

Title	銀焼結接合技術を用いたワイドバンドギャップパワー モジュールの高温信頼性向上に関する研究			
Author(s)	杉浦,和彦			
Citation	大阪大学, 2019, 博士論文			
Version Type	VoR			
URL	https://doi.org/10.18910/73555			
rights				
Note				

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

銀焼結接合技術を用いたワイドバンドギャップ パワーモジュールの高温信頼性向上に関する研究

杉浦 和彦

2019年7月

大阪大学大学院工学研究科

知能•機能創成工学専攻

目次

第1章 序章	1
1.1 自動車の電動化とパワーモジュールの小型・軽量化	3
1.2 ワイドバンドギャップ(WBG)パワー半導体の特長と車両搭載のメリット	6
1.2.1 WBG パワー半導体の特長	6
1.2.2 WBG パワー半導体車両搭載のメリット	7
1.3 パワーモジュールの高出力密度化の課題	9
1.4 高耐熱実装技術	11
1.4.1 高耐熱実装技術の課題	11
1.4.2 高耐熱接合材料の課題	13
1.5 本研究の目的	14
参考文献	

第2章 遷移金属化合物粒子添加による Ag 焼結接合材料の高温安定性の向上	17
2.1 緒言	19
2.2 実験方法	20
2.2.1 接合材料およびテストピースの作製	20
2.2.2 マイクロポーラス成長の定量化 2	22
2.2.3 接合強度の測定と破壊モード確認	23
2.3 結果と考察	24
2.3.1 高温放置試験によるマイクロポーラス成長の観察	24
2.3.2 マイクロポーラス成長の定量評価と推定メカニズム	25
2.3.3 接合強度および破壊モード	28
2.3.4 接合層の組成分析	31
2.3.5 接合強度のバラツキ要因と破壊モードの精査	33
2.4 結言	36
参考文献	

第3章 Ag 焼結接合材料の TEM による高温下その場観察	. 39
3.1 緒言	. 41
3.2 実験方法	. 43
3.2.1 観察サンプルの作製	. 43
3.2.2 高温 TEM その場観察方法	. 44
3.3 結果と考察	. 44
4.3.1 TEM による高温下その場観察像	. 44
4.3.2 TEM-EDX による組成分析	56
3.4 結言	61

参考文献

第4章 応力緩和構造によるモジュールの信頼性向上	65
4.1 緒言	67
4.2 DBC 挿入による応力緩和効果の検証	68
4.2.1 FEA 解析モデルと解析方法	68
4.2.2 FEM 解析結果	70
4.2.3 冷熱サイクル試験による実機検証	71
4.3 接合層の低弾性化効果	74
4.3.1 Ag 焼結材料の低弾性化	74
4.3.2 FEM モデルと解析結果	75
4.4 パワーサイクル試験による効果の実機検証	77
4.4.1 検証用モジュールの作製	77
4.4.2 パワーサイクル試験	78
4.4.3 パワーサイクル試験後電気特性および熱抵抗測定	79
4.4.4 パワーサイクル試験後の断面観察	81
4.5 結言 8	83
参考文献	

第5章	総括	85
付録		89
A.1	高耐熱封止材料の課題	89
投稿論	文および学会発表	92

謝辞

第1章 序論

1.1 自動車の電動化とパワーモジュールの小型・軽量化

地球温暖化やCO₂排出規制(Fig.1-1)[1]などの世界的な環境対応問題を受け、自 動車メーカーおよびユーザーの環境への意識が高まり、電気自動車(EV)、ハイブリッ ド自動車(HV)、プラグインハイブリッド自動車(PHV)、さらには、燃料電池車(FCV)な どの自動車の電動化が進んでいる。そのため電動車両の生産台数は年々増加し、 2025年以降には急激に普及することが予測されている(Fig. 1-2)[2]。電動車両向け のパワーモジュールは高出力・小型化のニーズが高く、今後さらなる高出力・小型軽 量化(高出力密度化)が進むと考えられる。さらに、高出力密度化が進むにつれて、パ ワーモジュールの高温動作化といった過酷な動作環境下での高い信頼性が要求され る[3-5]。パワーモジュールの小型・軽量化は、自動車などの移動体では運動性能が 向上することに加えて小型化によるレイアウト自由度の拡大(搭載性の向上)、さらには、 部材削減によるコストダウンといった相乗効果が期待できる。これらのパワーモジュー ルの小型・軽量化は、自動車の電動化に限らず、鉄道や飛行機・ドローンのような将 来の飛翔体にも展開できる技術であり、さらには、"空飛ぶ自動車"といった、従来の自 動車自体の形態や使われ方も変化させる可能性を持っている。



Fig. 1-1 Global CO₂ regulation





これら自動車の電動化に対して、現在量産されている HV や EV などの電動車両に は従来から使われている Si パワー半導体(Si-IGBT、Si-ダイオード)を用いたインバー タや昇圧コンバータを組み合わせてユニット化したパワーコントロールユニット(PCU) が搭載されている。その PCU の高出力化のために、パワーモジュールを冷却器で挟 み込んで積層化した積層両面冷却構造の PCU も実用化されている(Fig. 1-3)[6]。パ ワーモジュールの高出力化は、パワー半導体の性能向上と実装技術・パッケージ化 技術、冷却技術、さらには、コンデンサやリアクトルといった受動部品などの周辺部品 の開発も必要である。



Fig. 1-3 Double-sided cooling power module

これまでの汎用電源や家電のインバータ等のパワーモジュールの出力密度に着目 して調査した報告がある(Fig. 1-4)[7,8]。この報告では、学会や新聞・雑誌等で発表 された研究開発(R&D)レベルの試作開発品と、実際に市販されている製品の両方に 関して電力出力密度を調査している。Fig. 1-4のプロットは、ユニット電源(◎)、汎用イ ンバータ(×)、パッケージ電源(●)、ボード電源(+)、サイリスタバルブ(△)、エアコ ン用インバータ(○)の出力密度であり、それぞれの出力密度は年々増加していること が分かる。

この Fig. 1-4 に、1997 年~2006 年に市販された EV・HV の1インバータ当たりの出 力密度(★)、2007 年以降に市販され特に出力密度の高い HV 4 車種の PCU の1イ ンバータ当たりの出力密度(□)を追加プロットした。ここで1インバータ当たりに換算し ているのは、現在主流となっている HV は走行用モーター・ジェネレーター(MG)と充 電用 MG、昇圧コンバータ、DC-DC コンバータが PCU に一体化されているためであ る。これら HV の PCU の電力出力密度も、新車種になる毎に増加していることが分か る。この 2005 年の報告では、現在市販されている HV の電力出力密度は、次世代の パワー半導体である炭化ケイ素(SiC)パワー半導体を用いたインバータでなければ実 現できないレベルであると予想されていたが、実装技術やモジュール化技術の進化に よって Si パワーデバイスで実現されている。今後、この電力出力密度のトレンドを維持、 もしくは、さらなる高電力出力密度化を実現するためには、従来の Si デバイス性能を 超え、SiC を代表とするワイドバンドギャップ(WBG)パワー半導体の高性能化・高信頼 性化と、それらの優れたデバイス性能を使いこなすための実装技術やモジュール化技 術の進化が必要であると考えられる。



Fig.1-4 Transition of power density of commercial power module and electric hybrid vehicle power control unit (PCU)

1.2 ワイドバンドギャップ(WBG)パワー半導体の特長と車両搭載のメリット

1.2.1 WBG パワー半導体の特長

SiC、窒化ガリウム(GaN)、酸化ガリウム(Ga₂O₃)などのWBGパワー半導体は、従 来から広く用いられているSiパワー半導体に比べて、低損失(高効率)、高耐圧、高 温動作および高周波駆動が可能など非常に優れた特長を有しており、次世代のパワ ー半導体として期待されている。Fig.1-5 に、従来のSiパワー半導体とWBGパワー 半導体の物性の比較と、それぞれの応用分野(アプリケーション)を示す。WBGパワ ー半導体は、従来のSiパワー半導体に比べて絶縁破壊電界強度が高く、高耐圧な パワーデバイスの作製が可能である。このWBGパワー半導体の中でも、材料物性と しても高熱伝導率であるSiCはEV・HVや鉄道車両、電力送電などの大容量(高耐 圧、大電流)用途に適していると考えられる。

一方、GaN は青色 LED やレーザーダイオードで広く使われている材料であり、高 周波駆動性能が優れているため、通信などの高周波で駆動させるアプリケーションへ の展開が期待されている。Ga2O3 は、バリガー性能指数[9]が SiC や GaN より大きく、 材料自体のコストも安いため安価に生産できる可能性もあることから、今後開発が加速 されると考えられる。



Fig. 1.5 Features and applications of WBG power semiconductors

1.2.2 WBG パワー半導体車両搭載のメリット

Fig.1-6は、国内におけるSiCのアプリケーションの普及分野を示したものである。横軸は使われているパワーモジュールの定格電圧、縦軸は定格電流である。各分野のアプリケーションの適用範囲を円で表し、代表的なアプリケーションを写真で示している。写真横に示した数字は、そのアプリケーションにSiCが搭載された年(研究開発品も含む)である。SiCのアプリケーションは、2010年から家電(エアコン)向けに適用が始まり、産業用(工作機器等)モーター用や太陽光発電向けインバータ、鉄道車両用の主機(走行モータ駆動用)インバータや補機(周辺機器向)インバータなど、グラフの左下の小電力容量から順次グラフ右上の高電力容量へと展開されていることが分かる。2016年には、新幹線への導入も発表されテスト車両による走行試験も開始された。

EV・HVの自動車分野は、定格電圧900~1,200V、定格電流数百Aが適用範囲で ある。これまでに少量のFCVへのSiC-SBD(ショットキーバリアダイオード)の適用や、 東京五輪に向けて環境に優しい輸送方法をアピールするために、2018年から都営バ スへのFCVバスの市販展開が開始された。生産台数が見込める乗用車のEV・HV向 け車両への展開は、HV車両の公道走行試験が実施されており、量産間近まで開発 が進んでいる。海外においては一部量産車両へのSiCの適用も始まっており、今後さ らなる市場拡大が期待されている。



SiC Applications in Japan

Fig. 1-6 SiC applications

EV・HVのPCUへのSiCパワー半導体搭載の効果としては、以下のような2つの効果が期待される。

1つは、SiC パワー半導体を PCU に搭載することで、従来の Si パワー半導体に比 べて高温動作が可能となり、PCU の冷却系が簡素化できることである(Fig. 1-7)。現在 市販されている HV の PCU は、従来のガソリンエンジン搭載車と同様の水冷のエンジ ン冷却系(110°C)に加えて、エンジン冷却系よりも冷却水温度の低い PCU 専用の水 冷冷却系(65°C)を装備している。SiC を PCU に搭載することで従来よりも高い温度で の駆動においても信頼性が確保できれば PCU 専用冷却系を削減し、エンジン冷却系 に PCU 冷却系を統合することが可能となる。PCU の冷却系をエンジン冷却系に統合 することは、冷却システム全体の小型・軽量化とコストダウンに大きな効果が得られる。 また、専用冷却系を削減しない場合でも、SiC を搭載した場合には、従来の Si を搭載 している場合に比べて小さな冷却器で冷却能力が足りるため、PCU の小型化にも効 果が得られる。具体的な小型化の効果は、冷却器も含めた PCU として1/2~1/5 が可 能であると自動車メーカから見積られている。この PCU の小型化は、車載においては 搭載性自由度の向上、車両重量の低減等に効果が得られ、ユーザーのメリットとして は乗車室内空間や積載空間の拡大等がある。

もう一つは、EV・HVの燃費・電費の向上効果があることである。SiCは、Siに比べて 非常に低損失(高効率)なパワー半導体である。EVの場合では、搭載する電池が同 じ電池容量であれば、SiCを搭載することで走行可能距離を延長することができる。ま た、同じ走行可能距離で設計した場合には、必要な電池容量を削減でき、電池容量 の小さい小型・軽量かつ低コストの電池に変更することができる。HVの場合では、走 行時のエンジン走行の割合を減らし電動モーター走行の割合を増やすことによって、 燃費を低減することができる。従来と同じ実装、パッケージ技術のPCUでSiパワー半 導体をSiCに置き換えただけのHVの公道走行試験車によるモード走行での燃費測 定結果では、約5%の燃費向上効果が得られている[10]。EV・HVの燃費・電費は、タ イヤの転がり抵抗やボディーの空気抵抗など、エンジン性能やPCUや駆動モーター 性能以外の要因の影響が大きいため、PCUの低損失化がそのまま燃費・電費の向上 に繋がるとは言えないが、パワー半導体のみの置き換えで5%の燃費改善効果は大き いと言える。EVでは、電池容量の低減による車両全体の軽量化と、電動車両の構成 部品で一番コストのかかる電池のコストダウンは非常にメリットがある。また、先述した乗 車室内空間の拡大や、搭載空間の拡大にも大きく貢献する。

このように、SiC パワー半導体を搭載した PCU の適用は、構成システムの小型化および燃費・電費の向上、さらにそれらの相乗効果を見込むことができる。



Fig. 1-7 HV cooling system diagram

1.3 パワーモジュールの高電力出力密度化の課題

Fig. 1-8 は、パワーモジュールの高電力出力密度化の課題をまとめたものである。 大きく分けて、①~④の4つの課題がある。

1 つ目は、パワー半導体の素子特性の向上である。パワー半導体の重要な性能で あるオン抵抗や許容電流密度が向上すると、出力密度も向上できる。従来から広くパ ワーモジュールに用いられている Si パワー半導体素子の性能は、理論限界に近づい ており、今後飛躍的な性能向上は望めないレベルに到達している[11]。SiC などの WBG パワー半導体は、その Si パワー半導体の理論限界を大きく上回るポテンシャル を持っており、Si パワー半導体に比べてオン抵抗は 1/5 以下、許容電流密度は2~3 倍に向上することができる。これによって、パワーモジュールの損失も 1/5 以下、同じ 定格電流であればチップサイズを 1/2~1/3 に小さくすることができ、さらなる高出力密 度化が可能となる。

2つ目は、冷却・放熱の性能向上である。パワーモジュールの熱設計において冷却 器も含めたモジュール体格をいかに小さくして、十分な冷却性能を確保できるかが出 力密度向上の鍵となる。冷却器の性能アップ、発熱部(パワー半導体自体)から冷却 器までの熱の伝達経路における各構成部材間の熱抵抗の低減、放熱性の向上が必 要である。現状モジュール構造での具体的な課題としては、冷却器とパワーモジュー ル間の熱抵抗、広く用いられている接合材料であるはんだ材料の低熱伝導率などが 挙げられる。 3 つ目は、パワーモジュールの寄生インダクタンスの低減である。この寄生インダク タンスの低減は、パワーモジュールの動作時に出力に発生するスパイク電圧(サージ 電圧)の抑制、駆動時の損失の低減、さらに電流経路の短縮や配線レイアウトの工夫 でパワーモジュールの小型化にも寄与する。具体的な配線レイアウトの工夫としては、 電流経路で出力電流によって発生する磁場を打ち消すような配線配置にすることで寄 生インダクタンスを低減できる。特に、インバータ駆動時の出力電流・電圧波形の立ち 上がり(dI/dT、dV/dT)を急峻にすることで、インバータ動作高周波駆動やデッドタイム の低減が可能となる。

4 つ目は、パワーモジュール内部に発生する応力設計である。パワーモジュール駆動時には、出力のオン・オフによる発熱・冷却の繰り返しが発生する。パワーモジュールは各構成部材間の界面が沢山あり、その界面間の部材の線膨張係数の違いにより熱応力が発生する。各構成部材の材料の組み合わせによる発生応力の低減や、接合・接着界面の強度を確保する構造設計が必要になる。高温での動作ではこの発生応力も大きくなるため、構成部材自体の耐熱性の確保以外に、線膨張係数差による界面の発生応力の低減、各構成部材の界面での接合・接着強度の確保が必要である。

