2. 非周期系の局所構造・規則性

中性子回折によるアモルファス合金の構造観察

京都大学原子炉実験所 福永俊晴, 伊藤恵司

Toshiharu FUKUNAGA and Keiji ITOH: Structural Observation of Amorphous Alloys by Neutron Diffraction

Neutron diffraction is a powerful tool to elucidate the atomic arrangement of amorphous alloys because of characteristic scattering lengths of constituent elements. For hydrogen absorption amorphous alloys H/D isotopic substitution was employed to observe the location of deuterium atoms because the neutron coherent scattering length of deuterium is large enough to observe in comparison with those of the constituent atoms. Moreover, Reverse Monte Carlo (RMC) modeling has been recognized to be an excellent method for visualizing the three-dimensional atomic arrangement of amorphous alloys, based on the results of neutron and X-ray diffraction experiments. Therefore, the combination of neutron, X-ray diffraction experiments and the RMC modeling was used to clarify the topological characteristics of the structure of amorphous alloys.

1. はじめに

アモルファス金属の研究は無電解および電解メッキや真空蒸着法で作製されることから始まったが, 1960年 Duwez らりが液体からの急冷による $\text{Au}_{70}\text{Si}_{30}$ アモルファス合金の作製に成功したことから現在の活発な研究に門戸が開かれた。その後, 1970年増本と Maddin によって遠心急冷法が開発²⁾され, リボン状のアモルファス合金が作製され始めたことにより, 基礎のみならず応用研究が活発化し, 現在, 井上を中心に行われているバルク金属ガラス³⁾の研究へと発展してきている。

アモルファス金属の構造研究は初期の時代から行われており, アモルファス状態すなわち非平衡状態でなぜ安定に存在するかという観点から, 構造の特徴を明らかにしようと試みられてきている。特に最近ではバルク金属ガラスの形成能とその安定性の観点から構造の研究が盛んに行われるようになっていく。

構造の研究はX線, 電子線そして中性子を使った回折・散乱が主流で, そのなかでもX線や電子線を使った研究は突出しており, それに比べ中性子を使った研究はそれほど多くはない。それは中性子を用いた研究が原子炉による中性子源や加速器を使ったスポレーション中性子源を利用しなくてはならないという特殊事情があるものと考えられる。ここでは中性子, 特にスポレーション中性子源を使ったパルス中性子回折実験を主に利用し, 相補的にX線回折ならびにリバースモンテカルロ (reverse Monte Carlo, RMC) 法⁴⁾による構造シミュレーションを用いたアモルファス合金の構造研究について紹介したい。

2. パルス中性子回折実験

回折実験における個々の実験法の特徴は, 主として各元素の散乱能に関係している。例えば, X線回折ではX線が電子によって散乱されることから各元素の散乱能 (原子散乱因子) はその原子番号に比例し, 中性子回折では中性子が核ポテンシャルに散乱されるので, その散乱能 (干渉性核散乱振幅)⁵⁾は各元素の核ポテンシャルの特性を反映したものとなる。それゆえ, 各元素の干渉性核散乱振幅は特徴ある値をもっている。さらに同位体における干渉性核散乱振幅が異なることから, 中性子回折では同位体を変えることによって異なる側面からの構造情報を得ることが可能となる。また, X線回折における原子散乱因子は散乱波数に依存し, 散乱波数が大きくなるに従い減少する。それに対して, 中性子回折における干渉性核散乱振幅は散乱波数に依存せず一定の値である。これにより, 中性子回折では高い散乱波数領域まで精度よく構造情報を得ることが可能となる。

本研究に用いた中性子はスポレーション中性子源から発生されるパルス中性子であり, この中性子は原子炉から発生される中性子と比べて短波長領域の中性子を多く含んでいることから, 高い散乱波数の領域まで散乱強度を測定することが可能となる。それに対してX線回折では特性X線を利用する限り測定される散乱波数は限られるが, 最近では放射光を利用することにより, 短波長のX線の利用が可能となり高波数領域までの測定が可能となっている。

アモルファス合金の構造解析を簡単に述べることにす

る。物質の全構成原子 (N 個) によって散乱された中性子の散乱強度 $I(Q)$ は Faber-Ziman の定義⁶⁾ により構造因子 $S(Q)$ と以下のように関係づけられる。

$$I(Q) = N \langle b^2 \rangle S(Q) + N (\langle b^2 \rangle - \langle b \rangle^2) \quad (1)$$

