



**HAL**  
open science

# Effet de la déformation plastique sur l'aimantation rémanente d'un acier ferrito-perlitique

Z. Maazaz, Olivier Hubert

► **To cite this version:**

Z. Maazaz, Olivier Hubert. Effet de la déformation plastique sur l'aimantation rémanente d'un acier ferrito-perlitique. 25ème Congrès Français de Mécanique 2022, Aug 2022, Nantes, France. hal-03772922

**HAL Id: hal-03772922**

**<https://hal.science/hal-03772922v1>**

Submitted on 8 Sep 2022

**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.

# Effet de la déformation plastique sur l'aimantation rémanente d'un acier ferrito-perlitique

Zakariae Maazaz<sup>a</sup>, Olivier Hubert<sup>a</sup>

a. Université Paris-Saclay, CentraleSupélec, ENS Paris-Saclay, CNRS, LMPS - Laboratoire de Mécanique Paris-Saclay, 91190, Gif-sur-Yvette, France

## Résumé :

*L'aimantation rémanente d'un acier déformé plastiquement par traction uniaxiale à différents niveaux de déformation est mesurée le long de la direction de chargement mécanique. Il est montré que la déformation plastique réduit considérablement l'aimantation rémanente. Sa valeur nominale peut cependant être retrouvée sous contrainte appliquée. Ceci permet de conclure que le comportement du matériau déformé semble pouvoir être obtenu par une simple translation de la courbe d'aimantation à l'état non déformé dans l'espace des contraintes. Ce résultat est en accord avec les résultats d'une approche de modélisation considérant le matériau déformé comme un matériau biphasé soumis à un fort niveau de contrainte interne.*

## Abstract :

*The remanent magnetization of a carbon steel which has been plastically deformed by uniaxial tensile test at different strain levels is carried out along the tensile direction during unloading and at the unloaded state. It is shown that plastic strain considerably reduces the remanent magnetization but that remanence is recovered under applied stress, leading to the conclusion that behavior of the deformed material seems to be able to be obtained by a simple translation in the stress space of the behavior at the undeformed state. This result is in accordance with the results of a modeling approach considering the deformed material as a two phase material subjected to a strong internal stress level.*

**Mots clés : Contrôle non destructif, magnéto-élasticité, magnéto-plasticité.**

## 1 Introduction

L'acier est un matériau de construction très utilisé. On l'utilise en particulier dans la fabrication de pipeline pour le transport pétrolier. Or il est bien connu que la modification de l'état mécanique de ce matériau affecte considérablement son comportement magnétique [1]. Par ailleurs, le contrôle non-destructif des matériaux implique la mesure d'une grandeur physique en relation avec la modification d'une propriété physique du matériau. Certaines méthodes récentes de contrôle non destructif ont ainsi été développées pour détecter de très petites variations du champ magnétique entourant une structure ferromagnétique massive, telle qu'un réservoir ou un pipeline [2]. En particulier, la détection des défauts

d'enfoncement dans des pipelines enterrés devient possible [3]. Le défaut d'enfoncement est caractérisé par une déformation plastique localisée et la création des contraintes résiduelles. Ces deux éléments sont bien connus pour avoir un effet considérable sur le comportement magnétique [4, 5, 6, 7, 8, 9, 10]. Une des clés pour détecter un enfoncement est la modification substantielle de l'aimantation rémanente du matériau. Cependant, l'identification inverse des défauts nécessite des modèles permettant d'associer l'aimantation rémanente à un état mécanique donné. Ce travail, en lien avec [11], donne un premier aperçu de ce qui peut être fait dans ce sens. La première partie de cet article présente une étude expérimentale qui illustre l'effet des contraintes mécaniques et de la déformation plastique sur le comportement magnétique, en particulier sur l'aimantation rémanente. Dans la deuxième partie, une démarche de modélisation est présentée et utilisée pour analyser et interpréter les résultats expérimentaux. L'article s'achève par une discussion et une conclusion.