これらの4つの課題はそれぞれの課題が相互に関連しており、パワーモジュール 設計においては総合的に成立させる必要がある。



Fig. 1-8 パワーモジュールの高電力出力密度の課題

1.4 高耐熱実装技術

1.4.1 高耐熱実装技術の課題

Fig. 1-9 は、両面を冷却器で挟まれた両面冷却構造の樹脂封止タイプのパワーモジュール(パワーカード)の断面構造を示している。パワーモジュールは幾つかの構成 部材が積層された構造になっており、それぞれの構成部材の間で接合・接着界面を 有している。このパワーカードの構造設計で使用温度範囲での信頼性を確保するた めには、モジュール内のすべての接合・接着界面においてその界面に発生する応力 よりも界面での強度を使用温度範囲全域で確保することが必要である。より高温で動 作させる場合には、各界面で発生する応力は大きくなり、接合・接着強度は高温では 低下する傾向がある。高耐熱実装技術は、高温においての発生応力を緩和するモジ ュール構造設計や、発生応力を小さくできる構成材料の組み合わせ選定、高温で高 強度な接合・接着技術が必要である。そして、この応力設計が成立した上に、電気特 性・絶縁性、冷却・放熱、インダクタンス等のパワーモジュールに必要な性能を確保す る。

高耐熱接合(ダイアタッチ)界面と高耐熱封止(モールド樹脂封止)界面での発生応 力低減と強度の確保が重要である。許容温度範囲-40℃~150℃のパワーカードを 用いて、許容温度範囲を超える-40℃~225℃の冷熱サイクル試験(気相雰囲気中 -40℃、30 分と225℃、30 分の繰り返し試験) 1000 サイクルを実施した時、ダイアタッ チ界面(Cuリードフレームとパワーデバイス間の鉛フリーはんだ接合)とモールド樹脂 界面(Cuリードフレームとモールド樹脂の界面)の両方において致命的なダメージが 発生する。Fig.1-10に、その冷熱サイクルの結果を示す。Fig.1-12は、冷熱サイクル前 後のパワーカードの超音波探傷(Scanning Acoustic Tomograph:SAT)像である。左は 冷熱サイクル試験前の SAT 像、右は冷熱サイクル試験後の SAT 像である。冷熱サイ クル試験前では黒く見えるパワーデバイス(左:Si-ダイオード、右:Si-IGBT)の内側(ダ イアタッチ界面)にも外側(モールド界面樹脂)にも剥離部分が見られないが、冷熱サ イクル試験後では、デバイス内側のダイアタッチ界面と外側のモールド界面樹脂の両 方で白く見える剥離、はんだクラックの進行が確認された。これは、パワーモジュール を構成しているダイアタッチ界面およびモールド樹脂界面での発生応力が接合・接着 強度を超えたために剥離、はんだクラックが発生したものである。 WBG パワー半導体 は、デバイス単体の特性としては250℃以上の高温動作は可能であるが、現在市販さ れている動作保証温度 150℃~175℃のパワーモジュールの実装技術をそのまま適 用したのでは、175℃を超える高温動作を保証できない。高耐熱実装技術は、これら のダイアタッチ界面とモールド樹脂界面に発生する応力の低減と界面の接合・接着強 度の向上が課題である。

WBG パワーモジュールの高温動作のメリットを出すためには、動作保証温度 250℃~300℃をターゲットにする必要があり、250℃以上を目標とした高耐熱実装技 術(高耐熱接合技術・高耐熱封止技術)の開発とその信頼性の確認が必要である。



Fig. 1-9 パワーモジュールの高温実装技術の課題



Fig. 1-10 冷熱サイクル前後の SAT 像

1.4.2 高耐熱接合材料の課題

現在市販されているパワーモジュールのダイアタッチ技術は、鉛フリーはんだ接合 が主流となっている。Table1-1 に、はんだ材料の固相線温度と液相線温度を示す [12]。これらのはんだ材料は広く用いられているが、WBG パワーモジュールの動作保 証温度ターゲットである 250℃以上での動作を考えた場合、鉛フリーはんだ材料は溶 融温度が低く高温動作させるWBGパワーモジュールには適用することはできない。ま た、鉛を含むはんだ材料の中には、300℃程度までは使用できる可能性がある材料も あるが、2006 年の RoHS 指令および 2011 年の改正指令[13]を受けて鉛フリー化の ために代替材料への変更が進められている。

はんだ組成	固相線(℃)	液相線(℃)			
Pb-5Sn	300	314			
Pb-10Sn	268	302			
Pb97.5Ag1.5Sn1	309	309			
Sn95Sb5	238	241			
Sn97Cu3	227	309			
Sn99.25Cu0.7Ni0.05	227	227			
Sn95Ag5	221	240			
Sn97Ag3	221	222			
Su92Cu6Ag2	217	373			
Sn95Cu4Ag1	217	335			
Sn95.8Ag3.5Cu0.7	217	217			

Table 1-1 はんだ材料の特性

Table 1-2 高耐熱接合材料の物性値

金属	融点(℃)	ずれ弾性率(GPa)	熱伝導係数(W/mK)	線膨張係数(ppm)	せん断強度(MPa)
Zn	419.5	43.4	113	33.9	30
Ni	1455	83.9	90	13.3	>20
Ag	961.9	30.3	419	19.7	5-50
Cu	1083	48.3	372	17.7	10-40

高耐熱接合技術に関する研究は、これまでに多数報告されている。パワーモジュールの高出力密度化の課題も鑑みて、高耐熱接合材料の候補として Table1-2 に示した金属を抽出した。ダイアタッチプロセスに適用するために接合温度が450℃以下であること、接合後の融点が動作保証温度である250℃よりも余裕度も考慮して十分高いことに加えて熱的な物性値として熱伝導係数と線膨張係数、機械物性としてずれ弾性率を比較した。

Znは、融点が約420℃でありAlやSnとの合金をつくり300℃~400℃で接合が可能な材料である。Znシートの表面にSnめっきを施して接合することでZnの融点よりも低い250℃での接合が可能である[14]。ただし、線膨張係数が大きく、熱伝導率も低いことが課題である。Niは、高融点材料であるが、ナノ粒子を用いることによって低温

焼結での接合可能である[15]。また、山型に加工したリードフレームの隙間にメッキ膜 を形成するメッキ接合による接合も可能である[16-18]。しかし、ずれ弾性率が大きく、 熱伝導率も他の候補材料に比べて著しく低いことが課題である。Cuは、熱的、機械的 物性値が優れており、接合相手もCuヒートシンクの場合には線膨張係数差がなくなる メリットがある。Cu粒子を用いた焼結接合技術も提案されているが、焼結接合プロセス 中Cuの酸化による接合強度の低下や粒子表面の保護溶媒が接合界面に残りボイド となるといった課題がある。

一方、Ag 焼結接合材料は、電気伝導と熱伝導が非常に優れていること[19,20]、低 温かつ大気中で接合ができ、酸化に対するケアも不要なこと[21-24]、焼結後の融点 が高いこと[25,26]から、非常に優れた高耐熱接合材料である。また、Ag 焼結材料に 微量のエポキシ樹脂を添加することで低弾性率化された材料も開発されている。本研 究では、パワーモジュールの総合的な信頼性を確保するために、熱的・電気的・機械 的物性に優れている Ag 焼結接合材料を選定し、接合材料自体の高温での安定性を 検証するとともに、接合材料の弾性率にも着目してパワーモジュール全体の総合的な 熱応力設計を確立する。

1.5 本研究の目的

本研究は、パワーモジュールの高出力密度化や高温動作化の課題を鑑みて、必要 な信頼性を確保できる実装、モジュール化技術を構築するために材料やプロセスの 新規な要素技術を創出することに加えて、それらを組み合わせて使いこなし、高出力 密度を実現できる WBG パワーモジュールの高温での信頼性を向上させることを目指 している。高耐熱接合材料は熱的に優れた特性を有している Ag 焼結接合材料を用 い、封止材料は量産性に優れるトランスファーモールドプロセスに適用でき、且つ、高 耐熱性も新たな指標から確認したエポキシ+bismaleimide (BMI)モールド樹脂を適用 したパワーモジュールでの信頼性を検証する。

第1章では、自動車の電動化の加速など、パワーモジュール開発の置かれている社 会環境について述べ、今後普及が期待されている WBG パワー半導体の特長とその 優れた性能を活用するためのパワーモジュールの課題、高温信頼性のキーとなる Ag 焼結接合材料を用いた高温実装技術と高温信頼性の向上のポイントについてまとめ ている。

第2章では、新たに見出した遷移金属化合物粒子(酸化タングステン、酸化ニオブ 等)等を微量添加した Ag 焼結接合の高温信頼性に関して、動作温度を考慮した 250℃での高温放置試験によるマイクロポーラス構造の成長抑制効果の検証とそのマ イクロポーラス成長を定量的に比較評価する評価方法の提案・検証結果についてまと めている。 第3章では、2章で確認した遷移金属化合物粒子を添加した Ag 焼結接合材料の 真空中 600℃までの加熱過程における TEM その場観察によって高温安定性効果の 確認と、さらにこの高温 TEM 観察を用いることで短時間に高温安定性が確認できる 加速試験の可能性についてまとめている。

第4章では、パワーモジュールの高出力密度化に必要な課題を克服できるパワー モジュールの構造設計として、パワーデバイスを上下で挟み込む両面冷却構造、パワ ーモジュールの上下両面にDBC 基板を挿入した応力緩和構造にAg 焼結接合技 術、封止樹脂も含めたパワーモジュール全体での総合的な応力緩和構造モジュール を FEM 解析を駆使して設計した。その設計に基づいて実機を試作し実際の高温動 作条件に近い65℃から250℃のパワーサイクル試験での信頼性向上効果の確認・検 証とパワーサイクル試験後のダメージ位置と FEM 解析結果を比較し FEM 解析技術 およびモジュール設計技術の妥当性の検証結果についてまとめている。

第5章では、1章から4章で述べたWBGパワーモジュールの高温信頼性向上技術 に関する本研究の成果をまとめている。

参考文献

- [1] 石油エネルギー技術センター「第6回日欧石油技術会議」報告資料(2014)
- [2] 富士経済 2016 年版 HEV, EV 関連市場徹底分析調査(2016)
- R. W. Johnson, J. L. Evans, P. Jacobsen, J. R. Thompson, and Mark Christopher, "The Changing Automotive Environment: High-Temperature Electronics," IEEE Trans. Electron. Packag. Manuf. Vol. 27, no. 3, pp. 164-176, Jul., (2004)
- [4] L. Bartolomeo, Li Abbatelli, M. Macauda, F. Di Giovanni, G. Catalisano, M, Ryzek and D. Kohout, "Wide Band Gap Materials: Revolution in Automotive Power Electronics," Proc. EVTeC and APE Japan, 20169052, (2016)
- [5] M. Hoshi, "Electric Vehicles and Expectations for Wide Bandgap Power Devices," Proc. of the
 2016 28th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs (ISPSD), pp. 5 8, Jun. (2016)
- [6] DENSO TECHNICAL REVIEW Vol.22 9-20(2017)
- [7] 大橋弘通、IEEJ, Vol.122, No.3, pp168-171 (2002)
- [8] 大橋弘通、セラミックス、40[1]、pp29-33 (2005)
- [9] B. J. Baliga, et all, IEEE, EDL, 10, 455 (1989)
- [10] トヨタ自動車株式会社プレスリリース 2014 年 5 月 20 日パワー半導体説明資料
- [11] T. Terashima, J. of the Society of materials Sci., Japan, Vol. 64, No.9, pp709-709 (2015)
- [12] JIS Z3282
- [13] Official Journal of the European Union, L174, 1.7.2011, pp.88-110 (2011)

- [14] S. W. park, et all, Journal of Alloys and Compounds Volume 637, 15 July 2015, Pages 143-148
- [15] 新日鉄住金技報第 407 号 p8-14,(2017)
- [16] N. Kato, S. Hashimoto, T. Iizuka, and K. Tatsumi Trans. Jpn. Inst. Electron. Pkg. Vol. 6, No. 1 87-92 (2013)
- [17] 巽宏平, 飯塚智徳, 応用物理, 第86巻 第2号 p112 (2017)
- [18] K. Tatsumi, M. Inagaki, K. Kamei, T. Iizuka, H. Narimatsu, N. Sato, K Shimizu, K. Ueda, A. Imakire, M. Hikita, R. Kamimura, K. Sugiura, K. Tsuruta and K. Toda, IEEE 67th Electron. Compon. Technology Conference (ECTC), 1316-1321 (2017)
- [19] J.G. Bai and G. -Q Lu, IEEE Trans. Device Mater. Rel., vol. 6, no. 3, pp. 436-441, Sep., 2006.
- [20] F. Yu, J. Cui, Z. Zhou, and K. Fang, IEEE Trans. Power Electron., vol. 32, no. 9, pp. 7083-7095, Sep., 2017.
- [21] M. Kuramoto, T. Kunimune, S. Ogawa, M. Niwa, K.S. Kim and K. Suganuma, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 2, no. 4, pp. 548-552, Apr. 2012.
- [22] S. Soichi and K. Suganuma, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 3, no. 6, pp. 923-929, Jun. 2013.
- [23] P. Peng, A. Hu, A. P. Gerlich, G. S. Zou, L. Liu and Y. N. Zhou, ACS Appl. Mater. Interfaces, 7, (23), pp12597-12618, May, 2015.
- [24] Fang Yu, W. Johnson, and M. C. Hamilton, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 5, no. 9, pp. 1258-1264, Apr. 2015.
- [25] J. G. Bai, J. Yin, Z. Zang and Guo-Quan Lu, IEEE Trans. Adv. Packag., vol. 30, no. 3, pp.506-510, Aug. 2007.
- [26] V. R. Manikam and K. Y. Cheong, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 1, no. 4, pp. 457-478, Apr. 2011.

