低角散乱電子を用いた軽元素の実空間観察

東京大学大学院工学系研究科総合研究機構, 科学技術振興機構さきがけ研究員 柴田直哉

Monash University フィンドレイ スコット

東京大学大学院工学系研究科総合研究機構, (財)ファインセラミックスセンターナノ構造研究所,

東北大学原子分子材料科学高等研究機構 幾原雄一

Naoya SHIBATA, Scott D. FINDLAY and Yuichi IKUHARA: Real-Space Imaging of Light Elements by Annular Bright-Field Scanning Transmission Electron Microscopy

In this review, we report the basics and application of annular bright-field (ABF) imaging in scanning transmission electron microscopy (STEM), which enables the direct imaging of light element atomic columns in crystals. In addition, we explain a recent technique for further enhancing the image contrast of light element columns, extending the idea of ABF STEM.

1. はじめに

軽元素は先進エネルギー材料, 環境材料に不可欠の構成元素であり, そのミクロな挙動は材料特性と密接に関連する. すなわち, 材料中の軽元素の構造, 振る舞いを原子スケールで直接観察することができれば, 先進材料開発分野に画期的なブレークスルーをもたらすことが期待できる. 電子顕微鏡分野ではこれまで, 材料中の軽元素原子を直接観察するためのさまざまな方法が検討されてきた. しかし, 軽元素原子は電子散乱能が小さく, 原子レベルの観察はきわめて困難であるとされてきた. 特に, 重元素と軽元素が混在する化合物中の軽元素の原子観察は非常に困難であった.

近年, 収差補正機を搭載した走査型透過電子顕微鏡 (STEM) において, 低角に散乱された電子を選択的に検出する環状明視野 (annular bright-field: ABF) STEM 法が考案され, 酸化物や窒化物中の酸素や窒素原子サイトをほかの重元素原子と同時に明瞭に観察できることが示された.¹⁾⁻³⁾ 本手法は, 従来の高角度環状暗視野 (HAADF) 法や電子エネルギー損失分光法 (EELS), エネルギー分散型 X 線分光法 (EDS) などと併用することも可能であり, 1 回のスキャンで多くの情報を同時取得できる可能性がある. そこで本稿では, ABF STEM 法の概要と本手法を応用した材料アプリケーションについて紹介する.

2. ABF STEM 法の概要とその特徴^{2),3)}

図 1 に ABF STEM 観察における検出器の配置を模式的に示す. 比較のために従来の HAADF 検出器も示す. STEM 法は原子レベルに細く絞った電子プローブを試料上で走査し, 試料上の各位置で透過散乱した電子を検出器

で検出しモニター上にその強度分布として原子分解能像を形成する手法である. 一般に HAADF 条件では, 検出器の内角をプローブ収束角の 2 倍程度以上にとり, 高角散乱された電子のみを選択的に検出するよう設定する. これにより, 電子プローブが原子コラム直上に存在するときに強い電子散乱が起こることを利用し, 原子コラム位置を明るい輝点で結像することができる. また, そのコントラスト

図 1 STEM における ABF および HAADF 検出器の配置の模式図. (Schematic illustration of ABF and HAADF detector in STEM.)

図2 各種酸化物結晶の原子分解能HAADFおよびABF STEM観察例。(Simultaneous HAADF and ABF STEM images of oxide crystals.) (a), (b): SrTiO₃ [110]; (c), (d): TiO₂ [001]; (e), (f): Al₂O₃ [1-210].

