

# 表面活性化接合による X on diamond 構造

## X on Diamond Structures Fabricated Using Surface Activated Bonding Technologies

重川直輝\* 梁 劍波\* 大野 裕\*\*

Naoteru Shigekawa Jianbo Liang Yutaka Ohno

### Abstract

Given that self-heating of semiconductor devices limits their characteristics and reliability, technologies for lowering the thermal resistance of semiconductor devices are strongly required. The ultimate low thermal resistance is assumed to be achieved by adopting “X-on-diamond” concept, i.e., by directly bonding semiconductors or metals to diamonds since the thermal resistance of diamond is much larger than that of other ceramic materials conventionally used in packaging. We discuss fabrication of diamond//semiconductor (Si and GaN) and diamond//metal (Cu) junctions using surface activated bonding (SAB) and nano structural characterization of the bonding interfaces. We find that the interfaces reveal enough thermal tolerance for them to be a part of low-thermal-resistance on-diamond devices fabricated after bonding although the bonding process is completed without heating. The intermediate layer formed at bonding interfaces is likely to play an important role in achieving the excellent thermal tolerance of junctions.

*Key words* : X on diamond; Surface activated bonding; Bonding interface; Thermal tolerance

### 1 はじめに— X on diamond 構造の必要性

ノートパソコンや携帯端末で大量の信号を処理する際に表面が熱くなることは良く知られている。その原因は電子部品の中で使用されている半導体デバイスの電力消費、その結果起こる自己発熱である。半導体デバイスの温度上昇により、その性能や信頼性が劣化する。従ってデバイス内部で発生する熱を効率的に外部

に放出し、温度上昇を抑制する構造が求められる。

従来の電子部品では、半導体デバイスは窒化ケイ素 (SiN) 等のセラミックスからなる実装基板に接着され、更に実装基板の裏面がヒートシンクに接着されている。接着にはハンダが用いられる<sup>1,2)</sup> (図 1(a))。デバイスの発熱はその裏面から実装基板、ヒートシンクを経て外部に放出される。実装基板の熱伝導率 (SiN の熱伝導率: 90 W/mK<sup>3)</sup>) やハンダ層の熱伝導率 (~ 50 W/

\* 大阪公立大学工学研究科 電子物理工学専攻  
Department of Physics and Electronics, Graduate  
School of Engineering, Osaka Metropolitan  
University

\*\* 東北大学金属材料研究所  
Institute for Materials Research (IMR), Tohoku  
University

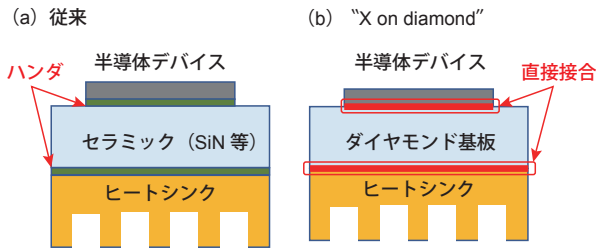


Fig. 1 Schematic cross sections of (a) soldering-based semiconductor device/ceramic plate/heatsink structures, and (b) direct-bonding-based device/diamond/heatsink structures.

$mK^{\text{①}}$ ) が低いことにより放熱特性が制限され、動作中のデバイスの温度上昇の原因となる。また、最近実用化が進んでいるワイドギャップ半導体デバイス自体は高い耐熱性を有しているものの、ハンダの耐熱温度 (~300 °C<sup>②</sup>) により、ワイドギャップ半導体が使用されている電子部品の使用可能な環境温度が制限される。

実装基板を熱伝導率が高く (~2000 W/mK)、かつ、絶縁性に優れたダイヤモンドに置き換え、更にデバイスとダイヤモンド、及びダイヤモンドとヒートシンクをハンダを用いることなく“直接”接合することができれば (X on diamond, Xはダイヤモンドに接合される材料)、自己発熱によるデバイスの温度上昇を極限まで下げるとともに、高温環境で動作する電子部品の実現が可能となる (図 1(b))。

今後のDX (Digital Transformation) の進展により、

全世界的に情報通信に対する需要の拡大が予測されている。なかでもワイヤレス通信の普及拡大が見込まれる<sup>④</sup>。それに伴い、窒化物半導体デバイスからなるワイヤレス通信用パワーアンプ (PA) に対する需要が急増すると考えられる。通信量の増加に合わせて、ワイヤレス通信設備における電力消費の急増が見込まれる。基地局の消費電力の大部分をPAの消費電力が占めることから<sup>⑤</sup>、環境負荷低減のために、窒化物半導体デバイスの低消費電力化、性能向上が必要不可欠である。SiN基板上にハンダにより接着された窒化物半導体デバイスとダイヤモンド基板上に直接接合された窒化物半導体デバイスの通電時の発熱の計算例を図2に示す。この例が示すように、ダイヤモンド上に窒化物半導体デバイスを作製する (GaN on diamond) ことにより、放熱性が向上し、デバイス温度の上昇が抑制される。それによりPAの性能向上 (RF特性改善<sup>⑥</sup>、信頼性向上<sup>⑦</sup>) 及び消費電力低減が期待される。

これらを背景として、GaN on diamond 構造実現を目指す研究開発が活発化している。ダイヤモンド上の窒化物半導体の結晶成長の報告例はあるが<sup>⑧</sup>、両者の熱膨張係数に大きな差があるため生産技術への展開には高いハードルを越える必要があると思われる。デバイス用の窒化物半導体層を成長用基板から剥離し、裏面にSiN等の中間層を介して多結晶ダイヤモンドを堆積するという手法が提案されている<sup>⑨</sup>。この方法に対してはSiNの熱伝導率が低いことに加えて、成膜初期