第2章

遷移金属化合物粒子添加による Ag 焼結接合材料の高温安定性の向上

2.1 緒言

Ag 焼結接合材料は、パワー半導体実装プロセスのダイアタッチ材料としてよく知られており、電気伝導と熱伝導が非常に優れていること[1,2]、低温かつ大気中で接合ができること[3-6]、焼結後の融点が高いこと[7,8]、さらにパワーモジュールの高温動作温度領域の目標温度である200℃以上の温度で自己修復機能を有していることから[9]、高耐熱、高信頼性の必要な車載向けパワーモジュールへの適用に対して有望な材料である。そのAg焼結接合材料は、焼結温度を低くするために非常に小さなナノサイズの粒子を用いるものや、接合安定性向上のためにフレーク状のAg粒子と球状のAg粒子を混合させるものなどがある。また、有害物質に関する法規制等から、これまで半導体実装プロセスに広く使われてきた鉛はんだの代替接合材料として普及が期待されている。しかし、このAg焼結接合材料は、250℃程度の高温下での連続放置試験(HTS:High Temperature Storage)や、熱サイクル試験等の熱履歴によってAg焼結接合層内部の空孔(マイクロポーラス)構造が成長し、接合強度が少なからず低下するという課題がある[10,11]。

Fig.2-1(a)、(b)は、HTS 試験前後でのマイクロポーラス組織の成長を確認した実験 結果である。この実験では、市販されている Ag 焼結接合ペースト(ニホンハンダ製: 焼結型金属接合材 MAX-102)を用いて、Cuリードフレーム上に Cu ブロックを接合 し、250℃、500 時間の HTS 試験を実施した前後のサンプルの断面 SEM 観察を行っ た。Fig.2-1(a)は接合直後、Fig.2-1(b)は HTS 後である。この断面 SEM 像から分かる ように、Ag 焼結接合層 HTS 試験による Ag 焼結接合層内部のマイクロポーラスの成 長が確認できる。このような Ag 焼結接合材料をパワーモジュールに適用した場合、パ ワーモジュール高温駆動時のダイアタッチ部の接合強度の低下や、電気伝導率、熱 伝導率の悪化など致命的な問題となることが懸念される。



Fig. 2-1 (a) Cross-section SEM image of pure sintered Ag bonding (as sintered)(b) Cross-section SEM image of pure sintered Ag bonding (after 250°C,30min)

Ag 焼結接合層内部のマイクロポーラス構造の成長抑制に関する研究は、Ag 焼結 接合層へのSiC粒子の添加が有効であることが報告されている[12,13]。これらの報告 では、粒径 35nm~1.3μm の SiC 粒子を 2wt%添加することでマイクロポーラスの成長 抑制とせん断接合強度の向上があることが確認されている。

一方、別の研究では、凝集のない Ag 薄膜の高反射ミラーを作製するために SiO₂ /Si 基板上に凝集エネルギーもしくはギブスの酸化物生成自由エネルギーの大きな元素であるタングステン(W) やチタン(Ti)の下地層をバッファー層として挿入することで、Ag 原子の凝集や局所的な粒成長を抑制することができ、平坦で高反射率の Ag 薄膜を形成できることを確認した報告がある[14,15]。これらの報告の中では、バッファ 一層に用いた金属元素の凝集エネルギーと Ag 薄膜の凝集抑制効果の相関につい ては定量的な考察は無いが、実験結果として凝集エネルギーの大きな元素のバッファ ー層によって Ag の凝集抑制効果があることが確認されている。

さらに、Agの合金の一つであるタングステン銀(AgW)合金は優れた高耐熱合金材料であり、大電流遮断器の接点材料として広く用いられている[16-18]。これらの報告から、AgとWの様々な組み合わせは、耐熱性や高温安定性の向上に適していると考えられる。

本章では、WBG パワーモジュールの高温動作に有望なダイアタッチ材料の一つで ある Ag 焼結接合材料の高温安定性の向上について、新たに見出した遷移金属化合 物粒子(酸化タングステン、酸化ニオブ等)添加による Ag 焼結接合材料のマイクロポ ーラス成長の抑制に関して検証した結果と、そのメカニズム、定量的な評価方法につ いてまとめる[19]。

2.2 実験方法

2.2.1 接合材料およびテストピースの作製

マイクロポーラス抑制効果の検証には、Fig. 2-1 と同じニホンハンダ製のペースト状の Ag 焼結接合材料である MAX-102 をベース材として用いた。この Ag 焼結接合材料は、サブミクロンオーダーの Ag 焼結接合ペーストである。この Ag 焼結接合ペーストに凝集エネルギーの大きな遷移金属であるタングステン(W)、ニオブ(Nb)、モリブデン(Mo)、ルテニウム(Ru)を添加した。これらの選定した遷移金属の凝集エネルギーと表面エネルギーの計算値を Table2-1 に示す[20]。実際に添加した添加剤は、安全性と安定性の観点から引火性のある純金属粒子ではなく、それぞれの酸化物である酸化タングステン(WO₃)、酸化ニオブ(Nb₂O₅)、酸化モリブデン(MoO₃)、酸化ルテニウム(RuO₂)とし、以下の手順でベース材に添加した。Table 2-2 に添加した、金属酸化物粉末の詳細を示す。添加量は、ベース材の Ag ペーストに含まれる Ag に対して 2wt%の添加剤粉末を計量し、ベース材に含まれている溶媒と同じ溶媒に一旦浸して溶媒中に拡散させた後に、ベース材と攪拌混合して作製した。

Transition	Cohesive energy	Surface energy
metals	(kJ / mol)	(solid) (mJ/m)
W	859	2,684
Nb	730	2,220
Мо	658	2,099
Ru	650	2,193
(Ag)	284	841

 Table 2-1 Cohesive energy and surface energy of transition metals

Table2-2 Details of additives

Additives	Particle size	Amount	Purity
WO ₃	0.11µm	2 wt%	99.9 %
Nb ₂ O ₅	0.1 ~ 0.2µm	2 wt%	99.9 %
MoO ₃	0.1 ∼ 0.2µm	2 wt%	99.9 %
RuO ₂	0.05 ~ 0.13µm	2 wt%	99.8 %

次に、マイクロポーラス成長定量化のための SEM 観察および接合強度測定に用い たテストピースの構造を Fig. 2-2 に示す。このテストピースは、Cu リードフレーム上に 4.5mm×4.5mm の Cu ブロックを接合したものであり、Cu リードフレームおよび Cu ブ ロックの両方の接合表面にメタライズ層として無電解 Au/NiP(Au / NiP = 0.05 µm / 5 um)めっきを施している。テストピースの作製手順は、Cuリードフレーム上にメタルマス クを用いたスクリーン印刷で Ag 焼結接合層を Cu ブロックサイズに合わせて接合層を 形成し、その上にCuブロックをアライメント冶具で位置合わせをしてセットした後、高 温槽を用いて280℃、30分、大気中、無加圧(Cuブロックの自重のみ)で焼結接合し た。この時の接合層の厚さは、どの試料も焼結後で約100µm であった。リファレンスと しての純 Ag(無添加)と遷移金属酸化物を添加した接合材料は、すべて同じ焼結条 件で接合して作製した。それぞれの試料に対し、焼結直後(as-sintered)と250℃、500 時間、大気中の HTS 試験後 (after HTS)の両方のテストピースを作製した。HTS 試験 は、テストピースを封止しない状態(大気中)かつ加圧も無しの条件で接合プロセスに 用いた恒温槽と同じ装置で実施した。テストピースは、マイクロポーラス成長を確認す るための断面 SEM 観察用に各試料(無添加、W 添加、Nb 添加、Mo 添加、Ru 添加 の焼結直後よHTS 試験後)を各5個ずつ(計50個)、破壊検査となる接合強度測定 用に各試料5個ずつ(計50個)の合計100個を用意した。



Fig. 2-2 Test piece structure

2.2.2 マイクロポーラス成長の定量化

各試料のマイクロポーラス成長の様子は、それぞれの試料の断面 SEM 観察とその 断面 SEM 像を用いた画像解析による定量化により行った。各試料の断面 SEM 観察 用のテストピースは、Cu ブロックの中央で接合面に垂直方向に切断して観察断面を 露出させた後に、マイクロポーラス構造をクリアに SEM 観察できるように観察面の研 磨加工を施して観察した。断面 SEM 観察は、接合層全体が確認できる倍率(×400~ 600)で観察した。この時、実際に添加物が接合層に添加されて状態を確認するため に、エネルギー分散型 X 線分光法(Energy Dispersive X-ray Spectroscopy: SEM-EDX)で接合層中の組成分析も並行して行った。検出元素は、接合層である Ag、添 加した遷移金属元素(W、Nb、Mo、Ru)、酸素の 3 元素とした。

マイクロポーラス成長の定量化は、接合層の断面 SEM 観察像を用いた画像解析 によって行った。この画像解析にはimageJ (アメリカ国立衛生研究所(NIH)で開発さ れたオープンソース画像処理ソフト)を用い、空孔率(Porosity(%))と観察断面のマイ クロポーラスエッジの総外周長:Total-Circumference-Length (TCL)の測定を行った。 Fig.2-3(a)-(c)にその画像解析の手順を示す。まず Fig.2-3(a)はテストピースの断面 SEM 観察像(観察エリア:50µm×50µm)である。このサイズの断面 SEM 観察像を各試 料 5 枚ずつ用意した。この断面 SEM 観察像において、黒く見える部分はマイクロポ ーラス部、白く見える部分は Ag 接合層部である。次に、画像解析ソフトの2値化(黒 白)機能により、Fig.2-3(b)のようなマイクロポーラス部を黒色、Ag 焼結部を白色に明確 に区別した画像に変換する。この時2値化処理と同時に画像解析ソフトの面積測定機 能により、黒い部分の塊ごと(マイクロポーラス1個ごと)の面積を自動で測定することが できる。このように測定したマイクロポーラス部の総面積から、空孔率 *φ*porous(%)を 2-1 式によって算出する。2-1 式で、Sblack は画像解析により2値化した時の黒部(マイクロ ポーラス部)の総面積、Sob は SEM で観察した観察エリアの総面積(50µm×50µm)で ある。この空孔率の測定は、各試料 5 枚を測定した。

$\boldsymbol{\varphi}_{\text{porous}}(\%) = S_{\text{black}} / S_{\text{ob}} \times 100 \qquad (2-1)$

次に、画像解析ソフトのエッジ検出機能により、Fig.2-3(c)のようにマイクロポーラス 部とAg 焼結部のエッジを検出する画像に変換する。この時エッジ検出と同時に画像 解析ソフトの測長機能で検出したエッジの長さ(マイクロポーラス1個ごとの外周長: CL)を自動で測定することができる。このCLの観察エリア全体の合計TCLを測定す る。このTCLの測定も各試料5枚を測定した。この時の観察エリアのフレーム部(写 真外周)はTCLには含まない設定とした。ここでマイクロポーラス構造の断面における TCLに着目したのは、その観察した断面におけるマイクロポーラス構造エッジはその 断面の表面エネルギーの情報を含んでいると考えられるためである。マイクロポーラス 構造は、焼結接合プロセス中や高温下での放置、冷熱サイクルなどにより熱エネルギ ーが与えられることによって、マイクロポーラス構造を形成しているAg 原子の移動(拡 散)によって成長もしくは縮小が起こる。この時熱力学の原則に従って、全体のエネル ギーが小さくなる方向にマイクロポーラス構造が変化すると考えられる。従って、1 断面 でのTCLの長さを比較することで、表面エネルギーの変化が確認できると考えられ る。詳細は結果と考察で述べる。



Fig. 2-3 Quantification steps of an image processing

- (a) Cross-section SEM image
- (b) Binary image (black is porous)
- (c) Circumference length measurement image (porous edge detection)

2.2.3 接合強度の測定と破壊モード確認

接合強度測定は、各試料の接合強度測定用テストピースを用いて測定した。接合 強度は引張強度試験機 AG-IS-50(島津製作所製;50kN)を使用してシェア強度測定 を行った。測定時のシェア速度は、0.1mm/min、測定温度は室温である。Fig. 2-4 に、接合強度試験後のテストピースの状態イメージを示す。接合強度試験後は、Cuリ ードフレームとCuブロックがシェア強度試験により横方向に引き裂かれた状態となる。 ここで破壊モードを確認するために、CuリードフレームとCuブロック両方の破断面を 上向きに並べて光学顕微鏡で観察し破壊モードを確認した。写真は、左にCuブロッ ク破断面、右にCuリードフレーム破断面である。各試料の破壊モード判定のために、 すべてのテストピースでこの順番に並べて撮影、確認した。

破壊モードの判別は、以下の3種類に分類した。CuリードフレームとCuブロックの両方に接合層(銀色に見える部分)が全面に残っている場合を接合層の凝集破壊モード(Cohesive failure of bonding layer)、どちらかに全く接合層が残っていない場合を剥離モード(Peeling failure)、一部接合層が残っていない部分がある凝集破壊モードと剥離が混在する場合を混合モード(Mix failure)と判別した。光学顕微鏡で明確に判断できない場合や、接合強度のバラツキが大きい場合は、その要因を確認するために破断面のSEM 観察を追加して行った。



Fig. 2-4 Test piece after bonding strength measurement

2.3 結果と考察

2.3.1 高温放置試験によるマイクロポーラス成長の観察

Fig. 2-5 は、無添加および遷移金属酸化物添加のテストピースの焼結直後とHTS 試験後の断面 SEM 観察像の一覧である。(a)-(e)(上段)は焼結直後、(f)-(j)(下 段)は HTS 試験後である。(a),(f)は無添加、(b),(g)は RuO₂ 添加、(c),(h)は MoO₃ 添加、(d),(i)は Nb₂O₅ 添加、(e),(j)は WO₃ 添加である。SEM 観察像の観察エリア は、50μm×50μm である。

この断面 SEM 観察像から、焼結初期の状態では、純 Ag の焼結組織に比較して、 RuO2 添加、MoO3 添加では僅かな組織粗大化が認められるのに対し、WO3 添加、 Nb2O5 添加では微細組織が維持されている。WO3 添加、Nb2O5 添加は、HTS 後でも マイクロポーラス構造の成長がほとんど見られず、組織粗大化の抑制効果が確認され た。一方、MoO3 添加、RuO2 添加では、抑制効果がほとんど見られず無添加と同じレ ベルのマイクロポーラスの顕著な成長が起こっている。しかし、これらの SEM 観察像 の視覚的な印象による判断では詳細な定量的比較は困難なため、これらの SEM 像 を用いて画像解析による定量的な比較を行った。



Fig. 2-5 Cross-section SEM images of all test pieces.

- (a) Pure Ag as-sintering (b) Added RuO₂ as-sintering (c) Added MO₃ as-sintering
- (d) Added Nb₂O₅ as-sintering (e)Added WO₃ as-sintering (f) Pure Ag after HTS
- (g) Added RuO_2 after HTS (h) Added MO_3 after HTS (i) Added Nb_2O_5 after HTS
- (j) Added WO₃ after HTS.

2.3.2 マイクロポーラス成長の定量評価と推定メカニズム

Fig. 2-6 に Fig. 2-5 の断面 SEM 像を用いた画像解析から算出した各試料の空孔率(porosity)の結果を示す。ここで無添加およびそれぞれの添加剤の各試料で、○は焼結直後、Δは HTS 後の平均値(n=5)、エラーバーは各試料の最大値および最小値を示している。この空孔率の結果から、添加剤の違いおよび HTS 前後による空孔率の大きな差は見られず、どの試料も約 40%とほぼ同じ値であった。断面 SEM 観察では HTS 前後で無添加および MoO3 添加、RuO2 添加の試料では、マイクロポーラス成長による外観上の著しい変化が見られたが、空孔率には大きな差は無いことが分かった。これはマイクロポーラスの成長は、HTS 試験の熱履歴で Ag 焼結部の高密度化やAg 原子の観察エリア外への流出移動が起こっておらず、マイクロポーラス表面近傍での Ag 原子の移動(拡散)によって成長が起こっていることを示唆している。



Fig. 2-6 Results of the porosity calculation.

Fig. 2-7 に、Fig. 2-5 の断面 SEM 像を用いた画像解析から測定した TCL の結果を 示す。この測定値は、断面 SEM 観察像 1 枚当たりのマイクロポーラスエッジの総円周 長(µm)である。○は焼結直後、△は HTS 後の各試料の平均値(n=5)であり、エラー バーは各試料の最大値および最小値を示している。グラフ中の(a)-(j) は、Fig. 2-5 断 面 SEM 像の対応する記号であり、点線は同じ添加剤での HTS 前後の TCL の平均 値の変化量を示している。 この TCL 測定結果から、以下のことが分かった。一つは、すべての試料で焼結直後の TCL に比べて HTS 後の TCL は減少しており、その変化量はマイクロポーラスの成長と相関がある。HTS 前後で断面 SEM 観察の外観上でマイクロポーラスの著しい成長が確認された無添加および MoO3 添加、RuO2 添加の試料では HTS 前後でのTCL の減少量が大きく、断面 SEM 観察の外観上でマイクロポーラス成長の抑制効果のあった WO3 添加、Nb2O5 添加では TCL の減少量が小さいことを確認した。もう一つは、マイクロポーラスが著しく成長した無添加および MoO3 添加、RuO2 添加試料に比べて抑制効果のあった WO3 添加、Nb2O5 添加試料の方が焼結直後および HTS 後の両方で TCL の値が大きいことが分かった。焼結直後の試料断面 SEM 観察による外観上では定量的な比較が困難であったが、画像解析によって試料間での差を明確にすることができ、有効な評価方法であることが確認できた。



Fig. 2-7 Results of total-circumference-length measurement.

