XAFS による $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 系磁石の 局所構造解析 —HDDR 処理と微量添加元素の役割—

松浦 真* 今野一弥** 櫻井雅樹***

1. はじめに

近年、わが国では高エネルギー加速器研究機構の PF および高輝度光科学研究センターの SPring-8 を中心に、高輝度かつ高エネルギーの放射光が使用可能となり、さらに検出器の発達により高精度の XAFS 測定が可能となった。そのため種々の新しい XAFS 測定が開発され使用されるようになった。また近年 XAFS の理論や計算法が進歩し、経験的パラメータを用いない第 1 原理計算が可能となった⁽¹⁾。同時に使いやすい XAFS 計算ソフトが作られ、原子種と原子位置を入力すれば EXAFS スペクトルを容易に計算できる PC 用ソフト(例えばワシントン大グループの FEFF⁽²⁾)が開発された。そのため XAFS 測定が広範に構造解析の手段として用いられるようになってきた。本稿では XAFS による $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 系磁石の局所構造に関する著者らの最近の研究を紹介する。なお XAFS の理論や実験については参考文献⁽³⁾⁻⁽⁸⁾を参照されたい。

2. $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中の微量元素の占有位置決定

(1) $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ の HDDR 処理と微量添加元素

最大のエネルギー積を持つ強磁性体 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 合金を HDDR 処理すると、結晶粒が微細化し、保磁力が増加することが知られている⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。HDDR 処理とは水素化(Hydro-

genation)、不均化(Disproportionation)、水素放出(Desorption)、再結合(Recombination)の一連の処理を行うものである。 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ の水素化により次のような不均化反応が生じる⁽⁹⁾。

生成した $\alpha\text{-Fe}$ 、 NdH_2 等は水素の放出により再結合し、微細な $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶となり等方性磁石が得られる。また Zr、Ga、Nb 等を微量に添加した $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 合金を HDDR 処理すると、磁気異方性が発現することが Takeshita 等により報告された⁽¹¹⁾。このように微量元素の添加により磁気異方性が発現する機構について興味をもたれ、多くの研究が報告されている⁽¹²⁾⁻⁽¹⁶⁾。

ここでは $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 合金中の微量な Ga および Zr が HDDR 処理においてどのような役割を果たしているかを明らかにするため、Ga、Zr の K 吸収端 XAFS を測定し、Ga と Zr の占有位置の HDDR 処理による変化を調べたのでその結果を報告する⁽¹⁷⁾⁻⁽²²⁾。XAFS 実験は高エネルギー加速器研究機構・物質構造科学研究所の放射光科学研究施設 BL12C で蛍光法を用いて行われた。また測定温度は 20 K である。

(2) Ga の占有位置

Mishima 等は $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 基合金に 0.3 at% Ga および 0.2 at% Nb 添加した $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Ga}_{0.3}\text{Nb}_{0.2}\text{B}_{6.2}$ 合金を反応速度の遅い HDDR 処理すると、最大エネルギー積 $(\text{BH})_{\text{max}}$ が 40%

* 宮城工業高等専門学校教授；総合科学系理数科(〒981-1239 名取市愛島塩手字野田山48)

** 宮城工業高等専門学校助教授；総合科学系理数科

*** 東北大学金属材料研究所助手

Application of XAFS for the Studies on the Dilute Additives in the HDDR Processed $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$; Makoto Matsuura*, Kazuya Konno**, Masaki Sakurai*** (*, **Miyagi National College of Technology, Natori. ***Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai)
Keywords: XAFS, EXAFS, synchrotron radiation, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$, dilute additives, Ga, Zr, HDDR(hydrogenation disproportionation desorption and recombination)

2005年7月29日

図1 $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Ga}_{0.3}\text{Nb}_{0.2}\text{B}_{6.2}$ の Ga K 吸収端 EXAFS のフーリエ変換(HDDR 処理による変化). 実線は測定値, 破線は計算によるフィッティング. 図中の矢印は本文参照.

増加する⁽²³⁾と報告した. 我々は Ga の役割を調べるため, 同じ条件で HDDR 処理した $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Ga}_{0.3}\text{Nb}_{0.2}\text{B}_{6.2}$ 試料の各処理後における Ga の K 吸収端 XAFS を測定した⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾. 図1に EXAFS 関数 $k^3 \cdot \chi(k)$ のフーリエ変換(動径構造関数) $F(r)$ の結果を実線で示した. Ga のスペクトルは不均化により大きく変化し, 再結合後は再び均質化処理したものに近い結果となった.

