

# Modélisation du Vieillissement Magnétique des Aciers Électriques Fe-3%Si

Fabien Dancosne<sup>1, 2</sup>, Myriam Dumont<sup>1</sup>, Stéphane Clénet<sup>2</sup> et Abdelkader Benabou<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Arts & Métiers Institute of Technology - Mechanics, Surfaces and Materials Processing (MSMP), 59160 Lille Cedex, France

<sup>2</sup> Univ. Lille, Arts & Métiers ParisTech, Centrale Lille, HEI, EA 2697 – L2EP – Laboratoire d’Électrotechnique et d’Électronique de Puissance, F-59000 Lille, France

**RÉSUMÉ** – À l’heure actuelle, les machines électriques convertissent près de 90 % de l’énergie électrique en travail mécanique. Afin d’améliorer encore ces performances et garantir une meilleure efficacité énergétique, il conviendrait de pouvoir prédire et réduire la quantité d’énergie restante, dissipée sous forme de chaleur : les pertes d’origine électromagnétique (pertes fer, pertes Joules ; cet article se focalise sur les pertes fer). Au fil de cet article sera étudiée l’influence de la température d’utilisation des machines sur la microstructure des aciers électriques fer-silicium (Fe-Si) à grains non-orientés (NGO) dont la teneur massique en Si n’excède pas 3 %. Cette détérioration se constate par des propriétés magnétiques altérées et des pertes accrues en fonction du temps : c’est le vieillissement magnétique. Ce phénomène résulte d’une précipitation microscopique ayant un effet d’ancrage sur les parois des domaines magnétiques. Aussi, le développement d’un modèle de précipitation à cette échelle, couplé à un modèle macroscopique du comportement magnétique des aciers ferromagnétiques sera proposé et devrait permettre de mieux saisir les effets du vieillissement sur les propriétés magnétiques.

*Vieillissement magnétique, précipitation, germination, croissance, carbures, JMAK, champ coercitif, pertes fer, domaines magnétiques*

## 1. INTRODUCTION

Les aciers électriques Fe-Si à grains non-orientés constituent le matériau le plus utilisé dans la conception des machines électriques. Bien que ces derniers se doivent de garantir un rendement stable et suffisant au cours du temps, une dégradation des performances magnétiques est constatée sur ces grades d’aciers après quelques dizaines d’heures d’utilisation. Ce phénomène, le « vieillissement magnétique » [1–3], est attribuable à une précipitation d’éléments interstitiels, comme le carbone, présents initialement en solution solide au sein des aciers, et responsables, entre autres, d’une augmentation du champ coercitif du matériau [4].

Pour mieux comprendre l’influence des précipités sur les propriétés magnétiques, il est nécessaire de revenir sur la dynamique des domaines magnétiques. Le caractère ferromagnétique des aciers électriques implique l’existence d’une aimantation non nulle dans chaque domaine magnétique, même en l’absence de champ magnétique extérieur : les moments magnétiques atomiques d’un volume donné, sous l’influence d’énergies d’interaction, ont tendance à s’aligner parallèlement les uns aux autres et dans le même sens. La magnétisation d’un matériau, sous l’action d’un champ magnétique extérieur, traduit un élargissement des domaines magnétiques provoqué par un déplacement des parois de domaines, suivi d’une orientation de ceux-ci dans le même sens que le champ appliqué. Lesdites parois, constituées d’un ensemble de moments magnétiques atomiques en rotation progressive d’un domaine à l’autre, peuvent se mouvoir de deux manières différentes.

Si l’amplitude du champ est faible, les parois se courbent, se déforment, puis retrouvent leur position initiale avec la diminu-

tion du champ [5]. Mais si le champ est plus fort, le grossissement des domaines s’opère via un processus irréversible où les parois « sautent » d’un site d’ancrage (impureté, dislocation, précipité, ...) à un autre, observable à l’aide de mesures dites du bruit de Barkhausen. À l’approche de la saturation enfin, l’orientation des domaines change pour s’aligner avec la direction du champ. Ces considérations expliquent les origines du phénomène d’hystéresis magnétique.

La précipitation de carbures – la formation d’agglomérats de molécules de carbone –, possible aux températures d’utilisation des machines électriques, est une cause de la création d’obstacles aux mouvements des parois de domaines, de l’augmentation des pertes fer et donc du phénomène de vieillissement magnétique [7, 8].