これらの TCL 測定の結果は、焼結接合工程および HTS による熱履歴でのマイクロ ポーラス構造の表面エネルギーが関係していると考えられる。HTS 前後で空孔率が大 きく変化していないことから、マイクロポーラスの成長(もしくは縮小)は粒界拡散律速 の Ag 原子の移動と考えることができ、ギブスの自由エネルギー変化*d*G(2-2)式で考 えるができる[21-23]。

$d\mathbf{G} = \gamma d\mathbf{A} - \sigma d\mathbf{V} \quad (2-2)$

γはマイクロポーラス構造表面の単位体積当たりの表面エネルギー、dAは HTS 前後でのマイクロポーラス構造の総表面積の変化、 σ はマイクロポーラスエッジの垂直方向にかかる引張応力、は Ag 接合層の HTS 前後での体積変化である。HTS 前後で空孔率は大きく変化していないことから、マイクロポーラスの成長は表面近傍での Ag の拡散によるものと考えられるため dV = 0 と考えられる。そのためマイクロポーラス 成長のドライビングフォースはマイクロポーラス構造の表面エネルギーの変化に相当する。

ここでマイクロポーラス構造の SEM 観察した断面での表面エネルギーを考える。 SEM 観察断面の深さ方向に微小厚さ *da*、焼結直後の SEM 観察断面の TCL の長さ を *l*、HTS 後の SEM 観察断面の TCL の長さを *l*とすると、*dA*は 2-3 式のように TCL の測定値を用いて表すことができる。

$dA = (l - l') \times da \qquad (2-3)$

よって、HTS 前後で γ が大きく変化しない場合には、断面 SEM 観察像のマイクロポ ーラスエッジを形成している微小面積の表面エネルギーは HTS 前後での TCL の変 化(Fig. 2-7 の点線の長さ)に比例すると考えられる。本研究では添加量が非常に微量 であることから、単位面積当たりの表面エネルギーは変化しないと考えられる。しかし、 添加物試料で γ が大きく変化する場合や添加物によって Ag 焼結層の硬さや熱拡散 速度が大きく変化して σ が HTS 前後で同じと見なせない場合は、別途 γ や σ を測定 やシミュレーションで確認する必要がある。

また、実験結果から Table2-1 に示した添加した遷移金属の凝集エネルギーと TCL に相関があると判断できる。

2.3.3 接合強度および破壊モード

接合強度測定結果を Fig. 2-8 に示す。無添加およびそれぞれの添加剤毎に、○は 焼結直後、△は HTS 後の平均値 (n=5)、エラーバーは接合強度の最大値および最小 値を示している。接合強度測定値は、測定するテストピース構造の中で一番弱い部分 の強度であるため、どの部分で破壊しているかを把握するために破壊モードを確認す ることが必要である。Fig. 2-9 には、各試料の破断面を光学顕微鏡写真と、その破壊 モードの判定結果を示す。これらの結果から、マイクロポーラス成長抑制効果のある WO₃ 添加、Nb₂O₅ 添加の試料は、HTS 後も無添加に比べて接合強度が高く安定して いることが分かった。また、接合強度と破壊モードから、以下の結果も得られた。

MoO₃ 添加は、焼結直後も HTS 後も接合強度が非常に低く、破壊モードもリードフレーム側の剥離が支配的で、ごく一部に Ag 接合層が残っている剥離モードに近い混合モードであった。MoO₃ 添加以外の試料は、すべて接合層の凝集破壊モードであった。また、無添加の接合強度は、焼結直後および HTS 後の両方で非常に大きなバラツキがある結果を示し、HTS 前後で平均値は低下した。それらの試料に比べて、WO₃ 添加、Nb₂O₅ 添加、RuO₂ 添加では、HTS 後に接合強度が増加した。特に、WO₃ 添加で強度が約 2 倍となった。この現象は、焼結過程の進行もしくは HTS で接合強度が増加するポーラス構造の変化が起こっていると考えられる。ダイアタッチ層の接合強度が熱履歴後に強くなるという特性は、高温動作させる WBG パワーモジュール等にとっては非常に有効である。

無添加の大きなバラツキ要因、および、WO3添加で接合強度がHTS後に増加した 要因の要因解明のために、テストピースの破断面をSEM観察で精査し確認した。詳 細は2.3.5で述べる。



Fig. 2-8 Results of shear strength.



(a)-1 Pure Ag As-sintered



(b)-1 RuO₂ As-sintered



(c)-1 MoO₃ As-sintered



(d)-1 Nb₂O₅ As-sintered



(e)-1 WO₃ As-sintered



(a)-2 Pure Ag After-HTS



(b)-2 RuO₂ After-HTS



(c)-2 MoO₃ After-HTS



(d)-2 Nb₂O₅ After-HTS



(e)-2 WO₃ After-HTS

Fig. 2-9 Failure mode observation by optical microscope*

2.3.4 接合層の組成分析

Fig.2-10 および 2-11 は、接合層の SEM-EDX による組成分析結果をマップ表示したものである。検出元素は、Ag、添加した遷移金属、酸素である。どの試料においても、接合層中に添加した遷移金属元素が確認できた。また、それらの遷移金属は、マッピングで確認すると酸素と同じ位置に検出されており、酸化物の状態で添加されていることが分かったが、添加した遷移金属酸化物が Ag 接合層全体に拡散しているかは、SEM-EDX の分解能では不十分で確認できなかった。SEM-EDX で添加量の定量分析も実施したが、添加剤が粒径 2~5µm の塊状に添加されている部分も確認されたため、添加剤が塊状に入っている部分と塊が観察視野に無い部分では定量測定値に大きな差があり、SEM-EDX による添加量の定量評価は出来なかった。



Fig. 2-10 SEM-EDX mapping; pure Ag, added WO₃



Fig. 2-11 SEM-EDX mapping; RuO₂, MoO₃, Nb₂O₅
2.3.5 接合強度のバラツキ要因と破壊モードの精査

2.3.3の接合強度試験結果で無添加 Ag 焼結材料の接合強度のバラツキが明らかになったが、その要因を断面および破断面の SEM 観察により精査した。Fig.2-12 および 2-13 は、焼結直後と HTS 後のそれぞれの測定サンプルで、接合強度の最も高かったサンプルと最も低かったサンプルの破断面を断面を観察比較した結果である。



Fig. 2-12 SEM close investigation (Pure Ag as-sintered)



Fig. 2-13 SEM close investigation (Pure Ag after HTS)

焼結直後のサンプルでは、接合強度が高い場合は接合層の内部で破断しており、 破断面の両側には同様の組織が見える。一方、接合強度が低い場合は Cu ブロック 側の界面に近い部分で破断しており、破断面も粒子間に形成する焼結ネックの密度 が低い状態であった。HTS 後のサンプルでも同じような状況であり、接合強度が高い 場合は接合層の内部で破断しており、破断面はマイクロポーラスが成長しているが太 いネック構造が形成され、Cu 側に Au メタライズされている時の特長である Ag の層状 の部分と強固に接合していることが分かった。一方、接合強度が低い場合は、焼結直 後の場合と同じく Cu ブロック側の界面に近い部分で破断しており、破断面も焼結ネッ クの密度が少ない状態であった。これらの破断面の精査結果は、熱履歴による接合強 度の低下は接合材料自体の熱安定性も要因の一つであるが、接合界面の信頼性も 重要であることを示唆している。

次に、WO₃ 添加試料の接合強度が HTS 後に増加した要因について調べるため、 試料破断面を SEM 観察し確認した。Fig.2-14 は、WO₃ 添加試料の焼結直後と HTS 後の破断面 SEM 観察像である。WO₃ 添加試料は強度のバラツキは非常に小さいた め1つのサンプルのみで確認した。破壊モードは、どちらも接合層の凝集破壊である。 WO₃ 添加の焼結直後は、無添加の強度の高いサンプルよりも接合強度は低く、ネック 密度の低い組織であった。それに比べて HTS 後は、破断面のポーラス構造の明確で なく、せん変形を受けた破面組織が明確であり、非常に高い接合強度を示しているこ とが分かった。これは、HTS で焼結が進み、Ag ネットワークが強固に形成されている ためと考えられる。



Fig. 2-14 SEM image of fracture surface (Added WO₃)

2.4 結言

WBG パワーモジュールの高温動作に有望なダイアタッチ材料の一つである Ag 焼 結接合材料の高温安定性の向上について、新たに見出した遷移金属化合物粒子(酸 化タングステン(WO₃)、酸化ニオブ(Nb₂O₅))添加によるマイクロポーラス構造の成長 抑制効果を、動作温度を考慮した 250℃での高温放置試験によって確認した。

そのマイクロポーラスの成長抑制効果を定量評価する方法として、断面 SEM 観察 像を用いた画像解析によるマイクロポーラス構造の Ag 骨格のエッジの総外周長に着 目した評価方法を提案・検証した。その結果、断面 SEM 観察による外観上では定量 的に比較できなかった試料間の組織的特徴の差を明確にすることができた。高温放 置試験によるマイクロポーラス構造の成長は、高温放置試験前後でのマイクロポーラ ス構造のエッジの総外周長の変化と相関があり、熱力学エネルギーの観点からマイク ロポーラス成長抑制の推定メカニズムを検証した。

接合強度試験結果で明らかになった無添加 Ag 焼結材料の接合強度のバラツキ要因を断面および破断面の SEM 観察により精査し、接合強度が高い場合は接合層の内部での破断、接合強度が低い場合は界面に近い部分での破断であることを確認した。これらの破断面の精査結果から、熱履歴による接合強度の低下は接合材料自体の熱安定性も要因の一つであるが、接合界面の信頼性も重要であることが分かった。

WO3 添加の Ag 焼結接合材料は、高温放置後に非常に高い接合強度を持ち、バラツキも小さいことを確認した。この WO3 添加の Ag 焼結接合材料の接合強度は、焼結直後よりも高温放置後の方が高くなり、高温で動作させる WBG パワーモジュール に有効な接合材料である。

参考文献

- [1] J.G. Bai and G. -Q Lu, IEEE Trans. Device Mater. Rel., vol. 6, no. 3, pp. 436-441, (2006)
- F. Yu, J. Cui, Z. Zhou, and K. Fang, IEEE Trans. Power Electron., vol. 32, no. 9, pp. 7083-7095, Sep., (2017)
- [3] M. Kuramoto, T. Kunimune, S. Ogawa, M. Niwa, K.S. Kim and K. Suganuma, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 2, no. 4, pp. 548-552, Apr. (2012)
- [4] S. Soichi and K. Suganuma, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 3, no. 6, pp. 923-929, Jun. (2013)
- [5] P. Peng, A. Hu, A. P. Gerlich, G. S. Zou, L. Liu and Y. N. Zhou, ACS Appl. Mater. Interfaces, 7, (23), pp12597-12618, May, (2015)
- [6] Fang Yu, W. Johnson, and M. C. Hamilton, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 5, no. 9, pp. 1258-1264, Apr. (2015)
- [7] J. G. Bai, J. Yin, Z. Zang and Guo-Quan Lu, IEEE Trans. Adv. Packag., vol. 30, no. 3, pp.506-510, Aug. (2007)
- [8] V. R. Manikam and K. Y. Cheong, IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol., vol. 1, no. 4, pp. 457-478, Apr. (2011)
- [9] C. Chen, S. Nagao, K. Suganuma, J. Jiu, H. Zhang, T. Sugahara, T. Iwashige, K. Sugiura and K. Tsuruta, Appl. Phys. Letter, 109,093503(2016)
- [10] H. Zhang, S. Koga, J. Jiu, S. Nagao, Y. Izumi, E. Yokoi, K. Suganuma, Electronic Components & Technology Conference Proceeding, pp. 1774-79 (2015)
- [11] H. Zhang, C. Chen, J. Jiu, S. Nagao and K. Suganuma, J. Mater. Sci. Mater. in Electron, 15, Mar. (2018)
- [12] N. Heuck, A. Langer, A. Stranz, G. Palm, R. Sittig, A. Bakin and A. Waag, IEEE Trans. Compon. Packag. Manufact. Technol. 1, 1846 (2011)
- [13] H. Zhang, S. Nagao and K. Suganuma, J. of Electron. Mater., 44, 3896 (2015)
- [14] Z. Zhang, M. Kawamura, Y. Abe and K. H. Kim, Jpn. J. App. Phys. 52 078003 (2013)
- [15] Z. Zhang, M. Kawamura, Y. Abe and K. H. Kim, Jpn. J. App. Phys. 53 048003 (2014)
- [16] C.-H. Leung and P. C. Wingert, IEEE Trans. Compon., Hybrids, Manuf. Technol. 11(1), 64, 24, (1988)
- [17] F. A. da Costa, A. G. P. da Silva, F. Ambrozio Filho, and U. U. Gomes, Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 263, (2008)
- [18] T. Mu€tzel and B. Kempf, in IEEE 60th Holm Conference on Electrical Contacts, p. 302 (2014)
- [19] K. Sugiura, T. Iwashige, K. Tsuruta, C. Chen, S. Nagao, T. Sugahara and K. Suganuma, Applied Physics Letters, 114(16):161903, APRIL (2019)
- [20] F. Aqra and A. Ayyad, Appl. Surf. Sci. 257, 6372–6379 (2011)
- [21] M. V. Speight and J. E. Harris, Metal Sci. 1, 83 (1967)

- [22] W. Beere and M. V. Speight, Metal Sci. 12, 172 (1978)
- [23] M. V. Speight and W. Beere, Metal Sci. 9, 190 (1975)

第3章

Ag 焼結接合材料の TEM による高温下その場観察

3.1 緒言

2章では、Ag 焼結接合材料に遷移金属化合物粒子を微量添加することで高温安定性が向上することを、HTS 前後での断面 SEM 観察による画像解析により確認した。この HTS 試験は、実際の WBG パワーモジュールの使用温度領域での試験が可能であるため有効な方法であるが、効果確認できるまでの試験時間が 500 時間と非常に長いという課題がある。材料選定や改善の研究開発の段階での効果確認では、短時間で効果の有無が確認できる方法が有効である。さらに、接合材料の高温安定性を検証する場合には、熱やストレスに対する余裕度の確認も重要であり、使用領域よりも高い温度や大きなストレスを与える試験も必要である。

これらの観点から、高分解能 TEM の観察チャンバー内で Ag 焼結接合層サンプル を高温に加熱し、高温下でのマイクロポーラス構造のその場観察を試みた。高温下で の TEM その場観察は、観察チャンバー内での加熱機構や酸化過程を観察できるよう にガス導入などの工夫がなされており[1-10]、Pt[11]、Cu[12-19]、Ni[20]、Ag [21,22]などの金属ナノ粒子表面のナノレベルでの粒成長や酸化の過程などの研究 に広く用いられている。この高温 TEM その場観察は、接合層の変化が短時間かつリ アルタイムで観察できること、HTS よりも高温までの試験が可能であること、さらに高分 解能な TEM-EDX での組成分析による添加量分析、添加剤の分布確認が同じサンプ ルで分析が可能となることから、高温安定性確認に有効な方法である。HTS より高温 での安定性確認が短時間で可能となるため、余裕度確認や加速試験として用いること も期待できる。

マイクロポーラス成長抑制効果は、酸化タングステンの他に炭化タングステン(WC) 添加でも同様の効果を確認した。Fig.3-1 は、2 章と同様の条件で作製したテストピー スの破断面の SEM 観察像、Fig.3-2 は接合強度である。WO3 添加と同様の結果が得 られ、WC 添加においても HTS 後に接合強度が高くなることを確認し、HTS 後の破断 面観察像からも強度の高い破断面の特長であるポーラス構造のほとんど無い部分が 見られた。

本章は、WCを添加した焼結直後のAg焼結接合層の高温下でのTEMその場観察により、HTS試験よりも高温での遷移金属化合物粒子添加効果を確認した結果をまとめる。また、Ag焼結接合層に遷移金属化合物が添加されていることをTEM-EDX組成分析で確認する。さらに、高温TEM観察がAg焼結接合層の高温安定性の余裕度確認や加速試験の可能性も検討する。

41



Fig. 3-1 SEM images of fracture surface;

(a)Pure Ag (as-sintered), (b)Pure Ag (after HTS),

(c)Added WO₃(as-sintered), (d)Added WO₃(after HTS),

(e)Added WC (as-sintered), (f)Added WC (after HTS)