ここで $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ の XAFS 解析について簡単に述べる. 正方晶 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ の結晶構造は空間群 $P4_2/mnm$ に属し, 単位胞内の原子位置は Nd が 4f, 4g, Fe が 16k₁, 16k₂, 8j₁, 8j₂, 4e, 4c, B が 4g サイトを占める⁽²⁴⁾. 微量添加元素が Ga の場合, 各サイトの Ga K 吸収端 XAFS スペクトルは各サイトに Ga が占有したとして XAFS 計算プログラム FEFF⁽²⁾ を用いて計算した. その計算結果と実験結果とを比較し, 計算結果に最も近いサイトを占有位置とした.

ところで, Ga の占有位置は Ga の原子半径(0.135 nm)を考慮すると $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ (空間群 $P4_2/mnm$) では 6 個の Fe サイト, また不均化処理後では $\alpha\text{-Fe}$ が考えられる. これらの各サイトに Ga が占有した場合の計算値と実験値とを比較した. なお $\alpha\text{-Fe}$ では Ga は bcc に固溶(置換)したものとして計算した. その結果, 均質化処理(図1(a))および再結合処理(図1(c))後において Ga は $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中の Fe4c サイトを占有することが明らかとなった. 図1の(a)および(c)の破線は Ga が $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中の Fe4c サイトを占有するとしてフ

図2 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶の Fe4c サイトの周囲の原子配置. 0: Fe4c, 1: Fe16k₂, 2: Fe16k₁, 3: Nd4f, 4: Nd4g, 5: B4g, 6: Fe16k₂.

ィットングした結果である. 一方, 不均化処理により Ga は $\alpha\text{-Fe}$ に固溶することがわかった. 図1(b)の破線は Ga が $\alpha\text{-Fe}$ 中に固溶したとしてフィッティングした結果である. 図2は $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶中の Fe4c サイトを中心として第6隣接までの原子配置を示す. 図1(a)には図2の配置における最隣接から第6隣接原子についてそれぞれ計算した動径構造関数のピークの位置を①~⑥の矢印で示した(第5隣接の B は強度が小さいので無視した). また図1(b)には bcc Fe の第5隣接までの $F(r)$ のピーク位置を①~⑥の矢印で示す. 以上の結果をまとめると Ga の占有位置は HDDR 処理により次のように変化する.

- (1) 均質化状態: $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}(P4_2/mnm)$ の Fe4c サイト
- (2) 不均化状態: $\alpha\text{-Fe}$ 中に固溶
- (3) 再結合状態: $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}(P4_2/mnm)$ の Fe4c サイト
- (3) 再結合処理過程における Ga の占有位置の変化

不均化後 $\alpha\text{-Fe}$ 中に固溶した Ga が再結合過程でどのように $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶に取り込まれていくかは興味深い. そこで, 水素放出開始直後から再結合が完了する過程における Ga の占有位置の変化を調べた.

図3は $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Ga}_{0.3}\text{Nb}_{0.2}\text{B}_{6.2}$ について水素放出開始直後から 0.0, 90, 360 s 後の X 線回折結果を示す. この結果より 90 s 後にごくわずかな部分が再結合により $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ となり, 360 s 後には再結合が完了し, 試料全てが $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ に変化していることがわかる. 一方, 同じ試料についての EXAFS の結果を図4に示す. 興味深いことは水素圧を減圧し, 不均化処理(30 kPa)から水素放出処理(3.0 kPa)に切り替えた直後(0.0 s), すでに EXAFS スペクトルは不均化における $\alpha\text{-Fe}$ から $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ の Fe4c サイトを示すスペクトルに変化していることである. その後 90, 360 s 経過してもスペクトルは基本的に変化していない. 表1には Ga の占有位置を Fe4c サイトとして, 実験結果をフィッティングして得られた最隣接原子間距離を示した. 時間の経過とともにわずかに原子間距離が増加し, 360 s 後, 再結合の完了時点では Fe と Ga の原子半径の差(0.007 nm)だけ増加している.

図3 不均化試料の水素放出開始後, 0.0, 90, 360 s 経過後の X 線回折結果.

図4 不均化試料の水素放出開始後, 0.0, 90 360 s 経過後の EXAFS 結果.

このことから試料全体がまだ不均化状態にあるにもかかわらず Ga を含む領域はいち早く再結合し, $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ に変化していることがわかった.