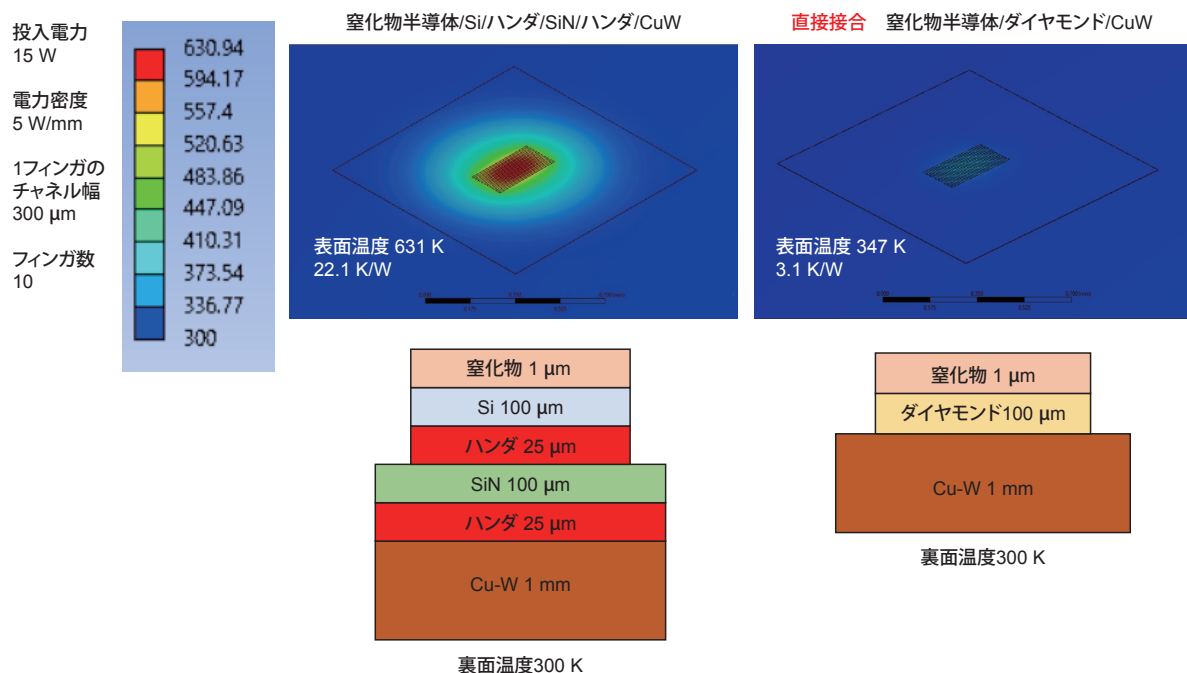


Fig. 2 Self-heating analyses of nitride devices (HEMTs) soldered on SiN plates and directly bonded to diamonds.

の多結晶ダイヤモンドの熱伝導率が低いという課題が指摘されている<sup>10,11)</sup>。また、「デバイス作製後に窒化物半導体層を成長用基板から剥離し、ダイヤモンドと接合」する（デバイス・ファースト）という方法が提案されている<sup>12-14)</sup>。小片の窒化物チップをダイヤモンドに転写することによる少量生産には有効と考えられるが、通常、デバイス作製後の半導体層には局所的な応力や凹凸が存在するため<sup>15)</sup>、この方法を大面積化・量産化へ発展させるには大きな困難があると予想される。順番を逆にし「窒化物半導体層をダイヤモンド上に転写した後でデバイスを作製」する（ボンディング・ファースト）ことが出来れば、量産技術への展開を視野に入れた GaN on diamond 構造が実現される（図 3(a) 及び 3(b)）。このコンセプトを現実のものとするためには、デバイス作製において必要不可欠である熱処理に対する耐性を備えた窒化物半導体とダイヤモンドの接合を実現する必要がある。更に、SiN やハンダのような熱伝導率の低い物質を介することなく接合を形成する必要がある。

我々は表面活性化接合（Surface Activated Bonding = SAB<sup>16-19)</sup>という手法を用いて、ダイヤモンドを含む様々な組み合わせの異種材料同士を直接接合し、そのデバイス応用の可能性を研究している<sup>20)</sup>。本稿では SAB の原理の説明、接合を得るために必要な基板の条件の整理を行った上で、我々の研究グループで行っているダイヤモンドと半導体（Si, GaN）や金属（Cu）との接合の研究の成果を紹介し、ダイヤモンド直接接合の低熱抵抗素子技術への応用可能性を検討する。

## 2 SAB

SAB における接合手順を図 4 に示す。まず、接合する基板表面に真空チャンバ内で中性の高速原子ビーム（Fast Atom Beam = FAB）を照射し、表面に存在する自然酸化膜を除去する（表面活性化）。本研究では中性化された Ar 原子ビームを用いる。FAB 照射前のチャンバ内圧力は  $10^{-6}$  Pa 以下である。FAB の加速電圧は 1 ~ 2 kV である。表面活性化後の基板同士をチャンバ内で密着させ、荷重をかけることで接合を形成する。典型的な荷重は 10 MPa（1 cm<sup>2</sup> あたり 1000 N）程度である。低温で接合が可能であることが SAB の大きな特徴である。我々のグループにおける接合時の試料温度は室温（非加熱）~ 200 °C の範囲である。接合時の高温加熱が不要であることから熱膨張係数差の大きな異種材料同士<sup>21)</sup> であっても接合が可能となる。他方でボンディング・ファーストを目指す場合、接合後の界面は高温にさらされるため、その耐熱性の検証が必要不可欠となる。

