最近の研究

遷移金属酸化物における相分離を利用した チェッカーボード型ナノ組織の作製とその特徴

堀部陽一*森茂生**

1. はじめに

近年のナノサイエンス・ナノテクノロジーの発展に伴い、 ナノメートルスケールの自己組織化材料の研究が精力的に行 われている.これらのナノ自己組織化材料には,一般にコロ イド沈殿法やブロック共重合体などの各種有機物における自 己組織化、金属の陽極酸化等の湿式化学的手法が用いられ る⁽¹⁾⁻⁽³⁾.一方,無機物におけるナノ自己組織化については, Al-Ni-Co 合金や Co-Pt 等の強磁性合金⁽⁴⁾⁽⁵⁾や,パルスレー ザー蒸着法を用いて作製された BaTiO₃-CoFe₂O₄ 強誘電-強 磁性薄膜(6)においてその存在が報告されているものの,ナノ 構造単位の大きさ(通常 40~60 nm 以上)および秩序度(無秩 序化傾向)において満足のいく材料を得るのは一般的に困難 である.しかしながら従来の研究から、ナノメートルスケー ルでの相分離を利用することにより、ZnMnGaO₄や Mg(Mn, Fe)₂O₄, (Co, Mn, Fe)₃O₄ などの Mn イオンを含む スピネル型酸化物において、数 nm×数 nm×数十~数百 nm 程度のナノロッドから構成されるチェッカーボード(checkerboard)型ナノ組織を作製出来ることが見出されてい $Z^{(7)-(9)}$

スピネル型酸化物 AB_2O_4 の結晶構造を,図1に示す.ス ビネル型構造は立方晶空間群 $Fd\overline{3}m$ を伴う基本構造を有し, A および B イオンがそれぞれ四面体サイト(8a 位置)および 八面体サイト(16d 位置)を占位する.したがって B イオン および周辺の酸素イオンは,B イオンを中心とした酸素八面 体を構成している(図1中破線部).このため B イオンが Mn^{3+} や Cu^{2+} といった遷移金属イオンの場合,系全体のエ ネルギーの利得のために、低対称構造が安定化する.この現 象は Jahn-Teller (JT)現象と呼ばれており、この JT 現象に より導入される局所歪(Jahn-Teller 歪: JT 歪)は、JT イオ ン濃度の変調を伴う化学的相分離の駆動力となり得ることが 報告されている⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾.実際,Mn 系スピネル型酸化物にお けるチェッカーボード型ナノ組織は、本系に存在するMn³⁺ イオンに起因した JT 歪による化学的相分離と密接に関係す ることが指摘されている⁽⁷⁾.すなわち,Mn 系スピネル型酸 化物におけるチェッカーボード型ナノ組織は、本系における JT 現象に関係して、試料中における局所的歪場やMn³⁺ 濃



体を示す.

^{*} 九州工業大学大学院工学研究院;准教授(〒804-8550 北九州市戸畑区仙水町1-1)

^{**} 大阪府立大学大学院工学系研究科;教授

Fabrications and Characterizations of Checkerboard-type Nano-structure Utilized by Phase Separation in Transition Metal Oxides; Yoichi Horibe*, Shigeo Mori**(*Department of Materials Science, Kyushu Institute of Technology, Kita-kyushu. **Department of Materials Science, Osaka Prefecture University, Sakai)

 $Keywords: transmission \ electron \ microscopy, \ checkerboard-type \ nano-structure, \ domain \ structure, \ local \ structure, \ Jahn-Teller \ effect, \ transition \ metal \ oxides$

²⁰¹⁸年3月30日受理[doi:10.2320/materia.57.271]

度等に強く依存することが示唆される.そこで我々はこれま で、Mn 系スピネル型酸化物において、様々な条件下でチェ ッカーボード型ナノ組織の作製を試み、その特徴について研 究を行ってきた⁽⁷⁾⁽⁸⁾⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾.本稿では、主に ZnMnGaO4に おいて得られた研究成果について紹介する.本物質中では、 Mn^{3+} イオンが八面体サイトに配位する結果、JT 活性とな っており、ZnMn₂O₄ は室温において JT 歪を伴う正方晶構 造(空間群: $I4_1/amd$)を有する⁽¹⁵⁾.一方、ZnGa₂O₄ は室温 において立方晶構造(空間群: $Fd\bar{3}m$)を示すことが報告され ている⁽¹⁶⁾.

