The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	大電流パワーモジュールのための高信頼超音波接合技術の研究
Author(s)	川城, 史義
Citation	大阪大学, 2022, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/88068
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

大電流パワーモジュールのための
高信頼超音波接合技術の研究

川城　史義

2022 年 1 月

大阪大学大学院工学研究科
環境エネルギー工学専攻

目次

第 1 章　序論 1
1.1　環境への影響 1
1.1.1　地球温暖化防止のための取り組み 1
1.1.2　地球温暖化防止のためのシナリオ 2
1.1.3　重点的に二酸化炭素排出削減を行う分野 3
1.1.4　エネルギー分野の二酸化炭素削減 3
1.1.5　産業分野の二酸化炭素削減 4
1.1.6　運輸分野の二酸化炭素削減 4
1.2　高効率半導体 6
1.2.1　半導体構造 6
1.2.2　ワイドバンドギャップ半導体 7
1.2.3　ワイドバンドギャップ半導体の適用例と課題 8
1.3　超音波接合技術 9
1.3.1　ワイヤボンディングプロセス(ウェッジ、ボール) 9
1.3.2　超音波金属接合 11
1.3.3　超音波接合のメカニズム 14
1.4　半導体信頼性試験 15
1.4.1　半導体に要求される信頼性 15
1.4.2　ワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールに要求される信頼性試験 19
1.5　ワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールの小型化、高耐熱化技術 22
1.5.1　焼結チップマウント技術 22
1.5.2　太線ワイヤ接合技術 24
1.5.3　細線ワイヤ接合技術 24
1.5.4　外部端子超音波接合技術 25
1.6　研究目的 25

第 2 章　ゲートワイヤボンディング部の高信頼化 28
2.1　緒言 28
2.2　実験 28
2.2.1　サンプル作製と試験方法 28
2.2.2　サンプル作製と試験方法 29
2.2.3　パッドメタル形成 29
2.2.4　加速環境試験 34
2.2.5　ワイヤ接合状態の分析 35
2.3　結果・考察 36

2.3.1　加速環境試験結果　36
2.3.2　ワイブル解析　39
2.3.3　断面解析結果　41
2.3.4　高温放置後の銅ワイヤ接合部の故障　47
2.3.5　高湿放置後の銅ワイヤ接合部の故障　49
2.3.6　銅ワイヤ接合部の推定故障メカニズム　51
2.4　結論　53

第 3 章　表面ワイヤ接合部の銅オーバーパッドメタルによる高信頼化　54
3.1　緒言　54
3.2　実験　55
3.2.1　サンプル作製と試験方法　55
3.2.2　チップ上への銅オーバーパッドメタル形成　55
3.2.3　サンプル組立　58
3.2.4　ワイヤボンディング条件　61
3.2.5　テストサンプルの温度特性測定　62
3.2.6　パワーサイクル試験　62
3.2.7　テストサンプルの故障解析　66
3.2.8　有限要素解析のための材料物性測定　66
3.2.9　有限要素解析モデルの作成　67
3.2.10　パワーサイクル試験時の熱応力解析（電流－熱－構造・連成解析）　69
3.3　結果・考察　71
3.3.1　銅ワイヤボンディング時の銅オーバーパッドメタル剥がれ　71
3.3.2　テストサンプルの温度特性測定結果　72
3.3.3　パワーサイクル試験結果　74
3.3.4　故障解析結果　76
3.3.5　同じジャンクション温度差におけるパワーサイクル寿命の比較　77
3.3.6　ワイヤ材の応力-歪み曲線　78
3.3.7　非弾性応力ひずみ解析結果　80
3.3.8　アルミニウムワイヤ接合部とアルミニウム被覆銅ワイヤ接合部の疲労寿命　82
3.3.9　銅オーバーパッドメタルの厚化によるワイヤ接合部の長寿命化　83
3.3.10　理想的なワイヤ接合部に関する考察　83
3.4　結論　87

第 4 章　外部端子の超音波接合技術による高信頼化　88
4.1　緒言　88
4.2　実験　88

4.2.1　電気特性確認用サンプルの作製と評価　88
4.2.2　絶縁耐性確認用サンプルの作製と評価　89
4.3　結果・考察　95
4.3.1　接合材の電気抵抗測定　95
4.3.2　実効接合面積の検証　98
4.3.3　各配線体の接合信頼性　100
4.3.4　基板絶縁材料の超音波接合耐久性　103
4.3.5　基板絶縁材料による超音波接合部の絶縁信頼性　105
4.4　結論　108

第 5 章 総括　109
参考文献　111
謝辞　119
論文・学会発表実績　120

第 1 章　序論

1.1　環境への影響

1.1.1　地球温暖化防止のための取り組み

2015 年 9 月に国連加盟国は、人類と地球の均衡への新たな道筋を描いた「持続可能な開発のための 2030 アジェンダ」を採択し、17 の目標と 169 のターゲットからなる「持続可能な開発目標(SDGs)」が制定された[1]。2030 年の SDGs 目標達成に向けて、2020 年 1 月より「行動の 10 年(Decade of Action)」が始まっている。これらの目標のうち、「7. すべての人々に手ごろで信頼でき、持続可能かつ近代的なエネルギーへのアクセスを確保する」ことと、「13. 気候変動とその影響に立ち向かうため、緊急対策を取る」ことを達成するためには、クリーンエネルギーの導入増加だけでなく、エネルギー効率の向上を行い、地球温暖化の原因となる温室効果ガスである二酸化炭素(CO_2)の排出低減を目指さねばならない。

地球温暖化対策に対する国際的な取り組みは、1990 年に国際条約化の交渉が始まり、国連気候変動枠組条約(UNFCCC、1992 年 5 月採択、1994 年 3 月発効)を基本としている。この条約は、1992 年 6 月の地球サミットで 150 ケ国以上の国々に署名されており、先進国の温室効果ガス排出量を 1990 年レベルまで削減することが努力目標となった。その後、1997 年 12 月の国連気候変動枠組条約第 3 回締約会議(COP3)で、京都議定書[2]が採択され、先進国各国が排出削減目標に法的拘束力を持たせて設定するに至った。京都議定書では、二酸化炭素、メタン、一酸化二窒素、代替フロン等 3 ガス(HFC、PFC、SF_6)の合計 6 種類のガスを対象として、1990 年を基準年として日本-6%、米国-7%、EU-8%と、先進国全体で少なくとも 5%の削減が目標値となった。また、国際的に協調して約束を達成するための仕組みとして、先進国間での割り当て排出量のやり取りや、先進国と途上国間での排出量取引が定義された。国連気候変動枠組条約第 21 回締約会議(COP21)においてパリ協定(Paris Agreement)[3]が採択され、京都議定書に変わる、2020 年以降の温室効果ガス排出削減に向けた新たな国際的枠組みが合意された。パリ協定は、全ての国が参加する史上初の合意であり、世界的な平均気温上昇を産業革命以前に比べて 2℃以下に抑えることと、1.5℃以下に抑える努力目標が設定されており、この目標を達成するための取り組みを行わねばならない。

日本においても 2021 年 10 月 22 日、「パリ協定に基づく成長戦略としての長期戦略」が閣議決定され、2050 年のカーボンニュートラル化に向けた基本的な考え方やビジョンが示され、また、2050 年までに温室効果ガスの排出を実質無くすことが宣言された。カーボンニュートラル化は、経済成長を制限するものではなく、産業構造を大きく変革して、投資を促進し、生産性を向上させるものであり、各分野について方向性が示されている。エネルギー分野については、再生可能エネルギーを最優先し、様々な分野での省エネルギー化と電源の脱炭素化を図り、可能なものは電化していく。また、エネルギー源は、水素、アンモニア、原子力など想定可能な選択肢は全て取り入れる。産業分野においては、徹底した省エネルギー化と、熱や製造プロセスの脱炭素化を推進し、運輸分野では、乗用車の新車の 100%電動化と社会システムの整備を 2035 年までに達成することが盛り込まれている。

1.1.2　地球温暖化防止のためのシナリオ

2030 年までの 10 年間が地球温暖化防止のためには極めて重要であり、国際エネルギー機関(International Energy Agency, IEA)の世界のエネルギー事情に関する年次報告「World Energy Outlook 2020(WEO2020)および 2021(WEO2021)」[4, 5]の中で、いくつかのシナリオに分けて地球温暖化効果の推定を行っている。それぞれのシナリオについて以下に示す。

・公表政策シナリオ(Stated Policies Scenario, STEPS)

現在公表されている政策のうち、実現可能と判断されているものに限り反映されたシナリオ。2021 年の新型コロナウィルスによる混乱が次第に沈静化し、世界経済が 2021 年中に混乱以前の水準に戻ることを前提としている。世界全体の CO_2 排出量は 2019 年の水準をわずかに上回り、2030 年には 3.6×10^{10} t になる。2030 年までの世界の電力需要増加分の 80%を再生可能エネルギーである水力発電、太陽光発電、風力発電により供給する。CO_2 排出に伴う温度上昇は、50%確度で 2030 年に 1.5℃、2050 年に 2.0℃そして 2100 年に 2.6℃と推定している。

・回復遅延シナリオ(Delayed Recovery Scenario, DRS)

STEPS シナリオと同じ前提条件だが、新型コロナウィルスによる経済的混乱が長引くことを想定したシナリオ。WEO2020 で策定されたシナリオで、2023 年に世界経済は危機以前の規模に回復するが、2030 年までのエネルギー需要の伸び率は 1930 年代以降最低と想定する。CO_2 排出量は、経済回復が長引くため減少するが、低経済成長のためエネルギー分野の変革が遅延する。

・公表政策完遂シナリオ(Announced Pledges Scenario, APS)

現在公表されている政策のうち、全てスケジュールどおり実現すると仮定したシナリオで、WEO2020 で策定され WEO2021 においても修正版が用いられている。原油の需要は 2025 年がピークと想定しており。2050 年の CO_2 推定排出量は 2.1×10^{10} t であり、温度上昇は、50%確度で 2030 年に 1.5℃、2050 年に 1.8℃そして 2100 年に 2.1℃と推定している。

・持続可能な開発シナリオ(Sustainable Development Scenario, SDS)

国連の目標で、ネットゼロエミッションを 2070 年までに実現する SDGs 達成シナリオ。経済に関する前提条件は STEPS シナリオと同じだが、太陽光発電を中心とした再生可能エネルギー電源に加えて原子力発電が寄与することを想定している。再生可能エネルギーへの投資が増加し、パリ協定を含む持続可能なエネルギー目標とエネルギーアクセスを達成するべく、WEO2020 で策定された。現在の発電インフラを使い続ければ、それだけで 1.65℃の気温上昇となるため、現在使用されている発電所、工場、建物、輸送が、化石燃料などの既存の炭素集約的な資産をクリーンエネルギーに転換することを想定している。2030 年までに既存の石炭火力発電所の改良、転換および停止を行い、石炭による排出量を半減する。

このシナリオでは、2019 年が世界の CO_2 排出量のピークとなり、2030 年までに STEPS シナリオに比べて 1.0×10^{10} t 減少する。また、2070 年の CO_2 排出量はネットゼロ(実質ゼロ)になる。CO_2

排出に伴う温度上昇は、50%確度で、2030 年に 1.5℃、2050 年に 1.7℃そして 2100 年に 1.6℃と推定している。

・2050 年実質ゼロシナリオ(Net Zero Emissions by 2050, NZE2050)

SDGs を拡大展開し、SDS シナリオよりも多くの国や企業が参画し、今世紀半ばまでに CO_2 排出量を実質ゼロにすることを目指すシナリオ。SDS シナリオの 2070 年目標を加速し、2050 年までに世界の CO_2 排出量を実質ゼロにするために今後 10 年間に必要なことを提示する。2030 年 CO_2 排出量は STEPS シナリオより 20%少なく、温度上昇は、2030 年に 1.5℃、2050 年に 1.5℃そして 2100 年に 1.4℃と減少すると推定している。

1.1.3　重点的に二酸化炭素排出削減を行う分野

パリ協定(Paris Agreement)で採択された、温度上昇を産業革命以前に比べて 2℃以下、特に 1.5℃以下に抑えるためには、現在の公表政策シナリオである STEPS シナリオや公表政策完遂シナリオである APS シナリオでは不十分であり、さらなる意欲的な対策が必要である。Fig. 1.1 は 2020 年の世界全体の CO_2 排出量を示しており、排出量の総量は 3.4×10^{10} t である[5]。また、CO_2 排出のおよそ 40%は発電と冷暖房であり、石炭、原油、天然ガスが発生源である。次いで排出量が多い分野は、鉄鋼精練や化学プラント、セメントなどの産業分野と自動車、航空機、船舶、鉄道などの運輸分野であり、それぞれ全体排出量の 26%、21%を占めている。よって、これら、エネルギー分野、産業分野、運輸分野について重点的に CO_2 排出量削減を行っていかねばならない。

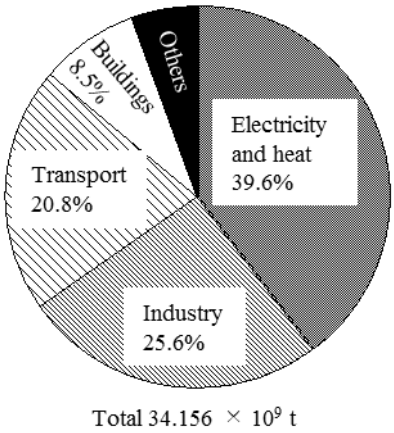


Fig. 1.1 World CO_2 emissions in 2020.

1.1.4　エネルギー分野の二酸化炭素削減

再生可能エネルギーの使用は、これらのシナリオのすべてで急速に増加することが見込まれる。特に太陽光発電はこうした新たな再生可能エネルギーによる発電の中核と位置づけられる。太陽光発電のインフラ技術は、技術の成熟と政策の支援により安価に導入できるようになっている。過去

10 年間の低コスト化により、太陽光発電はほとんどの国々で、新規の石炭火力、ガス火力発電所よりも安価に導入できるようになっている。STEPS シナリオでは 2030 年までの世界全体の電力需要増加分のうち、80%を再生可能エネルギーでまかなうことを想定している。水力発電が、今後も最大の再生可能エネルギーの電源であることに変わりはないが、2022 年以降の新規導入については、太陽光発電の普及がけん引し、風力発電がそれに続く。SDS シナリオと NZE2050 シナリオでは、特に太陽光を中心とした再生可能エネルギーによる発電と原子力発電の寄与が大きい。再生可能エネルギーの増加により安定した電力量の確保や、インフラ整備に欠かせない重要鉱物の安定供給が重要視される。また、電力貯蔵は電力システムを柔軟に運用するために不可欠であり、インドが大型蓄電池の最大市場となる。

1.1.5　産業分野の二酸化炭素削減

産業分野のエネルギー消費量は全体の約 40%を占めており、特に化石燃料の石炭に大きく依存している。原材料生産に伴う CO_2 の排出量は 8.7×10^9 t に上り、エネルギー分野に次いで排出量の多い分野となっている。この分野では、産業製品の需要を満たしつつ如何に CO_2 排出量を抑えるかが課題である。鉄鋼、セメント、化学原料がこの分野の主要品目であり、APS シナリオでは 2030 年までに 10 – 30%増加する。このシナリオでは産業分野の CO_2 排出量は 2020 年代後半にピークに達し、2030 年においても依然として排出量は多いままである。NZE シナリオの場合には APS シナリオよりも 5 年ピークが前倒しされ、2.8×10^9 t の CO_2 が削減されるが、その半分が鉄鋼とセメント生産における削減となる。鉄鋼分野での CO_2 の削減のためには、生産設備、輸送の改善、石炭燃料からの脱却およびリサイクル効率向上を行う必要がある。燃料は石炭から電力と天然ガスに切り替え、生産設備は電気炉を使うことが主な施策となる。セメント製造時に排出される CO_2 のうち約 60%については、原料の石灰石から中間製品のクリンカを製造するプロセスで化学反応により発生する。セメント工場内に CO_2 分離・回収設備を導入することで排出を抑制する。

1.1.6　運輸分野の二酸化炭素削減

自動車の電動化については、IEA が 2013 年から毎年「Global EV Outlook」という電気自動車(EV)に関する詳細見通しを発表している[6,7]。2017 年に、「電気自動車イニシアチブ(EVI)」により、EV30@30 シナリオが制定され、自動車の電動化を促進している。このシナリオは、「2030 年までに加盟国の全ての自動車(トラック、バスを含む)について、新車販売シェアのうちの EV の割合を 30%以上とすることを目指す」ものである。EV30@30 シナリオにおける世界全体の EV およびプラグインハイブリッド自動車(PHEV)の普及台数は、2030 年で合計 2 億 5000 万台であり、今後 10 年で EV および PHEV は現在の 50 倍に増やす必要性がある。これまでの IEA のシナリオは 2030 年における EV および PHEV の数が約 1 億 2000 万台であったことから、EV30@30 シナリオは非常に野心的な目標である。

この分野では、2020 年の新型コロナウィルスによるパンデミックの影響により、EV 化が加速している。2020 年新車販売の 90%を占める、世界のトップ 20 の自動車メーカのうち、18 社は EV の車種を増やし、その生産を拡大することを発表した。また、バスやトラックなどの大型車のメーカも今後の完全電動化を目指している。消費者の EV に対する支出は、2020 年に 12 億 USD(約 1,300

億円)になった。また、政府の電気自動車販売促進政策の総額は 1.4 億 USD(約 150 億円)となり、前年度(2019 年)より 25%も増加した。この要因の一つは、欧州各国の手厚い助成金や補助政策である。「Global EV Outlook 2021」[7]によると、パンデミックにより経済不況が連鎖的に発生したにも関わらず、2020 年には前年比 41%増の 300 万台という記録的な電気自動車の新車数が登録された。一方で、2020 年の世界の自動車市場は 16%縮小しており、EV が選択的に普及していることを示している。この勢いは 2021 年に入っても続いており、2021 年第 1 四半期の販売台数は前年同期の約 2.5 倍に達している。昨年の増加により、世界の道路を走る EV の数は 1,000 万台を超え、さらに約 100 万台の電気バン、大型トラック、バスが登場した。また、昨年初めて、欧州が中国を抜いて世界の電気自動車市場の中心となった。EV の登録台数は、欧州では 2 倍以上の 140 万台、中国では 9%増の 120 万台となっている。IEA は、電気自動車は今後 10 年間で大きな成長を遂げると予測している。現在のトレンドと政策に基づき、2030 年までに世界中で走行している電気自動車、バン、大型トラック、バスの数は 1 億 4,500 万台に達すると予測している。しかしながら、IEA の SDS シナリオを達成するためには、世界の EV 台数は、2 億 3,000 万台に達する必要がある。

EV 化を推進するための重要なポイントは、CO_2 を低減するためにガソリンエンジンを電動モータ化することと、EV が容易に充電可能にすることである。電動モータ化については、化合物半導体を用いたパワーユニットの導入による消費電力低減が進んでいる。EV に搭載するバッテリーの大容量化も進められているが、車体重量と航続距離のバランスも重要であり、適切な充電ポイントの整備が必要である。SDS シナリオにおいては、2030 年には EV 充電のために 5.5×10^{14} Wh の電力供給とおよそ 2 億基の非公共充電ポイント、2,000 万基の普通充電公共用充電ポイントおよび 400 万基の急速充電ポイントが必要と想定しており、その 9 割は非公共用充電器が占める見込みである。2020 年時点では、非公共用 EV 充電器は 950 万基設置されており、現状では、2030 年の設置数は 1.05 億基に留まる見込みである。

2020 年は世界における自動車の急速な電動化により、5.0×10^{7} t 相当の温室効果ガスを削減することができた。削減の主な理由は、中国における二輪・三輪車の電動化によるものである。この先の 10 年では、EV の普及だけでなく、原油からガソリンや軽油に精製するまでの排出量を加えた全体的な CO_2 排出量を減らすことに注力が必要である。クリーンで再生可能なエネルギーによる発電に移行することで、EV の普及による CO_2 排出量の削減はより顕著になるであろう。電気自動車の普及及びクリーンエネルギー化の両輪で、2030 年における SDGs 目標達成の理想的なシナリオでは、削減量が 2.3×10^{8} t 相当となる。

運輸分野において最も電化が進んでいるのが鉄道である。2020 年において既に 40%以上が電化されており、APS シナリオでは 2030 年に 60%、NZE2050 シナリオでは 65%の普及を見込む。電化のみならず、ドイツでは水素化の検討も進められている。鉄道分野では化石燃料による CO_2 排出抑制に加えて電動化後の省エネルギー化を推進せねばならない。この分野では、鉄道の輸送能力、車両信頼性、エネルギー効率および乗客利便性の向上とライフサイクルコストの低減に向けて、UNIFE(Union des Industries Ferroviaires Européennes、欧州鉄道産業連合)が中心となり、鉄道車両分野の技術革新のための活動を行っている。具体的には、「Roll2Rail」プロジェクトにおいて、2015 年 5 月より次世代鉄道トラクションシステム用パワー半導体を規格化し、化合物半導体化によるエネルギー効率向上を促している[8]。

1.2　高効率半導体

1.2.1　半導体構造

半導体デバイスは 1948 年に米国の Bell 研究所でトランジスタが発明されて以来、発展を続けている。これにより真空管による信号制御が半導体でアナログ信号を増幅するデバイスに置き換えられた。また、信号増幅用とは別に回路用ロジックデバイスが登場し、コンピュータの CPU(Central processing unit)やメモリとしてエレクトロニクス機器の小型化および省電力化に寄与している。その他、LED(Light emitting diode)などの光半導体やセンサー用半導体などその使用用途は多岐にわたる。半導体の中でもパワーエレクトロニクスの回路に用いられ、オン、オフ制御のスイッチとして用いられる半導体をパワー半導体と呼ぶ。地球温暖化対策が強化され、動力源が化石エネルギーから電力に変わりつつある中で、パワー半導体によるエネルギー効率の改善は、CO_2 排出削減を下支えする根幹技術の一つである。パワー半導体は整流素子あるいはダイオードとスイッチング素子の 2 種類に分類される[9-12]。代表例として、Fig. 1.2 にダイオードである SBD(Schottky Barrier Diode) および FWD(Free Wheeling Diode)とスイッチング素子である MOSFET(Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor)および IGBT(Insulated Gate Bipolar Transistor)を示す。ダイオードは順方向の抵抗がほぼゼロで逆方向の抵抗が無限大という整流ができる半導体である。スイッチング素子は、電流のオン、オフを制御する半導体である。Fig. 1. 3 にスイッチング素子のオン時およびオフ時の電流と電圧の関係を示す。理想的な半導体デバイスはオン時の抵抗がゼロで、オフ時の抵抗が無限大であるが、実際にはオン状態、オフ状態の遷移期間がゼロにはならない。オフ状態のときは、電圧がかかって電流が流れない状態であるが、実際はこの間も漏れ電流が流れ出て損失となる。この場合、電圧と電流の積が損失となる。次に、オン状態になると電圧が下がり電流が流れるが、抵抗はゼロにはならずオン電圧が生じる。電流と電圧の積が損失になるが、電流オフ期間、ターンオン期間、電流オン期間、ターンオフ期間全てで損失が発生する。スイッチング素子とダイオードの両方の損失を考えると、オフ時の漏れ電流による損失はほとんど無視できるが、スイッチング素子の場合には、定常損失とターンオン損失およびターンオフ損失を、ダイオードの場合は定常損失とスイッチングオフ時の損失を低減することが重要となる。

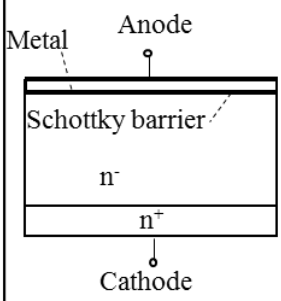
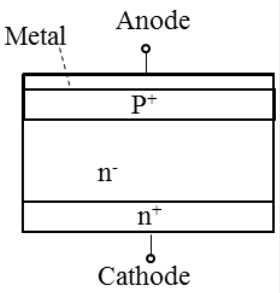
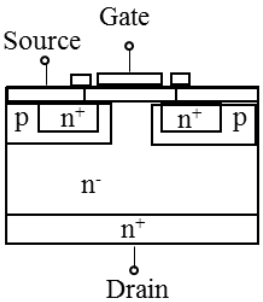
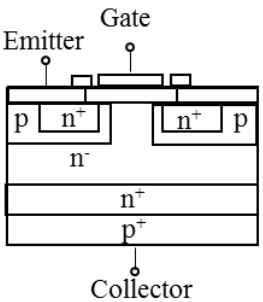
Type	Diode		Transistor	
	SBD	FWD	MOSFET	IGBT
Structure				
Note	Unipolar	Bipolar	Unipolar	Bioplar

Fig. 1.2 Comparison of different types of power semiconductors.

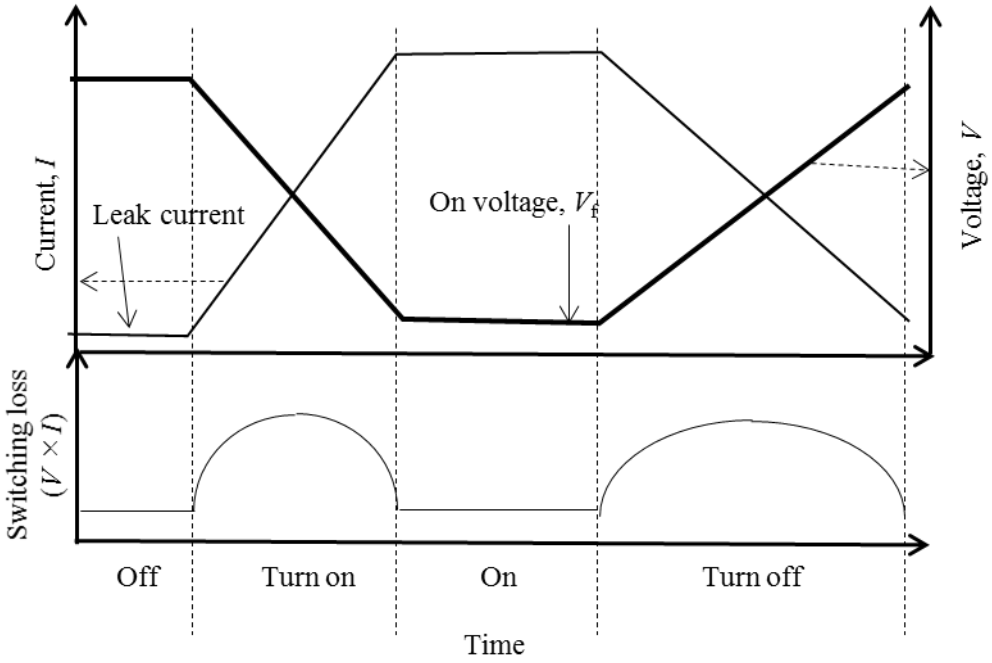


Fig. 1.3 Waveform of a switching power semiconductor.

1.2.2　ワイドバンドギャップ半導体

半導体パワーデバイスは、前述したエネルギー問題を解決する手段の一つであると期待されているが、現在主流であるシリコン(Si)半導体は、その材料性能が限界に近付いており、このままでの大幅な発展は困難な状況である。代替手段として注目を集めているのが、Si に比べて禁制帯幅(バンドギャップ)の大きなワイドバンドギャップ半導体デバイスである[8, 13-26]。ワイドバンドギャップ半導体の例としては、炭化珪素(SiC)、窒化ガリウム(GaN)が挙げられる。そのうち、特に SiC についてはデバイス構造を変えずに Si 技術が応用できるため、近年実用化が加速している。Si と比較したときのワイドバンドギャップ半導体の優位点は、破壊電界強度が高いことである。Si が 3×10^5 V/cm という電界がかかるとアバランシェ破壊を起こしてしまうのに対して、SiC、GaN の破壊電界強度は約 10 倍高い。MOSFET などのユニポーラ素子を設計する際に、Si であれば低濃度で幅広な n^-層が必要であったのに対し、SiC や GaN では高濃度で薄い n^-層にすることができ、原理的にはオン抵抗は Si に比べて 1/300 以下にできることが利点の一つである。

もう一つの利点は高温動作対応が可能であるということである。これもバンドギャップの違いによることに起因しているが、ワイドバンドギャップ半導体を用いることで、価電子帯から電子が伝導帯に移動して流れてしまう現象である漏れ電流が低減できる。漏れ電流は温度に対して指数関数的に変化するため高温動作が可能となる。また、SiC の熱伝導率は Si よりも優れていることから、単位面積あたりの電流すなわち電流密度が増加することを示している。SiC デバイスの電流密度は Si デバイスに比べ数倍高くなると報告されており、例えば耐圧 650 V で比較すると、周波数 30 kHz において同じ温度条件で動作したときに、Si-IGBT に比べて約 3 倍の電流密度が得られている[26]。

このため、SiC 化に伴う高電流密度化により、半導体デバイスおよびパワーユニットの大幅な小型化が図れるが、このことは、半導体パッケージ技術においては、従来よりも狭い接合面積で大電流を流せる技術開発が重要であることを示している。

1.2.3　ワイドバンドギャップ半導体の適用例と課題

SiC デバイスを搭載した製品は、徐々にではあるが実用化が進んでいる。Table 1.1 に適用分野ごとの絶縁耐圧と動作周波数を示す。SiC-MOSFET を中心とした SiC 半導体デバイスは Si-IGBT がカバーしていた耐圧 650 V から 10 kV 超の製品群の置き換えとして使われることが多く、10 kV を超える耐圧領域では HVDC(High Voltage Direct Current、高圧直流送電)に適用されている[16]。また、1.7 kV から 6.5 kV の耐圧領域では、風力発電[14]や電鉄向けトラクション用のパワー半導体[15-21]として活用されている。電鉄用途については、日本での SiC 化が活発で、耐圧 1.7 kV から 3.3 kV の領域で、電鉄向けトラクション用パワー半導体の SiC 化が進んでいる[15,22]。また、1.2 kV の領域でも補助電源用として SiC パワー半導体が活用されている。より低圧の 1.2 kV 以下の領域では、環境対応に連動して太陽光発電用のパワー半導体の SiC 化が進行している[23-25]。同様に、自動車分野でも 650 V から 1.2 kV の耐圧域で EV 向けトラクション用のパワー半導体の SiC 化が進んでいる[26]。また、この分野ではバッテリー充電部も SiC 化が進んでいる。従来の Si-IGBT の動作周波数は 100 Hz から 100 kHz の間で使われている[27]ことから、当面は同様の周波数で使われることが多いが、SiC 専用設計の製品群では動作周波数 1 MHz での検討[28]もなされており、今後はスイッチング動作の高速化が見込まれる。高速スイッチング時の SiC-MOSFET はターンオフ時のサージ電圧や電圧波形のリンギングが大きくなることが報告されている[29]。このときのスイッチング損失の一部は電磁波として放出されるため、電磁干渉(Electromagnetic interference、EMI)が問題となる[30]。EMI による放射ノイズはノイズ障害を起こす原因となり、車や産業機器などの誤動作を起こすことがある。ノイズ障害を防ぐために板金シールドで実装する電子部品全体を金属板で囲い遮蔽することで対策されてきたが、小型化・軽量化のために近年はチップ周辺だけを約 50 μm の Ag ペーストシールド膜や数μm のスパッタシールド板で遮蔽する研究も進められている[31]。EMI による放射ノイズは、スイッチング時の損失から発生するため、スイッチング損失を低減することが重要である。スイッチング損失の低減のためには、チップ厚調整、MOS 構造改善、ホール注入量最適化やゲート抵抗調整など半導体素子の部分の改善[32,33]と、電力端子の並行平板設計[22]や小電流ハーフブリッジ回路化[29]による低減が研究されている。

Table 1.1 SiC power semiconductor application.

Application		650-1200 *V*	1700-6500 *V*	10000 *V*-	Operating frequency
HVDC				✔ [16]	
Wind		✔ [14]			2 kHz [14]
Solar		✔ [23-25]			10 - 50 kHz [24]
Rail	On board	✔ [20]			
	Traction		✔ [15,17-19,21,22]		10 Hz - 50 kHz [8]
Automotive	Traction	✔ [26]			>30 kHz [21]

1.3　超音波接合技術

1.3.1　ワイヤボンディングプロセス(ウェッジ、ボール)

金属同士の超音波(Ultrasonic、US)接合技術、特にチップ上のワイヤ接合技術は 1947 年に Bell 研究所において発明されて以来、最も安価で生産性の良い技術として普及しており[34]、特に小さなボンディングパッドを備えた IC(Integrated circuit)や LSI(Large scale IC)の内部接続に使われてきた。一般的にエレクトロニクス実装に用いられる金属接合方法は、液相接合と固相接合に大別される。液相接合の場合、C4(Controlled collapsed chip connection)技術などのはんだ接合が主流である。一方、固相接合は熱圧着(Thermo compression、TC)法、超音波常温接合(Ultrasonic)法、超音波熱圧着(Thermosonic、TS)法が主流である。

熱圧着法は、高温かつ高荷重で金ワイヤ(Au ワイヤ)と金パッド(Au パッド)を接合する手法で、1957 年に Bell 研究所でエレクトロニクス実装用途で開発され、1960 年代に後述のウェッジボンディングによる超音波常温接合法が普及するまで広く用いられていた。熱圧着のためにはデバイス全体をおよそ 300℃に加熱した状態で、加圧を行い接合する。熱圧着法はパッドの表面汚染に敏感で接合温度は高く、接合時間も長いため、近年ではエレクトロニクス実装ではあまり用いられなくなっている。

超音波常温接合法は、1960 年代に熱圧着法に代わりエレクトロニクス実装で用いられ始めた。特にウェッジ状(くさび型状)のボンディングツールに超音波を印加して常温で接合を行う接合法である[34-55]。この方法は、当初はアルミニウムワイヤ(Al ワイヤ)を Au パッドまたはアルミニウムパッド(Al パッド)に接合するために用いられていたが、特別なツールを用いて、Au ワイヤを接合することもあった。この方法は大電流の流れるパワーデバイス用途で主に Al パッド上に太線 Al ワイヤを接合するのに用いられている。Fig. 1.4 (a) – (e)にウェッジワイヤボンディング時の動作を示す。まず、(a)チップ上のボンディングパッドにワイヤを常温で超音波を印加しながら荷重をかけて 1st ボンディング(第一接合部の接合)を行う。その後、(b)必要な長さのワイヤを供給し、(c)ループ形成を行いながら、リードフレーム等に常温で超音波を印加しながら荷重をかけて、2nd ワイヤボンディング(第二接合部の接合)を行う。(d)2nd ボンディング終了後、適切な位置でワイヤを切断し、(e)引張ることで 1 つのワイヤ接合が完成し、同様の動作を繰り返すことで全体のワイヤ結線が完成する。ウェッジボンディングが対応するワイヤ径はおよそ 25 μm 以上である[34]が、生産性の観点からより太い線径の 0.2 - 0.5 mm で使用されることが多い。パワーモジュールの大電流化に向けて、太線 Al ワイヤのワイヤ径や接合本数が増える傾向にあり、より導電性の高い太線銅ワイヤ(Cu ワイヤ)への切り替えも始まっている。

また、ウェッジボンディング技術の派生として、リボンボンディング技術が知られている[56-63]。これは、円柱状のワイヤ材を角柱状のリボン材に切り替えて接合を行うものであり、基本的な接合動作手順は Fig. 1.4 (a) – (e)に示すウェッジボンディングプロセスと同様である。リボンのサイズは幅 1 mm×厚さ 0.2 mm で使用されることが多いが、大電流化の観点から徐々に幅広化と厚化が進んでいる。

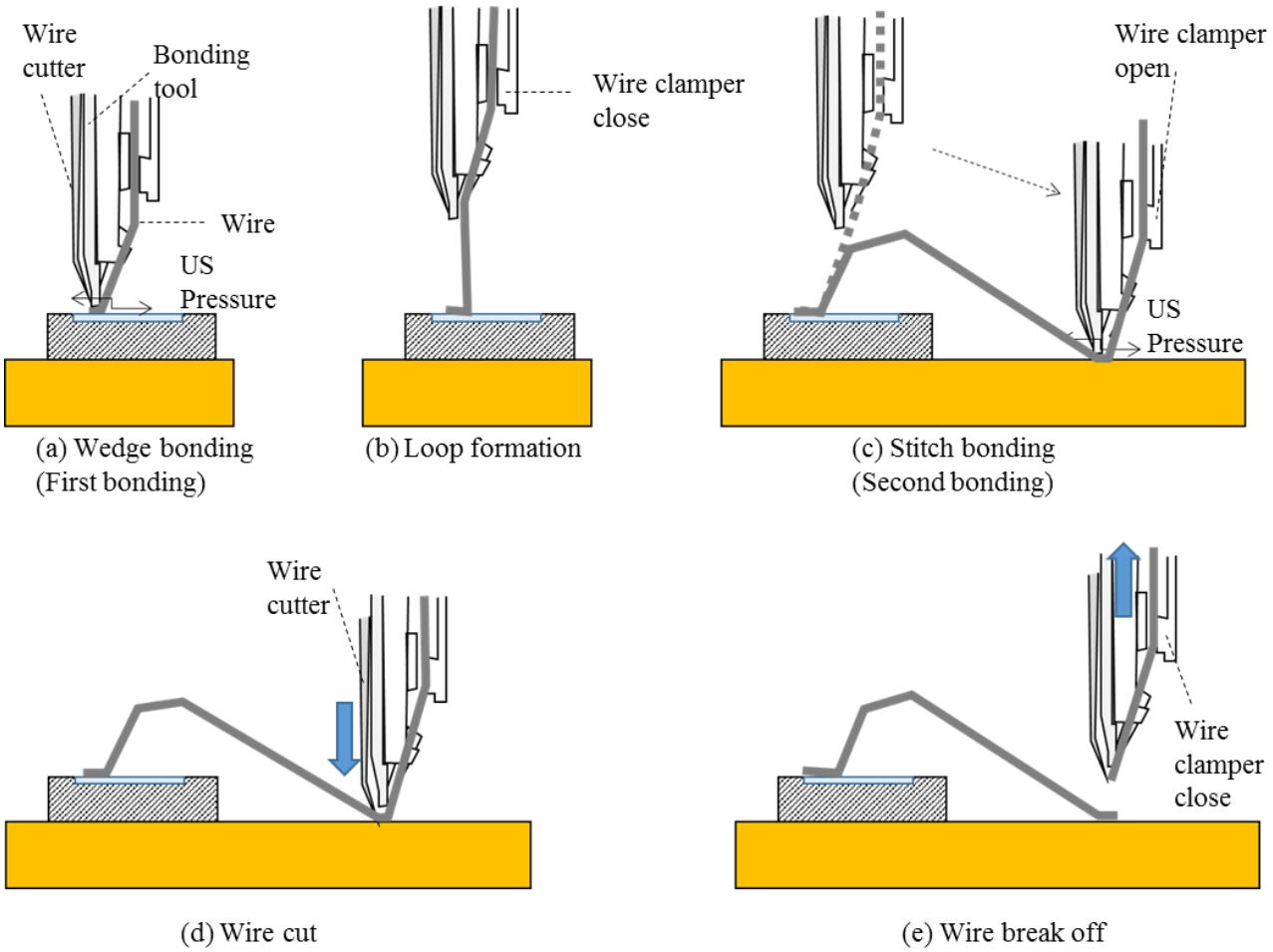


Fig. 1.4 Schematic procedure of wedge bonding process.

超音波熱圧着法は、1970 年に A. Coucoulas が超音波接合と熱圧着を組み合わせた接合方法を「Hot Work Ultrasonic Bonding」と呼んで以来、今日のエレクトロニクス実装において、半導体チップの内部接続用途においては、圧倒的な主流派を占める接合技術である[34,64-85]。熱圧着法を用いる場合、300℃に加熱した状態で必要である一方で、このような高温状態ではチップおよび、チップマウント部、その他半導体材料を壊してしまう可能性がある。しかしながら、超音波熱圧着法を用いることで、接合温度を 125 – 220℃に低温化することができる。また、熱圧着法では 1 点あたり約 100 ms かかった接合時間も 10 ms に短縮できる。超音波エネルギーにより表面汚染はボンディング作業の早い段階で除去され、また、チップ母材のうち特にボンディングパッド周辺がすり鉢状に損傷するクレータリングも低減することができる。Fig. 1.5 (a) – (d)にボールボンディングの場合の超音波熱圧着法の接合手順を示す。ボールボンディング工程では、まず、(a)ワイヤクランパが開き、電気トーチ（Electronic flame off electrode、EFO）によりワイヤ端を溶融して FAB(Free air ball) を形成する。次に、(b)半導体チップのボンディングパッドに FAB を接触させ、超音波、温度、荷重をかけながらボールボンディング接合（1st ボンディング） を行う。その後、(c)ボンディングツールから伸ばしたワイヤのループ形成を行いながら、(d)リードフレームや基板のボンディングパッドにステッチボ

ンディング（2nd ボンディング）を行い、1 本のワイヤ接合が完成する。その後、同様の動作を繰り返すことで全体のワイヤ結線が完成する。ボールボンディングが対応するワイヤ径はおよそ 15 – 75 μm であるが、IC や LSI のボンディングパッドへの適用のため、20 – 30 μm で使用されることが多い。

1.3.2　超音波金属接合

ワイヤボンディング技術に先立ち、金属同士をその融点を超えずに固相拡散で接合する技術は、1930 年代前半に発明され、特許化されている[35]。ワイヤボンディング技術よりも大きい端子材料を高出力の超音波振動子を用いて接合する技術であり、近年、省エネルギーの観点から高い信頼性が要求されている自動車用途や航空用途でも使用されている。マイクロエレクトロニクス実装技術においても、この超音波金属接合技術(Ultrasonic welding)は注目されており、特に大電流を担うパワーモジュールの外部端子（コネクタ）の超音波接合に用いられている[86-95]。外部端子は金型等で打ち抜き、成形した固有の部品であり、ワイヤ材のようにボンディングツール中にワイヤを通し、自由にボンディングできるわけではないが、あらかじめ、外部端子の片側を固定することで位置決めを行い、1 回の接合で広い断面積を持つ端子を接合することができる技術である。Fig. 1. 6 (a)、(b)に典型的なパワーモジュールの外部端子を超音波金属接合技術により接合する時の動作を示す。Fig. 1.6 (a)において、あらかじめパワーモジュールを超音波接合装置のステージにネジ止め等で固定する。また、接合対象である端子もパワーモジュールあるいはステージに固定する。その後、Fig. 1.6 (b)において、ボンディングツールを外部端子接合部に接触させ、超音波と荷重により端子接合を行う。同様の接合を繰り返し、パワーモジュール中の全接合を終える。本接合技術を用いる場合、厚い外部端子を取り付けるために、高出力で接合を行うこととなり、接合材である外部端子やその周辺に材料を超音波接合時に破壊してしまう恐れがある。超音波金属接合技術を用いた場合、定格電流によっては外部端子は幅 3 mm×厚さ 0.5 mm を超えるものが使用されており、パワーモジュールの大電流化に伴い、さらなる外部端子の幅広化、厚化が進められている。

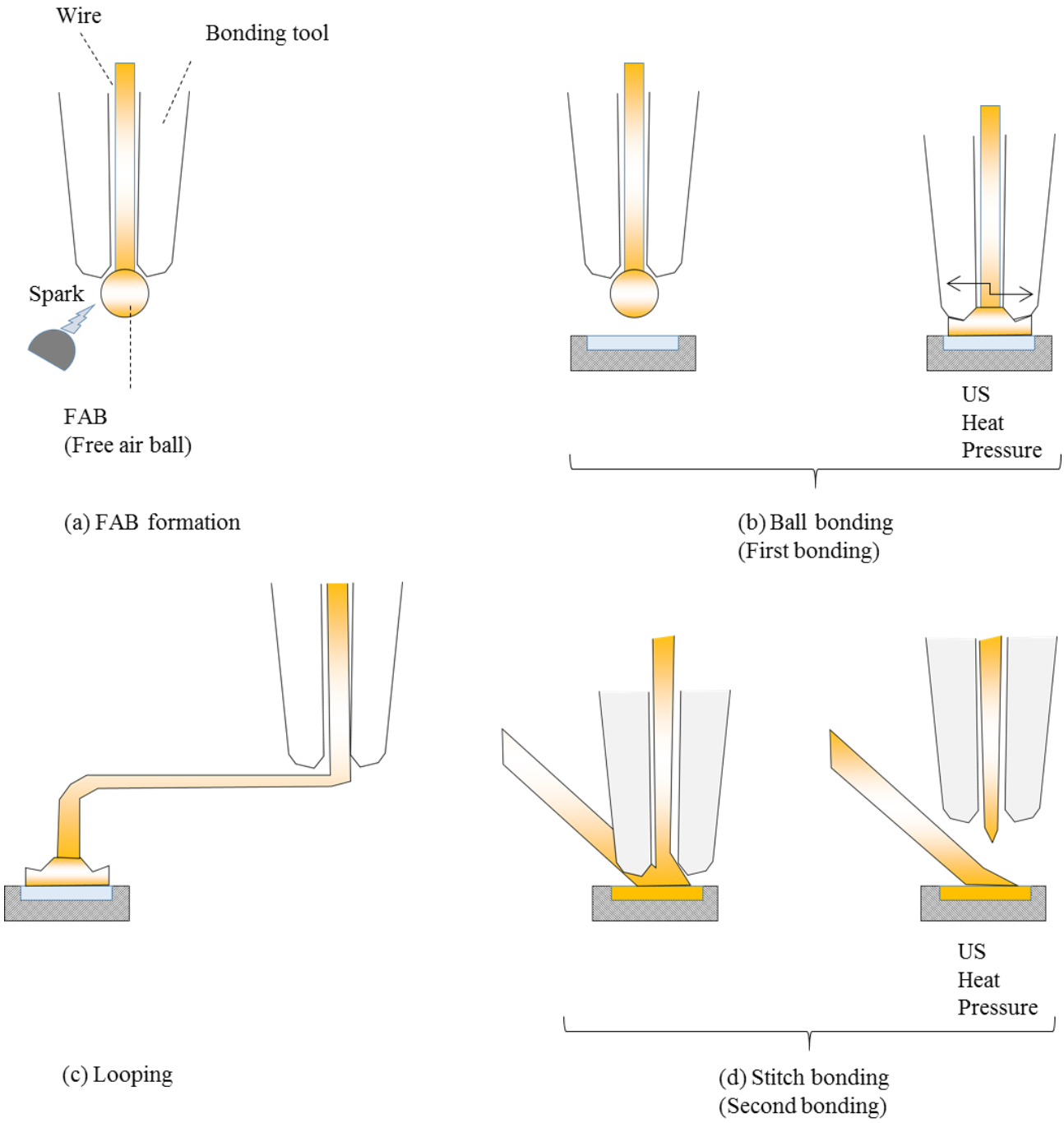
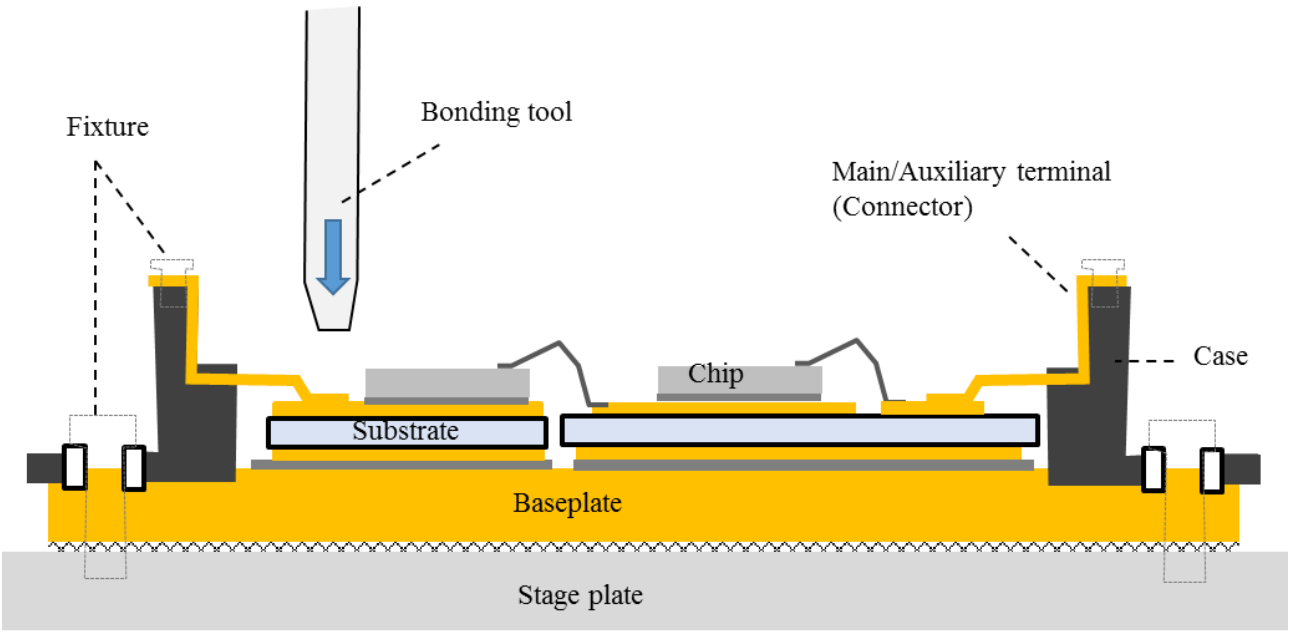
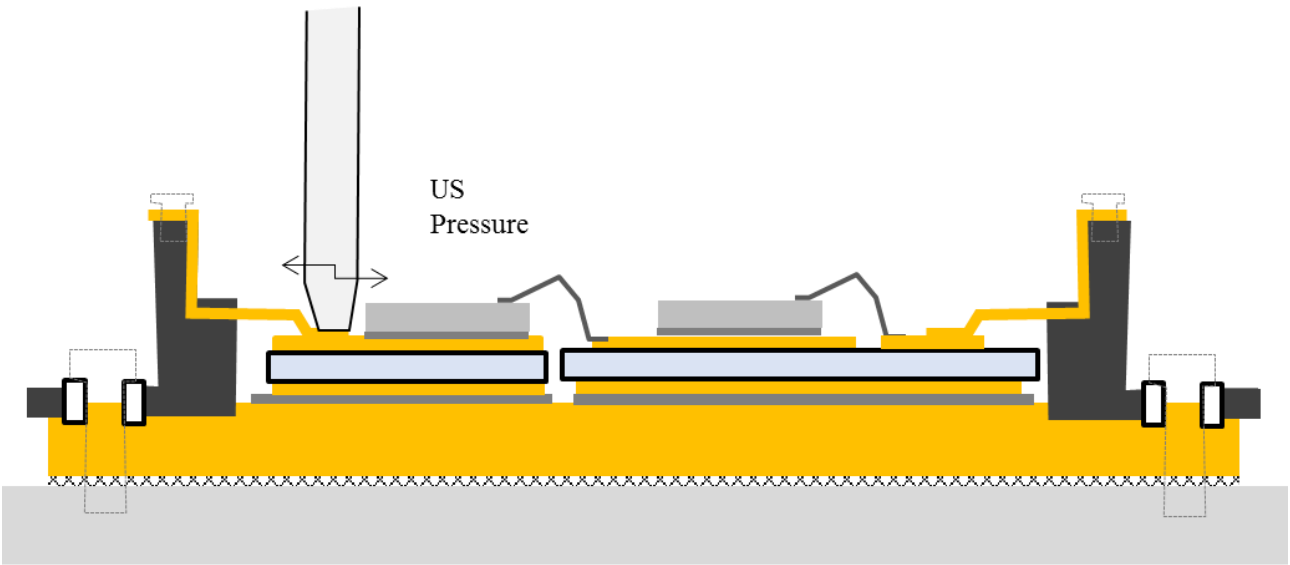


Fig. 1.5 Schematic procedure of ball bonding process.



(a) Connector fixture and bonding tool alignment



(b) US welding

Fig. 1.6 Schematic procedure of ultrasonic welding.

1.3.3　超音波接合のメカニズム

超音波接合のメカニズムは、Al パッド上に Au ワイヤを超音波熱圧着法で接合した時の界面の金属間化合物(IMC、Intermetallic compound)形成状態を経時観察した結果からメカニズムが報告されている[34,60-62]。接合メカニズムのモデルを Fig. 1.7 (a)、(b)に示す。Fig. 1.7 (a)はワイヤ接合部を横から見た図、Fig. 1. 7 (b)は上から見た図である。まず、超音波エネルギーにより接合材料が軟化し、負荷荷重によりワイヤが変形する。ワイヤ接合部の界面は、部分的に島状の金属間化合物の領域が形成されるが、ワイヤ接合部の中心部ではワイヤ変形が少なく、パッド上の酸化物や汚染物と考えられる薄膜が接合を阻害するため、未接合の領域が発生する。接合時間を延ばすと、中央部の薄膜もワイヤ端部のデブリ部に掻き出され、島状の金属間化合物の領域が増え、接合面積が向上する。同様の現象は、常温で行うウェッジボンディングでも報告されているため、温度に関らず超音波接合固有の接合メカニズムと考えることができる。

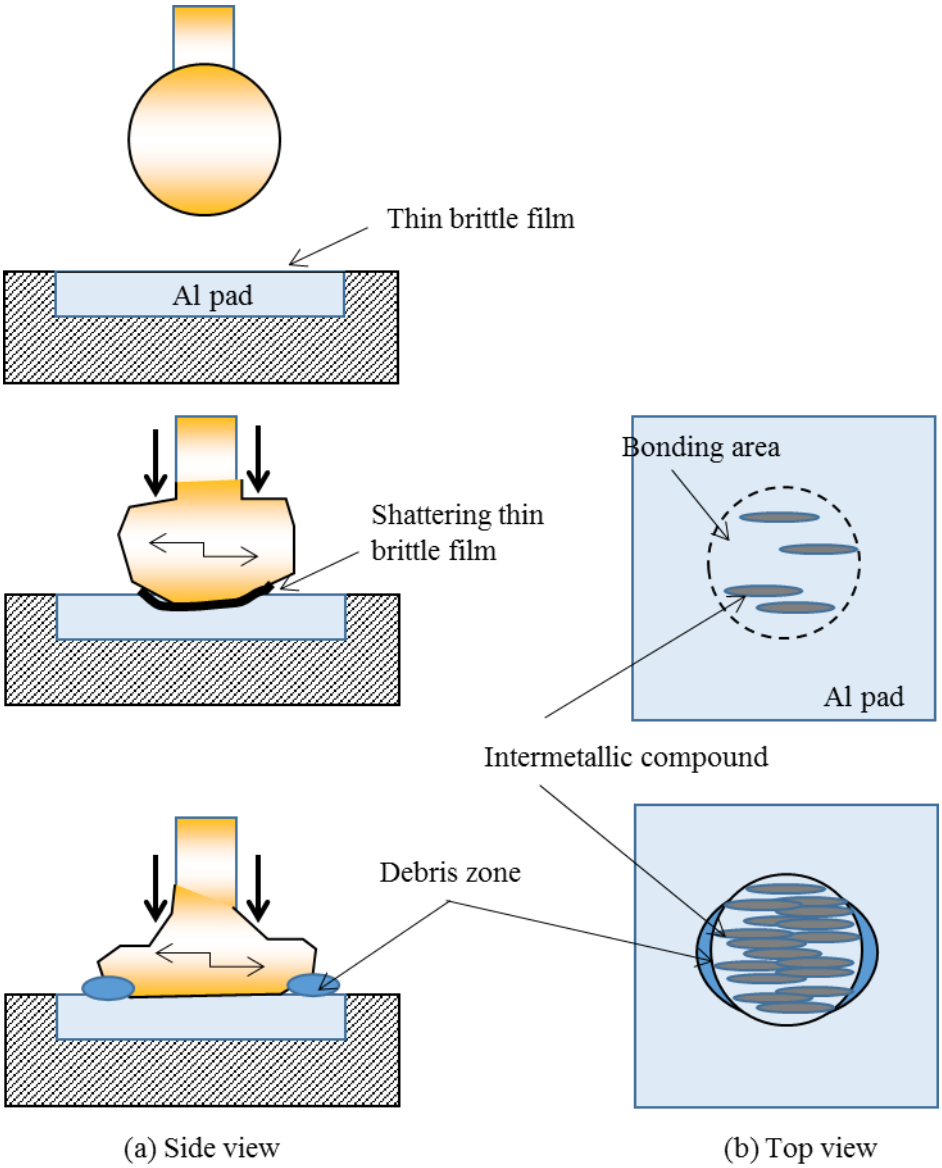


Fig. 1.7 US welding.

1.4　半導体信頼性試験

1.4.1　半導体に要求される信頼性

半導体製品を使用する装置、システムは高機能化、高性能化が進んでおり、半導体製品への信頼性要求は年々高まっている[89]。また、高性能化要求に応えるべく半導体デバイスの微細化や高集積化も進んでいるため、信頼性確保が重要となっている。半導体製品の信頼性は、外部からの電気的な負荷、環境的な負荷や機械的な負荷などによって生じる外部ストレスの大きさと、製品自身の耐久性によって定まる。高い信頼性を保つためには、予測される外部ストレスをクリアする製品仕様にすることと、半導体製品の保証条件の明確化が必要である。上述の外部ストレスのうち、半導体製品の信頼性に影響を及ぼすのは、電気的な負荷としては、電圧、電流、電力、サージなどである。また、環境的な負荷としては、温度、湿度、ガス、ほこり、放射線などが、機械的な負荷としては輸送時などの振動衝撃や顧客での実装時の取り扱い方が考えられる。

半導体製品の信頼性はその構造と材料により決まる。樹脂封止製品においては、水分が樹脂を透過し内部のチップに影響する。気圧の影響は、高高度での使用時や航空機搭載機器で問題となる。これらの用途では、低気圧状態で電極端子間のコロナ放電を誘発したり、半導体パッケージの放熱性が低下して、素子の自己発熱によるチップ温度が上昇したりする。塩分は海岸地方での使用時や船舶、海上機器で問題となる。主に素子の表面に塩分が付着することで、電極端子間の絶縁性低下および金属部の腐食による問題が顕在化する。落雷については、屋外用機器で問題となり、過電圧サージへの耐久性改善と特別な保護処置が必要である。そのほかの環境的な要因は、鉛(Pb)はんだ等の材料中に含まれるα線によるソフトエラーや、原子炉用または宇宙用機器での環境放射線による故障、誤作動などが挙げられる。また、人為的な要因としては、製品輸送時に発生する振動や衝撃、製品取り扱い時の落下などの衝撃や、プリント基板への実装はんだ付け時の熱応力、超音波洗浄による素子破壊、スイッチ開閉時の過電流、過電圧、低湿度の環境での静電破壊、などが挙げられる。

使用環境や人為的な故障の他に半導体製品の最大定格を超えた使い方を行った場合にも問題がおきる可能性がある。Table 1.2 に信頼性に影響を与える使用環境によるストレスをまとめた[96]。

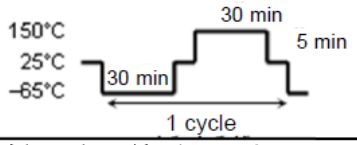
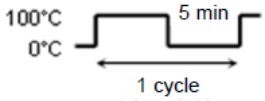
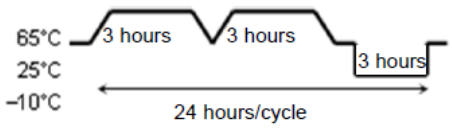
半導体製品の信頼性試験は、なるべく使用環境に合った条件で実施することが求められ、また再現性も求められる。この観点から、標準化された試験方法を用いるすることが望ましい。50 年を超える半導体の歴史の中で、IEC(International Electro technical Commission)規格、JEDEC(Joint Electron Devices Engineering)規格、AEC(Automotive Electronics Council、車載電子部品)規格、MIL (米国 Military Standard) 規格、JEITA(Japan Electronics and Information Technology Industries Association) 規格や JIS(Japanese Industrial Standard)規格が生みだされてきた。半導体に関するこれらの規格を Table 1.3 にまとめた[96]。これらの環境試験方法に準拠しながら、市場環境により適合した試験を行っていく必要がある。

Table 1.2 Operating environment stress factors affecting reliability.

