

陽極接合部の異種材界面はく離強度評価*

野村 吉 昭*¹, 永井 政 貴*¹
池田 徹*², 宮崎 則 幸*³

Evaluation of the Interfacial Fracture Toughness of Anodic Bonds

Yoshiaki NOMURA*⁴, Masaki NAGAI,
Toru IKEDA and Noriyuki MIYAZAKI*⁴ Department of Mechanical Engineering and Science, Kyoto University,
Yoshida-Honmachi, Sakyo-ku, Kyoto-shi, Kyoto, 606-8501 Japan

The interfacial fracture toughness of anodic bonds between silicon and glass is quantitatively evaluated using the stress intensity factors of an interfacial crack between dissimilar anisotropic materials. Partial delaminations of anodic bonds were introduced using the photolithography and the BHF-etching. To investigate the effect of crystal anisotropy on the fracture toughness of an anodic bond, both the (100) and the (111) silicon wafers were used. The tensile fracture tests of anodic bonds between silicon chips and Pyrex glasses were performed to measure the fracture load. The stress intensity factors of interfacial cracks in anodic bonds at fracture were calculated using the combination between the finite element method and the modified virtual crack extension method which was developed in our previous study. The fracture mode of tensile tests were mixed mode and cracks kinked into Pyrex glass. The fracture toughness of specimens using the (100) and the (111) silicon wafers was almost identical. The thermal shock tests of anodic bonds between silicon chips and soda glasses were performed. The temperatures when the anodic bonds were broken were measured. The stress intensity factor under the thermal stress was almost pure mode II, and cracks were extended along the cleavage planes of silicon chips. The fracture toughness of an anodic bond using the (111) silicon wafer was higher than that using the (100) silicon wafer.

Key Words: Anodic Bonding, Interfacial Fracture Toughness, Stress Intensity Factor, Finite Element Method

1. 緒 言

近年、マイクロマシン(MEMS: Micro Electro Mechanical Systems)の製造技術、マイクロマシーニングの発展には著しいものがある。そのなかで、1969年に Wallis と Pomerant⁽¹⁾によって提唱された陽極接合(Anodic bonding)は、代表的な接合技術である。陽極接合は、シリコン基板などを接合することにより、固相のまま電圧を印加して比較的低温で精密な接合が可能である。これにより、三次元的で複雑な構造を実現することができる。この技術は加速度センサー、圧力センサーなどの製造プロセスに用いられている。

しかしこれらの技術の進歩の早さに、その信頼性評価が追いついていないのが現状である。陽極接合によ

り作製された積層構造は、弾性率や線膨張係数の異なる異種材によって構成されている。そのため、しばしば界面のはく離現象や破壊現象などが起こる例が少ない。よって、異方性異種材界面き裂の熱応力による破壊靱性値を定量的に評価し、破壊現象の解明をしていくことが、製造技術の信頼性を高めることにもつながると考えられる。

陽極接合の強度評価に関する既存の研究として、Go⁽²⁾らは、アルミ製の刃を接合界面に差し込むモデルを用いて、陽極接合の条件が強度に及ぼす影響を定量的に評価している。また、Dunn⁽³⁾は陽極接合界面角部の強度を評価している。しかし、それらで対象となっているのは、機械的な荷重による破壊強度のみである。

本研究では陽極接合した界面き裂を有する異方性異種材(シリコン-ガラス)の試験片を作成し、引張試験と、高温での陽極接合後の冷却時に発生する熱応力による破壊試験を行う。その結果から有限要素法(FEM)による解析と、以前の研究において開

* 原稿受付 2007年5月14日。

¹ 学生員, 京都大学大学院工学研究科(〒606-8501 京都市左京区吉田本町)。² 正員, 京都大学工学研究科。³ 正員, フェロー, 京都大学工学研究科。

E-mail: ikeda@solid.me.kyoto-u.ac.jp

発した異方性異種材界面き裂の応力拡大係数解析プログラム⁽⁴⁾を用いて応力拡大係数を算出し、破壊強度の定量的評価を行った。以下にその内容を報告する。

2. 陽極接合原理

陽極接合とは、1961年に Wallis と Pomerant によって提唱された金属とガラスの接手法である。現在では主に、線膨張係数の近いシリコン基板と Pyrex ガラスが材料として用いられている⁽⁸⁾。図 1 に装置概要を示す。

