原子分解能分析電子顕微鏡法を用いた 金属／窒化物ヘテロ界面の原子レベル構造解析

東京大学大学院工学系研究科総合研究機構 熊本明仁, 柴田直哉, 藤平哲也, 幾原雄一

Akihito KUMAMOTO, Naoya SHIBATA, Tetsuya TOHEI and Yuichi IKUHARA:
Atomic-Scale Structural Analysis of Metal/Nitride Interfaces Using Advanced Atomic-Resolution Analytical Electron Microscopy

The atomic structures of liquid-phase bonded heterointerfaces between Al alloy and AlN single crystal was examined using aberration-corrected scanning transmission electron microscopy combined with high-sensitive energy-dispersive X-ray microanalysis. The formation of O-Mg-O monolayer structure was found at the interface, facilitating the bonding between the two dissimilar crystals during liquid-phase bonding processes. Understanding the spontaneous formation of such layered transition structures at the heterointerfaces will be a key for fabricating very stable liquid bonded Al alloy / AlN heterointerfaces.

1. はじめに

自動車, 家庭用電化製品, 医療用具やインフラ設備のあらゆる分野において, 金属やセラミックスなどの異種材料同士を接合した複合材料が利用されている。これらヘテロ界面ではバルク材料とは異なる構造が形成され, 特異な特性を発現することが知られているが, その界面特性を理解するためには, 原子レベルの構造解明が不可欠である。走査型透過電子顕微鏡法 (STEM) は, このような界面構造を理解するうえできわめて有力な手法である。今日のSTEM法では, 収差補正装置の導入により球面収差による分解能制限の問題が克服され, 結晶中の単一原子カラムを直接可視化することが容易になった。¹⁾ また, 従来法の高角度環状暗視野法 (HAADF) だけでなく, 最近では, 結晶材料中の重元素と軽元素の原子カラムを同時に可視化できる環状明視野法 (ABF) などの新たなイメージング法も開発されている。²⁾ このような原子イメージング手法の進展と歩調を合わせる形で, 従来型の分析手法であるエネルギー分散型X線分光法 (EDS) も急速に進展している。本稿では, 収差補正STEM-EDS法の最近の進展を概観するとともに, 収差補正STEM-EDSを用いた金属／窒化物ヘテロ界面の原子レベルでの構造解析例について紹介する。

2. 原子分解能STEM-EDS法の進展

これまでTEM/STEMを用いたEDS分析においては, 電子線を1 nm程度に細く絞ることでナノ領域の元素／組成分析が可能であった。³⁾ しかし現在では, 収差補正器の登場により, 電子線を0.1 nm以下に絞って試料上に

照射することが可能になり, 原子スケールの元素／組成情報抽出に新たな道が開かれている。さらに, シリコンドリフト検出器 (SDD) の導入により従来型検出器よりも数倍高い検出効率を実現でき, 超高感度・高効率なX線検出が可能になった。本研究では, EDS検出器の素子面積が100 mm²のSDDを2つ搭載した収差補正STEM (JEM-ARM200F, JEOL Ltd.) により, 結晶性材料における原子分解能STEM-EDS分析を行った。

図1に, [11 $\bar{2}$ 0] 晶帯軸入射の窒化アルミニウム (AlN) 単結晶の原子分解能STEM-EDSマッピング結果を示す。図1aは構造モデル, 図1bおよびcは, STEM-EDSマッピングと同条件で撮影したHAADF像とABF像, 図1d～fはそれぞれアルミニウム (Al), 窒素 (N) のマップおよびその合成像を示す。軽金属および軽元素から構成されるAlNは, ほかのIII族窒化物半導体よりも電子線照射によって構造変化を起こしやすいため, 本STEM-EDSマッピングでは, 電子線プローブを5×5 nm²の試料上で高速かつ連続的にスキャンし, X線検出信号を画像ピクセルごとに蓄積している。これにより, 高い電流密度の電子線プローブが局所領域に滞在することを避けるとともに, 低ノイズの良質なEDSスペクトルを取得することが可能となる。また, ソフトウェア制御により4 s以内の間隔でドリフト補正を行った。実験で取得したデータキューブは, 結晶の単位格子が複数含まれるため, 同時取得で得られたSTEM像を参照パターンとし, 分割されたデータキューブを積算し, ピクセル当たりのX線カウントを積算させることで高S/Nのマップを形成している。また, 他元素間での特性X線ピークの重なりや低エネルギー側での制動放射によるスペクトルのバックグラ

図1 AlNの $[11\bar{2}0]$ 方向からの構造モデル(a)とそのHAADF(b), ABF(c) STEM像および対応するAl K線(d), N K線(e)のEDSマップと重ね合わせ像(f). (Atomic-scale elemental maps of a AlN single crystal.) カラーバーはX線カウント数を表す.
編集部注: カラーの図は電子版を参照下さい.