SAB による接合の可否は、接合対象の基板の表面形状及び表面の清浄度に依存する。経験則として、強固な直接接合が実現するためには基板の平均表面粗さ（Roughness Average = Ra）が 1 nm 未満であること、可能であれば 0.5 nm 未満であることが必要とされている<sup>19)</sup>。通常、Ra の評価には原子間力顕微鏡（Atomic Force Microscope = AFM）を用いる。

我々が接合テストに使用した各種基板の AFM 像を接合の成否とともに図 5 に示す。GaAs 基板や SiC 基

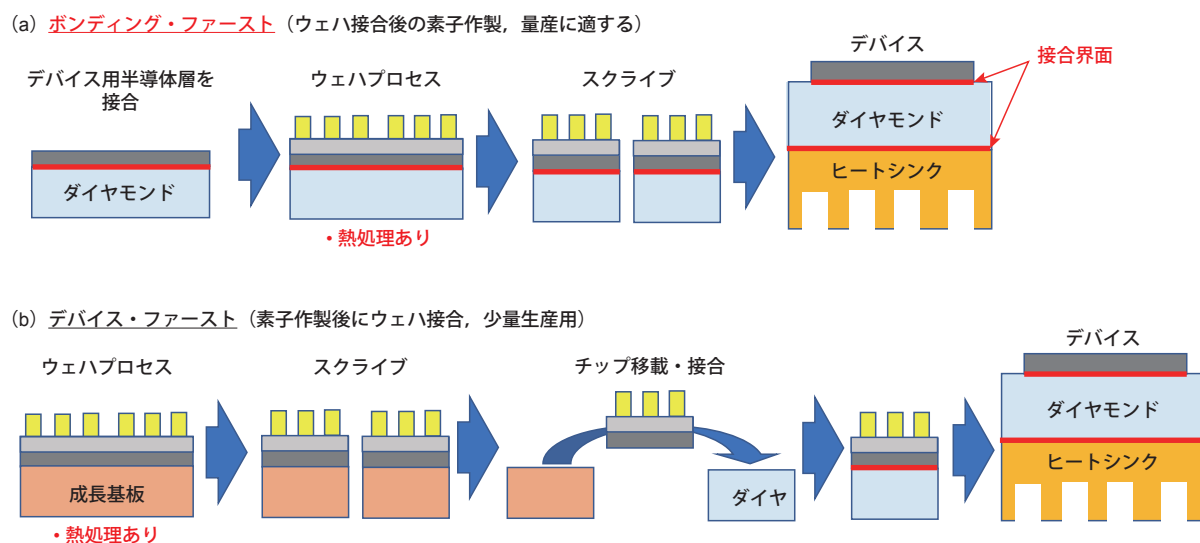


Fig. 3 Schematic process steps for fabricating GaN-on-diamond devices based on (a) “bonding-first” and (b) “device-first” approaches.

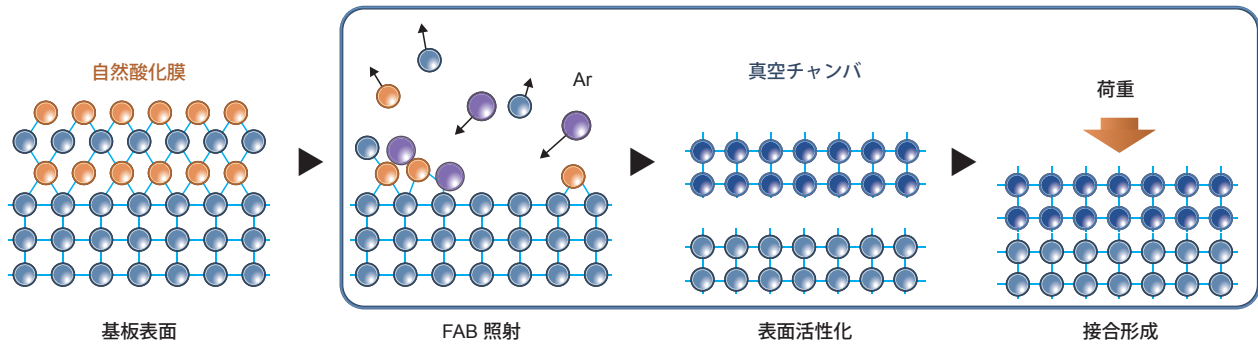


Fig. 4 Process steps for surface activated bonding.