Environmental Stress Factors		Encounter Locations	Failure Mode
Temperature	High Temperature	Tropics, Desert Regions, Space, Automobiles, Other Special Environments	Unstable Behavior
	Low Temperature	Cold Regions, High Altitudes, Space, Aircraft, Other Special Environments	Unstable Behavior
Temperature Change		Intermittent Use	Die Cracks, Die Bond Degradation, Open, Short, Unstable Behavior
Humidity	High Humidity	Tropical Regions, Tunnels, Automobiles, Other Special Environments	Rusting, Poor Contact, Wire Corrosion Breakages, Open, Short
	Low Humidity	Deserts, Low Humidity Climates	Static Electricity Malfunctions
Atmospheric Pressure	Low Atmospheric Pressure	High Altitude, Mountainous Regions, Aircraft	Corona Discharge, Low Heat Dissipation, Poor Operation
	High Vacuum	Space	Corona Discharge, Low Heat Dissipation, Poor Operation
Saltiness		Coastal Regions, On the Sea, Ships, Marine Facilities	Rusting, Poor Contact, Lead Damage
Vibration		Products Being Transported, Automotive Devices, Machine Tools, Aviation Devices	Bonding Open (Hermetic Sealing Device), Lead Breakage (Circuit Board Mounting), Package Damage
Physical Shock, Dropping		Products Being Transported, Automotive Devices, Machine Tools, Aviation Devices	Package Damage, Lead Deformation
Acceleration		Aviation Devices, Rockets, Other Special-Purpose Devices	Bonding Open (Hermetic Sealing Device), Package Damage
Heating		Construction Processes (Soldering Process, etc.)	Open, Short, Abnormal Package Shape
Overvoltage, Surges		Switch, Relay Switching, Capacitive Load, Motor	Open, Short
Noise		Motor, Poor Contact	Malfunction, Open, Short
Static Electricity		Handling at Low Humidity, High Electric Field Generator Vicinity, Transporting	Open, Short
Strong Electromagnetic Waves		Near a Transmitter or Signal Generator	Malfunction
Ultrasonic Waves		Cleaning Print Circuit Boards After Soldering	Bonding Open (Hermetic Sealing Device), Mark Erasure
Radiation		Nuclear Power Related Facilities, Space (Satellites)	Malfunction, Breakdown Problems, Memory Soft Errors
Misuse	Overvoltage	Power Supply Voltage Mismatch	Breakdown Problems, Breakdown Voltage Degradation, Open, Short
	Overload	Drive Capacity Mismatch	Breakdown Problems, Open, Short
	Others	Operation Timing Mismatches, etc.	Malfunction, Latch-Up

Source: Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, “Reliability Handbook Ver. 2, December 2018,” p.39[96].

Table 1.3 Product reliability test method examples (1/2).

Type	Test	Description and Test Conditions	Compliant Standards			
			JEITA ED-4701	MIL-STD-883	IEC 60749	JESD22
Lifetime Test	High temperature operating life test	Apply electrical stress (voltage, current) and thermal stress to the device for an extended period of time and evaluate the resistance. Normal test conditions: Ta =125°C Power supply voltage = Max. operating voltage	101A	1005.8	Part 23	A108-C
	High temperature high humidity biased test	Apply electrical stress (voltage, current), thermal stress and moisture to the device for an extended period of time and evaluate the resistance. Normal test conditions: Ta = 85°C, RH = 85% Power supply voltage = Max. operating voltage	102A	-	Part 5	A101-C
	High temperature storage test	Apply high temperature to the device for an extended period of time. Normal test conditions: Ta =Tstg. max	201A	1008.2	Part 6	A103-C
	Low temperature storage test	Apply low temperature to the device for an extended period of time. Normal test conditions: Ta = Tstg. min	202A	-	-	-
	High temperature high humidity storage test	Apply high temperature, high humidity to the device for an extended period of time. Normal test conditions: Ta = 85°C, RH = 85%	103A	-	-	-
Thermal Environment Tests	Soldering heat resistance test	Evaluate heat resistance during soldering. Normal test conditions: Solder bath temperature: 260°C ± 5°C Dipping time: 10 ± 1 seconds Distance from immersed part from device body: 1.5 ± 0.8 mm	301D /302A	STD-750-2031	Part 20	B106-D/ A112-A
	Temperature cycle test	Evaluate the resistance to low and high temperatures and temperature change. Normal test conditions: 	105A	1010.7	Part 25	A104-D
	Thermal shock test	Evaluate the resistance to sudden temperature changes. Normal test conditions 	307B	1011.9	Part 11	A106-B
	Moisture resistance test (high temperature high humidity cycle test)	Evaluate resistance under high temperature, high humidity conditions. Normal test conditions: 	203A	1004.7	-	A100-C

Source: Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, "Reliability Handbook Ver. 2, December 2018," p.111[96].

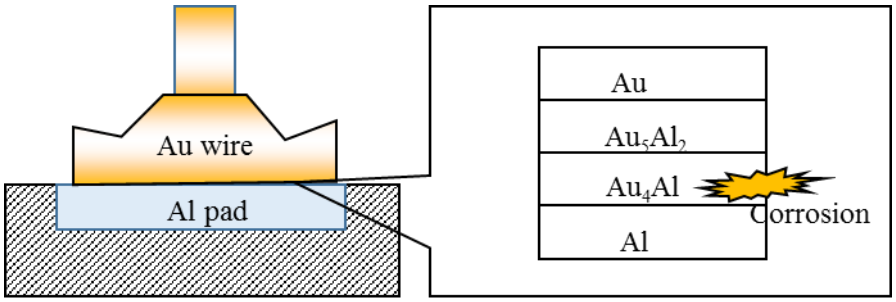
Table 1.3 Product reliability test method examples (2/2).

		Contents and operating conditions	Compliant Standards			
			JEITA ED-4701	MIL-STD-883	IEC 60749	JESD22
Mechanical Tests	Vibration test	Evaluate resistance to the vibration applied during transport and usage. The test includes variable and constant frequency vibration; normally variable is used. Normal test conditions: Constant frequency vibration: 60 ± 20 Hz, 200 m/s² in three directions, 96 ± 8H in each direction Variable frequency vibration: 100 to 2000 Hz 200 m/s² in three directions, four cycles per direction, four minutes per cycle	403A	2007.2	Part 12	B103-B
	Mechanical Shock test	Evaluate resistance to the shock applied during transport and usage. Normal test conditions: Depends on device structure. With resin molded devices, shock acceleration of 15,000 m/s² is applied three times in each of four directions.	404A	2002.3	Part 10	B104-C
	Constant acceleration test	Evaluate resistance to constant acceleration. Normal test conditions: Depends on device structure. With resin molded devices, acceleration of 200,000 m/s² is applied in six direction, each for one minute	405A	2001.2	Part 36	-
	Terminal strength test	Evaluate whether or not the strength of the terminal area is sufficient for the force applied during installation and usage. Normal test conditions: Suspend a prescribed load onto the tip of the lead to bend it 90° and back. Apply tensile force in a direction parallel to the lead. The prescribed load varies according to device structure.	401A	2004.5	Part 14	B105-C
	Solder- ability test	Evaluate terminal solderability. Normal test conditions: Solder bath temperature: 245°C, Dipping time: 5 sec. (lead-free solder)	303A	2003	Part 21	B102-E
	Sealing test	Evaluate the airtightness of the seal. Use bubbles to detect large leaks. This test is suitable for metallic and ceramic packages.	503	1014	Part 8	A109-A
	Salt atmosphere test	Evaluate the resistance to corrosion in a salt atmosphere. Normal test conditions: 35°C, 5% salt solution, 24 hours	204A	1009	Part 13	A107-B
Other	Unbiased autoclave test (or Pressure cooker test)	Evaluate resistance when stored under pressure under high temperature, high humidity for a short period of time. Normal test conditions: 203 to 255kPa, RH = 100%	-	-	Part 33	A102-C
	Electrostatic discharge test	Evaluate the resistance to static electricity. Normal test conditions: Human body model: C = 100 pF, R = 1.5 kΩ, three discharges Device charge model	304A /305C	3015.7	Part 26 Part 27 *(Part 28)*	A114-E/ C101-C
	Latch-up strength test	Evaluate resistance to latch-up. Normal test conditions: Pulse current injection method, Vsupply overvoltage test	306B	-	Part 29	JESD78A

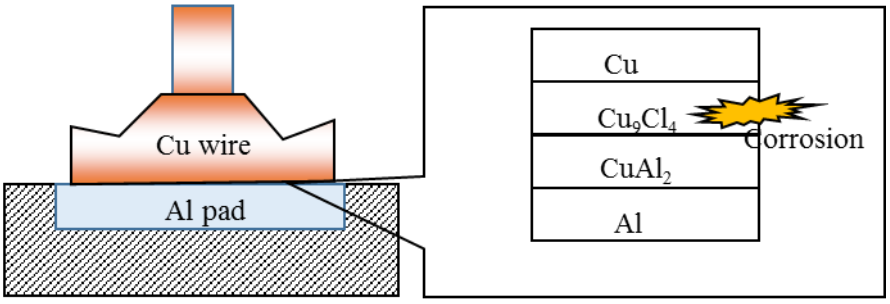
Source: Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, "Reliability Handbook Ver. 2, December 2018," p.112[96].

1.4.2　ワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールに要求される信頼性試験

Table 1.3 に示す半導体の試験規格は主にリードフレームタイプのモールドパッケージの信頼性を評価するための規格である。ワイヤ材料やはんだ材料などの金属材料の接合部はその金属間化合物の成長や腐食などにより故障する危険性がある。例えば Al パッド上への Au ワイヤ接合部は、Fig. 1.8 (a)に示す金属間化合物で接合しているが、モールドパッケージ中のハロゲンと反応して高温放置時に Au_4Al が腐食することが知られている[64-66]。また、近年はコスト低減のために Au ワイヤから Cu ワイヤへの切り替えが加速しているが、Fig. 1.8 (b)に示す Cu ワイヤ接合部はより腐食に弱く、特に高温高湿雰囲気中で Cu_9Al_4 がハロゲンイオンと反応して Al 酸化物に置換され電気接続を失う[65-85]。これら腐食に対するワイヤ接合部の耐久性を評価するために用いられるのが、Table 1.4 中に示す高温放置試験(High Temperature Storage Test、HTS)や高温高湿試験(High Temperature High Humidity Test)である。高温試験は、動作温度の上限温度で試験を行うことが多い。高温高湿試験は要求仕様に合わせて、温度、湿度および通電有無を選択することが多い。また、樹脂封止された半導体パッケージの内部剥離進展や基板材料中の破壊などパッケージ全体の健全性を評価するためには、冷熱衝撃試験(Thermal cyclic test、TCT)がよく用いられる。Table 1.2 中には、下限温度-65℃、上限温度 150℃での記載があるが、保管条件の下限および上限を試験温度に設定するのが一般的である。



(a) Intermetallic compounds in Au/Al wire bonds.



(b) Intermetallic compounds in Cu/Al wire bonds.

Fig. 1.8 Intermetallic compounds in wire bonds on Al pad.

Table 1.4 Main moisture resistance evaluation test methods.

	Test		Example Conditions
Storage Test	High temperature high humidity storage test		85°C/85% RH 60°C/90% RH
	Pressure cooker test (or called Unbiased autoclave test)	Saturation type	121°C/100% RH 127°C/100% RH
		Non- saturation type	120°C/85% RH 130°C/85% RH
Biased Test	High temperature high humidity biased test		85°C/85% RH Biasing applied
	High acceleration stress test		130°C/85% RH Biasing applied

Source: Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, “Reliability Handbook Ver. 2, December 2018,” p.127[96].

また、Fig. 1.9 に示すようなパワーモジュールの信頼性の評価を行うためには、Table 1.3 に記載したもの以外の信頼性評価も行う必要がある。Fig. 1.10 にパワーモジュールの中のチップ周辺の接合部を拡大した図を示す。パワーモジュールはチップの表面電極接合部を太線 Al ワイヤで接合し、チップ下のチップマウント材を Pb ベースはんだで接合したものが一般的で、10 Hz から 100 kHz の周波数でオン・オフを繰り返す[43]。ワイドバンドギャップ半導体を搭載したパワーモジュールでは、電流密度が従来の Si 半導体に比べて数倍上昇するため、チップ周辺の接合材である Al ワイヤや Pb ベースはんだ接合部の電流密度も上昇する。電流密度上昇は、接合部周辺の温度上昇につながり、線膨張係数(Coefficient of thermal expansion、CTE)のミスマッチによる熱応力によりこれらの損傷がパワーモジュールの寿命に直結する。Fig. 1.10 (a)は繰り返しの電流印加によるワイヤ接合部の故障を、Fig. 1.10 (b)はチップマウント部の故障をそれぞれ示した図であり、赤線で記載した箇所に亀裂が入り故障に至る。このような接合部の信頼性を評価する手法としては、特定のパルス電流を周期的にパワーモジュールに印加するパワーサイクル試験と呼ばれる試験手法が用いられる[39,43,44,46,51,55]。パワーサイクル試験プロファイルの例を Fig. 1.11 に示す。製品の用途毎に使用条件も変わるため、用途、要求に応じて、投入電流、通電時間を変えるのが一般的である。

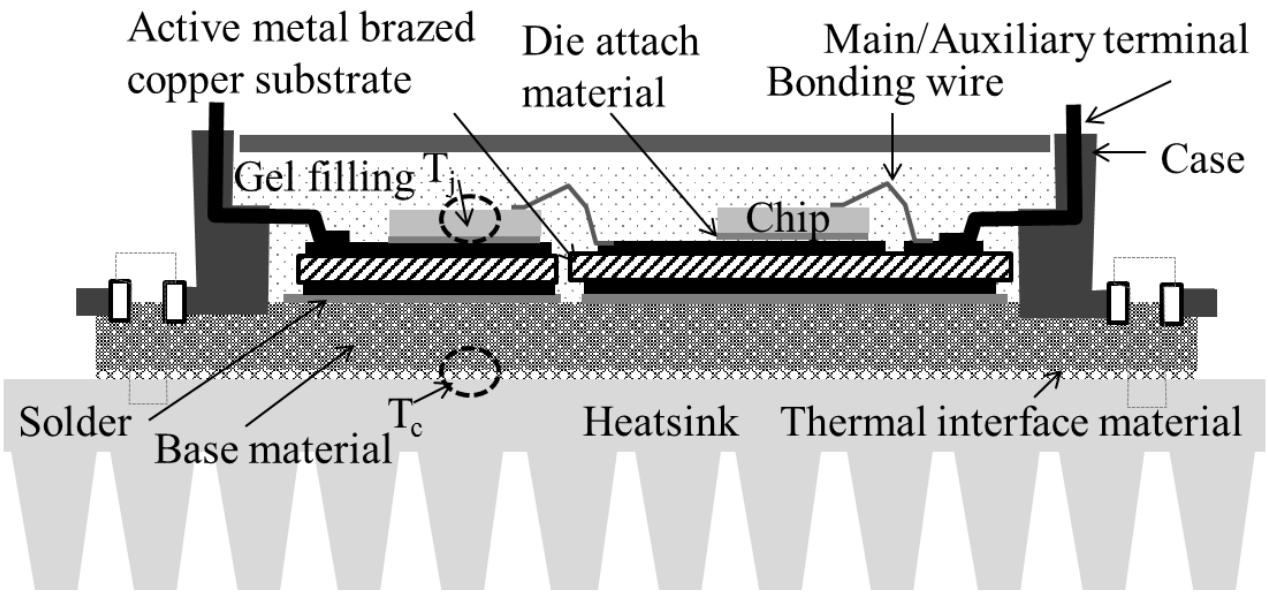


Fig. 1.9 A standard power module.

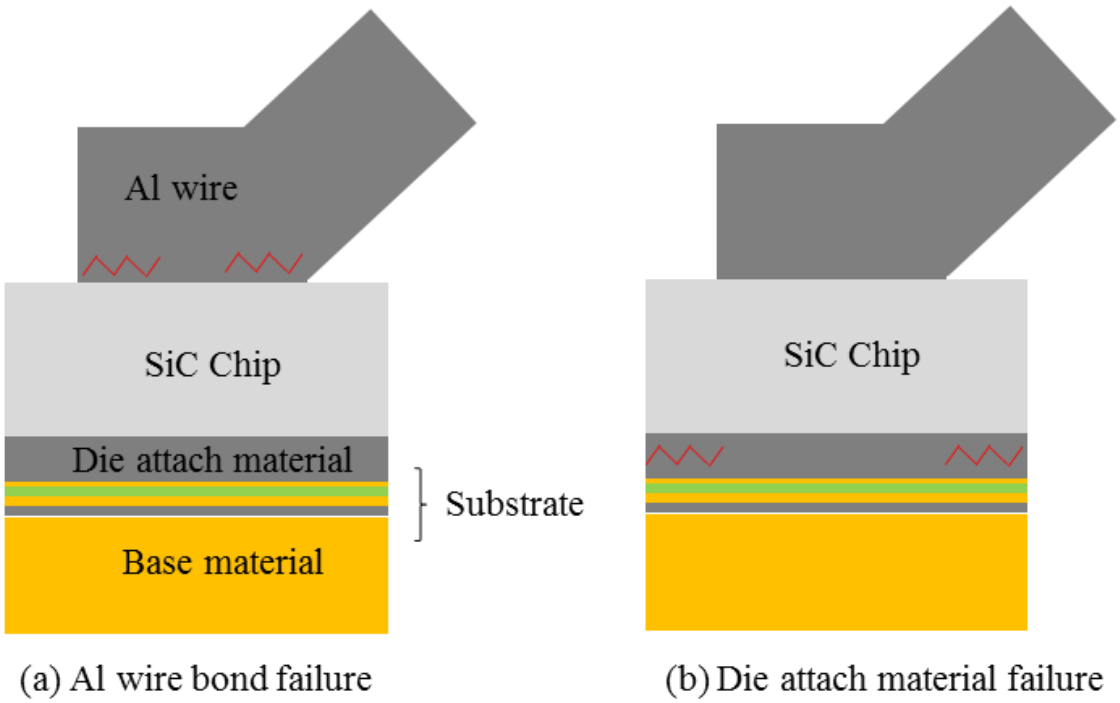


Fig. 1.10 Major interconnection failures in a power module.

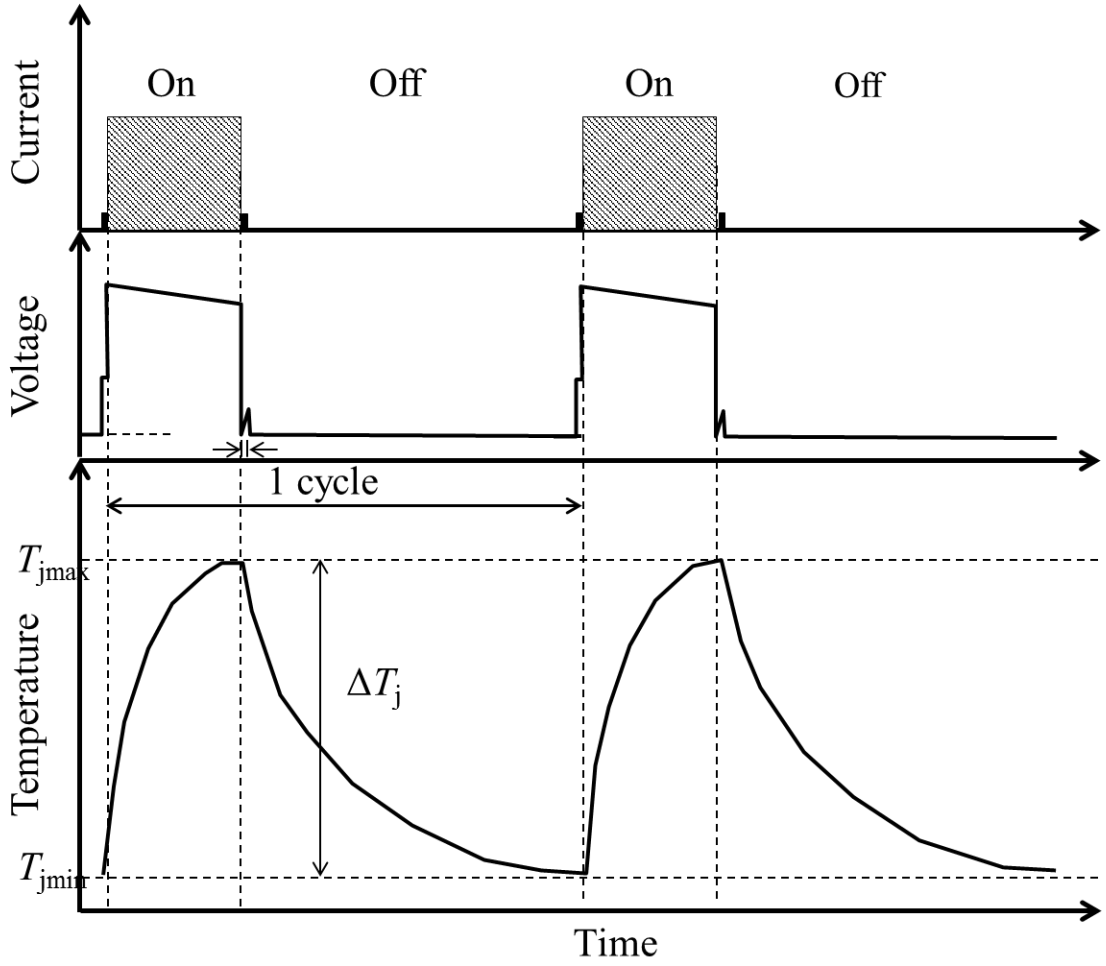


Fig. 1.11 Power cycling test condition.

1.5　ワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールの小型化、高耐熱化技術

1.5.1　焼結チップマウント技術

Fig. 1.9 で標準的なパワーモジュールの構造を示したが、パワーモジュールは従来、ダイレクトボンディング法で銅配線を形成した絶縁基板(Direct bonding Cu substrate、DBC 基板)やアクティブメタルブレイジング法で銅配線を形成した絶縁基板(Active metal brazing Cu substrate、AMC 基板)上に Pb ベースはんだを用いてチップ搭載と Al ワイヤボンディングを行う[43]。何枚かのチップ搭載済基板は、ベース材にはんだ付され、ケース取付後にゲル封止される。Si パワーデバイスから SiC を代表とするワイドバンドギャップパワーデバイスへの移行が始まっている中、新しいパッケージ構造の採用や新たなパッケージ材料の開発が模索されている。Si パワーデバイスでは、素子の特性上動作温度は 175℃までであったが[33]、例えば SiC パワーデバイスはそのワイドバンドギャップ特性を活かして 200 – 250℃での動作も期待されている[13-26]。しかしながら、高温動作化により半導体チップ周辺の材料は、温度変化がもたらす CTE ミスマッチにより、従来よりも大きな応力がかかる

ため、チップ周辺のダイマウント材やワイヤ接合部での故障が懸念される。製品動作を模した半導体のオンオフを繰り返すパワーサイクル試験では、オンオフ時のジャンクション温度差ΔT_j を 10℃上昇させると 40%寿命減少することが報告されており[47]、SiC の特性を活かしてΔT_j を 30℃上昇させると従来製品に比べ 5 倍以上の寿命向上が必要である。Fig .1.12 に SiC パワーモジュールが要求されるパワーサイクル寿命のイメージを示す。

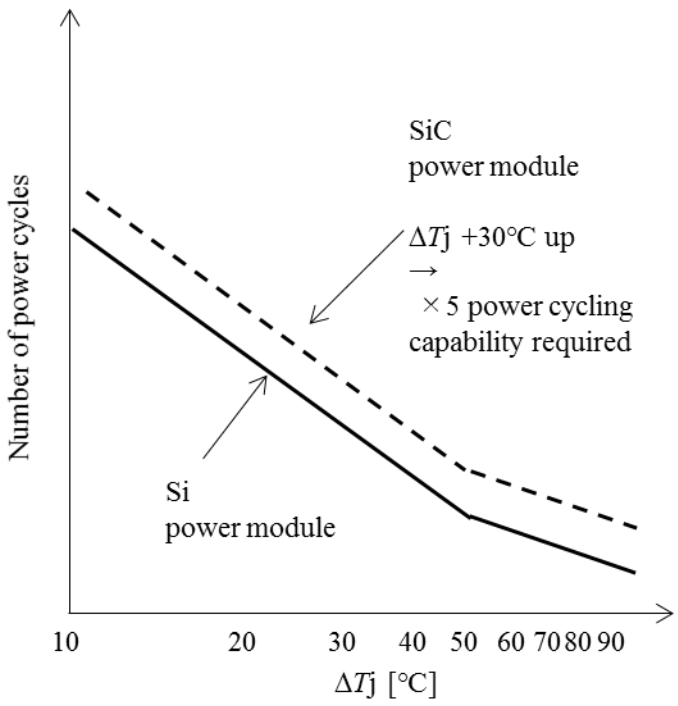


Fig. 1.12 Power cycling capability requirement for SiC Power module.

また、SiC パワーモジュールが普及するためには低価格で大量に、複数の製造メーカから提供されることが必須である。このため低コストで生産性のよいワイヤボンディング技術を用いることは重要である。このことはパッケージ構造を変えず、新材料の活用により性能を向上させることを意味するが、SiC チップに CTE が近く、高熱伝導で、かつ融点が 260℃以上の材料を選定することが重要である。この観点から、ダイマウント材の候補は従来の Pb はんだの代替となる Pb フリーはんだの開発に加え、より高熱伝導な液相拡散接合(Transient liquid phase sintering、TPLS)や Ag、Cu 焼結材が提案されている[97-103]。焼結材を用いたダイマウント材は加圧を行わずキュアだけで焼結接合する無加圧焼結材と加圧プレスを行う加圧焼結材に分類できるが、加圧焼結材を用いたほうが放熱性能向上効果を得ることができるため、高放熱性能が要求されるワイドバンドギャップ半導体用のパワーモジュールに向けて加圧焼結材の適用が始まっている[22,92,93]。

1.5.2　太線ワイヤ接合技術

チップ上のワイヤ接合技術は最も安価で生産性の良い技術として普及しており[35]、Al ワイヤを用いたウェッジボンディング工法がパワーデバイスにおいても幅広く用いられているが、電流密度向上による高 T_j 化のため、SiC チップとワイヤ接合部の CTE ミスマッチが増大し信頼性低下が懸念されており、従来の Al パッド上への太線ワイヤボンディング部の信頼性向上のために様々な研究が行われている[35-43]。E. Özkol et al. [43]は、ボンディングレイアウトの改善により Al ワイヤ接合部のパワーサイクル試験寿命の向上が図れると報告している。また、J. Goehre et al. [39]や T. Yanagimoto et al. [44]は Al ワイヤ中に微量添加物を入れることで Al ワイヤ強度向上を図っており、Si-IGBT パワーモジュールを用いて T_j175℃/ΔT_j90℃のパワーサイクル試験を行い、寿命の改善効果は 1.7 倍であると報告している。しかしながら、ワイドバンドギャップ半導体適用を考えた場合、少なくとも現状の 5 倍以上の寿命向上が必要であり Al ワイヤ組成のみの改善では限界がある。Al ワイヤに変わる強化ワイヤとして考えられる候補材は、Al 被覆 Cu ワイヤ(Al クラッドワイヤ、AlCu ワイヤ)[45]や、Cu ワイヤ[46-55]が挙げられる。Al パッド上の AlCu ワイヤボンディングについては、R. Schmidt et al. [45]が先行研究しており、Al ワイヤ接合部に比べるとパワーサイクル寿命は T_j150℃/ΔT_j70℃で 20 倍，T_j150℃/ΔT_j110℃で 7.8 倍、T_j175℃/ΔT_j135℃で 3.7 倍に向上すると報告している。しかしながら、AlCu ワイヤは Al ワイヤに比べてボンディング時に高い荷重や強い超音波パワーが必要で、半導体素子を壊してしまう可能性がある。太線 Cu ワイヤボンディングのためには、Al ワイヤ、AlCu ワイヤに比べてより高荷重、高パワーが必要となり、半導体素子を保護するための銅めっき(Cu めっき)などのオーバーパッドメタル(Over pad metallization、OPM)が必須である。Uchida et. al. [48]は Al 電極の上に 20 μm の Cu めっきを行い、Al 電極を破壊せずに Cu ワイヤ接合できると報告している。また、R. Roth et al. [49]、H. Hille et al. [50]、G. Liu et al. [51]は、半導体素子層上に Al 電極を形成せずに直接 20 - 30 μm の電解 Cu めっき層を形成することで、Cu ワイヤボンディングが可能となり、Al ワイヤ接合部に比べるとパワーサイクル寿命は T_j175℃/ΔT_j100℃のときの寿命は従来品に対し約 150 倍になると報告している。半導体素子上のダイレクト Cu めっきは、信頼性の観点から非常に魅力的であるが、チップ製造時に Al パッドの代わりに厚い Cu めっきを行うことは、限られた製造メーカでしか実施していないため、ワイドバンドギャップ半導体への適用に向け、広く適用できる技術の開発が必要である。また、Cu めっきを形成する代わりに、焼結材を用いて Cu 板を Ni/Au めきした Al パッド上に形成することで、Cu ワイヤボンディング時に電極破壊を起こさず、また、パワーサイクル寿命を向上する技術が報告されており、特に EV 用途で適用が進んでいる[52-55]。太線ワイヤを用いるチップ表面の接合部については、電流密度向上に伴う高 T_j 動作時の信頼性の確保が必要とされる。

1.5.3　細線ワイヤ接合技術

SiC 半導体デバイスは素子中の欠陥が多く、現状ではチップを大型化したときにチップ歩留まりを大きく損ねることが知られている[8]。このため、Si 半導体に比べ、チップサイズは小さくせねばならない。また、ワイドバンドギャップ化での利点として高耐圧での使用が望めるが、その場合、絶縁耐性確保のために、チップ周辺の絶縁対策エリアを配する必要があり、電流を流す MOSFET の有効面積が損なわれる。さらに、現在は太線ワイヤを用いてゲート結線されている[43]が、ウェッジボンディング用に大きなゲートを設ける必要があり、その副作用として MOSFET の有効面積がさらに損なわれる。低電圧の Si-MOSFET 製品では低抵抗化のためにチップ表面のソース接続およびゲート接続を Cu 端子(コネクタ)を用いて Pb はんだ付する技術が用いられているが[59]、ゲート接続用に細線ワイヤを用いられる場合もある。歩留まりの観点から Si-IGBT のときには 10×10 mm^2 よりも大きかったチップ面積は、SiC-MOSFET においてはおよそ 5×5 mm^2 となる。従来サイズのゲート接続を行う場合、ゲート面積はおよそ 1.6×1.6 mm^2 となり、チップ表面の MOSFET の有効

面積を損なうこととなる。この対策として、細線ワイヤを用いたゲートパッドの縮小が有効である。Fig. 1.13 に示すように細線ワイヤを用いれば、ゲート面積を例えば 0.3×0.3 mm^2 に縮小することにより 10%以上 MOSFET の有効面積の拡大が可能であり、電流密度向上に寄与できる。また、低コスト化、高電気性能化のために細線 Au ワイヤではなく、Cu ワイヤを用いた接合が望まれるが、ロジック半導体でも直面した組立性や信頼性に対する課題の解決が必要である[64-85] 。

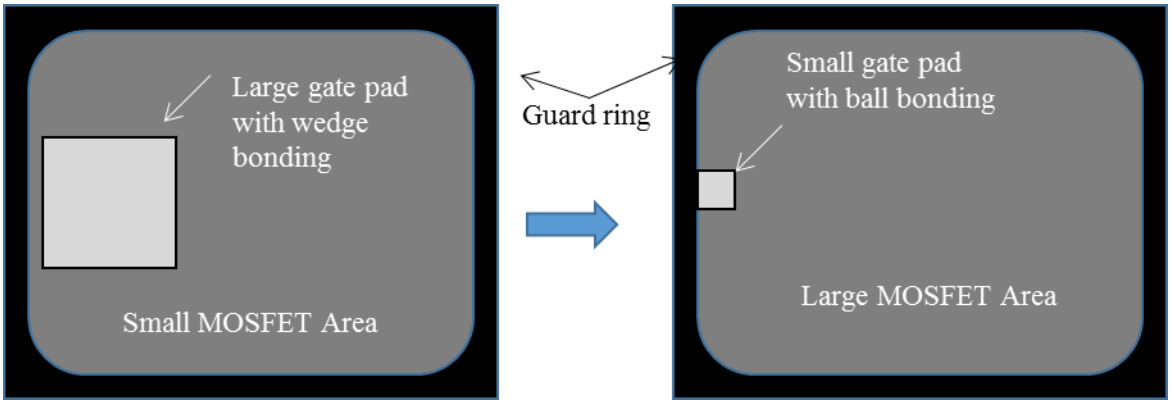


Fig. 1.13 Small gate pad with ball bonding wire for higher current density.

1.5.4　外部端子超音波接合技術

ワイドバンドギャップ半導体を搭載したパワーモジュールは電流密度が向上するため、外部の機器に取り付けられる、外部端子に流れる電流量も増加する。例えば、電鉄トラクション向け 3.3 kV SiC パワーモジュールの定格電流は 140×100 mm^2 のフットプリントで従来は 500 A であったのに対し、1,500 A の市場要求があり、これを満たすためには電流密度を 3 倍にせねばならない[8]。従来のパワーモジュールは、Cu ベースの材料で構成される外部端子をはんだ付したり[86]、絶縁基板から Al ワイヤ Cu ワイヤで橋渡し接合したりすることが主流であったが[87,90]、高電流密度化により外部端子の温度が上昇するため、融点の低いはんだ接合や、電気抵抗の大きい Al ワイヤを用いずに、太い電力端子をワイヤボンダよりも低周波数、高出力で接合する超音波接合技術が普及し始めている[86-95]。超音波接合化により、高温での接合部脆化が改善することが期待される反面、基板やチップ、その他の配線を破壊してしまう可能性があるため、適切な端子構造を検討する必要がある。

1.6　研究目的

電力を制御するパワーデバイスは、ノート PC からエアコン、自動車、鉄道、さらには送配電まで幅広く使われており、電力削減や環境負荷低減に対する要求が世界的に高まる中、その需要が増している。中でも、自動車・産業機器分野におけるバッテリー化や電動化、新エネルギー分野における太陽光発電などの急速な普及・進展に伴い、耐圧 1,000 V を超えるパワーデバイスの需要が急拡大している。この領域では、パワーモジュールを高機能化するためにさまざまな取り組みがなされており、特に電流密度の高いワイドバンドギャップ半導体である SiC 半導体デバイスを搭載した

パワーモジュールでは、高電流で高温動作を実現せねばならない。そこで、エレクトロニクス実装において、長い歴史を持ち、融点の高い接合を実現できる超音波接合を研究対象とし、ワイドバンドギャップ半導体を実現するために必要な高電流密度化を達成するために、パワーモジュールの中の様々な箇所への適用検討を行い、それらのうち、チップのゲート部には腐食対策をおこなった細線ワイヤ接合を、チップの表面の大電流端子部には、応力緩和層を設けた太線ワイヤ接合を、また、電流の集中する外部端子には高パワーで部品を傷つけない超音波端子接合を提案する。Fig. 1. 14 にパワーモジュール用基板上の超音波接合部を示す。SiC 用パワーモジュールでは、多数の SiC-MOSFET チップを 1 つの基板に載せるため、それぞれのチップのゲートワイヤ接続およびソースワイヤ接続が必要である。また、ゲート、ソースおよびドレイン電流は外部端子に集中するため、大電流に耐える省スペースな外部端子接続法が必要である。

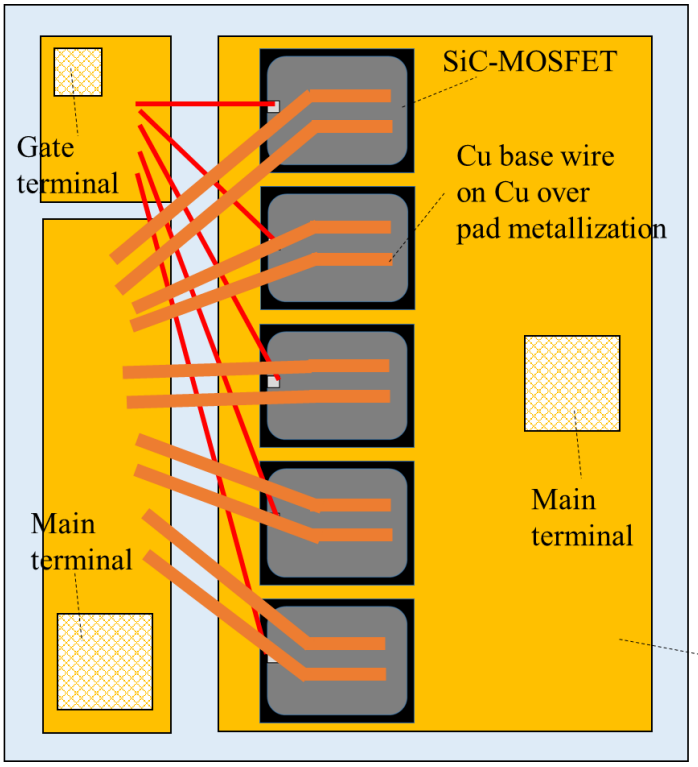
第 1 章では、地球温暖化の原因となる二酸化炭素を主とした温室効果ガス排出の削減を行うために、ワイドバンドギャップ半導体を用いたエレクトロニクス実装技術の必要性について問題提起を行い、特に古くからエレクトロニクス実装に用いられてきた技術である超音波接合技術を使用した場合にワイドバンドギャップ半導体を搭載したパワーモジュールが現在抱える課題を抽出した。また、課題解決のために、超音波接合技術の中でも、特にボールワイヤボンディング技術、ウェッジワイヤボンディングおよび超音波金属接合技術に着目した。

第 2 章では、ゲートパッド縮小に向けて、細線 Cu ワイヤ接合部を高信頼化する技術について議論する。チップサイズを小型化せざるを得ない SiC パワー半導体デバイスにおいて、高電流密度化を実現するためにゲート面積の縮小が必要であり、ゲート小型化のために超音波接合技術の中でも、微細な接合を可能とするボールワイヤボンディング技術に注目する。特に低コストが期待される細線 Cu ワイヤ接合部は腐食に対する課題を抱えており、腐食耐性を向上する接合部仕様とその信頼性向上効果について言及する。

第 3 章では、SiC パワー半導体デバイスにおいて高電流密度化および高温動作化を目指した場合に直面する課題について議論を行う。超音波接合技術の中でもウェッジボンディング技術を用いたチップ表面への太線ワイヤ接合部の信頼性向上を課題とし、パワー半導体の実動作を模したパワーサイクル試験における接合寿命の長寿命化を目指して、ワイヤとボンディングパッドの材質の改善を行い、実験と有限要素解析の双方の観点から、繰り返し熱疲労に強いワイヤ接合部の構造について言及する。

第 4 章では、外部端子の超音波接合技術が直面する課題について議論を行う。従来、はんだ接合が主流であった外部端子接合部が高温でも動作できるように超音波接合への置き換えが進んでいる。材質と超音波接合技術の選択のために、太線ワイヤおよびリボンを用いたウェッジワイヤボンディング技術と成形した大面積の端子を用いた超音波金属接合技術を比較し、大電流化のために必要な端子構造が抱える課題を抽出し、その信頼性について実証を行う。

第 5 章では、各章で得られた知見を総括し、今後の展望を述べる。



Smaller gate pad
✓Smaller Cu ball bonding
✓Higher corrosion reliability
Target: No corrosion due to halogen

Higher current density
✓Cu buffer layer for Cu base wedge bonding
✓Higher power cycling reliability
Target: Power cycling lifetime × 5

Larger main terminal
✓Smaller connecting area
✓Higher withstand voltage
Target: Current rating × 3

Fig. 1.14 Targets in this study for higher current density SiC power module.

第 2 章　ゲートワイヤボンディング部の高信頼化

2.1　緒言

第 1 章で述べたようにワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールの 1 点目の課題は、ゲート電極を縮小して、チップ表面のソース電極の電流密度を向上することである。炭化珪素(SiC)結晶の格子欠陥による歩留低下を避けるため、チップサイズを小型化せざるを得ない SiC パワー半導体デバイスにおける高電流密度化に向けて、高信頼細線銅ワイヤ(Cu ワイヤ)接合技術について議論する。ボンディングパッドであるアルミニウムパッド(Al パッド)上に細線 Cu ワイヤを接合するときに問題となるのは、接合部の腐食による接合不良である。接合初期においては、Al パッド上の Cu ワイヤ接合部に形成する金属間化合物(Intermetallic compound、IMC)層は薄い $CuAl_2$ が主体である[65-68]。この層は、加熱後に銅の比率が高い IMC である Cu_9Al_4 や Cu_3Al_2 に置き換わるが、これらは高湿環境に弱くハロゲンイオンと反応してアルミニウム酸化物(Al 酸化物)に置換され電気接続を失うことが知られている[66-72]。細いワイヤ線径の領域では、銅の比率が高い Cu-Al IMC が存在することで容易に故障が発生するため、これらを形成させない手法の研究が必要である。そこで、Cu ワイヤ接合部の信頼性向上を目的とし、Al パッドを保護するボンディングパッド構造を研究した。Al パッド上に形成する薄膜は、S. Qu et al. [83]によりオーバーパッドメタル(Over pad metallization、OPM)と呼ばれており、本研究でも OPM と呼ぶこととする。Cu ワイヤボンディングに対する OPM の先行研究としては、Al パッド上にニッケル/パラジウム/Au めっき(Ni/Pd/Au めっき)を施した例[77,78]がある。本研究では、物理蒸着(Physical vapor deposition、PVD)プロセスに着目して、Al パッド上に耐食性の強いパラジウム(Pd)を OPM 層として形成し、その接合信頼性を評価した。また、加速試験として、実用上最も細いワイヤ径と, 腐食成分が多量に入ったエポキシ系モールド樹脂を用いて Cu ワイヤボンディング接合部の高温放置試験や高温高湿試験を行い、腐食に強いボンディングパッド構造について、金属間化合物の基礎物性[104-116]をもとに研究を行った。

2.2 実験

2.2.1　サンプル作製と試験方法

本研究ではモールド樹脂による腐食に対して耐性の高いボンディングパッド構造を検討するため、17×17 mm^2/1.0 mm Pitch/256p PBGA(Plastic Ball Grid Array)を用いて評価を行った。テストサンプルの概要を Fig. 2.1(a)に示す。本サンプルの Si チップ表面は、全面が導通可能なメタル層で覆われており、その上にワイヤ(線径 : 18 μm)を接続した。ワイヤ結線は、基板側のボンディングステッチと接合され、外部端子につながっており、2 つの外部端子間の電気抵抗をマルチテスタ(3801-50、日置電機株式会社)で測定することでワイヤ接続部の状態を確認できるように設計した。パッケージ組立後の初期状態での電気抵抗値は、37 ワイヤ接続部全て 0.7 - 0.9 Ω の間であった。信頼性試験後に同様の電気抵抗測定を繰り返し、電気抵抗値が 20 Ω を超過したときにそのワイヤ接続部は故障していると判断した。下記にサンプル作製手順と信頼性評価の手順を示す。

2.2.2　パッドメタル形成

径 200 mm、厚さ 725 μm のシリコンウェハ(Si ウェハ)上に、3 種類のパッドメタル形成を行った。パッドメタル構造を Fig. 2.1 (b)に示す。パッドメタル形成は Fig. 2.2 に示すように PVD プロセスの一つであるスパッタリング法(Sputtering 法)を用いて行い、基準となる Al パッド構造は、熱酸化膜である二酸化珪素 SiO_2 の上にバリアメタル層であるチタン/窒化チタン膜(Ti/TiN 膜)を形成後、Al 層をウェハ全面に形成した。Al パッドは 0.5 wt%の銅が添加されたアルミニウム-銅合金(AlCu 合金)を用いた。続いて、Al パッド上に OPM 層を備えた Al/Pd 構造、Al/Ti/Pd 構造のウェハの作製を同様にスパッタリング法により行った。その後、ウェハを厚さ 200 μm に裏面研削し、ウェハダイサーを用いて 6×4 mm^2 のチップを作製した。

2.2.3.　テストサンプル組立

Fig. 2. 3 および Table 2.1 にテストサンプルの組立プロセスフローと組立に用いた材料をそれぞれ示す。ダイシングを終え個片化された Si チップを、エポキシ系 Ag ペースト(EN-4910M、日立化成株式会社)を用いてチップ搭載し、150℃で 2 h 硬化した。プラズマ洗浄を行い、チップ表面の汚染物を除去した後、ワイヤボンダ(Iconn ProCu、Kulicke & Soffa Industries, Inc.)を用いて線径 18 μm のパラジウム被覆銅ワイヤ(Pd 被覆 Cu ワイヤ、EX1、日鉄マイクロメタル株式会社)をチップと基板の間に結線した。ワイヤボンディング時の詳細なプロセス条件を Fig. 2.4 に示す。150℃に加熱したチップパッド上に超音波振動(振動数：110 kHz)を加えながらワイヤを押し付けた後、超音波をかけずにボールの押しつぶしとスクラブ(こすりつけ)を行い、ボール形状を整えた。その後、荷重と超音波を負荷しながらワイヤ接合を行った。ワイヤボンディングを行った後、テストサンプルをモールド封止し、チップ、ワイヤ接合部をモールド樹脂で覆った。本研究では、耐食性の検討を行うため、ワイヤ接合部と反応しやすい、塩素イオン(Cl^-イオン)および硫酸イオン(SO_4^{2-}イオン)を多く含む樹脂を用いた。使用樹脂に含まれる不純物を Table 2.1 に示す。モールドキュアを行い、樹脂を硬化した後、ブレードダイサー(DFD641、株式会社ディスコ)を用いたパッケージダイシングを行い、テストサンプルを個片化した。

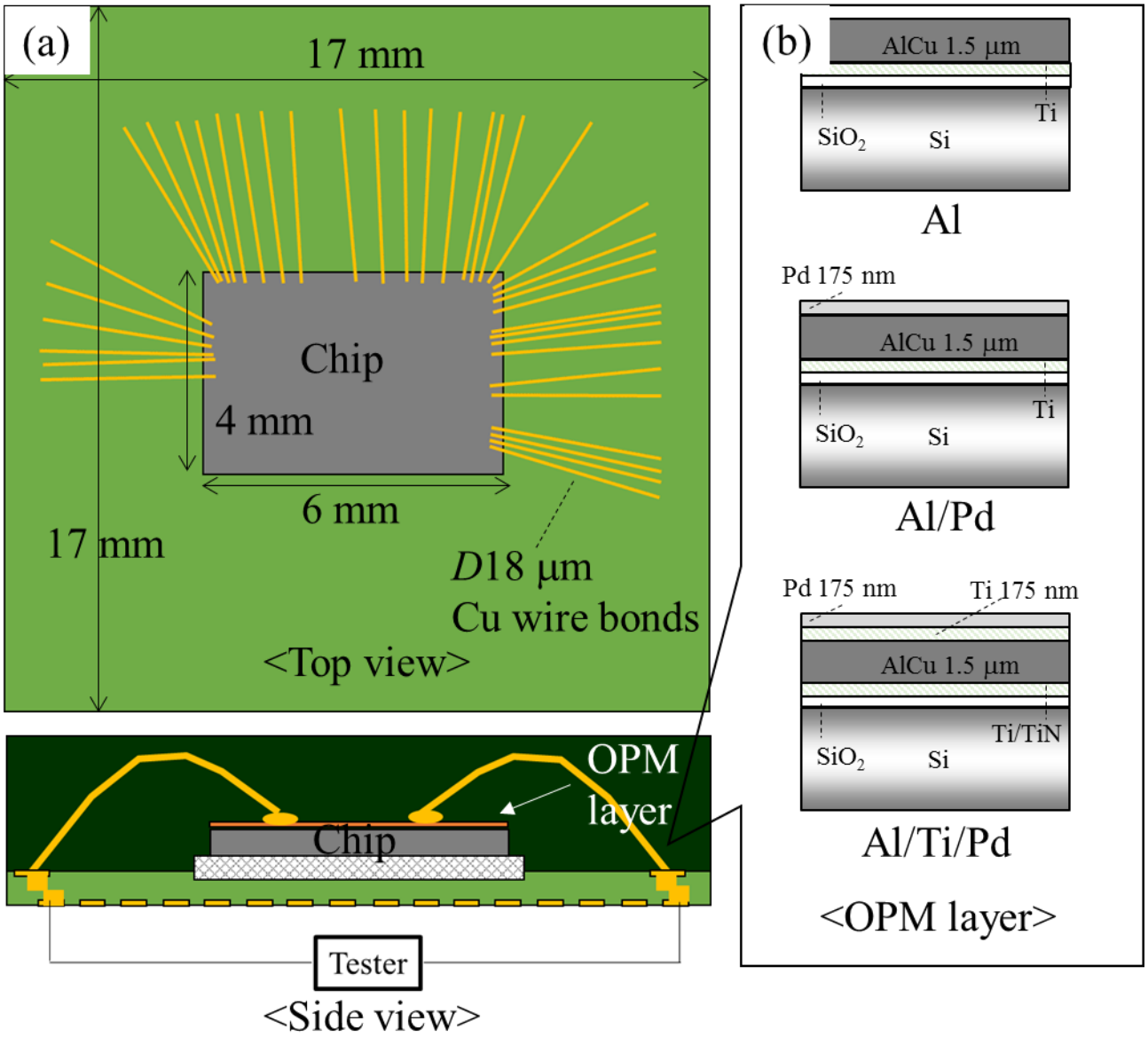


Fig. 2.1 Schematics of blanket wafers and test samples.

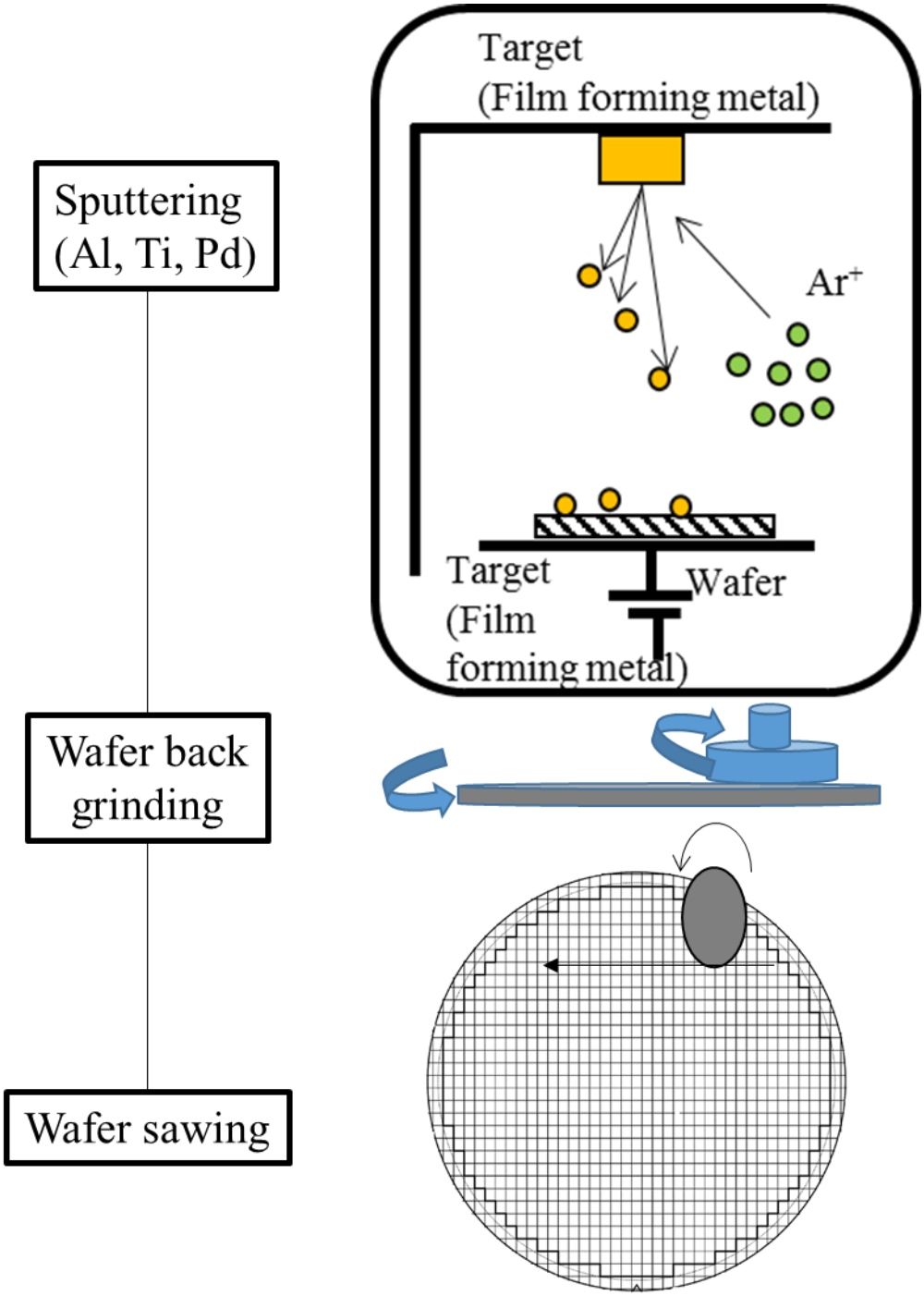


Fig. 2.2 Test chip preparation process.

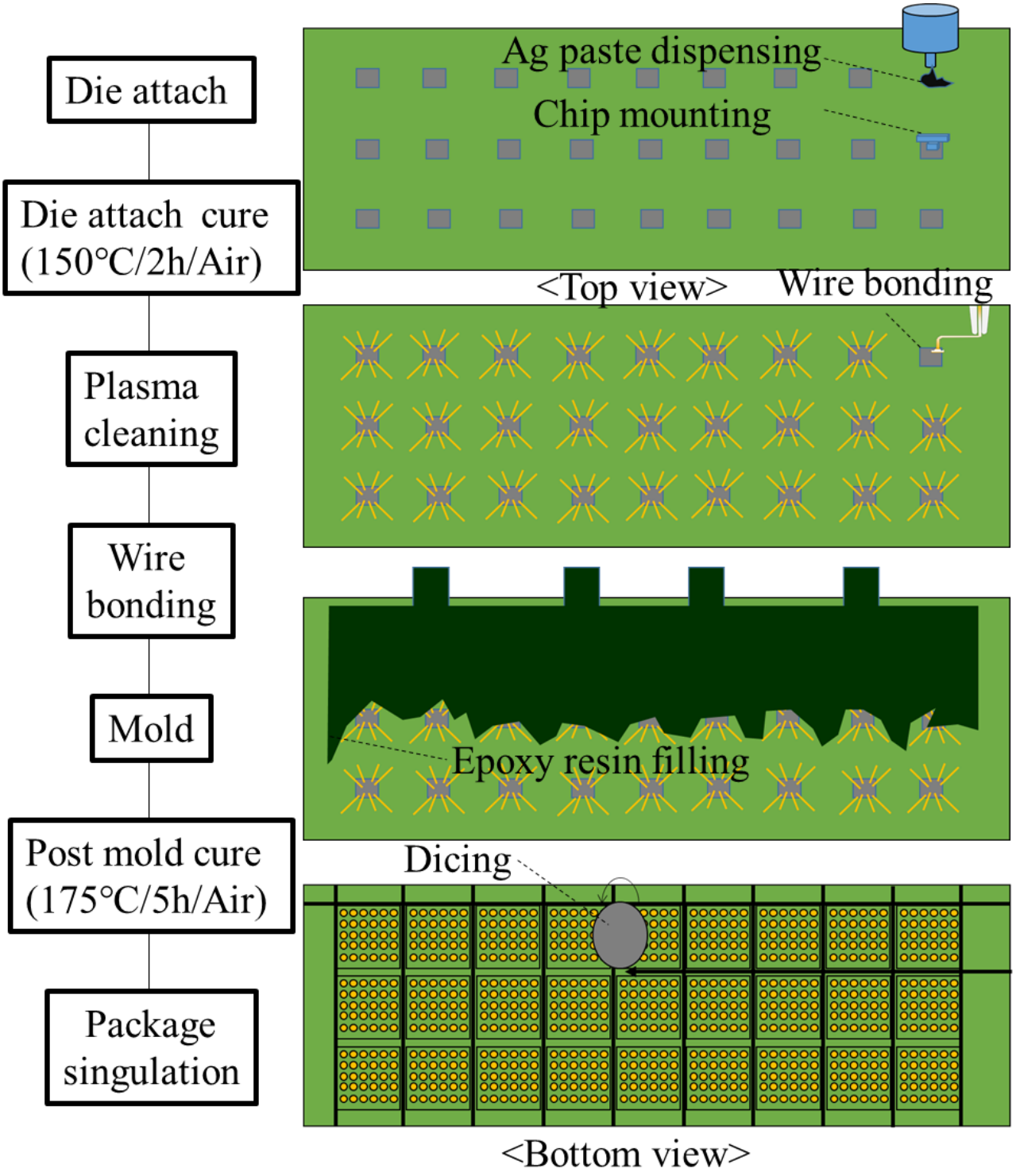


Fig. 2.3 Test sample assembly process.

Table 2.1 Materials used for test sample assembly.

Material		Specification
Chip	Dimension	6 × 4 mm^2, thickness 200 μm
Pad	Dimension	Al layer, Al-Cu 0.5 wt%, thickness 1.5 μm Ti layer, thickness 175 nm Pd layer, thickness 175 nm
Wire	Type Dimension	Pd-coated copper wire Diameter 18 μm
Die attach material	Type	Epoxy-based Ag paste
Substrate	Dimension Pin count Layer	17 × 17 mm^2, thickness 0.56 mm 256 2
Mold	Type Dimension Impurity contents	Epoxy based resin (Cl and SO_4 rich) thickness 0.8 mm Cl^- 20 ppm, Br^- ND, NO_3^- ND, SO_4^{2-} 25 ppm, Na^+ 6 ppm, NH_4^+ ND, K^+ ND, Mg^+ 10 ppm, Ca^{2+} 6 ppm (Extraction condition: 121 °C for 24 h, ND: Not detected).

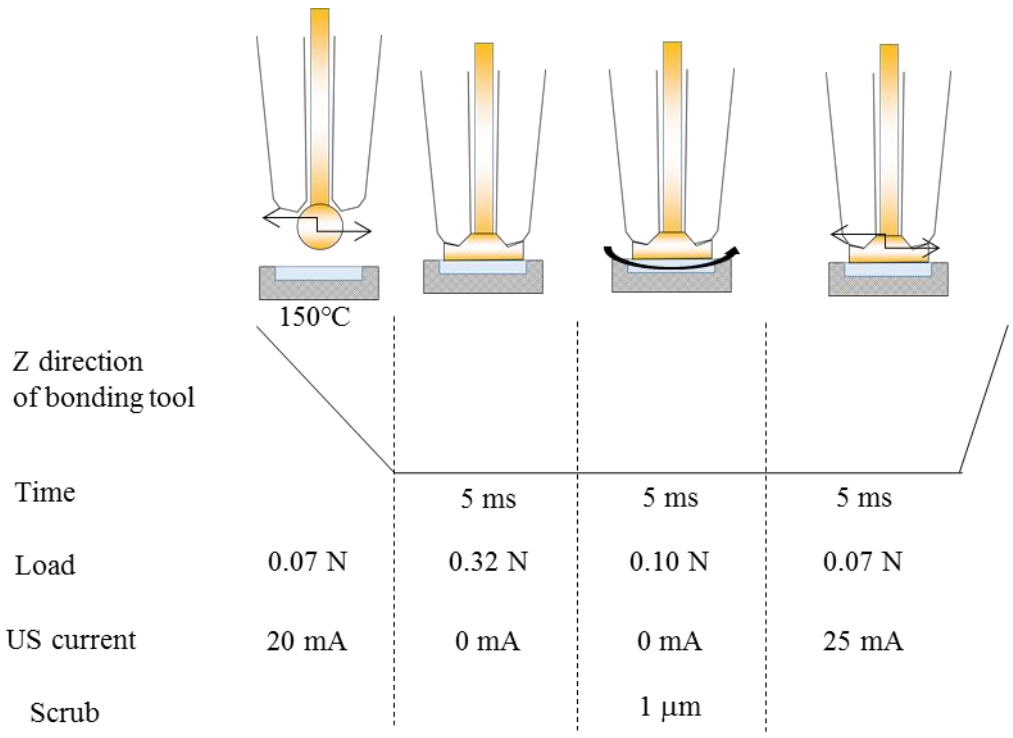


Fig. 2.4 Cu wire bonding condition.