ウンドを加味し、各元素マップの抽出には、スペクトル波形分離解析(NSS3, Thermo Fisher Scientific, Ltd.)を用いている。

図1d～fのSTEM-EDSマップでは、AlとNが明瞭に観察されており、軽元素であるN原子カラムまでもが原子分解能で元素マッピングできている。現在のEDSでは、周期表にあるボロン(B)からウラン(U)までの元素を分析対象にしており、1つのデータキューブで材料を構成するほぼすべての元素を原子分解能で識別し可視化できる域に達している。

3. 金属／窒化物ヘテロ界面構造解析への応用

3.1 背景

金属／セラミックスのヘテロ接合を利用した複合材料は、構造材料やパワーデバイス基板として広範に利用されている。このようなヘテロ構造は、機械強度、熱伝導、絶縁耐力などの材料特性と密接に関連することから、界面構造形成メカニズムの理解がきわめて重要である。これまでにヘテロ界面の構造形成メカニズムに関する多くの実験・理論的研究が行われてきた。^{4,9)} これらの研究の多くは、結晶方位がよく制御された2つの結晶を用いてモデル界面を作製し、格子不整合、化学的結合状態、ドーパント・不純物の偏析など、ヘテロ界面構造の形成に影響するいくつかの基本因子の抽出を目指したものであった。しかし、ヘテロ界面構造の形成は接合プロセスそのものにも強く依存することが知られている。⁴⁾ 特に産業で用いられる複合材料の製造現場においては、

金属の液相を経由する溶融接合プロセスが採用されており、接合のダイナミクスを考慮したヘテロ界面構造制御メカニズムの解明が求められている。そこで本研究では、パワーモジュール用絶縁回路基板として広く用いられているAl/AlN接合基板について、実際の工業プロセスである溶融接合界面をターゲットとし、原子分解能STEM-EDS法を用いたヘテロ界面形成の原子メカニズムの解明を目的とした。

3.2 Al/AlNヘテロ界面の構造解析

実用材料のAl/AlN接合プロセスでは、均質な接合を得るために接合部のみが液相となるプロセスが用いられている。このプロセスにおいては、Alと共晶反応を示す添加元素を接合部に少量導入し、接合部のみを融解させて良質な界面接合を実現するTransient Liquid Phase (TLP)法が採用されている。¹⁰⁾ 本研究では、添加元素を含んだ溶融接合プロセスを検討するため、共晶反応を示すマグネシウム(Mg)とシリコン(Si)が添加されたAl合金(JIS: A6063)をAlN単結晶基板上に設置し、真空中での加熱によってAl合金を溶融接合させた接合界面の構造解析を行った。¹¹⁾ その際、AlN基板にはAl極性(0001)のフラットな表面をもつ市販の単結晶AlN基板(DOWA Electronics, Ltd.)を用いた。作製した接合界面試料は、機械研磨、アルゴンイオンミリング法により断面TEM観察用試料へと加工し、原子分解能STEMによる観察・解析に供した。また、界面構造の安定性に関しては、密度汎関数理論(DFT)に基づく第一原理計算法として、平面波基底PAW法(VASPコード)を用いた安定構造およびエネルギーの理論評価を行った。^{12,13)}