Fig. 3-2 Results of shear strength; Pure Ag, added WO3, added WC

3.2 実験方法

3.2.1 観察サンプルの作製

高温 TEM その場観察には、WCを2wt%添加(Table3-1 参照)と、リファレンスとし て無添加のテストピースを作製した。Ag 焼結ペーストへの添加剤の添加方法、テスト ピースの構造、作製方法は2章と同じである。高温 TEM の観察チャンバーの中で熱 履歴を与えるため焼結直後の水準のみを準備した。TEM 観察サンプルは、接合強度 測定後のテストピースの Cu ブロック側を用い、観察断面出しした後に TEM 観察でき るレベルまでの薄片化加工を施した。具体的には、Cu ブロックの中央で断面方向に 切断して Ag 焼結接合層の断面を露出させた後、集束イオンビーム(FIB)加工(使用 装置:FEI Quanta 3D、加工条件:加速電圧 30kV)で薄片化加工して観察サンプル を作製した。観察方向は接合面に対して断面方向とし、サンプルの大きさは幅 20µm、 高さ 10µm、厚さ 100nmである。

Additives	Particle size	Amount	Purity	
WC	0.08µm	2wt%	99.5	

3.2.2 TEM 高温下その場観察方法および組成分析

TEM観察は日本電子製 JEM-ARM300F(観察条件:加速電圧 300kV)を用いて行った。室温(22℃)においてサンプルチャンバーに観察サンプルを搬送して、観察位置・観察方向を設定し、高温に加熱しながら Ag 接合層マイクロポーラス構造のその場観察を行った。加熱のステップは、最初のステップでは室温(22℃)から焼結温度より高い 300℃まで一気に上昇させ、その後 50℃毎に 10 分間の安定時間を保持して階段状に上昇させた。観察温度の安定性は、加熱装置のPID制御のパラメータを調整することでオーバーシュートすることなく安定する条件を事前に確認した。TEM観察像の撮影は、一定間隔で自動に画像キャプチャーすることによって連続で撮影像を取り込む設定とし、室温、~250℃、300℃、350℃、400℃、450℃、500℃、550℃、600℃(装置上限)の各温度での画像を比較した。温度上昇の影響でサンプル位置が移動した場合は、サンプルが観察視野中央になるように調整した。

Ag 焼結接合層内の組成分析は TEM 観察と同じ装置を用いた TEM-EDX にて行い、遷移金属化合物(W)が添加されているかを確認した。この時の検出元素は Ag、W、O、C とし、マッピングおよび定量分析を行った。

3.3 結果と考察

3.3.1 TEM による高温下その場観察

Fig. 3-3(a)-(h)に無添加のサンプル、Fig. 3-4(a),(a')-(h) に WC 添加のサンプルの 各温度で観察した断面 TEM 像を示す。断面 TEM 像では、電子の透過しにくい Ag 焼結体のある部分は黒く、電子の透過しやすいマイクロポーラスの部分は白く見える。 従って、マイクロポーラスの成長は白く見える部分の拡大として観察される。

無添加のサンプルでは、室温(3-3(a))から400℃(3-3(d))までは温度を上げていってもAg焼結層に変化は見られなかった。その後、450℃(3-3(e))からマイクロポーラスの成長が始まり、さらに温度を上げていくと、550℃(3-3(g))でマイクロポーラスが大きく拡大していく様子が確認できた。550℃から装置上限温度600℃(3-3(h))に温度を上げても、それ以上マイクロポーラスの成長は確認されなかった。

一方、WC 添加のサンプルでは、室温(3-4(a)) ~250℃(3-4(a'))の間で Ag ヒロック と考えられる局所的な粒成長(TEN 像の中の黒い塊形状の部分)が始まるのが確認さ れた。この Ag ヒロックは TEM 観察視野の 10µm×20µm のエリアで同時に3か所から ヒロックの発生をその場観察で確認した。Ag ヒロックは 350℃(3-4(c))までは徐々に 大きくなっていったが、それ以上の温度では拡大しなかった。この Ag ヒロックが発生 (成長)している温度領域では Ag 焼結接合層のマイクロポーラスの成長は見られず、 さらに温度を 300℃(3-4(b))~600℃(3-4(h))まで上げていってもマイクロポーラスの成 長は確認されなかった。

Ag ヒロックの発生は WO3 添加も含めて W を添加したサンプルで合計 3 回再現実

験を実施したが、そのすべてにおいて発生を確認した。無添加のサンプルも同じく3 回再現実験を実施したが Ag ヒロックの発生は1回も確認されなかったため、Ag ヒロッ クの発生はW添加が影響していると考えられる。これまでにAg のストレスマイグレー ションによるダイアタッチに関するいくつかの研究がある[23-28]。これらの研究では接 合部材の内部に発生する応力によるAg のストレスマイグレーションでヒロックが発生 し、そのヒロックによって接合させるものである。今回の結果は、Ag 焼結材にW化合 物粒子を添加することによってAg ヒロックを発生させる(発生しやすくする)ことができ ることを示唆している。また、2章で示したW化合物を添加することでマイクロポーラス 構造の表面エネルギーの高い状態を維持していることがこのヒロック発生にも影響して いると考えられる。



Fig. 3-3(a) Pure Ag 22°C (as-sintered)



Fig. 3-3(b) Pure Ag 300°C



Fig. 3-3(c) Pure Ag 350°C



Fig. 3-3(d) Pure Ag 400°C



Fig. 3-3(e) Pure Ag 450°C



Fig. 3-3(f) Pure Ag 500°C



Fig. 3-3(g) Pure Ag 550°C



Fig. 3-3(h) Pure Ag 600°C



Fig. 3-4(a) Added WC 22°C (as-sintered)



Fig. 3-4(a') Added WC ~250°C



Fig. 3-4(b) Added WC 300°C



Fig. 3-4(c) Added WC 350°C



Fig. 3-4(d) Added WC 400°C



Fig. 3-4(e) Added WC 450°C



Fig. 3-4(f) Added WC 500°C



Fig. 3-4(g) Added WC 550°C



Fig. 3-4(h) Added WC 600°C

Fig.3-5 に(a)無添加および(b)WC 添加のマイクロポーラスの成長の有無が確認でき る部分(写真中□で囲った部分)を拡大した TEM 観察像を示す。無添加(a)では、 450℃からマイクロポーラスの外周部の拡大が始まり、550℃で近傍のマイクロポーラス と一体化する大きな成長が確認できる。その後 600℃ではマイクロポーラスの成長は 止まっている。また、無添加のサンプルでは、マイクロポーラスの成長は初期(温度を 上げる前)の時点でマイクロポーラスの大きな部分で顕著に起こる傾向があることが分 かった。WC 添加(b)では、どの位置においても室温から 600℃の間でマイクロポーラス の成長は見られなかった。Ag ヒロックは 350℃までは拡大しているが 350℃以上では サイズは変わらず安定していた。

これらの結果から、TEM による高温下その場観察においても遷移金属化合物添加 することで Ag 焼結接合層の高温安定性が向上することを確認した。この方法によるマ イクロポーラス成長の確認は、約1時間程度の TEM 観察で高温安定性を確認するこ とができ、2章で用いた 500時間の高温放置試験よりも非常に短い時間での確認が 可能である。さらに使用目標温度よりも高い 600℃までの高温安定性の確認も可能で あり、効果の余裕度確認や信頼性検証の加速試験に有効な方法であると考えられる。









450°C



500°C







As-sintered Fig. 3-5(a) Pure Ag

5 LIM

As-sintered Fig. 3-5(b) Added WC

3.3.2 TEM-EDX による組成分析

高温 TEM 観察(~600℃)を行った後のサンプルを用いて TEM-EDX による Ag 焼 結接合層の組成分析を行った。組成分析は Fig.3-6 に□で示したエリアを分析した。 無添加(a)のサンプルではマイクロポーラスの成長の大きかった部分①と小さかった部 分②を選択し、WC 添加(b)のサンプルでは Ag ヒロックの発生個所も含めた①~⑤の 5 点で確認し、分析元素 (Ag、W、O、C)のそれぞれで観察エリア内のマッピングと定 量分析を行った。



Fig. 3-6 TEM-EDX analysis area

Fig.3-7(a)-(g) に TEM-EDX による組成分析のマッピング結果、Fig. 3-8 と Table3-2 に定量分析結果を示す。これらの結果から、無添加のサンプルにおいては W、O、C は検出されなかった。マイクロポーラス成長の大きかった部分には O が検出されたが、マイクロポーラスの成長が小さい部分は O は検出されなかった。

WC 添加のサンプルでは①~⑤すべての位置において W、O が検出されたが、C に関しては検出されなかった。WC 添加①②④ (Fig.3-7(a)(b)(e))では 300~500nm の 塊状に W が検出され W 検出量は高い値となっている。その同じ位置に O も検出さ れた。WC 添加③⑤ (Fig.3-7(c)(f))では塊状の W は見られないが、無添加に比べて W、O の検出値は高く、W が添加されていると考えられる。2 章で行った SEM-EDX では分解能が不足して W の添加を検出できなかったが、TEM-EDX では Ag 接合層 の中への W の添加を確認できた。また、WC で添加した場合、W は Ag 焼結プロセス 中に酸化が進み接合層の中には W 酸化物で存在していることが分かった。



Fig. 3-7(a) Results of TEM-EDX mapping; Pure Ag (after600°C)



Fig. 3-7(b) Results of TEM-EDX mapping; Pure Ag (after600°C)



Fig. 3-7(c) Results of TEM-EDX mapping; Added WC (after600°C)



Fig. 3-7(d) Results of TEM-EDX mapping; Added WC (after600°C)



Fig. 3-7(e) Results of TEM-EDX mapping; Added WC (after600°C)



Fig. 3-7(f) Results of TEM-EDX mapping; Added WC (after600°C)



Fig. 3-7(g) Results of TEM-EDX mapping; Added WC (after600°C)

	Detection amount (at%)		
Analysis position	W	0	С
Pure Ag ①	0.15	0.02	0
Pure Ag 2	0.02	0.01	0
Added WC ①	1.70	4.36	0
Added WC ②	0.76	1.34	0
Added WC ③	0.22	2.10	0
Added WC ④	0.74	0.76	0
Added WC ⑤	0.08	0	0

Table 3-2 Results of TEM-EDX analysis



Fig. 3-8 Results of TEM-EDX analysis

3.4 結言

遷移金属化合物粒子添加によるマイクロポーラス構造の成長抑制効果は酸化タングステンのみでなく炭化タングステンでも同じ効果があることを確認した。その確認 方法として高温 TEM その場観察を用いることで、高温放置試験よりも短い時間で、さらにマイクロポーラスの成長をリアルタイムかつ視覚的に確認できることを検証した。

無添加のサンプルでは、室温から400℃までは温度を上げていってもAg焼結層に 変化は見られず、450℃からマイクロポーラスの成長が始まり、さらに550℃でマイクロ ポーラスが大きく拡大していく様子が確認できた。その後は装置上限温度600℃まで 温度を上げてもそれ以上マイクロポーラスの成長は確認されなかった。また、無添加の 場合、初期(温度を上げる前)の時点でマイクロポーラスの大きい部分が温度を上げた 時のマイクロポーラスの成長が顕著である傾向があることが分かった。

WC 添加のサンプルでは、室温~250℃の間で Ag ヒロックと考えられる局所的な粒 成長が確認された。この Ag ヒロックは 350℃までは徐々に大きくなっていったが、それ 以上の温度では拡大しなかった。Ag ヒロックの発生は WO3 添加も含めて W を添加し た場合に再現することを確認した。Ag ヒロックの発生は W 添加が影響していると考え られ、2 章で示した W 化合物を添加することでマイクロポーラス構造の表面エネルギ ーの高い状態を維持していることがこのヒロック発生にも影響していると考えられる。Ag ヒロックが発生した部分以外の領域では、600℃まで温度を上げても Ag 焼結接合層 のマイクロポーラスの成長は見られず、WCを添加することで高温安定性が向上することを確認した。

SEM-EDX よりも分解能の高い TEM-EDX を用いることで、Ag 接合層の中への W の添加を確認できた。また、WC で添加した場合にはは Ag 焼結プロセス中に W は酸化が進み接合層の中には酸化物で添加されていることが分かった。

この高温 TEM その場観察による高温安定性の確認は、材料選定などのいくつかの水準の中から短時間で効果の確認や、使用温度範囲よりも高温での効果検証や温度に対する余裕度の確認、さらには信頼性の加速試験などに有効な方法である。さらに、TEM 観察前や後のサンプルでそのまま添加剤の添加量や分布も分析評価することもできる優れた方法である。

参考文献

- [1] 成島隆、米澤徹「金属ナノ粒子の形状変化の高温その場 TEM 観察」、顕微鏡、Vol.49、 No.2、P88-92 (2014)
- [2] T. Yamaguchi, T. Kanemura, T. Shimizu, D. Imamura, A. Watabe and T. Kimibo, J. Electron. Micrsc., 61, 199-206 (2012)
- [3] 田中信夫、臼倉治郎、楠美智子、斎藤弥八、佐々木勝寛、丹司敬義、新井重勇、顕微鏡、46、156-159 (2011)
- [4] 武田精治、顕微鏡、48、3-4(2008)
- [5] M. Yamada and S. Yonekura, J. Phys. Chem. C, 113,21531-21537 (2009)
- [6] Z. Zhang and D. Su, Ultramicroscopy, 109, 766-774 (2009)
- [7] J. Yim, B.Xiang and J. Wu, J. Am. Chem. Soc., 131, 14526 (2009)
- [8] T. Kawasaki, K. Ueda, M. Ichihashi and T. Tanji, Rev. Sci. Instrm, 80, 113701 (2009)
- [9] T. Matsutani, K. Yamasaki, H. Tsutsui, T. Miura and T. Kawasaki, Vacuum, 88,83-87 (2013)
- T. Yaguchi, M. Suzuki, A. Watabe, Y. Nagakubo, K. Ueda and T. Kamino, J. Electron. Micrsc.,
 60, 217-225 (2011)
- [11] T. Narushima, T. Makino, T. Tokunaga, T. Yonezawa, J. Nanosci and Nanotec, 12(3), 2612-2616 (2012)
- [12] M. Tomonari, K. Ida, H. Yamashita and T. Yonezawa, J. of Nanosci and Nanotech, 8(5), 2468-2471 (2008)
- T. Yonezawa, S. Takeoka, H. Kishi, K. Ida and M. Tomonari, Nanotechnology, 19(14), 145706 (2008)
- [14] 成島隆, 吉岡隆幸, 宮崎英機, 菅育正, 佐藤進, 米澤徹、J. Jpn Inst. Metals and Materials, 76(4), 229-233 (2012)
- T. Narushima, A. Hyono, N. Nishida and T. Yonezawa, J. Nanosci and Nanotech, 12(10), 7764-7776 (2012)
- [16] T. Narushima, H. Tsukamoto and T. Yonezawa, AIP Advances, 2(4), 042113 (2012)
- [17] K. Ida, M. Tomonari, Y. Sugiyama, Y. Chujyo, T. Tokunaga, T. Yonezawa, K. Kuroda and K. Sasaki, Thin Solid Films, 520(7), 2789-2793 (2012)
- [18] T. Yonezawa, S. Arai, T. Hironori, T. Kamino and Kotaro Kuroda, Chemical Physics Letters, 537, 65-68 (2012)
- [19] H. Zheng, R.K. Smith, Y. Jun, C. Kisielowski, U. Dahmen and A.P. Alivisatos, Science, 321, 1309-1312 (2009)
- [20] 成島隆, Ren. Lu, 米澤徹, 日本金属学会誌, 78, 98-102 (2004)
- [21] Y. Khalavka, C. Ohm, L. Sun, F. Banhart and C. Sonnichen, J. Phys. Chem. C, 111, 12886-12889 (2007)
- [22] I. Jung, K. Shin, N.R. Kim and H.M. Lee, J. Mater. Chem. C, 1, 1855-1862 (2013)

