

SiC 素子実用化に向けた研究の 現状と将来展望

吉 田 貞 史

埼玉大学工学部 ☎ 338-8570 埼玉県浦和市下大久保 255

(2000年6月16日受理)

Aspects and Prospects of the Researches on the Development of SiC Devices

Sadafumi YOSHIDA

Faculty of Engineering, Saitama University
255 Shimo-Ohkubo, Urawa, Saitama 338-8570

(Received June 16, 2000)

Recently, wide bandgap semiconductors, like silicon carbide (SiC), nitrides and diamond have been intensively studied for high power, high frequency devices and/or devices operating at high temperatures. SiC has 2 ~ 3 times larger bandgap energy, about 10 times larger breakdown voltage, about 2 times larger saturated electron drift velocity and about 3 times larger thermal conductivity than those of Si. These excellent physical and electrical properties make it possible to fabricate electronic devices with superior specifications compared with Si devices. However, there still remain a lot of problems in their device processes to be solved for realizing SiC devices, most of which are closely related to surface sciences of SiC. In this paper, the characteristics of SiC semiconductor and its application fields are briefly described, and then the issues in the SiC device processes are pointed out.

1. は じ め に

近年、炭化珪素 (SiC)、窒化物半導体、ダイヤモンド等のワイドギャップ半導体を用いて、高パワー、高周波、高温用の素子の実現を目指して結晶成長やデバイス化プロセスの研究が精力的になされるようになった。そして、最近結晶作製上、あるいは素子化プロセス上でいくつかのブレークスルーがなされ、種々の素子が作られ、Si素子やGaAs素子に対する優位性が示されつつある^{1,2)}。例えば、SiCダイオードやSiC-MOSFETではオン抵抗がSiリミットを越えたという報告がなされている。また、SiCやGaNのMESFETでは出力電力密度がSiやGaAs素子をすでに越えている。これらの成果はSiCや窒化物等のワイドギャップ半導体の素子応用に明るい希望をもたらしている。しかし、これらのデバイスが真に実用化

のレベルに達するにはなお数多くの技術課題の克服が必要であると思われる³⁾。

SiC素子は他の素子同様、多くの接合から成り立っているが、接合形成はSiC結晶表面の準備から始まる。即ち、どのような表面を準備することができるかに形成される接合の特性は大きく左右される。その意味で、SiCの表面研究はSiC素子化のもっとも基本的な研究であり、SiC表面の理解の進展がSiC素子を構成する種々の接合の向上、そして素子特性の向上に不可欠であると考えられる。

そこで、SiCの素子化の見地から、SiC研究の現状と将来について概観することにする。

2. SiCの物性と応用

2.1 SiCの特徴

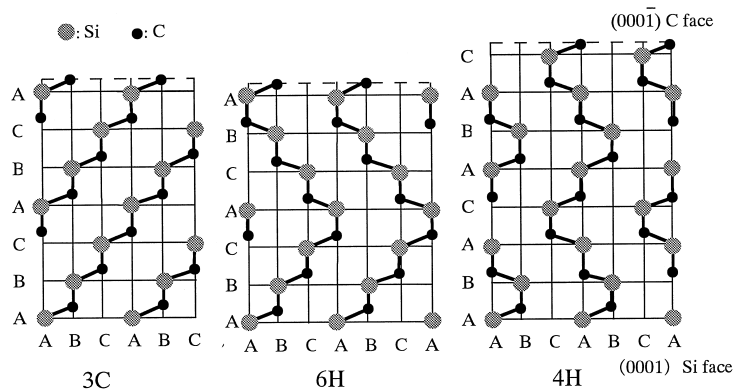
Table 1にSiCの基本物性値を、Si、GaAs、GaNと比較して示した。SiCはSiに比べてバンドギャップ E_g が

E-mail: yoshida@opt.ees.saitama-u.ac.jp

Table 1 Material parameters and figure of merits of SiC, as well as those of Si, GaAs and GaN(300 K). The values of figure of merits are normalized by the values for Si.