界面における構造解析では、TEM像や制限視野電子回折(SAED)図形を用いて界面を電子線に対して並行(Edge-on)になるように調整した。特にAlN単結晶基板においては、接合後も平坦なAlNのc面を保持しており、 $[11\bar{2}0]$ 晶帯軸入射でEdge-onの接合界面を観察することができる。一方、接合界面を挟んで反対側のAl合金は、この観察方向から低指数入射のSAED図形は得られず、Al合金はAlNと特定の結晶学的な方位関係を有していないことがわかった。¹¹⁾ 図2は、この界面の原子分解能STEM像である。図2aのABF像において、下側のAlNはウルツ鉱型結晶構造を有し、Al, Nのサイトを明瞭に区別することができる。すなわち、暗い点のほうがAl原子カラムであり、バルクのAlNは下から上に向かってAl極性の構造を有することがわかる。一方Al合金側では、Al(fcc構造)の結晶方位は、観察方向から傾斜しており、原子カラムの点状コントラストが現れていない。このABF像(図2a)の中央に位置する領域に、バルクの結晶構造とは異なるAl合金/AlN界面遷移構造が存在することがわかった。この界面構造は、AlNバルク構造とは一致しないものの、原子レベルで平坦な構造であるこ

図3 Al合金/AlN界面の原子分解能STEM-EDSマッピング.¹¹⁾(Atom-resolved STEM-EDS mapping of the Al alloy/AlN interface.) 左から構造モデル, ABF像および同時取得したAl, N, Mg, OおよびSiのSTEM-EDS元素マップ. カラーバーは, k因子を乗じたX線カウント. 編集部注: カラーの図は電子版を参照下さい.

図2 Al合金/AlN界面のSTEM像. (STEM images of Al alloy/AlN interface.) (a) ABF像および(b) 界面構造モデルと平均処理したHAADF/ABF像.

とがわかった. さらに面内方向の原子カラム周期がAlNバルク構造のそれと一致したコヒーレントな界面遷移構造を示す. この界面部分のABF像および同時取得したHAADF像を平均化し, 拡大して示したのが図2bである. 金属(Me)原子カラムが明瞭なHAADF像と, 軽元素(Le)原子カラムが明瞭なABF像とを比較すると, この界面は3つの層状構造から形成されていると考えることができる. まず, 第1層(1st)はAlN側(下方)からAl

合金(上方)に向かってLe-Me-Leの3原子層の構造を形成している. この配列は岩塩型構造に見られるMeLe₆八面体の原子配置に類似している. 第2層(2nd)では, LeとMeによる傾斜したダンベル構造が確認されるが, 下方のLeとの配置関係からMeLe₄四面体配置に相当すると思われる. このような配置は, AlN側のAlN₄四面体構造を極性反転した構造に類似している. 一方で第3層(3rd)は, HAADFとABFの双方で原子カラムの強度の差が小さいことから, Me原子カラムで構成されていると考えられる. しかしこの試料には, Alの原子番号($Z_{Al} = 13$)と隣り合わせにあるMg($Z_{Mg} = 12$)およびSi($Z_{Si} = 14$)の複数の添加元素が含まれており, HAADFおよびABF STEM像のみでは, 原子サイトごとの元素を特定することは困難である.

そこで, この界面に対して原子分解能STEM-EDSマッピングを行った結果を図3に示す. 各元素マップには, カラーバーがつけられているが, そのスケールはX線カウントにEDS定量解析で用いられるk因子を用い, 原子数に関連する値として示している.¹⁴⁾ *1 原子分解能STEM-EDSマッピングでは, Si以外のすべての元素マップから原子カラム状のコントラストが得られた. 界面構造においては, まず, 第2層および第3層のMe原子カラムはAl原子カラムであることがわかった. また界面には, Mg, SiおよびOが特定の原子位置に濃化していることが明らかとなった. まず, Mg原子カラムは, 界面の第1層中心の1原子層にだけ偏析しており, O原子カラム

*1 軸上照射の原子分解能STEM-EDSマッピングでは, 電子線チャネリングの効果を積極的に利用してX線強度を稼いでいるため, 定量評価には大きな誤差が含まれることに注意が必要である.¹⁵⁾ 例えば, AlN[11 $\bar{2}$ 0]から得られたEDSマップでは, k因子補正後もAlN中のAlカラム強度がNカラム強度よりも高くなっている.