通常、アモルファス合金は多元系であるがゆえ、測定される全構造因子 $S(Q)$ は各原子種相関 (i - j 相関) を示す部分構造因子 $S_{ij}(Q)$ の重み付き和で表される。

$$S(Q) = \frac{1}{\langle b \rangle^2} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n C_i C_j b_i b_j S_{ij}(Q) \quad (2)$$

ここで Q は散乱波数である。 C_i ならびに b_i は i 元素の濃度と干渉性核散乱振幅である。そして n は原子種の数を示している。また、 $\langle b^2 \rangle$ と $\langle b \rangle$ はそれぞれ次式で表される。

$$\langle b^2 \rangle = \sum_i C_i b_i^2, \quad \langle b \rangle = \sum_i C_i b_i \quad (3)$$

実空間上の情報は $S(Q)$ をフーリエ変換すると全動径分布関数 $RDF(r)$ や全 2 体分布関数 $g(r)$ として得られる。

$$\begin{aligned} RDF(r) &= 4\pi r^2 \rho_o g(r) \\ &= \frac{2r}{\pi} \int_0^{Q_{\max}} Q(S(Q) - 1) \sin(Qr) dQ \end{aligned} \quad (4)$$

ここで ρ_o は試料の原子数密度であり、 $RDF(r)$ は $S(Q)$ と同様に各原子種相関を示す部分動径分布関数 $RDF_{ij}(r)$ の重み付き和として表される。

$$RDF(r) = \frac{1}{\langle b \rangle^2} \sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n C_i C_j b_i b_j RDF_{ij}(r) \quad (5)$$

3. 水素吸蔵アモルファス合金の構造ユニット

X 線回折で水素原子を観察しようとした場合、水素の原子散乱因子は水素を吸蔵する金属原子のそれと比べて極端に小さい。それゆえ、X 線回折では金属中の水素の情報を得ることが難しいが、水素原子が吸蔵されることによって変化する金属原子の分布の情報を主に得ることが可能となる。それに対して、中性子で水素原子を眺めると、軽水素 (H) の場合は負の干渉性核散乱振幅をもち、同位体の重水素 (D) は正の値をもち、その干渉性核散乱振幅の値は金属原子のそれと同等の値を示す。ここで、軽水素の場合、構造の情報を含まない非干渉性散乱振幅の値が大きいことから、通常中性子回折で水素原子を観察する場合、試料中の水素を重水素置換した後に回折実験が行われる。

ここで紹介する水素吸蔵アモルファス合金は化合物結晶が水素を吸蔵することによりアモルファス化したもので、そのアモルファス化は hydrogen induced amorphization⁷⁾ と称され、水素によりアモルファス相が安定化するという興味ある現象である。それゆえ、アモルファス合金の安定

性は水素原子の存在位置や水素が吸蔵されることによって変化する金属原子の分布と強く関連しており、アモルファス相の安定性と構造の関係をj知るうえで適した試料であるjと考える。

式 (2) を用いて X 線回折と中性子回折の重み因子、すなわち、 $S(Q)$ に対する各原子種相関の寄与について TbFe₂D_{3.0} アモルファス合金^{8),9)} を例にとり計算すると以下のようになる。

X 線回折：

$$\begin{aligned} S(Q) &= 0.2942 S_{\text{TbTb}}(Q) + 0.1872 S_{\text{FeFe}}(Q) \\ &\quad + 0.0006 S_{\text{DD}}(Q) + 0.4693 S_{\text{TbFe}}(Q) \\ &\quad + 0.0271 S_{\text{TbD}}(Q) + 0.0216 S_{\text{FeD}}(Q) \end{aligned} \quad (6)$$

中性子回折：

$$\begin{aligned} S(Q) &= 0.0255 S_{\text{TbTb}}(Q) + 0.1664 S_{\text{FeFe}}(Q) \\ &\quad + 0.1869 S_{\text{DD}}(Q) + 0.1304 S_{\text{TbFe}}(Q) \\ &\quad + 0.1382 S_{\text{TbD}}(Q) + 0.3526 S_{\text{FeD}}(Q) \end{aligned} \quad (7)$$