(4) HDDR 処理における Ga の役割

これまでの研究結果によれば不均化処理の段階で NdH_2 は

表1 $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Ga}_{0.3}\text{Nb}_{0.2}\text{B}_{6.2}$ 中 Ga の K 吸収端 EXAFS 結果を Fe4c サイトでフィティングして得られた最隣接原子間距離の水素放出開始直後からの変化. 再結合開始前は bcc Fe でフィティングした結果である.

再結合経過時間	最隣接原子間距離 (nm)
再結合開始前 (不均化状態)	0.250 ± 0.001
再結合開始直後	0.247 ± 0.002
開始 90 s 後	0.243 ± 0.002
開始 120 s 後	0.259 ± 0.002
開始 360 s 後	0.257 ± 0.002

不均化状態 再結合状態

図5 Ga を含む $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 基合金の HDDR 処理において, 不均化から再結合する過程で Ga を含む $\alpha\text{-Fe}$ が優先的に再結合する模式図.

$\alpha\text{-Fe}$ 中に析出することが知られている⁽²⁵⁾. また再結合処理により $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶は NdH_2 と $\alpha\text{-Fe}$ の界面で水素が解離した Nd 中への Fe の拡散によって成長することが明らかとなっている⁽²⁵⁾. これらの結果を踏まえ, 今回の XAFS の結果を考慮すると, 図5に示すように, 不均化の段階では, 生成した NdH_2 結晶の周囲の $\alpha\text{-Fe}$ 中に選択的に Ga が固溶し, 再結合に際しては Ga を含む $\alpha\text{-Fe}$ がいち早く $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ に取り込まれるものと考えられる. この結果は Ga 添加が再結合温度を下げる効果がある報告とも一致する⁽²⁶⁾. このことから NdH_2 の粒界周囲の $\alpha\text{-Fe}$ に固溶した Ga は再結合を容易にする役割を果たしていると考えられる. 今後の課題としては Ga の占有位置が均質化状態の Fe4c サイトから不均化が進行する過程でどのように $\alpha\text{-Fe}$ に移行するかを調べる必要がある.

この $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 系合金だけでなく FeSiB 合金でも Ga 添加により結晶粒の微細化の効果が認められている⁽²⁷⁾. 我々の以前の研究において, Ga の添加によりナノ結晶が析出する $\text{Fe}_{73}\text{Ga}_4\text{Nb}_3\text{Si}_{11}\text{B}_9$ 合金について調べられた. ナノ結晶が析出する過程の Ga の XAFS 測定から, Ga は析出する $\alpha\text{-Fe}$ 中に固溶することが明らかとなっている⁽²⁸⁾. この場合もアモルファスからナノ結晶 $\alpha\text{-Fe}$ が析出する段階で析出する結

図6 $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_{6.2}$ の HDDR 処理にともなう Zr K 吸収端 EXAFS のフーリエ変換の変化。破線は ZrB_2 を仮定したフィッティング結果。

晶の周囲に Ga が偏析し、析出結晶に取り込まれる。粒界近傍の Ga は析出を容易にすると同時に結晶粒の界面エネルギーを下げ、結晶粒の成長を抑制すると考えられる。

(5) $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中の Zr の占有位置

$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ の Nd または Fe の一部を Zr で置換すると $\alpha\text{-Fe}$ の析出を抑制し、結晶粒を微細化させ保磁力を高めることが報告されている⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。また HDDR 処理においては Zr の添加は不均化速度を遅らせ、磁気異方性を増す効果があることが知られている^{(26)(29)(30)–(32)}。そのため Zr の添加効果の機構を明らかにすることは興味深い。

$\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中の Zr の占有位置についていくつか報告されているが、その結果は互いに矛盾していた^{(17)(31)(33)–(35)}。そのため我々は試料の作成法や HDDR 処理の Zr の占有位置への影響について系統的に調べた⁽²²⁾。図 6 の実線はそれぞれ $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_{6.2}$ を均質化および比較的遅い速度で不均化、再結合処理をした試料の Zr K 吸収端の EXAFS 測定結果とそのフーリエ変換によって得られた動径構造関数 $F(r)$ を示す。HDDR 処理法は文献⁽²²⁾に示す。