ムはMg 1原子層を取り囲むように偏析している。この結果から、第1層では岩塩型MgO構造の八面体(MgO₆)であるO-Mg-Oのレイヤー構造が形成していることが明らかとなった。第2層のLe原子カラムに関しては、NまたはOであると考えられるが、STEM-EDSからは明瞭な判別はできなかった。また、Siマップでは、ほかの元素と比較すると微量ではあるが、その強度極大を示す位置はMgやOが偏析した位置から外れたAl合金側であることがわかった。このような元素分布や層状構造は、Al合金の結晶方位には依存せず、常にAlN(0001)面に沿って一様に形成されていた。したがって、さまざまな結晶方位をとりうるAl合金側に微量偏析しているSiは、界面構造形成には寄与することなくAl結晶中に固溶もしくは格子間元素として偏析したものと推察される。本結果は、Al合金/AlN溶融接合界面構造は、融液状態を経たAl金属側の結晶場からの拘束よりも、接合前後で固相を維持しているAlN基板の結晶場に拘束されており、化学反応を伴う二次元的な結晶成長によって界面構造形成が支配されているものと考えられる。

3.3 Al合金/AlN接合のメカニズム

3.3.1 反応に寄与する物質の起源

原子分解能STEM-EDS分析の結果は、Al合金/AlNの溶融接合界面における層状構造の形成にはMgやOの化学反応を伴うことを示唆している。これらの元素はバルク中で微量に存在するが、接合前の表面状態や溶融金属中での物質移動によって界面に供給されたものと考えられる。まず、Mgの存在については、Al金属中でのMg熱拡散に関するいくつかの実験的報告がなされており、Al中のMgが粒界や表面に偏析する傾向にあるということが知られている。¹⁶⁻¹⁸⁾ また、接合前のAlNやAlの表面には、数nm厚さの酸化アルミニウム(Al₂O₃)自然酸化膜が形成されており、これが酸素の供給源となって接合後にMgO酸化物層を形成したのと考えられる。AlNの表面酸化物が安定に存在することは以前より報告されており、¹⁹⁾ 室温においても酸化物が形成されていると考えられる。

3.3.2 界面反応のダイナミクス

酸化アルミニウムは安定な酸化物として知られているが、高真空状態かつMgを含んだ溶融金属を伴う還元的な本実験条件下においては、熱力学的にさらに安定なMgOが形成されうる。まず、Mgを含んだAl合金がAlN表面上で融解し、AlまたはAlN上の表面酸化物Al₂O₃がMgと反応したとする。真空加熱雰囲気では、以下のようにAl₂O₃はMgに対して酸化剤として機能するため、より安定なスピネルMgAl₂O₄を形成することが期待される；¹⁹⁾

この反応は、主にはAl合金表面のAl₂O₃自然酸化保護膜を除去する働きを担っている。化学変化(1)により、Al₂O₃自然酸化保護膜は破壊され、接合界面から除去される。一方、Al₂O₃自然酸化膜はAlN表面にも存在しているが、AlN基板は固体のままで状態変化しないため、AlN側のAl₂O₃自然酸化膜は、化学変化後も基板表面にその平面形態を維持しているものと考えられる。このときに残留した薄い酸化膜が、接合界面の酸化物層の起源である可能性が高い。酸化物層が残留した界面において、Al合金側から金属Mgが供給される場合、MgとMgAl₂O₄の反応が還元雰囲気下で進行することになる。熱力学的には、Mg金属の存在に伴って、MgOが以下の反応を通して安定に形成される；

X線極点図法による過去の実験報告では、溶融Mgとα-Al₂O₃の(10 $\bar{1}$ 0)表面の熱反応によって生成したMgOは、α-Al₂O₃と特定の結晶方位関係を有することが示されている。²⁰⁾ この結果から、Al₂O₃結晶が金属Mgによって還元されることで、Al金属とMgO結晶が生成するという酸化還元反応が提案されている。このように金属Mgが存在する場合、表面酸化アルミニウム膜が真空中650℃の環境下でMgOへと変化することは熱力学的に妥当であると考えられる。

3.3.3 第一原理計算に基づく界面構造の安定性

界面を形成していた第1層のO-Mg-Oは本接合条件下で熱力学的に安定であることがわかった。しかし、MgOとAlN結晶界面においては、2つの結晶間での原子面の組み合わせには幾通りもの可能性がある。とくにAlNなどの極性結晶の接合においては、表面極性が界面エネルギーに大きな影響を及ぼすと考えられる。そこで、金属Alに対するAlN極性面(0001)(Al極性)と(000 $\bar{1}$)(N極性)それぞれの界面形成についてエネルギー的な比較を行うため、Al/AlNヘテロ界面モデル構造を構築し、DFT計算による界面緩和構造および固着エネルギーの評価を行った。本計算では、Al(111)面に対してAlN(0001)面またはAlN(000 $\bar{1}$)が面するように配置したAl結晶スラブ、AlN結晶スラブおよび真空層を含んだスーパーセルモデルを用いた。界面の固着エネルギーはAlとAlNの「2つのスラブが接合したセル」と「2つのスラブが離れたセル」のそれぞれのセル全体のエネルギー差として評価した。孤立したAl、AlNおよび固着した際のAl/AlNのそれぞれのスラブのエネルギーを ϵ_{Al} 、 ϵ_{AlN} および $\epsilon_{\text{Al/AlN}}$ と定義すると、固着エネルギーは以下のように表される。