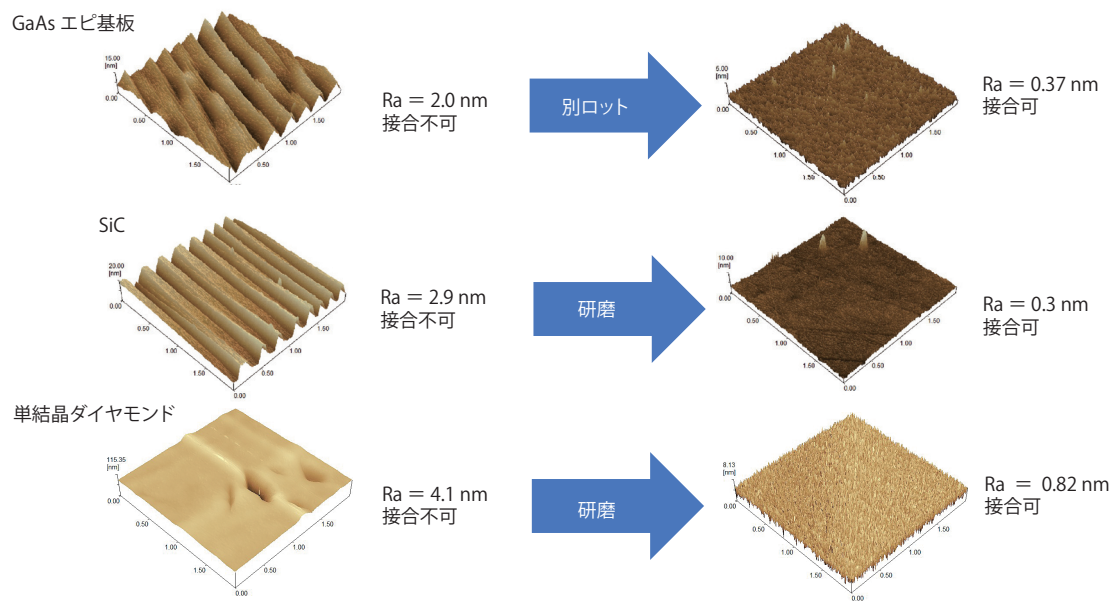


Fig. 5 AFM images and results of bonding tests of GaAs, SiC, and diamond wafers.

板の例から分かるように、基板のオフアングルによる表面のステップ構造は接合の妨げとなる。ステップ構造を有する基板であっても表面を研磨しステップ構造を除去することにより接合可能となる。基板の反りや厚さの不均一等の巨視的な基板形状も接合の妨げとなる。ダイヤモンドは最近注目を集めている材料であり、Si等と比べると基板それ自体がまだ研究開発段階にある。従って、良好な接合を実現するためには、接合技術の開発と接合に適する基板の開発をともに進める必要がある。

### 3 ダイヤモンド異種材料直接接合

#### 3.1 ダイヤモンド // Si 接合<sup>22,23)</sup>

ダイヤモンド(100)基板とSi(100)基板を接合し、1000℃、5分間の熱処理を行った。熱処理前後の接合試料の外観を図6(a)及び6(b)に示す。ダイヤ

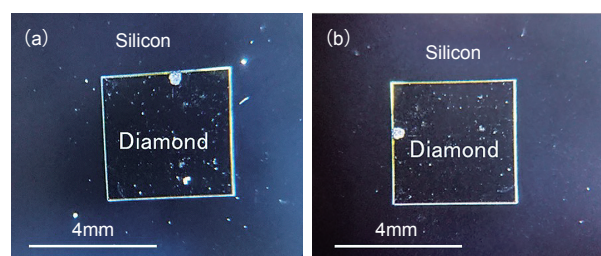


Fig. 6 Top views of (a) as-bonded and (b) 1000-°C annealed diamond//Si junctions.

モンドとSiの熱膨張係数差にも拘わらず、接合の破断は認められない。我々は1000℃、12時間の熱処理に対しても接合が維持されることを確認した。

1000℃で熱処理後のダイヤモンド//Si接合界面の透過型電子顕微鏡(Transmission Electron Microscopy = TEM)観察により、接合界面にSiC多結晶からなる中間層が形成されることが分かった<sup>24)</sup>。この層は、ダイヤ

ヤモンドとSiの中間的な性質を有すると考えられる。熱膨張係数の大きく異なる基板同士の接合であるにも拘わらず、1000℃の熱処理で破断が生じないのは中間層に熱ひずみを緩和する効果があるためと考えられる。

我々は更に、Si基板に直接接合されたダイヤモンド基板上にダイヤモンド電界効果トランジスタを作製した。作製時のプロセス温度は最高で~930℃であったが、トランジスタ完成後に接合の破断等は認められなかった。このことは、ダイヤモンド//Si接合界面が実用に耐える耐熱性を有することを意味する<sup>23)</sup>。

### 3.2 ダイヤモンド//GaN接合<sup>25,26)</sup>

Si(111)基板上にエピタキシャル成長したGaN層の表面(Ga原子面)をダイヤモンド(100)基板に直接接合した。GaN層の厚さは1μmである。接合後にSi基板をウェットエッチングにより除去し、GaN薄層//ダイヤモンド接合を形成した。窒素雰囲気中で1000℃、1分の熱処理を行い、GaNとダイヤモンドの熱膨

張係数差にも拘わらず接合が維持されることを確認した。この結果はGaN//ダイヤモンド接合がGaNデバイス作製に必要な熱処理に耐えることを意味する。

熱処理が接合界面のナノ構造に及ぼす影響を評価するために、熱処理前、1000℃、1分間熱処理後のGaN//ダイヤモンド接合界面のTEM観察及びエネルギー分散型X線分光(Energy Dispersive X-ray spectroscopy = EDX)による組成分析を行った<sup>25)</sup>。熱処理前、1000℃熱処理後の界面の評価結果を図7(a)、7(b)に示す。図7(a)に示すように熱処理前の界面に厚さ~5.3nmの中間層が存在する。熱処理により中間層厚は減少し、1000℃熱処理後の界面における中間層厚は~1.5nmとなった(図7(b))。また、EDX評価により中間層は主にC、Ga、Nから構成されていること、熱処理後のGaN層中にCが拡散していること、が分かった。顕微ラマン分光を用いてダイヤモンドに接合されているGaN層中の応力を調べた。