Zr の局所構造は均質化、不均化、再結合の各段階ではほとんど変化が無い。図の破線は ZrB_2 (空間群 $P6_3/mmm$) の計算 (フィッティング) 結果を示す。この結果から $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中の Zr は均質化段階で ZrB_2 化合物となる。 ZrB_2 化合物は安定 (融点 3517 K) であり HDDR 処理によっても変化しないことが判明した。この結果は文献⁽³⁵⁾⁽³⁶⁾と一致する。一方 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 中の Zr の占有位置については Nd サイトを占有するとする報告もある⁽³¹⁾⁽³³⁾⁽³⁴⁾。そこで我々は先のアーク溶解によるインゴット試料ではなく熔融急冷法による急冷リボン試料について XAFS 測定を行った。その結果を図 7 にインゴット試料とともに示す。急冷リボン試料の場合は先の例と異なり、 ZrB_2 の理論計算とは一致しなかった。種々の占

図7 $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_{6.2}$ の急冷薄帯とアーク溶解で作製した試料の EXAFS 測定結果の比較。

図8 $\text{Nd}_{12.5}\text{Fe}_{80.8}\text{Zr}_{0.5}\text{B}_{6.2}$ 熔融急冷リボンの EXAFS とフーリエ変換の結果。実線は測定値、破線は Zr が Nd_4f サイトを占有した場合のフィッティング結果。

有サイトの結果と比較した結果、熔融急冷リボンの試料の場合は図 8 の破線に示すように Zr が $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 結晶の Nd_4f サイトを占有する場合と一致した。この結果から、熔融急冷リボン試料において Zr は ZrB_2 を形成せず、 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ の Nd_4f サイトを占有することが明らかとなった。急冷凝固においては熔融状態からの凝固時間が短く、 ZrB_2 が形成される前に $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ に取り込まれるものと思われる。

4. おわりに

以上、XAFS が微量元素の占有位置を特定できる特徴を生かした材料研究の応用例を示した。この研究が示すように

XAFSは微量元素の状態変化を追跡できるため、母相から析出物の生成等、組織が変化する場合に微量元素を含む領域がどのような変化をするかを調べる上で有効な手段となる。この他、我々は水素吸蔵合金やバルク金属ガラスのXAFS測定を進めている⁽³⁷⁾。水素吸蔵前後のDebye-Waller因子を求めることにより、各元素の水素との結合状態を知ることが可能となる。また特定元素の熱振動ゆらぎを知ることにより特定元素のガラス転移等への寄与を調べることができる。XAFSの特徴を生かし、さらには最新のXAFS技術を応用した材料開発研究が発展することが期待される。

本研究の一部は文部科学省科学研究費補助金特定領域研究「金属ガラスの材料科学」の支援を受けて実施された。また本実験に協力していただいた宮城高専材料工学科の浅田 格助教授、また本原稿に目を通していただき貴重なコメントをいただいた高エネルギー加速器研究機構・物質科学研究所の野村昌治教授、東北大学大学院工学研究科 杉本 諭助教授に心から感謝するものである。

文 献

- (1) J. J. Rehr, J. Mustre de Leon, S. I. Zabinsky and R. C. Albers: J. Am. Chem. Soc., **113**(1991), 5136.
- (2) A. Ankudinov, B. Ravel, J. J. Rehr and S. D. Conradson: Phys. Rev., **B55**(1998), 7565.
- (3) B. K. Teo: EXAFS Basic principles and Data Analysis: Springer-Verlag, Berlin, (1991).
- (4) D. C. Koningsberger and R. Prins: X-ray Absorption, John Wiley & Sons, (1987), 3-51.
- (5) 宇田川康夫編：X線吸収微細構造，学会出版センター，(1982)，1-35.
- (6) 石井忠男：EXAFSの基礎，裳華房，(1994)。
- (7) 横山利彦，太田俊明編：X線吸収分光法—XAFSとその応用—，アイピーシー，(2002)，7-53.
- (8) 野村昌治：XAFS実験ステーション利用の手引き，KEK Internal 2001-5(2001)。
- (9) T. Takeshita and R. Nakayama: 10th Int. Workshop on Rare-Earth Magnets and their Applications, Kyoto, (1989), 551.
- (10) P. J. McGuinness, X. J. Zhang, H. Forsyth and I. R. Harris: J. Less-Common Met., **162**(1990), 379.
- (11) T. Takeshita and R. Nakayama: 11th Int. Workshop on Rare-Earth Magnets and their Applications, Pittsburgh, (1990), 49.
- (12) P. J. McGuinness, C. Short and I. R. Harris: IEEE Trans. Magn., **28**(1992), 2160.
- (13) R. Harris: Proc. 12th Int. Workshop on Rare-Earth Magnets and their Applications, Canberra (Hi-Perm. Laboratory, University of Western Australia) (1992), 347.
- (14) H. Nakamura, S. Sugimoto, T. Tanaka, M. Okada and M. Homma: J. Alloy. Compd., **222**(1995), 136.
- (15) H. Nakamura, R. Suefuji, S. Sugimoto, M. Okada and M. Homma: J. Appl. Phys., **76**(1994), 6828.
- (16) T. Tomida, P. Choi, Y. Maehara, M. Uehara, H. Tomizawa and S. Hirose: J. Alloy. Compd., **242**(1996), 129-135.
- (17) A. Ashfaq and M. Matsuura: Appl. Phys. Lett., **73**(1998), 2512-2514.
- (18) A. Ashfaq, M. Matsuura and M. Sakurai: J. Magn. Magn.

