perp représentant les dislocations.

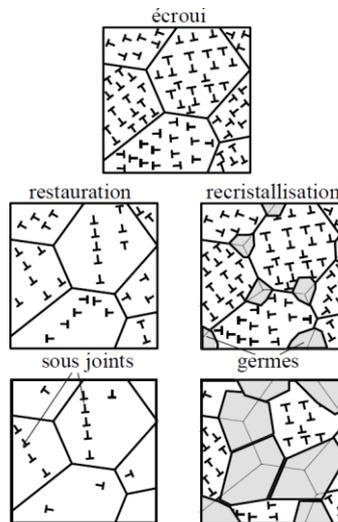


Figure 23 : Structure de dislocations après écrouissage et pendant restauration et recristallisation (Mortensen, 2013)

La recristallisation a lieu en deux principales étapes : la germination de nouveaux grains et leur croissance jusqu'à remplacer l'ancienne microstructure. Les grains ne peuvent pas grossir indéfiniment. Au bout d'un temps la croissance des grains consomme plus d'énergie que la germination de nouveaux grains dans la structure granulaire déjà recristallisée. Ce phénomène est appelé recristallisation secondaire. Suivant la nature de l'énergie apportée et le moment au cours duquel elle a lieu, trois types de recristallisations différentes (Lissel, 2006) apparaissent :

- La recristallisation dynamique voit la germination et la croissance des grains pendant l'écoulement (la déformation) de la matière
- La recristallisation statique voit la germination et la croissance des grains après la déformation et est activée thermiquement
- La recristallisation meta-dynamique intervient lorsque la germination a lieu pendant l'écoulement et est activé en partie par la déformation de la structure, alors que la croissance des grains a lieu après l'écoulement de matière, pendant le refroidissement par exemple.

La recristallisation qui a lieu pendant les étapes de forgeage à chaud et pendant le recuit donne quasiment la microstructure finale de la roue polaire et notamment à cœur.

1.2.2.5 Fibrage

Le fibrage initial dépend de l'état du lopin et de son mode d'obtention. Le mécanisme de solidification des aciers s'explique notamment par deux phénomènes (Pokorny and Pokorny, 2015):

- la contraction liquide \rightarrow solide qui entraîne des porosités internes à la pièce, une formation des dendrites en couches et des criques en surface
- la ségrégation des éléments d'alliage (carbone et addition) qui sont moins solubles dans le solide formé que dans le liquide restant.

A l'issue de la solidification apparaît une structure hétérogène en taille de grains, en composition et en distribution d'impuretés, notamment entre le cœur et la peau. Ces impuretés sont déformées et, celles qui sont malléables comme le sulfure de manganèse, s'allongent dans le sens d'écoulement de la matière. Cela est désigné par le terme « fibrage » de la pièce et est responsable d'une anisotropie de propriétés mécaniques.

Cette orientation du fibrage est un avantage des procédés de forgeage qui est modifiée par les phénomènes de corroyage ou d'écrouissage (Caillet, 2007). Il est possible d'observer le fibrage d'une pièce par une micrographie comme sur la Figure 24.

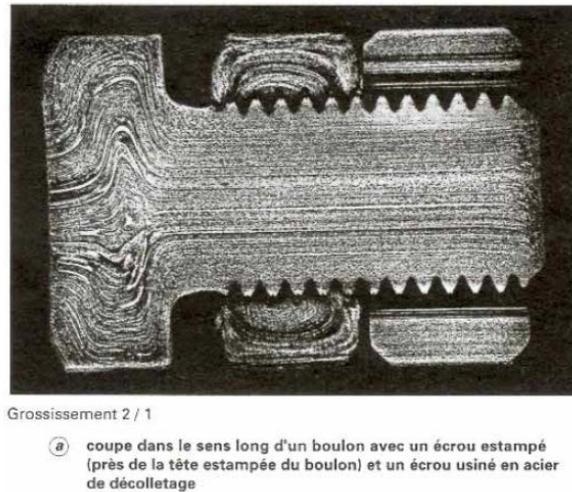


Figure 24 : Observation du fibrage par micrographie (Pokorny and Pokorny, 2015)

Le forgeage à froid déforme également la structure granulaire qui s'allonge et qui accentue les effets d'anisotropie.

1.2.2.6 Corrosion sèche ou oxydation à haute température

La corrosion entraîne la formation d'un mélange d'oxydes de fer et de carbone à la surface de la pièce appelé calamine par réaction du métal et du carbone avec le dioxygène et la vapeur d'eau. La dégradation par corrosion sèche se fait en quatre étapes :

- absorption du dioxygène sur la surface
- germination d'îlots d'oxyde et croissance latérale
- croissance en épaisseur d'un film continu (calamine)
- rupture sous l'effet des contraintes générées par la croissance ou par les cycles chauffage/refroidissement (dilatation/contraction) : le volume de l'oxyde est supérieur à celui du métal consommé (sauf pour le magnésium), ce qui entraîne un gonflement.

La formation de calamine entraîne la décarburation superficielle de la pièce. Certains métaux ont des oxydes volatils (comme par exemple le platine) ou bien poreux ou non adhérents (comme le fer), on a alors une dégradation très rapide. Le type d'oxyde et ses propriétés dépendent de la composition et de la température du matériau. Au cours du processus de fabrication de la roue polaire, l'oxydation intervient si le temps laissé à l'air libre de la pièce chaude est suffisant, c'est-à-dire pendant le temps de transfert entre le chauffage et le forgeage ou lors du refroidissement de la roue polaire.

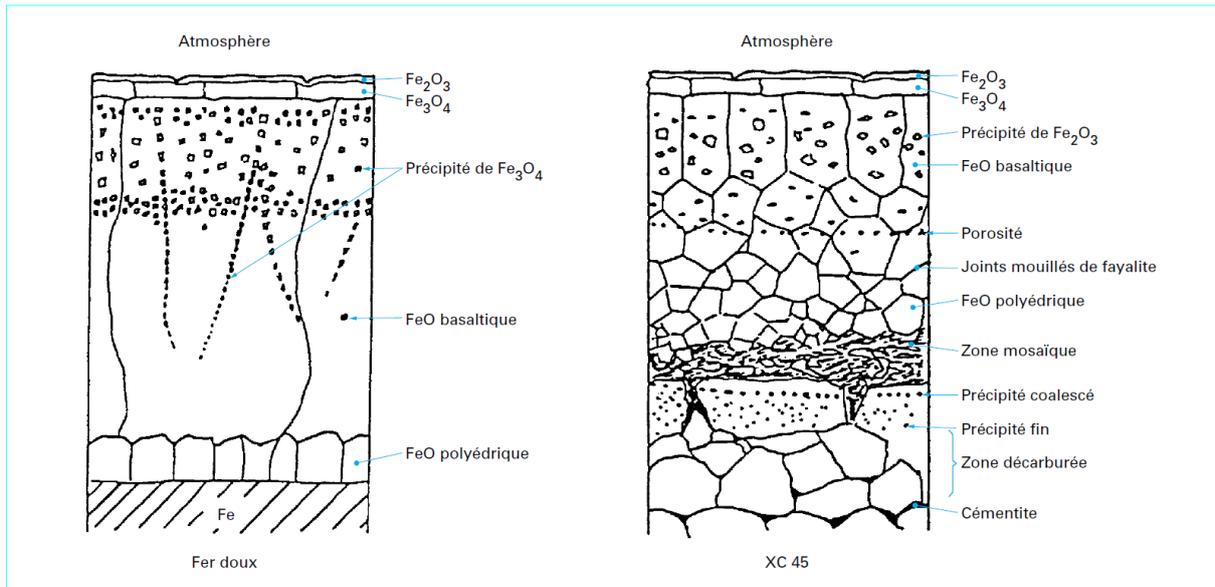


Figure 25 : Représentation schématique de la couche de calamine pour deux nuances d'acier différentes (Gaucheron, 1998)

1.2.2.7 Peau de forge

La peau de forge désigne la couche superficielle formée sur une pièce massive à l'issue du processus de forgeage (Pessard, 2009). Il s'agit de la combinaison de plusieurs phénomènes :

- La déformation plastique superficielle (qui engendre également de l'écroissage)
- La décarburation, issue de la corrosion de l'acier à haute température
- Le transfert thermique par conduction avec les outils génère un refroidissement plus rapide en peau et donc des contraintes de cisaillement locales plus importantes.

La peau de forge peut alors être considérée comme un gradient de propriétés en surface de la pièce, en termes de composition, de taux d'écroissage, de contraintes résiduelles et de taille de grains. Dans un projet connexe au travail de thèse, l'institut Néel du CNRS Grenoble a réalisé en parallèle des micrographies sur des roues qui révèlent la présence de peau de forge sous les surfaces forgées. Ce gradient de propriétés métallurgiques et mécaniques influe sur les propriétés électromagnétiques. Pour la roue polaire les courants induits se développent aux niveaux des griffes, en peau car les variations de champ peuvent atteindre des fréquences jusqu'à 2000 Hz. L'enlèvement plus ou moins uniforme de la peau de forge par usinage aura donc un effet sur la qualité de la roue polaire.

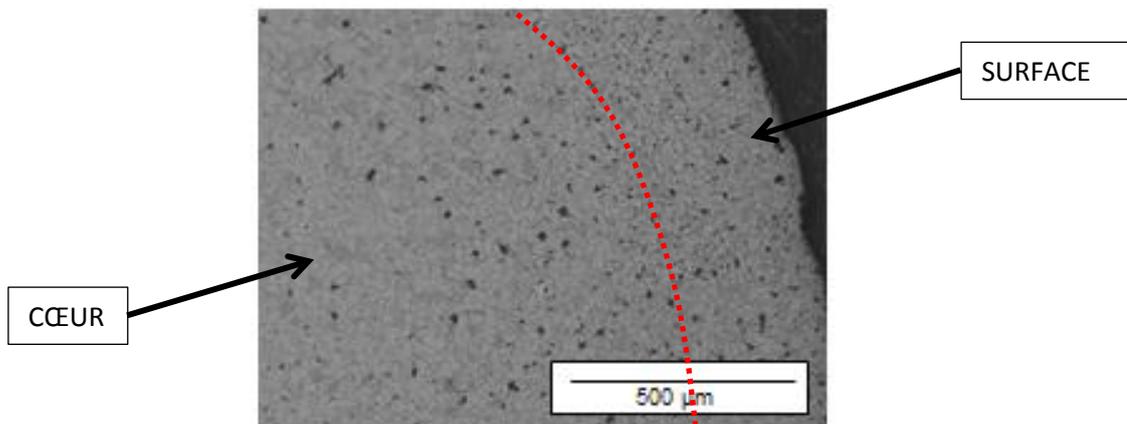


Figure 26 : Observation de la peau de forge (réunion de travail du 17/07/2014)

1.2.3 La caractérisation des propriétés électromagnétiques

Le matériau ferromagnétique est au cœur de la conversion d'énergie dans le cas des machines électriques. Il convient alors de caractériser les propriétés électromagnétiques pour déterminer la « performance magnétique » du matériau et ainsi potentiellement modéliser le phénomène de conversion d'énergie.

Dans ce contexte, caractériser un matériau magnétique se traduit par le tracé de la courbe d'hystérésis du champ magnétique induit \mathbf{B} en fonction du champ magnétique d'excitation \mathbf{H} . La plupart des méthodes de caractérisation magnétique normalisées reposent sur le principe de la mesure fluxmétrique schématisé Figure 27.

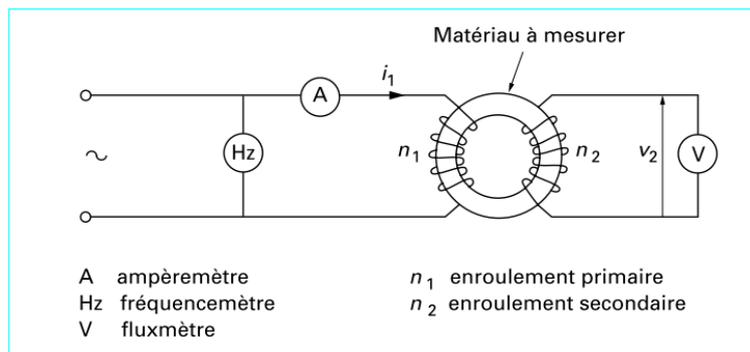


Figure 27 : Principe de mesure fluxmétrique (Couderchon, 2015)

L'équipement est alors composé de :

- D'un circuit magnétique fermé, constitué en totalité ou en partie de l'échantillon du matériau à caractériser, de longueur moyenne l_m et de section S connue
- D'une bobine excitation à n_1 spires parcourue par un courant donné i_1 et appelée primaire ou bobine primaire
- D'une bobine de mesure de flux à n_2 spires aux bornes de laquelle la force électromotrice v_2 est mesurée, appelée secondaire ou bobine secondaire

Le courant d'excitation i donne une image du champ \mathbf{H} . Ainsi de manière simplifiée, à partir du théorème d'Ampère, la circulation du champ \mathbf{H} (supposé constant dans la section et colinéaire à la ligne moyenne l_m) dans le contour fermé \mathcal{C} est évaluée par la somme des courants i_k traversant le contour :

$$\oint_{\mathcal{C}} \mathbf{H} \cdot d\mathbf{l} = \sum_k i_k \Rightarrow H = \frac{n_1 i_1}{l_m} \quad (32)$$

Dans le cas du primaire le contour fermé communément choisi passe par l'intérieur de la bobine si bien que le courant i_1 qui parcourt le primaire traverse n_1 -fois ce contour, ce qui correspond au nombre de spires de la bobine.

Si un courant variable est imposé, le champ magnétique \mathbf{H} est alors variable tout comme l'induction \mathbf{B} . Un flux magnétique variable ϕ est alors capté aux bornes du secondaire et la loi de Faraday donne :

$$B = -\frac{1}{n_2 S} \int v_2 dt \quad (33)$$

La bobine secondaire est en général placée au plus près de l'échantillon à caractériser pour limiter l'impact de la mesure du flux magnétique dans l'air entre le bobinage et l'échantillon.

1.2.3.1 Mesure sur tores

Comme le suggère la Figure 27 une manière directe d'effectuer ce montage est de caractériser un échantillon toroïdal entièrement bobiné. Cette méthode est normalisée selon le standard IEC 60404-6 (IEEE, 1992) pour des fréquences de mesure entre 20 Hz et 200kHz. Le tore peut être massif, constitué d'un empilage de tôle ou d'une tôle enroulée. Afin que le champ magnétique soit le plus uniforme possible, la norme préconise un ratio de diamètres $\frac{D_{ext}}{D_{int}} < 1,25$. Plus l'échantillon est massif (avec une section élevée), moins la mesure est susceptible d'être entachée d'une erreur due aux variations de propriétés de la matière d'origine et la géométrie de l'échantillon. A contrario, il est plus difficile à magnétiser et sujet à l'effet de peau, ce qui réduit l'homogénéité du flux dans la section droite du tore. La conception des bobinages primaire et secondaire doit alors prendre en compte la géométrie de l'échantillon torique et les propriétés électromagnétiques du matériau. La longueur moyenne l_m du circuit magnétique à transposer dans l'équation (34) est définie pour un tore de section rectangulaire comme la longueur moyenne des lignes de champ, soit :

$$l_m = \frac{\pi(D_{ext} - D_{int})}{\ln\left(\frac{D_{ext}}{D_{int}}\right)} \quad (34)$$

1.2.3.2 Cadre d'Epstein

La mesure par le cadre d'Epstein est normalisée par le standard IEC 60404-2 (IEC, 1996). Elle permet la caractérisation de tôles magnétiques en courant quasi-statique et alternatif. Le circuit fermé est composé d'un assemblage de bandes de tôle de dimensions normalisées (longueur entre 280 et 320 mm, largeur de $30 \pm 0,2$ mm) formant un cadre comme représenté sur la Figure 28.

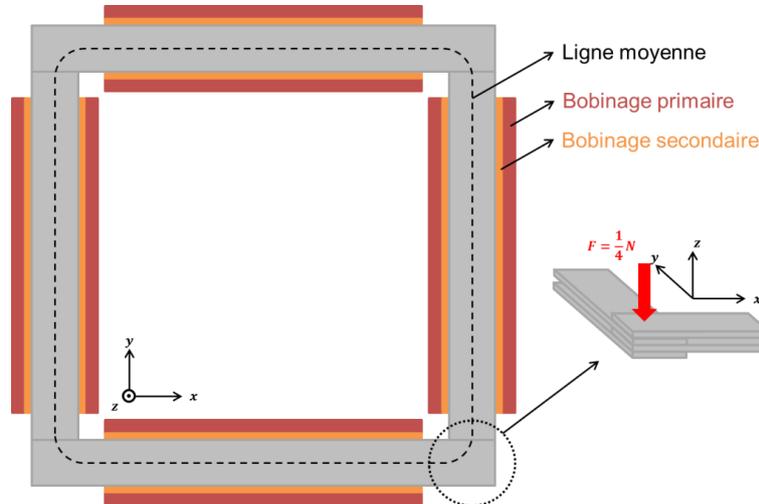


Figure 28 : Schéma du cadre Epstein

Généralement l'assemblage compte au minimum $4N$ bandes, N étant un nombre entier à adapter en fonction de la masse volumique et de l'épaisseur pour que la masse totale soit d'environ 1 kg (dans la pratique les mesures restent fiables avec 500g de matière). La longueur moyenne du chemin magnétique normalisée, dans ces conditions, est fixée à $l_m = 0,94$ m, même si elle peut légèrement varier en fonction du type de matériau à caractériser et si la fréquence augmente puisque la répartition du champ est moins homogène. Pour assurer un meilleur contact aux coins afin de réduire l'effet de l'entrefer parasite et sans induire de contraintes trop importantes qui pourraient modifier le comportement magnétique, il est autorisé d'appliquer un effort de 1 Newton sur chacun

des quatre coins. Les principales sources d'erreur sont le recouvrement des tôles, la longueur moyenne, et la préparation des échantillons (cisailage non recommandé, un recuit de détensionnement est même préconisé).

1.2.3.3 Single Sheet tester

La mesure sur tôle unique (SST) est normalisée par le standard IEC 60404-3 (IEC, 1992). Le circuit magnétique est composé de la tôle du matériau à caractériser et de culasses ferromagnétiques. Deux culasses sont utilisées pour des raisons de symétrie du circuit et du champ. Un léger effort est appliqué sur l'échantillon pour permettre de minimiser l'entrefer culasse – échantillon. La section des culasses est en général très grande devant la section de l'échantillon et le matériau utilisé possède une grande perméabilité devant celle de l'échantillon caractérisé. Ceci permet de réduire la part due à l'entrefer résiduel et aux culasses dans le calcul de la circulation du champ H .

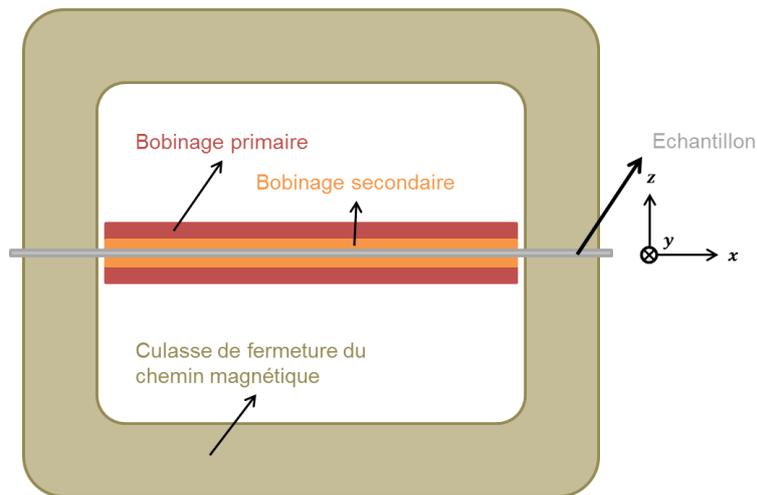


Figure 29 : Schéma du Single Sheet tester

1.2.3.4 Caractérisation de la conductivité électrique

Une méthode largement répandue pour les matériaux ferromagnétiques est l'utilisation des courants de conduction. Un courant électrique i est injecté dans l'échantillon à caractériser et une mesure de tension u est effectuée, ce qui nous permet de déterminer une résistance par la loi d'Ohm $u = Ri$. Une connaissance de la géométrie permet de remonter à une valeur de conductivité. Par exemple, pour un conducteur massif de longueur l et de section S , la conductivité se déduira à l'aide de l'équation $\sigma_{el} = \frac{l}{RS}$. Usuellement des pointes alignées sont utilisées pour l'injection du courant et la mesure de la tension (Valdes, 1954).

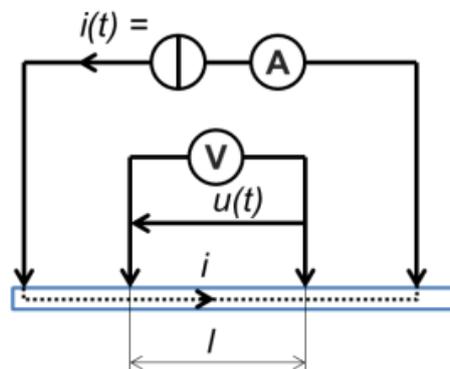


Figure 30 : Injection de courant dans un échantillon à l'aide de pointes

Le courant continu est injecté sur les pointes externes et la différence de potentiel est mesurée entre les pointes internes, assez éloignées des pointes externes pour pouvoir négliger les effets de bords.

1.2.3.5 Application à la roue polaire

Une voie d'exploration est la quantification des propriétés électrique et magnétique directement sur le produit « roue polaire ». Ainsi, ces propriétés peuvent être directement mises en relation avec les paramètres des procédés de fabrication. Dans ses travaux de thèse, Laure Arbenz (Arbenz, 2016) a développé une méthodologie non destructive de caractérisation de la conductivité électrique et de la perméabilité magnétique d'une roue polaire à griffes. La partie expérimentale exploite un capteur 4 pointes tel celui présenté sur la Figure 30 mais en imposant cette fois-ci un courant électrique alternatif et en mesurant la différence de potentiel dont l'amplitude et la phase dépendent directement de la conductivité et de la perméabilité. Pour pouvoir déduire les valeurs physiques de ces grandeurs (conductivité électrique et perméabilité magnétique), un couplage avec un modèle numérique a été effectué pour établir des abaques de réponses en tension selon les propriétés électromagnétiques du matériau. Ainsi, cette méthode nécessite d'établir à nouveau des modèles éléments finis pour chaque nouvelle référence. Cependant, l'information extraite reste une moyenne sur des zones bien définies par la simulation numérique et n'est pas disponible pour l'intégralité de la pièce. Par ailleurs, concernant les propriétés magnétiques, seule la perméabilité incrémentale peut être caractérisée à l'aide de la méthode proposée et non la courbe d'hystérésis complète, même si la méthode de caractérisation approche fortement le mode de fonctionnement de la roue polaire (variation haute fréquence autour d'un point de polarisation).

Les présents travaux de thèse s'appuient donc davantage sur une méthode de caractérisation destructive permettant d'obtenir des informations plus exhaustives sur les propriétés magnétiques. Le fait de considérer des échantillons de dimensions triviales permet également de se passer d'un modèle numérique pour obtenir les propriétés magnétiques.

1.2.4 La modélisation de la roue polaire

D'un point de vue fonctionnement, le matériau de la roue polaire n'est pas excité selon des cycles d'hystérésis majeurs. Le courant de la bobine d'excitation est continu même s'il peut être ajusté en fonction de la charge et de la vitesse de rotation de l'arbre moteur (Ivankovic et al., 2012). Il résulte que la roue polaire est polarisée en continu au niveau du noyau. En modélisation de systèmes électromagnétiques, la méthode des éléments finis est largement représentée dans les codes commerciaux ou code_Carmel, le code de calcul développé au L2EP (L2EP and EDF, 2006). Dans la plupart des cas, cela impose les contraintes suivantes :

- Les pièces du circuit magnétiques sont alors représentées par des milieux homogènes en propriétés. Il s'agit d'une discrétisation plus grossière que le maillage éléments finis.
- Les lois de comportement magnétiques intégrées sont de manière usuelles des courbes anhystérétiques
- Les courants induits sont calculés dans les milieux conducteurs grâce au paramètre conductivité
- Les pertes sont calculées a posteriori grâce à des modèles de pertes tels que décrit dans la section 1.2.1.8

Certains phénomènes sont alors complexes à prendre en compte, comme l'effet de peau. Les encoches du stator et la rotation créent une variation locale d'entrefer ou de réluctance. D'un point

de vue machine, cela se répercute en harmoniques d'espace qui influent sur le courant de sortie de la machine à griffes (Albert, 2004). Sur la roue polaire, les griffes voient alors une variation locale de flux : en face d'une dent statorique la réluctance est plus faible, le flux magnétique est concentré et, avec le mouvement, la zone de la griffe en face d'une dent change constamment. Pour une machine double triphasée classique, il est commun de retrouver 72 encoches au stator pour les six paires de pôle de la machine. Les fréquences de rotation maximales peuvent atteindre $18\,000\text{ tr. min}^{-1}$. Ainsi, la fréquence des harmoniques d'espace sera :

$$f_{\text{espace}} = \frac{18000 \cdot 72}{60 \cdot 6} = 3600\text{ Hz} \quad (35)$$

En considérant les harmoniques d'espace, un acier de perméabilité relative 800 (cas défavorable pour un SAE1006) et une conductivité électrique de 6 MS.m^{-1} , l'épaisseur de peau, approximée avec l'expression d'une plaque infinie décrite à l'équation (16), est d'environ $120\text{ }\mu\text{m}$. Cette épaisseur est faible compte tenu d'un diamètre extérieur de roue polaire (100 mm).

En modélisation par éléments finis, une possibilité serait de mailler finement le lieu de ces courants induits et, avec le régime transitoire de la machine, cela augmenterait considérablement les temps de calculs. Comme dans la plupart des cas le régime établi sert au dimensionnement, Guillaume Caron propose dans ses travaux de thèse d'appliquer une méthode mathématique pour déterminer directement les grandeurs de sortie en régime établi, ce qui permet de réduire les temps de calcul (Caron et al., 2016).

1.3 Etat de l'art des interactions procédé / matériau / propriété électromagnétique

Les notions de base en électromagnétisme des matériaux, et en métallurgie ont été expliquées dans les sections précédentes. Ainsi dans la littérature il est possible de trouver des études mettant en évidence les interactions entre la métallurgie et les propriétés électromagnétiques ou, plus rarement, directement entre un procédé de fabrication et ces propriétés électromagnétiques.

1.3.1 Impact des procédés sur les propriétés électromagnétiques

1.3.1.1 Forgeage

Peu de publications existent concernant l'effet des procédés de fabrications sur les propriétés électromagnétiques des pièces massives comme la roue polaire. L'effet du forgeage à chaud sur marteau pilon et du recuit après forgeage a été étudié par Ghodsi (Ghodsi and Loghmanian, 2011). Les conditions de l'opération de forgeage ne sont pas précisées. Les résultats sur la perméabilité sont présentés sur la Figure 31.

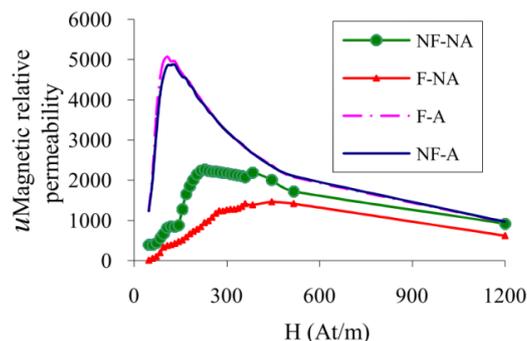


Figure 31 : Effet du forgeage et du recuit sur les propriétés magnétiques (Ghodsi and Loghmanian, 2011)

Si le forgeage (F-NA) détériore a priori les propriétés magnétiques par rapport au cas non forgé (NF-NA), le recuit (F-A et NF-A) quant à lui permet d'augmenter la perméabilité magnétique et de diminuer le champ coercitif. Cette approche, si elle permet d'illustrer directement les effets des procédés sur les performances magnétiques, est limitée à un cas particulier dans des conditions de forgeage et de recuit données. Elle ne permet pas de comprendre les phénomènes et n'est pas généralisable.

Du fait du feuilletage des composants des circuits magnétiques dans les applications électrotechniques, les travaux de la littérature ayant trait à cette problématique s'orientent principalement autour de la caractérisation des tôles magnétiques et de l'effet des procédés de fabrication associés (laminage, poinçonnage). Leur caractérisation étant standardisée, les études portées sur la liaison propriétés matériaux et mécaniques s'orientent également vers ce type d'échantillons. Dans le cadre de cette thèse, les recherches bibliographiques illustrent des effets qui restent à confirmer ou infirmer sur des échantillons massifs, et des méthodologies intéressantes à suivre. Il faut retenir que la morphologie des pièces est différente et que les méthodes de caractérisation magnétiques des tôles sont prêtes à l'emploi. Par ailleurs, les procédés de fabrication étudiés dans la littérature ne sont pas adaptés aux pièces forgées massives et également l'effet potentiel du prélèvement d'échantillons dans la pièce est plus important lorsque la section diminue. Le plus souvent la composition des tôles caractérisées s'écarte de la composition type de la roue polaire, ainsi les conclusions des travaux présentés par la suite peuvent ne pas s'appliquer aux pièces massives. Parmi les objectifs du travail de thèse, la mise en place d'une méthodologie de caractérisation des échantillons massifs est recherchée ainsi que l'extension des résultats de la bibliographie à ce type d'échantillons.

1.3.1.2 Direction de laminage

Dans le cas des tôles, le fibrage est donné par la direction de laminage, puisque les inclusions s'allongent dans la direction d'écoulement de la matière. Peu d'articles quantifient l'influence du fibrage mais ils s'intéressent à l'orientation de l'échantillon caractérisé magnétiquement par rapport à la direction de laminage. Les propriétés électromagnétiques sont en général meilleures dans la direction du laminage, qui s'effectue à froid dans la plupart des cas, en deçà à 90° (direction transverse) et minimales à 45° (Landgraf et al., 2000) comme illustré par les résultats de caractérisation du cycle d'hystérésis pour des tôles à grains non-orientés sur la Figure 32.

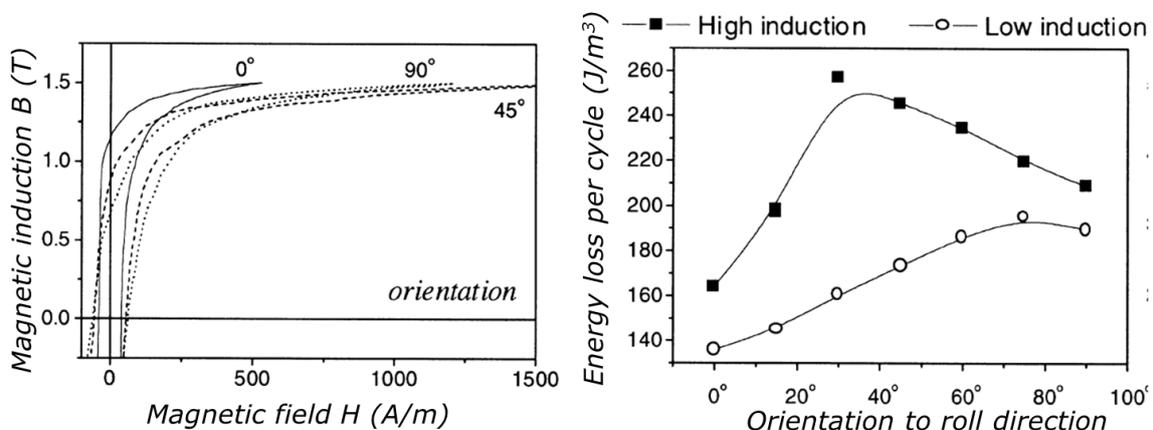


Figure 32 : Influence de la direction de laminage sur le cycle d'hystérésis et les pertes magnétiques pour des tôles à grains non-orientés (Landgraf et al., 2000)

On peut supposer que dans la barre laminée, dont sont issus les lopins qui seront forgés pour générer la roue polaire, il existe potentiellement une anisotropie magnétique comme observé dans le cas des tôles. Il faudra également s'intéresser à l'influence de ce paramètre dans la roue polaire pour laquelle le procédé de forgeage à chaud est susceptible de modifier cette éventuelle anisotropie.

1.3.1.3 Taux de réduction

Le taux de réduction en laminage est le rapport entre l'épaisseur de la tôle après laminage et celle en entrée du laminoir. Les laminages sont parfois suivis d'un recuit. Dans le Tableau 2 sont relevées les pertes et les perméabilités maximales pour un acier faiblement allié laminé à froid (Ramadan et al., 2012). Les échantillons A et B ont été recuits dans des conditions différentes.

Tableau 2 : Impact du taux de réduction en laminage à froid sur la taille de grains et les propriétés magnétiques

Conditions de laminage	Résultats sur les échantillons décarburés et recuits				
	Taille de grains [μm]		Pertes spécifiques à 1 T et 50 Hz [W/kg]		Perméabilité magnétique à 1 T et 50 Hz
Taux de réduction [%]	A	B	A	B	
0	32,2	34,2	3,443	3,231	6198
3	43,7	52,5	2,12	2,09	6328
5	52,5	55,8	2,0431	2,06	6876
7	60,6	62,4	2,0254	1,989	6945
9	85,4	92,1	2,051	2,032	6885

Ce tableau met en relation le processus (taux de réduction), la métallurgie (taille de grains) et les propriétés magnétiques (perméabilité et pertes). La tendance est la suivante : pour un taux de réduction élevé, les grains sont plus gros, ce qui réduit les pertes et améliore la perméabilité magnétique jusqu'à un optimum, ce qui conforte ce qui est vu à la section 1.3.3.3. Un matériau plus déformé (écroui dans ce cas) stocke plus d'énergie motrice du phénomène de recristallisation. Les grains grossissent plus et l'effet se répercute sur les propriétés magnétiques.

Il est donc attendu que, comme dans le cas des tôles, le paramètre taille de grains soit influent sur les propriétés magnétiques de l'acier massif roue polaire.

1.3.2 Impact des procédés sur les propriétés matériau et mécanique

1.3.2.1 Forgeage à chaud et taille de grains

La fabrication d'une roue polaire intégrant généralement des opérations à chaud, telles que le forgeage à chaud ou un traitement thermique, la microstructure va donc s'en retrouver modifiée. Guo-Zheng (Guo-Zheng et al., 2013) s'est intéressé à l'évolution de la microstructure d'un acier 42CrMo en fonction de différents paramètres de forgeage (Figure 33).

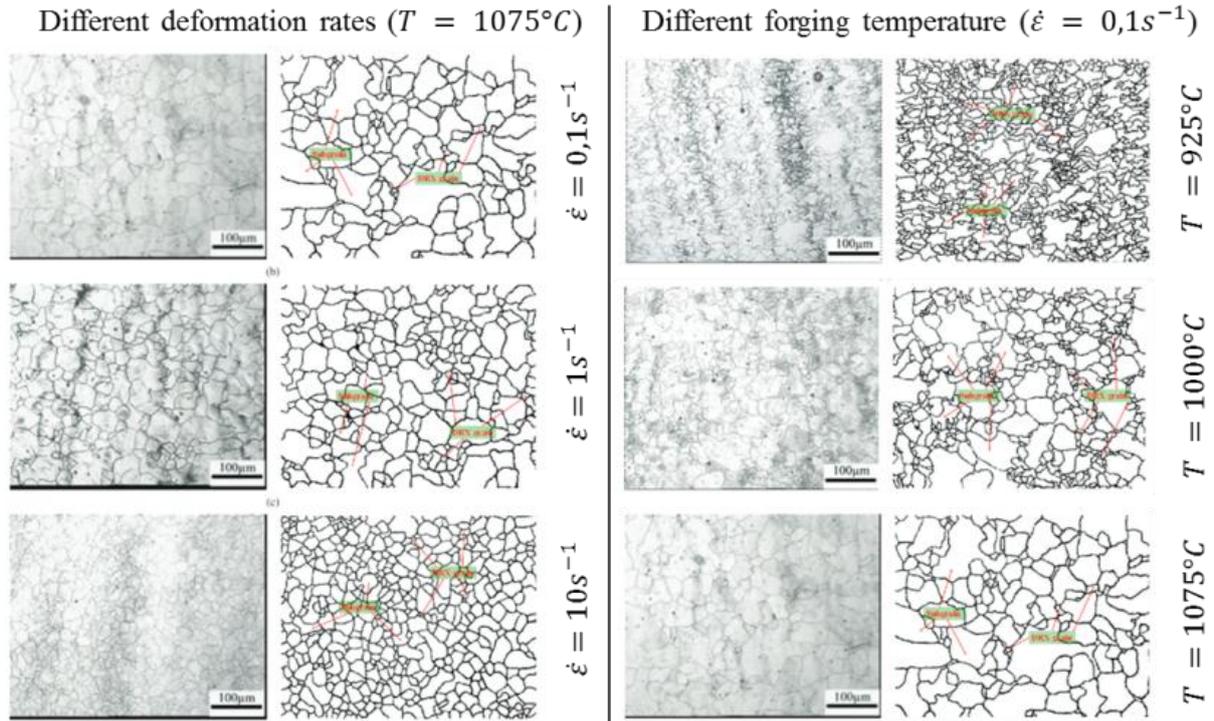


Figure 33 : Effets de la température et de la vitesse de déformation sur la microstructure pour un acier 42CrMo (Guo-Zheng et al., 2013)

Une température de forgeage élevée et une vitesse de déformation faible ont tendance à favoriser la formation des gros grains. Il est possible de trouver dans la littérature des données de caractérisation magnétique sur des échantillons découpés dans des tôles laminées. Le plus souvent la composition s'écarte de la composition type de la roue polaire. L'effet des procédés peut être différent mais la démarche pour observer ces variations reste intéressante.

1.3.2.2 Déformation à froid

Les étapes de forgeage à froid induisent des déformations plastiques, de l'érouissage ainsi que des contraintes résiduelles dans le produit roue polaire. Des travaux mettent en évidence l'effet du laminage de tôle et du taux de déformation sur le profil de contraintes résiduelles.

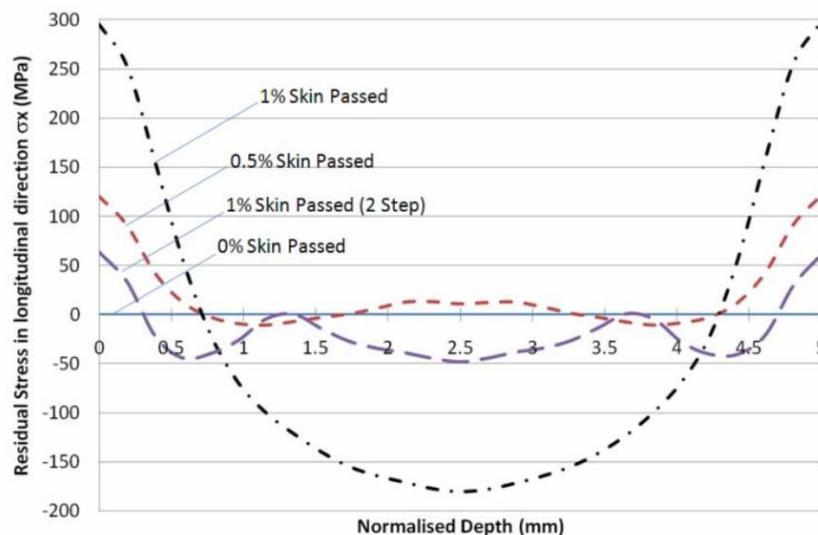


Figure 34 : Effet du taux de déformation sur le profil de contraintes résiduelles en laminage à froid (skin-pass) (Weiss et al., 2010)

Weiss (Weiss et al., 2010) a modélisé le laminage skin-pass, laminage à froid de finition, pour obtenir l'évolution du profil de contraintes résiduelles longitudinal en fonction du taux de réduction en laminage à froid. Ainsi, plus le taux de déformation en une passe est important, plus la valeur de la contrainte en surface est importante. Le nombre de passes a également un effet non négligeable sur le profil de contrainte et permet de réduire la valeur en surface. Dans le cas de la roue polaire, il est intéressant de déterminer si une valeur surfacique de contrainte résiduelle modifie les caractéristiques magnétiques globales du produit.

Dans la section suivante, les paramètres métallurgiques et leur influence sur les propriétés électromagnétiques sont présentés. Cependant il faut prendre en compte les procédés de fabrication qui ont permis de réaliser ces propriétés, le matériau ainsi que l'environnement de la roue polaire en fonctionnement dans l'alternateur.

1.3.3 Les paramètres métallurgiques influents sur les propriétés électromagnétiques

1.3.3.1 Composition chimique

Les éléments d'alliages en général réduisent l'aimantation à saturation du matériau (excepté le cobalt). Certains éléments sont dits alphas, ce qui veut dire qu'ils augmentent le domaine de la ferrite α du fer, permettant ainsi d'avoir un acier ferritique avec une teneur en carbone supérieure à 0,021%. Enfin, certains éléments d'alliage, notamment le silicium ou le manganèse, ont un effet d'un côté bénéfique sur la résistivité électrique, puisque cela permet de réduire les pertes par courants induits, et de l'autre côté négatif, puisque l'aimantation à saturation du matériau diminue comme présenté sur la Figure 35.

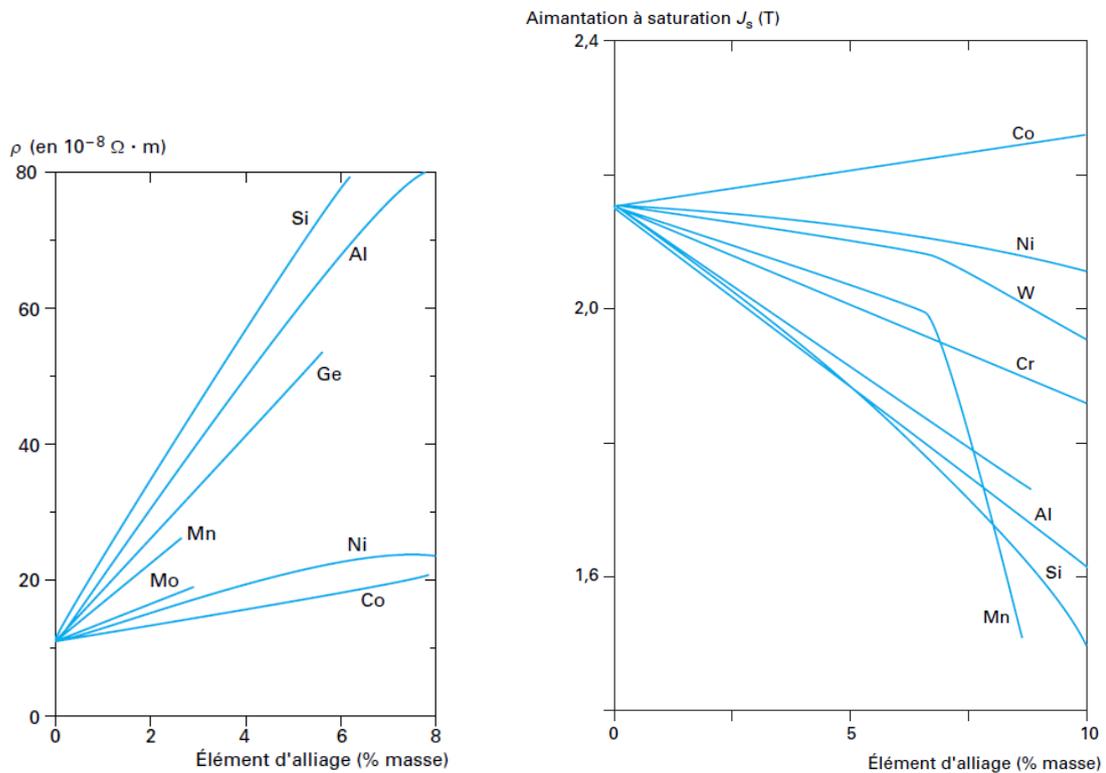


Figure 35 : Résistivité électrique et aimantation à saturation d'alliages de fer pour une teneur en élément d'alliage donnée (Couderschon, 2015)

1.3.3.2 Température

Les métaux ferromagnétiques à température ambiante les plus connus sont le fer, le nickel et le cobalt. Comme détaillé à la section 1.2.1.5, la structure cristalline et l'orientation des moments magnétiques sont à l'origine de ce phénomène. Lorsque la température augmente, l'agitation thermique perturbe progressivement l'ordre magnétique. A un certain point, l'agitation est telle que les moments magnétiques ne s'orientent plus dans la direction de facile aimantation : le comportement devient paramagnétique. La température limite associée est la température de Curie. L'évolution de l'aimantation à saturation pour les éléments cités ci-dessus en fonction de la température est représentée Figure 36.

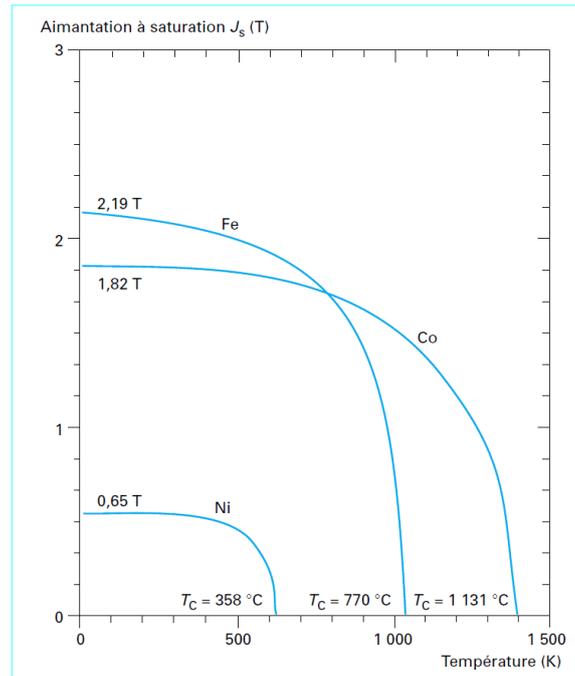


Figure 36 : Aimantation à saturation du fer, du nickel et du cobalt en fonction de la température (Couderchon, 2015)

Dans le cas de la machine à griffes, la température de la roue polaire en service ne dépasse pas 180°C ce qui est éloigné de la température de Curie, si bien que son effet est limité sur les propriétés magnétiques. Par contre, un fonctionnement prolongé à cette température peut entraîner un vieillissement du matériau dont l'effet peut être visible selon les cas.

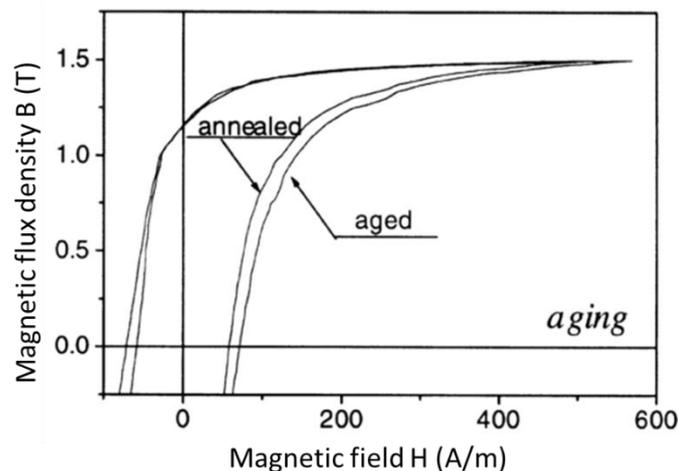


Figure 37 : Effet du vieillissement thermique sur la courbe d'hystérésis (Landgraf et al., 2000)

La Figure 37 représente deux cycles d'hystérésis à 1.5T d'un acier bas carbone, le premier sur un état de référence, le second après un recuit de 24 heures à 225°C censé être représentatif du matériau en fin de vie après un temps de fonctionnement plus long et à température plus faible dans la machine électrique.

1.3.3.3 Taille de grains

La taille de grains a un effet indirect sur les propriétés électromagnétiques. Plus les grains sont petits, plus la surface des joints de grains est importante et plus il y aura d'obstacles pour le déplacement des parois de Bloch. La Figure 38 montre les pertes électromagnétiques en fonction de la taille de grains pour deux fréquences différentes (60 et 400Hz). A plus haute fréquence les pertes sont plus élevées, ce qui est dû à l'apparition des courants induits (ou pertes dynamiques). Tout d'abord, les pertes diminuent avec une taille de grains croissante jusqu'à une taille optimale (de Campos et al., 2006) (différente selon la fréquence) puis augmentent de nouveau. A partir d'un certain seuil de taille de grains, l'effet des pertes par courants induits devient plus important que celui de la diminution des pertes par hystérésis (favorisée par la diminution de la surface des joints de grains). Au-delà de ce minimum de pertes totales, on observe alors une tendance croissante.

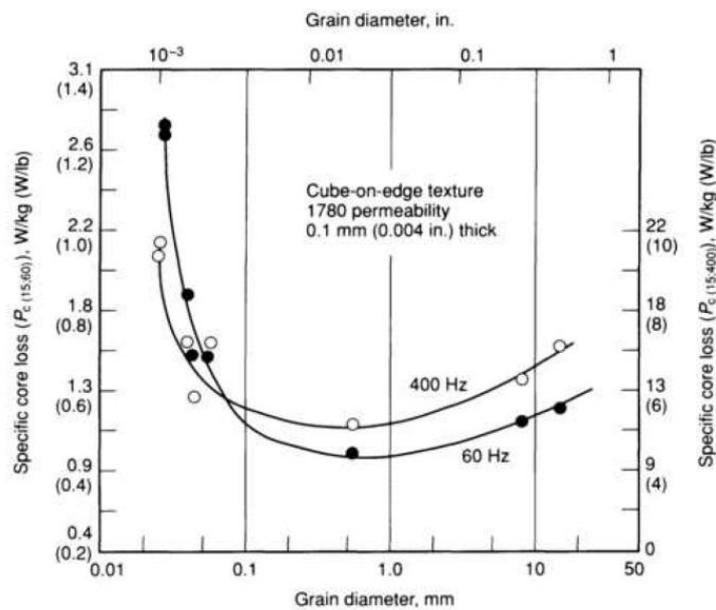


Figure 38 : Variation des pertes spécifiques en fonction de la taille de grains (Tôle FeSi 3,15% de 0,1mm, texture et composition similaire). $P_{c(15;60)}$ mesurée à 15kG (1,5T) et 60Hz, $P_{c(15;400)}$ à 400Hz (ASM International, 1990b)

1.3.3.4 Impuretés

La teneur en carbone ou en autres éléments d'addition va directement avoir une influence sur la formation de précipités, tels que la cémentite Fe_3C et leur répartition dans la matière.

Ceci entraîne un ancrage des parois de Bloch lors du mécanisme d'aimantation, ce qui conduit à un durcissement magnétique de l'acier, c'est-à-dire l'augmentation du champ coercitif de la surface de l'hystérésis et donc des pertes (voir Figure 39).

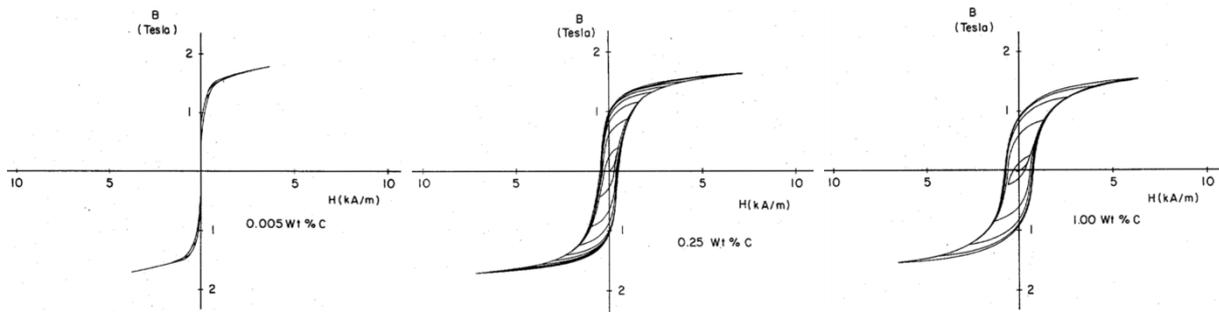


Figure 39 : Courbes d'aimantation d'acier à différents taux de carbone (Ranjan et al., 1987)

Les impuretés ont également un effet direct sur la taille de grains et le phénomène de recristallisation. La Figure 40 montre que certaines impuretés, comme celles qui se situent à l'interface entre les grains n'ont pas d'effet sur la courbe d'hystérésis du matériau (concernant les alliages au Chrome et Nickel, ainsi que ceux dopés à l'antimoine, au phosphore ou à l'étain) (Kameda and Ranjan, 1987).

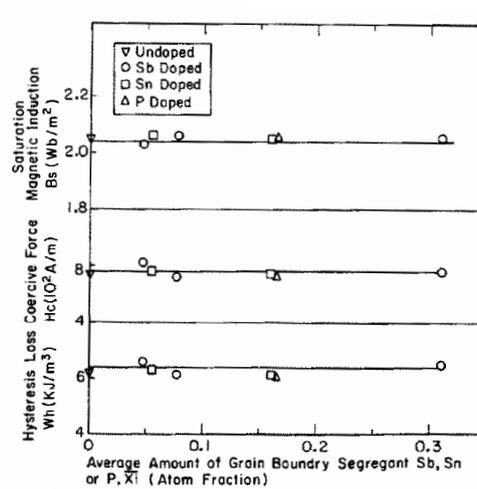


Figure 40 : Variations de l'induction à saturation B_s , du champ coercitif H_c et des pertes par hystérésis W_h avec le nombre moyen de joint de grains de ségrégation ξ (Kameda and Ranjan, 1987)

1.3.3.5 Sollicitations mécaniques

Certains états mécaniques observables macroscopiquement (avec un essai de dureté, ou mesure ultrasonore par exemple) suffisent à expliquer des variations sur les propriétés magnétiques. C'est le cas par exemple de la contrainte et de la déformation. Dans les travaux de (Iordache et al., 2003), la déformation est faite à froid, par exemple pendant un essai de traction, si bien que la contrainte est directement liée à la déformation, selon une courbe de charge élastoplastique présentée à la section 1.2.2.3. La Figure 41 montre l'évolution des propriétés magnétiques en fonction de la contrainte, sous chargement (ronds pleins) et à l'état déchargé (ronds vides). Ces courbes permettent d'observer une dégradation nette des propriétés magnétiques (augmentation du champ coercitif, diminution de la perméabilité à l'origine et de la perméabilité maximale) dès l'entrée dans le domaine plastique. Il est intéressant de noter que sous chargement et même dans le domaine élastique les propriétés sont dégradées. Les contraintes de tractions sont moins néfastes à faible induction que les contraintes de compression dont l'effet varie peu avec les niveaux d'induction (Waeckerlé, 2015a).

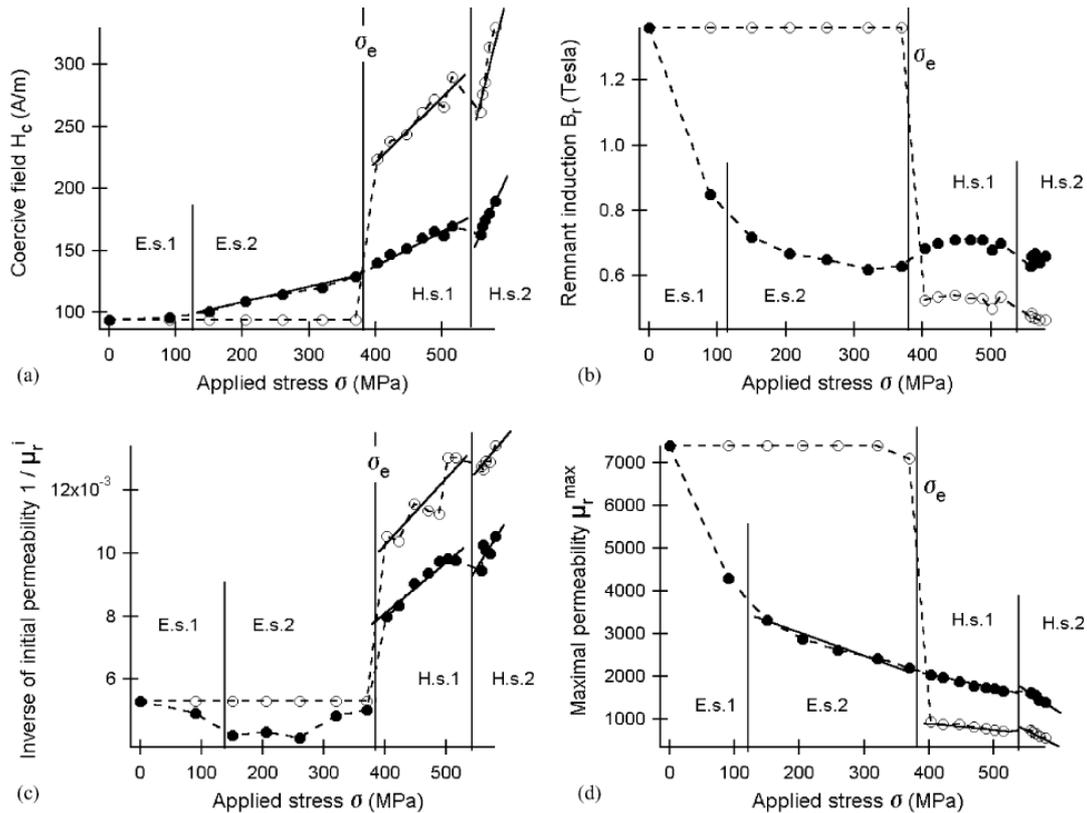


Figure 41 : Effets de la contrainte sur les propriétés magnétiques (Iordache et al., 2003)

Différents articles (Viorel-Eugen Iordache, 2003) (Landgraf et al., 2000) montrent que le cycle global d’hystérésis s’adoucit avec une déformation non nulle comme représenté sur la Figure 42 ce qui traduit également une dégradation des performances magnétiques.

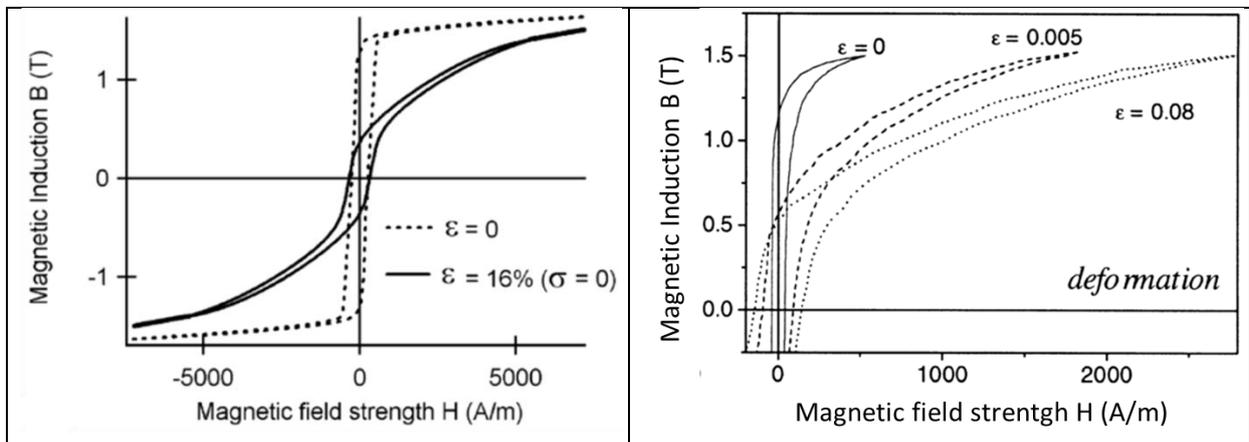


Figure 42 : Effet de la déformation sur la courbe d’hystérésis sur un échantillon de FeSi 3% (Viorel-Eugen Iordache, 2003) et FeSi 2% (Landgraf et al., 2000)

1.3.4 Synthèse

Le Tableau 3 donne un aperçu de l'influence des paramètres liés à la pièce, l'influence étant pour le moment jugée de manière qualitative suite à la lecture des différentes références citées précédemment, la nuance de l'échantillon et les conditions de mesures étant précisées dans la mesure du possible.

Tableau 3 : Synthèse des paramètres influents sur les propriétés électromagnétiques (QS : quasi-statique)

Propriété électromagnétique	Paramètre étudié	Influence	Références et remarques
Conductivité électrique σ_{el}	Composition	Forte	(Couderschon, 2015) Alliages différents
Courbe d'hystérésis	Déformation	Forte	(Viorel-Eugen Iordache, 2003) FeSi3, 0,5Hz (Landgraf et al., 2000) FeSi2, QS
	Fibrage	Forte	(Landgraf et al., 2000) FeSi2, QS
	Vieillessement (thermique)	Modérée	(Landgraf et al., 2000) FeSi0.5, QS
	Taille de grains	Modérée	(Landgraf et al., 2000) FeSi0.5
	Contrainte	Forte	(Waeckerlé, 2015a) FeSi NO
Pertes fer \mathcal{P}_{fer} , Champ coercitif H_c	Taille de grains	Forte	(Barros et al., 2008) FeSi 50Hz (Waeckerlé, 2015a) FeSi NO
	Contrainte	Forte	(Viorel-Eugen Iordache, 2003) FeSi3, 0,5Hz (Waeckerlé, 2015a) FeSi GO, 1.5T, 50Hz
Aimantation rémanente M_r, B_r, J_r	Contrainte	Forte	(Viorel-Eugen Iordache, 2003) FeSi3, 0,5Hz
Aimantation à saturation M_s, B_s, J_s	Température	Forte	(Waeckerlé, 2015a) tôles FeSi NO, f=QS (Couderschon, 2015) Fer pur
	Texture cristallographique	Forte	(Couderschon, 2015) Monocristal fer α

De manière générale, il est difficile de dissocier les propriétés mécaniques et métallurgiques des procédés de fabrication. Le processus de fabrication est lui-même influencé par la géométrie et le cahier des charges en général demandé pour la pièce. Certains travaux détaillent l'importance des paramètres du processus et leurs influences sur les propriétés métallurgiques et donc sur les propriétés magnétiques. La maîtrise du processus paraît donc indispensable pour maîtriser les propriétés magnétiques et ainsi la performance de l'alternateur à griffes.

Dans le cas des tôles en alliage fer-silicium, les influences des propriétés mécaniques et métallurgiques sur les propriétés électromagnétiques ont bien été étudiées dans la littérature. Un travail similaire est à effectuer sur des pièces massives, avec notamment un taux de silicium plus faible et des géométries massives dans lesquelles les phénomènes physiques ont lieu en trois dimensions.

Chapitre 2

2 Le processus de fabrication de la roue polaire

Afin d’appréhender la significativité de l’influence du processus de fabrication sur les performances de la roue polaire, et être en mesure par la suite d’agir sur les paramètres du processus pour améliorer celles-ci, il est indispensable de détailler les étapes de ce processus et leurs impacts respectifs sur la roue polaire en termes de propriétés matériau. D’après la littérature (section 1.3) il existe un lien fort entre les propriétés du produit manufacturé et son processus de fabrication. Il convient de vérifier ce lien dans la suite de ces travaux. Le chapitre 2 se concentre sur le détail du processus de fabrication de la roue polaire en lien avec les propriétés matériaux et présente la démarche adoptée pour en déduire l’impact sur les propriétés électriques et magnétiques.

Contenu du chapitre

2	Le processus de fabrication de la roue polaire	49
2.1	Généralités sur les processus de fabrication.....	50
2.1.1	Du processus aux procédés	50
2.1.2	Typologie des procédés de fabrication	51
2.1.3	Le processus de fabrication multi-procédés de la roue polaire	52
2.2	Analyse de l’interaction produit – procédés	58
2.2.1	Composition chimique.....	58
2.2.2	Etat de surface.....	59
2.2.3	Taille de grains.....	60
2.2.4	Fibrage	64
2.2.5	Déformation plastique (à froid).....	66
2.2.6	Contraintes résiduelles.....	70
2.2.7	Synthèse des propriétés matériau de la roue polaire	72
2.3	Méthodologie	73
2.3.1	Problématique	73
2.3.2	Description de la méthodologie	74
2.3.3	Sélection des paramètres matériau	76
2.3.4	Définitions	77

2.1 Généralités sur les processus de fabrication

2.1.1 Du processus aux procédés

La maîtrise du processus de fabrication d'un produit est essentielle afin de garantir les propriétés d'emploi du produit, de réduire les coûts matières, les couts liés aux ressources (réglage machine par exemple) ou encore limiter les rebuts. Ces propriétés d'emplois sont énoncées dans le cahier des charges fonctionnel listant les spécifications du produit. Dans le cas de la roue polaire, la géométrie est bien spécifiée dans le dessin de définition mais aucune exigence n'est formulée quant aux propriétés électromagnétiques

La définition du processus selon la norme ISO 9000 (CEN, 2005) est l'ensemble des moyens et des activités corrélées ou interactives qui transforme des éléments d'entrée en éléments de sortie. Cet ensemble comprend tous les moyens nécessaires : moyens de production, main d'œuvre, mode opératoire, maintenance. Un processus peut-être représenté comme sur le schéma Figure 43.

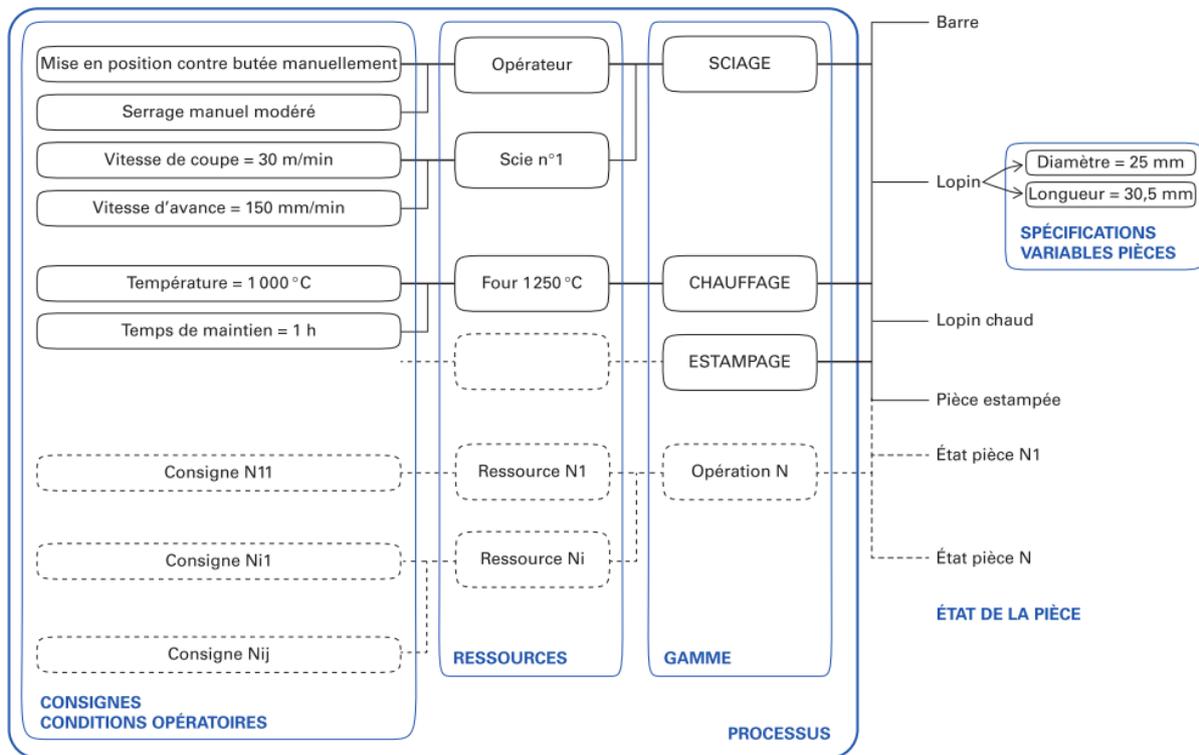


Figure 43 : Représentation d'un processus de fabrication (Allam and Baudouin, 2016)

Un processus est non seulement l'enchaînement d'opérations ou d'étapes avec des ressources pilotées par des consignes mais est également attaché à un produit qui va subir diverses transformations par divers procédés. D'un autre point de vue, le produit verra son état évoluer au cours du processus de fabrication. L'état du produit regroupe par exemple dimensions, propriétés mécaniques, métallurgiques ou magnétiques.

La matière première qui entre dans le processus (sur la Figure 43, il s'agit d'une barre cylindrique) possède déjà des propriétés qui sont les propriétés initiales du produit pour le processus considéré. Elles sont obtenues par un autre processus situé en amont réalisé par une autre entreprise par exemple ou dont on ne considère pas les paramètres, dont le produit final est la matière première du processus de la Figure 43.

La gamme de fabrication est l'ensemble des opérations de transformation qui changent des éléments d'entrée en éléments de sortie (Allam, 2014). Par exemple une gamme de forgeage comprend généralement une opération de chauffage, une opération de préparation, une opération d'ébauche et une finition suivie d'un refroidissement.

Le procédé, quant à lui décrit le principe physique de la transformation. Il est attaché à l'opération et bien souvent impose ou limite le choix d'une ressource correspondante. Il est bien entendu impossible de faire de l'enlèvement de matière avec une machine de forgeage et de la déformation plastique avec un tour à commande numérique, mais pour forger, il est possible d'utiliser une presse mécanique, hydraulique ou un marteau-pilon par exemple.

Les ressources correspondent à tous les moyens nécessaires pour accomplir une opération : machine, main d'œuvre, outillages. Comme précisé précédemment, plusieurs ressources différentes peuvent être utilisées pour effectuer une même opération et le choix de la ressource peut influencer directement les propriétés réelles du produit, et donc, par propagation, le processus complet.

Les conditions opératoires sont toutes les conditions dans lesquelles s'est accomplie l'opération correspondante. Il est possible de les séparer selon qu'elles appartiennent à la ressource, au produit ou à l'environnement. Dans le premier groupe, les ressources tendent à suivre les consignes qui leur sont imposées mais les valeurs réelles des conditions opératoires subissent inévitablement des variations. Ensuite concernant le second groupe de conditions opératoires, le produit possède un état N-1 avant de subir une opération. Cet état peut être différent entre deux pièces ce qui influence le déroulement de l'opération, par exemple une variation de température en forgeage à chaud va induire un comportement mécanique différent lors de la transformation. Enfin, l'environnement peut également avoir un effet, bien qu'en général négligeable devant les autres, sur le déroulement de l'opération du processus.

Les paramètres pilotant le processus n'ont par conséquent pas de valeurs déterministes mais elles évoluent dans un intervalle donné. Ceci revient à dire que le processus subit la déviation de tous ces paramètres. C'est d'ailleurs pourquoi deux pièces parcourant le même processus n'auront pas les mêmes propriétés finales. La maîtrise du processus de fabrication implique de maîtriser les paramètres pilotant et donc de réduire leur déviation. La connaissance des paramètres pilotant les opérations d'un processus passe par la compréhension du procédé de fabrication associé à cette opération (Allam, 2014).

2.1.2 Typologie des procédés de fabrication

Il existe une très large palette de procédés de fabrication. Ils sont liés d'abord au principe physique de transformation du produit, ensuite leur dénomination peut différer en fonction du matériau ou de la géométrie générale. Par exemple la déformation plastique d'une pièce entre deux empreintes s'appellera de l'estampage dans le cas des alliages ferreux et des bases nickel et matriçage dans le cas des autres alliages (aluminium par exemple) ou encore le terme d'emboutissage sera réservé au cas de la déformation plastique de tôles.

La typologie proposée par (Thibault, 2008) représentée sur la Figure 44 est axée sur les procédés de forgeage. Certains termes recouvrent d'abord des principes généraux qui se subdivisent en procédés de plus en plus complexes.

Le choix d'un procédé se fait toujours en considération du produit et des fonctions qu'il doit remplir (et donc de ses propriétés ainsi que du matériau. Il a lieu directement pendant la conception du produit. Une pratique très courante est le recours à la sous-traitance. Dans ce cas, soit le fournisseur entre directement dans le processus de conception du produit, soit le client doit fournir à son fournisseur les spécifications qu'il recherche. Les spécifications sont définies comme un document formulant des exigences (CEN, 2005). Elles permettent de déterminer les paramètres du produit, dans ses états intermédiaires, à surveiller au long du processus de fabrication. Cette surveillance est réalisée à l'aide d'un moyen et d'une procédure de contrôle. La quantité ainsi mesurée est définie comme une variable produit et doit être comparée aux spécifications pour déclarer le produit conforme ou non (Allam, 2014).

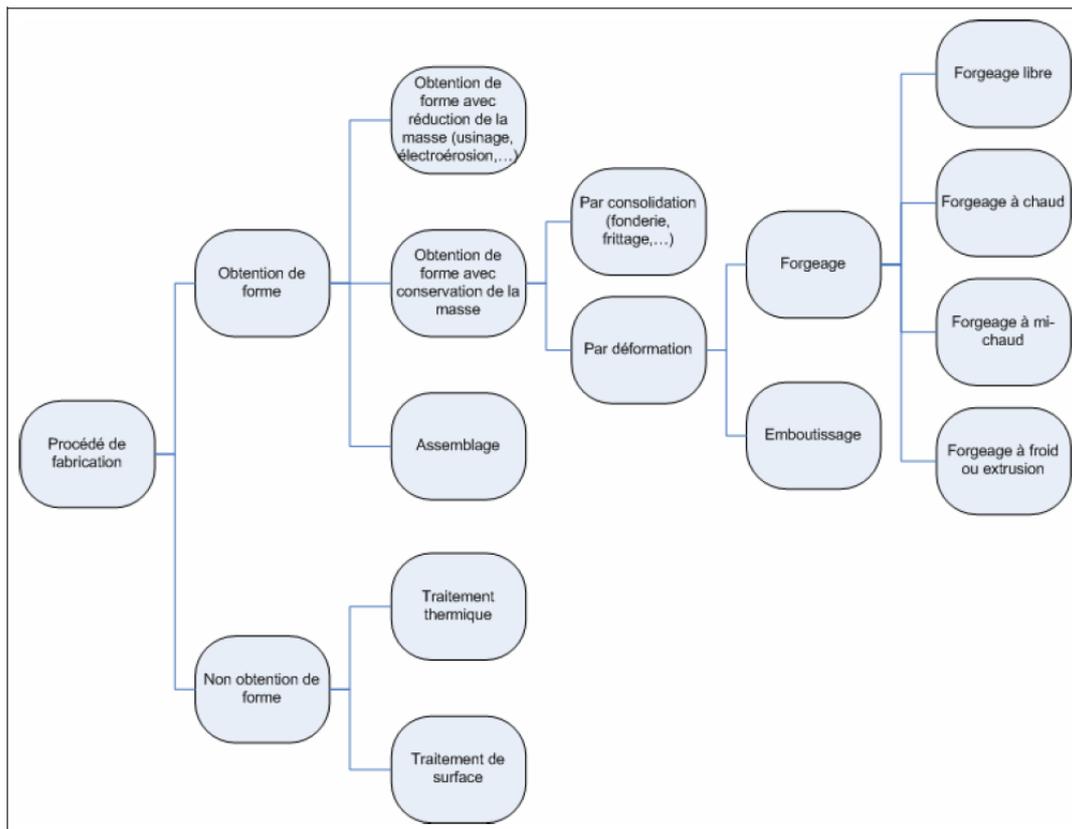


Figure 44 : Typologie des processus de fabrication (Thibault, 2008)

2.1.3 Le processus de fabrication multi-procédés de la roue polaire

Dans le cadre de ce travail, la méthodologie sera à mener sur le processus de fabrication de la roue polaire. Une gamme de fabrication de référence de la roue polaire est présentée sur la Figure 45. Les conditions opératoires ne sont pas accessibles et sont le savoir-faire du fournisseur.

La roue polaire est fabriquée à partir d'une barre cylindrique laminée à chaud. Cette barre est ensuite débitée en lopins par cisailage à froid. Avant la mise en forme par forgeage à chaud, le lopin est mis à température dans un four à induction. Le lopin subit ensuite trois opérations de mise en forme à chaud sur la même presse avant d'être ébavuré puis de passer dans un tunnel de refroidissement contrôlé. La calamine est ensuite nettoyée par grenailage avant les étapes de forgeage à froid, qui permet notamment de mettre en forme les logements à aimant. La légère bavure générée à froid est ensuite enlevée avant le deuxième grenailage. Enfin l'usinage est réalisé pour obtenir la meilleure géométrie possible.

Des roues polaires ont été prélevées à différentes étapes du processus de fabrication afin de montrer quelles étapes affectent majoritairement les paramètres matériau de la roue polaire en respectant un compromis entre la confidentialité du processus de fabrication et les besoins scientifiques pour les travaux de thèse. Le plan de prélèvement suivant a été effectué selon les étapes présentées sur la Figure 45.

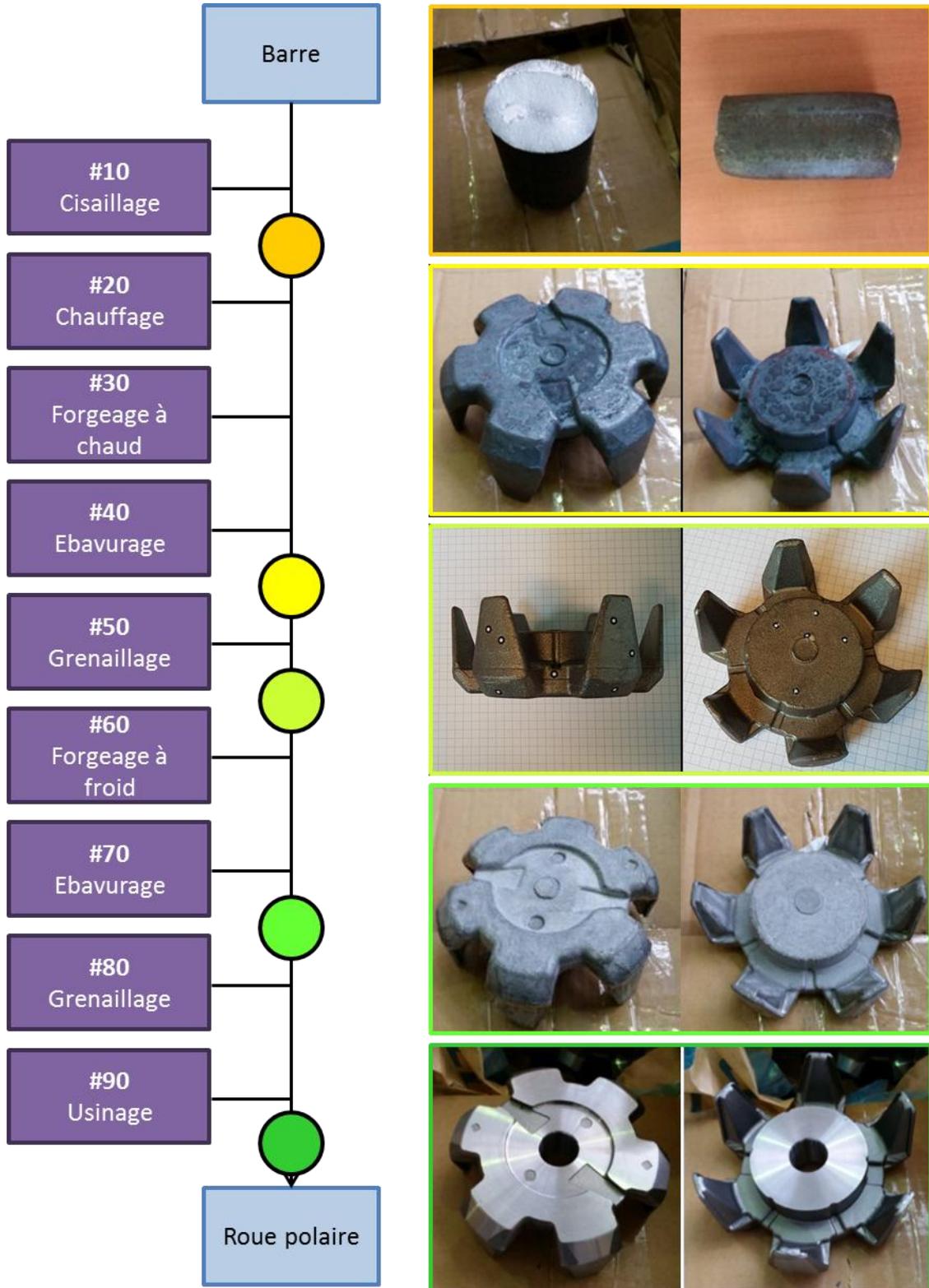


Figure 45 : Gamme de fabrication et plan de prélèvement sur le processus industriel

Effectuer des analyses sur ces pièces à différentes étapes du processus de fabrication permet de révéler quelles sont les évolutions des paramètres matériau au cours du processus de fabrication de la pièce, et également de déterminer, dans la mesure du possible, l'intervalle de variation de ces paramètres. Une fois les paramètres matériau identifiés et en s'appuyant sur l'étude bibliographique qui a permis de lister des paramètres matériau influents, sur les propriétés magnétiques, il est possible de sélectionner des paramètres clés à étudier qui devraient avoir un impact sur la performance de la machine à griffes.

La démarche bibliographique va s'orienter autour des procédés associés aux opérations citées précédemment. Expliquer les différents procédés de fabrications permet de déterminer les conditions opératoires pilotant le processus, puis les variables produit (ou les propriétés) sur lesquelles elles ont de l'influence en identifiant leur sources de déviation respectives.

2.1.3.1 Chauffage

Augmenter ainsi la température d'une pièce va permettre la réduction des efforts pour la mise en forme. La température recherchée pour une pièce en acier est de l'ordre de 1100°C. Au-dessus de 1000°C le transfert thermique par rayonnement est prépondérant et en dessous la part apportée par la convection devient non négligeable (Jacubowicz, 2015).

Pour les grandes séries comme dans le domaine de l'automobile, le chauffage par induction est un choix pertinent car il présente les avantages suivants (Gaucheron, 1998):

- Montée en température rapide intéressant pour la cadence
- Limitation de la corrosion en limitant le temps d'exposition à l'air de l'acier chaud
- Rendement global intéressant puisqu'il varie entre 70% et 80%

Il n'est cependant possible que pour les matériaux conducteurs d'électricité, ce qui est le cas du matériau de la roue polaire. La pièce à chauffer est placée à l'intérieur d'un inducteur. La plupart du temps il s'agit d'un bobinage tubulaire dans lequel circule un fluide de refroidissement comme représenté Figure 46. L'inducteur est branché sur le réseau électrique à l'aide d'un convertisseur pour régler la fréquence du courant suivi d'un adaptateur pour modifier les niveaux de tension.

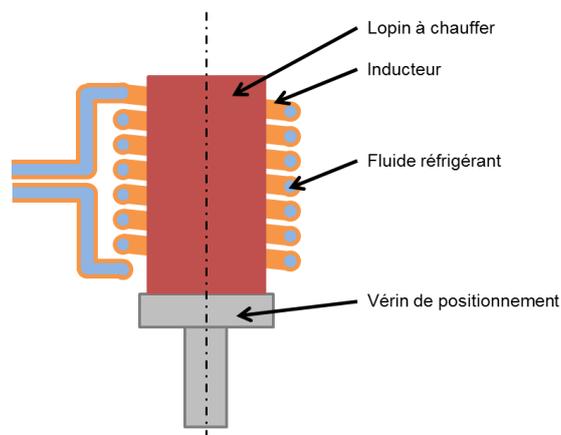


Figure 46 : Schéma d'un inducteur

Un courant variable est envoyé à l'inducteur, ce qui va entraîner une variation de la fréquence du courant et la puissance envoyée à l'inducteur va modifier la manière de chauffer la pièce. La puissance fournie à la plaque semi-infinie s'exprime selon la relation (Develey, 2015) :

$$P = \frac{1}{\sigma_{el}} \frac{H_S^2}{\delta} S \quad (36)$$

Où H_S correspond à la valeur efficace du champ magnétique en surface de la tôle, σ_{el} la conductivité électrique du matériau et δ la profondeur de pénétration définie à l'équation (16) de la section 1.2.1.8 et S la surface extérieure du matériau.

Pour des géométries plus complexes et sous certaines hypothèses les équations précédentes sont corrigées avec des facteurs de correction. Pour un lopin cylindrique, les solutions aux équations de Maxwell passent par l'utilisation des fonctions de Bessel, mais la tendance sur l'épaisseur de peau et la puissance à fournir restent valables.

Ainsi, pour chauffer plus profondément dans la pièce, il faut réduire la fréquence du courant. Le chauffage avant déformation plastique recommande un chauffage pénétrant alors que les traitements thermiques superficiels se contenteront d'un chauffage en peau. L'apport en énergie doit cependant être suffisant pour échauffer la pièce jusqu'à la température voulue (la puissance fournie évolue selon le domaine de fréquence de manière proportionnel à la fréquence ou au carré de la fréquence (Develey, 2015)).

Un chauffage trop long va entraîner un surplus d'oxydation qui se forme à haute température pour les aciers tels que celui de la roue polaire. Le transfert entre le four et le moyen de forgeage est crucial et conditionne à quelle température la pièce sera déformée plastiquement, ce qui impacte directement l'écoulement de la matière, et donc les efforts de forgeage.

2.1.3.2 Forgeage à chaud

Le terme forgeage recouvre plusieurs procédés de mise en forme par déformation plastique (appelé également « formage »). Il s'agit de mettre en forme une pièce massive (c'est-à-dire qu'aucune dimension n'est négligeable au cours de la transformation) entre deux outils.

Ces outils peuvent être de forme très simple comme les tas plan ou les étampes qui permettent des opérations dites de forgeage libre comme l'étirage (réduction de la section d'une barre en augmentant sa longueur), ou le refoulement (écrasement d'un lopin pour en réduire la hauteur). Dans ces conditions la matière est libre de s'écouler dans toutes les directions autres que la direction de forgeage correspondant à la trajectoire de l'outillage et la géométrie est peu maîtrisée.

Les outils plus complexes, appelés matrices, possèdent l'empreinte de la forme finale de la pièce après forgeage et sépare le volume de la pièce en deux parties délimitées par la surface de joint, le plus souvent plane, comme sur la Figure 47. Le lopin de la roue polaire est débité, ici par cisailage (#10), d'une barre laminée. Cette opération, ainsi que la perte au feu (due à l'oxydation entre le chauffage #20 et le forgeage #30) entraînent une incertitude sur le volume du lopin avant forgeage. Compte tenu des variabilités de volume de lopin, le volume à l'intérieur des matrices ne correspond jamais à celui du lopin. L'excès volontaire du volume du lopin peut soit s'écouler dans une zone de l'outillage prévue à l'extérieur de l'empreinte (estampage en matrices ouvertes) formant une bavure, soit être contenu dans un volume de la pièce forgée qui doit rester libre dans une dimension donnée pour permettre à l'excès de matière de s'y écouler (forgeage en contenu). La roue polaire est estampée en matrice ouverte et est ébavurée à l'étape #40. La géométrie des outils est modifiée avec l'usure qui apparaît au fur et à mesure de la série. Il s'agit d'un paramètre important jouant sur la géométrie finale, sur les défauts de la pièce et légèrement sur la qualité de l'écoulement.

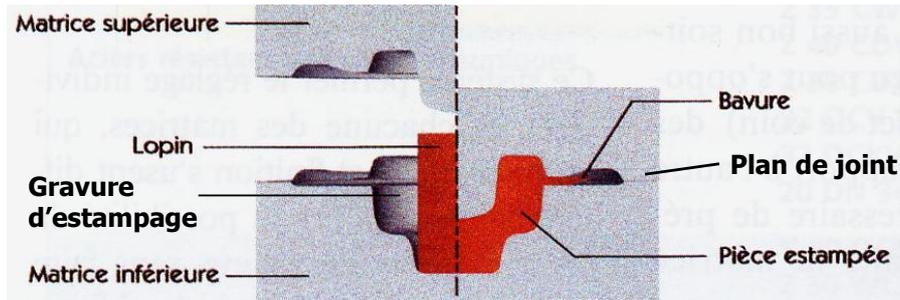


Figure 47 : Outils d'estampage (Bigot, 2007)

L'outillage de forge peut être monté sur différentes technologies de machines, le mouvement principal tendant à rapprocher les deux outils par translation. Plusieurs technologies de machines existent, ce qui va influencer la vitesse et la répartition de la déformation de la matière, les échanges thermiques en forgeage à chaud et déterminent en partie la cadence de production (ASM International. Handbook Committee., 2005).