まず、ホットプレート上に二つの材料を配置して、180-500℃に加熱する。この時、シリコン基板とガラス間には数 μm の隔りがある。

次に、二つの材料間に 400-1000V の電圧を印加すると、シリコン基板とガラスの間の空隙に生じた電場により、大きな静電引力が発生して、二つの材料が接触に至る。微視的に見ると加熱により Na^+ は電導体のように振る舞えるようになり、ガラス側に負の電圧を印加しているため、 Na^+ は陰極方向へと進む。一方、 O^{2-} は Na^+ に比べて動きが遅いので、ガラス-シリコン基板界面近くのガラス内で空間電荷層が発生する。このことにより空隙に静電引力が働く⁽⁹⁾。

接触部から化学反応（強い Si-O-Si 反応）が起こり、接合が完了する。電圧印加直後に約 $1\mu\text{m}$ であった電荷層は、接合中に数百 μm にまで成長する。このように、陽極接合は熱的プロセスと電気的プロセスが結合したものである。

また陽極接合の強度は接合温度、印加電圧、電圧供給時間、接合荷重によって変化し、この順番に大きな影響を受ける⁽¹⁰⁾。

3. 試験片作成手順及び強度試験手法

3・1 試験材料 接合材料として用いるシリコンウェーハの厚みは 0.5mm で、また異方性を考慮し

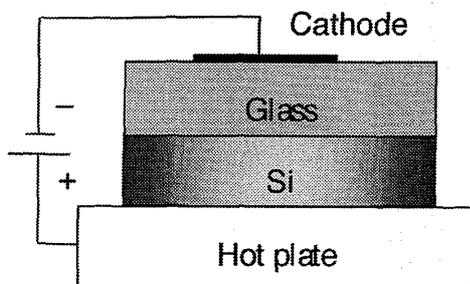


Fig. 1 Schematic of anodic bonding.

て(100)シリコンウェーハ、(111)シリコンウェーハの二種類を用いる。シリコンウェーハからシリコン片を図 2 に図示するような結晶方向に正方形に切り出す。またガラスは引張試験では 12mm×12mm で厚さ 5mm の Pyrex ガラスを用い、熱応力破壊試験では 24mm×24mm で厚さ 5mm のソーダ石灰ガラスを用いた。

本研究では、あらかじめ厚さ 0.5 μm の酸化膜を形成してあるシリコンウェーハから、ダイサーでガラスと同じ大きさ 12mm×12mm または 24mm×24mm のチップに切り出した。そして接合したい部分の酸化膜を選択的に除去し、自由な形の初期き裂を導入した。選択的に酸化膜を除去する方法として、フォトリソグラフィ技術と BHF エッチングを用いた。その方法を以下で説明する。

3・2 試験片作成手順 本研究では、フォトリソグラフィ技術を用いて、陽極接合部に初期はく離を導入した。フォトリソグラフィでは、シリコンウェーハ（今回はその酸化膜上）などの上に感光性材料であるフォトレジストの薄膜を形成し、そこへフォトリソグラフィ用のマスク上から紫外線を照射することで、マスクどおりにレジストを除去できる。得られるパターンはフォトレジストがポジ型かネガ型かにより決まり、ポジ型の場合露光部が除去され、ネガ型の場合露光部が残る。具体的なフォトリソグラフィ技術の手順は以下のようなになる。

まず、シリコンチップをエタノールで洗浄し、乾燥させた後にポジ型レジスト OFPR-800 をスピンドクターを用いて塗布した。つぎにヒーターで 110℃に加熱してプリバークを行い、フォトマスクをチップ上にのせ、水銀ランプ露光機で露光を行った。露光部はアルカリに溶けやすくなっているため、レジストを落とす現像液 NMD に 70sec 浸し、その後純水に 60sec 浸して洗浄した。最後にレジストをさらに硬化するためのポストバークを 150℃で 30min 行った。

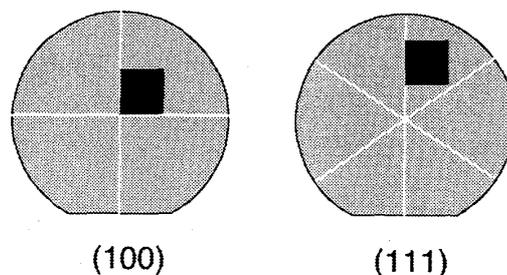


Fig. 2 (100) and (111) silicon wafers.