は原子番号に強く依存 (Z-コントラスト) する。高角散乱電子のみを結像に利用する本手法では、電子散乱能の小さい軽元素原子からの信号はきわめて弱く、特に重元素原子と混在する場合、軽元素原子からの信号は重元素原子からの信号により見えにくくなる。したがって、HAADF法は軽元素原子観察には不向きな手法であると考えられてきた。一方、ABF法では検出器の外角をプローブ収束角と同程度に小さく設定し、検出器内角をその半分程度にすることで、明視野領域の透過散乱電子を選択的に検出するように設定する。この方法により観察した各種酸化物結晶の実験像を図2b, d, fに示す。比較のため同時検出したHAADF像も図2a, c, eに示す。2) 図中に示した結晶構造モデルおよびシミュレーション結果からも明らかなように、HAADF像においては、結晶中の酸素原子コラムの信号はほかの原子コラムのコントラストに比べてきわめて弱い。一方ABF像では、HAADF像とは反対に原子コラム位置が暗コントラストで結像されるものの、酸素原子コラム位置にも明瞭な暗コントラストが生成しており、酸素原子コラムおよびほかの原子コラム位置をそれらのコントラストから直接同定できる。

次に、このようなABF像コントラストのデフォーカス、試料厚依存性をほかの手法と比較して検証するために、SrTiO₃ [110] に対して系統的な像シミュレーションを行った結果を図3に示す。3) 検出領域は (a) 明視野 (BF): 0 ~ 4 mrad, (b) ABF: 11 ~ 22 mrad, (c) HAADF: 81 ~ 228 mrad。

図3 SrTiO₃ を [110] 方向から観察した原子分解能STEM像の検出角度依存性のシミュレーション。(Detection angle dependence on atomic-resolution STEM images of SrTiO₃ observed from [110] direction.) (a) BF: 0 ~ 4 mrad, (b) ABF: 11 ~ 22 mrad, (c) HAADF: 81 ~ 228 mrad.

228 mradである。プローブの収束半角は22 mrad, 加速電圧200 kVとして計算を行った。BF像では、像コントラストがデフォーカス量および試料厚に強く依存し、条件によっては原子位置のコントラストが明暗反転することがわかる。これはSTEMとTEMの相反性から、BF STEMでは通常のHRTEMと同様のデフォーカス-試料厚依存性を示すことに対応する。つまり、BF像のみから原子位置を議論するためには、HRTEMと同様にスルーフォーカスによる系統的な像観察およびシミュレーションとの比較が不可欠であるといえる。一方、HAADF像では、広範囲のデフォーカスおよび試料厚変化に対して原子位置が常に明コントラストで結像される。つまり、明コントラストの位置から原子コラム位置を直接同定することが可能である。しかし、O原子コラムに関しては特に試料が薄い領域でその強度が弱い。ABF像では、Sr, Ti-O, O原子コラムがいずれもバックグラウンドに対して暗コントラストを呈し、そのコントラストはおおむね原子コラムの構成元素の種類に依存する(ただし、その依存性は常に一定ではない)。重要なことは、非常に広範囲の試料厚さにわたって常に原子コラム位置が暗いコントラストで結像される点である。HAADF像に比べてABF像はデフォーカス量に対するコントラスト依存性がやや強いといえるが、正焦点近傍±3 nm程度までは試料厚が変化してもほぼ同様のコントラストを示す。したがって、ABF像で正焦点近傍にフォーカスを合わせることができれば、像コントラストから軽元素原子コラム位置を直接同定できることになる。