## 2 Protocole expérimental et résultats

### 2.1 Matériau et protocole expérimental

Un acier de Pipeline (%C=0.19; %Mn=0.85, %Si=0.2) a été utilisé pour cette étude. Sa micro-structure est constituée d'environ 40% de lamelles de perlites dispersées dans une matrice ferritique [11]. La combinaison des deux phases conduit à un comportement magnétique doux. Cette microstructure présente une orientation préférentielle compte tenu des procédés de mise en forme utilisés, constitués de laminages et de recuits successifs. Les éprouvettes utilisées pour les essais mécaniques et magnétiques sont prélevées dans un tube de diamètre 150 mm, selon le sens de laminage. Ces éprouvettes font 180 mm de longueur, 12 mm de largeur et 4 mm d'épaisseur. Une machine MTS10 a été utilisée durant cet essai. Elle peut accueillir des éprouvettes de forme parallélépipédique. La longueur utile mécanique de l'éprouvette est de 80 mm (autorisant une compression sans flambage). La déformation est mesurée par un extensomètre. La vitesse de déformation a été fixée à  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} s^{-1}$ . Le banc de mesure magnétique est composé d'une bobine primaire pour créer un champ d'excitation H, d'une bobine secondaire pour mesurer l'induction magnétique B, de deux culasses en ferrite destinées à fermer le circuit magnétique et à réduire les effets démagnétisants. Les mesures ont d'abord été réalisées sur des échantillons non déformés fournissant le comportement magnétique de référence. Des mesures ont ensuite été effectuées sur des échantillons soumis à une déformation plastique croissante lors de la phase de décharge, à l'état déchargé (OMPa) et lors du rechargement mécanique. Seuls les résultats à l'état déchargé et pendant le déchargement sont rapportés.

### 2.2 Résultats expérimentaux

La figure 1 montre l'essai de charge-décharge préalable réalisé. On charge l'éprouvette jusqu'à p% de déformation, puis on décharge jusqu'à l'apparition d'une non linéarité au niveau de la courbe de compression. On répète la même procédure jusqu'à une déformation de 15%. Les paramètres mécaniques issus de l'essai de traction sont regroupés dans le tableau 1. L'écrouissage du matériau est lié à différents mécanismes, ce qui conduit à la partition de contrainte suivante [5] :

$$\sigma = \sigma_0 + R + X' \quad (1)$$

$\sigma_0$  est une contrainte initiale prise égale à la limite élastique. Un dépouillement de Cottrell [12, 5] (figure 2(a)) permet d'extraire les composantes d'écrouissage cinématique  $X'$  (représentant également

TABLE 1 – Paramètres mécaniques issus de l’essai de traction

Module de Young $E$ (GPa)	200
Limite élastique $\sigma_0$ (MPa)	340
Contrainte ultime $\sigma_u$ (MPa)	612

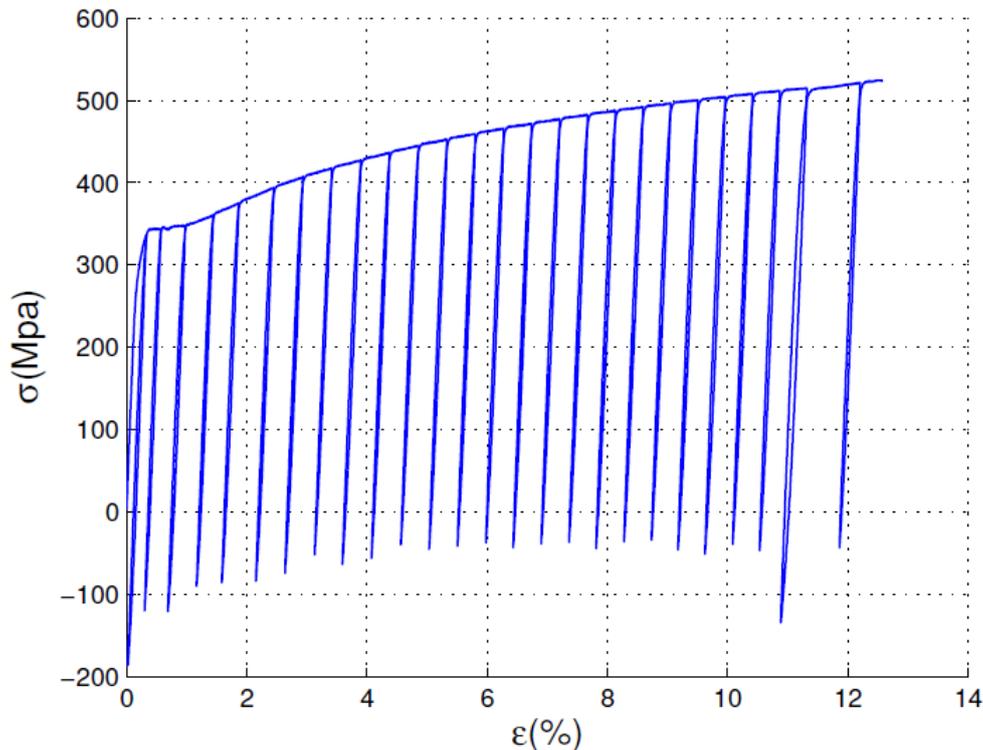


FIGURE 1 – Essai mécanique de charge/décharge incrémentale.