次に、シリコンチップ上の露光部の酸化膜のみを除去した。まず、BHF（バッファドフッ酸）に 10min 浸し、その後純水に 10min 浸し洗浄した。つづいて、シリコンチップ上に残ったレジストを除去するためにアセトンに 10min 浸し、純水で超音波洗浄を行った。これでシリコンチップの酸化膜をパターン通りに除去することができた。

このシリコンチップと Pyrex ガラスもしくはソーダ石灰ガラスを重ね、ヒータ上で 350°C に加熱しながら、印可電圧 550V、印可時間 30min の条件で陽極接合を行った。この際、上記のフォトリソグラフィによって酸化膜を除去した部分のみが接合され、酸化膜が残った部分は初期はく離となる。図 3 に陽極接合まで含めた、以上の試験片作成手順概略を図示する。

3・3 引張試験 上記の手法で初期き裂を導入した Pyrex ガラスとシリコンの陽極接合試験片を、引張試験用の治具（アルミニウム製）にエポキシ系急速硬化接着剤アラルダイトを用いて接着した。作成した試験片の形状を図 4 に示す。このとき、Pyrex ガラスとシリコンの陽極接合試験片は、ガラス側から見ると図 4 の右上に示すように、初期き裂の部分に干渉縞が観察される。接着剤が硬化した後、万能引張試験機を用いて引張試験を行い、破壊荷重を測定した。引張速度は 1.0mm/min とした。

3・4 熱応力試験 熱応力による破壊形態を明らかにするために、線膨張係数差がより顕著な組み合わせとして、Pyrex ガラスの代わりにソーダ石灰ガラスを用いた陽極接合試験片を作成して実験を行った。試験片形状は図 5 のように中央部のみを陽極接合したものを用了。接合部の直径は 4mm と 10mm の 2 種類、シリコンには(100)ウェーハと(111)ウェーハを用いたので、計 4 パターンの試験を 5 回ずつ行った。

接合時の試験片の温度を一樣に保つために、陽極接合は温度を制御できる炉内で行った。まず炉内の真鍮板製ヒーターで炉内の温度を 300°C まで上昇させた。このとき、真鍮板上の表面温度を熱電対で測定したものを、試験片温度とした。炉内の温度が安定した後、効率よい接合が期待できる 500-550V の電圧を印加し、電圧供給時間は経験的に 30min とした。陽極接合が完了すると、接合部が灰色に変色し、非接合部には接合部を中心とする同心円状のニュートンリングが発生した。

接合完了後には、試験片内部に温度勾配ができないように、ヒーターの電源を切り室温まで徐冷した。その過程で、線膨張係数のミスマッチから生じる熱応力により、き裂が進展した。

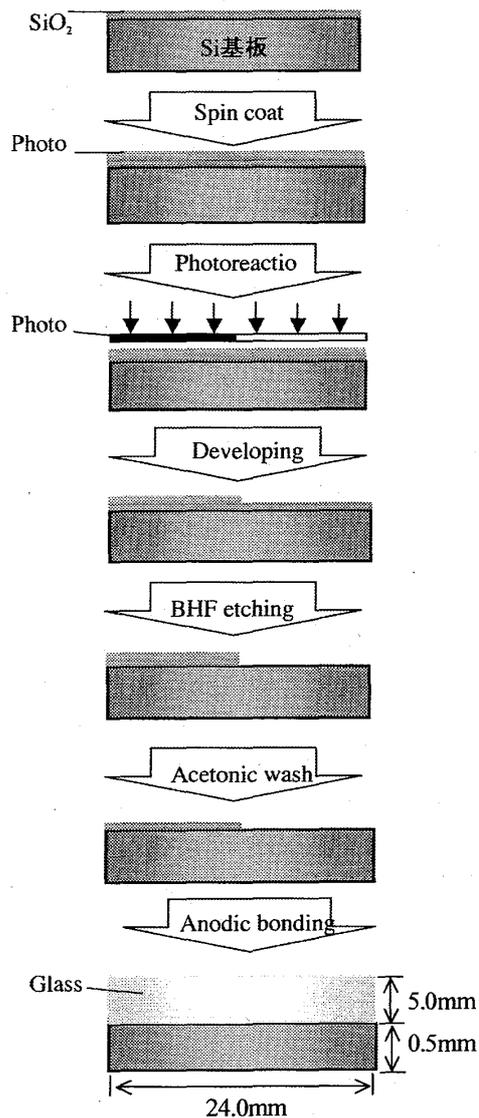


Fig. 3 Process of making a fracture specimen..