2. 実験方法

ZnMnGaO₄ セラミックス試料は,空気中において通常の 固相反応法を用いて作製された.具体的にはZnO, Mn₂O₃,およびGa₂O₃原料粉を秤量・粉砕混合・ペレット 化した後,2度の焼成を行い,その後様々な条件下でアニー ルを行った.またZnMnGaO₄薄膜試料の作製は,パルスレ ーザー蒸着法を用いて行った.薄膜作製には(001)MgO基 板を用い,ZnMnGaO₄ セラミックス試料をターゲットとし て厚さ~800 nm 程度まで蒸着を行った後,基板ヒーターを 用いて570℃にて数時間アニールを行った.構造評価は粉末 X線回折装置を用いて行った.透過型電子顕微鏡用試料 は,粉砕法,Ar イオンミリング法,および集束イオンビー ム法を用いて作製した.透過型電子顕微鏡(TEM)観察は,

JEM-2000FX, JEM-2010(加速電圧: 200 kV), および JEM-3000F(加速電圧: 300 kV)を用いて行った. また電子 回折図形の指数付けは, 高対称構造である立方晶構造を基準 に行っている.

3. ZnMnGaO₄におけるチェッカーボード型ナノ組織

図2に、ZnMnGaO4 セラミックス試料から得られた明視 野像および電子回折図形を示す.電子入射方向は、〈100〉方 向にほぼ平行である.図2(a)中には、[110]および[110]方 向に沿って大きさ約4nm×4nm 程度のドメインが規則的に 配列した、チェッカーボード型ナノ組織が観察される.この 領域から撮影された電子回折図形(図2(b))中の矢印で示す 800逆格子位置近傍などにおいて、それぞれ α, β, γ, およ びδで表される4つに分裂した回折斑点が観察される.こ の分裂を注意深く観察すると、これらの回折斑点は、800位 置から[100]および[100]方向への大きさの異なる分裂(αお よび δ)と、「010]および「010]方向への分裂(β および γ)を伴 うことが分かる.一般的に双晶による回折斑点の分裂は,双 晶界面に対して垂直な方向に観察されることから、本系にお ける4つに分裂した回折斑点の存在は、本系のドメイン配 列を特徴付けるものであると考えられる. これらの回折斑点 の分裂の起源を明らかにするため, **B**斑点を用いて結像した 暗視野像を図2(a)挿入図に示す.像中には規則的に配列し た明るい四角状コントラストを持つドメインが観察される.



 図2 ZnMnGaO₄の室温におけるチェッカーボード型ナノ組織とヘリンボーン型ナノ組織.(a)および(b):[001]方向から得られた明視野像および電子 回折図形.(c)および(d):[010]方向から得られた明視野像および電子回折図形.(a)の挿入図は,(b)のβ回折斑点のみを用いて結像した暗視野像である.

またこれらのドメインは、互いに隣接していないことが分か る.異なる回折斑点を用いて結像した暗視野像の比較から、 回折図形中の4つに分裂した回折斑点は、図2(a)中の $\alpha \sim \delta$ で示す4つの異なるドメインから得られることが明らかと なった.またエネルギー分散型X線分析の結果から、本系 におけるチェッカーボード型ナノ組織において、 α および δ ドメインは Mn-rich な正方晶ドメイン、 β および γ ドメイ ンは Mn-poor な立方晶ドメインに対応することが見出され た.ここで α および δ ドメインでは、正方晶構造の最も長 い格子間隔の方向が90°異なっており、また β および γ ドメ インでは、立方晶構造の結晶軸が、基準となる方向から時計 方向および反時計方向に約3°回転している.

一方,図2(c)は,異なる領域から得られたヘリンボーン (herringbone)型ナノ組織の明視野像である.像中には,互 いに直交する〈100〉方向に沿った2種類の縞状コントラスト を持つヘリンボーン型ナノ組織の存在が見出される.1つの 縞状コントラスト領域の長さは約70nmであり、また2種 類の縞状コントラストの境界は〈110〉方向に沿って存在して いる. ヘリンボーン型ナノ組織から得られた電子回折図形 (図2(d))中には、各基本格子反射近傍に散漫ストリークお よび複数次の衛星反射が明瞭に観察される. これらのストリ ークおよび衛星反射は[100]および[001]方向に沿って出現 しており、縞状コントラストに垂直であることから、ヘリン ボーン型ナノ組織に関係したドメインが極めて規則的に配列 していることを示唆している. 隣接する衛星斑点の間隔から 見積もった周期は約6nmであり、チェッカーボード型ナノ 組織を構成する1つのドメイン(約4nm×4nm)の対角方向 の長さと良く一致している. 実際,本系においてチェッカー

ボード型ナノ組織を〈100〉軸周りに約90°傾斜させた場合, ヘリンボーン型ナノ組織に変化することが見出されてお り⁽⁷⁾,本系におけるナノ組織は四角柱形状を持つナノロッド 状ドメイン(大きさ約~4 nm×~4 nm×~70 nm)の規則配 列により構成され,その横断面像がチェッカーボード型ナノ 組織,縦断面像がヘリンボーン型ナノ組織を示すことが分か る.