Dès lors, prédire précisément, voire réduire ces pertes constitue un enjeu majeur de l’amélioration de l’efficacité énergétique des machines concernées et nécessite l’élaboration de modèles couplant cinétique de précipitation et propriétés magnétiques [9, 10]. Cet article propose donc d’appréhender les mécanismes d’apparition des précipités et leurs interactions avec les caractéristiques magnétiques. La théorie classique de la germination (les déplacements et regroupements moléculaires) et croissance (augmentation du diamètre moyen) des précipités constitue une première partie orientée vers l’utilisation du modèle de précipitation « JMAK » (Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov). Celui-ci sera par ailleurs appliqué dans un deuxième temps à la modélisation de l’évolution du champ coercitif de matériaux vieillis et au calcul des pertes magnétiques. Enfin, les résultats évoqués reprendront ces éléments pour valider l’approche de modélisation proposée.

## 2. MÉTHODE DE MODÉLISATION

### 2.1. Théorie classique de la germination-croissance

Le carbone joue un rôle majeur dans la cinétique de vieillissement magnétique, notamment par sa capacité à précipiter et à former des carbures qui gênent les mouvements de parois des domaines magnétiques. Modéliser sa cinétique de précipitation constitue alors la première étape de l’analyse de l’augmentation de l’énergie nécessaire à la magnétisation des matériaux, et donc de l’évolution des pertes. Les équations relatives à la théorie classique des transformations de phases, évoquées par [11] et [12], font l’objet du développement qui suit pour ensuite justifier de l’émergence du modèle simplifié énoncé par Johnson, Mehl, Avrami et Kolmogorov dès les années 40 qui sera utilisé dans l’approche proposée [13–15].

#### 2.1.1. Germination

À basse température ( $T > 150^\circ\text{C}$ ), le mécanisme de diffusion du carbone débute au sein des matériaux ferromagnétiques :

les atomes de carbone présents dans le réseau cristallin sont soumis à une force motrice et se déplacent pour se « regrouper » et former des particules (ou précipités ou inclusions), les carbures. Une équation de la germination décrivant le nombre de germes sphériques formés par unité de temps et de volume s'écrit, d'après [11] :

$$\dot{N} = N_0 \cdot \mathcal{Z} \cdot \beta \cdot \exp\left(\frac{-\epsilon_G}{k_B \cdot T}\right) \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right), \quad (1)$$

où  $N_0$  désigne le nombre de sites de germination par unité de volume,  $\beta$  le taux de condensation,  $\mathcal{Z} \approx 1/20$  le facteur dit de Zeldovich,  $\epsilon_G$  l'énergie critique de germination,  $k_B = 1.381 \times 10^{-23} \text{ J}\cdot\text{K}^{-1}$  la constante de Boltzmann,  $T$  la température en [K] et  $\tau$  la durée d'incubation [s]. La germination considère des précipités dans une matrice sursaturée en carbone et traduit une fluctuation d'énergie de Gibbs (enthalpie libre) :

$$\epsilon_G = \Delta g \left(\frac{4\pi}{3}r^3\right) + \gamma (4\pi r^2), \quad (2)$$

homogène au volume d'un précipité sphérique multiplié par son énergie motrice  $\Delta g$  auquel s'ajoute le produit de sa surface et de son énergie d'interface matrice-précipité  $\gamma$ .

### 2.1.2. Croissance

Soit un précipité de composition en carbone  $X_p$  (exprimée en fraction atomique) et de rayon  $r$  localisé dans une matrice de composition moyenne  $X$  dont l'interface précipité-matrice est supposée satisfaire l'équilibre  $X_i$ . Son équation de croissance est alors :

$$\dot{\Gamma} = \frac{D}{r} \left( \frac{X - X_i(r)}{\alpha X_p - X_i(r)} \right), \quad (3)$$

avec  $D = D_0 \cdot \exp\left(\frac{-\epsilon}{k_B \cdot T}\right)$  le coefficient de diffusion des atomes de carbone suivant une loi d'Arrhenius, et  $\alpha$  le rapport du volume molaire de la matrice considérée et de celui d'un précipité.