つまり ABF 法は, HAADF 法と同様に像から直接原子構造を議論することができる手法であるといえる。

このような ABF 像形成のメカニズムに関してはすでに詳細な報告および解説が存在するため^{3),4)} ここでは ABF 像形成メカニズムのエッセンスのみを概説する。図 4 に軽元素および重元素原子コラムからの透過散乱電子と ABF 検出器との位置関係を模式的に示す。まず, (a) に示す原子コラム間に電子プローブを入射した場合, 電子プローブは試料下面に向かって伝播し, 特定の原子コラム上をチャンネルせず ABF 検出器で検出される。一方 (b) に示す軽元素原子コラム上に電子プローブを入射した場合, 入射電子は原子コラム上を鋭くチャネリングしながら試料下面へと伝播する。しかし, 原子番号が小さいため高角散乱される電子の割合が少なく, 入射電子の大部分が低角散乱領域に局在する。さらに, その強度は ABF 検出器の内孔部にピークをもつため, 大部分の電子は ABF 検出器の内孔を通過し検出されない。ゆえに, (a) の原子コラム間に電子プローブを入射した場合に比べて原子コラム直上に入射した場合 ABF 信号は相対的に弱くなり, 原子コラム位置が暗コントラストで結像される (図中の検出器面上での収束電子回折図形と ABF 検出器の関係も参照)。また, (c) に示す重元素原子コラム上に電子プローブを入射した場合, 入射電子は原子コラム上を伝播する過程で高角領域に強く散乱される。重元素ではこのような高角散乱電子の寄与が支配的となり ABF 検出器で検出される信号が極度に弱まり, 原子コラム位置がバックグラウンドに対して暗コントラストで結像される。つまり, ABF においてはすべ

図 4 ABF STEM 像形成メカニズムの模式図。(Schematic illustration of ABF STEM image formation mechanism.) (a) 電子プローブを原子コラム間に入射した場合. (b) 電子プローブを軽元素コラム直上に入射した場合. (c) 電子プローブを重元素コラム直上に入射した場合. 図面下部の回折図形は SrTiO₃ [110] 入射の場合を示す (試料厚 14 nm を仮定)。

ての原子コラムの位置が暗コントラストで結像されることになる。また ABF 法では暗い像コントラスト形成の主要因が軽元素, 重元素で異なる点が特徴であり, 軽元素と重元素の同時観察を可能にする要因であると考えられる。反面, このような特徴は HAADF のような原子番号に対する像コントラストの簡単なスケーリング則を成り立たせない原因ともなりうるが, 詳細な理論計算による試算では, 特殊な条件下においては像コントラストが約 $Z^{1/3}$ の原子番号依存性を有する可能性が示されている。³⁾

3. ABF 法の応用例

3.1 セラミックス界面の ABF 観察

粒界や異相界面などの界面構造はセラミック材料の特性と密接に関連している。セラミックスは通常酸化物や窒化物などの化合物結晶から構成され, その界面形成には軽元素原子である酸素原子や窒素原子が重要な役割を担っている。これまで, HAADF を用いた直接観察により, 界面の原子レベルの構造や界面に偏析した不純物元素の存在状態に関して多くの知見が得られてきたが, 界面を構成する軽元素原子がどのような構造を有するのかを直接的に観察することはきわめて困難であった。収差補正 TEM を用いた界面の軽元素原子観察法も提案されているが, 双晶 ($\Sigma = 3$ 粒界) のようなきわめて整合性の高い界面の観察に留まっているのが現状である。⁵⁾ そこで, より複雑なセラミックス界面構造に関して ABF STEM による界面軽元素原子構造直接観察を試みた例を以下に示す。

図 5 に Al₂O₃ $\Sigma = 13$ 粒界の ABF STEM 像を示す。⁶⁾ こ

図 5 Al₂O₃ $\Sigma 13$ 粒界の ABF STEM 像。⁶⁾ 像中の粒界原子構造およびシミュレーション像は第 1 原理計算により安定構造と予測された原子構造およびそれを用いた STEM 計算像に対応。

で Σ 値は粒界の格子整合性を示す指標であり、 Σ 値が低ければ低いほど格子整合性が高く、エネルギー的に安定な粒界であることを示している。この像では、Al原子コラムに加えて酸素原子コラムまでもが明瞭に観察できており、粒界コア近傍においてもその位置を像から直接同定することができる。特に図中矢印で示したように、粒界コアには酸素サイトが周期的に存在していることがわかる。この周期的な酸素サイトは第一原理計算によって安定構造と予測された酸素終端粒界構造（図中にオーバーレイした粒界構造モデル）とよい一致を示すことがわかった。このように、ABF STEMを用いることにより、粒界や界面における定量的な構造解析も可能になっている。⁷⁾