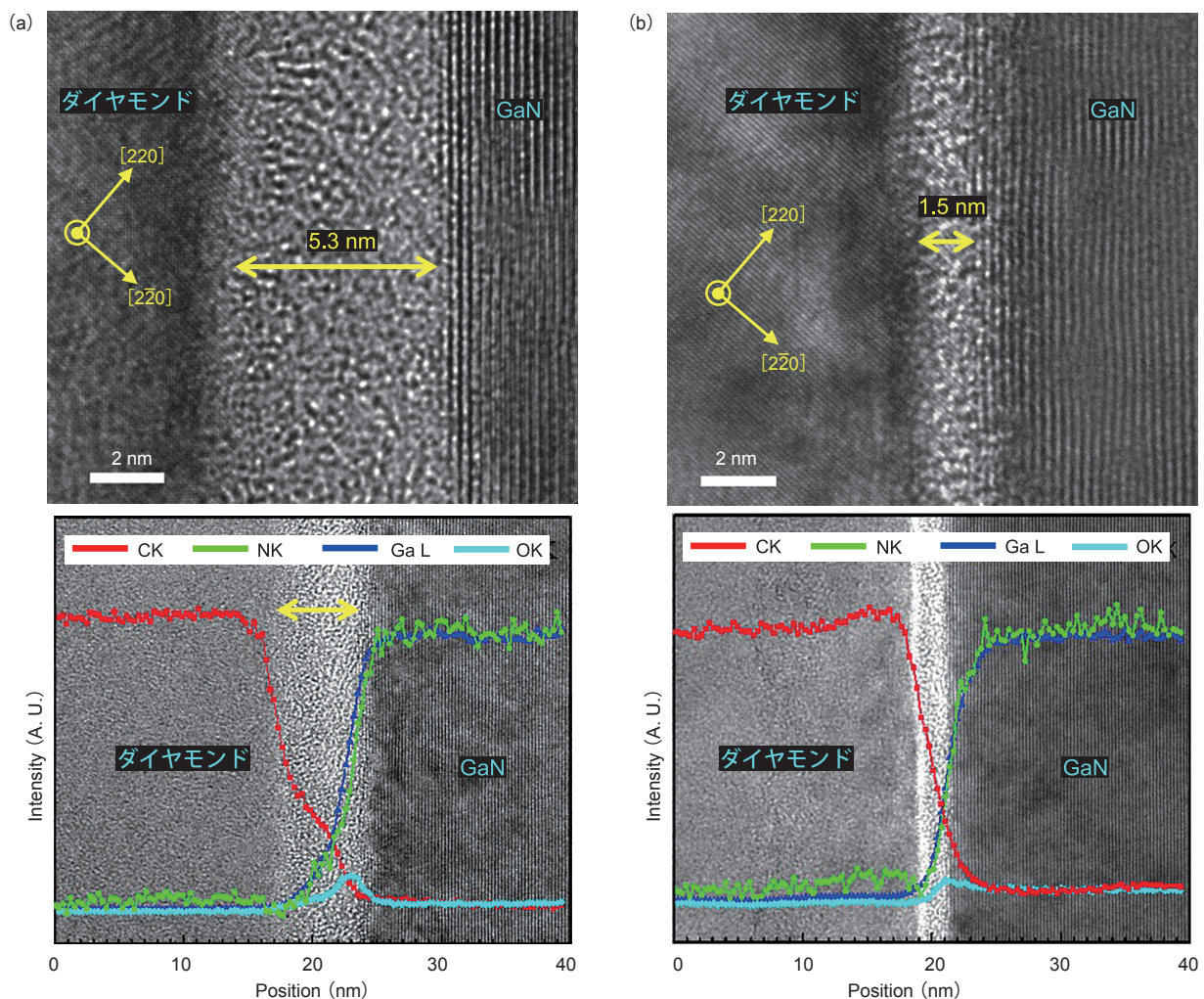


Fig. 7 TEM images and density profiles of Ga, N, C, and O atoms obtained using EDS for (a) an as-bonded diamond//GaN interface, and (b) a 1000°C -annealed diamond//GaN interface.

700 °C熱処理により、熱処理前と比べてGaN層中の応力が減少した。熱処理による応力減少の結果、耐熱性に優れる接合界面が得られたと考えられる。

Si (111) 基板上に1  $\mu\text{m}$  の3C-SiC層を介して結晶成長した層厚8  $\mu\text{m}$  のデバイス用窒化物半導体層を

用いて、図8(a)に示す手順によりダイヤモンド上の窒化物半導体デバイス（高電子移動度トランジスタ、High Electron Mobility Transistor = HEMT）を作製した<sup>26)</sup>。Si基板を除去し、露出した3C-SiC裏面を研磨後にダイヤモンドと接合した。更に800 °C熱処理を