X 線回折における原子散乱因子は原子番号に比例するため、式 (6) で示した重み因子を見ると明らかなように重水素原子に関係する相関の寄与が小さく、それゆえ、X 線回折では主に金属-金属 (Tb-Tb, Tb-Fe, Fe-Fe) 相関を観測していることがわかる。それに対して、中性子回折では、それぞれの元素は $b_{\text{Tb}} = 0.738 \times 10^{-14}$ m, $b_{\text{Fe}} = 0.945 \times 10^{-14}$ m そして $b_{\text{D}} = 0.6671 \times 10^{-14}$ m の核散乱振幅の値をもつことから、重水素原子の情報を十分に得ることができる。すなわち、式 (7) に示すように金属-金属 (Tb-Tb, Tb-Fe, Fe-Fe) 相関に比べて、D-Tb, D-Fe そして D-D 相関の重み因子の値が大きく、重水素原子の周りの情報を多く含んでいる。

図 1 は、X 線回折と中性子回折によって得られた TbFe₂D_{3.0} ならびに TbNi₂D_{2.4} アモルファス合金⁸⁾⁻¹⁰⁾ の $S(Q)$ 、そして後で述べる RMC 法による構造モデルの $S(Q)$ を示している。X 線回折ならびに中性子回折から得られた $S(Q)$ は各原子種相関の重み因子によって大きく異なっていることがわかる。この違いは、式 (6) 式 (7) で示したように X 線回折から得られた $S(Q)$ が主に金属原子同士の相関で形成され、中性子回折から得られた $S(Q)$ は D 原子周りの原子配列の情報を含むものであることに起因している。

中性子回折から得られた TbFe₂D_{3.0} ならびに TbNi₂D_{2.4} アモルファス合金の $RDF(r)$ (図 2) から D 原子周りの情報を得ると、TbFe₂D_{3.0} アモルファス合金では、D 原子は金属原子で構成される 4 面体ユニット内に位置し、その 4 面体ユニットは平均 0.98 個の Fe 原子そして 3.03 個の Tb 原子で構成されることがわかった。それに対して、TbNi₂D_{2.4} アモルファス合金では同じく 4 面体ユニット内に D 原子は存在するが、その構成原子は 1.74 個の Ni 原子そして

図1 中性子回折ならびにX線回折によって観察した $\text{TbFe}_2\text{D}_{3.0}$ アモルファス合金と $\text{TbNi}_2\text{D}_{2.4}$ アモルファス合金の構造因子 $S(Q)$, そしてリバースモンテカルロ法によって得られた構造モデルの $S(Q)$. (Structure factors, $S(Q)$, observed by neutron and X-ray diffraction, and reverse Monte Carlo fitting data for $\text{TbFe}_2\text{D}_{3.0}$ and $\text{TbNi}_2\text{D}_{2.4}$ amorphous alloys.)

図2 中性子回折による $\text{TbFe}_2\text{D}_{3.0}$ アモルファス合金と $\text{TbNi}_2\text{D}_{2.4}$ アモルファス合金の動径分布関数 $RDF(r)$. (Radial distribution functions, $RDF(r)$, by neutron diffraction, for $\text{TbFe}_2\text{D}_{3.0}$ and $\text{TbNi}_2\text{D}_{2.4}$ amorphous alloys.) Fe-D (Ni-D), Tb-DそしてD-D相関は点線, そしてFe-Fe (Ni-Ni) 相関は鎖線示している.

2.19個のTb原子であり, アモルファス合金の母相を構築する金属原子がFeとNiと異なるだけで, 水素原子の存在する環境が大きく異なっていることが明らかとなった.

この水素原子の存在環境の詳細を知るために, X線 $S(Q)$ と中性子 $S(Q)$ データを用い, RMC法による構造モデル

図3 $\text{TbFe}_2\text{D}_{3.0}$ アモルファス合金と $\text{TbNi}_2\text{D}_{2.4}$ アモルファス合金のリバースモンテカルロ法によって形成された三次元構造モデル (小さな暗灰色の球: 水素原子, 中間の大きさの黒色球: Fe (Ni) 原子, 大きな灰色の球: Tb原子). (Schematic diagram of the atomic configurations for $\text{TbFe}_2\text{D}_{3.0}$ and $\text{TbNi}_2\text{D}_{2.4}$ amorphous alloys, which depict D atom as a small dark-gray sphere, Fe (Ni) atom as a medium black sphere and Tb atom as a large gray sphere.)

