

Al/Ti電極を用いたSi注入GaNの低抵抗化と構造分析

中村, 徹 / 栗山, 一男 / 葛西, 武 / 三島, 友義 / 西村, 智朗

(出版者 / Publisher)

法政大学イオンビーム工学研究所

(雑誌名 / Journal or Publication Title)

法政大学イオンビーム工学研究所報告 / Report of Research Center of Ion Beam Technology, Hosei University

(巻 / Volume)

38

(開始ページ / Start Page)

3

(終了ページ / End Page)

6

(発行年 / Year)

2019-02-20

(URL)

<https://doi.org/10.15002/00030284>

1. 研究ノート

1. Al/Ti電極を用いたSi注入GaNの低抵抗化と構造分析[†]

西村 智朗、葛西 武*、三島 友義、栗山 一男、中村 徹

1. はじめに

ハイパワーデバイスにおいてコンタクトの低抵抗化は極めて重要である¹⁾。現状、簡便なGaNを用いたパワーデバイス作成では複雑なメサを作成するプロセスを用いているが、イオン注入技術を用いたシンプルな方法で作成できる方が望ましい²⁾。GaN基板に対するSiイオン注入はn型のGaNを作成するために頻繁に用いられておりまたAl/Ti電極やAu/Ni/Al/Ti電極を用いた研究が多く行われている³⁻⁷⁾。これらの電極を用いた場合、GaN基板との界面には電気伝導性のあるTiN層が出来ていると多く信じられているが⁸⁾、一部の著者はTiN層の代わりにAlN層があると主張している^{9,10)}。

今回我々はSi注入を行ったGaN上にAl/Ti電極を作成し、非常に低いコンタクト抵抗が得られることをデモンストレーションした。そしてSi注入は行っていないが全く同じプロセスを用いて同様に作成した試料対して膜構造や界面構造の詳細をRBS/channeling法や光学顕微鏡、高分解能透過電子顕微鏡(STEM)、エネルギー分散X線分光分析(EDX)、電子線エネルギー損失分光法(EELS)を用いて評価した。結果として我々の試料作成条件では、界面には1~2nm程度の大変薄い均質なAlN層があることを明瞭に示す事が出来た。またAlN層作成に用いられたNはGaN基板から供給されたようで、その際に余ったGa原子($\sim 5 \times 10^{15}$ atoms/cm²)は電極内に存在している事が分かった。

2. 実験

まず電気特性評価を行うため、un-doped GaN(0001)に150 keVのSiを 5×10^{13} から 5×10^{14} atoms/cm²打ち込み、N₂雰囲気化で1200℃で2分間加熱してn型

GaNを作成し、50 nmのTiと200 nmのAlを蒸着し、Ar雰囲気化で550~800℃の加熱を行うことでオーミック電極を形成した。コンタクト抵抗とシート抵抗はcircular transmission line (CTL)法とvan der Pauw法を用いて測定した。また界面構造や異なるAl/Ti比の場合の膜構造への影響、加熱温度の影響の詳細を調べるため未注入のGaN(0001)基板に25から150 nmのTiと100~200 nmのAlを蒸着し、550~900℃で加熱した試料を作成した。これらは法政大学のバンデグラフ加速器を用いて1.5 MeV He⁺の入射イオンビームを用いてRBS/channeling分析を行った。典型的な分析条件としてはビーム径1 mmでビーム電流は2 nA、溜め込み電流量10 μCで、散乱角170°に取り付けた固体検出器(SSD)でスペクトル測定を行った。試料は3軸のゴニオメーターに取り付けられGaN基板の[0001]軸方向のchannelingスペクトルを測定した。STEM, EDX, EELS測定は電子加速エネルギー200 keVのJEOL JEM-ARM200Fを用いて行った。

3. 結果と考察

図1はイオン注入量に対するシート抵抗およびシートキャリア濃度を示している。シートキャリア濃度から見積もったSiの活性化率はイオン注入量 5×10^{13} atoms/cm²に対しておおよそ20%で、 5×10^{14} atoms/cm²に対してはおおよそ40%であり、注入量の増加に伴って活性化率が増加している様子が見て取れる。図2はAl(200 nm)/Ti(50 nm)/GaN構造の試料を550から800℃まで加熱した場合の接触抵抗のシートキャリア濃度依存性を示している。700, 800℃で加熱した試料に対する接触抵抗は比較的高いがAlの融点より低い550, 600℃で加熱した試料に対する接触抵抗は極めて小さいことを示し

法政大学イオンビーム工学研究所、*ケミトロニクス株式会社

[†]この研究は T. Nishimura et al., Nuclear Instruments & Methods in Physics Research B (2018) (in press)
DOI: <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2018.09.001>に掲載されています。