La conception de la gamme de forgeage à chaud de la roue polaire suit les règles métiers actuelles (Gaucheron, 1998). Cette gamme contient trois opérations de formage (sous étapes de #30 sur le schéma de la Figure 45) qui ont pour but :

- L'opération de refoulement #30-1 permet de répartir les quantités de matières et d'enlever l'oxyde friable (la calamine) qui s'est formé à chaud en surface de la pièce
- L'opération de forgeage d'ébauche #30-2 donne la morphologie de la pièce : une grande déformation est réalisée ici et l'outillage d'ébauche doit optimiser l'effort de forgeage
- L'opération de forgeage de finition #30-3 donne la géométrie finale de la pièce : peu de déformation a lieu ici, l'objectif est de remplir entièrement la gravure.

Ces opérations sont suivies d'un ébavurage (#40) pour retirer le surplus de matière.

2.1.3.3 Parachèvement

Le forgeage à chaud nécessite le refroidissement de la pièce à température ambiante. Lors du refroidissement, des déformations géométriques peuvent apparaître du fait de la morphologie de la pièce et de la dilatation thermique. Ceci explique également, en cas de variation importante de massivité de la pièce, que certaines géométries ne sont pas réalisables ou que cela entraîne des défauts de forgeage (Allam, 2014). Ces défauts géométriques peuvent être corrigés par des étapes dites de parachèvement.

Forgeage à froid :

Le forgeage à froid repose sur les mêmes principes cinématiques que le forgeage à chaud. Les efforts sont cependant plus élevés, ce qui entraîne une usure plus rapide de l'outillage (Gobard et al., 2015). Pour faciliter la mise en forme, la pièce est nécessairement lubrifiée. Ainsi la roue polaire est phosphatée à l'opération #80. La mise en forme s'effectuant à température ambiante, la tolérance géométrique sur la pièce finale est plus faible qu'après forgeage à chaud (inférieure à 0,1mm contre supérieure à 0,5mm). Dans la plupart des cas le forgeage à froid après estampage se limite à calibrer certaines surfaces. Il permet dans des cas spécifiques de terminer la mise en forme du produit, dans la limite de déformabilité à froid du matériau (Gobard et al., 2015). Dans le cas de la roue polaire, l'étape #60 consiste notamment à la mise en forme des logements à aimant.

Grenaillage

Le grenaillage consiste à envoyer des projectiles sur les surfaces de la pièce. Dans certains cas, il s'agit d'un traitement mécanique de surface pour induire des contraintes résiduelles de compression en surface de pièce. Cela permet de rendre la surface plus écrouie et donc d'augmenter la limite d'élasticité localement (Lu, 2015). Dans d'autres cas, il s'agit de conférer un état de surface à la pièce en la nettoyant. Les caractéristiques observées en sortie de grenaillages sont (Proner, 1982) : l'apparence, le degré de propreté (si la surface comprend encore des « contaminants » tels que des morceaux de calamines restés collés), la rugosité et la dureté.

Les projectiles envoyés sont constitués de matériaux différents tels que l'acier, l'aluminium, le sable ou encore le plastique. La forme des projectiles qui génèrent des empreintes à la surface de la pièce (Figure 48) peuvent également avoir des formes variées. Dans certains cas l'utilisation d'abrasifs permet d'être plus agressif sur la surface de la pièce et d'augmenter le pouvoir décapant.

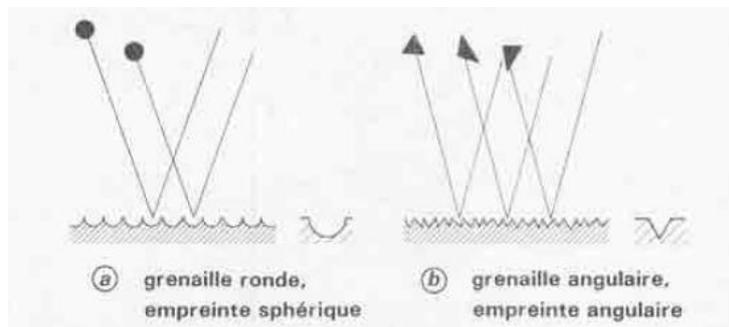


Figure 48 : Empreintes correspondantes à différentes formes de grenailles

Dans le cas de la roue polaire, le grenaillage principal (#50) consiste à retirer la calamine formée lors des étapes à chaud (de #20 à #40). En effet la calamine étant friable elle pourrait perturber la mise en forme à froid (#60). En contrepartie, le procédé de grenaillage va induire des contraintes résiduelles en surface qui sont subies.

Usinage

Le terme usinage recouvre tous les procédés d'obtention de forme par enlèvement de matière (É. Felder, 2015). Il désigne principalement l'usinage de coupe où l'enlèvement de matière s'effectue par l'action mécanique d'un outil coupant sur la pièce. L'objectif d'une opération d'usinage est de donner des dimensions et un état de surface (rugosité, ondulation et défaut de forme) à la pièce compris dans un intervalle de tolérance donné. Les intervalles de tolérance en usinage sont plus faibles qu'en forgeage. Dans le cas de la roue polaire les surfaces ont des fonctions diverses telles que :

- Conditionner l'entrefer magnétique de la machine à griffes
- Permettre l'assemblage avec les autres composants de la machines à griffes
- Délimiter une section de passage du flux magnétique
- Favoriser la circulation de l'air afin de refroidir la machine en fonctionnement.

Les fonctions d'assemblage et de conditionnement de l'entrefer magnétique de la machine requièrent une tolérance de l'ordre de 0,01 mm difficilement atteignable en forgeage. Ces surfaces spécifiques seront alors usinées pour pouvoir respecter ces tolérances.

Le phénomène de coupe implique nécessairement un effort de coupe qui va permettre de désolidariser une partie de la matière, le copeau, du reste qui va constituer la pièce finale. Dans le cas de la roue polaire, il s'agit d'opérations de tournage : la pièce est mise en rotation par la broche de la machine et la coupe est occasionnée en translatant un outil en direction de l'axe de la pièce. La mise en position de la pièce dans la machine a un impact sur la déformation de la pièce en cours d'usinage et donc sur ses défauts de forme générés. De plus, le posage de la pièce dans la machine-outil ne permet pas d'aligner parfaitement l'axe de la pièce avec l'axe de la broche. Le défaut d'orientation empêche un enlèvement d'une surépaisseur uniforme tout autour de la pièce, si bien que la microstructure ne sera pas uniforme tout autour de la pièce finale et peut dans notre cas expliquer un comportement différent d'une griffe à l'autre.

L'état de surface obtenu dépend de la géométrie de l'outil et des conditions opératoires (profondeur de passe, vitesse de rotation de la broche, vitesse d'avance, ...), et donc de l'effort de coupe. Les conditions opératoires, l'usure de l'outil, le couple outil-matière et la lubrification déterminent également la thermique qui a lieu pendant l'opération. L'état de contraintes à l'issue de l'opération d'usinage est difficile à déterminer et dépend de ces paramètres (Cordebois and Colombié, 2013).

2.1.3.4 Traitement thermique

Le processus de fabrication, s'il a pour objectif premier de réaliser la géométrie d'une pièce, prend également en considération les propriétés d'emploi du produit à réaliser. Les propriétés d'emploi du produit sont en lien avec la microstructure. Le traitement thermique des matériaux permet d'optimiser ces propriétés d'emploi en ayant un impact ou non sur la microstructure. Compte-tenu de la nuance d'acier à faible teneur en carbone de la roue polaire, il est impossible de durcir l'acier avec un traitement thermique classique (ASM International, 1991).

Dans le cas de la roue polaire, le forgeage à froid induit des contraintes résiduelles et un taux d'érouissage important. Le forgeage à chaud subit les effets de la recristallisation dynamique et de l'oxydation, ce qui entraîne une hétérogénéité dans la microstructure. Le recuit est le traitement thermique adapté pour répondre à ces problématiques. Il est composé génériquement d'une chauffe v_c , d'un maintien à une température T_{maintien} pendant une durée $\Delta t_{\text{maintien}}$ suivi d'un refroidissement à une vitesse v_r . Après le recuit ou le refroidissement final de la pièce, la microstructure est très peu modifiée, mais des contraintes résiduelles et l'érouissage sont générés lors des opérations à froid (forgeage, usinage, grenailage).

2.2 Analyse de l'interaction produit – procédés

Le processus a une influence sur les propriétés du produit fabriqué. Le savoir-faire du fournisseur étant sa propriété industrielle, il n'est pas possible de déterminer si les propriétés mécaniques, microstructurales, ou magnétiques sont maîtrisées dans le processus de fabrication ou si elles sont subies. Il faut veiller à caractériser les propriétés sur le produit. Cette section tend à quantifier les propriétés « matériau » de la roue polaire, qui dans le contexte de ces travaux excluent les propriétés électromagnétiques.

2.2.1 Composition chimique

L'industriel Valeo dispose d'un standard de composition chimique qui est proche de la nuance SAE1006. La composition chimique de la roue polaire a été évaluée par spectroscopie à étincelage. Les résultats de caractérisation de la composition chimique sont donnés dans le Tableau 4.

Tableau 4 : Composition des différents lots matières – norme et roue polaire

Eléments d'alliage	%C	%Si	%S	%P	%Mn	%Ni	%Cr	%Cu	%Al	%Fe
SAE-1006	< 0,06%	< 0,35%	< 0,04%	< 0,04%	0,25-0,60%	< 0,15%	< 0,15%	< 0,3 %	< 0,06%	reste
Roue polaire	0,05%	0,19%	0,00%	48,68 ppm	0,35%	0,02%	0,03%	0,03%	0,01%	99,25%

Comme attendu la composition de la roue polaire entre dans la nuance SAE-1006 avec une teneur en Silicium qui permet d'allier une baisse de la conductivité électrique et une forgeabilité acceptable. La composition du produit dépend peu des procédés puisque la mise à nuance est effectuée lors de la coulée de l'acier. Les seules variations possibles s'effectuent par réaction chimique qui peut avoir lieu en surface de la pièce si elle réagit avec son milieu ambiant (comme l'air libre).

2.2.2 Etat de surface

Les procédés vont avoir un effet différent sur la surface de la roue polaire comme le montre les micrographies présentées sur la Figure 49. Les pièces après les étapes #30 (Forgeage à chaud avant ébavurage), #60 (Forgeage à froid avant ébavurage) et #80 (2^e grenailage) n'étant pas disponibles, les micrographies ont été prises sur des pièces issues d'étapes ultérieures, la surface ayant été supposée non affectée par ces mêmes étapes. Typiquement les micrographies sont prises hors zone de la bavure (#30 ou #60) ou sur surface non usinée (#80).

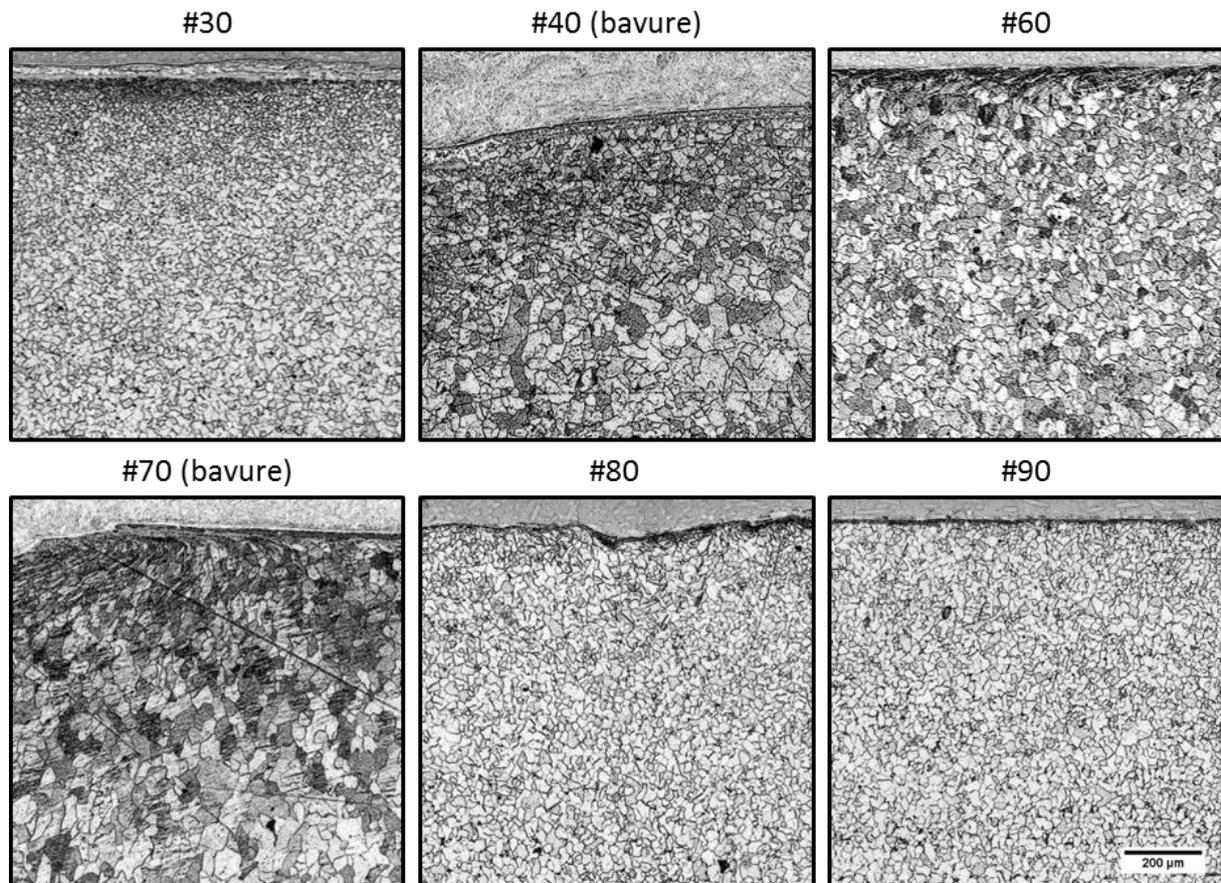


Figure 49 : Effet des procédés sur la peau de la roue polaire

Les étapes de forgeage à chaud (depuis le chauffage #20 jusqu'au refroidissement) génèrent de la calamine en surface de pièce visible entre la résine et la pièce sur la Figure 49, #30 ou #40. Les surfaces sont en contact avec les outils, elles refroidissent donc plus rapidement. Cela génère un

gradient de taille de grains qui compose en partie ce qui est désigné par le terme métier « peau de forge » (Figure 49, #30). Au niveau de la bavure, deux éléments sont à prendre en considération :

- La réduction de section locale entraîne une augmentation de la vitesse de déformation et de la déformation équivalente,
- Le refroidissement est plus rapide car la zone est peu massive et dispose d'une surface de contact élevée avec les outils.

Par conséquent la micrographie #40 de la Figure 49 montre une variation locale de taille de grains au niveau de la bavure. Lors du forgeage à froid, c'est notamment la surface de la pièce qui est déformée plastiquement. Sur la Figure 49, #60 il est possible d'observer un allongement des grains en surface dû certainement au frottement de la pièce avec les outils et à la déformation plastique en peau. Lors de l'ébavurage à froid, la bavure est cisillée localement. Les grains sont également affectés dans cette zone, comme sur la Figure 49, #70 où le phénomène d'arrachement est visible. Le grenailage va avoir un effet similaire à celui du forgeage à froid, seulement, la direction d'allongement des grains est plus aléatoire et la surface finale obtenue est plus irrégulière (Figure 49, #80). L'étape d'usinage quant à elle va avoir un effet très local. Elle va enlever sur les surfaces concernées une partie des effets de peau des procédés et laisser une surface nette avec de l'écroissage dans une peau régulière d'une dizaine de micromètres.

2.2.3 Taille de grains

La littérature met en évidence l'effet de la taille de grains sur les propriétés magnétiques et notamment sur les pertes (section 1.3.3.3), dans le cas des tôles à grains orientés ou non orientés. Une interaction est également montrée à la section 1.3.2.1 entre les paramètres du procédé de forgeage et la taille de grains. Il convient de vérifier l'effet du procédé sur la taille de grains dans la roue polaire et au final sur ses propriétés électromagnétiques. Pour ce faire, des micrographies ont été effectuées sur des roues polaires issues de différentes étapes du processus de fabrication. La principale section d'observation est la section orthoradiale au centre d'une griffe (Schéma de la Figure 50).

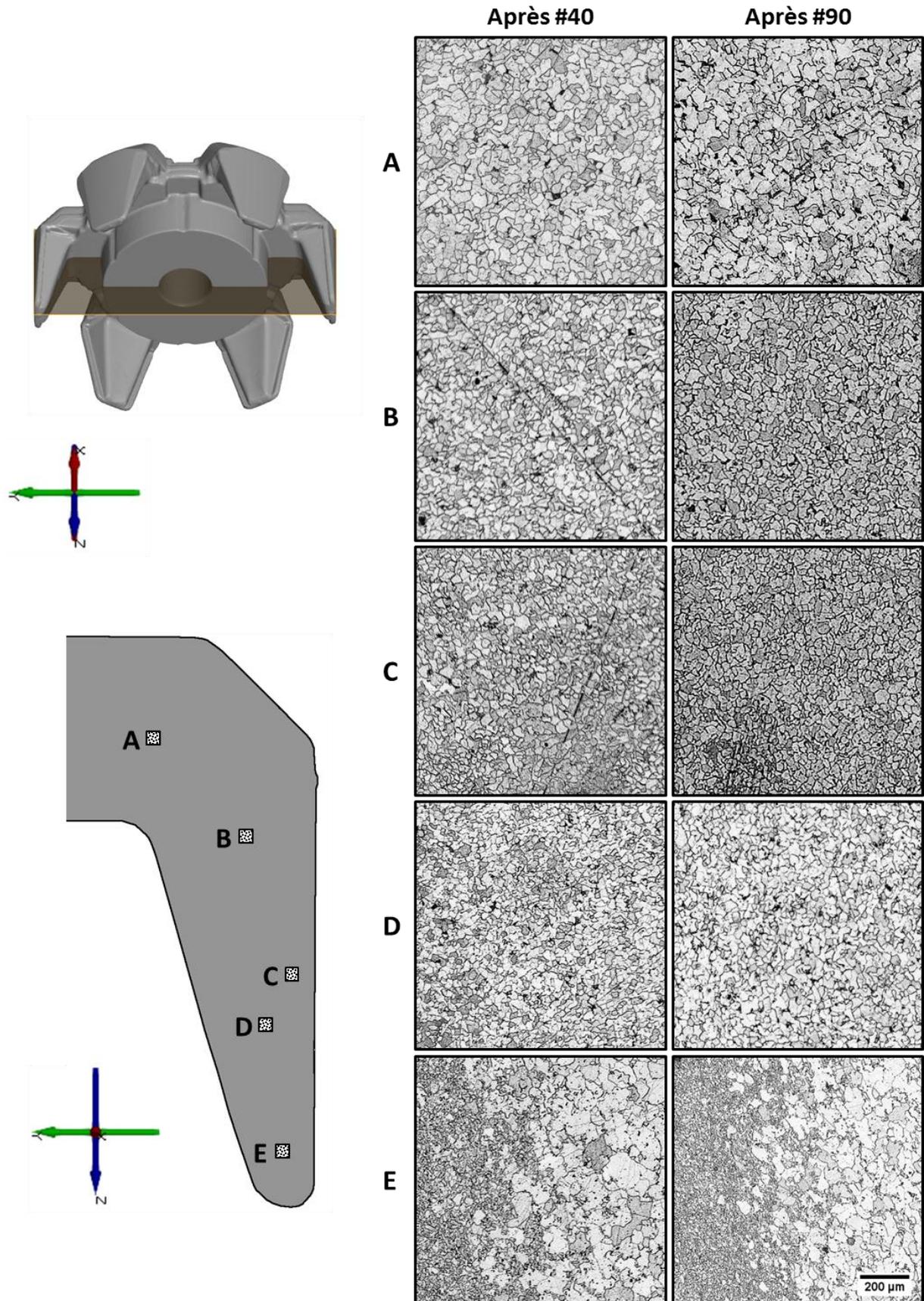


Figure 50 : Microstructure de la roue polaire après les opérations #40 (ébavurage après forgeage à chaud) et #90 (usinage)

Les micrographies sur la Figure 50 comparent d'un point de vue qualitatif la microstructure de la roue polaire en sortie de forgeage à chaud et ébavurage (#40) et de la roue polaire finale (#90). La position des micrographies (de A à E) a été déterminée visuellement, et représentent une zone de 1 mm² à plusieurs positions dans le plateau et la griffes de la roue polaire. Les grains clairs représentent la ferrite et les taches noires parsemées sont des grains de perlite ce qui est conforme à la composition chimique de la roue polaire donnée à la section 2.2.1 et qui laisse supposer une vitesse de refroidissement suffisamment lente pour permettre la diffusion du carbone. Le forgeage à froid (#60) vient raccourcir la longueur totale de la griffe. Ainsi la position de la matière selon l'axe Z peut être légèrement modifiée en raison de la déformation plastique à froid. Sous l'hypothèse d'une position des micrographies identiques entre les roues polaires issues des deux étapes du processus, la Figure 50 montre que la microstructure évolue peu après l'étape de forgeage à chaud dans cette section de la roue polaire.

La géométrie de la roue polaire et la recristallisation dynamique déclenchée par le forgeage à chaud va entraîner une hétérogénéité de taille de grains qu'il est possible d'illustrer avec une micrographie de l'extrémité de la roue polaire présentée sur la Figure 51.

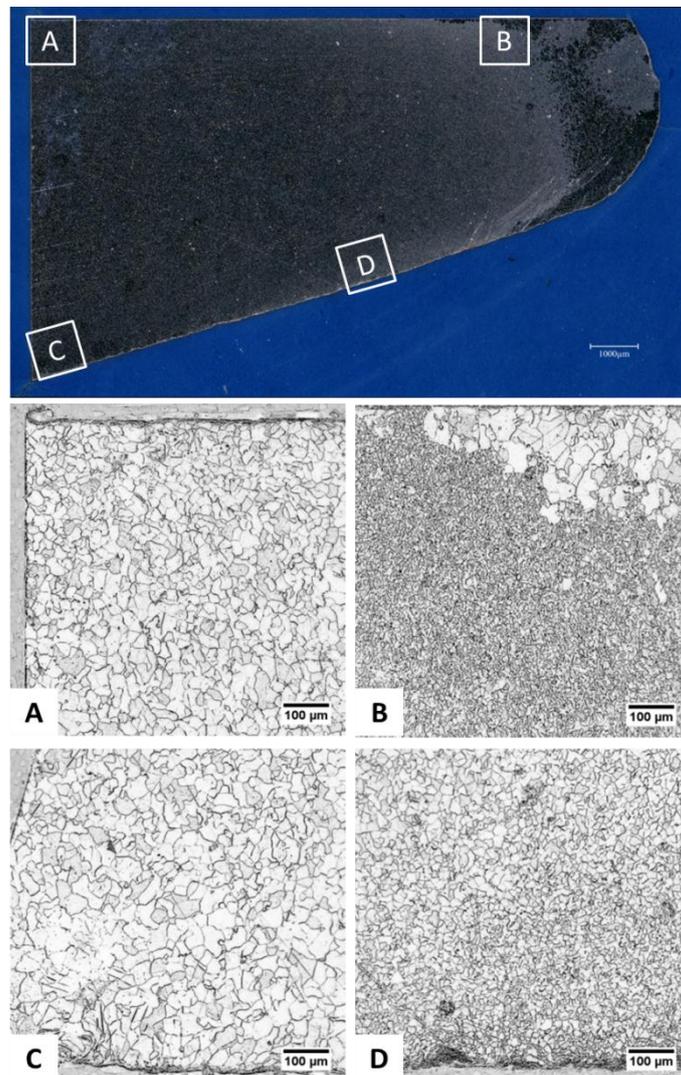
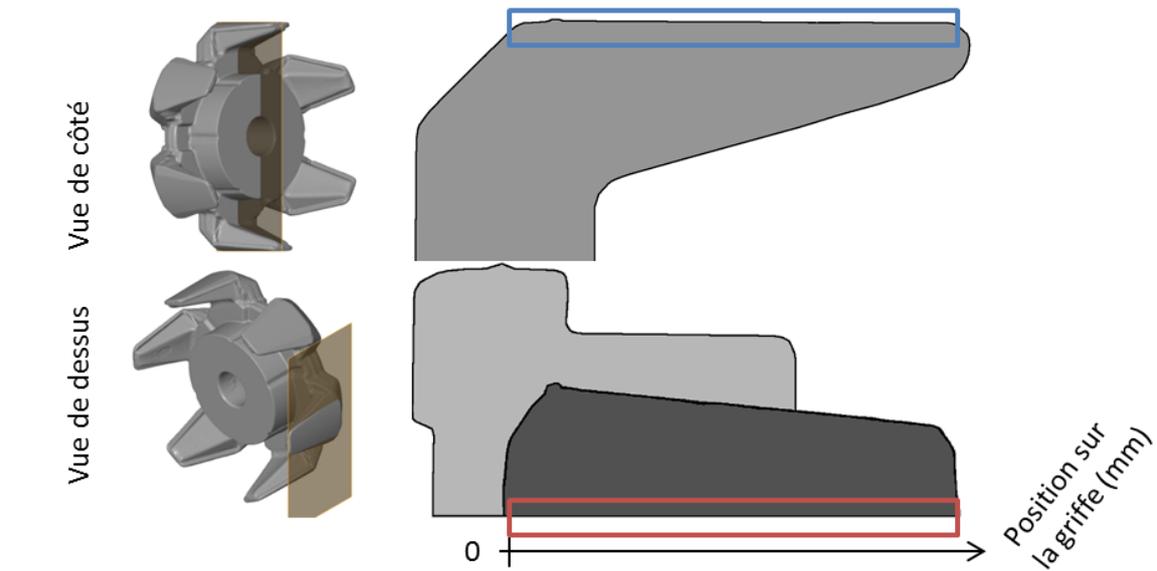


Figure 51 : Micrographies de l'extrémité d'une griffe

La taille de grains diminue depuis la base de la griffe (0 mm) vers son extrémité (35 mm). Il convient alors de quantifier ce gradient en fonction de la zone dans la roue polaire. Pour ce faire, des micrographies ont été prises dans une zone proche du diamètre extérieur de la griffe et dans deux directions comme expliqué sur le schéma de la Figure 52. Les tailles de grains présentes sur le graphe de la Figure 52 ont été évaluées selon le protocole placé en annexe A. Les barres d’erreurs horizontales prennent en compte une incertitude de repérage sur la griffe de 1 mm.



Analyses micrographiques de la griffe dans deux directions

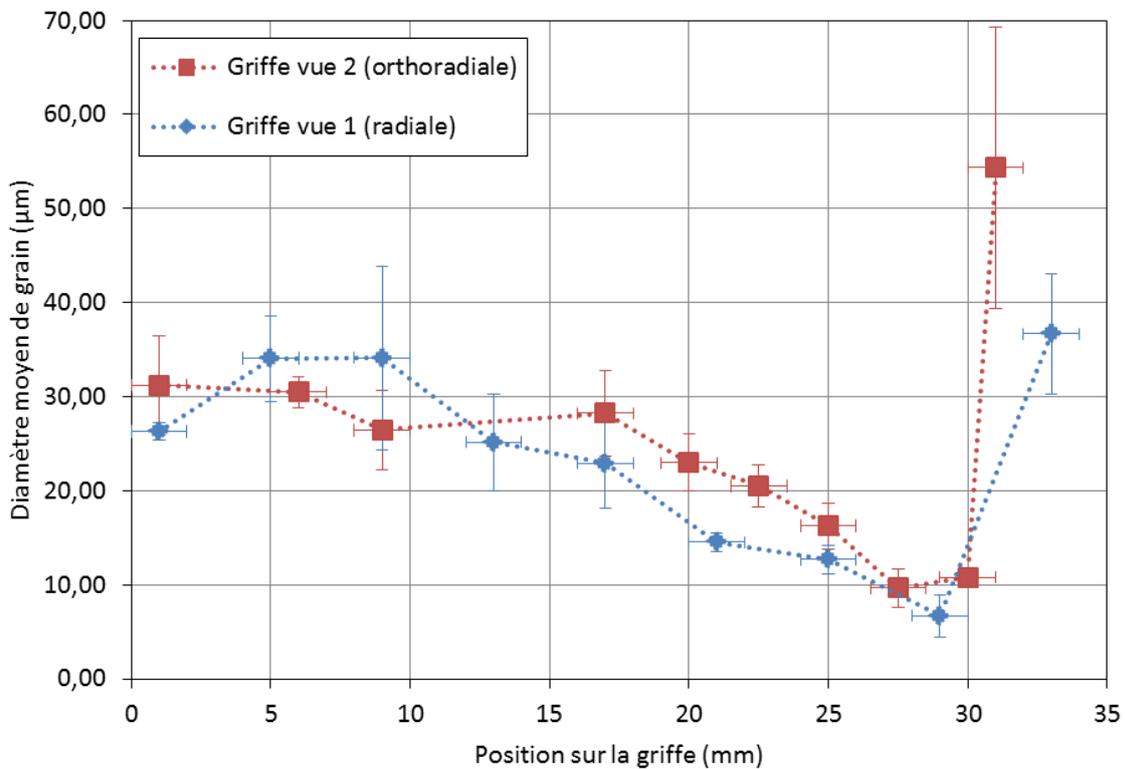


Figure 52 : Taille de grains en fonction de la position sur la griffe

La taille de grains possède une valeur initiale entre 26 et 30 μm en base de la griffe. Le diamètre moyen remonte légèrement à une valeur de 35 μm sur la zone de la bavure à une position d'environ 6 mm de la base de la griffe. Ensuite la taille de grains décroît progressivement jusqu'à 6,7 μm avant de croître brutalement pour atteindre, en bout de griffe, un diamètre moyen de 55 μm . Vraisemblablement, il s'agit de la peau du lopin initial qui a refroidi rapidement, et dont la microstructure s'est figée, puis a été poussée en bout de griffe par le reste de la matière qui elle, s'est recristallisée. Enfin, la légère différence de taille de grains entre les deux directions peut rendre compte d'un éventuel allongement des grains dans la direction orthogonale à la griffe à une position entre 12 mm et 25 mm de la base de la griffe. Cela semble cohérent avec le fait que la matière est comprimée dans ces sens lors de la déformation à froid, même si, compte tenu des incertitudes liées au positionnement des micrographies et à l'évaluation des tailles de grains sur ces micrographies, cette conclusion reste cependant à nuancer. En conclusion, l'intervalle de variation de la taille de grains dans la griffe est de 6,7 à 54 μm .

2.2.4 Fibrage

Comme décrit dans la section 1.1.2.6, le fibrage est l'alignement des inclusions malléables lors de la déformation plastique. Celui-ci a été observé à deux étapes du processus de fabrication de la roue polaire : sur le lopin cisailé (#10) et sur la pièce finale (#90). Il est révélé grâce au protocole présenté dans l'annexe C. La Figure 53 montre deux états du fibrage au cours du processus de fabrication de la roue polaire. Il s'agit de deux reconstructions de sections complètes, à l'échelle, à partir d'analyses effectuées sur deux morceaux du même lopin cisailé et sur une section de la roue polaire finale.

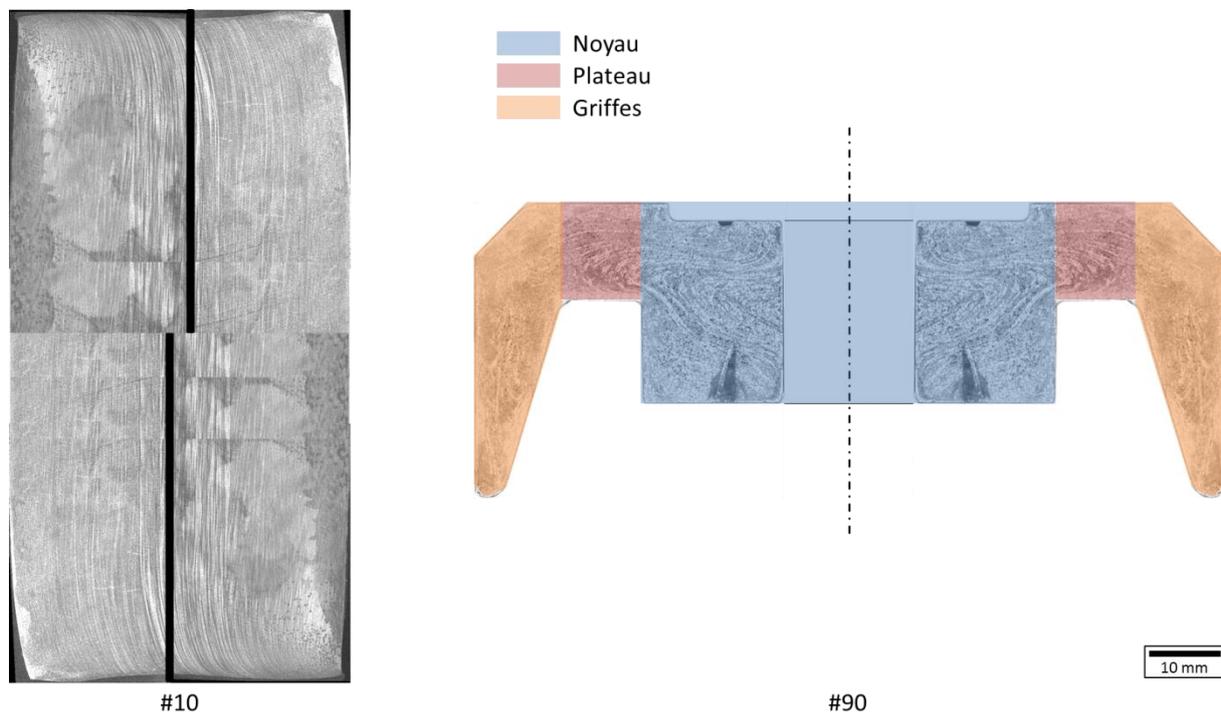


Figure 53 : Comparaison du fibrage entre les étapes #10 (cisailage) et #90 (usinage)

Le fibrage à l'opération #10 est celui de la barre laminée à chaud, auquel s'ajoute la modification au bord du lopin par le cisailage. Les fibres suivent la déformation induite par le cisailage. Le fibrage est plus visible et plus grossier au centre. Cela est notamment dû à deux phénomènes :

- Le refroidissement lors de la solidification de l'acier est plus rapide en surface ce qui y favorise une structure (avant déformation) plus fine
- La déformation selon l'axe de laminage est, selon (Bataille, 2003), plus importante en périphérie, ce qui a tendance à y allonger les fibres davantage, qu'à cœur ou le fibrage reste plus grossier

Le fibrage sur la roue finale (#90) est également hétérogène. Les étapes de déformation à chaud modifient principalement la morphologie de la pièce et sont par conséquent les plus grandes responsables de la déformation des fibres initiales. La partie centrale du lopin est ensuite retirée par usinage du passage de l'axe. L'effet du cisailage sur les bords du lopin est également effacé par les opérations ultérieures. Le fibrage final dans le noyau de la roue porte la trace de l'opération de refoulement avec ces fibres en « tonneau » comme sur la Figure 54.

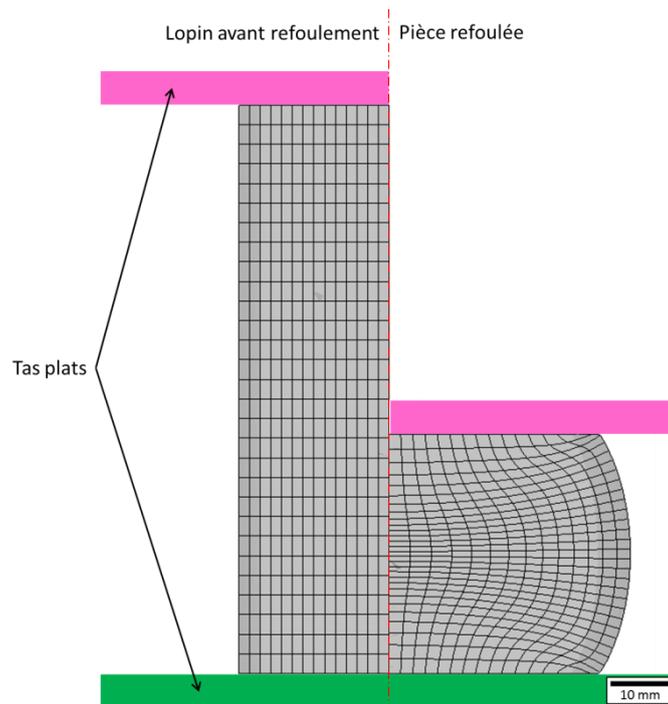


Figure 54 : Fibrage avant et après une opération de refoulement (simulation)

Le fibrage dans la griffe apparaît plus fin : cela est dû à une déformation plus importante et à une forme tridimensionnelles des fibres qu'il est difficile d'illustrer dans une section plane en deux dimensions. Sur la Figure 55, le fibrage d'une roue polaire a été révélé et superposé aux lignes de flux magnétique simulé qui traversent la roue polaire, dans une section orthoradiale. Il est possible de voir que le flux et les fibres ont une orientation relative complètement aléatoire indépendamment de la zone de la section observée. Les anisotropies des propriétés mécaniques liées au fibrage (ASM International, 1990a) pourraient être en correspondance avec celles des propriétés électriques ou magnétiques.

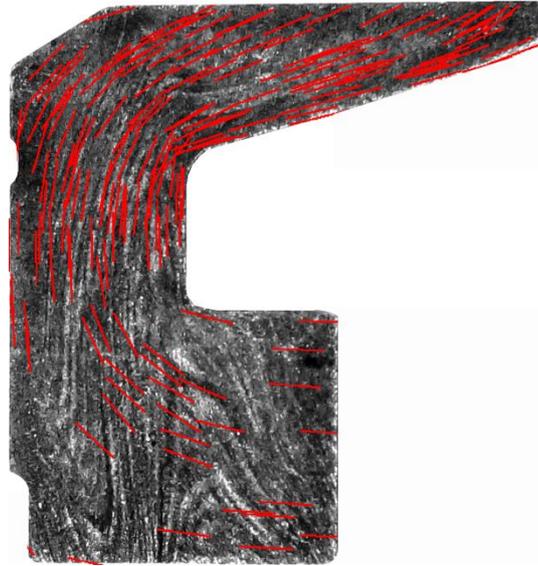


Figure 55 : Fibrage sur une section de roue polaire avec trajet du flux simulé

2.2.5 Déformation plastique (à froid)

La déformation plastique à froid est un paramètre influent sur les propriétés magnétiques comme vu dans la littérature et expliqué à la section 1.3.3.5. Pour connaître le niveau de déformation dans la roue polaire, il est nécessaire de connaître la trajectoire de chaque point de la matière lors de la déformation. Il est impossible d'obtenir expérimentalement cette information de manière exhaustive. Des solutions existent pour déterminer la déformation de manière ponctuelle et en surface. Parmi ces solutions se trouvent :

- L'utilisation de jauge de déformation qui nécessite une surface libre sur laquelle coller la jauge. La déformation mesurée doit rester dans les limites de ce que la jauge peut mesurer. Ces critères réunis et compte tenu des niveaux de déformations possibles, cette solution n'est pas envisageable.
- L'utilisation d'une grille de marquage. Le marquage peut être effectué sur les surfaces extérieures ou dans un plan de symétrie mécanique (en coupant le lopin avant déformation).
- Une mesure sans contact par corrélation d'image. Un mouchetis dessiné sur une surface est enregistré par deux caméras vidéo. Un logiciel dédié traite les images et permet de déduire la déformation du mouchetis pendant l'opération de forgeage. Le mouchetis doit cependant être visible pendant toute l'opération, ce qui ne semble pas envisageable lors de ce type d'opération.

A cause des limites des moyens de mesures de la déformation et l'éventuelle perturbation de la ligne de production, le choix s'est porté vers la simulation numérique des opérations de forgeage à froid. Les résultats de la simulation numérique vont dépendre de la mise en données. Or les géométries d'outillage et les conditions opératoires exactes ne sont pas disponibles. La simulation numérique avec des valeurs vraisemblables donne ici une illustration de la déformation équivalente dans la roue polaire.

En mesurant des pièces issues des prélèvements sur la ligne de production, il est possible d'extrapoler des géométries de lopin et d'outillage nécessaires à la simulation numérique. Les pièces sont mesurées à l'aide d'un moyen de mesure par stéréovision active GOM ATOS II Triplescan et sont ensuite post-traitées avec des logiciels de CAO (FreeCAD® et Catia V5®) pour générer des géométries

adaptées. Le schéma de la Figure 56 comment les pièces prélevées peuvent aider pour la mise en donnée de la simulation numérique.

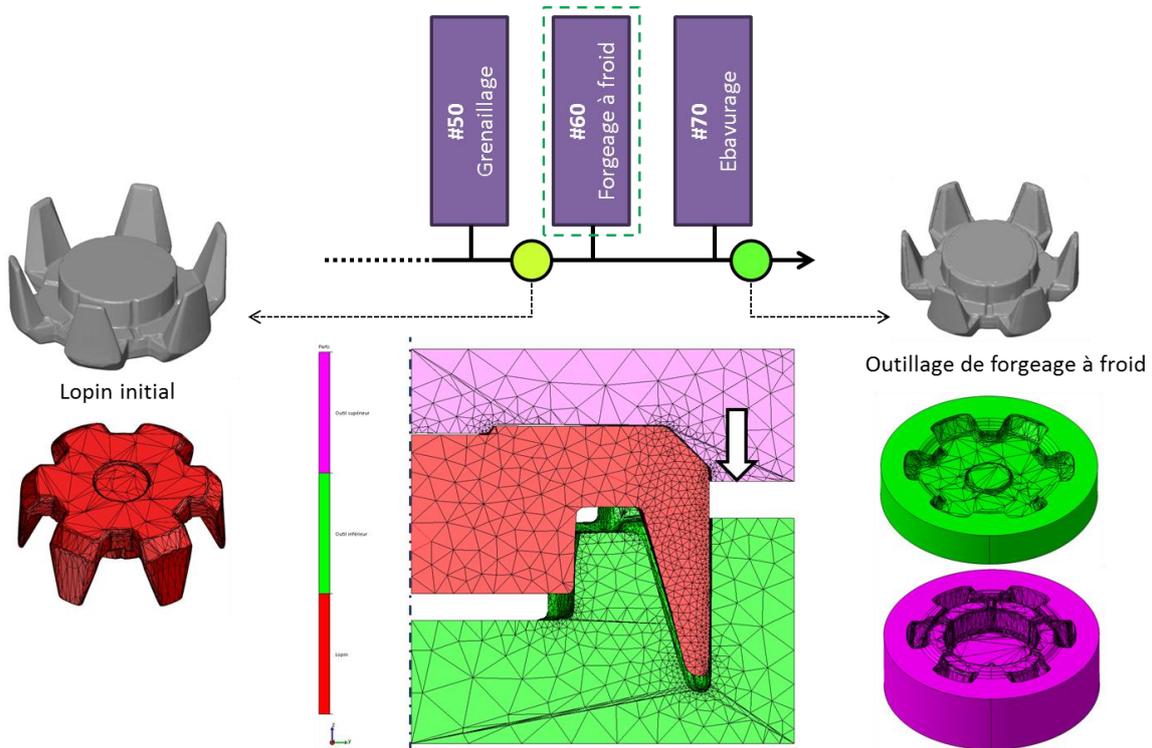


Figure 56 : Création d'outillage pour la simulation procédée

Tous les maillages scannés sont décimés pour alléger les calculs et les trous du maillage rebouchés afin d'éviter les incohérences lors de la déformation. Le maillage surfacique (mesure) est ensuite converti en un maillage volumique (conception et simulation). Toujours pour limiter les temps de calculs, la simulation a été réalisée sur $1/12^{\circ}$ de la pièce, en tenant compte des symétries. Le scan 3D après grenailage (opération #50) sert de lopin initial à l'opération de forgeage à froid. Le scan 3D de la pièce après ébavurage permet de déterminer des géométries d'outil type pour le forgeage à froid.

Le logiciel FORGE® requiert pour une simulation de mise en forme les propriétés concernant les outillages et le lopin. La simulation est effectuée avec des outils dits « rigides » pour réduire les temps de calcul, ce qui signifie :

- leur déformation durant la mise en forme est nulle, hypothèse acceptable car elle est négligeable devant la déformation de la pièce et influe peu sur la déformation plastique dans la pièce.
- leur température est constante durant la déformation.

Compte tenu des masses des objets ainsi que des efforts requis, la gravité est négligée durant la simulation. La mise en données de la dernière opération pour le logiciel FORGE® est résumée dans le Tableau 5. Pour établir les valeurs de déformation équivalente sur le produit final, il est supposé que seules les opérations à froids génèrent de l'écroutissage, l'état de déformation équivalente initial est alors supposé nul.

Tableau 5 : Synthèse des paramètres de mise en données

Opération simulée	#60 – Forgeage à froid
<u>Outillages</u>	
- Géométries	Issu du négatif du scan 3D de la pièce après l'étape #70, avec surface de joint brisée selon la sortie de bavure observée sur la pièce
- Rhéologie	Outils rigides
- Température constante	20°C
- Trajectoire	Trajectoire type « presse hydraulique » : - Course : 20,1mm - Vitesse constante : 100mm/s
<u>Lopin</u>	
- Géométrie	Résultat de simulation de l'étape #70
- Champ de propriétés	Résultat de simulation de l'étape #70
- Rhéologie	- Loi de Hensel-Spittel 'C4C.tmf' : $\sigma_0 = A_1 e^{m_1 T} \bar{\epsilon}^{m_2} \dot{\bar{\epsilon}}^{m_3} e^{\frac{m_4}{\bar{\epsilon}}}$ $A_1 = 678,8955478;$ $m_1 = -0,00138;$ $m_2 = 0,12274;$ $m_3 = 0,02031;$ $m_4 = -0,01149$
- Echanges thermiques	- Milieu ambiant assimilé à de l'air : $\alpha_{ext} = 10 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1}$ - Avec les outils 'acier-froid-moyen.tef' : $\alpha_t = 1e4 \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-1};$ $b_{effus} = 1,176362e4 \text{ JK}^{-1} \text{ m}^{-2} \text{ s}^{-1/2}$
- Frottement avec tous les outils	- Frottement type 'phosphate.tff' (Coulomb limité Tresca) : $\bar{m} = 0,07$ $\mu = 0,035$

Dans le milieu de la section d'une griffe de roue polaire, la déformation équivalente en fin de forgeage à froid est donnée sur la Figure 57. Les autres étapes de parachèvement (section 2.1.3.3) ne sont pas simulées. Le diamètre extérieur est encore réduit par les étapes d'ébavurage, de grenailage et d'usinage, qui modifient en peau la déformation équivalente. Le diamètre nominal après usinage et la zone affectée par l'ébavurage sont repérés sur la Figure 57. Lors de son passage depuis le centre du noyau de la roue polaire vers le stator, le flux magnétique traverse des zones entre 0 et 0,25 de déformation équivalente dans le cœur de la griffe.

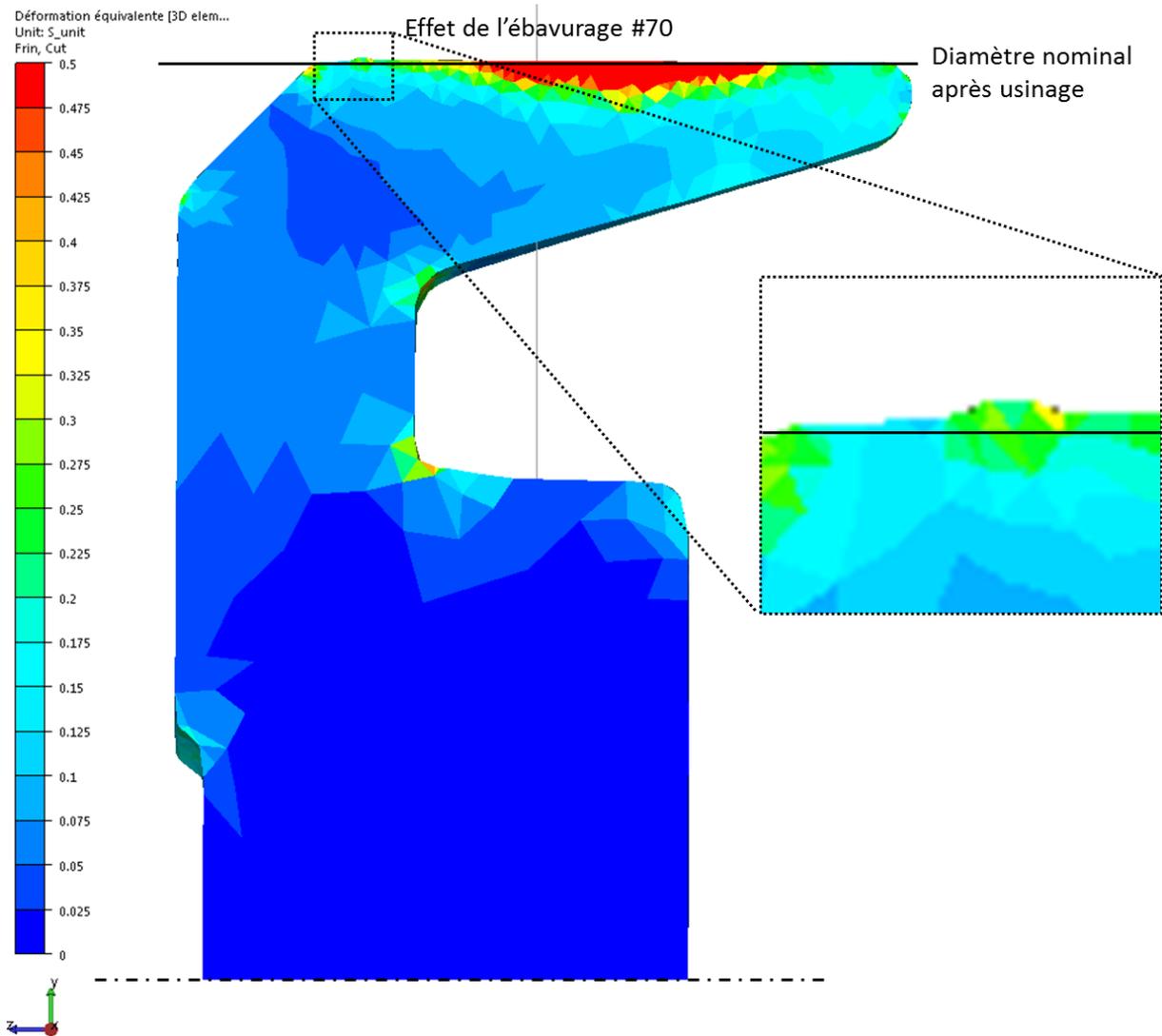


Figure 57 : Déformation équivalente au milieu d'une griffe

Outre la section passant par le centre d'une griffe de roue polaire, d'autres zones sont affectées par les opérations de déformation plastique à froid notamment celles présentées sur les résultats de simulation sur la Figure 58. C'est le cas de la surface des griffes qui a une déformation équivalente entre 0,5 et 2,5. Le forgeage des logements à aimant induit une déformation plastique bien plus importante, de l'ordre de 1,5 à 4, sur une épaisseur limitée, ce qui affecte peu l'extérieur de la griffe.

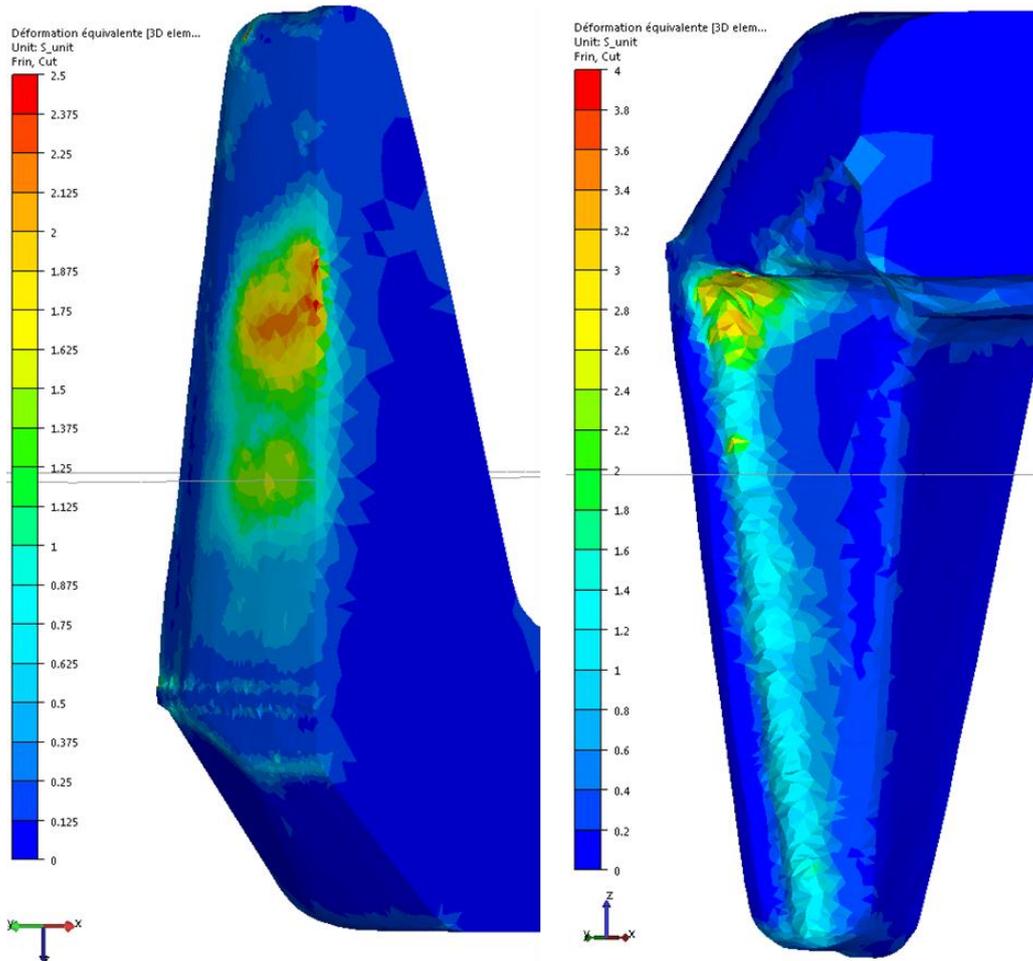


Figure 58 : Zones affectées par les opérations à froid

A l'aide de cette simulation numérique, les intervalles de variation de la déformation équivalente dans la roue polaire ont été estimés selon les valeurs données dans le Tableau 6.

Tableau 6 : Synthèse des intervalles de déformation équivalente sur le produit selon la simulation numérique

Zone	$\overline{\epsilon_{\min}}$	$\overline{\epsilon_{\max}}$
Intérieur de la griffe	0	0,25
Zone calibrée	0,5	2,5
Logements à aimants	0,5	3

Pour avoir une information plus précise, les conditions opératoires sont nécessaires. La méthodologie pour obtenir les niveaux réels de déformation dans le produit peut cependant s'appuyer sur la simulation numérique. En attendant, les gammes données de déformation équivalentes à froid sont larges et la simulation donne une bonne approximation du gradient de déformation dans la pièce.

2.2.6 Contraintes résiduelles

Comme évoqué à la section 2.1.3, certaines étapes du processus de fabrication peuvent induire des contraintes résiduelles sur la roue polaire. Les contraintes résiduelles sont des contraintes internes au solide considéré qui subsistent lorsque ce solide n'est soumis à aucune action mécanique extérieure. Par définition de l'équilibre mécanique, la somme des efforts d'un solide au repos est nulle, si bien que les contraintes résiduelles se compensent dans tout le volume du solide (Belhacene, 2015). La contrainte résiduelle a été évaluée par diffraction des rayons X (le principe de

mesure est présenté à l'annexe B) sur la surface de roues polaires issue de deux étapes du procédé de fabrication, celle après l'étape #70 et la roue polaire finale. La première roue polaire permet de quantifier l'effet du forgeage à froid sur la surface de la roue polaire tandis que la seconde permet de déterminer l'effet de l'usinage et du grenailage sur la surface de la roue polaire. Les mesures de contraintes ont été réalisées sur 3 points différents d'une pièce issue de forgeage à froid (#70) comme représenté sur le schéma de la Figure 59.

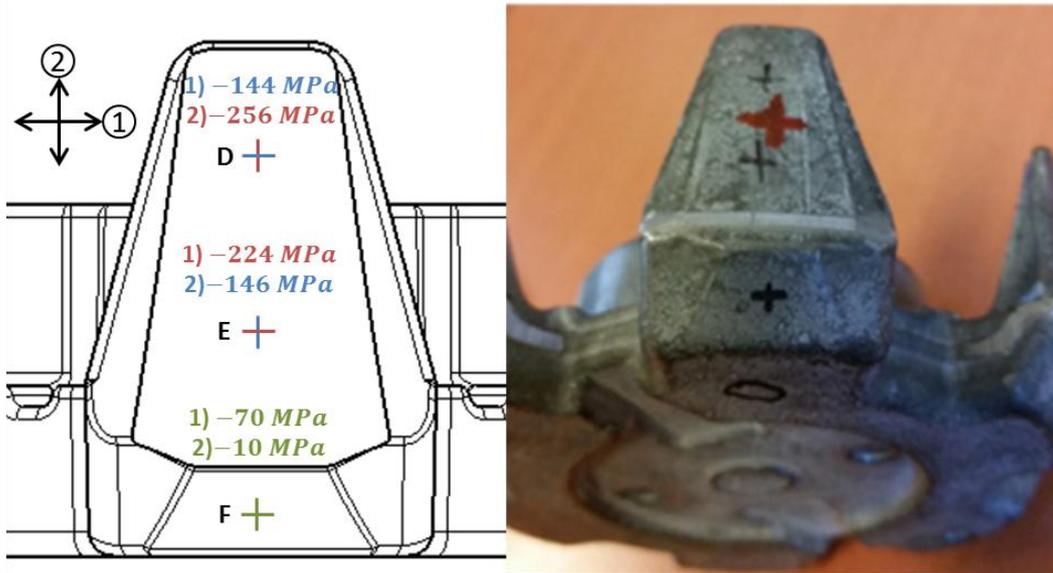


Figure 59 : Points de mesures de contraintes par DRX, pièce issue de #70

La valeur de contrainte résiduelle sur une surface issue de forgeage à froid est, comme pour une surface grenillée, négative, ce qui traduit de la compression en surface. Sa valeur dépend de la position sur la pièce. Dans la pièce mesurée, le point F possède une valeur de contrainte résiduelle moindre au regard des autres points observés. Cela s'explique par le fait qu'au point F, la surface ne sert que d'appui pour l'opération de forgeage à froid alors qu'à l'endroit des points D et E, la matière est déplacée.

Sur la pièce finale (issue de #90), une cartographie de la surface du diamètre extérieur de la griffe a été réalisée dans les 2 directions (orthoradiale et axiale). Les résultats de la caractérisation sont présentés sur la Figure 60.

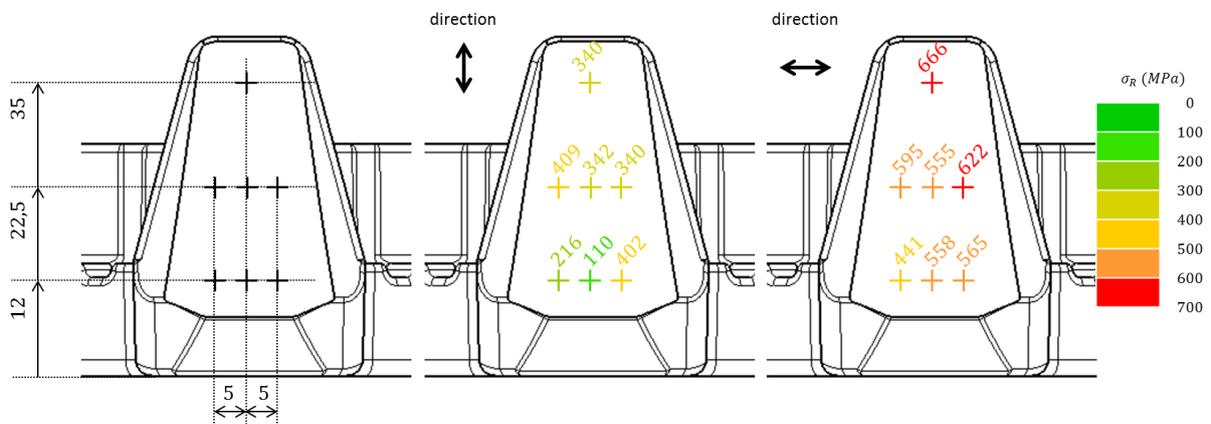


Figure 60 : Cartographie des contraintes résiduelles évaluées par DRX sur la pièce issue de #90

Dans un premier temps, il est possible de constater que la valeur de la contrainte en surface sur le diamètre usiné est toujours positive. Ainsi les opérations d'usinage, pour la roue polaire caractérisée, laissent des contraintes résiduelles de traction en surface du diamètre extérieur des griffes. Compte-tenu de la nuance, les valeurs obtenues sont à la limite de la résistance à la rupture du matériau, ce qui laisse supposer que l'épaisseur dans laquelle la contrainte est en traction est très fine (la valeur de la contrainte mesurée est une moyenne sur une épaisseur d'environ $60 \mu m$). Ensuite, dans la direction orthoradiale (à droite sur la Figure 60), la contrainte est plus importante. Cela est dû au fait que les efforts de coupe sont principalement alignés avec cette direction lors de l'usinage. De plus, dans cette même direction, la valeur de la contrainte est plutôt homogène, sauf en un point où elle chute à $441 MPa$. Dans la direction axiale (au centre sur la Figure 60), la valeur de la contrainte est alors plus faible. De plus, elle semble plutôt homogène sauf en base de la griffe, qui correspond également à l'endroit où les bavures de forgeage à chaud et à froid sortent de la pièce.

En conclusion la valeur de la contrainte résiduelle sur la surface usinée du diamètre extérieur varie entre $+110$ et $+670 MPa$. Sur la surface grenillée du chanfrein magnétique une valeur de contrainte résiduelle a été caractérisée. Il s'agit d'une contrainte de compression de $-300 MPa$ environ, sans direction privilégiée. Cette méthode de caractérisation a cependant le désavantage de ne pas donner de valeur de contrainte dans la masse, ni d'indication sur le profil de contrainte en épaisseur, même si la valeur de contrainte élevée suggère une fine épaisseur affectée par la contrainte résiduelle.

2.2.7 Synthèse des propriétés matériau de la roue polaire

Au cours de cette section, diverses propriétés matériaux, qui selon la littérature pourraient avoir un lien avec les propriétés électromagnétiques, ont été évalués sur la roue polaire. Une synthèse est proposée dans le Tableau 7.

Tableau 7 : Synthèse des propriétés matériau de la roue polaire

Propriété matériau	Niveaux	Remarques
Composition	%C = 0,05% %Si = 0,19%	La composition n'est pas considérée comme une variable du processus
Taille de grains	$d_m \in [6,7 \mu m; 54 \mu m]$	Peu de variation dans le noyau ($\approx 54 \mu m$), gradient dans la griffe
Fibrage	Griffe : aléatoire et fin Noyau : en « tonneau » et grossier	Evalué dans une section orthoradiale
Déformation plastique	Intérieur de la griffe : $\bar{\epsilon} \in [0; 0,25]$ Zone calibrée : $\bar{\epsilon} \in [0,5; 2,5]$ Logement à aimants : $\bar{\epsilon} \in [0,5; 3]$	Evalué en simulation numérique (FORGE®)
Contrainte résiduelle surfacique	Diamètre extérieur : $\sigma_r \in [+110 MPa; +670 MPa]$ Surface grenillée : $\sigma_r = -300 MPa$	Evaluée en DRX, épaisseur analysée : environ $60 \mu m$.

2.3 Méthodologie

2.3.1 Problématique

L'objectif final est de lier les paramètres d'entrée (les conditions opératoires) du processus de fabrication de la roue polaire aux performances électriques de la machine à griffes. Une approche directe, processus / produit serait de considérer une partie du cycle de vie de la roue polaire, depuis sa fabrication jusqu'à son fonctionnement dans la machine à griffes comme représenté sur la Figure 61.

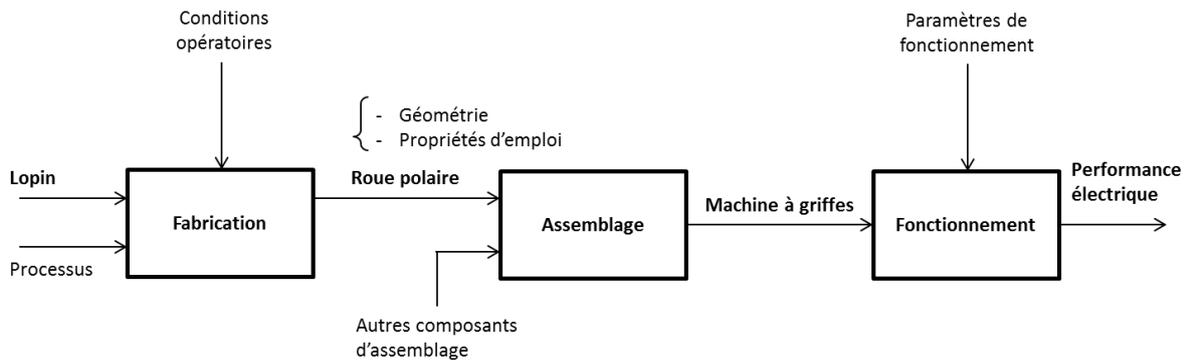


Figure 61 : Cycle de vie réel de la roue polaire

Cette approche processus / produit resterait cependant difficile. En effet, puisqu'il s'agit d'un assemblage, la roue polaire n'est pas le seul composant qui varie d'une machine à l'autre, et il faut pouvoir décorrélérer la variation de performance de la machine à griffes de toutes les variations de positionnement, de géométrie, et de propriétés des autres composants pour pouvoir conclure sur la roue polaire. Les aspects liés au stator, de positionnement et liés à la géométrie de la roue polaire sont d'ailleurs étudiés dans d'autres travaux (El Youssef, 2017), (Liu, 2015).

Une autre approche pourrait être de remplacer l'assemblage dans la machine à griffes par un banc de mesure dédié, supprimant l'effet des autres composants. Ainsi, il serait possible expérimentalement de faire varier les conditions opératoires des étapes du processus et d'évaluer, sur le banc de mesure, la « performance magnétique » de la roue polaire dans des conditions de fonctionnement similaires à celles de la machine à griffes. Plusieurs solutions existeraient pour ce banc de mesure :

- Une maquette qui devrait reproduire les conditions de fonctionnement de la roue polaire dans la machine à griffes
- Un banc de caractérisation des propriétés électromagnétique sur la roue polaire, comme celui développé dans les travaux de thèse de Laure Arbenz (Arbenz, 2016)

Rester sur la pièce « roue polaire » possède cependant des inconvénients. Tout d'abord, cela nécessite de maîtriser toutes les conditions opératoires. Si certaines d'entre elles sont contrôlables comme la température de consigne de chauffage du four ou la fréquence de broche en usinage, d'autres sont moins évidentes à contrôler telles que les usures d'outil ou les échanges thermiques pendant le transfert ou la mise en forme. Ensuite, d'un point de vue pratique, cela perturbe la ligne de production qui fabrique des roues polaires en grande série, sachant que le processus de fabrication de la roue polaire n'est pas propriété du partenaire industriel. L'accès au site de production, aux détails de conception de la gamme de fabrication, notamment les outillages ou les

trajectoires d’usinage ainsi qu’aux conditions opératoires du processus industriel, est limité. Mettre en place un plan d’expériences expérimental sur ligne de production requiert par ailleurs un partenariat qui n’est pas envisagé au cours de ces travaux. Cette démarche resterait cependant phénoménologique et ne permettrait pas d’identifier les phénomènes physiques à l’origine des variations de performances.

Pour ces raisons une approche centrée sur le produit et sur ses propriétés, et non les paramètres d’entrée du processus de fabrication, a été envisagée. Dans la pratique, il s’agit de déterminer l’interaction des propriétés électromagnétiques avec les autres types de propriétés matériau, qui sont des paramètres de sortie du processus, dans une optique de modélisation du cycle de vie de la roue polaire comme illustré sur la Figure 62.

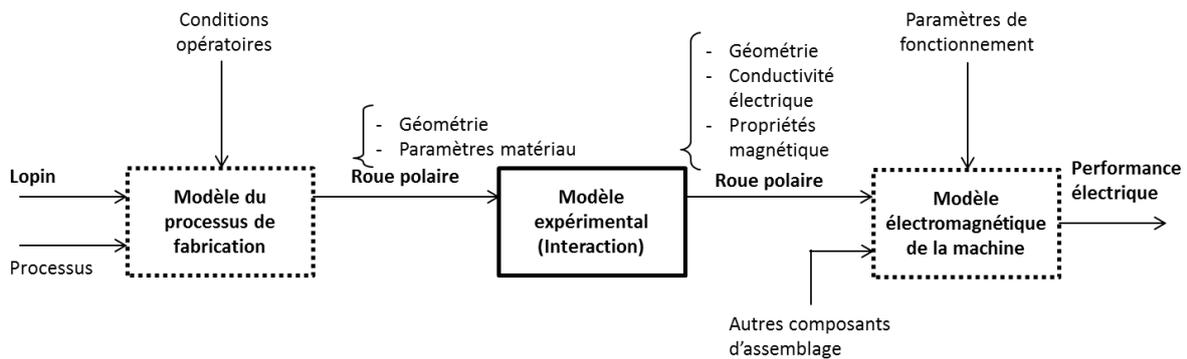


Figure 62 : Modèle du cycle de vie de la roue polaire

Pour établir le modèle expérimental, une démarche empirique est adoptée. Il faut caractériser les entrées et les sorties du modèle, et décrire les évolutions des paramètres de sortie (les propriétés électriques et magnétiques) en fonction des paramètres d’entrée (les autres propriétés matériau).

Compte tenu de l’hétérogénéité des propriétés matériau dans la roue polaire décrites dans la section 2.2 et de la difficulté à caractériser les propriétés électromagnétiques de la roue polaire (Arbenz, 2016), l’établissement du modèle s’effectue sur des échantillons :

- de géométrie triviale en vue de leurs caractérisations diverses
- homogènes en propriétés pour l’établissement du modèle expérimental
- représentatifs de la roue polaire, à savoir massifs et avec des propriétés matériau (et donc électriques et magnétiques) similaires.

2.3.2 Description de la méthodologie

Pour ce faire la méthodologie suivante est adoptée :

1. Développement d’un banc de caractérisation spécifique pour les propriétés magnétiques

Les moyens de caractérisation magnétiques normalisés (présentés à la section 1.2.3) ne sont pas adaptés. D’une part, le cadre Epstein et le Single Sheet Tester sont adaptés à la caractérisation de tôles : prélever des lamelles dans la masse induit des effets de bord (méthode de prélèvement, caractérisation magnétique) qui n’existent pas sur du massif et rend les échantillons sensibles à toutes manipulations qui pourraient induire des contraintes dans le matériau. D’autre part, bien que la caractérisation sur des tores prélevés dans la roue polaire permette de lever ces deux verrous techniques, ce moyen de prélèvement n’est également pas envisageable sous l’hypothèse d’une

éventuelle anisotropie des propriétés magnétiques. Pour ces différentes raisons un moyen de caractérisation spécifique pour les propriétés magnétiques a été développé et fait l'objet du chapitre 3.

2. Analyse du processus industriel

L'analyse du processus industriel effectuée dans ce chapitre croise des données de la littérature, le processus de fabrication de la roue polaire « type » ainsi que des caractérisations de pièces issues de différentes étapes du processus. A la suite de cela, il faut déterminer quels sont les paramètres matériau pertinents pour l'établissement du modèle expérimental. Ensuite, il faut déterminer dans quels intervalles ces paramètres matériaux évoluent afin de limiter la construction des lois de comportement sur ces intervalles. La synthèse de l'analyse du processus industriel est réalisée à la section 2.3.1.

3. Etablissement du modèle expérimental

Une fois les paramètres matériau identifiés et évalués sur le produit, il est possible d'adopter une démarche pour établir le modèle expérimental. Ainsi, cette démarche s'appuie sur les étapes suivantes :

- a) Développement d'un protocole de génération d'échantillon adapté au paramètre matériau investigué et de caractérisation dudit paramètre
- b) Génération et caractérisation desdits échantillons en suivant ce protocole
- c) Campagne de caractérisation des propriétés électriques et magnétiques
- d) Validation du modèle à l'aide d'un démonstrateur

L'établissement du modèle expérimental découle de l'étape c). Il est cependant basé sur des échantillons homogènes en propriétés alors que le produit « roue polaire » est hétérogène. L'étape d) consiste alors en une validation sur un démonstrateur qui doit refléter cette hétérogénéité de propriétés, en confrontant simulation et expérimentation.

Afin de justifier certains choix, les protocoles de générations d'échantillons et de caractérisations sont brièvement abordés à la section 2.3.3. Le détail des générations et des caractérisations sur les échantillons homogènes sont données dans le chapitre 4. Les aspects mesures sur échantillons hétérogène et validation sur démonstrateur sont détaillés dans le chapitre 5.

Le détail de l'établissement du modèle expérimental est détaillé au chapitre 4.

2.3.3 Sélection des paramètres matériau

La liste des paramètres matériau modifiés par le processus de fabrication ainsi que leurs intervalles de variation ont été déterminés. Puisque l'étude s'effectue pour une nuance d'acier donnée, la composition de l'acier ne sera pas un paramètre à prendre en compte lors de l'étude, même si son influence est importante sur la conductivité électrique et les propriétés magnétiques et notamment la polarisation à saturation et les pertes fer. Le Tableau 8 permet de classer les paramètres matériau en fonction de leur pertinence par rapport à :

- leur effet sur les propriétés magnétiques résultant de l'étude bibliographique présentée à la section 1.3,
- la problématique des travaux de thèse en lien avec le processus industriel présentée au cours de ce chapitre
- la faisabilité des différentes caractérisations et générations d'échantillons, homogènes pour la construction des lois de comportement ou hétérogènes pour l'aspect validation et démonstrateur.

Tableau 8 : Tableau récapitulatif des paramètres matériau et évaluation de leur pertinence

Critère :	Bibliographie : Etudes existantes	Problématique : Produit <> processus de de fabrication	Obtention de l'intervalle sur le produit	Génération d'échantillons homogènes	Génération d'un démonstrateur
Paramètre matériau :					
Contrainte résiduelle	++	+	-	--	-
Déformation plastique	+	++	-	++	++
Taille de grains	++	++	++	++	++
Facteur de forme des grains	+	++	+	++	+
Taux de ferrite	+	-	+	--	--
Intensité du fibrage	-	-	--	++	-
Facteur de forme des fibres	-	++	-	++	++
Texture cristalline	+	-	+	--	--
--	Peu	Hors sujet	Complicqué	Complicqué	Complicqué
++	Beaucoup	Pertinent	Facile	Facile	Facile

D'après la littérature les sollicitations mécaniques ont un effet important sur les propriétés magnétiques.

La contrainte est directement liée au comportement magnétique par l'énergie magnéto-élastique. En lien avec le processus de fabrication, seule la contrainte résiduelle est à considérer. Comme vu à la section 0, par définition de la contrainte résiduelle, il n'est physiquement pas compatible de produire des échantillons homogènes en contraintes résiduelles (sur tout le volume). Une solution est de générer des échantillons avec des profils de contrainte différents, par exemple par usinage et avec des conditions opératoires différentes. Ensuite les contraintes résiduelles doivent être mesurées suivant un protocole établi : où mesurer ? comment établir le profil de contraintes ? quelle épaisseur est affectée par les contraintes ? Une autre approche est de caractériser les propriétés magnétiques sous contrainte. Il faut alors développer un banc de mesure adapté à ce type de caractérisation,

sachant qu’au-delà du domaine élastique, d’autres phénomènes entrent en jeu notamment l’état d’écrouissage. Dans le cadre de ces travaux ces choix n’ont pas été effectués, même si une sensibilité qualitative des propriétés magnétiques aux contraintes résiduelles de surface est montrée.

Les sollicitations mécaniques seront donc ici représentées par l’état de déformation à froid de la matière. Pour obtenir des échantillons homogènes en déformation, il faut partir d’un état de déformation nulle et découpler l’effet des contraintes résiduelles. L’application d’un chargement en traction uniaxiale est un essai qui permet facilement de réaliser des échantillons homogènes en déformation mais est limité par l’allongement à la rupture du matériau. Si l’effet est découplé des contraintes résiduelles, la modification des propriétés magnétiques peut être imputée à l’état d’écrouissage, et d’un point de vue microscopique à la modification de la structure de dislocation.

Afin de modifier la microstructure de l’acier et notamment la taille de grains, des traitements thermique ou thermomécanique sont envisagés. Le but est de déclencher le phénomène de recristallisation, qu’il soit dynamique ou statique, et d’observer un impact de la variation de la taille de grains sur les propriétés électromagnétiques, à l’instar de la bibliographie mais pour des échantillons massifs.

Le fibrage peut se décliner sous deux paramètres :

- Son intensité qui est, comme le taux de ferrite plutôt dépendante de la composition chimique du matériau
- Sa forme qui est plutôt dépendant de la mise en forme.

La solution retenue est donc, en se concentrant sur le dernier point, de générer des échantillons avec des fibres alignées, qui possèdent alors une unique direction donnée, par rapport à la géométrie de l’échantillon. Les différents lots d’échantillons qui ont été réalisés ont alors une orientation de fibres volontairement différente par rapport à la géométrie de l’échantillon d’un lot à l’autre. En conclusion, les paramètres matériau suivants, en lien avec le processus de fabrication, ont été retenus: la taille de grains, la déformation plastique (à froid) et l’orientation des fibres dans les échantillons.

2.3.4 Définitions

2.3.4.1 Terminologie

Dans la suite de ce mémoire, la terminologie adoptée est conforme à celle présentée dans le Tableau 9.

Tableau 9 : Désignation des échantillons sous les différentes formes

Termes	Signification
Barre laminée	Matière première des échantillons
Barreau	Parallélépipède rectangle de dimension nominale de $8x8x120mm$ sur lesquels est appliquée la déformation (section 4.3)
Chutes	Restes du lopin intermédiaire sur lesquels seront effectuées la caractérisation de la microstructure (section 4.2.1)
Echantillon	Pièce générique adaptée pour un dispositif de caractérisation donné.
Frite	Echantillon parallélépipédique de dimension nominale $8x8x25mm$ sur lesquels sont caractérisées les propriétés électriques et magnétiques.
Lopin intermédiaire	Lopin issu de la barre laminée sur lequel sont éventuellement effectués des traitements thermomécaniques et dans lequel peuvent être prélevés barreaux ou frites

2.3.4.2 Lots matière

Pour générer des échantillons, deux lots matières différents sont disponibles sous forme de barres laminées à chaud. Les compositions chimiques des aciers utilisés pour ces travaux de thèse, évaluées par spectroscopie à étincelage, sont présentées dans le Tableau 10.

Tableau 10 : Composition des différents lots matières norme, roue polaire et lots matière pour les échantillons

Eléments d'alliage	%C	%Si	%S	%P	%Mn	%Ni	%Cr	%Cu	%Al	%Fe
SAE 1006	< 0,06%	< 0,35%	< 0,04%	< 0,04%	0,25-0,60%	< 0,15%	< 0,15%	< 0,3 %	< 0,06%	reste
Roue polaire	0,05%	0,19%	0,00%	48,68 ppm	0,35%	0,02%	0,03%	0,03%	0,01%	99,25%
Lot matière 1	0,04%	0,04%	6,423 ppm	6,477 ppm	0,34%	0,03%	0,04%	0,02%	0,03%	99,39%
Lot matière 2	0,06%	0,21%	69,104 ppm	78,337 ppm	0,34%	0,02%	0,01%	0,02%	0,01%	99,25%

A la vue de ces résultats, les deux lots matières correspondent à la nuance SAE 1006 définie la norme. Le lot de matière 1 (diamètre de barre 60mm) est disponible en grande quantité mais possède une teneur en Silicium significativement plus faible que dans le lot de matière 2. Ainsi la composition du lot matière 2 (diamètre de barre 56mm) est plus proche de celle de la roue polaire. Le Silicium ajouté a pour but de réduire la conductivité électrique du matériau afin de réduire les pertes par courant induit, mais intensifie le fibrage, ce qui est détaillé dans la section 4.4.1.

Chapitre 3

3 Outils de caractérisation des propriétés électromagnétiques

Les chapitres 1 et 2 ont mis en évidence la complexité d'identifier expérimentalement l'impact du processus de fabrication de la roue polaire sur les performances de l'alternateur. Cela nécessite en effet un processus maîtrisé, c'est-à-dire reproductible sur ses paramètres de sortie et a fortiori sur ses paramètres d'entrée.

Une méthodologie se basant sur la génération d'échantillons représentatifs de la roue polaire, des frites, a été développée. Les moyens de caractérisation actuels ne permettent pas la caractérisation de tels échantillons. Ce chapitre est dédié à la présentation et à l'analyse des bancs de caractérisation des propriétés magnétiques et électriques

Contenu du chapitre

3	Outils de caractérisation des propriétés électromagnétiques	79
3.1	Banc spécifique de caractérisation magnétique	80
3.1.1	Définition du besoin	80
3.1.2	Présentation du dispositif.....	81
3.1.3	Modèle numérique.....	83
3.1.4	Formalisation du protocole et des paramètres influant sur la mesure	86
3.1.5	Evaluation de la polarisation magnétique.....	89
3.1.6	Estimation du champ magnétique	91
3.1.7	Traitement mathématique	98
3.1.8	Analyse de sensibilité	104
3.1.9	Analyse de l'exactitude de la mesure.....	106
3.2	Caractérisation de la conductivité électrique	112

3.1 Banc spécifique de caractérisation magnétique

3.1.1 Définition du besoin

Comme évoqué dans les chapitres précédents, la caractérisation de l'acier magnétique massif de la roue polaire requiert un dispositif spécifique. Quoiqu'il en soit, il sera nécessaire de prélever des échantillons pour la caractérisation sachant que le moyen de prélèvement peut avoir un impact sur la surface des échantillons, à une profondeur donnée. Par exemple, dans le cas de découpe de lamelles dans la masse, cet impact se retrouve sur toute la surface enveloppant la lamelle. Un moyen de réduire cet impact est d'augmenter la section de l'échantillon.

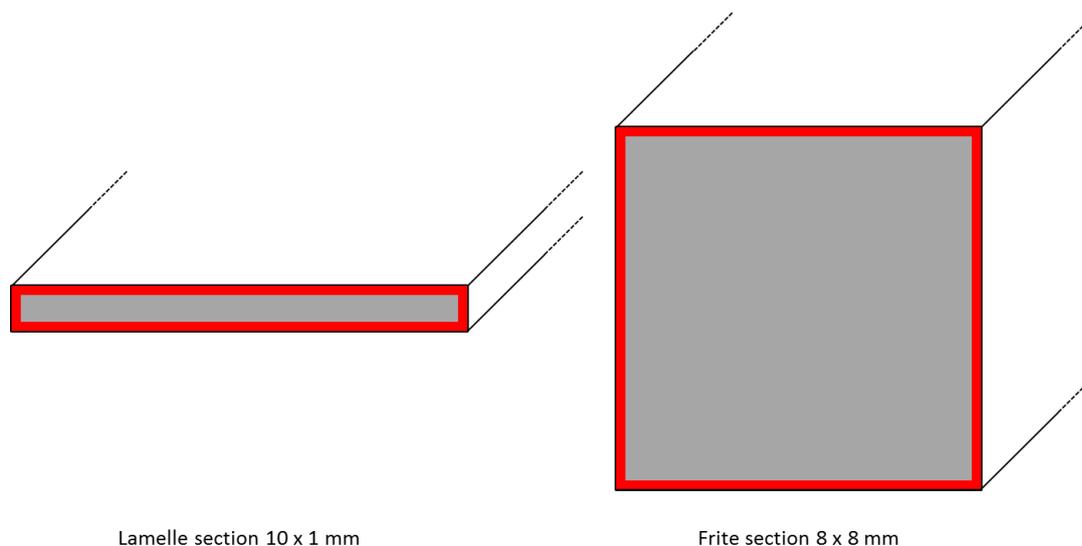


Figure 63 : Comparaison des surfaces non impactées à partir de la section type

La Figure 63 montre visuellement la différence d'impact entre une section type tôle épaisse (lamelle) de 1 mm d'épais pour 10 mm de large et une section massive carrée (frite) carrée de dimensions 8 x 8 mm. Les zones en rouge représentent, dans une section droite, l'impact de la découpe sur la surface enveloppe de l'échantillon prélevé. La zone grise représente la section non impactée par la découpe. Si l'épaisseur impactée est supposée homogène sur une profondeur de 0,2 mm, le ratio non impacté est de 57,6% pour la tôle et 90,25% pour la frite. Sous ces hypothèses la proportion potentiellement impactée est donc fortement réduite.

Par ailleurs, dans le cas du cadre Epstein et du Single Sheet Tester, un effort est appliqué sur les échantillons caractérisés afin de réduire les entrefers parasites respectivement aux quatre coins entre les différentes lamelles composant le cadre et par le poids propre des culasses ferromagnétiques du SST et l'échantillon. Cet effort se traduit en contrainte au sein du matériau et sera donc réduit plus la section de contact sera grande. Pour les lamelles cette section est sur la plus grande surface libre. En cas de défaut de planéité de la lamelle, une flexion peut-être induite pendant la caractérisation et ainsi modifier les propriétés magnétiques caractérisées.

Ainsi le dispositif de caractérisation magnétique doit remplir les fonctions suivantes :

- Permettre de caractériser des échantillons représentatifs de la roue polaire le plus exactement possible
- Permettre la mise en place de l'échantillon dans le dispositif sans modifier ses propriétés magnétiques
- Permettre l'intégration des propriétés magnétiques caractérisées dans les codes éléments finis

Pour l'intégration dans les codes éléments finis, la courbe normale ou de première aimantation doit ainsi pouvoir être obtenue.

3.1.2 Présentation du dispositif

Afin de réaliser la fonction principale qui est de caractériser les propriétés magnétiques, le principe de mesure doit être explicité. Celui retenu dans le cadre de la thèse est la mesure fluxmétrique, à l'instar des moyens de caractérisation magnétique macroscopiques standard présentés au chapitre 1. L'objectif de la caractérisation est de tracer des courbes d'hystérésis de polarisation magnétique J en fonction du champ magnétique H .

Dans la pratique, le dispositif de caractérisation magnétique met à profit un électro-aimant alimenté par une source de courant sinusoïdal alternatif. Dans la suite des travaux, le dispositif de **Caractérisation Magnétique à l'ElectroAimant** est désigné par Banc CaMEA. L'échantillon est placé de telle sorte à refermer le circuit magnétique et canaliser le flux magnétique entre les deux pôles de l'électro-aimant, comme représenté sur la Figure 64.