の構築を行った. シミュレーションは約4000個の原子を使って行われた. 図1に示したようにモデルから得られた $S(Q)$ と実験から得られた $S(Q)$ を比較すると, モデル構造の $S(Q)$ はX線 $S(Q)$ と中性子 $S(Q)$ をともに精度よく再現している. このモデル構造を三次元構造として描いたものが図3である. TbFe_2 結晶はラース相であり, Tb原子とFe原子が均一かつ規則正しく配列していたものが, 水素が吸蔵され, $\text{TbFe}_2\text{D}_{3.0}$ アモルファス合金になることにより金属原子の配列が大きく変化し, TbとFe原子の分布に不均一性が生じたことが明らかとなった. それに対して, $\text{TbNi}_2\text{D}_{2.4}$ アモルファス合金ではTbとNi原子の不均

図4 三次元構造モデルから得られた TbFe₂D_{3.0} アモルファス合金と TbNi₂D_{2.4} アモルファス合金中の水素原子の位置. (the locations of D atoms which were evaluated from the RMC model for TbFe₂D_{3.0} and TbNi₂D_{2.4} amorphous alloys.)

一分布は生じていないことが明らかとなった. さらに, この RMC モデル構造から吸蔵された水素のうち 98 % の水素原子は 4 面体ユニット内に存在することが明らかになった. 図 4 にその 98 % の水素原子が存在している 4 面体の構成原子で整理したものを示す. X 線ならびに中性子回折実験による $RDF(r)$ から得られた水素周りの金属原子の配位ならびに図 3 で示した三次元原子配列で予測されるように, TbFe₂D_{3.0} ならびに TbNi₂D_{2.4} アモルファス合金における D 原子の存在位置は大きく異なっていることがわかった. すなわち, TbFe₂D_{3.0} アモルファス合金では D 原子は 4Tb 原子で構成される 4 面体ユニットに優先的に入るが, TbNi₂D_{2.4} アモルファス合金では 2Ni + 2Tb 原子で構成される 4 面体ユニットに優先的に入ることが明らかとなった. 現在のところその違いを生じさせる要因は明確ではないが, 過去の Ni₂Zr, NiZr そして NiZr₂ アモルファス合金への水素吸蔵の研究¹¹⁾と同様に, 水素原子は 4 面体ユニット内に存在することが明らかとなった. すなわち, 水素吸蔵アモルファス合金の構造の研究により, 水素原子を手段としてアモルファス合金の構成する原子の配列を眺めると, その存在位置から安定化するアモルファス合金は多くの 4 面体ユニットで構成され, 水素原子がそこに入ることによって構造がより安定化することが示唆された.

4. アモルファス合金の多面体解析

アモルファス合金の安定化と構造に関する研究は精力的に行われ, 安定化とその構造の特徴が解明されつつある. 通常, Cu-Zr アモルファス合金はガラス化温度 (T_g) が明確に観察され, Ni-Zr アモルファス合金はそれが観察されない.¹²⁾ T_g が明確に観察されるアモルファス合金は安定

図5 Ni_{33.3}Zr_{66.7} アモルファス合金と Cu_{33.3}Zr_{66.7} アモルファス合金の中性子回折ならびにリバースモンテカルロ法から得られた構造因子 $S(Q)$. (Structure factors, $S(Q)$, observed by neutron diffraction (solid line) and Reverse Monte Carlo (RMC) fits (dashed line) for Ni_{33.3}Zr_{66.7} and Cu_{33.3}Zr_{66.7} amorphous alloys.)

性が高く, アモルファス相が容易に得られる. 最近注目されているバルク金属ガラスは T_g が明確に観察されるとともに, T_g と結晶化温度 (T_x) の温度差が大きいことが特徴であることから, Cu-Zr ならびに Ni-Zr アモルファス合金の構造の特徴の違いを明らかにすることは, バルク金属ガラスの安定性に関する構造学的情報が得られるものと予測される. それゆえ, この章では, 中性子回折実験によって得られた Ni_{33.3}Zr_{66.7} と Cu_{33.3}Zr_{66.7} アモルファス合金の構造因子 $S(Q)$ を基にして, RMC 法により三次元構造モデルを構築し, 得られたそれぞれアモルファス合金の構造学的特徴を明確にした研究成果を紹介する.