ている。更に接触抵抗はイオン注入量の増加に伴い減少していることも示している。例として最も低い接触抵抗の得られた600℃で加熱した試料では5 ×

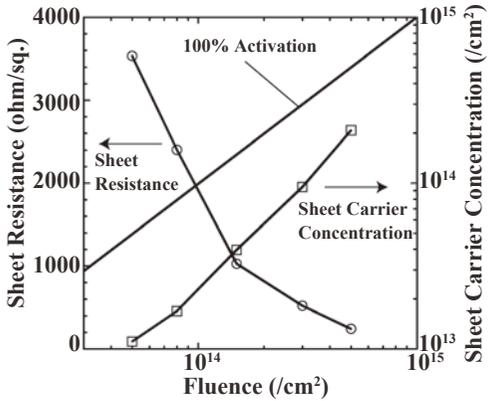


FIG. 1 T. Nishimura et al.

図1 Si注入量に対するシート抵抗とシートキャリア濃度

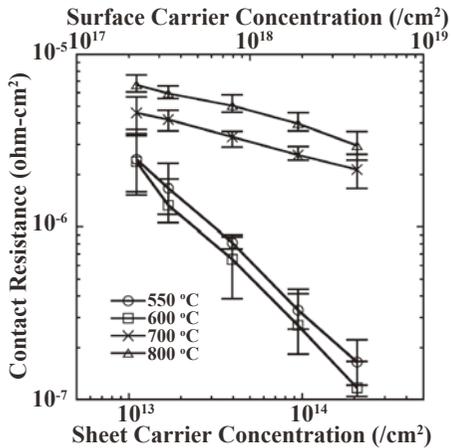


FIG. 2 T. Nishimura et al.

図2 シートキャリア濃度に対するコンタクト抵抗。丸、四角、バツ、三角印はそれぞれ電極蒸着後に550, 600, 700, 800℃でアニールした試料に対応している。

10¹³ atoms/cm² の時に 2.4 × 10⁻⁶ Ωcm² だった接触抵抗が注入量 5 × 10¹⁴ atoms/cm² では 1.2 × 10⁻⁷ Ωcm² と極めて低くなっている。これらの結果はSi注入によるGa_N表面の高濃度Siの存在がAl/Ti電極の接触抵抗を効果的に減少させていることを示している。Al/Ti比が膜質に及ぼす影響を調べるため、表1に示した異なるAl/Ti比率を持つ試料を 500~900℃で加熱し、RBS分析を行った。図3は分析の一例で、Al (200 nm) /Ti (50 nm) /Ga_N (0001) を 550~900℃まで加熱した後のchannelingスペクトルを示している。またRBSシミュレーションプログラム MEISwin¹¹⁾ でフィッティングした結果は実線で示されている。シミュレーションの結果から550℃で

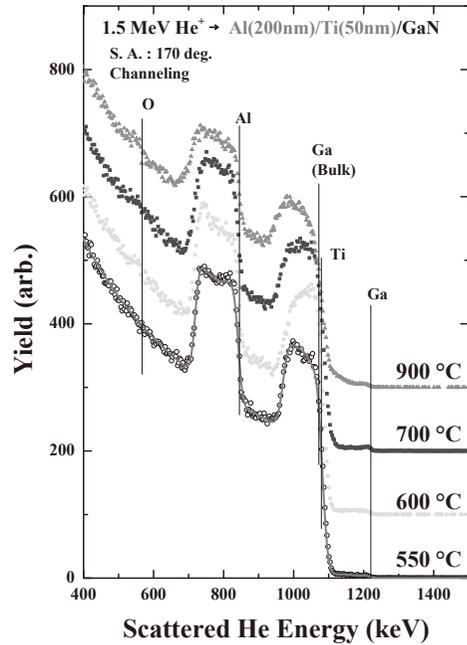


FIG. 3 T. Nishimura et al.

図3 Al (200 nm) /Ti (50 nm) /Ga_Nをそれぞれ550℃ (白丸), 600℃ (黒丸), 700℃ (四角), 900℃ (三角) でアニールしたもののRBS/C スペクトル。

表1 異なるAl/Ti比を持つAl/Ti/GaN試料を550~600℃で加熱し、RBS分析した結果

Al/Ti (nm)	Al/Tiの原子数比率	表面や電極内部の状態	電極の平均組成	界面付近の組成
100/25	~4.2	~1% Ga	Ti:Al = 1:3-4	Al rich
200/50	~4.2	~1% Ga	Ti:Al = 1:3-5	Al rich
100/80	~1.3	no Ga on surface	Ti:Al = 1:0.5-1	Ti rich
100/150	~0.7	no Ga on surface	Ti:Al = 1:0.25-0.5	Ti