2.2.4　加速環境試験

信頼性試験のフローを Fig. 2.5 に示す。組立を終えたテストサンプルを前処理として 30℃/70%RH/192 h の吸湿処理を行った後、表面実装を模したリフロー処理を行った。リフロープロファイルを Fig. 2.6 に示す。リフローは、O_2 濃度 1,000 ppm 以下の N_2 リフロー炉(SOLSYS-310n2 IRMP、アントム株式会社)を用いて、ピーク温度 260℃のリフロー熱履歴を 3 回加えた。その後、HTS(高温放置試験)や UHAST(高温高湿試験)を加速環境試験として実施した。HTS は 150℃と 200℃の 2 条件で評価を行い、各ボンディングパッド水準のテストサンプルを 5 個ずつ N_2 オーブン(O_2 濃度 1,000 ppm 以下)に投入した。テストサンプル中にはワイヤ接合部を 37 点設けてあり、150℃の HTS は 96 h ごとに各ワイヤ接合部の電気抵抗測定を実施し、4,416 h まで継続した。また、200℃の HTS では 24 h ごとに各ワイヤ接合部の電気抵抗測定を実施し、1,920 h まで継続した。UHAST は 130℃/85%RH の条件で高温高湿炉内に放置し、96 h ごとに各ワイヤ接合部の電気抵抗を測定し、4,536 h まで継続した。

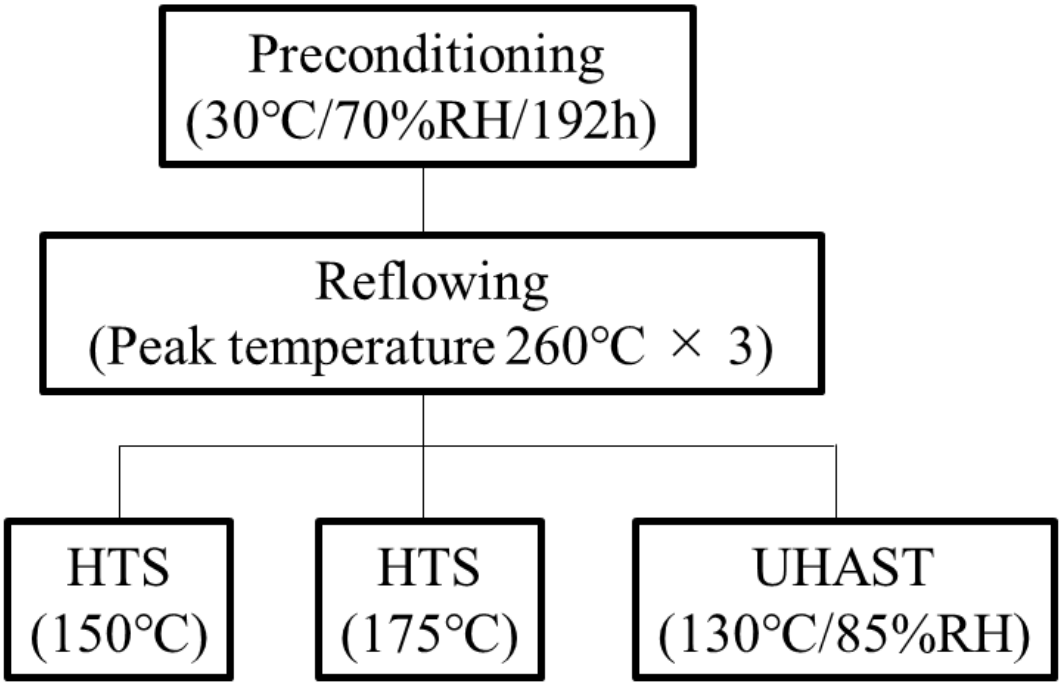


Fig. 2.5 Accelerated stress test process.

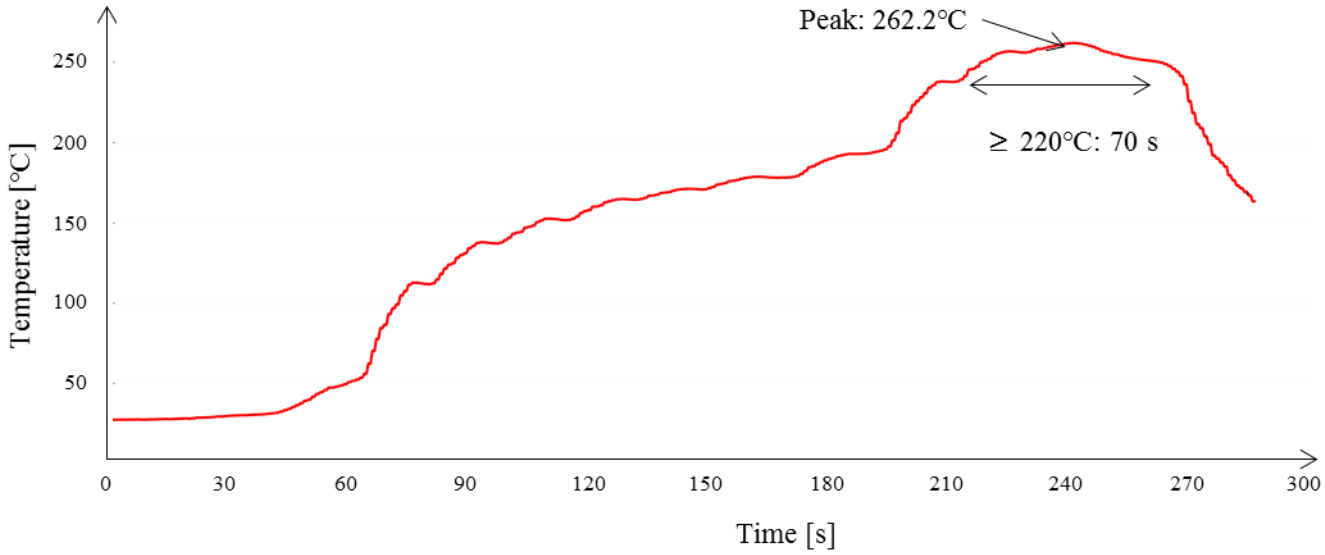


Fig. 2.6 Reflow profile for preconditioning

2.2.5　ワイヤ接合状態の分析

Al 上の Cu ワイヤ接続部は FIB(Focused ion beam)加工で断面出しを行った後、走査型透過電子顕微鏡(Scanning transmission electron microscopy、STEM)を用いて接合状態の観察を行った。金属間化合物の有無などの界面の微細構造の観察は 2×10^4 - 3.2×10^5 倍のエネルギー分散 X 線分光(Energy dispersive X-ray spectrometry)器付き STEM を用いて行った。金属間化合物は電子線回折像をフーリエ変換した格子像解析(Fast Fourier transfer、FFT)像と EDS 分析結果から特定を行った。Fig. 2. 7 は FFT 像の例を示している。本研究では、IMC 層や固溶体層の構造を FFT 像から読み取っており、その前提となる結晶構造については、文献[73,74,109,110]を引用した。C. H. Chen et al. [73]、H. Xu et al. [74]によると、Cu と Al 間に形成する IMC 層である Cu_9Al_4 は cubic(fcc)構造、Cu_3Al_2 は hexagonal 構造、CuAl は monoclinic 構造、そして $CuAl_2$ は tetragonal 構造と異なった結晶格子であるため、FFT 像によりこれらの IMC を識別することが可能であると報告されている。また、岡本[109]によると、AlPd と Al_3Pd_5 はそれぞれ cubic 構造、orthohombic 構造と報告されている。Subramanian and Laughlin [110]は Cu_3Pd、CuPd および(Cu,Pd)固溶体はそれぞれ、tetragonal、simple cubic、fcc 構造であると報告している。本研究では、Cu/Pd 界面の Cu-Pd 層は Fig. 2.7 に示すように cubic 構造であったため、CuPd または(Cu,Pd)固溶体であると判別した。

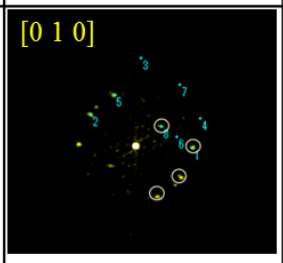
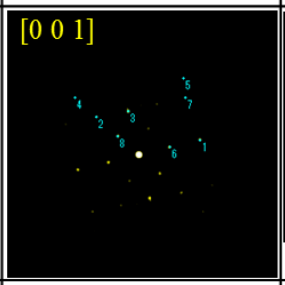
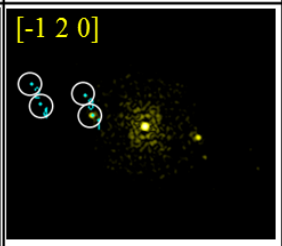
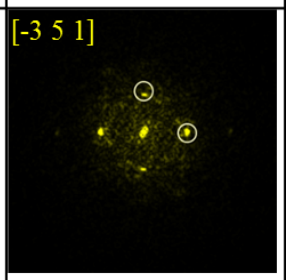
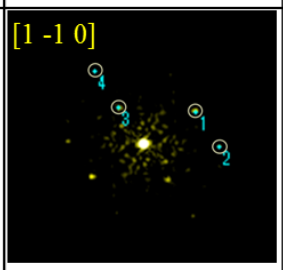
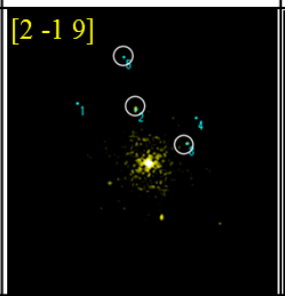
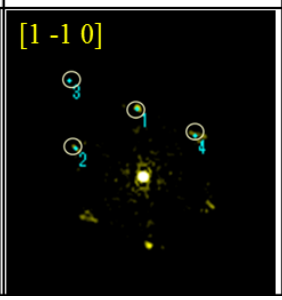
Compound	Cu_9Al_4	Cu_3Al_2	CuAl	$CuAl_2$
Structure	cubic	hexagonal	monoclinic	tetragonal
FFT Image				
Compound	AlPd	Al_3Pd_5	CuPd	
Structure	cubic	orthorhombic	cubic	
FFT image				

Fig. 2.7 Example of FFT images of intermetallic compounds.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-4.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

2.3 結果・考察

2.3.1 加速環境試験結果

テストサンプルの加速環境試験結果を Fig. 2.8 – 2.10 に示す。Fig. 2.8 は HTS150℃のときの放置時間による電気抵抗値の変化を示したものである。図中のプロットは、テストサンプル中の 37 本のワイヤ接合部のうち、最初に電気抵抗が上昇したものを示している。また、テストサンプルは各 5 個ずつであるから、各条件で 185 点のワイヤ接合部の確認を行っている。150℃での放置の場合、ボンディングパッドが Al パッドの水準のみ電気抵抗が上昇し、他の水準では電気抵抗上昇は発生しなかった。Fig. 2.9 は HTS200℃のときの放置時間による電気抵抗値の変化を示したものである。ボンディングパッドが Al パッドの水準では、288 h 後から故障が発生し、480 h 後には全てのテストサンプルで故障した。ボンディングパッドが Al/Pd OPM の水準では、288 h 後から故障が発生し、864 h 後には全てのテストサンプルが故障した。ボンディングパッドが Al/Ti/Pd OPM の水準では、864 h 後から故障が発生し、1,824 h 後には全てのテストサンプルが故障した。Fig. 2.10 は UHAST 130℃/85%RH のときの放置時間による電気抵抗値の変化を示したものである。ボンディングパッドが Al パッドの水準では、1000 h 前には全てのテストサンプルが故障した。ボンディングパッドが Al/Pd OPM の水準では、3,000 h を超えたところでサンプル 1 個が故障し、残りのサンプルは故障しなかったが、864 h 後には全てのテストサンプルが故障した。一方、ボンディングパッドが Al/Ti/Pd OPM の水準では 4,000 h 経過後も故障は発生しなかった。これらの結果から、HTS および

UHAST に対して、ボンディングパッドが Al の水準が短寿命で、Al/Pd、Al/Ti/Pd の順に長寿命化することを確認した。

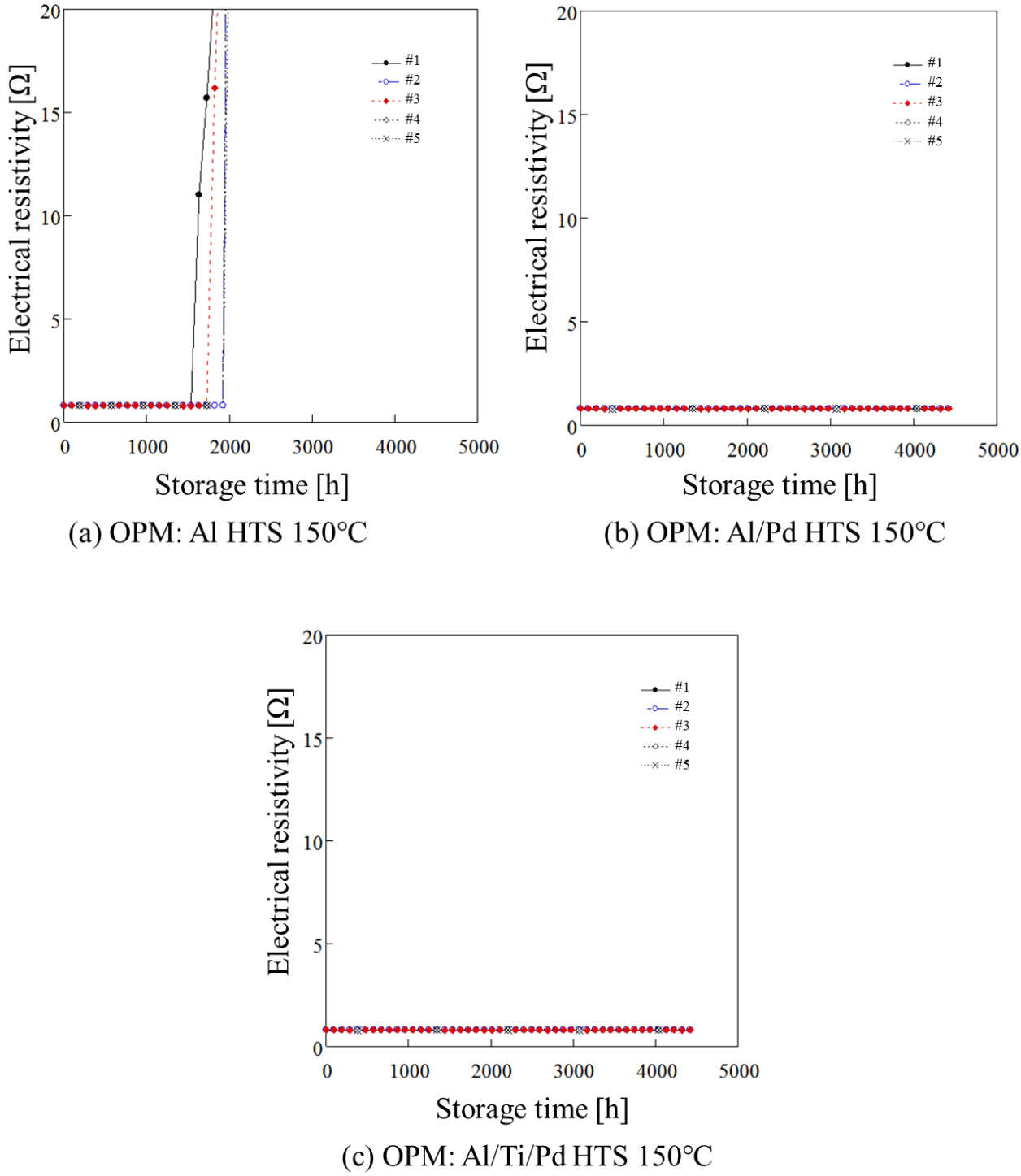


Fig. 2.8 Changes in electrical resistivity during HTS at 150°C.

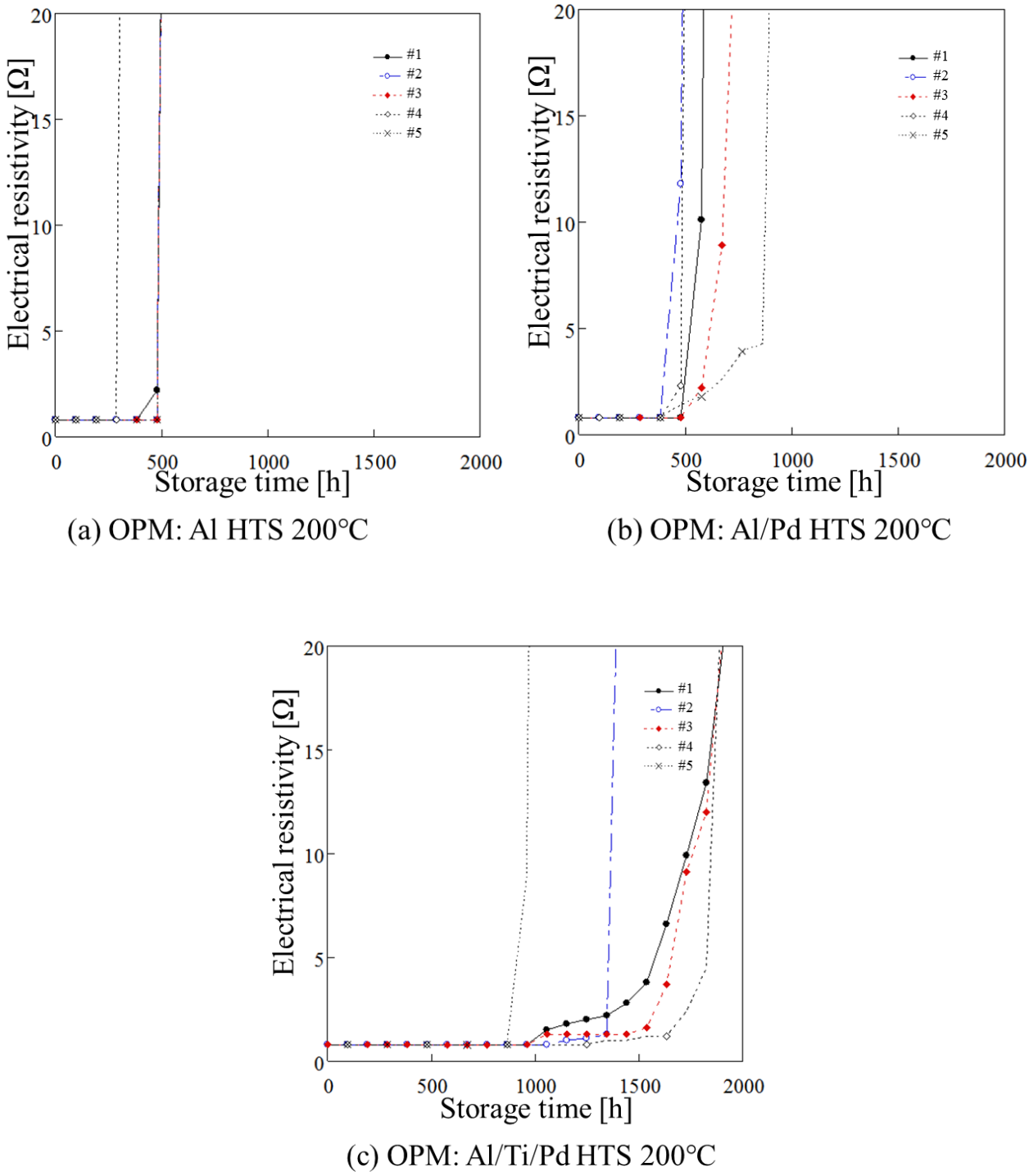


Fig. 2.9 Changes in electrical resistivity during HTS at 200°C.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-5.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

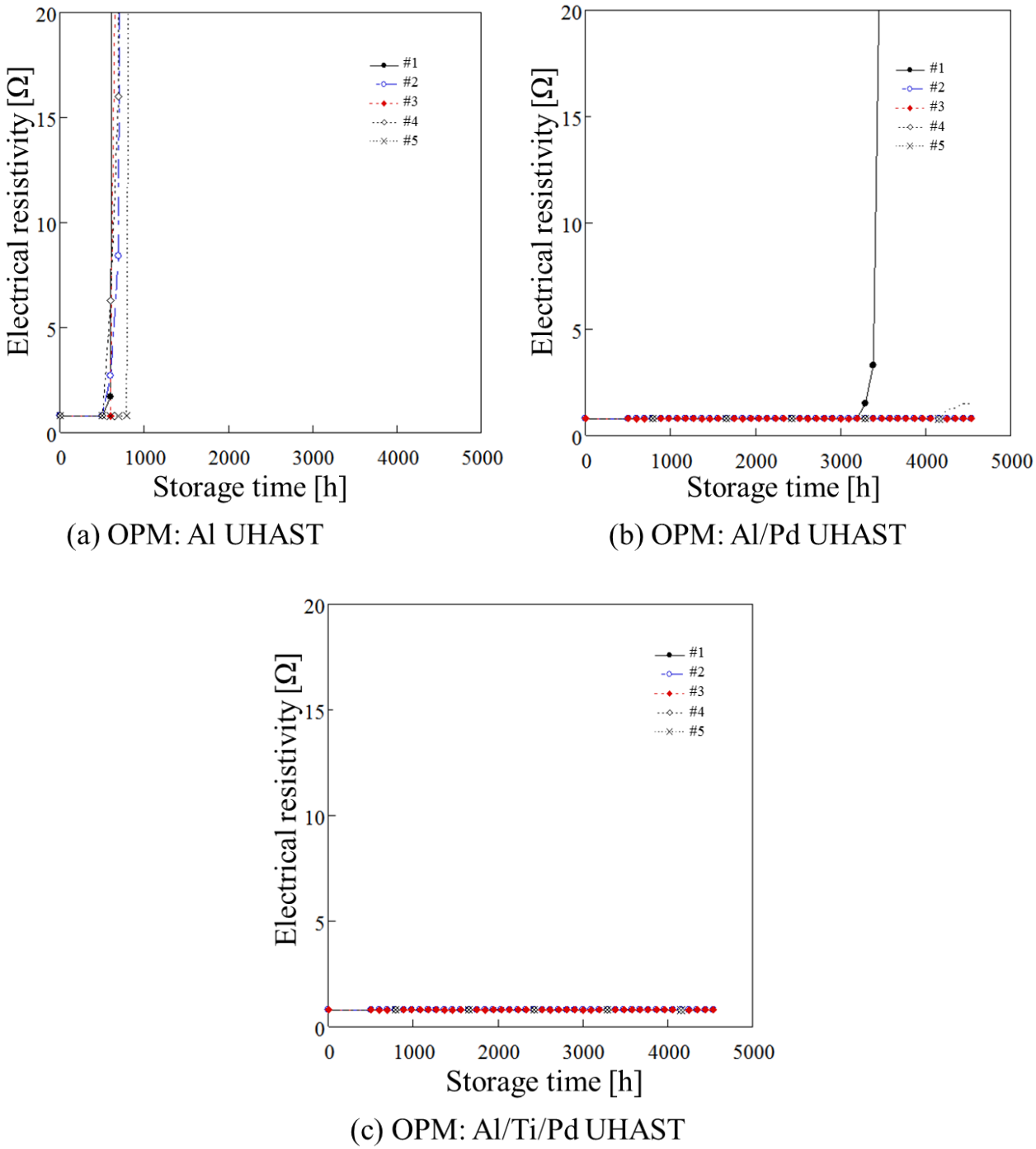


Fig. 2.10 Changes in electrical resistivity during UHAST at 130℃/85%RH.

2.3.2　ワイブル解析

Cu ワイヤ接合部のワイブル分析結果を Fig. 2.11 に示す。Fig. 2.11 (a) - (c)はそれぞれ、HTS150℃、HTS200℃および UHAST 後の結果を示している。ボンディングパッドが Al のときの Cu ワイヤ接合部は全ての条件で故障したが、ボンディングパッドが Al/Pd および Al/Ti/Pd パッド上の Cu ワイヤ接合部は信頼性が向上し故障しないサンプルも確認されたため、故障寿命をワイブルプロット化できない水準があった。これらについては累積故障寿命計算のために本研究よりも長い試験時間が

必要である。Fig. 2.11 (b)はHTS200℃のワイブルプロットを示しているが、この条件では全てのOPM水準のワイブルプロットが得られた。図中において3つのテストサンプルが同時に故障しているが、これは電気抵抗測定の間隔内で故障サンプルが複数発生したためであり、寿命の過大評価を防ぐためにそれぞれの結果を表示している。ボンディグパッドがAlの水準のCuワイヤ接合部の累積故障寿命は、0.1%、1%、50%累積でそれぞれ、99、184、544 hであった。また、Al/Pd OPM水準のCuワイヤ接合部の累積故障寿命はそれぞれ、127、234、714 h、Al/Ti/Pd OPM水準のCuワイヤ接合部の累積故障寿命はそれぞれ、197、418、1,658 hであり、Cl^-、SO_4^{2-}リッチなモールド樹脂で封止したCuワイヤ接合部のHTS200℃の累積故障寿命は、Alパッドのときに比べて、Al/Pd OPMおよびAl/Ti/Pd OPMのときにそれぞれ、およそ1.3倍、2倍に長寿命化した。

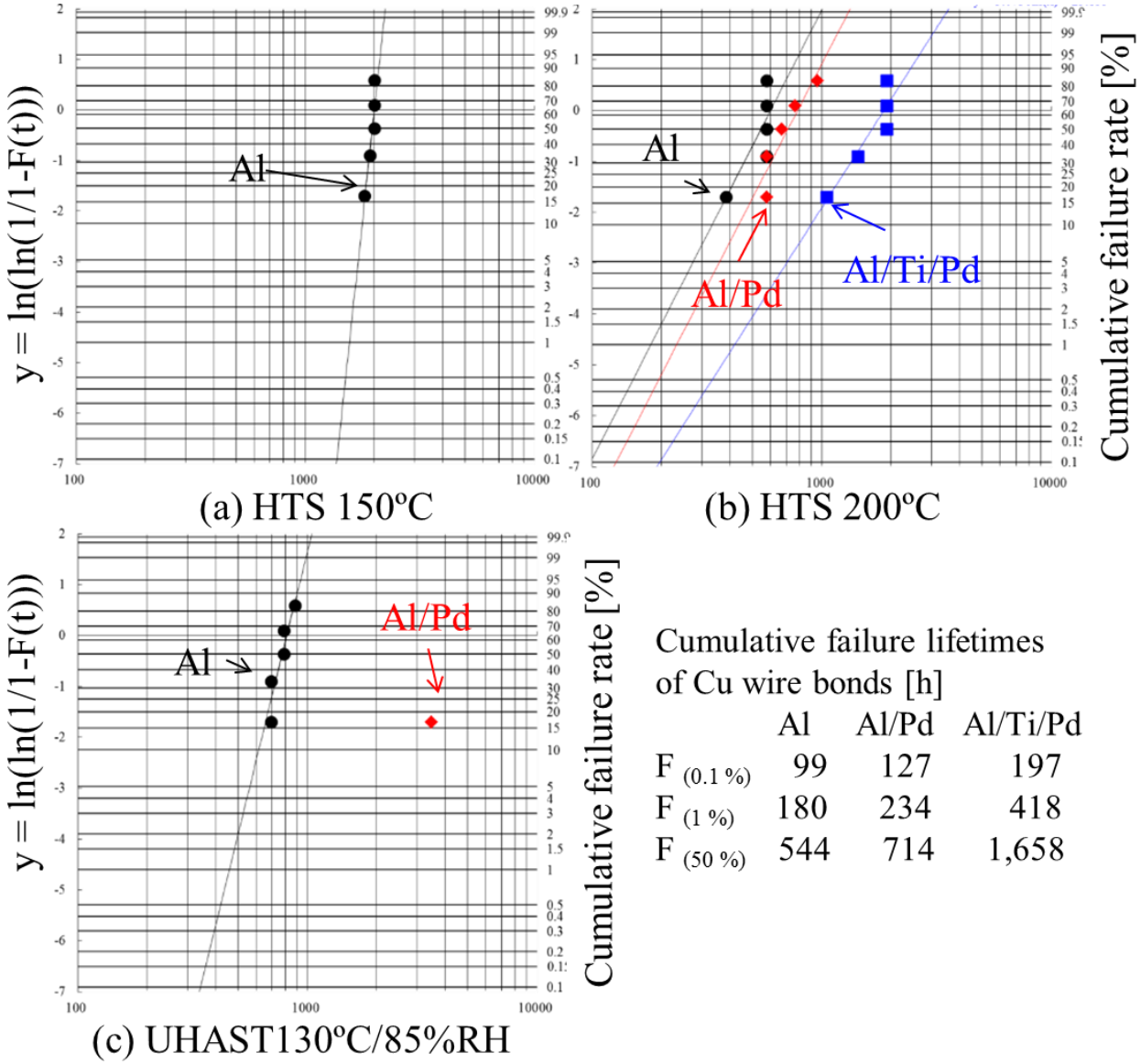


Fig. 2.11 Weibull analysis results under various test conditions: (a) HTS 150℃, (b) HTS 200℃, and (c) UHAST 130℃/85%RH.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-5.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

2.3.3　断面解析結果

Fig. 2.12 (a)にボンディングパッドが Al のときの Cu ワイヤ接合部の接合初期(モールドなし)、240℃/24 h 後(モールドなし)の STEM 像を示す。また、Fig. 2.12 (b)は組立後(175℃/5 h 後)，前処理後(260℃/リフロー3 回後)および 200℃/192 h(HTS)後の STEM 断面像を示す。なお、左列に低倍率(20 ×10^3 倍)、右列に高倍率(115 × 10^3 倍または 320 × 10^3 倍)の STEM 像を示す。接合初期には界面に平均 7 nm の Cu_9Al_4 層と平均 8 nm の CuAl 層が存在し、前者は Cu ワイヤ側、後者は Al パッド側に存在した。T. A. Tran et al. [81]、S. Qu et al. [83]は $CuAl_2$ 層を観察しているが、本研究では $CuAl_2$ 層は観察されず、代わりに CuAl 層が存在した。240℃/24 h 放置後には Cu_9Al_4 層、CuAl 層に加えて Cu_3Al_2 層が観察された。175℃/5 h のモールドキュア後には Cu_9Al_4 層は平均 40 nm、CuAl 層は平均 83 nm に成長していた。また、前処理後には、Cu_9Al_4 層は平均 54 nm，CuAl 層は平均 75 nm と成長し、200℃/192 h の HTS 後にはそれぞれの層は、平均 151 および 309 nm に成長し、Cu ワイヤ接続部の端部から中央部に向かって Cu/Cu_9Al_4 の界面でクラックが進展していた。

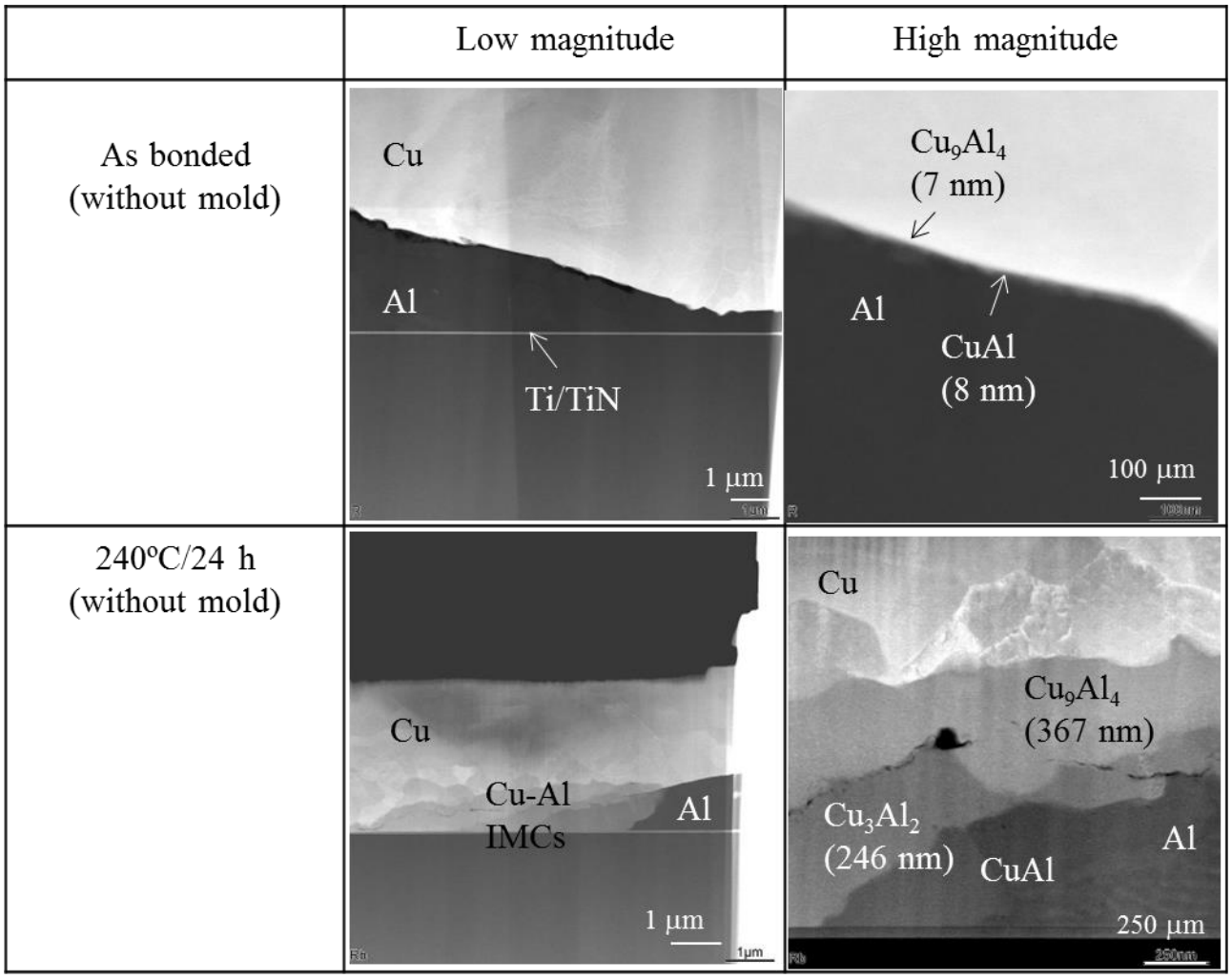


Fig. 2.12 (a) STEM images of Cu wire bonds on Al metallization.

Source: F. Kawashiro et al.: “Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization,” Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-4.

© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

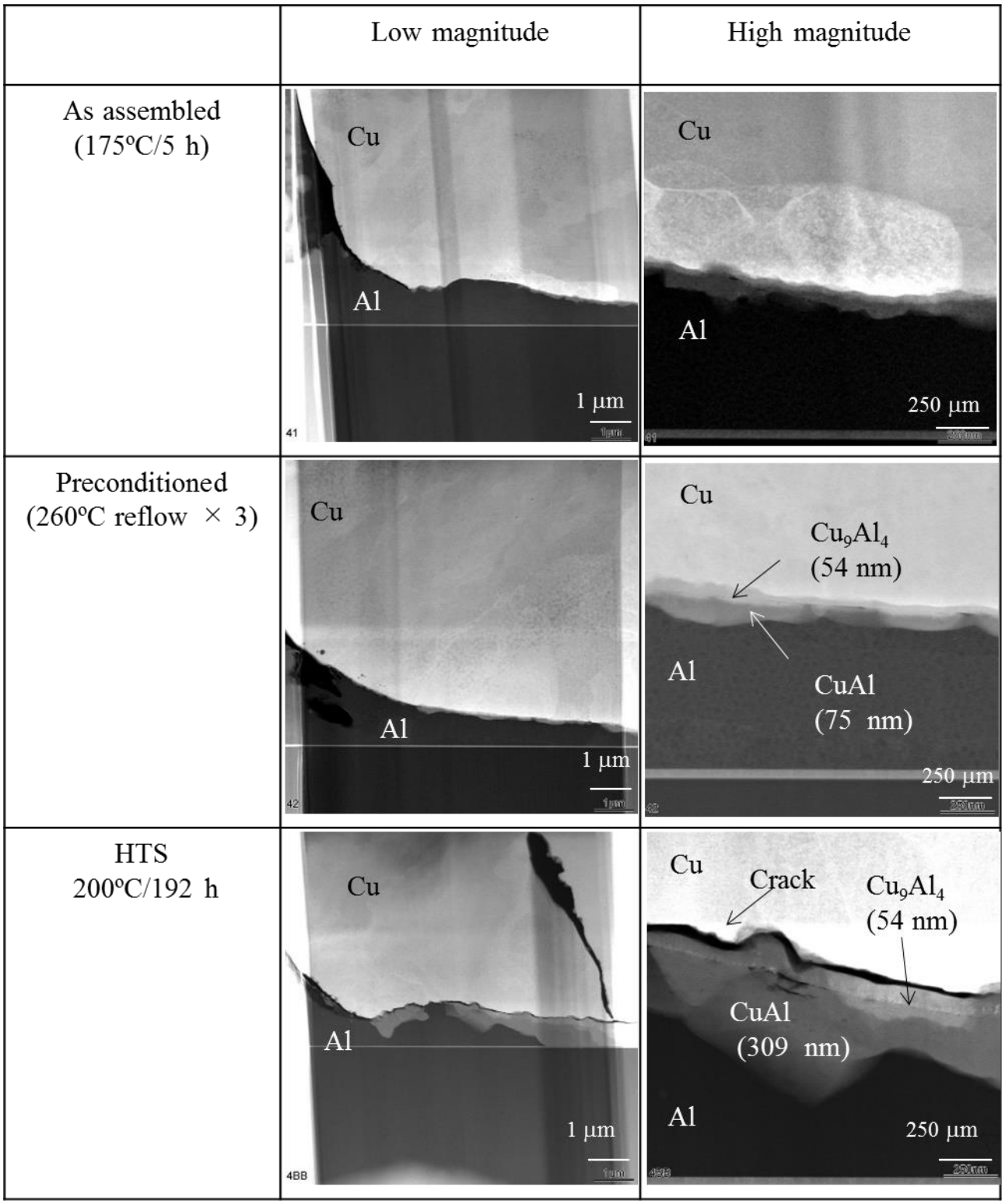


Fig. 2.12 (b) STEM images of Cu wire bonds on Al metallization.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-4.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

Fig. 2.13 (a)は、Al/Pd ボンディングパッドの上の Cu ワイヤ接合部の接合初期(モールドなし)と 240℃/24 h 後(モールドなし)の STEM 断面像を示す。また、Fig. 2.13 (b)は組立後(175℃/5 h 後), 前処理後(260℃/リフロー3 回後)および 200℃/192 h(HTS)後の STEM 断面像を示す。なお、左列に低倍率(20 ×10^3 倍)、右列に高倍率(115×10^3 倍または 320×10^3 倍)の STEM 像を示す。Cu/Pd 接合部は非常に薄いため、モールドキュア後、前処理後、200℃/192 h 後には金属間化合物層が観察されなかった。一方で、cubic 構造の Cu-Pd 層が 240℃/24 h 放置後に現れた。この層は Cu_1Pd_1 IMC あるいは(Cu,Pd)固溶体とみられる。これらの条件下では Al 層は Pd 層に拡散し、Al_3Pd_3 層を形成した。

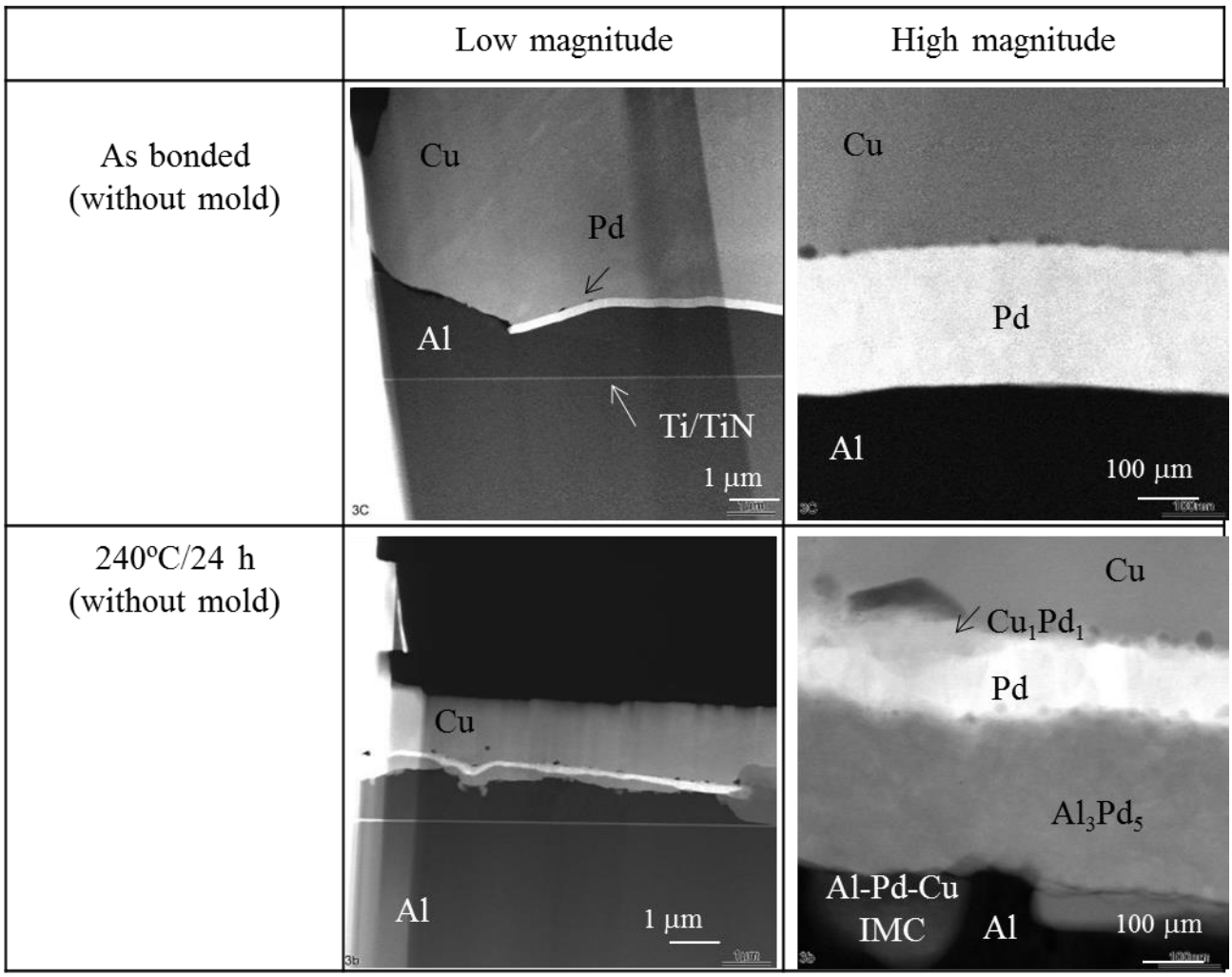


Fig. 2.13 (a) STEM images of Cu wire bonds on Al/Pd metallization.

Source: F. Kawashiro et a.l: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-4.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

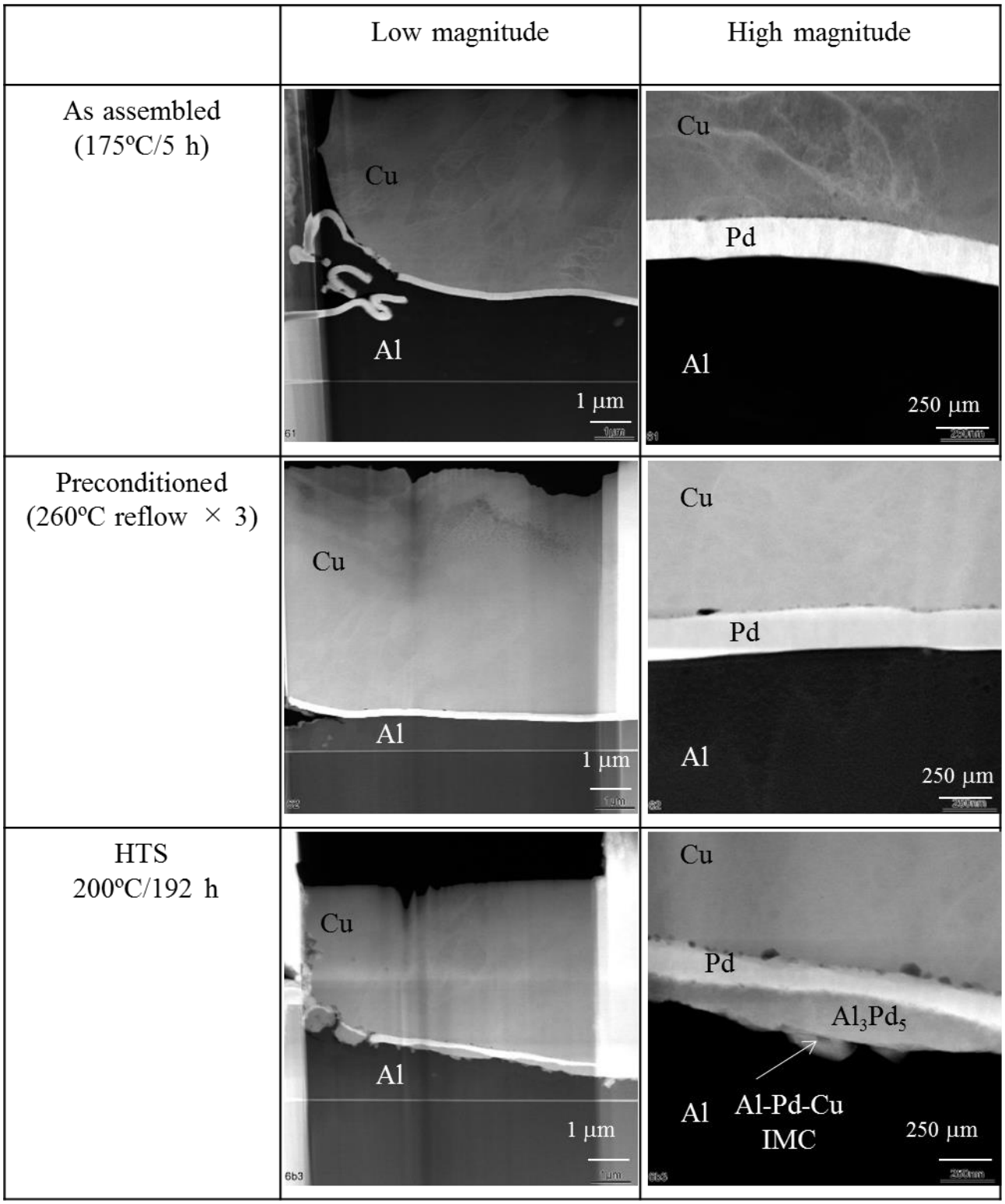


Fig. 2.13 (b) STEM images of Cu wire bonds on Al/Pd metallization.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-4.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

Fig. 2.14 (a)は、Al/Ti/Pd ボンディングパッドの上の Cu ワイヤ接合部の接合初期(モールドなし)と 240℃/24 h 後(モールドなし)の STEM 断面像を示す。また、Fig. 2.14 (b)は組立後(175℃/5 h 後), 前処理後(260℃/リフロー3 回後)および 200℃/192 h(HTS)後の STEM 断面像を示す。なお、左列に低倍率(20 × 10^3 倍)、右列に高倍率(115×10^3 倍または 320×10^3 倍)の STEM 像を示す。Al/Ti/Pd パッド上への Cu/Pd 界面の挙動は Al/Pd パッド上へのそれと同様であったが、Ti がバリアの役割を果たし Al が透過しなかったため Al_3Pd_3 層は形成しなかった。また、Ti/Pd 界面と Ti/Al 界面は、熱処理による変化は見られなかった。

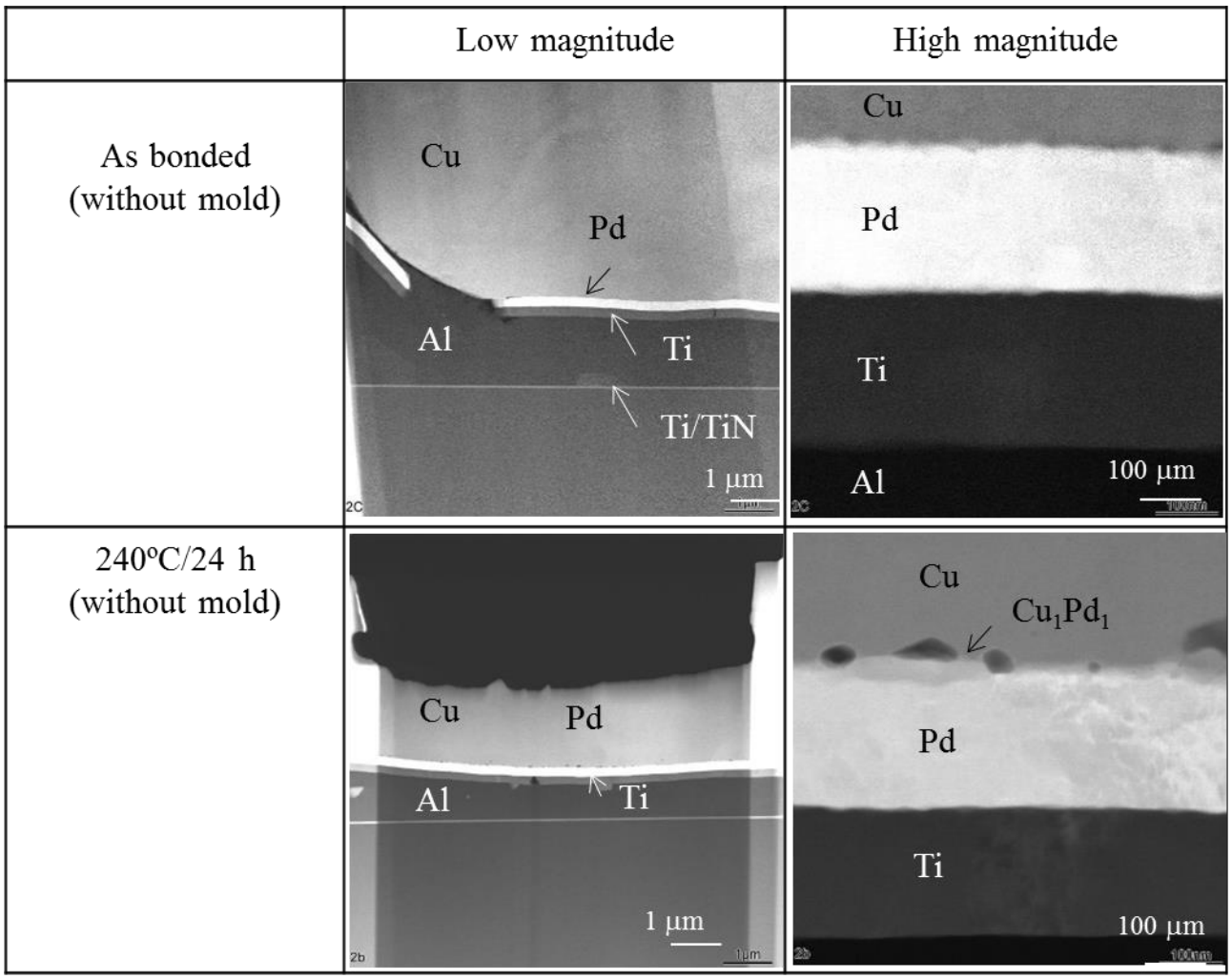


Fig. 2.14 (a) STEM images of Cu wire bonds on Al/Ti/Pd metallization.

Source: F. Kawashiro et al: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-5.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

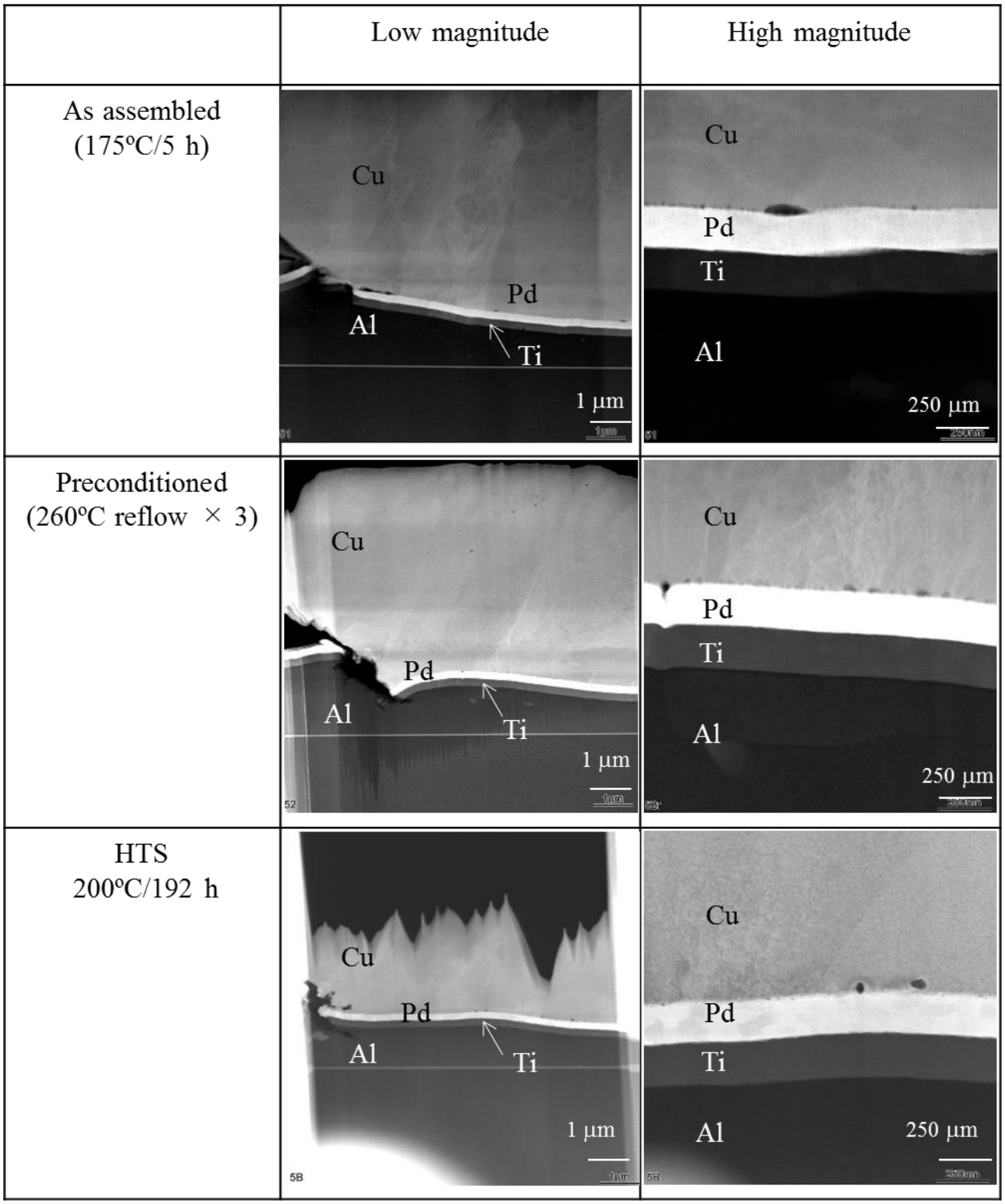


Fig. 2.14 (b) STEM images of Cu wire bonds on Al/Ti/Pd metallization.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-5.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

2.3.4　高温放置後の銅ワイヤ接合部の故障

Fig. 2.15 – 2.17 に HTS200℃で故障した Cu ワイヤ接合部の STEM 像を示す。Fig. 2.15 は HTS 200℃/192 h で故障した、ボンディングパッドが Al の水準の Cu ワイヤ接合部の STEM 像であり、クラックはワイヤ接合部端部から中心部に向かって Cu/Cu_9Al_4 間で進展していた。C. J. Hang et al. [72]、J. Chen et al. [73]、H. Xu et al. [74]、Y. H. Lu et al. [76]は Cu/Al 界面の HTS 時の挙動を調査しており、Cu-Al IMC の成長により、IMC 界面が体積変化することでクラックが発生すると結論付けている。H. Xu et al. [74]によると、Cu、Al、Cu_9Al_4 および CuAl 金属間化合物のモル体積はそれぞれ、7.11、10.00、99.37 および 16.90 cm^3/mol である。Table 2.2 に金属間化合物の変化による体積変化を示す。Cu/Cu_9Al_4 界面の体積変化は Cu_9Al_4 の形成時に大きく変化し、4.4%減少する。このことは Fig. 2.15 で示すクラックの進展と一致する。また、Fig. 2.15 中の EDS 元素マッピングの結果から Cu/Cu_9Al_4 界面のクラックの終点から硫黄(S)と酸素(O)が検出されている。J. Idrac et al. [107]は Cu、Al および Cu-Al 金属間化合物の電気化学的な性質を調査しており、これらの金属、金属間化合物のうち、Cu が Na_2SO_4 溶液中では最も SO_4^{2-}イオンに対して反応しやすいと報告している。このことは SO_4^{2-}イオンあるいはモールド樹脂由来の SO_4 化合物が Cu/Cu_9Al_4 界面に作用し、界面の体積収縮後に金属結合を引き裂いたことを示唆している。

Fig. 2.16 は HTS200℃/672 h 後に故障した、ボンディングパッドが Al/Pd の水準の Cu ワイヤ接合部の STEM 像を示す。高温放置により Pd 層はほぼ完全に Pd-Al-Cu 層に置き換わっており、Cu-Pd 層の代わりに硫化硫黄(CuS)層が Cu/Pd-Al-Cu 界面で観察された。クラックは Cu/Pd-Al-Cu 界面に沿って進展しており、SO_4^{2-}イオンあるいはモールド樹脂由来の SO_4 化合物が界面に作用し、金属結合を引き裂いたことを示唆している。宇野と山田[82]は Pd 被覆ワイヤが Al パッドに接合されるとき、ワイヤ由来の Pd が Cu/Al 界面に濃縮し、Pd-Al-Cu IMC を形成すると報告している。Pd リッチ Cu/Al 界面の HTS 時の挙動に関する報告はないが、Al/Pd パッド上の Cu ワイヤ接合部の寿命は本研究から Al パッド上よりも 1.3 倍長寿命化することを明らかにした。

Fig. 2.17 は HTS200℃/1,440 h 後に故障したボンディングパッドが Al/Ti/Pd パッドのときの Cu ワイヤ接続部の STEM 像である。Cu-Pd 層は CuS 層に置換されているが、Pd パッド自体は Ti バリア層の影響で Pd-Al-Cu に置換されていない。CuS/Pd 界面でのクラックは進展しない一方で、Cu/CuS 界面では進展することがわかった。本研究から Al/Ti/Pd パッド上の Cu ワイヤ接合部の寿命は Al パッド上よりも 2 倍に長寿命化することを明らかにした。

Table 2.2 Volume changes for Cu-Al IMCs (unit: at%).