le centre de charge) et isotrope  $R$ . Au point A, l’échantillon a subi une déformation plastique  $\varepsilon_p$ . Si nous déchargeons l’échantillon, nous dépassons au point B la limite élastique en compression du matériau plastifié. La dissymétrie entre la valeur de la contrainte  $\sigma_A$  et  $\sigma_B$  est connue sous le nom d’effet de Baushinger. L’écrouissage cinématique  $X'$  est donnée finalement par :

$$X' = \sigma - \frac{\sigma_A - \sigma_B}{2} \quad (2)$$

Le choix de l’offset joue un rôle primordial dans l’estimation de l’écrouissage. Nous avons estimé la valeur de l’écrouissage  $X'$  pour un offset de 0.001%. La figure 2(b) représente le relevé du centre de charge (variable  $X'$ ) et de sa taille (variable  $R$ ) ainsi que le comportement mécanique  $\sigma - \varepsilon$  reconstruit du matériau à partir du dépouillement. Le matériau présente un fort écrouissage au début ( $X'_0 \approx 200$  MPa), ce qui prouve l’hétérogénéité du matériau. L’écrouissage  $R$  démarre à une valeur négative (réduction globale de la taille du domaine élastique) puis reste approximativement constant.

La figure 3(a) illustre des cycles d’hysteresis obtenus à l’état non déformé, à l’état déformé plastiquement sans et avec chargement mécanique sous un champ d’excitation de valeur maximale 5600 A/m. La déformation plastique est connue dans la littérature pour fortement dégrader le comportement magnétique. A l’état déchargé, on constate une augmentation du champ coercitif, une diminution de la perméabilité magnétique globale et de l’aimantation rémanente [14, 15]. Le comportement magnétique