$$E_{\text{ad}} = \epsilon_{\text{Al}} + \epsilon_{\text{AlN}} - \epsilon_{\text{Al/AlN}} \quad (3)$$

算出されたN極性界面とAl極性界面の固着エネルギー E_{ad} は、それぞれ4.45 J/m²と2.46 J/m²であった(表1)。したがって、N極性のAl/AlN界面構造形成は、Al極性の

表1 DFT計算より求めた界面の固着エネルギー (E_{ad}) と界面原子間での平均結合距離 (D_{int}).¹¹⁾ (Adhesion energies (E_{ad}) and averaged bonding distances (D_{int}) of the interfaces.)

Interface Materials	Terminations	E_{ad} (J/m ²)	D_{int} (Å)
(a) Al/AlN	Al-N	4.45	1.94
(b) Al/AlN	Al-Al	2.46	2.71
(c) MgO/AlN	O-Al	8.87	1.77
(d) MgO/AlN	Mg-N	4.81	2.40

図4 DFT計算で構造緩和した界面構造モデル.¹¹⁾ (The energetically stable heterointerfaces of different polarity predicted by DFT.) 安定な界面 Al/AlN (a), AlN/MgO (c) と対する極性反転した構造 (b), (d).

それよりもエネルギー的に有利であることを示している。同様の方法で、MgO {111} 極性 (O 極性と Mg 極性) の違いを考慮した AlN/MgO 界面についても固着エネルギーを算出した (表1)。図4は、これら界面モデルの緩和後の構造を示している。DFT 計算の結果、Al/AlN 界面は図4aのN極性 AlNの界面構造の形成が期待される。一方、AlN/MgO 界面 (O 極性) はAl極性の AlNと形成された界面構造がエネルギー的に有利である (図4c)。これは二原子間での電気陰性度の違いが大きい Al-O 結合によるものであり、表1に示す界面の二原子間の平均結合距離とも相関がある。これら界面モデルのDFT計算の結果、AlNに対して、Alが直接接合する場合N極性 AlNが安定であり、MgOが存在していればAl極性 AlNとの接合が安定であることが明らかになった。これらの計算結果は、積層界面の第1層でMgがOを伴って偏析したAl合金/AlN界面の実験観察結果とも符合しており、さらに第2層のAl(O,N)₄四面体形成の可能性を示す結果となっている。両結果を照らし合わせると界面の層状構造は、図3に示した構造モデルのようになり、Al極性 AlN (基板) とO極性 MgO (第1層)、O極性 MgO (第1層) とAl極性 AlN (第2層) および、N極性 AlN (第2層) とAl金

属 (第3層) の3つの界面それぞれが界面エネルギーを最小にするよう自発的に構造形成したものと考えられる。

4. おわりに

溶融接合はプロセスが単純であることから、さまざまな製造現場で広く実用的に用いられている。本稿では、そのような工業的に重要な界面においても最新の原子分解能STEM-EDS分析がきわめて有効であることを示した。原子レベルにまで高度化された解析手法が、今後実用材料の接合技術向上のための一助になれば幸いである。

本稿で紹介した研究の一部は、日本電子㈱の名雪桂一郎氏、三菱マテリアル㈱中央研究所の寺崎伸幸氏、長友義幸博士、長瀬敏之氏、秋山和裕氏、黒光祥郎博士との共同研究により遂行されたものである。また、東京大学工学系研究科の木村鮎美氏にはTEM試料作製のサポートを受けたことに深く感謝する。また本研究の一部は、文部科学省委託事業ナノテクノロジープラットフォーム、新学術領域研究「ナノ構造情報のフロンティア開拓」の支援を受けて実施された。