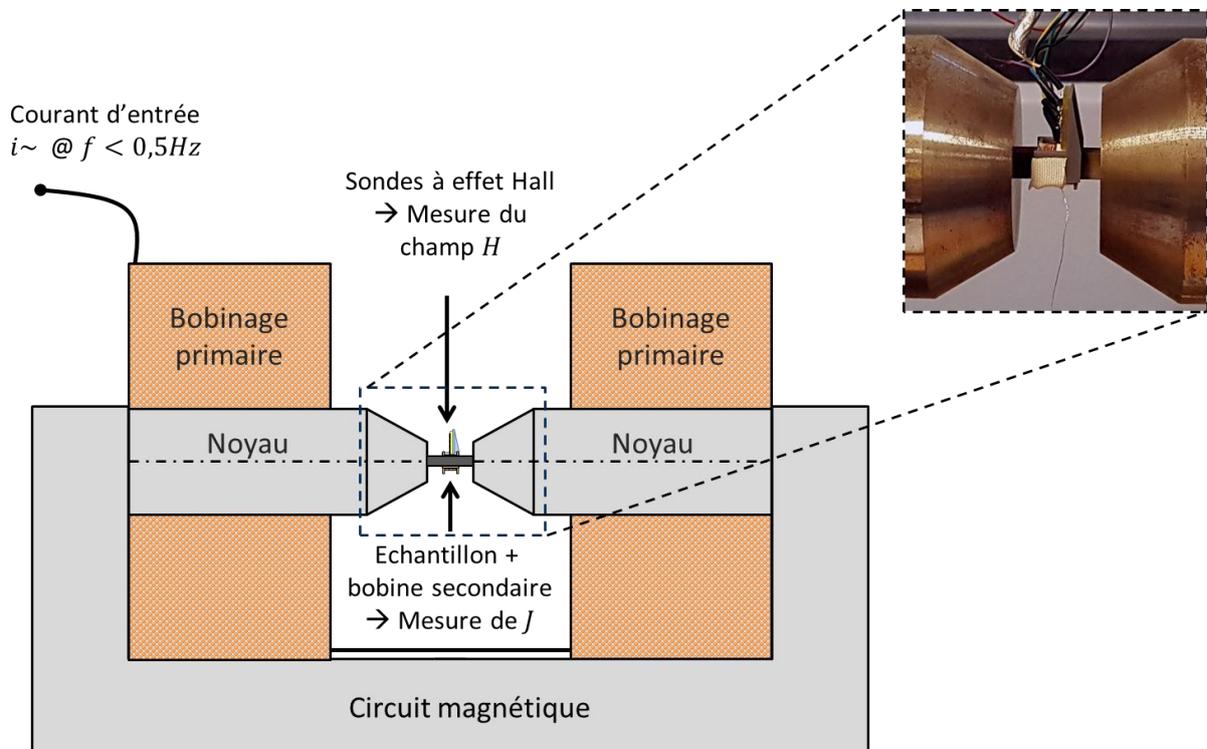


Figure 64 : Mesure fluxmétrique à l'aide d'un électro-aimant

La mesure fluxmétrique repose sur la génération d'un champ magnétique H dans un échantillon ferromagnétique qui est alors traversé par un flux magnétique Φ qui est mesuré. Etablir les

propriétés d'un matériau magnétique revient alors à décrire l'évolution de la densité du flux magnétique, ou induction magnétique B , en fonction du champ magnétique H appliqué à l'échantillon. Le processus de caractérisation est représenté sur le schéma de la Figure 65.

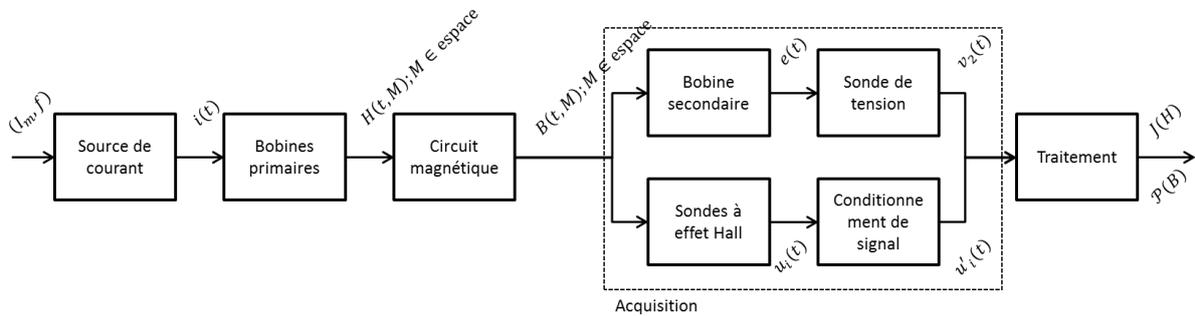


Figure 65 : Schéma de principe de la caractérisation magnétique

En pratique il convient d'isoler la contribution du matériau, la polarisation magnétique J , de l'induction magnétique B . La source de courant est constituée de la partie génération de consigne à l'aide de la carte National Instrument NI-USB 6353 qui fournit une tension de ± 10 V. Elle pilote un amplificateur Toellner TOE 7621-60 qui fournit la puissance, assure un courant i alternatif (jusqu'à $\pm 5,3$ A), sinusoïdal et à une fréquence f choisie ici par défaut à $0,5$ Hz dans les bobines primaires de l'électroaimant, ce qui génère un champ magnétique H canalisé par le circuit magnétique. Le courant alternatif i est mesuré à l'aide d'une sonde de courant. Cette mesure permet de remesurer la fréquence f du signal sur le signal le plus propre du système. Cela évite également de supposer que la fréquence est générée de manière exacte. Certains dispositifs de caractérisation magnétique asservissent la forme d'onde du courant afin d'obtenir une induction sinusoïdale. La courbe mesurée est alors mieux résolue dans les domaines de saturation, prévenant ainsi une éventuelle perturbation de la mesure due à une forme d'onde particulière sur l'induction. Pour obtenir en sortie ce signal sinusoïdal, un système d'asservissement et une commande relativement sophistiqués sont requis. Cependant dans la pratique, si la fréquence est suffisamment faible, le comportement est supposé quasi-statique si bien que le cycle obtenu, au moins ses extrema, est indépendant de la forme de l'onde d'excitation et donc il est possible de se passer de tels systèmes. Le banc CaMEA est présenté avec tous les appareils électriques environnants sur la Figure 66. On y distingue, en haut à droite, l'échantillon avec les deux éléments de mesure : les 4 sondes à effet Hall placées à la verticale pour l'estimation du champ H et la bobine secondaire qui englobe l'échantillon pour le calcul de la polarisation J .

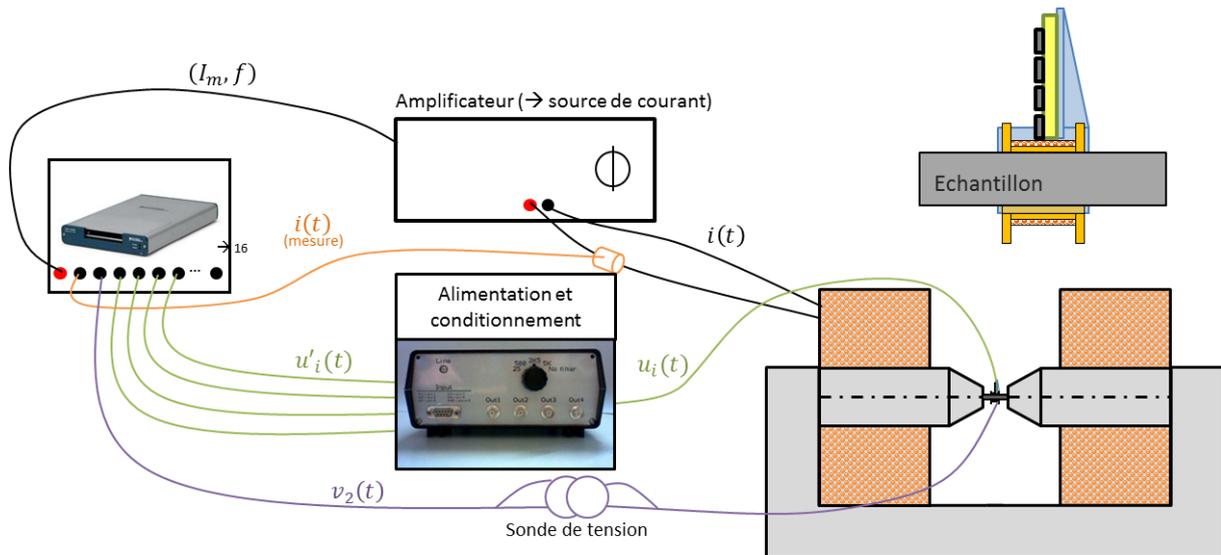
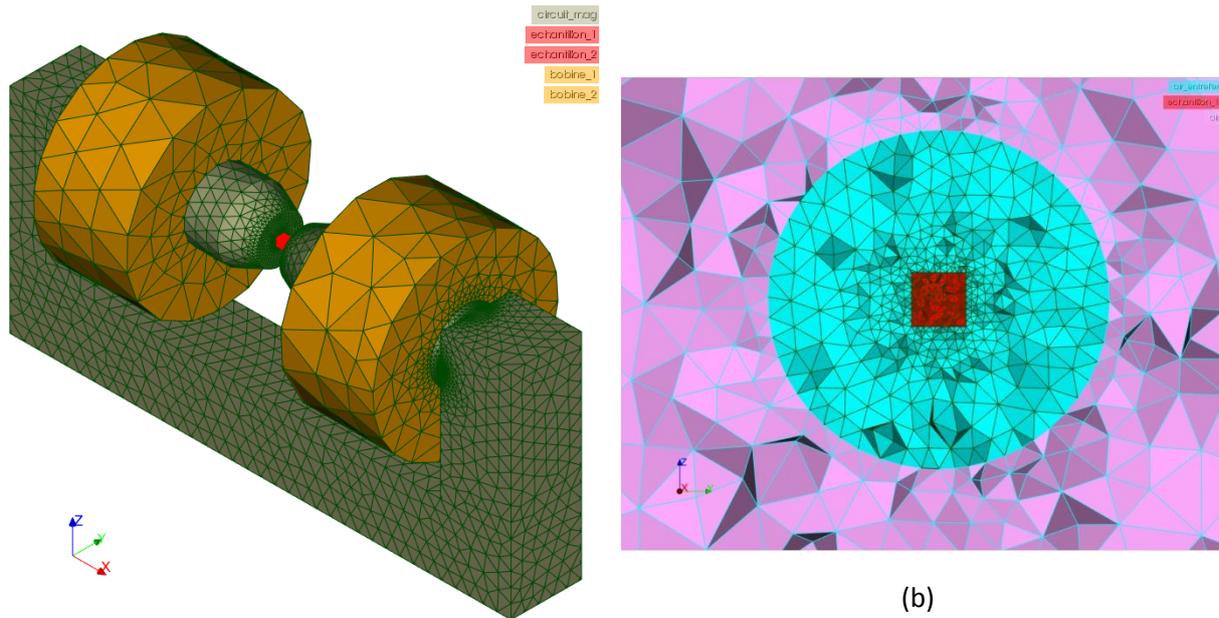


Figure 66 : Vue d'ensemble du banc CaMEA Génération de signal et acquisition

L'intégration des propriétés magnétiques caractérisées dans un code élément finis, n'est pas possible classiquement avec des cycles d'hystérésis majeurs. Ainsi, pour permettre l'implémentation dans un outil de modélisation de machines électriques, une courbe anhystérétique doit être renseignée. Le choix a été fait de tracer la courbe normale, construite en reliant les maxima de cycles d'hystérésis magnétiques mineurs centrés (Section 1.2.1.6, Figure 15). Expérimentalement cela consiste à alimenter l'électroaimant à différents niveaux de courant et à relever les cycles d'hystérésis correspondant.

3.1.3 Modèle numérique

Le modèle numérique de la maquette a été réalisé dans le but de consolider la conception et de valider la mesure du flux et du champ magnétique. L'objectif est donc de reproduire la mesure virtuellement et d'étudier sa sensibilité à divers paramètres de manière numérique. Le code de calcul pour la résolution électromagnétique du problème est « code_Carmel » (L2EP and EDF, 2006) et la formulation utilisée est la formulation en potentiel électrique $A - \varphi$. La géométrie paramétrée et le maillage ont été réalisés avec la « plateforme Salome » et le mailleur NetGen (EDF et al., 2001). Un aperçu du maillage est visible sur la Figure 67, celui-ci montre les circuits magnétique et électrique (a) ainsi que la boîte d'air, autour de l'échantillon (en rouge), séparée en deux parties (b), permettant de mailler plus finement le volume d'air présent entre les pôles de l'électroaimant. L'origine du repère est donnée au centre de l'échantillon, l'axe x correspond au sens long de l'échantillon et l'axe z représente l'altitude.



(a)
Figure 67 : Aperçu du maillage du modèle numérique de moyen de caractérisation à l'électroaimant

Les propriétés magnétiques dans code_Carmel sont définies, selon le milieu considéré, soit à l'aide d'une perméabilité relative constante soit par des paramètres de la loi de Marrocco donnée à la section 1.2.1.7. Sauf précision, la mise en données suivante a été respectée. Tous les éléments représentés ont des dimensions qui sont égales à, ou approchées de celle du dispositif réel. Le nombre de spires du bobinage primaire n'est pas disponible dans la documentation de l'électroaimant et n'est pas accessible en pratique. Il a été estimé expérimentalement à l'aide de mesures dans l'air pour différentes valeurs du courant et une distance entre les pôles donnée, et est fixé à 952 dans le modèle numérique. Le milieu correspondant au noyau magnétique de l'électroaimant est défini comme linéaire, de perméabilité relative égale à 500, ce qui est faible pour un acier doux magnétique mais permet de considérer un cas défavorable. L'échantillon est représenté à l'aide des coefficients de la loi de Marrocco suivants du Tableau 11. Ils ont été identifiés à partir de mesures expérimentales sur un tore d'un acier type de la roue polaire. Tous les autres milieux sont considérés comme non magnétiques (air et bobines) et leur perméabilité relative est définie égale à celle du vide ($\mu_r = 1$).

Tableau 11 : Coefficient de Marrocco identifiés sur un tore d'un acier proche de la roue polaire

Coefficients de Marrocco retenus
$\varepsilon = 4,8159E-04$
$c = 5,3864E+01$
$\alpha = 5,7236E+00$
$\tau = 9,1063E+06$

L'échantillon et son entourage sont maillés plus finement car les champs calculés à cet endroit doivent être précis. L'échantillon fait 8 mm de côté, une taille de maille de 1 mm maximum est utilisée. Dans les éléments plus éloignés de l'échantillon, le maillage est plus grossier pour limiter les temps de calcul. L'influence des paramètres numériques tels que la taille des mailles, le pas de temps

ou la précision du solveur, sur les résultats ne sera pas discutée et supposée négligeable devant la sensibilité des paramètres du problème (expérimental ou numérique) tel que la position des sondes, la largeur de la bobine ou la présence d'un entrefer parasite.

Une fois le problème numérique résolu, le post traitement consiste à exploiter les valeurs des champs H et B dans les éléments finis donnés. Typiquement la distribution du champ H au-dessus de l'échantillon est analysée sur la ligne ($x = 0; y = 0$) comme présenté sur la Figure 68. A partir de cette distribution pourra être déduite la valeur du champ H estimée, par continuité de sa composante tangentielle, en surface de l'échantillon.

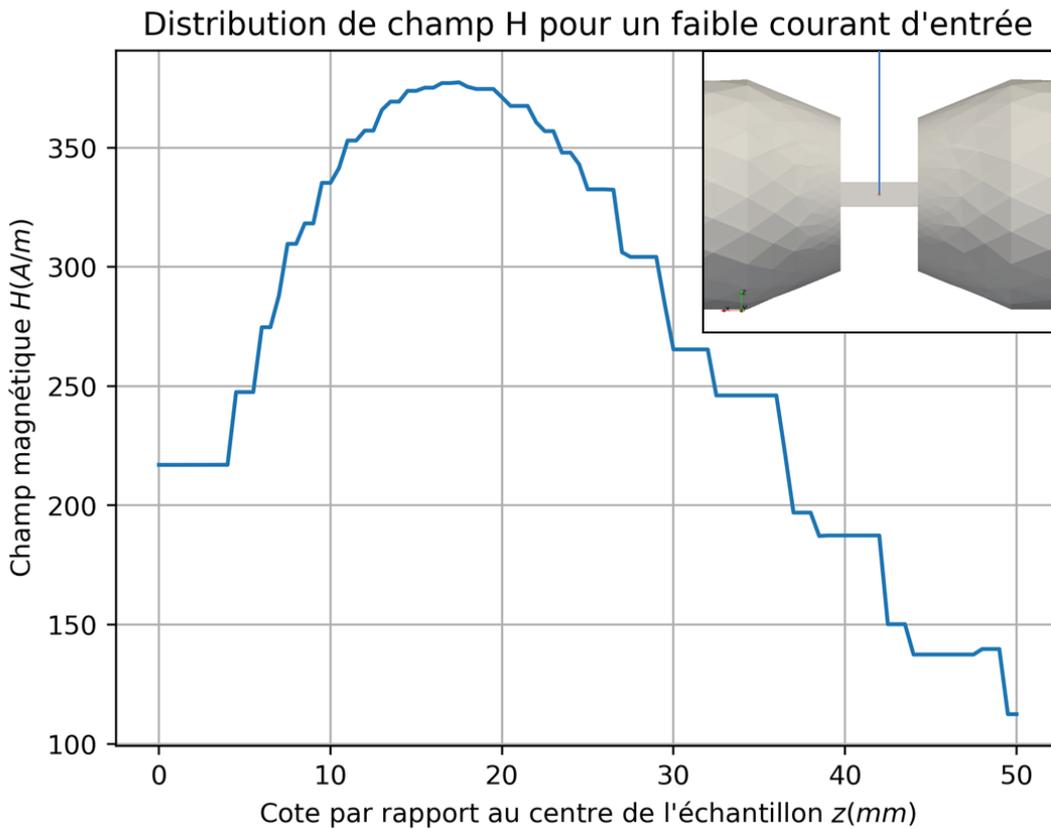


Figure 68 : Distribution du champ H pour au-dessus de l'échantillon

La mesure de la polarisation J est quant à elle plus directe. En première approche elle est estimée à partir de la valeur moyenne de l'induction B dans les éléments de l'échantillon correspondant au volume de la bobine. Ces éléments sont représentés en rouge sur la Figure 69 pour une bobine de 10 mm de long.

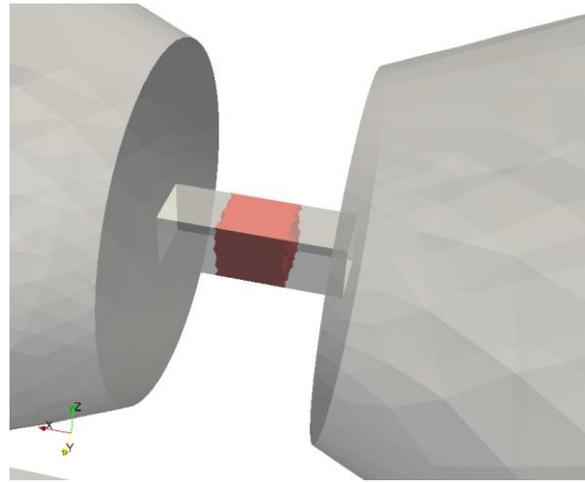


Figure 69 : Eléments de l'échantillon représentatifs de la bobine secondaire

La distribution du champ H et la valeur moyenne de l'induction B dans les éléments 3D représentatifs sont à comparer aux mesures expérimentales. Ce modèle numérique sera exploité pour investiguer la sensibilité de la mesure à certains paramètres expérimentaux, ce qui permet d'éviter la multiplication d'essais expérimentations dans des conditions spécifiques. Ainsi, une série d'expériences numériques permet un gain de temps non négligeable. Pour déterminer les paramètres qui influent sur la mesure, il est possible d'établir un diagramme causes à effets et d'étudier la variation de certaines « causes » et d'en observer l'effet sur la mesure.

3.1.4 Formalisation du protocole et des paramètres influant sur la mesure

Dans le cas général, un moyen de mesure est certifié pour donner une mesure juste et fidèle. L'exactitude de la mesure quantifie le niveau d'erreur (justesse et fidélité) de la mesure par rapport à la valeur vraie du mesurande. Le processus pour la caractérisation magnétique d'un échantillon est le suivant :

1. Mise en place de l'échantillon dans le banc CaMEA
2. Démagnétisation de l'échantillon
3. Compensation de l'aimantation rémanente de l'électroaimant
4. Acquisition de 28 cycles mineurs centrés d'amplitude croissante sur 2 périodes
5. Mise à zéro du courant

La mise en place de l'échantillon dans le banc CaMEA comprend à la fois la mise en place de la bobine secondaire autour de l'échantillon, le positionnement visuel de l'échantillon au centre des pôles de l'électroaimant ainsi que son serrage entre les pôles de l'électroaimant à l'aide de la vis à billes sur le pôle mobile. Le serrage doit d'ailleurs être le plus délicat possible pour éviter de modifier les propriétés magnétiques mesurées sous l'effet de l'effort de serrage. Ensuite le circuit magnétique comprenant l'échantillon et le noyau magnétique de l'électroaimant doit être démagnétisé. La procédure de démagnétisation consiste à appliquer un courant important dans les bobines primaires de l'électroaimant afin de saturer le plus possible le circuit magnétique dans les deux quadrants de sa caractéristique magnétique, puis de réduire l'amplitude du courant (donc du champ magnétique H) progressivement jusqu'à revenir à une amplitude nulle. Le cycle de démagnétisation utilisé est présenté sur la Figure 70. Celui-ci n'étant pas parfait et à cause de la massivité de l'électroaimant, une aimantation rémanente subsiste dans le circuit magnétique. Comme la source d'excitation est limitée en niveau de courant, et que la fréquence du champ admissible dans l'électroaimant est

limitée pour éviter tout échauffement par courants induits des pôles magnétiques, les stratégies de démagnétisation sont réduites et le choix de compenser le champ rémanent a été effectué. Pour ce faire, une composante continue est ajoutée au courant aux bornes des bobines primaires, de telle façon à ce que le champ estimé dans l'échantillon soit nul.

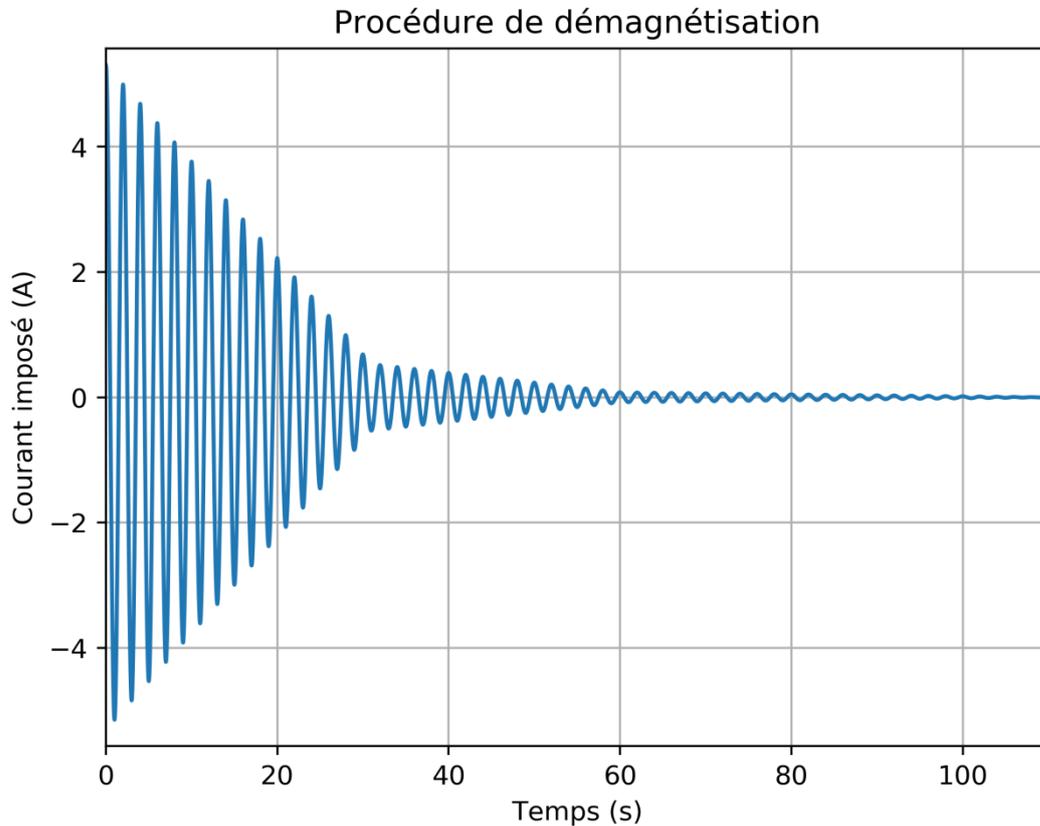


Figure 70 : Cycle de démagnétisation

Afin de lister les paramètres influant sur la mesure, il est commun de lister tous ces paramètres dans un diagramme causes à effet qui regroupe les causes d'un effet en cinq catégories distinctes :

- « Moyen » regroupe tout ce qui est lié au moyen physique de la mesure tel que les capteurs
- « Matière » donne les caractéristiques influentes qui concernent l'échantillon à caractériser
- « Milieu » regroupe tous les phénomènes non contrôlés liés à l'environnement de mesure
- « Main d'œuvre » représente le facteur humain dans la mesure
- « Méthode » liste les hypothèses, les outils mathématiques et les protocoles expérimentaux retenus pour obtenir la mesure

Dans le cas de la caractérisation magnétique à l'aide de l'électroaimant, il faut lister tous les éléments pouvant causer une erreur sur la mesure des propriétés magnétiques telles que définies sur la Figure 65. Une mesure donnée par le banc CaMEA sera donc un couple de courbes de polarisation $J(H)$ et de pertes fer $\mathcal{P}(B)$ obtenues par une acquisition de mesure et un post-traitement du signal présenté aux sections 3.1.5 ainsi que d'un traitement mathématique pour obtenir des courbes issues des modèles mathématiques présentés au paragraphe 3.1.7.

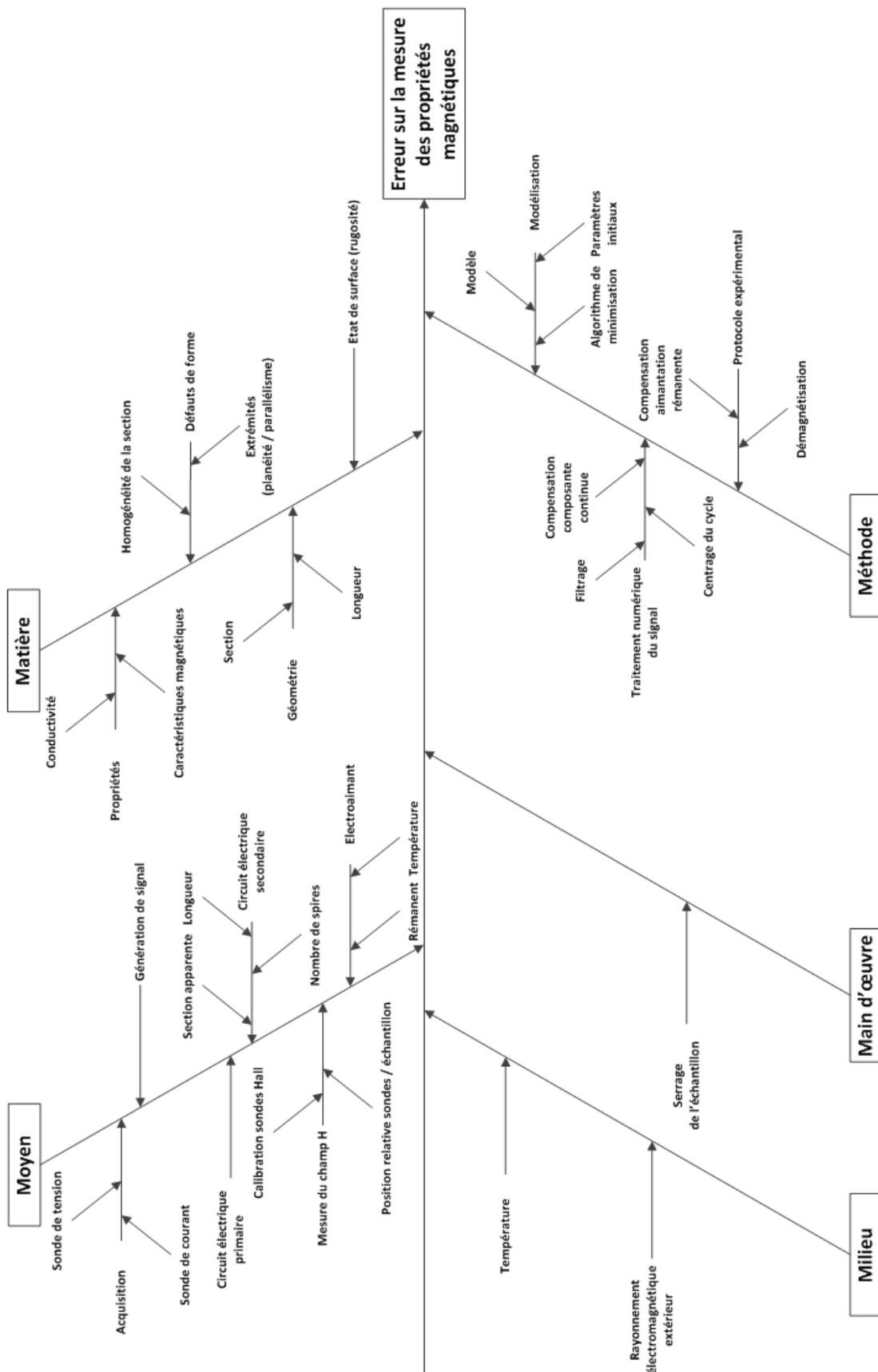


Figure 71 : Diagramme cause à effet pour la caractérisation magnétique à l'électroaimant

La Figure 71 représente un diagramme cause à effet détaillé pour le banc CaMEA. Les points suivants seront évoqués dans la suite du chapitre :

- Mesure du champ magnétique dans l'échantillon
- Estimation du champ H en surface de l'échantillon
- Influence de l'entrefer généré par des défauts géométrique et d'état de surface

3.1.5 Evaluation de la polarisation magnétique

L'échantillon, placé entre les pôles de l'électroaimant fermant ainsi le circuit magnétique, est préalablement inséré dans un support supportant la bobine secondaire pour la mesure du flux traversant l'échantillon. Ce flux est alternatif à la fréquence du courant d'excitation. Une force électromotrice est alors générée aux bornes de la bobine secondaire (loi de Lenz-Faraday). Cette différence de potentiel électrique, la tension secondaire v_2 est mesurée à l'aide d'une sonde de tension. De l'équation (Chapitre 1,(33)) il est ainsi possible de relever l'induction magnétique qui traverse la bobine secondaire. En outre, la chaîne d'acquisition présente un offset de mesure qu'il convient également de retirer de la tension secondaire. Cette composante continue est calculée comme la valeur moyenne du signal secondaire sur une période $T = 1/f$:

$$v_{cc} = \frac{1}{T} \int_T v_2 dt \quad (37)$$

Dans la suite il faut veiller à bien isoler la contribution du matériau et détailler les hypothèses envisagées. Pour ce faire, la Figure 72 illustre le passage du flux au niveau de la bobine secondaire et les sections considérées.

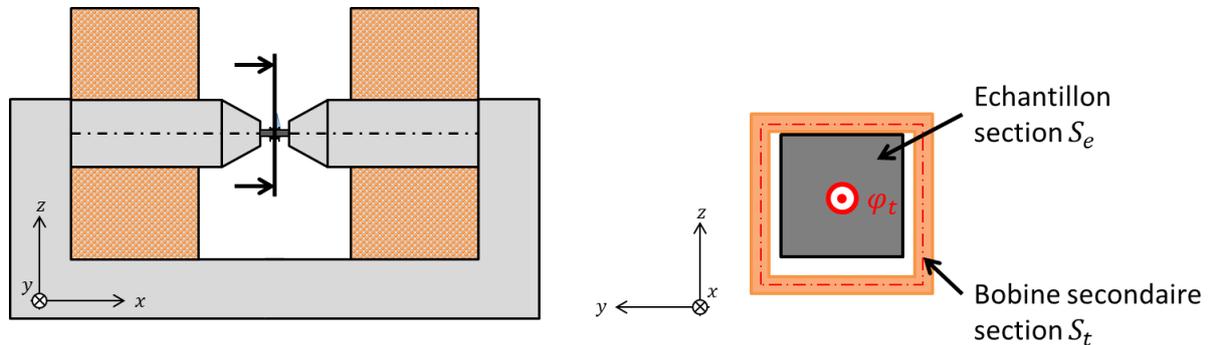


Figure 72 : Section du dispositif au niveau de l'échantillon et du secondaire

Le flux total φ_t est la contribution du flux traversant l'échantillon φ_e et du flux dans l'air entre la bobine et l'échantillon φ_j :

$$\begin{aligned} \varphi_t &= \varphi_e + \varphi_j \\ &= S_e B_e + (S_t - S_e) B_j \\ &= S_e (J + \mu_0 H_e) + (S_t - S_e) \mu_0 H_j \\ &= S_e J + \mu_0 [S_e H_e + (S_t - S_e) H_j] \end{aligned} \quad (38)$$

avec μ_0 la perméabilité du vide, l'indice e correspondant à l'échantillon, l'indice j au jeu bobine / échantillon et l'indice t pour les valeurs totales. Dans cette équation la perméabilité de l'air est supposée égale à celle du vide. Lorsque le flux est ramené à l'induction B par l'équation $\varphi = BS$, il est supposé que le flux est uniforme dans toute la section traversée par ce flux magnétique. La simulation numérique appuie cette hypothèse au sein de l'échantillon. En effet sur la Figure 73, une

section orthogonale de l'échantillon a une variation d'induction de l'ordre de 0,005% en magnétostatique.

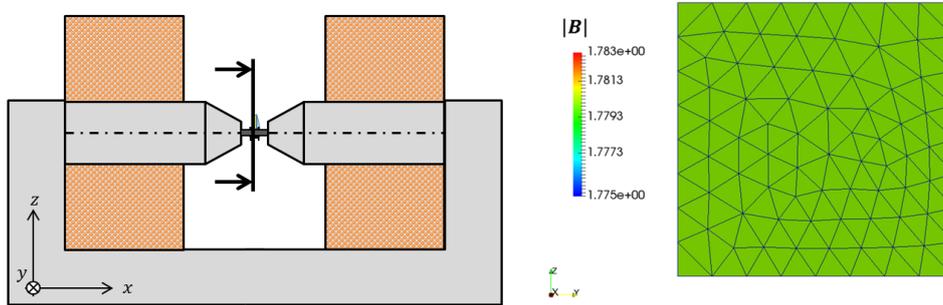


Figure 73 : Distribution d'induction magnétique dans une section droite de l'échantillon

D'un autre côté, par la loi de Faraday, le flux Φ capté par la bobine secondaire comportant n_2 spires est donné par :

$$\Phi = n_2 \varphi_t = \int v_2^{corr} dt \quad (39)$$

ici $v_2^{corr} = v_2 - v_{cc}$, tension secondaire corrigée compense la composante continue de la tension secondaire mesurée. La constante d'intégration de la tension secondaire corrigée doit être choisie en théorie de telle sorte que le flux magnétique Φ soit nul et décroissant quand la tension est maximale. Dans la pratique la résolution horizontale d'acquisition (dépendant de la fréquence d'échantillonnage et de la résolution verticale de l'acquisition) n'est pas jugée suffisamment exacte lors des expérimentations. Les signaux sont supposés symétriques si bien que flux magnétique est recentré (Φ_c) mathématiquement a posteriori :

$$\Phi_c = \Phi - \frac{(\max \Phi + \min \Phi)}{2} \quad (40)$$

Ensuite la contribution du matériau est donnée par la polarisation magnétique J qui s'écrit en fonction des équations précédentes comme :

$$J = \frac{\Phi_c}{n_2 S_e} - \mu_0 \left[H_e + \left(\frac{S_t}{S_e} - 1 \right) H_j \right] \quad (41)$$

L'hypothèse $H_e = H_j = H$ est alors faite : le champ magnétique est supposé uniforme dans toute la section de la bobine. Dans la réalité, par la continuité de la composante tangentielle du champ magnétique, les champs magnétiques H_e et H_j sont égaux en surface de l'échantillon. Compte tenu de la morphologie du circuit magnétique ainsi que du jeu entre la bobine et l'échantillon de l'ordre du dixième de millimètre, l'hypothèse citée est adoptée. Il vient alors l'équation finale de calcul de la polarisation magnétique J en fonction du champ magnétique H , du flux mesuré et corrigé Φ_c et des paramètres expérimentaux n_2 , S_e et S_t :

$$J = \frac{\Phi_c}{n_2 S_e} - \mu_0 \frac{S_t}{S_e} H \quad (42)$$

Utiliser un support pour le secondaire induit donc un écart plus important entre la section totale S_t et la section de l'échantillon S_e , ce qui augmente la part du flux capté dans l'air et rend l'hypothèse d'uniformité du champ magnétique H plus sévère. En contrepartie cela permet d'écarter la dispersion de mesure qui serait due à différents bobinages des échantillons et d'éviter de fabriquer autant de bobines que d'échantillons.

Par nature, l'utilisation d'une bobine secondaire pour estimer l'induction magnétique dans un échantillon revient à estimer une valeur moyenne de l'induction sur toute la longueur de la bobine. Une étude numérique a été réalisée pour déterminer l'uniformité de l'induction B suivant la longueur de la bobine et est présentée sur la Figure 74. Dans cette étude en magnétostatique, le courant du bobinage primaire de l'électroaimant est une rampe si bien que le champ magnétique traversant l'échantillon varie de 0 à 15 000 A/m. Le graphe de droite sur la Figure 74 donne alors l'évolution de l'erreur relative, induite par le moyennage du flux pour des bobines de longueur différentes, en fonction de l'incrément de temps et donc a fortiori de l'augmentation du champ magnétique H . Ainsi, respectivement pour les trois longueurs étudiées, lorsque la saturation dans l'échantillon est atteinte, soit aux alentours de l'incrément de temps 40, l'erreur relative induite diminue.

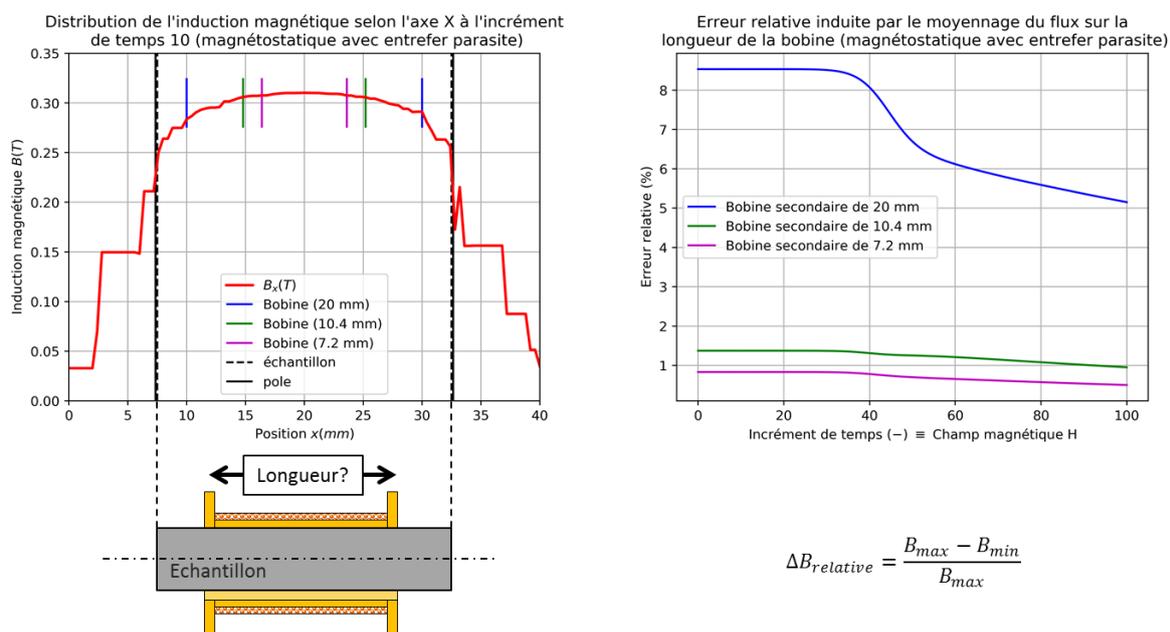


Figure 74 : Influence de la longueur de la bobine sur la valeur de l'induction

Comme attendu, la valeur mesurée de l'induction est d'autant plus fiable, par rapport à l'hypothèse d'homogénéité dans l'échantillon, que la bobine est courte. En effet, pour des longueurs plus importantes, les effets d'extrémités ne permettent pas de vérifier de façon satisfaisante l'hypothèse précédente. Il faut alors trouver un compromis entre une longueur courte et la faisabilité de la bobine en termes de nombre de spires pour garder une bonne résolution de mesure de la tension secondaire. Un premier prototype de bobine a d'abord été réalisé avec une longueur de 20 mm qui a été par la suite diminuée à 10 mm, ce qui donne au final, d'après la simulation numérique, une étendue relative inférieure à 1,5% dans la distribution de B le long de la bobine au centre de l'échantillon.

3.1.6 Estimation du champ magnétique

Le champ magnétique ne peut pas être mesuré directement dans l'échantillon. Usuellement il est mesuré dans l'air proche de la surface de l'échantillon, à l'aide soit d'une bobine plate (H-coil) ou de sondes à effet Hall. Soit la mesure est unique, auquel cas le champ H dans l'échantillon est supposé égal au champ H mesuré dans l'air ; soit plusieurs mesures sont effectuées à différentes distances de l'échantillon et le champ H est extrapolé en surface de l'échantillon. Il est courant d'utiliser un système à deux capteurs (Nakata et al., 1987) et une extrapolation linéaire. Dans le cas du banc

CaMEA des sondes à effets Hall sont utilisées pour la mesure du champ H . La première solution consiste donc à utiliser deux sondes à effet Hall pour la mesure du champ magnétique, comme représenté sur la Figure 75.

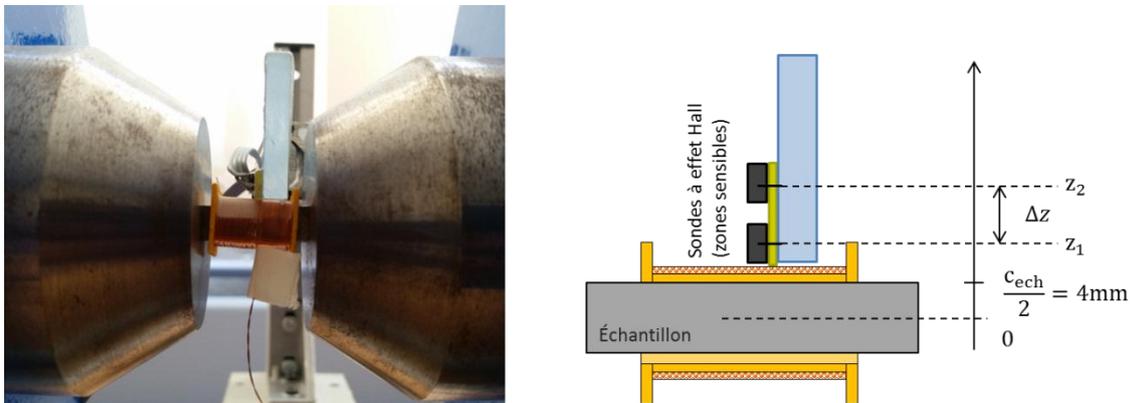


Figure 75 : Présentation de la mesure du champ avec deux sondes

Le champ H en surface de l'échantillon (et donc supposé uniforme dans la section de l'échantillon) est estimé par l'extrapolation linéaire suivante, si le champ H_1 est mesuré en z_1 et H_2 en z_2 dans le paramétrage présenté Figure 75 :

$$H = H\left(\frac{c_{ech}}{2}\right) = \frac{1}{z_2 - z_1} \left[z_2 H_1 - z_1 H_2 + \frac{c_{ech}}{2} (H_2 - H_1) \right] \quad (43)$$

Grâce aux équations (42) et (43), il est ainsi possible de tracer les courbes de caractéristiques magnétiques $J(H)$. Ces mesures sont comparées avec des mesures de références sur des tores suivant le protocole expliqué à la section 3.1.9. Les résultats de cette comparaison sont présentés sur le graphe de la Figure 76.

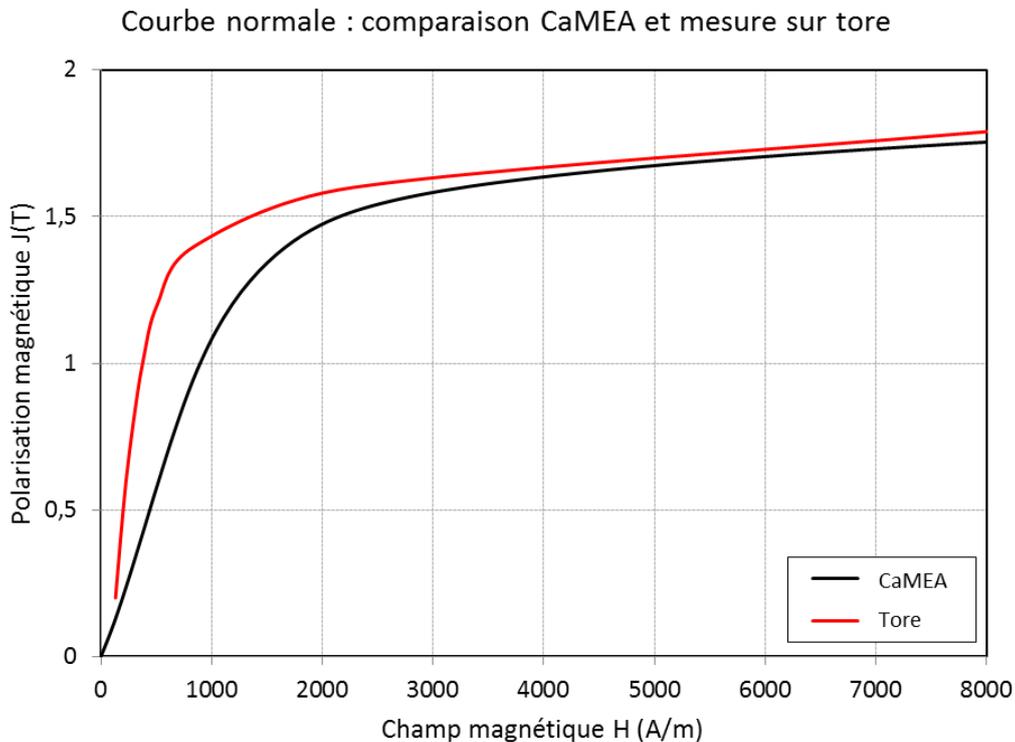


Figure 76 : Comparaison caractérisation magnétique avec CaMEA (2 sondes) et mesure de référence

L'écart entre la caractérisation effectuée sur le bac CaMEA et la mesure sur tore visible sur la Figure 76 est dû soit à une erreur de mesure sur la polarisation magnétique J , soit à une erreur sur la mesure de H . Compte-tenu que la mesure de la polarisation magnétique est effectuée dans les deux cas selon le même principe, à savoir l'exploitation de la force électromotrice générée aux bornes d'une bobine secondaire, la piste d'une surestimation de la mesure du champ H est privilégiée. En effet, cette mesure semble sensible :

- A la position relative de l'échantillon par rapport au système de sondes (z_1)
- Aux positions relatives des capteurs sur le système de sondes (Δz)
- L'hypothèse d'uniformité du champ H et de la polarisation J dans l'échantillon
- A la méthode d'extrapolation du champ magnétique.

Une étude de sensibilité a été menée numériquement pour vérifier les trois premiers points cités précédemment. Cela consiste dans un premier temps, à partir d'un résultat de simulation en magnétostatique, à faire varier les paramètres z_1 et Δz . La courbe $B(H)$ issue d'une mesure virtuelle du champ H a été comparée à la loi de comportement magnétique de Marrocco implémentée dans la mise en donnée, qui sert de référence à la mesure virtuelle. La sensibilité de la mesure a été testée pour $z_1 = [5,5 ; 7 ; 9] \text{ mm}$ et $\Delta z = [3,8 ; 4,35 ; 5] \text{ mm}$. Le résultat est présenté sur la Figure 77.

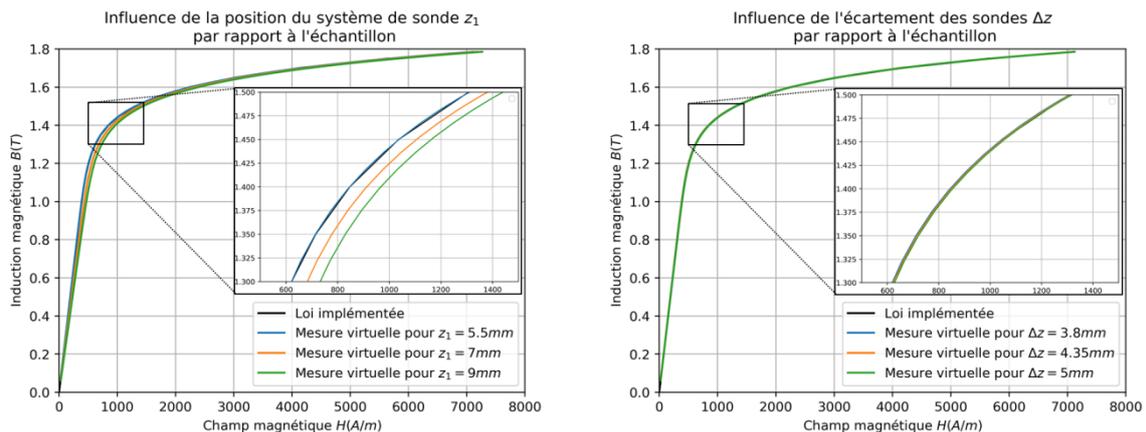


Figure 77 : Sensibilité de la mesure virtuelle aux paramètres z_1 et Δz

Il en résulte que la position relative des sondes Δz a un effet négligeable sur la mesure virtuelle tandis que la position relative du système de sondes par rapport à la surface de l'échantillon conduit à une mauvaise estimation du champ H . En effet, plus le système de sondes est éloigné, plus le champ H dans l'échantillon va être surestimé. Au final la position du système de sondes est importante et génère des variations sur les mesures.

Le positionnement des sondes pour l'étude de faisabilité est assuré par une potence extérieure sur laquelle sont fixées les sondes. Le protocole prévoit la mise en place de l'échantillon entre les pôles puis le positionnement des sondes au-dessus de l'échantillon via la potence. La position (x, y) est repérée sur la paillasse de travail. La position en z est assurée par une platine micrométrique manuelle. La chaîne de cotes en z est relativement importante et passe par la paillasse comme précisé sur la Figure 78.

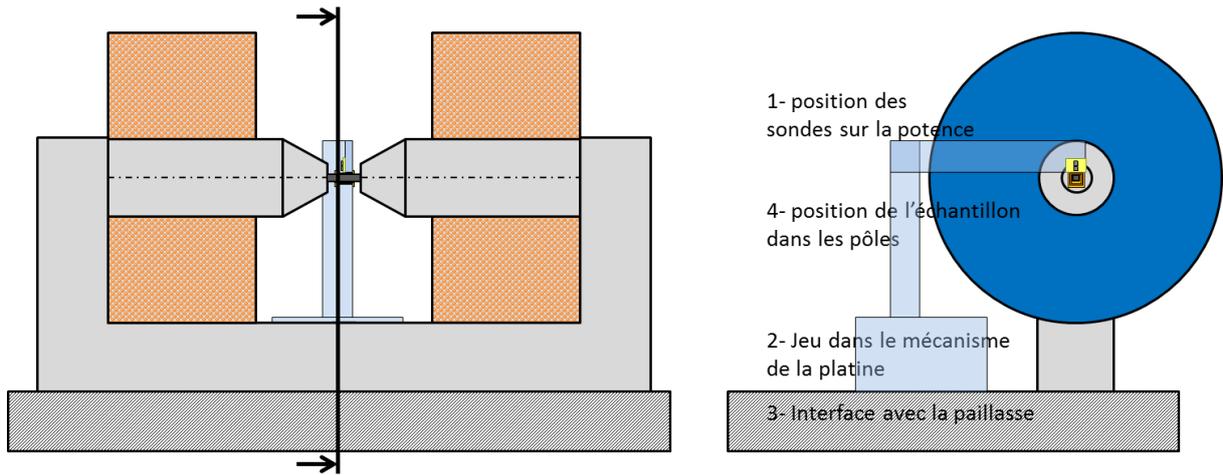


Figure 78 : Chaîne de cotes entre la surface de l'échantillon et le système de sondes

Afin de quantifier l'erreur de repositionnement relatif des sondes par rapport à l'échantillon, une mesure de répétabilité a été réalisée à l'aide d'une nappe laser μ Epsilon ScanControl 2800-100 d'une résolution verticale (en z) de $40 \mu\text{m}$. Pour effectuer cette expérimentation à la nappe laser il est nécessaire de définir une surface de référence : dans le cas présent, la surface supérieure du support de sondes est donnée comme surface de référence de par son accessibilité et sa propreté. La photographie de la Figure 79 à l'échelle a été réalisée pour déterminer la position des sondes par rapport à la surface de référence à l'aide du logiciel d'analyse d'image ImageJ.

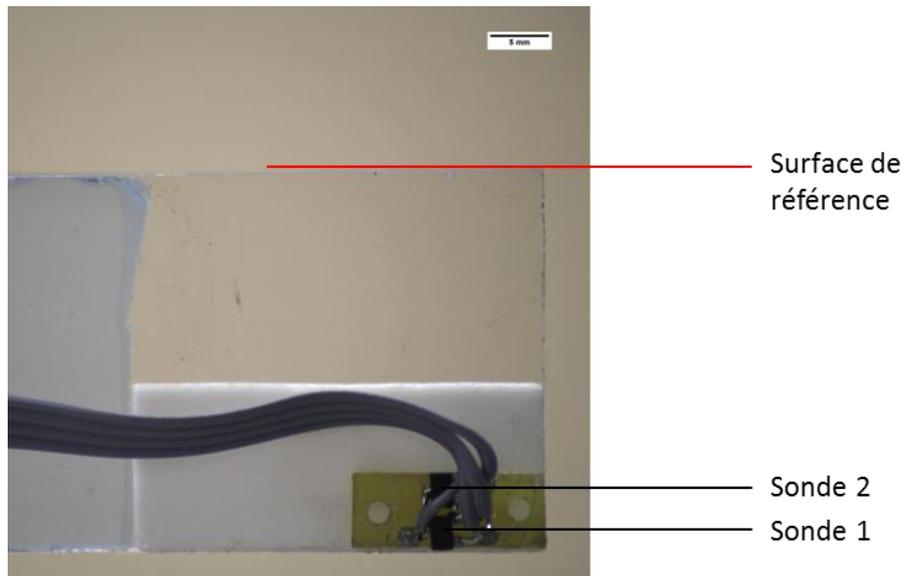


Figure 79 : Photographie à l'échelle du système de sondes

L'échelle de l'image a été évaluée 10 fois, l'erreur qui est introduite par le calcul de l'échelle est $0,04\%$ de la mesure. La mesure de la position relative des sondes est évaluée 10 fois consécutivement. Les résultats de mesures donnent la position de la sonde 1 à 31 mm par rapport à la surface de référence et l'écart entre les sondes est de $3,6 \text{ mm}$. L'incertitude de mesure associée est $\pm 0,16 \text{ mm}$ pour un intervalle de confiance à 95% . Ensuite, la position des sondes par rapport à la surface de l'échantillon est mesurée par l'intermédiaire de la position de la surface de référence par rapport à l'échantillon. La distance entre la surface de référence et la surface de l'échantillon est mesurée à l'aide de la nappe laser. Le positionnement de la nappe est assuré par un bras articulé comme représenté sur la Figure 80.

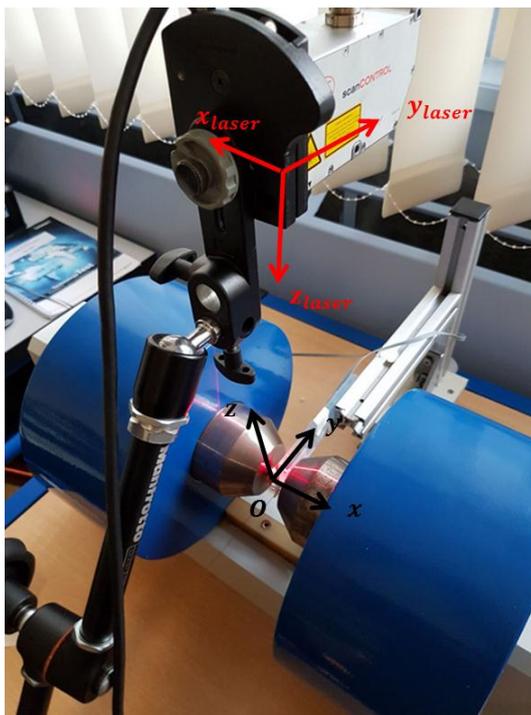


Figure 80 : Positionnement de la nappe laser

Une étape cruciale pour une bonne mesure à la nappe laser est le positionnement. Le plus important est de positionner l'axe z_{laser} dans le plan zOx . Cet angle est évalué à l'aide d'une mesure sur une cale étalon : la différence entre la valeur mesurée sur le profil et la valeur vraie de la cale donne une information sur l'angle que z_{laser} forme avec z and le plan zOx . Les autres incertitudes de positionnement soit n'ont pas d'influence sur la mesure (rotation autour de z) soit peuvent être corrigées en post-traitement de la mesure (rotation autour de y).

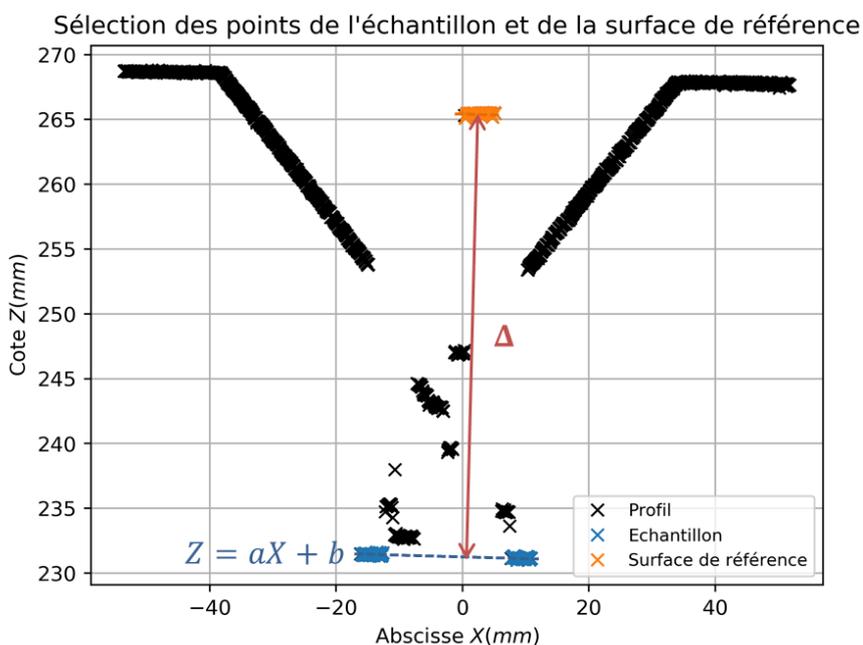
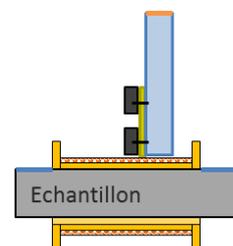


Figure 81 : Explication du dépouillement du profil mesuré



Dans le profil, les points correspondant à la surface de référence et ceux de l'échantillon doivent être isolés tel que montré sur la Figure 81. Ensuite l'angle entre z_{laser} et z dans le plan zOx est donné par la pente α de la droite formée par les points correspondant à l'échantillon (en bleu sur la Figure 81). Compte tenu de l'éventuel défaut de forme de la surface de référence, il a été choisi de moyenner les points correspondant à la surface de référence (points en orange sur la Figure 81). La mesure de la position des sondes a été effectuée sur 9 positionnements de l'échantillon et du système de sondes dans les pôles de l'électroaimant. La position entre la surface de référence et la surface de l'échantillon est évaluée à $34,17 \pm 0,12 \text{ mm}$. Au final le positionnement de la sonde 1 par rapport à la surface de l'échantillon a été estimée à $3,17 \pm 0,2 \text{ mm}$ et l'écart entre les deux sondes à $3,6 \pm 0,16 \text{ mm}$. Ces écarts sur le repositionnement sont bien inférieurs à l'intervalle de variation utilisé pour la sensibilité dans la simulation numérique. Ainsi le positionnement des sondes à effet Hall a été jugé suffisamment répétable et l'effet sur la mesure de H limité.

Une autre hypothèse est la méthode d'estimation de H qui n'est pas adaptée. Ceci peut être dû au profil particulier du champ H entre les pôles de l'électroaimant. La simulation numérique ainsi que l'expérience montrent une distribution plutôt parabolique au voisinage de l'échantillon comme présenté sur la Figure 82. La courbe expérimentale est obtenue à partir de la mesure du champ sur une sonde à effet Hall qui est déplacée verticalement au-dessus de l'échantillon pour un champ statique entre les pôles de l'électroaimant.

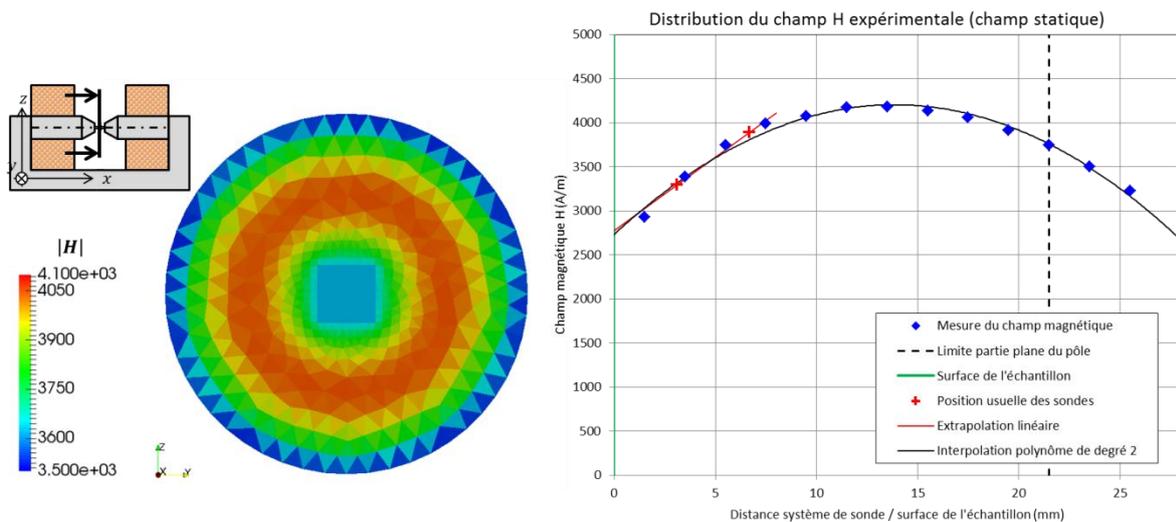


Figure 82 : Distribution du champ magnétique H d'après la simulation numérique et l'expérience

Plusieurs éléments peuvent être détaillés ici : d'après la simulation numérique le champ magnétique possède une distribution symétrique (suivant quatre axes de symétrie différents) entre les pôles de l'électroaimant. Le champ H est également uniforme à l'intérieur de l'échantillon dû à l'hypothèse de simulation en magnétostatique. Cela signifie l'asymétrie induite par le fait que le flux reboucle dans le noyau magnétique de l'électroaimant ne perturbe pas la distribution du champ magnétique dans la configuration de mesure. La simulation numérique montre un champ qui varie entre 3500A/m au bord du pôle magnétique et 4100 A/m, soit une variation relative de 16% alors qu'expérimentalement, il varie entre environ 2750 A/m au niveau de l'échantillon et 4200 A/m, soit une variation relative de 42%. La Figure 82 montre également une extrapolation qui a qualitativement tendance à surestimer le champ H .

L'effet de la méthode d'extrapolation sur la surestimation du champ H a également été investiguée par la simulation numérique. Dans la pratique le nombre de sondes alignées au-dessus de l'échantillon peut être augmenté. Un nombre maximum de quatre sondes espacées de la même distance que précédemment (3,6mm) a été envisagé afin de correspondre à l'allure parabolique du profil du champ H dans les pôles de l'électroaimant et pour que toutes les sondes restent dans le volume entre les pôles de l'électroaimant. La Figure 83 montre le résultat des différents types d'extrapolation sur la valeur du champ H estimée en surface de l'échantillon à faible champ. Le profil de champ H est issu d'une simulation numérique en magnétostatique avec un entrefer parasite entre les pôles de l'électroaimant et l'échantillon de $2 \times 0,15 \text{ mm}$ et pour une faible valeur champ.

Influence du degré du polynôme d'interpolation

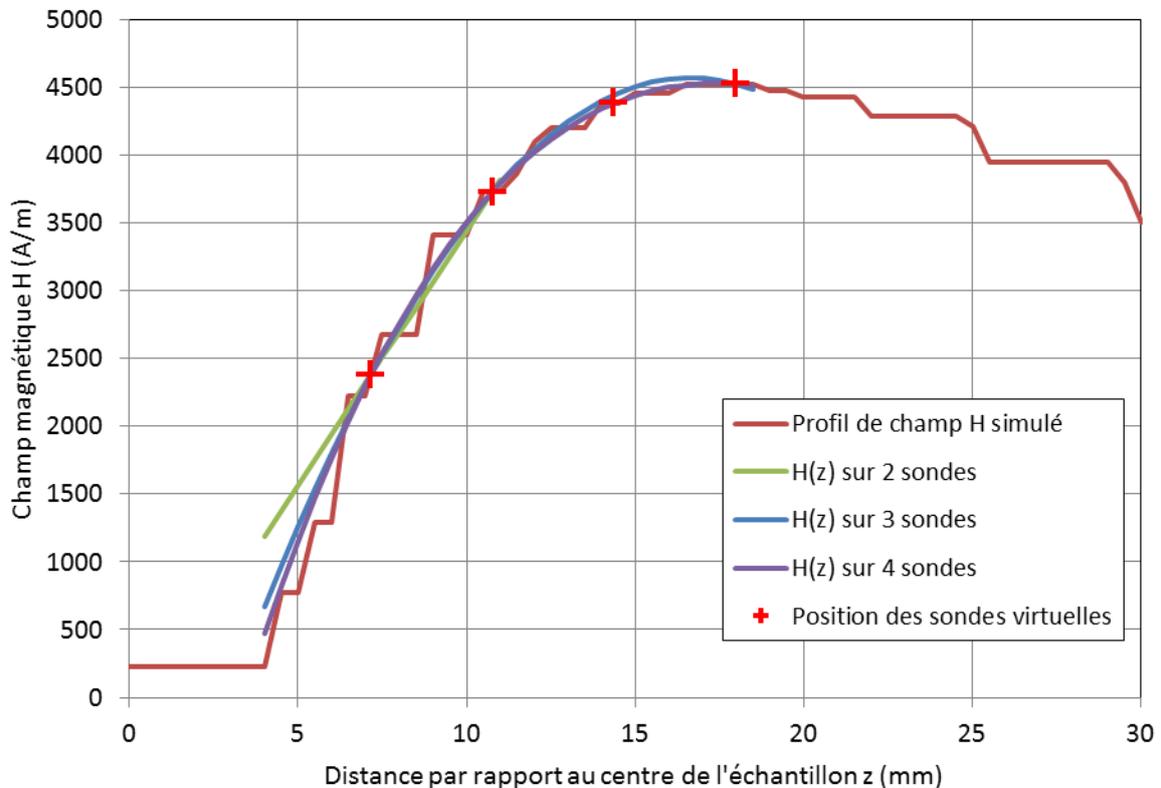


Figure 83 : Influence du nombre de sondes envisagé sur la valeur du champ H extrapolé

Le profil $H(z)$ du champ magnétique est obtenu par interpolation sur la valeur des 2, 3 ou 4 sondes, dont l'équation est la suivante :

$$H(z) = \sum_i a_i z^i \tag{44}$$

avec $i \in \llbracket 0, n \rrbracket$ ou n est le degré du polynôme d'interpolation. Puisque la valeur du champ H_i est connue aux points d'interpolation z_i , trouver les coefficients du polynôme revient à trouver le vecteur A des coefficients a_i du polynôme par l'équation matricielle suivante :

$$\begin{pmatrix} a_0 \\ a_1 \\ \vdots \\ a_n \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 & z_0 & \cdots & z_0^n \\ 1 & z_1 & \cdots & z_1^n \\ \vdots & \vdots & \ddots & \vdots \\ 1 & z_n & \cdots & z_n^n \end{pmatrix}^{-1} \begin{pmatrix} H_0 \\ H_1 \\ \vdots \\ H_n \end{pmatrix} \tag{45}$$

Le nombre maximum de sondes étant 4 si bien que le degré n du polynôme final est inférieur ou égal à 3. Par conséquent, l'inversion de la matrice dans l'équation (45) ne nécessite pas de temps de calculs importants et donc de précautions particulières. La valeur du champ en surface de l'échantillon est alors donnée par $H(z = z_{ech})$ où z_{ech} est l'altitude de l'échantillon. Dans le repère centré sur l'axe de l'échantillon, z_{ech} est égal à la moitié du côté de l'échantillon, soit $z_{ech} = 4 \text{ mm}$.

La valeur de référence du champ H est de 227 A/m , valeur relevée dans les éléments de l'échantillon. La valeur donnée en surface par extrapolation linéaire est de 1191 A/m , ce qui correspond à une surestimation de 424%. Une extrapolation en spline cubique permet d'obtenir un champ en surface de 469 A/m . Bien que la surestimation soit fortement réduite, il subsiste à faible champ un biais de près de 106% dans l'estimation du champ H en considérant l'entrefer de $2 \times 0,15 \text{ mm}$. A plus grande valeur de champ magnétique la surestimation du champ baisse à 25%. De plus cette surestimation est largement exagérée du fait de la présence de l'entrefer dans la simulation numérique. Sans entrefer et à faible champ, le champ est surestimé de 17% pour le système à 2 sondes et de 12% pour le système à 4 sondes, ce qui donne une amélioration moins importante de l'estimation de H . Dans la pratique, l'entrefer n'est pas nul, ce qui laisse supposer une amélioration plus conséquente par rapport à la simulation numérique sans entrefer. De plus l'analyse de la Figure 82 montre également que la courbure du profil est plus prononcée expérimentalement. Il peut alors être attendu un gain encore supérieur expérimentalement. Un système à quatre sondes est alors retenu pour l'estimation du champ H .

3.1.7 Traitement mathématique

Usuellement, pour la modélisation des machines électriques, les propriétés magnétiques d'intérêt sont celles définies à la section 1.2.1.6 : la courbe normale de polarisation $J(H)$ construite en reliant les extrema de cycles mineurs centrés et la courbe des pertes $\mathcal{P}(B)$ construite à partir de la surface de chacun de ces cycles. Le banc CaMEA qui permet d'établir ces courbes caractéristiques pour un échantillon est conçu de telle sorte que l'acquisition et la génération de signaux soient complètement découplées. En effet, seules les valeurs de l'amplitude et de la fréquence du courant sont contrôlées. Le champ magnétique H est une conséquence de la configuration du circuit magnétique global (propriété magnétique, positionnement et dimensions de l'échantillon) et est mesuré par une méthode complètement différente. Sur les courbes caractéristiques, qui sont construites à partir de la mesure de H et de J sur vingt niveaux distincts de courants, cela se traduit par des incertitudes de positionnement des points de mesures selon l'axe des abscisses et l'axe des ordonnées. Cependant, ces incertitudes sont dépendantes à la fois de l'incertitude de mesure de x et y mais également de la caractéristique du matériau. Pour illustrer ce phénomène, on considère un échantillon possédant donc physiquement la même caractéristique magnétique, mesurée pour deux positionnements différents tels qu'un même niveau de courant donne deux niveaux de champs différents dans l'échantillon. Sur la Figure 84, les points vrais de la caractéristique magnétique sont donnés par T_1 et T_2 . Ils représentent deux points de fonctionnement magnétique de l'échantillon pour le niveau de courant donné.

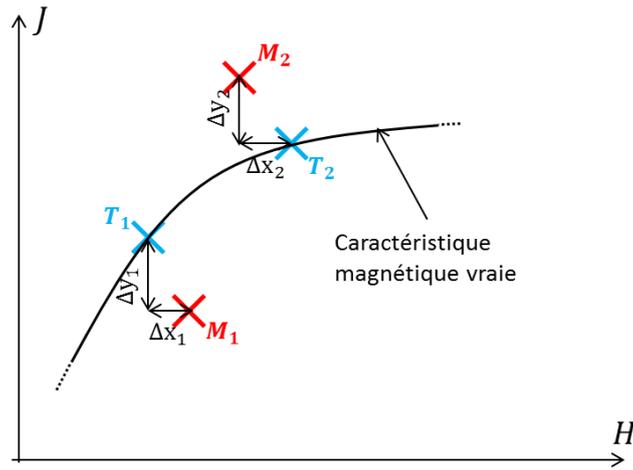


Figure 84 : Comparaison entre points de mesure

Avec la chaîne d'acquisition, les points M_1 et M_2 sont mesurés. La différence entre ces deux points est donnée par :

- l'incertitude de mesure, c'est-à-dire l'écart entre le point M_i et le point T_i qu'il représente,
- la différence de point de fonctionnement magnétique de l'échantillon, soit l'écart entre le point T_1 lors de la mesure 1 et le point T_2 lors de la mesure 2.

Les deux points M_1 et M_2 représentent par contre le même niveau de courant, et leur décalage n'est pas entièrement indépendant. Ainsi si deux courbes de caractéristique magnétique sont construites, qu'il s'agisse de la courbe de polarisation $J(H)$ ou de la courbe des pertes $\mathcal{P}(B)$, la problématique s'applique aux vingt niveaux de courant (soit aux vingt points) prévus par le protocole expérimental. La comparaison, notamment quantitative, entre ces deux courbes est alors rendu difficile.

Pour pallier à cela, plusieurs solutions sont possibles. Ainsi, la première solution est expérimentale et consiste à augmenter considérablement le nombre de points sur la courbe, ceci n'étant pas envisageable compte-tenu du temps imparti. L'autre solution est de rendre cette courbe « continue ». Pour ce faire deux choix sont envisageables : l'interpolation ou l'approximation par des modèles. Si la première solution à l'avantage de passer par tous les points expérimentaux, l'allure entre deux points est soit approximative (dans le cas d'une interpolation linéaire) soit peut être instable et générer des oscillations (splines cubiques) et dans tous les cas ne donne pas d'interprétation physique du phénomène. De ce fait le choix de l'approximation par des modèles a été retenu pour la suite du travail.

Le processus retenu est alors montré sur la Figure 85. La donnée de sortie retenue n'est pas les paramètres du modèle « fitté ». L'objectif du travail n'est en effet pas de déterminer la robustesse du processus d'approximation mais de comparer des propriétés entre elles : les modèles sont évalués à des points de références qui correspondent aux trois différentes zones de la caractéristique magnétique à savoir : la première zone linéaire, le coude de saturation et la forte saturation.

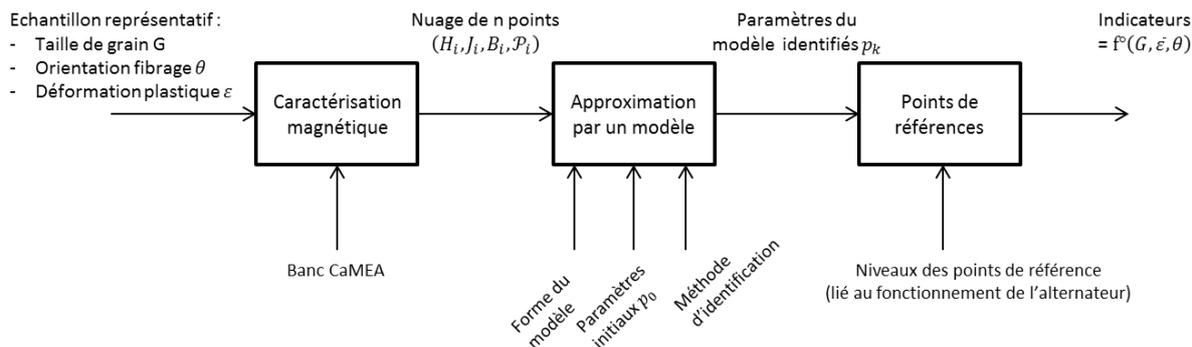


Figure 85 : Processus pour établir des indicateurs de comparaison entre différentes caractéristiques magnétiques

Dans le cas de la méthode d'approximation, le choix du modèle est déterminant pour la qualité de la représentation de la caractéristique magnétique.

Pour la polarisation, les trois modèles présentés à la section 1.2.1.7 ont été évalués et comparés : le modèle de Langevin, le modèle de Brillouin modifié ainsi que le modèle de Marrocco. Les deux premiers modèles ont des origines physiques, alors que le dernier est exclusivement mathématique mais est déjà implémenté dans l'outil de simulation numérique électromagnétique (code_Carmel). Un exemple de fitting des trois modèles est montré sur le graphe de la Figure 86.

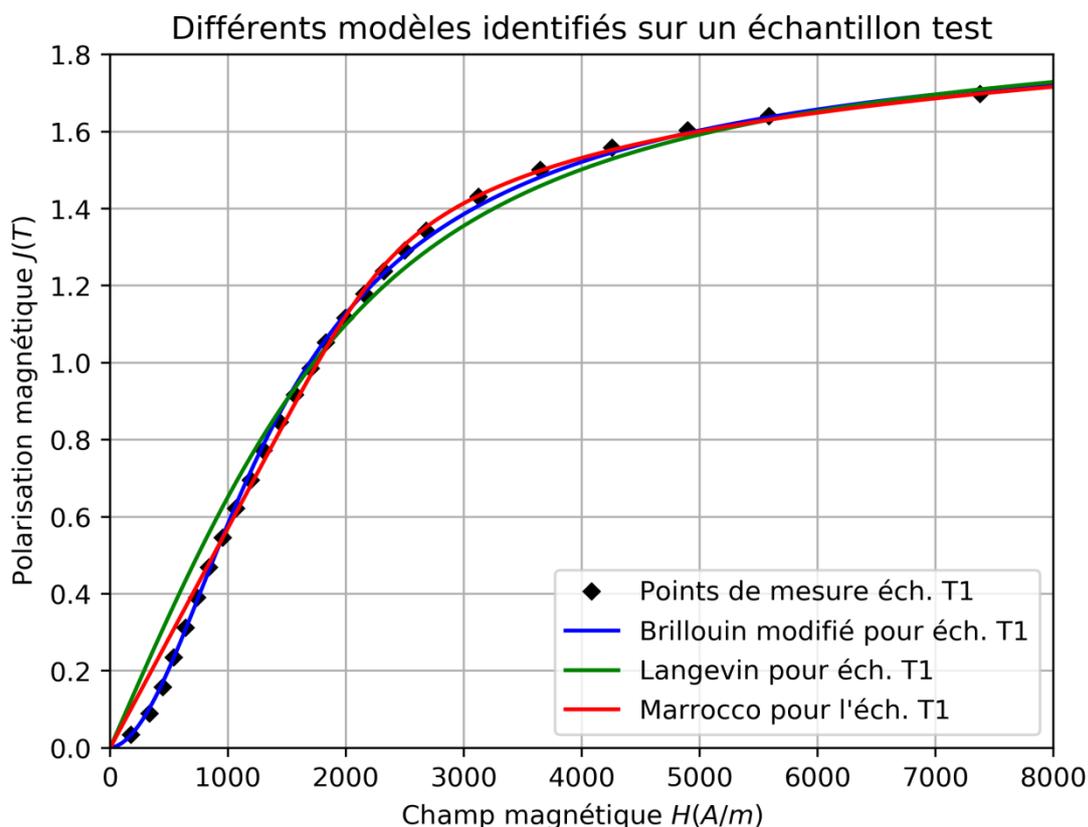


Figure 86: Identification des différents modèles de polarisation sur un échantillon

L'inflexion en début de courbe n'est identifiable que sur la courbe du modèle de Brillouin modifié. Une étude plus poussée sur les identifications de modèles a été menée lors des travaux de thèse de Rindra Ramarotifika (Ramarotafika, 2012) qui conclut sur une plus forte corrélation de ce modèle

avec des mesures expérimentales pour un matériau ferromagnétique doux. Ainsi dans la suite du travail, le modèle de Brillouin modifié est largement favorisé, et le modèle de Marrocco peut être retenu lorsqu'une modélisation magnétique en éléments finis sous code_Carmel est requise.

Le critère utilisé pour l'identification, c'est-à-dire la fonction objectif à minimiser lors de l'optimisation, a également un impact sur la qualité du modèle. Ici deux critères différents sont envisagés. Soient n points expérimentaux $P_i(x_i, y_i)$, une fonction f représentant le modèle à approximer sur ces points et p_k les paramètres à minimiser. Le carré des écarts entre le modèle et l'expérimental s'écrit alors :

$$e_i^2(p_k) = (y_i - f(x_i, p_k))^2 \quad (46)$$

Le premier critère envisagé est la minimisation de la somme des carrés des écarts, ce qui est représenté par la fonction objectif F_1 :

$$F_1(p_k) = \sum_{i=0}^{n-1} e_i^2(p_k) \quad (47)$$

Un des inconvénients de considérer la somme des carrés des écarts est que si l'écart est trop important en un point par rapport au modèle et que le nombre de points n'est pas suffisant, cela affecte fortement l'identification. Dans les expérimentations, la répartition des points n'est de plus pas régulière sur l'axe des abscisses pour la courbe de polarisation (donc en H). Cela a pour effet de mieux faire correspondre le modèle dans la zone où la densité de points (en abscisse) est plus importante, en particulier dans la zone linéaire.

Pour lisser cet effet, la surface sous la courbe des carrés des écarts peut être considérée. Ainsi, cette intégrale calculée numériquement, par la méthode des trapèzes, est représentée par la fonction objectif F_2 suivante :

$$F_2(p_k) = \sum_{i=0}^{n-2} \frac{e_{i+1}^2(p_k) + e_i^2(p_k)}{2} (x_{i+1} - x_i) \quad (48)$$

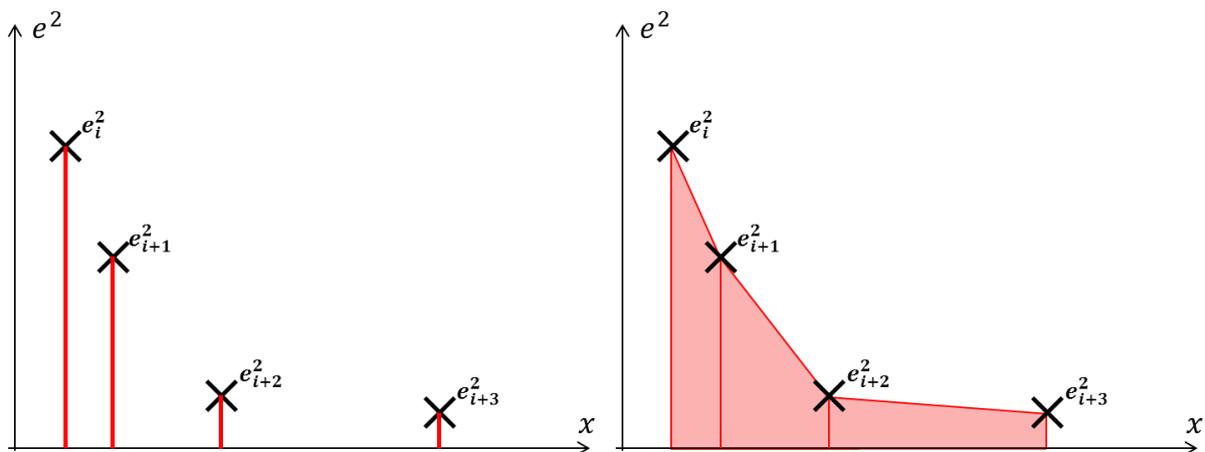


Figure 87 : Représentation du critère à minimiser

L'identification de modèle en utilisant ces deux critères différents a été réalisée sur un échantillon et les résultats sont affichés sur les courbes de la Figure 88. La partie de gauche montre les résultats de l'identification sur l'erreur relative en chaque point expérimental, calculée à partir de la valeur

expérimentale y_{ref} et de la valeur calculée par le modèle y_{calc} . En minimisant F_2 , l'erreur relative est plus importante en début de courbe, est à peu près équivalente au début du coude de saturation mais et est quasiment nulle sur la fin de la courbe. Qualitativement, comme le montre également la partie droite de la Figure 88, l'identification est meilleure en minimisant F_2

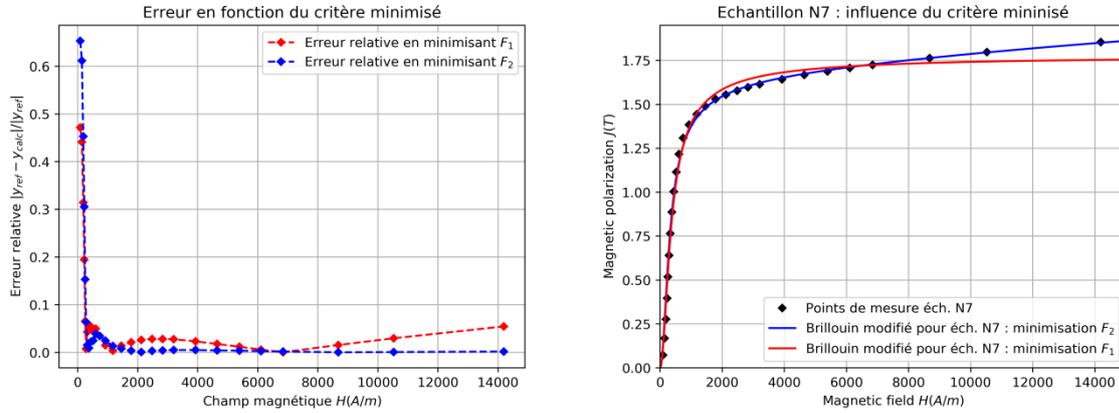


Figure 88 : Influence du critère minimisé sur un échantillon

Pour les pertes, un seul modèle largement répandu va être analysé. Ce modèle, expliqué à la section 1.2.1.8, est issu de la méthode de séparation des pertes de Bertotti (Bertotti, 1988) qui considère trois contributions dans les pertes fers, et dont l'amplitude varie en fonction de la fréquence f et de l'induction maximale B_m . Dans le cas présenté dans ce mémoire, la fréquence de caractérisation est fixe et vaut $0,5\text{ Hz}$, le modèle de pertes est alors identifié sur une seule fréquence ce qui implique une bonne identification des paramètres du modèle. Les pertes spécifiques sont calculées à partir de la surface des cycles mineurs centrés $B(H)$ tels que :

$$\mathcal{P} = \frac{f}{\rho} \int_{cycle} H dB \quad (49)$$

avec f la fréquence et ρ la masse volumique.

L'identification du modèle de pertes est effectuée pour toute la mesure magnétique à l'instar de la Figure 89. Passé un certain seuil, la résolution du cycle diminue et les fuites magnétiques autour des pôles rendent la mesure non significative. La mesure des pertes est considérée valide entre 0 et 1,5T : les points grisés sur la Figure 89 ne sont donc pas pris en compte pour l'identification du modèle de pertes.