- [23] 菅沼克昭、表面技術 Vol.69、No.3、94-101 (2018)
- [24] T. Fan, H. Zhang, P. Shang, C. Li, C. Chen, J. Wang, J. Jiu, Z. Liu, H. Zhang, T. Sugahara, S. Nagao and K. Suganuma, J. Alloys Compds, 731, (15), 1280, (2018)
- [25] C. Oh, S. Nagao, T. Kunimune and K. Suganuma, Applied Physics Letters 104, 161603 (2014)
- [26] C. Oh, S. Nagao and K. Suganuma, J. Electron Materials 43, 4406 (2014)
- [27] C. Oh, S. Nagao, T. Sugahara and K. Suganuma, Materials Letters, 137, 170 (2014)
- [28] C. Oh, S. Nagao, T. Sugahara and K. Suganuma, J. Mater. Sci. Materials in Electron. 26(4) (2015)

第4章

応力緩和構造によるモジュールの信頼性向上

4.1 緒言

2章および3章では、WBG パワーモジュールの高温動作、高信頼性を実現するため のAg 焼結接合材料の高温安定性向上について検証した。パワーモジュールの高温 動作や信頼性を考える場合には、ダイアタッチおよび樹脂封止の材料/プロセスの耐 熱性が課題であるが、総合的なパワーモジュール構造の熱応力設計も重要である。 自動車用を中心に開発もしくはすでに市販されている両面冷却タイプのパワーモジュ ール[1-6]は、冷却効率が片面冷却タイプに比べて優れた性能も持っているが、構成 部材が両面に配置され接合界面も多くなるため応力を考慮した設計となっている。パ ワーモジュールは異なるCTEを有する材料の積層構造であり、それぞれの界面で発 生する熱応力を低減することが構造設計のポイントとなる。これらのパワーモジュール の中に発生する熱応力の分布や集中点を明確にすること、さらに発生する応力を低 減できる設計要因を抽出することが、パワーモジュールの高温動作、高信頼性設計に 必要である。

パワーモジュールの応力設計には、有限要素法(Finite Element Method:FEM)が 用いられる[7-12]。この FEM はモジュール構造からモデルを作り、モジュールを構成 している材料の力学的なパラメータを入れることで応力解析ができるため非常に有効 な方法である。しかし、接合界面の強度や冷熱サイクル試験などの信頼性試験での寿 命などは FEA だけでは解析できず、実際のサンプルでの確認が必要である[13-15]。 これまでに、FEM で応力設計したモジュール構造を実際に試作し、破壊強度や寿命 に関して定量的に効果検証したという報告は少ない。これは、接合強度や破壊の進行 速度、寿命などは、定量的な評価が困難であるためであると考えられる。そこで、本研 究では、FEM で設計したモジュール構造の中で一番応力の大きな位置と、冷熱サイ クル試験や高温でのパワーサイクル試験で実際のパワーモジュールの中で最初にダ メージが確認される場所を確認することで、応力緩和構造設計の効果を検証した。 [16-18]

本章では、FEMと実験の両方から、両面にDBC 基板を挿入した応力緩和構造の 効果と、接合材料の低弾性率化の効果を検証した結果をまとめる。

67

4.2 DBC 挿入による応力緩和効果の検証

4.2.1 FEA 解析モデルと解析方法

パワーモジュール内の熱応力は、構成材料間の CTE の差が要因であり、特に、モジュールを構成する部材の中で一番 CTE の値が大きい Cu との CTE 差を考慮することがモジュール設計のポイントである。Cu ヒートシンクと SiC デバイスの間に、CTE が中間にある DBC 基板 (DBC 基板は積層基板なので平均的な CTE の値)が有効な材料であり、FEM による応力低減効果が確認されている[19,20]。そこで、この DBC 基板挿入効果を FEM と実験の両方から効果を検証した。



Fig. 4-1 Module structure for FEM analysis; (a) Direct bonding on Cu heat sink,

(b) DBC placement under the device, (c) DBC placement on both sides

DBC 基板の挿入効果を検証するために、Fig.4-1(a)-(c)に示す3つのパワーモジュ ール構造について、FEM により接合界面での累積塑性ひずみを解析した。(a)は DBC 無し、(b)は SiC デバイス下側のみ DBC を挿入、(c)は SiC デバイスの両側に DBC を配置した構造である。パワーモジュールを構成している部材は、厚さ 2 mmの Cu ヒートシンク、チップサイズ 4.0 mm ×6.4 mm、厚さ 180µm の SiC-MOSFET、5.0 mm ×3.0 mm、厚さ 1.2mm の Cu ブロック、Ag 焼結接合層、Cu/Si₃N₄/Cu (0.3mm/0.25mm/0.3 mm)の DBC 基板、モールド樹脂である。その他 FEM に必要な パラメータを Table4-1 に示す。ここで用いた Ag 焼結接合層 (ニホンハンダ製:焼結型 金属接合材 MAX- 102)のヤング率は、[19]で報告されている方法を用いて実際に 測定した値を用いた。その測定方法は、Fig.4-2 に示すようなダンベル形状のサンプル を作製し、各温度での S-S (Stress-Strain) 特性結果 (Fig.4-3)から求めた。測定温度 範囲は、FEM 解析で用いる-40℃から 250℃とした。
Matariala	CTE	Young's	Poission's
Materials	(×10 ⁻⁶ /•C)	modulus (GPa)	ratio
Cu	17	122	0.3
SiC	3.5	455	0.2
Si ₃ N ₄	2.6	317	0.27
Sintered Ag	19	16-17	0.1-0.3
Mold resin	14	12-13	0.3

Table4-1 Mechanical properties for FEM analysis



Fig. 4-2 Young's modulus measurement of bonding materials



Fig. 4-3 Measurement results of S-S curve (MAX102)

FEM 解析ツールとして、Femtet (Murata ソフトウェア)の"Galileo"バージョン 2016 ソ ルバー、三角形メッシュを使用した。解析する構造モデルは、CAD図面データから作 成した各構成要素の 1/4 サイズの 2D モデルを用い、チップサイズの長手方向におけ るチップ中心の断面とした。Ag 接合層の実際に測定した各温度でのパラメータを塑 性領域に適用することで、疑似的な弾塑性解析として Ag 接合層の累積塑性ひずみ を解析した。累積塑性ひずみの温度サイクルは冷熱サイクル試験の 1 サイクルを想定 し、Ag 接合層の接合後室温 (25℃)からスタートし、最初に低温側の-40℃、その後 150℃、225℃、250℃と温度を上げるサイクルとしている。

4.2.2 FEM 解析結果

Fig4-4(a)-(c)にそれぞれの構造の FEM 解析結果 (コンター図)を示す。(a)は DBC 無し、(b)は SiC デバイス下側のみ DBC を挿入、(c)は SiC デバイスの両側に DBC を挿入した構造である。累積塑性ひずみは、コンター図において色の付いている Ag 接合層のチップ外周から 5μ m 内側に入った点の値から求め、赤くなっている部分は 累積塑性ひずみが集中している部分を示している。Table4-2 に各構造、温度での SiC デバイス下と DBC した累積塑性ひずみの解析結果を示す。DBC 無し(a)では 116×10^{-3} と非常に大きな値であったが、片面 DBC 挿入(b)では 77 × 10^{-3} と SiC デ バイス下の累積塑性ひずみを大幅に低減することができ、両面 DBC(c)挿入ではさら に 68×10^{-3} まで低減できることが確認できた。

	Cumulated plastic strain						
_	$\Sigma \varepsilon$ (×10 ⁻³)						
Temperature	(a)	(b)	(c)			
(\mathbf{C})	Under	Under	Under	Under	Under		
	SiC	SiC	DBC	SiC	DBC		
25	39	23	5.2	23	12		
-40	54	34	7.4	33	16		
150	80	50	7.5	44	18		
175	-	-	-	-	-		
200	-	-	-	-	-		
225	116	68	14	61	33		
250	135	77	23	68	44		

Table4-2 Results of cumulated plastic strain



Fig. 4-4 Result of FEM analysis (contour figure); (a) Direct bonding on Cu heat sink, (b) DBC placement under the device, (c) DBC placement on both sides

4.2.3 冷熱サイクル試験による実機検証

4.2.1 の解析結果を実機で検証するために、SiC デバイスの下のみに DBC を挿入 した Fig.4-1(b)の構造のモジュールを作製し、冷熱サイクル試験によって Ag 接合層 に熱応力を与えて、モジュール内の最初にクラックの入る位置を確認した。Fig.4-5、4-6 は検証用モジュールの外観写真で、Fig.4-5 は封止前、Fig.4-6 はモールド封止後で ある。それぞれの構成要素の寸法は、FEM モデルの値と同じである。このモジュール は、厚さ 2 mmの Cu ヒートシンク上に Cu/Si₃N₄/Cu (0.3mm/0.25mm/0.3 mm)の DBC 基 板、チップサイズ 4.0 mm ×6.4 mm、厚さ 180μm の SiC-MOSFET デバイスを Ag 焼結 接合 (MAX102) で接合した。この時の接合条件は、これまでと同じ 280℃、30 分、無加圧、大気中で、Cuヒートシンク及び DBC 基板表面は Au/Ni-P 無電解めっきが施してある。SiC デバイスと信号端子、出力端子へは、Al のワイヤボンディングによって接続した。最後に、高耐熱樹脂 (エポキシ+ミスマレイミド封止材) でモールド封止した。完成したモジュールのサイズは、接続端子部を除いて 48 mm × 37 mm、厚さ 8 mm である。



Fig. 4-5 Test module for thermal cycle (before molding)



Fig. 4-6 Test module for cycle (after molding)

このモジュールを用いて、-40℃~225℃の気層での冷熱サイクル試験を行った。試験条件は、低温と高温の各サイクルをそれぞれ1サイクル 30 分とし、500 サイクルまで連続で試験した。冷熱サイクル試験後、モジュール内部のダメージを確認するために断面 SEM 観察を行った。この時 FEA 解析結果と合わせるために、断面観察する位置を FEM 解析と同じチップサイズの長手方向の断面(SiC デバイス右端)とした。

Fig.4-7 に、冷熱サイクル試験後のモジュールの断面 SEM 観察像(a)と、FEM 解析 結果(b)を示す。断面 SEM 観察結果では、SiC デバイス下の接合層に大きなクラック が入っていることが確認された。DBC 下にはダメージが入っておらず、FEM 結果(b)と ダメージの入る位置、大きさに関してよく一致する結果が得られた。

一方、今回作製したサンプルの反対側の SiC デバイス端面を冷熱サイクル試験後 に確認したところ、興味深い結果が得られた。Fig.4-8 は、反対側のデバイス端面 (SiC デバイス左端)の断面 SEM 観察像(a)と、FEM 解析結果(b)である。偶然であるが、こ の部分では、SiC デバイス下に接合層の未充填部がある構造で冷熱サイクル試験を 経験している。その断面 SEM 観察結果では、未充填部のある SiC デバイス下の接合 層には、同じ冷熱サイクルのストレスを与えても接合層にダメージがないことが確認さ れた。Fig.4-8(b)は、実際に断面 SEM 観察で見られたアンダーカットを再現したモデ ルで FEM 解析した結果である。その結果、累積塑性ひずみは Fig.4-7(b)よりも低減 することが確認できた。

以上のように、パワーモジュールへの DBC 基板挿入による応力緩和効果を FEM と 実験の両方から効果を検証した。FEM 解析と実機による冷熱サイクル試験後の断面 SEM 観察から、パワーモジュール内部の累積塑性ひずみの集中する位置は非常に よく一致し、今回の FEM による累積塑性ひずみ解析の妥当性を明らかにできた。





Fig. 4-7 Results of cross-sectional SEM observation and FEM analysis after thermal cycle test; (a)Cross-sectional SEM image, (b) FEM contour figure



Fig. 4-8 Results of cross-sectional SEM observation and FEM analysis after thermal cycle test at under-cut area; (a)Cross-sectional SEM image, (b) FEM contour figure

4.3 接合層の低弾性化効果

4.2 では、DBC 基板挿入による応力緩和効果を検証した。ここでは、接合層の低弾 性率化による効果を検証する。

4.3.1 Ag 焼結材料の低弾性化

低弾性の焼結 Ag 接合材料として、エポキシ樹脂を微量添加した焼結 Ag ペースト (京セラケミカル製、CT-2700 シリーズ)を選定した。この接合材料は、ミクロンサイズの 3~30µmの扁平状の Ag 粒子に、粒形 0.01~0.1µm ナノサイズの球形 Ag 粒子が 0.1wt%以下添加され、さらに、エポキシ樹脂が添加されている。ここで扁平状とは、球 状と鱗片状との中間的な形状であり、Ag の含有量は 97.7wt%である。この低弾性接 合材料のヤング率を Fig.4-2 と同様の方法で測定した。Fig.4-9 は、低弾性 Ag 接合 材料の S-S 特性評価結果である。この結果を用いて、低弾性 Ag 接合材料による影 響を FEM から検証した。



Fig. 4-9 Measurement results of S-S curve (low elastic sintered Ag)

4.3.2 FEM モデルと解析結果

低弾性接合層の効果を確認するために、4.2.1 同様の方法で FEM 解析を行った。 Fig.4-10 に、低弾性接合層の効果の検証に用いたモデル構造を示す。ここでは、 4.2.1 で用いた従来の焼結 Ag 接合材料 (MAX102)と、低弾性材料 CT-2700 のそれ ぞれの物性値を用いて、FEM 解析により(a)SiC デバイス上、(b)SiC デバイス下、SiC デバイス下の DBC と Cu ヒートシンクの間の(c) DBC 下の3か所の接合層の累積塑性 ひずみを計算した。FEM に必要なパラメータを Table4-3 に示す。ここでも、Ag 接合 層のヤング率は実際に測定した値を用いた。FEM 解析ツール、解析条件は 4.2.1 と 同様に Femtet (Murata ソフトウェア)の"Galileo"バージョン 2016 ソルバー、三角形メ ッシュを使用し、解析する構造モデルは、CAD 図面データから作成した各構成要素 の 1/4 サイズの 2D モデルを用いて Ag 接合層の累積塑性ひずみを解析した。

Table4-4 に、累積塑性ひずみの解析結果を示す。この構造でも、SiC デバイス下が モジュール全体の中で累積塑性ひずみが一番大きいことが分かった。また、SiC デバ イス上 (a)、SiC デバイス下(b)、DBC 下(c) すべての位置で累積塑性ひずみは大幅 に低減できることを確認した。この要因は、低弾性 Ag 接合層のヤング率が高温で小 さくなることが大きく影響していると考えられる

以上のように、接合層の低弾性化は高温モジュール内部の応力低減に大きく影響 することを確認した。



Fig. 4-10 Module structure for FEM analysis for low elastic sintered Ag $% \mathcal{F}(\mathcal{F})$

_				1				0
Ι	Analysi	s conditions	Materials	Temperature	CTE	Young's	Poisson's	Stress-Strain
	and	models		(°C)	(×10 ⁶ /K)	<i>modulus</i> (GPa)	ratio	measurement
T	Space	2D				Elastic		Plastic
1	Step	Multi-step	Cu		16.5	99.8	0.34	
	Туре	Static	SiC		4.1	430	0.17	
	Solver	"Galileo"	Si ₃ N ₄		2.9	290	0.27	
Ι	Refere	nce module		-173	14.2			70
				20	18.9			€ 50 -40 °C
				227	20.6			E 40 25 ℃ 150 ℃
	Z		Sintered	-40	/	14.2	0.34	\$ 30 175 ℃
	$\downarrow \bigcirc \rightarrow X$		Ag	25		10.1	0.34	5 20 10 250 ℃
	Y -			150		8.0	0.20	0 0.2 0.4 0.6 0.8 1.0 1.2 1.4
				175		7.15	0.12	Strain (%)
				250		5.75	0.11	
Ι	HT te:	st module		-40	10.0	17.0	0.3	
				25	11.0	14.0	0.3	
			Mold	100	13.0	11.3	0.3	
			resin	150	13.0	9.8	0.3	
	y©→X			200	18.0	7.7	0.3	
				250	37.0	4.9	0.3	