これらの結果から得られた,ZnMnGaO4におけるドメイ ン配列の模式図を図3に示す.灰色および白色の領域は,そ れぞれ立方晶および正方晶ドメインに対応する.本系におけ るナノドメイン構造は、図3(a)で示すように、立方晶およ び斜方晶構造を持つ,大きさ約~4 nm×~4 nm×~70 nm の4種類のナノロッドの規則配列により特徴付けられる. このドメイン構造における[001]方向に垂直な断面図を、図 3(b)に示す.2種類の正方晶ナノロッドにおける正方晶歪の 伸張および収縮方向は、互いに90°異なっている.また2種 類の立方晶ナノロッドにおける単位格子は、元々の基準位置 から互いに反対方向に約3°回転している.その結果とし て、「001]方向に垂直な断面ではチェッカーボード型ナノ組 織が、[001]方向に平行な断面ではヘリンボーン型ナノ組織 が観察される.これらのナノロッドの規則配列は、図2(b) の電子回折図形中において観察される基本格子反射の特徴的 な分裂を良く説明することが出来る.以上の結果から,



図3 ZnMnGaO₄におけるナノドメイン構造の模式図. (a)規則配列したナノロッドの三次元的模式図. (b)[001]方向からの投影図.

ZnMnGaO₄におけるドメイン構造は、JT 効果による化学的 相分離の結果として現れる、大きさ約 \sim 4 nm× \sim 4 nm× \sim 70 nm の4種類のナノロッドの規則配列により特徴付けら れることが明らかとなった.

ZnMnGaO₄におけるチェッカーボード型ナノ組 織変化

Mn 系スピネル型酸化物におけるチェッカーボード型ナノ 組織は、アニール条件に大きな影響を受ける⁽⁹⁾⁽¹⁴⁾.図4(a) に、ZnMnGaO₄ セラミックス試料を高温から急冷(Quench), 120℃/h, 5℃/h, および 1℃/hの冷却速度で室温まで徐冷し た際に得られた311回折ピーク近傍のX線回折曲線をそれぞ れ示す. Quench 試料および120℃/h 冷却試料における X 線 回折曲線は、明瞭な基本格子ピークの分裂を示し、120℃/h 冷却試料の方がより大きい正方晶歪を有することが分かる. 一方,5℃/h および1℃/h 冷却試料における回折曲線では, 基本格子反射ピークの顕著な幅広がりが観察され、ピーク半 値幅は5℃/h 冷却試料の方が1℃/h 冷却試料に比べて大き いことが分かる.ここで特徴的なのは,Quench 試料および 120℃/h 冷却試料における正方晶構造が,5℃/h および1℃/ h冷却試料における正方晶構造に比べ、小さな正方晶歪を有 することである. このため, Quench 試料および120℃/h 冷 却試料における正方晶構造を中間正方晶構造と呼ぶこととす る. また回折ピーク位置から見積もった格子定数から, ZnMnGaO₄は5℃/h冷却により立方晶ZnMn_{0.5}Ga_{1.5}O₄と正 方晶 ZnMn_{1.7}Ga_{0.3}O₄に相分離することが示唆される.この うち Mn-poor な立方晶 ZnMn_{0.5}Ga_{1.5}O₄ がβおよびγドメイ ンに, Mn-rich な ZnMn_{1.7}Ga_{0.3}O₄ が α および δ ドメインに 対応するものと考えられる.