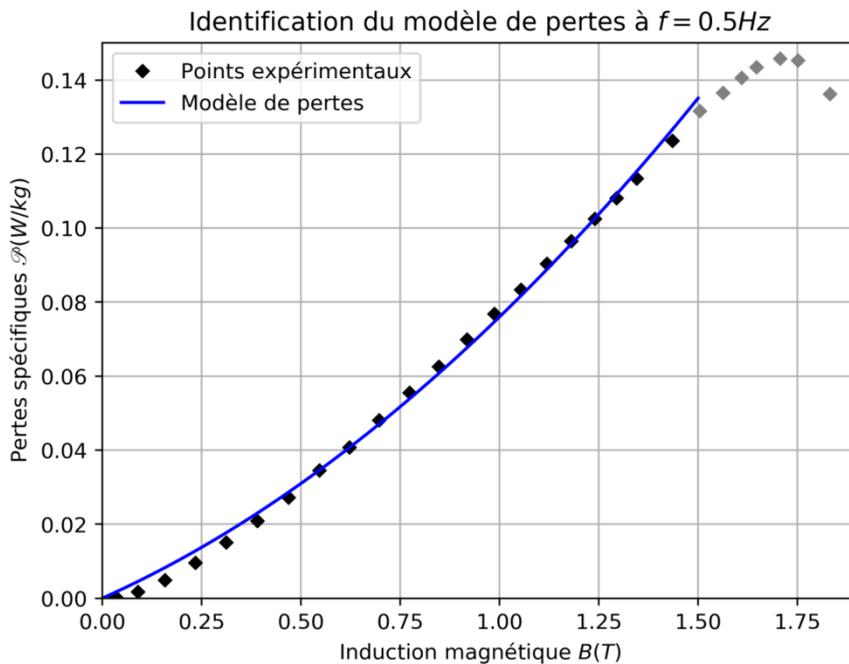


Figure 89 : Identification du modèle de pertes

Rindra Ramarotifika (Ramarotafika, 2012) a opéré une étude de sensibilité au modèle de polarisation et validé le modèle de pertes à l'aide d'une approche statistique. Il a ainsi comparé quatre modèles de polarisation différents identifiés sur des mesures expérimentales d'un acier magnétique doux sur une plage de champ entre 500 et 2500 A/m. Le modèle de Brillouin modifié apparaît comme le plus apte à représenter des matériaux magnétique doux.

Les identifications des modèles de polarisation et des modèles de pertes sont effectuées mesure par mesure. Lors de leur réalisation, plusieurs échantillons sont générés avec des paramètres matériau similaires pour garantir une reproductibilité des résultats. Pour avoir un indicateur sur le lot d'échantillons avec des paramètres matériau similaires, une courbe moyenne ainsi que des enveloppes sont générées. Pour ce faire, une discrétisation arbitraire suivant l'abscisse (H pour la polarisation, B pour les pertes) est effectuée, puis la moyenne et l'écart-type sont calculés pour le lot. Les courbes enveloppes couvrent ainsi ± 2 écart-types, ce qui représente un intervalle de confiance à 95%. Un exemple visuel du résultat obtenu est montré sur la Figure 90.

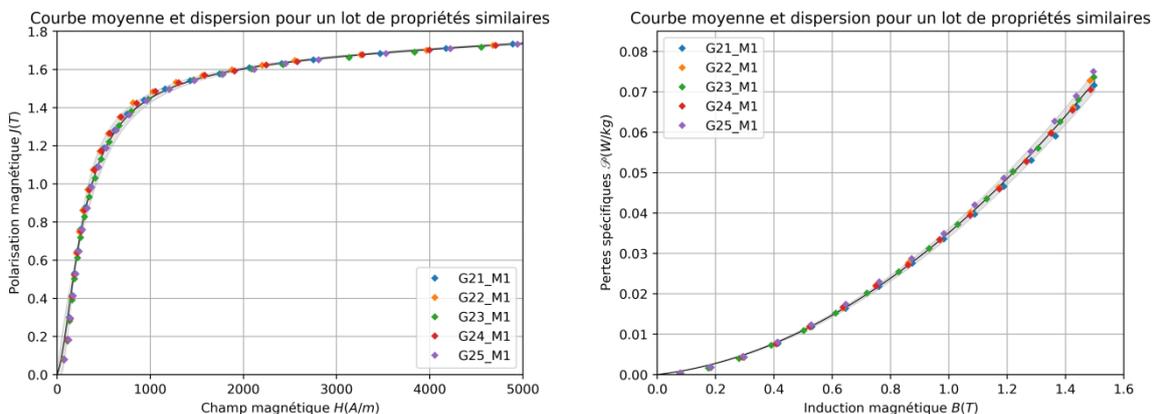


Figure 90 : Visualisation des courbes moyenne et enveloppes sur un lot d'échantillons similaires

Dans la suite du travail, seule les courbes moyennes de modèles identifiés et les enveloppes sont montrées pour comparer visuellement les lots d'échantillons de propriétés matériau différentes.

3.1.8 Analyse de sensibilité

3.1.8.1 Entrefer

La mesure est sensible à divers paramètres donnés par le diagramme causes à effet présentés dans la section 3.1.4. Un effet important à vérifier est l'influence de l'entrefer parasite entre les pôles de l'électroaimant et l'échantillon. Une étude expérimentale couplée avec une étude numérique montre que l'ajout d'un entrefer a tendance à « aplatir » la courbe de polarisation magnétique comme illustré par la Figure 91. Deux simulations en magnétostatique sont comparées à deux mesures expérimentales. Dans le premier cas l'entrefer est minimisé : il est mis à 0 pour la simulation alors que dans le cas de l'expérience, les pôles sont directement en contact avec l'échantillon. L'entrefer expérimental dépend alors de la qualité des surfaces des pôles et de l'échantillon, c'est-à-dire de l'état de surface (rugosité, ondulation) et du défaut de forme (planéité), mais également des défauts d'orientations des surfaces (parallélisme des surface extrêmes de l'échantillon et des pôles de l'électroaimant). Dans le deuxième cas, un entrefer de $2 \times 0,15 \text{ mm}$ est imposé. Dans la simulation numérique les milieux sont décalés de la valeur de l'entrefer et l'échantillon est bien centré entre les pôles. Dans l'expérience, deux films plastiques amagnétiques sont insérés entre l'échantillon et la surface des pôles.

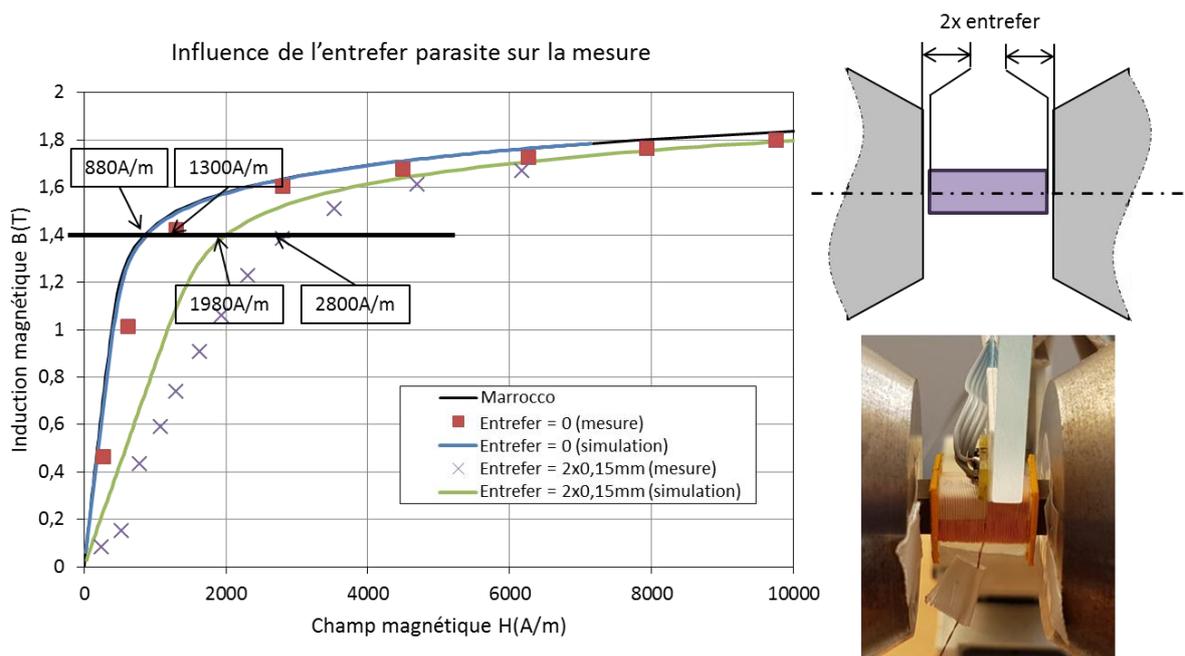


Figure 91 : Influence de l'entrefer sur la mesure expérimentale et virtuelle

Les courbes de la Figure 91 montrent les résultats de la mesure virtuelle (avec la loi de Marrocco implémentée dans la mise en données) et les résultats des mesures expérimentales. Dans les deux cas, la courbe de polarisation magnétique apparaît aplatie avec l'ajout d'un entrefer, ainsi les propriétés magnétiques mesurées sont alors moins bonnes que les propriétés magnétiques vraies. Quantitativement, le champ magnétique H nécessaire pour atteindre une induction B de $1,4 \text{ T}$ est multiplié par 2,2 environ. Le serrage de l'échantillon dans les pôles de l'électroaimant est alors primordial : si le serrage est trop exagéré, des contraintes risquent d'être induites dans l'échantillon

lors de la caractérisation alors qu'à l'inverse, un serrage trop lâche risque de laisser un entrefer entre l'électroaimant et l'échantillon.

3.1.8.2 Position de l'échantillon entre les pôles

La distribution du champ H dans l'air autour de l'échantillon a une allure parabolique comme l'a révélé l'étude sur l'estimation du champ H à la section 3.1.6. Pour voir l'influence de la distribution du champ H autour de l'échantillon, des mesures de cycles majeurs ont été faites pour les cinq différentes positions expliquées sur le schéma de la Figure 92 sur la version 2 sondes du banc CaMEA.

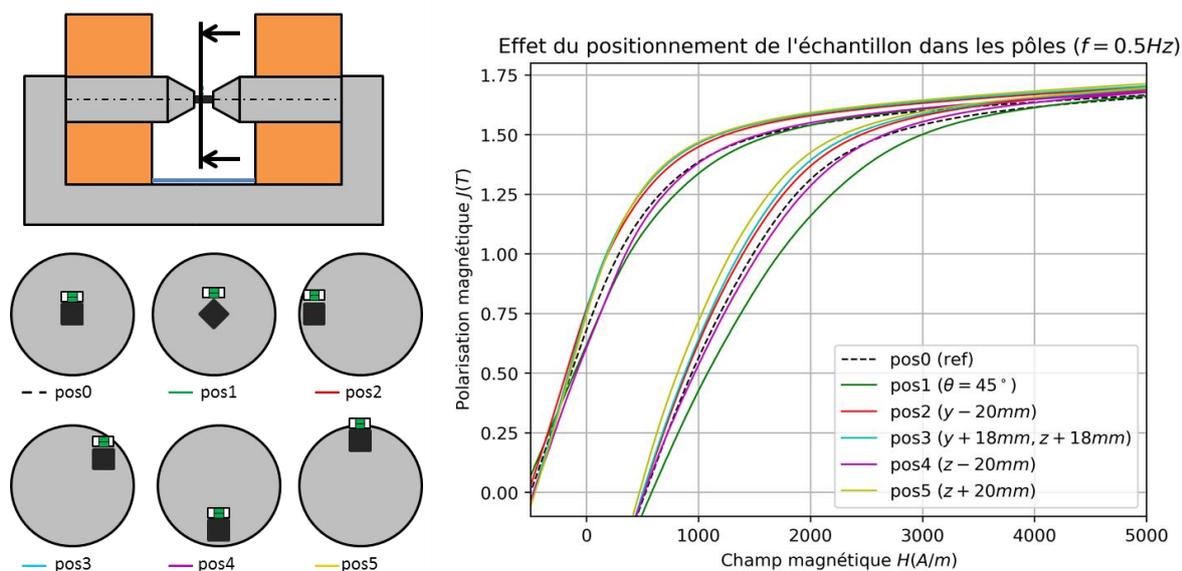


Figure 92 : Influence de la position de l'échantillon sur le cycle majeur

Les courbes de la Figure 92 révèlent différents comportements en fonction de la position de l'échantillon dans les pôles de l'électroaimant. Deux principales tendances sont révélées dépendantes du positionnement relatif du système de sondes par rapport soit à la surface de l'échantillon, soit par rapport aux pôles de l'électroaimant. Ainsi dans la position 1, le système de sondes apparaît plus éloigné de l'échantillon. L'extrapolation linéaire est alors effectuée sur deux mesures plus éloignées de l'échantillon sur la courbure du profil montré sur la Figure 82 : la pente est alors plus faible et le champ évalué plus important, ce qui aplatit le cycle d'hystérésis. Ensuite deux groupes de positionnement relatif donnent des résultats similaires : le groupe comprenant les positions 0 et 4 et le groupe comprenant les positions 2, 3 et 5. A l'intérieur de ces deux groupes de positions, la distribution du champ H sur le système de sondes semble similaire. La mesure la plus « droite » correspond à la position 5 lorsque les sondes sont complètement à l'extérieur des pôles. Pour des raisons de robustesse et de symétrie, la position 0 est retenue pour la suite des caractérisations et le nombre de sondes a été augmenté pour une meilleure estimation du champ H . Les positions étudiées ici sont exagérées et l'impact pour un positionnement visuel au centre des pôles de l'électroaimant reste limité comme le montre l'étude de reproductibilité à la section 3.1.9.

3.1.8.3 Position du bobinage secondaire sur l'échantillon

Un autre élément à analyser est la position du secondaire sur la longueur de l'échantillon, qui relève en grande partie de l'opérateur. Deux positions du bobinage secondaire sont étudiées : soit visuellement au milieu de l'échantillon (position 0) soit complètement plaqué contre un pôle de l'électroaimant (position 1) comme représenté sur les photos de la Figure 93. Les courbes

correspondantes ne montrent qualitativement pas un gros impact de la position du secondaire sur le cycle d'hystérésis de l'échantillon. Dans le cas de la position 1, le flux capté est légèrement plus important. La simulation numérique donne en effet une légère inhomogénéité du flux le long de l'échantillon, avec une légère augmentation près du pôle de l'électroaimant. Compte-tenu de la variation apportée par une incertitude de positionnement du secondaire, cela ne sera pas pris en compte par la suite. L'étude sur l'hétérogénéité de B le long de l'axe \vec{x} a conduit au développement d'un bobinage secondaire plus court comme présenté dans la section 3.1.5. L'impact du positionnement du nouveau bobinage le long de l'échantillon n'a pas été investigué expérimentalement.

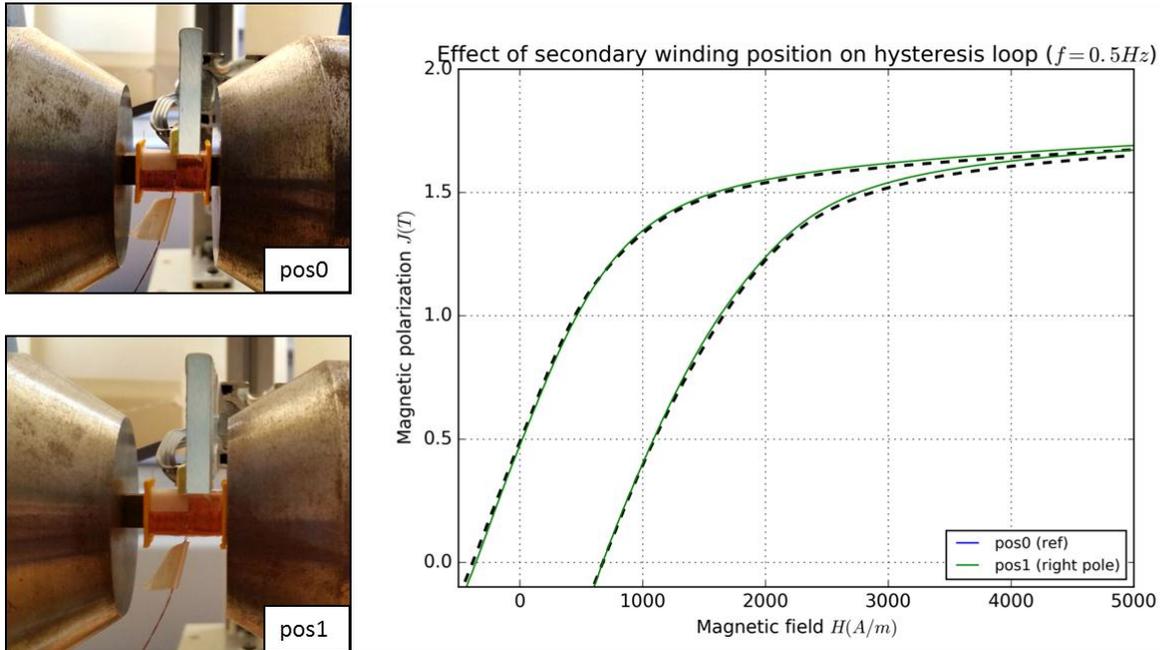


Figure 93 : Influence de la position du bobinage secondaire

3.1.9 Analyse de l'exactitude de la mesure

L'exactitude d'une mesure est définie par deux paramètres : sa justesse et sa fidélité. L'erreur de justesse de la mesure est donnée comme l'écart systématique entre la valeur mesurée et la valeur vraie.

3.1.9.1 Étalonnage

Avant de quantifier la justesse du moyen de mesure, il convient de vérifier si le système d'acquisition est étalonné. La caractéristique magnétique est obtenue à partir de la mesure de la force électromotrice aux bornes du secondaire ainsi que de la mesure de champ magnétique par les sondes à effet Hall. La mesure de la force électromotrice est assurée directement par une sonde de tension, l'étalonnage étant assuré par le fournisseur de la sonde de tension et la composante continue est retirée lors du post-traitement expliqué à la section 3.1.5. Cependant le signal de tension mesuré par les sondes à effet Hall est conditionné par un boîtier électronique fait sur mesure. Il alimente les sondes et transforme la plage de signal de sortie $0 - 5\text{ V}$ en un signal sur une gamme d'environ $\pm 10\text{ V}$. Pour cette partie il est nécessaire de vérifier le champ H mesuré par les sondes. Dans la pratique, il faut appliquer un champ H connu et mesurer la tension aux bornes de chaque sonde à effet Hall. Les sondes sont préalablement brasées sur le circuit imprimé final et sur le câble de mesure final (connecté au boîtier à l'aide d'une prise DB-9), comme représentés sur les

photos de la Figure 94. Les sondes sont ensuite placées au centre d'un solénoïde de caractéristiques connues (nombre de spires : $n_s = 750$ spires, longueur : $L_s = 820 \text{ mm}$ et diamètre : $126,5 \text{ mm}$). Ainsi le champ magnétique H est généré à l'aide du solénoïde et est évalué analytiquement à partir du courant i imposé et mesuré dans le bobinage :

$$H = \frac{n_s i}{L_s} \quad (50)$$

Ce modèle analytique simple est exploitable dans le cas d'un solénoïde long, ce qui a été vérifié à l'aide de la simulation numérique avec les données géométriques du solénoïde utilisé.

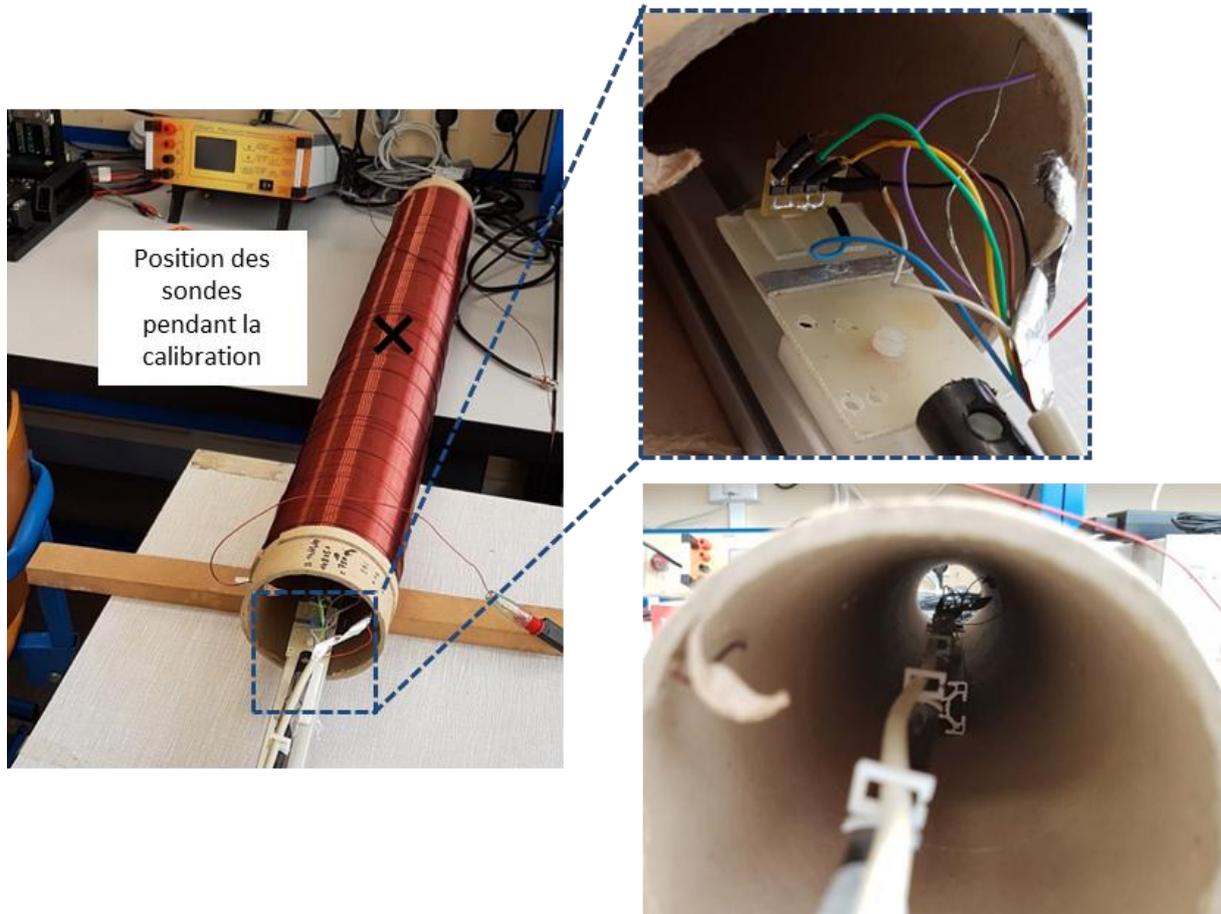


Figure 94 : Utilisation d'un solénoïde pour l'étalonnage des sondes

Le courant injecté dans le solénoïde est un signal triangulaire symétrique à $f = 0,01 \text{ Hz}$ avec une amplitude correspondant au maximum que l'amplificateur est capable de fournir (soit $5,3 \text{ A}$). Le zéro de la sonde de courant est vérifié avant l'étalonnage et la tension aux bornes des quatre sondes à effet Hall est mesurée sur deux périodes. A partir de ces mesures électriques, il est possible de construire les courbes des quatre sondes à effet Hall et de réaliser une régression linéaire pour déterminer le gain et l'offset de la sonde comme présenté sur le graphe de la Figure 95.

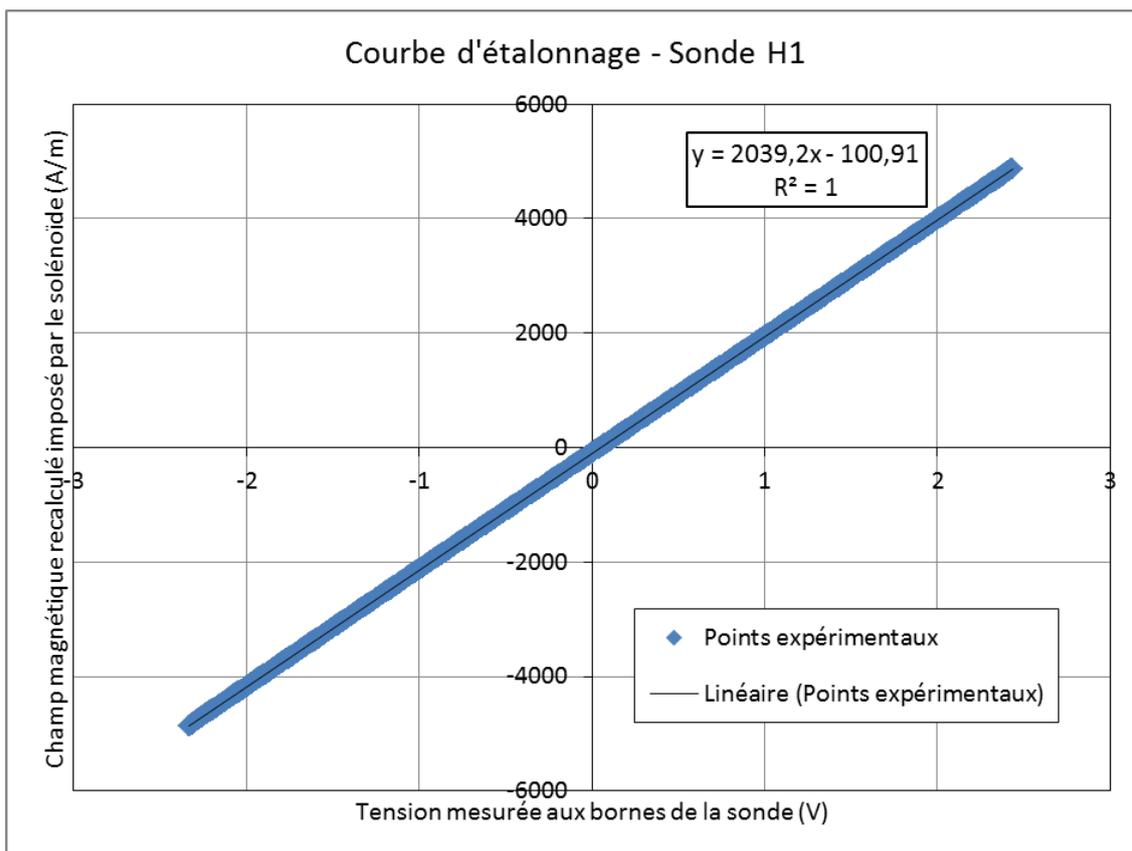


Figure 95 : Courbe d'étalonnage de la sonde H1

Les valeurs de gain et d'offset pour les quatre sondes sont données dans le Tableau 12. Il faut noter que les mesures magnétiques sont réalisées dans une gamme de $\pm 15000 \text{ A/m}$ alors que l'équipement utilisé pour l'étalonnage ne permet de couvrir que la gamme de champ $\pm 4900 \text{ A/m}$, limitée par le courant maximal en sortie de l'amplificateur et par le solénoïde en lui-même. L'étalonnage est supposé encore valide hors cette gamme puisque la réponse linéaire des sondes est garantie par le constructeur dans une gamme de $\pm 17000 \text{ A/m}$.

Tableau 12 : Valeurs de gain et offset pour les quatre sondes

	Sonde H1	Sonde H2	Sonde H3	Sonde H4
Gain (A/m/V)	2039,22	2086,13	2063,33	2054,07
Offset (A/m)	-100,91	-114,96	-30,43	-78,09

3.1.9.2 Justesse

Une fois les composants d'acquisition étalonnés, il faut vérifier que la caractéristique magnétique mesurée au final correspond bien à la caractéristique magnétique vraie de l'échantillon. Comme la mesure vraie d'une propriété n'est jamais accessible expérimentalement, elle est le plus souvent associée à une mesure comparative de cette même propriété, qui sert de référence au moyen de mesure en train d'être certifié. Dans le cas du banc CaMEA, le principe de mesure choisi en référence sera la mesure sur un tore qui est normalisée selon la norme IEEE 393-1991. En pratique cela revient à comparer la mesure effectuée sur une frite de $8 \times 8 \times 25 \text{ mm}$ à l'aide du banc CaMEA à la mesure des propriétés sur un tore de dimensions à définir. Outre l'aspect normatif, la mesure sur tore a été

sélectionnée car elle permet également une mesure sur des échantillons massifs. Cependant la morphologie des deux types d'échantillon est différente et il est impossible de réaliser les deux caractérisations sur le même échantillon. Le tore devra répondre aux contraintes suivantes :

- Les dimensions du tore doivent rester le plus possible celle fixée par la norme (à savoir un rapport D_{ext}/D_{int} le plus proche de 1) pour garder une homogénéité de H suivant le rayon
- La section du tore doit s'approcher de la section de la frite de 64 mm^2
- Les bobinages primaires et secondaires du tore doivent permettre la réalisation de la caractérisation dans des conditions favorables (compromis fréquence, force électromotrice mesurables et densité de courant maximale admissible dans les fils électriques)
- Les propriétés matériau du tore doivent être similaires à celle de la frite correspondante

Pour satisfaire aux aspects dimensionnel et massivité, la géométrie du tore est la suivante : $D_{ext} = 50 \text{ mm}$, $D_{int} = 42 \text{ mm}$ et $h = 6 \text{ mm}$. Cela donne un ratio $\frac{D_{ext}}{D_{int}} < 1,2$ qui est acceptable pour l'homogénéité du champ magnétique H . La section du tore est de 24 mm^2 , ce qui représente 37,5% de la section de la frite, et les dimensions restent massives au sens où aucune dimension n'est prépondérante devant un autre (épaisseur de 4 mm hauteur de 6 mm). Cette section permet d'imposer un champ H jusqu'à environ 10000 A/m à une fréquence de $0,5 \text{ Hz}$, grâce à un bobinage primaire comprenant $n_1 = 260$ spires, et de mesurer une induction B avec une résolution de 1 mT .

Comme la caractérisation ne peut avoir lieu sur le même échantillon, et que la mesure sur tore ne peut pas prendre en compte des propriétés d'anisotropie, une stratégie de prélèvement particulière a été réalisée. Ainsi les mesures de justesse ont été réalisées sur 7 échantillons d'intercomparaison, 3 tores et 4 frites repérées R1 à R4, prélevés à la suite dans une barre laminée à chaud selon le plan de prélèvement présenté sur le schéma de la Figure 96.

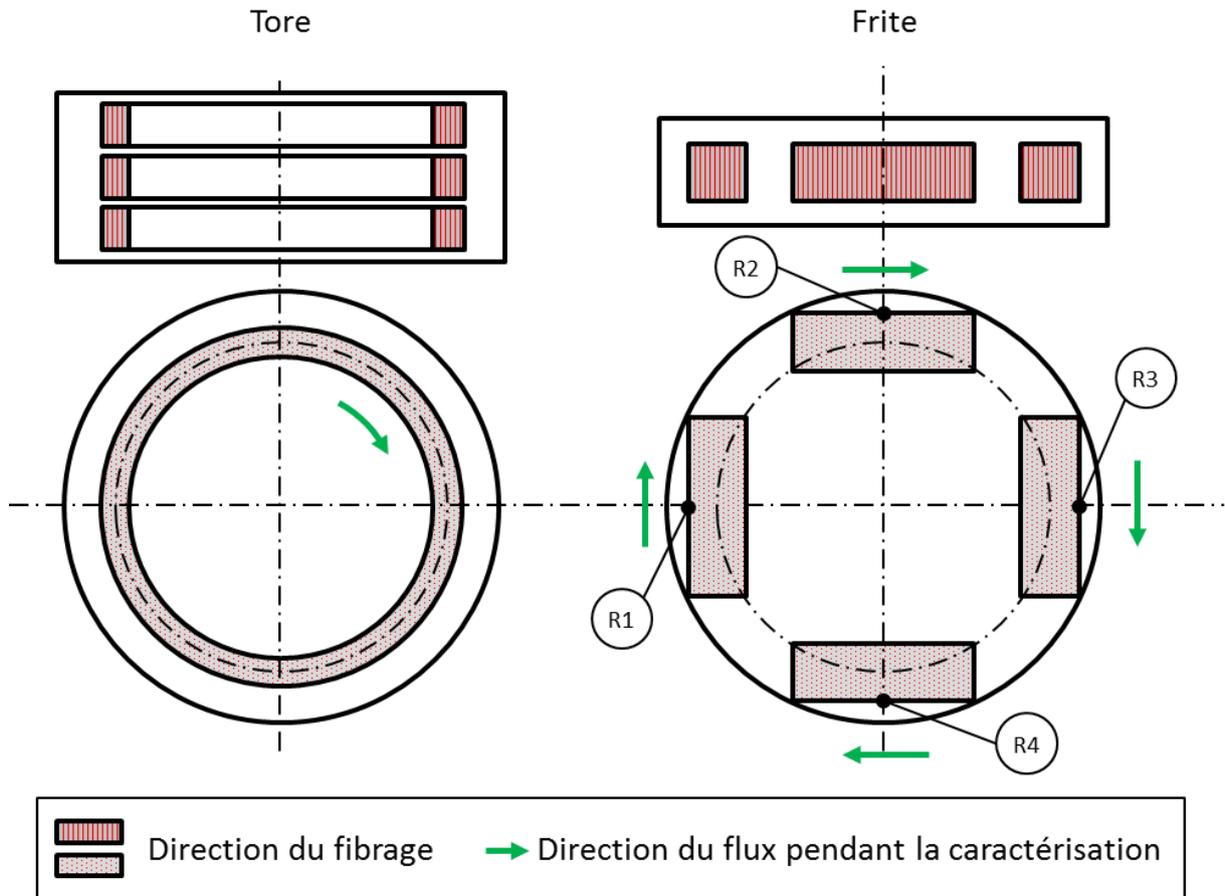


Figure 96 : Plan de prélèvement des échantillons de référence

Le prélèvement tient compte d’une éventuelle anisotropie de propriétés selon le rayon comme cela peut être le cas de la microstructure compte tenu des chemins thermiques différents en surface et à cœur ou pour le fibrage (représenté en rouge sur la Figure 96). La répétabilité de la mesure sur tores a été vérifiée qualitativement. Ainsi la Figure 97 montre les résultats de la mesure de justesse. Une mesure sur tore est prise en référence et les mesures sur les 4 frites sont superposées à cette référence, pour les pertes spécifiques et pour la courbe de polarisation.

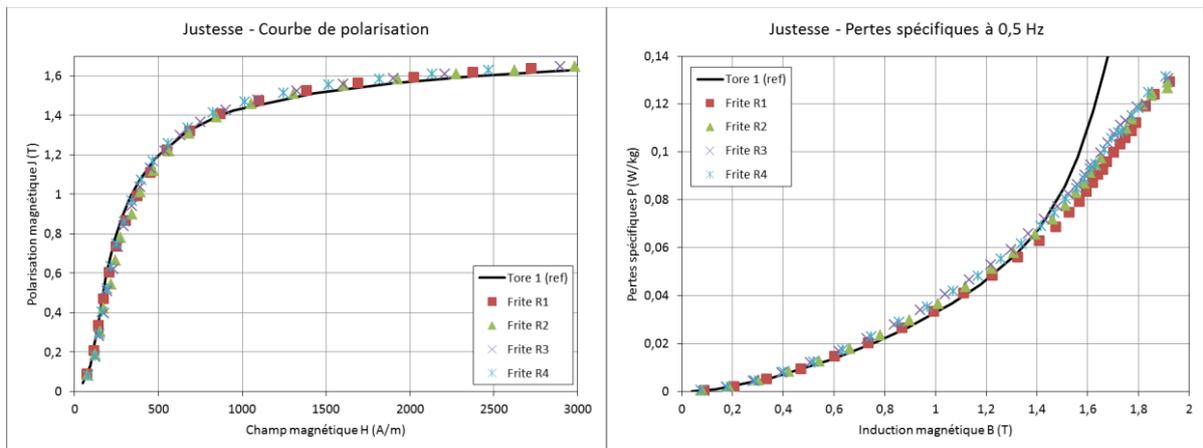


Figure 97 : Justesse - Courbes normales et pertes spécifiques

Dans un premier temps, la mesure de la courbe de polarisation est similaire pour les quatre frites et est quasiment confondue à la mesure sur le tore, sur toute la gamme de champ de 0 à 9500 A/m.

Concernant les pertes, les mesures sur les 4 frites sont presque confondues sur toute la gamme d'induction : les courbes pour frites R3 et R4 sont très légèrement au-dessus des courbes des frites R1 et R2. Aussi un écart par rapport à la mesure sur tore est observable à partir d'une induction de 1,5 T. D'un point de vue quantitatif, après approximation par les modèles (Brillouin modifié pour la polarisation, modèles issu de la séparation de pertes de Bertotti), il est possible de donner une valeur associée à la justesse pour les pertes spécifiques $\mathcal{P}_{1,5T}$ à 1,5T et pour le champ magnétique $H_{1,5T}$ nécessaire pour atteindre une polarisation de 1,5T. Il s'agit de l'écart de la valeur moyenne des mesures sur frites par rapport à la référence (la mesure sur tore). La justesse de la mesure est estimée alors à 6,4% pour le champ $H_{1,5T}$ et 2,1% pour les pertes $\mathcal{P}_{1,5T}$.

3.1.9.3 Fidélité

Un autre aspect pour confirmer l'exactitude de la mesure est la fidélité. Elle traduit la capacité d'un moyen de mesure à donner toujours la même mesure. Elle peut être évaluée à l'aide d'essai de répétabilité. Des mesures de répétabilité ont été effectuées sur un des échantillons d'intercomparaison. Le mesurage de l'échantillon a été répété 6 fois. Le protocole de mesure a été suivi entièrement à chaque fois, l'échantillon a donc été repositionné, subi le cycle de démagnétisation, la compensation de l'aimantation rémanente et les différents niveaux de courant en vue de la caractérisation magnétique.

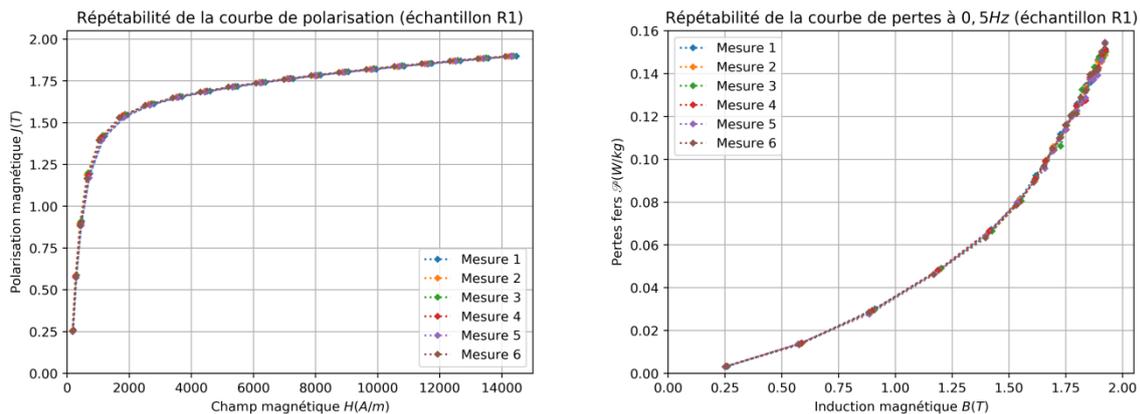


Figure 98 : Courbes de répétabilité pour l'échantillon frite R1

Qualitativement les points expérimentaux sont toujours sur une caractéristique magnétique proche. Quantitativement, un coefficient de variation peut être donné après approximation par des modèles pour les valeurs à une induction de 1,5T. La valeur estimée de la fidélité de mesure est de 3,6% pour le champ magnétique $H_{1,5T}$ et de 0,7% pour les pertes $\mathcal{P}_{1,5T}$.

Le Tableau 13 résume les valeurs quantitatives données pour le moyen de mesure avec les protocoles établis précédemment

Tableau 13 : Synthèse de l'exactitude de mesure des propriétés magnétiques

Indicateur	Répétabilité	Justesse
	Coefficient de variation : $\frac{\sigma}{\bar{m}}$	Erreur relative : $\left \frac{\bar{m} - m_{ref}}{m_{ref}} \right $
Champ $H_{1,5T}$	3,6%	6,4%
Pertes $\mathcal{P}_{1,5T}$	0,7%	2,1%

3.2 Caractérisation de la conductivité électrique

Une autre grandeur physique qu'il est nécessaire de caractériser en vue d'évaluer les performances électromagnétiques de l'acier est la conductivité électrique. Elle est notamment à l'origine des pertes par courants induits qui existent dans certaines zones de la roue polaire en fonctionnement, notamment dans les griffes. Le principe de caractérisation a été évoqué à la section 1.2.1.9. Un tel dispositif a été développé dans le but de caractériser la conductivité électrique sur le produit roue polaire par Laure Arbenz (Arbenz, 2014). Pour des géométries non triviales telles que celle de la roue polaire, une analyse inverse avec un logiciel de simulation numérique a été envisagée. Le dispositif a été adapté avec l'utilisation d'un support en PVC (isolant électrique) pour caractériser les propriétés électriques des frites de $8 \times 8 \times 25 \text{ mm}$. Un micro-ohmmètre (Digital Nano-ohmmeter 20024, Pedranti Elio) est utilisé pour la génération de courant et la mesure de la tension : le courant injecté est de 1 A et le calibre de mesure est de $320 \mu\Omega$ (résolution de $10 \text{ n}\Omega$). La mesure est effectuée à l'aide d'un capteur à 4 pointes (Ingun HSS118 à bout rond) pour l'injection de courant et la mesure de tension. La position des pointes a été mesurée à l'aide d'une machine à mesurer tridimensionnelle Renault Automation 13.08.06. La distance entre les deux pointes centrales de mesure vaut $l_{\text{mesure}} = 5,8347 \text{ mm}$.

D'après l'étude de sensibilité effectuée par Laure Arbenz, la température de l'échantillon est un élément très influent sur la mesure : une variation de $\pm 2^\circ\text{C}$ se traduit par une incertitude de $\pm 2\%$ sur la mesure de résistance. Ceci justifie une caractérisation dans une enceinte contrôlée en température (chambre d'essai Binder/série M53) avec une mesure de température par thermocouple, ainsi qu'une valeur de courant d'injection réduite pour limiter les échauffements dus aux pertes Joule dans l'échantillon. La disposition globale des éléments lors de la caractérisation dans la chambre d'essai est montrée sur la photo de la Figure 99.

De plus il a été montré dans cette étude de sensibilité que les pointes d'injection sont placées suffisamment loin des pointes de mesure pour que le courant soit épanoui dans toute la section de l'échantillon. La conductivité électrique peut alors se déduire analytiquement par la formule :

$$\sigma_{el} = \frac{l}{RS} \quad (51)$$

avec $l = l_{\text{mesure}} = 5,8347 \text{ mm}$ et S la section de l'échantillon ayant pour valeur nominale 64 mm^2 .

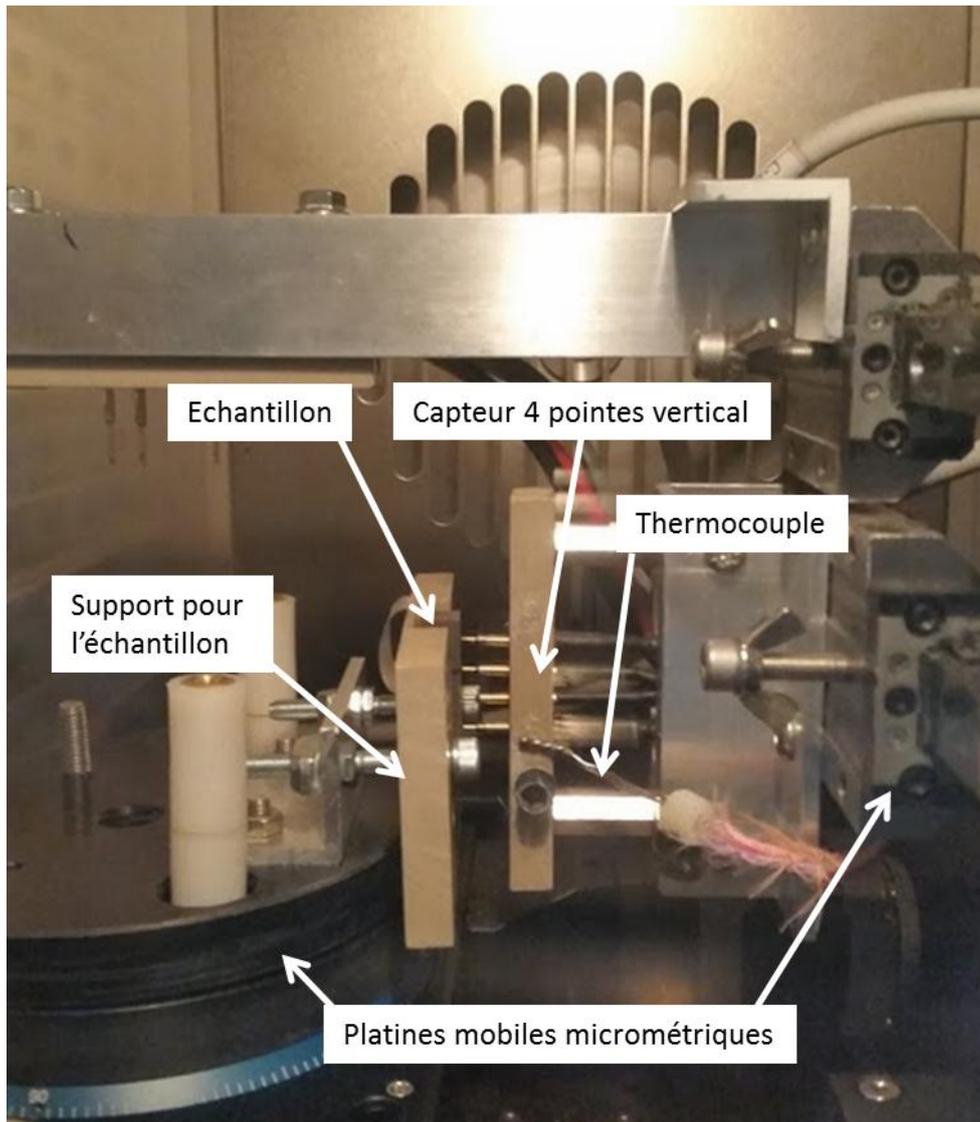


Figure 99 : Vue de la chambre d'essai lors de la caractérisation électrique

Le protocole suivant a été établi :

1. Mise en route de la chambre d'essai à la température consigne de 40°C et une ventilation à 40%
2. Placement du lot à caractériser dans l'enceinte de la chambre d'essai
3. Mise en place d'un échantillon sur le support de caractérisation
4. Positionnement des pointes en contact des échantillons
5. Injection du courant
6. Attente de la stabilité thermique en contrôlant visuellement l'évolution de la température mesurée par le thermocouple
7. Etalonnage du zéro du micro-ohmmètre
8. Mesure sur 500 secondes
9. Si la mesure de résistance n'est pas stable, relancer la mesure

La moyenne de résistance sur les 50 dernières secondes de l'acquisition est calculée puis la conductivité est donnée par l'équation (51). L'étape 2 permet aux échantillons d'atteindre plus rapidement la stabilité thermique à partir de la mesure sur le 2^e échantillon du lot. La première mesure est effectuée 40 minutes après la mise en route de la chambre d'essai. L'étape 3 requiert l'ouverture de la chambre d'essai et donc une perturbation de la thermique dans l'enceinte. L'étape 6 permet de corriger l'élévation de la température de l'échantillon par effet Joule lors de l'injection de courant. L'étape 7 corrige le biais introduit par la résistance des fils et de contact entre l'échantillon et les pointes. Le contact entre l'échantillon et les pointes doit être correct pour ne pas être perturbé par une vibration de l'enceinte. La paire de câbles pour la mesure de la tension (pointes internes) est blindée afin de réduire les perturbations dues aux rayonnements électromagnétiques environnants (appareils électroniques dans la salle d'expérimentation, ...).

De la même façon que le banc CaMEA, l'exactitude de la mesure de la conductivité électrique doit être évaluée. La justesse de l'appareil de mesure a été évaluée à l'aide d'une population d'étalon possédant différentes conductivités. Selon le protocole de mesure établi par Laure Arbenz à température ambiante, l'erreur relative de justesse de la mesure de conductivité électrique est inférieure à 2,2%. Ce protocole ne changerait pas malgré l'adaptation du banc aux besoins de ces travaux. Par contre, la fidélité de la mesure a été établie lors de mesures sur une roue polaire. Il convient de vérifier cette valeur à la mesure sur frites. Des mesures de répétabilité ont été effectuées afin d'évaluer la fidélité appliquée à nos échantillons. Quatre frites ont été retenues repérées R1 à R3, du lot précédent utilisé pour la justesse du banc CaMEA, et F69, issue d'un acier de composition légèrement différente. Elles ont été mesurées dix fois chacune. Les résultats de ces mesures de répétabilité sont montrés sur le graphe de la Figure 100.

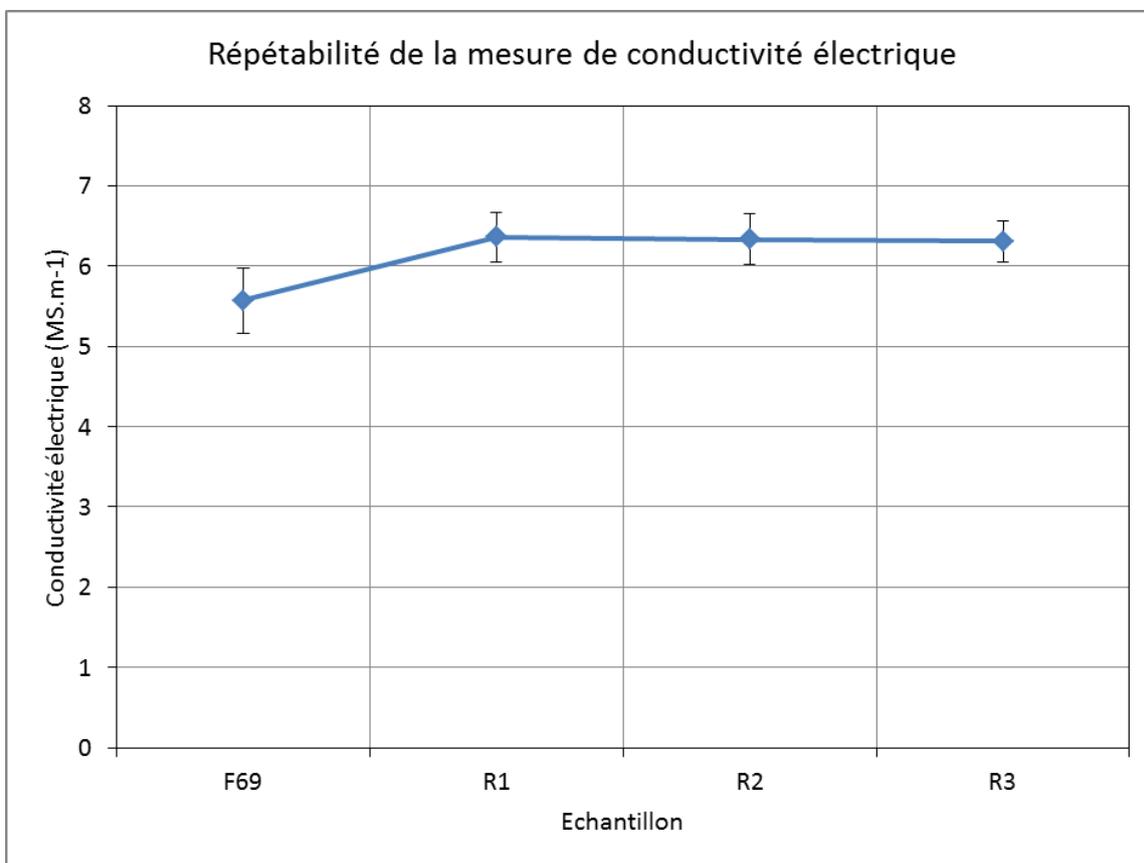


Figure 100 : Répétabilité de la mesure de conductivité électrique

Les barres d'erreur représentent un intervalle de ± 2 écart-types sur les valeurs de conductivité mesurées. Le coefficient de variation maximal de la mesure a été estimé pour l'échantillon F69 à $\frac{\sigma}{\bar{m}} = 3,6\%$. Le Tableau 14 résume les valeurs quantitatives données pour le moyen de mesure de conductivité électrique avec les protocoles établis précédemment

Tableau 14 : Synthèse de l'exactitude de mesure des propriétés électriques

Indicateur	Répétabilité	Justesse
	Coefficient de variation : $\frac{\sigma}{\bar{m}}$	Erreur relative : $\left \frac{\bar{m} - m_{ref}}{m_{ref}} \right $
Conductivité électrique σ_{el}	3,6%	2,2%

Chapitre 4

4 Caractérisation expérimentale

L'approche globale et tous les outils de caractérisation magnétiques et électriques ont été définis dans les précédents chapitres. Le chapitre 2 donne également les paramètres processus pertinents ainsi que les niveaux atteints dans le produit. Il faut alors définir quels sont les moyens d'obtentions des échantillons représentatifs. Ces échantillons sont générés à partir de traitement thermiques, mécanique et thermomécaniques, ainsi que par des plans de prélèvements adaptés. Les niveaux de paramètres matériau obtenus dans les échantillons sont alors quantifiés et comparés au paramètres produit « roue polaire ». Des résultats de caractérisation magnétiques et électriques sont également obtenus et analysés.

Contenu du chapitre

4	Caractérisation expérimentale	117
4.1	Désignation des échantillons.....	118
4.2	Taille de grains.....	119
4.2.1	Génération d'échantillons	119
4.2.2	Mesures électriques et magnétiques	131
4.3	Déformation plastique	139
4.3.1	Génération d'échantillons	139
4.3.2	Mesures électriques et magnétiques	153
4.4	Fibrage.....	161
4.4.1	Génération d'échantillons	161
4.4.2	Mesures électriques et magnétiques	163
4.5	Synthèse de l'effet des paramètres matériau sur les propriétés électromagnétiques.....	169

4.1 Désignation des échantillons

Cette section a pour but de préciser la désignation pour les frites utilisée au cours de ce chapitre. Cette notation est orientée « objectif » dans le sens où elle correspond à l'objectif que doivent remplir les échantillons. L'objectif est de démontrer l'impact de certains paramètres matériau sur les propriétés électromagnétiques. De plus, les frites sont organisées en lots qui représentent un même niveau de paramètre visé. Enfin, un lot possède de 2 à 9 frites qu'il faut différencier. La règle suivante est donc adoptée :

- La première lettre majuscule correspond donc à l'objectif du lot d'échantillon, c'est-à-dire au paramètre matériau investigué : taille de grains (G), la déformation plastique (D) ainsi que celui du fibrage (F).
- Le numéro qui suit directement cette lettre majuscule correspond au numéro du lot pour l'objectif en question : dans la mesure du possible, les lots sont numérotés par niveau croissant du paramètre matériau investigué
- Un tiret sépare usuellement le numéro du lot du numéro de la frite, ainsi s'il est fait référence au lot, le tiret n'est pas présent.

Il arrive que certains lots de frites servent pour deux objectifs différents, ainsi ils disposent de deux désignations différentes, même s'il s'agit physiquement des mêmes échantillons. Toutes les désignations des lots de frites associés aux niveaux des paramètres investigués sont synthétisées dans le Tableau 15.

Tableau 15 : Récapitulatif de la désignation des différents lots de frites.

Objectif	Désignation du lot	Niveau	Lot matière	Sous-traitant découpe	Nombre	Remarque
Référence	R	-	1	a	4	Identique à F6
Taille de grains	G1	11 μm	1	a	2x2	
	G2	11 μm	1	b	2x2	
	G3	16 à 22 μm	1	-	7	Identique à D1
	G4	16 à 22 μm	1	b	5	
	G5	44 μm	1	a	9	Identique à F5
	G6	44 μm	1	b	5	
	G7	90 μm	1	a	9	
	G8	90 μm	1	b	5	
	G9	175 μm	1	a	9	
	G10	175 μm	1	b	5	
Déformation	D1	0%	1	-	7	Identique à G3
	D2	2%	1	-	2	
	D3	6%	1	-	2	
	D4	12%	1	-	2	
	D5	18%	1	-	3	
Fibrage	F1	0°	2	c	9	
	F2	45°	2	c	9	
	F3	67,5°	2	c	9	
	F4	90°	2	c	9	
	F5	0°	1	a	9	Identique à G5
	F6	90°	1	a	4	Identique à R

A chaque mesure est également associé un numéro. Il est repéré dans la notation par « _Mx » suivant la désignation de l'échantillon ou x étant le numéro de mesure. Ainsi la 2^e mesure de la 5^e frite du lot F1 s'écrira : F1-5_M2.

4.2 Taille de grains

4.2.1 Génération d'échantillons

La taille de grains dans la griffe de la roue polaire a été évaluée entre 6,7 et 54 μm . Des échantillons représentatifs de la roue polaire en termes de taille de grains doivent être réalisés. Pour des aspects logistiques (quantité et chronologie), les échantillons ont été réalisés à partir du lot matière 1.

L'influence d'un traitement thermique sur la microstructure dépend de la nuance d'acier (ASM International, 1990a). Par conséquent, le protocole suivant a été adopté :

- Vérifier tout d'abord la taille de grains dans la barre initiale, vérifier son homogénéité et si elle se trouve dans l'intervalle de taille de grains de la roue polaire.
- Mettre au point les différents traitements thermomécaniques pour générer des premiers « lopins intermédiaires », qui permettent à la fois de prélever des frites et de vérifier l'impact du traitement thermomécanique sur la taille de grains.
- Générer au besoin des « lopins intermédiaires » supplémentaires
- Prélever les frites dans les « lopins intermédiaires » concernés si nécessaire

Sauf indication contraire, la méthode des segments interceptés a été employée pour l'évaluation de la taille de grains sur les micrographies présentées comme détaillée dans l'annexe A.

4.2.1.1 Vérification de la taille de grains dans la barre initiale

La taille de grains dans la barre initiale est estimée à un indice minimal de 6 ASTM (45 μm) d'après le certificat de coulée. La Figure 101 montre des micrographies réalisées sur la barre initiale afin d'en contrôler la taille de grains. La microstructure est observée dans une coupe axiale et dans une coupe longitudinale afin de vérifier un éventuel allongement des grains. De manière générale, la microstructure ressemble aux micrographies A, B et C de la Figure 101. La taille de grains sur ces micrographies est estimée à environ 28 μm (soit 7,3 ASTM) dans la section axiale et à 25 μm (7,6 ASTM) dans la section longitudinale. Compte tenu des incertitudes de mesures le grain n'apparaît pas allongé. L'indice donné par le certificat de 6 ASTM correspond bien à un indice minimal. Il existe, du fait du procédé de laminage, des zones d'hétérogénéité de taille de grains comme le montre la micrographie D de la Figure 101.

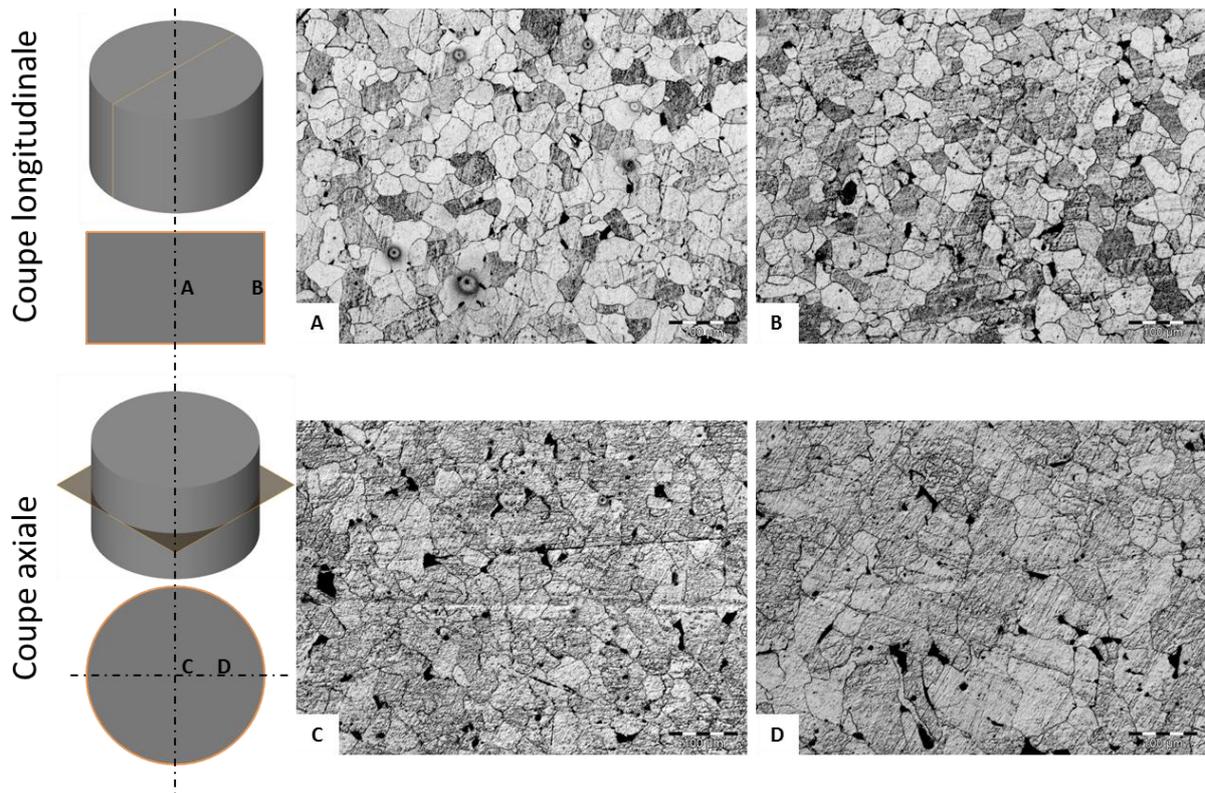


Figure 101 : Taille de grains dans la barre initiale

4.2.1.2 Traitement thermique 1 : normalisation

Un traitement thermique de normalisation a été envisagé pour réduire la taille de grains sans apporter d'énergie mécanique. Il consiste en un chauffage au-dessus de la température de Ac_3 (frontière du domaine entièrement austénitique) pendant un temps qui permet d'austénitiser intégralement l'échantillon sans favoriser la croissance des grains austénitiques. Cette opération est suivie d'un refroidissement à vitesse modérée qui restreint également la croissance des grains tout en limitant la formation de phases hors équilibre et permet d'obtenir une structure équiaxe (ASM International, 1991). La taille de grains finale ferritique dépend de la taille de grains austénitiques et de la vitesse de refroidissement. Une première étape a été de valider ce traitement thermique par une étude de sensibilité aux paramètres expérimentaux, puis il a été appliqué sur un ensemble de deux lots d'échantillons, dont la microstructure a été évaluée par la suite.

Aucune préconisation n'est donnée quant à la vitesse de chauffe v_c : les pièces sont alors enfournées dans le four chaud. La température de changement de phase ferrite \leftrightarrow austénite du lot de matière 1 a été évaluée par dilatométrie : $Ac_3 = 900^\circ C$ et $Ar_3 = 872^\circ C$. Des essais ont été réalisés afin de vérifier la faisabilité du traitement thermique, et la sensibilité à quelques paramètres du recuit a été investiguée :

- Mode de refroidissement (à l'air / à l'eau) correspondant à une vitesse de refroidissement v_r
- Nombre de chauffes
- Temps de maintien $\Delta t_{\text{maintien}}$

La Figure 102 donne le diagramme TRC de la nuance SAE-1006 qui nous permet de visualiser la température Ac_3 à obtenir dans la pièce pour la transformation de phase, ainsi que les vitesses de refroidissement limites pour éviter la formation de bainite, avoir une structure équiaxe et perlitique

comme dans la roue polaire. Deux courbes de vitesses de refroidissement estimées sont représentées sur le diagramme TRC de la Figure 102, celles-ci correspondent aux deux modes de refroidissement évoqués précédemment pour des échantillons de 10 mm d'épaisseur environ.

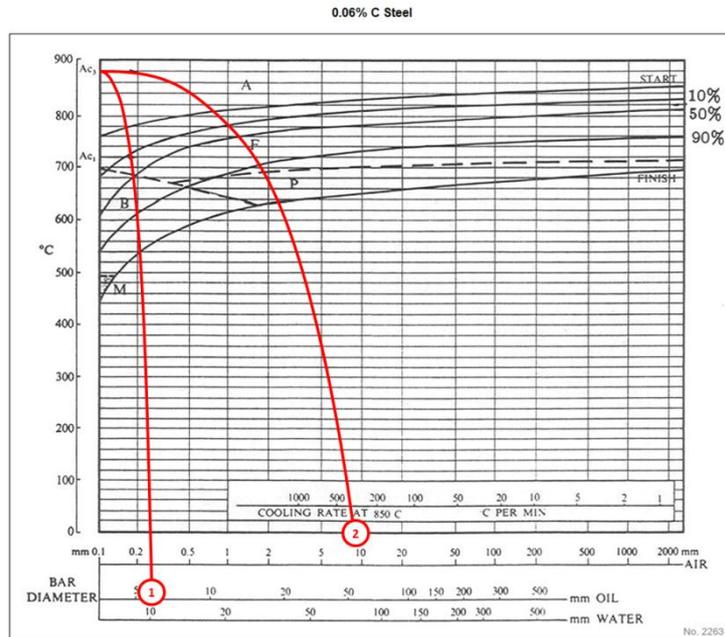


Figure 102 : Diagramme TRC d'un acier SAE-1006 (base de données JMatPro)

Le résultat de l'influence du mode de refroidissement et du nombre de chaufes sur la microstructure est présenté qualitativement sur la Figure 103. Le recuit de normalisation a été réalisé à une température de maintien de 940°C et pendant 10 min.

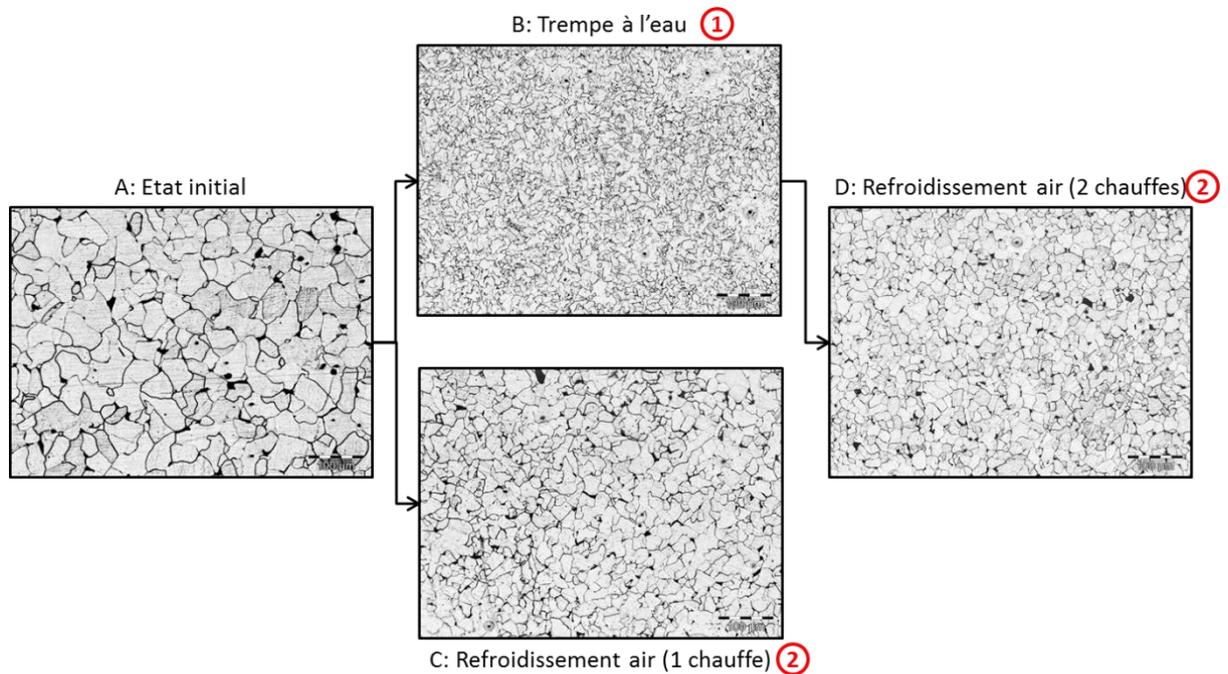


Figure 103 : Influence du nombre de cycles de chauffe et du mode de refroidissement sur la microstructure normalisée

Il est possible de constater que la normalisation diminue effectivement la taille de grains. De plus, la micrographie après trempe à l'eau (B de la Figure 103) montre une microstructure aciculaire. Les grains sont de l'ordre de 9 à 10 μm mais très irréguliers, ce qui ne correspond pas à la microstructure de la roue polaire. Ce résultat confirme l'effet de la vitesse de refroidissement pressenti à partir des courbes de la Figure 102. Dans le cas d'un refroidissement à l'air (micrographies C et D de la Figure 103), une microstructure plus fine que l'état initial, avec une taille de grains finale de l'ordre de 15 μm , est obtenue. Elle est légèrement plus grossière que la micrographie B mais est équiaxe, ce qui est plus proche de la microstructure rencontrée dans la roue polaire. Il est également possible de conclure, en comparant les micrographies C et D de la Figure 103, que le nombre de cycles n'a pas d'influence sur la microstructure. Ainsi, il n'est pas possible de diminuer la taille de grains par normalisation ni en augmentant le nombre de cycles pour affiner encore plus la taille de grains austénitique puis ferritique, ni en augmentant la vitesse de refroidissement pour limiter la croissance du grain ferritique puisque la microstructure s'éloigne de celle présente dans la roue polaire.

L'influence du temps de maintien $\Delta t_{\text{maintien}}$ a également été investiguée. L'objectif est de déterminer s'il doit être respecté rigoureusement et donc s'il faut instrumenter l'expérimentation en conséquence. Plusieurs temps de maintien ont ainsi été réalisés et le résultat sur la microstructure, après un traitement à 940°C et un refroidissement à l'air, est montré sur les micrographies de la Figure 104.

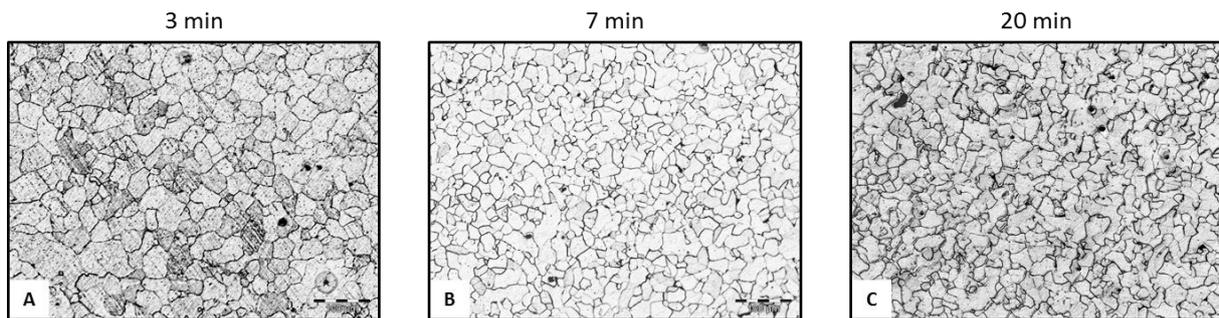


Figure 104 : Influence du temps de maintien sur la microstructure d'échantillons normalisés

La microstructure après 3 min de traitement thermique est différente de celle après 7 min de traitement thermique. Des grains plus fins semblent présents aux joints triples sur la micrographie A, qui sont les sites préférentiels de germination des nouveaux grains (Humphreys and Hatherly, 1994). La transformation de phase ferrite \rightarrow austénite lors de la chauffe n'aurait pas eu le temps de s'effectuer intégralement et se serait localisée au niveau de ces joints triples. Lors du refroidissement ensuite, la structure est plus fine là où le changement de phase austénite \rightarrow ferrite a lieu, soit aux joints triples. Ensuite, lorsque le temps de maintien est encore augmenté (jusqu'à 20 min), la microstructure semble peu évoluer. En conclusion, il faut favoriser un temps suffisant (supérieur à 7 min) pour que la transformation de phase s'effectue intégralement. Un temps prolongé raisonnable (inférieur à 20 min) n'impacte pas la microstructure. Enfin, il est possible de limiter le temps de traitement pour éviter les phénomènes liés à la corrosion et limiter la consommation d'énergie. La taille de grains qu'il est possible d'obtenir en utilisant cette technique est environ 15 μm (9 ASTM).

4.2.1.3 Traitement thermique 2 : grossissement de grain

La taille de grains peut être augmentée en utilisant un traitement thermique de grossissement de grain. Il consiste à apporter un maximum d'énergie pour favoriser la croissance des grains. Lors d'un traitement thermique, cette énergie se manifeste par le couple température-durée. Ainsi une température et une durée élevées sont recherchées. Les temps de maintien étant relativement longs, ici deux traitements thermiques de grossissement de grain différents ont été envisagés. Le premier consiste en un chauffage à 1100°C suivi d'un refroidissement dans l'enceinte du four, consigne coupée. Le second consiste en un chauffage à 1250°C suivi d'un refroidissement à l'air. Les lopins intermédiaires découpés dans la barre laminée ont été protégés systématiquement de la corrosion par enverrage, mélange fait d'un mélange de Silice et d'eau. La microstructure a ensuite été contrôlée dans les lopins intermédiaires après traitement thermique, les résultats étant présentés sur les micrographies de la Figure 105.

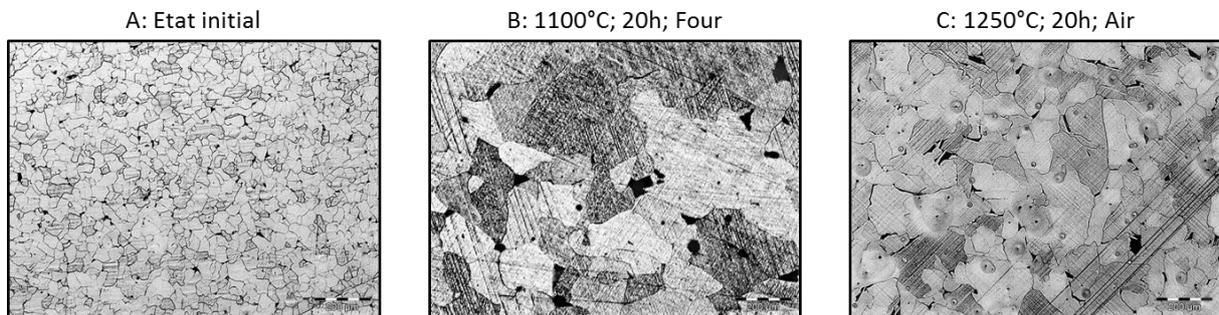


Figure 105 : Résultats du traitement de grossissement de grain sur la microstructure

Les deux traitements thermiques impliquent un grossissement du grain final. Alors que le grain initial est estimé à un diamètre moyen de 28 μm (micrographie A), le premier traitement thermique (1100°C, four, micrographie B) conduit à des grains qui peuvent atteindre 300 μm (0,5 ASTM). Le second traitement thermique permet d'obtenir une taille de grains de l'ordre de 80 μm (4,3 ASTM). Outre la température de maintien, la vitesse de refroidissement joue un rôle majeur dans le phénomène de grossissement de grain. Pour cette nuance, plus le refroidissement est lent, plus la microstructure finale apparaît grossière.

4.2.1.4 Traitement thermomécanique : étirage à chaud

La stratégie recherchée lors de l'étirage à chaud est d'apporter de l'énergie sous forme mécanique pour déclencher le phénomène de recristallisation dynamique, ce qui permettrait a priori d'obtenir une microstructure plus fine qu'avec un traitement thermique sans apport d'énergie mécanique. Une gamme d'étirage à chaud a été établie et détaillée dans l'annexe D. Elle consiste en des réductions de section successives entre deux tas plats jusqu'à une section assimilée carrée de 20x20 mm. Des micrographies ont été réalisées sur différents échantillons prélevés dans les lopins intermédiaires et notamment sur les sections 20x20 mm et 40x40 mm, avec et sans traitement thermique de grossissement de grain (TTH) préalable, et sont présentées sur la Figure 106.

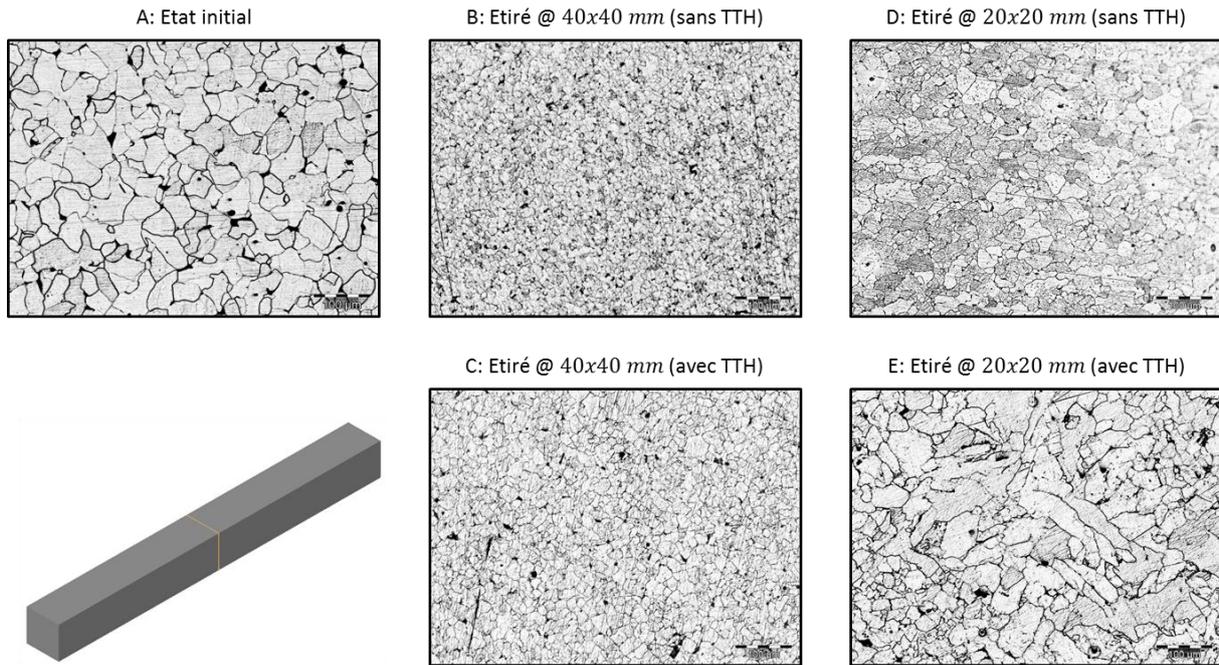


Figure 106 : Résultats de l'essai d'étirage à chaud sur la microstructure

De manière générale, la taille de grains n'est pas homogène dans toute la section droite des pièces prélevées. Dans les quatre coins de la section droite, la microstructure est cependant quasiment homogène et la taille de grains obtenue y est la plus faible. Dans certaines zones plus ou moins grandes, la microstructure n'est pas toujours affinée comme le montre la micrographie E de la Figure 106. Cela est peut-être dû à une température de forgeage trop froide : la réduction de section entraîne notamment une chute de l'inertie thermique locale et donc un refroidissement plus rapide. Il est d'ailleurs possible de s'apercevoir que certains grains sont fins, de l'ordre de $30\ \mu\text{m}$ dans la zone inférieure gauche de la micrographie E, alors que d'autres grains atteignent $80\text{-}100\ \mu\text{m}$ dans la zone centrale. On observe aussi que les pièces étirées à $20\times 20\ \text{mm}$ ont une microstructure plus grossière que les pièces étirées à $40\times 40\ \text{mm}$. Entre les micrographies B et C de la Figure 106, en faisant l'hypothèse que le processus d'obtention est répétable, seul le traitement thermique préalable est différent. La conclusion est conforme à celle attendue, à savoir que pour la pièce ayant subi un grossissement de grain préliminaire, la microstructure est légèrement plus grossière. Enfin, la micrographie C montre la microstructure la plus fine et la plus régulière qu'il a été possible d'obtenir grâce à cette campagne d'essai. La taille de grains obtenue ainsi est de l'ordre de $10\ \mu\text{m}$.

4.2.1.5 Stratégie de prélèvement

Les traitements thermiques (sauf le lot G3 issu de normalisation) et thermomécaniques génèrent des lopins intermédiaires dans lesquels sont prélevées des frites. Ces prélèvements sont réalisés à l'aide de l'électroérosion à fil qui permet d'avoir une géométrie et une qualité d'échantillon les plus reproductibles possibles. Pour ce faire, la microstructure n'est pas contrôlée directement sur l'échantillon sur lequel la mesure magnétique est effectuée mais sur une ou deux chute(s) du prélèvement. En effet le polissage de l'échantillon et l'attaque chimique pourrait affecter les propriétés magnétiques et électriques. Dans la mesure du possible, les frites sont d'abord découpées légèrement plus longues, puis remise à longueur. Cette stratégie est expliquée sur le schéma de la Figure 107. Les deux chutes extrêmes sont utilisées pour réaliser la mesure de taille de grains. La surface retenue pour la mesure de la taille de grains est donc la surface verte appartenant aux chutes et directement en contact avec la « frite » retenue pour les mesures électriques et magnétiques.

L'hypothèse est faite que si la taille de grains est la même sur les deux surfaces analysées, la taille de grains est homogène au sein de l'échantillon.

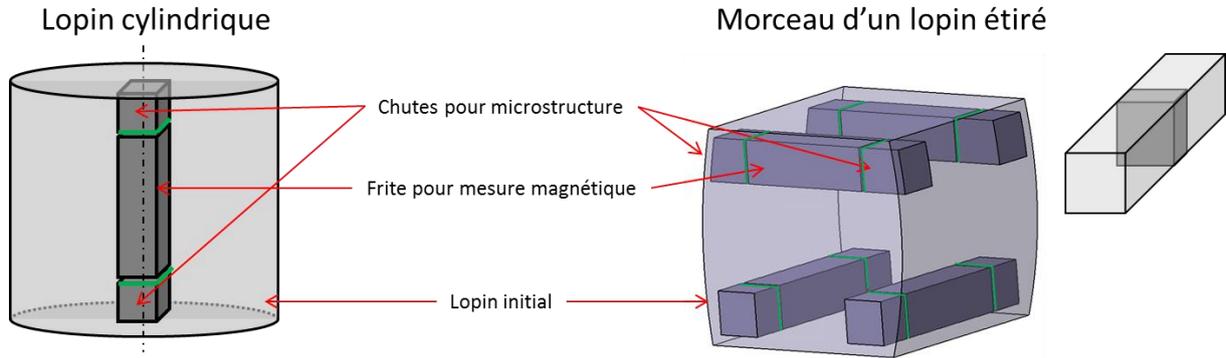


Figure 107 : Stratégie de prélèvement

Dans la plupart des cas, le lopin intermédiaire est cylindrique et les grains ont été vérifiés non allongés. Par contre, il peut subsister un léger allongement des grains dans le cas de l'étirage à chaud jusqu'à une section de $40 \times 40 \text{ mm}$. Ceci explique le prélèvement dans deux sens différents dans ce lopin étiré (Figure 107, droite).

Plusieurs lots de frites ont ainsi été préparés pour établir les lois de comportement magnétiques et électriques en fonction de la taille de grains. Ces lots, prélevés dans la barre laminée de la matière 1 ont été obtenus selon la description donnée dans le Tableau 16. Excepté le lot G3 tous les lots ont été prélevés après traitement thermique par découpe électroérosion à fil. Deux machines différentes ont été utilisées pour la découpe à électroérosion, ce qui permet également d'évaluer l'impact de la machine de découpe sur les propriétés magnétiques. Le lot G3 a été traité thermiquement sous une atmosphère d'Argon (temps de maintien et refroidissement) afin de limiter le plus possible l'oxydation. Les lots G7 à G10 ont subi un temps de traitement thermique conséquent si bien que les lopins de départ ont été protégés par enverrage.

Tableau 16 : Synthèse des lots d'échantillons de taille de grains homogènes

Lot	Lopin intermédiaire	Préparation	Taille de grains attendue	Nombre prélevés	Prélèvement
G1	Prisme forgé 40x40x40 (01-14)	Etirage à chaud	11 µm (10 ASTM)	4	E.-érosion à fil (Machine 1)
G2	Prisme forgé 40x40x40 (01-14)	Etirage à chaud	11 µm (10 ASTM)	4	E.-érosion à fil (Machine 2)
G3	Frites découpées	Normalisation (940°C - 15min; refr. argon)	16 à 22 µm (8 à 9 ASTM)	7	Tronçonneuse à disque lubrifiée (avant TTH)
G4	Lopin D60x12 (03-01)	Normalisation (915°C - 22min; refr. air)	16 à 22 µm (8 à 9 ASTM)	5	E.-érosion à fil (Machine 2)
G5	Lopin D60x35 (00-01)	Aucune	44 µm (6 ASTM)	9	E.-érosion à fil (Machine 1)
G6	Lopin D60x12 (00-01)	Aucune	44 µm (6 ASTM)	5	E.-érosion à fil (Machine 2)
G7	Lopin (D60x35) 02-01	Grossissement de grain (1250°C - 20h ; refr. air)	90 µm (4 ASTM)	9	E.-érosion à fil (Machine 1)
G8	Lopin (D60x35) 02-01	Grossissement de grain (1250°C 20h Air cooling)	90 µm (4 ASTM)	5	E.-érosion à fil (Machine 2)
G9	Lopin D60x35 (01-01)	Grossissement de grain (1100°C - 20h ; refr. four)	175 µm (2 ASTM)	9	E.-érosion à fil (Machine 1)
G10	Lopin D60x12 (01-01)	Grossissement de grain (1100°C - 20h ; refr. four)	175 µm (2 ASTM)	5	E.-érosion à fil (Machine 2)

En fonction des différents traitements, différentes tailles de grains sont attendues d'après les premières analyses micrographiques effectuées auparavant.

4.2.1.6 Résultats de mesures de la taille de grains

La taille de grains est évaluée sur les micrographies en utilisant six segments interceptés par micrographies suivant le protocole détaillé en annexe A. Du fait des processus différents pour l'obtention des frites, le protocole a été appliqué selon les cas suivants sur :

- les deux chutes des lopins intermédiaires pour les lots G2, G4, G5, G6, G9 et G10 (une micrographie représentative par chute)
- des chutes d'un lot équivalent pour le lot G3 (voir section 4.3.1)
- une chute des lopins intermédiaires pour les lots G1 G7 et G8

Pour le cas a), les résultats de ces mesures sont présentés sur les graphes de la Figure 108. Chaque frite du cas a) dispose donc de deux valeurs de taille de grains, en bleu et en rouge sur les courbes, associées à chacune des deux chutes. La taille de grains est évaluée six fois par micrographie (annexe A), les graphes représentent donc la moyenne de ces six évaluations ainsi que ± 2 fois l'écart-type représentées par les barres d'incertitude sur les graphes. Enfin, pour chaque lot, une à deux valeurs de taille de grains moyenne a été retenue, notées en noir sur les courbes.