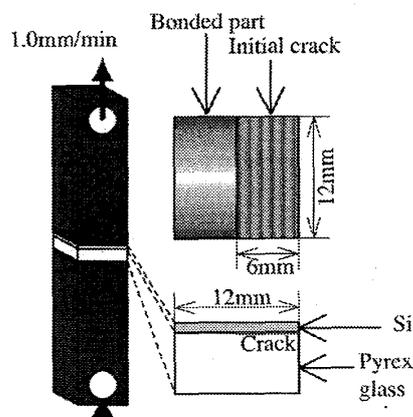


Fig. 4 Schematic of a specimen for a tensile test.

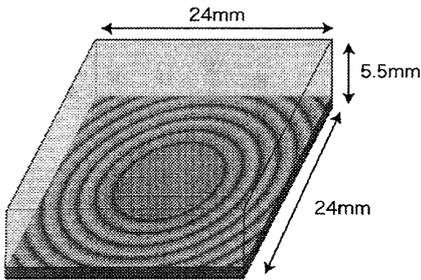


Fig. 5 Specimen for a thermal test.

破壊時にはき裂が進展して、シリコンが脆性破壊する音が聞こえると同時に、き裂が進展し始めた付近でニュートンリングが不規則に変形することから、目視により容易に観察できる。この時の炉内の温度を破壊温度とした。

4. 解析手法

4・1 応力拡大係数定義 異方性異種材界面き裂における応力拡大係数を求める際、各モードが連成して、常に混合モード問題となる。Hwu は、従来の均質体中の応力拡大係数と互換性があるように、異方性異種材界面き裂の応力拡大係数を式(1)のように定義した⁽¹¹⁾。この応力拡大係数を用いて破壊強度の定量的評価を行った。

$$\mathbf{K} = \begin{Bmatrix} K_{II} \\ K_I \\ K_{III} \end{Bmatrix} = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \mathbf{\Lambda} \langle \langle (r/l_k)^{-i\epsilon_\alpha} \rangle \rangle \mathbf{\Lambda}^{-1} \begin{Bmatrix} \sigma_{12} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{23} \end{Bmatrix} \quad (1)$$

$$\mathbf{\Lambda} = [\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3]$$

ここで、 l_k は任意の代表長さであり、 ϵ_α はバイマテリアル定数である。また、 λ は固有ベクトル⁽¹¹⁾で、 $\langle \langle \rangle \rangle$ は、 $(\alpha = 1, 2, 3)$ よりなる対角マトリックスであることを示す。

4・2 解析方法 引張試験の結果より求めた破壊荷重を用いて、図 6 のモデルを用いて平面ひずみ近似で FEM 解析を行った。FEM 解析で用いた材料定数は表 1 に示す⁽¹²⁾。シリコンの線膨張係数は温度依存性を考慮した式(2)を用いている。

$$\alpha_{si} = 3.725 \times 10^{-6} \{1 - \exp[-5.88 \times 10^{-3} \times (T - 124)]\} + 5.548 \times 10^{-10} T \quad (2)$$

ここで、 T は絶対温度を示す。得られた FEM による応力解析結果を用いて、以前の研究において開発した仮想き裂進展法⁽¹³⁾に基礎をおく、熱応力下の異方性異

Table 1 Material properties.

Material	E [GPa]	ν [-]	α [K ⁻¹]
Pyrex glass	72.6	0.20	2.38×10^{-6}
Soda-lime glass	73.5	0.25	8.17×10^{-6}
Aluminum	69.0	0.33	-
Si	C_{11} [GPa]	C_{12} [GPa]	C_{44} [GPa]
	165.7	63.9	79.6

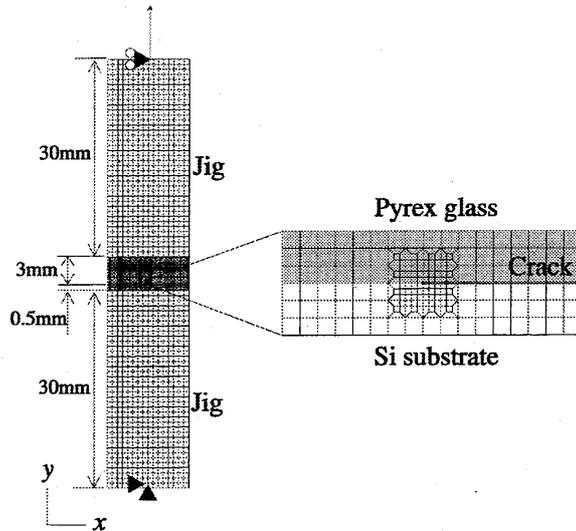


Fig. 6 2D finite element mesh of a specimen for a tensile fracture test.