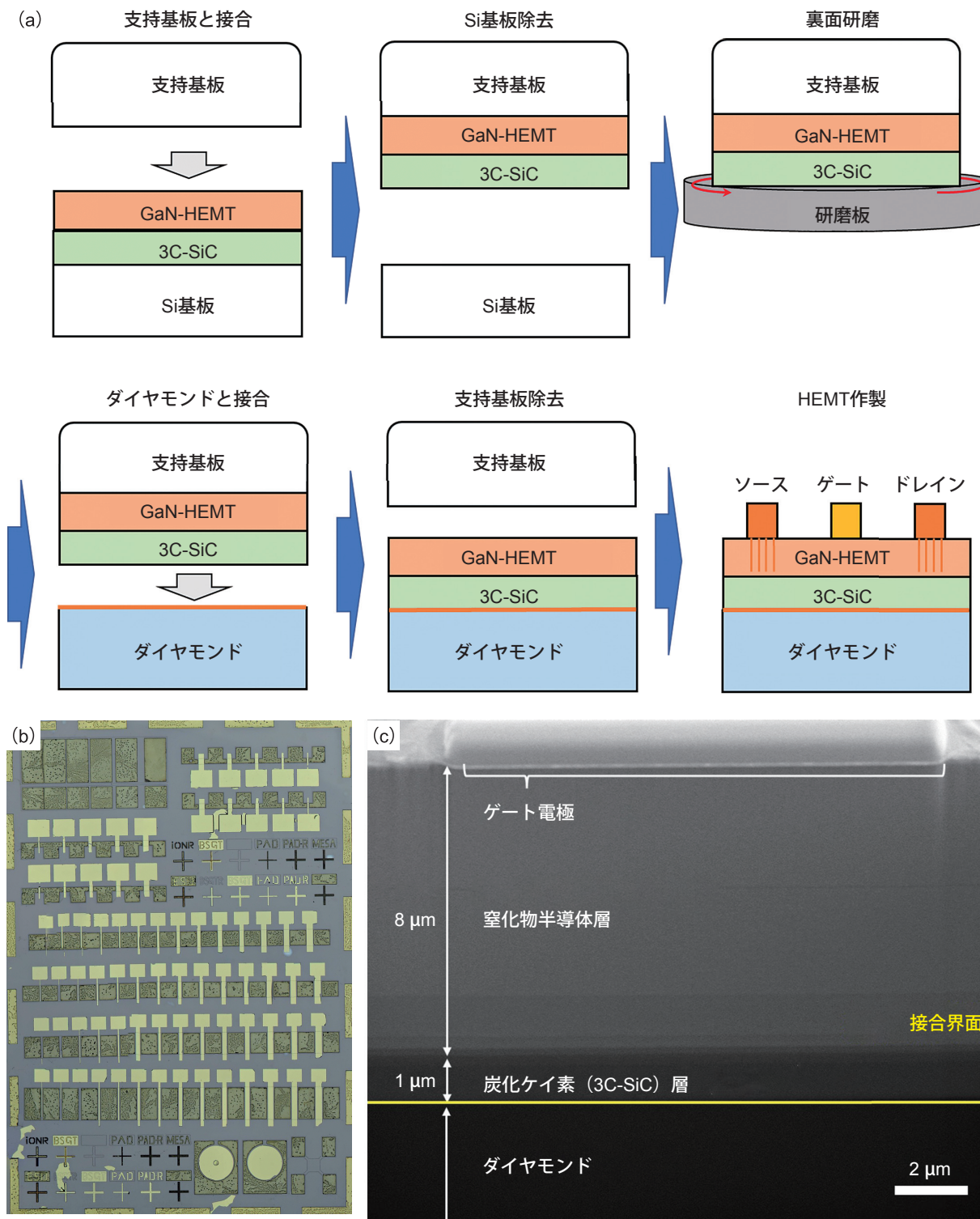


Fig. 8 (a) Process steps for fabricating on-diamond nitride HEMTs. (b) A top view and (c) a cross-sectional SEM image of on-diamond nitride HEMTs.

含むプロセスにより HEMT を作製した。作製された HEMT のチップ写真及び断面の電子顕微鏡像を図 8(b), 8(c) に示す。800 °C の熱処理を経ているにもかかわらず接合は維持されており、ダイヤモンドに接合された窒化物半導体をプロセスすることによるデバイスの作製に成功した。我々は比較のために Si 基板上に結晶成長された窒化物半導体層から同一形状のデバイスを作製した。

ダイヤモンド上デバイス、Si 上デバイスのドレイン電流 - ドレイン・ソースバイアス電圧特性を図 9(a), 9(b) に示す。半導体デバイスとしての正常動作が確認された。顕微フォトルミネッセンス法を用いてデバイス動作時の表面温度を測定した。結果を図 9(c) に示す。この図で横軸は HEMT の単位チャネル幅当たりの消費電力 (ドレイン電流×ドレイン・ソース間バイアス電圧)、縦軸は動作していない時からの表面温度の上昇分を表す。同一電力に対して、ダイヤモンド上の HEMT の表面温度上昇は Si 上の HEMT の表面温度上昇の約 1/3 であることが分かる。図 9(a), 9(b) から分かるように、ダイヤモンド上デバイスでは Si 上デバイスと比べて、ドレインバイアス電圧増加によるドレイン電流の低下 (負性コンダクタンス) が小さい。負性コンダクタンスはデバイス動作時の発熱が原因であることから、これらの結果はダイヤモンドと接合後に窒化物デバイスを作製可能であること、ダイヤモンドとの直接接合により窒化物デバイスの熱抵抗が低減すること、それにより Si 基板上と比べてデバイス特性が改善されることを示す。