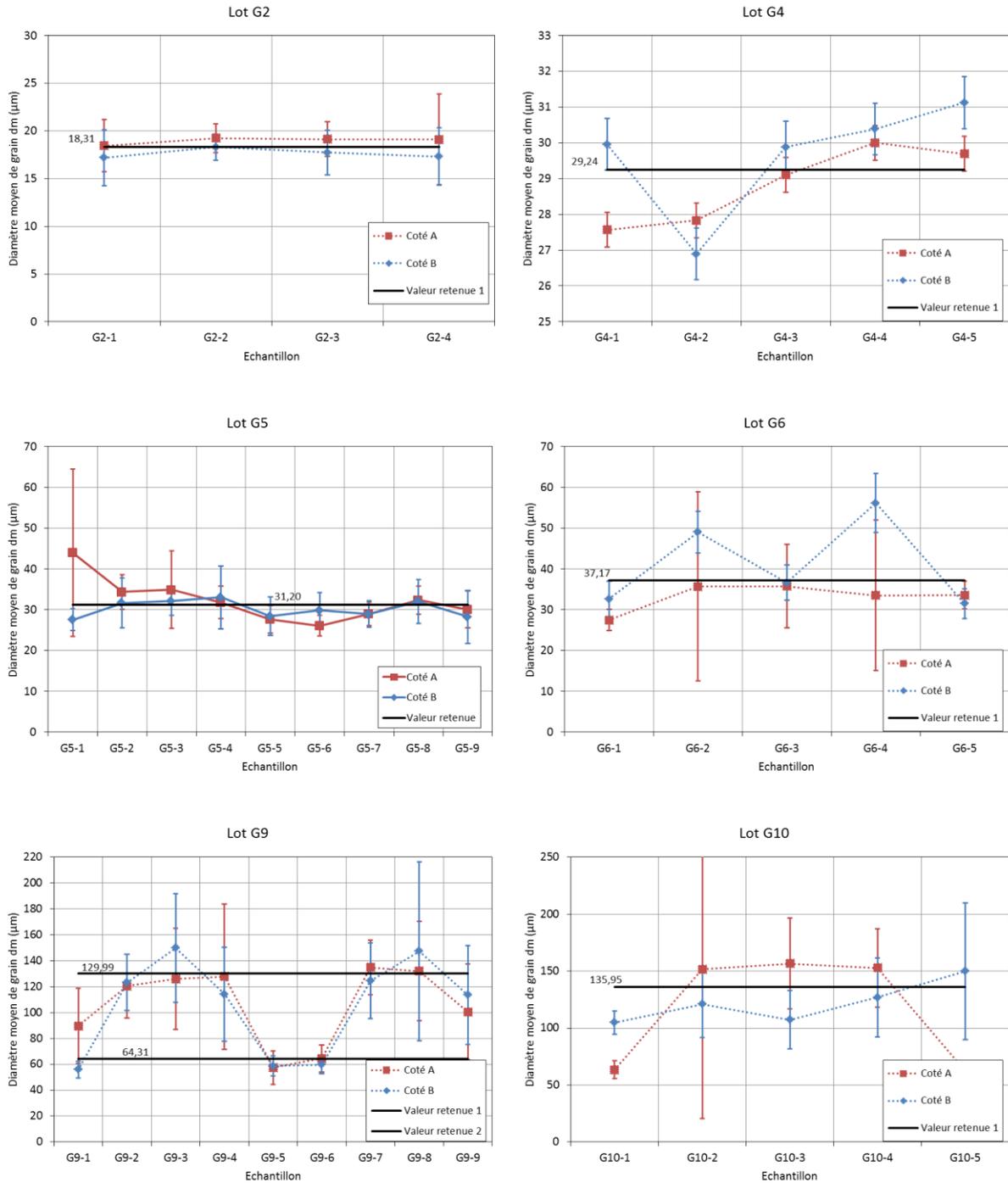


Figure 108 : Synthèse échantillon par échantillon

Le nombre d'interceptions du segment étant compté à la main, une grande incertitude réside dans l'opérateur qui effectue le comptage. Ainsi, de manière générale un biais non négligeable peut-être imputé à l'opérateur qui effectue les mesures.

Le lot G2 est issu d'un lopin étiré à 40x40 mm. Le lot G1 provient également du même type de lopin intermédiaire et la taille de grains a été évaluée sur une chute de ce lopin à 14,16 µm. La valeur de taille de grains obtenue par ce traitement thermique est légèrement plus grande que prévue mais reste bien la plus faible de tous les lots envisagés.

Du fait du mode de prélèvement, évaluer la taille de grains de la même façon sur les échantillons du lot G3 n'a pas été possible, puisqu'ils ont directement été découpés avant le traitement thermique. Cependant, la taille de grains a été évaluée à $21,7 \pm 1 \mu\text{m}$ sur un autre lot ayant subi le même traitement thermique, dans le même four et au même moment. Le détail de la mesure est abordé à la section 4.3.1. Le lot G4 a subi un traitement thermique de même nature que le lot G3 (normalisation) mais avec des paramètres différents, soit une température de maintien plus faible et un temps de maintien plus long. Il en résulte une taille de grains de $29,24 \mu\text{m}$ plus élevée que celle du lot G3. Cela est probablement dû à une température de traitement thermique de 915°C trop basse par rapport à la température de changement de phase de 900°C .

Les lots G5 et G6 sont censés représenter la barre laminée. Une taille de grains inférieure à $44 \mu\text{m}$ (certificat de coulée) est attendue, ce qui est bien le cas pour les deux lots. La taille de grains attendue est de $28 \mu\text{m}$ compte tenu des premières analyses micrographiques effectuées à la section 0. Le lot G5 est homogène à part l'échantillon G5-1 pour lequel l'incertitude sur une mesure est élevée (30% de la valeur moyenne). La différence entre les mesures préliminaires et le lot G5 ($31,2 \pm 5 \mu\text{m}$) n'est pas significative. Alors que les frites du lot G5 sont alignées avec l'axe du lopin intermédiaire, celles du lot G6 sont prises dans le sens orthogonal. Une taille de grains moyenne légèrement plus grande, avec une incertitude élevée pour les échantillons G6-2 et G6-4 sont observées. Une zone d'hétérogénéité de microstructure à un rayon donné de la barre comme présenté sur le schéma de la Figure 109 pourrait éventuellement justifier une telle observation.

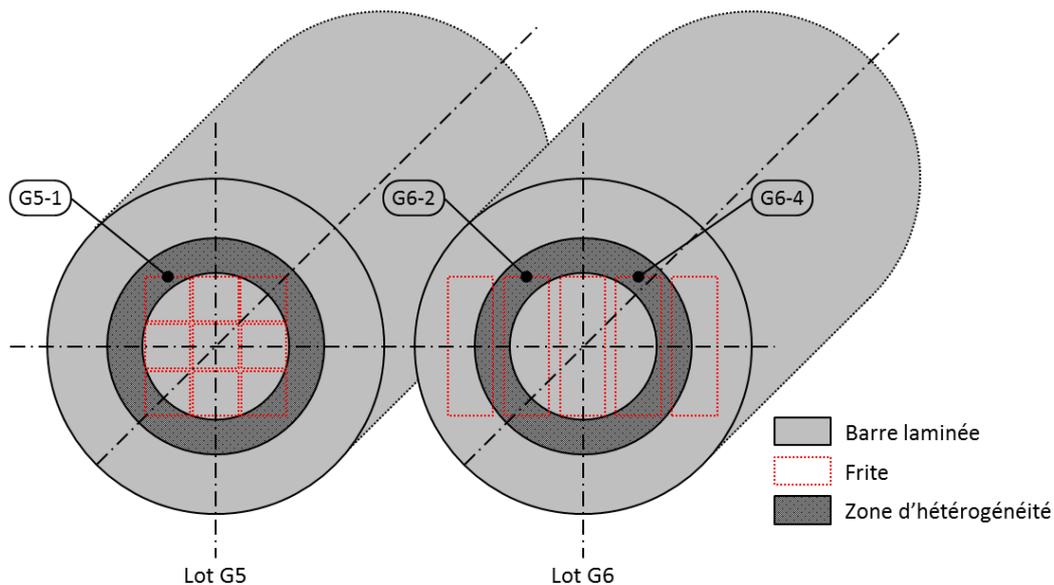


Figure 109 : Prélèvement et zone d'hétérogénéité dans la barre laminée

Ainsi, si une telle zone existe et compte tenu des surfaces observées et du plan de prélèvement, les différences entre les échantillons G5-1, G6-2 et G6-4 sont explicables par le fait qu'une micrographie de la zone en question est observée, ce qui a un impact sur la taille de grains estimée. La variation de taille de grains reste cependant acceptable. Compte tenu des dispersions sur la mesure de taille de grains, plus de confiance est accordée au lot G5 et aux frites G6-1, G6-3 et G6-5.

La taille de grains des lots G7 et G8 n'ont pas été mesurées directement sur des chutes à proximité des échantillons, mais sur une section du lopin intermédiaire. La taille de grains a pu être évaluée sur trois micrographies correspondant à trois rayons différents d'une section orthogonale du lopin. Deux

de ces micrographies sont présentées sur la Figure 110, ainsi que les deux zones correspondantes sur le lopin. La taille de grains moyenne mesurée est alors de $66,5 \mu\text{m}$ avec un écart-type de $4,5 \mu\text{m}$.

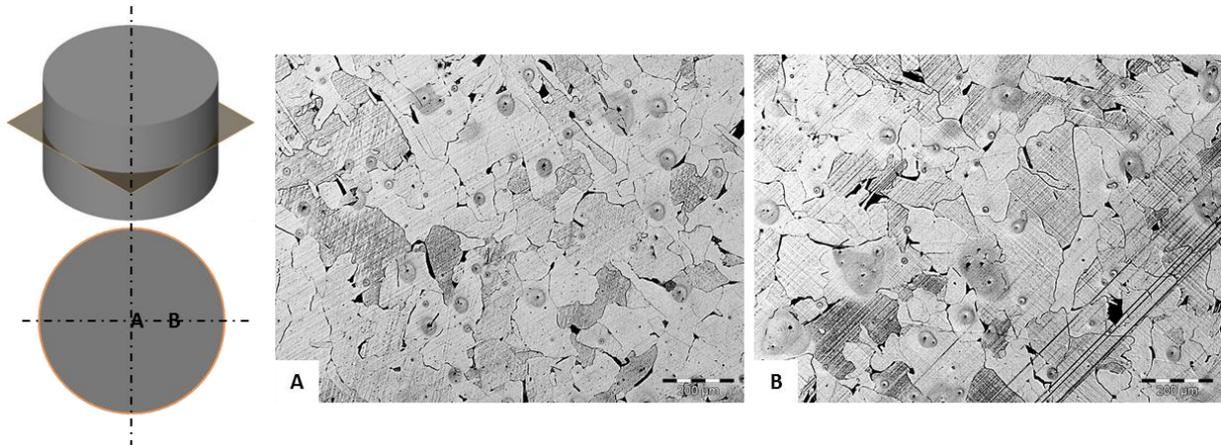


Figure 110 : Micrographies du lopin issu du traitement thermique de grossissement de grain (1250°C , 20h, air)

Les lots G9 et G10, dont les résultats en terme de taille de grains sont présentés sur la Figure 108, sont issu du même traitement thermique (grossissement de grains à 1100°C pendant 20 h). Le lot G9 donne lieu à deux sous-groupes de frites : le sous-lot constitués des échantillons G9-1, G9-5 et G9-6 et les autres. Ce premier sous-ensemble de frites, ainsi que l'échantillon G9-9 qui semble se situer entre les deux groupes correspondent à des échantillons prélevés sur la périphérie du lopin initial, comme présenté sur la Figure 111. Les vitesses de refroidissement sont alors différentes du cœur de la pièce où les tailles de grains finales sont plus importantes. L'orientation du lopin initial dans le four et sa position par rapports aux parois du four et aux autres pièces situées dans le four permettent également d'isoler l'échantillon G9-9. Les écarts importants donnés par les barres d'incertitude sont à mettre en relation avec le nombre faible de grains intersectés sur les microstructures du fait de leur taille importante, notamment pour les échantillons G9-3, G9-4 et G9-8 où l'écart-type peut atteindre $35 \mu\text{m}$. Les tailles de grains semblent cependant proches des valeurs moyennes des deux sous-groupes, avec un écart-type inférieur à $13 \mu\text{m}$.

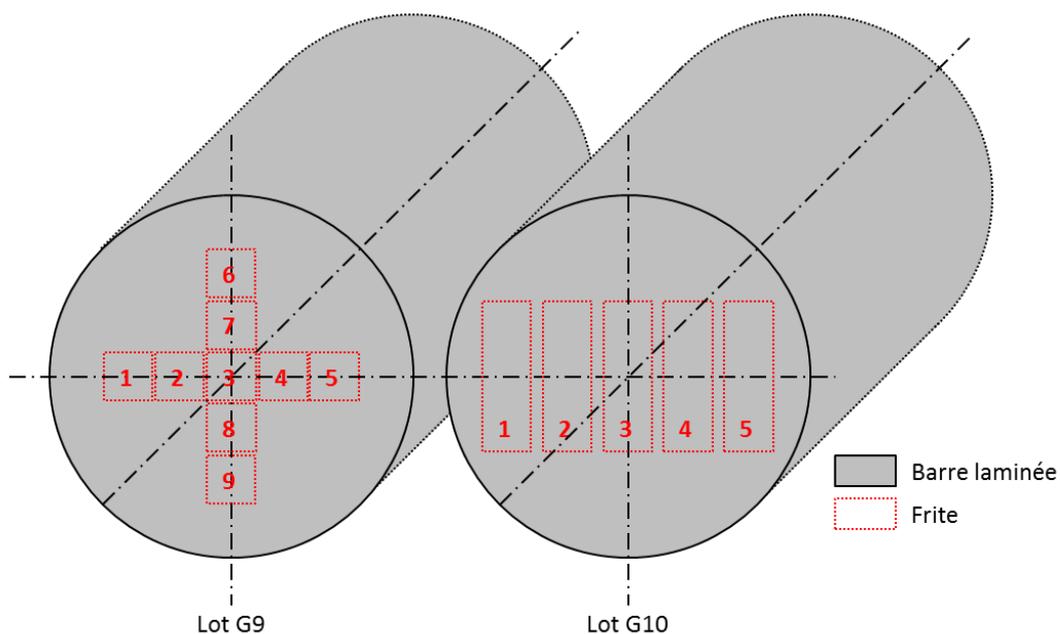


Figure 111 : Plans de prélèvement des lots G9 et G10

Le lot G10 est pris dans la direction orthogonale au lot G9, et sur une autre machine. Sur tout le lot, la taille de grains finale obtenue est d'environ 120 μm , avec un écart-type important de 35 μm . Comme pour le lot G9, les échantillons G10-1 et G10-5 sont situés au bord du lopin initial et ils seront écartés dans la suite des travaux. D'ailleurs il est possible d'observer un écart important de tailles de grains entre les deux faces de cet échantillon. En ne prenant en compte que les 3 échantillons centraux, il en résulte une taille de grains moyenne de 135 μm pour un écart type encore important de 20 μm . A la lecture des courbes, il est possible de considérer les deux côtés observés séparément. Dans ce cas, on relève une taille de 154 μm , écart-type 2,6 μm sur le côté A et de 118 μm , écart-type de 10 μm sur le côté B, ce qui suggère une légère inhomogénéité de taille de grains dans le lot G10. Malgré cette observation les échantillons du lot G10 sont considérés homogènes.

Pour conclure, il faut mettre en relation les tailles de grains obtenues grâce à ces traitements thermomécaniques avec la taille de grains présente dans la roue polaire. La Figure 112 résume les différentes tailles de grains obtenues par les différents traitements thermiques (GG : grossissement de grain, Norm. : normalisation) et les deux différents sous-traitants sollicités pour le prélèvement, tout en faisant apparaître l'intervalle produit obtenu sur la roue polaire.

Grosseur des grain issus des différents traitements thermo-mécaniques

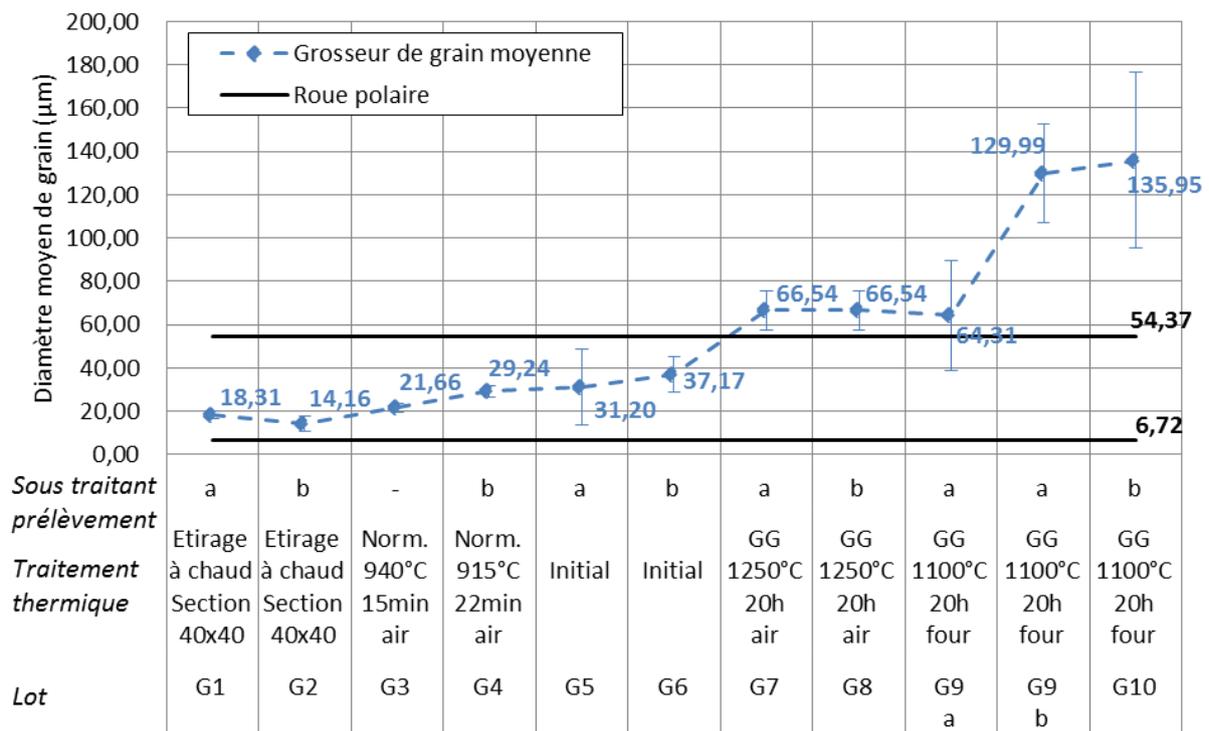


Figure 112 : Synthèse des mesures de taille de grains

Les tailles de grains recouvrent une partie significative de l'intervalle produit roue polaire. Six valeurs sont en effet dans l'intervalle produit et trois supplémentaires sont proches de la borne supérieure. Les deux valeurs supérieures à 100 μm peuvent également être analysées, ce qui élargit l'intervalle de travail. La borne inférieure n'a cependant pas été atteinte : la valeur minimale atteinte grâce à ces traitements thermomécaniques est de 15 μm environ alors que les grains dans la griffe de la roue

polaire peuvent atteindre des diamètres moyens inférieurs à $7 \mu\text{m}$. Pour atteindre ces valeurs de tailles de grains, il est nécessaire de recristalliser et d'empêcher la croissance des grains. Ceci n'est pas envisageable sans apporter de déformation mécanique à la matière. Ainsi les deux pistes envisageables sont le recuit de recristallisation et l'étirage à chaud contrôlé. Dans le premier cas, il faut apporter de l'énergie mécanique avant de chauffer la pièce, puis appliquer le traitement thermique à la pièce. Cela requiert de déterminer la quantité de déformation à apporter, et les paramètres du traitement thermique qui, sont à minima, la température et le temps de maintien ainsi que le mode de refroidissement. Dans le second cas, qui se rapproche plus de ce que subit la roue polaire lors de son processus de fabrication, il est nécessaire de bien maîtriser le chemin thermomécanique des zones de prélèvement des échantillons. A savoir, il faut réduire les temps de contact avec les outils, éviter les remises au feu entre chaque réduction de section, ou instrumenter suffisamment la pièce pour connaître la température lors de la mise en forme et du refroidissement.

4.2.2 Mesures électriques et magnétiques

4.2.2.1 Mesures magnétiques

Le modèle de pertes retenu est donné par l'équation (17) du chapitre 1 qui est rappelée ici :

$$\mathcal{P}_{tot} = k_h f B_m^\alpha + k_{ci} f^2 B_m^2 + k_{exc} f^{3/2} B_m^{3/2} \quad (52)$$

Pour identifier les paramètres de cette équation, la fréquence est fixée à celle utilisée expérimentalement, à savoir $0,5 \text{ Hz}$. De plus, seules les valeurs de B_m inférieures à $1,5 \text{ T}$ sont utilisées du fait de l'augmentation de l'incertitude du moyen de mesure dans la zone de forte saturation du matériau caractérisé.

L'approximation consiste donc à trouver le jeu de paramètres $k_h, \alpha, k_{ci}, k_{exc}$ qui minimise le critère d'aire sous la courbe du carré des erreurs tel que proposé à la section 3.1.7 du chapitre 3, et ce pour chaque lot homogène d'échantillons ayant des tailles de grains différentes.

La valeur finale de la fonction coût, ou du critère à minimiser, après identification du modèle est montrée sur la courbe de la Figure 113. Comparativement, les lots se classent en trois catégories :

- Les lots G4 à G10 disposent du critère final le plus faible et qui n'excède pas $3,27 \cdot 10^{-7}$.
- Le lot G1 dont le critère dépasse $1,5 \cdot 10^{-6}$ pour plus de la moitié des mesures du lot.
- Les lots G2 et G3 dont le critère varie entre environ $5 \cdot 10^{-7}$ et $1 \cdot 10^{-6}$

Les modèles avec le critère final le plus faible sont, sur la totalité des points, les plus proches des points expérimentaux. A première vue la qualité de l'identification des paramètres du modèle semble dépendre de la taille de grains.

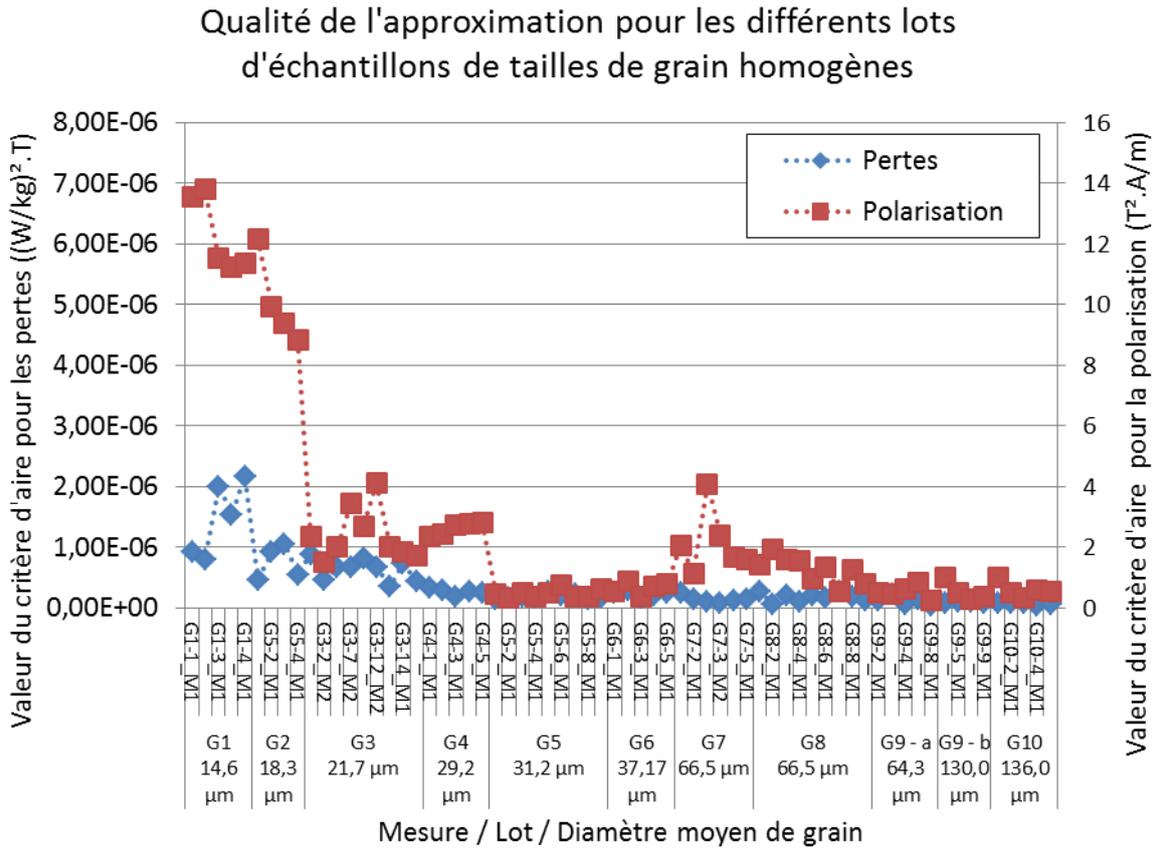


Figure 113 : Valeur du critère minimisé en fin d'algorithme de minimisation

Pour avoir une information plus locale, il est possible de passer à une observation visuelle et observer courbe à courbe l'écart entre le modèle théorique et les points expérimentaux. En exemple, la courbe de la Figure 114 montre l'identification du modèle de pertes pour la mesure ayant la plus haute valeur du critère à minimiser, soit la mesure G1-4_M1. Qualitativement, le résultat semble acceptable, d'autant plus que l'écart entre points expérimentaux et modèle semble le plus important pour les hautes valeurs de B_m , soit là où l'incertitude sur la mesure est la plus élevée. La concordance entre le modèle et les mesures pour les autres échantillons est, d'après les indicateurs donnés à la Figure 113, comparativement meilleures que la courbe affichée sur la Figure 114 et sont vérifiées qualitativement acceptables. Enfin, le critère d'erreur minimisé ne correspond qu'à l'analyse mathématique de l'identification du modèle et ne prend pas en compte les éventuelles incertitudes de mesure détaillées au chapitre 3 qui ont probablement aussi un impact sur les résultats affichés ici.

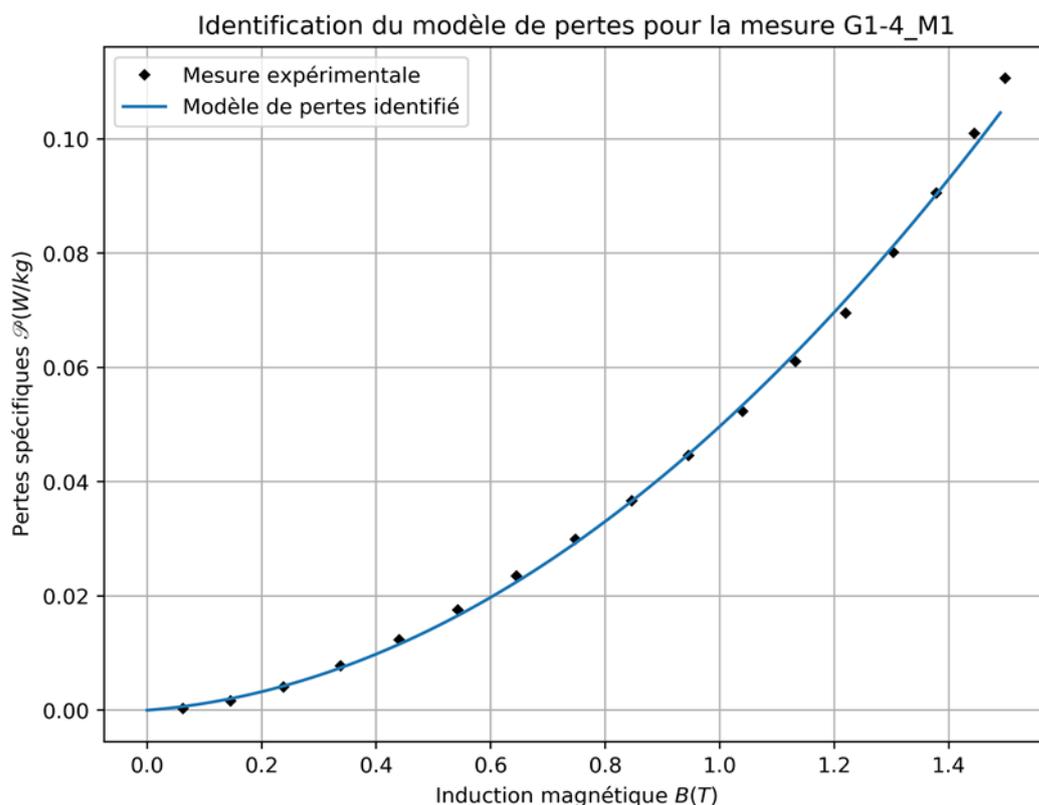
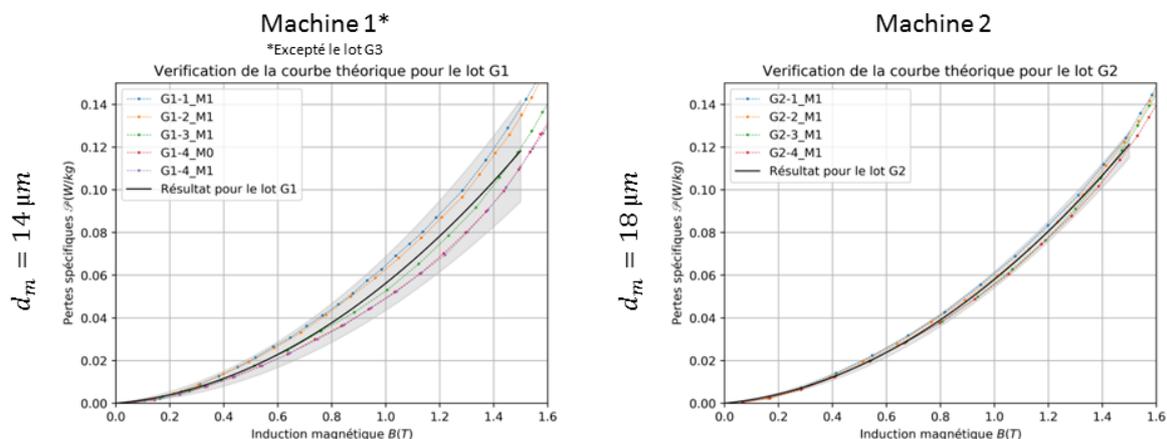


Figure 114 : Identification du modèle de pertes pour la mesure G1-4_M1

Une fois le modèle de pertes identifié pour chaque mesure, il faut construire un indicateur représentatif des lots investigués. Pour ce faire, les courbes de pertes sont moyennées, à partir du modèle, point à point selon l'abscisse, et un écart-type représentatif de la dispersion à l'intérieur du lot est donné. La Figure 115 montre les courbes des modèles moyennés sur le lot considéré pour investiguer l'effet de la taille de grains sur les propriétés magnétiques, la dispersion étant représentée par la zone colorée (en noir, rouge ou bleu) et correspond aux enveloppes à ± 2 écart-types.



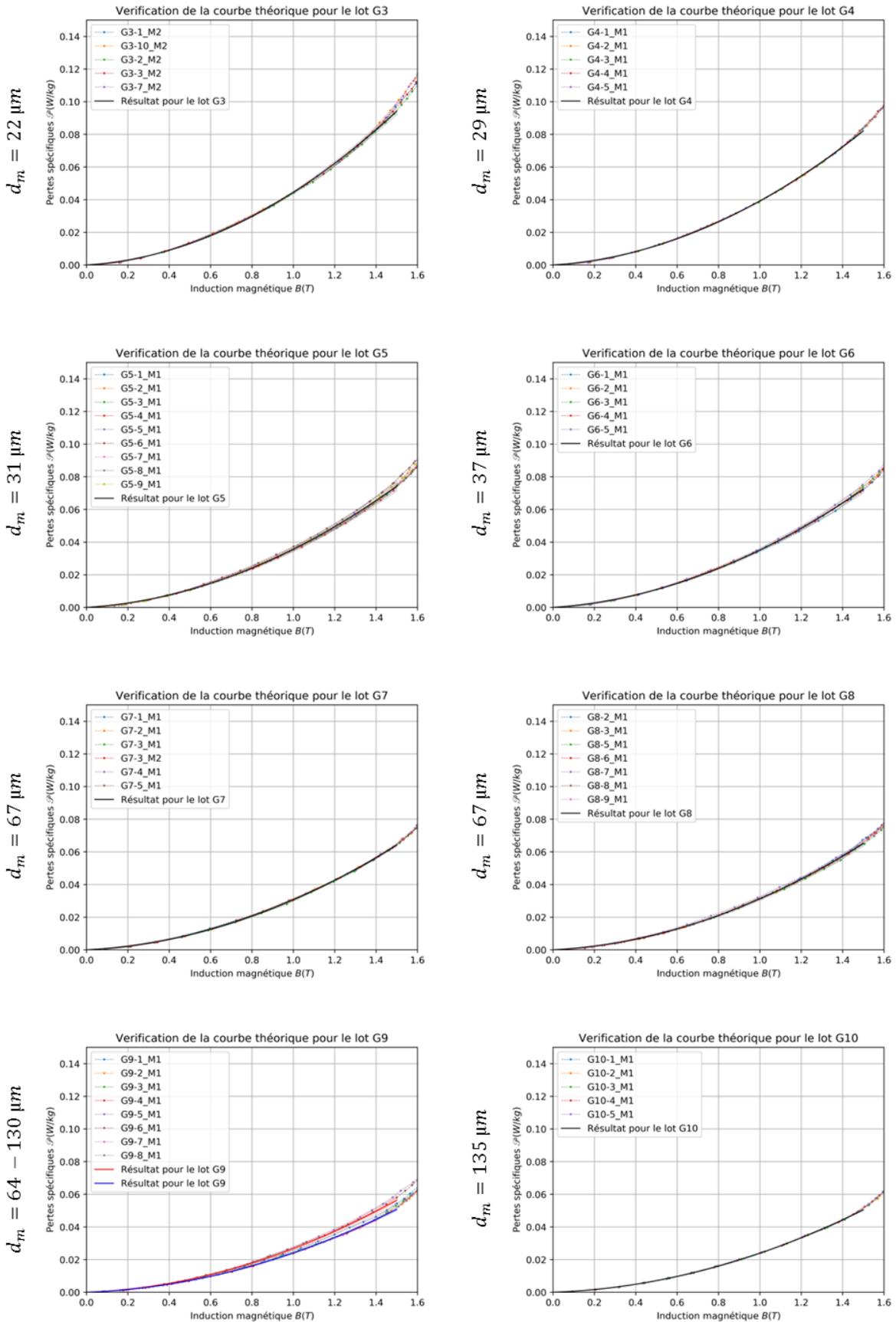


Figure 115 : Courbes des pertes en fonction des lots homogènes en taille de grains

De cet ensemble de courbes de pertes, il est possible de déduire que, pour chaque lot, les pertes magnétiques sont qualitativement homogènes à l'exception du lot G1. Pour ce lot, la variation des pertes inter-échantillon est importante, indépendamment de la qualité de l'identification compte-tenu que la remarque fait précédemment sur la Figure 114. Il est possible de déduire que ce lot n'est pas homogène en pertes magnétiques. En effet, dans ce cas les mesures semblent dépendantes du sens de prélèvement des frites dans le lopin initial. Deux lots de courbes semblent se démarquer : les courbes des frites G1-1 et G1-2 prises dans le sens longitudinal par rapport au lopin initial et celles des frites G1-3 et G1-4 prises dans le sens transverse (Figure 107). Ceci ne se confirme pas avec le lot G2 dont les frites ont été prélevées avec la même stratégie et dont les mesures magnétiques semblent homogènes. Le lopin intermédiaire du lot G1 a pu être forgé à une température plus basse, ce qui aurait généré des contraintes internes non négligeables et plus importantes dans la direction d'étrépage, soit la direction des frites G1-1 et G1-2.

En gardant les lots pertinents, il est possible de tracer tous les modèles de pertes sur un même graphe dans l'objectif de comparer l'évolution des pertes en fonction de la taille de grains. Ce graphe est présenté sur la Figure 116.

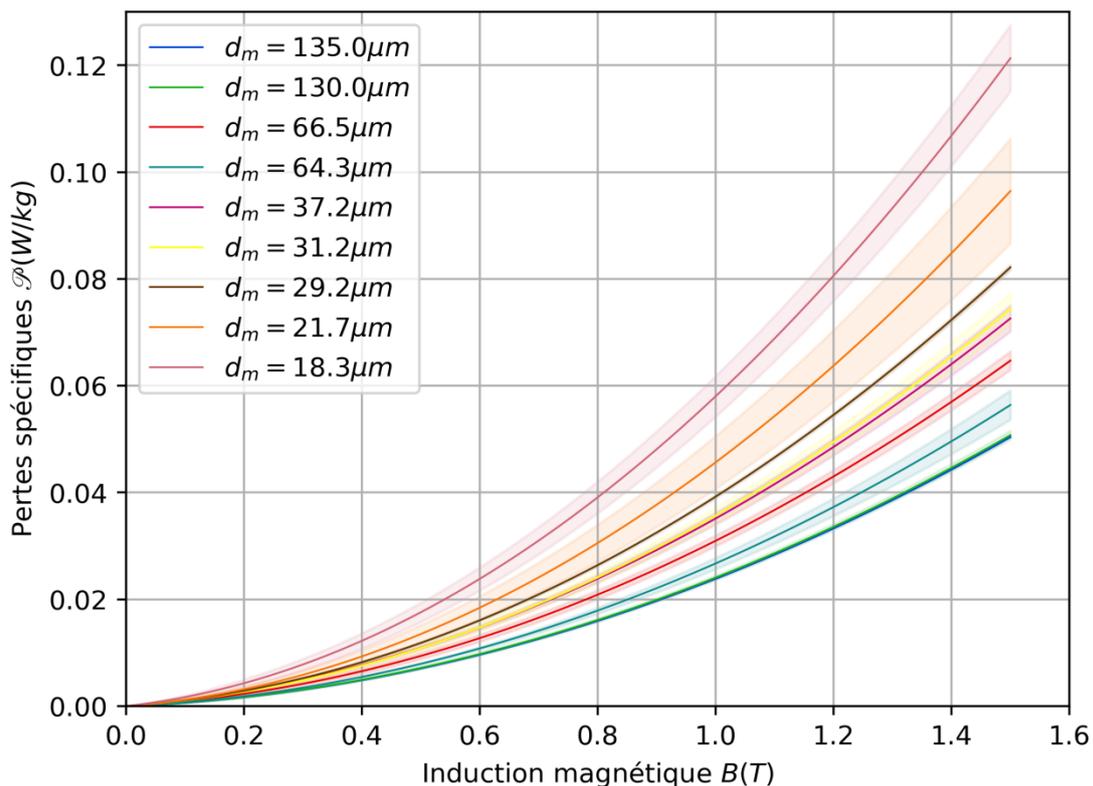


Figure 116 : Courbes des modèles de pertes pour différentes tailles de grains

Ainsi, il est possible d'observer que globalement les pertes magnétiques augmentent lorsque la taille de grains diminue. Pour les lots G7 et G9 l'incertitude sur la mesure de la taille de grain est importante et l'hypothèse d'homogénéité de la taille de grains est forte. Il se peut alors que la taille de grains de $64,3 \mu\text{m}$ soit en fait sous-estimée et dans la réalité plus grande que $66,5 \mu\text{m}$. En suivant cette hypothèse, l'observation initiale est vérifiée. Cela confirme également ce qui est trouvé dans la

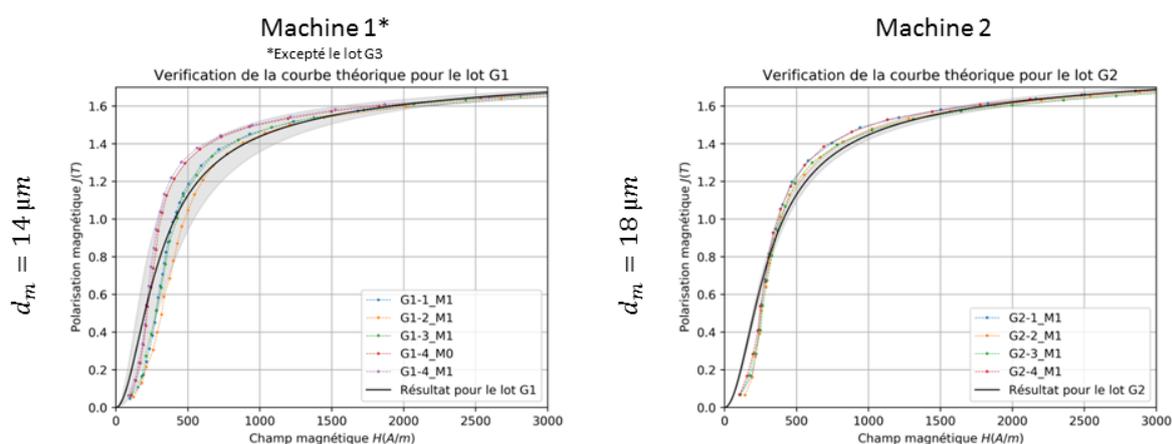
littérature sur les tôles (ASM International, 1990b; de Campos et al., 2006; Landgraf et al., 2011). En effet, la caractérisation magnétique s’effectuant dans notre cas à $0,5\text{Hz}$, les pertes par hystérésis devraient prédominer. Au niveau microscopique, c’est le phénomène de saut de paroi de domaine et non le phénomène de courants induits classiques qui est prédominant. Ainsi, lorsque la taille de grains diminue, la densité de joints de grain augmente. D’un point de vue magnétique, cela se traduit par une augmentation de la densité d’obstacles au déplacement des parois de Bloch et donc à l’augmentation des pertes par hystérésis, et par conséquent des pertes globales (au vu de la fréquence de caractérisation). Pour obtenir des tailles de grains intermédiaires, il est possible d’interpoler entre deux résultats effectifs. Ainsi, les modèles des pertes peuvent être étendus pour toute la gamme de variation étudiée, soit de $18.3\ \mu\text{m}$ à $135\ \mu\text{m}$. Quasiment tout l’intervalle produit est couvert mis à part les tailles de grains les plus faibles à savoir de $5\ \mu\text{m}$ à $18.3\ \mu\text{m}$.

De manière analogue aux pertes, les courbes de polarisation peuvent également être analysées. Tout d’abord, la qualité de l’approximation du modèle effective sur les points mesurés doit être discutée puis des conclusions concernant l’influence du paramètre « taille de grains » sur la courbe de polarisation doit être mis en évidence.

Au vu de la Figure 113, les lots peuvent être classés en plusieurs catégories de qualité d’identification du modèle de polarisation sur l’ensemble des points, qui correspondent aux mêmes catégories que l’identification du modèle de pertes :

- Les lots G4 à G10 disposent du critère final le plus faible et qui n’excède pas 3.
- Le lot G1 dont le critère dépasse 9 pour plus de la moitié des mesures du lot.
- Les lots G2 et G3 dont le critère varie entre environ 3 et 7.

La tendance se retrouve dans les courbes moyennes et enveloppes affichées dans la Figure 117. Il est ainsi possible de remarquer que le modèle (identifié sur un ensemble de points allant de $H = 0$ à $14000\ \text{A/m}$) ne permet pas de correspondre tout à fait aux points expérimentaux dans la gamme de champ inférieure à $500\ \text{A/m}$, ce qui correspondant à la zone linéaire.



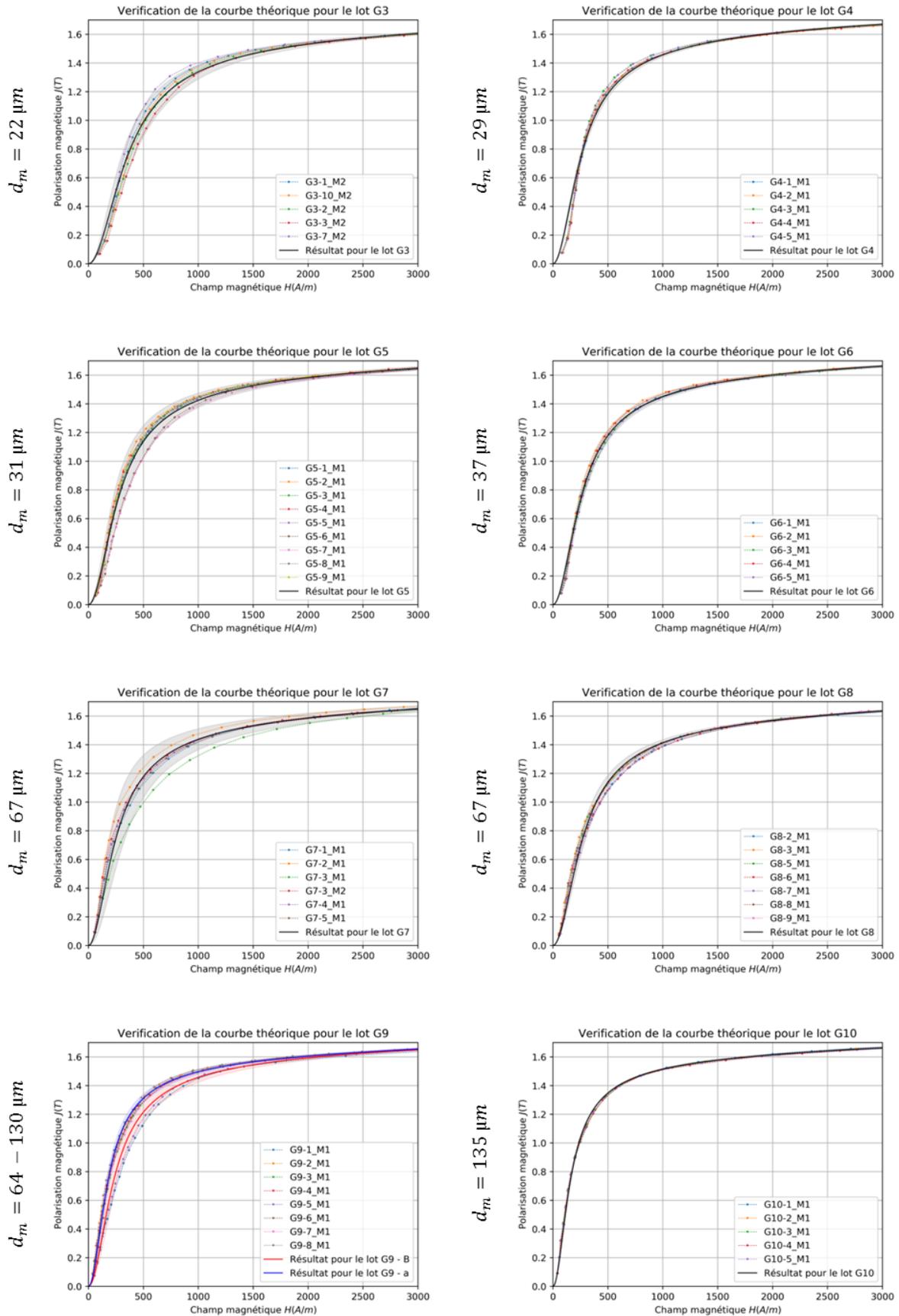


Figure 117 : Courbes de polarisation en fonction des lots homogènes en taille de grains

Certains lots présentent une zone de dispersion élevée, notamment le lot G1, qui doit être écarté des analyses. A nouveau, les frites se partagent en deux catégories selon le sens de prélèvement dans le lopin initial. La dispersion intra-lot est également importante dans d'autres lots :

- la frite G7-3 sort clairement du lot G7. Dans ce cas précis, elle a été prélevée au milieu du lot recuit, une légère hétérogénéité de propriétés peut être imputée à ce processus ;
- les mesures G5-6_M1 et G5-7_M1 semblent sortir du lot G5. Ces frites disposeraient d'une pente plus douce que le reste du lot.

Dans les autres lots la dispersion est visuellement acceptable. De manière générale et en analysant les points expérimentaux des lots G2, G6 et G10, plus la taille de grains est fine, plus l'inflexion au début de la courbe semble importante. Toutefois, d'un point de vue global, l'effet de la taille de grains sur la courbe de polarisation semble limité, pour cette nuance d'acier, et pour ces conditions de caractérisation.

4.2.2.2 Conductivité électrique

La conductivité électrique a également été mesurée sur les lots de tailles de grains différents. Les résultats de caractérisation sont montrés sur la Figure 118. Les barres d'incertitude correspondant à ± 2 fois l'écart-type sur le lot considéré.

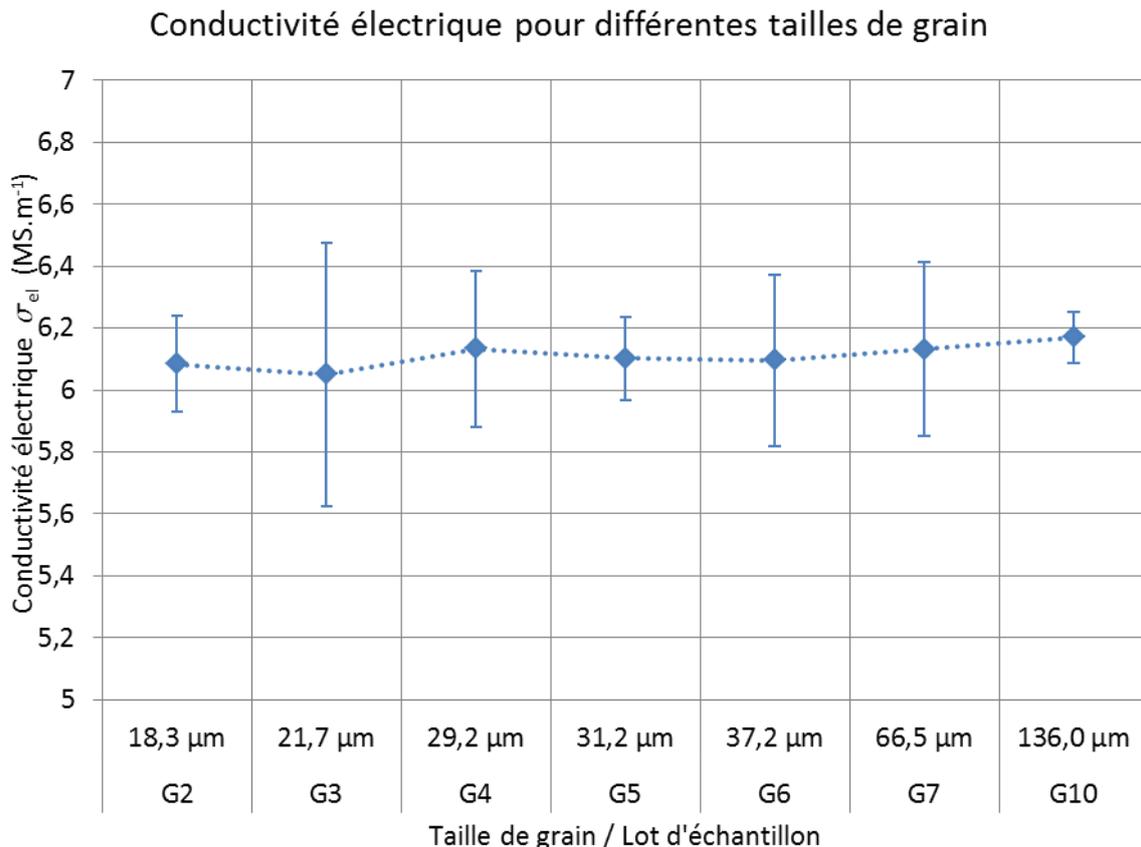


Figure 118 : Conductivité électrique pour les lots d'échantillons différents en taille de grains

Compte-tenu des dispersions données entre les échantillons, le moyen de caractérisation associé ne permet pas de dissocier les différents lots de taille de grains en ce qui concerne la conductivité électrique. Cela tend également à confirmer que la conductivité dépend en premier lieu de la

composition chimique, qui est identique pour les différents lots d'échantillons ici. Pour le lot G3, les échantillons ont été découpés à la tronçonneuse à disque et la qualité géométrique des échantillons est moindre comparée aux autres lots d'échantillons. Cela a une conséquence sur répétabilité et l'uniformité de la section de passage du courant électrique lors de la caractérisation électrique. En effet, la section peut différer d'un échantillon à l'autre de 9,5% et une erreur de parallélisme entre les faces latérales de la frite engendre une variation de section dans la longueur. Une erreur sur l'évaluation de la section qui a un effet direct sur la conductivité électrique mesurée.

4.2.2.3 Conclusion intermédiaire

La taille de grains a un effet significatif sur les pertes magnétiques. En effet, à basse fréquence plus la taille de grains est faible, plus les pertes augmentent, ce qui est imputable à l'augmentation du nombre de joints de grains, qui augmente le nombre de sites d'ancrages lors du déplacement des parois de Bloch. L'impact de la taille de grains est cependant moindre sur la courbe de polarisation, même si l'inflexion pour de faibles champs semble plus prononcée pour une microstructure plus fine. Concernant la conductivité électrique, celle-ci dépendant en premier lieu de la composition de la matière, ce résultat était attendu. S'il existe un effet de la taille de grains, et donc des joints de grains, le moyen et l'échelle de caractérisation considérés ne permettent pas de le déterminer. Au regard de l'application visée, à savoir la roue polaire d'un alternateur à griffes, cet effet aurait de toute manière une influence limitée compte tenu du niveau de conductivité considéré (plus de 6MS/m).

4.3 Déformation plastique

4.3.1 Génération d'échantillons

4.3.1.1 La déformation plastique homogène

A la section 1.3.3.5, l'effet des sollicitations mécaniques sur les propriétés magnétiques est mis en avant sur les tôles magnétiques (Iordache et al., 2003), (Landgraf et al., 2000), (Waeckerlé, 2015b). Afin de pouvoir étendre ce résultat à des pièces massives telles que la roue polaire, il faut vérifier l'effet de la déformation sur des échantillons plus massifs tels que ceux proposés dans le cadre de ce travail. Les sollicitations mécaniques peuvent être prises en compte par le biais de la contrainte ou de la déformation. Dans ces travaux le paramètre déformation a été sélectionné pour diverses raisons. Tout d'abord, dans l'optique de lien entre paramètre matériau et propriétés électromagnétique, une homogénéité dans l'échantillon caractérisé est souhaitée, ce qui n'est pas possible en considérant les contraintes résiduelles. Cette réflexion va de pair avec la difficulté à caractériser le profil des contraintes résiduelles jusqu'au cœur de l'échantillon. En outre, une caractérisation sous contrainte implique le développement d'un banc adapté et instrumenté pour ce genre de caractérisation.

Appliquer une déformation en traction est la plus indiquée pour respecter l'homogénéité de la déformation. En effet, pour éviter les effets de bords, l'éprouvette à déformer est nécessairement longue pour satisfaire les hypothèses de la théorie des poutres en résistance des matériaux. Ainsi en compression, la déformation est soit hétérogène comme observé sur la carte de champ de la Figure 119 (a) car l'éprouvette est trop courte, soit l'effort appliqué risque de faire flamber l'éprouvette comme illustré sur la Figure 119 (b).

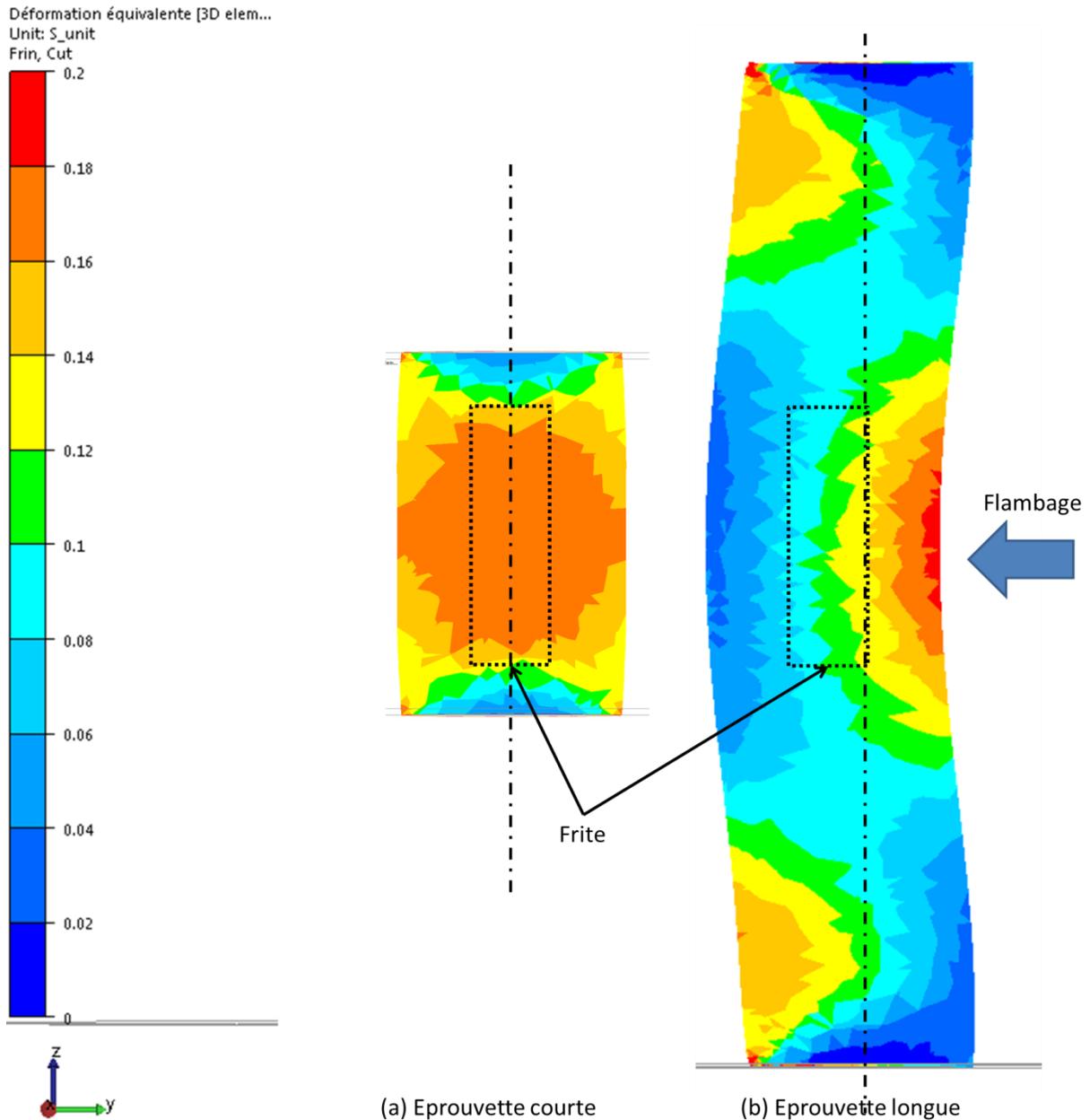


Figure 119 : Simulation de l'essai de compression : (a) cas d'une éprouvette courte et (b) flambage d'une éprouvette longue

Toujours dans une optique de modélisation, le paramètre déformation doit être découplé d'autres paramètres importants qui ont un effet sur les propriétés magnétiques. C'est le cas notamment, des contraintes résiduelles et de l'allongement des grains. Afin de réduire ce couplage, un recuit de normalisation a été réalisé pour homogénéiser la microstructure dans tous les échantillons. Le refroidissement à l'air permet également de réduire les contraintes résiduelles. Une étude microstructurale pour contrôler la taille de grains et leur allongement a été réalisée.

L'essai de traction étant un essai mécanique, l'équilibre mécanique, y compris l'équilibre des contraintes résiduelles est modifié lors de l'essai. En effet, le retour élastique dans l'échantillon a tendance à laisser une contrainte résiduelle. Si un état de contraintes résiduelles initial existe, il est également modifié par l'essai de déformation. Le schéma de la Figure 120 montre la modification de l'état de contraintes résiduelles de l'échantillon au cours de l'essai de déformation.

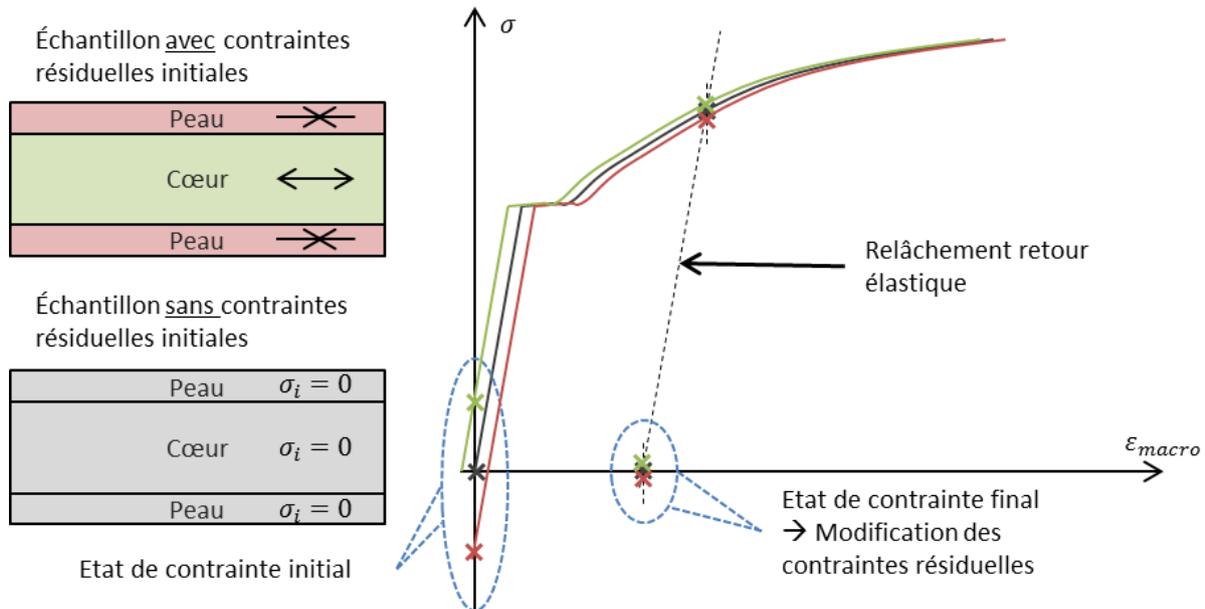


Figure 120 : Atténuation des contraintes résiduelles par déformation

Sur la courbe de comportement mécanique, la pente dans le domaine élastique est très élevée. La zone en traction (la peau dans l'exemple) va disposer d'un domaine élastique en traction plus faible et inversement pour la zone en compression (le cœur dans l'exemple). Lorsque le domaine plastique est atteint, la pente décrite par l'écroutissage est plus faible et donc l'écart en contrainte pour les trois zones est plus faible. Le retour élastique s'opérant toujours de la même manière avec une pente similaire pour les 3 points d'intérêt, l'écart en contrainte reste du même ordre de grandeur lorsque la contrainte globale est relâchée. Les contraintes résiduelles sont alors plus faibles après la déformation. Ce traitement mécanique est d'ailleurs utilisé pour le traitement des tôles en alliage d'aluminium avant leur traitement thermique pour réduire leur déformation (Prime and Hill, 2002). La contrainte résiduelle surfacique initiale a par conséquent été mesurée par diffraction des rayons X avant déformation et supposée plus faible après.

L'hypothèse d'homogénéité de la déformation sera vérifiée, d'une part, en mesurant par corrélation d'images vidéo la déformation lors de l'essai à la surface de chaque échantillon sur lequel de la traction uniaxiale a été appliquée et, d'autre part, à l'aide de la simulation numérique pour la déformation en volume dans l'échantillon. La simulation numérique permet également de dimensionner la prise de mors dans la machine de traction et la longueur utile minimale à laisser libre entre les mors pour garantir une homogénéité de la déformation à l'intérieur de l'échantillon. De manière générale, la démarche choisie pour le paramètre déformation équivalente est la suivante :

- Validation de la vidéo-traction sur une éprouvette normalisée et à l'aide d'un extensomètre physique calibré
- Identification de la loi de comportement mécanique à l'aide d'un essai de traction à rupture sur une éprouvette de mêmes dimensions que les échantillons
- Simulation numérique avec la loi de comportement mécanique identifiée
- Application de la traction à différents niveaux de déformation sur les échantillons

4.3.1.2 Présentation du dispositif

La longueur des frites est de 25 mm . La déformation plastique doit alors être homogène sur toute cette longueur, ainsi pour éviter les effets de bord, la déformation est appliquée à des barreaux plus longs. Pour un acier doux, la contrainte à la rupture ne dépasse pas 500 MPa . En considérant la section de la frite de 64 mm^2 , l'effort maximal que doit fournir la machine de traction est alors de 32 kN . Les essais sont donc réalisés sur la machine MTS 20/M avec un capteur d'effort de 100 kN . Pour pouvoir maîtriser la déformation finale, la machine est alors pilotée en déformation et non en effort. Un extensomètre MTS 632.24F-50 de longueur initiale $L_0 = 25\text{ mm}$ est utilisé pour le pilotage de la machine. Les mors utilisés sont serrés à l'aide d'une vis principale et disposent d'un moletage croisé pour augmenter l'adhérence. Le serrage précontraint localement la matière et génère une hétérogénéité de contrainte et donc de déformation. C'est d'ailleurs de cette hétérogénéité qu'une éprouvette de section constante rompt au niveau des mors.

Validation de la vidéo-traction

Pour observer l'homogénéité de la déformation sur toute la surface, la vidéo-traction a été envisagée. Cela consiste à observer l'essai de traction à l'aide d'une caméra haute résolution (pour de la déformation 2D). Les équipements utilisés sont représentés sur la photo de la Figure 121.

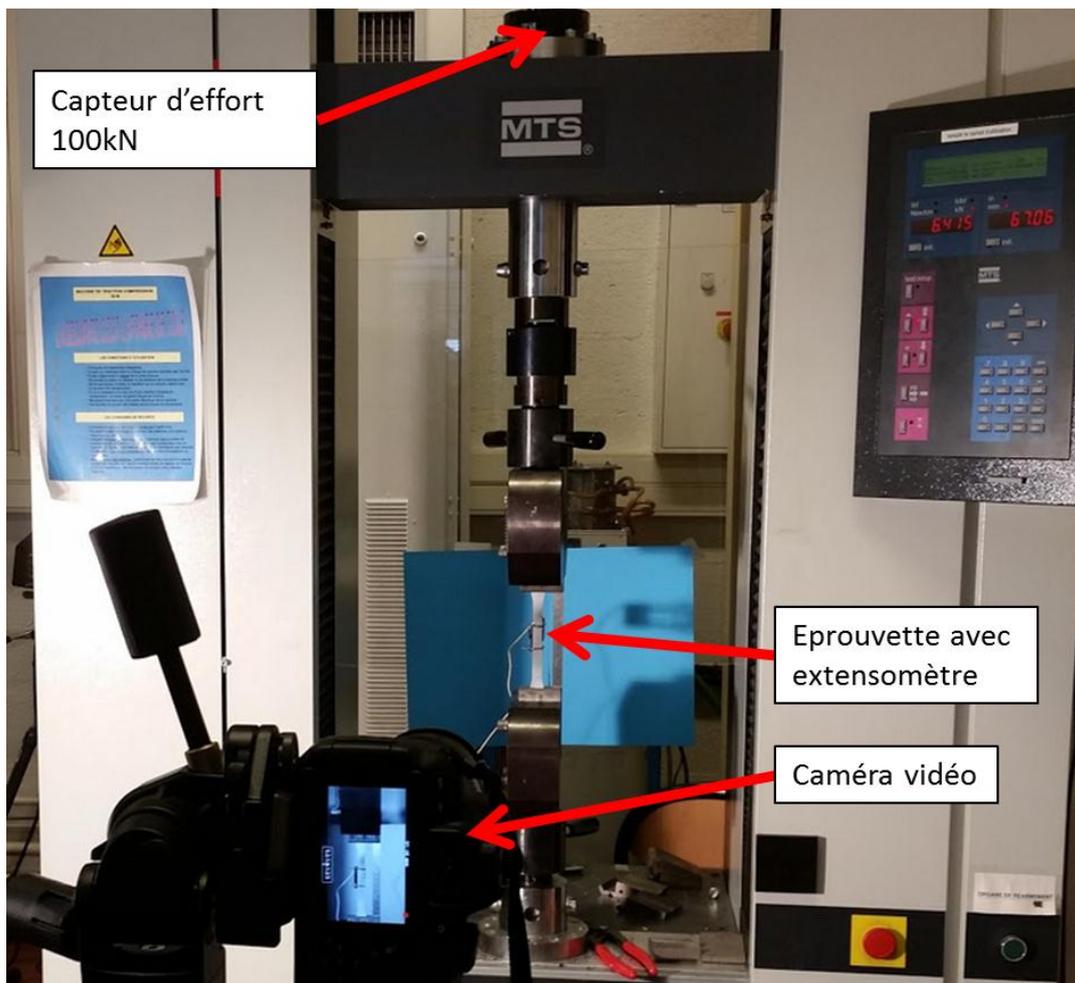


Figure 121 : Dispositif expérimental pour la vidéo-traction

La vitesse de déplacement de traverse est réglée sur 4 mm/min ce qui permet de limiter les aspects dynamiques, donc le comportement visqueux, pendant l'essai. La scène est observée à l'aide d'un

appareil photo Canon 700D disposant d'une résolution vidéo de 1080 pixels et muni d'un téléobjectif 300 mm. Il est disposé de telle façon à être suffisamment loin de la scène pour réduire les erreurs de parallaxe liée à une inclinaison de l'axe optique par rapport à la surface observée et à optimiser l'image de l'éprouvette sur le capteur CMOS pour augmenter la résolution à l'écran. Un projecteur et un fond bleu sont utilisés afin d'optimiser la luminosité de la scène. La mise au point est effectuée manuellement pour éviter que l'appareil photo ne modifie l'échelle durant l'essai. La mise à l'échelle est vérifiée à l'aide d'un réglet placé dans le champ de la caméra et au niveau de la surface de l'éprouvette. Une poudre de titane est utilisée pour réaliser le fond blanc sur lequel est légèrement aspergée de l'huile graphitée afin de réaliser un mouchetis le plus contrasté possible sur la surface à observer. De la qualité du mouchetis va dépendre l'analyse d'image et l'estimation de la déformation. L'adhérence du mouchetis sur la surface de la pièce est également un point important. Il doit suivre le plus justement la surface de la pièce afin de reproduire la déformation de la surface. Le mouchetis peut d'ailleurs se désolidariser de la pièce si la déformation devient trop importante. La déformation est calculée à partir de la déformation du mouchetis qui est dessiné sur la pièce, en post-traitement à l'aide du logiciel GOM Correlate®. Le maillage obtenu sur la Figure 122 possède une finesse qui dépend également de paramètres numériques (Documentation du logiciel).

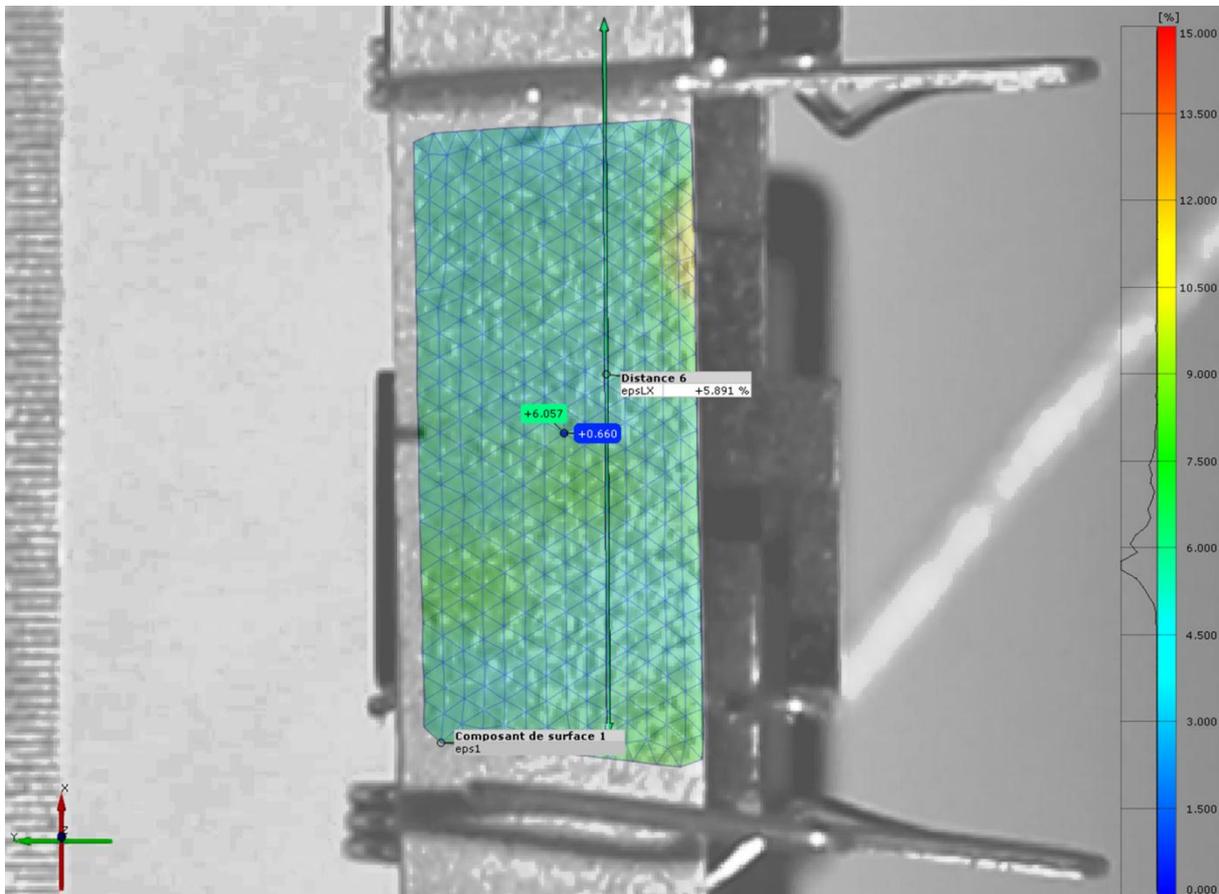


Figure 122 : Mesure de la déformation sur tous les points du maillage par vidéo-traction

Comme il est possible d'observer sur la Figure 122, certaines zones semblent hétérogènes. Les explications viennent du fait que le mouchetis peut se détacher localement de la surface de l'échantillon ou le logiciel a des difficultés à retrouver le mouchetis d'une image sur l'autre. Une hétérogénéité de déformation semble peu probable compte tenu que les hétérogénéités observées sont trop locales. La déformation vidéo est alors mesurée à l'aide de trois indicateurs : la moyenne

de la déformation sur tout le maillage et l'écart-type de déformation associée ainsi que par une mesure de distance correspondant environ à l'écartement de l'extensomètre physique (« Distance 6 » sur la Figure 122). Ces indicateurs sont comparés à la mesure effectuée sur le déplacement de la traverse (la déformation est donnée par le rapport entre le déplacement traverse et la longueur initiale de l'éprouvette fixée à 100mm) et sur l'extensomètre physique. Les résultats au cours de cet essai sont présentés sur le graphe de la Figure 123.

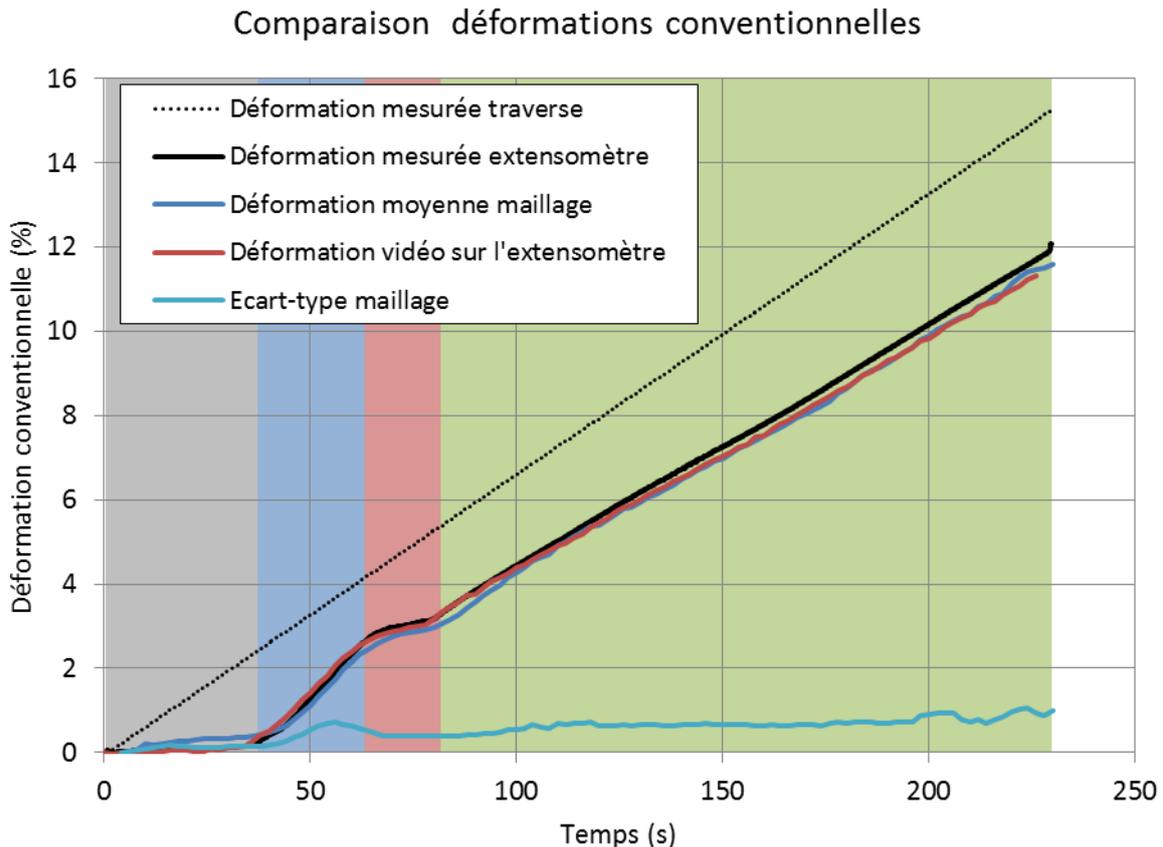


Figure 123 : Comparaison extensométrie vidéo et physique

La déformation donnée par la traverse est une droite passant par l'origine. Elle nous permet de vérifier que la traverse se déplace bien à la vitesse de consigne à 4 mm/min . Les courbes issues de l'extensomètre et de la vidéo se scindent quant à elle en quatre parties. La déformation commence dans les deux cas par un palier qui correspond au glissement de l'éprouvette dans les mors et à son alignement par rapport à la direction de déformation (zone en gris). Le serrage est ensuite suffisant pour que la déformation de l'éprouvette commence. Les trois parties suivantes correspondent alors respectivement au domaine élastique (zone en bleu), au palier de plasticité (zone en rouge) et au domaine plastique (zone en vert). Ici l'objectif est bien de visualiser la différence en déformation entre l'extensomètre et la vidéo. De manière générale les courbes issues de la vidéo suivent la courbe de référence de l'extensomètre physique (courbe noire). La comparaison s'effectue en deux temps. Premièrement, en comparant la déformation issue de l'extensomètre physique et issue de la mesure de distance sur la vidéo (courbe rouge), il est possible de conclure sur la fiabilité de la mesure vidéo. Une légère erreur apparaît dans le domaine plastique et s'intensifie plus la déformation est intense. La valeur maximale de l'erreur relative est obtenue sur la fin de la courbe pour la déformation maximale, et est inférieure à 4,2%. Cette erreur semble être imputable à une erreur

d'échelle qui s'accroît plus le déplacement total mesuré est important. Deuxièmement, en comparant la moyenne du maillage (courbe bleue) et la mesure vidéo (courbe rouge), la fiabilité de la mesure sur le maillage peut être évaluée et au final, l'écart-type sur chacun des points du maillage donne un indicateur concernant l'homogénéité de la déformation sur la surface de l'échantillon. Qualitativement, la courbe de la moyenne du maillage (bleue) est bien superposée à celle issue de la mesure sur l'extensomètre à partir de la vidéo (rouge). L'écart-type sur le maillage présente quant à lui une valeur moyenne de 0,55% qui ne dépasse pas 1% en fin de courbe. Ainsi sur cette vidéo, la déformation est homogène à $\pm 2,2\%$ en termes de déformation conventionnelle.

4.3.1.3 Essai à rupture

Afin de permettre une simulation numérique quantitative, et de déterminer les niveaux de déformation auxquels les échantillons seront soumis, un essai à rupture a été réalisé sur une éprouvette de section similaire aux échantillons prévus pour les mesures magnétiques. Il permet de tracer la loi de comportement mécanique et de connaître l'allongement à la rupture afin de répartir les niveaux de déformation qui seront appliqués aux échantillons. Un barreau de $8 \times 8 \times 120 \text{ mm}$ est placé entre les mors de la machine de traction et l'essai est effectué à une vitesse de 4 mm/min . La déformation est mesurée à l'aide de l'analyse vidéo et la contrainte est calculée à partir de l'effort de la machine. La loi de comportement mécanique est établie à l'aide des valeurs rationnelles de contrainte et de déformation définie à la section 1.2.2.3. Les courbes de traction sont données sur le graphe de la Figure 124.

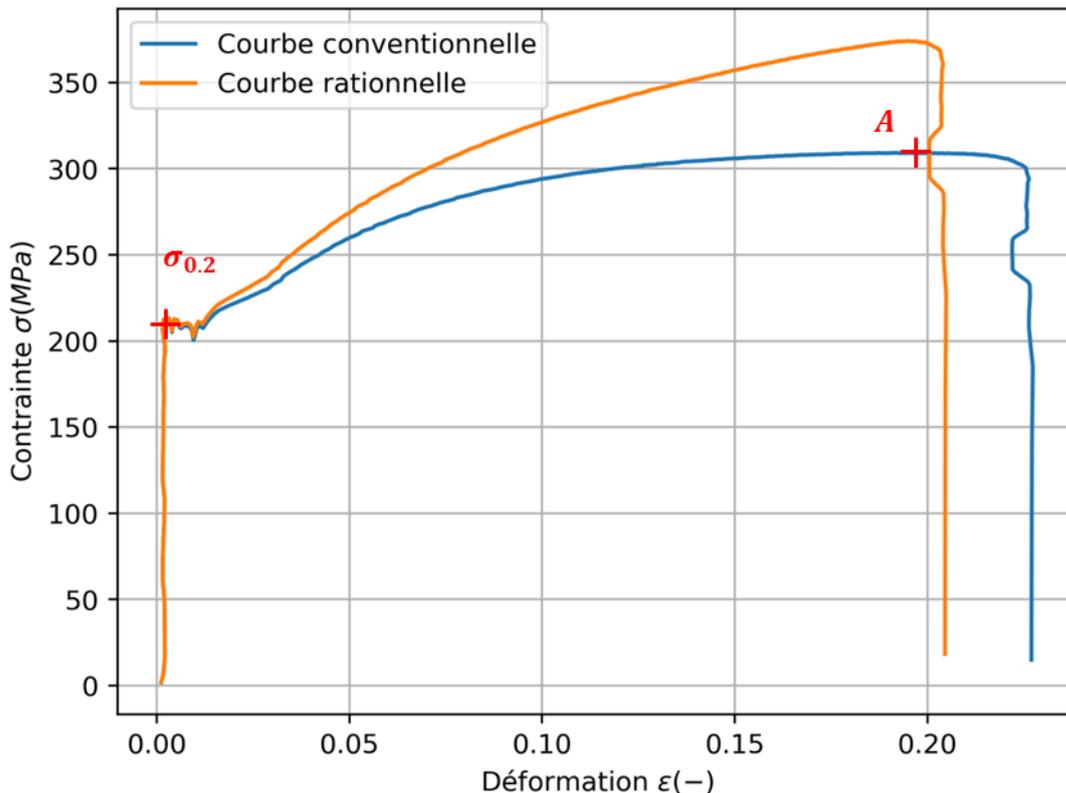


Figure 124 : Loi de comportement mécanique du lot de matière 1

L'allongement à la rupture du matériau est donné par la courbe conventionnelle, et vaut $A = 19,5\%$. Quatre différents niveaux de déformations sont alors déterminés arbitrairement de manière à être équi-répartis dans l'intervalle maximal de déformation en traction. Les niveaux retenus pour ϵ_{conv} .

sont alors : 0% ; 2% ; 6% ; 12% et 18%. Ces valeurs seront les valeurs d'arrêt de la machine par l'extensomètre. La limite à la rupture est donnée par la valeur maximale de la contrainte rationnelle soit $\sigma_r = 374 MPa$. La limite élastique peut être approximée par la valeur de la contrainte à 0,2% de déformation et vaut dans ce cas $\sigma_{0,2} = 210 MPa$. Ces valeurs remarquables de l'élasticité ainsi que la zone plastique de la courbe de traction rationnelle sont utilisées dans la simulation numérique.

4.3.1.4 Simulation numérique

La simulation a pour objectif de vérifier l'uniformité de la déformation à l'intérieur de l'échantillon, pour une géométrie donnée. L'essai de traction est modélisé avec la mise en données suivantes :

- Les dimensions du barreau sont $8 \times 8 \times 120 \text{ mm}$
- L'emprise des mors est de 40 mm sur les deux extrémités, laissant 40 mm libre entre les extrémités du mors haut et du mors bas
- Une pression de 5 MPa appliquée sur deux faces de l'échantillon pour induire l'effort du serrage des mors
- Un contact collant avec les mors sur une moitié de l'emprise des mors sur l'échantillon
- Un mors est fixe, sur l'autre est appliqué un déplacement de 0 à 20 mm
- Un calcul statique est effectué et ne prend pas en compte la viscosité du comportement compte tenu de la faible vitesse de déformation ($v_{traverse} = 4 \text{ mm/min}$)
- La rhéologie est issue d'une analyse de la courbe de traction de la Figure 124. Le comportement élastique est donnée par un module d'Young fixé à 200 GPa , et un coefficient de Poisson fixé à $0,3$. Pour la résolution mécanique, le palier de plasticité est interprété comme une zone linéaire avec une pente de 4% (la contrainte passe de $211,9 \text{ MPa}$ à $211,94 \text{ MPa}$ pour une déformation plastique de $0,01$). Le reste du domaine plastique est composé des points expérimentaux de la courbe de traction.

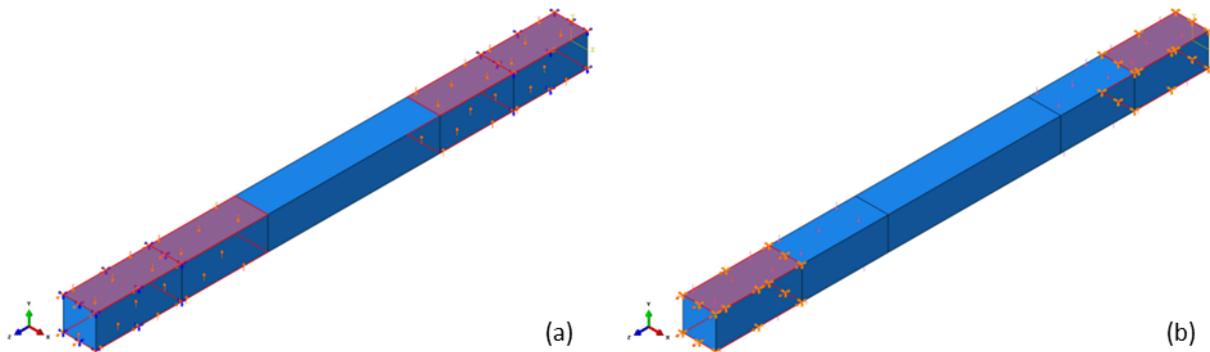


Figure 125 : Dimensions et surfaces de contact pour les conditions limites (a) effort de serrage des mors, (b) contact collant avec les mors

Les surfaces de contact pour les conditions limites sont illustrées sur la capture d'écran de la Figure 125. Ce type de modélisation permet de prendre en compte l'effort de serrage des mors et d'autoriser une certaine striction de l'échantillon dans l'emprise des mors.

Une simulation est réalisée pour obtenir le maximum de déformation. L'évolution de la déformation au niveau des incréments intermédiaires est sauvegardée et les résultats en termes de déformation équivalente, pour les niveaux retenus précédemment, sont montrés sur les cartographies de la Figure 126 (un quart de l'éprouvette est retiré pour observer à cœur).