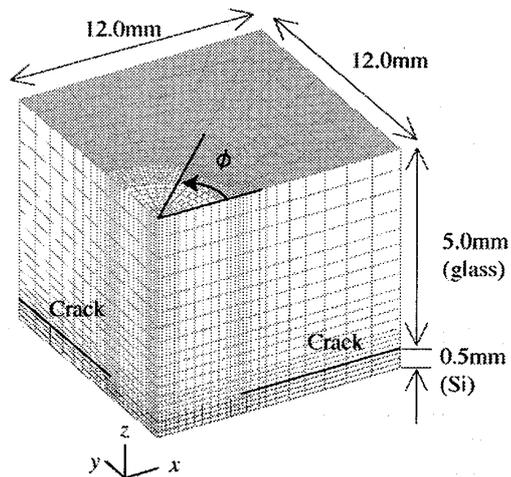


Fig. 7 3D finite element mesh of a specimen for a thermal shock test.

種材界面き裂の応力拡大係数解析手法⁽⁴⁾を用いて、破壊時の応力拡大係数を算出した。

このとき、シリコンと Pyrex ガラスの間には冷却時に熱応力が生じているが、アルミニウム治具は冷却後に接着したため、線膨張係数差による熱応力は発生し

ていない。そこで、シリコンと Pyrex ガラスを接合した状態での熱応力による応力拡大係数を求め、次にこれにアルミニウムのジグを接着して引張破壊試験を行った際の機械的荷重による応力拡大係数を求め、両者を足し合わせたものを破壊時の真の応力拡大係数とした。

4・3 熱応力試験結果の解析 熱応力試験については、図 7 の FEM モデルを用いて破壊温度における応力を解析した。その結果に対して、以前の研究で開発した J 積分法に基礎をおく熱応力下の三次元異方性異種材界面き裂の応力拡大係数解析手法⁽⁷⁾を用いて、破壊時のき裂の応力拡大係数を求めた。

5. 試験結果および考察

5・1 引張試験結果 引張試験より得られた破壊荷重を図 8 に示す。破壊荷重のばらつきは Pyrex ガラスの脆性的性質によると考えられ、すべての試験片においてき裂はガラス側に屈曲し、破壊に至った。き裂がガラス側に屈曲したため、シリコンの異方性の影響は観察されなかった。破壊後の試験片におけるガラス側への屈曲角度を計測するために、試験片断面の金属顕微鏡による観察を行った。観察のための試料は、破壊した試験片をエポキシ樹脂で固め、低速切断機で断面を切断した後、研磨を行って作成した。その顕微鏡写真の一例を図 9 に示す。

得られた破壊荷重の平均値より計算した、破壊時の応力拡大係数を表 2 に示す。引張試験では、モード I とモード II の混合モード状態であり、モード III は無視できる結果となった。