Semiconductor	Si	GaAs	3C	SiC 6H	4H	GaN
Bandgap energy E_g (eV) (transition type)	1.1135 (ID)	1.428 (D)	2.20 (ID)	2.86 (ID)	3.02 (ID)	3.39 (D)
Crystal structure	D	ZB	ZB	Hex	Hex	WZ
Thermal conductivity κ (W/cmK)	1.51	0.54	4.9	4.9	4.9	1.3
Mobility μ electron (cm ² /V s)	1500	8500	800	460	700	900
hole	450	420	70	10	120	400
Dielectric const. ϵ_s	11.9	12.91	9.72	9.66 ^a , 10.03 ^c	9.66 ^a , 10.03 ^c	9.5 ^a , 10.4 ^c
ϵ_o	11.6	11.10	6.52	6.52 ^a , 6.70 ^c	6.52 ^a , 6.70 ^c	5.35 ^a , 5.35 ^c
Saturated drift velocity v_s (cm/s)	1×10^7	2×10^7	2.7×10^7	2.0×10^7	2.7×10^7	2.7×10^7
Breakdown field E_B (V/cm)	3×10^5	6.5×10^5	3.0×10^6	3.0×10^6	3.5×10^6	2.0×10^6
Figure of merit M_J	1	18.8	729	400	992	324
M_K	1	0.49	5.9	5.1	5.9	1.05
$1/R_{on}$	1	63	436	249	602	149
f_{MAX}	1	13.9	7.5	4.9	9.0	7.0

(ID): indirect, (D): direct, D: diamond structure, ZB: zincblend type, WZ: wurtzite type, Hex: hexagonal.

**Fig. 1** Atomic structures of SiC polytypes.

2~3倍(ポリタイプに依存), 絶縁破壊電界 E_B が約10倍, 飽和電子ドリフト速度 V_s が約2倍と大きいなど, 優れた物理的, 電気的性質を持つ。このため, SiやGaAsのパワー素子や高周波素子の性能を凌駕する可能性を持っている⁴⁾。また, SiCは他のワイドギャップ半導体と違ってp, n両伝導型が容易に制御できることや, Siと同様の熱酸化で酸化膜が容易に得られ, MOS構造の作製が可能なのも大きな利点である。2インチ径までの単結晶ウエハが市販されており, その上へのホモエピタキシャル成長で素子化が可能であることも他のワイドギャップ半導体にはない特徴であり, ワイドギャップ半導体の中で最も素子化研究が進んでいる所以である。

欠点としては, まず, 多くのポリタイプが存在し, ポリタイプによって物性が異なるため, 結晶成長にはポリ

タイプ制御が必要であることである。Fig. 1は代表的なSiCポリタイプの結晶構造を示したものである。現在, 6Hおよび4H-SiCウエハが市販されている。従来, デバイス化研究には主に6H-SiCが用いられてきたが, 4H-SiCの方が移動度が高いことや移動度の異方性が小さいことから最近4H-SiCが主に使用されるようになった。また, SiCは極性結晶であり, (0001)面を使う場合には, (0001) Si面と(000 $\bar{1}$) C面の選択がある。Fig. 1の上方がC面, 下方がSi面である。面方位によってSiCの結晶成長や酸化速度などが異なることなどが報告されている。さらに, 六方晶系であるため, その物性はc軸に垂直方向と平行方向とで異なるいわゆる異方性を示す。このため, デバイス化に際してどのような面を用いるかは議論のあるところである。

3C-SiC は SiC ポリタイプの中で唯一の立方晶系の結晶 (β -SiC) で、結晶の対称性が高く、等方的で、また伝導体の底 (谷) の数が少ない。このため、谷間遷移確率が 6H-や 4H-SiC 等の α -SiC に比べて小さいことから、大きな移動度が予測されている。また、成長温度が低くできることから、唯一 Si 上にヘテロエピタキシャル成長でき、大面積の結晶を得ることができることも捨てがたい特徴である。