3.2 Li系電極材料の局所構造解析

リチウムイオン電池はスマートフォンやパソコンなどの電子機器電源として社会の隅々に浸透し、現代社会に不可欠な基盤技術の1つといっても過言ではない。近年では、ハイブリッド自動車や電気自動車用電源としての応用も期待されており、大容量・高出力化を目指した研究開発が世界中で行われている。リチウムイオン電池材料の開発には、材料・デバイス中のLiイオン挙動を本質的に解明することがきわめて重要であり、電子顕微鏡によるLiイオンの直接観察が待望されていた。2009年以来、ABF STEMによるLi系電極材料中のLi原子コラムの直接観察が相次いで報告され、⁸⁾⁻¹⁰⁾ Li原子を直接観察しながら材料評価・解析を行うことが可能になった。図6にHuangらによって報告されたLiCoO₂をABF STEMにより観察した結果を示す。¹⁰⁾ 像中に示した結晶構造モデルからも明らかなように、Li原子コラム位置に明瞭な暗コントラストが観察されていることがわかる。この結果は像シミュレーション結果ともよい一致を示しており、ABF STEMによるLi原子の直接観察が可能であることを示している。最近ではABF STEMによるLi原子直接観察の最適条件、像形成理論に関する詳細な研究成果が報告され始めている。¹¹⁾ 今後は本手法がLi系電極材料の界面構造解析などに積極的に応用されることが期待される。

図6 LiCoO₂結晶のABF STEM像。¹⁰⁾ (ABF STEM image of a LiCoO₂ crystal.)

3.3 水素化物中の水素原子コラムの直接観察

水素化バナジウム (VH₂) は水素吸蔵材料としての応用が期待されており、材料内部におけるH原子の吸放出挙動がきわめて重要な材料学的問題である。VH₂の結晶構造はV原子による副格子が面心立方構造を有しており、その四面体空隙をHが占有する構造となる。この結晶を[001]方向から観察したHAADF像およびABF像（ともにフィルター処理を施している）を図7に示す。¹²⁾ HAADF像中の明るいコントラストはV原子の存在位置に対応しており、ABF像ではその間に存在するH原子コラムの存在位置に弱い暗コントラストが形成されていることがわかる。このコントラストがH原子コラムの存在に起因す

図7 [001]方向から同時観察したVH₂の(a) HAADF像および(b) ABF像。¹²⁾ (Simultaneous (a) HAADF and (b) ABF STEM images of VH₂ observed from [001] direction.) どちらも像のノイズを低減するフィルタリング処理を施している。

図8 Bloch wave法に基づくABF STEM像シミュレーション結果。¹²⁾ (Systematic image simulation of ABF STEM images based on Bloch wave method.) (a) VH₂, (b) VH₂から完全にH原子を取り除いたモデルを用いた計算結果。

るのかを検証するために、像シミュレーションによる理論解析を行った。図8に、(a) VH_2 および (b) VH_2 中のH原子をすべて抜きとったV結晶を $[001]$ 方向から観察した場合のデフォーカス-試料厚依存性マップを示す。いずれのモデル構造においてもV原子コラム位置には明瞭な暗コントラストが生じており、これはV原子コラムの存在に起因すると解釈できる。一方、 VH_2 においては試料厚さ10 nm以下の領域においてH原子位置に弱い暗コントラストが発生しているが、H原子を意図的に抜きとった構造においては、H原子位置には暗コントラストが生じていない。この結果は、H原子位置の弱い暗コントラストが明確にH原子の存在に起因することを示している。また、 YH_2 などのほかの水素化物においてもABFによるH原子コラムの直接観察が報告されている。¹³⁾ つまり、ABF STEM法を用いることにより、最も原子番号の小さいH原子コラム位置までも直接観察することが可能であることがわかった。