文 献

- 1) S. J. Pennycook and P. D. Nellist (Eds.): Scanning Transmission Electron Microscopy, Springer (2011).
- 2) 柴田直哉, フィンドレイ スコット, 幾原雄一: 日本結晶学会誌 **55**, 362 (2013).
- 3) 松井良夫: 日本結晶学会誌 **44**, 138 (2002).
- 4) Q. Fu and T. Wagner: *Surface Science Reports* **62**, 431 (2007).
- 5) P. Alemany: *Surface Science* **314**, 114 (1994).
- 6) M. W. Finnis: *J. Physics-Condensed Matter* **8**, 5811 (1996).
- 7) F. Ernst: *Materials Science & Engineering R*, **14**, 97 (1995).
- 8) Y. Ikuhara and P. Pirouz: *Microscopy Research and Technique* **40**, 206 (1998).
- 9) M. S. Chen and D. W. Goodman: *J. Phys.: Condens. Matter* **20**, 264013 (2008).
- 10) A. Shirzadi and E. R. Wallach: *Mater. Sci. Technol.* **13**, 135 (1997).
- 11) A. Kumamoto, N. Shibata, K. Nayuki, T. Tohei, N. Terasaki, Y. Nagatomo, T. Nagase, K. Akiyama, T. Kuromitsu and T. Ikuhara: *Sci. Rep.* **6**, 22936 (2016).
- 12) G. Kresse and J. Furthmüller: *Phys. Rev. B* **54**, 11169 (1996).
- 13) J. P. Perdew, K. Burke and M. Ernzerho: *Phys. Rev. Lett.* **77**, 3865 (1996).
- 14) G. Cliff and G. W. Lorimer: *J. Microscopy* **103**, 203 (1975).
- 15) N. R. Lugg, G. Kothleitner, N. Shibata and Y. Ikuhara: *Ultramicroscopy* **151**, 150 (2015).
- 16) F. J. Esposto, C. -S. Zhang, P. R. Norton and R. S. Timsit: *Surface Science* **302**, 109 (1994).
- 17) X. Y. Liu, P. P. Ohotnichy, J. B. Adams, C. L. Rohrer and Jr., R. W. Hyland: *Surface Science* **373**, 357 (1997).
- 18) X. Y. Liu and J. B. Adams: *Acta Materialia* **46**, 3467 (1998).
- 19) M. R. S. Huang, R. Erni and C. -P. Liu: *Appl. Phys. Lett.* **102**, 061902 (2013).
- 20) R. N. Lumley, T. B. Sercombe and G. B. Schaffer: *Metall. Mater. Trans. A* **30A**, 457 (1999).

プロフィール

熊本明仁 Akihito KUMAMOTO
東京大学大学院工学系研究科総合研究機構
Institute of Engineering Innovation, School of
Engineering, The University of Tokyo
〒113-8656 東京都文京区弥生2-11-16
2-11-16 Yayoi, Bunkyo-ku, Tokyo 113-8656, Japan
e-mail: kumamoto@sigma.t.u-tokyo.ac.jp
最終学歴：博士（理学）（立命館大学, 2011）
専門分野：材料電子顕微鏡学
現在の研究テーマ：原子分解能電子顕微鏡法を
用いた材料中の構成元素の識別と可視化

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, School of
Engineering, The University of Tokyo
〒113-8656 東京都文京区弥生2-11-16
2-11-16 Yayoi, 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

藤平哲也 Tetsuya TOHEI
東京大学大学院工学系研究科総合研究機構
Institute of Engineering Innovation, School of
Engineering, The University of Tokyo
〒113-8656 東京都文京区弥生2-11-16
2-11-16 Yayoi, Bunkyo-ku, Tokyo 113-8656, Japan
e-mail: tohei@sigma.t.u-tokyo.ac.jp
現在所属：大阪大学大学院基礎工学研究科シス
テム創成専攻
Department of Systems Innovation, Graduate School
of Engineering Science, Osaka University
e-mail: tohei@ee.es.osaka-u.ac.jp
最終学歴：博士（工学）（京都大学, 2006）
専門分野：材料計算科学
現在の研究テーマ：第一原理計算を用いた局所
原子・電子構造解析

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, School of
Engineering, The University of Tokyo
〒113-8656 東京都文京区弥生2-11-16
2-11-16 Yayoi, 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