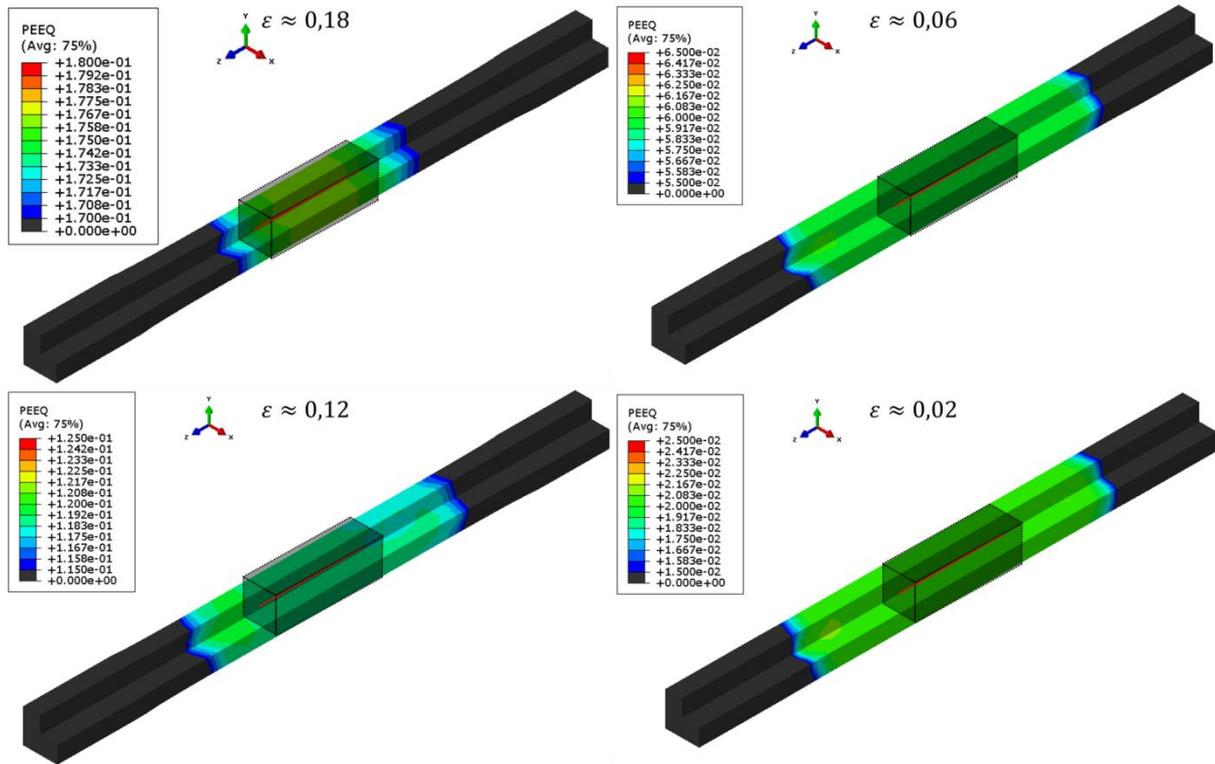


Figure 126 : Cartographies de déformation équivalente dans les barreaux de 120 mm

Il faut donc vérifier que la déformation équivalente est homogène dans la zone de prélèvement de la frite, qui fait 25 mm de long et qui est représentée par transparence, avec une ligne centrale rouge, sur les cartographies de la Figure 126. On constate ainsi que, pour les quatre niveaux de déformation et la courbe de comportement mécanique retenus, la déformation est homogène à $\pm 0,5\%$ sur la longueur de 25 mm souhaitée pour le prélèvement des frites.

4.3.1.5 Préparation des échantillons

La simulation a montré que pour tous les niveaux de déformation il est possible d'extraire une frite pour la caractérisation magnétique sur zone de 25 mm dans laquelle la déformation est homogène à $\pm 0,5\%$. Le schéma de la Figure 127 montre le processus de préparation des échantillons depuis la barre initiale jusqu'à leur remise à longueur à 25 mm à l'électro-érosion en passant par le stade de barreau de longueur 120 mm. Ces barreaux sont alors découpés dans la barre laminée à chaud à la tronçonneuse à disque avant d'être traités thermiquement. Dans le but de réduire les contraintes résiduelles et d'uniformiser la taille des grains dans tout le volume des échantillons, un traitement thermique de normalisation a été effectué. Les paramètres étaient un maintien de 15 min dans un four à 940°C sous argon, puis un refroidissement dans une enceinte sous argon. Bien que le traitement thermique se fasse sous argon, une très fine couche d'oxyde non-conductrice se dépose sur la surface des échantillons. Cette couche va gêner la mesure de contrainte résiduelle surfacique par DRX et va empêcher la caractérisation de la conductivité électrique. Pour ce faire, la couche d'oxyde est supprimée par décapage dans un bain d'acide chlorhydrique à température ambiante pendant 2 min environ. La contrainte résiduelle est évaluée en surface par DRX avant l'essai de déformation à froid. Une fois les différents niveaux de déformations appliqués, les échantillons sont envoyés pour remise à longueur en découpage par électroérosion à fil.

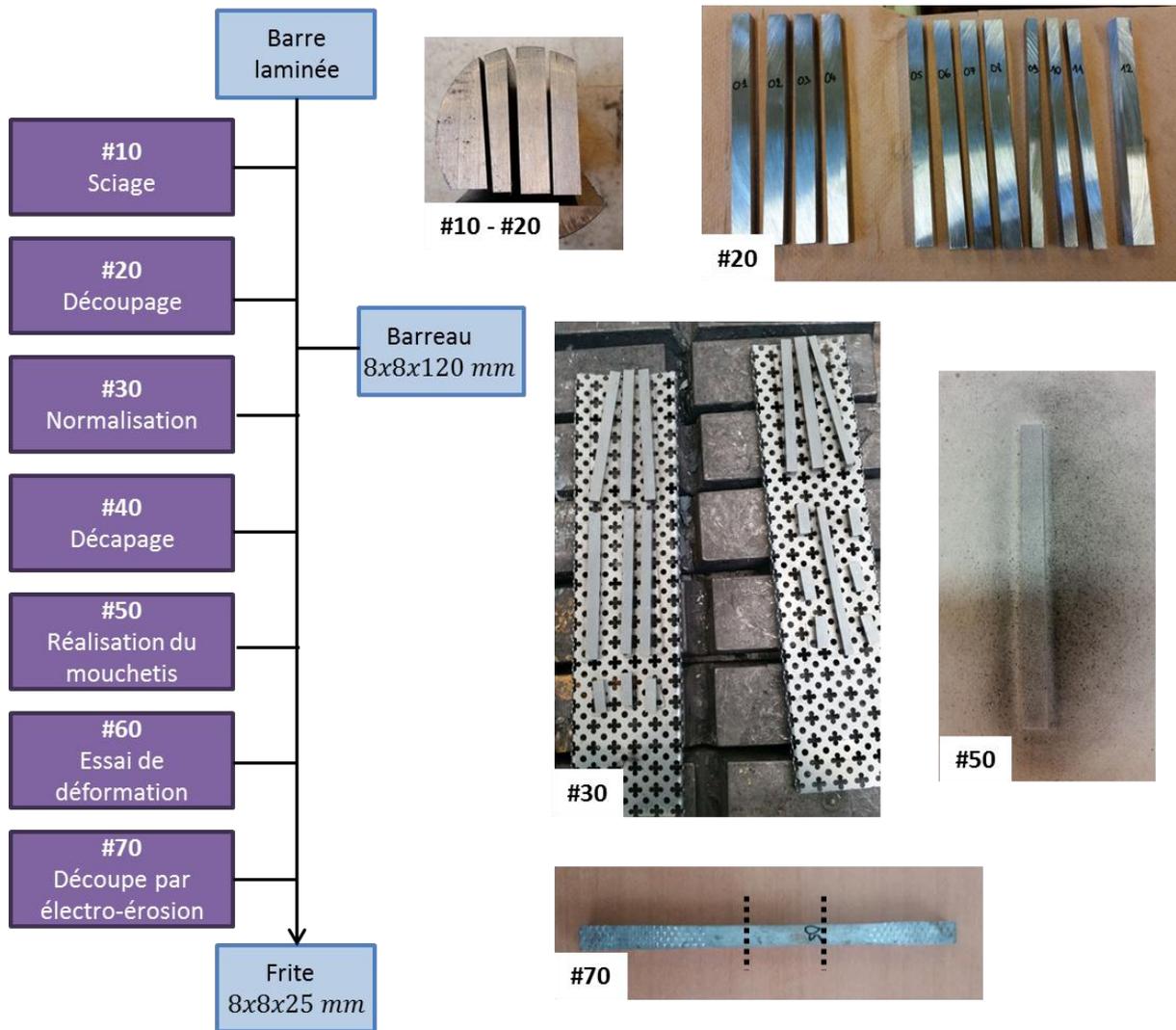


Figure 127 : Préparation des échantillons pour l'impact de la déformation plastique

Essai de déformation

Une fois les barreaux extraits de la barre laminée et traités thermiquement, ils sont passés à l'essai de déformation sous la machine de traction. La machine est bien pilotée en déformation à l'aide d'un extensomètre physique. Le critère d'arrêt est la valeur de déformation conventionnelle à 2%, 6%, 12% et 18%. Pour chaque niveau de déformation, deux à trois échantillons sont allongés par l'essai de déformation. Les numéros correspondant sont disposés dans le Tableau 17. La découpe à la tronçonneuse à disque entraîne des variations dimensionnelles sur la section initiale S_0 qui entre dans le calcul de la contrainte. Cette section est mesurée à l'aide de quatre mesures dimensionnelles (deux largeurs a_0 , deux épaisseurs b_0 à deux extrémités du barreau) effectuées au micromètre et également données dans le Tableau 17. Cette section est plus faible après essai à cause de la striction de l'éprouvette.

Tableau 17 : Niveaux de déformation conventionnelle et dimensions des barreaux

Lot	D2			D3		D4		D5		
ϵ_c	2%			6%		12%		18%		
Barreau	D2-4	D2-8	D2-11	D3-3	D3-7	D4-2	D4-6	D5-1	D5-5	D5-10
a_0 (mm)	9,4	10,55	6,9	9,3	8,7	9,2	8,4	9,1	8,1	6,5
	9,3	9,7	6,8	9,3	8,5	9,2	8,4	9	8,3	6,5
b_0 (mm)	8,8	8,1	8,9	8,3	8,4	8,4	8,4	8,3	8,5	8,4
	8,5	8,2	8,5	8,5	8,4	8,6	8,5	8,5	8,6	8,4
S_0 (mm ²)	80,88	82,51	59,60	78,12	72,4	78,20	70,98	76,02	74,86	54,60

L'effort nécessaire à la traction est mesuré à l'aide du capteur d'effort de la machine et la déformation est mesurée à l'aide de l'extensomètre. Dans chaque cas, la scène est filmée et la déformation du mouchetis est vérifiée. La répétabilité de l'essai est montrée sur les courbes de caractérisation mécanique durant l'essai de la Figure 128.

Courbes de traction rationnelles

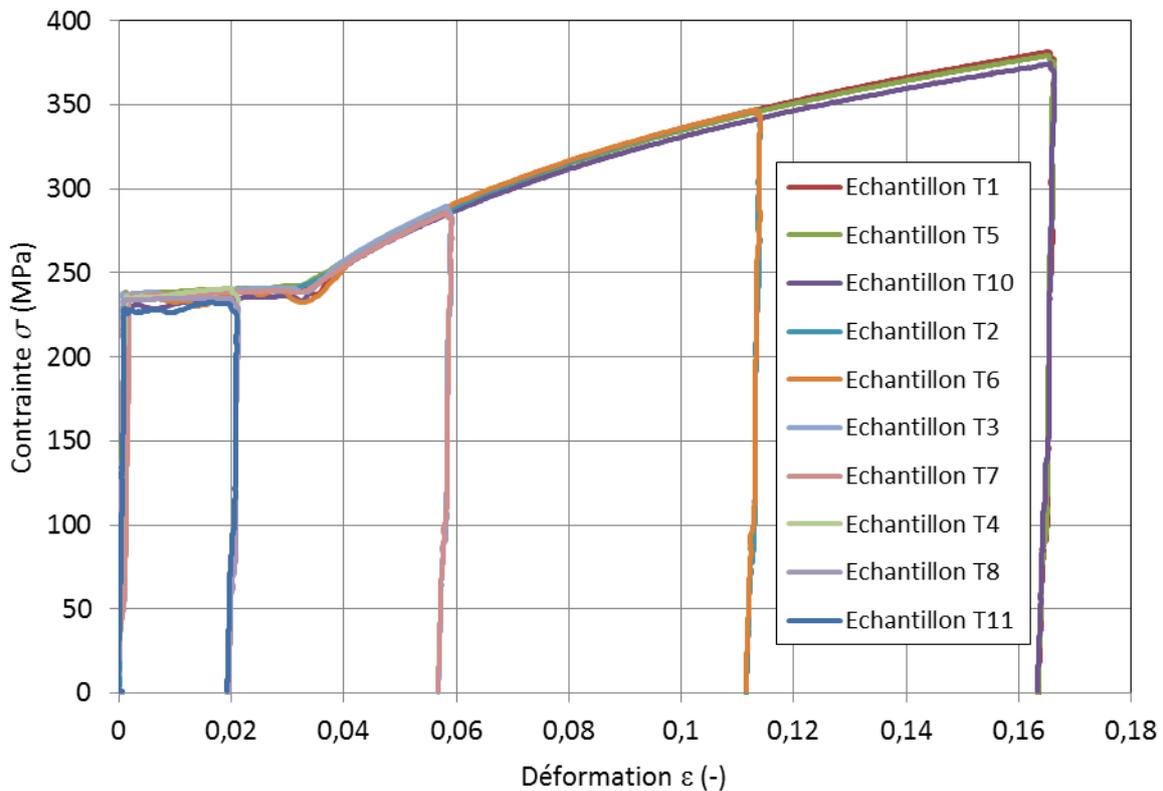


Figure 128 : Courbes de traction rationnelles pour les différents barreaux

La déformation étant mesurée à l'aide de l'extensomètre et donc sur une longueur de base plus longue qu'en vidéo-traction, le palier de plasticité apparent paraît plus long et atteint la valeur de déformation rationnelle de $\epsilon_r = 0,036$. Cela provient du comportement mécanique local de la matière et des échelles différentes de mesure de la déformation (Tsukahara and lung, 1998).

Les barreaux à 2% de déformation conventionnelle s'arrêtent pendant ce palier, le phénomène de plastification peut ne pas s'être initié à travers toute la longueur du barreau. La confiance associée à

l'homogénéité dans ces échantillons est alors plus faible. Les valeurs de déformation rationnelle finales retenues sont alors résumées dans le Tableau 18

Tableau 18 : Valeurs finales des déformations rationnelles

Lot	D2			D3		D4		D5		
$\epsilon_{c,cons.}$	2%			6%		12%		18%		
$\epsilon_{r,cons.}$	0,0198			0,0583		0,1133		0,1655		
Barreau	D2-4	D2-8	D2-11	D3-3	D3-7	D4-2	D4-6	D2-4	D2-8	D2-11
$\epsilon_{r,final}$	0,0193	0,0195	0,0192	0,0568	0,0568	0,1115	0,1114	0,1635	0,1634	0,1633
$\overline{\epsilon_{r,lot}}$	0,01933			0,0568		0,11145		0,1634		

Le lot de référence $\epsilon_r = 0$, nommé D1 dans cette partie et qui est physiquement le même lot que le lot G3, a subi les mêmes étapes de préparations #30 et #40 de la Figure 127. Il possède par conséquent une microstructure similaire aux lots D2 à D5. Les valeurs finales de déformation rationnelle sont à mettre en relation avec l'intervalle défini sur la roue polaire à la section 2.2.5. L'intervalle de déformation finale sur nos échantillons est alors de 0 à 0.1634, ce qui couvre une petite partie de l'intervalle de déformation équivalente dans le produit entier qui est de 0 à 3. L'allongement à la rupture de 19,5% empêche d'obtenir des valeurs de déformation plus importante en traction. De plus, la déformation apportée lors de l'étape de forgeage à froid des lèvres à aimant est plus complexe que lors de cet essai, et le mode de chargement s'apparente plutôt à de la compression alors que cet essai est réalisé en traction uniaxiale. Cependant l'essai de déformation en traction reste pertinent car il permet de :

- recouvrir plus de 65% de l'intervalle à l'intérieur de la griffe (où la déformation se situe entre 0 et 0,25), qui lui représente le volume le plus important dans la roue polaire,
- générer des échantillons homogènes en déformation et donc d'analyser plus quantitativement l'effet de la déformation sur les propriétés électriques et magnétiques.

4.3.1.6 Vérification des hypothèses

Afin de pouvoir statuer et modéliser l'effet de la déformation plastique de manière indépendante à d'autres paramètres matériau, il a été décidé de vérifier si la contrainte résiduelle et l'allongement des grains étaient significatifs sur ces échantillons, puisqu'ils ont un effet sur les propriétés magnétiques.

Découplage déformation / contrainte résiduelles

La contrainte résiduelle est évaluée en deux points sur la surface des barreaux, dont un qui représente la zone qui sera caractérisée magnétiquement et uniformément déformée. La contrainte au centre du barreau est supposée plus faible qu'en surface. De plus, la contrainte résiduelle est supposée plus faible après l'essai de déformation. Les résultats de la caractérisation sont montrés sur le graphe de la Figure 129.

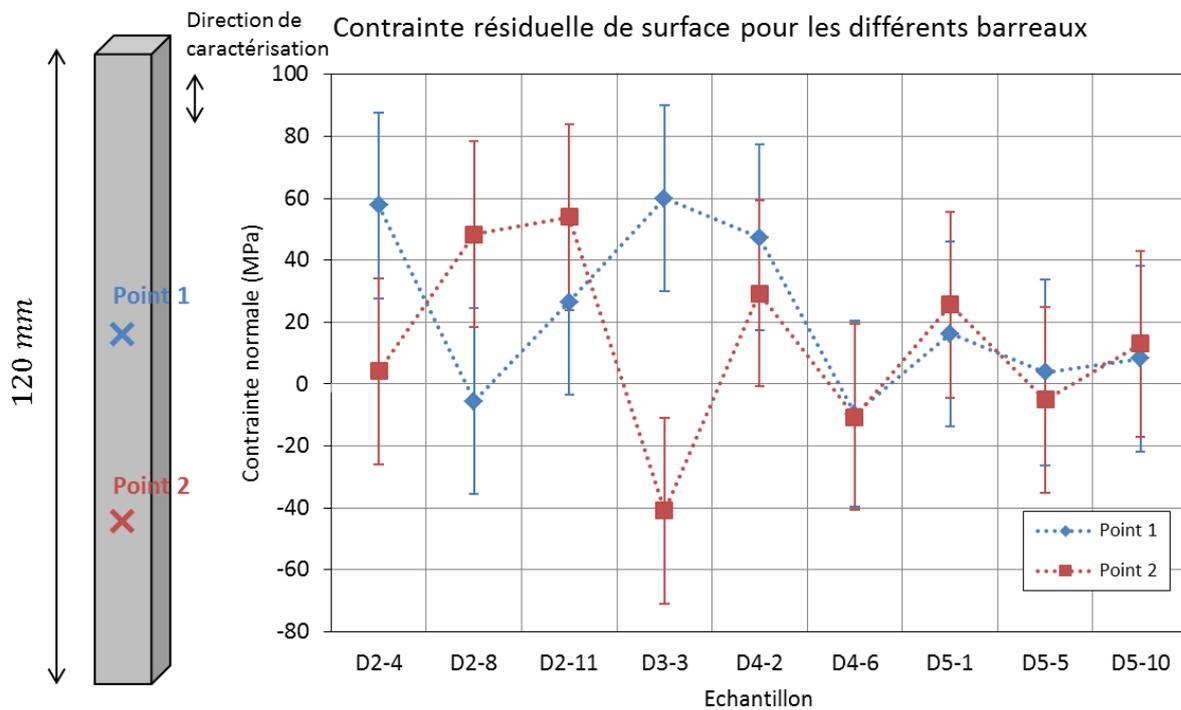


Figure 129 : Mesure de la contrainte résiduelle surfacique sur les barreaux avant l'essai de déformation

En valeur absolue, la valeur de contrainte n'excède pas 60 MPa. Compte-tenu de l'incertitude liée au moyen de caractérisation par diffraction des rayons X, et du niveau de contraintes décelé dans le produit, le niveau de contraintes résiduelles relevé est faible. De plus ce niveau de contraintes sera diminué après l'essai d'après la Figure 120.

Découplage déformation / allongement des grains

L'autre paramètre qu'il a été choisi de vérifier est l'allongement des grains. En faisant l'hypothèse que la recristallisation n'est pas déclenchée pendant la déformation plastique, la taille de grains ne sera modifiée que par un éventuel allongement des grains dans la direction de déformation. Des micrographies ont été réalisées sur les chutes des barreaux après remise à longueur, et dans deux directions. Les sens d'observation et les résultats de mesures de taille de grains sont montrés dans la Figure 130.

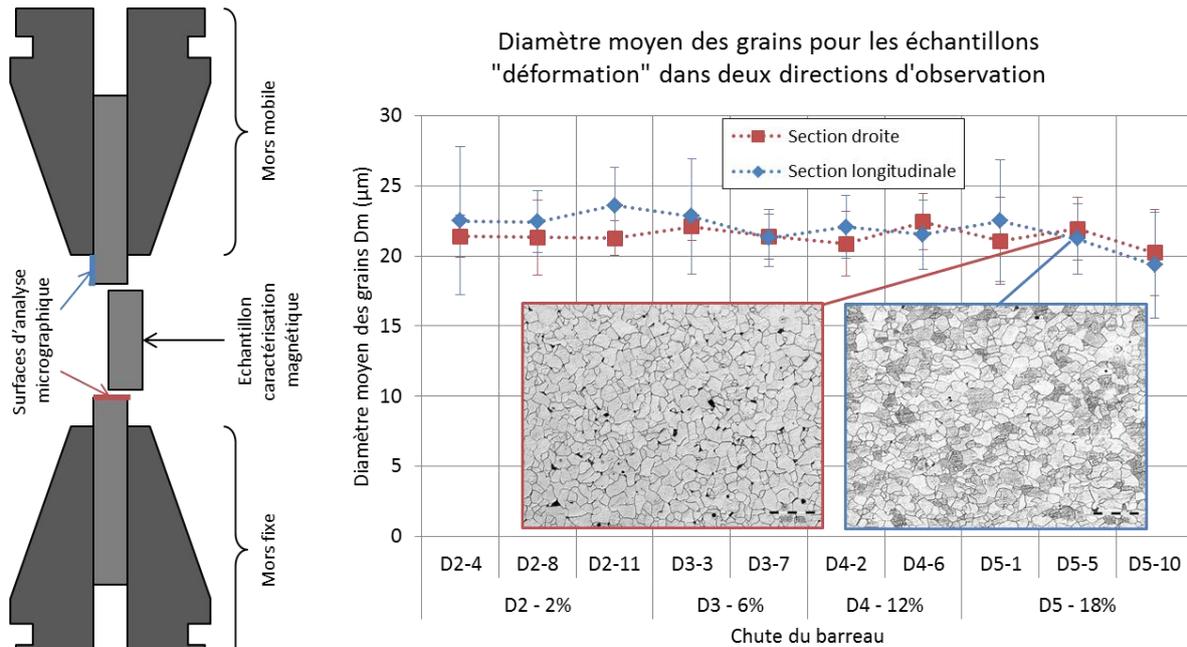


Figure 130 : Taille de grains dans deux directions d'observation pour les échantillons "déformation"

Les microstructures sont observées au plus proche de la frite utilisée pour la caractérisation magnétique. La section longitudinale a été réalisée dans une zone où le barreau a subi de la déformation, et hors de l'emprise des mors sur la machine. Compte tenu de l'incertitude sur la mesure de la taille de grains, la différence de taille de grains dans les deux sens d'observation n'est pas significative. Même si les barres d'incertitude sont plus larges sur la coupe longitudinale, il n'y a, a priori, pas de cohérence entre la direction de la ligne tracée (horizontale, verticale ou diagonale), en relation avec la direction de l'écoulement, et la taille de grains estimée.

En conclusion, la contrainte résiduelle initiale sur les barreaux a une valeur moindre comparée au produit étudié. De plus, cette valeur de contrainte diminue après l'essai de déformation. D'autre part, les analyses micrographiques n'ont pas révélé d'allongement de grain significatif ou d'écart entre les échantillons du lot « déformation ». La modification des propriétés électriques et magnétiques au sein de ce lot d'échantillons est donc imputée, dans la suite du travail, directement et uniquement à la déformation qui leur a été appliquée.

4.3.2 Mesures électriques et magnétiques

4.3.2.1 Mesure magnétiques

A l'instar de l'analyse de l'effet de la taille de grains sur les propriétés magnétiques, l'analyse se scinde en plusieurs étapes, pour les pertes et la polarisation :

- Contrôler si l'identification est pertinente sur chaque échantillon
- Contrôler si les courbes moyennes et enveloppes sont bien en accord avec les mesures expérimentales
- Comparaison des courbes moyennes entre elles.

La valeur finale du critère minimisé est représentée, pour chaque mesure sur les échantillons « déformation », sur les courbes de la Figure 131. Elle donne un aperçu global de l'erreur d'identification sur tous les points de la courbe.

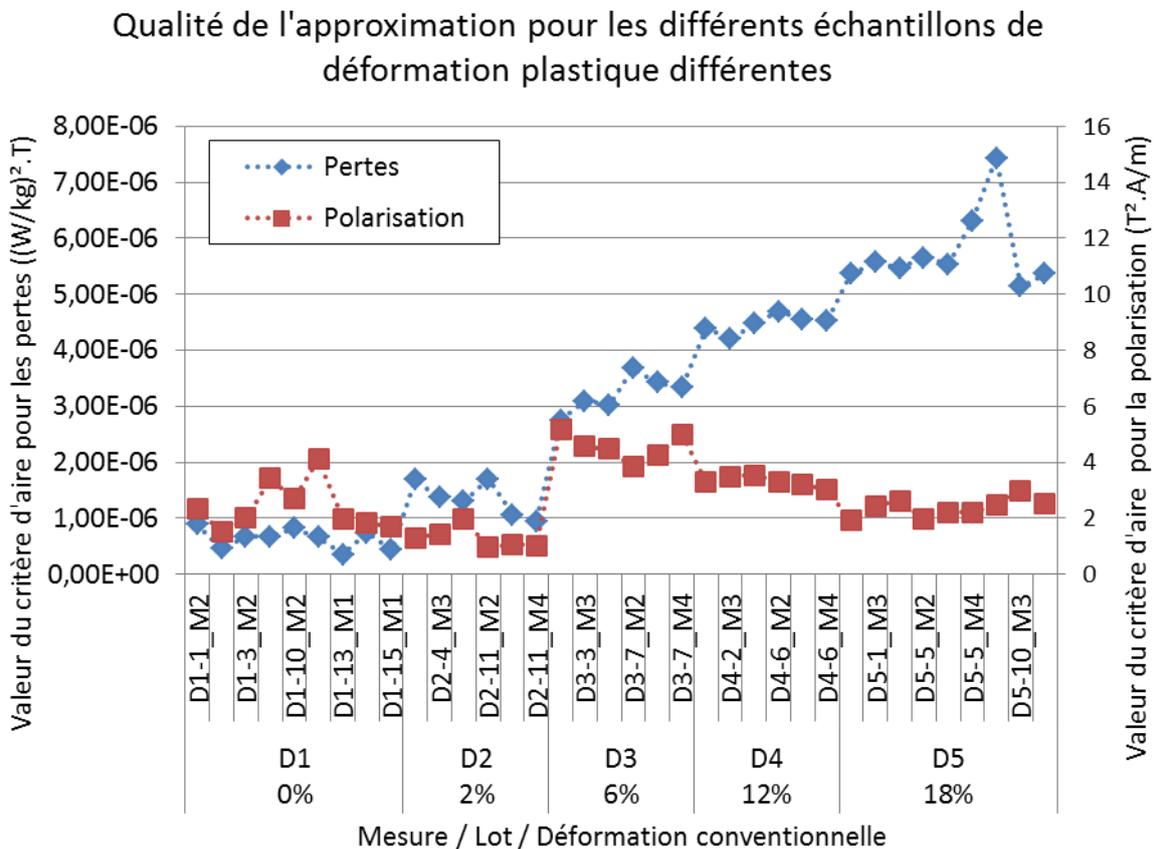


Figure 131 : Valeur finale du critère minimisé pour les échantillons "déformation"

Pour les courbes de polarisation, le critère final prend des valeurs situées entre 0,95 et 5,20, ce qui, au vu des résultats précédents sur les tailles de grains, peut être considéré de qualité satisfaisante. Des paliers de valeurs finales du critère semblent se dessiner, ce qui pourrait impliquer que la qualité d'identification dépend de la déformation. Ceci peut provenir du fait de la modification de la courbe de polarisation avec la déformation à froid comme cela sera développé plus tard dans cette section.

D'un point de vue pertes, dès qu'une déformation est appliquée aux échantillons, la qualité de l'approximation se dégrade. La courbe de pertes avec le critère final le plus élevé (échantillon D5-10) et son modèle de pertes identifié sont représentés sur la Figure 132.

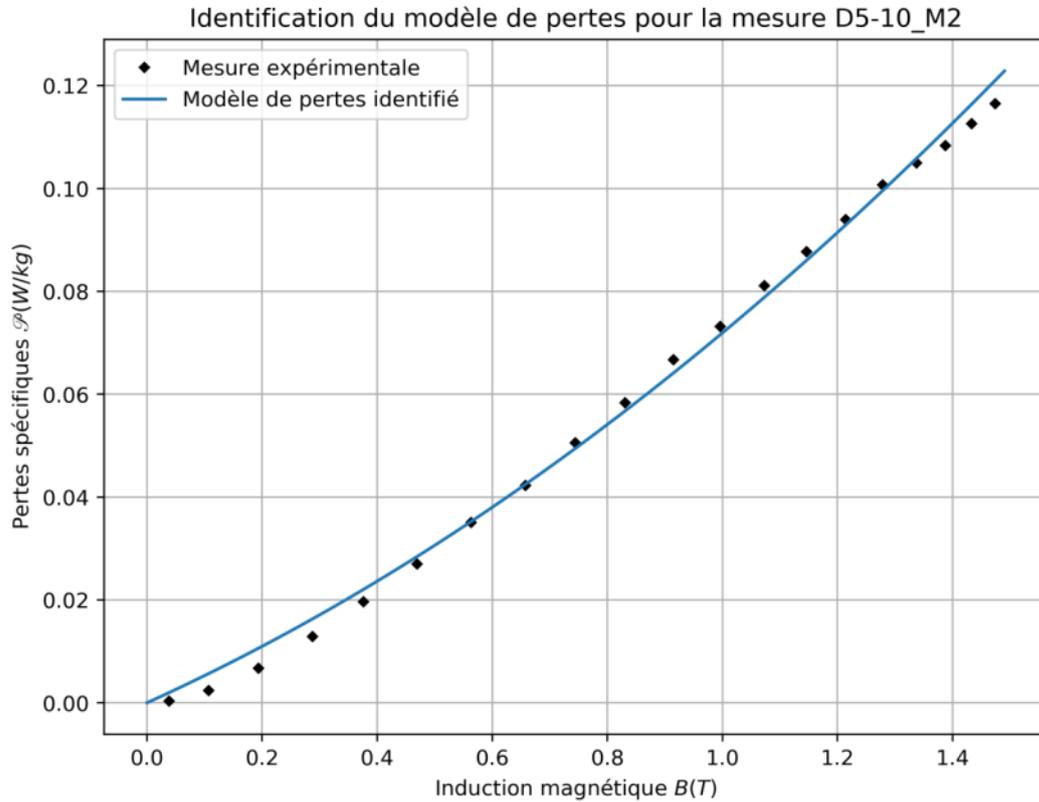


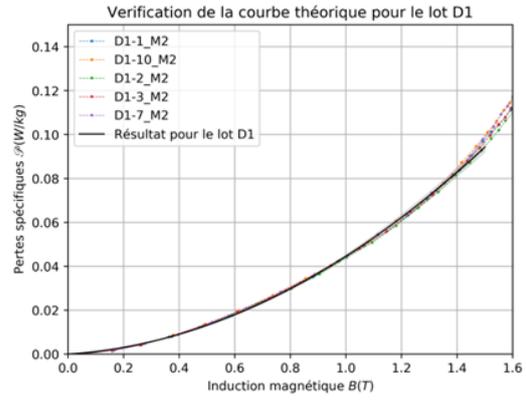
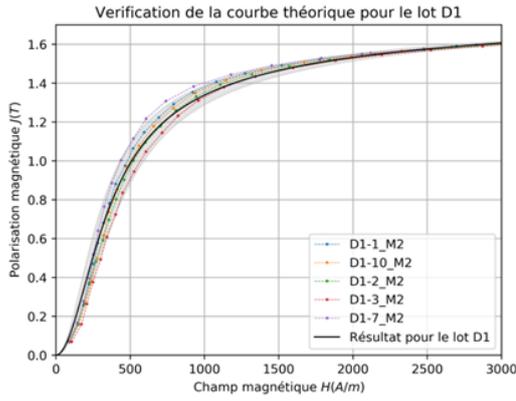
Figure 132 : Identification du modèle de pertes pour la mesure D5-10_M2

Visuellement, le modèle s'écarte des points expérimentaux dans deux zones que sont les faibles et les fortes inductions où le modèle surestime la mesure, ce qui reste acceptable compte tenu de l'incertitude de mesure. Les points après $1,3 T$ semblent décrocher de l'allure donnée par le reste des points. Par conséquent, lors de l'identification du modèle, l'algorithme tend à trouver un compromis entre tous les points, ce qui pourrait expliquer en partie l'écart observé à plus faible champ. La disposition générale des points de mesure dessinent une courbe avec moins de courbure que précédemment ce qui semble augmenter l'erreur due à l'identification du modèle de pertes.

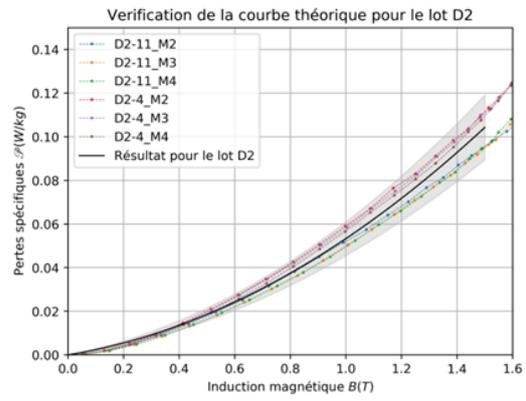
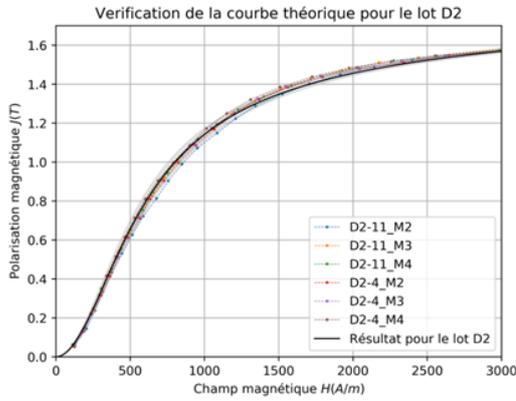
La forme générale est plus plate mais l'inflexion au début de la courbe semble conservée. Ceci diffère des courbes de pertes précédemment présentées, ce qui semble gêner pour l'identification du modèle de pertes.

La Figure 133 montre les courbes moyennes et enveloppes pour chaque lot de frites avec une valeur donnée, ainsi que les points expérimentaux pour juger qualitativement de la pertinence de ces courbes théorique vis-à-vis de l'expérience. Le nombre de frites n'étant pas conséquent, le nombre de mesures par frite a été augmenté pour consolider la répétabilité de mesure et donc les conclusions.

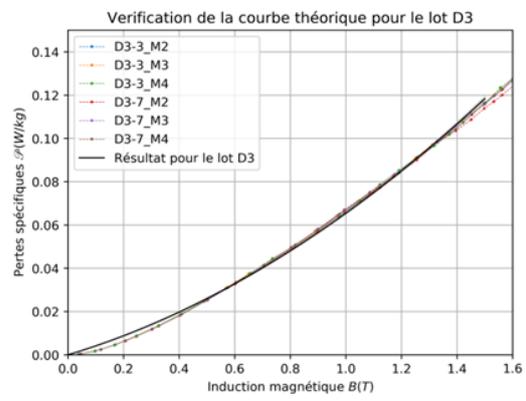
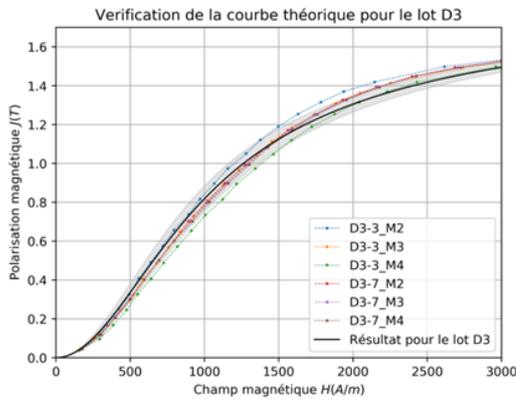
$$\epsilon_{r,final} = 0$$



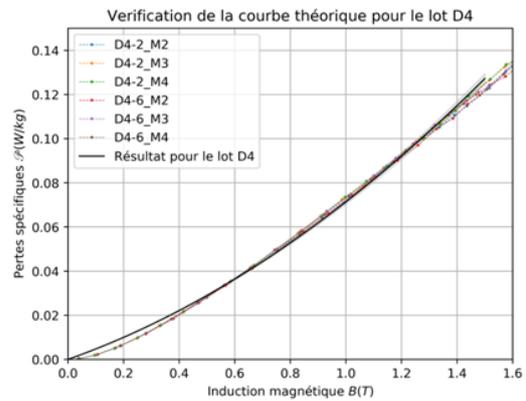
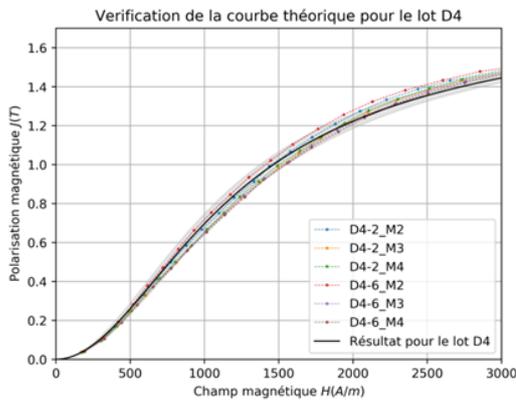
$$\epsilon_{r,final} = 0,0193$$



$$\epsilon_{r,final} = 0,0568$$



$$\epsilon_{r,final} = 0,1115$$



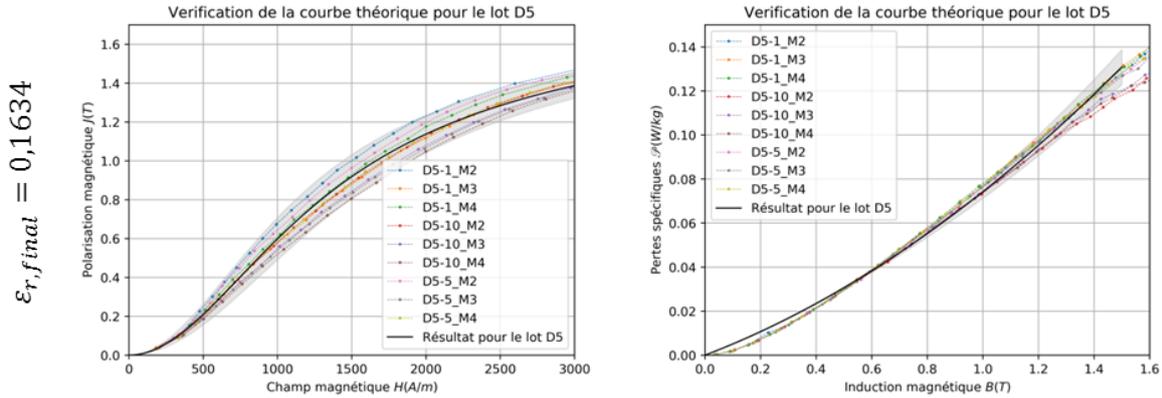


Figure 133 : Résultat des mesures magnétiques pour le lot "déformation"

Concernant les pertes, le problème d'identification du modèle qui « aplatit » les courbes de chaque échantillon et donc de chaque courbe moyenne de lot a déjà été soulevé. Pour les lots D2 et D5 les points de mesures semblent dépendants de la frite considérée. Par exemple, la frite D5-5 voit ses courbes plus basses que les autres courbes du lot considéré et les pertes entre D2-4 et D2-11 semblent bien différentes. Cela peut être imputé :

- Aux incertitudes sur la mesure de la section des frites
- A la variation de section des frites qui induit une modification de l'effet des courants induits
- A un état de déformation différent entre les frites caractérisées, ce qui est notamment le cas du lot D2 qui se situe dans le palier de plasticité.

Les courbes de pertes sont synthétisées sur le graphe de la Figure 134, qui montre que les pertes augmentent de manière significative avec la déformation rationnelle.

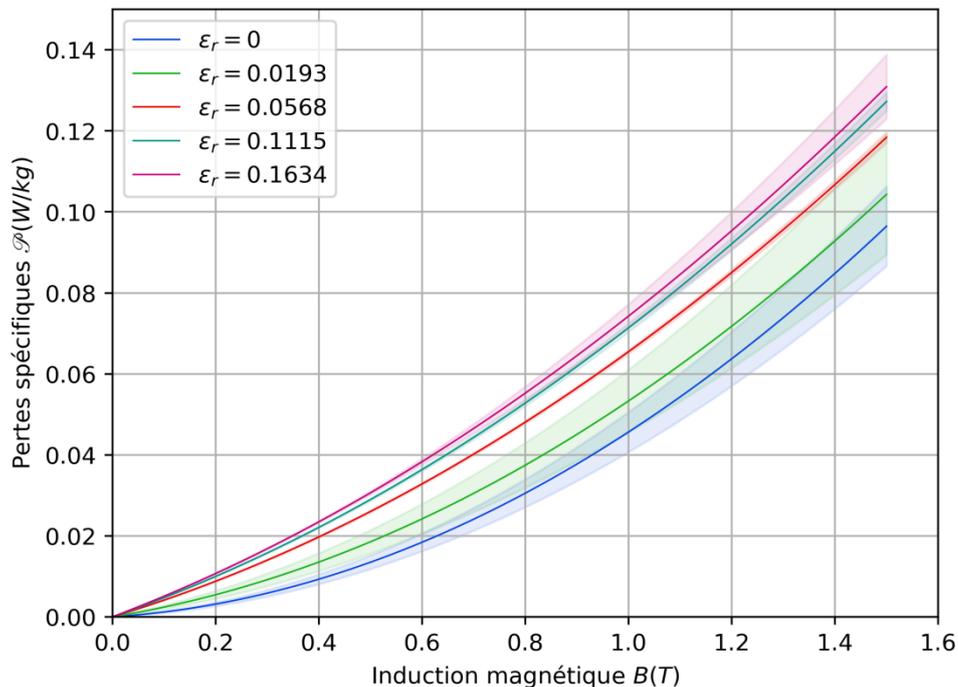


Figure 134 : Evolution des pertes en fonction de la déformation rationnelle

Concernant la polarisation, dans la plupart des cas les points expérimentaux se situent bien proches de la courbe moyenne et dans l'intervalle de dispersion. Pour la déformation $\varepsilon_{r,final} = 0,0568$, la forme générale de la courbe s'éloigne légèrement des points expérimentaux, ce qui corrobore les conclusions données, d'après les critères finaux d'identification, donnés sur la Figure 131. Pour la déformation $\varepsilon_{r,final} = 0,1634$, la dispersion dans le lot est importante par rapport aux autres lots d'échantillons. Ces variations semblent être imputables au moyen de mesure car :

- l'identification échantillon à échantillon est satisfaisante d'après la Figure 131,
- sur la Figure 133 les positions des points expérimentaux du lot D5 ne semblent pas corrélées à la frite caractérisée.

Les courbes moyennes et enveloppes de polarisation sont également regroupées sur le graphe de la Figure 135.

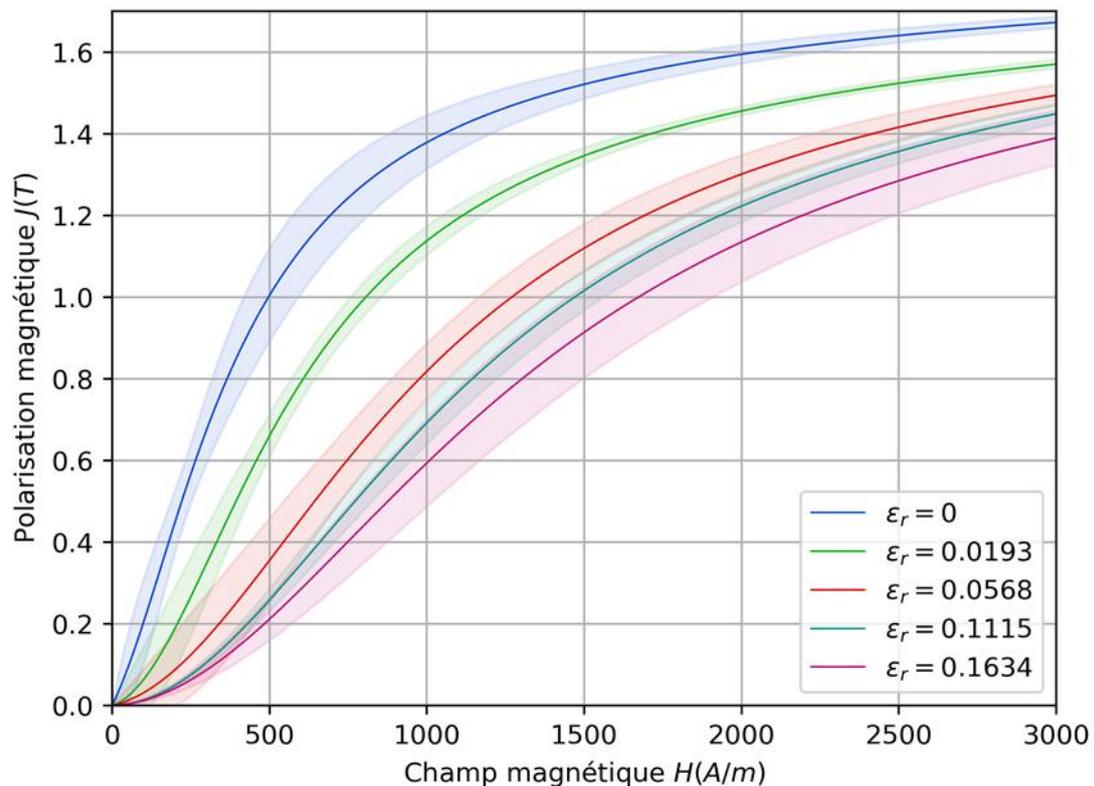


Figure 135 : Courbes de polarisation pour différents niveaux de déformation

L'effet de la déformation sur la polarisation est significatif. La dispersion relativement importante lorsque la déformation est élevée mais reste tout de même inférieure à la variation de propriétés entre deux lots de déformation différente. Dès que la déformation est non nulle, la courbe de polarisation s'aplatit, autrement dit les propriétés magnétiques sont fortement dégradées. Puis les propriétés semblent se dégrader de moins en moins rapidement. Une autre manière de visualiser cette dégradation est de fixer la polarisation à 1,5T (par exemple) et de regarder le champ magnétique $H_{1,5T}$ nécessaire pour obtenir cette polarisation. L'évolution de $H_{1,5T}$ est montrée sur le

graphe de la Figure 136, les barres d'incertitudes correspondant aux courbes enveloppes de la Figure 135.

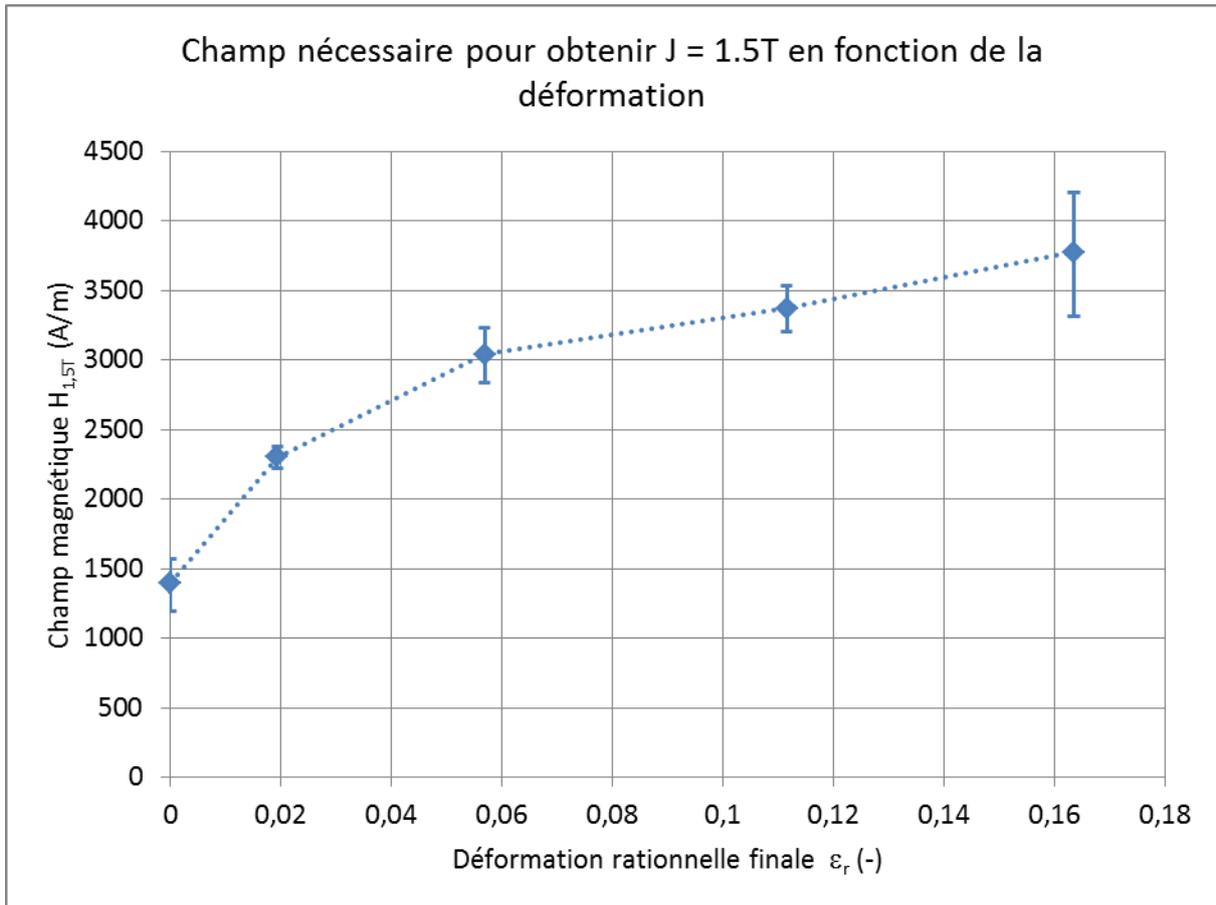


Figure 136 : Champ magnétique pour obtenir une polarisation $J = 1,5T$ en fonction de la déformation

Comme évoqué précédemment, la dégradation de propriétés magnétiques n'est pas linéaire en fonction de la déformation. Avec les valeurs de dispersion, il est possible d'envisager une valeur limite pour $H_{1,5T}$.

Les résultats sur la polarisation et sur les pertes peuvent être également montrés en comparant trois cycles d'hystérésis comme sur le graphe de la Figure 137. Avec une déformation non nulle, le cycle se couche rapidement et le champ coercitif, le champ pour que la polarisation s'annule, qui est également un indicateur des pertes magnétiques est significativement plus important. Si la déformation augmente encore, le cycle se couche et le champ coercitif augmente encore mais d'une manière plus douce que précédemment. Ces différentes analyses sont en accord avec les résultats de la littérature présentés sur des tôles par (Vandenbossche et al., 2015) et (Iordache et al., 2003).

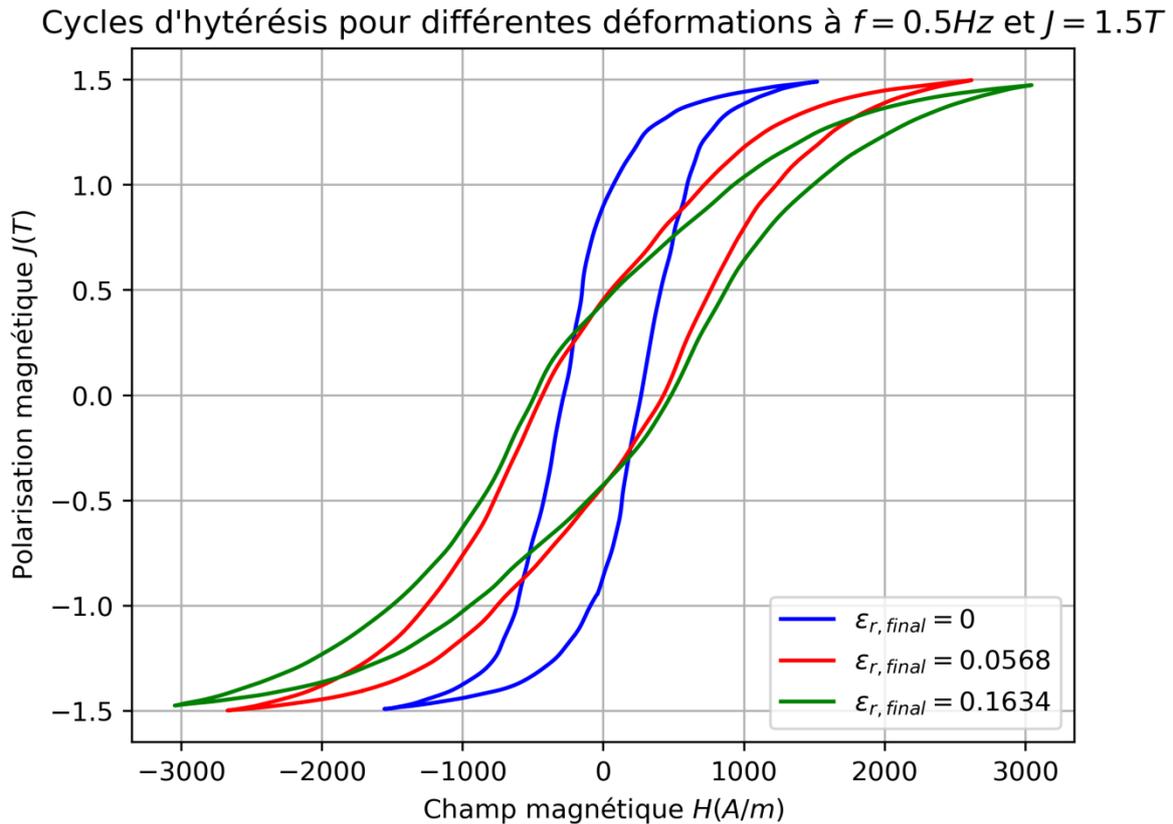


Figure 137 : Comparaison de cycles d'hystérésis cisailés pour différentes déformations ($f = 0,5\text{Hz}$ et $J = 1,5T$)

Les propriétés magnétiques sont donc impactées par la déformation plastique à froid de manière significative. Cette modification est imputable à la multiplication des dislocations et à leur réarrangement dans la matière qui est dépendant de la déformation (Nesterova et al., 2001). Les dislocations génèrent à la fois des sites d'ancrages pour les parois de Bloch et des contraintes internes d'échelle atomique (Waeckerlé, 2015b) qui sont difficilement quantifiables. La multiplication des sites d'ancrage augmente le nombre de sauts de parois, ce qui génère plus de pertes. Les contraintes internes locales vont modifier l'équilibre local des domaines magnétiques et donc le comportement magnétique macroscopique.

De plus, certains travaux dans la littérature envisagent une limite à la densité de dislocation dans le fer (Takaki, 2005), ce qui pourrait correspondre par conséquent à une dégradation limite conjecturée dans cette section des propriétés magnétiques en fonction de la déformation.

Dans la roue polaire, de la déformation plastique à froid est apportée à l'étape de forgeage des lèvres à aimants (étape #90 du processus) dans le cœur de la pièce. Le mode de déformation est complexe dans la roue polaire alors qu'il est uniaxial dans le cas de nos échantillons. Si la source de la dégradation est la multiplication des dislocations dans la matière, alors elle a lieu dans les deux cas.

4.3.2.2 Conductivité électrique

La conductivité des frites « déformation » a également été caractérisée. La Figure 138 montre les valeurs de conductivité électrique pour les différentes frites. Le nombre d'échantillons étant limité, les barres d'incertitude de couleur bleu continu représentent l'étendue de mesure sur les plusieurs mesures de conductivité effectuées. De plus l'incertitude liée au moyen de mesure, donnée par un

coefficient de variation de 3,6%, soit $\pm 1,8\%$, a été superposée à la dispersion liée aux échantillons et représentée par des barres en trait fin noir.

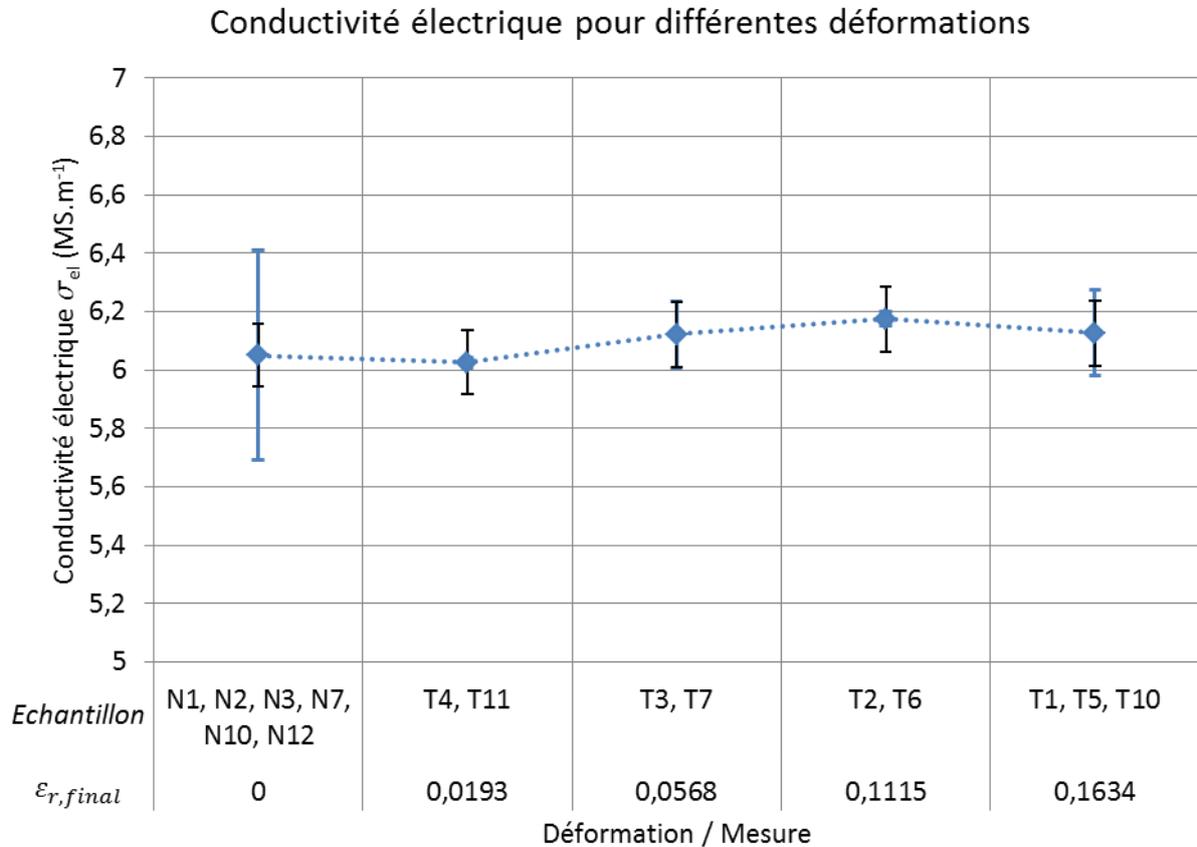


Figure 138 : Conductivité électrique pour différentes déformations plastiques

Comme dans le cas de l'influence de la taille de grains, compte-tenu de la dispersion et de l'erreur liée au moyen de mesure, la déformation plastique à froid ne semble pas avoir d'effet sur la conductivité électrique, tout du moins détectable à l'aide de la technique de caractérisation employée.

4.3.2.3 Conclusion intermédiaire

La déformation plastique a un effet important sur les propriétés magnétiques que ce soit sur les pertes ou sur la polarisation. Plus la déformation plastique est importante, plus les pertes à basse fréquence sont élevées. A l'échelle microscopique, la multiplication des dislocations augmentent le nombre de sites d'ancrage des parois des domaines magnétiques, ce qui génère alors plus de pertes. Aussi, plus la déformation plastique est importante plus la perméabilité du matériau est dégradée. Ceci serait imputé à la structure de dislocations qui génère des contraintes locale et influence, par le phénomène de magnétostriction, le processus d'aimantation. L'évolution de la dégradation n'est pas linéaire et sembler saturer à forte déformation, ce qui serait dû à un état limite de la matière où densité et structure de dislocations évoluent peu. Concernant la conductivité électrique, à l'instar de la taille de grains, la variation générée par la déformation est plus faible que l'incertitude du moyen de mesure utilisé.

4.4 Fibrage

4.4.1 Génération d'échantillons

Un fibrage hétérogène et multidirectionnel a été révélé sur le produit roue polaire à la section 2.2.4. De plus, l'état de l'art souligne plusieurs éléments importants qui ont un effet sur les propriétés magnétiques :

- les impuretés à la section 1.3.3.4,
- la composition chimique à la section 1.3.3.1
- la direction de laminage (à froid) à la section 1.3.1.2

Le fibrage, qui se définit comme un allongement des inclusions malléables dans la direction de déformation (comme la direction de laminage par exemple), pourrait alors avoir un impact sur les propriétés magnétiques. Son effet supposé sur les propriétés magnétiques serait lié à son intensité, qui découlerait des effets des inclusions et de la composition chimique, et à sa morphologie, qui découlerait également de la forme des inclusions mais également à la direction d'écoulement de la matière.

Deux lots matière différents en termes de composition sont envisagés pour la génération des échantillons comme évoqué à la section 2.3.4.2. Il convient de vérifier si les lots matières sont représentatifs du produit en termes de fibrage. Le fibrage a donc été révélé à l'aide du protocole établi en annexe C. Il a été révélé simultanément, afin de limiter les variations du protocole, sur un morceau de la matière de la roue polaire et un morceau de barre laminée de chaque lot matière. Le fibrage est observé dans une section radiale (flèche rouge) et les résultats sont présentés sur la Figure 139. Les axes de révolution des lopins sont symbolisés par les lignes d'axe rouges.

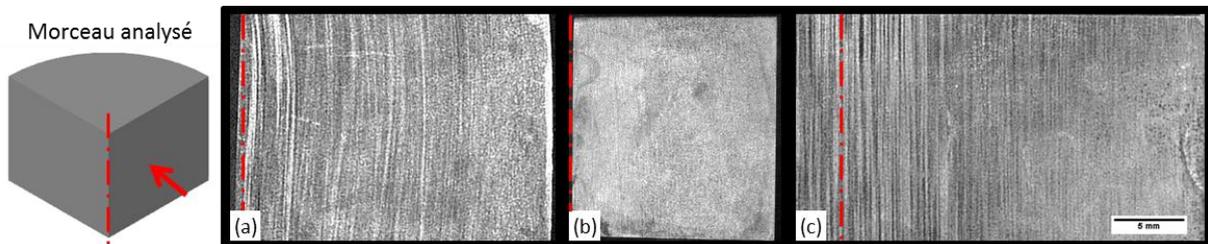


Figure 139 : Fibrage sur (a) la matière du produit roue polaire (b) le lot de matière 1 (c) le lot de matière 2

Le fibrage de la matière de la roue polaire a été réalisé sur un lopin après cisailage (Figure 139 (a)). Les fibres suivent le sens de laminage de la barre laminée et sont légèrement ondulées, ce qui est dû au cisailage à froid. Ce fibrage est comparé aux deux lots matière envisagés pour les caractérisations électrique et magnétique. Le fibrage du lot de matière 1 n'est pas assez prononcé voire inexistant (Figure 139 (b)). Ceci permet de consolider le fait qu'il n'entre pas en compte lors de l'analyse des résultats des sections précédentes et ainsi découpler l'effet du fibrage dans les autres sections. En revanche, il ne correspond pas à la matière de la roue polaire. Le lot de matière 2 a une macrostructure qui correspond davantage au produit (Figure 139 (c)), ce qui est naturellement dû à une composition similaire comme évoqué à la section 2.3.4.2. Le Silicium, davantage présent que dans le lot matière 1, est initialement prévu pour réduire la conductivité électrique, et forme des silicates qui sont des inclusions malléables et qui forment les fibres observables sur la Figure 139. Dans la suite des travaux, le lot de matière 2 sera utilisé pour vérifier l'effet du fibrage sur les propriétés magnétiques.

Dans le cas du fibrage, il faut bien définir le paramètre matériau qui sera pris en compte pour l'étude. Outre l'intensité du fibrage dont la mise en évidence peut être révélée par des prélèvements d'échantillons dans différentes zone de la barre laminée de la matière 2, l'orientation du flux par rapport à la direction des fibres peut être révélée par des prélèvements de frites dans différentes directions par rapport à l'axe de la barre laminée. La frite est systématiquement placée entre les pôles de telle façon à ce que le flux circule le long de l'échantillon comme présenté sur la Figure 140.

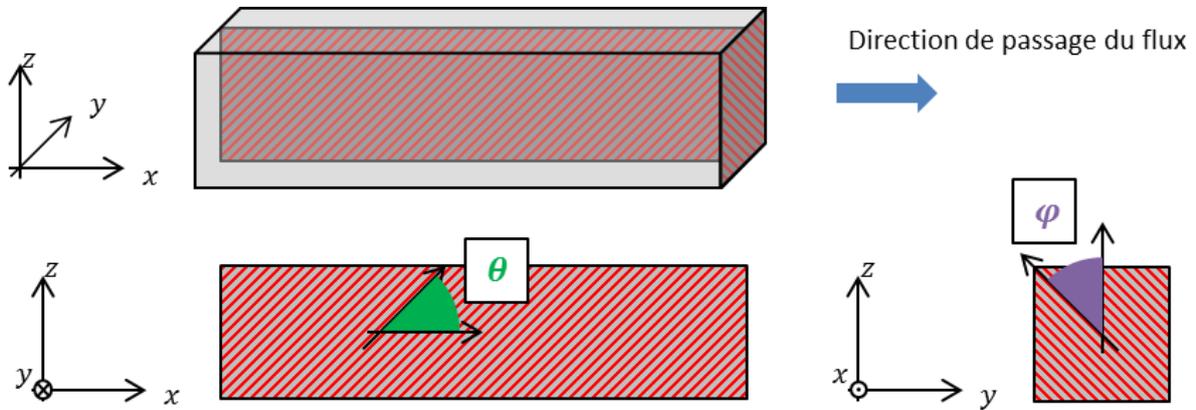


Figure 140 : Paramétrage du fibrage dans l'échantillon

Soit, selon le paramétrage de la Figure 140, θ l'angle principal que forme le fibrage avec la direction nominale de circulation du flux magnétique, et φ l'angle secondaire. Dans la pratique le flux est supposé invariant autour de l'axe x , l'angle φ ne sera pas investigué dans la suite des travaux. Des échantillons sont prélevés dans la barre laminée de diamètre 60 mm avec différents angles par rapport à l'axe de laminage comme présenté sur la Figure 141.

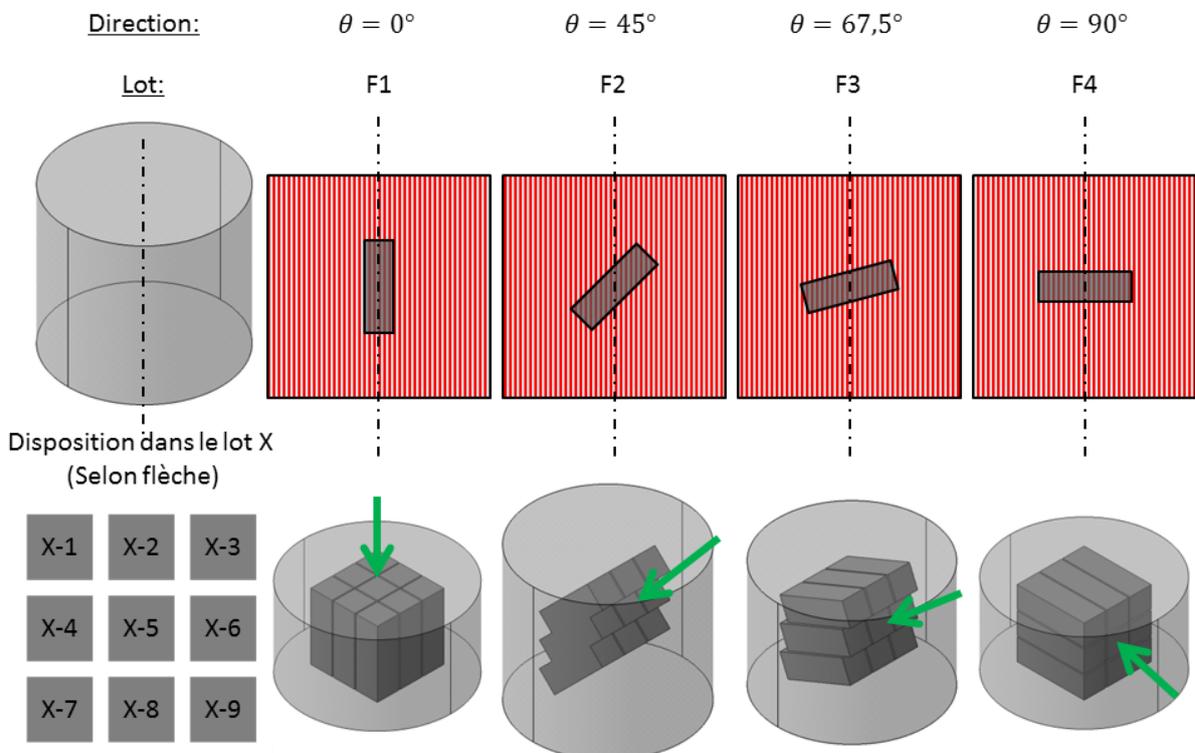


Figure 141 : Prélèvement des échantillons "fibrage"

La plage $\theta = 0 - 90^\circ$ couvre toute la gamme possible d'orientation du flux magnétique par rapport aux fibres. Les angles choisis couvrent l'intervalle de manière équi-répartie. L'angle intermédiaire de $22,5^\circ$ a été dans un premier temps abandonné en attendant d'observer si l'effet du fibrage est significatif ou non. Pour chaque angle θ , 9 échantillons sont pris dans les 4 directions choisies, placés de manière à couvrir une grande partie du rayon de la barre laminée initiale et ainsi plusieurs intensités de fibres différentes. Les échantillons sont numérotés comme indiqué sur la Figure 141, X représentant un des lots réservés au fibrage (lots F1 à F4) et la flèche verte représentant pour chaque lot le sens d'observation correspondant à la disposition. Ainsi pour chaque angle θ , des échantillons sont supposés équivalents en termes de positions par rapport au rayon de la barre laminée. Ces échantillons équivalents sont décrits selon leur numérotation de la Figure 141 et dans le Tableau 19.

Tableau 19 : Sous-ensembles équivalent en termes de position selon le rayon de la barre

Lot	θ	Sous-ensemble équivalent		
		A	B	C
F1	0°	1-3-7-9	2-4-6-8	5
F2	45°	1-4-7	2-5-8	3-6-9
F3	$67,5^\circ$	1-4-7	2-5-8	3-6-9
F4	90°	1-4-7	2-5-8	3-6-9

Les propriétés électriques et magnétiques peuvent alors être étudiées lot par lot, avec la prise en compte de l'intensité du fibrage selon leur position dans la barre initiale.

4.4.2 Mesures électriques et magnétiques

4.4.2.1 Mesures magnétiques

Comme précédemment, trois étapes sont à observer lors de l'analyse des résultats magnétiques :

- Contrôler si l'identification est correcte sur chaque échantillon
- Contrôler si les courbes moyenne et enveloppe correspondent bien aux mesures expérimentales
- Comparaison des courbes moyennes entre elles.

La valeur finale du critère dans le cas des frites destinées à mettre en évidence l'effet du fibrage sur les propriétés magnétiques est présenté sur le graphe de la Figure 142.

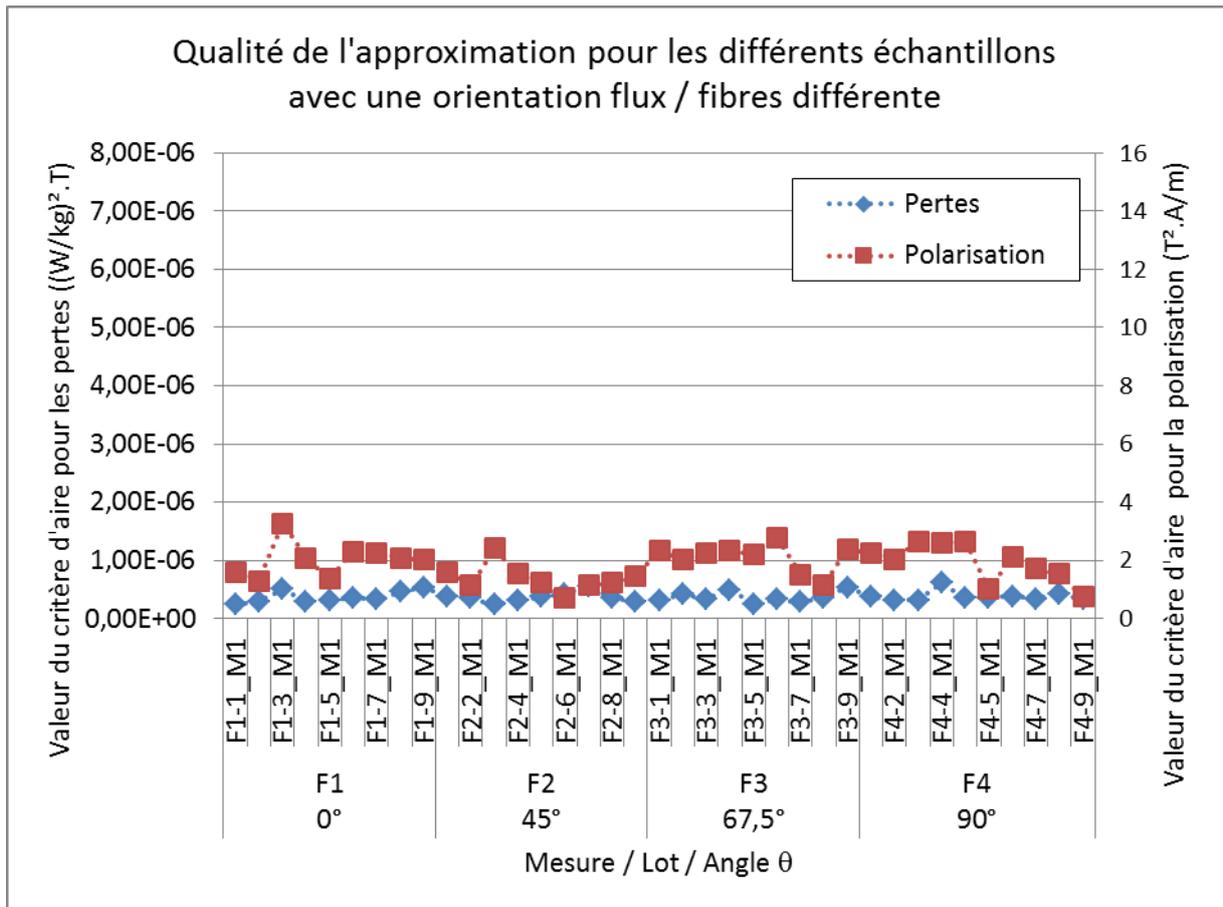


Figure 142 - Valeur finale du critère minimisé pour les échantillons "fibrage"

Contrairement à précédemment, pour tous les échantillons destinés à l'étude de l'influence du fibrage, les valeurs finales du critère minimisé restent très proches, ce qui permet de considérer l'identification de qualité similaire. De plus, comparée aux autres paramètres investigués, la valeur du critère reste faible :

- Pour les pertes, elle ne dépasse pas $6,5 \cdot 10^{-7}$ pour tous les échantillons de cet ensemble, ce qui est moindre que la plupart des identifications précédentes
- Pour la polarisation, la valeur ne dépasse pas 3,5, ce qui est moins que la plupart des modèles de polarisation précédemment identifiés.

Le fait que la valeur finale du critère ne change pas en fonction des échantillons de cet ensemble peut également révéler une forme similaire du modèle quel que soit l'échantillon de l'ensemble considéré. La Figure 143 montre les résultats en termes de courbes moyennes et enveloppes par lot étudié.

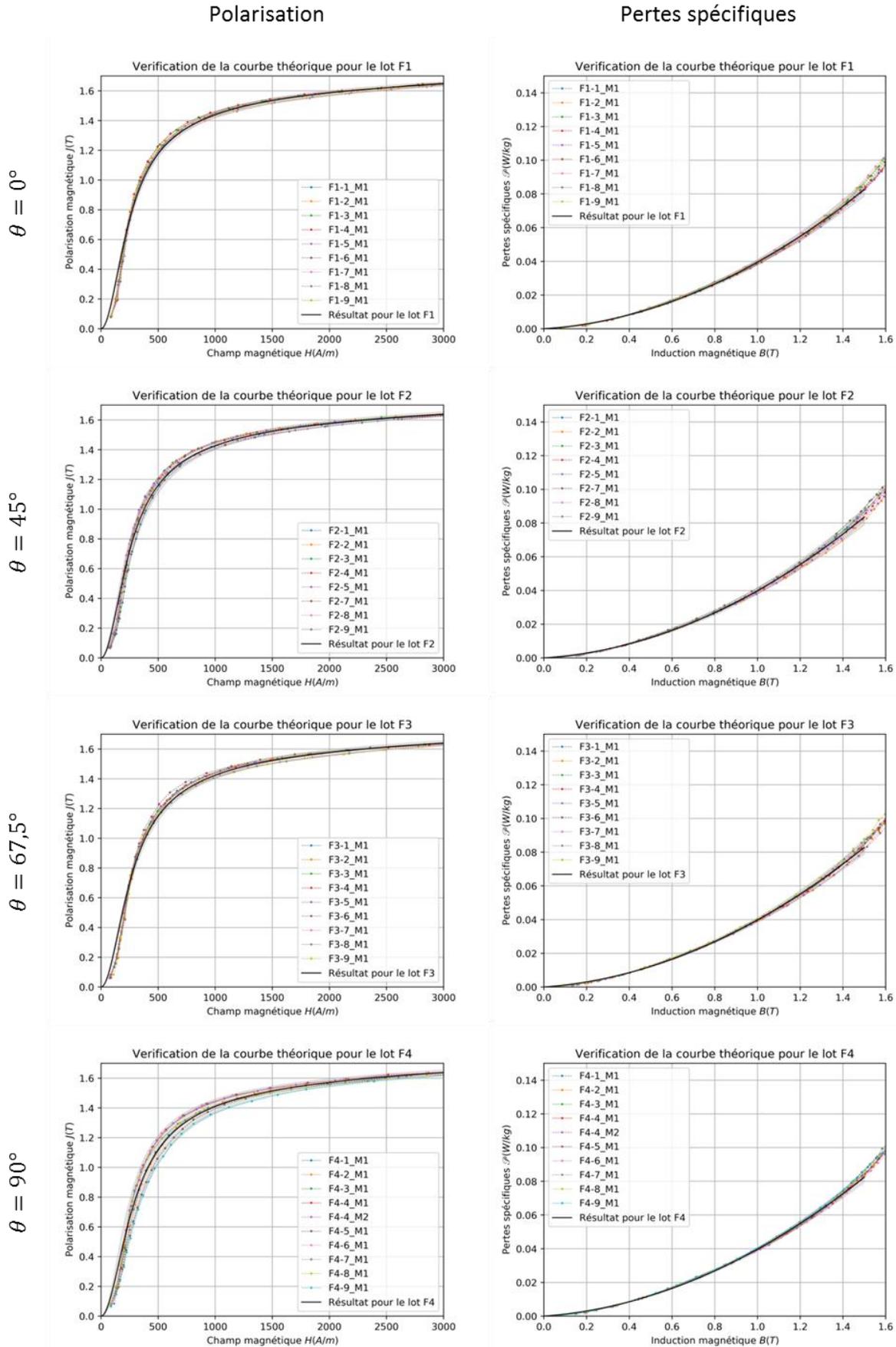


Figure 143 - Résultats des mesures magnétiques pour les échantillons "fibrage"

Concernant la polarisation, le modèle de Brillouin modifié s'ajuste de façon très satisfaisante aux données expérimentales, mais comme pour certains lots d'échantillons type « taille de grains », l'inflexion du début de la courbe est un peu difficile à faire correspondre avec les points expérimentaux. Les dispersions sont également acceptables avec, dans le cas du lot F4 ($\theta = 90^\circ$), une dispersion plus élevée par rapport aux autres lots. De manière générale, la polarisation ne semble pas affectée par l'intensité du fibrage puisqu'aucune corrélation avec la position de l'échantillon par rapport au rayon de la barre laminée ne se dégage.

Concernant les pertes, les courbes moyennes suivent bien les différents lots d'échantillons. Aussi les dispersions intra-lot sont également très réduites ce qui nous permet de considérer chaque lot comme homogène en termes de pertes. En outre, l'effet de l'intensité des fibres ne semble pas significatif sur l'évolution des pertes. Les courbes moyennes et les enveloppes de chaque lot prélevé avec une orientation θ donnée ont été regroupées sur les graphes de la Figure 144 et de la Figure 145.

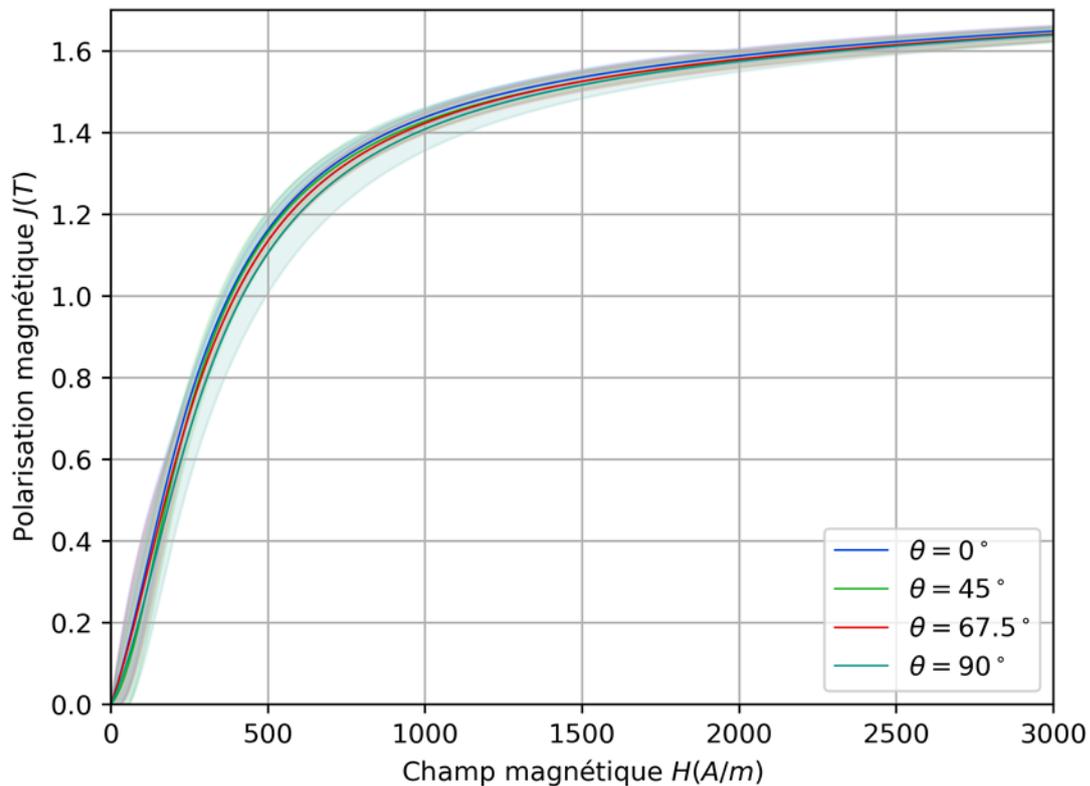


Figure 144 - Courbes de polarisation en fonction de l'orientation du flux magnétique par rapport aux fibres

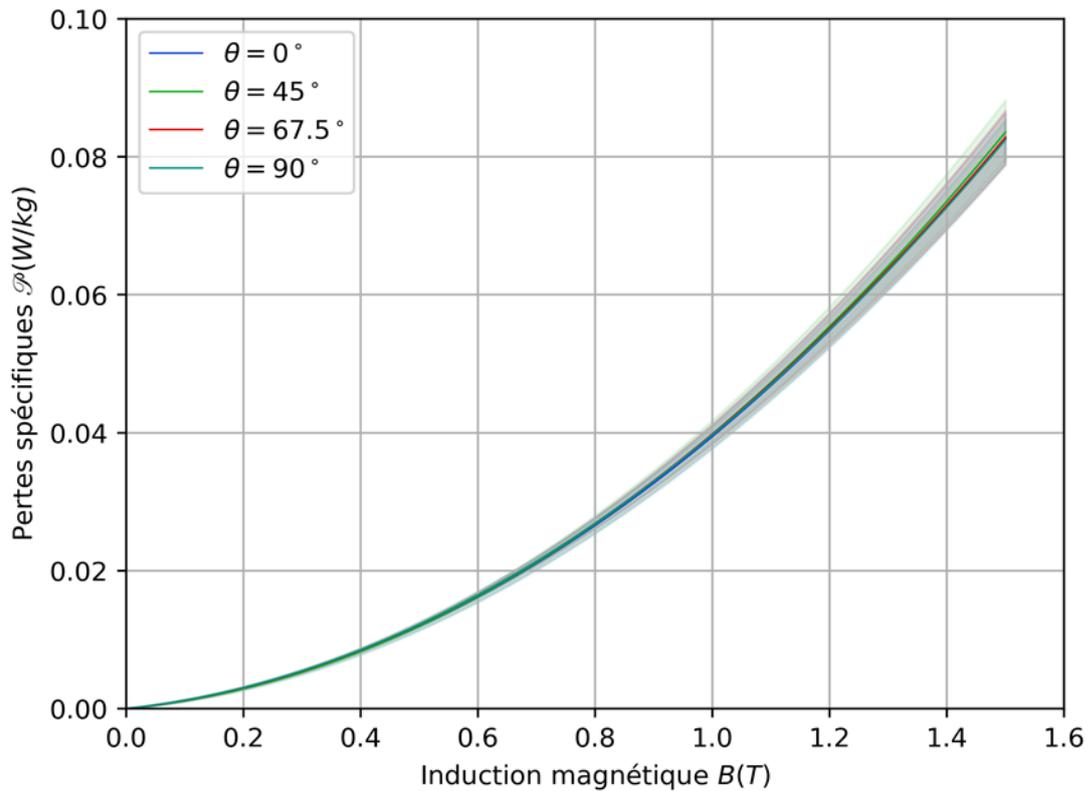


Figure 145 - Courbes de pertes en fonction de l'orientation du flux magnétique par rapport aux fibres

Les différentes courbes moyennes se regroupent dans les différents intervalles de dispersion, ainsi, pour le lot matière 2, l'orientation des fibres semble ne pas avoir d'impact sur les propriétés magnétiques. Compte-tenu de cette remarque, et sous l'hypothèse qu'il n'existe pas un angle particulier qui modifie la circulation du flux, les quatre angles étudiés permettent d'avoir une vue exhaustive de ce qui se passe dans le produit, où le flux parcourt une direction aléatoire par rapport aux fibres. Cette conclusion est à nuancer avec la nature du fibrage observé ici. En effet, il est issu de silicates pour le lot matière 2 ou pour la matière de la roue polaire. D'autres inclusions malléables pourraient avoir un effet significatif sur les propriétés magnétiques. La caractérisation d'échantillons supposés anisotropes modifie également quelque peu l'analyse. Jusqu'alors l'induction et le champ magnétique sont supposés avoir deux plans de symétries dans l'espace entre les pôles de l'électroaimant, ainsi peu importe la position de la frite autour de l'axe x du repère de l'électroaimant, ce qui n'est plus le cas ici. En effet les lignes de champs peuvent être modifiées lors du passage du flux magnétique dans l'échantillon comme présenté sur la Figure 146.