アニールした試料では電極内に1%程度のGaがあることが分かり、その総量はおよそ 5×10^{15} atoms/cm² と見積もられた。主なRBS分析による結果は表1にまとめられている。Al/Ti比が ~ 4.2 の時、ほとんどのTiはAlと合金化し、Al/Ti比が ~ 0.7 や ~ 1.3 の時にはTiはまだ部分的にGaN基板上に残っていることが分かる。Al (200 nm) /Ti (50 nm) /GaN (0001) を600°Cアニールした後の全体構造を調べるため、TEMとEDX分析を行った。図4 (a) は high-angle annular dark field scanning TEM (HAADF-STEM) イメージで、図4 (b), (c), (d)

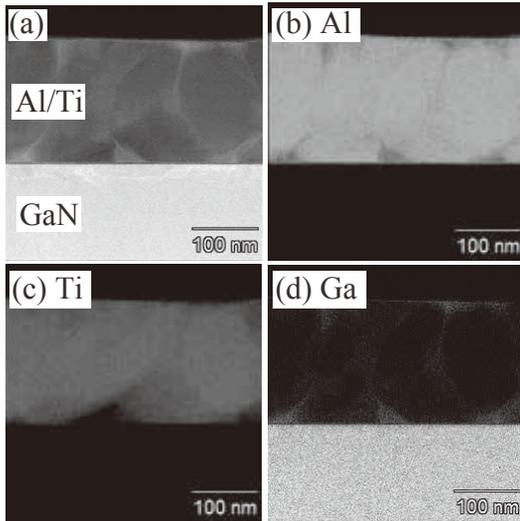
FIG. 4 T. Nishimura *et al.*

図4 電極蒸着後600°CでアニールしたAl (200 nm)/Ti (50 nm)/GaN の (a) HAADF-STEMイメージと (b) Al, (c) Ti, (d) Ga のEDXイメージ。

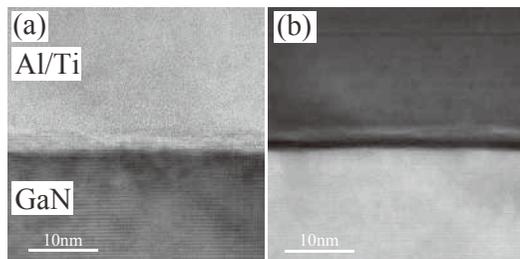
FIG. 5 T. Nishimura *et al.*

図5 600°CでアニールしたAl (200 nm)/Ti (50 nm)/GaN の (a) 高分解能明視野 STEM イメージと (b) HAADF-STEMイメージ。

はそれぞれ Al, Ti, Ga のEDXイメージを表している。STEMイメージから電極内には数百nmサイズの粒があるのが見て取れる。Alは電極全体に存在しているが、Tiは粒内のみ存在しているように見え、これはTiAl_x合金が出来ていることを示唆している。TiAl_x合金の形成のために大部分のTiが消費され、このAl/Ti比率の電極ではGaNの直上にはTiはほとんど存在していないように見える。粒界にGaが存在していることはGaNの基板の一部が分解されたことを意味している。アニール後でも表面は比較的平坦でまたAlの融点より低い600°Cで加熱しているため、蒸着されていたAlとTiは液体ではなく固相反応で合金化したと考えられる。次に金属層と基板GaNとの界面の詳細を知るためにHR-STEMとEELSを用いて分析した。図5 (a), (b) は同じ場所の明視野での高分解能STEMイメージとHAADF-STEMイメージである。下側半分がGaN基板に対応しており、上半分はAl/Ti電極に対応している。HAADFイメージの明暗は原子質量を反映することから、GaN基板直上の暗いコントラストの領域は相対的に軽い元素で構成されていることを意味している。また、図5 (a) にはその暗いコントラスト領域に対応する場所で格子イメージが見て取れる。図6はGa, Al, Ti, N, O のEELSスペクトル強度のGaN基板からAl/Ti電極にかけてラインスキャンした時の場所依存性を示している。図5 (b) における暗いコントラスト部分は図6では13.5 nmの位置に対応しており、Al, N, Ga, O が検出されていること

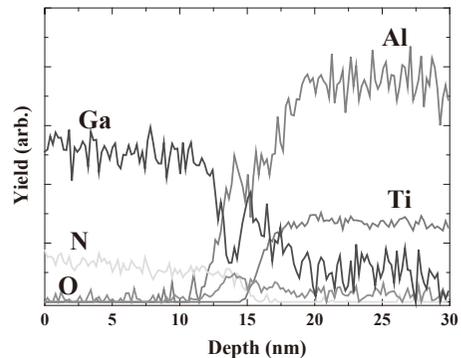
FIG. 6 T. Nishimura *et al.*

図6 600°CでアニールしたAl (200 nm)/Ti (50 nm)/GaN に対して、基板のGaNから電極に向かってラインスキャンした時のGa, Al, Ti, N, O のEELS強度の分布。