2.2 SiC 素子の応用分野

素子特性は、素子構造によって決まるものと素子材料によって決まるものとがある。現在、Si 素子では、前者の立場から素子特性を改善する努力がなされている。一方、後者の立場から、即ち Si の代わりに SiC を用いて半導体素子の特性向上が考えられる。

例えば、パワー素子のターンオン特性はオン状態の縦方向および横方向伝搬特性に依る。バイポーラトランジスタではカソード (エミッタ) とゲート (ベース) が櫛状に細かく入り組んでいるため、電子-正孔プラズマの発生が全体で起こり、横方向の伝搬は考慮する必要はない。しかし、電流密度が桁違いに大きい (GTO) サイリスタではオン状態はゲート電極が外部に取り出されている箇所の近傍でまず起こり、それが横方向に広がり、完全なオン状態となる。一部しかオンしていない状況でも、電子-正孔プラズマ自体の通電能力は大きいので、外部電源のインピーダンスが低い場合には巨大な電流が素子の一部に流れる。素子の放熱能力が小さい場合、素子の一部の温度が上昇し破壊に至ると考えられている。SiC は Si に比べて熱伝導度が大きく放熱能力の大きい材料である。また、バンドギャップが大きく真性半導体温度が高い半導体であるため、高温まで安定な動作が可能で、破壊に対する耐量が大きくなると考えられる。

バンドギャップが大きく、絶縁破壊電界の大きい材料で Si を置き換えれば、素子の各層の厚さを薄くでき、また高濃度ドーピングが可能である。その結果として、高耐圧かつオン抵抗の小さい素子を作ることができる。すなわち、耐圧-オン抵抗の trade-off から脱却でき、低損失高耐圧パワー素子が可能となる (Fig. 2)。高温動作の制限の緩和も大電流密度動作に有利である。ターンオン特性を考えたとき、層厚が薄くできることは、オン状態の縦方向伝搬時間を小さくでき、電流の立ち上がり特性を向上することができる。飽和ドリフト速度が大きいこともキャリアの拡散速度が大きくなり、オン状態伝搬時間短縮に有効であると思われる⁵⁾。ターンオフ特性ではリカバリ速度が大きいこと、逆電流が極めて小さくなる。このことから、スイッチング損失が劇的に小さくなることが期待されている⁶⁾。このような観点から、ワイドギ

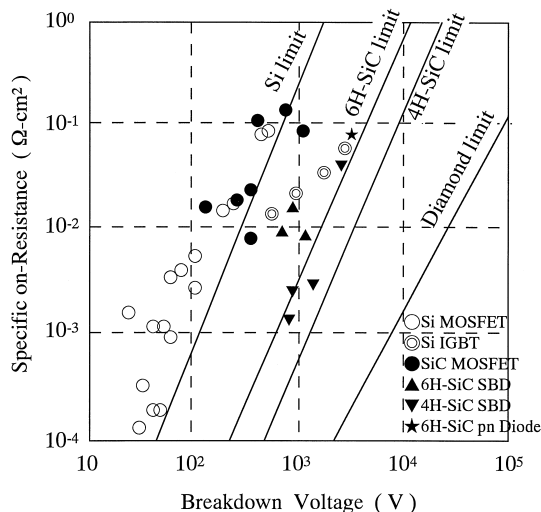


Fig. 2 Breakdown voltage dependences of specific on-resistance of Si and SiC devices with the theoretical values (solid lines) and the data points reported.

ャップ、絶縁破壊電界大、高温安定、熱伝導度大、飽和ドリフト速度大の SiC 半導体への置き換えはパワー素子には多くのメリットがあると考えられる。

半導体の物性定数を組み合わせ、素子特性に対する半導体の性能指数がいくつか提案されている。その代表的なものに Johnson 指数と Key 指数がある。前者は $M_J \sim (E_B V_s)^{1/2}$ で与えられ、高速・大電力素子としての、後者は $M_K \sim \kappa (V_s / \epsilon)^{1/2}$ で与えられ、高速・高集積素子としての性能指数を与える。また、パワー素子のオン抵抗の逆数 $1/R_{on} \sim \epsilon \mu E_B^{-3}$ 及び最大動作周波数 $f_{max} \sim \mu E_B E_g^{1/2}$ の指数も提案されている⁷⁾。Table 1 にこれらの値を Si を 1 として示した。絶縁破壊電界の値などまだ正確な値が得られていないため、どのような値を用いて計算するかによって指数の値が大きく変化するが、Si に比べればワイドギャップ半導体はいずれも大きな指数を持っていることがわかる。