Reaction	Volume change
$9Cu + 4Al \rightarrow Cu_9Al_4$	-4.44
$4CuAl + 5A \rightarrow Cu_9Al_4$	-3.66
$Cu_9Al_4 + 5Al \rightarrow 9CuAl$	1.83
$Cu + Al \rightarrow CuAl$	-0.70

Source: F. Kawashiro et al.: “Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization,” Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-6.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

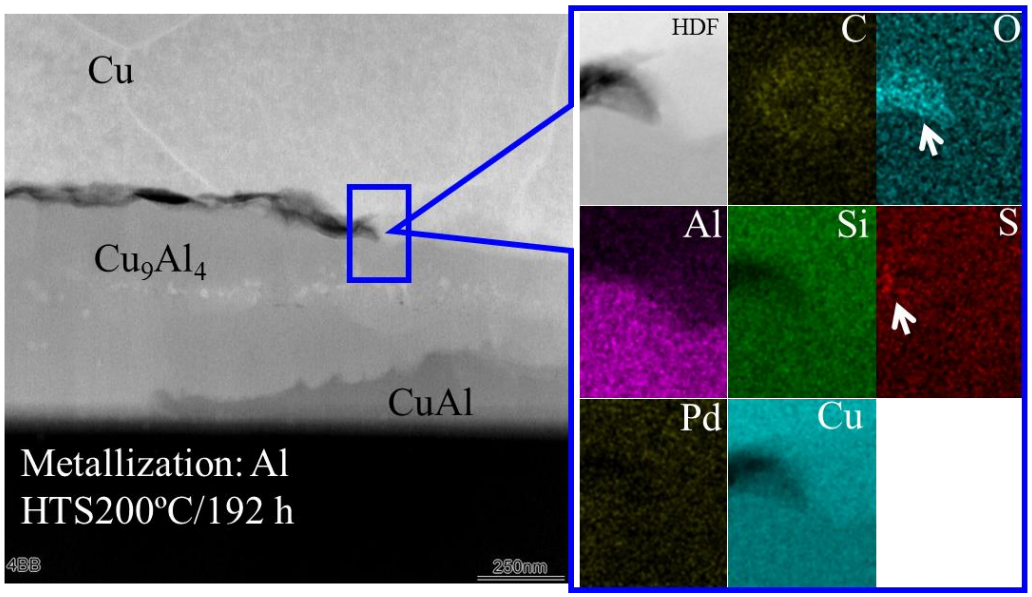


Fig. 2.15 STEM images and EDS results for the cracked interface of a Cu wire bond on Al metallization after the HTS test at 200℃.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-6.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

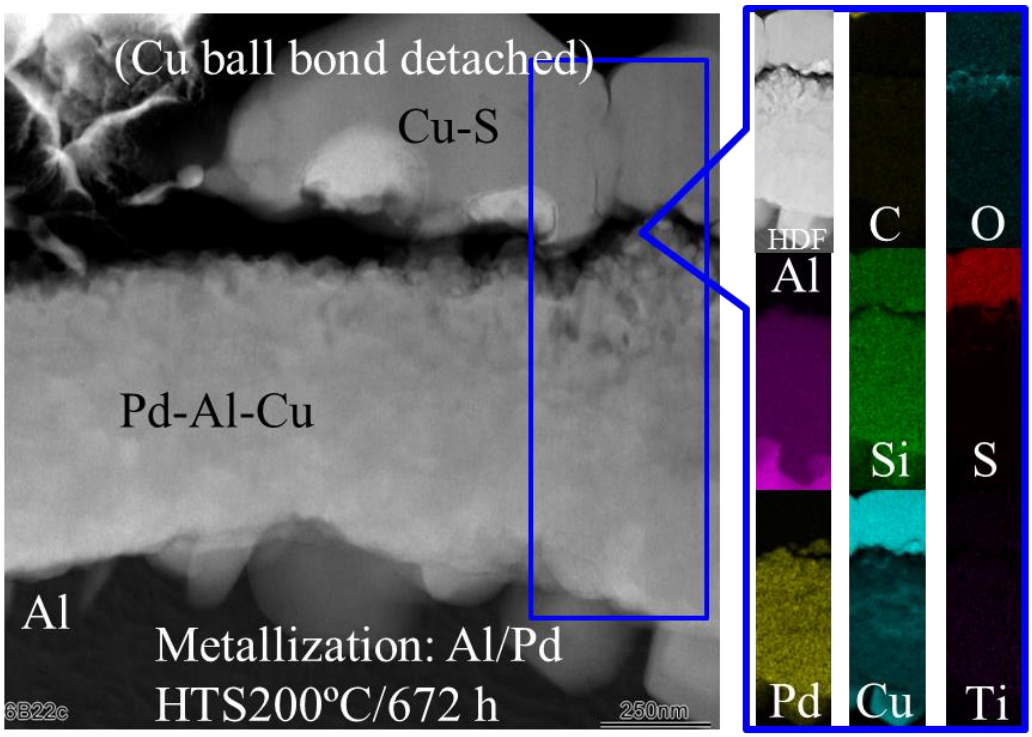


Fig. 2.16 STEM images and EDS results for the cracked interface of a Cu wire bond on Al/Pd metallization after the HTS test at 200℃.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-6.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

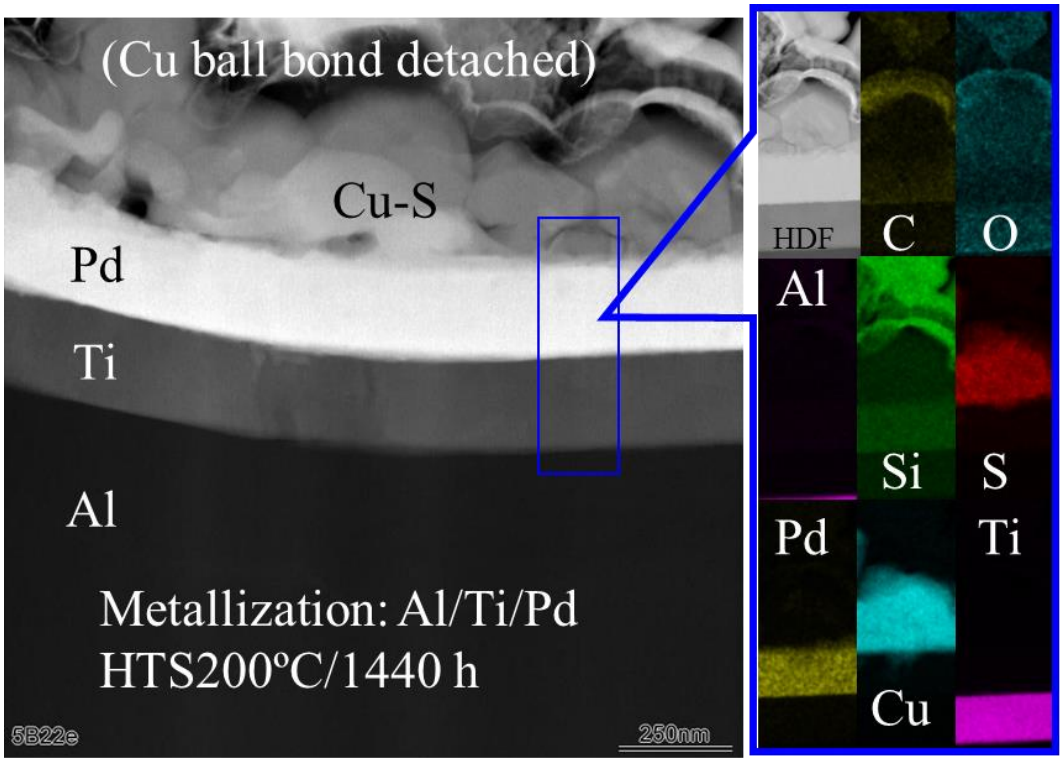


Fig. 2.17 STEM images and EDS results for the cracked interface of a Cu wire bond on Al/Ti/Pd metallization after the HTS test at 200°C.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-6.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

2.3.5　高湿放置後の銅ワイヤ接合部の故障

Fig. 2.18 は UHAST130℃/85%RH/792 h 後のボンディングパッドが Al の水準の Cu ワイヤ接合部の STEM 像と EDS マッピング結果である。Al パッド上の Cu ワイヤ接合部は全パッド中で最も寿命が短く、Cu_9Al_4 層は腐食して Al 酸化物層を形成した。Pd 被覆ワイヤは、保管時の表面酸化防止と、接続信頼性向上効果があると報告されているが、高湿環境に対して十分な信頼性向上ができたとは言えない。宇野と山田[82]は、Pd リッチ層が Cu/Cu-Al 金属間化合物間に形成されることで、高湿環境に対して強くなると報告しているが、故障部の Cu ワイヤ接合部から Pd は観察されなかった。一方、Cl が Al 酸化物層から検出されていることから、P. Liu et al. [85].、宇野と山田[82]、阿部[78]、T. Boettcher et al. [75]が報告しているように、モールド樹脂由来の Cl イオンが Cu リッチ金属間化合物である Cu_9Al_4 に作用して Al 酸化物に分解し、Cu/Al 界面の電気接続が失われたと考えられる。Cu/Al 界面の金属間化合物層のうち、$CuAl_2$ や CuAl については電気化学的挙動の報告[72、74]があるが、Cu_9Al_4 については報告がない。Cu_9Al_4 の挙動についてはさらなる研究が必要である。

Fig. 2.19 は UHAST 3,480 h 後のボンディングパッドが Al/Pd のときの Cu ワイヤ接合部の STEM 像を示しており、Al/Pd 界面で故障している。EDS マッピング結果より、この界面が腐食し Al 酸化物に置き換わったことが電気接続を失った原因と考えられる。このことから、適切な厚さの Pd と Ti を有する OPM 層を配置することで高湿環境におけるワイヤ接合部の信頼性を向上することが可能である。なお、ボンディングパッドが Al/Ti/Pd の水準の Cu ワイヤ接合部は UHAST 4,000 h 後も

故障しなかった。このことは Cu/Pd 界面は Cl イオンに対しては、Cu/Al 界面に比べると腐食に強いことを示している。

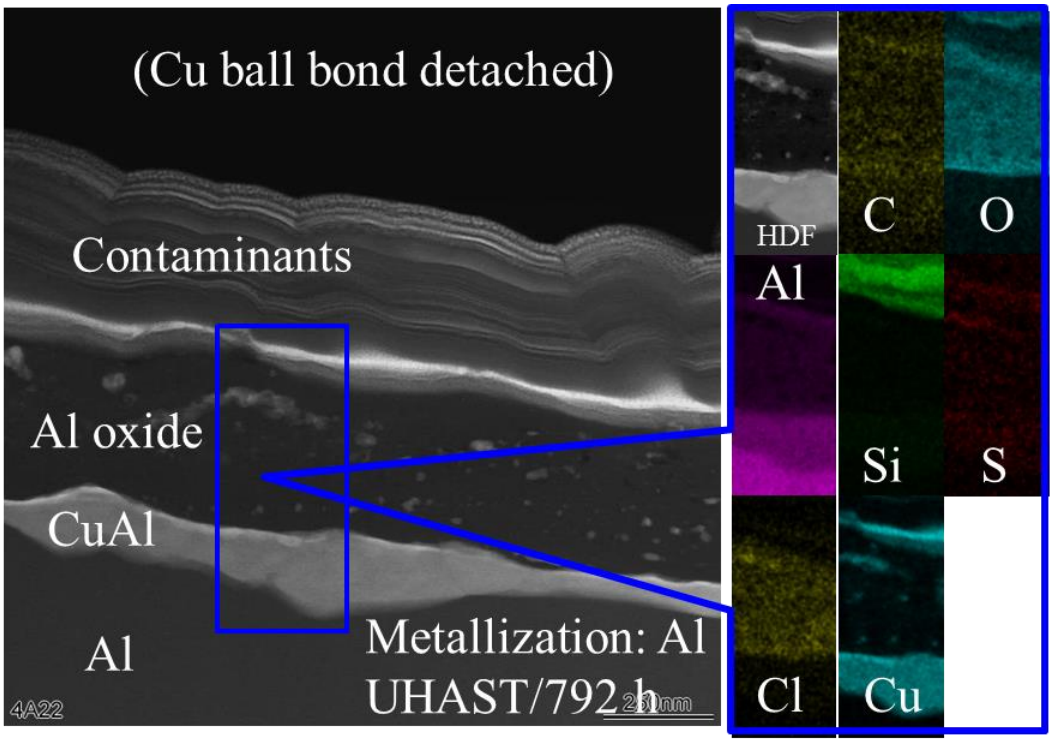


Fig. 2.18 STEM images and EDS results for the cracked interface of a Cu wire bond on Al metallization after UHAST.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-6.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

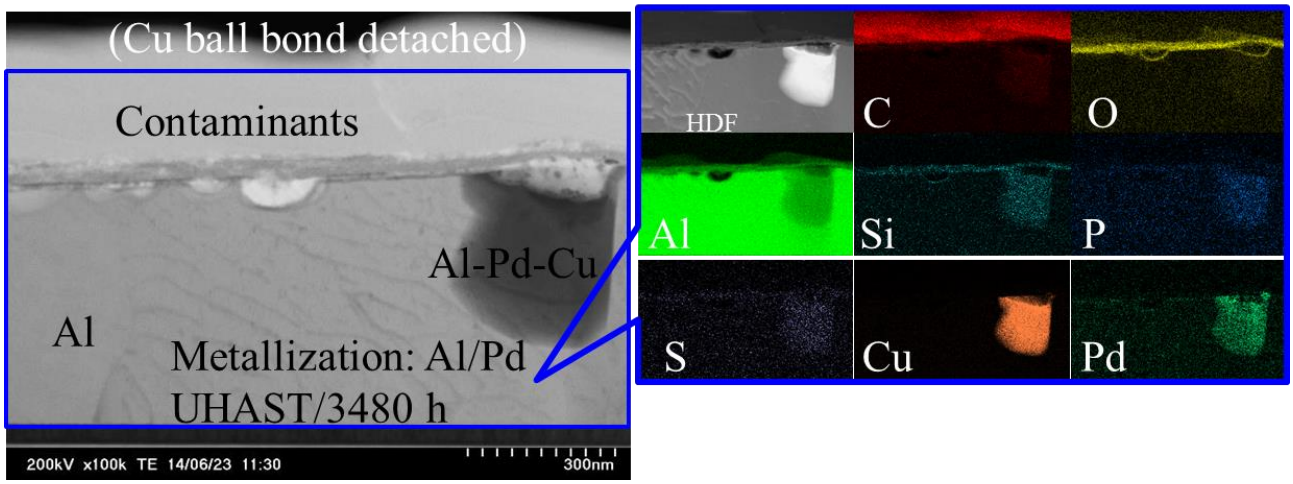


Fig. 2.19 STEM images and EDS results for the cracked interface of a Cu wire bond on Al/Pd metallization after UHAST.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-7.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

2.3.6　銅ワイヤ接合部の推定故障メカニズム

以上の実験より、高温、高湿環境下でのそれぞれのボンディングパッド上の Cu ワイヤ接合部の推定故障メカニズムを Fig. 2.20 – 2.22 にまとめた。Fig. 2. 20 はボンディングパッドが Al のときの Cu ワイヤ接合部の推定故障メカニズムを示している。本研究で得られた STEM 分析結果から、テストサンプル組立後に Cu_9Al_4 と CuAl の 2 種類の金属間化合物が Cu/Al 界面に形成する。これらの金属間化合物は高温放置により厚く成長する。高温放置時には、ボンディングパッドの Al 層が消費された後に、Cu_3Al_2 層が Cu_9Al_4 と CuAl の間に現れる。Cu/Cu_9Al_4 界面の体積収縮する間に、モールド樹脂由来の SO_4^{2-}イオンがワイヤ接合部の端部と反応し、Cu/Al 界面沿いに CuS や Al 酸化物を形成する。Cu ワイヤ接続部端から Cu/Al 界面に沿ってクラックが進展し、ワイヤ接合部の電気的接続が失われる。一方、高湿環境での放置では、モールド樹脂由来の Cl^-イオンが Cu_9Al_4 などの Cu リッチ IMC を分解し、$AlCl_3$ や Al 酸化物を形成し、ワイヤ接合部の電気的接続が失われる。

Fig. 2. 21 は、ボンディングパッドが Al/Pd のときの Cu ワイヤ接合部の推定故障メカニズムを示している。高温放置時には、Cu-Pd 層が Cu/Pd 界面で形成する。この層は cubic 状の格子構造であり、CuPd 金属間化合物または(Cu,Pd)固溶体と考えられるが、高温放置時に樹脂から出てきた SO_4^{2-}イオンに攻撃され CuS 層に置換される。また、Al、Cu の Pd 層への拡散のために、Pd 層は Pd-Al-Cu 層に置換される。長期間の高温保管後には、クラックが CuS/Pd-Al-Cu 界面で発生し、電気的接続を失う。対照的に高湿環境での保管時には、薄い CuPd 層は樹脂から出てきた Cl イオンの影響を受けないが、そのかわりに Pd-Al-Cu/Al 界面が故障する。

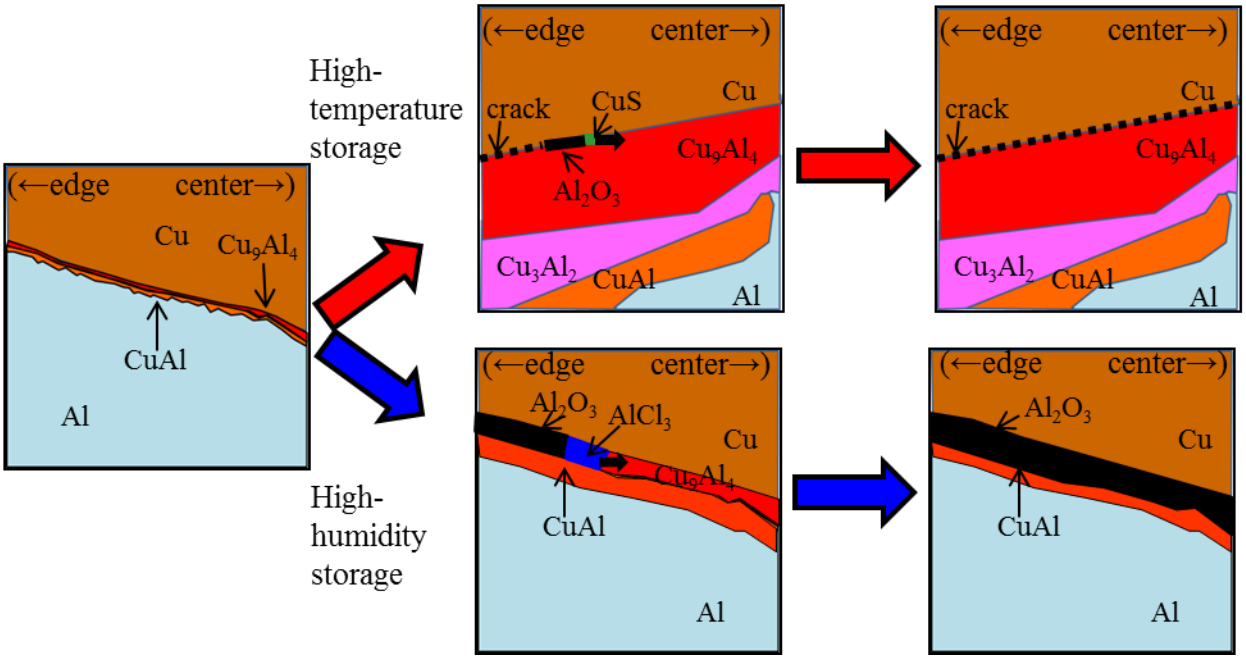


Fig. 2.20 Putative failure mechanism for Cu wire bonds on Al metallization.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-7.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

Fig. 2. 22 は、ボンディングパッドが Al/Ti/Pd のときの Cu ワイヤ接合部の推定故障メカニズムを示している。高温環境での放置により Al/Pd のときと同様に Cu-Pd 層が Cu/Pd 界面に形成する。この層はモールド樹脂由来の SO_4^{2-}イオンと反応し CuS 層に置換される。また、高温放置後も Pd 層は

Ti バリア層の効果により Al、Cu と反応しない。長期間の放置により、CuS 層が Cu と Pd の間に形成され、Cu/Cu-S 界面でクラックが発生し、やがて電気的接続が失われる。一方で、高湿環境での放置に対しては、Cu/Pd 界面は非常に腐食に強く故障は発生しない。また、Ti バリアの効果により、Pd-Al-Cu 層は形成されないため、Pd-Al-Cu/Al 界面での腐食も発生しない。

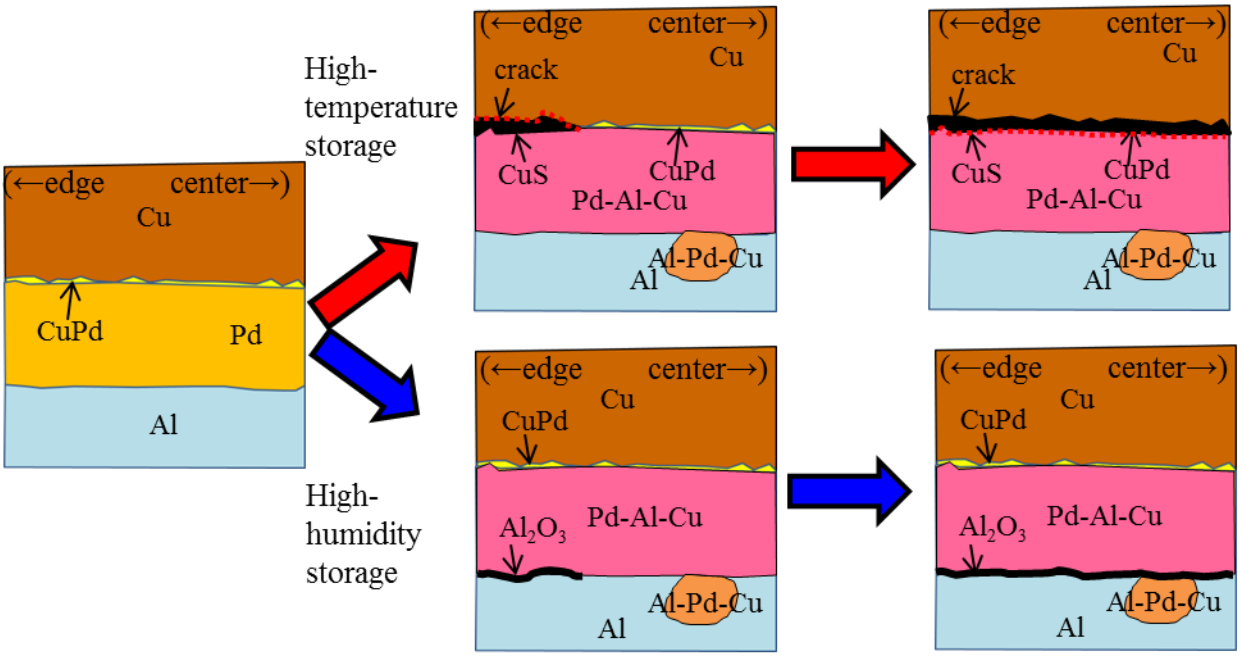


Fig. 2.21 Putative failure mechanism for Cu wire bonds on Al/Pd metallization.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-7.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

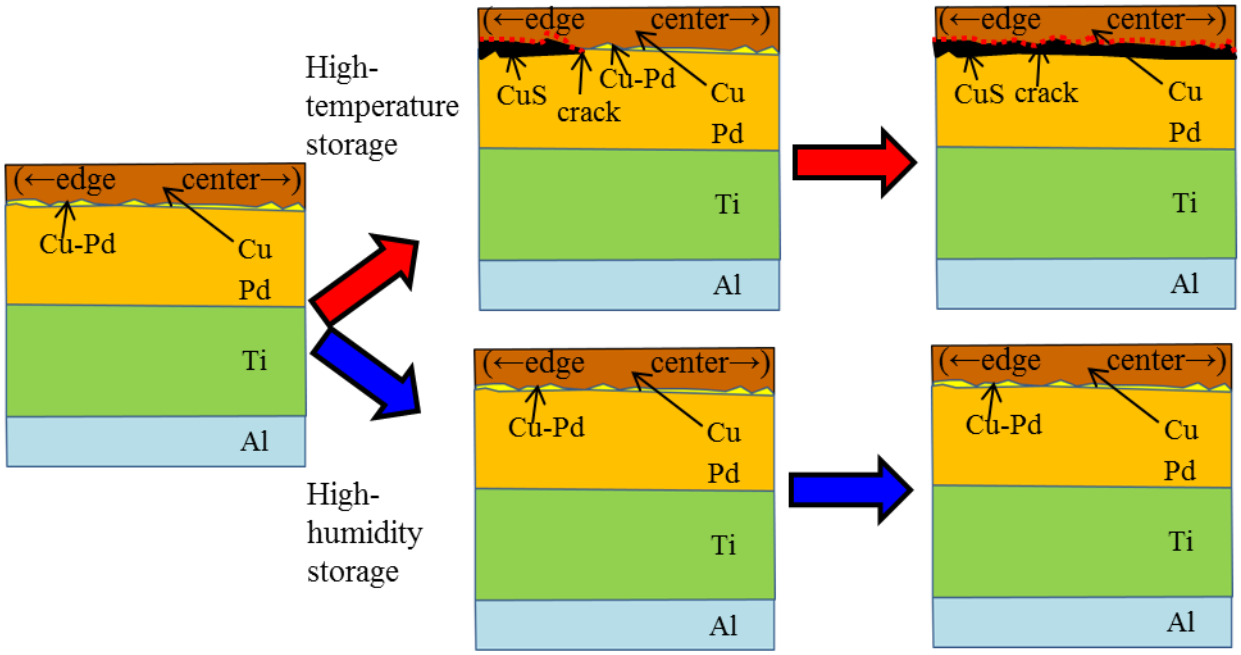


Fig. 2.22 Putative failure mechanism for Cu wire bonds on Al/Ti/Pd metallization.

Source: F. Kawashiro et al.: "Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization," Jpn. J. Appl. Phys. 54 (2015), 05EC01-7.
© 2015 The Japan Society of Applied Physics.

2.4　結論

ワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールの高電流密度化を行うためには、ゲート電極を縮小して、チップ表面のソース面積を増やすことが有効である。このために、新しい OPM 構造である Al/Ti/Pd を提案し、細線 Cu ワイヤ接合部の信頼性に関する研究を行った。

従来の Al パッド上の Cu ワイヤ接合部では、テストサンプル組立後に 2 種類の金属間化合物 Cu_9A_4 と CuAl が形成する。高温放置時には、SO_4^{2-}イオンが Cu ワイヤ接合部の端部から侵入し、金属間化合物の体積収縮とともに Cu/Cu_9Al_4 界面と反応し CuS と Al 酸化物を形成する。Cu ワイヤ接合部端からクラックが Cu/Cu_9Al_4 界面に沿って進展することで電気的接続が失われる。また、高湿環境での放置では、Cl イオンが Cu_9Al_4 と反応し Al 酸化物を形成し電気接続が失われる。

Al/Ti/Pd パッド上の Cu ワイヤ接合部は、Cu_1Pd_1 金属間化合物 あるいは(Cu、Pd)固溶体とみられる層で接合する。高温放置時にこの層は SO_4^{2-}イオンと反応し、CuS 層に置換される。やがて Cu/CuS 間でクラックが発生し、電気接続を失う。高湿環境での放置に対して Cu/Pd 界面は非常に強い。

Al/Ti/Pd パッド上への Cu ワイヤ接合部の累積故障寿命は、200℃の高温放置に対しては Al パッド上の Cu ワイヤ接合部の約 2 倍であり、150℃の高温放置や 130℃の高温高湿放置環境下では、充分強く故障しない。以上のことから、Al/Ti/Pd 上の細線 Cu ワイヤ接合部は、Al パッド上に比べて、信頼性を向上することができ、ボンディングパッド縮小に有効な構造である。

第 3 章　表面ワイヤ接合部の銅オーバーパッドメタルによる高信頼化

3.1　緒言

第 1 章で述べたとおり、第 3 章では炭化珪素(SiC)パワー半導体デバイスにおいて高電流密度化による高温動作化を目指した場合に直面する課題について議論を行う。超音波接合技術の中でもウェッジボンディング技術を用いたチップ表面への太線ワイヤ接合部の信頼性向上を課題とし、パワー半導体の実動作を模したパワーサイクル試験における接合寿命の長寿命化を目指して、ワイヤとボンディングパッドの材質の改善を行い、実験と有限要素解析の双方の観点から、繰り返し熱疲労に強いワイヤ接合部の構造について言及する。Fig. 1.6 で標準的なパワーモジュールの構造を示したが、パワーモジュールは従来、ダイレクトボンディング法で銅配線を形成した絶縁基板(Direct bonding Cu substrate、DBC 基板)やアクティブメタルブレイジング法で銅配線を形成した絶縁基板(Active metal brazing Cu substrate、AMC 基板)上に鉛(Pb)ベースはんだを用いて、チップ搭載とアルミニウムワイヤ(Al ワイヤ)ボンディングを行っている。シリコン(Si)パワーデバイスから SiC を代表とするワイドバンドギャップパワーデバイスへの移行が始まっている中、ワイヤ接合部に求められるものは、大電流密度化に対応した信頼性の向上である。Si パワーデバイスでは、素子の特性上動作温度は 175℃までであったが、例えば SiC パワーデバイスはそのワイドバンドギャップ特性を活かして 200 – 250℃での動作も期待されている[117]。Fig .1.13 で動作温度と故障寿命の概念的な説明を行ったが、SiC デバイスを導入する際には、高温動作を保証した状態で従来品と同等以上の寿命が要求される。Si 製品に比べてジャンクション温度変化(ΔT_j)を例えば 30℃上昇させた状態で従来製品と同等以上の寿命が市場から要求されるということは、同じΔT_j で動作する場合、従来製品に比べ約 5 倍以上の寿命向上が必要であることを意味している。本研究では、SiC パワーデバイスへの適用に向け、従来技術よりも 5 倍以上のパワーサイクル耐性を有するワイヤ接合部の構造を提案することを目的とした。ワイヤ接合部は、ワイヤ材とチップ上のボンディングパッドにより構成される。ウェッジボンディング用のワイヤ材は、従来の Al ワイヤに加え、銅ワイヤ(Cu ワイヤ)と Cu ワイヤをアルミニウム(Al)で被覆したアルミニウム被覆銅ワイヤ(AlCu ワイヤ)を候補材とした。また、ボンディングパッド構造は、応力緩和効果を期待し、従来の Al パッドに加え、その上にイオンプレーティング法で形成した Cu のオーバーパッドメタル(Over pad metallization、OPM)層[83]を形成し、OPM の厚さによるパワーサイクル試験の寿命向上効果を明らかにした。本研究では、実際にテストサンプルを組み立ててパワーサイクル試験を行い、試験寿命を調査する実験的手法と、有限要素法による非線形熱応力解析を活用した解析的手法から成る。パワーサイクル試験は定電流を繰り返し印加する試験であるが、テストサンプル毎の最高ジャンクション温度(T_{jmax})のばらつきを補正するために、最高ジャンクション温度変化(ΔT_{jmax})の幅を変えて試験を行い、パワーサイクル試験寿命をΔT_{jmax} の関数にフィッティングし、同一温度のときの試験寿命の比較を試みた。また、電流印加時のワイヤ接合部のひずみを解析するためには、電流印加時のワイヤ接合部の電流分布と温度の検証と、温度上昇に伴う熱応力の算出が必要である。また、ワイヤ接合部は熱応力によりひ

ずみが発生し、亀裂発生後、破断に至るが熱応力をひずみに換算するために、実サンプルで用いた Al ワイヤと Cu ワイヤの引張試験を行い、応力–ひずみ曲線を取得して解析に反映した。実験結果から得たパワーサイクル試験寿命と、解析結果から得たワイヤ接合部の最大ひずみを比較して SiC パワーデバイスに求められるパッド構造について議論を行う。

3.2　実験

3.2.1　サンプル作製と試験方法

本研究では、パワーサイクル試験の結果から得たワイヤ接合部の試験寿命と有限要素解析を用いた電気-熱-構造解析により算出したワイヤ接合部のひずみから、テストサンプルのワイヤ接合部における S-N 曲線(Stress – Number of cycles to failure curve)を求め、チップ表面に形成した OPM の厚さとワイヤ種によるワイヤ接合部の寿命向上効果の予測を行った。Fig. 3.1 に実験および有限要素解析の手順をまとめた。

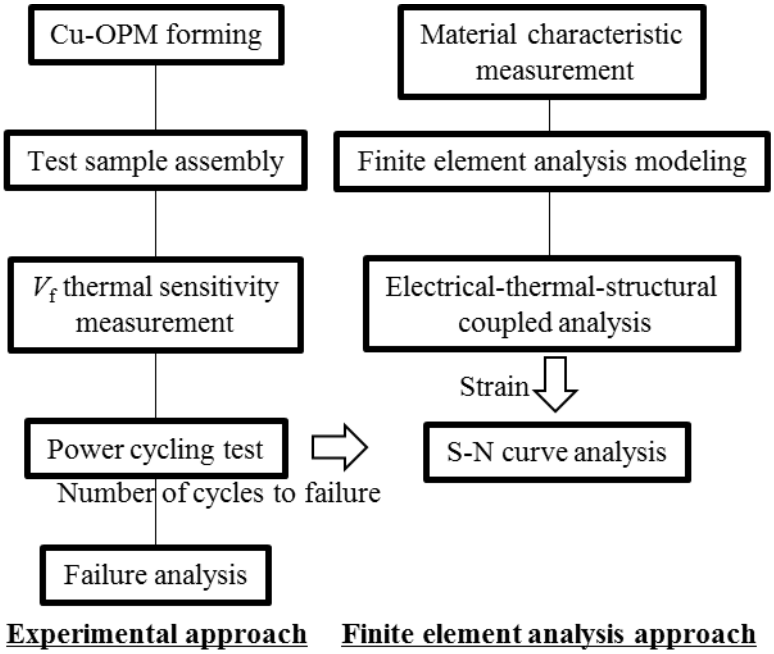


Fig. 3.1 Experimental and finite element analysis approach in this study.

3.2.2　チップ上への銅オーバーパッドメタル形成

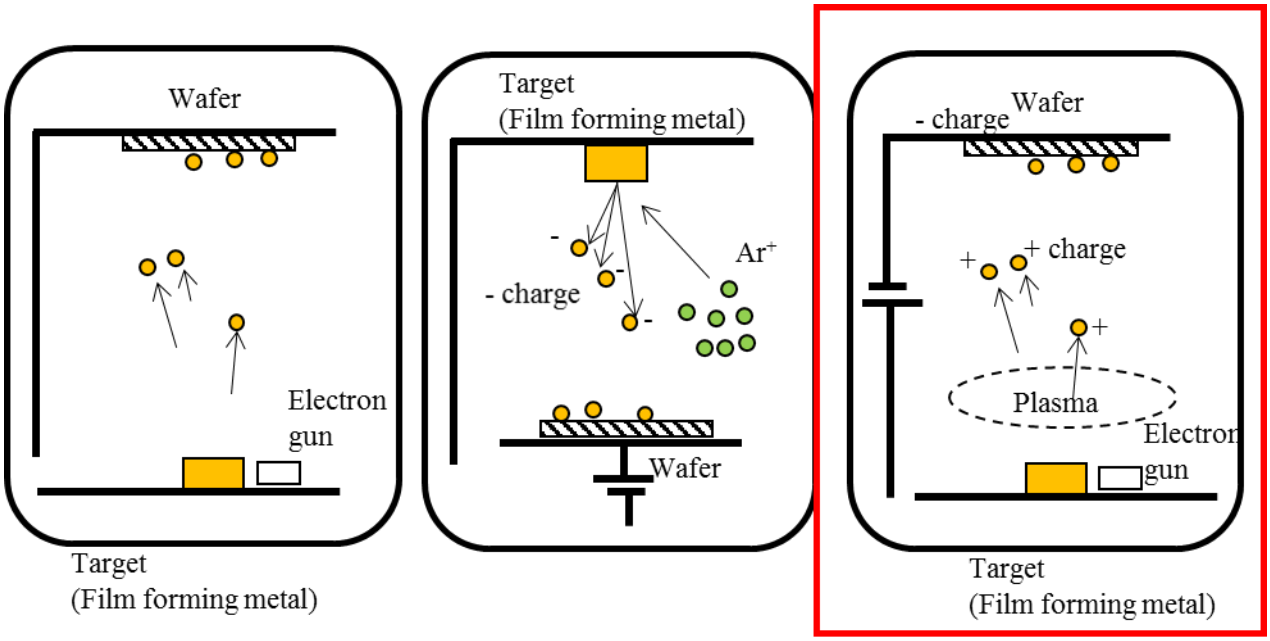
本研究では、チップサイズ 4.9×4.9 mm^2、厚さ 0.38 mm の 1,200 V SiC-Schottky Barrier Diode(SiC-SBD、CPW5-1200-Z050B、Wolfspeed, Inc.)を用いて検討を行った。SiC チップの定格と特性を Table 3.1 に示す。アノード側のワイヤボンディング面は厚さ 4 μm の純 Al パッドであり、カソード側は厚さ 1.8 μm のニッケル/銀(Ni/Ag)である。ワイヤ接合部の信頼性向上効果を検証するため、アノードに厚さ 25 μm の Cu-OPM 層を形成し、OPM なしのものと比較を行った。チップ表面にマスクをかぶせて位置決めを行い、表面の酸化膜層 Al_2O_3 をエッチングした Al 層上にチタン(Ti)をバリア層としてスパッタ形成した後に厚さ 25 μm の Cu-OPM をイオンプレーティング法[118]で形成した。Fig. 3.3 (a) – (c)に物理蒸着プロセス(PVD プロセス)である蒸着法、スパッタ法およびイオンプレーティング法の概念図をそれぞれ示す。Fig. 3.2 (a)の蒸着法は、真空中において電子銃で蒸発した金属粒子を電気的に印加させることなく対象物に堆積する技術である。Fig. 3.2 (b)のスパッタ法は真空中で Ar などの不活性ガスを導入し、ターゲットにマイナスの電圧を印加し、イオン化した不活

性ガス原子を衝突させて、金属粒子を弾き出し対象物の表面に堆積させて成膜する技術である。Fig. 3.2 (c)のイオンプレーティング法は、蒸着法と同様に電子銃で蒸発させるが、蒸着させた金属粒子をプラズマ中で陽イオン化し、チップ側にマイナスの電荷を印加して蒸発粒子を引き付けて堆積させ成膜する技術であり、厚膜の成膜に適している。Fig. 3.3 (a)は、Cu-OPM 層形成前の SiC-SBD の Al パッドを、Fig. 3.3 (b)は、Cu-OPM 層形成後の SiC-SBD をそれぞれ示したものである。Fig. 3.4 (a) – (c)は Cu-OPM の走査型電子顕微鏡(Scanning electron microscope、SEM)SU-8000(株式会社日立ハイテクノロジーズ)による断面写真を示す。Fig. 3.4 (a)は×2,000 倍の SEM 像であり、Cu-OPM 層の仕上がり厚さは 25.6 μm であった。Fig. 3.4 (b)、(c)はそれぞれ×10,000 倍、×50,000 倍の SEM 像であり、これらより、Ti 層、Al 層の仕上がりは 0.275 μm および 3.7 μm であった。

Table 3.1 Maximum rating and electrical characteristics of CPW5-1200-Z050B.

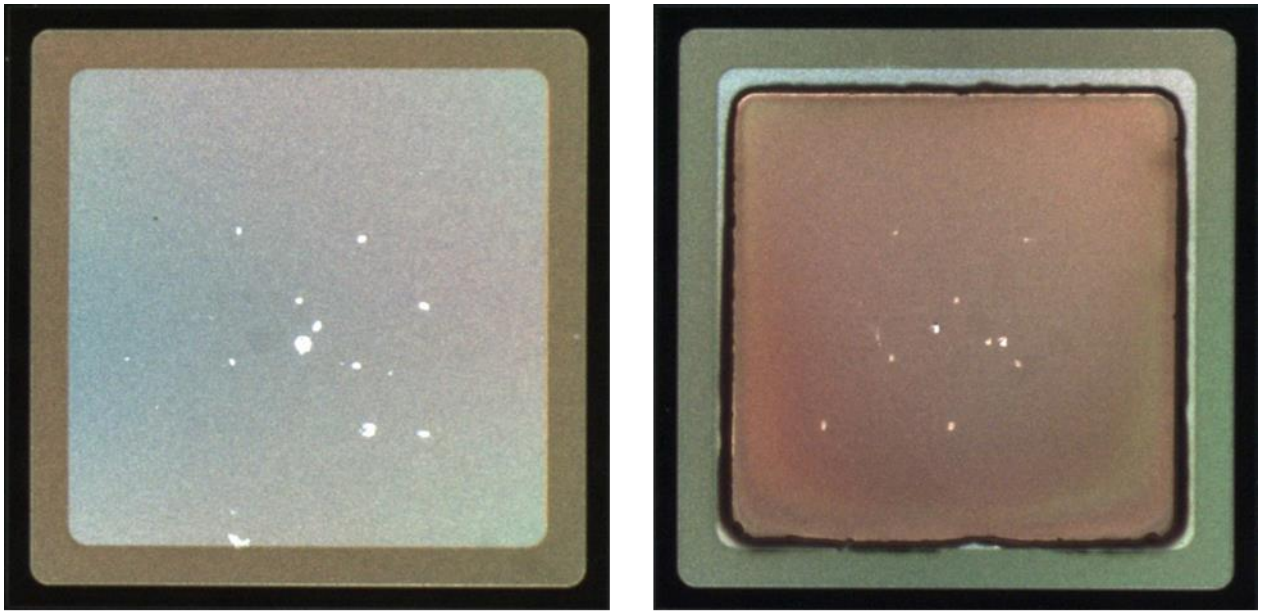
Symbol	Parameter	Value	Unit	
V_{rpm}	Repetitive peak reverse voltage	1200	V	
V_{rsm}	Surge peak reverse voltage	1200	V	
V_r	DC peak blocking voltage	1300	V	
I_f	Continuous forward current	50	A	
T_j, T_{stg}	Operating junction and storage temperature	-55 to +175	°C	
T_{proc}	Maximum processing temperature	325	°C	Maximum10 minutes

Symbol	Parameter	Typical	Maximum	Unit	Test Conditions
V_f	DC forward voltage	1.60	1.8	V	I_f = 50 A, T_j = 25°C
		1.25	1.8		I_f = 25 A, T_j = 25°C
		2.25	2.7		I_f = 50 A, T_j = 175°C
		1.55	2.7		I_f = 25 A, T_j = 175°C
I_r	Reverse current	100	500	μA	V_r = 1200 V, T_j = 25°C
		6	500		V_r = 800 V, T_j = 25°C
		300	1000		V_r = 1200 V, T_j = 175°C
		40	1000		V_r = 800 V, T_j = 175°C
Q_c	Total capacitive charge	246		nC	V_r = 800 V, T_j = 25°C
C	Total capacitance	3380		pF	V_r = 0 V, T_j = 25°C, f = 1 MHz
		230			V_r = 400 V, T_j = 25°C, f = 1 MHz
		173			V_r = 800 V, T_j = 25°C, f = 1 MHz



(a) Vapor deposition method (b) Sputter deposition method (c) Ion plating method

Fig. 3.2 PVD process.



(a) SiC-SBD surface without Cu-OPM (b) SiC-SBD surface without Cu-OPM

Fig. 3.3 SiC-SBD appearance.

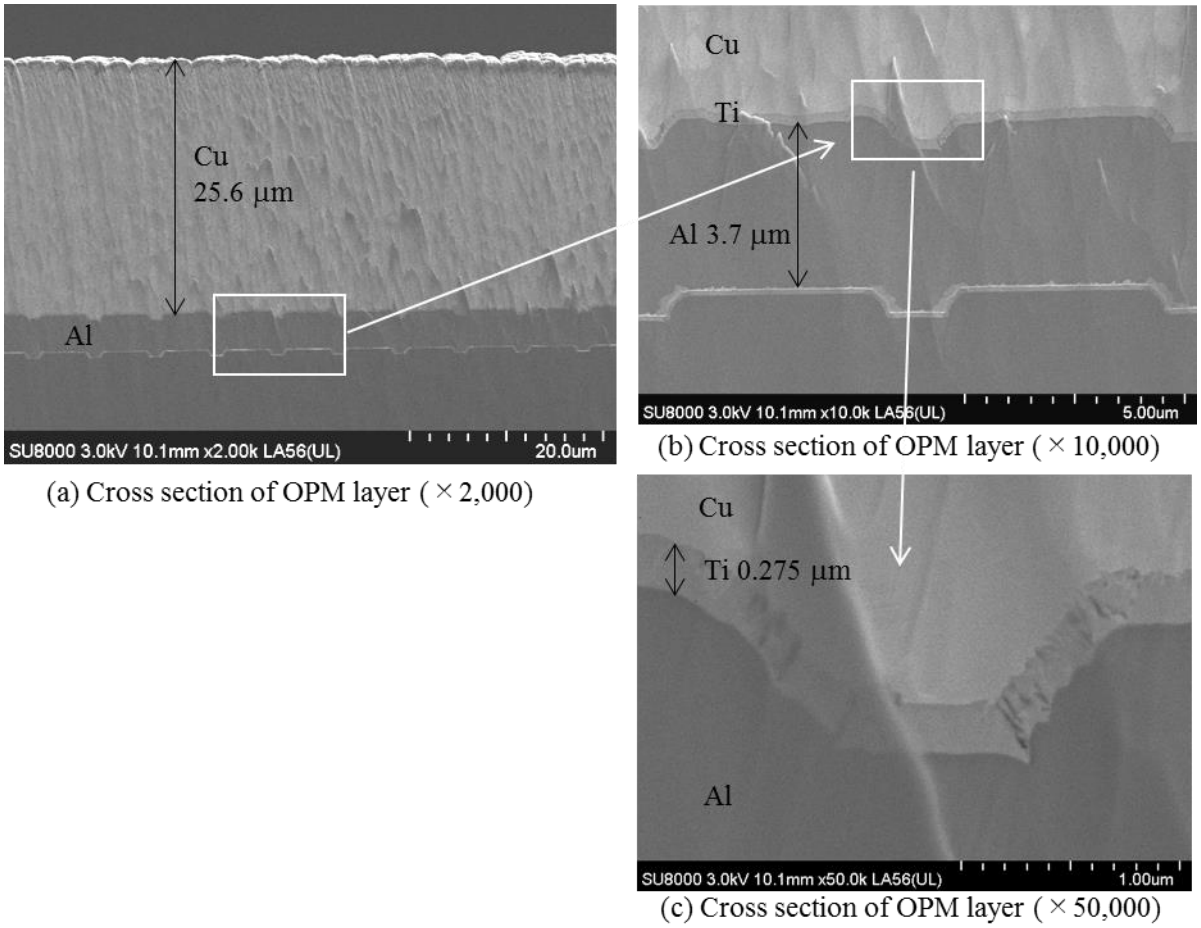


Fig. 3.4 Cross-sectional SEM images of Cu-OPM.

3.2.3　サンプル組立

Cu-OPM 層なしと Cu-OPM 層ありの SiC-SBD を 63×29 mm^2 の AMB 基板上にそれぞれチップ搭載した。AMB 基板は厚さ 0.3 mm のベア Cu 配線と厚さ 0.32 mm の Si_3N_4 からなる。Table 3.2 にテストサンプル作製に用いた材料を示した。ダイマウント材は、投入電流を統一して行うパワーサイクル試験において試験温度幅を広げるために、6 種類用いた。そのうち、はんだ材は Solder 1(SnCu 系はんだ、千住金属工業)、Solder 2(SnSb 系はんだ、千住金属工業)の 2 種類を用いた。焼結材は Sinter 1 は加圧 Ag 焼結材(Argomax5020、Alpha assembly solutions 製)、Sinter 2 は CuSn 系 TLPS(Transient liquid phase sintering material、遷移的液相焼結材)[97, 98]であり、Sinter 3 と Sinter 4 はそれぞれ無加圧焼結 Ag 焼結材と無加圧 Cu 焼結材[102]である。Fig. 3.5 (a)、(b)にテストサンプルの組立フローを示す。Fig. 3.5 (a)はダイマウント材としてはんだを使った場合の組立フローである。テストサンプルは、チップ/基板間と基板/ベースプレート間にはんだを使用しているため、同時にはんだ付リフローを行った後に、ワイヤボンディングを行った。その後、外部端子とケースの取り付けと液状シリコーンゲル封止とキュアを行い、モジュール組立を完成した。また、Fig. 3.5 (b)はダイマウント材として焼結材を使用した場合の組立フローである。ダイマウント材がはんだのときと異なり、最初に基板上にチップを焼結接合した後に、ワイヤボンディングを行った。その後、ベースプレートをリフローし、外部端子とケースの取り付けと液状シリコーンゲル封止とキュアを行い、モジュール組立を完成した。加圧 Ag 焼結材を用いたチップ搭載のときには、接合温度 250℃、加圧力 15 MPa で加圧時間 180 s 以上加圧焼結し接合を行った。チップ上と基板配線間に線径 400 μm の Al ワイヤ(H14、Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG)、AlCu ワイヤ(CuCorAl、Heraeus Deutschland GmbH &

Co. KG)および Cu ワイヤ(Power Cu、Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG)のボンディングを行った。Fig. 3.6 に完成したテストサンプルの例を示す。また、Fig. 3.7 (a)、(b)に Cu-OPM 上に AlCu ワイヤボンディングを行ったテストサンプルを示す。Fig. 3.7 (a)はテストサンプルのチップ周辺部を上から見た写真である。また、Fig. 3.7 (b)は横から見たときの模式図である。線径 400 μm の AlCu ワイヤはワイヤ中に線径 280 μm の Cu ワイヤがコア材として入っており、その周囲は Al で被覆されている。なお、Al ワイヤや、Cu ワイヤのテストサンプルについては、ワイヤ材料は単一であり、それぞれ Al ワイヤ、Cu ワイヤで接合した。

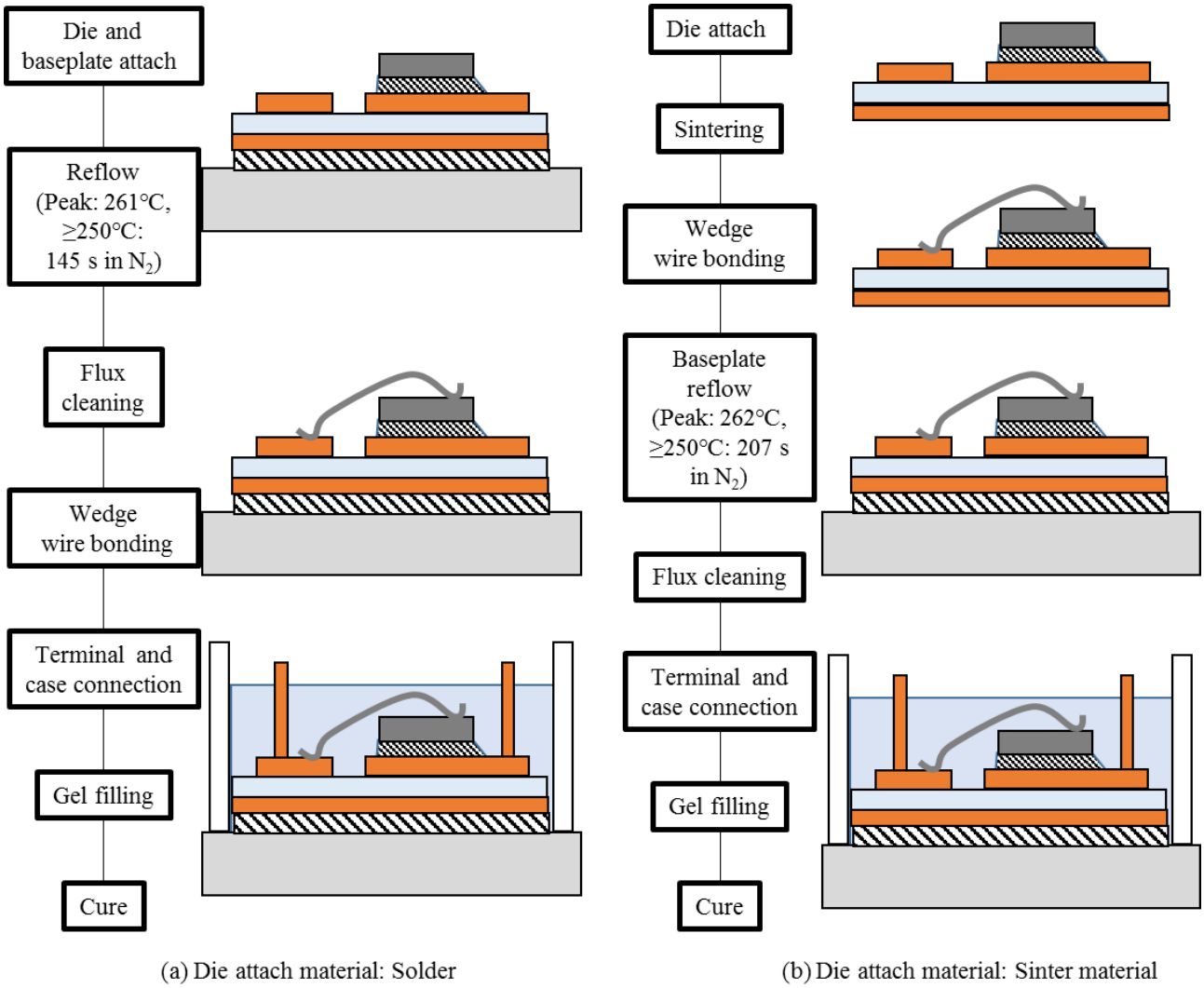


Fig. 3.5 Test sample assembly process.

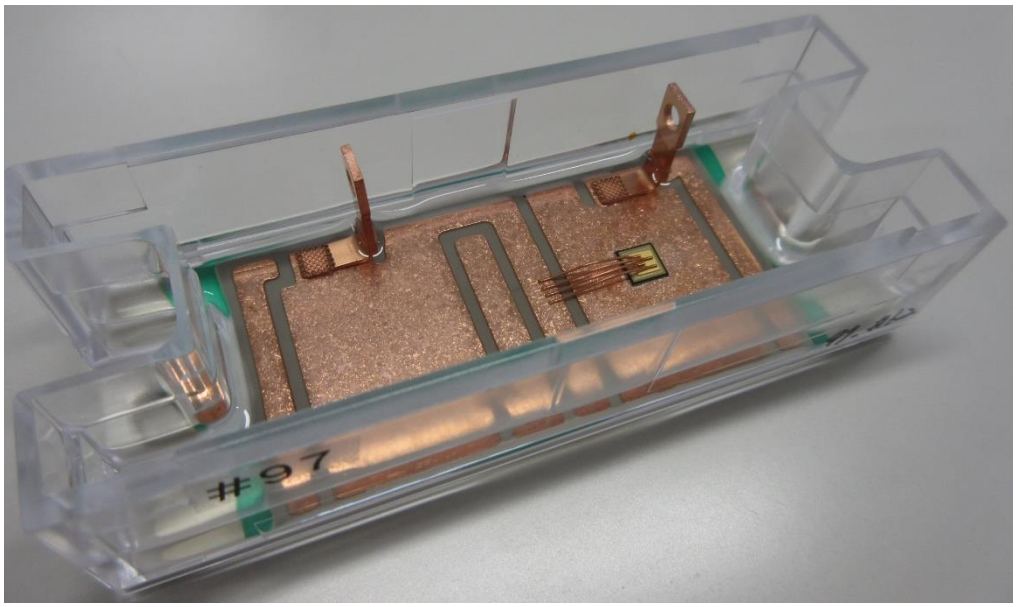


Fig. 3.6 Test sample appearance.

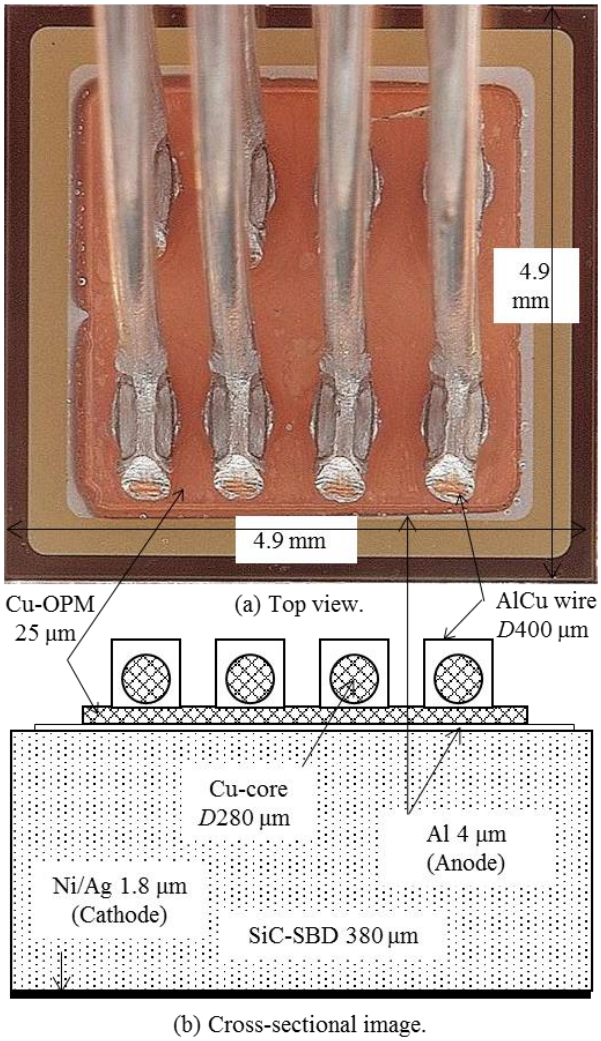


Fig. 3.7 SiC Schottky diode chip with AlCu wire bonds on Cu-OPM.

Table 3.2 Materials for test samples.