つぎに表 2 の応力拡大係数を用いてき裂先端を中心とした周応力分布を計算し、最大周方向応力を示す方

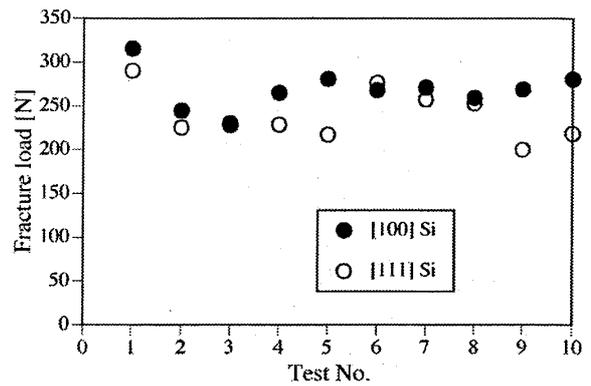


Fig. 8 Fracture loads obtained by tensile fracture tests

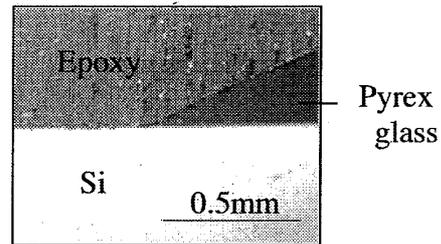


Fig. 9 Micrograph of a fractured specimen for a tensile test

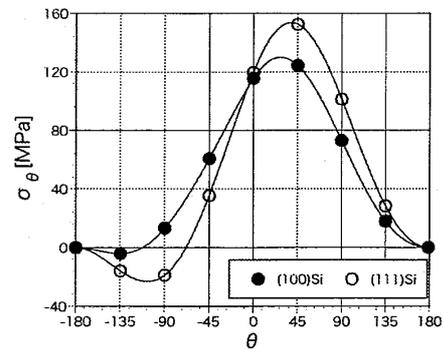


Fig. 10 Distributions of hoop stress with angle around interface crack tips in specimens for tensile fracture tests.

Table 2 Fracture toughness obtained by tensile fracture tests.

Bonded plane	G_c (J/m^2)	K_{II}	K_I	K_{III}
		(MPa \sqrt{m})		
(100)				
Thermal	0.583	-0.223	0.101	0
Mechanical	6.36	-0.120	0.814	0
Total	7.87	-0.343	0.915	0
(111)				
Thermal	2.45	-0.447	0.208	0.006
Mechanical	5.19	-0.105	0.739	0.007
Total	11.1	-0.552	0.947	0.013

$l_k=10 \mu m$

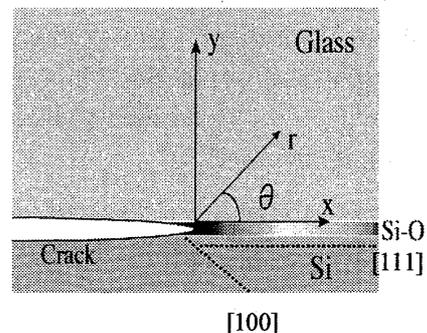


Fig. 11 Local coordinates around an interface crack between Silicon and glass.

向を求めた。き裂先端近傍では、FEM による応力解析結果は特異点の影響で乱れるため、精度の高い応力拡大係数の解析値から、き裂先端近傍の漸近解を用いて応力分布を求めた。図 10 に応力拡大係数から求めた周方向応力の分布を図示する。周方向応力が最大となる角度は、き裂中心からの距離 r の値により多少シフトするが、今回の例ではシリコンと Pyrex ガラスの弾性率が比較的近いいため、現実的な r の範囲であれば大きくは変わらない。そこで今回は $r = 10\mu\text{m}$ ($= l_k$) の値を代表して図示した。横軸の角度は図 11 に示す θ である。

図 9 の破壊後の試験片断面から、き裂はガラス側に約 $\theta = 30^\circ$ 方向に屈曲していることがわかる。他の試験片も同様の結果であった。それに対して、周応力最大方向は(100)シリコン試験片は $\theta = 28.1^\circ$ で(111)シリコン試験片は $\theta = 39.4^\circ$ という結果になった。このことより、き裂はほぼ周応力が最大となる方向に屈曲していることがわかった。

5・2 熱応力試験結果 熱応力試験より得られた破壊温度を炉内の温度履歴とともに図 12 と 13 にそ

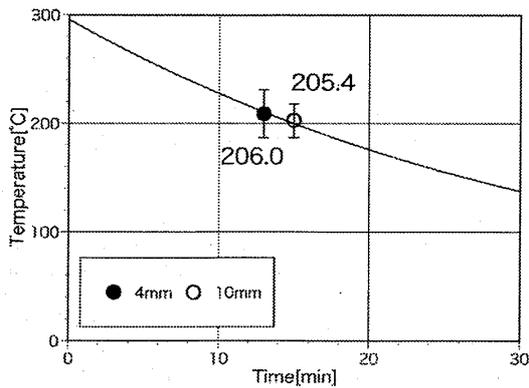


Fig. 12 Fracture temperatures of thermal shock tests ((100) silicon wafer and soda glass).

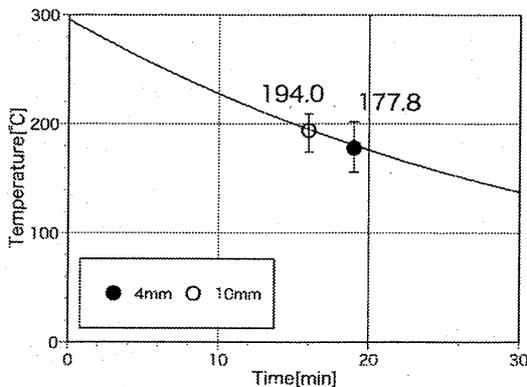


Fig. 13 Fracture temperatures of thermal shock tests ((111) silicon wafer and soda glass).