### 2.2. Modèle JMAK

Le modèle JMAK décrit la cinétique de transformation de phases isothermes d'alliages, considérant les étapes de germination et de croissance de la théorie classique précédemment énoncée [12–16], sans toutefois considérer la coalescence qui intervient une fois la croissance achevée [12]. Il permet d'établir une expression simple du taux de transformation d'une phase, compris entre 0 et 1 (fig. 1), basé sur une distribution aléatoire des sites de germination dans un volume donné.

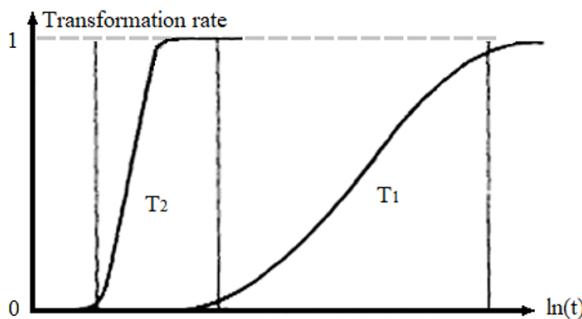


FIG. 1. Taux de croissance de la fraction volumique en fonction du temps et des températures  $T_1$  et  $T_2$ , avec  $T_2 > T_1$  [17]

Ainsi, à partir de l'équation de germination (1), et considérant une durée  $[t_0; t_0+dt]$ , où  $t_0$  est le temps d'incubation, le nombre de germes formés dans un volume  $V_{\text{tot}}$  est donné par :

$$N_{\text{tot}} = V_{\text{tot}} \cdot \dot{N} \cdot dt \quad (4)$$

La croissance des germes sphériques, supposée isotrope, donne, d'après [18], le volume transformé étendu  $V_{\beta}^{\text{ext}}$ . Dès lors, après intégration et simplifications, il vient :

$$dV_{\beta}^{\text{ext}} = \frac{4\pi}{3} \left( (t - t_0) \dot{\Gamma} \right)^3 V_{\text{tot}} \cdot \dot{N} \cdot dt,$$

$$V_{\beta}^{\text{ext}} = \int_{t_0}^{t_{\text{ext}}} dV_{\beta}^{\text{ext}} dt = \left( \frac{\pi}{3} V_{\text{tot}} \right) \dot{\Gamma}^3 \cdot \dot{N} \cdot t^4,$$

$$dV_{\beta} = \left( 1 - \frac{V_{\beta}}{V_{\text{tot}}} \right) dV_{\beta}^{\text{ext}} = (1 - Y) dV_{\beta}^{\text{ext}},$$

$$\frac{V_{\beta}}{V_{\text{tot}}} = \ln(1 - Y),$$

où l'on considère le quotient  $V_{\beta}/V_{\text{tot}} = Y$  comme étant le rapport de la fraction volumique du précipité  $V_{\beta}$  sur la fraction volumique totale à l'équilibre  $V_{\text{tot}}$ . Ainsi, le modèle JMAK peut être résumé par l'expression analytique (5) :

$$Y(t) = 1 - e^{-\mathcal{K}_T \cdot t^n}, \quad (5)$$

avec  $\mathcal{K}_T = \frac{\pi}{3} (\dot{N} \cdot \dot{\Gamma}^3)$ , une constante de vitesse dépendant de la température, du nombre de sites de germination et de la vitesse de croissance, et  $n = 4$  l'indice d'Avrami appliqué aux précipités sphériques.

### 2.3. Couplage aux propriétés magnétiques

D'après [4], la fraction volumique de précipités  $F_v$  et le champ coercitif  $H_c$  peuvent être considérés proportionnels en première approximation.

L'énergie nécessaire aux déplacements des parois de domaines est associée au champ coercitif, et, par conséquent, aux pertes magnétiques [1, 4], et son amplitude augmente d'autant plus que ces mouvements sont générés par des particules et autres défauts. La minimisation de cette énergie est alors rendue possible par l'apparition de domaines de fermeture autour des précipités (fig. 2).