Material	Specification	
Chip	Type	CPW5-1200-Z050B (Wolfspeed), 1200 V, SiC-SBD
	Dimension	4.9 × 4.9 mm^2, thickness 0.38 mm
	Anode (Top-side metal)	Pure Al, thickness 4 μm (+ Ti 0.2 μm/Cu 25 μm as Cu-OPM)
	Cathode (Back-side metal)	Ni/Ag, thickness 1.8 μm
Substrate	Dimension	63 × 29 mm^2 (Toshiba)
	Top-side wiring	Annealed Cu, thickness 0.30 mm
	Insulated ceramic material	Si_3N_4, thickness 0.32 mm
	Back-side wiring	Annealed Cu, thickness 0.25 mm
Wire	Al wire	Al, diameter 0.40 mm, H14 (Heraeus)
	AlCu wire	AlCu, diameter 0.40 mm (Cu 0.28 mm), CucorAl (Heraeus)
	Cu wire	Cu, diameter 0.40 mm, PowerCuSoft (Heraeus)
Die attach material	Solder 1	M24E, SnCu (Senju Metal Industry)
	Solder 2	SnSb (Senju Metal Industry)
	Sinter 1	Argomax 5020, Pressure sinter Ag (Alpha Assembly Solutions)
	Sinter 2	Ion-plated Sn, CuSn transient liquid phase sintering
	Sinter 3	Pressureless sinter Cu
	Sinter 4	Pressureless sinter Cu
Base plate		Alloyed Cu, thickness 3 mm

3.2.4 ワイヤボンディング条件

Fig. 3.8 (a) – (c)に Al ワイヤ、AlCu ワイヤおよび Cu ワイヤのボンディングプロファイルを示す。なお、Al ワイヤと AlCu ワイヤについては、ウェッジワイヤボンダ(REBO-9、超音波工業株式会社)を用い、Cu ワイヤについては、ウェッジワイヤボンダ(BJ935、Hesse GmbH)を用いてボンディングを行ったため、超音波出力の表示に違いがある。前者は 256 段階の設定であったため規格化して出力を百分率で表示した。また、後者は、出力が電圧表示であったためそのまま表示した。

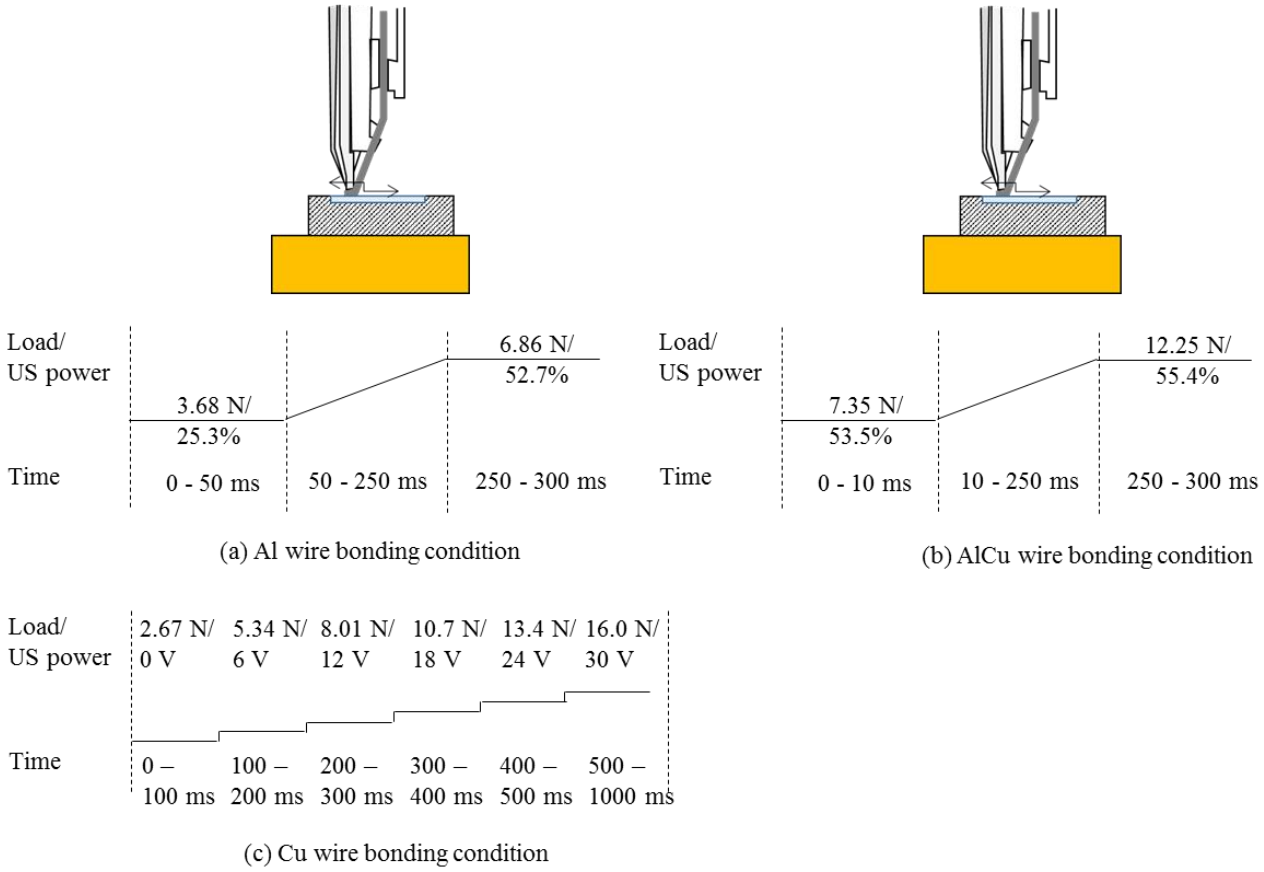


Fig. 3.8 Wedge wire bonding conditions.

3.2.5　テストサンプルの温度特性測定

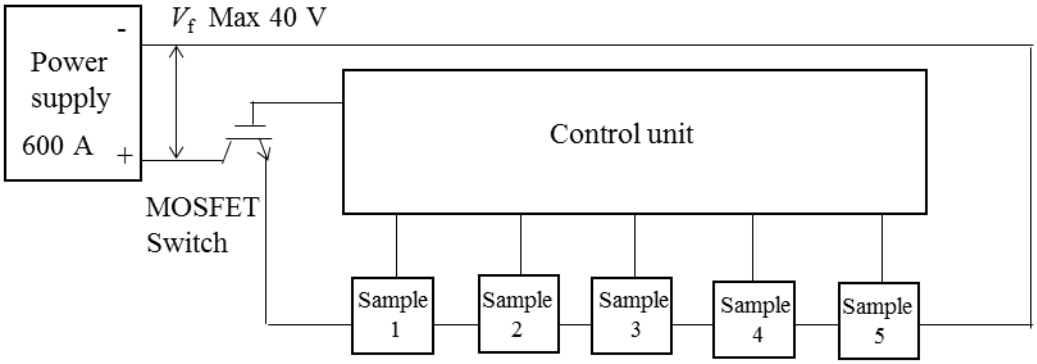
第 1 章でも述べた通り、パワーサイクル試験を行うためには、事前にテストサンプルのチップ温度を把握する必要がある。半導体チップの順方向電圧 V_f には温度依存性があるため、V_f とチップ温度測定用電流 I_m の関係式(温度特性)を取得するためには、熱電対を取り付けたテストサンプルを恒温槽に投入し、温度安定化後に I_m を通電したときの V_f を測定すればよい。Table 3.1 に示した通り、本研究で用いた SiC-SBD の保管温度上限である 175℃を上限として、50℃または 75℃から 25℃刻みの温度に設定した恒温槽に放置し、チップ温度測定用の測定電流 I_m を流したときに得られる順方向電圧 V_f とそのときに熱電対で測定したサンプル温度から各テストサンプルの V_f と I_m の関係式(温度特性)を取得した。

3.2.6　パワーサイクル試験

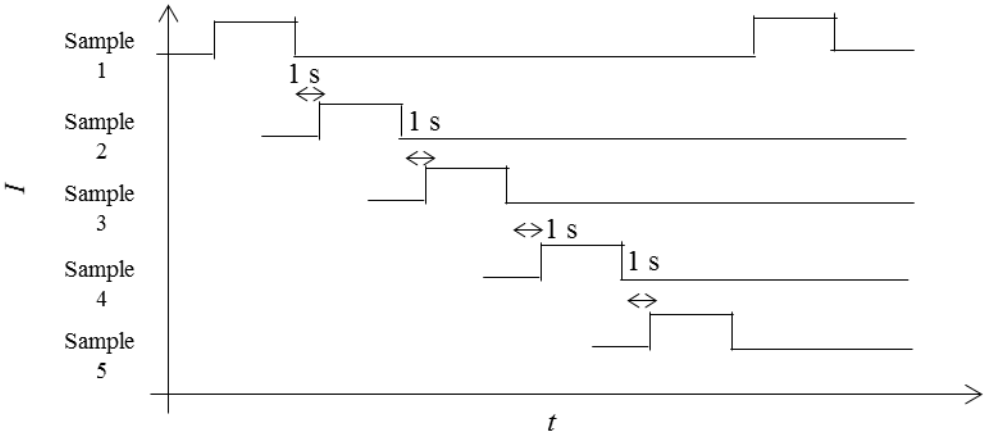
Fig. 3.9 にパワーサイクル試験装置(コペル山形株式会社)の外観を、Fig. 3.10 (a)、(b)に構成をそれぞれ示す。Fig. 3.10 (a)に示すように本装置は 600 A の電源が接続されており、開放電圧 40 V で定電流 5 – 600 A の間で 1 A 刻みで通電可能である。最大 5 個のテストサンプル測定が可能な配置となっている。1 サイクル通電時には、Fig. 3.10 (b)に示すようにサンプル 1 から順番に定電流を通電し、1 s 後に次のサンプルに電流を印加する仕様となっている。

Fig. 3.9 Power cycling tester.

Fig. 3.11 にテストサンプルの搭載例を示す。テストサンプルを固定するために Al 板を設置し、この中に冷却水を流す。冷却水はチラーユニット内で温度制御され、サンプル温度が 75℃になるように調整した。また、テストサンプルのベースプレート面を厚さ 1 mm の放熱ゲルシート(HTCH、サンハヤト)を挟んで固定し、発熱したチップの熱を速やかに取り除く構造とした。また、ベースプレートのチップ裏面の位置に K 型熱電対を取り付け、ケース温度 T_c の測定を行った。Fig. 3.12 (a)、(b)および(c)にパワーサイクル試験時の電流、電圧および温度の変化をそれぞれ示す。ここで、t は試験時間、T_j は半導体チップの温度であるジャンクション温度、T_c はベースプレートの温度であるケース温度、V_f は順方向電圧、I_f は順方向電流、I_m は測定電流をそれぞれ示す。前述のとおり、本研究で用いたパワーサイクル試験装置は、特定の定電流を順方向電流として最大 5 個のテストサンプルに通電する形式となっており、電流の設定値が 1 A 刻みであるため、テストサンプルの T_j を同一に保つことが困難な仕様となっている。また、Table 3.1 に示した通り、本研究で用いた SiC-SBD の定格順方向電流は最大 50 A であったが、この電流では T_j =175℃に達しなかったため、調整を行い、定格電流を超えた I_f =61 A で試験を行うことした。また、2 s 通電を繰り返しても T_c が安定するように冷却時間を 14.5 s と設定した。なお、テストサンプルは個別に V_f の T_j 依存性を示す温度特性測定済みのため、電流オン直前とオフ直後に I_m を流しΔV_f をジャンクション温度差ΔT_j に変換した。また、冷却水温度を 75℃ とし、ケース温度 T_C はベースに熱電対を取付けて測定した。パワーサイクル試験での故障判定は V_f またはΔV_f が初期値の+10%を超過する V_f>2900 mV または、ΔV_f >230 mV となったときに故障と判断した。これは、本研究で基準としたダイマウント材がはんだのテストサンプルのパワーサイクル試験の挙動から設定したものである。



(a) Circuit configuration



(b) Current loading setting

Fig. 3.10 Power cycling test settings.

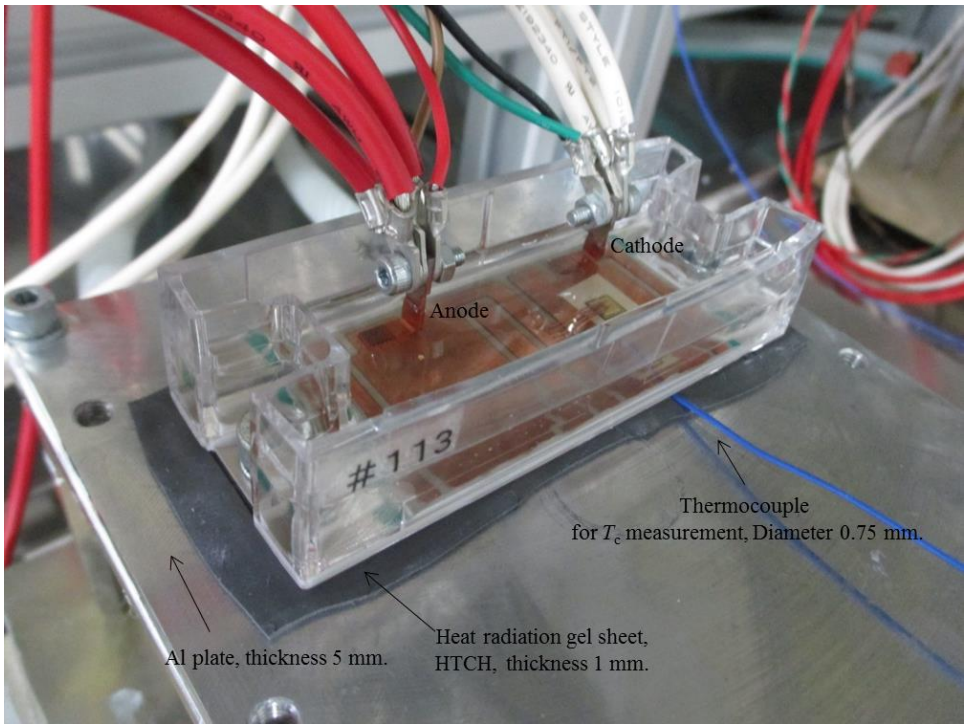


Fig. 3.11 Power cycling test.

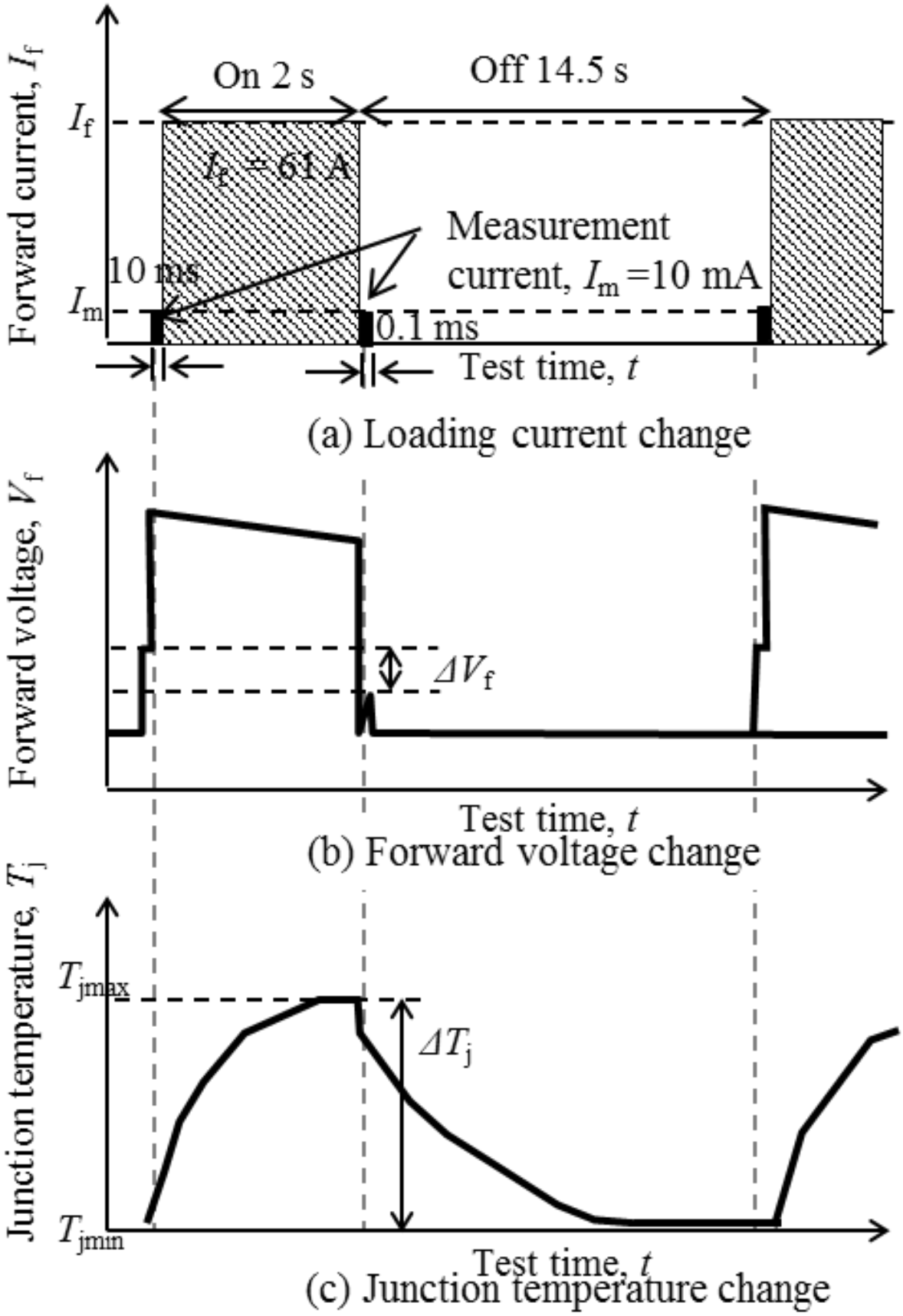


Fig. 3.12 Power cycle test condition.

3.2.7　テストサンプルの故障解析

パワーサイクル試験で故障と判定されたテストサンプルは、パワーサイクル試験装置から取り外され、故障箇所の特定のため分解を行った。ケースとゲルを除去した後、実体顕微鏡および SEM を用いてワイヤ接合部とダイマウント部の断面観察を行った。なお、本研究においては、ワイヤ接合部周辺の接合信頼を調査しているため、これと関係ない箇所で故障したテストサンプルは除外した。

3.2.8　有限要素解析のための材料物性測定

熱応力解析を行うためには各種構成材料の物性が必要となる。特に本研究対象であるワイヤ材の物性の中でも応力-ひずみ曲線(Stess–strain curve)については、熱応力解析で得られた応力をひずみに換算するうえで重要な特性となるため、ワイヤ材の材質である Al と Cu の物性を測定した。なお、AlCu ワイヤの物性については、Al ワイヤと Cu ワイヤを組み合わせることとしたため、直接の測定は行っていない。ワイヤ材は線径 400 μm の Al ワイヤと Cu ワイヤをそれぞれ準備し、これらを約 80 mm の試験片に切断し、つかみ間隔=30 mm の試験片とした。また、つかみ代の箇所での切断を防ぐために残りの部分は、補強を行った。次に測定温度を室温、75℃、125℃、150℃、175℃、200℃および 250℃でクロスヘッド移動量法による引張試験を行った。Fig. 3.13 に室温において引張試験を行った後 Al ワイヤ試験片を示す。Al ワイヤの引張試験は、室温測定時には小型万能材料試験機(Model 5565、Instoron)を高温測定時には万能材料試験機(Model 1185、Instoron)を用いた。また、Cu ワイヤに引張試験は室温時および高温測定時ともに万能材料試験機(Model 1185、Instoron)を用いた。これらの装置のロードセル容量は 100 N であった。試験片を装置に固定した後、チャンバーを密閉し、加熱を行った。チャンバー内の温度が所定温度に達してから 30 min 後に試験を開始した。引張試験速度は 10 mm/min で行った。装置の移動量であるクロスヘッド移動量は、試験片の伸びとともに装置系の変形量も含まれるため補正を行った。また、線径 400 μm の円が初期断面積であると仮定し、荷重 P を初期断面積で割った値を公称応力(Nominal stress、σ_n)とし、クロスヘッド移動量から初期つかみ間隔である 30 mm を引いた値を公称ひずみ(Nominal stran、ε_n)と定義して、Fig. 3.14 に示すような応力–ひずみ曲線を得た。なお、ワイヤ材は常に理想の直線形状をしているわけではなく、若干のたわみが存在しうるため、ゼロ点を通る曲線に補正した。

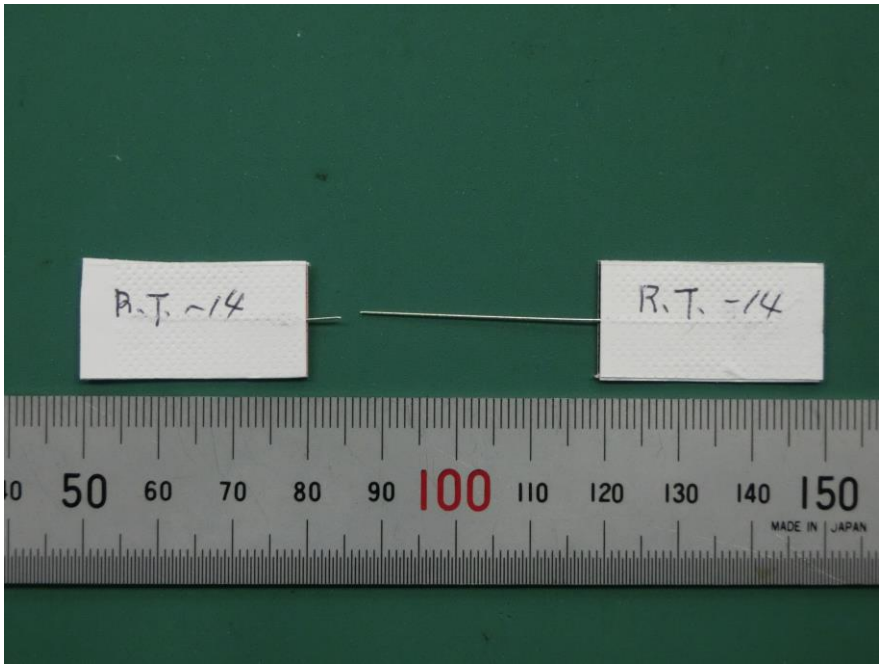


Fig. 3.13 Test piece for stress-strain property measurement.

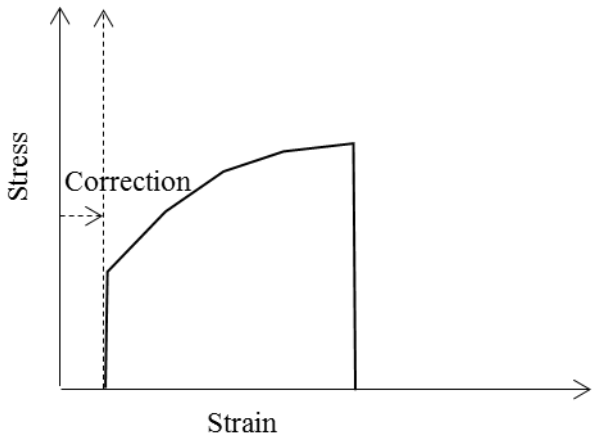


Fig. 3. 14 Image of stress – strain curve measurement.

Table 3.3 に解析に用いた物性値をまとめた。ここで、SiC はチップの材質であり、窒化珪素(Si_3N_4)は AMC 基板材料である。Ag は加圧 Ag ダイマウント材のモデル化のために純銀の物性を用いた。Cu はテストサンプル中でワイヤ、基板配線層およびベース材に使用されているが、それぞれ熱履歴や組成が異なるため、個別の物性を用いた。Cu ワイヤと Cu-OPM については、純銅の物性を用いたが、基板配線層の Cu は基板製造時に 800℃以上でアニールされるため、低ヤング率の物性を用いた。また、ベース材の Cu は強化合金を使用したため、高ヤング率の物性を用いた。はんだ材は、テストサンプルに使用した、Sn-Sb 系はんだの物性を用いた。

Table 3.3 Elastic and thermal material properties used for thermal stress analysis.

Material	Component	Density [g/cm^3]	Specific heat [J/gK]	Thermal conductivity [W/m·K]	Electrical resistivity [nΩ·m]	Young's modulus [GPa]	Coefficient of thermal expansion [ppm/K]	Poisson's ratio
SiC	SiC-SBD	3.21	0.65	400	-	400	3.3	0.28
Si_3N_4	Substrate	3.30	0.68	90	-	317	2.6	0.27
Al	Wire, bonding pad	2.69	0.91	238	26.7	75	23.5	0.29
Ag	Ag sinter material	10.50	0.23	419	16.0	81	19.7	0.38
Solder	Solder for base material	7.20	0.23	45.6	13.6	58	21.5	0.36
Cu	Wire, OPM	8.96	0.38	390	16.9	118	17.0	0.33
Cu	Substrate wiring	8.96	0.38	390	16.9	30	17.0	0.33
Cu alloy	Base material	8.96	0.38	390	16.9	137	17.0	0.33
Mo	OPM	10.19	0.28	167	57.0	276	5.2	0.31

3.2.9 有限要素解析モデルの作成

本研究においては、解析用のコンピュータとして Z8G4(ヒュレットパカード、CPU : 18 コアデュアル/3.0 GHz、メモリ : 768 GB)を用いて、有限要素解析の作成を行った。また、メッシュ作成ソフトは Altair HyperMesh 17.0 を用いた。作成した有限要素解析モデルを Fig. 3.15 (a) - (f)にそれぞれ示

す。Fig. 3.15 (a)はテストサンプルの全体を示しており、ワイヤ材質によらず構造は同じ構造のモデルを用いた。Fig. 3.15 (b)は Altair HyperMesh 17.0 を用いて作成したワイヤの全体モデルを示しており、Fig. 3.15 (c)と(d)はそれぞれ Al ワイヤ接合部と AlCu ワイヤ接合部を拡大して示している。ワイヤのバルク部のメッシュサイズは約 80 μm とし、ワイヤ接合界面は解像度を上げて 1 μm とし、ワイヤ材質によらず同じモデルを用いた。ワイヤ 1 本あたりのメッシュ数はおよそ 20,000 あり、モデル全体のメッシュ数は 326,000 であった。ワイヤ材は Al ワイヤと AlCu ワイヤおよび Cu ワイヤの 3 種類をモデル化したが、Al 材の中に Cu ワイヤが包まれた形状である AlCu ワイヤをモデル化するために、中心部に Cu コア材を配置できるようにメッシュ化した。Al ワイヤと Cu ワイヤについては、コア材の部分と周囲の材料は同一物性を入力した。ワイヤループは、Fig. 3.15 (e)に示すようにまずワイヤの中心部でループ形状を作成し、ワイヤ断面を繋げていく手法を用いた。ワイヤとパッド間のワイヤ接合部は Fig. 3.15 (f)に示すように、長方形の形状とした。

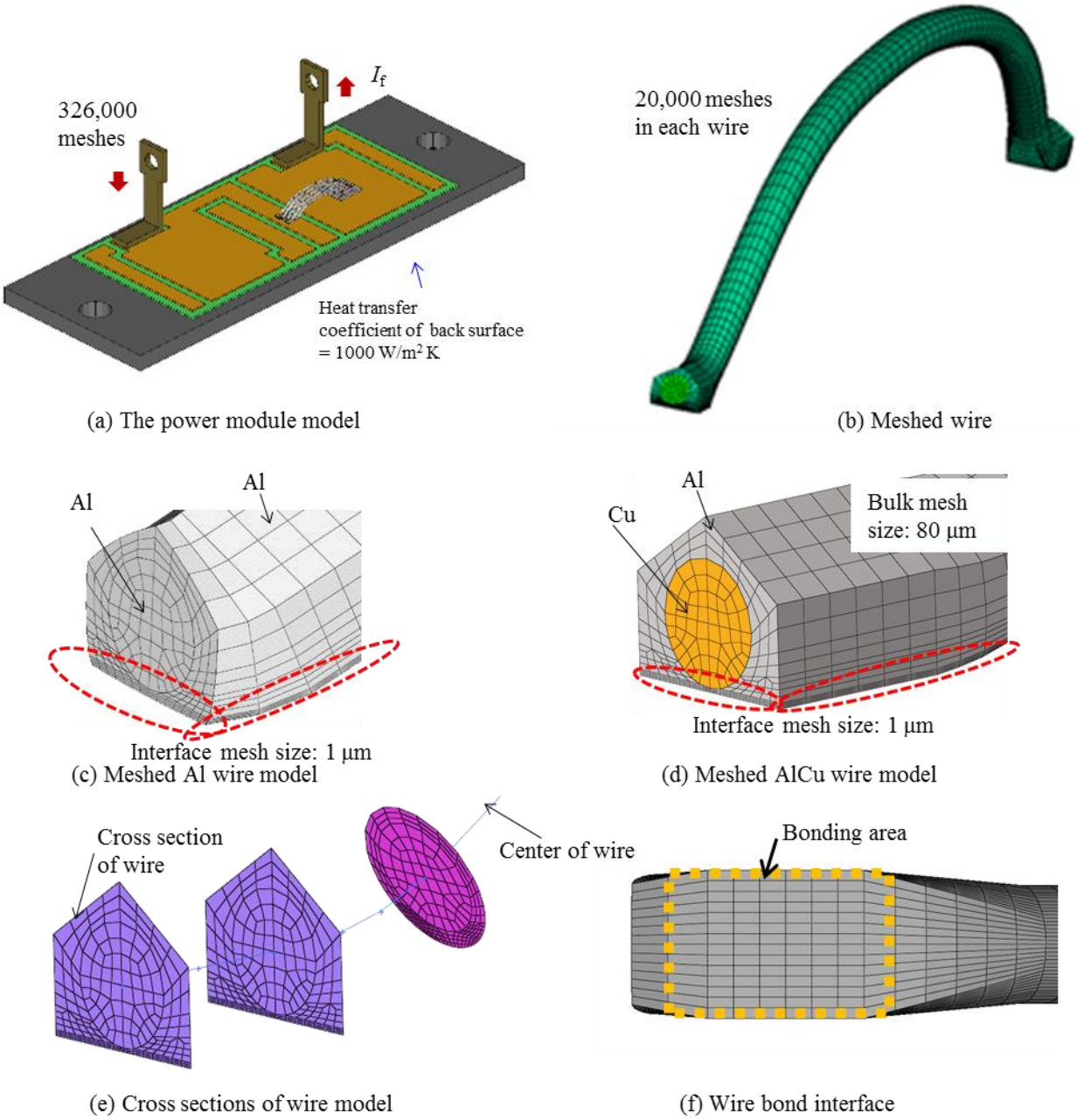


Fig. 3.15 The finite element method model in this study.

ボンディングパッドは厚さ 4 μm の Al パッドの場合と、その上にそれぞれ厚さ 25、100、300 μm の Cu-OPM 層を形成したモデルを作成した。それぞれのモデルを Fig. 3.16 (a) – (d)に示す。

解析モデルのチップや AMC 基板、ベースプレートの寸法は、実験に用いたチップ等の部品の寸法を用いてモデル化した。ゲルは解析モデルの中には入れていない。また、ダイマウント材は実験では、はんだ材などを用いた水準もあるが、解析モデルの作成時には加圧 Ag 焼結材を想定した接合部に統一した。

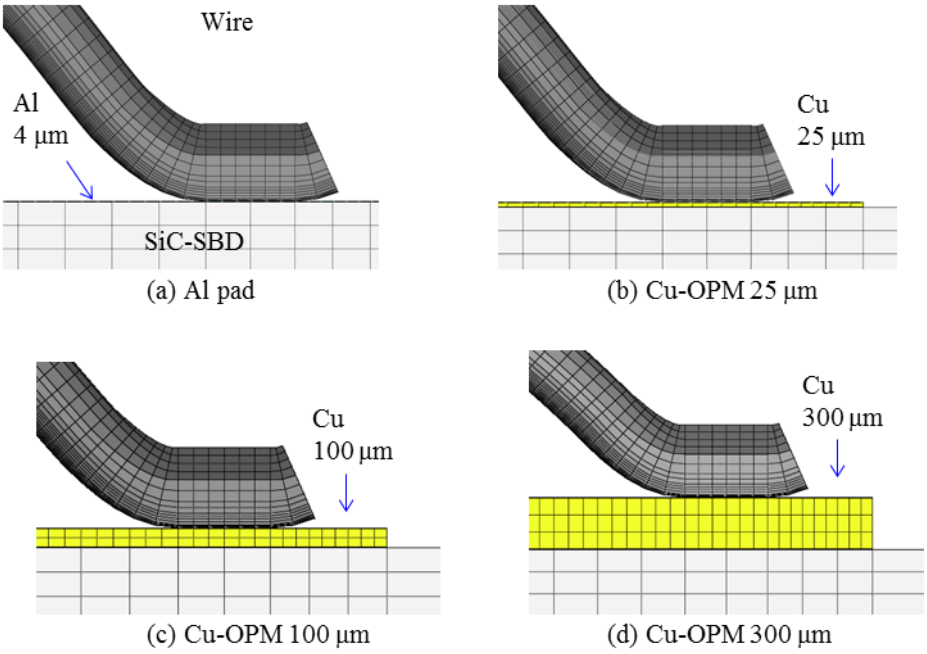


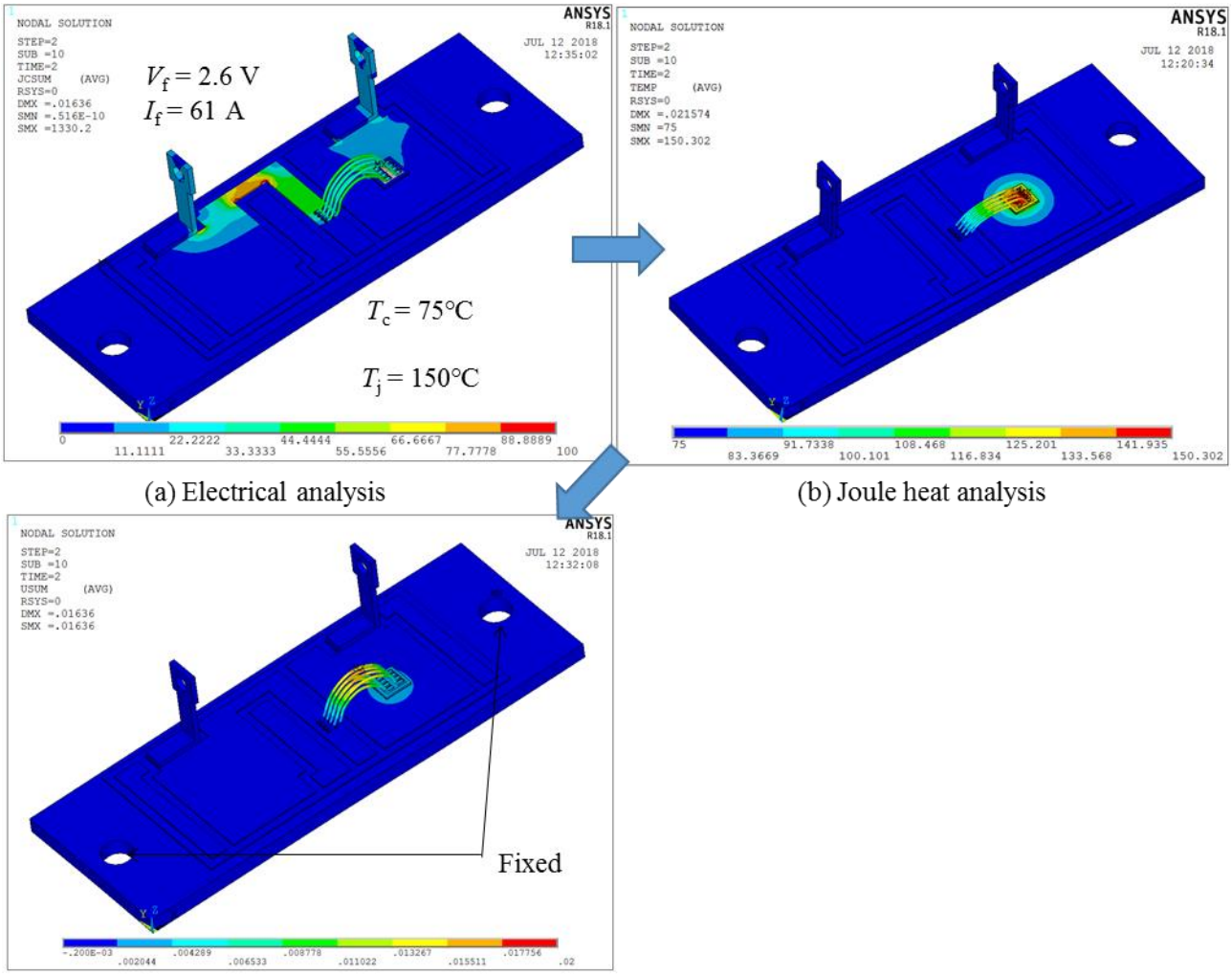
Fig. 3.16 Bonding pad specifications in this study.

3.2.10　パワーサイクル試験時の熱応力解析（電流－熱－構造・連成解析）

第 1 章でも説明したように、パワーサイクル試験ではパワーモジュール中のワイヤ接合部が主に故障することは良く知られている。ワイヤ接合部の疲労寿命予測は有限要素解析と(3.1)式に示す Coffin-Manson 則[40]を用いて広く行われている。ここで、N_f はパワーサイクル試験の故障寿命であり、$\Delta\varepsilon$はワイヤ接合部で発生する累積相当塑性ひずみの最大値を示す。また、C、n はそれぞれ定数である。本研究においてはソルバーANSYS R18.1 を用い、使用する要素タイプは SOLID226 を解析モデルに定義して電流－熱－構造の連成解析を行い、Al パッド上および Cu-OPM 層上の Al ワイヤ、AlCu ワイヤおよび Cu ワイヤ接合部の相当ひずみをそれぞれ求めた。連成解析の手順を Fig. 3.17 (a) – (c)に示す。まず、Fig. 3.17 (a)に示すように、T_c=75℃、T_j =75℃の状態でモデルに V_f=2.6 V、I_f=61 A で電流を流したときに T_j=150℃となるように、チップの抵抗値を調整した。ここで、SiC チップは半導体であり、一般物性が成り立たないため、解析モデルに最も近いテストサンプル(#3)の電気抵抗率 1.65×10^6 nΩ·m をもとに調整を行い、1.9×10^6 nΩ·m とした。

次に、Fig. 3.17 (b)に示すように、電流印加時のモデルの温度分布を求め、最後に Fig. 3.17 (c)のように、温度上昇したときのモデルの応力分布を求めた。その後、Fig. 3.18 (a)に示すワイヤ部にかかる応力分布を、ワイヤ材の引張試験より得られた応力–ひずみ曲線を用いて Fig. 3.18 (b)に示す相当歪みに換算し、ジャンクション温度 T_j とワイヤ材質を変えて行ったパワーサイクル試験から得られた故障寿命と組み合わせて、定数 C、n をそれぞれ求めた。

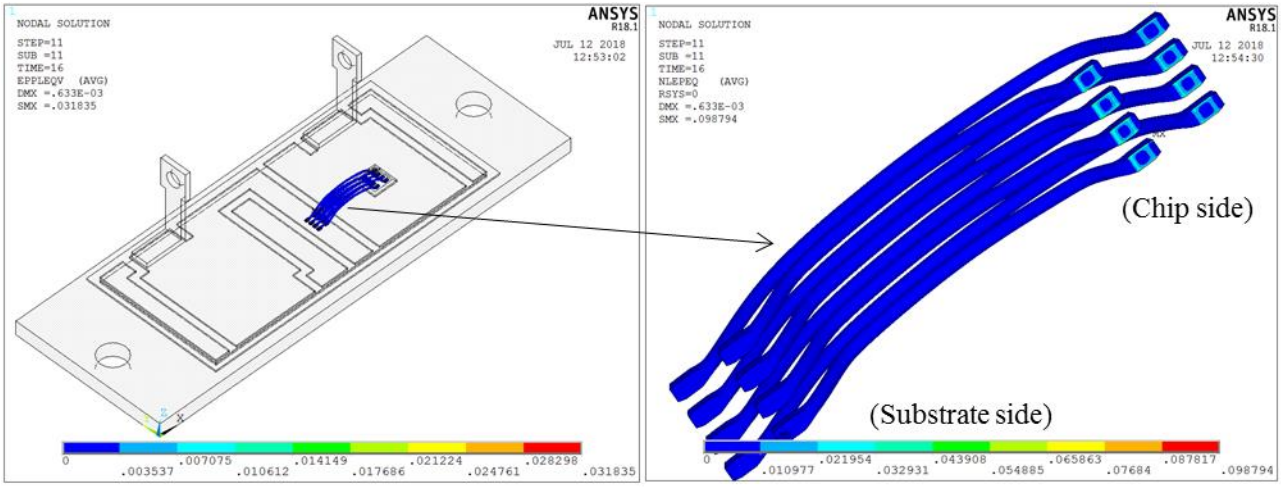
$$N = C \cdot \Delta\varepsilon^{-n} \qquad (3.1)$$



(a) Electrical analysis (b) Joule heat analysis

(c) Structural analysis

Fig. 3.17 Images of electric – thermal – structural coupled analysis.



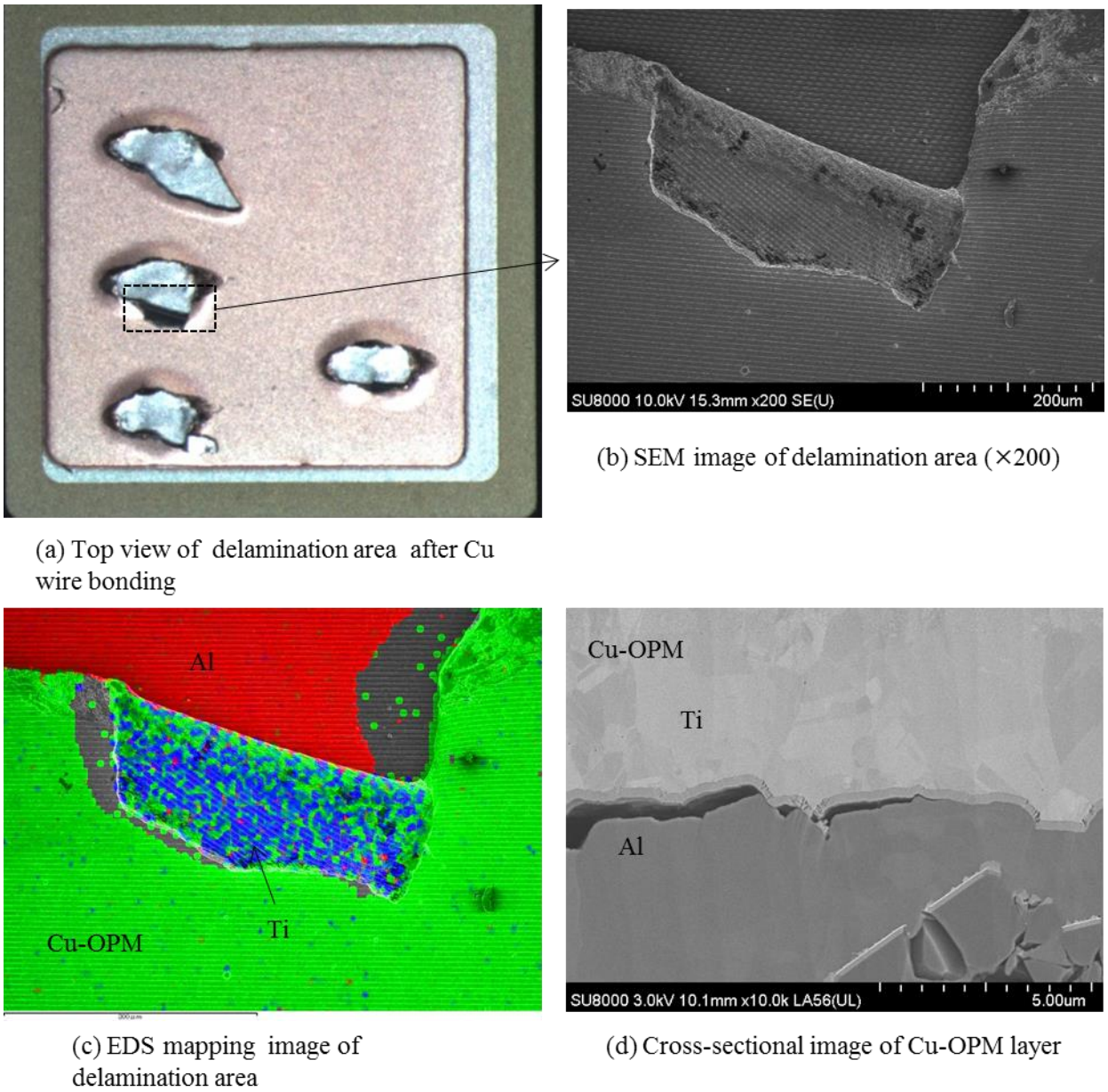
(a) Stress distribution of wire bonds (b) Strain distribution of wire bonds

Fig. 3.18 Stress and strain distributions of wire bonds.

3.3　結果・考察

3.3.1　銅ワイヤボンディング時の銅オーバーパッドメタル剥がれ

Cu-OPM 上にワイヤボンディングを行ったとき、Cu と Al で接合する Al ワイヤと AlCu ワイヤのときには良好な接合が得られたが、Cu ワイヤボンディングを行ったときに、Fig. 3.19 (a)の外観写真に示すように Cu-OPM 層が剥がれ、銀白色の表面が露出した。剥がれた箇所の SEM 観察と EDS マッピング観察を行ったところ、Fig. 3.19 (b)、(c)にそれぞれ示すように剥がれ部の中心部近傍では Al が露出していることを確認した。また、剥がれの外周部では剥がれ時にめくれ上がった層が確認され主に Ti が検出された。この箇所の断面 SEM 観察を行ったところ、Fig. 3.19 (d)に示すように Al パッドと Ti の間で横からクラックが入っていた。



(a) Top view of delamination area after Cu wire bonding

(b) SEM image of delamination area (×200)

(c) EDS mapping image of delamination area

(d) Cross-sectional image of Cu-OPM layer

Fig. 3.19 SiC-Schottky diode chip after Cu wire bonding on Cu-OPM.

Fig. 3.20 (a) – (d)に Ti/Al 間でクラックが発生するメカニズムを考察した。本研究で用いた SiC-SBD の Al パッド表面は、Fig. 3.20 (a)のように薄い Al 酸化物層や汚染物で覆われている。Fig. 3.20 (b)のように、Cu-OPM 成膜前に Al パッドの表面をアルゴン(Ar)プラズマエッチングして酸化膜層

を除去した後に、Fig. 3.3 のようにスパッタ法で Ti を、イオンプレーティング法で Cu-OPM を形成した。Cu-OPM 層形成後に、Fig. 3.9 に示したようにワイヤボンディングを行ったが、Cu ワイヤボンディング条件は Al ワイヤおよび AlCu ワイヤボンディング条件に比べて、最大荷重は 1.3 倍以上で、最大荷重を負荷する時間は 12 倍以上必要であったため、接合に要する衝撃によりクラックが発生し､その後 Cu ワイヤを引っ張り上げるときに Cu-OPM 膜の剥がれが発生したと考える｡また、Ti/Al 間でクラックが発生したのは、この層が最も密着力が弱かったためであり、その原因は Al パッド表面の Al 酸化膜や汚染物の除去不足または、Ti/Al 層の密着力不足によるものと推定する。Cu ワイヤボンディングを行うためにはこの層の強化が課題となるが、本研究では Cu-OPM 層への Al ワイヤボンディングおよび AlCu ワイヤボンディングによる信頼性向上効果の検証を優先した。

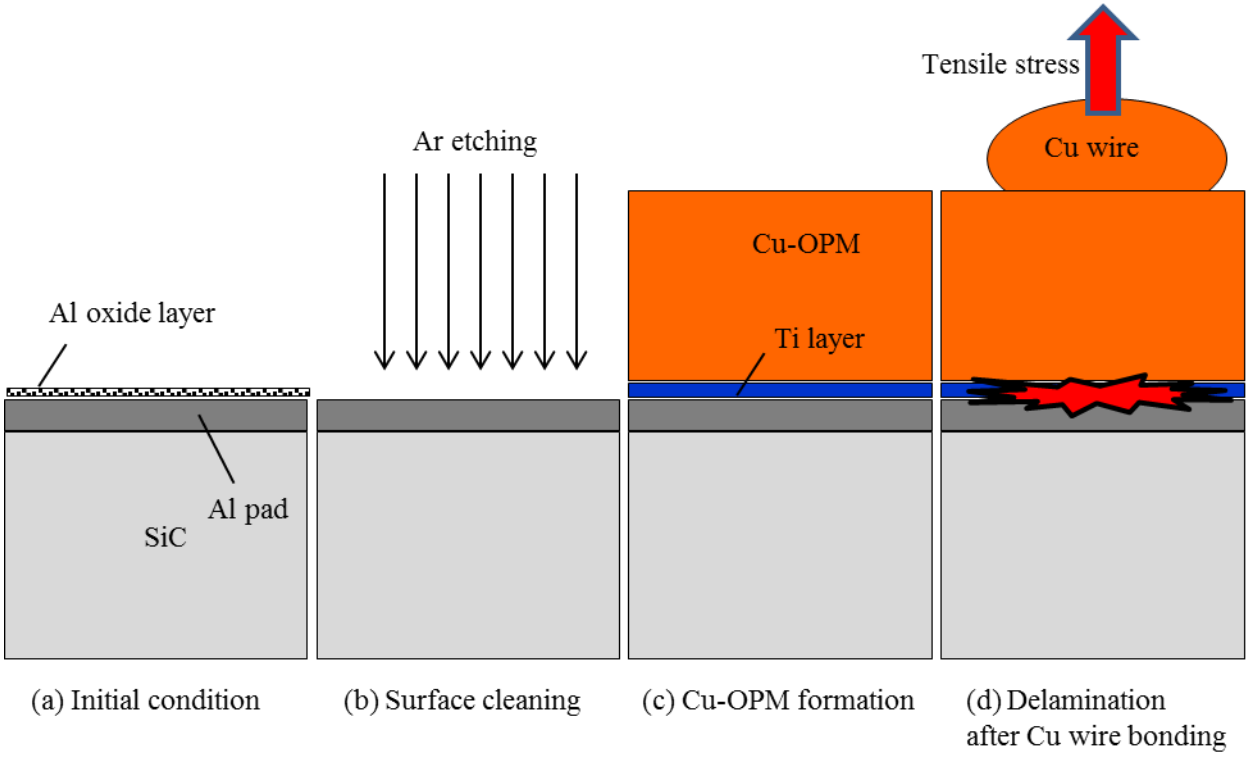


Fig. 3.20 Delamination mechanism of Al/Ti layer after Cu wire bonding.

3.3.2　テストサンプルの温度特性測定結果

パワーサイクル試験を行う前に、組立済みのテストサンプルに前述の方法で測定電流 I_m=10 mA を印加し、順方向電圧 V_f とジャンクション温度 T_j の依存性である温度特性を取得した。全サンプルの測定結果を Table 3.4 に、V_f の T_j 依存性を示す代表図を Fig. 3.21 に示した。SiC-SBD の T_j は V_f に対して負の一次関数となり、その相関係数は 0.999 以上であった。テストサンプルにより傾きと切片はばらつきがあり、傾きは-0.580 から-0.564、切片は 447.35 から 469.03 の間で分布していた。パワーサイクル試験では サイクル後との試験結果が V_f で出力されるため、テストサンプル毎に得られた温度測定を入力して T_j に変換した。

Table 3.4 Relationships between V_f and T_j of SiC-SBD test samples.

#	50°C		75°C		100°C		125°C		150°C		175°C		Temperature characteristic		
	T_j [°C]	V_f [mV]	T_j [°C]	V_f [mV]	T_j [°C]	V_f [mV]	T_j [°C]	V_f [mV]	T_j [°C]	V_f [mV]	T_j [°C]	V_f [mV]	Intercept	Slope	Correlation coefficient
1			74.4	660	99.6	617	125.0	572	150.2	528	174.5	484	450.14	-0.56869	0.99995
2	50.0	723	74.9	680	100.9	635	124.5	595	150.4	550	175.0	507	469.02	-0.57952	0.99999
3	49.8	722	74.5	679	99.9	635	125.4	581	148.8	549	174.8	503	458.46	-0.56624	0.99905
4			74.6	660	99.9	616	124.9	572	149.9	528	174.5	484	449.50	-0.56773	0.99999
5			74.8	660	99.5	617	124.8	572	150.4	527	174.5	484	448.72	-0.56629	0.99999
6			74.6	660	99.5	617	125.0	572	150.5	527	175.0	483	449.19	-0.56869	0.99998
7			74.4	660	99.9	616	124.7	572	150.7	526	175.5	482	449.05	-0.56725	0.99999
8			75.1	660	99.8	617	125.3	571	150.2	527	174.5	484	447.35	-0.56378	0.99999
9			74.9	659	100.2	614	124.6	571	149.9	527	175.2	482	448.81	-0.56756	0.99999
10	49.8	722	74.8	678	100.8	633	124.5	592	150.3	548	175.0	504	465.56	-0.57606	0.99999
11	50.1	723	75.1	680	100.7	636	125.3	594	150.5	550	175.1	507	469.03	-0.57923	0.99999
12	49.7	724	74.6	680	99.9	636	125.5	583	149.1	551	175.0	506	462.51	-0.57099	0.99903
13	50.0	723	75.6	678	100.3	636	125.8	591	150.9	548	176.8	503	466.90	-0.57679	0.99999
14	50.0	722	74.8	679	100.5	634	125.4	590	149.3	548	174.7	503	461.13	-0.56912	0.99999
15	49.9	722	75.0	679	100.9	634	124.6	593	150.2	548	175.0	504	464.65	-0.57400	0.99998
16	49.7	724	74.5	681	99.8	637	124.5	594	149.5	550	174.8	506	465.04	-0.57352	1.00000

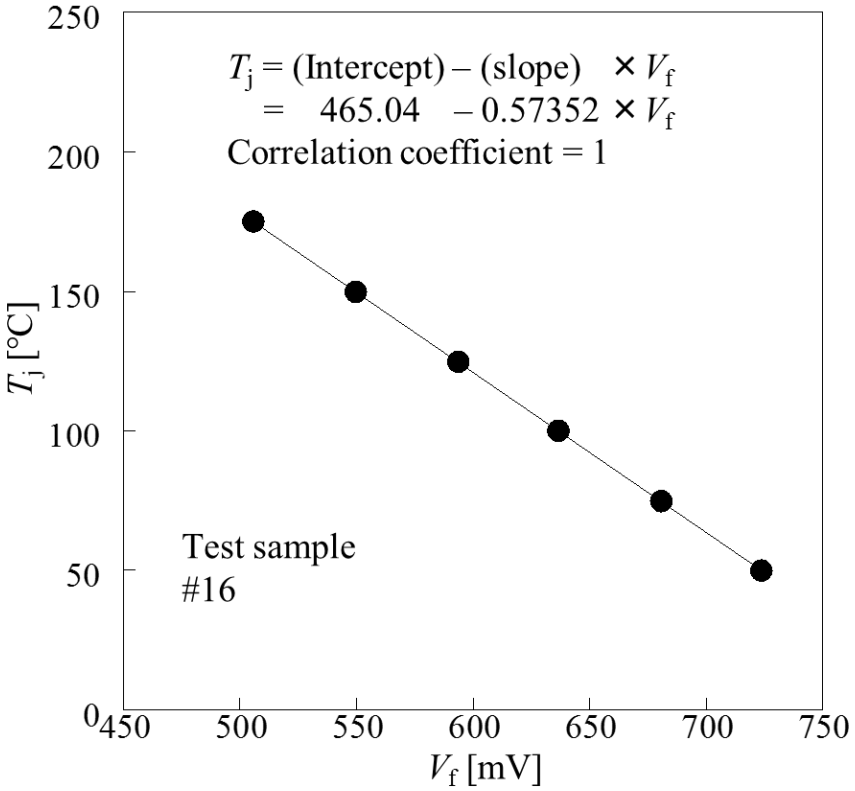


Fig. 3.21 Relationship between V_f and T_j of SiC-SBD.

3.3.3 パワーサイクル試験結果

本研究で実施したパワーサイクル試験条件を Table 3.5 に示した。パワーサイクル試験手順は JEITA ED-4701/600 の試験方法 602(ケースタイプ/短時間)に準拠し、Fig. 3.12 および Table 3.5 に示す条件で試験を行った。電流のオン時とオフ時の T_j と T_c の計測を行い、最小ジャンクション温度 T_{jmin} は電流がオフの状態での順方向電圧 V_f から、最大ジャンクション温度 T_{jmax} は電流がオンのときの順方向電圧 V_f から温度特性を用いて求めた。最小ケース温度 T_{cmin} は電流がオフの状態でのケース温度を、最大ケース温度 T_{cmax} は電流がオンのときのケース温度を熱電対で測定して求めた。本研究では、通電時間 t_{on} を 2 s とした。電流オフ時間 T_{off} は、T_c が 75℃に保てる最短の時間を設定し 14.5 s で試験を行った。パワーサイクル試験装置は Fig.3.10 で示したように、定電流で同時に最大 5 サンプル分の試験ができる仕様となっているが、設定可能な電流値は 1 A 刻みと微調整が難しい仕様となっていたため、各種ワイヤ接合部の T_j を変えたときのパワーサイクル寿命を調べるために、ダイマウント材の放熱性能を変えることで調整を行った。これにより、パッド材料とワイヤ材料を変えた各種ワイヤ接合部の ΔT_j に対するパワーサイクル試験の詳細を Table 3.6 にまとめた。ここで、パッド水準の Al は Cu-OPM を形成していない厚さ 4 μm の Al パッドを示し、Cu-OPM はその Al パッド上にイオンプレーティング法により形成した厚さ 25 μm の Cu 層を示す。また、ワイヤ水準の Al は Al ワイヤを、AlCu は Cu をコア材を Al で被覆した AlCu ワイヤを示す。また、ダイマウント材は、Solder 1 が熱伝導の良い SnCu はんだ、Solder 2 が熱伝導の悪い SnSb はんだを示しており、Sinter 材は、Sinter 1 が熱伝導の良い加圧 Ag 焼結材を、Sinter 2 が CuSn 材を、Sinter 3、Sinter 4 が熱伝導の悪い無加圧 Ag 焼結材と無加圧 Cu 焼結材をそれぞれ示している。テストサンプルを試験装置に取り付けた後、しばらく温度の安定化に時間がかかるため、1,001 サイクル目を試験開始サイクルとして、パワーサイクル試験を行った。表中の中央部には、初期の T_{cmin}、T_{jmax}、ΔT_j および接合点とケース間での熱抵抗 R_{th} と電気抵抗 R を示した。また、表中の右部には、故障判定時のそれらの値と故障サイクル数を示した。ここで、サンプル番号#1 – 3 が Al パッド上の Al ワイヤサンプルのパワーサイクル試験結果であり T_{jmax} は 153℃から 175℃、ΔT_j は 83℃から 100℃で試験を行い、故障サイクルは 2.9×10^4 から 5.5×10^4 サイクルと分布した。サンプル番号#4 – 9 は Cu-OPM 層上の Al ワイヤサンプルの結果であり、T_{jmax} は 157℃から 189℃、ΔT_j は 83℃から 113℃で試験を行い、故障サイクルは 2.6×10^4 から 7.4×10^4 サイクルと分布した。また、サンプル番号#10 – 11 は、Al パッド上の AlCu ワイヤサンプルの結果であり、T_{jmax} は 161℃から 172℃、ΔT_j は 85℃から 97℃で試験を行い、故障サイクルは 4.5×10^4 から 6.9×10^4 サイクルと分布した。最後にサンプル番号#12 – 16 は Cu-OPM 層上の AlCu ワイヤサンプルの結果であり、T_{jmax} は 165℃から 182℃、ΔT_j は 89℃から 106℃で試験を行い、故障サイクルは 1.5×10^5 から 5.7×10^5 サイクルと他の水準に比べて飛躍的に長寿命化した。Fig. 3.23 にそれぞれの水準における ΔT_j と故障サイクルの関係を示した。

Table 3.5 Power cycling test conditions in this study.

Item	Test condition in this study
On time, t_{on}	2 s
Off time, t_{off}	14.5 s
Junction temperature, T_j	Monitored using V_f
Case temperature, T_c	Monitored using thermocouples.
Forward current, I_f	61 A
Measurement current, I_m	10 mA, 0.1 ms after I_f off.
Forward voltage, V_f	Judged as "Failure", > 2900 mV.
Forward voltage change, ΔV_f	Judged as "Failure", > 230 mV.