れぞれ示す。接合直径により破壊温度の平均値に違いが見られた。またシリコンの結晶方位によって、破壊温度が大きく異なる結果となった。き裂は試験片のシリコン側に屈曲していることが確認でき、その後シリコンのへき開面に沿って進展していた。また、(100)面と(111)面のシリコンでは、へき開面の方向が異なるため、試験片の破壊形態が異なっていた。

図 12, 13 の破壊温度結果を用いて、図 7 の 1/4 モデルを用いて 3 次元 FEM 解析を行った。材料定数は表 1 に示す。FEM 解析の結果より、当研究室で開発した三次元異方性異種材界面き裂の応力拡大係数解析プログラム⁷⁾を用いて、破壊時の応力拡大係数を算出した。その結果が最大値となる、試験片の対角線方向 ($\phi = 45^\circ$) の値を表 3 に示す。これより、モード II が支配的であることがわかる。また、破壊靱性値にあたるき裂長さの影響は小さかった。しかしシリコンの結晶方位が破壊靱性値に与える影響は大きい。これはシリコンのへき開面方向の違いによるものと考えられる。

Table 3 Fracture toughness obtained by thermal shock tests.

Bonded plane	G_c (J/m ²)	K_{II}	K_I	K_{III}
		(MPa√m)		
Bonded diameter: 4mm				
(100)	10.53	1.038	0	0
(111)	18.79	1.392	0.015	0.004
Bonded diameter: 10mm				
(100)	13.21	1.179	-0.022	0
(111)	17.87	1.370	0.005	0.009

$\phi = 45^\circ$ $l_k = 10 \mu\text{m}$

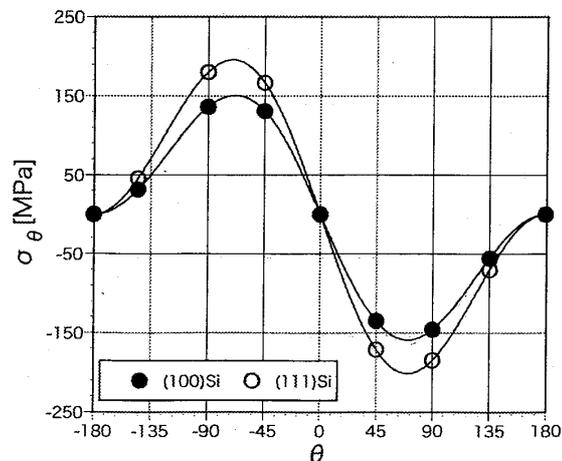


Fig. 14 Distributions of hoop stress with angle around interface crack tips in specimens for thermal shock tests.

図 11 に熱応力試験の試験片におけるき裂先端付近の模式図を示す。点線は(100)シリコンと(111)シリコンそれぞれのへき開面を示している。シリコンのへき開面は、{111}面であるので(100)シリコンのへき開面は $\theta = -54.74^\circ$ 方向に、(111)シリコンでのへき開面は $\theta = 0^\circ$ 方向になる。き裂は(100)シリコン試験片ではへき開面方向に屈曲し、(111)シリコン試験片では界面の Si-O 層を避けるように Si 層側に一旦屈曲し、その後へき開面に沿って進んだ。図 14 に、応力拡大係数より得られる、き裂先端近傍($r=10\mu\text{m}$)での周方向応力の分布を示す。これより、異種材の線膨張係数差により生じるモード II のせん断応力場では、 $\theta = -60^\circ$ 方向に大きな周方向応力が加わることがわかる。その方向に近い(100)シリコン試験片のへき開面には、(111)シリコン試験片のへき開面に比べて大きな力が加わる。このことが(100)シリコン試験片の方が(111)シリコン試験片よりも小さな応力拡大係数で破壊した原因と考えられる。

また、(111)シリコン試験片のき裂は接合界面を避けて、接合界面の下を進んだ。このことから陽極接合部の界面は、シリコンよりも強度が高いと考えられる。

6. 結 言

異方性異種材界面き裂の応力拡大係数を用いて、シリコンとガラスの陽極接合部の強度評価を行った。まず、引張試験においては、き裂は Pyrex ガラス側に屈曲し、シリコンの結晶方位による影響はあまり無かった。これは、き裂先端周りの周方向応力が最大となる角度が Pyrex ガラス側になることと関係しているものと考えられる。ただし、屈曲角度は、周方向応力が最大となる角度よりも小さく、界面に近い結果となった。