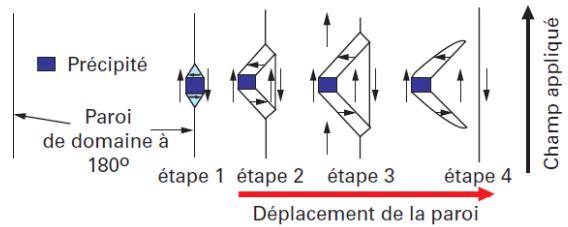


FIG. 2. Domaines de fermeture formés autour d'un précipité [6]

De plus, les éléments théoriques développés par Steinmetz [19] supposent une relation linéaire entre champ coercitif et pertes. En effet, en considérant l'hypothèse que les pertes magnétiques sont équivalentes à l'aire d'un cycle hystéresis  $B(H)$  et que le champ coercitif contrôle la largeur de celui-ci, une valeur de coercivité élevée provoquerait un élargissement du cycle et donc une augmentation des pertes, comme démontré dans [20] et illustré par la figure 3. Cette linéarité permet de considérer l'utilisation d'une expression de type JMAK pour modéliser l'évolution du champ coercitif et des pertes. Il est par ailleurs possible d'adoindre l'influence de la température de vieillissement sur le paramètre  $\mathcal{K}_T$ .

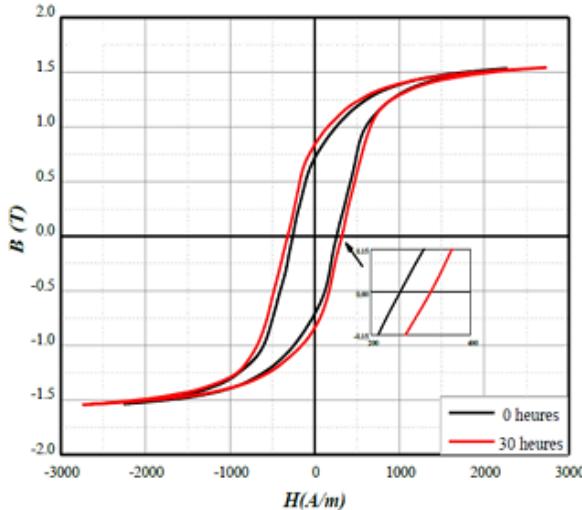


FIG. 3. Cycles hystérésis mesurés avant et après 30 heures de vieillissement [20]

### 3. RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

Pour valider l'application du modèle JMAK sur l'évolution des pertes mesurées, des échantillons de tôles Fe-3%Si non-orientées, « fully processed », laminées à froid, M600-65A  $300 \times 20 \times 0.65$  mm ont été vieillis à  $180^\circ\text{C}$  et  $200^\circ\text{C}$  pendant 143 et 146 heures respectivement. Des caractérisations magnétiques ont été réalisées à différents instants au cours du vieillissement. Un premier tracé (fig. 4) du taux de transformation à  $200^\circ\text{C}$  en fonction du temps, et pour deux valeurs de l'induction magnétique, est réalisé à partir de l'expression (6) :

$$Y_{\text{meas}}(t) = \frac{P_{\text{meas}}(t) - P_{\text{min}}}{P_{\text{max}} - P_{\text{min}}} \quad (6)$$

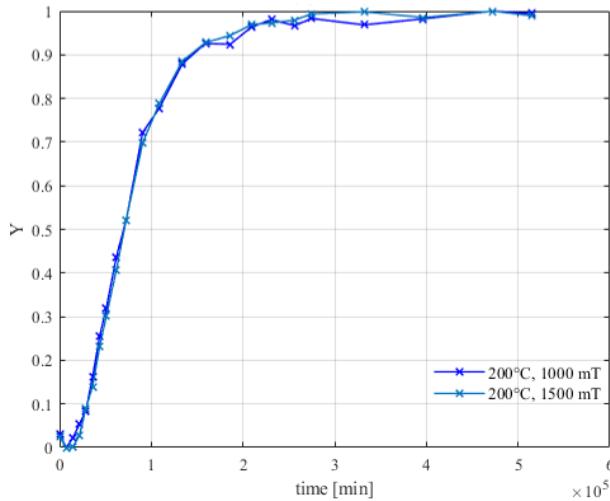


FIG. 4. Taux de transformation pour un vieillissement de  $200^\circ\text{C}$  pendant 146 h avec une induction magnétique appliquée de 1 T et 1.5 T