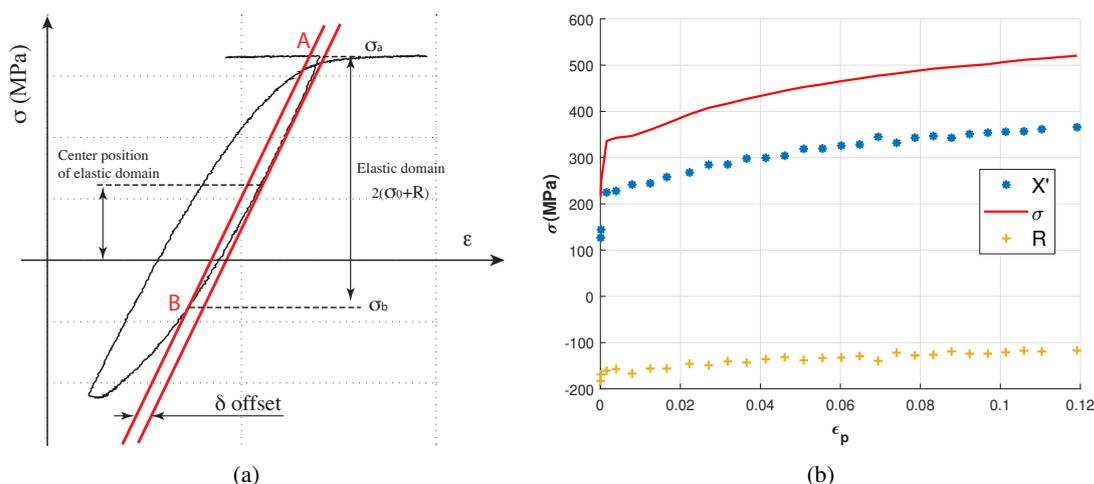


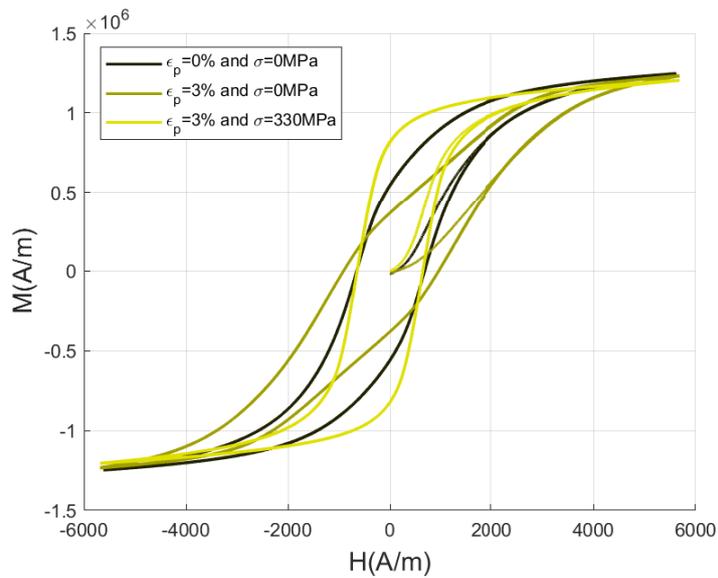
FIGURE 2 – (a) Un cycle de chargement/déchargement mécanique pour l'identification de l'érouissage cinématique avec la méthode de Cottrel[13]. (b) Evolution de l'érouissage cinématique  $X'$  et isotrope  $R$  au cours d'un essai de charge-décharge uniaxial.

d'un même matériau soumis à une contrainte appliquée de haut niveau superposée (mesure effectuée avant le déchargement) est complètement différent : les propriétés générales semblent améliorées par rapport au comportement de référence. La figure 3(b) illustre la variation d'aimantation rémanente en fonction de la contrainte appliquée pour différents niveaux de déformation plastique. On observe tout d'abord que l'aimantation rémanente du matériau augmente en fonction de la contrainte jusqu'à ce que la contrainte atteigne un seuil (restant inférieur à la limite d'élasticité) où l'aimantation rémanente commence à décroître. Ces conclusions sont en accord avec les résultats reportés dans [10]. On peut observer en second lieu que la déformation plastique à l'état déchargé ( $\sigma=0$  MPa) conduit à une forte diminution non linéaire de l'aimantation rémanente. La variation est très forte aux premiers stades de la déformation plastique. L'évolution est plus lente après 2% de déformation. Si l'on considère maintenant l'aimantation rémanente sous chargement mécanique à un niveau de déformation plastique donné (courbes rapportées sur la figure 3(b)), on remarque que le comportement à un niveau de déformation plastique donné semble être obtenu par une simple translation du comportement de référence dans l'espace des contraintes.

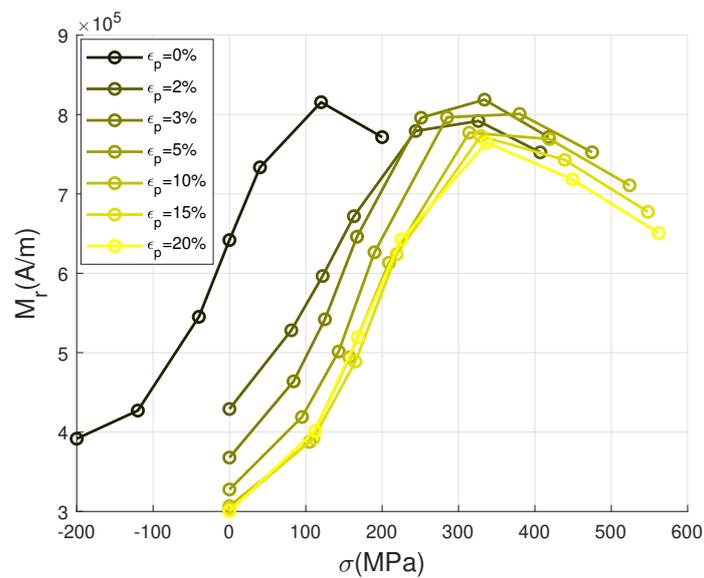
### 3 Modélisation de l'effet de la plasticité sur le comportement magnétique