Table4-3 Results of cumulated plastic strain with low elasticity sintered Ag

Table4-4 Results of cumulated p	plastic strain with lo	ow elasticity sintered Ag
---------------------------------	------------------------	---------------------------

Ι

	Cumulated plastic strain					
Temperatur	$\Sigma \varepsilon$ (×10 ⁻³)					
е		MAX102			CT-2700	
(°C)	(a)Upper	(b)Under	(c)Under	(a)Upper	(b)Under	(c)Under
	SiC	SiC	DBC	SiC	SiC	DBC
25	17.00	23.00	12.00	3.36	4.48	0.87
-40	26.00	33.00	16.00	3.91	4.83	0.87
150	3.500	44.00	18.00	3.91	4.83	0.87
175		-	-	3.91	4.83	0.87
200		-	-	4.35	6.02	0.87
225	44.00	61.00	33.00	7.00	8.53	1.55
250	48.00	68.00	44.00	12.00	13.00	6.27

4.4 パワーサイクル試験による効果の実機検証

4.4.1 検証用モジュールの作製

4.2 および 4.3 の解析結果を実機で検証するために、Fig.4-11(a)(b)に示す両面冷却のモールドタイプパワーモジュールを作製した。ここで、Fig.4-11(a)の DBC を挿入していない構造をリファレンスモジュール、(b)の DBC を両面に挿入した応力緩和構造のモジュールを高耐熱モジュールとする。この 2 種類のモジュールのすべての接合層(Fig.4-11(a)中の(a1-a3)、(b)中の(b0-b4))に、低弾性 Ag 接合層を用いた。これらのモジュール構造を作製し、応力緩和の効果を実機で検証した。



Fig. 4-11 Cross-section structure of mold-type power module for double side cooling

高耐熱モジュールの作製工程を Fig.4-12(a)-(c)に示す耐熱モジュールの作製過程 の写真の順に説明する。まず初めに、Cuヒートスプレッダー(2 m厚)に DBC 基板(厚 さ方向構造: Cu/Si₃N₄/Cu(0.3mm/0.25mm/0.3 mm、基板サイズ:12 mm×15 mm)を接 合し、さらにその上にパワー端子を同様に接合した。上下の2組のヒートスプレッダー は、同じ工程で DBC 基板とパワー端子を接合した。低弾性 Ag 接合層の塗布にはス クリーン印刷を用い、その後の接合はアライメント冶具による位置合わせの後、90℃で の仮接合を行い、本接合を280℃、30分、大気中、無加重の焼結条件で接合した。こ の時の Ag 接合層の厚さは、100µm である。次に、チップサイズ 5.0 mm×6.5 mm、厚 さ 100µm の SiC-MOSFET デバイスを下側のヒートスプレッダーの DBC 基板の上に 同様に接合した。さらにその上に、4.0 mm×5.5 mm、厚さ1.2 mm の Cu ブロックを接 合し、信号線端子とデバイス上の信号パッドをワイヤボンディングで接続した。ここまで 工程を進めた時のモジュールの外観が Fig.4-12(a)である。 続いて上側の DBC とパワー端子を接合したヒートスプレッダーを裏返して Cu ブロ ックの上に接合した。この状態で Fig.4-12(b)となる。最後にトランスファーモールドで樹 脂封止すると Fig.4-12(c)となり、モジュールが完成する。Cu ヒートスプレッダー、Cu ブ ロック、DBC 基板表面には Au/Ni-P 無電解メッキを施している。

リファレンスモジュールは DBC とパワー端子の接合は無いがほぼ同じ工程で作製できる。リファレンスおよび高耐熱モジュールのサイズは両方とも同じサイズであり、パワー端子と信号端子を除いたサイズは 48 mm × 37 mm、厚さ8 mm である。



Fig. 4-12 Fabrication of the test module

4.4.2 パワーサイクル試験

パワーサイクル試験には、連続通電試験システム(RBS-0404-XL:エスペック社製) を用いた。パワーサイクルの 1 サイクルは、SiC パワー素子のジャンクション温度(T_J) を 65°C~250°C(ΔT_J= 185°C)となるように、SiC-MOSFET 上に埋め込まれたオンチッ プ温度センサでコントロールした。実際のパワーサイクルテストに用いる波形は事前に 条件出しを行い、Fig. 4-13 に示す通電時間が 7~8s、冷却時間が 11s を採用した。パ ワーサイクル試験中は、テスト開始から終了まで各時間(サイクル)での T_Jとドレイン電 流 I_aを連続的に記録した。



Fig. 4-13 Waveform for power cycle test

Fig. 4-14 は、パワーサイクル試験におけるサイクル数とT_Jおよび I_dの測定結果で ある。この結果から、合計 20,000 サイクルのテスト中各サイクルの低温 (65°C)および 高温 (250°C)を安定して繰り返したことが分かる。また、途中での絶縁破壊や、サイク ルエラー (30%以上各サイクルの時間が変動した場合はエラーとして途中でテストを中 止) は一度も発生しなかった。リファレンスモジュールは 5,000 サイクルを超えたあたり からサイクルエラーは頻繁に起こったため、T_Jと I_dの記録はせずにパワーサイクル時 間の ON /OFF の繰り返しのみのテストを 20,000 サイクルまで続けた。T_Jが 65°C~ 250°C (Δ T_J= 185°C) のパワーサイクル試験は非常に過酷なテストであり、20,000 回の パワーサイクル試験に耐えられたことから、今回作製した高耐熱モジュールは優れた 高耐熱性を持っていることが確認できた。



Fig. 4-14 Results of power cycle test

4.4.3 パワーサイクル試験後電気特性および熱抵抗測定

パワーサイクル中の Ia の変化の詳細を確認すると、サイクルの進行とともに Ia が 徐々に減少していることが分かった。これは、SiC-MOSFET の電気特性の変動、もしく はモジュール全体の放熱性の低下が考えられる。その要因を明らかにするために、パ ワーサイクル試験前後の電気特性の確認と熱抵抗測定を比較した。

高耐熱モジュールの電気的特性評価は、パワーデバイステスター(SWRL1510ZZ: CATS 社製)を用いて、以下の 2 つの電気特性を測定した。一つは、ドレインーソース 間電圧 V_{ds} – I_d 特性、もう一つはゲートリーク電流 I_g 測定である。 V_{ds} – I_d 特性は、一定 のゲート電圧($V_g = 20 V$)で V_{ds} を増加させることによって $I_d = 100 A$ まで測定した。 I_g 測定は、ゲートとソースの間の V_{gs} をもう1 つは電圧を 0V から 20V まで 1V ステップ で段階的に増加させた時の I_g を測定した。それぞれの電気特性は、パワーサイクル 試験前の初期とパワーサイクルテスト後の電気特性をそれぞれ室温で測定し、パワー サイクルテスト前後の特性を比較した。これらの測定結果を Fig.4-15(a)、(b)に示す。 Fig.4-15(a)は V_{ds} —I_d特性の結果である。実線が初期、破線が 20,000 サイクル後の 特性であり、特性の変動は全く見られなかった。これらの電気特性評価から、パワーサ イクルの前後で電気特性に大きな変化は見られなかった。Fig.4-15(b)は、I_g測定の結 果である。実線が初期、破線が 20,000 サイクル後の測定結果である。この結果におい て 1nA 程度で値が変動しているように見えるが、この変動は SiC-MOSFET の仕様か ら I_g特性に影響があると考えられるある 1 μ A に比べて非常に小さい値であり、問題 にならないと判断できる。

次にパワーサイクル試験 20,000 サイクル後の高耐熱パワーモジュールの熱抵抗測 定を行った。その結果 14.1%の熱抵抗の増加が確認された。パワーサイクルテスト中 に Id が徐々に減少した現象は、この熱抵抗の増加が影響していると考えられる。熱抵 抗の悪化に伴い、モジュールの放熱性が低下するためパワーサイクルテスト中の昇温 時に必要となる電流が少なくなることが Id が徐々に減少した原因であると考えられる。



Fig. 4-15 Electrical characteristics of the test module (a) V_{ds} - I_{d} ; (b) I_{g} - V_{gs}

4.4.4 パワーサイクル試験後の断面観察

Fig. 4-16 (a1)-(a3) にリファレンスモジュール、Fig. 4-16 (b0)-(b3)に高耐熱モジュールのパワーサイクル試験 20,000 サイクル後の断面 SEM 観察像を示す。観察した Ag 接合層の位置は、それぞれ Fig.4-11(a1)-(a3)および(b0)-(b4)に対応している。熱応力 によるクラックの進行と考えられるダメージが(a1)と(b1)に見つかった。

この(a1)、(b1)は、どちらも SiC デバイス下の接合層である。それ以外の位置では、 熱応力によるクラックの進行と考えられるダメージは見られなかった。リファレンスモジ ュールでは、(a1)の位置に SEM の1視野からはみ出てしまう程長い 1.45 mmの大きなク ラックの進行が観察された。これはパワーサイクル試験での応力集中による接合層の 破壊であると考えられる。しかし、このリファレンスモジュールは DBC を挿入していな いにも関わらず、T_J=65℃~250℃(Δ T_J=185℃)で 20,000 サイクルまで動作すること ができたのは、低弾性 Ag 接合層の効果であると考えられる。一方、高耐熱モジュー ルでは、(b1)の位置に 0.29 mmの微小なクラックの進行が観察された。これも応力集中 による接合層の破壊であると考えられるが、リファレンスモジュールに比べて非常にダ メージが小さい結果であった。

これらのクラックの発生位置と相対的なクラックの大きさに関する観察結果は、4.2 および 4.3 で検証した FEM の解析結果とよく一致している。以上の結果から、FEM と実験の両方から、接合材料の低弾性率化の効果を検証した。



Fig. 4-16 Crack propagation at bonding interfaces by cross-section SEM images: Reference module (a1) - (a3), HT module (b0) - (b4).

4.5 結言

パワーモジュールへの両面 DBC 基板挿入による応力緩和効果について、FEM の 解析結果と実機による冷熱サイクル試験結果から、熱応力が集中する位置と相対的な 低減効果を検証した。接合層の低弾性化による応力低減効果についても、実機によ るパワーサイクル試験後のダメージ箇所と相対的なクラックの進行長さから、FEM の解 析結果とよく一致する結果が得られ、FEM の解析手法の妥当性を確認することができ た。

高耐熱、高信頼性の観点で鍵となる接合材料や封止材料などの特性パラメータ は、実際に使用する温度で実測した値を用いて FEM の解析に適用することで、解析 精度の向上や予想以上の性能を見出すことができることが分かった。

今回提案した DBC 挿入による応力緩和構造と接合層の低弾性化による応力低減 効果で、T_J=65℃~250℃(ΔT_J=185℃)で 20,000 サイクルという非常に過酷な信頼 性試験において、実際の動作サンプルで連続動作が可能なことを示すことができた。 これらのモジュール設計技術に関する知見は、今後の WBG パワーモジュールの高 耐熱、高信頼性化に適用することが可能と期待できる。

参考文献

- [1] 平野尚彦、真光邦明、奥村知巳、デンソーテクニカルレビュー、Vol. 16、30-37、 (2011)
- [2] 坂本善次、デンソーテクニカルレビュー、Vol. 16、46-56 (2011)
- [3] 木村隆志、齋藤隆一、久保謙二、中津欣也、石川秀明、佐々木 要、日立評論、Vol. 11, 754-755(2013)
- [4] J. Marcinkowski, A. Kempitiya, V. A. Prabhala, M. Kim, R. Proch, B. Dee, P. Garg, PCIM Europe 2015, 1212-1219, (2015)
- [5] H. Zhang and S. S. Ang, J. Microelectronics and Electronic Packaging, Vol. 13, No. 1, 23-32, (2016)
- [6] H. Ishino, T. Watanabe, K. Sugiura, K. Tsuruta, Proceedings of the 26th International Symposium on Power Semiconductor Devices & IC's ISPSD2014, pp446-449 (2014)
- [7] R. Maroβko, H. Oppermann, B.Wunderle, B. Mochel, NSTI-Nanotech 2011 Proceeding, 149 (2011)
- [8] F. Yu, J. Cui, Z. Zhou, K. Fang, R. Wayne Johnson, M. C. Hamilton, IEEE Transactions on Power Electronics, 2631128 (2016)
- [9] C. Weber, M. van Dijk, H. Walter, M. Hutter, Olaf Wittler, Klaus-Dieter Lang, IEEE 66th Electronic Components and Technology Conference Proceeding, pp1335-1341 (2016)

- [10] C. Chen, F. Luo. and Y. Kang, CPSS Trans. Power Electron. Appli., Vol. 2, No. 3, 170-186, (2017)
- [11] F. X. Che and J. H. Pang, IEEE Trans. Device and Materials Reliability, vol. 13, no. 1, pp. 36–49, (2013)
- [12] B. Ji, X. Song, W. Cao, V. Pickert and Y. Hu, IEEE Trans. Power Electronics, vol. 30, no. 3, pp. 1535-1543, (2015)
- [13] J. Guofeng Bai, Guo-Quan Lu, IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, 6, 3, 436, (2006)
- [14] B. Hu, J. O. Gonzalez, L. Ran, H. Ren, Z. Zeng, W. Lai, B. Gao, O. Alatise, H. Lu, C. Bailey and P. Mawby, IEEE Trans. Device and Mater. Reliab., (2017)
- [15] C. Durand, M. Klingler, D. Coutellier and H. Naceur, IEEE Transa. Device and Materials Reliability 16(1):1-1, (2016)
- K.Sugiura, T. Iwashige, K. Tsuruta, C. Chen, S. Nagao, H. Zhang, T. Sugahara and K.Suganuma,
 "First Failure Point of a SiC Power Module with Sintered Ag Die-Attach on Reliability Tests,"
 Proc. Int. Conf. Electron. Packag. 2017, pp. 97-100, 2017.
- [17] K. Sugiura, T. Iwashige, J. Kawai, K. Tsuruta, C. Chen, S. Nagao, H. Zhang, T. Sugahara, K. Suganuma, S. Kurosaka, Y. Sakuma and Y. Oda, "Prominent Interface Structure and Bonding Material of Power Module for High Temperature Operation," *Proc. 29th International Symposium on Power Semiconductor Devices & ICs (ISPSD)*, pp. 491-494, 2017.
- [18] Kazuhiko Sugiura, Tomohito Iwashige, Kazuhiro Tsuruta, Chuantong Chen, Shijo Nagao, Tsuyoshi Funaki, and Katsuaki Suganuma, IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology, Vol. 9, Issue 4, pp. 609-615, APRIL (2019)
- C. Chen, S. Nagao, H. Zhang, T. Sugahara, K. Suganuma, T. Iwashige, K. Sugiura and K. Tsuruta, "Low-stress design for SiC power modules with sintered porous Ag interconnection," Proc. IEEE 66th Electron. Compon. Technol. Conf., pp. 2058-2062, 2016.
- [20] C. Chen, C. Choe, Z. Zhang, D. Kim and K. Suganuma, J. Mater. Scie. Materials Electron., 29(16), (2018)

第5章 総括

本研究は、銀焼結接合技術を用いたワイドバンドギャップパワーモジュールの高温 信頼性向上に関して、材料やプロセスといった新規な要素技術を創出したことに加え て、それらを組み合わせて使いこなし、高出力密度のパワーモジュールの高温での信 頼性向上を目的とし、実際に試作、動作させた高耐熱モジュールでその効果を検証し た。それらの検証結果から得られた知見を論文構成に従って総括する。