Quench 試料, 120℃/h, および 5℃/h 冷却試料から得ら れた暗視野像を, それぞれ図4(b), (c), および(d)に示 す. また挿入図には対応する電子回折図形を示してある. 電 子入射方向は[001]方向にほぼ平行であり、また暗視野像撮 影に用いた回折斑点はそれぞれ400, 220, および400であ る. 図 4(b) に示す Quench 試料から得られた暗視野像中に は、〈110〉方向に沿ったツイード(tweed)模様が明瞭に観察 される. また対応する電子回折図形中には, 各基本格子反射 周りにツイード模様の存在を示す散漫散乱が見出される.一 方,120℃/h冷却試料においては,正方晶歪の増加に伴い, 内部にツイード模様を伴う〈110〉方向に沿った微細な双晶ド メインが出現すると共に、回折図形中にも典型的な基本格子 反射の双晶分裂が見られる(図4(c)). 更に5℃/h冷却試料 においては、特徴的な回折斑点の分裂を伴う~4nm×~4 nmのチェッカーボード型ナノ組織が観察される(図4(d)). すなわち ZnMnGaO4 においては、高温からの冷却速度の低 下に伴い,中間正方晶相から立方晶/正方晶相への相分離の 発生と、それに伴うチェッカーボード型ナノ組織の形成が明 らかとなった.ここで冷却速度を低下させた際の組織変化 は、近似的に温度低下に伴う組織変化を反映していると考え



図4 ZnMnGaO₄において異なる速度で冷却した試料か ら得られた(a)粉末X線回折曲線,および(b)~(d) 暗視野像および電子回折図形.(b),(c),および (d)は,それぞれQuench,120℃/h,および5℃/h 冷却試料から得られたものである.

られる.

図5および挿入図は、ZnMnGaO₄における1℃/h冷却試 料から得られた明視野像および電子回折図形である.電子入 射方向は[001]方向にほぼ平行である.明視野像中には, [110]方向から時計回りおよび反時計回りに回転したバンド 状コントラストを伴うラメラ型ナノ組織が観察される.また 対応する電子回折図形中には、例えば440逆格子位置などに、 3つに分裂した回折斑点の存在が見出される.様々な回折斑 点を用いた暗視野像観察の結果から、これらの回折斑点の3 つの分裂は、双晶関係にある2種類の正方晶ドメインの存 在(双晶分裂に類似した基本格子反射の分裂に対応)と、1種 類の立方晶ドメインの存在(分裂の中間に位置する基本格子 反射に対応)に起因することが明らかとなった.また電子回 折図形の検討から、ラメラ型ナノ組織における立方晶構造お よび正方晶構造は、それぞれチェッカーボード型ナノ組織に



図5 1℃/h 冷却試料から得られた明視野像および電子 回折図形.

おける各構造とほぼ同じ格子定数を有することが見出された.すなわち、1℃/h冷却試料におけるラメラ型ナノ組織は、2種類のバンド状正方晶ドメインと1種類のバンド状立方晶ドメインから構成されることが明らかとなった.

以上の結果から、ZnMnGaO₄においては、高温からの冷 却に伴い,まず八面体位置(16d サイト位置)を占有する Mn³⁺ イオンに関係した協力的 JT 相転移が生じ,結晶構造 が立方晶から中間正方晶構造に変化すると考えられる. この JT 転移はマルテンサイト的な相転移であり、イオン拡散を 伴わない. その結果, 更なる温度の低下と共に中間正方晶相 は構造的に不安定となり、イオン拡散を伴う立方晶相および 正方晶相への相分離が生じると共に、まずチェッカーボード 型ナノ組織が形成されると考えられる.このチェッカーボー ド型ナノ組織は2種類の正方晶ナノロッドと2種類の立方 晶ナノロッドの微妙なバランスの上で形成されるため⁽⁷⁾,ナ ノロッドの粗大化と共に不安定化すると考えられ、その結果 ラメラ型ナノ組織に変化することが予想される. すなわち ZnMnGaO₄におけるナノ組織変化は、中間正方晶相から立 方晶相および正方晶相への相分離に伴うチェッカーボード型 ナノ組織形成と、その粗大化に関係したラメラ型ナノ組織へ の変化により特徴付けられると考えられる.