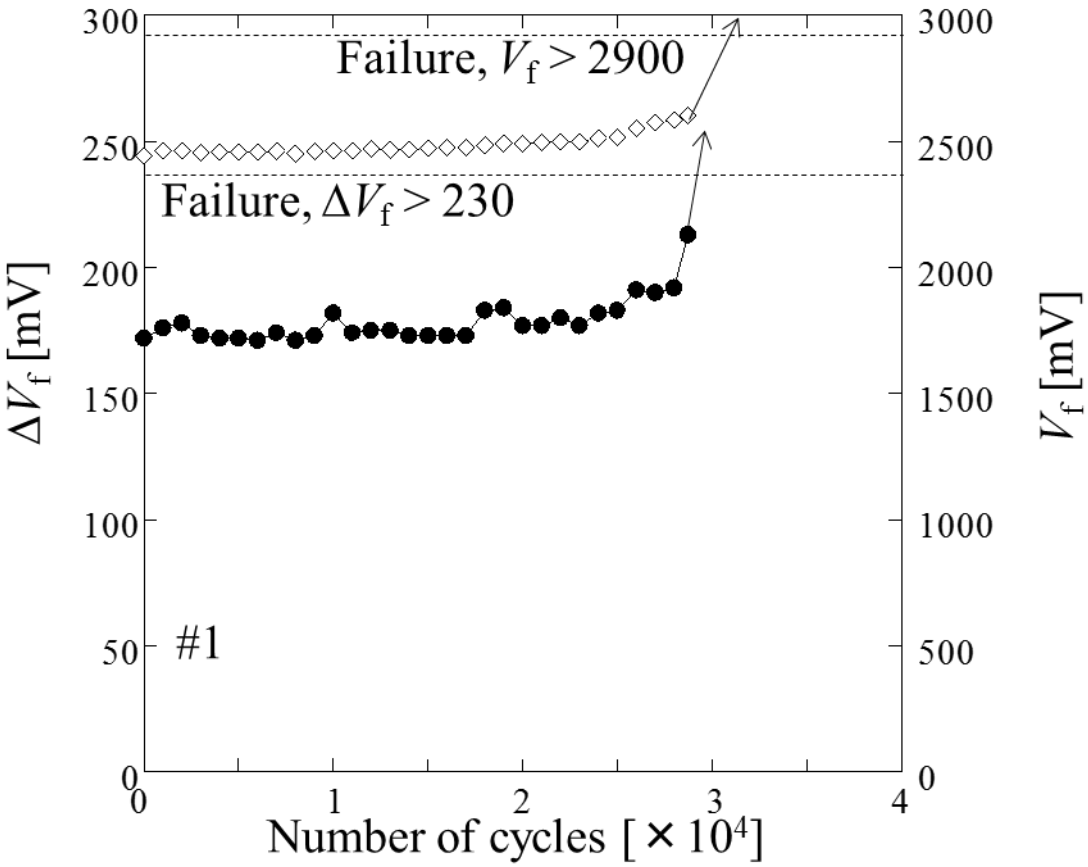


Fig. 3.22 V_f and ΔV_f variations during power cycling test.

Table 3.6 Summary of active power cycling test results.

Test sample				Initial condition (at 1,001 cycles)							Condition at failure					
#	Pad	Wire	Die attach material	T_{cmin} [ºC]	T_{jmax} [ºC]	ΔT_j [ºC]	ΔT_c [ºC]	R_{th}(j-c) [ºC/W]	R [mΩ]	Failure cycle [cyc]	T_{cmin} [ºC]	T_{jmax} [ºC]	ΔTj [ºC]	ΔT_c [ºC]	R_{th}(j-c) [ºC/W]	R [mΩ]
1	Al	Al	Solder 1	74.6	174.5	99.9	24.2	0.503	40.41	28,732	74.3	193.7	119.4	24.2	0.600	42.66
2				75.7	171.7	96.0	25.3	0.457	41.62	29,213	75.0	179.3	104.3	28.1	0.454	47.59
3			Sinter 1	70.3	153.3	83.0	20.8	0.436	38.31	54,556	74.5	176.5	102.0	25.3	0.455	45.33
4	Cu-OPM	Al	Solder 2	75.0	188.3	113.3	24.1	0.566	42.38	25,500	71.6	207.1	135.5	28.1	0.652	44.26
5				74.8	179.0	104.2	20.5	0.548	41.03	34,888	74.8	193.3	118.5	18.1	0.639	42.26
6			Solder 1	73.8	179.8	106.0	22.7	0.549	40.79	40,981	74.1	204.7	130.6	24.7	0.644	44.18
7			Sinter 2	74.8	171.1	96.3	21.8	0.509	39.33	49,831	74.5	174.5	100.0	21.0	0.538	39.48
8			Sinter 1	74.3	157.6	83.3	21.7	0.431	38.66	71,611	74.3	162.1	87.8	22.4	0.418	41.98
9				74.8	157.1	82.3	22.9	0.406	39.34	74,303	74.6	165.6	91.0	23.7	0.430	42.08
10	Al	AlCu	Sinter 1	75.6	160.8	85.2	23.3	0.442	37.67	68,640	75.9	178.7	102.8	27.1	0.448	45.38
11				74.9	171.9	97.0	18.6	0.510	41.28	44,969	74.8	182.3	107.5	22.0	0.508	45.23
12	Cu-OPM	AlCu	Sinter 1	75.2	165.0	89.8	25.4	0.425	40.72	512,041	74.8	177.0	102.2	23.7	0.466	45.30
13				74.0	165.8	91.8	23.8	0.444	41.20	238,207	74.1	172.2	98.1	24.7	0.457	43.10
14				76.5	165.2	88.7	23.2	0.449	39.23	572,929	75.3	179.4	104.1	24.5	0.471	45.39
15			Sinter 3	77.3	183.4	106.1	22.5	0.554	40.54	160,398	77.8	225.3	147.5	28.8	0.615	51.85
16			Sinter 4	76.4	181.7	105.3	25.0	0.494	43.66	140,134	74.7	187.5	112.8	26.3	0.517	44.98

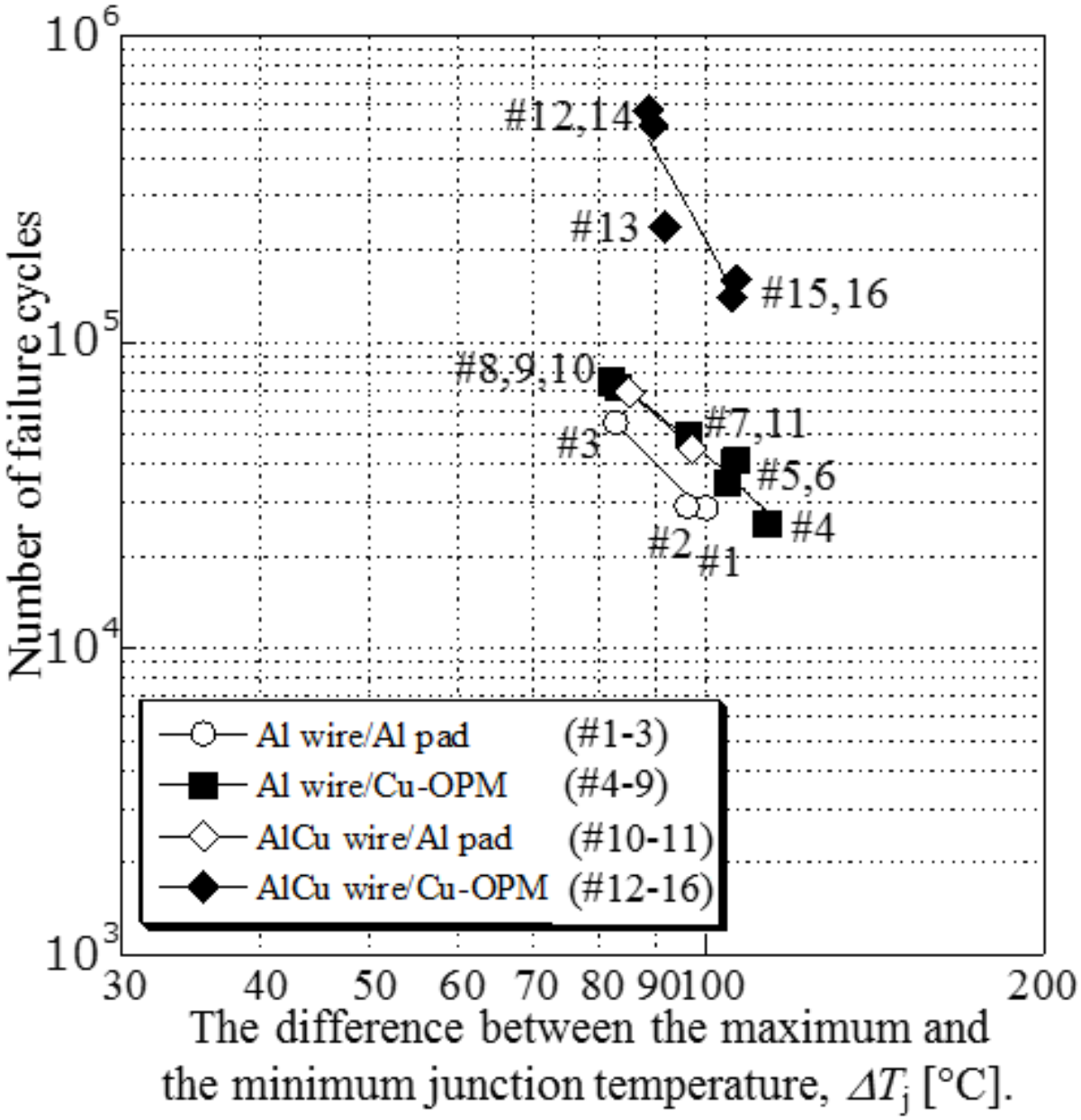


Fig. 3.23 Power cycle test results.

3.3.4 故障解析結果

パワーサイクル試験で故障と判定したテストサンプルについて、実体顕微鏡および SEM を用いた断面観察を行い故障箇所の特定を行った。故障解析を行った結果、パッド水準およびワイヤ水準に関らず全てのテストサンプルでワイヤ接合部での故障を確認した。また、ダイマウント部では顕著なクラックは観察されなかったため、本実験でパワーサイクル寿命を決定するのはワイヤ接合部近傍のクラックによると判断した。Fig. 3.24 に Al パッド上および Cu-OPM 上の Al ワイヤボンディングサンプルの断面観察結果を示した。ワイヤ A は最外周部のワイヤで、ワイヤ B は内側のワイヤである。初期のワイヤ接合部は顕著なクラックは認められないが、Al パッド上の Al ワイヤ接合部ではパワーサイクル試験後に Al パッド近傍の Al ワイヤ中でクラックが発生していた。Cu-OPM 上の Al ワイヤ接合部についても、接合界面近傍の Al ワイヤ中での故障が支配的であったが、Al/Cu-OPM 界面でのクラックも発生していた。Fig. 3.25 に Al パッド上および Cu-OPM 上の AlCu ワイヤボンディングサンプルの断面観察結果を示した。Al パッド上の AlCu ワイヤボンディングサンプル

については Al パッド近傍の Al ワイヤ中であった。これらは Al ワイヤ接合部のパワーサイクル試験による破断部[35]とほぼ同様であり、Cu-OPM 層上の AlCu ワイヤボンディングサンプルではワイヤ中の Al 部分に加えて Al パッドと Cu-OPM 層の間で故障が発生した。

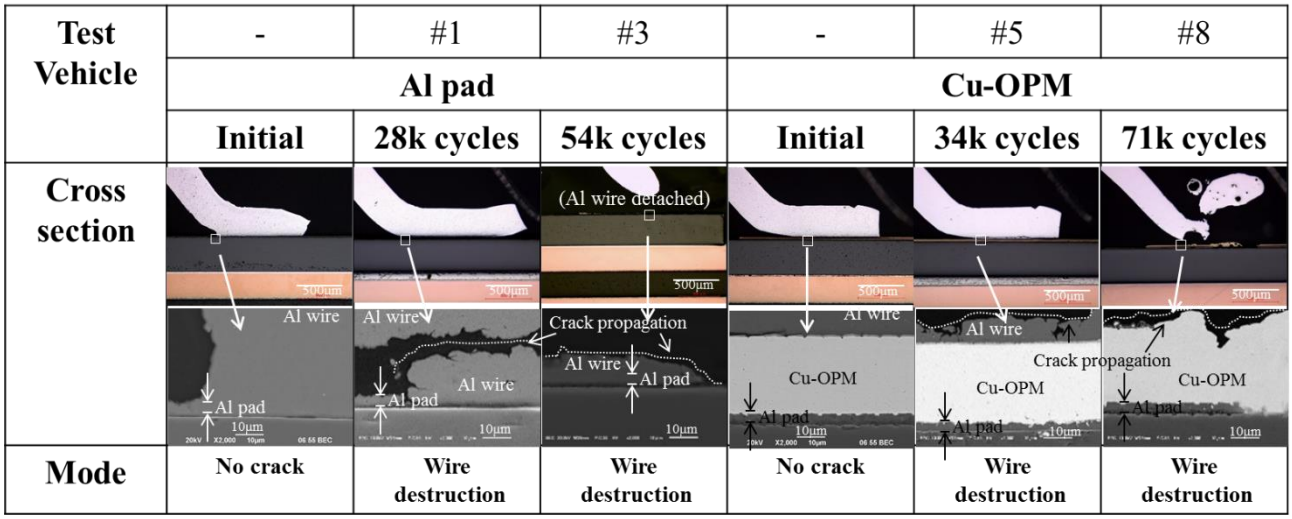


Fig. 3.24 Cross sections of Al wire interconnections before and after power cycling tests.

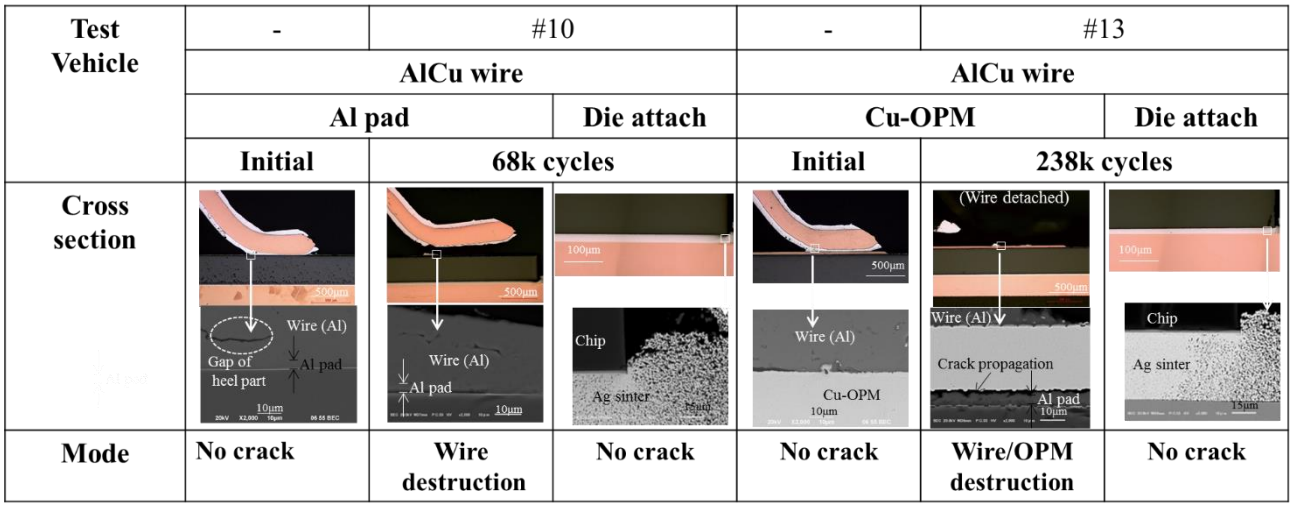


Fig. 3.25 Cross sections of AlCu wire interconnections before and after power cycling tests.

3.3.5　同じジャンクション温度差におけるパワーサイクル寿命の比較

故障解析結果より、パワーサイクル試験による故障箇所はワイヤ接合部の寿命が支配的であることがわかったため、同じΔT_jでのパワーサイクル試験寿命 N の比較を試みた。Fig. 3.23 よりボンディングパッドとワイヤ毎の N とΔT_jの関係を log$N$ と logΔT_jの一次関数として最小二乗近似し、(3.2)から(3.5)式を得た。ここで、パワーサイクル試験寿命 N の添え字部分はワイヤ/パッドの水準を示しており、例えば $N_{\mathrm{AlCu/Cu\text{-}OPM}}$ は Cu-OPM 層上の AlCu ワイヤ接合部のパワーサイクル試験寿命を示す。ΔT_j=75℃のときの N を計算すると、$N_{\mathrm{Al/Al}}$ に比べて、$N_{\mathrm{AlCu/Cu\text{-}OPM}}$ および $N_{\mathrm{AlCu/Al}}$ は 1.3 倍の寿命向上に留まったが、Cu-OPM 層上の AlCu ワイヤ接合の寿命、$N_{\mathrm{AlCu/Cu\text{-}OPM}}$ は 18.5 倍と顕著な寿命向上効果が見られた。

$$\log N_{\mathrm{Al/Al}} = 11.786 - 3.677\log\Delta T_{\mathrm{j}} \quad (3.2)$$

$$\log N_{\mathrm{Al/Cu-OPM}} = 10.756 - 3.067\log\Delta T_{\mathrm{j}} \quad (3.3)$$

$$\log N_{\mathrm{AlCu/Al}} = 11.124 - 3.257\log\Delta T_{\mathrm{j}} \quad (3.4)$$

$$\log N_{\mathrm{AlCu/Cu-OPM}} = 18.725 - 6.702\log\Delta T_{\mathrm{j}} \quad (3.5)$$

3.3.6　ワイヤ材の応力-歪み曲線

各温度でのワイヤ引張試験試験を行う前に加温開始後から目的の温度にテストサンプルが到達する時間の調査を行った。Fig. 3. 26 に Al ワイヤサンプル近傍に熱電対を取り付けたときの温度変化を示した。温度測定は 5 s 毎に行ったが、図中では簡略化のため 60 s 毎にプロットした。図より引張試験を行ったすべての温度条件で 1,200 s 以上放置した時に温度はそれぞれ目標温度に収束した。この結果にマージンを加え、Al ワイヤの引張試験は炉内での加熱開始後 1,800 s 以降に試験を開始し、Cu ワイヤの引張試験も同様に加熱開始後 1,800 s 以降に試験を開始した。

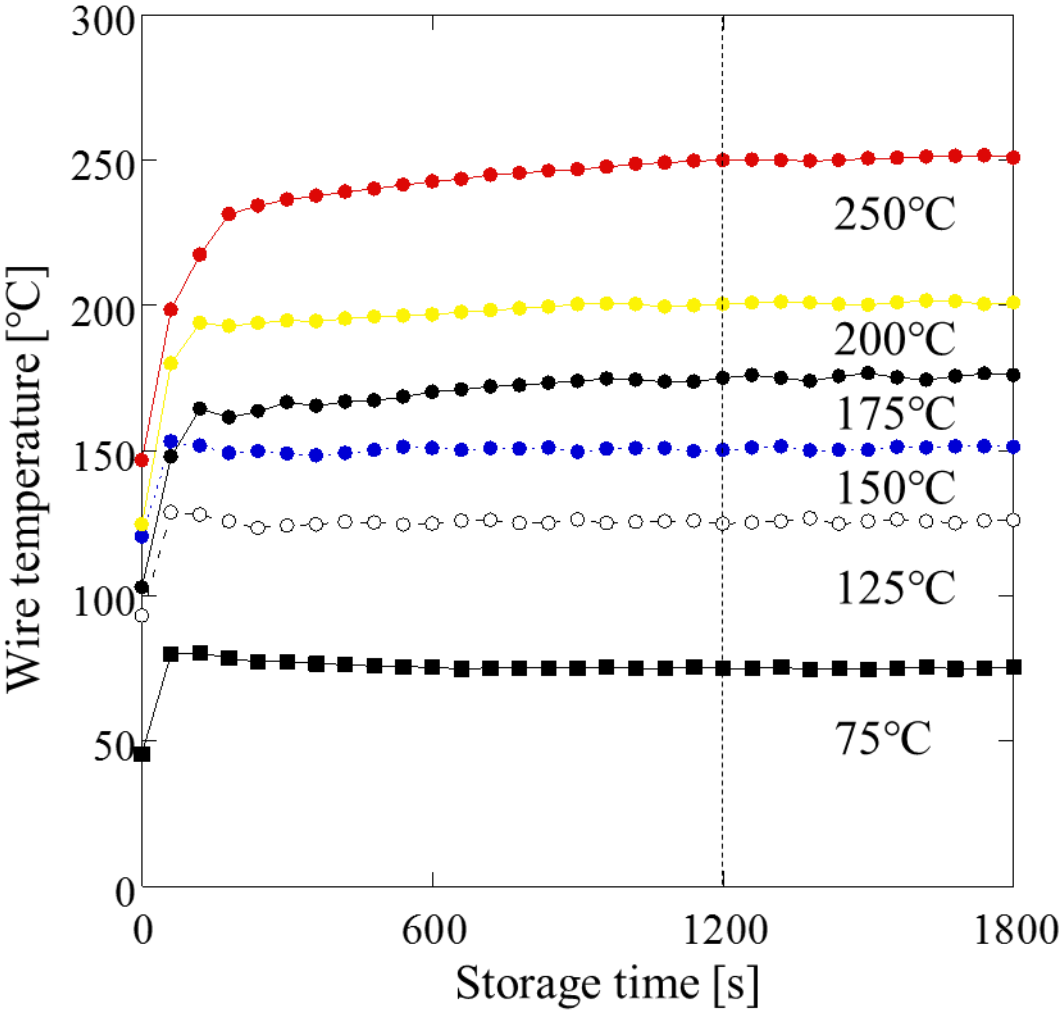


Fig. 3.26 Wire temperature change in a furnace.

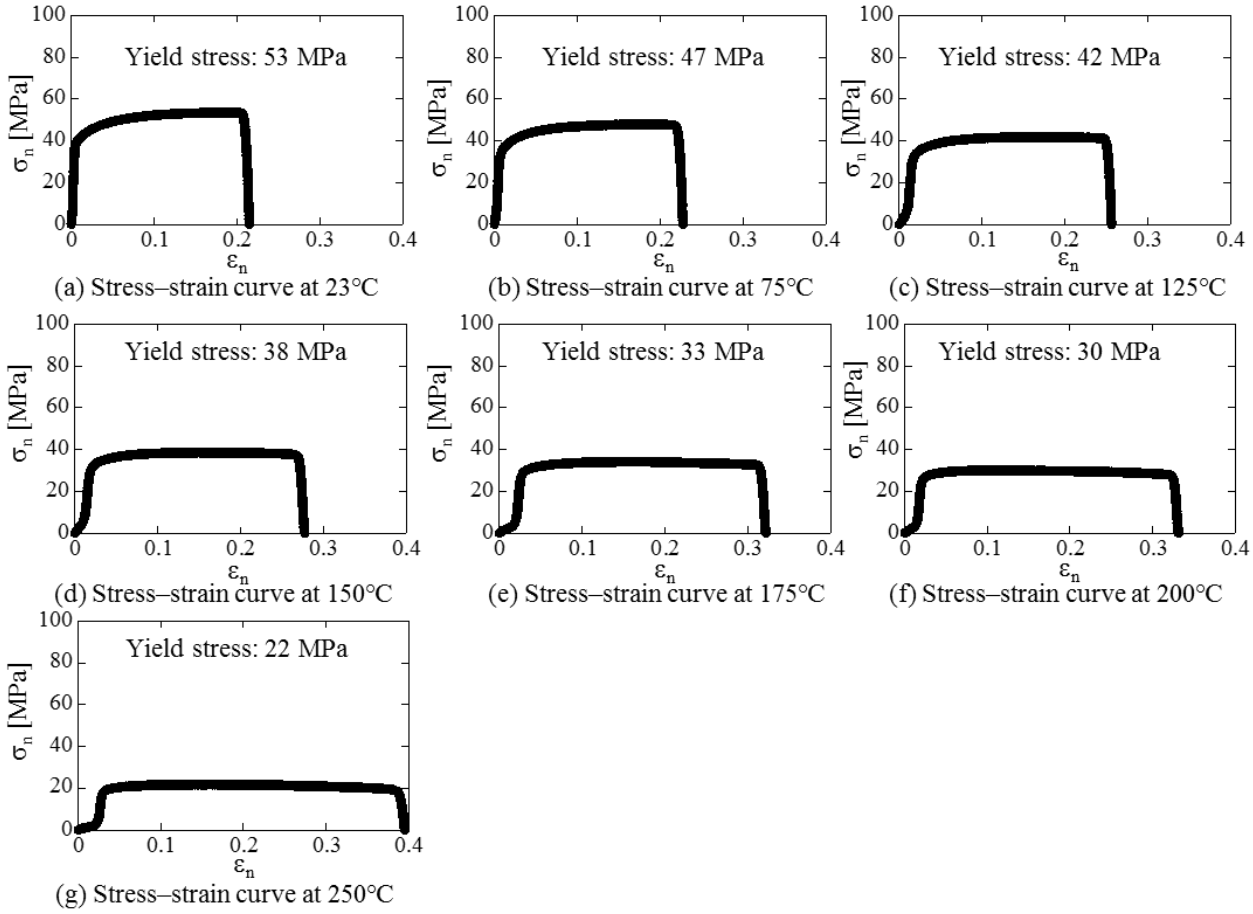
それぞれの温度で行った引張試験より得た Al ワイヤおよび Cu ワイヤの応力–ひずみ曲線を Fig. 3.27 (a) – (g)および Fig. 3.28 (a) – (g)にそれぞれ示した。ここで、縦軸は公称応力σ_{n}を、横軸は公称

ひずみε_nを示している。Al ワイヤの最大引張応力は室温では 53 MPa であったが、温度が上がるにつれて小さくなり、250℃では 22 MPa であった。また、Cu ワイヤの最大引張応力は室温では Al の約 4.3 倍大きな 230 Mpa であったが、温度が上がるにつれて小さくなり、250℃では 154 MPa であった。

Fig. 3.27 および Fig. 3.28 で得られた応力–ひずみ曲線は公称応力と交渉ひずみの関係を示しており、変形の進行とともに引張試験片の断面積や長さは変化するため、それらを考慮した真応力(True stress、σ_t)および真ひずみ(True strain、ε_t)に変換せねばならない。このため、(3.6)式および(3.7)式を用いて、それぞれの変換し解析に反映した。

$$\sigma_t = \sigma_n(1 + \varepsilon_n) \qquad (3.6)$$

$$\varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon_n) \qquad (3.7)$$



(a) Stress–strain curve at 23°C (b) Stress–strain curve at 75°C (c) Stress–strain curve at 125°C
(d) Stress–strain curve at 150°C (e) Stress–strain curve at 175°C (f) Stress–strain curve at 200°C
(g) Stress–strain curve at 250°C

Fig. 3.27 Stress–strain curves of Al wire.

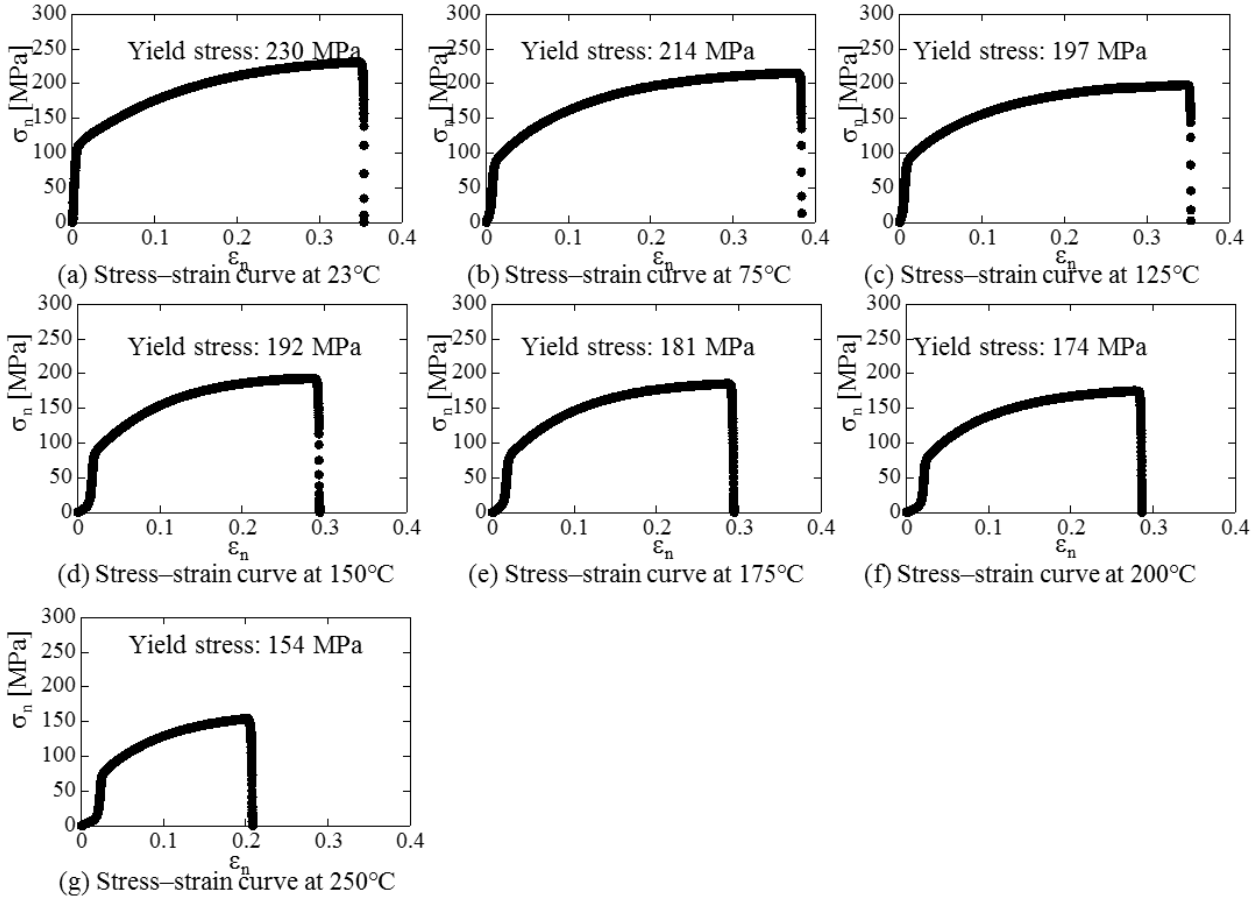


Fig. 3.28 Stress–strain curves of Cu wire.

3.3.7　非弾性応力ひずみ解析結果

Fig. 3.29 にワイヤ接合部近傍のひずみ解析結果を示す。テストサンプルを解析モデル化してΔT_j=75°C およびΔT_j=100°Cのときの Al パッド上の Al ワイヤおよび AlCu ワイヤ接合部近傍の最大累積相当ひずみ$\Delta\varepsilon$をそれぞれ求めた。ΔT_j=75°Cの条件では、Cu-OPM 層の厚さを変えたときのワイヤ接合部近傍のひずみ挙動についても解析を行った。累積相当ひずみ$\Delta\varepsilon$が最大になる箇所は、ワイヤ接合部のヒール部であり、赤い矢印で示した。最大ひずみの発生する箇所はワイヤ種に関らず同じであったが、Al パッド上の AlCu ワイヤ接合部の最大ひずみは、基準となる Al パッド上の Al ワイヤ接合部の最大ひずみに比べ 70%に減少した。Cu-OPM 層の厚さを厚くするほど AlCu ワイヤ接合部の$\Delta\varepsilon$は減少し、厚さ 25 μm、100 μm および 300 μm のときには、それぞれ基準の 55 %、44%および 21%となった。AlCu ワイヤは Cu の芯材が Al に覆われた構造となっているため、ワイヤ中の Al と Cu の界面で熱応力がかかる可能性があるが、Al/Cu 界面のひずみは青い矢印部で示すように、ワイヤ接合部近傍に比べ小さい結果となった。ワイヤ接合部のヒール部でひずみが最大化した理由はワイヤ接合部の構造によるためと考える。1 点目の理由は構成材の厚さである。本研究で用いたワイヤ材と SiC-SBD の厚さはほぼ同じであり、熱応力が発生した場合には、その接合界面で大きなひずみがかかる。2 点目の理由はワイヤ形状によるものと考える。ワイヤが張られている側に引っ張られるため、ヒール部でひずみが最大になったと推定する。Cu を含む AlCu ワイヤのほうが、Al ワイヤより最大ひずみが低減した理由は、CTE 差が小さいためである。Table 3.3 に示すように、Al と SiC の CTE 差よりも Cu と SiC のほうが 30%以上小さい。また、Al と Cu の CTE 差は Cu と SiC よりも 50%以上小さいため、Al と Cu の界面のひずみは小さくなると考える。SiC に対して Al よりも低 CTE 材料である Cu を含む AlCu ワイヤを用いることで、ワイヤ接合部近傍のひずみは減少したと考える。また、Cu-OPM 層を厚くすることで、ワイヤ接合部を CTE 差の大きい SiC から引き離すことができるため、最大ひずみが軽減できたと考える。

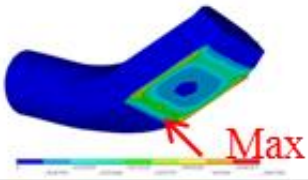
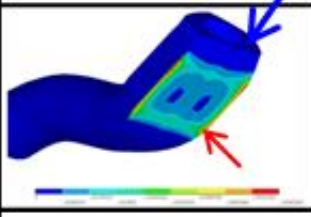
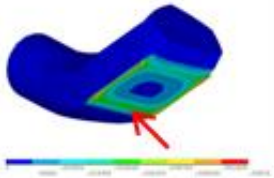
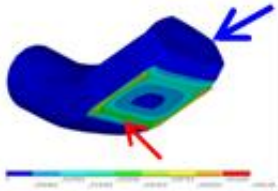
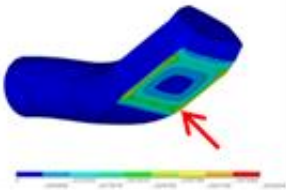
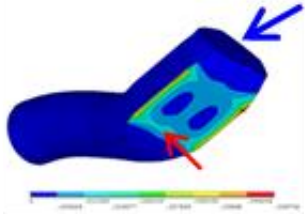
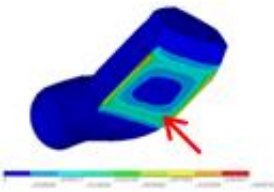
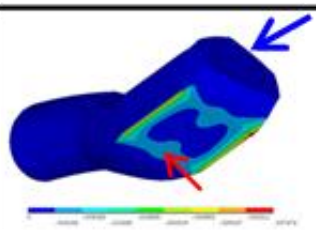
Pad \ Wire		Al wire	AlCu wire
Al pad	ΔT [°C]		
	75	$\Delta\varepsilon = 1.427 \times 10^{-2}$	$\Delta\varepsilon = 0.997 \times 10^{-2}$
	100	$\Delta\varepsilon = 2.520 \times 10^{-2}$	$\Delta\varepsilon = 1.747 \times 10^{-2}$
Cu-OPM 25 μm	ΔT [°C]		
	75	$\Delta\varepsilon = 1.260 \times 10^{-2}$	$\Delta\varepsilon = 0.777 \times 10^{-2}$
Cu-OPM 100 μm	ΔT [°C]		
	75	$\Delta\varepsilon = 1.075 \times 10^{-2}$	$\Delta\varepsilon = 0.623 \times 10^{-2}$
Cu-OPM 300 μm	ΔT [°C]		
	75	$\Delta\varepsilon = 0.638 \times 10^{-2}$	$\Delta\varepsilon = 0.302 \times 10^{-2}$

Fig. 3.29 Accumulated equivalent inelastic strains of wire bonds.

3.3.8　アルミニウムワイヤ接合部とアルミニウム被覆銅ワイヤ接合部の疲労寿命

Fig. 3.30 は Al ワイヤおよび AlCu ワイヤ接合を行ったテストサンプルのパワーサイクル寿命 N を横軸に、それらのワイヤ接合部近傍の累積相当塑性ひずみ$\Delta\varepsilon$ を縦軸にプロットしたものである。$\Delta\varepsilon$ は Fig. 3.29 の解析結果を用い、N は(3.8) – (3.12)式に T_j を代入して算出した値を用いた。Al ワイヤ接合サンプルのパワーサイクル寿命 N_{Al} を黒い円で示し、AlCu ワイヤ接合サンプルのパワーサイクル寿命 N_{AlCu} を黒い正方形でそれぞれ示す。ワイヤ接合部のパワーサイクル寿命はワイヤ種により異なる挙動を示した。材料の疲労寿命は一般的には(3.1)式で示す Coffin-Manson 則[40]で説明することができる。ここで C、n は定数である。(3.1)式の両辺を常用対数で変換すると、(3.8)式のように $\log\Delta\varepsilon$ と $\log N$ の一次関数となる。Fig. 3.30 に示す結果を最小二乗近似すると、Al ワイヤ接合サンプルおよび AlCu ワイヤ接合サンプルのひずみ $\log\Delta\varepsilon_{Al}$ および $\log\Delta\varepsilon_{AlCu}$ はそれぞれ(3.9)式、(3.10)式で表すことができる。AlCu ワイヤ接合サンプルにおける S-N 曲線(Stress- Number of cycles to failure curve)の傾きは Al ワイヤ接合サンプルのそれの 37%であり、非常に小さくなった。このことは AlCu ワイヤ接合サンプルは Al ワイヤ接合サンプルに比べて、$\Delta\varepsilon$ が小さいときに故障サイクル数 N が飛躍的に伸びることを表している。(3.9)、(3.10)から求めた Al ワイヤ接合部と AlCu ワイヤ接合部の予測寿命 N_{Al}、N_{AlCu} をそれぞれ(3.11)、(3.12)式で示す。ΔT_j=75℃のときには、(3.12)式より求めた予測寿命 N_{AlCu} は 3.1×10^9 サイクルであり、(3.11)式から求めた Al パッド上の Al ワイヤ接合部の予測寿命 N_{Al} に比べて 13.7 倍向上する結果となった。

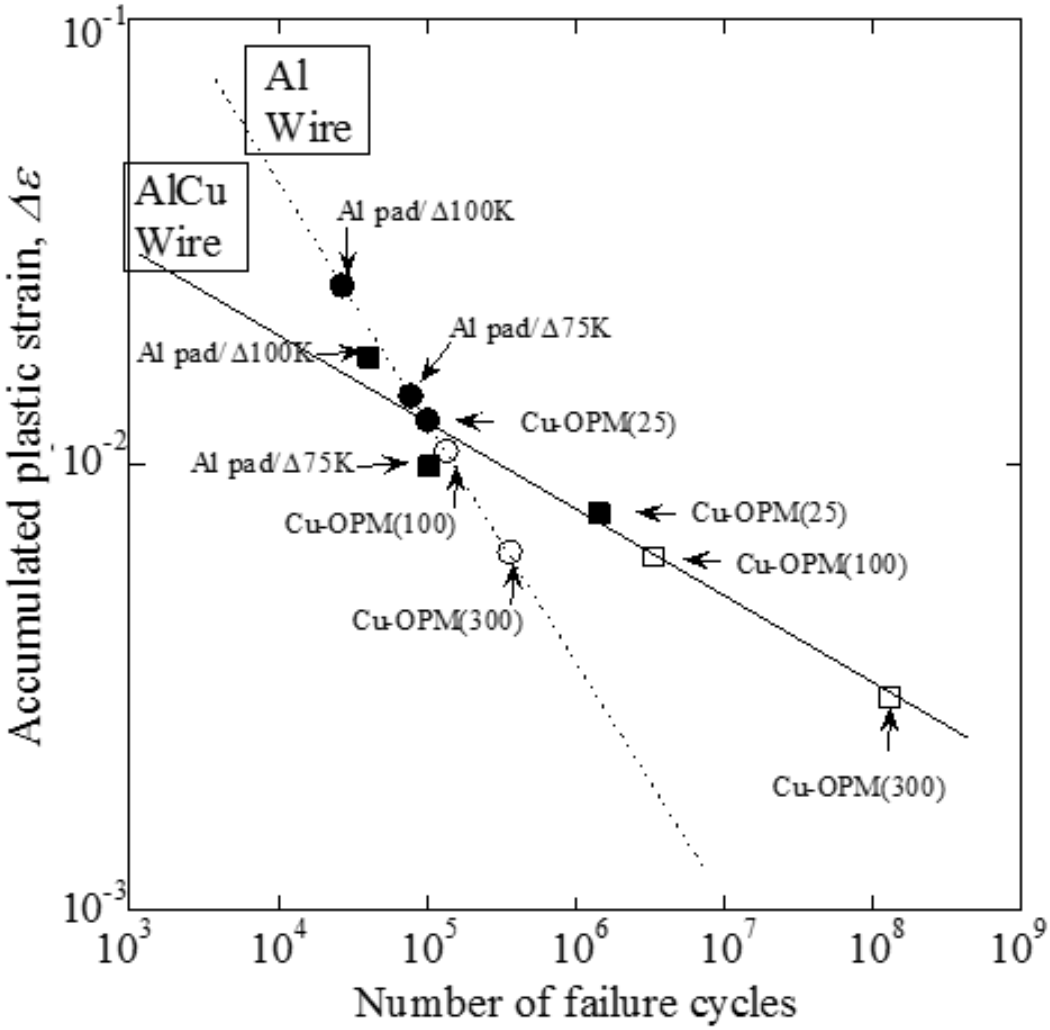


Fig. 3.30 S-N curves for Al wire and AlCu wire bonds.

$$\log\Delta\varepsilon = \frac{\log C}{n} - \frac{1}{n}\log N \qquad (3.8)$$

$$\log\Delta\varepsilon_{\mathrm{Al}} \approx 0.7422 - 0.5285\log N_{\mathrm{Al}} (R = 0.998) \quad (3.9)$$

$$\log\Delta\varepsilon_{\mathrm{AlCu}} \approx -0.9141 - 0.1980\log N_{\mathrm{AlCu}}$$

$$(R = 0.884) \ (3.10)$$

$$N_{\mathrm{Al}} \approx 25.38 \cdot \Delta\varepsilon_{\mathrm{Al}}{}^{-1.892} \qquad (3.11)$$

$$N_{\mathrm{AlCu}} \approx 2.420 \times 10^{-5} \cdot \Delta\varepsilon_{\mathrm{AlCu}}{}^{-3.248} \quad (3.12)$$

3.3.9　銅オーバーパッドメタルの厚化によるワイヤ接合部の長寿命化

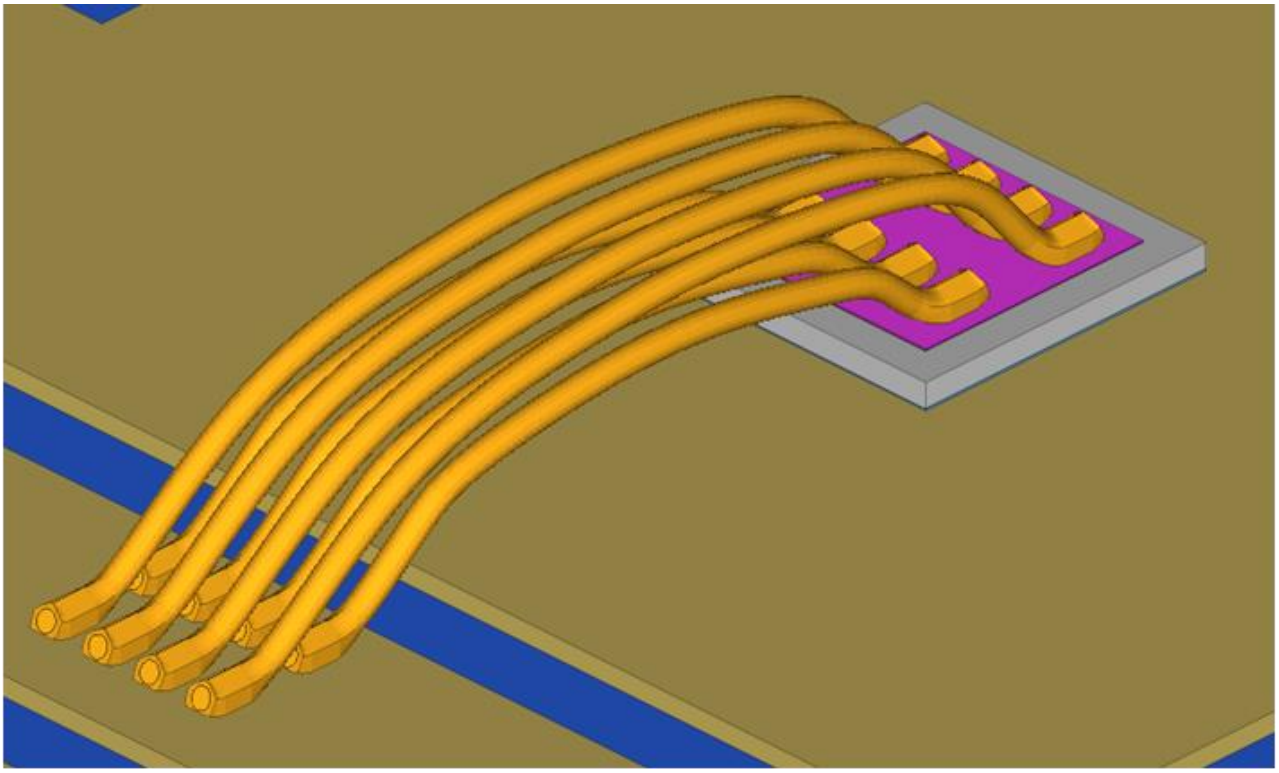
Al ワイヤ接合部に比べて AlCu ワイヤ接合部のほうが、接合部近傍のひずみを低減できることがをあきらかにしたが、Cu-OPM 層の厚化によるワイヤ接合部の長寿命化についても検討をおこなった。Fig. 3.30 に白い円で示すプロットは、厚さ 100 μm および 300 μm の Cu-OPM 上の Al ワイヤ接合サンプルの N を予測したものであり、Fig. 3.29 に示した$\Delta\varepsilon$と(3.11)式から算出した。白い正方形で示すプロットは Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合サンプルの N を(3.12)式から予測したものである。ΔT_j=75℃では、Al パッド上の Al ワイヤ接合部の寿命は 7.8×10^4 サイクルであったが、厚さ 100 μm の Cu-OPM 上の Al ワイヤ接合部の寿命は応力緩和により 1.7 倍の 1.4×10^5 サイクルに延びた。さらに、厚さ 300 μm の Cu-OPM 上の Al ワイヤ接合部の寿命は 4.6 倍の 3.6×10^5 サイクルとなり、Al ワイヤ接合部でも、厚い Cu-OPM を用いることで長寿命化が期待できる。一方、AlCu ワイヤを Cu-OPM 上に接合した場合、Cu-OPM の厚さが 25 μm の場合でも 13.7 倍の寿命延長効果が得られたが、さらに厚くして 100 μm、300 μm とすることで、それぞれ 42 倍の 3.3×10^6 サイクルおよび 1,600 倍の 1.3×10^8 サイクルと飛躍的に長寿命化することができる。この理由は、前述のように Al よりも低 CTE 材である AlCu ワイヤが Cu-OPM 層に接合し、SiC チップとワイヤ接合部間の CTE 差が緩和されるためと考える。SiC 製品の特長を生かして高温動作し、ΔT_j を 30℃上昇させる場合、従来に比べ 5 倍以上の寿命が必要となるが、Cu-OPM 層の厚さを調整することで、AlCu ワイヤ接合部の寿命はそれ以上に向上することが可能である。なお、本研究においては、Cu-OPM の厚さの検証は 300 μm まで行った。その厚さが SiC チップと同じ 380 μm まではワイヤ接合でのひずみ量は減少していき、それを超えると SiC チップよりも Cu-OPM の CTE が支配的となるため、ひずみ量は飽和すると考える。Cu-OPM 厚の厚化により、ワイヤ接合部でのクラックは起きなくなるが、その代わりに SiC チップと OPM 間の CTE ミスマッチが問題となり、それらに挟まれた Al 電極部での破壊が支配的になると推測する。

3.3.10　理想的なワイヤ接合部に関する考察

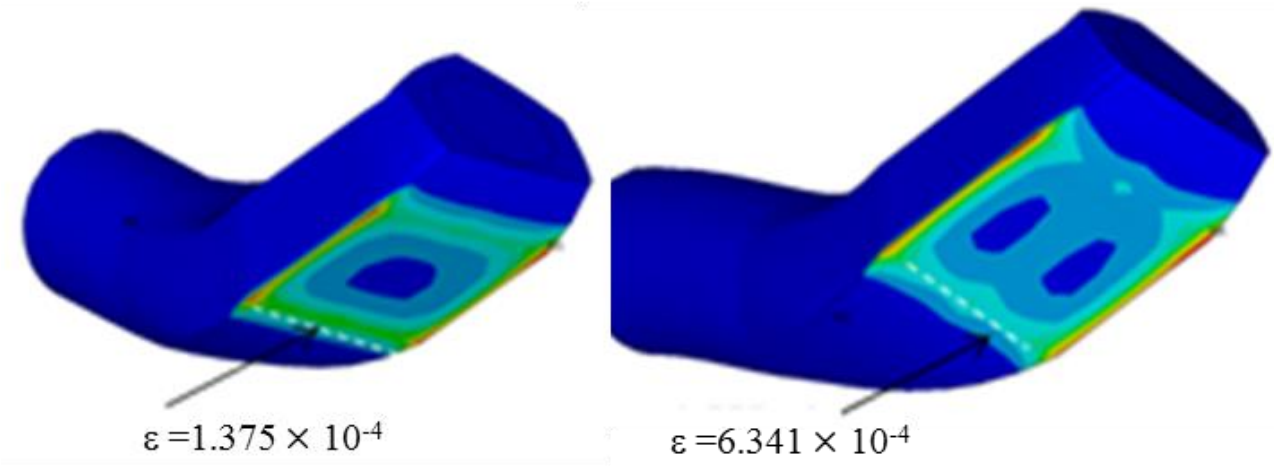
前項では Al よりも CTE の小さい Cu を多く含む AlCu ワイヤは Al ワイヤに比べて Cu-OPM との CTE ミスマッチが小さいため接合部は長寿命化することをあきらかにしたが、Cu-OPM 上への Cu ワイヤボンディングが実現されると、さらなる長寿命化が期待できる。F. Hill et al. [50]は、Ag 焼結材を用いてダイマウントした Si チップ上に Al 電極の代わりに、タングステン(W)バリアメタル上に 20 – 30 μm の厚い Cu めっき電極を施し、Cu ワイヤボンディングを行ったパワーモジュールのパワーサイクル寿命について報告している。この研究報告によるとパワーサイクル試験条件が、T_{jmax}=175°C、ΔT_j=100°C のときの故障寿命は、従来品(Al ワイヤ/Al パッド)が約 4.0×10^4 サイクルに対し、Cu めっき上の Cu ワイヤ接合部は約 6.0×10^6 サイクルと約 150 倍に長寿命化した。本研究においても、ΔT_j=75°C のときの Cu-OPM 上への Cu ワイヤ接合部における最大累積相当塑性歪み $\Delta\varepsilon$ を検証した。解析モデルは Al ワイヤや AlCu ワイヤ接合部の検討を行った Fig. 3.15 のモデルを用い、ワイヤの部分を Cu の物性に変え、また OPM の物性が Cu の場合の応力解析を行った。Fig. 3.31 (a)に解

析モデルを、Fig. 3.31 (b)に Cu-OPM 上の Cu ワイヤ接合部のひずみ解析結果を示した。累積相当ひずみのが最大となる箇所は、Al ワイヤや AlCu ワイヤと同様にワイヤ接合部のヒール部であった。最大累積相当ひずみ $\Delta\varepsilon$ は 0.014 となり、その大きさは Al パッド上の Al ワイヤ接合部の 1%、Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部の 2%と非常に小さな値となった。このことは、Cu ワイヤを採用することで、ワイヤ接合部での疲労による故障は発生しなくなることを意味するが、現時点で Cu-OPM 上への Cu ワイヤボンディングは初期剥がれを抑制するために、Al パッドとバリアメタルである Ti 界面の密着力向上を行わねばならない。このため、本研究においては Cu ワイヤ接合部の S-N 曲線は得られていないが、仮に AlCu ワイヤ接合部の S-N 曲線に代入してみると、故障寿命の推定値は Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べ 9.7×10^9 倍、25 μm 厚の Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部に比べ 7.1×10^8 倍となった。

SiC パワー半導体に最適なワイヤ接合部を考慮した場合、第一に SiC に近い CTE を備えたパッド材やワイヤ材を使用することが望ましい。第二に熱伝導率が高く発熱したチップの温度が上昇しにくくなることが望ましい。その他、電気抵抗が小さく、加工性が良く、低価格で供給不安の少ない材料が望ましい。Table 3.7 に低 CTE 金属の候補材を示した。表中には各金属の熱伝導率と電気抵抗率も参考に示した。表中で SiC の CTE に近い候補材はクロム(Cr)、モリブデン(Mo)、タングステン(W)である。熱伝導率を考慮した場合、これらは Al や Cu に比べて低いが、Mo、W は比較的高いため、将来的には Mo や W でチップのパッド電極やワイヤ接合部を形成すると故障のないワイヤ接合部が実現できると考える。そこで、SiC との CTE ミスマッチの小さい金属の一例として Mo を OPM とした Cu ワイヤ接合部についてもひずみの検証を行った。解析結果を Fig. 3.31 (c)に示した。最大累積相当ひずみ $\Delta\varepsilon$ は 0.063 となり、ひずみ量の大きさは Cu-OPM のときの 4.5 倍に増加したが、Mo-OPM 上の Cu ワイヤの最大累積相当塑性歪みを AlCu ワイヤ接合部の S-N 曲線に代入してみると、ワイヤ接合部の故障寿命の推定値は Cu-OPM 上の Cu ワイヤ接合部の 0.4 倍と減少するものの、Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べ 4.3×10^6 倍、Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部の 1.1×10^6 倍となり、実質的にはワイヤ接合部での故障を考慮しなくてよい状態になると考えられる。現時点では、OPM 層は Al 電極上に形成することを前提としており、さらなる高信頼性構造を採用しワイヤ接合部の疲労故障が無くなった場合、次に故障する場所は CTE ミスマッチの大きい Al 電極あるいはその近傍になると予測する。このため、チップ周辺から Al を含まない構造が実現できれば、SiC パワーモジュールの寿命は飛躍的に改善すると考えられる。Fig. 3.32 (a) – (f)に SiC パワー半導体に適したパッド材料とワイヤ材料の理想の組み合わせを示す。Fig. 3.32 (a)は現在のワイヤ接合である Al 電極上への Al ワイヤ接合部であり、Fig. 3.32 (b)は本研究で信頼性を実証した Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部である。F. Hill et al. [50]が示した通り、今後は Fig. 3.32 (c)に示す Cu-OPM 上の Cu ワイヤ接合部を経由して、Fig. 3.32 (d)の Cu 電極への Cu ワイヤ接合部へ推移していくと考えられる。この構造を考慮した場合、SiC チップと Cu 電極の CTE ミスマッチは大きくワイヤ接合部は健全でもチップ/Cu 電極間の信頼性が懸念される。これを改善するために、低 CTE 材である Mo を電極とし、その上に Cu ワイヤを接合する Fig. 3.32 (e)の構造や、さらにワイヤ材を Mo に替えた Fig. 3.32 (d)の構造を採用することで、チップのパッド電極とワイヤ接合部に CTE ミスマッチに起因する熱ひずみがかからない接合部が実現できると考える。



(a) FEM model of Cu wire interconnection on OPM



(b) Cu wire on Cu-OPM (c) Cu wire on Mo-OPM

Fig. 3.31 FEM analysis results of Cu wire bonds on Cu-OPM and Mo-OPM.

Table 3.7 Candidate metals for SiC power semiconductor wire connections [119].

Material	Coefficient of thermal expansion [ppm/K]	Thermal conductivity [W/m·K]	Electrical resistivity [nΩ·m]
Si	3	150	
SiC	4	450	
Al	24	238	27
Cu	17	397	20
Ag	19	425	16
Au	14	316	22
Cr	7	91	132
Mo	5	137	57
Pt	9	73	106
Ta	7	58	35
Ti	9	22	540
W	5	174	54

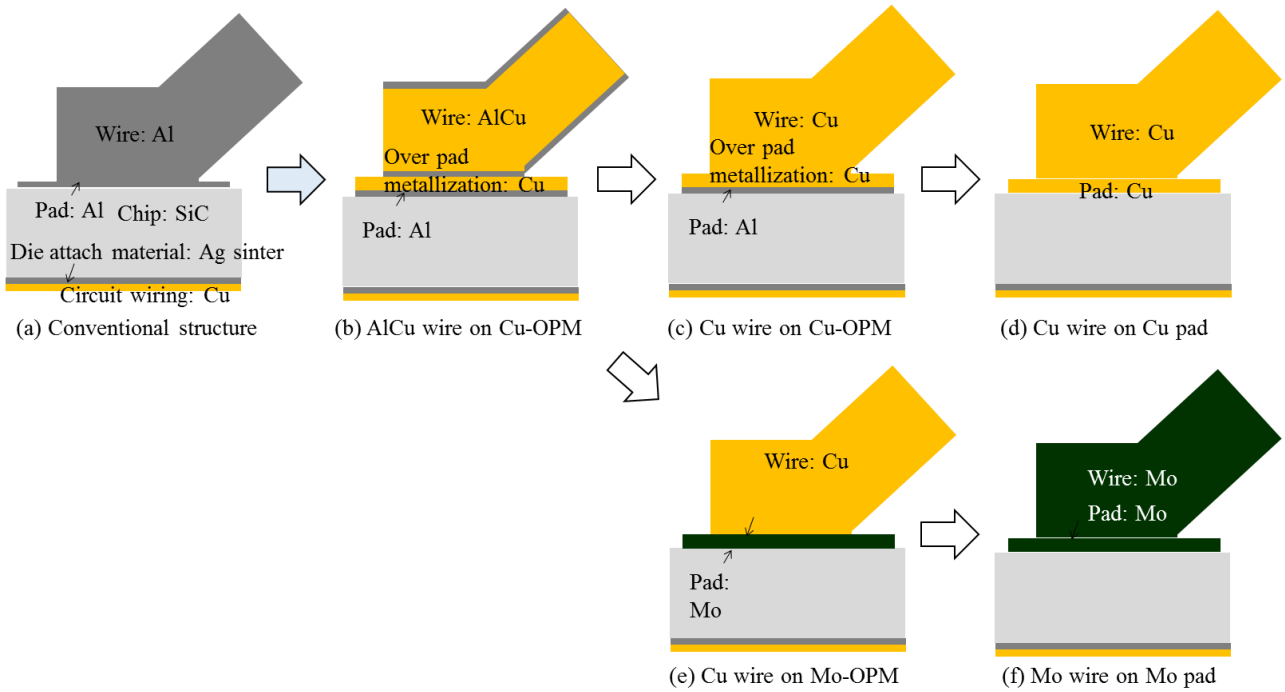


Fig. 3.32 Wire connection structures for SiC power semiconductors in the future.