Cette première étape semble indiquer qu'aux inductions de travail des machines électriques (i.e.  $B > 1$  T), le taux de transformation serait indépendant de cette même densité de flux magnétique. Dans la suite, le taux de transformation sera supposé dépendant de la température uniquement. Exprimer le taux de transformation selon l'équation (7) donne accès aux paramètres  $\mathcal{K}_T$  et  $n$  par régression linéaire appliquée aux nuages de points

des deux températures d'intérêt. L'ensemble des paramètres calculés est résumé dans le Tableau 1.

$$\ln(-\ln(1 - Y_{\text{meas}})) = f_y(\ln(t)) \quad (7)$$

TABLEAU 1. Paramètres JMAK identifiés

Paramètre	Valeur à $180^\circ\text{C}$	Valeur à $200^\circ\text{C}$
$n$	1.685	1.537
$\mathcal{K}_T$	$1.734 \times 10^{-10}$	$1.805 \times 10^{-8}$

Or, d'après la littérature [21] et considérant sa faible variation affichée dans le tableau 1, la valeur de  $n$  est généralement supposée indépendante de la température tandis que  $\mathcal{K}_T$  peut s'exprimer selon une loi d'Arrhenius (8).

$$\mathcal{K}_T = k_0 \cdot e^{-\frac{\epsilon}{\mathcal{R} \cdot T}}, \quad (8)$$

où  $k_0$  désigne la constante de vitesse en [1/s],  $\epsilon$  l'énergie d'activation en [J·mol<sup>-1</sup>] et  $\mathcal{R} = 8.314$  [J·K<sup>-1</sup>·mol<sup>-1</sup>] la constante des gaz parfaits.

Cela permet donc de réduire le nombre de paramètres à trois,  $n$ ,  $k_0$  et  $\epsilon$ , pour décrire la variation de pertes à différentes températures de la gamme  $180\text{--}200^\circ\text{C}$  et différents niveaux d'induction. Un traitement des données, considérant l'ensemble des points obtenus par (7), indépendamment de la température, mène donc à une valeur de  $n = 1.5665$  constante.

TABLEAU 2. Paramètres JMAK et loi d'Arrhenius

Paramètre	Valeur identifiée
$n$	1.5665
$k_0$	$6.043 \text{ s}^{-1}$
$\epsilon$	$52285 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1}$

Là encore, les paramètres  $k_0$  et  $\epsilon$  sont extraits par régression linéaire et le Tableau 2 propose les valeurs retenues utilisées avec l'équation (9). La figure 5 présente l'évolution des pertes calculées avec cette méthode, comparées aux pertes mesurées. Ces résultats sont en concordance avec les données de la littérature [9, 10] avec une bonne représentation de la cinétique de vieillissement pour  $180^\circ\text{C}$  et  $200^\circ\text{C}$ , et ce, pour deux valeurs d'induction différentes.

$$P(t) = \left(1 - e^{-k_0 \cdot t^n \cdot e^{-\frac{\epsilon}{\mathcal{R} \cdot T}}}\right) (P_{\text{max}} - P_{\text{min}}) + P_{\text{min}} \quad (9)$$

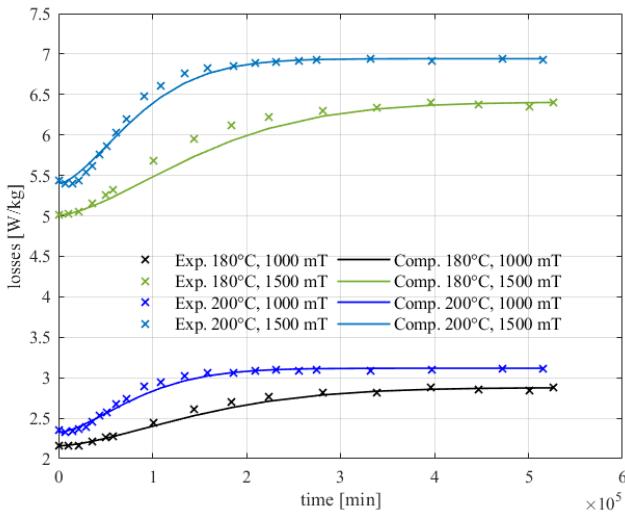


FIG. 5. Pertes expérimentales (Exp.) et modélisées (Comp.).