図 5 に中性子回折実験によって得られた Ni_{33.3}Zr_{66.7} と Cu_{33.3}Zr_{66.7} アモルファス合金の $S(Q)$ と RMC モデルによる $S(Q)$ を示す. このように実験値と RMC モデルから得られた $S(Q)$ には非常によい一致が得られ, アモルファス合金の三次元構造を再現しているものと考えられる. さらに RCM モデルの再現性を明確にするために, 得られた Ni_{33.3}Zr_{66.7} と Cu_{33.3}Zr_{66.7} アモルファス合金の構造モデルの部分構造因子 $S_{ij}(Q)$ を過去に報告されている実験結果^{13),14)}と比較すると, それぞれの部分構造の特徴が図 6 に示すごとく, よく再現されていることがわかる.^{15),16)} Ni_{33.3}Zr_{66.7} と Cu_{33.3}Zr_{66.7} アモルファス合金の $S_{ij}(Q)$ の Ni-Ni と Cu-Cu 相関, Ni-Zr と Cu-Zr 相関, そして Zr-Zr 相関の比較を行うと, Ni-Ni と Cu-Cu 相関が大きく違っているが, Zr-Zr 相関は両方のアモルファス合金で類似していることが明らかとな

図6 中性子回折 ($\text{Ni}_{35}\text{Zr}_{65}$ アモルファス合金と $\text{Cu}_{57}\text{Zr}_{43}$ アモルファス合金) とリバースモンテカルロ計算 ($\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金と $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金) より得られた部分構造因子 $S_{ij}(Q)$. (Partial structure factors, $S_{ij}(Q)$, derived from the Reverse Monte Carlo (RMC) simulations for $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ and $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ amorphous alloys and neutron diffraction for $\text{Ni}_{35}\text{Zr}_{65}$ and $\text{Cu}_{57}\text{Zr}_{43}$ amorphous alloys.)

図7 $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金と $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金のZr原子周りならびにNiとCu原子周りのVoronoi多面体. (Voronoi polyhedra around Zr (a), Ni (b) and Cu (b) atoms for $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ and $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ amorphous alloys.)

った。そこで、Zr原子周りのZr原子の相関としてZr-Zr-Zr角度分布を比較すると、これもよく一致していることが明らかとなった。この事実は $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ と $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金の基本構造がZr原子で構築されており、逆に、 $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ と $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金の違いはNi原子ならびにCu原子の存在状態と強く関連し、結果として安定性や形成能は、Ni原子ならびにCu原子の分布に依存していることが類推される。

さらに構造学的特徴を明確にするため、三次元構造モデルにおける多面体解析を行い、Ni原子、Cu原子そしてZr原子周りを構成する多面体の分布を調べた。その方法はVoronoi多面体解析法である。Voronoi多面体とは固体

物理系でよく知られているWigner-Seitzセルのことであり、 i 個の辺をもつ面を数で示すと、Voronoi多面体は $(n_3, n_4, n_5, n_6, n_7, \dots)$ によって表される。図7は $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ ならびに $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金の構造を形成しているZr原子、Ni原子そしてCu原子周りの多面体を示している。¹⁵⁾ Zr原子周りの多面体は $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ ならびに $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金でよく似ており、二十面体もしくはそれに類似な多面体であることがよく理解できる。それに対して、NiとCu原子周りの環境は $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金と $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金で大きく異なっている。すなわち、 $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金のNi原子周りの多面体は三角プリズムを代表とするプリズム

的な多面体で構成されていることがわかる。特に、(0 2 8 0 0 0) で示されるアルキメデス反プリズムは NiZr_2 結晶¹⁷⁾ のNi 原子周りに存在する多面体であることは注目に値する。一方、 $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金のCu 原子周りの環境は、 CuZr_2 結晶のそれとは大きく異なり、二十面体もしくはそれに類似な多面体が多く存在することが明らかになった。

$\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ ならびに $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金の構造の比較から、その特徴をまとめると、この2種類のアモルファス合金の基本構造はZr 原子によって形成されており、Zr 原子周りの多面体は二十面体もしくは類似した多面体である。そして、 $\text{Ni}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金のNi 原子周りの多面体は NiZr_2 結晶に存在する三角プリズムを基本とした形態であり、それに対して $\text{Cu}_{33.3}\text{Zr}_{66.7}$ アモルファス合金のCu 原子周りは二十面体もしくはそれに類似な多面体で構成されている。このような結果は、Ni ならびにCu 原子周りの多面体の違いが、この2種類のアモルファス合金の形成能や安定性に影響を及ぼしていると思われるものである。