#### 3.1 Principe de la modélisation

Nous proposons d'interpréter les résultats présentés précédemment. Nous nous sommes basés dans notre démarche sur le développement théorique présenté par Lazreg [13], nous considérons alors que le comportement magnétique du matériau plastifié est gouverné par son état de contrainte interne [6, 15]. Une telle interprétation de l'effet de la plasticité peut d'abord s'appuyer sur des modélisations micromécaniques [16, 17]. Dans l'approche proposée par [13], on considère un volume élémentaire représentatif (VER) composé de deux phases : une phase molle de fraction volumique  $f_m$  et une phase dure de fraction  $f_d$ . On associe au VER un état mécanique élastoplastique défini par un chargement



(a)



(b)

FIGURE 3 – (a) Cycles d'hystérésis du matériau de Pipeline  $f=0.2$  Hz. (b) La variation de l'aimantation rémanente en fonction des contraintes  $H_{max} = 5600 A/m$ .

$\Sigma$ , par une déformation élastique  $E_e$  et une déformation plastique  $E_p$ . On montre après un calcul (et moyennant quelques hypothèses dont celle d'isotropie du comportement élastique) que les états de contrainte dans la phase molle et dure sont donnés par :

$$\sigma_m = \Sigma + D = \Sigma - X \quad (3)$$

$$\sigma_d = \Sigma + D' = \Sigma + \frac{f_m}{f_d} X \quad (4)$$

$\Sigma$  est un état de chargement quelconque.  $\mathbf{X}$  désigne l'écroûissage cinématique du matériau. On note  $\mathbf{S}$  le tenseur déviatorique de  $\Sigma$  tel que :

$$\mathbf{S} = \Sigma - \frac{1}{3}tr(\Sigma)\mathbf{I} \quad (5)$$

Par ailleurs, nous devons à ce stade introduire la notion de "contrainte équivalente magnétoélastique". Il s'agit d'une contrainte uniaxiale qui permet d'aboutir au même comportement magnétique que la contrainte multiaxiale qui lui est associée. Le lecteur pourra se reporter à [18] pour plus de détail. La contrainte équivalente magnéto-mécanique dans une phase  $i$  ( $i = m, d$ ) du matériau est définie par :

$$\sigma_i^{eq} = \frac{3}{2} {}^t\vec{n} s_i \vec{n} \quad (6)$$

$s_i$  désigne le tenseur déviateur des contraintes de la phase  $i$  (molle et dure) et  $\vec{n}$  la direction de l'application du champ magnétique. On peut montrer qu'en négligeant l'effet de magnétostriction [13], les tenseurs  $s_i$  peuvent être approximés par :

$$s_m \approx \mathbf{S} - \mathbf{X} \quad (7)$$

$$s_d \approx \mathbf{S} + \frac{f_m}{f_d} \mathbf{X} \quad (8)$$

La contrainte équivalente (au sens magnétique du terme) dans chaque phase devient alors :

$$\sigma_m^{eq} = \frac{3}{2} {}^t\vec{n} (\mathbf{S} - \mathbf{X}) \vec{n} \quad (9)$$

$$\sigma_d^{eq} = \frac{3}{2} {}^t\vec{n} (\mathbf{S} + \frac{f_m}{f_d} \mathbf{X}) \vec{n} \quad (10)$$

Nous définissons alors le comportement magnétique à l'état plastifié à partir de celui en élasticité des deux phases du matériau :

$$\vec{M}(H, \Sigma, \mathbf{E}_p) = f_d \vec{M}_d(H, \sigma_d^{eq}(\mathbf{E}_p), 0) + f_m \vec{M}_m(H, \sigma_m^{eq}(\mathbf{E}_p), 0) \quad (11)$$

Or, on peut considérer que la phase dure (perlitique) a un comportement proche de celui de la phase molle (ferrite). Nous introduisons un coefficient de correction  $k$  qui permet de rendre compte du fait que le comportement moyen est issu d'une pondération de celui des deux phases soumises à des contraintes différentes. Nous définissons alors une nouvelle contrainte équivalente dans tout le matériau selon :

$$\sigma^{eq} = \frac{3}{2} {}^t\vec{n} (\mathbf{S} - k\mathbf{X}) \vec{n} \quad (12)$$

Nous considérons alors cette contrainte comme agissant sur l'ensemble du milieu, indépendamment des deux phases :

$$\vec{M}(H, \Sigma, \mathbf{E}_p) \approx \vec{M}(H, \sigma^{eq}(\mathbf{E}_p), 0) \quad (13)$$

Cette approche permet alors d'estimer les valeurs de l'aimantation rémanente dans le domaine plastique à partir des valeurs de l'aimantation rémanente du matériau sous chargement élastique. La connaissance de l'aimantation rémanente du matériau sous un chargement mécanique dans le domaine élastique né-

cessiterait une modélisation approfondie qui n'est pas l'objet de cette communication. Une approche purement expérimentale est possible : nous exploitons les mesures que nous avons effectuées en élastique et voyons s'il est possible d'en déduire les données dans le domaine plastique.