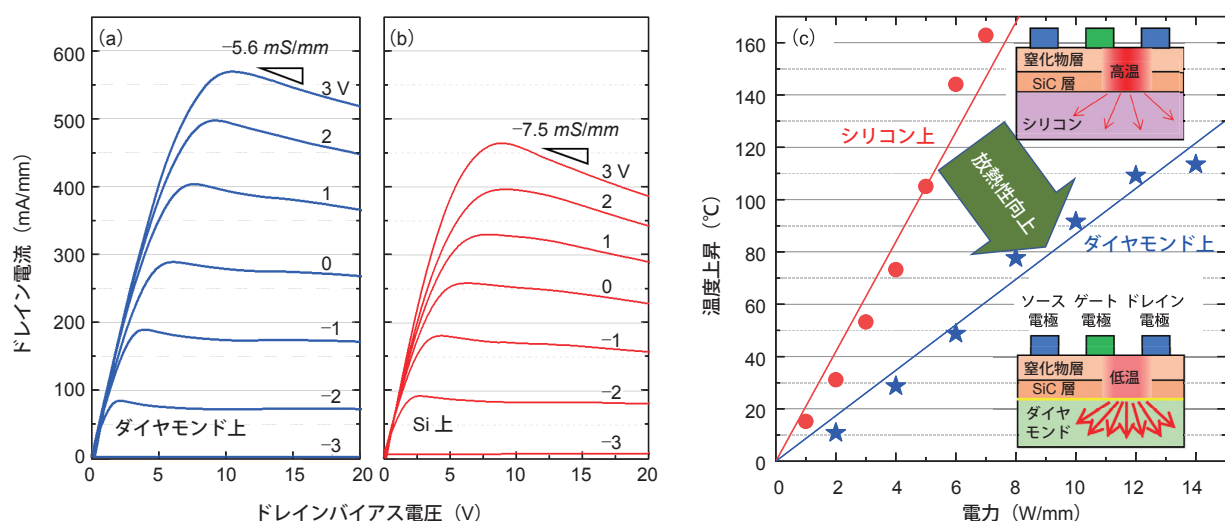


Fig. 9 I-V characteristics of (a) on-diamond and (b) on-Si nitride HEMTs. (c) Comparison of device temperature rise between on-diamond and on-Si HEMTs in operation.

### 3.3 ダイヤモンド //Cu 接合<sup>27,28)</sup>

ダイヤモンドと金属製ヒートシンクの直接接合を目指す基礎検討として、厚さ 0.25 mm の銅板をダイヤモンドと常温で SAB により接合した。接合後に 700 °C、5 分間窒素雰囲気中で熱処理を行い、熱処理後の接合が安定していることを確認した<sup>27)</sup>。従来のデバイス実装に使用される典型的なハンダの融点を上回る耐熱性を備えていることになる。

熱処理前、500 °C 熱処理後、700 °C 熱処理後のダイヤモンド //Cu 接合界面の TEM 像を図 10(a) ~ 10(c) に示す。これらから分かるように、接合界面には熱処理温度に依らず中間層が存在する。EDX 評価により中間層は C と Cu の混合物であることが分かった。ダイヤモンド // 半導体接合同様に、このような中間層が、昇温時に界面に生ずる熱ひずみの影響を緩和し、高い耐熱性をもたらしたと思われる。我々はダイヤモンド //Cu 接合の界面熱抵抗を測定し、 $17 \pm 2 \text{ m}^2\text{K/GW}$  を得た。得られた値はダイヤモンド・蒸着 Cu 層界面の界面熱抵抗の測定値 ( $17 \pm 3 \text{ m}^2\text{K/GW}$ ) と誤差範囲で一致し、ダイヤモンド //Cu 接合界面が低い界面熱抵抗を有することが示された<sup>28)</sup>。この値はハンダ層の典型的な熱抵抗の値を大きく下回っている。

以上のことから、SAB によるダイヤモンド //Cu 直接接合技術は、ハンダを介した接合と比較して優れた耐熱性と低い界面熱抵抗を有しており、従来以上の高出力・高温動作モジュール技術へと展開すると期待される。

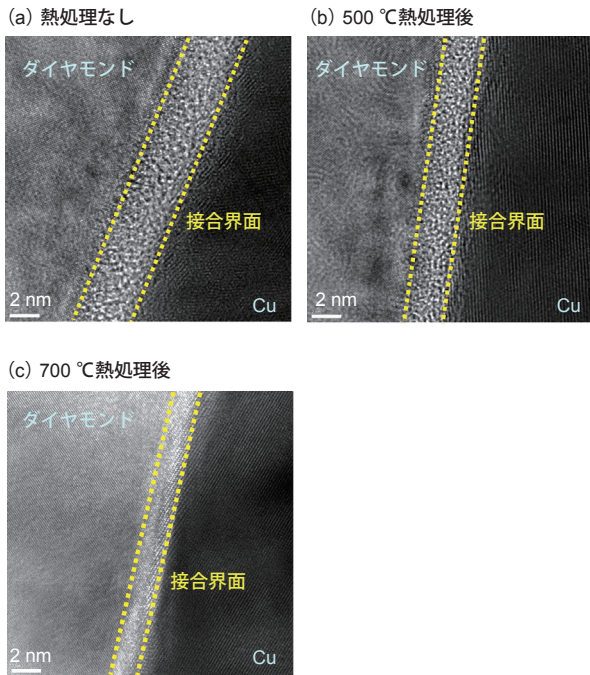


Fig. 10 TEM images of (a) as-bonded, (b) 500-°C annealed, and (c) 700-°C annealed diamond//Cu junctions.