4. ABF法のさらなる展開

上述したABF法の優れた軽元素可視化能力は、LiやHなどこれまで観察がきわめて困難な軽元素の観察を可能にし、蓄電池材料や水素貯蔵材料などの研究開発に広く応用される契機となった。しかし、実際の材料観察においては、電子線によるダメージ、外乱ノイズおよびコンタミネーションなど、弱い軽元素コラムからの信号取得を妨げる要因がいくつも存在するため、さらなる軽元素イメージング感度の向上が求められている。最近、ABF検出器の内径とほぼ同じサイズの円形検出器を用いた中角度領域の明視野観察 (middle-angle bright field : MaBF) により、軽元素と重元素を反対のコントラストで結像することにより、軽元素の視認性および分解能を高める手法が提案されている。^{14),15)} しかし、この手法は基本的に明視野領域を結像に利用するため、像コントラストが試料厚さに強く依存し、定量的な解析が難しいと考えられる。われわれのグループでは最近、ABFとMaBF像の差分をとることにより、軽元素コラムの視認性のみを向上させる手法 (enhanced ABF : eABF) を開発した。¹⁶⁾ 以下に本手法の要点を紹介する。

図9にABF、MaBFおよびADFの検出器配置を模式的に示す。図に示すように、これらの検出領域は互いに独立しており、原理的に同時検出することが可能である。eABF像はABF像からMaBF像を差し引くことにより形成する。この際、ABF検出器とMaBF検出器の面積比に応じたゲイン調整が必須となるが、本研究では新開発の原子分解能対応型多分割STEM検出器 (segmented annular all-field detector : SAAF) を用いた。¹⁷⁾ この検出器は均一な電子ビームを用いてすべての検出セグメントを一括ゲイン調整することが可能であり、各セグメント像の加減剰余が可能である。この検出器を用いて $\text{LaAlO}_3 [001]$ のeABF観察

図9 MaBF, ABF, ADF 検出器の配置の模式図。(Schematic illustration of detector geometries of MaBF, ABF and ADF.)

図10 同時取得した $\text{LaAlO}_3 [001]$ のeABF, ABF, MaBF およびADF像。¹⁶⁾ (Simultaneously obtained eABF, ABF, MaBF and ADF images of $\text{LaAlO}_3 [001]$.) 像中には、平均処理した実験像およびシミュレーション像を示している。シミュレーションには試料厚50 nmを仮定した。

を行った結果を図10に示す。比較として同時取得したABF, MaBFおよびADFの像を示す。eABFとABFはともに原子位置が暗コントラストで結像されているが、eABFのほうが酸素原子のコントラストが高く結像されていることがわかる。詳細に解析すると、ABF像に比べて軽元素のコントラストが約100%程度向上することがわかった。その詳細なメカニズムはほかの論文を参照いただくとして、¹⁶⁾ その特徴はMaBF像に明瞭に現れている。MaBFでは、酸素サイトにコントラストの強いピークが存在しており、このコントラストピークをABFから差し引くことにより、酸素コラムのみに大きなコントラスト変化を与え

図 11 理論計算により予測された eABF 像の試料厚さ依存性のシミュレーション.¹⁶⁾ (Simulated dependency of eABF images on film thickness for LaAlO₃ [001].) 図の上部は、外乱がない場合の計算結果、図の下部はガウス関数により実験像に近いぼけを導入した計算結果を示す。

ることができる。図 11 に試料厚さの変化に伴う eABF 像のコントラスト変化を理論計算により予測した結果を示す。この図からわかるように、試料厚さの変化による像コントラスト反転はなく、原子サイトが常に暗コントラストで結像されることがわかる。この特徴は ABF 法と類似しており、eABF も直接像コントラストから軽元素原子位置を決定できる手法であるといえる。このように、eABF は ABF のコントラスト特性の利点を継承しつつ軽元素の視認性を向上できる手法であり、軽元素定量観察に有効利用できると期待される。