5. おわりに

水素吸蔵アモルファス合金ならびにバルク金属ガラスの基本となるガラス化温度 (T_g) が観察されるCu-Zr 系アモルファス合金と観察されないNi-Zr 系アモルファス合金の構造観察から、アモルファス合金の構造の特徴を明らかにした研究成果を紹介した。アモルファス合金の主なる最少ユニットは4 面体であり、さらにその4 面体が集まって形成される多面体がアモルファス合金の形成能や安定性と強く関連していることが明らかになってきている。しかし、アモルファス合金がもつ限らない特性は、さらにその多面体で構築される中距離構造や不均一性(密度の不均一性と組成の不均一性)と深く関係するとともに、このような原子配列が形成されるための電子構造と密接に関連していることは周知のことである。それゆえ、今後、さらに構造情報を集約し、アモルファス合金についてはバルク金属ガラスの特性(形成能や安定性)を説明できる基礎概念を構築する必要があると考えている。

謝 辞

これらの研究は文部科学省科学研究費補助金によって行われたものであるとともに、北見工業大学・青木 清教授、東北大学・長谷川正助教授そして大阪大学・弘津禎彦教授そしてそのグループの方々、さらに京都大学原子炉実験所福永研究室のメンバーならびに大学院生の共同研究成果であることを明記し、皆様に深謝いたします。

文 献

- 1) P. Duwez, R. H. Williams and W. Klement: *J. Appl. Phys.* **31**, 36 (1960).
- 2) T. Masumoto and R. Maddine: *Acta. Met.* **19**, 191 (1971).
- 3) A. Inoue: *Mater. Trans. JIM* **36**, 866 (1995).
- 4) R. L. McGreevy and L. Pusztai: *Mol. Simulation* **1**, 359 (1988).
- 5) V. F. Sears: *Neutron News* **3**, 26 (1992).
- 6) T. E. Faber and J. M. Ziman: *Phil. Mag.* **11**, 153 (1965).
- 7) K. Aoki, T. Yamamoto and T. Masumoto: *Script. Met.* **21**, 27 (1987).
- 8) K. Itoh, K. Kanda, K. Aoki and T. Fukunaga: *J. Alloys & Compounds* **348**, 167 (2003).
- 9) T. Fukunaga, K. Itoh and K. Aoki: *Mat. Science Forum* **502**, 257 (2005).
- 10) K. Itoh, T. Sawada, K. Aoki and T. Fukunaga: *J. Alloys & Compounds* **392**, 6 (2005).
- 11) K. Suzuki, N. Hayashi, Y. Tomitsuka, T. Fukunaga, K. Kai and N. Watanabe: *J. Non-Cryst. Solids* **61/62**, 637 (1982).
- 12) J. Saida, M. Kasai, E. Matsubara and A. Inoue: *Ann. Chim. Sci. Mat.* **27**, 77 (2002).
- 13) A. Lee, G. Etherington and C. N. J. Wagner: *J. Non-Cryst. Solids* **61/62**, 349 (1984).
- 14) T. Kudo, T. Mizoguchi, N. Watanabe, N. Niimura, M. Misawa and K. Suzuki: *J. Phys. Soc. Japan Letters* **45**, 1773 (1978).
- 15) T. Fukunaga, D. Touya, K. Itoh, T. Otomo, K. Mori, H. Kato and M. Hasegawa: *J. Metastable & Nanocrystalline Materials* **24-25**, 217 (2005).
- 16) T. Fukunaga, K. Itoh, T. Otomo, K. Mori, M. Sugiyama, H. Kato, M. Hasegawa, A. Hirata, Y. Hirotsu and A. C. Hannon: *J. Intermetallics*, (2005) in press.
- 17) P. Villars and L. D. Calvert: *Person's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic phases* (American Society for Metals, 1985).

プロフィール

福永俊晴 Toshiharu FUKUNAGA
京都大学原子炉実験所
Research Reactor Institute, Kyoto University
〒590-0494 大阪府泉南郡熊取町朝代西2丁目
Kumatori-cho, Sennan-gun, Osaka, 590-0494 Japan
TEL. 0724-51-2423, FAX. 0724-51-2635
e-mail: tfuku@rri.kyoto-u.ac.jp
最終学歴：1979年東北大学大学院工学研究科博士後期課程修了
専門分野：非平衡材料学、中性子散乱

伊藤恵司 Keiji ITOH
京都大学原子炉実験所
Research Reactor Institute, Kyoto University
〒590-0494 大阪府泉南郡熊取町朝代西2丁目
Kumatori-cho, Sennan-gun, Osaka, 590-0494 Japan
TEL. 0724-51-2423, FAX. 0724-51-2635
e-mail: kgito@rri.kyoto-u.ac.jp
最終学歴：1999年新潟大学大学院自然科学研究科博士後期課程修了
専門分野：非晶質構造解析