第1章では、現在の自動車業界が直面している、電動化加速などのパワーモジュー ル開発の置かれている社会環境について述べ、今後普及が期待されている SiC など のワイドバンドギャップパワー半導体の特長と、そのパワー半導体の優れた性能を活 用するためのパワーモジュールの課題、高温信頼性のキーとなる Ag 焼結接合材料を 用いた高温実装技術と高温信頼性の向上のポイントについてまとめた。今後、自動車 のみに限定せず、広い範囲でワイドバンドギャップパワー半導体を展開することで、地 球温暖化の抑制や省エネルギーの推進により産業の発展に貢献していくことが必要 である。

第2章では、本研究で新たに見出した遷移金属化合物粒子(酸化タングステン、酸化ニオブ)を微量添加した Ag 焼結接合の高温信頼性に関わる形状安定性について、高温放置試験によるマイクロポーラス構造の成長は、高温放置試験前後でのマイクロポーラス構造のエッジの総外周長の変化と相関があり、熱力学エネルギーの観点からマイクロポーラス成長抑制の推定メカニズムを検証した。そのマイクロポーラス構造の成長抑制は、マイクロポーラス構造の表面エネルギーの変化で説明できることが分かった。

マイクロポーラス成長の定量的な比較評価は、3次元構造であるマイクロポーラス構造の表面エネルギーの定量化を断面 SEM2 次元観察像の画像解析により行い、観察像の感覚的な判断ではなく、定量値として評価ができることを示した。

接合強度試験結果で明らかになった無添加 Ag 焼結材料の接合強度のバラツキ要因を断面および破断面の SEM 観察により精査し、接合強度が高い場合は接合層の内部での破断、接合強度が低い場合は界面に近い部分での破断であることを確認した。これらの破断面の精査結果から、熱履歴による接合強度の低下は接合材料自体の熱安定性も要因の一つであり、接合界面の信頼性も重要であることが分かった。酸化タングステン添加の Ag 焼結接合材料は、高温放置後に非常に高い接合強度を持ち、バラツキも小さいことを確認した。さらに、接合強度が高温放置後の方が高くなるという、高温で動作させる WBG パワーモジュールに有効な接合材料あることを確認した。

第3章では、2章で確認した遷移金属化合物粒子を添加した Ag 焼結接合材料を、 TEM その場観察により真空中で 600℃まで評価し、加熱過程における高温安定性効 果の可視化を実現し、さらにこの高温 TEM 観察を用いることで短時間に高温安定性 が確認できる加速試験の可能性を示した。遷移金属化合物粒子添加によるマイクロポ ーラス構造の成長抑制効果は、酸化タングステンのみでなく炭化タングステンでも同じ 効果があることを確認した。また、TEM-EDX による Ag 接合層中の組成分析を行い、 Ag 接合層へのタングステンの添加を確認した。また、炭化タングステンを添加した場 合には、Ag 焼結プロセス中にタングステンの酸化が進み、接合層の中には酸化物で 添加されていることが分かった。

この高温 TEM その場観察による高温安定性の確認は、材料選定などのいくつかの 水準の中から短時間で効果の確認や、使用温度範囲よりも高温での効果検証や温度 に対する余裕度の確認、さらには信頼性の加速試験などに有効な方法であることが分 かった。

第4章では、パワーモジュールの高出力密度化に必要な課題を克服できるパワーモジュールの構造設計として、パワーデバイスを上下で挟み込む両面冷却構造、パワーモジュールの上下両面に DBC 基板を挿入した応力緩和構造に Ag 焼結接合技術、 封止樹脂も含めたパワーモジュール全体での総合的な応力緩和構造モジュールを FEM 解析も駆使して設計した。その設計に基づいて実機を試作し、実際の高温動作 条件に近い65℃から250℃のパワーサイクル試験での信頼性向上効果の確認・検証 と、パワーサイクル試験後のダメージ位置と FEM 解析結果を比較し、FEM 解析技術 およびモジュール設計技術の妥当性を確認した。

パワーモジュールへの両面 DBC 基板挿入による応力緩和効果について、FEM の 解析結果と実機による冷熱サイクル試験結果から、熱応力が集中する位置と相対的な 低減効果を検証した。接合層の低弾性化による応力低減効果についても、実機によ るパワーサイクル試験後のダメージ箇所と相対的なクラックの進行長さから、FEM の解 析結果とよく一致する結果が得られ、FEM の解析手法の妥当性を確認することができ た。

以上のように、今回提案した DBC 挿入による応力緩和構造と接合層の低弾性化に よる応力低減効果で、T_J=65℃~250℃(ΔT_J=185℃)で 20,000 サイクルという非常 に過酷な信頼性試験において、実際の動作サンプルで連続動作が可能なことを示す ことができた。今後、自動車をはじめ広い分野で展開が期待されている高出力密度、 高温動作を可能とする WBG パワーモジュールを実現するために、本研究の成果であ る高温信頼性を向上する実装技術をさらに進化させていく。

付録

A.1 高耐熱封止材料の課題と選択

高耐熱接合技術と同様に、高耐熱封止技術の動作温度のターゲットも、250℃~ 300℃にする必要がある。封止材料は、樹脂系の材料を用いるため封止材料自体の 耐熱温度が低いという課題がある。樹脂材料の耐熱性の指標としてガラス転移温度 (Tg)が用いられる。樹脂材料のTgは、熱機械分析(Thermal Mechanical Analysis: TMA)等で測定される。Fig. A-1 にモールド樹脂の TMA 測定の一例と、測定結果からのTgの算出手順を示す。このグラフの横軸は温度(℃)、縦軸は伸び率(ppm)である。理想的な TMA の測定値は、温度がTgよりも低い領域での傾き(赤点線)がTgで 急峻に変化する場合(黒点線)であるが、実際の測定値(黒実線)は、Tg近傍で徐々 に傾きが増加し、 α_1 から α_2 への切り替わり点が明確になっていないため、Tgの算出は $\alpha_1 \ge \alpha_2$ それぞれの延長線の交点の温度をTgとする。一般的に、樹脂材料は、このよう にして測定されたTgの大きい材料の方が耐熱性が高いとされている。



Fig. A-1 Tg算出手順

しかし、このような手順で算出した T_g の値で、2 種類の樹脂材料の耐熱性を比較する 場合、 T_g の測定値が大きい方が耐熱性が良いとは言えない場合がある。Fig.A-2 は、 上記手順による2 種類のモールド樹脂 A、B のそれぞれの $T_g(A)$ 、 $T_g(B)$ の測定結 果を示したものである。この結果では、 $T_g(A) > T_g(B)$ であるため樹脂材料 A の耐熱 性の方が高いと判定できる。一方、TMA 測定値における実際の伸び率に着目して伸 び率が 20ppm となる温度 (T_{CTE20})で比較すると、 $T_{CTE20}(A) < T_{CTE20}(B)$ となる。この 伸び率は、その温度での発生応力と相関があり、同じ伸び率となる温度が大きいほど その温度での発生応力が小さく耐熱性が高いと考えられる。実際のパワーモジュール 構造に要求される耐熱性は、Tgの大小ではなく、高温下でモールド樹脂界面に発生 する応力 < 界面シェア強度(せん断強度)である。モールド樹脂界面に発生する応力 の大小は、TCTE20を測定することで比較することができる。ここで 20ppm を基準に用い た理由は、実際のパワーモジュール構造でのモールド樹脂界面は Cu リードフレーム とモールド樹脂の界面であり、Cu の CTE の値である 17~18 に合わせた値である。ヒ ートシンク材料を変更する場合は、その材料に合わせてヒートシンク材料の CTE より 少し大きな値をxとする TCTExで合わせる必要がある。



Fig. A-2 T_{CTE20}の定義

この T_{CTE20}の指標を用いて高耐熱モールド材料を選定する。候補材料の一覧を Table A1 に示す。トランスファーモールドの成形条件が可能な TMA 測定データがあ る材料について T_{CTE20}の算出とせん断強度の測定結果から比較して選定した。候補 材料は、Epoxy を 2 種類(A, B)、Epoxy に少量の Bismaleimide (BMI)を添加した Epoxy+BMI を 3 種類(A, B, C)、BMI のみと Cyanate を各1種類ずつの 7 種類の材 料について比較した。T_{CTE20}は材料メーカから入手した TMA データから算出し、曲げ 弾性率は材料メーカのカタログ値と一部はサンプルを作製して測定した。Fig.A-3 に7 種類の候補材料の T_{CTE20}とシェア強度の測定結果を示す。各接合材料の T_{CTE20} 範 囲はモールドの成形条件を175℃と195℃変えた時の変化を示している。Epoxy A、 B の 2 種類は、量産されているものであるのでせん断強度は高い値で安定しており、 高耐熱グレードの Epoxy B は A に比べて T_{CTE20}の値も高い結果であった。しかし、 Epoxy 材料では T_{CTE20} は目標温度の T_{CTE20} の 250℃には到達しない結果であった。 Epoxy+BMI:B、C に関しては BMI 添加効果が見られず、せん断強度も低い結果で あった。Epoxy+BMI:A は BMI 添加と成形条件を上げることによって T_{CTE20}の値が目 標温度 250℃を超える性能が得られ、せん断強度も15MPa を確保できている。BMI のみ、Cyanate はせん断強度が非常に低い結果であった。この比較結果から、 Epoxy+BMI:A が高耐熱封止樹脂の有望な材料であることが分かった。

	Mold resin
1	Epoxy:A
2	Epoxy:B (heat resistance)
3	Epoxy+BMI:A
4	Epoxy+BMI:B
5	Epoxy+BMI:C
6	Cyanate
7	BMI

Table A-1 Test materials of mold resin



Fig. A-3 モールド樹脂材料特性

論文•学会発表等実績

学術論文

1. Reliability Evaluation of SiC Power Module with Sintered Ag Die-Attach and Stress-Relaxation Structure

<u>Kazuhiko Sugiura</u>, Tomohito Iwashige, Kazuhiro Tsuruta, Chuantong Chen, Shijo Nagao, Tsuyoshi Funaki, and Katsuaki Suganuma,

IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology, Vol. 9, Issue 4, pp. 609-615, APRIL (2019) DOI: 10.1109/TCPMT.2019.2901543

2. Thermal Stability Improvement of Sintered Ag Die-attach Materials by Addition of Transition Metal Compound Particles

<u>Kazuhiko Sugiura</u>, Tomohito Iwashige, Kazuhiro Tsuruta, Chuantong Chen, Shijo Nagao, Tohru Sugahara and Katsuaki Suganuma,

Applied Physics Letters, 114(16):161903, APRIL (2019) DOI: 10.1063/1.5094073

3. In-situ TEM observation at high temperature of sintered Ag die-attach materials added with transition metal compound particles

<u>Kazuhiko Sugiura</u>, Tomohito Iwashige, Kazuhiro Tsuruta, Chuantong Chen, Shijo Nagao, Tohru Sugahara and Katsuaki Suganuma Applied Physics Express 予定

国際学会発表

1. First Failure Point of a SiC Power Module with Sintered Ag Die-Attach on Reliability Tests

<u>Kazuhiko Sugiura</u>, Tomohito Iwashige, Kazuhiro Tsuruta, Chuantong Chen, Shijo Nagao, Hao Zhang, Tohru Sugahara, Katsuaki Suganuma, International Conference on Electronics Packaging (ICEP) 2017,

April 19-22, 2017, Takinoyu Hotel, Tendo, Yamagata, Japan

2. Prominent Interface Structure and Bonding Material of Power Module for High Temperature Operation

<u>Kazuhiko Sugiura</u>, Tomohito Iwashige, Jun Kawai, Kazuhiro Tsuruta, Chuantong Chen, Shijo Nagao, Hao Zhang, Tohru Sugahara, Katsuaki Suganuma, Seigo Kurosaka, Yuichi Sakuma, and Yukinori Oda,

The 29th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs (ISPSD) 2017,

May 28–June 1, 2017 Royton Sapporo, Sapporo, Japan

国内学会発表

- タングステン化合物粒子添加による Ag 焼結接合材料の熱安定性の向上 Thermal Stability Improvement of Sintered Ag Materials by Addition of Tungsten Compound Particles
 <u>杉浦和彦</u>、岩重朝仁、河合潤、鶴田和弘、陳伝トウ、長尾至成、張昊、菅原徹、菅 沼克昭
 エレクトロニクス実装学会第31回春季講演大会 2017、予稿集 pp.178-179、 2017.03.07、慶応大学矢上キャンパス
- 2. Ag 焼結接合材料の熱安定性の向上

Thermal Stability Improvement of Sintered Ag Die-attach Materials <u>杉浦和彦</u>、岩重朝仁、河合潤、鶴田和弘、陳伝トウ、長尾至成、張昊、菅原徹、菅 沼克昭

エレクトロニクス実装学会第27回マイクロエレクトロニクスシンポジウム 2017 2017.08.29-30、中京大学

その他の発表

1. Ag 焼結接合および応力緩和構造を適用した SiC パワーモジュールの信頼性評価

杉浦和彦

溶接学会 第119回マイクロ接合研究委員会

2017.9.29 大阪大学東京ブランチ 招待講演

2. 両面冷却 SiC パワーモジュール ~小型/高出力化と熱/応力設計~

Double-sided Cooling SiC Power Module <u>杉浦和彦</u>、岩重朝仁、鶴田和弘 応用物理学会 先進パワー半導体分科会 第9回研究会 2017.12.22 大阪大学銀杏会館 招待講演

3. 両面放熱パワーモジュール「パワーカード」の過渡熱測定とFloEFD を使ったシミ ュレーションモデルキャリブレーション

杉浦和彦

メンターグラフィクス社主催セミナー Mentor Forum 2018 - for T3Ster/FloEFD Users 2018.6.6 東京コンファレンスセンター 招待講演

4. 自動車用パワーモジュールの実装技術

杉浦和彦

経済産業省中部経済産業局平成30年度地域中核企業創出・支援事業 窒化ガリウム等次世代半導体の社会実装加速に向けた中間・後工程に係る高度 な技術を有する企業群の拡大支援事業 『窒化物半導体に関するロードマップから最先端実装技術まで』 2019.01.17 愛知県産業労働センター(ウインクあいち)招待講演

5. 車載パワーモジュールの実装技術課題

~SiC パワーモジュール実装の課題とコンセプト検証実験の概要~

杉浦和彦

エレクトロニクス実装学会 パワーエレクトロニクス研究会 公開研究会『WBGデバイス実用化がパワーエレクトロニクスに何を与えるか』 2019.02.19 回路会館 招待講演

受賞

ベストペーパー賞

Ag 焼結接合材料の熱安定性の向上

Thermal Stability Improvement of Sintered Ag Die-attach Materials <u>杉浦和彦</u>、岩重朝仁、河合潤、鶴田和弘、陳伝トウ、長尾至成、張昊、菅原徹、 菅沼克昭

エレクトロニクス実装学会第27回マイクロエレクトロニクスシンポジウム 2017

特許出願

- 1. 半導体チップおよび半導体装置 特開 2018-6599 <u>杉浦和彦</u>、岩重朝仁、河合潤
 2. 半導体装置およびその製造方法 特開 2018-46186 杉浦和彦、岩重朝仁、河合潤
- 3. 半導体装置 特開 2018-78213
 杉浦和彦、岩重朝仁、河合潤

謝辞

本研究の推進と、論文の作成にあたり、温かいご指導をいただきました大阪大学産業科学 研究所 菅沼克昭 教授に心より感謝の意を表します。本論文をまとめるにあたり、貴重な ご指導とご助言をいただきました大阪大学大学院工学研究科 舟木剛 教授にも深く御礼を 申し上げます。また、大阪大学産業科学研究所 長尾至成准教授、菅原徹准教授、陳伝トウ 特任助教からも、多大なるご助言頂きましたこと御礼申し上げます。菅沼研究室の皆様にも 併せて感謝申し上げます。

本大学院博士後期課程への入学許可と本研究の機会を与えていただきました、株式会社 デンソー先端技術研究所の上司、諸先輩方、同僚の皆様にも深く感謝申し上げます。

最後に、社会人と博士後期課程を両立するにあたり、支えてもらった家族にも心から感謝 しています。ありがとうございました。