5. おわりに

本稿で示した ABF STEM 法は、結晶中の軽元素原子コラムと重元素原子コラムを同時に観察することを可能にし、水素原子コラムまでも直接的に観察することを実現した。ABF STEM 法をはじめ STEM における多種多様な検出器配置の探索は、過去に STEM 研究者によって精力的に行われており、ABF 以外にもユニークな検出器配置による新奇な情報抽出の可能性が予測されている。¹⁸⁾⁻²⁰⁾ 近年、筆者らのグループでは原子分解能観察対応の多分割 STEM 検出器を開発し、検出器上での位置・角度に依存した複数の原子分解能 STEM 像を 1 回のスキャンにより同時計測することに成功している。¹⁷⁾ このような新しい検出器システムにより特定の透過散乱電子を意図的に選択し STEM 像を形成することで、これまで抽出が困難であった局所電磁場の情報や結晶異方性に関する情報の抽出さえも期待できる。²¹⁾ ABF 法は、検出器配置の再考によって原子分解能 STEM のさらなる可能性を開く端緒となる発見であり、今後さまざまな材料解析に応用することでその真価を発揮するものと考えられる。

謝 辞

本稿で紹介した研究の一部は、日本電子(株)の奥西栄治博士、河野祐二氏、沢田英敬博士、近藤行人氏との共同研究
日本結晶学会誌 第 55 巻 第 6 号 (2013)

により遂行されました。また、水素原子の直接観察につきましては、(財)ファインセラミックスセンターナノ構造研究所および産業技術総合研究所との共同研究成果です。本研究は、JST 戦略的創造研究推進事業さがけ、文部科学省科学研究費補助金若手研究 (A) 23686093 の助成の下遂行されました。また本研究の一部は、最先端研究開発支援プログラム「高性能蓄電デバイス創製に向けた革新的基盤研究」(中心研究者 水野哲孝東大教授) の助成および文部科学省 GRENE (先進環境材料分野) の下遂行されました。Scott D. Findlay は Discovery Projects funding scheme of the Australian Research Council (Project No. DP110101570) の助成を受けました。本研究の一部は、文部科学省のナノテクプラットフォーム事業の支援を受けた東京大学先端ナノ計測ハブ拠点において実施されました。ここに併せて謝意を表します。