半導体素子作製には物性値だけでなく、素子構造作製プロセスからの要請も重要である。例えば、大型の良質な単結晶基板が得られるか、得られない場合にはそれに代わる他の基板上へのヘテロエピタキシャル成長が可能か、p, n 両伝導型の制御が可能か、接触抵抗の小さいオーミック電極や、耐圧の高いショットキー電極が形成できるか、ゲート形成や素子分離のための絶縁層形成ができるかなど素子化プロセスの難易も問われる。

3. 結晶成長と素子化プロセス技術

3.1 結晶成長技術

SiC 素子の実用化には高品質の SiC 単結晶ウエハが不可欠である。SiC 単結晶は種有り昇華再結晶（改良レーリー）法で作製されている。現在 2 インチ径のウエハが市販されており、近々 3 インチウエハの市販が予定されている。さらに、口径 4 インチの単結晶ウエハ製作の可能性が示されている。

しかし、その品質は素子作製に決して十分なものではない。SiC 単結晶ウエハを X 線トポグラフで観察すると、様々な欠陥が含まれていることがわかる⁸⁾。まず、ウエハを貫通しているマイクロパイプと呼ばれる欠陥が点状に見られる。マイクロパイプ自身は径 1 ~ 数 μm の微細な孔であるが、X 線ではその周りの歪み場を観察するため、X 線トポグラフでも観測される。この他 c 面上のすべり転位、刃状転位などが見られる。また、結晶の配向がわずかにずれたサブグレイン構造も存在する。この中で、マイクロパイプは素子応用上あってはならない欠陥で、その低減が急務である⁹⁾。マイクロパイプの発生メカニズムについては、まだよくわかっていないが、大きなパーガスベクトルを持つ螺旋転位と考えられ、c 軸長の長い結晶に起こりやすいと言われている。最近の成長条件の改良によりマイクロパイプ密度は 10 cm^{-2} 以下まで低減され、ベストでは 0.8 cm^{-2} の値が報告されている。しかし、実用化には更なる低減が必要である。最近、マイクロパイプ以外の欠陥、例えば螺旋転位の素子特性に及ぼす効果についての報告がなされるようになった。しかし、その研究は緒についたばかりで、まだその影響はほとんど明らかにされていないのが現状である。

半絶縁性基板は高周波素子の作製には不可欠である。V 等の深い準位を形成する不純物の導入によって高抵抗結晶が得られている。将来、残留不純物や欠陥を低減し、ノンドーブで半絶縁性を達成することが期待されている。この他、ダイヤモンドに次いで硬い SiC の切断や研磨も大きな課題である。

3.2 エピタキシャル成長技術

SiC 基板には多くの欠陥を含むことや、残留キャリア濃度が高いこと、さらには、熱拡散による伝導度制御が困難などのため、現状では SiC 基板への素子構造の造り込みは困難である。それ故、素子構造形成にはエピタキシャル成長が不可欠である。SiC のエピ成長は化学気相成長 (CVD) 法、分子線エピタキシー (MBE) 法、液相エピタキシー (LPE) 法でなされている。現在、デバイス化には主に CVD 法、特にキャリアガスに H_2 を、反応ガスには SiH_4 と C_3H_6 を用いる方法が使われてい

る。

SiC の CVD 成長にはいくつかの問題点がある。第 1 に、成長温度が 1400 ~ 1600 と高いことである。それ故に、SiC の CVD で用いられているグラファイトサセプタの SiC コーティングの剥離や昇華が起こり、またグラファイトからの B などの残留不純物の放出が問題となっている。この他、高耐圧素子に必要な数十 μm の膜厚を得るための高速エビも求められている。エビ成長に関しては本特集号の高橋氏の論文を参照されたい。