が見て取れる。しかしながらGaN上に最初に蒸着したはずのTiはこの層には観察されなかった。図5(a)において暗いコントラスト層に対応する格子像を高速フーリエ変換したパターンは $a = 0.311 \text{ nm}$ と $c = 0.498 \text{ nm}$ を持つAlNのウルツ鉱型結晶と同じパターンであった。この結果はまたAlやNのEELS強度の結果とも良い一致を示した。またこれらの結果はLutherらによって報告されたGaN上のAl/Ti や Al/Pd 電極のTEMの結果とも一致している。図6においてGa信号は基板と深さ 15 nm の両方に現れており、対応する HAADFイメージも明るいコントラストとして観察されている。この結果はGaが偏析の結果としてTiAlx合金の粒の下にも存在していることを示している (図4(d))。

4. まとめ

150 keV のSiを 5×10^{13} から 5×10^{14} atoms/cm² 打ち込んで作られたn-GaN基板上にAl (200 nm)/Ti (50 nm) 電極を蒸着し活性化率やコンタクト抵抗が測定された。活性化率はSi注入量が 5×10^{13} から 5×10^{14} atoms/cm² へ増加するのに伴って20%から40%に増加した。またコンタクト抵抗については、Si注入量が 5×10^{13} から 5×10^{14} atoms/cm² へ増加するのに伴って 2.4×10^{-6} から $1.2 \times 10^{-7} \Omega \text{ cm}^2$ へ減少した。これらの結果はGaNへのSi注入の結果として形成される表面不純物の高濃度層の生成が効果的にAl/Ti電極の接触抵抗を低減させることを示している。またAl/Ti比の異なる電極やアニール温度の違いによる電極構造の変化についても分析した。結果として比較的低温アニール条件 (550-600°C) でもGaはAl/Ti電極内に拡散し、またAl/Ti電極はTiAlx合金になることが示された。TEMの格子像のFFT分析やEELS分析から、TiAlx合金とGaN基板との間に1から2 nm程度のAlN層が存在することを明らかにした。RBS分析からはAl/Ti電極はおおよそ 5×10^{15} atoms/cm² のGaを含むことが分かった。TiAl合金が出来た後に残ったAlは基板GaNと反応し、結果として電極とGaN界面にAlNが形成され、その際に 5×10^{15} atoms/cm² のGaを放出する。このGa量に対応する窒素がAlN形成に使われたとすると対応するAlN層の厚みはおおよそ1 nmである。この結果はHR-STEMやEELSの結果とも良く一致している。更にGaリッチな領域がAlNとTiAl合金の間にも粒界拡散の結果として観測された。

謝辞

本研究の一部は文部科学省「省エネルギー社会の実現に資する次世代半導体研究開発」の委託を受けたものである。

参考文献

- 1) H. Morkoç, S. Strite, G. B. Gao, M. E. Lin, B. Sverdlov, and M. Burns, *J. Appl. Phys.* **76** (1994) 1363.
- 2) J. F. Gibbons, *Proc. IEEE* **60** (1972) 1062.
- 3) S. O. Kucheyev, J. S. Williams, S. J. Pearton, *Materials Science and Engineering: R: Reports* **33** (2001) 51.
- 4) Z. -F. Fan, S. N. Mohammad, W. Kim, Ö. Aktas, A. E. Botchkarev, H. Morkoc, *Applied Physics Letters* **68** (1996) 1672.
- 5) K. J. Duxstad, E. E. Haller, Z. -F. Fan, S. N. Mohammad, W. Kim, A. E. Botchkarev, H. Morkoc, *Applied Physics Letters* **69** (1996) 1556.
- 6) M. Scherer, *Annual Report 2002, Optoelectronics Department, University of Ulm*, (2002) 1-4.
- 7) F. M. Mohammed, L. Wang, and I. Adesida, *Appl. Phys. Lett.* **87** (2005) 262111.
- 8) G. Greco, F. Iucolano, F. Roccaforte, *Applied Surface Science* **383** (2016) 324.
- 9) S. N. Mohammad, *Journal of Applied Physics* **95** (2004) 7940.
- 10) B. P. Luther, J. M. Delucca, S. E. Mohny and R. F. Karlicek, Jr., *Appl. Phys. Lett.* **71** (1997) 3859.
- 11) T. Nishimura, *Nucl. Instrum. Meth. B* **371** (2016) 97.