### 3.2 Résultats et discussion

Dans cette partie nous allons appliquer la contrainte équivalente dans un cas simplifié de traction uniaxiale. Le champ d'excitation magnétique appliqué est parallèle à l'axe de chargement mécanique ( $\vec{n} = \vec{x}$ ). Dans le cas d'une traction uniaxiale, le tenseur des contraintes vaut :

$$\Sigma = \begin{pmatrix} \Sigma & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (14)$$

La contrainte équivalente est simplement donnée par :

$$\sigma^{eq} \approx \sigma - kX' \quad (15)$$

A noter que  $X'$ , position du centre de charge, est relié à la composante axiale du tenseur d'écrouissage cinématique par un facteur  $2/3$ .  $X'(\epsilon_p)$  a été modélisé en utilisant une combinaison d'une composante linéaire et deux autres non linéaires d'Armstrong-Frederick [19] :

$$X'(\epsilon_p) = C_{x1}\epsilon_p + \frac{C_{x2}}{\gamma_{s2}}(1 - \exp(-\gamma_{s2}\epsilon_p)) + \frac{C_{x3}}{\gamma_{s3}}(1 - \exp(-\gamma_{s3}\epsilon_p)) \quad (16)$$

Les paramètres du modèle d'écrouissage cinématique sont regroupés dans le tableau 2. Un dernier point est de bien identifier le paramètre  $k$  : celui-ci doit permettre de définir le décalage approprié dans l'espace des contraintes des courbes d'aimantation rémanente afin de retrouver le comportement à l'état déformé à partir de l'état de référence (non déformé) et vice-versa. La figure 4 illustre comment il est possible de réaliser cette translation avec  $k = 0.75$ . La translation des courbes donne un résultat très convaincant. Ce résultat semble confirmer l'origine élastique de l'effet de la déformation plastique sur le comportement magnétique. Des expériences complémentaires montrent cependant que le niveau de champ magnétique doit être suffisamment fort pour obtenir une estimation pertinente de l'aimantation rémanente. Sinon, les règles ne s'appliquent pas aussi bien.

$C_{x1}$	$C_{x2}$	$\gamma_{s2}$	$C_{x3}$	$\gamma_{s3}$
546 MPa	2500 MPa	30	506250 MPa	2250

TABLE 2 – Paramètres du modèle d'écrouissage cinématique du matériau

## 4 Conclusion

Cette étude montre qu'il est possible de définir un état de contrainte qui a le même effet sur l'aimantation rémanente qu'une déformation plastique. La définition de cet état de contrainte nécessite l'estimation de l'écrouissage cinématique du matériau considéré et l'évaluation d'un paramètre d'ajustement unique  $k$  pour tenir compte des hétérogénéités métallurgiques au sein du matériau. Ce travail permettra à terme de prédire l'état d'aimantation rémanente locale d'un pipeline qui subit des défauts d'enfoncement.

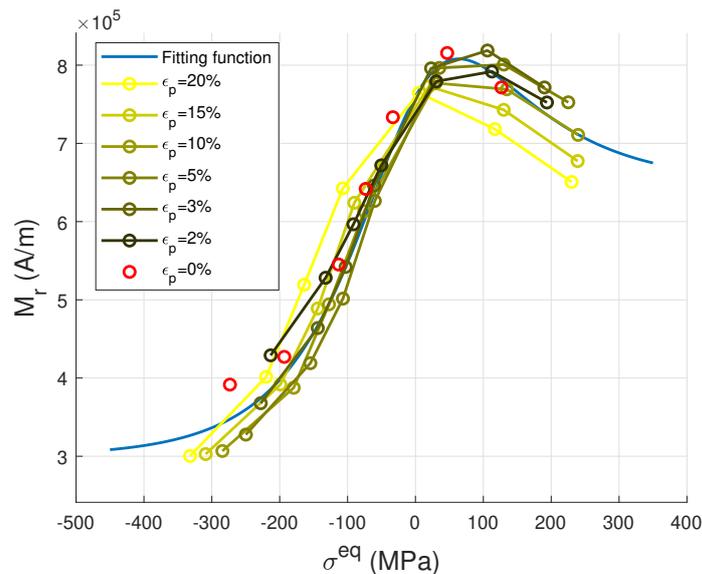


FIGURE 4 – Application de la contrainte équivalente à l'aimantation rémanente.