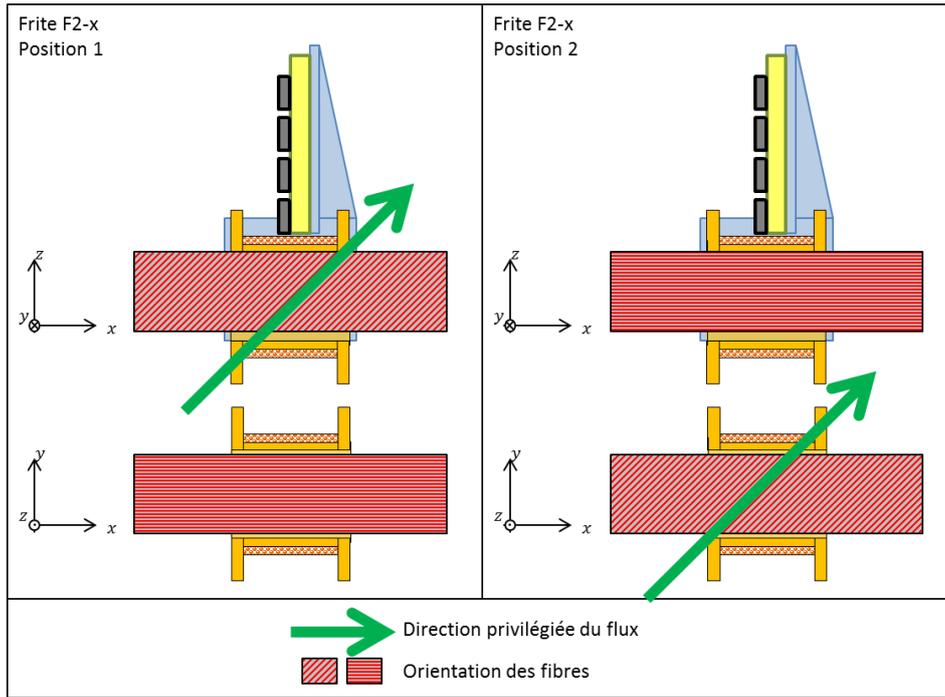


Figure 146 : Impact du positionnement relatif des sondes et de la frite caractérisée

4.4.2.2 Mesures électriques

La conductivité électrique a été évaluée pour trois échantillons de chaque lot « fibrage ». Les résultats de caractérisation sont montrés sur le graphe de la Figure 147. Les barres de dispersion des mesures, en bleu continu, correspondent à ± 2 écart-types. L'incertitude de mesure de $\pm 1,8\%$ liée au dispositif de caractérisation, et calculée à partir du coefficient de variation issu de mesures répétées, est représentée par les barres d'incertitude en traits fins noirs.

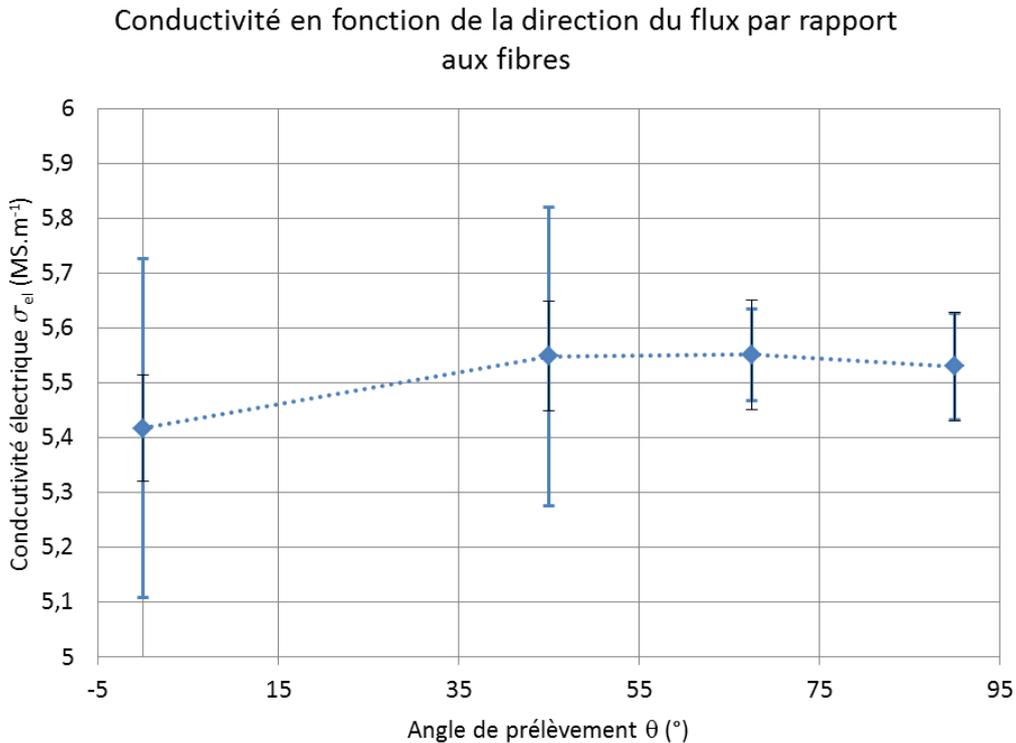


Figure 147 : Conductivité électrique en fonction de la direction du flux par rapport aux fibres

Comme pour les autres paramètres, l'impact de l'orientation du flux magnétique par rapport aux fibres n'est pas discernable sur la conductivité. Il est cependant possible de remarquer que la valeur de la conductivité électrique est plus faible que lors de l'étude des autres paramètres matériaux. Ceci est dû à la composition chimique de l'acier. En effet, le lot de matière 2 contient significativement plus de Silicium (aux alentours de 0,2% contre 0,04% dans le lot de matière 1). Sa présence en tant qu'élément d'addition dans l'acier a comme objectif de réduire la conductivité électrique, comme montré par (Waeckerlé, 2015a), et ainsi réduire l'intensité de courants induits et par conséquent les pertes associées.

4.4.2.3 Conclusion intermédiaire

L'effet sur les propriétés magnétiques et électrique de la direction de caractérisation par rapport aux fibres n'a pas été observé au cours de ces travaux. Cette conclusion est valable pour :

- La composition d'acier donnée, qui forme des fibres d'une certaine nature (Silicates)
- Les techniques de caractérisation utilisées

Ainsi l'effet sur les propriétés magnétique est négligeable devant les effets de la taille de grains et de la déformation. Concernant la conductivité électrique, comme les autres paramètres matériau investigués, l'effet du fibrage n'a pas été observé pour cette nuance d'acier.

4.5 Synthèse de l'effet des paramètres matériau sur les propriétés électromagnétiques

Le chapitre 3 a permis de sélectionner trois paramètres matériau que sont la taille de grains, la déformation plastique et l'orientation du fibrage par rapport au flux magnétique dans le but d'étudier leur impact sur les propriétés électromagnétiques. Les processus d'obtention d'échantillons maîtrisés et représentatifs de la roue polaire pour l'étude de ces paramètres matériau ont été expliqués dans ce chapitre. Les intervalles en termes de paramètres matériau obtenus sur les échantillons ont été identifiés et comparés à ceux observés sur la roue polaire au chapitre 3. Enfin, l'impact concernant chaque paramètre matériau, étudié indépendamment, est présenté et discuté. La synthèse de tous ces éléments est disposée sur les graphes de la Figure 148.

Synthèse de variation des propriétés électromagnétiques en fonction du paramètre matériau

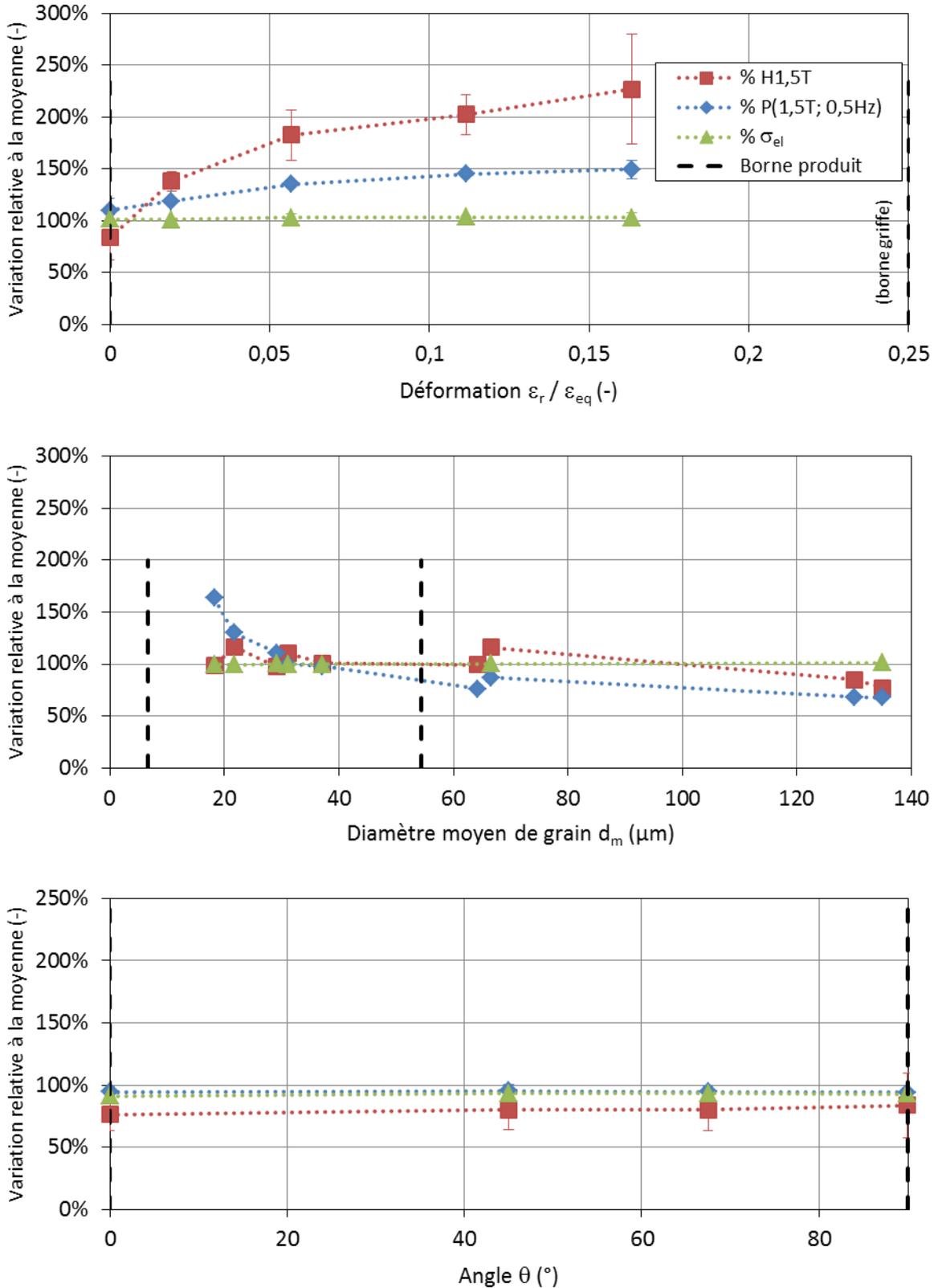


Figure 148 : Synthèse de l'effet des paramètres matériau sur les propriétés électriques et magnétiques

Pour les propriétés magnétiques, le point de fonctionnement à $J = 1,5T$ est choisi. Pour cette polarisation, les pertes à $0,5Hz$ $P_{1,5T}$ ainsi que le champ magnétique $H_{1,5T}$ nécessaire donnent une indication sur ses performances magnétiques. La conductivité électrique est aussi donnée car elle décrit une évolution des pertes par courant induit lorsque la fréquence augmente. Pour normer les effets, il a été choisi de diviser les valeurs scalaires considérées par la moyenne de cette valeur quel que soit le paramètre matériau considéré. Ainsi la valeur de 100% correspond à la valeur moyenne de la propriété électrique ou magnétique considérée sur tous les lots d'échantillons confondus, une valeur inférieure à 100% décrit des propriétés électromagnétiques meilleures que la moyenne.

De manière générale, les échantillons couvrent bien l'intervalle de la roue polaire en termes de paramètres matériau. L'angle du fibrage par rapport au flux magnétique, même si seulement l'angle θ a été investigué entre 0° et 90° pour des raisons de symétries de révolution, est représentatif de la totalité de l'intervalle produit. En revanche, les hautes déformations obtenues dans le produit par un mode de chargement complexe et triaxial en forgeage à froid ne sont pas atteignables avec l'essai sélectionné. Concernant l'évolution des propriétés magnétiques, il semble y avoir une limite asymptotique qui peut être imputée à une densité de dislocations maximale admissible dans le matériau. Pour finir, les faibles tailles de grains de la roue polaire n'ont pas été investiguées. En extrapolant pour les tailles de grains entre $6,72$ et $18,3 \mu m$, les pertes à faible fréquence semblent augmenter de manière encore plus importante du fait de l'allure hyperbolique des pertes en fonction de la taille de grains.

Les paramètres matériau choisis n'ont pas d'effet sur la conductivité électrique, la variation maximale, paramètre par paramètre n'excède pas 2,5%, ce qui est comparable aux dispersions à l'intérieur des lots et au coefficient de variation du protocole de caractérisation de la conductivité électrique qui vaut 1,8%. La conductivité significativement plus faible pour l'angle flux / fibrage (92% de la valeur moyenne contre 102% pour les autres paramètres) s'explique par le fait qu'un lot de matière de composition différente a été utilisé pour les échantillons « fibrage ». Cette baisse de conductivité est directement liée au taux de silicium plus élevé dans ce lot de matière.

L'orientation du flux magnétique par rapport aux fibres n'a pas d'effet significatif sur les propriétés magnétiques pour cette nuance donnée et donc cette composition de fibres, la variation associée sur les pertes est de 1,26% et sur la polarisation de 7,2%, qui est inférieure aux intervalles de dispersion pour chaque lot homogène (respectivement de 5,2% et de 26%).

Les pertes basse fréquence à $1,5T$ sont plus impactées par la taille de grains que par la déformation plastique (amplitude de variation de 81% contre 40%). L'impact de la déformation augmente légèrement à plus faible induction dû à une forme plus « plate » des courbes de pertes. Dans les deux cas, l'augmentation des obstacles au déplacement des parois de Bloch conduit à l'augmentation des pertes, phénomènes imputables à la densité de dislocations ou la multiplicité des joints de grain.

Concernant la courbe de polarisation, représentée ici par le champ magnétique $H_{1,5T}$, la taille de grains semble avoir un effet limité. L'amplitude de variation est légèrement plus importante que les dispersions associées sur les lots considérés (28,5% contre 15% de dispersion en moyenne). Aucune tendance claire n'en ressort même si les grandes tailles de grains semblent favoriser le phénomène d'aimantation. La déformation plastique a quant à elle un effet de dégradation net sur la courbe de polarisation : l'amplitude de variation est de 143%. Plus la déformation est importante, plus les propriétés magnétiques sont dégradées. Si tout l'intervalle produit n'a pas été investigué pour des

raison d'homogénéité, pour les déformations plus importantes, les propriétés magnétiques sembleraient encore dégradées dans une certaine mesure, au vu de l'allure asymptotique de l'évolution de $H_{1.5T}$.

Il faut noter que les effets des paramètres sélectionnés ont été analysés indépendamment les uns des autres. L'étude a été effectuée en s'assurant, lors de l'investigation de l'effet d'un paramètre, que les autres paramètres pouvaient être considérés comme invariants. Ainsi, les interactions entre les paramètres n'ont que très peu été abordées. Si un plan d'expériences théorique est facile à imaginer pour étudier les effets croisés, dans la pratique la génération d'échantillons avec une évolution contrôlée de ces paramètres peut s'avérer difficile à mettre en œuvre. En effet, par exemple, la thermique va non seulement modifier les microstructures mais également l'état mécanique de la matière (contraintes résiduelles, densité de dislocations). Une approche possible pour l'étude des interactions serait l'analyse de sensibilité sur des échantillons avec des états d'écroissage et des microstructures subies.

Finalement, ce chapitre a permis d'identifier l'évolution des propriétés électriques et magnétiques en fonction des paramètres matériau sur des échantillons homogènes. Il reste à valider ces impacts sur des pièces de propriétés hétérogène, ce qui est abordé et discuté dans les réflexions du chapitre 5.

Chapitre 5

5 Réflexions sur les pièces magnétiques hétérogènes

Au vu des résultats du chapitre 4, il a été révélé que, parmi les trois paramètres investigués, seuls la taille de grains et la déformation équivalente ont un impact significatif sur les propriétés magnétiques. Ces conclusions ont été tirées grâce à l'évolution des lois de comportements en fonction des paramètres matériau, qui ont été établies sur des échantillons homogènes.

Cependant, le produit roue polaire possède des propriétés matériau inhomogènes, notamment celles qui ont pu être caractérisées au chapitre 2. Pour lier les lois de comportement établies dans le chapitre 4 au produit hétérogène en propriétés, il convient de déterminer des échantillons, ou des pièces hétérogènes en propriétés matériau afin d'en évaluer la sensibilité des propriétés magnétiques. Les mesures concernant l'influence de l'orientation du flux par rapport au fibrage ne seront plus considérées dans ce chapitre.

Contenu du chapitre

5	Réflexions sur les pièces magnétiques hétérogènes.....	173
5.1	Impact du processus de fabrication de la roue polaire sur la machine à griffes.....	174
5.2	Sensibilité des propriétés magnétiques à l'hétérogénéité de la matière	176
5.2.1	Sensibilité aux contraintes résiduelles surfaciques.....	176
5.2.2	Sensibilité à la déformation.....	179
5.3	Associations d'échantillons connus.....	182
5.3.1	Principe.....	182
5.3.2	Simulations numériques.....	183
5.3.3	Mesures expérimentales	186
5.4	Gradient de propriétés dans un tore.....	189
5.4.1	Influence de la déformation	189
5.4.2	Influence de la taille de grains.....	194
	Conclusion	198

5.1 Impact du processus de fabrication de la roue polaire sur la machine à griffes

La roue polaire subit de la déformation plastique lors des opérations de forgeage à froid comme pressenti à la section 2.2.5.. La déformation plastique impacte fortement les propriétés magnétiques pour des pièces massives telles que la roue polaire et les lois de comportement ont été établies au chapitre 4. Il reste à montrer que la performance de la machine à griffes est à son tour impactée par la dégradation des propriétés magnétiques. Pour ce faire, une machine à griffes a été simulée sur le logiciel de calcul d'électromagnétisme JMag® avec deux configurations modélisations différentes en termes de propriétés magnétiques de la roue polaire.

Les différents cas de modélisation de la roue polaire sont montrés sur la Figure 149. Dans la première simulation, la roue polaire est considérée homogène en propriétés magnétiques et la courbe de polarisation utilisée est la courbe établie sur les frites du lot D1, soit pour $\epsilon_{rat.} = 0$. Il s'agit du cas de référence pour lequel le matériau n'est pas affecté par le processus de fabrication. Dans le deuxième cas, la roue polaire est découpée en trois zones. Dans ces trois zones, correspondant au noyau, au plateau et aux griffes, sont affectées les courbes de polarisation établies au chapitre 4 pour des déformations rationnelles respectivement de 0 ; 0,0568 et 0,11145. Les zones définies dans le cas 2 ne correspondent pas à la déformation obtenue par simulation du forgeage à froid de la roue polaire. Ce découpage arbitraire peut être modifié mais ne peut cependant pas, avec les outils de modélisation actuels, correspondre à l'état de déformation obtenu par la simulation des procédés. De plus, les lois ont été établies à partir d'essais de traction et sont donc valables pour une déformation rationnelle donnée, alors que le mode de sollicitation dans la roue polaire est plus complexe si bien que la cartographie représente la déformation équivalente. Ceci est à nuancer car si la simulation des procédés donne une bonne approximation du gradient de déformation dans la pièce, elle n'est pas quantitative.

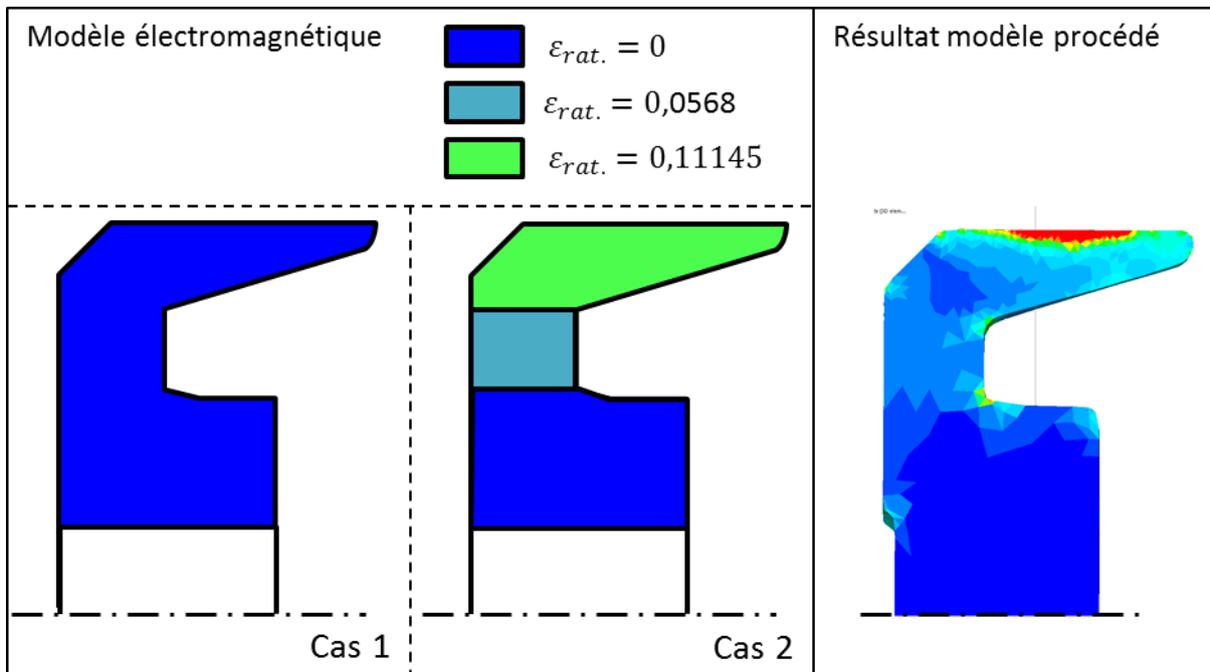


Figure 149 : Mise en données électromagnétique et résultat de simulation procédés

La machine est simulée à pleine charge et pour une vitesse de rotation de 1800 tr/min , ce qui correspond à une forte saturation du rotor. Les résultats en termes de courant débité en sortie d'alternateur sont représentés sur le graphe de la Figure 150.

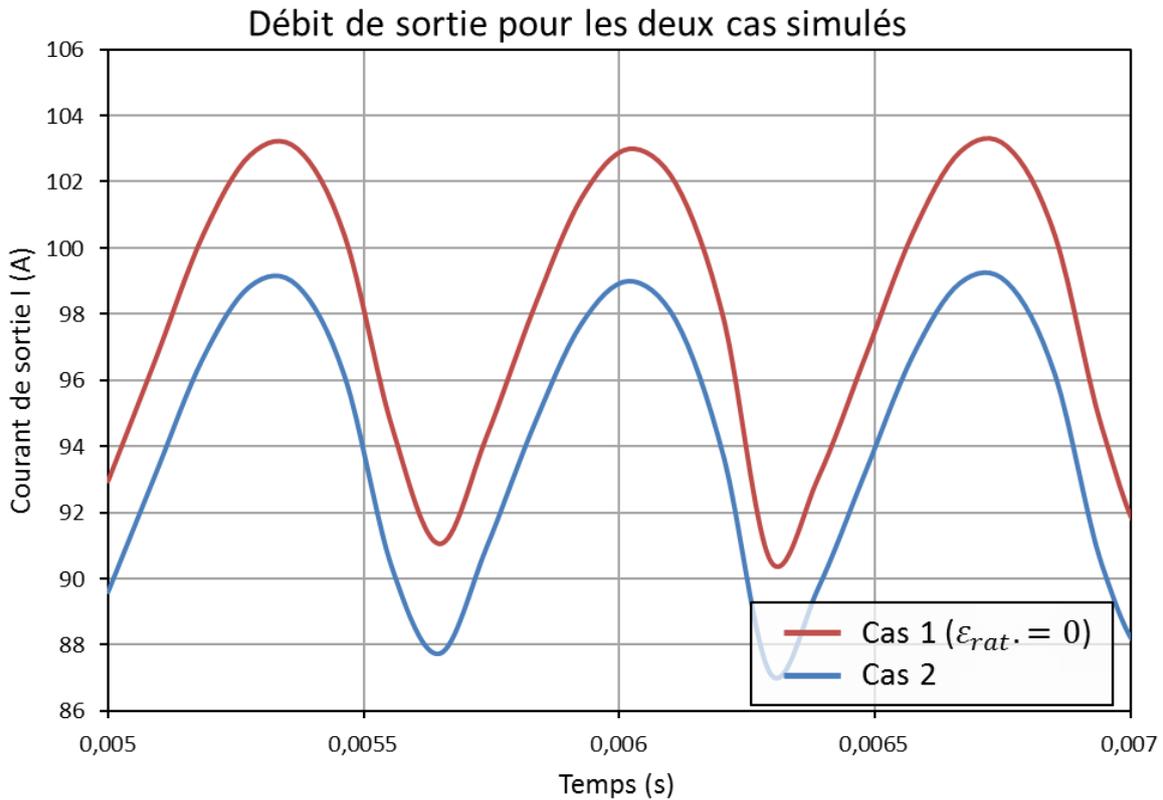


Figure 150 : Courants débités pour la machine à griffes simulée à pleine charge et à une vitesse de 1800 tr/min

Le courant débité en sortie de la machine à griffes diminue de 4 A en moyenne dans le cas 2, ce qui est significatif sur la performance de la machine à griffes simulée. Le découpage en zones est cependant arbitraire si bien que ce résultat n'est pas quantitatif, mais il peut être attendu en pratique que l'impact de la déformation au rotor, et donc des opérations de forgeage à froid, soit également significatif. Par conséquent, pour pouvoir consolider le lien processus de fabrication de la roue polaire – performances de la machine à griffes, plusieurs pistes sont envisageables :

- Caractériser magnétiquement des pièces hétérogènes en propriétés, en prenant en compte le procédé qui générerait une hétérogénéité de propriétés, comme par exemple le grenailage sur les contraintes résiduelles
- Réaliser un démonstrateur expérimental dont l'hétérogénéité est maîtrisée afin de le comparer avec son modèle numérique qui intègre les lois de comportement précédemment établies.

La suite de ce chapitre est donc articulée autour de l'étude de ces deux manières de consolider le lien processus de fabrication – propriétés électromagnétiques de la roue polaire.

5.2 Sensibilité des propriétés magnétiques à l'hétérogénéité de la matière

5.2.1 Sensibilité aux contraintes résiduelles surfaciques

Lors du prélèvement par électro-érosion, certaines frites ont été microbillées après la découpe. Cette opération consiste à nettoyer la surface des échantillons en projetant des microbilles métalliques et la faire paraître plus brillante. A l'instar du grenaillage, une contrainte résiduelle peut être générée en surface de la surface microbillée.

Parmi le lot de frites microbillées, une partie d'entre elles a subi un recuit de relaxation des contraintes. Les paramètres du recuit sont les suivants : sous atmosphère d'Argon, la température de maintien est de 550°C, le temps de maintien de 1h, puis le refroidissement est opéré dans le four afin de réduire le gradient de vitesse de refroidissement à l'origine de contraintes résiduelles thermiques. Les contraintes résiduelles ont été évaluées sur des frites témoins avant et après traitement thermique pour confirmer son effet. La synthèse de la préparation des échantillons est montrée sur le schéma de la Figure 151.

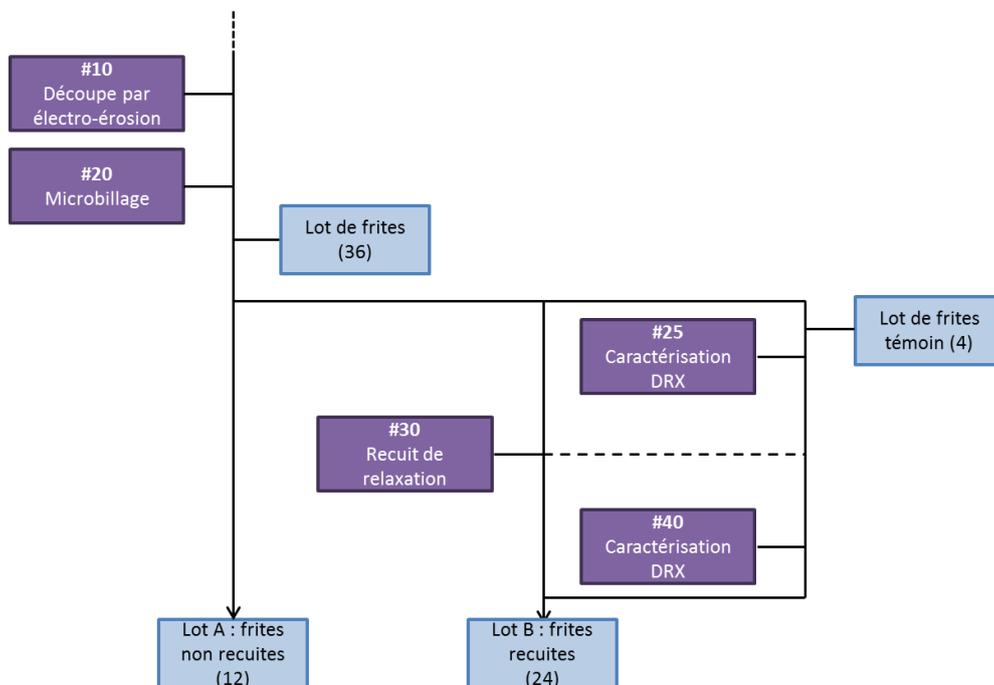


Figure 151 : Echantillonnage des frites pour l'effet de la contrainte résiduelle

Les contraintes résiduelles ont été évaluées par DRX sur 4 frites au même endroit avant et après traitement thermique. Les points de mesure, ainsi que les résultats de caractérisation des contraintes résiduelles dans la direction longitudinale sont donnés dans le Tableau 20 et le schéma de la Figure 152.

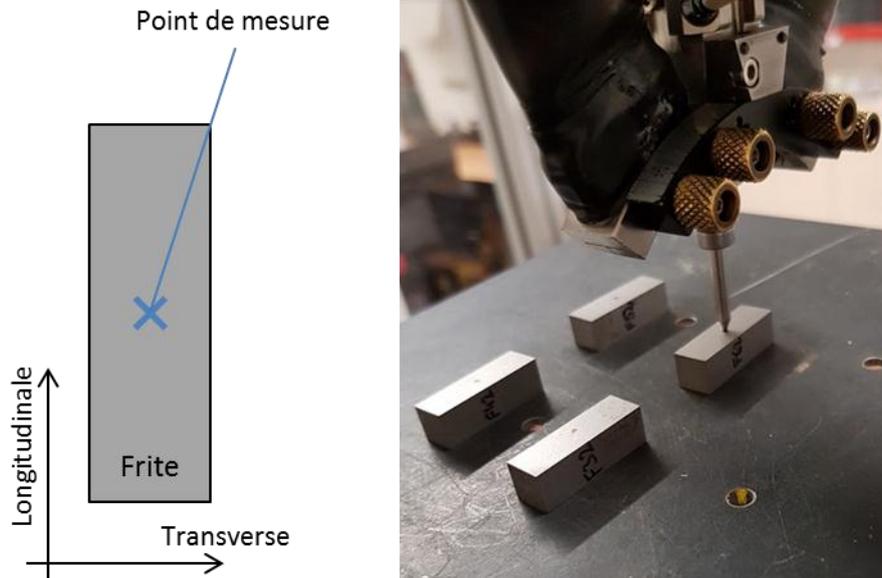


Figure 152 : Dispositif expérimental pour la caractérisation de contraintes résiduelles sur les échantillons microbillés puis recuits

Tableau 20 : Efficacité du traitement de relaxation des contraintes résiduelles

Echantillon	Direction	Contrainte résiduelle (MPa)		Variation $\Delta = \frac{\sigma_{r,f} - \sigma_{r,i}}{\sigma_{r,i}}$
		Avant recuit	Après recuit	
#1	Transverse	-292	-57	-80,5%
	Longitudinale	-362	-52	-85,6%
#2	Transverse	-320	-30	-90,6%
	Longitudinale	-285	-20	-93,0%
#3	Transverse	-365	-36	-90,1%
	Longitudinale	-377	-34	-91,0%
#4	Transverse	-299	-25	-91,6%
	Longitudinale	-295	-26	-91,2%

De manière générale le microbillage a bien engendré une contrainte résiduelle de compression en surface avec une moyenne de 325 MPa tous échantillons et toutes directions confondus. Après recuit, la contrainte résiduelle chute pour atteindre une valeur moyenne de 35 MPa, ce qui fait une réduction en moyenne de 89% de la contrainte résiduelle. Cette diminution est significative devant l'incertitude du moyen de mesure de 40 MPa. Il en ressort que le traitement thermique de relaxation a été efficace, bien que la profondeur affectée par le microbillage ne soit pas connue.

Les deux lots de frites ont par la suite été caractérisés magnétiquement à l'aide du banc CaMEA. Les courbes moyennes des lots de polarisation et des pertes sont données sur la Figure 153.

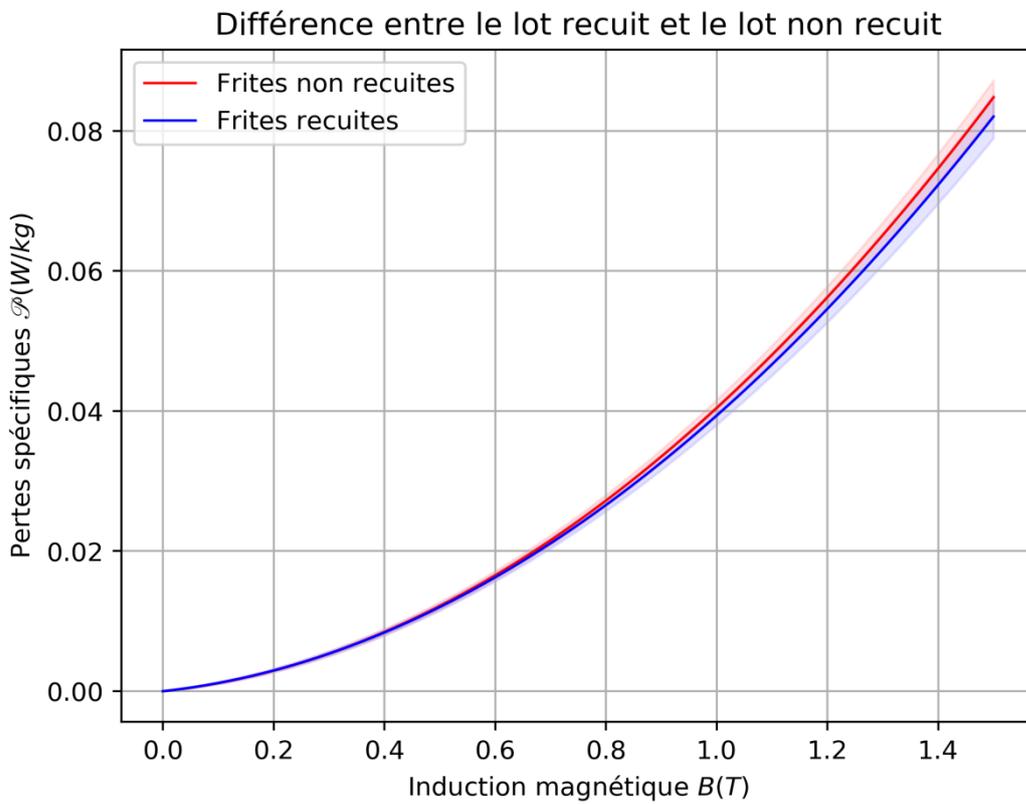
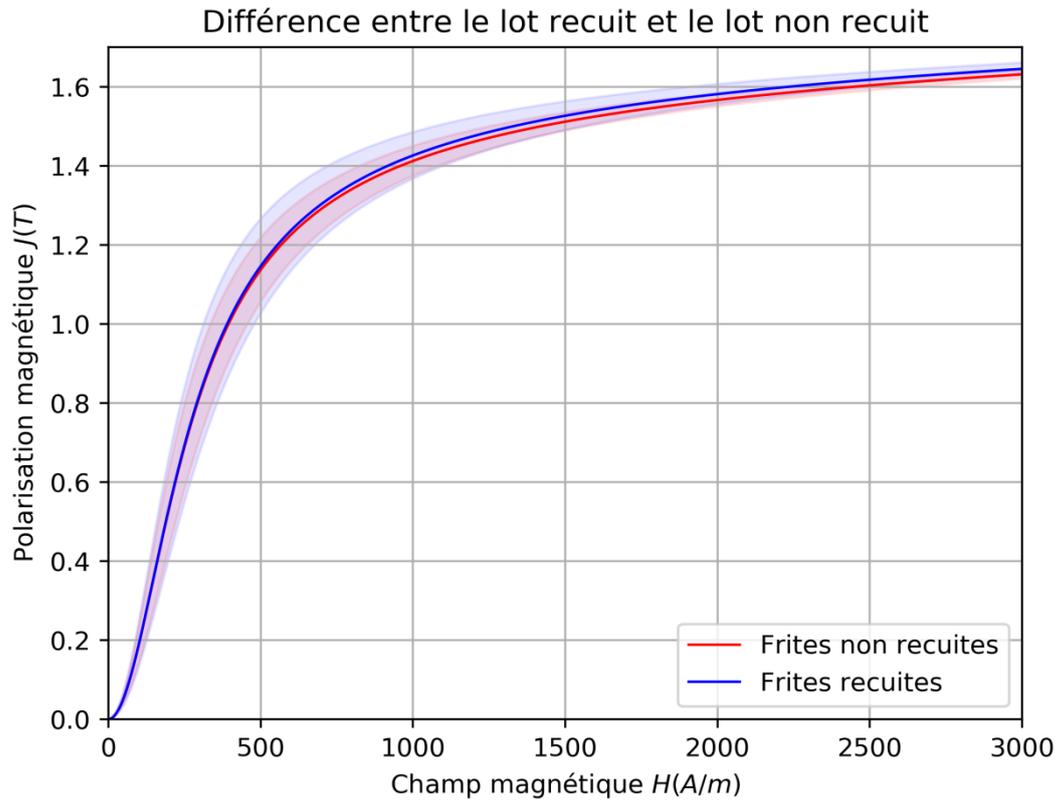


Figure 153 : Effet du recuit de relaxation sur les propriétés magnétiques

La courbe moyenne de polarisation semble légèrement moins performante pour les frites non recuites. Compte-tenu des dispersions affichées sur les graphes (± 2 écarts-types) cette différence ne semble pas significative. La tendance est un peu plus prononcée pour les pertes, puisque bien que les intervalles de dispersions se recouvrent, les courbes moyennes sortent de cet intervalle. Sous réserve que la microstructure n'ait pas été modifiée durant le traitement thermique, les pertes semblent légèrement plus importantes pour les frites non recuites, et donc avec une contrainte résiduelle en surface non négligeable.

L'impact des contraintes de ce lot de frites reste cependant négligeable devant l'effet de la déformation et de la taille de grains. Pour la roue polaire qui est grenillée et non microbillée, le niveau de contraintes résiduelles en surface n'est pas plus important comme évoqué à la section 2.2.6. Il faut cependant nuancer cette conclusion par les différents éléments suivants :

- Les conditions d'utilisation électromagnétiques de la roue polaire sont différentes des conditions de caractérisation des frites. La fréquence de fonctionnement dans la machine à griffes est bien plus importante si bien que les effets de peau prennent davantage d'importance. La direction du flux par rapport aux zones affectées par les contraintes n'est également pas connue dans les deux cas.
- La valeur de la contrainte résiduelle est donnée en surface dans les deux cas (roue polaire / caractérisation). Ainsi, le profil des contraintes internes n'est pas accessible et peut être différent selon le cas. Dans ces conditions il est difficile de connaître le ratio de volume de matière qui est affecté par les contraintes résiduelles.

5.2.2 Sensibilité à la déformation

Des frites ont été extraites dans un lopin cisailé à froid. Plusieurs paramètres matériaux sont modifiés à ces endroits de prélèvements :

- La direction par rapport au fibrage qui n'a pas montré d'influence significative au chapitre 4
- L'éloignement par rapport au bord cisailé.

La déformation plastique dans le lopin a été évaluée grâce à la simulation numérique. La carte de déformation est présentée avec les lieux de prélèvement sur la Figure 154.

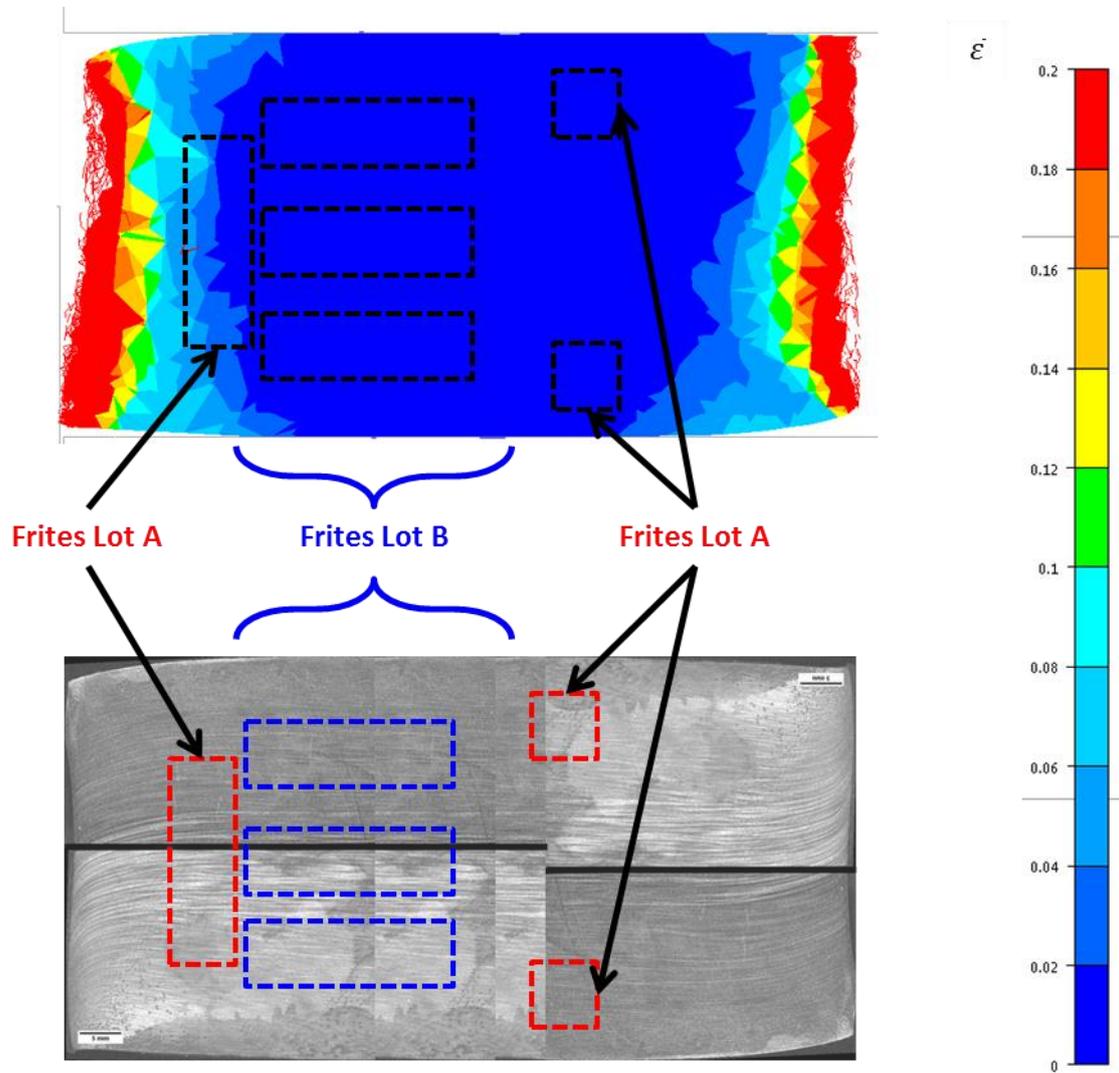


Figure 154 : Prélèvement de frites dans le lopin

Les résultats de caractérisation magnétique sont montrés sur les graphes de la Figure 155.

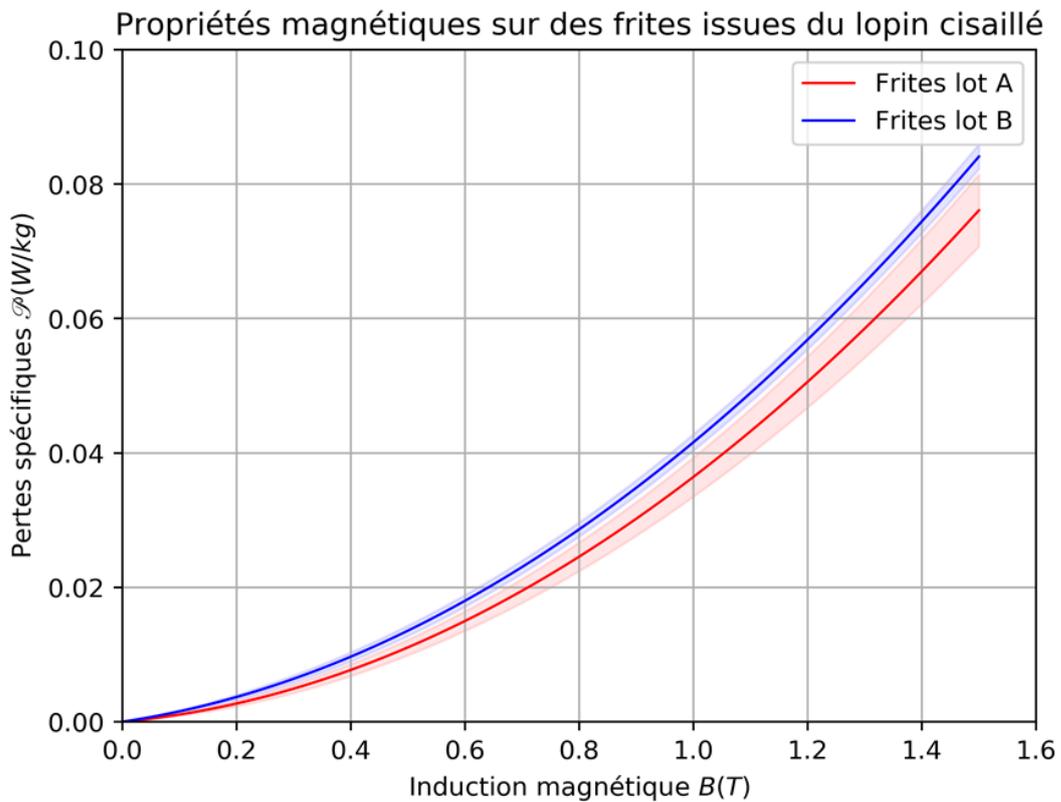
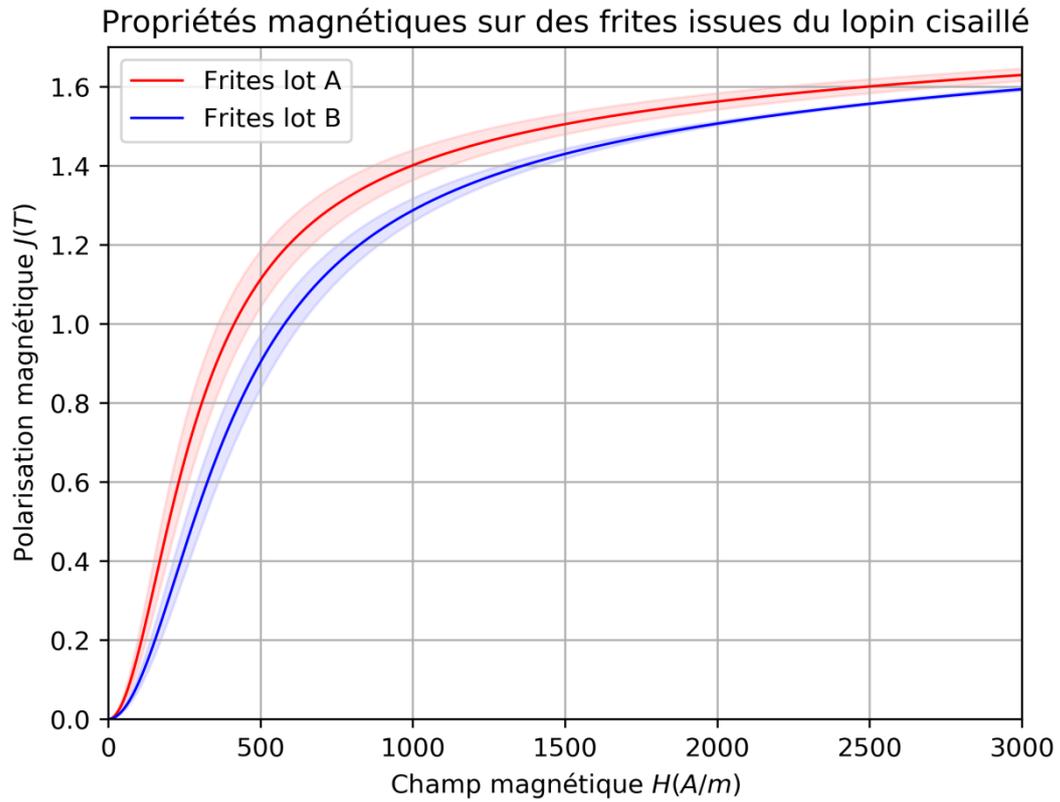


Figure 155 : Impact du prélèvement dans le lopin sur les propriétés magnétiques

Les deux lots envisagés ont des propriétés significativement différentes. Au vu de la section 4.4.2, la direction du flux par rapport au fibrage n'a pas d'impact sur les propriétés magnétiques. Ainsi la différence de propriétés magnétiques semble imputable à une différence de déformation plastique. Au vu de la simulation numérique le lot de frites B semble hétérogène en déformation alors qu'il est homogène en propriétés magnétiques. Au vu des courbes de polarisation établies à la section 4.3.2.1, la déformation dans les frites du lot B se situerait dans le palier de plasticité, ce qui pour cette nuance d'acier arrive jusqu'à 0,035 de déformation rationnelle. Cela ne semble pas aberrant compte tenu de l'incertitude sur la cartographie de déformation dans la simulation. Ainsi sur une pièce hétérogène en propriétés, les propriétés magnétiques peuvent varier de manière significative en fonction de l'endroit où ont été prélevés les échantillons.

Ces résultats rendent compte qualitativement de l'impact de l'hétérogénéité des paramètres matériau, associé au processus de fabrication, sur les propriétés magnétiques. La caractérisation d'échantillons non homogènes donne un comportement global et, dans le cas de l'électrotechnique, ce comportement global dépend de la géométrie des pièces et de la reluctance globale du circuit magnétique.

Pour pouvoir être quantitatif, une démarche envisagée est d'utiliser la simulation numérique avec l'implémentation des lois établies au chapitre 4. Il faut cependant valider cette méthodologie avec des pièces de référence, sur lesquelles le comportement global peut être à la fois évalué expérimentalement et modélisé. La suite de ce chapitre comporte des réflexions autour de cette démarche et sert de pré-étude pour la génération et la caractérisation de telles pièces, appelées des démonstrateurs.

Deux principales approches ont été retenues pour la conception d'un démonstrateur. La première consiste en une association d'échantillons précédemment caractérisés et se base sur l'utilisation d'une adaptation du banc CaMEA. Cette approche possède deux avantages : d'une part les propriétés magnétiques de ces échantillons sont connues puisque ce sont celles qui ont été caractérisées précédemment et, d'autre part, la modélisation par éléments finis semble plus aisée puisque la discrétisation spatiale en volumes homogènes en propriétés magnétique est prédéterminée par la géométrie des échantillons. La deuxième approche consiste en la génération de pièces non homogènes en propriétés matériau et d'en extraire des tores dans des zones bien définies pour effectuer la caractérisation magnétique. Cette approche permet de générer des variations continues de propriétés magnétiques, ce qui correspond plus au cas de la roue polaire ou tout autre produit manufacturé. En outre l'évaluation de grandeurs magnétiques sur le tore est une technique standardisée et n'introduit pas d'entrefers parasites qui pourraient perturber la mesure expérimentale.

5.3 Associations d'échantillons connus

5.3.1 Principe

Deux manières d'associer les frites déjà caractérisées sont envisagées : l'association série et l'association parallèle. Cela permet dans une certaine mesure de représenter le comportement dans la roue polaire, puisque les gradients de propriétés matériau sont à la fois le long de la trajectoire du champ magnétique (association série) mais également dans la section de passage du flux (association parallèle). Le principe, décrit sur la Figure 156, est d'associer ces échantillons dans l'espace entre les pôles de l'électroaimant, puis d'établir deux mesures représentatives de l'expérience : l'une associée

au flux magnétique ϕ , et l'autre liée à la force magnétomotrice ε (ou au champ magnétique H) dans les échantillons. La première peut être estimée en mesurant le flux global traversant les échantillons, soit comme précédemment une force électromotrice générée aux bornes d'une bobine secondaire. L'évaluation de la grandeur associée à la force magnétomotrice est cependant plus complexe et dans un premier temps le système de sondes et d'extrapolation est conservé.

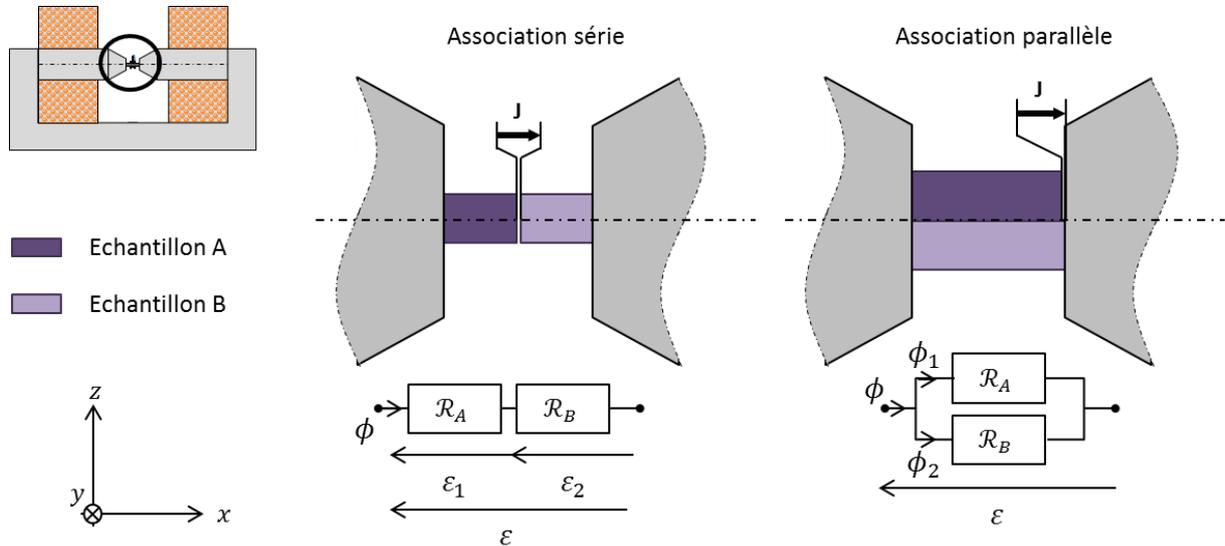


Figure 156 : Principe du démonstrateur avec l'association d'échantillons connus

L'association d'échantillons différents pose cependant quelques problèmes. Dans le cas de l'association série, la force électromotrice est « consommée » différemment le long du système d'échantillon, ce qui modifie le profil du champ H entre les pôles de l'électroaimant. Ainsi la position du point de mesure du champ dans l'air le long des échantillons (axe x) doit être rigoureusement définie. Ces aspects seront vérifiés en simulation numérique. Cependant le flux traversant les deux échantillons est identique, au flux de fuite près (hypothèse relativement forte dès lors qu'un des deux échantillons sature). En outre il faut assurer une qualité géométrique lors de la découpe des échantillons et notamment un parallélisme entre les 4 faces extrêmes qui constituent les surfaces de contact aux interfaces soit des deux échantillons, soit échantillon / pôle de l'électroaimant. Il y a en effet un entrefer supplémentaire traversé lors de la circulation du flux magnétique. Il est, par contre, possible d'utiliser la même bobine secondaire que précédemment puisque la section reste la même. Dans le cas de l'association parallèle, le système n'est plus symétrique. L'échantillon avec les meilleures propriétés magnétiques va mieux canaliser le flux et donc concentrer plus de lignes de champ dans son voisinage que le deuxième échantillon de l'association. En outre, les deux échantillons n'ont pas parfaitement la même longueur, ce qui génère forcément un entrefer sur un échantillon comme présenté sur la Figure 156. Cet entrefer peut être minimisé par une remise à longueur des échantillons dans la même phase de découpe par électroérosion.

5.3.2 Simulations numériques

Pour illustrer le principe du démonstrateur par association d'échantillons, des simulations sont réalisées sous code_Carmel pour observer la répartition du champ H dans les pôles de l'électroaimant et le comportement du flux magnétique dans les échantillons.

Dans le cas de la modélisation, l'étude est en première approche concentrée sur la courbe de polarisation, et en intégrant les deux cas les plus défavorables, à savoir le cas pour $\varepsilon = 0$ et le cas

pour $\varepsilon = 0,1634$. Dans code_Carmel les lois de comportement magnétiques sont prises en compte, à l'heure actuelle, exclusivement par la loi de Marrocco définie au chapitre 1 et non par le modèle de Brillouin modifié identifié au chapitre 4. Il est alors nécessaire de déterminer deux lois de Marrocco correspondant à ces deux valeurs de déformation envisagées. Pour ce faire, les courbes moyennes des deux lots établies au chapitre 4 sont prises en référence. Celles-ci sont, pour rappel, issues des identifications du modèle de Brillouin modifié sur chaque échantillon d'un lot considéré. Ainsi les deux lois de Marrocco implémentées dans le code de calcul sont identifiées à partir de ces deux courbes moyennes. La Figure 157 montre les graphes correspondant aux deux identifications.

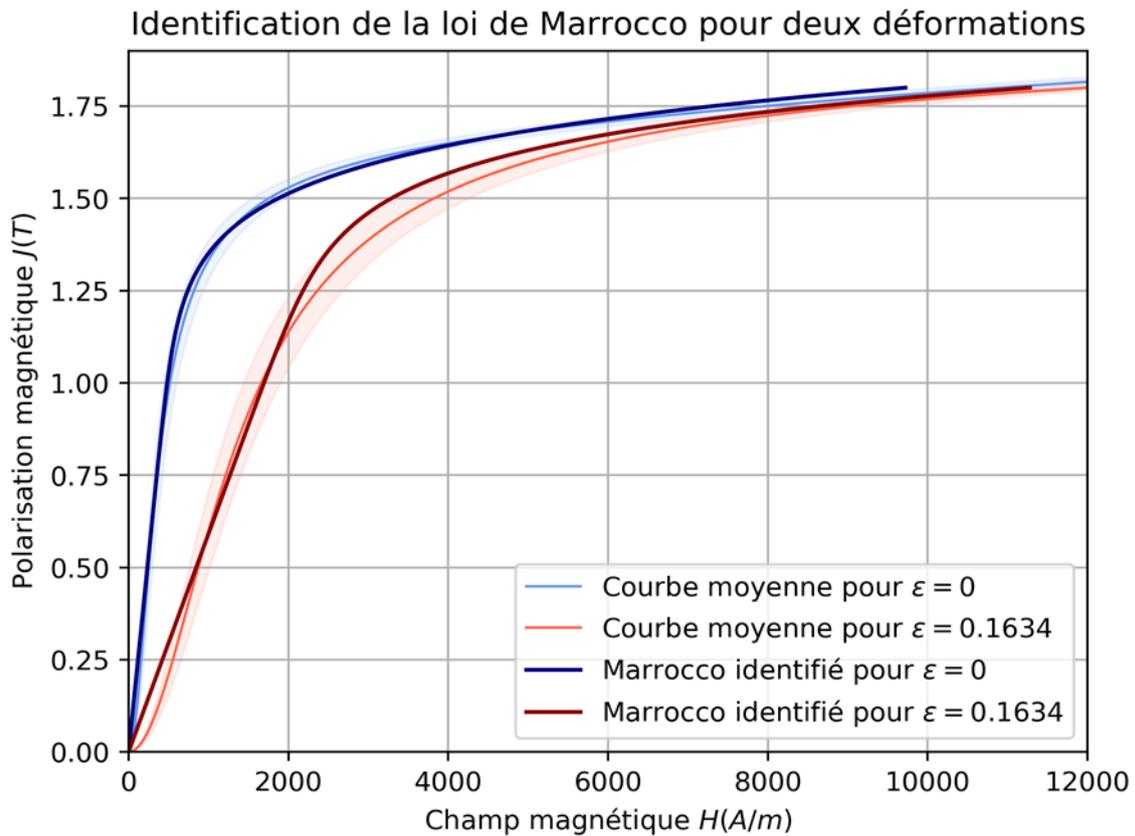


Figure 157 : Identification des deux modèles de Marrocco pour la simulation numérique du démonstrateur

Comme précédemment indiqué à la section 1.2.1.7, la loi de Marrocco ne permet pas d'obtenir l'inflexion au début de la courbe. Les courbes ne correspondent pas exactement mais la tendance est conservée, ce qui permet de conclure qualitativement sur l'expérience.

5.3.2.1 Simulation association parallèle

Les deux échantillons sont associés en parallèle sous code_Carmel. Le calcul est effectué en magnétostatique. Les cartes de champ et d'induction magnétiques, dans le plan xOz et pour la zone de fonctionnement linéaire sont présentées sur la Figure 158.

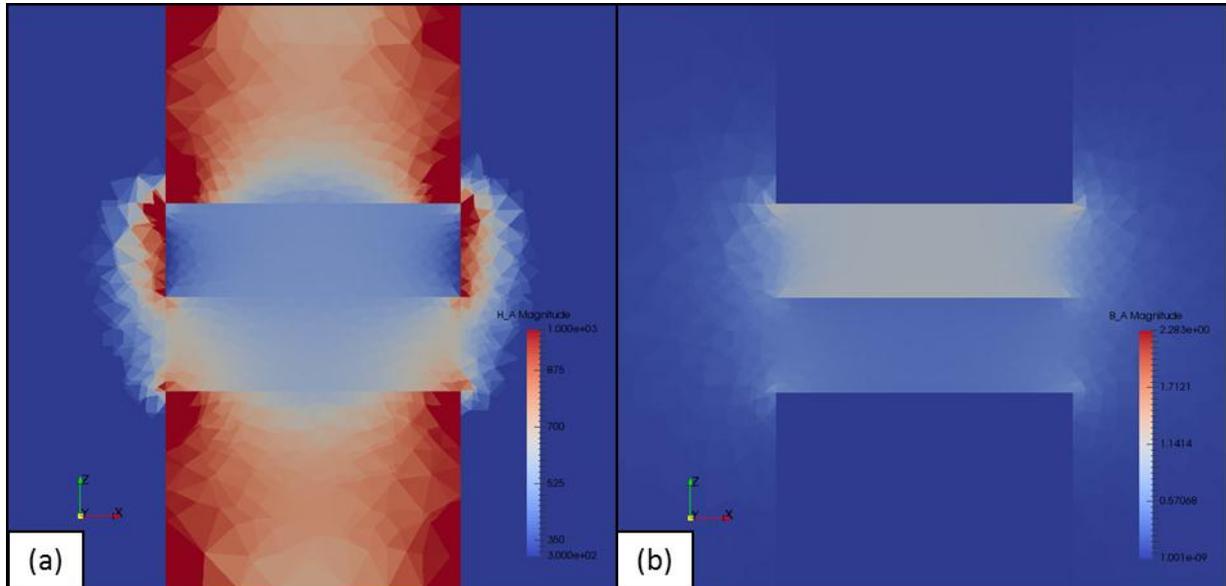


Figure 158 : Cartes de champ (a) et d'induction magnétiques (b) pour l'association parallèle

La configuration en parallèle a tendance à uniformiser le champ magnétique entre les deux échantillons d'après le schéma de réductance de la Figure 156. Les résultats de la Figure 158 montrent qu'en réalité une différence de champ magnétique existe au sein des deux échantillons. La différence est importante à l'interface avec les pôles de l'électroaimant puis diminue au centre des échantillons, là où s'effectuent les mesures. Ainsi comme le champ magnétique est du même ordre de grandeur dans les deux échantillons, du fait des caractéristiques magnétiques implémentées, le flux magnétique est différent dans les deux échantillons, puisqu'à champ équivalent, l'induction est plus importante dans l'échantillon qui dispose de la meilleure caractéristique magnétique (Figure 157). Lorsque le fonctionnement s'approche de la saturation du deuxième échantillon, la différence de champ magnétique au sein des échantillons diminue encore. Finalement, à forte saturation le comportement des deux échantillons devient similaire, ce qui est attendu au vu des courbes de polarisation qui sont quasiment confondues dans cette zone de fonctionnement.

5.3.2.2 Simulation association série

De la même façon, la simulation en magnétostatique a été réalisée avec une association série des deux échantillons. Les cartes de champ et d'induction magnétiques, dans le plan xOz et dans une zone de fonctionnement avant la saturation sont présentées sur la Figure 159.

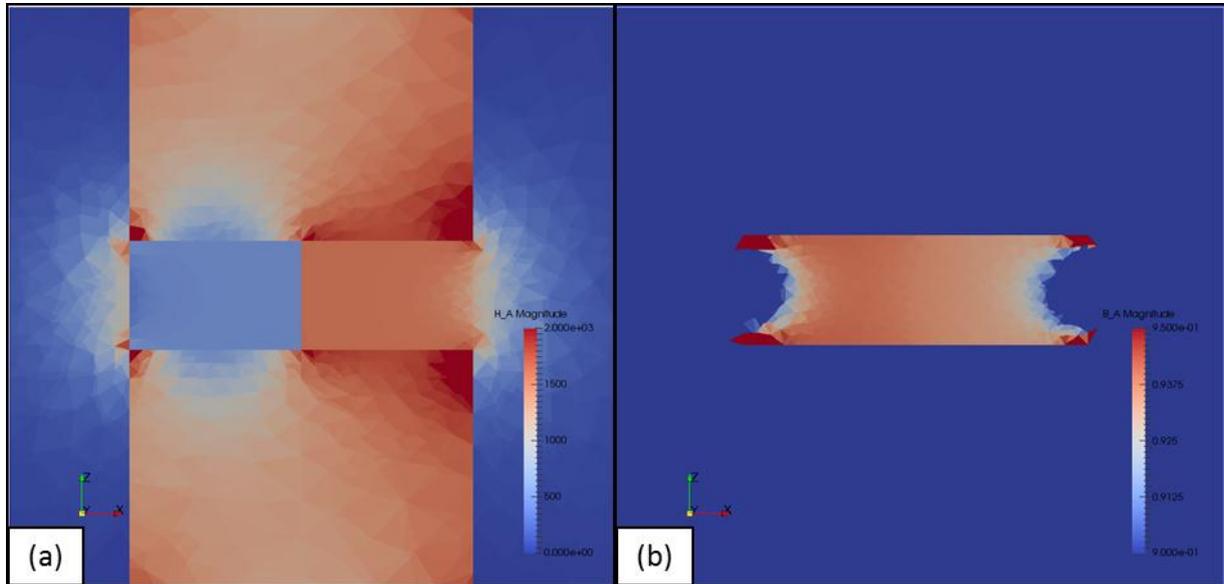


Figure 159 : Cartes de champ (a) et d'induction (b) pour une association série

Du fait de la configuration en série, le flux magnétique le long des frites est conservé, au flux de fuite près. Ainsi la variation de flux dans le démonstrateur est négligeable comme illustrée sur la Figure 159 (b). Comme l'induction est identique, le champ H est plus important dans l'échantillon le plus dégradé Figure 159 (a). Cette variation du champ magnétique dans les différents échantillons se répercute dans l'air autour des échantillons, et se traduit ainsi par une composante de gradient de champ H supplémentaire selon l'axe x , soit le long des frites. Ce gradient est important et rend difficile l'estimation d'un champ H avec le système de positionnement des sondes actuel.

5.3.3 Mesures expérimentales

Pour les raisons évoquées ci-dessus, le banc CaMEA dans l'état actuel ne permet pas de considérer des associations série de frites. Les mesures expérimentales n'ont alors été effectuées que pour l'association parallèle. La démarche pour l'association série serait identique, la mesure d'un indicateur pour la force magnétomotrice doit cependant être réfléchi.

5.3.3.1 Sélection des échantillons

Les deux paramètres investigués sont la déformation plastique et la taille de grains réputés comme ayant une influence sur les propriétés magnétiques, comme démontré par le chapitre 4. Ainsi, pour chaque paramètre matériau, trois niveaux peuvent être sélectionnés pour l'association, à savoir les bornes des intervalles et un niveau intermédiaire. Pour chaque niveau, deux frites différentes peuvent être retenues afin de pouvoir établir une mesure de référence, avec deux échantillons aux propriétés similaires. En effet, la bobine secondaire et la disposition au sein des pôles de l'électroaimant étant différentes du banc CaMEA original, cela permet à la fois de comparer cette mesure de référence aux mesures précédentes effectuées pour établir les modèles mais également de retenir cette mesure comme point de comparaison lorsque les associations concernent deux

échantillons de propriétés différentes. L'ensemble des combinaisons possibles sont alors représentées dans la Figure 160.

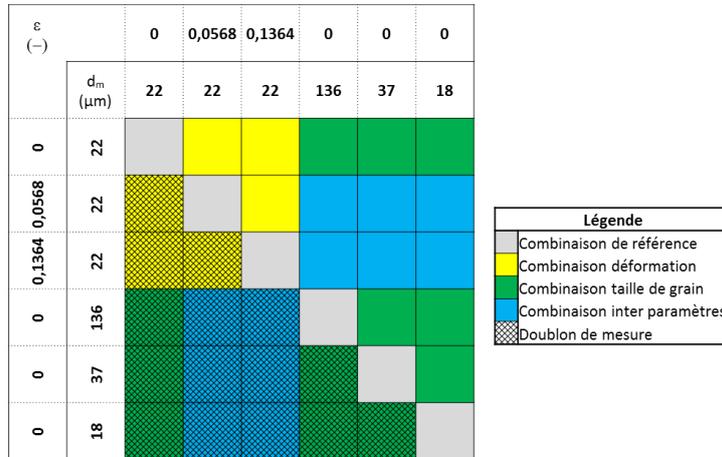


Figure 160 : Ensemble des combinaisons possibles pour les échantillons sélectionnés

Les échantillons de type « déformation » ont une taille de grains homogène et égale à 22 μm . Ainsi, le lot pour $\varepsilon = 0$ est intégrable dans l'analyse de l'effet de la taille de grains. De plus, il est important de noter la différence de taille de grains entre les échantillons déformés et les échantillons de différentes tailles de grains. Ainsi, les combinaisons « inter-paramètres » ne comparent pas deux déformations différentes pour une même taille de grains. Au final, cela représente 6 mesures de références, 3 mesures type déformation, 6 mesures type taille de grains et 6 mesure de combinaisons inter-paramètres. Ces mesures sont présentées dans la suite de cette section.

5.3.3.2 Répétabilité de la mesure

Des mesures expérimentales de répétabilité ont ainsi été effectuées afin de confirmer que le nouveau montage donne des mesures fidèles. Une combinaison d'échantillon en tailles de grains a été retenue, il s'agit des frite G2-2 ($d_m = 11\mu\text{m}$) et G10-2 ($d_m = 130\mu\text{m}$). Ces mesures ont été effectuées avec repositionnement des deux échantillons dans l'espace entre les pôles de l'électroaimant, sans modifier la configuration des échantillons, c'est-à-dire sans inverser la position des échantillons par rapport aux sondes. Les résultats de mesures sont présentés sur le graphe de la Figure 161.

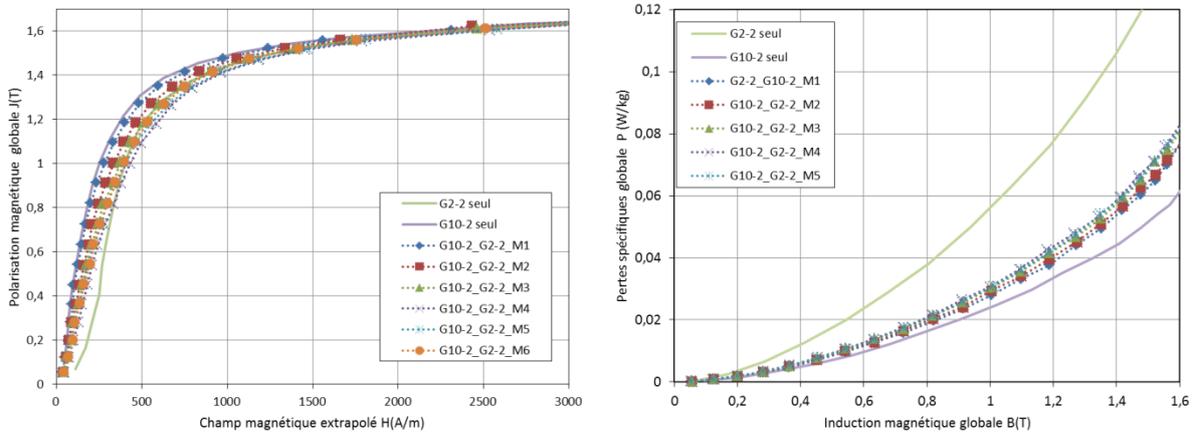


Figure 161 : Mesures de répétabilité de la mesure avec la même configuration d'échantillons

Concernant la polarisation, les mesures ne sont pas répétées comparés à la configuration précédente du banc CaMEA (chapitre 3, Figure 98). Comme pour la version originale, les points des courbes sont construits pour un niveau de courant donné, qui est le même quel que soit la mesure considérée plus haut. Ainsi cela se traduit par un alignement des points horizontal sur la courbe de polarisation et vertical sur la courbe de pertes. Ceci confirme la répétabilité de l'induction mesurée pour un niveau de courant donné. Cependant la probable variation du positionnement du système de sonde montre la difficulté à estimer le champ H de manière répétable. D'un point de vue pertes, l'erreur sur le champ H semble lissée. Ainsi, les courbes de pertes sont bien disposées en ordre inverse par rapport à la polarisation mais elles semblent beaucoup plus groupées. En effet, à induction constante, un champ H surestimé conduit automatiquement à une augmentation des pertes mesurées. Les courbes des pertes de l'association parallèle se situent entre les deux échantillons, mais de manière très proche de la courbe de pertes de l'échantillon G10-2 seul. Trois mesures supplémentaires ont alors été effectuées en inversant les échantillons pour observer l'effet sur les pertes. L'entrefer parasite existant par le fait de la différence de longueur entre les échantillons est également un jeu mécanique : si l'échantillon le plus court se trouve au-dessous, il tombe par gravité et crée un espace entre les deux échantillons (selon l'axe \vec{z}). Pour prendre en compte ce phénomène et combler cet espace ces mesures supplémentaires ont été effectuées en utilisant ou non une cale. Elles sont présentées sur le graphe de la Figure 162.

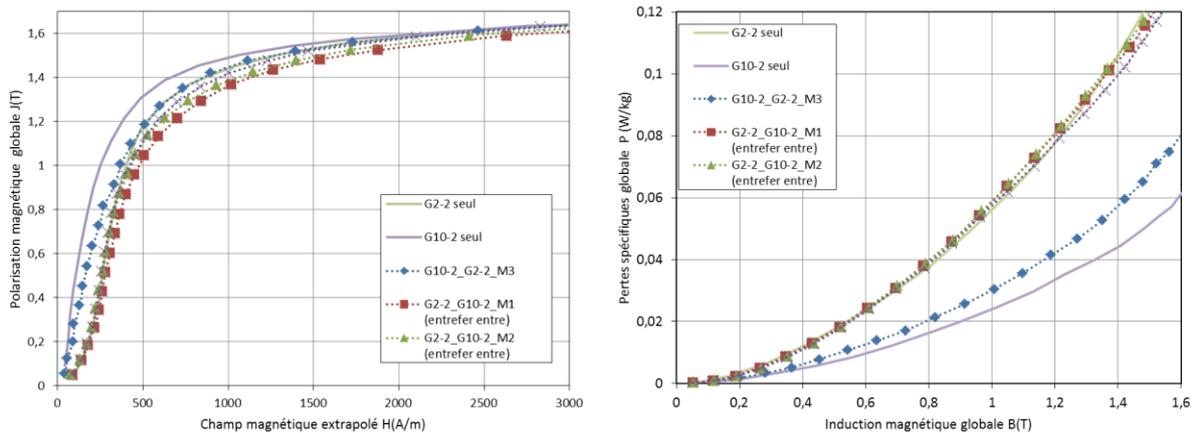


Figure 162 : Comparaison avec inversion des échantillons

Avec ces résultats il est possible de remarquer que les courbes de polarisation et de pertes sont beaucoup plus proches des caractéristiques magnétiques de l'échantillon G2-2. En effet, cette fois ci dans l'association parallèle, la frite G2-2 est le plus proche du système de sondes. Le profil de champ mesuré à l'extérieur des échantillons correspond plus à l'échantillon G2-2 et donc par conséquent, la courbe de pertes également. La principale piste retenue et qui doit être investiguée pour ces écarts est l'entrefer parasite sur un des deux échantillons caractérisés. Cet entrefer n'est pas maîtrisable avec la version actuelle du banc pour les raisons suivantes :

- Il subsiste toujours une différence de longueur entre les deux échantillons
- La géométrie des échantillons n'est jamais parfaite, notamment le parallélisme entre les deux faces extrêmes
- Les deux pôles ont un défaut d'orientation relative et ne sont pas parfaitement parallèles
- Les deux pôles ont un défaut de planéité qui peut évoluer avec des mises en position d'échantillons successives (l'acier doux des pôles est plutôt malléable)

Dans la suite, on s'intéressera donc à un circuit magnétique fermé pour s'affranchir des entrefers parasites. Avant cela, il est nécessaire de mettre en place un procédé permettant de générer une hétérogénéité en termes de paramètre matériau.

5.4 Gradient de propriétés dans un tore

5.4.1 Influence de la déformation

5.4.1.1 Génération des échantillons

Pour générer une pièce avec un gradient de déformation, la solution initiale prévoit d'écraser à froid une pièce en forme de coin. Ce principe s'inspire de l'essai de forgeage en coin (ASM International, 1990a). L'essai de forgeabilité présenté dans la bibliographie s'effectue à chaud et sur un lopin initial prismatique, la matière est alors libre de s'écouler sur les surfaces latérales du prisme et forme alors une « raquette » après écrasement avec un gradient de déformation le long de cette « raquette ». Dans le cas de ces travaux, le lopin initial était usiné dans une barre coupée en biseau comme sur le schéma et la photo de la Figure 163.

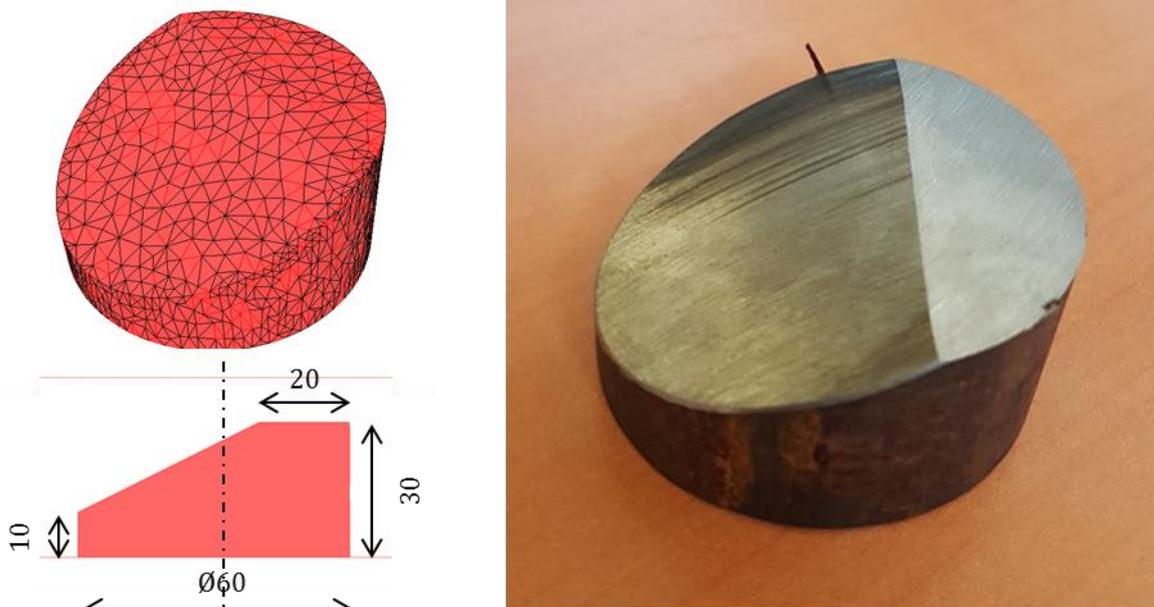


Figure 163 : Lopin initial pour le forgeage en coin

Ce lopin est écrasé à froid sur une presse hydraulique entre deux tas-plats à une vitesse de 30 mm/s. Le tas-plat inférieur est strié pour éviter le glissement de la pièce lors du forgeage. Le forgeage s'arrête sur une cale de 10 mm.

Afin de connaître le niveau de déformation obtenu dans la pièce après forgeage, cette opération a été simulée sous Forge® NXT1.0. La loi rhéologique du matériau est donnée par l'équation de Hensel-Spittel d'un acier de composition proche. La loi de comportement mécanique choisie, pour des conditions similaires, surestime la contrainte en fonction de la déformation. Comme le calcul de déformation est issu de considération cinématique, il est fait l'hypothèse que la déformation simulée est très proche de la déformation théorique et l'écoulement également similaire. Seul l'effort mécanique sera considéré surestimé par la simulation numérique ce qui importe seulement pour vérifier le dimensionnement de la presse par rapport à l'essai. Les géométries d'outils sont planes, et

les lois de frottement choisies sont des lois de Coulomb limité Tresca. Le frottement entre la pièce et le tas-plat inférieur est modélisé plus important que celui entre la pièce et le tas-plat supérieur pour prendre en compte les stries. La forme finale de la pièce est une galette et le champ de déformation final simulé est celui de la Figure 164. Un tore est extrait de cette pièce par électroérosion aux dimensions données et à l'emplacement donné par la Figure 164 (noir transparent).

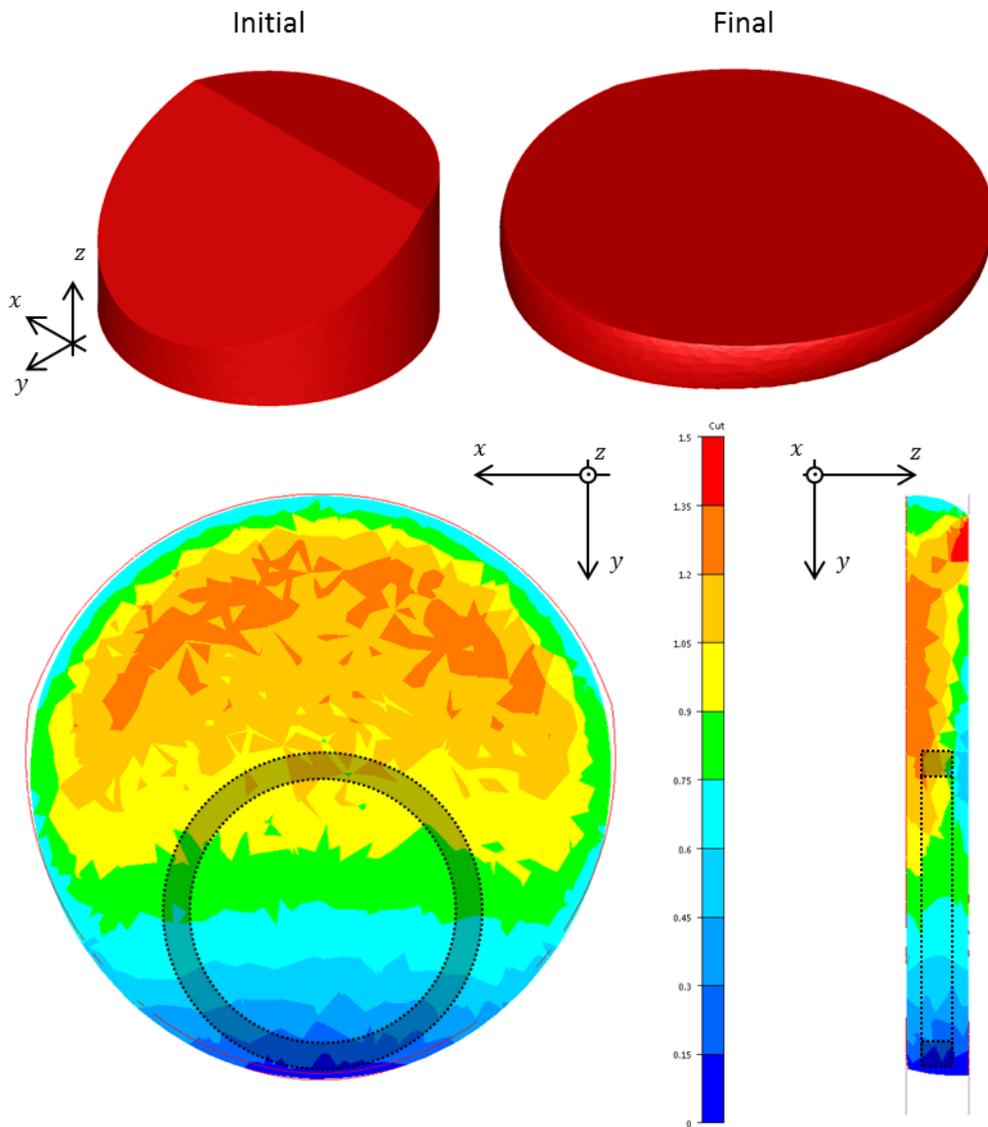


Figure 164 : Forme initial et finale, carte de déformation équivalente finale

La déformation dans le tore atteint une gamme entre 0 et 1,2 de déformation équivalente approximativement, ce qui est une gamme intermédiaire entre ce qui a été mesuré et le produit roue polaire. La déformation obtenue ici n'est pas de la traction uniaxiale et se rapproche donc plus d'un produit forgé. Il serait possible de faire une étude sur les paramètres géométriques initiaux et la hauteur finale pour déterminer une géométrie initiale correspondant soit au produit, soit à l'intervalle sur lequel ont été établies les mesures magnétiques.

5.4.1.2 Modélisation numérique magnétique

En première approche, le problème est assimilé à un problème plan modélisable sous le logiciel FEMM. Cet outil de simulation magnétique a l'avantage de prendre des lois de comportement magnétique points à points, ce qui permet d'être décrit par:

- n'importe quel modèle analytique dont le modèle de Brillouin modifié qui a été utilisé pour effectuer les approximations mathématiques sur les points expérimentaux,
- les courbes moyennes correspondant aux lots homogènes.