文 献

- 1) E. Okunishi, I. Ishikawa, H. Sawada, F. Hosokawa, M. Hori and Y. Kondo: *Microsc. Microanal.* **15** Suppl. 2, 164 (2009).
- 2) S. D. Findlay, N. Shibata, H. Sawada, E. Okunishi, Y. Kondo, T. Yamamoto and Y. Ikuhara: *Appl. Phys. Lett.* **95**, 191913 (2009).
- 3) S. D. Findlay, N. Shibata, H. Sawada, E. Okunishi, Y. Kondo and Y. Ikuhara: *Ultramicroscopy* **110**, 903 (2010).
- 4) 柴田直哉, フィンドレイ スコット, 幾原雄一: 顕微鏡, **46**, 55 (2011).
- 5) C. L. Jia and K. Urban: *Science* **303**, 2001 (2004).
- 6) S. D. Findlay, S. Azuma, N. Shibata, E. Okunishi and Y. Ikuhara: *Ultramicroscopy*, **111**, 285 (2011).
- 7) H. Hojo, T. Mizoguchi, H. Ohta, S. D. Findlay, N. Shibata, T. Yamamoto and Y. Ikuhara: *Nano Lett.* **10**, 4668 (2010).
- 8) R. Huang, Y. H. Ikuhara, H. Moriwake, A. Kuwabara, C. A. J. Fisher, Y. Ikuhara, T. Mizoguchi and H. Oki: *Proc. 22nd Fall Meet. Ceram. Soc. Jpn.* 2009, p.300.
- 9) Y. Oshima, H. Sawada, F. Hosokawa, E. Okunishi, T. Kaneyama, Y. Kondo, S. Niitaka, H. Takagi, Y. Tanishiro and K. Takayanagi: *J. Electron Microsc.* **59**, 457 (2010).
- 10) R. Huang, T. Hitosugi, S. D. Findlay, C. A. J. Fisher, Y. H. Ikuhara, H. Moriwake, H. Oki and Y. Ikuhara: *Appl. Phys. Lett.*, 051913 (2011).
- 11) S. D. Findlay, N. R. Lugg, N. Shibata, L. J. Allen and Y. Ikuhara: *Ultramicroscopy* **111**, 1144 (2011).
- 12) S. D. Findlay, T. Saito, N. Shibata, Y. Sato, J. Matsuda, K. Asano, E. Akiba, T. Hirayama and Y. Ikuhara: *Appl. Phys. Express* **3**, 116603 (2010).
- 13) R. Ishikawa, E. Okunishi, H. Sawada, Y. Kondo, F. Hosokawa and E. Abe: *Nature Mater.* **10**, 278 (2011).
- 14) M. Ohtsuka, T. Yamazaki, Y. Kotaka, I. Hashimoto and K. Watanabe: *Ultramicroscopy* **120**, 48 (2012).
- 15) Y. Kotaka: *Appl. Phys. Lett.* **101**, 133107 (2012).
- 16) S. D. Findlay, Y. Kohno, L. A. Cardamone, Y. Ikuhara and N. Shibata: *Ultramicroscopy* **136**, 31 (2014).
- 17) N. Shibata, Y. Kohno, S. D. Findlay, H. Sawada, Y. Kondo and Y. Ikuhara: *J. Electron Microsc.* **59**, 473 (2010).
- 18) H. Rose: *Optik* **39**, 416 (1974).
- 19) J. M. Cowley: *Ultramicroscopy* **49**, 4 (1993).
- 20) H. Rose: *Ultramicroscopy* **2**, 251 (1977).
- 21) N. Shibata, S. D. Findlay, Y. Kohno, H. Sawada, Y. Kondo and Y. Ikuhara: *Nature Phys.* **8**, 611 (2012).

プロフィール

柴田直哉 Naoya SHIBATA
東京大学大学院工学系研究科総合研究機構
Institute of Engineering Innovation, The University
of Tokyo
JST さきがけ
PRESTO, JST
東京都文京区弥生 2-11-16
Yayoi 2-11-16, Bunkyo-ku, Tokyo 113-8656, Japan
e-mail: shibata@sigma.t.u-tokyo.ac.jp
最終学歴：博士 (工学) (東京大学, 2003)
専門分野：電子顕微鏡材料学
現在の研究テーマ：分割型 STEM 検出器を用いた
原子分解能 STEM 法の開拓と材料界面研究応用
趣味：ダイエット

フィンドレイ スコット Scott FINDLAY
モナッシュ大学物理学科 (オーストラリア)
School of Physics, Monash University
Victoria, 3800, Australia
e-mail: scott.findlay@monash.edu
最終学歴：PhD (Physics, 2005, The University of
Melbourne)
専門分野：Theory and simulation of the elastic and
inelastic scattering behaviour of fast electrons through
material specimens
現在の研究テーマ：Atomic resolution imaging
of light elements, dopants and vacancies

幾原雄一 Yuichi IKUHARA
東京大学大学院工学系研究科総合研究機構
Institute of Engineering Innovation, The University
of Tokyo
ファインセラミックスセンター ナノ構造研究所
Nanostructure research laboratory, Japan Fine Ceramics
Center
東北大学原子分子材料科学高等研究機構
Advanced Institute for Materials Research, Tohoku
University
東京都文京区弥生 2-11-16
Yayoi 2-11-16, Bunkyo-ku, Tokyo 113-8656, Japan
e-mail: ikuhara@sigma.t.u-tokyo.ac.jp
最終学歴：工学博士 (九州大学, 1988)
専門分野：結晶界面工学
現在の研究テーマ：原子分解能電子顕微鏡法を用
いた結晶界面の原子・電子構造解析