## Références

- [1] B.D Cullity. *Introduction to magnetic materials*. 1972.
- [2] M. Finas. Modular carriage for recording magnetic terrain data in particular for the non-invasive inspection of pipelines or the same, 2015. US Patent 10315675B2.
- [3] E. A. Fnaiech, S. Munsch, M. Marzin, and S. Rohart. Large stand-off magnetometry (lsm) for buried pipeline inspection : Influence of dent depth on residual magnetic signal. *Pipeline Technology Conference, Berlin*, 2020.
- [4] R.M. Bozorth and H.J. Williams. Effect of small stresses on magnetic properties. *Reviews of Modern Physics*, pages 72–80, 1945.
- [5] E. Hug, O. Hubert, and M. Clavel. Influence of the plastic anisotropy on magnetic properties of a non-oriented 3%silicon-iron. *Journal of Applied Physics*, 79(8) :4571–4573, 1996.
- [6] O. Hubert, M. Clavel, I. Guillot, and E. Hug. Effect of internal stresses and dislocation features on the magnetic properties of soft ferromagnetic materials. *Jal Phys.*, IV(9) :p.207, 1999.
- [7] J. Makkar and B. Tanner. The effect of plastic deformation and residual stress on the permeability and magnetostriction of steels. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, page 222 :291, 2000.
- [8] F. Ossart, E. Hug, O. Hubert, C. Buvat, and R. Billardon. Effect of punching on electrical steels : experimental and numerical coupled analysis. *IEEE Transactions on Magnetics*, 36(5) :3137–3140, 2000.
- [9] E. Hug, O. Hubert, and I. Guillot. Effect of the strengthening on the magnetic behaviour of ordered intermetallic 2%v-cofe alloys. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 215-216(1-3) :197–200, 2000.
- [10] V.G. Kuleev, T.P. Tsar'kova, and Nichipuruk. Effect of tensile plastic deformations on the residual magnetization and initial permeability of low-carbon steels. *Russ J Nondestruct Test*, (42) :261–271, 2006.

- [11] Z. Maazaz, O. Hubert, E. Fnaiech, and L. Kassir. Effect of plastic straining on the remanent magnetization of ferritic-pearlitic steel : experimental and modeling aspects. *AIP Advances*, 11(2) :025015, 2021.
- [12] A. Cottrell. Dislocations and plastic flow in crystals. *Oxford University press, London*, 1953.
- [13] O. Hubert and S. Lazreg. Two phase modeling of the influence of plastic strain on the magnetic and magnetostrictive behaviors of ferromagnetic materials. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 424 :421–442, 2017.
- [14] E. Hug, O. Hubert, and M. Clavel. Some aspects of the magnetomechanical coupling in the strengthening of non oriented and grain oriented 3% sife alloys. *IEEE Transactions on Magnetics*, 33(1) :763–771, 2006.
- [15] E Hug, O. Hubert, and J.J. Van Houtte. Effect of internal stresses on the magnetic properties of non-oriented 3wt% sife and (fe,co)- 2wt%v-alloys. *Materials Science and Engineering A*, A332 :193–202, 2017.
- [16] O Hubert, N. Jendly, and L. Daniel. Modelling of the influence of microplasticity on th emagnetic behaviour of ferromagnetic polycrystals through a multiscale approach. *Steel Research International*, 76(6) :440–447, 2005.
- [17] O Hubert and L. Daniel. Effect of plastic straining on magnetostriction of ferromagnetic polycrystals - experiments and multiscale modeling. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 204(9) :489–491, 2006.
- [18] O. Hubert and L. Daniel. Energetical and multiscale approaches for the definition of an equivalent stress for magneto-elastic couplings. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, page 1766 :1781, 2011.
- [19] J. Lemaître and J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. 1988. 2<sup>ème</sup> édition Dunod, Bordas.