Pour prendre en compte la variation de déformation le tore est modélisé, en première approche, en considérant deux régions associées à deux milieux homogènes en propriétés magnétiques. Les dimensions du tores sont égales à celles prévues pour le tore expérimental soit $\varnothing_{ext} = 50\text{ mm}$, $\varnothing_{int} = 42\text{ mm}$ et $h = 6\text{ mm}$. Une bobine est modélisée, dans laquelle le courant va être injecté et le flux magnétique mesuré résultant du passage du champ H dans le noyau magnétique constitué par le tore. Le nombre de spires est égale à celui prévu dans la bobine primaire expérimentale soit $n_1 = 260\text{ spires}$. La mise en données est illustrée par le schéma et les graphes de la Figure 165.

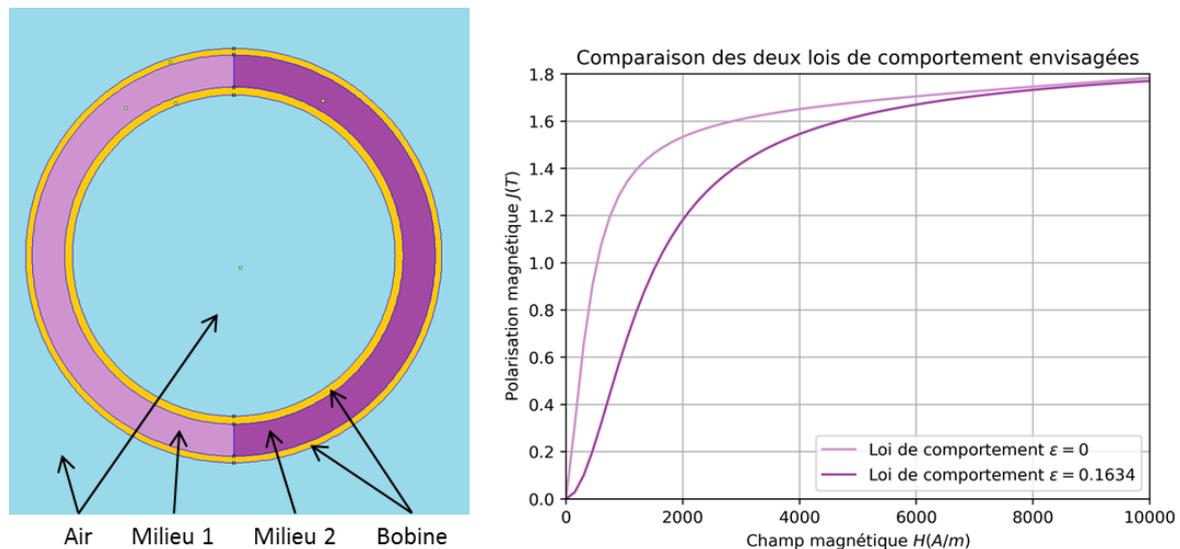


Figure 165 : Mise en données sous FEMM pour le démonstrateur tore-déformation

Trois simulations sont ensuite lancées en changeant les lois de comportement, représentées sur la Figure 165, dans les milieux 1 et 2 selon le Tableau 21 .

Tableau 21 : Plan de simulation pour le démonstrateur

	Simulation A	Simulation B	Simulation C
Milieu 1	$J(H, \varepsilon = 0)$	$J(H, \varepsilon = 0.1634)$	$J(H, \varepsilon = 0)$
Milieu 2	$J(H, \varepsilon = 0)$	$J(H, \varepsilon = 0.1634)$	$J(H, \varepsilon = 0.1634)$

Pour pouvoir comparer les résultats de simulation avec des mesures dépendant de notre système magnétique aux lois de comportement intrinsèques au matériau $J(H)$, ces dernières ont été converties à des lois appliquées à notre cas par le biais des équations (53)

$$i = \frac{l_m}{n_1} H \tag{53}$$

$$\phi = BS = (J + \mu_0 H)S$$

Les résultats des simulations sont présentés sur les graphes de la Figure 166 et comparés aux lois de comportement implémentées.

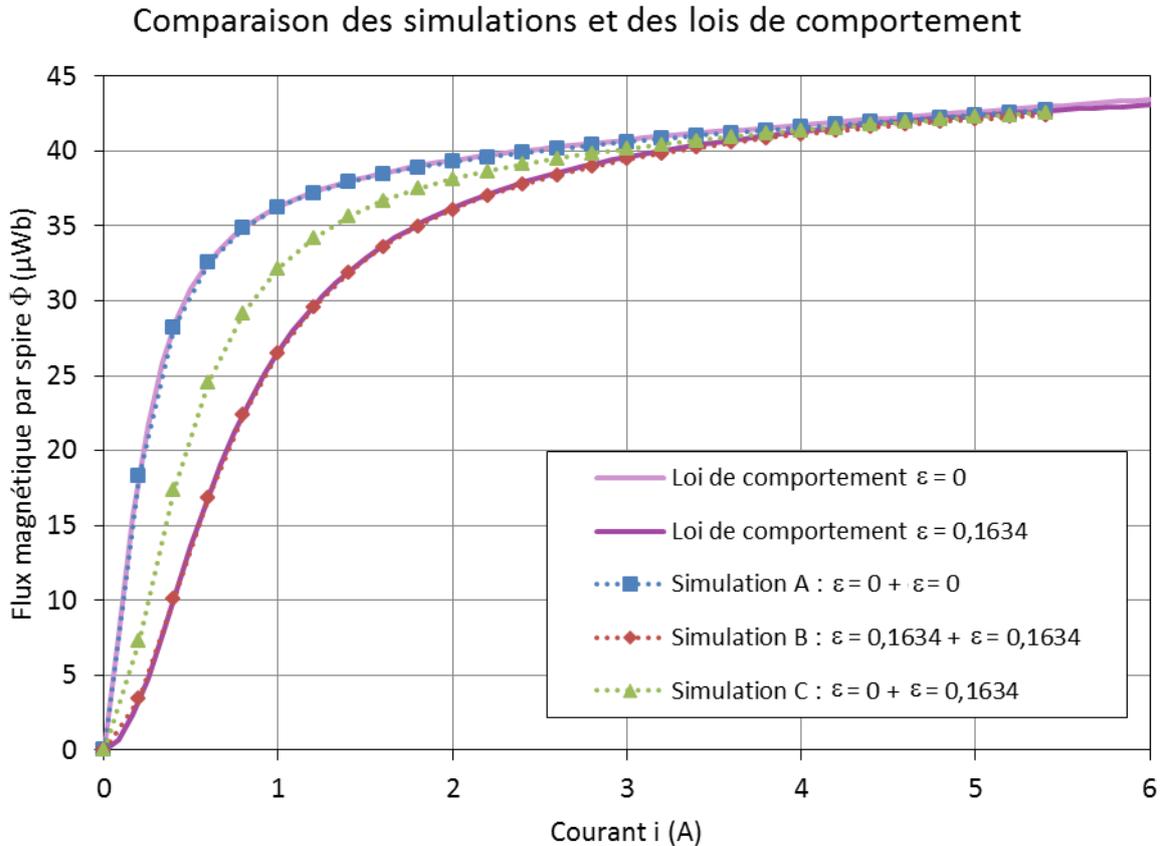


Figure 166 : Résultats de simulation et comparaison aux lois de comportement implémentées

Les simulations A et B reproduisent des schémas classiques de caractérisation et collent parfaitement aux lois de comportement implémentées, ce qui valide la mise en données. La loi de comportement avec l'association des deux lois différentes donne lieu à un comportement intermédiaire. Le flux semble moyenné entre les deux comportements extrêmes, ce qui peut aussi être confirmé par une association série de réluctance.

5.4.1.3 Comparaison expérience / Simulation

Concernant l'expérimental, deux tores sont disponibles. Le premier est un tore qui n'a pas subi de déformation et est donc similaire au cas de la simulation A. Le second est un tore prélevé dans le coin forgé à froid selon la Figure 164. Le bobinage primaire possède $n_1 = 260$ spires de fil de 0,8 mm de diamètre enroulées sur deux couches et le bobinage secondaire, enroulé au plus proche du circuit magnétique possède $n_2 = 520$ spires de fil de 0,2 mm de diamètre enroulées sur une couche.

Les résultats expérimentaux de mesures magnétiques sont présentés sur le graphe de la Figure 167. Ils sont superposés aux résultats de simulation présentés précédemment.

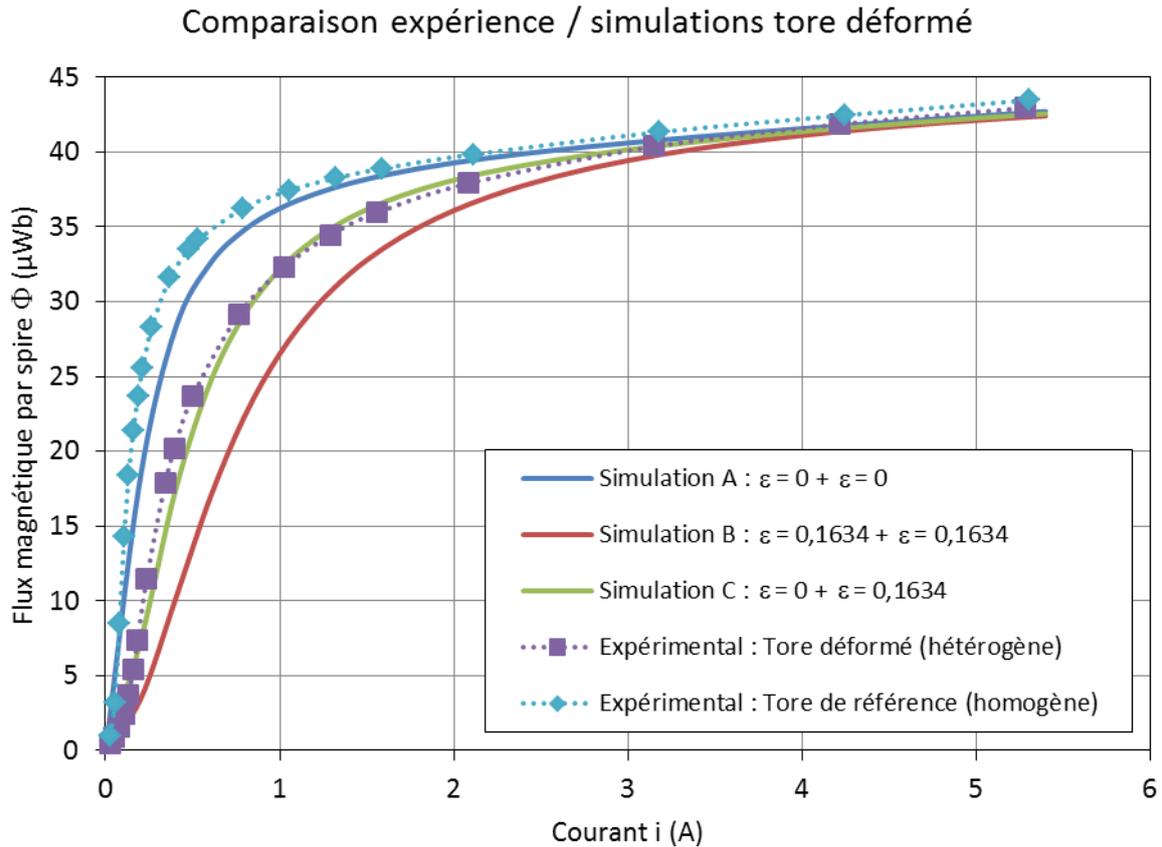


Figure 167 : Comparaison simulation expérience pour la déformation

Tout d’abord, les courbes expérimentales montrent bien une dégradation des propriétés magnétiques avec la déformation. Le tore de référence affiche une caractéristique magnétique meilleure que celle du tore qui possède le gradient de déformation. Ensuite, le résultat de la simulation A est sous la courbe expérimentale du tore de référence alors que l’état de déformation est similaire. Ceci est imputable à deux éléments :

- Un moyen de mesure différent, vu que les lois de comportements sont les courbes moyennes de lots de frites caractérisées à l’aide du banc CaMEA (dont l’erreur de justesse a été étudiée à la section 3.1.9)
- Une taille de grains différente puisque la simulation A est basée sur les frites du lot D1 (ou G3) dont la taille de grains a été évaluée $22 \mu\text{m}$ alors que le tore est directement issu de la barre laminée dont la taille de grains a été évaluée à $37 \mu\text{m}$ (identique au lot de frites G6).

Ensuite, au vu des niveaux de déformation atteints dans le tore, qui sont bien supérieurs à $\varepsilon_r = 0,1634$, la courbe du tore déformé devrait se situer bien sous la courbe de la simulation B, ce qui n’est pas observable sur la Figure 167. Si l’erreur de justesse du banc CaMEA et la différence de microstructure étaient prises en compte, cela aurait pour effet de redresser la courbe rouge et ainsi de diminuer l’écart entre la simulation numérique B et l’expérimental sur le tore déformé. La justesse du banc CaMEA a été évaluée pour un niveau de propriétés magnétiques données, et n’a pas été vérifié pour d’autres niveaux, ce qui a été motivé par la difficulté de produire des tores avec une déformation homogène. Une erreur de linéarité du moyen de mesure pourrait en effet faire dériver la valeur de justesse en fonction des propriétés magnétiques. De plus, dans le chapitre 4 a également

été évoqué un éventuel effet de saturation de la dégradation des propriétés magnétiques avec la déformation, du fait d'une densité limite de dislocation dans le matériau. Toutes ces observations peuvent expliquer le fait que la courbe du tore déformé, a priori bien plus que $\varepsilon = 0,1634$ ait une courbe de caractéristique magnétique plus redressée que celle identifiée pour la simulation B.

Il est également possible d'observer la différence en termes de pertes sur les mesures expérimentales. Le graphe de la Figure 168 compare la courbe des pertes spécifiques mesurée à 0,5 Hz entre le tore déformé et le tore de référence.

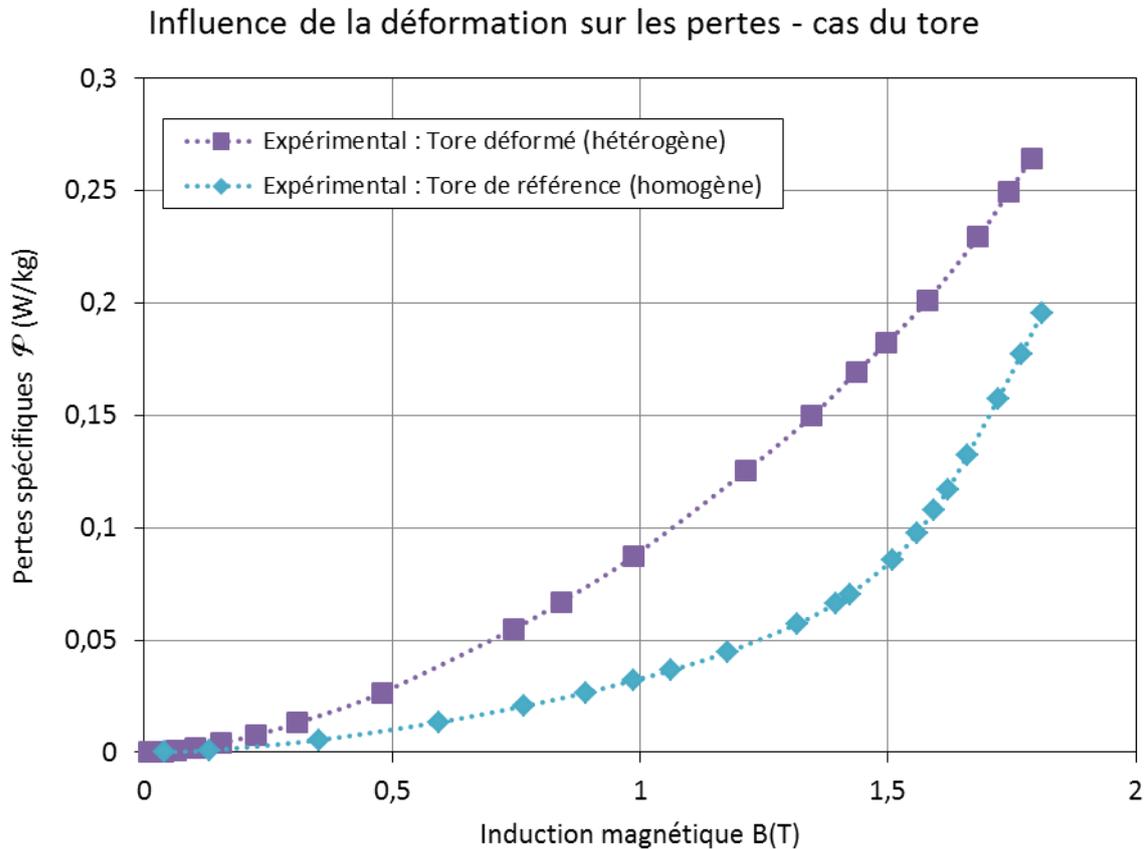


Figure 168 : Pertes spécifiques dans le cas des tores déformés ou non

Les pertes pour le tore déformé sont plus importantes que dans le cas du tore de référence. La courbure de la courbe violette est moins marquée.. Toutes ces observations sont en cohérence avec les résultats du chapitre 4 : la courbe de pertes pour la matière déformée suit une évolution plus progressive et est supérieure à celle de la matière non-déformée.

5.4.2 Influence de la taille de grains

Le chapitre 4 a montré que la taille de grains est le deuxième paramètre matériau ayant une influence sur les propriétés magnétiques. L'influence de la taille de grains est significative notamment sur les pertes spécifiques. L'objectif de cette section est de confirmer l'effet de la taille de grains sur les propriétés magnétiques dans le cas de pièces non homogènes. Un verrou technique ici est de réaliser un tore avec un gradient de taille de grains. Plusieurs méthodes ont été investiguées :

- le forgeage d'un coin à chaud pour déclencher la recristallisation dynamique de manière non homogène

- la trempe partielle pour obtenir un gradient de vitesse de refroidissement
- le forgeage coin à froid suivi d'un recuit de recristallisation pour mieux maîtriser la recristallisation
- le recuit de normalisation partiel pour faire subir à une partie de la pièce ce traitement thermique.

La dernière solution a été retenue car elle a donné des résultats concluant en termes de microstructure et de taille de grains.

5.4.2.1 Principe

L'objectif de cet essai est de faire subir à la pièce le traitement thermique de normalisation, décrit aux chapitres 2 et 4, dans une zone bien déterminée. Pour ce faire, le moyen de chauffage doit pouvoir chauffer localement la pièce, sans que le reste de la pièce ne s'échauffe au-dessus de la température de transformation de phase Ac3 de 900°C. La chauffe par induction permet de remplir ce critère et également une chauffe rapide de la pièce.

Un lopin de la barre laminée de diamètre $\varnothing 60\text{ mm}$ est découpé à une longueur de 120 mm . Cette massivité permet de garder une inertie thermique et une surface d'échange avec l'air suffisante pour garantir le refroidissement de la zone froide de la pièce par convection. Quatre thermocouples sont équirépartis dans la hauteur afin de surveiller la température au centre de la pièce pendant l'essai. La pièce est ensuite placée partiellement dans un inducteur adapté de sorte que le chauffage soit localisé dans la partie inférieure de la pièce. Du fait de la massivité de la pièce, le refroidissement de la pièce à l'air peut être trop lent et favoriser la croissance des grains. Contrairement aux essais précédents et pour augmenter légèrement la vitesse de refroidissement, la pièce est alors ensuite trempée à l'huile. Des illustrations ainsi qu'un relevé de température au cours de l'essai sont donnés dans la Figure 169.

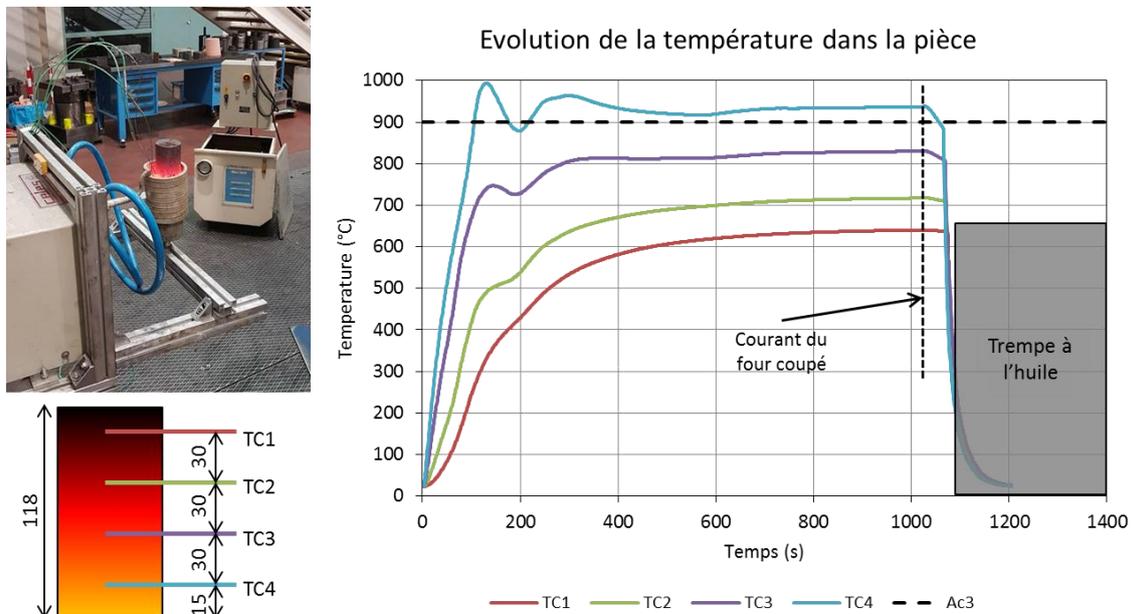


Figure 169 : Essai de normalisation partielle

Pendant l'essai, un gradient de couleur de la pièce traduisant un gradient de température est observé. La régulation est effectuée par l'opérateur qui suit en direct l'évolution de la température mesurée. La température cible est 940°C au thermocouple TC4. La montée en température s'effectue

en moins de deux minutes. La température au thermocouple TC4 est maintenue proche de 940°C pendant environ 15 minutes. Ensuite la pièce est retirée de l'inducteur puis trempée à l'huile. La température au thermocouple TC4 et en dessous de ce point de mesure est alors au-dessus de Ac3, alors qu'elle est en-dessous de 830°C au thermocouple TC3. Le traitement de normalisation a donc eu lieu dans une zone entre le bas de la pièce et un point entre les thermocouples TC3 et TC4. Cette zone est définie par analyse micrographique sur trois pièces différentes. Les mesures de tailles de grains encadrées par l'intervalle produit, illustrées de micrographies, ainsi que le schéma expliquant où prélever le tore pour les mesures magnétiques sont présentés sur la Figure 170.

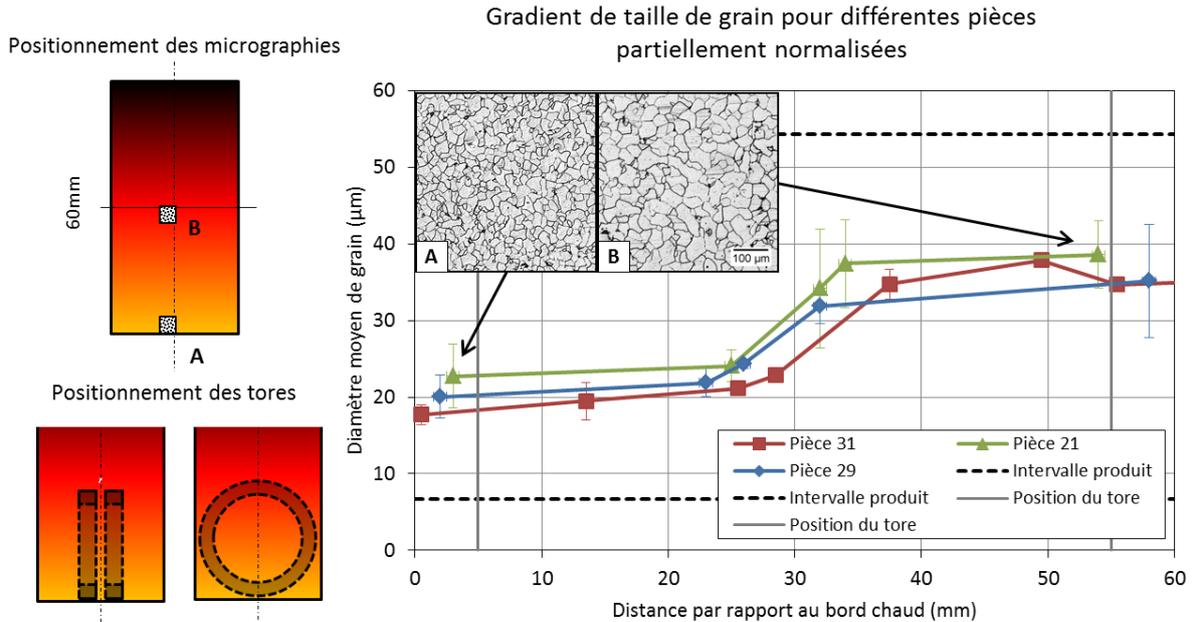


Figure 170 : Profil de taille de grains suivant la distance au bord chaud

La taille de grains finale obtenue varie entre 20 μm et 40 μm en moyenne, ce qui permet de recouvrir une partie de l'intervalle produit. Le profil décrit est composé de deux paliers avec une zone où la taille de grains change rapidement. La taille de grains initiale est d'environ 40 μm également : au-delà d'une distance de 50 mm avec le bord chaud du lopin, la taille de grains est supposée stable et valoir la taille de grains initiale. Compte-tenu des dimensions, il est possible de prélever un tore avec les mêmes dimensions que précédemment, à savoir $\varnothing_{ext} = 50\text{ mm}$, $\varnothing_{int} = 42\text{ mm}$ et $h = 6\text{ mm}$.

5.4.2.2 Mesures magnétiques

Le traitement thermique de normalisation partielle est réitéré sur un lopin supplémentaire dans lequel sont prélevés trois tores pour les mesures magnétiques. Les résultats de caractérisation magnétique des tores démonstrateurs, qui possèdent un gradient de taille de grains entre 22 μm et 37 μm , peuvent être comparés :

- au tore de référence, utilisé précédemment et qui dispose d'une taille de grains de 37 μm
- Aux courbes moyennes établies avec CaMEA sur les lots homogènes en taille de grains (lot G3 pour 22 μm et G6 pour 37 μm)

Les caractérisations sur les trois tores ont été vérifiées répétibles. Les graphes qui comparent les courbes moyennes des lots homogènes du chapitre 4, et expérimentales sont présentés sur la Figure 171.

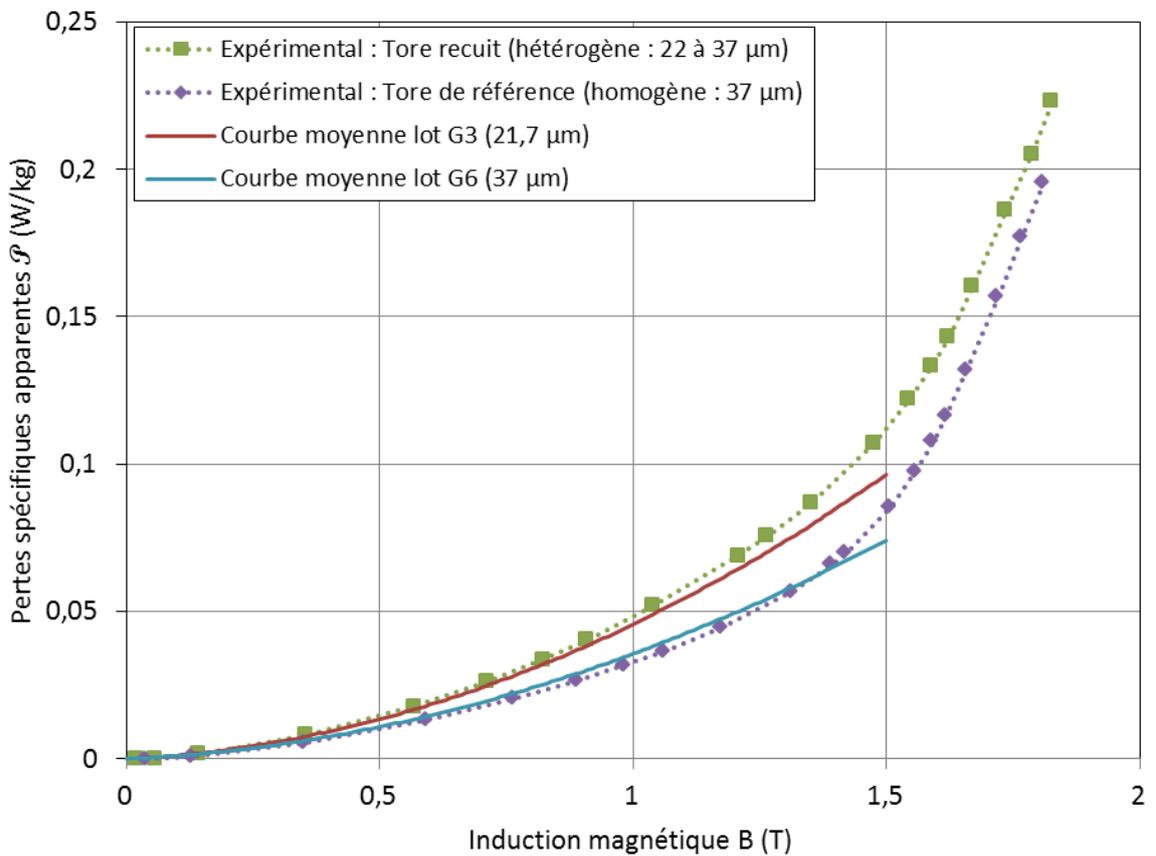
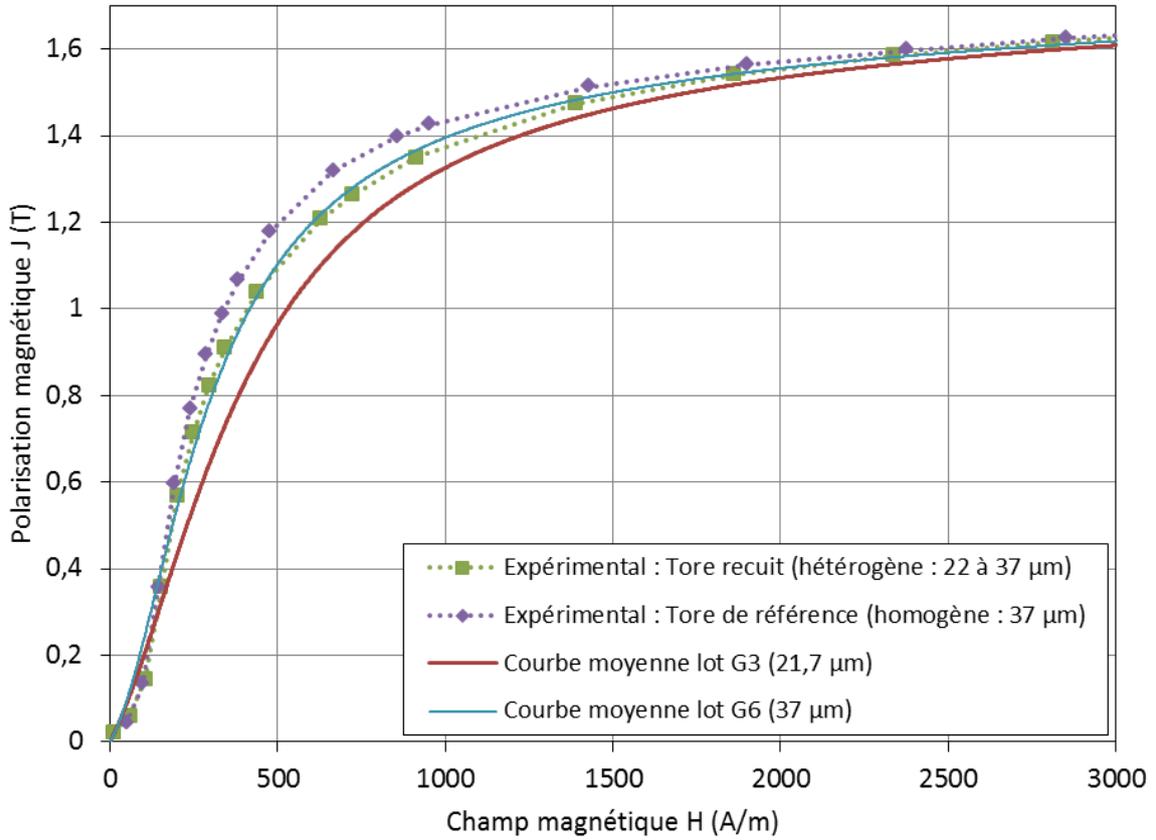


Figure 171 : Comparaison des mesures magnétiques dans le cas d'un gradient de taille de grains

D'un point de vue qualitatif, les mêmes tendances sont observées sur les courbes moyennes établies sur des frites homogènes que sur les mesures expérimentales effectuées sur les tores. Ainsi le tore recuit contient des grains de plus faibles tailles que le tore de référence qui lui est homogène. Cela se traduit par une courbe de polarisation plus aplatie et des pertes plus conséquentes pour le tore recuit. D'un point de vue quantitatif, plusieurs éléments sont à analyser. Ce qui est attendu est que :

- Les courbes (pertes et polarisation) du tore recuit devraient se situer entre les deux courbes moyennes
- Les courbes du tore de référence devraient être superposée aux courbes moyennes du lot G6 (37 μm)

Les courbes des tores ne correspondent pas toutes aux courbes moyennes. Concernant les pertes, le tore de référence est bien superposé à la courbe moyenne du lot G6 (37 μm) Les pertes dans le tore recuit semblent quant à elles plus importantes qu'attendues. Cet écart ainsi que ceux sur la polarisation sont dus notamment à l'erreur de justesse du banc CaMEA. Au final en passant outre le biais introduit par les deux techniques de caractérisation différentes, les liens matériau / propriétés magnétiques garde la même tendance, à savoir notamment une augmentation notable de pertes avec une diminution de taille de grains.

Conclusion

L'objectif final de cette section est d'aboutir à la conception d'un démonstrateur afin de valider les lois de comportement établies au chapitre 4 et permettre ainsi leur utilisation dans des modèles représentant des pièces hétérogènes en propriétés. Des verrous techniques et scientifiques ont été soulevés pour les deux approches considérées qui étaient l'association d'échantillons connus et la génération de tores aux propriétés hétérogènes.

Dans le premier cas, les résultats obtenus au cours de ce chapitre montrent, que si la modélisation numérique est simple, obtenir une mesure juste et répétable expérimentalement n'est pas encore envisageable. Cela nécessite obligatoirement de rendre le banc CaMEA plus robuste, pour pouvoir obtenir :

- Dans le cas de l'association série, une grandeur représentative de la force magnétomotrice entre les pôles de l'électroaimant
- Dans le cas de l'association parallèle, de maîtriser l'entrefer parasite présent nécessairement sur un des échantillons et de limiter les incertitudes de positionnement relatif entre les capteurs et les échantillons.

Dans le cas des tores, la méthode de mesure expérimentale introduit moins d'incertitudes. Cependant, il est plus délicat de générer des tores avec des propriétés matériau maîtrisées et dans l'intervalle, soit du produit, soit des frites caractérisées. La conception de tels protocoles de génération de tores est cependant envisageable, en y incluant par exemple des chemins thermomécaniques (forgeage à chaud, ou à froid puis recuit), ou en dimensionnant le niveau de déformation via la simulation numérique mécanique. Un autre verrou actuel est l'impossibilité de modéliser proprement les gradients de propriétés dans un code de calcul électromagnétique (gradient continu).

Les perspectives de ce chapitre sont alors de lever ces verrous afin de pouvoir valider les lois de comportement dépendantes des paramètres processus grâce à un démonstrateur dédié. Une telle validation permet à termes de modéliser plus finement la roue polaire dans un code de calcul afin d'étudier, au moins de façon qualitative, l'impact des paramètres procédé sur la performance de la machine à griffes.

Conclusion générale

Ces travaux de thèse se sont focalisés sur l'identification de l'interaction processus – propriétés d'emploi des produits dans le cas d'application du lien entre le forgeage et les propriétés électromagnétiques d'une roue polaire de machine à griffes. La roue polaire est une pièce massive réalisée selon une gamme comprenant différentes opérations associées à des procédés spécifiques : estampage à chaud, mise en forme à froid, grenailage et usinage des surfaces entre autres.

Pour ce type de pièce, le cahier des charges impose une géométrie, des propriétés mécaniques mais les propriétés électromagnétiques sont une conséquence alors qu'elles sont au cœur du rendement de la machine. Les procédés de fabrication ont un impact, non seulement sur la géométrie ou les propriétés mécaniques de la pièce, mais également, sur ses propriétés d'emploi. Cet impact a largement été étudié dans la littérature dans le cas de tôles magnétiques. D'une part, il est ainsi observé de manière directe l'influence du sens de laminage des tôles et l'anisotropie sur les propriétés magnétiques ou les variations significatives de la perméabilité magnétique en fonction du moyen de découpe des tôles. D'autre part, certaines études montrent cet impact de manière indirecte en travaillant sur le lien entre les propriétés électromagnétiques et les propriétés du matériau. Ainsi, la caractérisation magnétique des tôles à l'aide de moyens de mesure inspirés de la norme révèle l'influence de la taille de grains sur les pertes spécifiques ou l'effet des sollicitations mécaniques sur le cycle d'hystérésis.

Dans le cas de pièces forgées, certaines études établissent sommairement la dégradation de la perméabilité suite au procédé et le rétablissement des propriétés grâce à un éventuel recuit. L'effet de ces procédés, qui permettent la fabrication de composants magnétiques massifs tels que la roue polaire, sur les propriétés électromagnétiques a été approfondi au cours de ces travaux. Pour améliorer cette connaissance et dans une optique de modélisation, une compréhension des phénomènes physiques entrant en jeu lors de la transformation de la matière première en produit fini est indispensable. Pour ce faire, une méthodologie a été développée en s'appuyant sur un processus industriel de fabrication d'une roue polaire et sur les effets connus des procédés tels que la recristallisation, l'écroutissage et les contraintes résiduelles.

Une méthodologie

La méthodologie s'intéresse tout d'abord à analyser le processus industriel. Lors de cette analyse des roues polaires issues de différentes étapes du processus de fabrication ont été investiguées. Ainsi les caractérisations de la microstructure, de la macrostructure et des contraintes résiduelles sur le produit ont permis de déterminer les paramètres clé du matériau, représentatifs du processus de fabrication ainsi que des intervalles de variation de ces paramètres. Pour compléter, la simulation numérique du forgeage à partir de mesures de la géométrie 3D des roues polaires a également permis d'estimer le niveau de déformation plastique dans le produit. Au vu de la littérature et des relevés faits sur les pièces, Les paramètres qui semblent avoir un impact sur les propriétés magnétiques sont la taille de grains, la déformation plastique à froid ainsi que le fibrage ; ils ont donc été étudiés plus en détail au cours de ces travaux.

La méthodologie mise en place consiste ensuite à générer des échantillons représentatifs de la roue polaire. Les contraintes techniques qui ont été retenues sont donc :

- la massivité des échantillons
- l'homogénéité en propriétés des échantillons dans le but de pouvoir lier paramètres matériau aux propriétés magnétiques
- la possibilité de prendre en compte des anisotropies de propriétés dans les échantillons.

Ces aspects ont mené à la conception d'un moyen de mesure des propriétés magnétiques sur des échantillons massifs et dont la direction du flux magnétique dans l'échantillon est maîtrisée. Ainsi ce dispositif spécifique repose sur la canalisation du flux de manière unidirectionnelle entre les pôles d'un électroaimant, la mesure de la force électromotrice aux bornes d'un bobinage secondaire et du champ d'excitation à l'aide de sondes à effet Hall. La conception de ce dispositif s'appuie sur la simulation électromagnétique, qui a suggéré l'utilisation de 4 sondes et validé notamment la longueur de la bobine secondaire, la méthode d'extrapolation du champ d'excitation. Certaines études de sensibilité ont par ailleurs permis d'améliorer la robustesse du protocole de mesure. Ce dispositif a également été validé en répétabilité et en justesse par inter-comparaison avec une méthode de caractérisation normalisée. La caractérisation de la conductivité électrique a été effectuée à l'aide d'un banc existant, dont la répétabilité du protocole de mesure a été également évaluée.

La réalisation des échantillons dépend du paramètre processus investigué. Afin de modifier la taille de grains par recristallisation ou grossissement, des traitements thermiques et thermomécaniques ont été mis en œuvre. En ce qui concerne la déformation plastique, un essai mécanique de traction a été réalisé. Enfin, pour le fibrage, des échantillons ont été extraits selon différents angles dans une barre laminée pour laquelle les fibres ont été observées unidirectionnelles. L'hypothèse d'homogénéité a été discutée dans les différents cas, notamment à l'aide de la simulation numérique et de la corrélation d'images pour le paramètre déformation plastique. Les intervalles de variations des paramètres produit (roue polaire) ont été dans la mesure du possible couverts par les propriétés matériau des échantillons homogènes.

Des résultats

Les résultats de caractérisation électriques ont révélés que les paramètres processus sélectionnés n'avaient pas, comme pressenti, d'impact significatif sur la conductivité électrique pour une nuance d'acier donnée. Concernant les propriétés magnétiques, elles sont impactées différemment selon le paramètre considéré.

- En premier ordre, la déformation plastique, lorsqu'elle augmente, dégrade la perméabilité magnétique sur toute la courbe de polarisation et augmente les pertes par hystérésis. Ceci confirme les études bibliographiques réalisées sur les tôles et est supposé dû à l'accumulation des dislocations qui génère à la fois des sites d'ancrage des parois de Bloch et modifie l'équilibre local des contraintes.
- La taille de grains a un impact limité sur la courbe normale de polarisation mais les pertes évaluées augmentent fortement lorsque la microstructure devient plus fine. La littérature montre des résultats similaires pour des caractérisations à basse fréquence, comme effectuées lors de ces travaux, mais sur des tôles, et explique ce phénomène par la

diminution des joints de grains qui représentent des obstacles au déplacement des parois des domaines magnétiques.

- Enfin, le fibrage n'a pas révélé d'impact significatif sur les propriétés magnétiques selon le protocole établi et pour la nuance d'acier donnée.

Les lois de comportement magnétiques, établies à l'aide de modèles semi-empiriques tels que Brillouin modifié, et pour différents niveaux de paramètres processus, ont été établies sur des échantillons homogènes alors que les propriétés du produit sont hétérogènes. Des réflexions ont alors été menées sur la sensibilité de la mesure à certaines hétérogénéités de propriétés induites par le processus dans des échantillons, qu'ils soient de forme torique ou parallélépipédique. Elle a été mise en évidence notamment sur une contrainte résiduelle superficielle, la déformation ainsi que la taille de grains. Ces réflexions ont pour but final de constituer un démonstrateur expérimental permettant de valider l'utilisation en simulation numérique des lois de comportement, précédemment caractérisées sur des échantillons homogènes, sur des composants magnétiques hétérogènes en propriétés tels que le produit roue polaire considéré.

Des perspectives

Deux solutions ont été envisagées pour la réalisation de ce démonstrateur. La première est l'adaptation du banc développé lors de ces travaux à un assemblage de plusieurs échantillons homogènes précédemment caractérisés. Les deux assemblages d'échantillons considérés ont révélé les limites actuelles du dispositif de caractérisation. D'une part l'assemblage d'échantillons de propriétés différentes en parallèle introduit nécessairement un entrefer parasite sur l'un des échantillons, ce qui perturbe à la fois la symétrie dans les pôles de l'électroaimant du champ magnétique et l'homogénéité de celui-ci dans l'assemblage d'échantillons. D'autre part l'assemblage série implique un nouveau gradient de champ magnétique suivant la direction de circulation du flux, qui est en l'état difficile à évaluer expérimentalement. Dans les deux cas, une adaptation supplémentaire du dispositif est nécessaire pour l'utiliser en tant que démonstrateur de milieux hétérogènes. La deuxième solution est la génération de tores avec des paramètres matériau maîtrisés. Cette solution paraît plus pertinente car elle n'introduit ni discontinuité de la matière comme dans la roue polaire ni entrefer parasite dont l'épaisseur, et donc l'impact sur la mesure, est difficilement quantifiable. Des tores contenant des variations de taille de grains et de déformation plastique ont ainsi été générés et caractérisés magnétiquement. L'impact expérimental sur la performance magnétique de l'échantillon a été révélé qualitativement mais premièrement, les limites de l'intervalle du produit roue polaire n'ont pas été respectées dans tous les cas, et deuxièmement la comparaison avec la simulation numérique reste encore à réaliser.

Les lois ont été établies sur des échantillons homogènes et la sensibilité des propriétés magnétiques sur des échantillons hétérogènes a été mise en évidence mais le processus de validation des lois comportementales n'a pas encore entièrement été réalisé. Cette validation passe nécessairement par la confrontation entre un modèle numérique électromagnétique et des mesures expérimentales d'un démonstrateur en se basant par exemple sur des lois de « mélange ». La modélisation de gradients continus de propriétés dans une pièce pourrait en outre représenter plus finement la roue polaire et son fonctionnement dans la machine à griffes.

D'un point de vue comportement dans la machine à griffes, des pertes par courant induit ont lieu en surfaces des griffes dues à des fréquences de variations de flux importantes. Cette zone du produit

est encore difficile à caractériser en termes de microstructure et de composition. Les contraintes résiduelles sont élevées au niveau des surfaces usinées, et même si la sensibilité des propriétés aux contraintes résiduelles superficielles a été étudiée à l'aide du dispositif présent de caractérisation magnétique, le comportement étudié ne reflète pas le phénomène physique dans la roue polaire lors du fonctionnement.

En outre les intervalles des paramètres observés sur le produit ne sont pas totalement couverts. C'est le cas des faibles tailles de grains dont la reproduction sur des échantillons nécessite le développement d'une gamme de forgeage à chaud plus maîtrisée en terme de chemin thermomécanique. Pour la déformation plastique, si l'essai retenu a permis de générer aisément des échantillons homogènes, il ne permet pas d'atteindre les gammes de déformation estimées dans le produit du fait du mode de chargement en traction pendant l'essai qui mène inévitablement à la rupture de l'échantillon. Des essais avec d'autres modes sont envisageables, les principaux verrous étant la détermination de la déformation au sein de la matière et l'obtention d'une zone homogène. Une grande déformation allonge cependant les grains de manière significative si bien qu'il faut penser aux interactions possibles entre les deux paramètres matériau. Des essais croisés et un plan d'expérience adapté permettrait de rendre compte des effets d'interactions entre les paramètres.

A terme, la connaissance du lien paramètres matériau / propriétés électromagnétiques, en association avec les modèles du processus de fabrication de la roue polaire et de fonctionnement de la machine à griffes, permettrait d'établir une chaîne numérique complète depuis les conditions opératoires du processus de fabrication jusqu'aux performances de la machine à griffes en fonctionnement. Il serait alors possible d'optimiser les conditions opératoires pour garantir un niveau minimal de performance de la machine. Aussi, dans une optique industrielle, cela permettrait d'intégrer le processus de fabrication dans le cycle de conception de la machine, de mieux définir les spécifications aux fournisseurs en termes de propriétés d'emploi à obtenir et d'émettre des recommandations sur leur processus de fabrication.

Annexes

Contenu des annexes

Annexe A : Protocole d'évaluation de la taille de grains sur une micrographie optique.....	206
Annexe B : Mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.....	208
Annexe C : Protocole de révélation du Fibrage.....	211
Annexe D : Gamme d'étirage à chaud.....	212

Annexe A : Protocole d'évaluation de la taille de grains sur une micrographie optique

Présentation

L'objectif de ces caractérisations est de déterminer la taille (ou la grosseur) des grains à un endroit d'une pièce. Le matériau investigué est un acier bas carbone, le présent document résumé le processus de caractérisation de la grosseur de grain ferritique dans une pièce. La détermination de la taille de grains est intégrée à la norme ISO 643. Elle est composée des étapes suivantes :

1. Préparation des échantillons
2. Observation de la surface et prise de vue
3. Analyse de la micrographie et estimation de la grosseur de grain.

Préparation des échantillons

La taille de grains étant usuellement évaluée sur des images 2D, cette étape a pour but de rendre accessible les zones du produit à observer et révéler les joints de grain. La préparation des échantillons consiste à :

1. Découper la pièce en un ou plusieurs échantillons
2. Eventuellement enrober de résine sur ces échantillons
3. Polir la surface à observer
4. Réaliser une attaque chimique pour révéler les joints de grain

Une précaution particulière doit être prise pour ne pas impacter la microstructure lors de la préparation des échantillons. Aussi toutes les coupes et polissages sont effectués avec un lubrifiant pour éviter les échauffements de la matière.

Le polissage se fait de manière progressive depuis un disque abrasif de 120 grains / cm² jusqu'à un polissage de précision avec des bille diamantées de diamètre 3 ou 1 µm selon les cas. L'enrobage permet d'améliorer le polissage sur les bords des surfaces que l'on souhaite observer.

L'attaque chimique est sélectionnée pour révéler les joints de grain ferritiques. L'échantillon est plongé dans une solution de nital à 2% (acide nitrique et éthanol) pendant un temps variant de 2 à 20 secondes, selon la composition et la taille de grains à observer, avant d'être rincé et séché pour l'observation. La qualité de l'attaque est vérifiée au microscope et peut éventuellement prolongée.

Observation et analyse

La surface des échantillons préparés est observée à l'aide d'un microscope optique doté d'un oculaire 10x est d'une roue d'objectif de 5x à 50x. La luminosité est ajustée pour permettre une bonne observation. Toute la surface de l'échantillon est observée, puis une micrographie représentative de l'ensemble de la zone considérée est enregistrée. Les paramètres d'exposition du capteur CCD et de post-traitement numérique sont réglés pour obtenir une image la plus contrastée possible. Sur cette micrographie sera analysée pour définir la grosseur de grain de la zone. Les éventuelles singularités peuvent être répertoriées sur des micrographies supplémentaires.

Dans la mesure du possible la méthode utilisée est la méthode des grains interceptés qui est adaptée aux micrographies. Cette méthode consiste à tracer une ligne ou un réseau de lignes de longueur

$l_{segment}$ sur la micrographie, de compter le nombre de grain N_{grain} qu'elle intercepte et d'en déduire le diamètre de grain moyen d_m sur la ligne considérée par la formule :

$$d_m = \frac{l_{segment}}{N_{grains}} \quad (54)$$

La norme recommande un nombre de grains intercepté supérieur à 50 pour avoir une bonne estimation du diamètre moyen. Dans le cas présent, un nombre de grain supérieur à 15 a été respecté dans la mesure du possible. Pour les grandes tailles de grains ($d_m > 100\mu m$), ce nombre n'étant pas suffisant, l'incertitude sur le résultat est plus élevée.

Afin de détecter un éventuel allongement des grains, ce protocole est reproduit sur 6 lignes minimum qui sont tracées dans les 3 directions (verticale, horizontale et diagonale) comme par exemple celles sur la micrographie de la Figure 172.

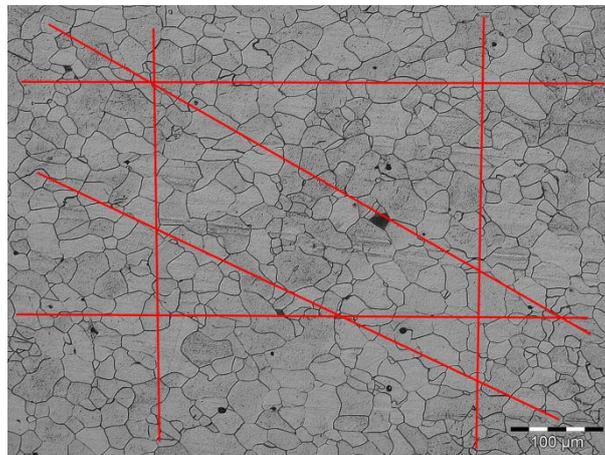


Figure 172 : Application de la méthode du segment intercepté

Pour une micrographie, la taille de grains sera donnée comme la moyenne des six tailles grains évaluées sur les six lignes et l'incertitude associée sera donnée par l'écart-type sur les six mesures. Un exemple est donné dans le Tableau 22.

Tableau 22 : Exemple de détermination de la grosseur de grain sur une micrographie

Micrographie	Ligne	Direction	$l_{segment}$ (μm)	N_{grains}	d_m (μm)
G5-2_face A_x10.jpg	1	Horizontale	582	19	30,63
	2	Horizontale	579	17	34,06
	3	Verticale	441	12	36,75
	4	Verticale	441	13	33,92
	5	Diagonale	626	18	34,78
	6	Diagonale	682	19	35,89
Moyenne					34,34
Ecart-type					2,12

Annexe B : Mesure des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

Présentation

L'objectif de ces caractérisations est de déterminer la valeur de la contrainte résiduelle en un point d'une surface. Le standard NF EN15305 détaille la méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.

Principe

La méthode est basée sur la détermination du déplacement du pic de diffraction des rayons X avec la déformation élastique du réseau cristallin. L'angle du rayon diffracté (angle de Bragg θ) dépend de la position relative d entre deux plans réticulaires du cristal (soit entre deux atomes de l'arête du cube du cristal de Fer par exemple). Un schéma explicatif est donné sur la Figure 173 et la relation de Bragg est la suivante :

$$2d \sin \theta = \lambda \quad (55)$$

avec λ la longueur d'ondes des rayons X.

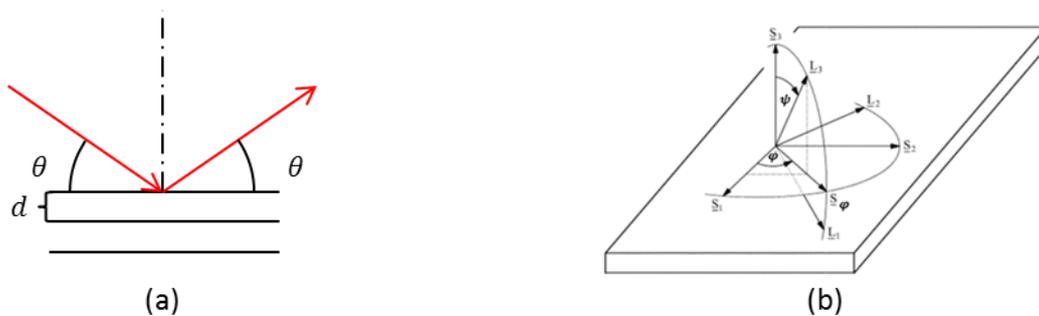


Figure 173 : (a) Illustration de la diffraction d'un rayon X et (b) représentation schématique des angles (NF EN 15305)

La déformation du cristal modifie alors la distance $d_{\varphi\psi}$ et un déplacement du pic de $\Delta 2\theta$ est observé depuis une position de référence (d_0, θ_0) . Il est possible d'écrire, en différenciant la loi de Bragg, la déformation $\varepsilon_{\varphi\psi}$ selon la direction de l'espace décrite par les angles φ et ψ :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{d_{\varphi\psi} - d_0}{d} = \frac{\sin \theta_0}{\sin \theta} - 1 \cong -0,5 \cotan \theta_0 \Delta 2\theta \quad (56)$$

Enfin, la contrainte s'écrit grâce à la loi de Hooke et des paramètres connus pour la ferrite α et dans un matériau supposé homogène et isotrope. La contrainte σ_φ parallèle à la surface et dans la direction φ s'écrit alors :

$$\varepsilon_{\varphi\psi} = \frac{1 + \nu}{E} \sigma_\varphi \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad (57)$$

Ainsi pour déterminer les contraintes résiduelles, les rayons X sont envoyés avec plusieurs angles d'incidence, qui permettent de balayer plusieurs angles ψ . Le déplacement des pics de diffraction $\Delta 2\theta$ est mesurée permettant d'obtenir la déformation $\varepsilon_{\varphi\psi}$. La méthode dite des « $\sin^2 \psi$ » consiste à tracer l'évolution de $\varepsilon_{\varphi\psi}$ en fonction de $\sin^2 \psi$ et d'en déterminer la pente qui vaut $\frac{1+\nu}{E} \sigma_\varphi$, qui permet alors de déterminer la contrainte σ_φ . L'erreur mathématique sur la régression est calculée et indiquée dans les résultats de mesure.

Moyen de mesure et conditions de diffraction

La mesure est effectuée à l'aide d'un appareillage de type PROTO iXRD. Il est utilisé avec un tube à rayon X utilisant le rayonnement $K\alpha$ du Chrome ($\lambda = 2,29 \text{ \AA}$ sous 20 kV et 4 mA). Il est équipé d'une tête goniométrique avec deux détecteurs à fibre optique « grandes ouvertures » et d'une table robotisée en \vec{x} et \vec{y} . Les pics de diffraction des plans $\{211\}$ ($2\theta_0 = 156,33^\circ$) du fer α ont été utilisés pour l'analyse des contraintes. Un collimateur de 1 mm a été utilisé.

L'échantillon (ou la pièce) est placé à une distance étalonnée du collimateur. La surface doit permettre la pénétration des rayons X (pas d'oxyde par exemple) et doit être plan localement au point de mesure (une mesure sur un diamètre suffisamment grand est possible). La Figure 174 montre le positionnement d'une roue polaire sous le moyen de mesure pendant une analyse de contrainte.

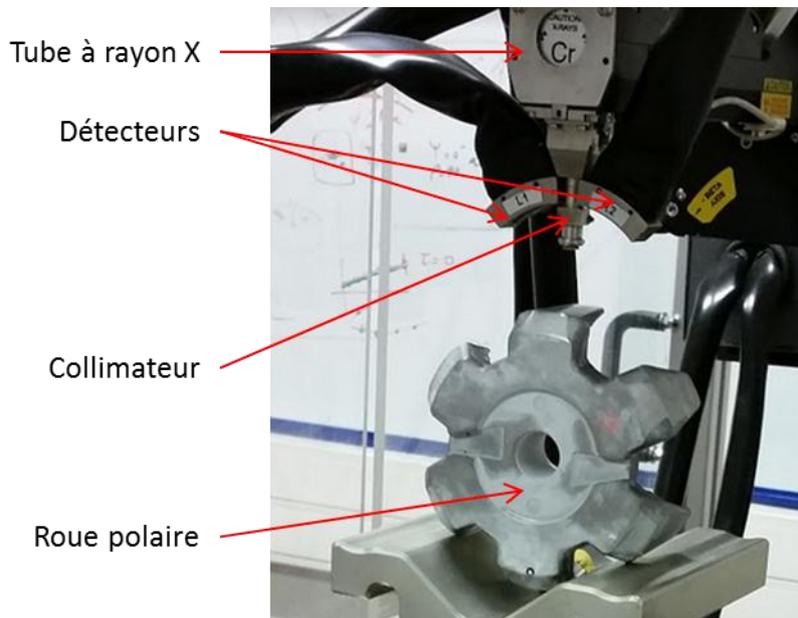


Figure 174 : Positionnement d'une roue polaire sous le moyen de mesure

L'acquisition et le traitement ont été réalisés avec les conditions suivantes :

- Utilisation de 7 angles β variant de -30° à $+30^\circ$ (soit 18 angles ψ de -42° à $+42^\circ$)
- Oscillations de 2° autour de chaque position angulaire ψ
- Temps d'acquisition : 20 secondes par pic de diffraction (moyenne de 10 analyses de 2 secondes)
- La position angulaire du pic est déterminée à l'aide de la méthode de la gaussienne
- Une correction de gain est effectuée grâce à une mesure à blanc
- Les constantes d'élasticité radiocristallographiques utilisées sont pour le Fer α :
 $\frac{1}{2} S_2 \{211\} = 5,92 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$; $S_1 \{211\} = -1,28 \times 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$

Incertitude de mesure

Des mesures de répétabilité (avec repositionnement) ont été effectuées sur la roue polaire en un point et dans deux directions données. La contrainte a été mesurée au point indiqué sur la photo de la Figure 175, dix fois selon les deux directions. Les résultats en contraintes sont disponibles sur les graphes de la Figure 175, les barre d'incertitudes correspondant à l'incertitude mathématique, et les ligne en pointillés englobent ± 2 écarts-types sur les deux mesure représentant ainsi un intervalle de confiance à 95%.

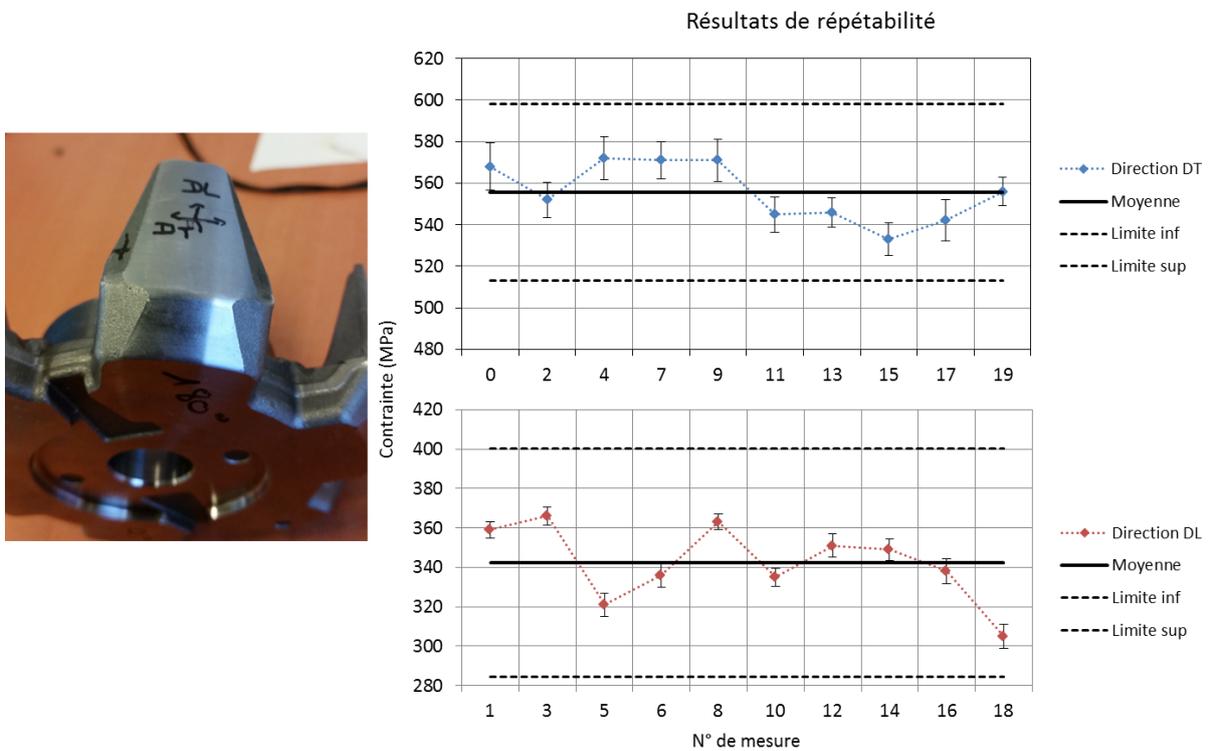


Figure 175 : Résultats des mesures de répétabilité

Ainsi la mesure de contrainte résiduelle est fidèle à $\pm 38 \text{ MPa}$ dans la direction DT et $\pm 28 \text{ MPa}$ dans la direction DL. Cette différence peut s'expliquer par l'orientation de la courbure du cylindre. Pour des mesures sur des frites, les surfaces sont planes, ces valeurs sont alors susceptibles d'être plus faibles.

Annexe C : Protocole de révélation du Fibrage

L'objectif est de révéler le fibrage issu de l'allongement par déformation plastique des inclusions malléables dans les aciers. Des préconisations sont disponibles dans (ASM International. Handbook Committee., 2004). Les étapes du protocole sont :

1. Préparation de la surface à analyser

La pièce est découpée sur une section sur laquelle vont être observées les fibres. Le moyen de découpe est une tronçonneuse à disque lubrifiée. Ensuite un pré-polissage par disque abrasif est effectué de la surface, usuellement jusqu'à des disques de 180 grains par cm^2 .

2. Attaque chimique

Le réactif utilisé est une solution de 50% d'acide chlorhydrique et de 50% d'eau. La solution est mise dans un récipient adapté, et portée à une température supérieure à 80°C sur une plaque chauffante et sous une hotte aspirante. La pièce à analyser est ensuite insérée dans la solution pendant un temps inférieur à 5 min. La surface à analyser doit être en contact avec la solution non avec le récipient. Il faut également s'assurer qu'il reste suffisamment de réactif dans le récipient. Une fois le temps visé atteint, la pièce est sortie puis rincée à l'éthanol. Il est possible de figer l'attaque avec de la laque. La Figure 176 représente une attaque chimique.



Figure 176 : Attaque chimique sur un morceau de roue polaire

3. Observation

Le fibrage est révélé et peut être observé à l'œil nu. Un scan de la pièce peut servir pour la numérisation des macrostructures.

Annexe D : Gamme d'étirage à chaud

Le lopin initial est un morceau de barre laminée de diamètre 60 mm (lot de matière 1) découpé à une hauteur de 120 mm. Deux lots de lopins ont été réalisés : le premier est enverré avant de subir un traitement thermique de grossissement de grain (20 heures à 1100°C) puis ensuite étiré alors que le second est enfourné juste avant la déformation plastique. Pour apporter de la déformation mécanique, il est d'abord refoulé à une hauteur de 60 mm puis écrasé autour de son axe initial pour lui donner des sections carrées successives de 70x70 mm, 60x60 mm, 50x50 mm, 40x40 mm, 30x30 mm, et enfin 20x20 mm. Les étapes de forgeage sont réalisées sur la presse hydraulique avec une vitesse de coulisseau de 30 mm/s et sur cale pour respecter les taux de déformations prévus. Des éventuelles remises au four sont prévues lorsque la pièce est trop froide. Des pièces sont prélevées à chaque étape du forgeage afin d'en étudier la microstructure. Le nombre de lopins est calculé afin de pouvoir en prélever un à chaque réduction de section. Ces pièces sont trempées à l'huile afin de figer la microstructure au possible et ne pas obtenir des grains de bainite aciculaires comme sur la micrographie B de la Figure 103. Le schéma de la gamme d'étirage ainsi que les photos des pièces prélevées sont présentés sur la Figure 177.

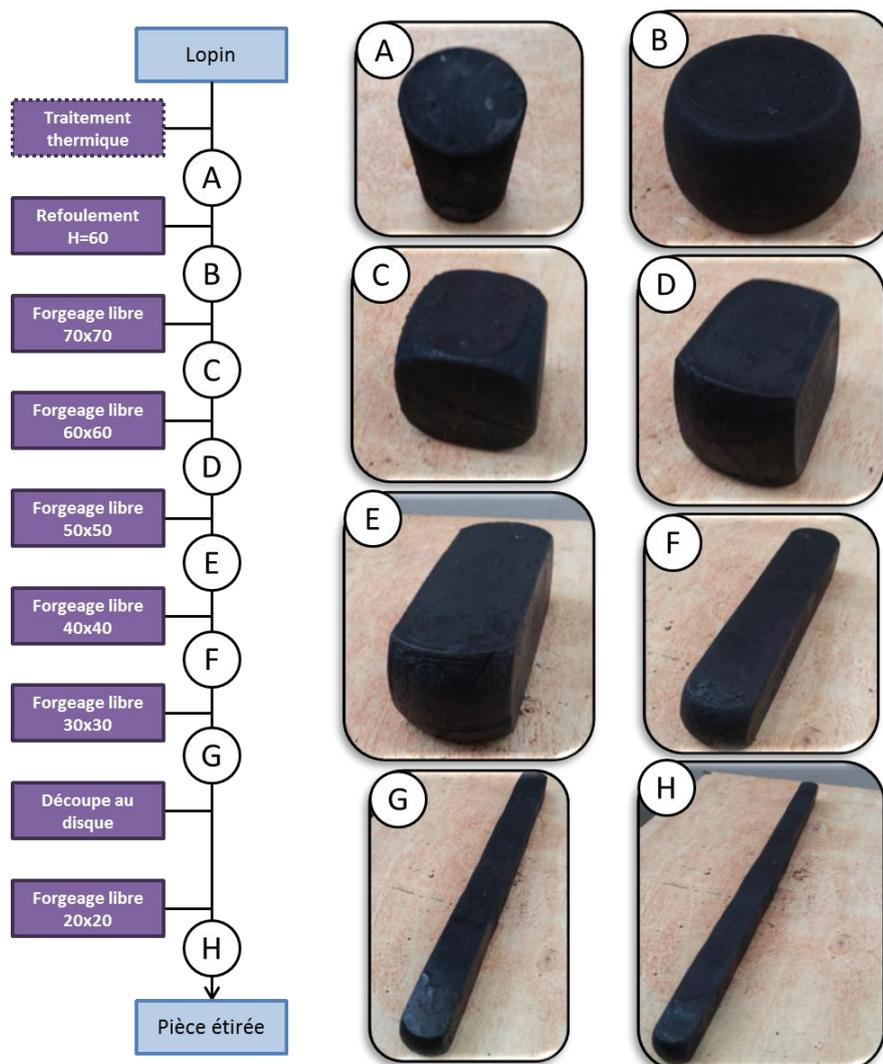


Figure 177 : Gamme de forgeage libre et pièces prélevées

Références bibliographiques

- Albert, L., 2004. Modélisation et optimisation des alternateurs à griffes. Application au domaine automobile. Mémoire de thèse, LEG, INPG, Grenoble.
- Allam, Z., 2014. Contribution à la mise en place d'une méthodologie générique de contrôle des processus de forgeage dans le but de maîtriser les moyens de production. Mémoire de thèse, LCFC, ENSAM, Metz.
- Allam, Z., Baudouin, C., 2016. Application des systèmes d'aide à la décision aux processus de forgeage. Tech. l'ingénieur Mise en forme des métaux fonderie base docum.
- Arbenz, L., 2016. Caractérisation des propriétés électromagnétiques des matériaux magnétiquement doux : application aux roues polaires de machine à griffes. Mémoire de thèse, L2EP, ENSAM.
- Arbenz, L., 2014. Caractérisation non destructive de la conductivité électrique locale d'une pièce en acier forgé de géométrie non triviale. Saint-Louis, France.
- ASM International, 1991. ASM Handbook Volume 4: Heat Treating, 10 edition. ed. ASM International, Materials Park, Ohio.
- ASM International (Ed.), 1990a. ASM Handbook Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, 10th Editi. ed. ASM International, Materials Park, Ohio.
- ASM International, 1990b. ASM Handbook Volume 2: Properties and Selection : Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, 10th editi. ed. ASM International, Materials Park, Ohio.
- ASM International. Handbook Committee., 2005. ASM Handbook: Volume 14A, Metalworking: bulk forming. ASM International, Materials Park, OH :
- ASM International. Handbook Committee., 2004. ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures.
- Barros, J., Schneider, J., Verbeken, K., Houbaert, Y., 2008. On the correlation between microstructure and magnetic losses in electrical steel. J. Magn. Mater., Proceedings of the 18th International Symposium on Soft Magnetic Materials 320, 2490–2493. doi:10.1016/j.jmmm.2008.04.056
- Bataille, C., 2003. Laminage des produits longs - Définitions et paramètres. Ref TIP554WEB - "Élaboration Recycl. des métaux."
- Belhacene, F., 2015. Détermination des contraintes résiduelles par méthode ultrasonore. "Étude propriétés des métaux."
- Benabou, A., 2002. Contribution à la caractérisation et à la modélisation de matériaux magnétiques en vue d'une implantation dans un code de calcul de champ. Mémoire de thèse, L2EP, Université de Lille.

- Bertotti, G., 1988. General properties of power losses in soft ferromagnetic materials. IEEE Trans. Magn. 24, 621–630. doi:10.1109/20.43994
- Bigot, R., 2007. Formation “Mise en forme de produit massifs.”
- Brillouin, L., 1927. Les moments de rotation et le magnétisme dans la mécanique ondulatoire. J. Phys. le Radium 8, 74–84. doi:10.1051/jphysrad:019270080207400
- Caillet, N., 2007. Prise en compte des spécificités des pièces forgées en fatigue illimitée. Mémoire de thèse, CEMEF, Ecole des Mines de Paris.
- Caron, G., 2017. Modélisation numérique par la méthode des éléments finis des systèmes électrotechniques : « recherche du régime permanent ». Mémoire de thèse, L2EP, Université de Lille.
- Caron, G., Henneron, T., Piriou, F., Mipo, J.-C., 2016. Time-Periodicity Condition of Nonlinear Magnetostatic Problem Coupled With Electric Circuit Imposed by Waveform Relaxation Method. IEEE Trans. Magn. 52, 1–4. doi:10.1109/TMAG.2015.2489380
- CEN, 2005. NF EN ISO 9000 - Systèmes de management de la qualité - Principes essentiels et vocabulaire.
- Cordebois, J.-P., Colombié, M., 2013. Fabrication par usinage - 2ème édition - NP. Dunod.
- Couderchon, G., 2015. Alliages magnétiques doux. Tech. l'ingénieur Métaux alliages, matériaux magnétiques multimatériaux base docum.
- De Campos, M.F., Teixeira, J.C., Landgraf, F.J.G., 2006. The optimum grain size for minimizing energy losses in iron. J. Magn. Mater. 301, 94–99. doi:10.1016/j.jmmm.2005.06.014
- Develey, G., 2015. Chauffage par induction électromagnétique : principes. Tech. l'ingénieur Électrothermie Ind. base docum.
- Du Trémolet de Lacheisserie, E., Gignoux, D., Schlenker, M. (Michel), 2005. Magnetism. Fundamentals. Springer Science+Business Media.
- EDF, CEA, Opencascade, 2001. Plateforme Salome [WWW Document]. URL <http://www.salome-platform.org/> (accessed 2.1.18).
- El Youssef, M., 2017. Impact du procédé de fabrication des stators slinky sur les propriétés des matériaux. Mémoire de thèse, MSMP & L2EP, ENSAM.
- El Youssef, M., Van Gorp, A., Clenet, S., Benabou, A., Faverolle, P., Mipo, J.-C., Lavalley, Y., Cour, C., Lecuppe, T., 2017. Slink Stator: The impact of manufacturing process on the magnetic properties, in: IEEE IEMDC Proceedings.
- Fajoui, J., Gloaguen, D., Courant, B., Guillen, R., 2011. Modélisation élastoplastique du comportement des matériaux métalliques : prise en compte de la microstructure de dislocations.

- Felder, E., 2015a. Plasticité en mise en forme Métaux à froid. Tech. l'ingénieur Mise en forme des métaux Asp. mécaniques Therm. base docum.
- Felder, E., 2015b. Plasticité en mise en forme Métaux à chaud. Tech. l'ingénieur Mise en forme des métaux Asp. mécaniques Therm. base docum.
- Felder, É., 2015. Procédés d'usinage Présentation. Tech. l'ingénieur Mise en forme des matériaux par usinage base docum.
- Fratila, M., 2012. Contribution à la prise en compte des pertes fer dans la modélisation des machines électriques par éléments finis. Mémoire de thèse, L2EP, Université de Lille.
- Gaucheron, M., 1998. Mise en forme de l'acier par estampage. Tech. l'ingénieur Mise en forme des métaux fonderie m3200.
- Ghodsi, M., Loghmanian, S.M.R., 2011. Effect of forging on ferromagnetic properties of low-carbon steel. pp. 1–3. doi:10.1109/ICMSAO.2011.5775591
- Gobard, Y., Bostbarge, G., Faure, H., 2015. Forgeage à froid de l'acier Choix de l'acier et procédés. Tech. l'ingénieur Mise en forme des aciers, Alum. autres métaux alliages base docum.
- Guo-Zheng, Q., Yang, W., Ying-Ying, L., Jie, Z., 2013. Effect of temperatures and strain rates on the average size of grains refined by dynamic recrystallization for as-extruded 42CrMo steel. Mater. Res. 16, 1092–1105.
- Hensel, A., Spittel, T., 1978. Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren.
- Humphreys, F.J., Hatherly, M., 1994. Recrystallization and Related Annealing Phenomena. Pergamon.
- IEC, 1996. IEC 60404-2:1996 - Magnetic materials - Part 2: Methods of measurement of the magnetic properties of electrical steel sheet and strip by means of an Epstein frame.
- IEC, 1992. IEC 60404-3:1992 - Magnetic materials - Part 3: Methods of measurement of the magnetic properties of magnetic sheet and strip by means of a single sheet tester.
- IEEE, 1992. IEEE Standard 393-1991 : IEEE Standard for Test Procedures for Magnetic Cores. doi:10.1109/IEEESTD.1992.114460
- lordache, V.E., Hug, E., Buiron, N., 2003. Magnetic behaviour versus tensile deformation mechanisms in a non-oriented Fe-(3 wt.%)Si steel. Mater. Sci. Eng. A 359, 62–74. doi:10.1016/S0921-5093(03)00358-7
- Ivankovic, R., Cros, J., Taghizadeh, M., A., C., Viarouge, P., 2012. Power Electronic Solutions to Improve the Performance of Lundell Automotive Alternators, in: New Advances in Vehicular Technology and Automotive Engineering. InTech. doi:10.5772/48459
- Jacobowicz, I., 2015. Fours industriels. Tech. l'ingénieur Chaudières fours Ind. base docum.
- Jaoul, B., Crussard, C., Friedel, J., 2008. Étude de la plasticité et application aux métaux, Collection Sciences de la matière. Presses des Mines ParisTech, Paris.

- Kameda, J., Ranjan, R., 1987. Nondestructive evaluation of steels using acoustic and magnetic barkhausen signals—II. Effect of intergranular impurity segregation. *Acta Metall.* 35, 1527–1531. doi:10.1016/0001-6160(87)90097-6
- Kittel, C., 2005. *Introduction to solid state physics*. Wiley.
- L2EP, EDF, 2006. code_Carmel [WWW Document]. URL <http://code-carmel.univ-lille1.fr/> (accessed 2.1.18).
- Landgraf, F.J.G., da Silveira, J.R.F., Rodrigues-Jr., D., 2011. Determining the effect of grain size and maximum induction upon coercive field of electrical steels. *J. Magn. Magn. Mater.* 323, 2335–2339. doi:10.1016/j.jmmm.2011.03.034
- Landgraf, F.J.G., Emura, M., Teixeira, J.C., de Campos, M.F., 2000. Effect of grain size, deformation, aging and anisotropy on hysteresis loss of electrical steels. *J. Magn. Magn. Mater.* 215–216, 97–99. doi:10.1016/S0304-8853(00)00076-7
- Lesueur, D., Novion, C.-H. de, 2015. L'état métallique Propriétés atomiques. Tech. l'ingénieur Étude des métaux des alliages état métallique base docum.
- Lissel, L., 2006. Modeling the microstructural evolution during hot working of C-Mn and of Nb microalloyed steels using a physically based model. Royal Institute of Technology, School of Industrial Engineering and Management, Material Science and Engineering, Division of mechanical Metallurgy.
- Liu, S., 2015. Prise en compte des incertitudes dimensionnelles introduites par les procédés de fabrication dans les modèles numériques de machines électriques. Mémoire de thèse, L2EP, ENSAM.
- Lu, J., 2015. Traitements de surface mécaniques Principes. Tech. l'ingénieur Trait. Therm. Superf. Thermochim. base docum.
- Lubin, S., 2009. Etude des mécanismes de la transformation de phase bainitique dans les aciers bas carbone. Mémoire de thèse, Ecole des Mines de Paris.
- Marrocco, A., 1977. Analyse numérique de problèmes d'électrotechnique. *Ann. Sci. Mathématiques du Québec* 1, 271–296.
- Mortensen, A., 2013. *Ecrouissage et recristallisation - Cours EPFL*.
- Nakata, T., Kawase, Y., Nakano, M., 1987. Improvement of measuring accuracy of magnetic field strength in single sheet testers by using two H coils. *IEEE Trans. Magn.* 23, 2596–2598. doi:10.1109/TMAG.1987.1065607
- Nesterova, E., Bacroix, B., Teodosiu, C., 2001. Experimental observation of microstructure evolution under strain-path changes in low-carbon IF steel. *Mater. Sci. Eng. A* 309-310, 495–499. doi:10.1016/S0921-5093(00)01639-7
- Nozières, J.-P., 2015. Ferromagnétisme. Tech. l'ingénieur Matériaux Dispos. magnétiques supraconducteurs base docum.

- Oudin, H., 2009. Introduction à la plasticité.
- Perez, S., 2013. Contribution au dimensionnement optimal d'alternateur à griffes sans aimant - Apport des alliages FeCo. Mémoire de thèse, G2ELab, Université de Grenoble.
- Pessard, E., 2009. Comportement anisotrope en fatigue des composants mécaniques forgés. Mémoire de thèse, LAMPA, Université d'Angers.
- Pokorny, J., Pokorny, A., 2015. Action du corroyage sur la structure de coulée des aciers. Tech. l'ingénieur Mise en forme des aciers, Alum. autres métaux alliages base docum.
- Prime, M.B., Hill, M.R., 2002. Residual stress, stress relief, and inhomogeneity in aluminum plate. *Scr. Mater.* 46, 77–82. doi:10.1016/S1359-6462(01)01201-5
- Proner, R., 1982. Décapage mécanique par grenailage. Tech. l'ingénieur Trait. des métaux base docum.
- Ramadan, R., Ibrahim, S.A., Farag, M., Elzatahry, A.A., Es-Saheb, M.H., 2012. Processing optimization and characterization of magnetic non-oriented electrical silicon steel. *Int. J. Electrochem. Sci* 7, 3242–3251.
- Ramarotafika, R., 2012. Modélisation stochastique de la variabilité des propriétés magnétiques des matériaux ferromagnétiques : Application sur des stators de machines électriques. Mémoire de thèse, L2EP, ENSAM.
- Ranjan, R., Jiles, D.C., Rastogi, P., 1987. Magnetic properties of decarburized steels: An investigation of the effects of grain size and carbon content. *IEEE Trans. Magn.* 23, 1869–1876. doi:10.1109/TMAG.1987.1065175
- Takaki, S., 2005. Limit of Dislocation Density and Ultra-Grain-Refining on Severe Deformation in Iron. *Iron Steel Soc. Iran* 2, 21–25.
- Thibault, A., 2008. Contribution à l'intégration produit : processus de fabrication, application au domaine de la forge. Mémoire de thèse, LGIPM, ENSAM.
- Tsukahara, H., Lung, T., 1998. Finite element simulation of the Piobert–Lüders behavior in an uniaxial tensile test. *Mater. Sci. Eng. A* 248, 304–308. doi:10.1016/S0921-5093(97)00857-5
- Upadhyay, P., Kedous-Lebouc, A., Garbuio, L., Mipo, J.-C., Dubus, J.-M., 2017. Design & Comparison of a Conventional and Permanent Magnet based Claw-Pole Machine for Automotive Application, in: 2017 15th International Conference on Electrical Machines, Drives and Power Systems (ELMA). IEEE, pp. 1–5. doi:10.1109/ELMA.2017.7955390
- Valdes, L., 1954. Resistivity Measurements on Germanium for Transistors. *Proc. IRE* 42, 420–427. doi:10.1109/JRPROC.1954.274680
- Vandenbossche, L., Jacobs, S., Van Hoecke, D., Attrazic, E., 2015. Impact of mechanical stresses on the magnetic performance of non-oriented electrical steels and its relation to electric machine efficiency, in: 2015 IEEE Transportation Electrification Conference and Expo (ITEC). IEEE, pp. 1–6. doi:10.1109/ITEC.2015.7165801

- Viorel-Eugen Iordache, E.H., 2003. Caractérisation des contraintes mécaniques appliquées et résiduelles par des mesures électromagnétiques. Bruit Barkhausen et hysteresis magnétique.
- Waeckerlé, T., 2015a. Matériaux magnétiques doux cristallins Tôles magnétiques fer-silicium non orientées (NO). Tech. l'ingénieur Matériaux magnétiques en électrotechnique base docum.
- Waeckerlé, T., 2015b. Matériaux magnétiques doux cristallins Magnétisme et métallurgie appliqués. Tech. l'ingénieur Matériaux magnétiques en électrotechnique base docum.
- Weiss, M., Ryan, W., Rolfe, B., Yang, C., 2010. The effect of skin passing on the material behavior of metal strip in pure bending and tension. AIP Conf. Proc. 1252, 896–902. doi:10.1063/1.3457651
- Weiss, P., Foëx, G., 1926. Le Magnétisme. Armand Colin.
- Wlodarski, Z., 2006. Analytical description of magnetization curves. Phys. B Condens. Matter 373, 323–327. doi:10.1016/j.physb.2005.12.242

**CONTRIBUTION A L'IDENTIFICATION DE L'INTERACTION PARAMETRES PROCÉDES –
PROPRIETES D'EMPLOI DES PRODUITS : APPLICATION AU FORGEAGE ET AUX
PROPRIETES ELECTROMAGNETIQUES D'UNE ROUE POLAIRE D'ALTERNATEUR**

RESUME : La conception de machines électriques tend à intégrer l'impact des procédés de fabrication dans le but d'optimiser la conversion électromécanique de l'énergie, en lien avec la maîtrise des propriétés électromagnétiques des composants des machines. Les interactions entre procédés, propriétés électromagnétiques et autres propriétés du matériau ont beaucoup été étudiées dans le cas des tôles compte tenu de leur large utilisation dans le domaine de l'électrotechnique et à l'aide des moyens de caractérisation magnétique normalisés actuels. Cependant, un alternateur à griffes, utilisé dans l'industrie automobile, comporte des composants massifs au rotor pour la conversion mécanique/électrique. Ces composants, appelés roues polaires, sont obtenus par un processus de fabrication comprenant des opérations de forgeage et dont l'impact sur les performances de la machine est encore mal déterminé. Les nouvelles problématiques que pose ce genre de pièces ont mené, dans le cadre des présents travaux, au développement d'une méthodologie spécifique comprenant : l'identification du lien procédés – produit, le développement d'un banc de caractérisation magnétique d'échantillons représentatifs ainsi que la construction de lois de comportement sur des paramètres matériau pertinents à partir de ces échantillons. Les résultats, en accord avec la littérature, ont montré un impact fort de la déformation plastique et de la taille de grain sur les propriétés magnétiques. La simulation de l'alternateur à griffes révèle alors une baisse significative du courant débité.

Mots clés : Procédés, propriétés d'emploi, forge, roue polaire, caractérisation magnétique, noyau magnétique massif, métallurgie, déformation plastique

**CONTRIBUTION TO THE IDENTIFICATION OF THE INTERACTION BETWEEN PROCESS
PARAMETERS AND FUNCTIONAL PROPERTIES OF WORK PIECES: APPLICATION TO
FORGING AND TO ELECTROMAGNETIC PROPERTIES OF ALTERNATOR CLAW POLES**

ABSTRACT: The design of electrical machines aims to integrate the impact of the manufacturing process in order to optimize the electromechanical energy conversion, with the consideration of the electromagnetic properties of the machine components. The interactions between processes, electromagnetic properties and other material properties have been widely studied in the case of the steel laminations, because of their large use in electrical engineering and the existing standards for magnetic characterization devices. However, the claw pole alternator used in automotive industry has a rotor made of massive magnetic steel components for the mechanical-to-electrical energy conversion. These components, called claw poles, are manufactured with forging operations whose impact on the machine performance is yet not well known. The new challenges brought by this kind of work pieces led, in the frame of the current study, to the development of a specific methodology involving: identification of the link process – product, design of a specific magnetic characterization device for representative samples as well as the establishment of behavior laws regarding relevant material parameters. The results, in accordance with the literature, have shown a strong influence of plastic strain and grain size on magnetic properties. Once these modified properties integrated in the electromagnetic model of the claw pole alternator, a significant decreased of the output current is eventually observed. The simulation of the claw pole machine reveals a significant decrease of the output current.

Keywords: Processes, functional properties, forging, claw pole, magnetic characterization, massive magnetic core, metallurgy, plastic strain