3C-SiC は他のポリタイプに比べて成長温度が低く、唯一 Si 基板上にヘテロエピタキシャル成長が可能である。800 程度の低温から炭化水素ガスを流して、Si 基板表面を炭化し、しかる後に成長温度である 1350 内外に温度を上げて SiC を成長させると、良好なエビ膜が得られる。ただし、Si と SiC とでは 20 % もの格子不整があるため、界面付近には多くの結晶欠陥が見られる。かつて、炭化層はこの格子ミスマッチを緩和する緩衝層と解釈されていた。しかし、TEM 観察してみると、炭化層も 3C-SiC 結晶で、決して界面で格子緩和はしておらず、Si 4 層 (SiC の 5 層) ごとにミスフィット転位が入っている。現在では、炭化層の役割は SiC 成長中 Si 基板からの Si の拡散のバリヤと考えられている。電気的特性の良いエビ膜を得るには数 μm 以上の膜厚が必要であり、20 μm 厚さのエビ膜で $800\text{ cm}^2/\text{Vs}$ を越える移動度が報告されている¹⁰⁾。通常、非極性の Si 結晶上に極性を持つ SiC を成長させたとき、アンチフェーズドメインがみられる。これを避けるため、かつては (001) 面から少し傾斜した Si 基板面を用いることが提案された。しかし最近、(001) ジャスト基板でも、成長につれてどちらかの結晶方向のドメインが優勢となり、ついには単一ドメインになることが示された¹¹⁾。また、常圧 CVD 法が用いられてきたが、最近筆者らのグループで減圧 CVD 法が開発され、原子オーダで表面が平坦なエビ膜が得られるようになり、その物性も急速に改善されつつある。

3.3 伝導度制御

SiC は従来よりワイドギャップ半導体の中で唯一両伝導型の制御ができる半導体材料であった。SiC の n 形および p 形のドーパントには主に N および Al、B が用いられている。例えば CVD 法では成長中反応ガスに N_2 、TMA、 B_2H_6 を混入することにより、N、Al、B のドーピングが行われている。Al のドーピングにはかつては AlCl_3 の昇華が行われていたが、 AlCl_3 の潮解性のために昇華が不安定で安定したソーピングが困難であった。筆者らは Al の有機金属 (TMA や TEA) を用いることを提案したが¹²⁾、これにより Al の安定ドーピングが可能

になった。

素子構造作製には局所的なドーピングが必要である。しかし、SiC では不純物の拡散速度が極めて小さいため、熱拡散による局所ドーピングは困難である。このため、イオン注入技術の開発が不可欠である。イオン注入では注入による結晶欠陥の回復とドーパント原子を格子サイトに入れて活性化するために後アニールが必要である。Si ではイオン注入で非晶質化し、これを後アニールで再結晶化する方法が採られている。しかし、SiC では室温で大量注入し、SiC 結晶が完全に非晶質化すると、1800 を越える後アニールでも欠陥が残留する。そこで、800 ~ 1000 の高温でイオン注入する方法がとられている。しかし、十分な活性化にはやはり 1600 程度のアニールが必要である。このような高温プロセスは好ましくなく、その低温化が強く望まれている。Si や C との共注入など種々の新しい試みがなされているが、その詳細は本特集号の伊藤氏の論文を参照されたい。

3.4 絶縁膜形成

SiC の大きな長所は Si と同様の熱酸化プロセスで表面に SiO₂ 層を形成することができ、いわゆる MOS 構造を作ることができることである。

酸化には、酸素中で 1000 ~ 1100 に加熱するドライ酸化の他に、水蒸気を導入するウェット酸化、水素と酸素を供給して燃やし、その炎の中で酸化するパイロジェニック酸化の 3 つの方法がある。酸化速度は面方位によ