3.4　結論

高温動作する SiC パワーモジュールのワイヤ接合部の信頼性を向上するために、応力緩和層として Al 電極パッド上に形成した Cu-OPM(Over pad metallization)と Al ワイヤより CTE(線膨張係数)の低い太線ワイヤをボンディングする構造を提案し、パワーサイクル試験と熱応力解析を併用して信頼性向上を試みた。

SiC チップ上にイオンプレーティング法を用いて、厚さ 25 μm の Cu-OPM 層を形成し、線形 400 μm の太線 Al ワイヤ、太線 AlCu ワイヤの接合が可能であることを示した。また、太線 Cu ワイヤボンディング時に発生した Cu-OPM 膜の剥がれは、Al と Cu-OPM 膜間のバリアメタル近傍で剥がれが発生していることを明らかにした。

SiC チップを実装したテストサンプルを用いてパワーサイクル試験を行い、厚さ 25 μm の Cu-OPM 層上に形成した AlCu ワイヤ接合部のパワーサイクル寿命は、ΔT_j=75℃のとき Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べて 18.5 倍の寿命向上効果があることを実証した。

ワイヤ接合部の熱ひずみを求めるために、Al ワイヤおよび Cu ワイヤの引張試験を行い、応力–ひずみ曲線を取得した。また、実験から求めたパワーサイクル寿命と有限要素法を用いた熱応力解析を組み合わせ、ワイヤ接合部の最大ひずみとパワーサイクル寿命に関する S–N 曲線を得た。

Al ワイヤ接合部および AlCu ワイヤ接合部の S–N 曲線から、Cu-OPM 膜を厚くし応力緩和効果を向上した時のひずみとパワーサイクル寿命の予測を行った。AlCu ワイヤ接合部の累積相当塑性ひずみは、Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べて、Al パッド上では 70%に、厚さ 25 μm、100 μm、300 μm の Cu-OPM 層上ではそれぞれ 55%、44%、21%に低減した。この理由は、Al に比べ低 CTE 材である AlCu ワイヤと Cu-OPM で接合することで、SiC チップとワイヤ接合部間の CTE 差が緩和されるためと考える。AlCu ワイヤ接合部のパワーサイクル寿命は、Cu-OPM 層が厚さ 100 μm のときに Al パッド上の Al ワイヤ接合部の 42 倍、300 μm 厚のときに 1,600 倍の長寿命化が期待でき、ターゲットとする信頼性に応じて OPM 厚を調整することが可能である。

本研究では、Cu-OPM 膜上の Cu ワイヤボンディング部のパワーサイクル寿命を実験においては明らかにできなかったが、AlCu ワイヤの S-N 曲線を代用して寿命の予測した。厚さ 25 μm の Cu-OPM 上の Cu ワイヤ接合部の故障寿命の推定値は、Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べ 9.7×10^9 倍、厚さ 25 μm の Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部に比べ 7.1×10^8 倍となった。実質的にはワイヤ接合部での故障を考慮しなくてよい状態であり、他の故障箇所の改善を優先すべきである。

チップ周辺で Al が存在し、破壊が進行する他の箇所は Al パッドであるが、この層の熱応力による負担を低減するため、Cu-OPM 膜に代わり、低 CTE 材料である Mo-OPM 膜上に Cu ワイヤを接合した構造の寿命予測を行った。接合部の寿命は Cu-OPM 上の Cu ワイヤ接合部に比べると 0.4 倍と減少するが、Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べ 4.3×10^6 倍、Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部に比べ 1.1×10^6 倍になると予測した。

第 4 章　外部端子の超音波接合技術による高信頼化

4.1　緒言

第 4 章では、外部端子の超音波接合技術が直面する課題について議論を行う。従来、はんだ接合が主流であった外部端子接合部が高温でも動作できるように超音波接合への置き換えが進んでいる[86-95]。電流容量の増えたチップからの電流が合流する外部端子部はパワーモジュールの中でも最も電流が集中する箇所となり、損失による高温発熱を抑えて通電するためには外部端子の低抵抗化が必須となる。外部端子の断面積を単純に大きくすることは、パワーモジュール外形の制約から困難であるため、断面積が大きいながらも、省スペースで低抵抗な外部端子が必要とされる。第 1 章で述べたとおり、外部端子の電流密度は従来の 3 倍を目標値とした。本研究では、断面積の大きい接合材料としては知られている太線アルミニウムワイヤ(Al ワイヤ)や太線銅ワイヤ(Cu ワイヤ)に加えて、角型の接合材料であるアルミニウムリボン(Al リボン)や銅リボン(Cu リボン)と曲げ、打ち抜き加工により成形した銅端子(Cu 端子、Cu コネクタ)を用いて超音波接合を行い、それぞれの接合部の電気性能と接合性を比較し、ワイドバンドギャップ半導体用の外部端子として適切な配線材料と工法を調査した。まず、それぞれの接合材料を用いたときの接合面積の制約について検証を行った。また、パワーモジュールでは高い絶縁性が要求されるため、絶縁耐圧の高いセラミックで保護された回路基板を使用しているが、大電流化に向けて放熱性の向上も必要とされている。セラミック材料は、価格の安い酸化アルミニウム(Al_2O_3)や放熱性の良い窒化アルミニウム(AlN)、窒化珪素 (Si_3N_4)が使われている[120]が、大型の Cu 端子を超音波接合した時の信頼性については明らかにされていない。本研究では、Al_2O_3、AlN、Si_3N_4 に対して Cu 端子を超音波接合したときの信頼性についても検証を行った。

4.2　実験

4.2.1　電気特性確認用サンプルの作製と評価

Fig. 4. 1(a)にテストサンプル作製フローを示す。接続工法の検討については、基板上に候補接合材を接合したサンプルを作製し、電気抵抗の測定と冷熱衝撃試験後の端子接合状態の確認を行った。パワーモジュールを模した形状にするため、絶縁基板の下にベースプレートをはんだ接合し絶縁耐圧試験を行った。

電気抵抗測定用に作製したテストサンプルの外観を Fig. 4.2 に示す。テストサンプルは 63×29 mm^2 のアクティブメタルブレイジング法で銅配線を形成した絶縁基板(Active metal brazing Cu、AMC)に各種配線体を超音波接合したもので、配線体間の導通を確認できる仕様とした。AMC 基板は厚さ 0.32 mm の Si_3N_4 層の両面に厚さ 0.3 mm の Cu 配線を貼り合わせたものである。本研究で用いた部品材料を Table 4.1 に示す。超音波接合技術に用いた接合材は線径 500 μm の Al ワイヤ(TANW2、田中電子工業株式会社)、Cu ワイヤ(PowerCuSoft、Heraeus Deutschland GmbH & Co. KG)、幅 1.5 mm、

厚さ 0.2 mm の Al リボン(TABR、田中電子工業株式会社)および Cu リボン(日鉄住金マイクロメタル)および幅 4 mm、厚さ 1.5 mm の Cu 端子(高木製作所)である。Cu 端子の形状を Fig. 4.3 に示す。また、それぞれの配線体の接合条件を Fig. 4.4 に示す。接合する配線体に応じて超音波接合装置を使い分け、テストサンプルの作製を行った。Al ワイヤ接合ではウェッジワイヤボンダ(URB-613-SA-G、超音波工業株式会社、周波数 110 kHz)、Cu ワイヤ接合ではウェッジワイヤボンダ(BJ 935、Hesse GmbH、周波数 55 kHz)、リボン接合ではウェッジボンダ(REBO7、超音波工業株式会社、周波数 80 kHz)をそれぞれ用いた。Cu 端子接合については Fig. 4.5 に示す条件で、Fig. 4.6 に示す超音波接合装置(BP1000LS、アドウェルズ株式会社、周波数 19 kHz)を用いて行った。その後、電気抵抗測定用の外部端子をはんだ(SnPb、千住金属工業株式会社)ではんだ付した。テストサンプルは、Fig. 4.8 に示すテスタ(RM3548 RESISTANCE METER、日置電機株式会社)を用い、外部端子間の電気抵抗を 4 端子法で測定を行った。

端子強度測定用のテストサンプルは、電気抵抗測定用サンプルと共用の外形であり、冷熱衝撃試験装置(TSA-203ES-W、エスペック株式会社)を用いてテストサンプルの冷熱衝撃試験(Thermal cyclic test、TCT)を実施し、その後 Fig. 4.9 に示す万能ボンドテスタ(DAGE-4000Plus、ノードソン・アドバンスト・テクノロジー株式会社)を用いて、試験速度 0.83 mm/s(5.0 mm/min)で端子引張試験を行った。Cu 端子のプル試験は株式会社今田製作所製のロードセル(規格 : 2000 N)を用い、速度は 5.5 mm/s で行った。

4.2.2 絶縁耐性確認用サンプルの作製と評価

パワーモジュールは高圧環境下で電流のオン・オフを行う半導体であるので、超音波接合により絶縁基板を破壊し電流のリークおよびショートを起こしてはならない。このため、超音波接合により配線接合したテストサンプルについて絶縁耐性の確認を行った。絶縁耐性試験用のテストサンプル作製フローを Fig. 4.1 (b)に、使用した材料を Table 4.2 にそれぞれ示す。最初に AMC 基板を Fig. 4.7 の真空リフロー装置(RSS-450-370、UniTemp GmbH)を用いてベースプレートをはんだ付した。その後、接合体を超音波接合した。電気特性確認サンプルと同様に、Al ワイヤの接合はウェッジワイヤボンダ(URB-613-SA-G、超音波工業株式会社、周波数 110 kHz)を用いた。また、Cu 端子の接合は Fig. 4.6 の超音波接合装置(BP1000LS、アドウェルズ株式会社、周波数 19 kHz)を用いた。テストサンプルの表面接合部と裏面接合部を耐圧試験装置(SPEC80073、菊水電子工業株式会社)経由で結線し、高電圧を印加した状態で通電を行い、リーク電流規格を 2 mA として AMC 基板のリークを確認した。なお、テストサンプルは封止樹脂で覆わなかったため、気中放電を回避するために、ガラス容器内に液状絶縁体(フロリナート FC-43、スリーエムジャパン株式会社)に浸し、その中にテストサンプルを入れた状態で絶縁耐圧試験を行い、冷熱衝撃試験装置(TSA-203ES-W、エスペック株式会社)を用いてテストサンプルの冷熱衝撃試験(Thermal cyclic test、TCT)を実施した。

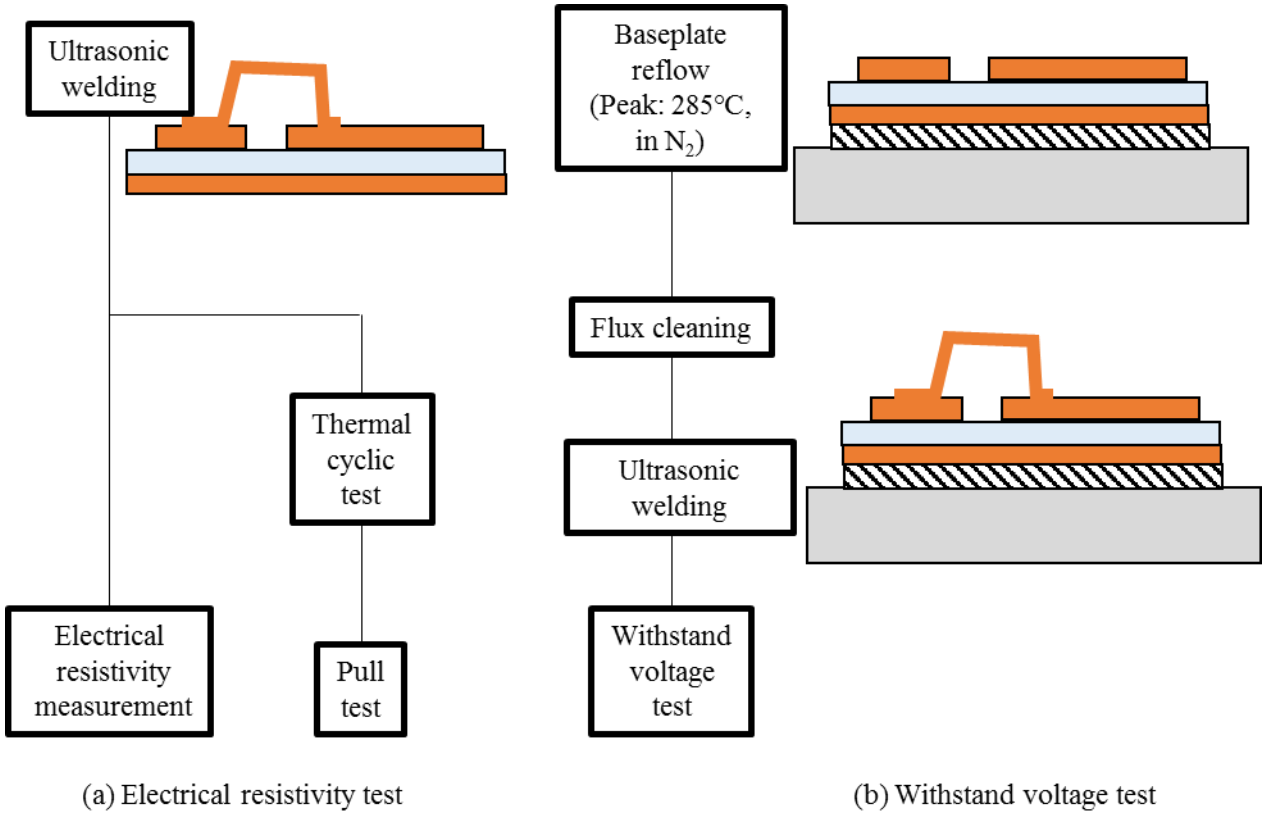


Fig. 4.1 Test sample assembly process.

Table 4.1 Materials for electrical resistivity measurement.

Material	Specification	
Substrate	Dimension	63 × 29 mm^2 (Toshiba)
	Top-side wiring	Annealed Cu, thickness 0.30 mm
	Insulated ceramic material	Si_3N_4, thickness 0.32 mm
	Back-side wiring	Annealed Cu, thickness 0.30 mm
Wire	Al wire	Al, diameter 0.50 mm, TANW2 (Tanaka Electronics)
	Cu wire	Cu, diameter 0.50 mm, PowerCuSoft (Heraeus)
	Al ribbon	Al, 1.5 × 0.2 mm^2, TABR (Tanaka Electronics)
	Cu ribbon	Cu, 1.5 × 0.2 mm^2, C1020 base (Nippon Steel & Sumitomo Metal)
	Cu ribbon (soft)	Cu, 1.5 × 0.2 mm^2, C1020 base (Nippon Steel & Sumitomo Metal)
Cu terminal		Cu, 4.0 × 1.5 mm2, C1020 base (Takagi Mfg.)
External terminap		Soldered using SnPb solder (Senju Metal Industry)

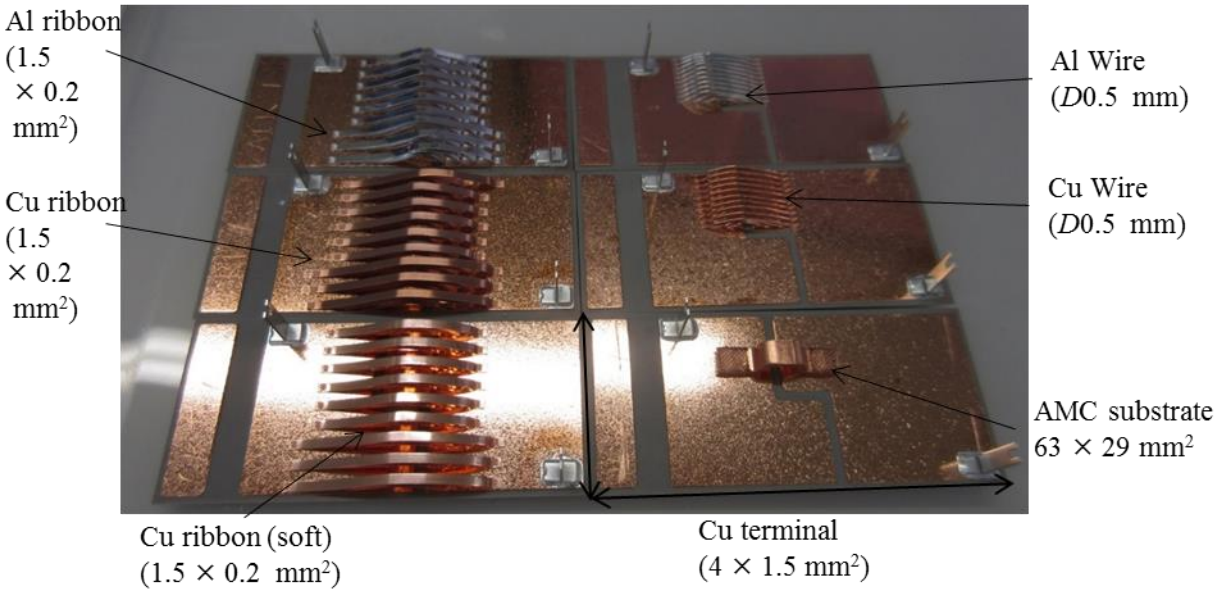


Fig. 4.2 Test samples.

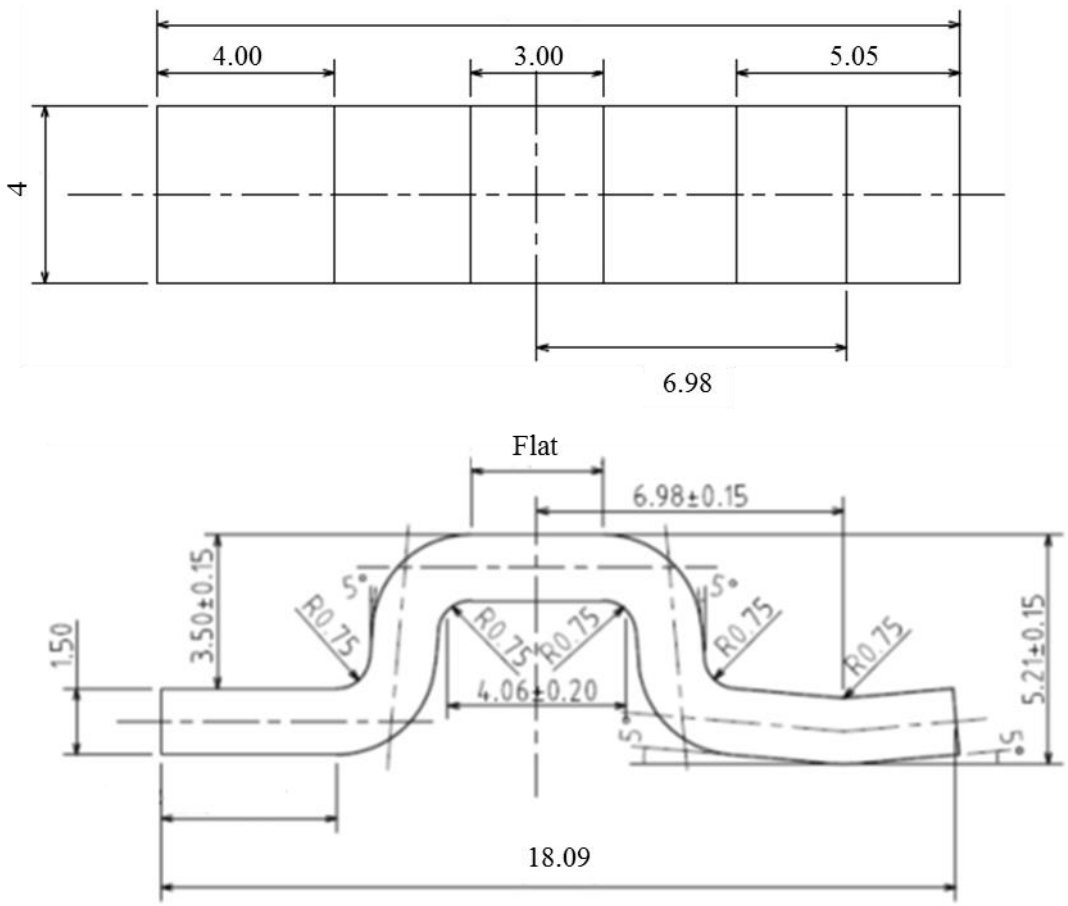


Fig. 4.3 Cu terminal design.

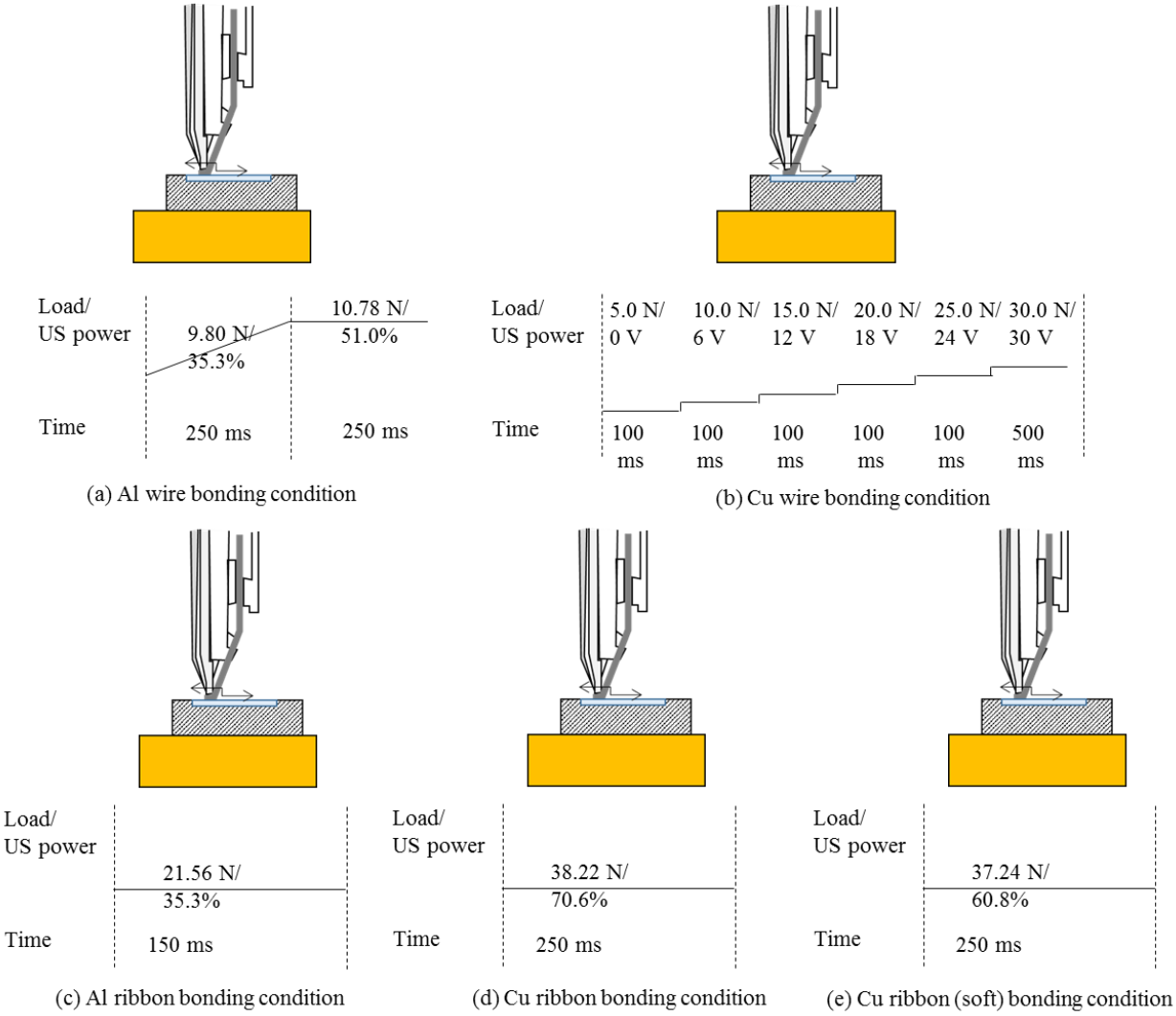
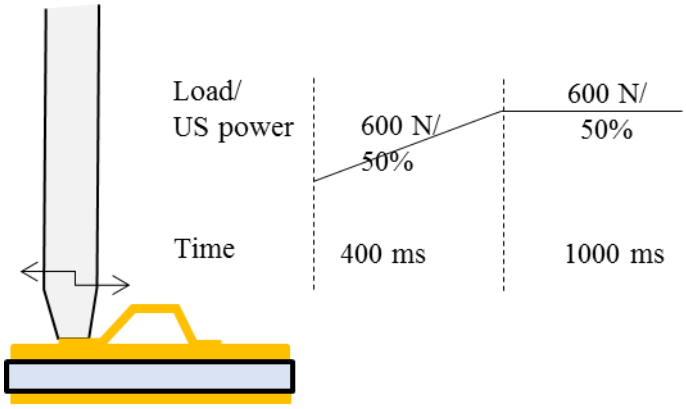


Fig. 4.4 Wire and ribbon bonding conditions.



(f)Cu terminal bonding condition.

Fig. 4.5 Cu terminal bonding condition.

Fig. 4.6 Ultrasonic terminal welder BP-1000LS.

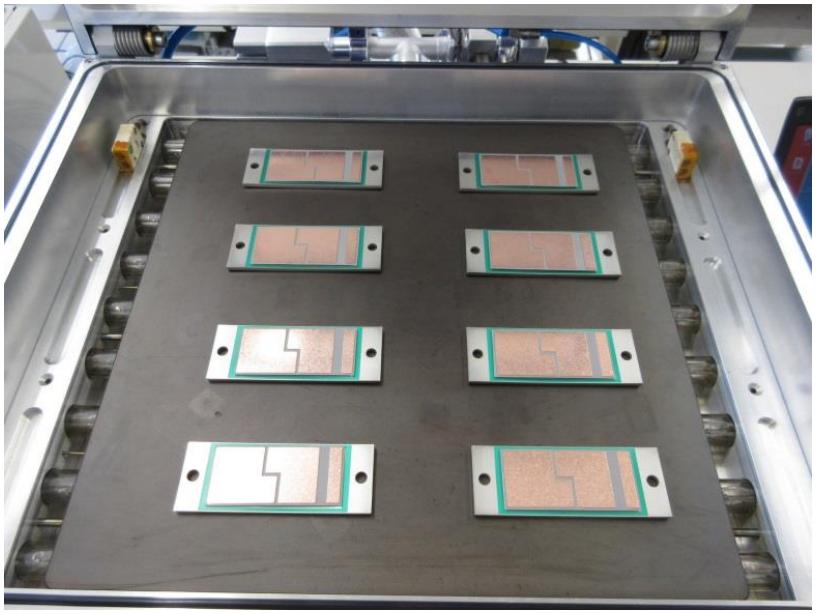


Fig. 4.7 Baseplate reflowing .

Table 4.2 Materials of test samples for withstand voltage test.

Material	Specification	
Substrate	Si_3N_4	63 × 29 mm^2 , Cu 0.30 mm/Si_3N_4 0.32 mm/Cu0.30 mm (Toshiba)
	AlN	63 × 29 mm^2 , Cu 0.30 mm/AlN 1.00 mm/Cu0.30 mm (Dowa)
	Al_2O_3	63 × 29 mm^2 , Cu 0.30 mm/Al_2O_3 0.32 mm/Cu0.30 mm (Rogers)
Cu terminal	Cu	4.0 × 1.5 mm^2, C1020 base (Takagi Mfg.)
Solder		SnSb (Senju Metal Industry)
Baseplate		Alloyed Cu, thickness 3 mm

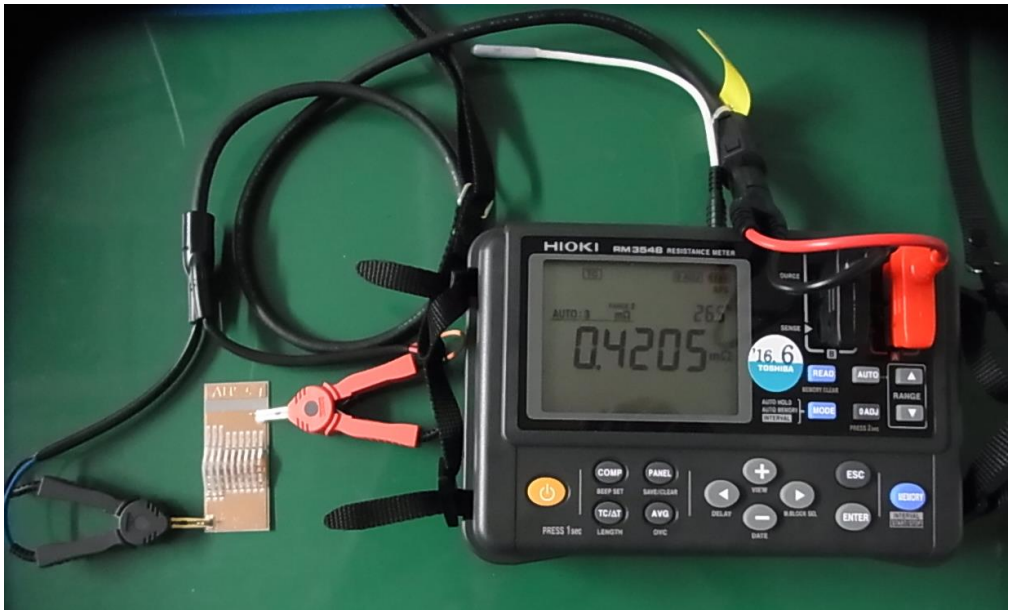


Fig. 4.8 Electrical resistance tester.

Fig. 4. 9 Bond tester DAGE 4000-Plus.

4.3　結果・考察

4.3.1　接合材の電気抵抗測定

N 本の配線体で接合したテストサンプルの電気抵抗を R_{conn} とし、基板の電気抵抗を R_{sub}、N 本の配線体で接合した箇所の電気抵抗を R_{conn} とすると、測定で得られた電気抵抗 R は(4.1)式のように R_{sub} と R_{conn} の和で表すことができる。また、各配線体 1 本当たりの断面積を S、長さを L、電気抵抗率をρとし、それぞれ等しいものとすると R_{conn} は(4.2)式で表すことができるので、R は(4.3)式のように切片が R_{sub} である N^{-1} の一次関数で表すことができる。本研究では Al ワイヤと Cu ワイヤを接合したテストサンプルについては、1 基板あたりそれぞれ 10 本のワイヤを形成し、ワイヤを切断しながら順次 R を測定した。電気抵抗測定の手順を Fig. 4.10 に示す。同様に、Al リボンと Cu リボンはそれぞれ 9 本のリボンを形成し、Cu 端子は 4 本の端子を形成した後に配線体数毎の R を測定した。ワイヤ、リボンおよび端子の R の値をそれぞれ Table 4.3 に示す。また、各配線体の接合本数による R の変化を Fig. 4.11 - 16 に示した。また、これらの図から最小二乗近似した(4.3)式の値も図中にそれぞれ記載した。ワイヤ材、およびリボン材の相関係数は 0.996 以上と良好であった。Cu 端子の相関係数はそれらに比べてやや悪く、0.94 であった。Cu 端子のみ相関係数が劣ったのは、1 本あたりの R の値が小さいため、搭載位置や接合界面の影響が相対的に大きくなったためと考える。

$$R = R_{\mathrm{sub}} + R_{\mathrm{conn}} \qquad (4.1)$$

$$R_{\mathrm{conn}} = \rho \times \frac{L}{A \times N} \qquad (4.2)$$

$$R = R_{\mathrm{Sub}} + \left(\frac{1}{N}\right) \times \left(\rho \frac{L}{A}\right) \qquad (4.3)$$

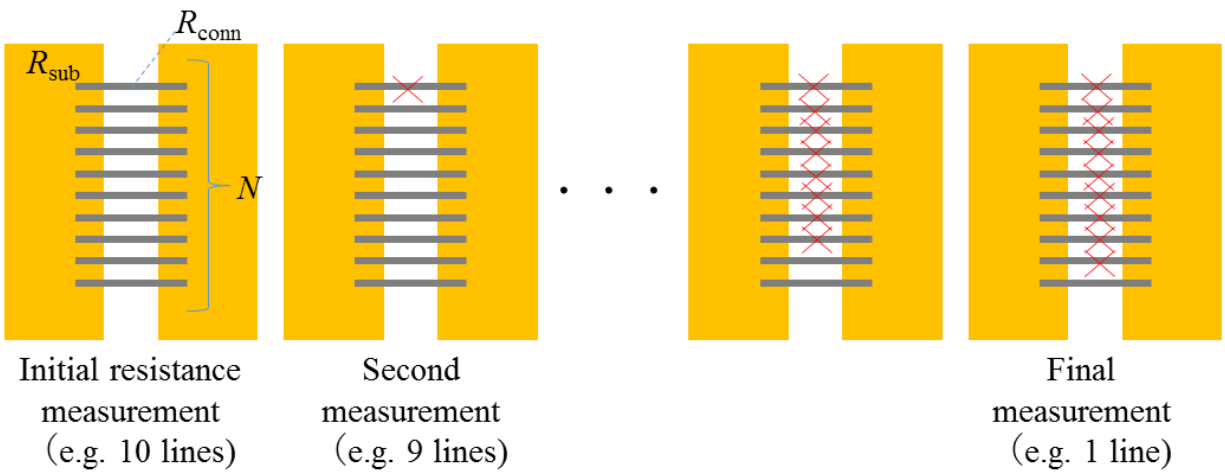


Fig. 4.10 Electrical resistance measurement procedure.

Table 4.3 Measured electrical resistances of various connecting materials in the case of changing the number of joints.

N	1/*N*	Al wire	Cu wire	Al ribbon	Cu ribbon	Cu ribbon (Soft)	Cu terminal
10	0.100	0.4905	0.6425				
9	0.111	0.4873	0.6348	0.5437	0.4439	0.4667	
8	0.125	0.5126	0.6849	0.5219	0.4535	0.5437	
7	0.143	0.5227	0.6721	0.5513	0.4913	0.5554	
6	0.167	0.5539	0.6948	0.6134	0.5121	0.5946	
5	0.200	0.6027	0.7349	0.6503	0.5231	0.6143	
4	0.250	0.6577	0.7993	0.7478	0.6022	0.6738	0.2041
3	0.333	0.7319	0.8408	0.8522	0.6488	0.7527	0.2126
2	0.500	0.9265	0.9514	1.0469	0.7863	0.893	0.2417
1	1	1.4056	1.2923	1.7351	1.2393	1.3315	0.2616

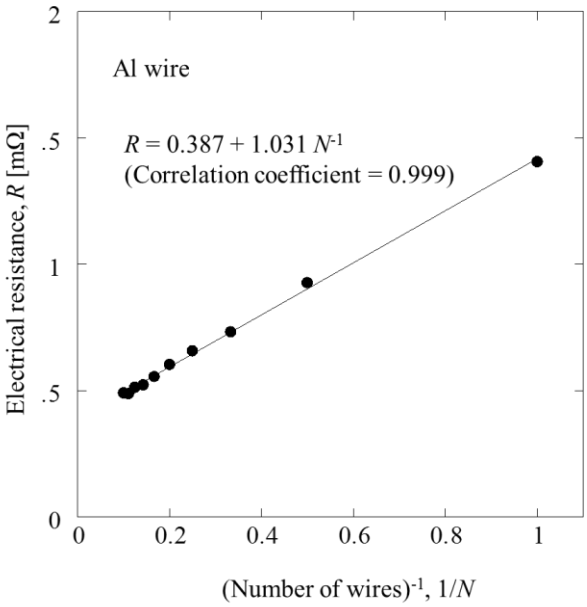


Fig. 4.11 Electrical resistances of Al wire joints.

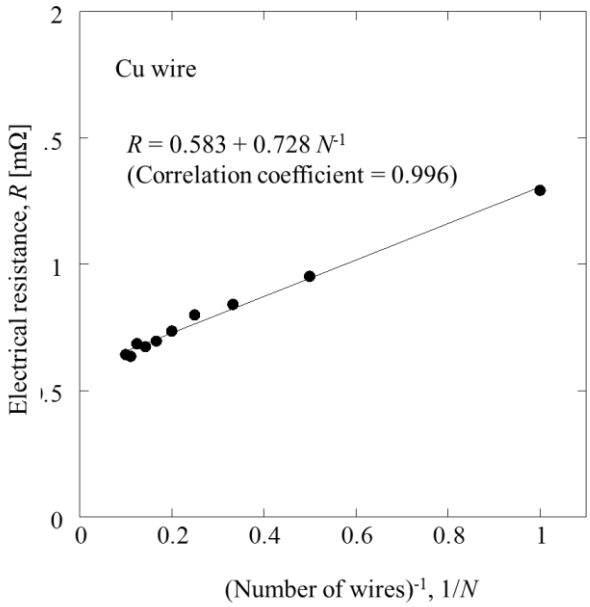


Fig. 4.12 Electrical resistances of Cu wire joints.

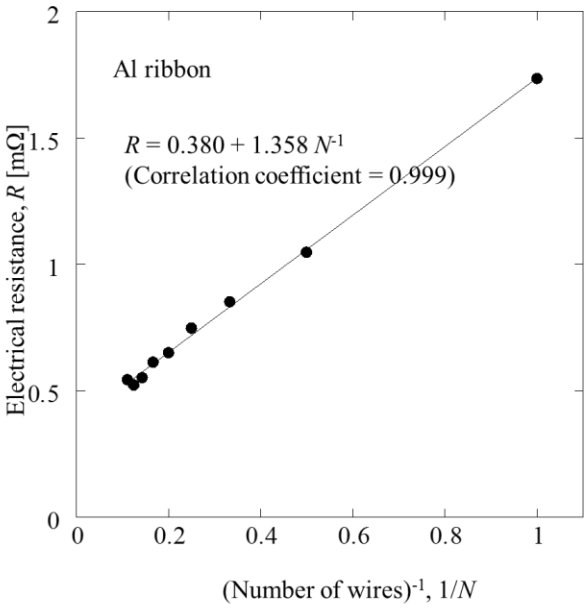


Fig. 4.13 Electrical resistances of Al ribbon joints.

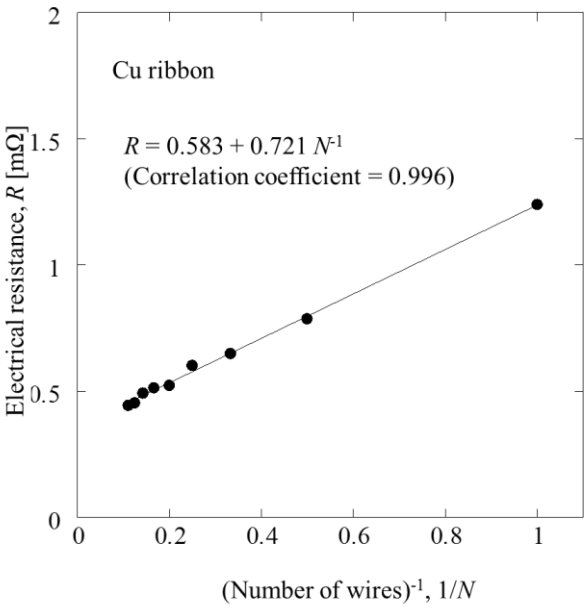
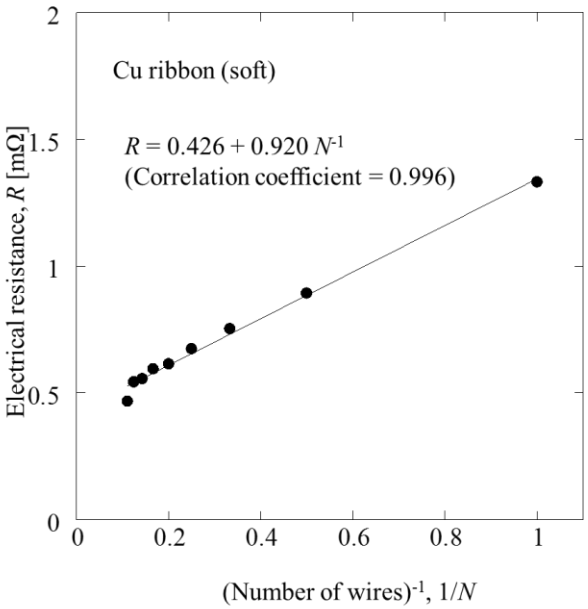


Fig. 4.14 Electrical resistances of Cu ribbon joints.



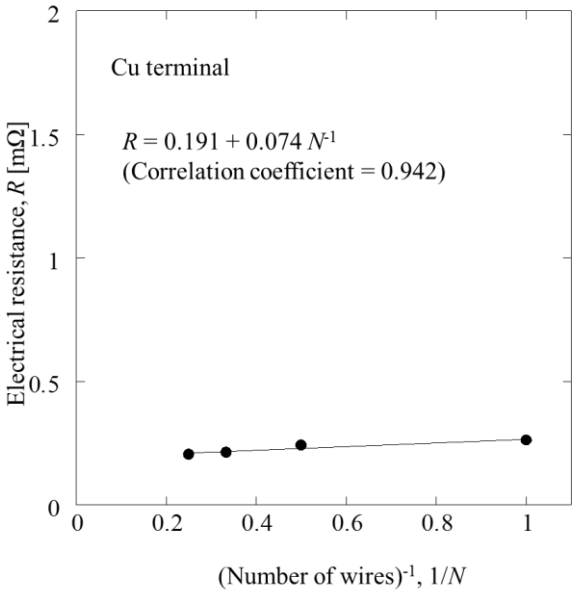


Fig. 4.15 Electrical resistances of Cu ribbon (soft) joints. Fig. 4.16 Electrical resistances of Cu terminal joints.

Table 4.4 に各配線体の電気抵抗率ρの比較を行い接合性の検証を行った。各配線体の断面積 A は各材料の寸法から求め、接合体の長さ L は側面から実体顕微鏡でループ形状を観察し、最短部の長さを測長し求めた。これらより算出したρを Table 4.4 に示す。Table 3.3 より、Al と Cu の電気抵抗率はそれぞれ 26.7 nΩ·m、16.9 nΩ·m であるが、算出したσは、Al ワイヤは 30 nΩ·m、Al リボンは 33 nΩ·m、Cu ワイヤは 20 nΩ·m、Cu リボンは 22 – 23 nΩ·m そして Cu 端子は 31 nΩ·m と全てバルクの

電気抵抗率より悪く、また断面積が大きくなるほどその値が大きくなる傾向となった。本実験で得たσの値は、バルク材のみではなく、基板との接合界面抵抗の値も加わったものであり、バルク材のみの値より悪化したと考える。また、断面積の大きな材料ほど、接合界面の接触抵抗が大きくなったためと考える。また、本実験で得たρの値をもとにそれぞれの配線体の必要本数を検討した。最も断面積の大きい Cu 端子を基準とした場合に必要なそれぞれの配線体の本数 N_{eq} は、それぞれ Al ワイヤでは 30 本、Cu ワイヤでは 20 本、Al リボンは 22 本、Cu リボンは 15 本であった。

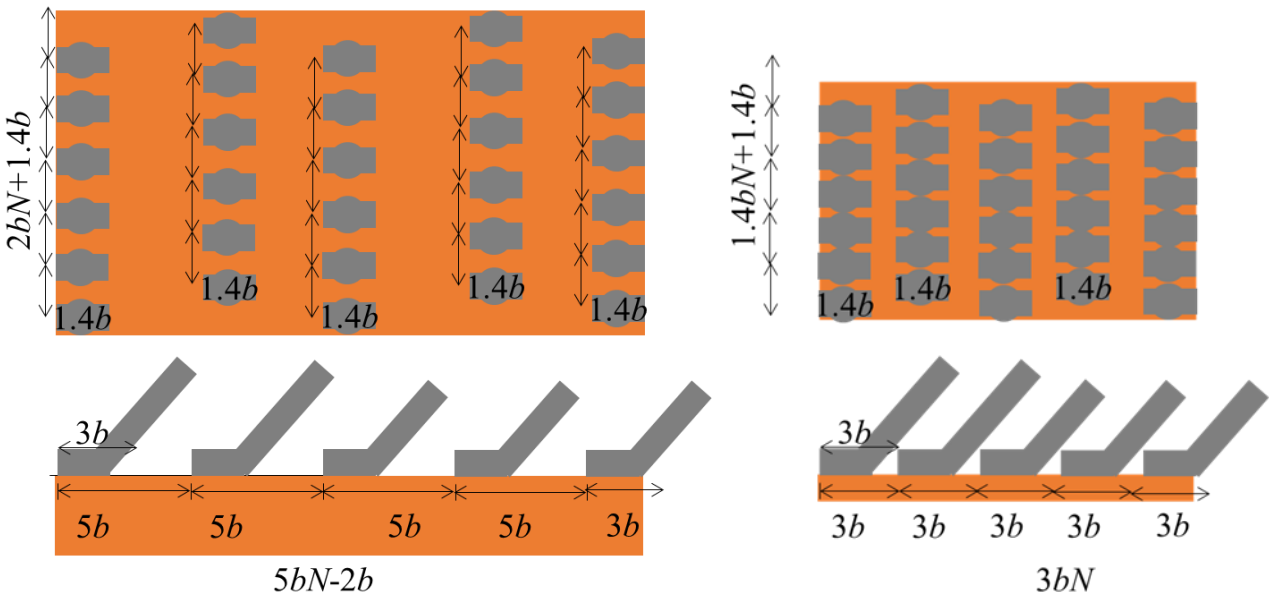
Table 4.4 Electrical resistivities of various connecting materials.

	Al wire	Cu wire	Al ribbon	Cu ribbon	Cu ribbon (Soft)	Cu terminal
N	10	10	9	9	9	4
Intercept [mΩ]	0.387	0.583	0.380	0.356	0.425	0.191
Slope [mΩ·N]	1.031	0.722	1.358	0.882	0.920	0.074
A [mm^2]	0.196	0.196	0.3	0.3	0.3	6
L [mm]	6.67	7.05	12.45	11.9	12	14.5
ρ [nΩ・m]	30	20	33	22	23	31
N_{eq}	30	20	22	15	15	1

4.3.2　実効接合面積の検証

Cu 端子 1 本に対して、Al ワイヤが 30 本必要ということがわかったが、配線体が複数存在する時、隣の配線体と接触して接合不良を起こさないようにある程度ピッチを空けて接合を行う必要がある。ボンディングピッチの決め方は単列配置と千鳥配置があるが、接合面積を縮小するために千鳥配置でボンディングした場合を考え、Fig. 4.17 (a)、(b)に示すように Al ワイヤ接合部の接合面積に関する検証を行った。線形 b mm のワイヤをボンディングするとき、潰れを考慮しボンディング幅は 1.4b mm、ボンディング長は 2b mm、千鳥配置で幅方向に N_x 本、長さ方向に N_y 本ボンディングするとしたとき、標準的にはワイヤ間の接触を避けて、Fig. 4.17 (a)のように幅方向には 2bN +1.4b、長さ方向に 5bN-2b の面積が必要である。このとき、各配線体で必要となる有効接合面積は、Table 4.5 に示すように Al ワイヤの面積を 100%とすると、Cu ワイヤは 67%、Al リボンは 547%、Cu リボンは 433%、Cu 端子は 21%となった。次に、隣のワイヤとの接触を考慮せず、限界までボンディングピッチを狭くしたとき、Fig. 4.17 (b)に示すように幅方向には 1.4bN+1.4b の面積が必要である。このとき、各配線体で必要となる有効接合面積は、Table 4.6 に示すように Al ワイヤの面積を 100%とすると、Cu 端子は 69%、Al リボンは 617%、Cu リボンは 463%、Cu 端子は 44%となった。どちらの場合でも、Cu 端子が最も接合面積を小さくでき、Al ワイヤに比べると 21 – 44%に縮小可能である。次いで、Cu ワイヤ用いることで 67 – 69%に縮小可能である。リボン材は、接合面積がむしろ増加する傾向にあり接合面積縮小には不向きである。リボン材は幅が広いため、潰しをワイヤと同様に行う場合は、広

い接合面積が必要になるためである。Cu 端子も複数本接合するときにはリボンと同様になるが、Cu 端子の場合は 1 本で電流をまかなえる仕様とすることで接合面積の縮小が可能である。第 1 章 Fig. 1.12 で示した通り、外部端子の電流密度は従来の 3 倍以上としたが、Cu 端子を用いた場合のみ、従来の Al ワイヤ接続に比べて、2.3 – 4.8 倍の電流密度向上効果が見込めるため、ワイドバンドギャップ用の外部端子として有望と判断した。



(a) Standard bonding pitch. (b) Minimum bonding pitch.

Fig. 4.17 Configurations of Al wire bonding pitch.

Table 4.5 Connecting area of various joints with standard pitch bonding.

Connecting material	Width, b [mm]	Number of wires, N	Number of wires, N_x $2bN+1.4b$	Number of wires, N_y $5bN-2b$	Connecting area, A [mm^2]	Ratio [%] (/Al wire)
Al wire	0.5	30	6	5	77.1	100
Cu wire	0.5	20	5	4	51.3	67
Al ribbon	1.5	22	11	2	421.2	547
Cu ribbon	1.5	15	5	3	333.5	433
Cu terminal	4	1	1	1	16	21

Table 4.6 Connecting area of various joints with a standard pitch bonding.

Connecting material	Width, b [mm]	Number of wires, N	Number of wires, N_x $1.4b\,(N+1)$	Number of wires, N_y $3bN$	Connecting area, A [mm^2]	Ratio [%] (/Al wire)
Al wire	0.5	30	6	5	36.8	100
Cu wire	0.5	20	5	4	25.2	69
Al ribbon	1.5	22	11	2	226.8	617
Cu ribbon	1.5	15	5	3	170.1	463
Cu terminal	4	1	1	1	16	44

4.3.3　各配線体の接合信頼性

各配線体の中央部の切断し、第一接合部と第二接合部の引張強度を測定した結果を Table 4.7 に示す。また、各テストサンプルの外観と破壊モードの分類を Fig . 4.15 に示す。破壊モードとその破壊箇所の概念図を Fig. 4.19 に示す。ワイヤ材とリボン材は 0.83 mm/s で、Cu 端子は 5.5 mm/s で試験を行ったが、Al ワイヤ接合部は初期状態および冷熱衝撃試験後で破壊箇所は変わらず、ワイヤ中で破壊した。Cu ワイヤ接合部は初期状態および冷熱衝撃試験後で破壊箇所は変わらず、ワイヤと基板 Cu 配線の界面で破壊した。Al ワイヤ接合部は、Al ワイヤ接合部と同様に初期状態および冷熱衝撃試験後で破壊箇所は変わらず、ワイヤ中で破壊した。Cu リボン接合部は、通常材と軟化材でやや挙動が異なり、初期状態では通常材が Cu リボンと基板 Cu 配線の界面での破壊とリボン中での破壊が混在していたのに対し、初期の軟化材接合部は全てリボン中で破壊した。冷熱衝撃試験後は接合での界面が増加した。Cu 端子接合部の引張試験は、ワイヤ材およびリボン材で用いたボンドテスタの定格荷重外であったため、別の試験装置を用いた。初期の引張強度は、Al ワイヤ接合部の 20 倍以上で 299 – 677 N であった。初期状態での破壊は、基板 Cu 配線下の箇所で破壊した。冷熱衝撃試験後の Cu 端子強度は 336 N および 583 N で初期と同様に基板 Cu 配線したの箇所で破壊した。接合面積を超音波探傷装置(Fine SAT III、株式会社日立パワーソリューションズ)で測定した画像から読み取り、各配線体の接合部を引張応力に換算し接合状態の比較を行った。Al ワイヤ、Cu ワイヤ、Al リボン、Cu リボン、Cu リボン軟化材、Cu 端子接合部の引張応力をそれぞれ、Fig. 4.20 - 25 に示す。Al 系材料の Al ワイヤ接合部と Al リボン接合部は冷熱衝撃試験後も破壊箇所が変わらないが、やや引張応力が低下しているのはバルク組織の時効による強度低下のためであると考える。また、Cu 系材料は界面での破壊が支配的であったが、引張応力も Al 系材料より低い場合が見られた。これは接合界面の接合が不十分であることを示唆している。Cu 系材料は超音波接合時に高荷重、高出力が必要であるが、より高荷重、より高出力での接合が必要である。また、Cu 端子接合部の引張応力は見かけ上ワイヤ材、リボン材に比べ低かった。これは、端子の接合界面ではなく、基板下で破壊したためである。このため、高出力な超音波接合を行った場合、基板材料の破壊を懸念する必要である。

Table 4.7 Pull test results of various connecting materials.

Material		0 cycle						600 cycles					
		1	2	3	4	5	6		1	2	3	4	5
Al wire	1st joint	10.050	9.860	9.965	10.225	9.746	10.094	9.687	7.794	7.441	9.886	7.982	6.564
	2nd joint	8.776	9.107	9.747	8.746	8.799	9.910	6.363	6.655	8.264	4.602	6.189	7.935
Cu wire	1st joint	12.812	18.104	7.198	12.761	12.615	17.171	12.037	6.019	10.617	13.531	5.781	17.661
	2nd joint	10.895	16.028	27.991	26.252	22.963	24.401	9.317	24.176	14.841	13.539	20.660	23.428
Al ribbon	1st joint	12.310	12.133	12.527	13.015			13.222	11.589	11.497	12.316		
	2nd joint	13.629	12.936	12.737	11.647			11.614	10.626	12.174	12.482		
Cu ribbon	1st joint	32.268	32.492	35.590	35.271			25.340	20.479	34.092	33.326		
	2nd joint	32.820	32.338	30.934	32.260			29.226	22.182	26.640	26.973		
Cu ribbon (soft)	1st joint	32.893	28.647	28.039	31.421			22.110	8.549	22.572	10.468		
	2nd joint	27.797	34.768	30.696	33.917			18.405	26.750	33.331	25.027		
Cu terminal	1st joint	423.000	293.000	677.000				336.000					
	2nd joint	492.000	335.000	388.000				583.000					

Unit: N

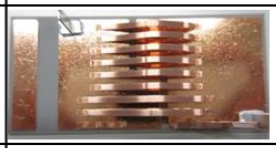
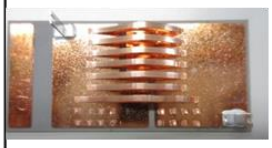
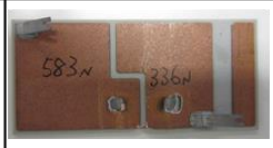
	0 cycle		600 cycles	
Al wire		Bulk 12 Interfacial 0 Substrate 0		Bulk 12 Interfacial 0 Substrate 0
Cu wire		Bulk 0 Interfacial 12 Substrate 0		Bulk 0 Interfacial 12 Substrate 0
Al ribbon		Bulk 8 Interfacial 0 Substrate 0		Bulk 8 Interfacial 0 Substrate 0
Cu ribbon		Bulk 3 Interfacial 5 Substrate 0		Bulk 0 Interfacial 8 Substrate 0
Cu ribbon (soft)		Bulk 8 Interfacial 0 Substrate 0		Bulk 4 Interfacial 4 Substrate 0
Cu terminal		Bulk 0 Interfacial 0 Substrate 3		Bulk 0 Interfacial 0 Substrate 2

Fig. 4.18 Destruction modes of various connecting materials by pull test.

Fig. 4.19 Destruction modes by pull test.

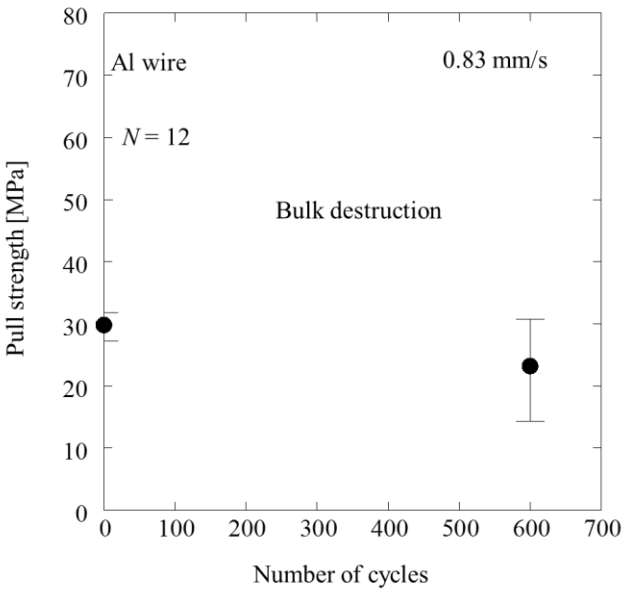


Fig. 4.20 Pull strength of Al wire joints.

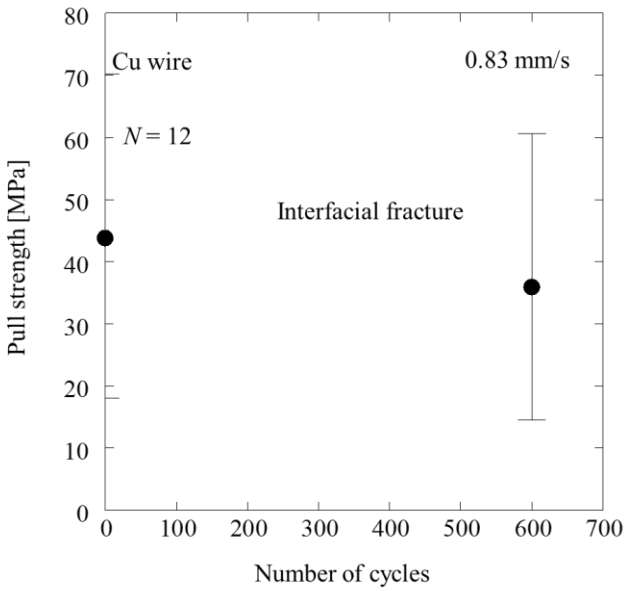


Fig. 4.21 Pull strength of Cu wire joints.

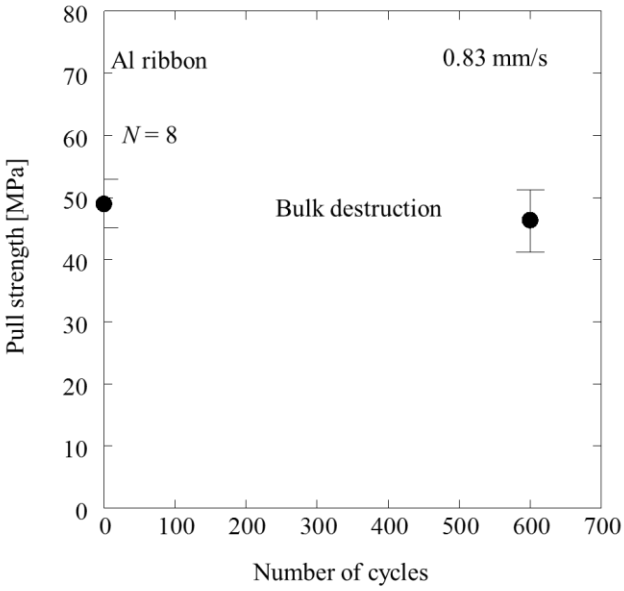


Fig. 4.22 Pull strength of Al ribbon joints.

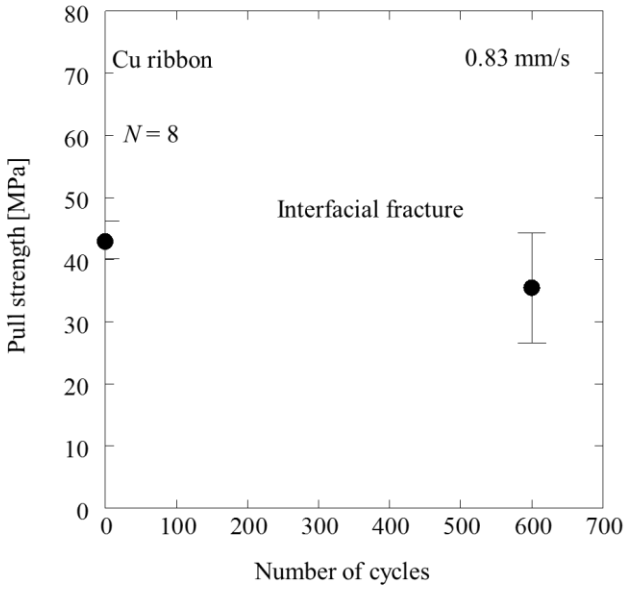


Fig. 4.23 Pull strength of Cu ribbon joints.