ZnMnGaO₄ 薄膜におけるチェッカーボード型ナノ組織

セラミックス試料におけるチェッカーボード型ナノ組織お よびヘリンボーン型ナノ組織の形成には、本系における中間 正方晶に関係した双晶ドメインとそれに伴う歪場の存在が重 要な役割を果たすと考えられる.そこでナノ組織形成に対す る局所歪の影響について調べるため、基板材料との格子ミス フィットを伴う ZnMnGaO4 薄膜試料を作製し、ナノ組織の 特徴について調べた⁽¹²⁾.図6(a)および6(b)は、それぞれ MgO 基板上に作製した ZnMnGaO4 薄膜試料から得られた 断面明視野像および平面暗視野像である.また、図6(b)に 対応する電子回折図形を挿入図に示す.電子入射方向はそれ ぞれ[010]方向および[001]方向にほぼ平行であり,暗視野 像の撮影は,800位置周りの分裂した回折斑点を全て用い て,試料をやや傾斜させて行っている.断面明視野像中では, MgO 基板と試料の界面から約50 nm 程度のコントラストを 持たない遷移領域が見られる.その上部において基板面に垂 直な方向に,幅約6 nm 程度の細かいフリンジコントラスト が,薄膜表面まで約~750 nm にわたり連続的に存在するこ とが分かる.一方,平面暗視野像および対応する電子回折図 形(図6(b)および挿入図)中には,約~4 nm×~4 nm 程度 (対角方向の幅が約~6 nm 程度)の大きさのチェッカーボー ド型ナノ組織が明瞭に観察され,また回折図形中にはセラミ



図6 ZnMnGaO₄薄膜試料におけるチェッカーボード型ナノ組織.(a)断面明視野像.(b)平面暗視野像 および対応する電子回折図形.暗視野像の撮影は, 800位置近傍の4つに分裂した基本格子反射の全 てを用いて行っている.(c)薄膜試料におけるナ ノドメイン構造の三次元的模式図. ックス試料と同様の特徴的な回折斑点の分裂が見られる. 実際,分裂した800回折斑点の1つを用いて撮影された暗視野像において,明瞭なチェッカーボード型ナノ組織が見出されている⁽¹²⁾.以上の結果から得られた,ZnMnGaO4薄膜におけるナノドメイン構造の模式図を図6(c)に示す.灰色および白色の領域は,それぞれ立方晶および正方晶ドメインに対応する.本系におけるドメイン構造は,立方晶および斜方晶構造を持つ,大きさ約~4 nm×~4 nm×~750 nm の4 種類のナノロッドの規則配列により構成され,極めて異方的な構造を有することが分かる.

本ナノドメイン構造における断面方向の結晶学的特徴につ いて更に詳しく調べるため、基本格子反射を用いた暗視野像 の観察を行い,さらに基板―薄膜間の遷移領域近傍および薄 膜領域において電子回折図形の撮影を行った. その結果を図 7に示す.図7(a)は440基本格子反射を用いて結像した暗視 野像であり、また像中の白枠 I および II は、それぞれ図7 (b)および7(c)の電子回折図形に対応する領域近傍の位置を 表している. 暗視野像中では、ナノロッドの規則配列を反映 した、極めて周期的に並んだフリンジコントラストが観察さ れる.この規則配列を反映して、薄膜領域において得られた 電子回折図形(図7(b))中には、強いストリーク状散漫散乱 に加えて高次の衛星反射の存在が見出される.一方,暗視野 像中の MgO 基板と薄膜との間の遷移領域では、局所的な格 子歪の存在を示唆する複雑なコントラストが観察される.こ の領域近傍から得られた図7(c)に示す回折図形では、図7 (b)に比べて明瞭なストリーク状散漫散乱は見られず,また



図7 ZnMnGaO₄ 薄膜試料における局所構造の基板か らの距離依存性.(a)断面暗視野像.暗視野像の 撮影は,440基本格子反射を用いて行っている. (b)(a)中の白枠 I の領域近傍から得られた電子回 折図形.(c)(a)中の白枠 II の領域近傍から得ら れた電子回折図形.

高次の衛星反射も存在していない. MgO 基板と ZnMnGaO4 薄膜との間の格子ミスフィットは基板から距離が離れるにつ れて緩和されると考えられることから, チェッカーボード型 ナノ組織は局所歪の微妙なバランスの上に形成されること, またこの局所歪を制御することにより極めて異方的かつ高度 に規則化したチェッカーボード型ナノ組織を実現可能性であ ることが示唆された.

6. おわりに

本稿では、様々な条件下で作製・アニールされた Mn 系 スピネル型酸化物 ZnMnGaO4 セラミックス試料および薄膜 試料における,主に透過型電子顕微鏡観察により行われたナ ノ自己組織化の研究結果について紹介した. このナノ自己組 織化は、本系における Mn³⁺ イオンの JT 効果に関係した相 分離を起源とし、JT 歪を伴う Mn-rich な正方晶ナノロッド とJT 歪を持たない Mn-poor な立方晶ナノロッドが巧妙に 規則配列したドメイン構造の形成を伴う. この様なナノドメ イン構造は高度な秩序化および大きな異方性を持つことか ら、これらの特性を利用した異方的熱伝導材料の作製やナノ 磁石の作製など様々な分野への応用が期待される.