って異なり、Si 面で遅く数 nm/h 程度、C 面で数十 nm/h 程度である。C 面の方が 1 桁酸化速度が大きいので、面判定に利用されている。

SiC MOSFET を作製したとき、チャンネル移動度が小さいことが大きな問題となっている。その原因として、Si-MOS に比べて SiC-MOS では固定電荷密度や界面準位密度が高いことがあげられ、それには界面での残留炭素あるいは界面ラフネスが関連しているのではないかと考えられている。実際、SIMS 観測で界面近くに C が多量にあることや、界面近くに C クラスタが観測されるという報告がある¹³⁾。筆者らは分光偏光解析法により SiC 上の酸化層の屈折率を測定し、単一層としたときの見かけの屈折率が Si 上の酸化層 (SiO₂) より小さいこと、さらに、酸化層が薄いほど屈折率が小さくなることを見いだした (Fig. 3)⁴⁾。界面に SiC から SiO₂ への遷移層 (混合層あるいは Si-C-O 層) が存在するとすれば、SiC の屈折率は SiO₂ のそれより大きいので、酸化層が薄いほど屈折率は大きくなるはずである (実際、Si の場合はそうである)。このような違いには例えば残留炭素が関係していることが考えられる。界面の改善のために SiC 表面の犠牲酸化の実施、オゾン-UV 光照射による表面清浄化など、表面技術の応用が種々試みられている。

6H-SiC に比べて 4H-SiC の MOSFET のチャンネル移動度が 1 桁小さいことが知られている。その原因として、バンド構造の違いなどが考えられている。最近、通常使

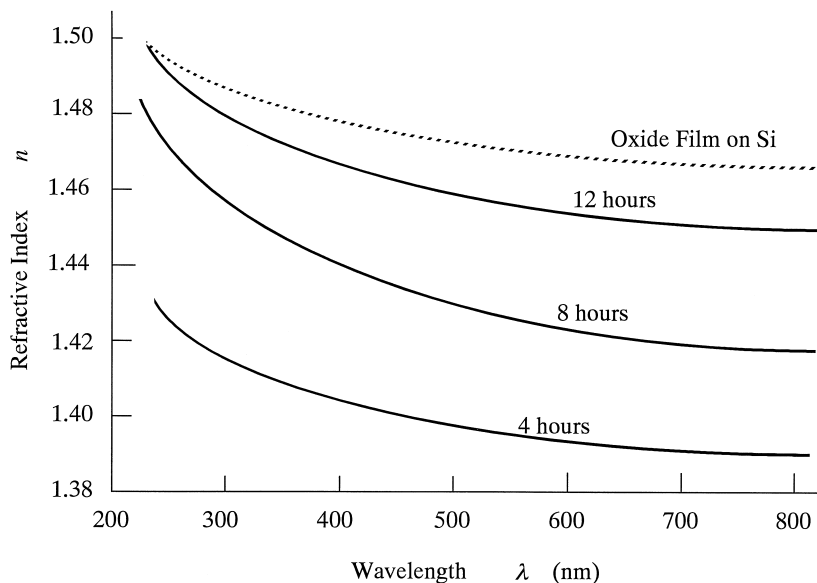


Fig. 3 Wavelength dependence of the apparent refractive indices of oxide films on SiC, oxidized at 1100 in dry oxygen flow for 4, 8 and 12h. The dotted line shows the values of the oxide films on Si.