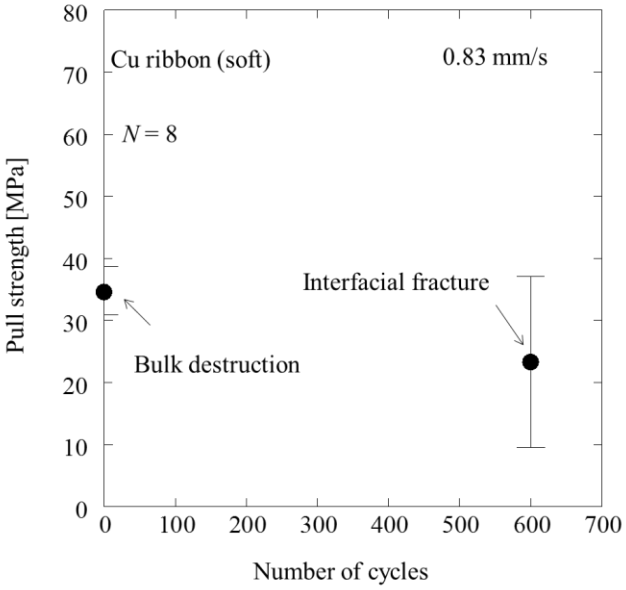


Fig. 4.24 Pull strength of Cu ribbon (soft) joints.

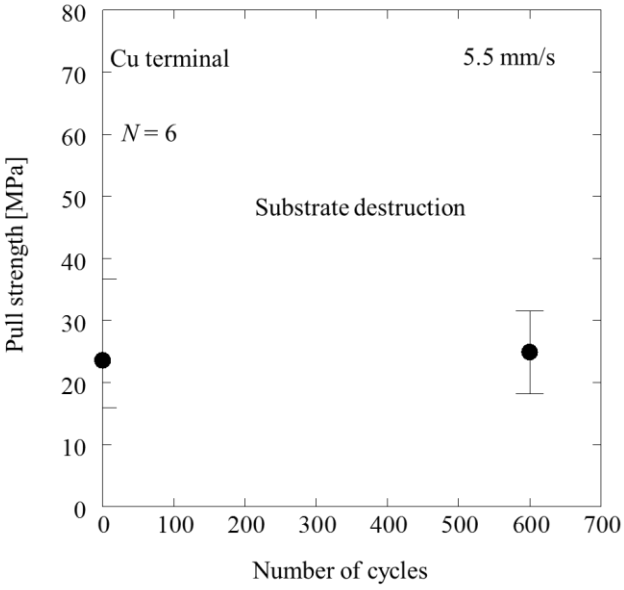


Fig. 4.25 Pull strength of Cu terminal joints.

4.3.4　基板絶縁材料の超音波接合耐久性

絶縁材料をそれぞれ、Si_3N_4、Al_2O_3、AlN とした基板について、Cu 端子の超音波接合を行い、各基板の超音波接合に対する耐久性を評価し、超音波接合後の外観確認と絶縁耐圧試験により判定した。Fig. 4.26 に超音波接合後のテストサンプルの外観を示す。超音波接合条件によっては、基板の端部に露出したセラミック部が損傷することがあった。Table 4.8 に各絶縁材料を用いた基板に Cu 端子を超音波接合した結果を示す。超音波出力、荷重および印加時間を変えた 3 条件で比較を行ったところ、Al_2O_3 基板はどの条件でも基板端部のセラミックが欠けたため全条件で不良と判断した。Si_3N_4 基板および AlN 基板を用いたテストサンプルではセラミック欠けは発生せず、Fig. 4.27 に示す印加電圧 4 kV 以上で実施した絶縁信頼性試験でもリーク電流は 2 mA 以下であり全条件でセラミックの絶縁耐圧は良好であった。P. Dietrich [120]によると、厚さ 0.38 mm の Al_2O_3 層の破壊靭性は、4 MPa·$m^{1/2}$、厚 0.32 m の Si_3N_4 層は、6.5 MPa·$m^{1/2}$、厚さ 0.635 mm の AlN 層は、3.3 MPa·$m^{1/2}$ であるため、破壊靭性値の小さい Al_2O_3 は超音波振動に弱いと判断した。また、AlN 層の破壊靭性値は Al_2O_3 よりもさらに小さいが、厚さ 1 mm のときは欠けが発生しなかったため、厚くすることで超音波振動に対する耐性が向上することが示唆される。以上より超音波接合に耐えうるセラミック材候補は Si_3N_4 と AlN であると判定した。

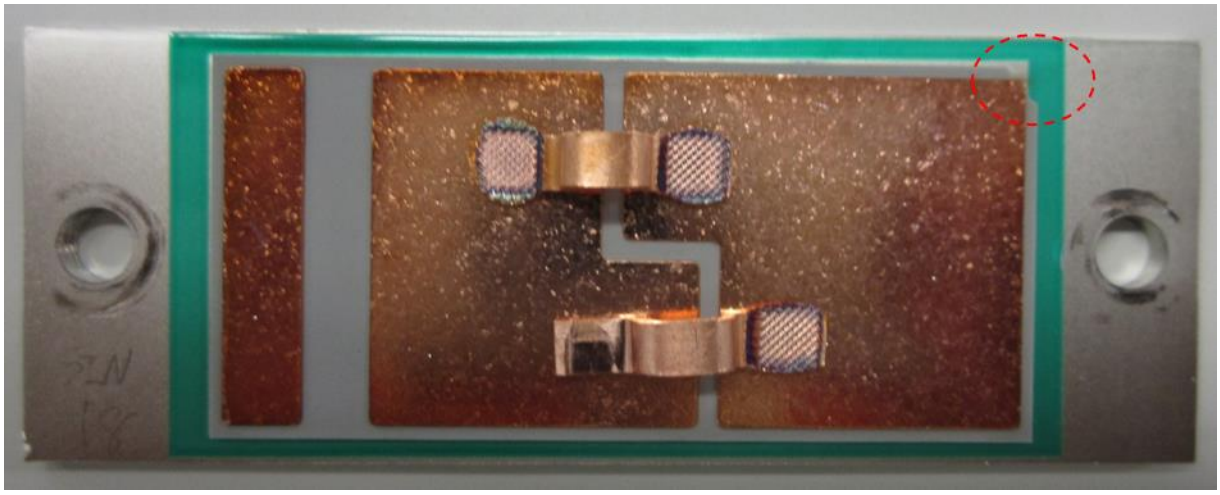


Fig. 4.26 Si_3N_4 substrate destruction during ultrasonic welding.

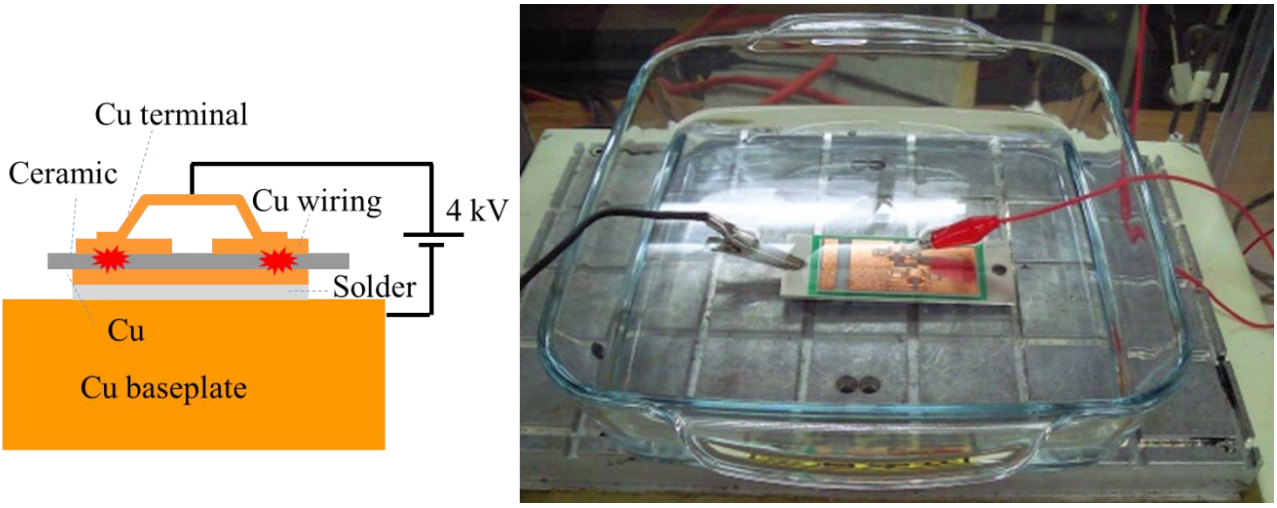


Fig. 4.27 Withstand voltage test of test sample.

Table 4.8 Withstand voltage results in the case of changing the ultrasonic welding condition.

	Us condition			Leak current [mA]		
	US power [%]	Load [N]	Time [ms]	Si_3N_4	Al_2O_3	AlN
1	45	450	1000	0.62	Failed	0.55
				0.64		0.55
				0.61		0.55
						0.55
						0.55
						0.55
2	50	500	1200	0.60	Failed	0.55
				0.60		0.55
				0.60		0.55
				0.62		0.55
				0.61		0.55
						0.55
3	55	550	1400	0.63	Failed	0.55
				0.60		0.54
				0.65		0.56
				0.64		0.55
				0.62		
				0.61		
				0.65		
				0.61		
				0.62		
				0.61		
				0.61		
				0.62		
				0.62		
				0.61		

4.3.5　基板絶縁材料による超音波接合部の絶縁信頼性

絶縁材料をそれぞれ、Si_3N_4、AlN とした基板について、Cu 端子の超音波接合を行い、冷熱衝撃試験後の絶縁耐圧試験結果を Table 4.9 にまとめた。超音波接合条件は、初期評価と同様超音波出力、荷重および超音波印加時間を変えた 3 条件で評価を行ったが、Si_3N_4、AlN ともにリーク電流に異常はなかった。冷熱衝撃試験条件を Fig. 4.28 に示す。Si_3N_4 基板のテストサンプルでは 300 サイクル後に外観の異常はなかったが、AlN 基板のテストサンプルでは 300 サイクル後に全水準基板端部で縦クラックの発生を確認した。Fig. 4. 29 に発生したクラックの例を示した。クラックの広がりを観察するために、テストサンプル No. 24 の Cu 端子および Cu 配線を硝酸を用いてエッチングした結果を Fig. 4.30 に示す。Fig. 4.30 (a)はエッチング前、Fig. 4.30 (b)はエッチング後の写真であるが、超音波接合部を起点としてクラックが進展していることを確認した。このことから、大電流により高温動作化するワイドバンドギャップパワーモジュールに対しては、Si_3N_4 を用いたほうが信頼性が高いと判

断した。また、Si_3N_4 基板のテストサンプルについては、超音波接合条件と冷熱衝撃試験条件を変えて追加の絶縁試験を行った。Table 4.10 に示すように、超音波接合条件によらず、それぞれ-55/150℃、-55/175℃、-55/200℃の冷熱衝撃を 1,000 サイクル加えた後も絶縁性の劣化は見られなかった。

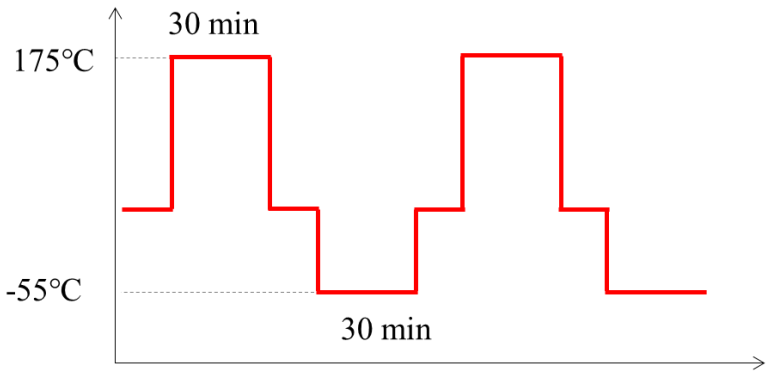


Fig. 4.28 Thermal cyclic test condition.

Table 4.9 Withstand voltage test results after thermal cycles.

		Us condition			Leak current [mA]			Note
No.	Ceramic	US power [%]	Load [N]	Time [ms]	TCT 0 cycle	TCT 100 cycles	TCT 300 cycles	
1	Si_3N_4	45	450	1000	0.61	0.63	0.61	
2	Si_3N_4				0.62	0.63	0.63	
3	Si_3N_4				0.62	0.63	0.62	
4	AlN				0.55		0.54	Cracked
5	AlN				0.55		0.54	Cracked
6	AlN				0.55		0.53	Cracked
7	Si_3N_4	50	500	1200	0.60	0.61	0.60	
8	Si_3N_4				0.62	0.62	0.62	
9	Si_3N_4				0.61	0.63	0.62	
10	AlN	50	500	1200	0.55		0.51	Cracked
11	AlN				0.55		0.54	Cracked
12	AlN				0.55		0.54	Cracked
13	Si_3N_4	55	550	1400	0.60	0.61	0.61	
14	Si_3N_4				0.65	0.61	0.65	
15	Si_3N_4				0.64	0.66	0.65	
16	Si_3N_4				0.61	0.63	0.62	
17	Si_3N_4				0.62	0.64	0.62	
18	Si_3N_4				0.61	0.62	0.62	
19	Si_3N_4				0.61	0.63	0.62	
20	Si_3N_4				0.62	0.63	0.62	
21	Si_3N_4				0.61	0.63	0.62	
22	AlN				0.55		0.53	Cracked
23	AlN				0.55		0.53	Cracked
24	AlN				0.55		0.51	Cracked

Table 4.10 Additional withstand voltage test results during thermal cycles.

No.	Ceramic	Us condition			TCT Condition	Leak current [mA]			
		US power [%]	Load [N]	Time [ms]		TCT 0 cycle	TCT 300 cycles	TCT500 cycles	TCT1000 cycles
1	Si_3N_4	45	450	1000	-55/150 °C	0.61	0.64	0.64	0.64
2	Si_3N_4				-55/175 °C	0.62	0.63	0.64	0.64
3	Si_3N_4				-55/200 °C	0.63	0.63	0.63	
4	Si_3N_4	50	500	1200	-55/150 °C	0.62	0.62	0.63	0.61
5	Si_3N_4				-55/175 °C	0.61	0.62	0.62	
6	Si_3N_4				-55/200 °C	0.61	0.61	0.61	
7	Si_3N_4	55	550	1400	-55/150 °C	0.63	0.63	0.63	
8	Si_3N_4				-55/175 °C	0.62	0.62	0.62	
9	Si_3N_4				-55/200 °C	0.63	0.63	0.63	

Fig. 4. 29 Vertical crack in AlN after 300 cycles.

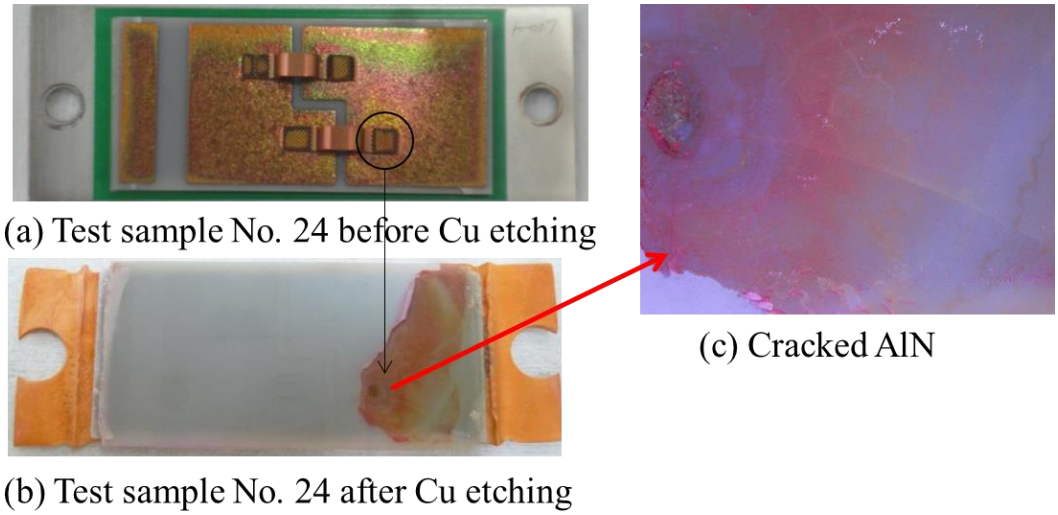


Fig. 4. 30 Crack propagation after 300 cycles in test sample No. 24.

4.4　結論

ワイドバンドギャップ半導体に向けた高電流密度パワーモジュールを実現するためには、小面積で大電流を通電できる外部端子が必要となるだけでなく、高温度動作時に絶縁性を担保することが重要であるため、外部端子材料候補として、線径 0.5 mm の太線 Al ワイヤと Cu ワイヤ、幅 1.5 mm、厚さ 0.2 mm の Al リボンと Cu リボン、および幅 4.0 mm、厚さ 1.5 mm の Cu 端子の電気性能の比較研究を行った。

接合界面を含めた接合部の電気抵抗から電気抵抗率を求めたところ、Al ワイヤは 30 nΩ·m、Al リボンは 33 nΩ·m、Cu ワイヤは 20 nΩ·m、Cu リボンは 22 – 23 nΩ·m そして Cu 端子は 31 nΩ·m であり、接合部を同じ電気抵抗とするためには、Cu 端子 1 本に対して、Al ワイヤは 30 本、Cu ワイヤは 20 本、Al リボンは 22 本、Cu リボンは 15 本必要である。

各接合材料で必要となる接合面積は、Al ワイヤを 100%としたとき、Cu ワイヤは 67 - 69%、Al リボンは 547-617%、Cu リボンは 433-463%、Cu 端子は 21-44%であった。電流密度向上に向けて接合面積の縮小には、Cu 端子の採用が有効である。

大きな Cu 端子を超音波接合することで基板材料の破壊が懸念されるため、超音波接合に適した基板材料の選定を行った。セラミック材 Al_2O_3、AlN、Si_3N_4 を用いた絶縁基板を比較評価した。Al_2O_3 を用いた場合、Cu 端子の接合条件が限定され、容易にセラミックが割れた。AlN を用いた場合、Cu 端子の初期接合は良好であったが、冷熱衝撃試験後に端子接合部近傍を起点としてセラミックが割れた。Si_3N_4 を用いた場合、初期および冷熱衝撃試験後にセラミックの欠けなく絶縁性を確保することを明らかにした。

以上より、Si_3N_4 を用いた絶縁基板上に幅 4.0 mm、厚さ 1.5 mm の Cu 端子を超音波接合することで、絶縁性を損ねずに電流密度を従来の 2.3 - 4.8 倍に向上した。ワイドバンドギャップ半導体用の外部端子として目標とする 3 倍の高電流密度化を概ね達成することができた。

第 5 章　総括

本研究では、CO_2 排出抑制に有用な太陽光発電、風力発電、電気自動車、鉄道用のワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールの実装技術を研究対象とした。特に、高温動作時にも接合部が溶融しない超音波接合技術に着目し、電流密度の向上と信頼性の両立に取り組んだ。電流密度の向上のために、3 つの課題を設定し、それぞれについて研究した。1 つ目の課題は、ゲートパッドの縮小のために細線ワイヤを用いた高信頼ゲートボンディング技術の確立である。2 つ目は、チップの高温動作に向けた高信頼太線ワイヤボンディング技術の確立、3 つ目は外部電極端子の小型化のための高信頼超音波接合技術の確立であり、本研究で得られた知見を以下に総括する。

第 2 章ではワイドバンドギャップ半導体パワーモジュールの高電流密度化を行うためには、ゲート電極を縮小して、チップ表面のソース面積を増やすことが有効である。このために、新しいオーバーパッドメタル(OPM)構造である Al/Ti/Pd を提案し、細線 Cu ワイヤ接合部の信頼性に関する研究を行い次のことを明らかにした。従来の Al パッド上の Cu ワイヤ接続部では、テストサンプル組立後に 2 種類の金属間化合物 Cu_9A_4 と CuAl が形成する。高温放置時には、SO_4^{2-}イオンが Cu ワイヤ接合部の端部から侵入し、Cu/Cu_9Al_4 界面の体積収縮とともに Cu/Cu_9Al_4 界面と反応し CuS と Al 酸化物を形成する。Cu ワイヤ接続部端からクラックが Cu/Cu_9Al_4 界面に沿って進展することで電気的接続が失われる。また、高湿環境での放置では、Cl イオンが Cu_9Al_4 と反応し Al 酸化物を形成し電気接続が失われる。Al パッド上に Ti と Pd をスパッタ形成した Al/Ti /Pd パッド上の Cu ワイヤ接合部は、Cu_1Pd_1 金属間化合物 あるいは(Cu,Pd)固溶体とみられる層で接合する。高温放置時にこの層は SO_4^{2-}イオンと反応し、CuS 層に置換された。やがて Cu/CuS 間でクラックが発生し、電気接続を失った。高湿環境での放置に対して Cu/Pd 界面は非常に強い。Al/Ti/Pd パッド上への Cu ワイヤ接合部の累積故障寿命は、200℃の高温放置に対しては Al パッド上の Cu ワイヤ接合部の約 2 倍であり、150℃の高温放置や 130℃/85%RH の高温高湿放置環境下では、充分強く故障しなかった。以上のことから、Al/Ti/Pd 上の細線 Cu ワイヤ接合部は、Al パッド上に比べて、信頼性を向上することができ、ボンディングパッド縮小に有効な構造であることを示した。

第 3 章では SiC パワーモジュールなど高温動作するワイヤ接合部の信頼性向上のため、応力緩和層として Al 電極パッド上に形成した Cu-OPM 層上に太線ワイヤをボンディングする構造を提案し、実験と熱応力解析によりパワーサイクル試験時の寿命延長効果を明らかにした。SiC チップ上にイオンプレーティング法を用いて、厚さ 25 μm の Cu-OPM 層を形成し、線形 400 μm の太線 Al ワイヤ、太線 AlCu ワイヤの接合が可能であることを示した。また、太線 Cu ワイヤボンディング時に発生した Cu-OPM 膜の剥がれは、Al と Cu-OPM 膜間のバリアメタル近傍で剥がれが発生していることを明らかにした。SiC チップを実装したテストサンプルを用いてパワーサイクル試験を行い、厚さ 25 μm の Cu-OPM 層上に形成した AlCu ワイヤ接合部のパワーサイクル寿命は、ΔT_j=75℃のとき Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べて 18.5 倍の寿命向上効果があることを実証した。また、有限要素法を用いた熱応力解析によりワイヤ接合部の熱ひずみを求めるために、Al ワイヤおよび Cu ワイヤの引張試験を行い、応力–ひずみ曲線を取得した。実験から求めたパワーサイクル寿命と有限要素法を用いた熱応力解析を組み合わせ、ワイヤ接合部の最大ひずみとパワーサイクル寿命に関する S–N 曲線を得た。Al ワイヤ接合部および AlCu ワイヤ接合部の S–N 曲線から、Cu-OPM 膜を厚

くし応力緩和効果を向上した時のひずみとパワーサイクル寿命を予測した。AlCu ワイヤ接合部の累積相当塑性ひずみは、Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べて、Al パッド上では 70%に、厚さ 25 μm、100 μm、300 μm の Cu-OPM 層上ではそれぞれ 55%、44%、21%に低減した。この理由は、Al に比べ線膨張係数の小さい材料である AlCu ワイヤと Cu-OPM で接合することで、SiC チップとワイヤ接合部間の線膨張ミスマッチが緩和されるためと考察した。AlCu ワイヤ接合部のパワーサイクル寿命は、Cu-OPM 層が厚さ 100 μm のときに Al パッド上の Al ワイヤ接合部の 42 倍、厚さ 300 μm のときに 1,600 倍の長寿命化が期待でき、目標とする信頼性に応じて OPM 厚さを調整することが可能である。本研究では、Cu-OPM 膜上の Cu ワイヤボンディング部のパワーサイクル寿命を実験においては明らかにできなかったが、AlCu ワイヤの S-N 曲線を代用して寿命予測した。厚さ 25 μm の Cu-OPM 上の Cu ワイヤ接合部の故障寿命の推定値は、Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べ 9.7×10^{9} 倍、厚さ 25 μm の Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部に比べ 7.1×10^{8} 倍であることを明らかにした。実質的にはワイヤ接合部での故障を考慮しなくてよい状態であり、他の故障箇所の改善を優先すべきである。チップ構造で注意すべきであるのは、Al パッドなどの Al 層である。この層の熱応力による負担を低減するため、Cu-OPM 膜に代わり、線膨張係数の小さい材料である Mo-OPM 膜上に Cu ワイヤを接合した構造の寿命予測を予測した。Mo-OPM 上の Cu ワイヤ接合部のパワーサイクル寿命は、Cu-OPM 上の Cu ワイヤ接合部に比べると 0.4 倍と減少するがが、Al パッド上の Al ワイヤ接合部に比べ 4.3×10^{6} 倍、Cu-OPM 上の AlCu ワイヤ接合部の 1.1×10^{6} 倍と予測した。

第 4 章では高電流密度で高い信頼性を得る外部端子接合方法と絶縁基板について研究を行った。ワイドバンドギャップ半導体に向けた高電流密度パワーモジュールを実現するためには、小面積で大電流を通電できる外部端子が必要となるだけでなく、高温度動作時に絶縁性を担保することが重要であるため、外部端子材料候補として、線径 0.5 mm の太線 Al ワイヤと Cu ワイヤ、幅 1.5 mm、厚さ 0.2 mm の Al リボンと Cu リボン、および幅 4.0 mm、厚さ 1.5 mm の Cu 端子の電気性能の比較研究を行った。接合界面を含めた接合部の電気抵抗から電気抵抗率を求めたところ、Al ワイヤは 30 nΩ·m、Al リボンは 33 nΩ·m、Cu ワイヤは 20 nΩ·m、Cu リボンは 22 – 23 nΩ·m そして Cu 端子は 31 nΩ·m であり、接合部を同じ電気抵抗とするためには、Cu 端子 1 本に対して、Al ワイヤは 30 本、Cu ワイヤは 20 本、Al リボンは 22 本、Cu リボンは 15 本必要であることを明らかにした。各接合材料で必要となる接合面積は、Al ワイヤを 100%としたとき、Cu ワイヤは 67- 69%、Al リボンは 547-617%、Cu リボンは 433-463%、Cu 端子は 21-44%であった。電流密度向上に向けて接合面積を縮小するためには、Cu 端子の採用が有効であることを明らかにした。大きな Cu 端子を超音波接合することで基板材料の破壊が懸念されるため、超音波接合に適した基板材料の選定を行った。セラミック材 Al_2O_3、AlN、Si_3N_4 を用いた絶縁基板を比較評価し、初期および冷熱衝撃試験後にセラミックの欠けなく絶縁性を担保できる材料が Si_3N_4 であることを明らかにした。

以上のように、本研究では、今後更なる高電流密度化が予測されるワイドバンドギャップ半導体用パワーモジュールの実現に向けて、超音波接合法を用いた実装技術に関する知見について論じた。

参考文献

[1] United Nations, “The Sustainable Development Goals Report 2021”, https://unstats.un.org/sdgs/report/2021/, (2021).

[2] United Nations, “The Kyoto Protocol”, https://unfccc.int/process/the-kyoto-protocol/kyoto-protocol-bodies, (1997).

[3] United Nations, “The Paris Agreement”, https://unfccc.int/process-and-meetings#:a0659cbd-3b30-4c05-a4f9-268f16e5dd6b, (2015).

[4] International Energy Agency, “World Energy Outlook 2020”, (2020).

[5] International Energy Agency, “World Energy Outlook 2021”, (2021).

[6] International Energy Agency, “Global EV Outlook 2018”, (2018).

[7] International Energy Agency, “Global EV Outlook 2021”, (2021).

[8] UNIFE, “New Dependable Rolling Stock for a More Sustainable, Intelligent and Comfortable Rail Transport in Europe”, http://www.roll2rail.eu/Page.aspx?CAT=DELIVERABLES&IdPage=45291e18-8d8f-4fd6-99f8-5d4b7a519b9c, (2016).

[9] Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, “Power MOSFET Structures and Characteristics”, (2018).

[10] Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, “IGBTs (Insulated Gate Bipolar Transistor)”, (2018).

[11] Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, “SiC Schottky Barrier Diodes”, (2019).

[12] Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, “Basics of ESD Protection (TVS) Diodes)”, (2021).

[13] T. Tsuji, M. Iwata, Y. Onishi, “1.2-kV SiC Trench MOSFET”, Fuji Electric Review **62** (2016), No. 4, 218-221.

[14] A. S. Bahman, F. Iannuzzo, F. Blaabjerg, “Mission-profile-based stress analysis of bond-wires in SiC power modules”, Microelectron. Reliab. **64** (2016), 419-424.

[15] K. Ishikawa, K. Terasawa, T. Sakai, S. Sugimoto, T. Nishino, “Development of Rolling Stock Inverters Using SiC”, Hitachi Review **66** No. 2(2017), 155-160.

[16] J. Casady, V. Pala, D. J. Lichtenwalner, E. V. Brunt, B. Hull, G. Wang, J. Richmond, S. T. Allen, D. Grider, J. W. Palmour, “New Generation 10kV SiC Power MOSFET and Diodes for Industrial Applictions”, Proc. PCIM Europe 2015, (2015), 96-103.

[17] K. Kawamura, K. Maki, S. Koizumi, “High-Efficiency Auxiliary Power Supply System for Rolling Stock Applying All-SiC Devices to Inverter Circuits”, Toshiba Review **69**, No. 9, (2014), 39-42.

[18] A. Murahashi and M. Miyakawa, “Railway Energy and Environmental Solutions to Support a Low-Carbon Society”, Mitsubishi Electric ADVANCE **159** (2017), 6-9.

[19] T. Ishigaki, H. Kageyama, A. Shima, D. Hisamoto, K. Tomiyama, Y. Sasaki, S. Ibori, “Freewheeling Diode-Less SiC-Inverter with Fast Short-Circuit Protection for Industrial Applications”, Proc. PCIM Europe 2015, (2015), 119-123.

[20] A. März, R. Horff, M. Bakran, M. Helsper, N. Rüger, “Constrains replacing IGBTs with SiC MOSFETs in an onboard railway power supply”, Proc. PCIM Europe 2015, (2015), 390-397.

[21] A. März, R. Horff, T. Bertelshofer, M. Helsper, M. Bakran,”Benchmarking of SiC JFET and SiC MOSFET modules for the application in medium power traction converters”, Proc. PCIM Eurpope 2016, (2016), 272-279.

[22] H. Kono, T. Iguchi, T. Hirakawa, H. Irifune, T. Kawano, M. Furukawa, K. Sano, M. Yamaguchi, H. Suzuki, G. Tchouangue, “3.3 kV All SiC MOFET Module with Schottky Barrier Diode Embedded SiC MOSFET”, Proc. PCIM Europe 2021, (2021), 914-919.

[23] Y. Hinata, K. Taniguchi, M. Hori, “Enhanced Breakdown Voltage for All-SiC Modules”, Fuji Electric Review **62**, No. 4, (2016), 227-231.

[24] S. Catellani, A. Bier, J. Martin, L. G. Alves-Rodrigues, F. Barruel, “Characterization of 1.2kV Silicon Carbide (SiC) semiconductors in hard switching mode for three-phase Current Source Inverter (CSI) prototyping in solar applications”, Proc. PCIM Europe 2015, (2015), 155-162.

[25] M. H. Todorovic, F. Carastro, T. Schuetz, R. Roesner, L. Stevanovic, G. Mandrusiak, B. Rowden, F. Tao, P. Cioffi, J. Nasadoski, R. Datta, “SiC MW PV Inverter”, Proc. PCIM 2016, (2016), 645-652.

[26] T. Bertelshofer, R. Horff, A. März, M. Bakran, “A performance comparison of a 650 V Si IGBT and SiC MOSFET inverter under automotive conditions”, Proc. PCIM 2016, (2016), 653-660.

[27] 山本秀和, “パワーエレクトロニクス産業の動向とパワーデバイス実装への要求”, エレクトロニクス実装学会誌 20(2017),442-448.

[28] 恩田敬治, 林伸亮, “縦型 GaN-MOSFET を用いた昇圧コンバータ”, 豊田合成技報 **61** (2019),35-46.

[29] K. Takao, S. Kyogoku, “SiC Power Module Achieving High-Speed Switching Operation through Siginificant Reduction of Parasitic Inductance”, Toshiba Review **71**, No.6 (2016), 48-51

[30] M. Okano, Y. Imaizumi, T. Tsujimura, “EMC Design Evaluation and Simulation Technologies to Support Noise-Tolerant Semiconductor Product Design”, Toshiba Review **71**, No.6 (2016), 8-11.

[31] T. Yamazaki, Y. Takano, S. Honma, “Technology to Form EMI-Shielding Film on Semiconductor Packages Using Sputter Deposition Process”, Toshiba Review **71**, No.6 (2016), 16-19.

[32] K. Nakamura, S. Hayase, T. Kobayashi, S. Kosako, “IGBTs and IEGTs to Achieve Energy Saving in Various Applications from Home Appliances to Power Transmission and Distribution Equipment”, Toshiba Review **75**, No.6 (2016), 14-18.

[33] 菅沼克昭: “SiC/GaN パワー半導体の実装と信頼性評価技術”, 日刊工業新聞社, (2014),1-236.

[34] G. Harman: “Wire bonding in microelectronics third edtion”, McGraw-hill, (2010),1-404.

[35] K. B. Pedersen, P. K. Kristensen, V. Popok, K. Pedersen, “Micro-sectioning approach for quality and reliability assessment of wire bonding interfaces in IGBT modules”, Microelectron. Reliab. **53** (2013), 1422-1426.

[36] M. S. Broll, U. Geissler, J. Höfer, S. Scjmotz, O. Wittler, K. D. Lang, “Microstructural evolution of ultrasonic-bonded aluminum wires”, Microelectron. Reliab. **55** (2015), 961-968.

[37] M. S. Broll, U. Geissler, J. Höfer, S. Scjmotz, O. Wittler, M. Schneider-Ramelow, K. D. Lang, “Correlation between mechanical properties and microstructure of different aluminum wire qualities after ultrasonic bonding”, Microelectron. Reliab. **55** (2015), 1855-1860.

[38] E. Arjmand, P. A. Agyakwa, C. M. Johnson, “Reliability of thick Al wire: A study of the effects of wire bonding parameters on thermal cycling degradation rate using non-destructive methods”, Microelectron. Reliab. **54** (2014), 2006-2012.

[39] J. Goehre, U. Geißler, M. Schneider-Ramelow, K. Lang, “Influence of Bonding Parameters on the Reliability of Heavy Wire Bonds on Power Semiconductors”, Proc. CIPS 2012 (2012), 279-284.

[40] O. Shilling, M. Shäfer, K. Mainka, M. Thoben, F. Sauerland, “Power cycling testing and FE modelling focused on Al wire bond fatigue in high power IGBT modules”, Microelectron. Reliab.**52** (2012), 2347-2352.

[41] U. Scheuermann, R. Schmidt, “Impact of load pulse duration on power cycling lifetime of Al wire bonds”, Microelectron. Reliab. **53** (2013), 1687-1691.

[42] B. Czeryny, G. Khatibi, “Interface reliability and lifetime prediction of heavy aluminum wire bonds”, Microelectron. Reliab. **58** (2016), 65-72.

[43] E. Özkol, S. Hartmann, G. Pâques, “Improving the power cycling performance of the emitter contact of IGBT modules: Implementation and evaluation of stitch bond layouts”, Microelectron. Reliab. **54** (2014), 2796-2800.

[44] T. Yanagimoto, D. Kawabata, K. Tokubo, K. Nakahara, S. Sakamoto, S. Sudo, “Bonding Technology for High Operation Temperature Power Semiconductor”, Proc. PCIM Europe 2015 (2015), 430-433.

[45] R. Schmidt, C. König, P. Prenosil, “Novel wire bond material for advanced power module packages”, Microelectron. Reliab. **52** (2012), 2283-2288.

[46] T.Y. Hung, S.Y. Chiang, C.J. Huang, C.C. Lee, K.N. Chiang, “Thermal–mechanical behavior of the bonding wire for a power module subjected to the power cycling test”, Microelectron. Reliab. **51** (2011), 1819-1823.

[47] K. Guth, N. Heuck, C. Stahlhut, A. Ciliox, N. Oescheler, L. Böwer, S. Tophinke, D. Bolowski, R. Speckels, C. Kersting, S. Krasel, G. Strotman, “End-of-life investigation on the. XT interconnect technology”, Proc. PCIM Europe 2015 (2015), 72-79.

[48] M. Uchida, K. Matsuo, M. Fukumitsu, T. Sogo, D. Hiratsuka, T. Iguchi, K. Higuchi, K. Fujimoto, “Cu Heavy Wire Wedge Bonding for Power Devices”, Proc. 19th symposium on “Microjoining and Assembly Technology in Electronics”(2013), 111-116.

[49] R. Roth, H. Schulze, C. Shäffer, F. Hille, F.Umbach, G. Mertens, N. Rohn, D. Bolowski, “Power Cu Metallization fo Future Power Devices – Process Integration Concept and Reliability”, Proc. 28th International Symposium on Power Semiconductor Devices and ICs (2016), 195-198.

[50] F. Hille, R. Roth, C. Schaffer, H. Schulze, N. Heuck, D. Bolowski, K. Guth, A. Ciliox, K. Rott, F. Umbach:, M. Kerber, “Reliability aspects of copper metallization and interconnect technology for power devices”, Microelectron. Reliab. **64** (2016), 393-402.

[51] G. Liu, H. Zhang, H. Luo, C. Tan, I. Deviny, Y. Feng, X.Han, L. Ding, Z. Tang, H. He, Z. Pan, “High reliability 6500V IGBT with low-stress copper metallization”, Proc. PCIM Europe 2019 (2019), 776-780.

[52] J. Rudzki, M. Becker, R. Eisele, M. Poech, F. Osterwald, “Power Modules with Increased Power Density and Reliability Using Cu wire Bonds on Sintered Metal Buffer Layers”, Proc. 8th International Conference on Integrated Power Electronics Systems (2014), 450-455.

[53] A. Streibel, M. Becker, O. Muehfeld, B. Hull, S. Sabri, D. Lichtenwalner, J. B. Casady, “Reliability of SiC MOSFET with Danfoss Bond Buffer”, Proc. PCIM Europe 2019 (2019), 704-710.

[54] N. Pavliček, C. Liu, J Loisy, G. Salvatore, F. Mohn, J. Schuderer, “Power modules platform for automotive reliability requirements”, Proc. EPE19 ECCE Europe 2019 (2019), 1-10.

[55] C. Liu, J. Schuderer, N. Pavlivek, G. Salvatore, J. Loisy, “Reliable High-temperature SiC Power Module for Automotive Traction inverter”, Proc. PCIM Asia 2019 (2019), 199-205.

[56] S. Jacques, R. Leroy, M. Lethiecq, “Impact of aluminum wire and ribbon bonding technologies on D2 PAK”, package reliability during thermal cycling applications”, Microelectron. Reliab. **55** (2015), 1821-1825.

[57] E. Özkol, F. Brem, C. Liu, “Improving the power cycling performance of the emitter contact of IGBT modules: Implementation and evaluation of stitch bond layouts”, Microelectron. Reliab. **55** (2015), 552-557.

[58] Y. Yang, L. Dorn-Gomba, R. Rodriguez, C. Mak, A. Emadi, “Automotive Power Module Packaging: Current Status and Future Trends”, IEEE Access **8** (2020), 160126-160144.

[59] R. K. Williams, R. A. Blanchard, P. Rutter, Y. Kawaguchi, “The Trench Power MOFET-Part II: Application Specific VDMOS, LDMOS, Packaging, and Reliability”, IEEE Trans. Electron Devices **64**, No.3 (2017), 692-712.

[60] K. Takashima, K. Misawa, M. Ando, M. Maeda and Y. Takahashi, “Sliding Behavior at the Bonding Interface during Ultrasonic Al ribbon Bonding”, Proc. 21st Symposium on “Microjoining and Assembly Technology in Electronics” (2015), 439-440.

[61] K. Misawa, Y. Takaoka, M. Maeda and Y. Takahashi, “Adhesion Interface Formation and Bendability of Ultrasonic Al Ribbon Bonding”, Proc. 22nd Symposium on “Microjoining and Assembly Technology in Electronics” (2016), 73-78.

[62] 高橋康夫，“微細熱圧着/超音波接合機構”，マイクロ接合研究委員会資料，MJ-671-2015 (2015),1-13.
[63] S. Behrendt, R Eisele, K. Andersen, T. Xu, C. Luechinger, M. Becker, R. Woehl, D. Benning, F. Osterwald, A. B. Abibe, “Feasibility of copper-based ribbon bonding as an assembly method for advanced power modules”, Proc. PCIM 2018 (2018), 491-498.
[64] T. Uno, K. Tatsumi, “Corrosion of Intermetallic Layer and Reliability of Au/Al Bonds”, J. Jpn Inst. Metals, **63**, No.3 (1999), 406-415.
[65] H. Xu, V. L. Acoff, C. Liu, V. V. Silberschmidt, Z. Chen, “Void Growth in Thermosonic Copper/Gold Wire Bonding on Aluminum Pads”, Proc. 61st ECTC (2011), 1729-1735.
[66] C. D. Breach, W. M. Tee, T. K. Lee, R. Holiday, “Moisture Induced Corrosion in Gold and Copper Ball Bonds”, Proc. 2010 34th IEEE/CPMT International Electronic Manufacturing Technology Symposium (iEMT) (2010).
[67] C. D. Breach, “What is the future of bonding wire? Will copper entirely replace gold?”, Gold Bull. **43**, (2010), 150-168.
[68] C. D. Breach, T. K. Lee, “Shear Strength and Failure Modes of As-Bonded Gold and Copper Ball Bonds on Aluminum Metallization”, Journal of Electronic Materials **41** (2012), 2018-2028.
[69] Z. W. Zhong, “Overview of wire bonding using copper wire insulated wire”, Microelectron. Reliab. **51** (2011), 4-12.
[70] C. L. Gan, E.K. Ng, B. L. Chan, U. Hashim, “Technical Barriers and Development of Cu Wirebonding in Nano Electronics Device Packaging”, J. Nanomater. **2012** (2012), 1-7.
[71] C.W. Tan, A. R. D. Daud, M. A. Yarmo, “Corrosion study at Cu-Al interface in microelectronics packaging”, Appl. Surf. Sci. **191** (2002), 67-73.
[72] C. J. Hang, C. Q. Wang, M. Mayer, Y. H. Tian, Y. Zhou, and H. H. Wang,” Growth behavior of Cu/Al intermetallic compounds and cracks in copper ball bonds during isothermal aging”, Microelectron. Reliab. **48** (2008), 416-424.
[73] J. Chen, Y. S. Lai, Y. W. Wang, and C. R. Kao, “Investigation of growth behavior of Al-Cu intermetallic compounds in Cu wire bonding”, Microelectron. Reliab. **51** (2011), 125-129.
[74] H. Xu, C. Liu, V. V. Silberschmidt, S. S. Pramana, T. J. White, Z. Chen, and V. L. Acoff, “Behavior of aluminum oxide, intermetallic and voids in Cu-Al wire bonds”, Act. Mater. **59** (2011), 5661-5673.
[75] T. Boettcher, M. Rother, S. Liedtke, M. Ullrich, M. Bollmann, A. Pinkernelle, D. Gruber, H. J. Funke, M. Kaiser, K. Lee, M. Li, K. Leung, T. Li, M. L. Farrugia, and O. Halloran, “On the Intermetallic Corrosion of Cu-Al wire bonds”, Proc. 12th EPTC (2010), 585-590.
[76] Y. H. Lu, Y. W. Wang, B. K. Appelt, Y. S. Lai, and C. R. Kao, “Growth of CuAl intermetallic compounds in Cu and Cu(Pd) wire bonding”, Proc. 61st ECTC (2011), 1481-1488.
[77] C. H. Chen, S. X. Zhang, S. W. R. Lee, L. Mohamed, “Investigation on copper diffusion depth in copper wire bonding”, Microelectron. Reliab. **51** (2011),166-170.

[78] H. Abe, D. C. Kang, T. Yamamoto, T. Yagihashi, Y. Endo, Hiroyuki Saito, T. Horie, H. Tamate, Y. Ejiri, and N. Watanabe, “Cu Wire and Pd-Cu Wire Package Reliability and Molding Compounds”, Proc. 62nd ECTC (2012), 1117-1123.

[79] H. Xu, C. Liu, V. V. Silberschmidt, Z. Chen, J. Wei, and M. Sivakumar,” Effect of bonding duration and substrate temperature in copper ball bonding on aluminum pads: A TEM study of interfacial evolution”, Microelectron. Reliab. **51** (2011), 113-118.

[80] T. Uno, “Bond reliability under humid environment for coated copper wire and bare copper wire”, Microelectron. Reliab. **51** (2011), 148-156.

[81] T. A. Tran, C. C. Lee, V. Mathew, and L. Higgins, “Copper wire bonding on low-k/copper wafers with Bond Over Active (BOA) structures for automotive customers “, Proc. 61st ECTC (2011), 1508-1515.

[82] T. Uno and T. Yamada, “Improving Humidity Bond Reliability of Copper Bonding Wires “, Proc. 60th ECTC, (2012), 1725-1732.

[83] S. Qu, S. Athavale, A. Prabhu, A. Xu, L. Nguyen, A. Poddar, C. S. Lee, Y. C. How, and K. C. Ooi, “Over pad metallization for high temperature interconnections”, Proc. 61st ECTC (2011), 1496-1501.

[84] Y. H. Tian, C. J. Hang, C. Q. Wang, C. Q. Quayang, D. S. Yang, J. P. Zhao, “Reliability and failure analysis of fine copper wire bonds encapsulated with commercial epoxy molding compound”, Microelectron. Reliab. **51** (2011), 157-165.

[85] P. Liu, L. Tong, J. Wanga, L. Shi, and H. Tang, “Challenges and developments of copper wire bonding technology”, Microelectron. Reliab. **52** (2012),1092-1098.

[86] Y. Nishimura, K. Kido, F. Momose, T. Goto, “Development of Ultrasonic Welding for IGBT Module Structure”, Proc. The 22nd International Symposium on Power Semiconductor Devices & Ics” (2010), 293-296.

[87] R. Ott, M. Bäßler, R. Tschirbs, D. Siepe, “New superior assembly technologies for modules with highest power densities”, Proc. PCIM Europe 2010 (2010), 528-531.

[88] M. Essert, R. Tschirbs, I. Pul, W. Rusche, “EconoPACKTM + A package with enhanced characteristics”, Proc. PCIM Europe 2011 (2011).

[89] E. Arjmand, P. A. Agyakawa, M. R. Corfield, J. Li, B. Mouawad, C. M. Johnson, “A thermal cycling reliability study of ultrasonically bonded copper wires”, Microelectron. Reliab. **59** (2016), 126-133.

[90] F. Momose, Y. Nishimura, H. Nogawa, T. Saito, A. Hirano, Y. Kobayashi, E. Mochizuki and Y, Takahashi, “The New High Power Density Package Technology for the 7th Generation IGBT Module”, Proc. PCIM Europe 2015, (2015), 772-778.

[91] D. Guillon, P. Morin, R. Guillemin, S. Hartmann, D. Trüssel, F. Fischer, H. Beyer, M. Rahimo, “Particle prevention during ultrasonic welding process”, Proc. PCIM Europe 2018 (2018), 1468-1474.

[92] 吉原邦裕，米田裕，茂永隆, “超音波接合を用いた電鉄用パワーモジュールの端子接合技術”，三菱電機技報 **85** (2012), 307-310.

[93] H. Nogawa, A. Hirao, Y. Nishimura, Y. Tamai, F. Momose, T. Saito, E. Mochizuki, Y. Takahashi, “High Power IGBT Module with New AlN Substrate”, Proc. PCIM Europe 2016 (2016), 1001-1008.

[94] I. Yoshida, S. Fujiwara and S. Hayakawa, “Development of the Cu Lead Ultrasonic Bonding on SiN Insulated Substrate with the Cu Electrode”, Proc. 21st Symposium on “Microjoining and Assembly Technology in Electronics” (2015), 149-152.

[95] S. Hartmann, V. Sivasubramaniam, D, Guillon, D. E. Hajas, R. Schütz, D. Trüssel, C. Papadopoulos, “Packaging Technology Platform for Next Generation”, PCIM Europe 2014 (2014),1-7.

[96] Toshiba Electronic Devices & Storage Corporation, “Reliability Handbook Ver. 2”, (2018).

[97] A. A. Bajwa, J. Wilde, “Reliability modeling of Sn–Ag transient liquid phase die-bonds for high-power SiC devices”, Microelectron. Reliab. **60** (2016), 115-125.

[98] S. Fukumoto, T. Kizawa, M. Matsushima, H. Hokazono, K. Fujimoto, “ Formation of Initial Defects in Solid-Liquid Reaction Diffusion Bonding of Cu Using Sn Film”, Proc. MES2017 (2017), 61-64.

[99] A. Mochizuki, S. Morita, Y. Murakami, “Development of Ag Sintering Material for Large Area Cu Surface”, Proc. MES2017 (2017), 193-196.

[100] S. Morita, A. Mochizuki, Y. Murakami, “Behavior of Ag Sintered Layer after High Temperature Stability Testing”, Proc. MES2017 (2017), 197-200.

[101] H. Zhang, S. Nagao, K. Suganuma, H. Albrecht, K. Wilke, “Reliability Improvement of high Temperature sintered Ag Die-Attachment by adding Sub-micron SiC Particles”, Proc. PCIM Europe 2015(2015), 80-87.

[102] K. Hasegawa, M. Kasuya, S. Kaneko, Y. Sugimura, Y. Yamada, “Characterization of Nano-Cu Sintered Joint in Nitrogen Without Pressure”, Proc. MES2017 (2017), 81-84.

[103] M. S. Gumaan, E. A. Ali, R. M. Shalaby, M. Kamal, “Improvement of the Mechanical Properties of Sn-Ag-Sb Lead-Free Solders: Effects of Sb addition and rapidly soldified”, Proc. PCIM 2016 (2016) 1046-1054.

[104] Y. Funamizu, K. Watanabe, “Interdiffusion in the Al-Cu System”, Trans. J I M **12** (1971), 147-152.

[105] A. E. Gershinskii, B.I. Fomin, E. I. Cherepov, F. L. Edelman, “INVESTIGATION OF DIFFUSION IN THE CU-AL THIN FILM SYSTEM”, Thin Solid Films **42** (1977), 269-275.

[106] Y. M. Kim, J. M. Jeong, J. G. Kim, Y. J. Kim, and Y. S. Lim, “Image Processing of Atomic Resolution Transmission Electron Microscope Images”, J. Korean Phys. Soc. **48** (2006), 250-255.

[107] J. Idrac, C. Blanc, Y. Kihn, M. C. Lafont, G. Mankowski, P. Skeldon, and G. E. Thompson, “Electrochemical Behavior of Magnetron-Sputtered Al-Cu Alloy Films in Sulfate Solutions”, J. Electrochem. Soc. **154**, (2007), C286-C293.

[108] M. H. M. Kouters, G.H.M. Gubbels, O. O'Halloran, R. Rongen, “Characterization of intermetallic compounds in Cu-Al ball bonds: layer growth, mechanical properties and oxidation”, Proc. Microelectronics and Packaging Conference (EMPC), (2011).

[109] H. Okamoto, J. Phase Equilib. **24** (2003), 196.

[110] P. R. Subramanian and D. E. Laughlin, J. Phase Equilib. **12** (1991), 231.
[111] A. J. Farrell, B. Norton, and D. V. Kennedy, “Corrosive effects of salt hydrate phase change materials used with aluminum and copper”, J. Mater. Process Tech. **175** (2006), 198-205.
[112] C. Blanc, N. Pébère, B. Tribollet, and V. Vivier, “Galvanic coupling between copper and aluminum in a thin-layer cell”, Corros. Sci. **52** (2010), 991-995.
[113] Y. S. Kim, R. G. Buchheit, and P. G. Kotula, “Effect of alloyed Cu on localized corrosion susceptibility of Al-Cu solid solution alloys-Surface characterization by XPS and STEM”, Electrochim. Acta. **55** (2010), 7367-7375.
[114] K. Shiozawa, N. Fujiwara, H. Miyatake, and M. Yoneda, “Mechanism of AlCu Film Corrosion”, Jpn. J. Appl. Phys. **36** (1997), 2496-2501.
[115] W. R. Osorio, L. C. Peixoto, L. R. Garcia, and A. Garcia, “Corrosion behavior of hypoeutectic Al-Cu alloys in H2SO4 and NaCl solutions”, Acta Metall. **22** (2009), 241-246.
[116] A. Seyeux, G. S. Frankel, N. Missert, K. A. Unocie, L. H. Klein, A. Galtayries, “ToF-SIMS Imaging Study of the Early Stages Corrosion in Al-Cu Thin Films”, J. Electrochem. Soc. **158** (2011), C165-C171.
[117] P. Ning, T. G. Lei, F. Wang, G. Lu, K. D. T. Ngo, K. Rajashekara, “A Novel High-Temperature Planar Package for SiC Multichip Phase-Leg Power Module”, IEEE Trans. Power Electron **25** (2010), 2059-2067.
[118] D. M. Mattox, “Ion plating – past and future”, Surf Coat Tech **133-134** (2000), 517-521.
[119] 早稲田嘉夫: ”改訂 4 版金属データブック”, 丸善, (2004), 13.
[120] P. Dietrich, “Joining and package technology for 175℃ T_j increasing reliability in automotive applications”, Microelectron. Reliab. **54** (2014), 1901-1905.

＊社名・商品名・サービス名などは、それぞれ各社が商標として使用している場合があります。

謝辞

はじめに博士課程に進むきっかけを与えてくださり、かつ、本研究の遂行、本論文の作成にあたり、終始ご指導をいただき、ご教示を受け賜りました大阪大学　接合科学研究所　西川宏　教授に心より御礼申し上げます。

また、本研究の審査を快くお引き受け下さり、ご指導、ご教示を受け賜りました大阪大学大学院工学研究科　環境エネルギー工学専攻　桐原聡秀　教授と大阪大学大学院工学研究科　マテリアル生産科学専攻　福本信次　教授に深く感謝の意を表します。

本研究を始めるきっかけを与えてくださりました、ルネサスセミコンダクタパッケージ＆テストソリューションズ株式会社の前田武彦氏ならびにルネサスセミコンダクタマニュファクチュアリング株式会社伊藤聡氏、ルネサスエンジニアリングサービス株式会社八巻潤子氏を始めとする皆様に心より感謝の意を表します。

大学院博士後期課程への在籍についてご理解をいただき、また後押しをいただきました東芝デバイス＆ストレージ株式会社　デバイス＆ストレージ研究開発センターの宮森高　センター長、千田大丞　フェローならびにパッケージソリューション技術開発部　滝澤稔　部長およびパッケージソリューション技術開発第一担当　相良潤也　マネージャー、パッケージソリューション技術開発第二担当　関口正博　マネージャー、パッケージソリューション技術開発第三担当　岡野資睦　マネージャーに深くお礼申し上げます。また、日々の研究活動でさまざまなご助言、ご協力をいただきました刀禰館達郎　シニアエキスパート、遠藤佳紀　エキスパート、三宅英太郎　エキスパート、安藤大輔　スペシャリスト、吉川雅章　スペシャリストをはじめとするデバイス＆ストレージ研究開発センターの皆様ならびに、今村友美　エキスパート、藤田雄一　スペシャリスト、石井正志　スペシャリストをはじめとする半導体事業部の皆様にも深く感謝の意を表します。OB である田窪知章氏、高尾健太郎氏、石田基氏、小林達也氏には、大いに研究活動のサポートをいただきました。大変ありがとうございました。

また、技術面、研究面で様々なご協力をいただきました、株式会社東芝　生産技術研究センターの井口知洋　エキスパート、高橋利英　エキスパート、内田雅之　エキスパート、平塚大祐　エキスパートおよび東芝ビジネスエキスパート株式会社の堀田倍生　部長、世古克也　シニアフェローを始めとする皆様に感謝いたします。

最後に、社会人と博士後期課程を両立するにあたり、いつも背中を押してもらいました家族には心より感謝しています。妻と娘からは常に研究活動に向かう意欲をもらいました。また、令和三年九月二十三日に急逝しました父　克博からは大阪大学の博士の先輩として、また父として常に叱咤激励をもらい、研究を進めていく上での原動力となりました。口頭で感謝を伝えることはもはやかないませんが、感謝の意をここに書き留めておきます。

論文・学会発表実績

学術論文

- Reliability of copper wire bonds on a novel over-pad metallization

F. Kawashiro, S. Itoh, T. Maeda, T. Hirose, A. Yajima, T. Etoh, H. Nishikawa,
Jpn. J. Appl. Phys. 54, 05EC01-1- 8(2015).
https://doi.org/10.7567/JJAP.54.05EC01.

- Effect of copper over-pad metallization on reliability of aluminum wire bonds

F. Kawashiro, K. Takao, T. Kobayashi, M. Yoshikawa, E. Miyake, Y. Endo, T. Tonodachi, H. Nishikawa,
Microelectron Reliab. **99** (2019), 168-176.
https://doi.org/10.1016/j.microrel.2019.04.016.

- Effect of Aluminum Clad Cu Wire Bonds on Power Cycle Lifetime for High Current Density Power Module Packages

F. Kawashiro, M. Yoshikawa, E. Miyake, Y. Endo, T. Tonodachi, H. Nishikawa,
スマートプロセス学会誌 **11** No.2 (2022), 71-77.

- Investigation of formation and growth behavior of Cu/Al intermetallic compounds during isothermal aging.

O. Mokhtari, M. Kim, H. Nishikawa, F. Kawashiro, S. Itou, T. Maeda, T. Hirose, T. Eto,
J. Jpn. Inst. Electron. Packag. **7,** No.1, 1-7, 2014.
https://doi.org/10.5104/jiepeng.7.1

国内学会発表

- パワーモジュールの高信頼性化に向けたCuコネクタ接続手法の検討

川城史義、小林達也、吉川雅章、遠藤佳紀、刀禰館達郎、西川宏
エレクトロニクス実装学会　第 26 回マイクロエレクトロニクスシンポジウム 2016,
pp.23-26, 2016,09.08.

- パワーモジュールの高信頼性化に向けたCuコネクタ接続手法の検討

川城史義
エレクトロニクス実装学会，修善寺ワークショップ、2016.10.13.

● パワーモジュールワイヤ接合部高信頼化のためのボンディングパッド検討
川城史義、西川宏
第 133 回マイクロ接合研究委員会，MJ-800-2021，2021.06.18.

● Al被覆Cuワイヤの接合信頼性評価
小林達也、川城史義、小林達也、吉川雅章、遠藤佳紀、刀禰館達郎
エレクトロニクス実装学会春季講演大会，pp.56-59、2018.03.06.

国際学会発表

● (Oral) Reliability Studies of Copper Wire Bonds on a Novel Over Pad Metallization
F. Kawashiro, S. Itoh, T. Maeda, T. Hirose, A. Yajima, T. Etoh
ADMETAplus2014, October 24, Tokyo, Japan, (2014).

● (Oral) Investigation of connecting techniques for high temperature application on power modules.
F. Kawashiro, Y. Endo, T. Tonedachi, H. Nishikawa
2016 International Conference on Electronics Packaging (ICEP), April 22, Sapporo, Japan, (2016).

● (Oral) Effect of Isothermal aging on the Growth Behavior of Cu/Al Intermetallic Compounds
O. Mokhtari, M. Kim, H. Nishikawa, F. Kawashiro, S. Itou, T. Maeda, T. Hirose, T. Eto,
2014 International Conference on Electronics Packaging (ICEP), April 24, Toyama, Japan, (2016).