## 4 むすび

SABを用いたダイヤモンドと異種材料（半導体，金属）の直接接合（X on diamond 構造）の作製及びその界面の評価について，接合の耐熱性の観点から議論した．接合界面が優れた耐熱性を有し，接合後のデバイス作製が可能であること，界面に形成される中間層が重要な役割を果たすと考えられること，を指摘した．今後，ダイヤモンド//異種材料直接接合技術が低熱抵抗デバイスなど従来性能をしのぐ新たなデバイス・電子部品の開発・実用化につながると期待される．

## 文 献

- 1 V. R. Manikam and K. Y. Cheong, *IEEE Trans. Compon. Packaging Manuf. Technol.* **1**, 457 (2011).
- 2 A.D.-Bazin, F. Lacroix, and J.-F. Barbot, *Journal of Electron. Mater.*, **43**, 695 (2014).
- 3 小山内英世, 結城整哉, 井手口悟, 菅原章, まてりあ, **56**, 24 (2017).
- 4 国立研究開発法人科学技術振興機構 (JST) 低炭素社会戦略センター「情報化社会の進展がエネルギー消費に与える影響 (Vol.3) (通信ネットワークの消費電力の現状と将来予測)– ワイヤレス系の消費電力急増」(2021). <https://www.jst.go.jp/lcs/pdf/fy2020-pp-04.pdf>
- 5 <https://www.semiconportal.com/archive/editorial/industry/150522-ericsson.html>
- 6 A. M. Darwish, B. D. Huebschman, E. Viveiros, and H. A. Hung, *IEEE Trans. Microw. Theory Tech.* **57**, 3205 (2009).
- 7 J.W. Pomeroy, M.J. Uren, B. Lambert, and M. Kuball, *Microelectron. Reliab.* **55**, 2505 (2015).
- 8 K. Hirama, M. Kasu, and Y. Taniyasu, *IEEE Electron Device Lett.* **33**, 513 (2012).
- 9 D. Francis, F. Faili, D. Babić, F. Ejeckam, A. Nurmikko, H. Maris, *Diam. Relat. Mater.* **19**, 229 (2010).
- 10 H. Sun, R. B. Simon, J. W. Pomeroy, D. Francis, F. Faili, D. J. Twitchen, and M. Kuball, *Appl. Phys. Lett.* **106**, 111906 (2015).
- 11 J. Anaya, H. Sun, J. Pomeroy, and M. Kuball, “Thermal management of GaN-on-Diamond high electron mobility transistors: Effect of the grain structure in the thermal transport of polycrystalline diamond substrates,” Proc. 2016 15th IEEE Intersociety Conference on Thermal and Thermo-mechanical Phenomena in Electronic Systems (ITherm). DOI: 10.1109/ITHERM.2016.751773
- 12 檜座修一, 西村邦彦, 柳生栄治, 山向幹雄, 応用物理 **90**, 167 (2021).
- 13 Y. Minoura, T. Ohki, N. Okamoto, A. Yamada, K. Makiyama, J. Kotani, S. Ozaki, M. Sato, and N. Nakamura, *Jpn. J. Appl. Phys.* **59**, SGGD03 (2020).
- 14 Y. Minoura, T. Ohki, N. Okamoto, M. Sato, S. Ozaki, A. Yamada, and J. Kotani, *Appl. Phys. Express* **15**, 036501 (2022).
- 15 O. Nakatsuka, H. Kitada, Y. Kim, Y. Mizushima, T. Nakamura, T. Ohba, and S. Zaima, *Jpn. J. Appl. Phys.* **50**, 05ED03 (2011).
- 16 T. Suga, R. He, G. Vakanas, and A. L. Manna, “Direct Cu to Cu Bonding and Other Alternative Bonding Techniques in 3D Packaging,” 3D Microelectro-nic Packaging (Springer, Cham, Switzerland, 2017).
- 17 T. Suga, Y. Takahashi, H. Takagi, B. Gibbesch, and G. Elssner, *Acta Metall. Mater.* **40**, S133 (1992).
- 18 H. Takagi, K. Kikuchi, R. Maeda, T. R. Chung, and T. Suga, *Appl. Phys. Lett.* **68**, 2222 (1996).
- 19 H. Takagi, R. Maeda, T. R. Chung, N. Hosoda, and



- T. Suga, *Jpn. J. Appl. Phys.* **37**, 4197 (1998).
- 20 重川直輝, 梁劍波, 信学論 (C), **J103-C**, 341 (2020).
- 21 O. Moutanabbir and U. Gösele, *Annu. Rev. Mater. Res.* **40**, 469 (2010).
- 22 J. Liang, S. Masuya, M. Kasu, and N. Shigekawa, *Appl. Phys. Lett.* **110**, 111603 (2017).
- 23 J. Liang, S. Masuya, S. Kim, T. Oishi, M. Kasu, and N. Shigekawa, *Appl. Phys. Express* **12**, 016501 (2019).
- 24 Y. Ohno, J. Liang, H. Yoshida, Y. Shimizu, Y. Nagai, and N. Shigekawa, *Jpn. J. Appl. Phys.* **61**, SF1006 (2022).
- 25 J. Liang, A. Kobayashi, Y. Shimizu, Y. Ohno, S.-W. Kim, K. Koyama, M. Kasu, Y. Nagai, and N. Shigekawa, *Adv. Mater.* **33**, 2104564 (2021).
- 26 R. Kagawa, K. Kawamura, Y. Sakaida, S. Ouchi, H. Uratani, Y. Shimizu, Y. Ohno, Y. Nagai, J. Liang, and N. Shigekawa, *Appl. Phys. Express* **15**, 041003 (2022).
- 27 S. Kanda, Y. Shimizu, Y. Ohno, K. Shirasaki, Y. Nagai, M. Kasu, N. Shigekawa, and J. Liang, *Jpn. J. Appl. Phys.* **59**, SBBB03 (2020).
- 28 J. Liang, Y. Ohno, Y. Yamashita, Y. Shimizu, S. Kanda, N. Kamiuchi, S. Kim, K. Koji, Y. Nagai, M. Kasu, and N. Shigekawa, *ACS Appl. Nano Mater.* **3**, 2455 (2020).