#### 4. CONCLUSION

Pour conclure, la méthode présentée permet d'obtenir une modélisation assez précise des pertes magnétiques en fonction de la température d'utilisation des machines électriques, en concordance avec ce que la littérature scientifique propose. Toutefois, cette approche n'est pas prédictive puisque le modèle JMAK est appliqué *a posteriori*, une fois le processus de vieillissement achevé et les pertes maximales connues. De plus, un modèle considérant la taille et le nombre de précipités plutôt que leur fraction volumique ajouterait à la pertinence d'une analyse du rôle de telles particules sur les propriétés magnétiques d'usage des machines et moteurs.

#### 5. RÉFÉRENCES

- [1] L.J. Dijkstra, C. Wert, "Effect of inclusions on coercive force of iron," *Phys. Rev.* 79 (6), 1950.
- [2] G.M.R. Negri et al., "Magnetic aging effect losses on electrical steels," *IEEE Trans. Magn.* 52 (5), 2016.
- [3] S. Ray, "Magnetic ageing characteristics of low silicon electrical steels," *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 28, 1982.
- [4] L. Néel, « Nouvelle théorie du champ coercitif », *Physica* 15 (1), 1949.
- [5] D.C. Jiles, D.L. Atherton, "Theory of ferromagnetic hysteresis (invited)," *J. Appl. Phys.* 55 (2115), 1984.
- [6] T. Waeckerlé, « Matériaux magnétiques doux cristallins - Magnétisme et métallurgie appliqués », Techniques de l'Ingénieur, D2121 V1, 2010.
- [7] A.A. de Almeida, F.J.G. Landgraf, "Magnetic aging, anomalous and hysteresis losses," *Mater. Res.* 22 (3), 2019.
- [8] J.R. de Oliveira-Júnior, et al., "Kinetics of magnetic ageing of 2%Si non-oriented grain electrical steel," *Mater. Res.* 21 (1), 2018.
- [9] M. Jamil et al., "Application of the JMAK precipitation law in iron loss modelling to account for magnetic ageing effect," *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 547, 2022.
- [10] H. Helbling, M. Toto-Jamil, M. Dumont, A. Benabou, S. Clénet, "Temperature-dependent modelling of magnetic ageing of FeSi electrical steels," *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 564, 2022.
- [11] M. Perez, M. Dumont, D. Acevedo-Reyes, "Implementation of classical nucleation and growth theories for precipitation," *Acta Materialia*, 56, 2008.
- [12] M. Perez, « Approche multi-échelle de la précipitation », Mémoire d'HDR, École Doctorale Matériaux de Lyon, 2007.
- [13] W.A. Johnson, R.F. Mehl, "Reaction kinetics in processes of nucleation and growth," *Trans. Am. Inst. Min. Metall. Eng.* 135, 1939.
- [14] M. Avrami, "Kinetics of phase change, I General theory," *J. Chem. Phys.* 7 (12), 1939.
- [15] A.N. Kolmogorov, "On the statistical theory of the crystallization of metals," *Bull. Acad. Sci. USSR, Math. Ser 1* (3), 1937.
- [16] M. Fanfoni, M. Tomellini, "The Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov model : A brief review," *Il Nuovo Cimento*, Vol. 20 D, N. 7-8, 1998.
- [17] N.-M. Hwang, "Phase Transformation of Materials," *NRL of Charged Nanoparticles*, December 2008.
- [18] J.W. Christian, "The Theory of Transformations in Metals and Alloys (Part I)," 1965.
- [19] C.P. Steinmetz, "On the law of hysteresis," *Proc. IEEE* 72 (2), 1984.
- [20] M. Toto Jamil, « Caractérisation et investigation des effets de la température d'utilisation sur les propriétés électromagnétiques des aciers magnétiques doux », thèse de Doctorat, février 2021.
- [21] D.A. Porter and K.E. Easterling, "Phase Transformation in Metals and Alloys," Edited by Chapman & Hall, 2nd edition, 1992.
- [22] M.F. de Campos et al., "Consequences of magnetic aging for iron losses in electrical steels," *J. Magn. Magn. Mater.*, vol. 304, no. 2, 2006.