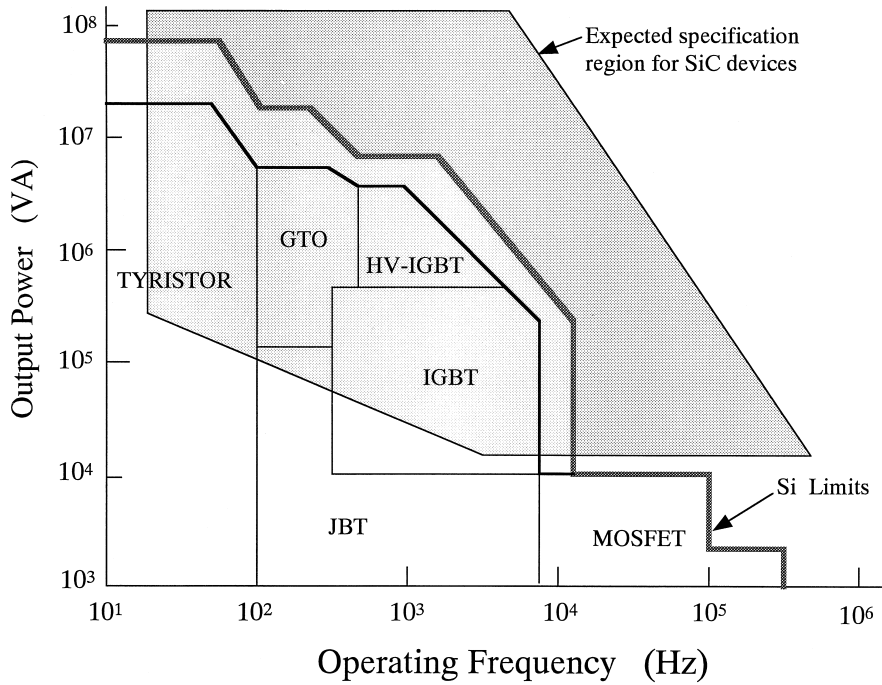


Fig. 4 Expected specification region for SiC power devices, as well as those for Si devices fabricated.

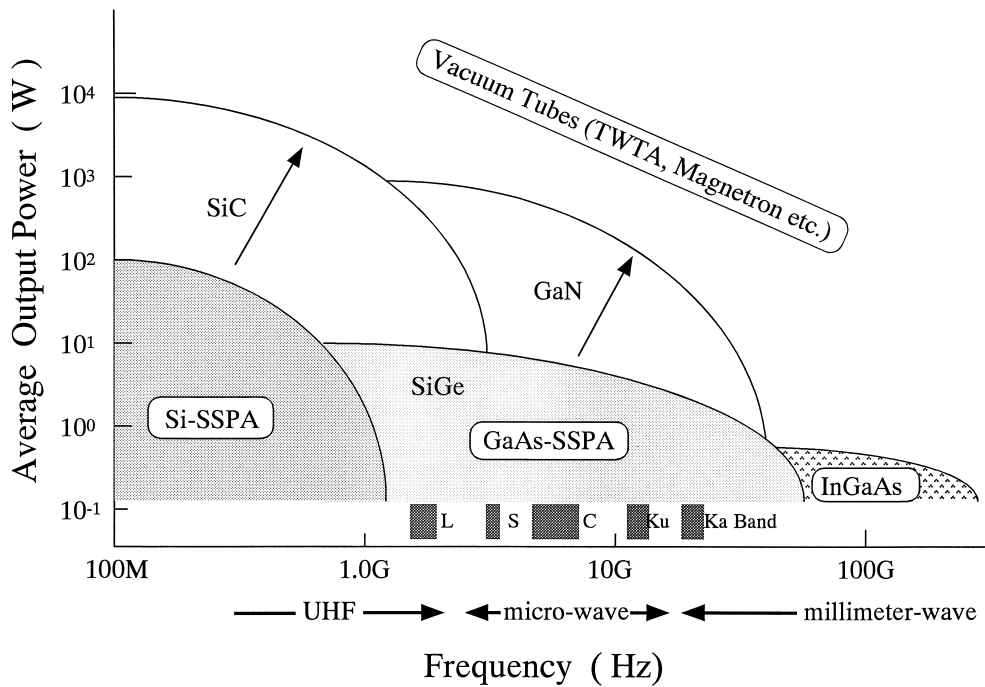


Fig. 5 Expected specification region for SiC and GaN high-frequency devices, as well as those for Si, GaAs and InGaAs devices fabricated.