本研究の一部は、科学研究費補助金:基盤研究(B)(課題) 番号17H03393)および基盤研究(C)(課題番号26420681)に よる支援のもと行われました. また本研究の一部は, 九州工 業大学機器分析センター(CIA)および石丸 学教授(九州工業 大学)所有の各装置を用いて実施しました.本研究結果は, 田吹 遥氏(九州工業大学), S.-W. Cheong 教授(米国·Rutgers University), S. Yeo 博士(韓国 · Korea Atomic Energy Research Institute), S. Park 准 教 授 (韓国 · Chungang University), 谷村 誠准教授(横浜国立大学), 浅田敏広氏と の共同研究によるものであり、ここに深く感謝の意を表しま す.

文 献

- (1) S. Sun, C. B. Murray, D. Weller, L. Folks and A. Moser: Science, 287 (2000), 1989-1992.
- (2) F. X. Redl, K.-S. Cho, C. B. Murray and S. O'Brien: Nature, 423(2003), 968-971.

- (3) Y. Lin, A. Boker, J. He, K. Sill, H. Xiang, C. Abetz, X. Li, J. Wang, T. Emrick, S. Long, Q. Wang, A. Balazs and T. P. Russell: Nature, 434 (2005), 55–59.
- (4) Y. Le Bouar, A. Loiseau and A. G. Khachaturyan: Acta Mater., 46(1998), 2777-2788.
- (5) A. Suzuki and M. Takeyama: J. Mater. Res., 21 (2006), 21-26.
- (6) H. Zheng, J. Wang, S. E. Lofland, Z. Ma, L. Mohaddes-Ardabili, T. Zhao, L. Salamanca-Riba, S. R. Shinde, S. B. Ogale, F. Bai, D. Viehland, Y. Jia, D. G. Schlom, M. Wuttig, A. Roytburd and R. Ramesh: Science, **303**(2004), 661–663.
- (7) S. Yeo, Y. Horibe, S. Mori, C. M. Tseng, C. H. Chen, C. L. Zhang and S.-W. Cheong: Appl. Phys. Lett., 89(2006), 233120.
- (8) C. L. Zhang, S. Yeo, Y. Horibe, Y. J. Choi, S. Guha, M. Croft, S.-W. Cheong and S. Mori: Appl. Phys. Lett., 90(2007), 133123 1-3.
- (9) C. L. Zhang, C. M. Tseng, C. H. Chen, S. Yeo, Y. J. Choi and S.-W. Cheong: Appl. Phys. Lett., 91(2007), 233110.
- (10) M. A. Ivanov, N. K. Tkachev and A. Ya. Fishman: Low Temp. Phys., 28(2002), 613-620.
- (11) M. A. Ivanov, N. K. Tkachev and A. Ya. Fishman: Low Temp. Phys., 25(1999), 459-465.
- (12) S. Park, Y. Horibe, T. Asada, L. S. Wielunski, N. Lee, P. L. Bonanno, S. M. O'Malley, A. A. Sirenko, A. Kazimirov, M. Tanimura, T. Gustafsson and S.-W. Cheong: Nano Lett., 8 (2008), 720-724.
- (13) Y. Horibe, S. Takeyama and S. Mori: AIP Conf. Proc., 1763 (2016), 050005.
- (14) H. Tabuki, H.-J. Woo, K. Jang and Y. Horibe (submitted).
- (15) M. Robbins and P. K. Baltzer: J. Appl. Phys., 36(1965), 1039-1040.
- (16) S. K. Sampath, D. G. Kanhere and R. Pandey: J. Phys. Condens. Matter, 11(1999), 3635-3644.

****** 堀部陽-

- 2000年3月 早稲田大学大学院理工学研究科博士後期課程修了,博士(工学)
- 2000年4月 米国ベル研究所・博士研究員
- 大阪府立大学総合科学部物質科学科・助手 2002年10月
- 2006年6月 米国ラトガース大学新奇材料センター・透過型電子顕微鏡施設

2013年10月 現職

- 専門分野:透過型電子顕微鏡,固体物理,相転移
- ◎透過型電子顕微鏡を用いた、機能性材料における局所構造および各種ドメ インの研究に従事



堀部陽