- Mat., **212**(2000), 368-372.
- (19) K. Konno, M. Matsuura, N. Ikuta, M. Sakurai and C. Mishima: J. Appl. Phys., **91**(2002), 7875-7877.
- (20) K. Konno, M. Matsuura, N. Ikuta, K. Asada and M. Sakurai: Proc. 17th Int. Workshop Rare-Earth Magnets and their Applications, Newark, Delaware, USA, (2002), 169-175.
- (21) M. Matsuura, A. Ashfaq, M. Sakurai, T. Tomida, N. Sano and S. Hirose: J. Alloy. Compd., **293-295**(1999), 872-876.
- (22) M. Matsuura, K. Konno and M. Sakurai: Int. J. Hydrogen Energy, in press.
- (23) C. Mishima, M. Hamada, H. Mitarai and Y. Honkura: Proc. 16th Int. Workshop on Rare-Earth Magnets and their Applications, Sendai, Japan, (2000), 873.
- (24) J. F. Herbst, J. J. Croat, F. E. Pinkerton and Y. B. Yelon: Phys. Rev., **B29**(1984), 4176-4178.
- (25) M. Matzinger, J. Fildler, O. Gutfleisch and I. R. Harris: IEEE Trans. Magn., **31**(1995), 3635-3637.
- (26) H. Nakamura, S. Sugimoto, T. Tanaka, M. Okada and M. Homma: J. Alloy. Compd., **222**(1995), 136.
- (27) T. Tomida: Mater. Sci. Eng., **A179/180**(1994), 521-525.
- (28) M. Matsuura, M. Sakurai, S.-H. Kim, K. Suzuki and T. Tomida: J. Phys., Condens. Matter., **7**(1995), 7087-7097.
- (29) P. J. McGuinness, C. Short and I. R. Harris: IEEE Trans. Magn., **28**(1992), 2160-2162.
- (30) H. Hashimoto, Y. Tazaki, H. Ino, T. Ohkubo and K. Hono: J. Magn. Magn. Mat., **278**(2004), 68-75.
- (31) M. Jurczyk and W. E. Wallace: J. Magn. Magn. Mater., **59**(1986), L182-L184.
- (32) M. Uehara, H. Tomizawa, S. Hirose, T. Tomida and Y. Maehara: IEEE Trans. Magn., **29**(1993), 2770.
- (33) T. W. Capehart, R. K. Mishra and F. E. Pinkerton: J. Appl. Phys., **73**(1993), 6476-6478.
- (34) T. Tazaki, H. Ino and K. Oda: Japan Inst. Metals, **67**(2003), 259-262.
- (35) P. de Rango, F. N. Genin, D. Fruchart, A. Traverse, S. Rivoirard and I. Popa: Proc. 16th Int. Workshop on Rare-Earth Magnets and their Applications, Sendai, Japan, (2000), 893-900.
- (36) M. Matzinger, J. Fildler, A. Fujita and I. R. Harris: J. Magn. Magn. Mat., **157/158**(1996), 54-56.
- (37) M. Matsuura, K. Asada, K. Konno and M. Sakurai: J. Alloy. Compd., **390**(2005), 31-3.

★★

松浦 真

1973年10月 東北大学大学院工学研究科博士課程修了。

1973年10月 宮城工業高等専門学校助手

1988年4月 宮城工業高等専門学校教授

1989年-1990年 IBM ワシントン研究所客員研究員

現職

専門分野：XAFSによる構造解析

高専での教育や移動実験車(リカレンジャー)による体験理科教室等の教育活動の傍ら、XAFSによる合金中の微量添加元素の局所構造解析、バルク金属ガラスの構造と安定性および高強度 Mg 系合金の開発等の研究を行っている。

★★

松浦 真

今野一弥

櫻井雅樹