われている(0001) Si面の代わりに,(1120)面を用いること¹⁵⁾や,酸化プロセスの最適化¹⁶⁾によってチャンネル移動度が向上するという報告がなされている。

3.5 金属/SiC 接合

金属とSiCの接合形成のプロセスはショットキー電極形成とオーミック電極形成に用いられる。ショットキー障壁ダイオードでは,例えば4H-SiCで逆耐圧数kVで理論値にかなり近い低オン抵抗が実現されている。

低抵抗のオーミック接合の実現には,金属/半導体のポテンシャル障壁の小さい組み合わせの金属を見いだすアプローチと高濃度ドーパの半導体層を形成しトンネル障壁を薄くするアプローチとがある。金属とSiCとの接合の電気的性質はその界面状態に敏感であり,接合形成直前のSiC表面をいかに清浄化するかが鍵であると思われる。即ち,表面処理が重要な技術課題であると考えられる。この件に関しては本特集の原氏の論文を参照されたい。

4. お わ り に

Fig. 4, Fig. 5はSiCを用いた高パワー素子,高周波素子に期待される仕様領域を示したものである。

このような素子の実現には様々な課題があることを概観してきた。例えば,SiCでは代表的な素子構造がMOSであることに見られるように,SiCはSiと似た点が多く,実際,SiC素子開発には多くのSi技術が援用されている。しかし,SiCは多くのポリタイプを持つことや,成長温度が極めて高いことなど,SiC特有の性質も持ち合わせている。Siとの大きな違いは,常圧での溶融ができないため,バルク結晶成長が現状では昇華法に依らざるを得ないことである。このため,大型の結晶成長が困難であり,SiCを用いたデバイス開発の進展を阻害している。また,SiCはIV族のSiとCからなっているにもかかわらず,約18%のイオン性を持っている。その意味でSiCは化合物半導体であり,ストイキオメトリ制

御など化合物としての取り扱いが必要である。このように,SiCを用いたデバイス開発にはSiで培われた技術の援用だけでは解決できない課題が数多くある。その多くに表面状態が係わっており,SiC素子の実用化には表面科学の応援が必要であることを付け加えておこう。

文 献

- 1) 吉田貞史, 上野勝典: OHM 11月号, 86 (1996).
- 2) 上野勝典, 関 康和: 応用物理 65, 143 (1996).
- 3) 吉田貞史: 電子技術総合研究所彙報 62, 493 (1998), *ibid.* 575.
- 4) B.J. Baliga: J. Appl. Phys. 53, 1759 (1982).
- 5) 電気学会技術報告書第710号 (1999).
- 6) K. Rottner, M. Frischholz, T. Myrtveit, D. Mou, K. Nordgren, A. Henry, C. Hallin, U. Gustafsson and A. Schoner: Mater. Sci. Eng. B 61-62, 330 (1999).
- 7) M. Bhatnagar and B.J. Baliga: IEEE Trans. Electron Devices ED-40, 645 (1993).
- 8) H. Yamaguchi, S. Nishizawa, W. Bahng, K. Fukuda, S. Yoshida, K. Arai and Y. Takano: Mater. Sci. Eng. B 61-62, 221 (1999).
- 9) K. Hara: Mater. Sci. Forum 264-268, 901 (1998).
- 10) M. Shinohara, M. Yamanaka, H. Daimon, E. Sakuma, H. Okumura, S. Misawa, K. Endo and S. Yoshida: Jpn. J. Appl. Phys. 27, L 434 (1988).
- 11) Y. Ishida, T. Takahashi, H. Okumura, T. Sekigawa and S. Yoshida: Jpn. J. Appl. Phys. 38, 3470 (1999).
- 12) V.V. Afanas'ev, A. Stesmans and C.I. Harris: Mater. Sci. Forum 264-268, 857 (1998).
- 13) S. Yoshida, E. Sakuma, S. Misawa and S. Gonda: J. Appl. Phys. 55, 169 (1984).
- 14) T. Iida, Y. Tomioka, Y. Hijikata, H. Yaguchi, M. Yoshikawa, Y. Ishida, H. Okumura and S. Yoshida: Jpn. J. Appl. Phys. 39, L 1054 (2000).
- 15) H. Yano, T. Hirao, T. Kimoto, H. Matsunami, K. Asano and Y. Sugawara: Mater. Sci. Forum 334-342, 1105 (2000).
- 16) D. Alok, E. Arnold and R. Egloff: Mater. Sci. Forum 334-342, 1077 (2000).