次にシリコンとソーダ石灰ガラスの陽極接合における熱応力による破壊を調べた。熱応力による破壊では、き裂先端近傍の応力状態は、ほぼモード II 支配となる。周方向応力が最大となる角度は、シリコン側に約 60° 傾いた方向で、その方向に近い(111)へき界面に沿ってき裂が進展した。このため、周方向応力が最大となる角度がへき開面から離れている(111)シリコン試験片の方が(100)シリコン試験片よりも大きな破壊靱性値を示した。また、(100)シリコンを用いた場合の破壊靱性値は、エネルギー解放率基準でシリコンと Pyrex ガラスの陽極接合部の引張破壊試験の場合とほぼ同程度の大きさであった。このことは、シリコンとソーダ石灰ガラスの陽極接合部の真の接合強度は、シリコン

と Pyrex ガラスの陽極接合部の接合強度とほぼ同程度であることを示している。

謝 辞

本研究の一部は、日本学術振興会科学研究費補助金の助成のもとに行った。記して感謝する。

また、実験の遂行に際しては、九州大学工学研究院航空宇宙工学専攻の高橋厚史先生および京都大学工学研究科マイクロエンジニアリング専攻の土屋智由先生にご指導いただいた。ここに深く感謝する。

文 献

- (1) Wallis, G., Pomerant, D. I., Field assisted glass-metal sealing, *Journal of applied physics*, Vol. 40 (1969), pp. 3946-3949.
- (2) Go, J. S., Cho, Y.-H., Experiment evaluation of anodic bonding process based on the Taguchi analysis of interfacial fracture toughness, *Sensors and Actuators A*, Vol. 73 (1999), pp.52-57.
- (3) Dunn, M. L., Cunningham, S. J. and Labossire, P. E. W., Initiation toughness of Silicon/Glass anodic bonds, *Acta mater*, Vol. 48 (2000), pp. 735-744.
- (4) Yamanaga, K, Ikea, T. and Miyazaki, N., Stress Intensity Factor Analysis of a Crack on an Interface between Dissimilar Anisotropic Materials, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (Series A)*, Vol. 69, No. 687 (2003), pp. 1531-1538.
- (5) Ikeda, T., Nagai, M., Yamanaga, K. and Miyazaki, N., Stress intensity factor analyses of interface cracks between dissimilar anisotropic materials using the finite element method, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 73 (2006), pp.2067-2079.
- (6) Nagai, M., Yamanaga, K., Ikeda, T. and Miyazaki, N., Stress Intensity Factor Analysis of an Interface Crack between Anisotropic Dissimilar Materials under Thermal Stress, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (Series A)*, Vol. 72, No.715 (2006), pp. 285-292.
- (7) Nagai, M., Ikeda T. and Miyazaki, N., Stress Intensity Factors Analyses of Three-Dimensional Interface Crack between Anisotropic Dissimilar Materials, *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (Series A)*, Vol. 72, No.724 (2006), pp. 1992-1999.
- (8) Esasi, M., Fujita, H., Igarashi, S. and Sugiyama, S., Micro Machining and Micro Mechatronics, (1992), Bifu-kan.
- (9) Despont, M., Gross, H., Arrouy, F., Stebler, C., Staufner, C., Fabrication of a silicon-Pyrex-silicon stack by a. c. anodic bonding, *Sensors and actuators A*, Vol. 55 (1969), pp. 219-224.
- (10) Jeung, S., G., Young-Ho, C., Experimental evaluation of anodic bonding process based on the Taguchi analysis interfacial fracture toughness, *Sensors and Actuators*, Vol. 73 (1999), pp. 52-57.
- (11) Hwu, C., Fracture parameters for the orthotropic bimaterial interface cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 45, (1993), pp. 89-97.
- (12) Jordan, A. S., Von Neida, A. R. and Caruso, The theoretical and experimental fundamentals of decreasing dislocations in melt grown GaAs and InP, *Journal Crystal Growth*, Vol. 76 (1986), pp. 243-262.
- (13) Parks, D. M., A stiffness derivative finite element technique for determination of crack tip stress intensity factors, *Internáional Journal of Fracture*, Vol. 10 (1974), pp. 487-502.