衝撃荷重下におけるカーボン長繊維強化型 窒化ケイ素の圧縮強度[†]

小川 欽也* 西田 俊彦**
倉石 晃*** 杉山 文子*

Impact Compressive Strength of Continuous Carbon Fiber-Reinforced Silicon Nitride

by

Kinya OGAWA*, Toshihiko NISHIDA**, Akira KURAISHI***
and Fumiko SUGIYAMA*

The compressive strength of continuous carbon fiber-reinforced silicon nitride ceramics was investigated experimentally at low and high rates of strain. The orientation dependence of the strength and fracture characteristics was well rationalized in terms of shear deformation parallel and/or perpendicular to the fiber direction. A significant effect of deformation rate on the strength was clarified in the case of shearing delamination, while there was no effect on the strength in the case of splitting fracture. The specimen loaded along the fiber direction was fractured by splitting at the stress well below the tensile fracture stress. Microstructural inhomogeneity and microcracks induced during the fabrication process play an important role on the strength and fracture morphology of the material.

Key words: Carbon fiber, Silicon nitride, Composite, Compressive strength, Impact, Fracture mode, Microcrack

1 緒 言

将来の航空宇宙用材料として囑望されるセラミックスのじん性と強度を向上させるため、繊維との複合体の開発が進められている。繊維強化型セラミックスの破壊挙動は複雑で、圧縮応力による繊維のバックリング、せん断応力によるマトリックス-繊維間界面での離れ¹⁾、あるいは引張り応力による繊維およびマトリックスの破断²⁾などが生じる。著者らは、先に繊維強化セラミックスの曲げ試験を行い、繊維方向の引張り強度に比べて、圧縮強度や積層間のせん断強度が低いことを明らかにし、これらの強度を評価することが重要であることを示した。³⁾

モノリシックなセラミックスについては、⁴⁾き裂速度の応力依存性が近年、精力的に調べられており、強度に及ぼす変形速度の影響が高速度域についても次第に明らかにされつつある。しかしながら、繊維強化型セラミックスについては、広い速度域での強度の速度依存性は未だに明らかでなく、繊維とマトリックスの界面での離れ強度を含めて繊維配向角と強度との関係、特に、その衝撃強度との関係を明らかにすることが、この種の先進性複合材料の評価と開発のために不可欠である。

本研究では、カーボン長繊維一方向強化型 Si_3N_4 の強度と破壊様式に及ぼす繊維配向角の影響を圧縮荷重下で調べ、併せて、変形速度による変化を明らかにする。

2 試験片および試験方法

供試材はプリプレグを積層後、 1700°C でホットプレスされたカーボン長繊維一方向強化型 Si_3N_4 (ノリタケカンパニー LTD 製⁵⁾) であり、圧縮軸方向に対する繊維配向角を種々変化させた断面 $5\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 、高さ 5 mm 、あるいは 7 mm の角柱状圧縮試験片を切り出した後、研削加工した。圧縮端面内での試験片の高さのバラツキは $\pm 2\text{ }\mu\text{m}$ 以内である。圧縮軸はプリプレグの積層面内にあり、かつ試験片の一側面は積層面に一致させた。

準静的圧縮試験には万能試験機(オートグラフ)を用い、クロスヘッド速度は 0.05 mm/min である。その際の両圧盤面の傾きは小さく、こう配は $1/3000$ 以下であった。最高荷重に達した後、急激に荷重が低下した時点で除荷し、試験片の変形状況を観察記録した。

衝撃圧縮試験には、Fig. 1 に示すホプキンソン棒型衝撃圧縮装置⁶⁾を用い、衝撃速度は約 10 m/s である。入、出力棒に塑性変形が生じるのを防ぐため、試験片に接する端面には TiC チップを埋め込んだ。入、出力棒端面間の傾きは準静的試験の場合にくらべると大きく、こう配は最大 $4/3000$ 程度であった。従って、試験片の片当たりによって生じるひずみは準静的試験では最大 0.08% 、衝撃試験では最大 0.2% と推定できる。

衝撃試験では、急激な荷重の低下後も引続き負荷され、

[†] 原稿受理 平成6年10月17日 Received Oct. 17, 1994

* 正会員 京都大学工学部航空宇宙工学教室 〒606 京都市左京区吉田本町, Division of Aero. & Astronautical Eng., Kyoto Univ., Sakyo-ku, Kyoto, 606

** 正会員 京都工芸繊維大学物質工学科 〒606 京都市左京区松ヶ崎御所海道町, Dept. of Mat. Sci., Kyoto Inst. of Tech., Sakyo-ku, Kyoto, 606

*** 京都大学工学部航空工学科(学生) 〒606 京都市左京区吉田本町, Student, Kyoto Univ., Sakyo-ku, Kyoto, 606

Fig. 1. A Split-Hopkinson-bar apparatus for impact test.

試験片が粉砕される場合がある。従って、Fig. 1 中に示したカプセル内に試験片を設置して、一定の変形量を与える衝撃試験を併せて行い、変形途中の状況を観察した。試験温度は室温である。

3 試験結果および考察

Fig. 2 には、圧縮軸方向、すべり面、およびすべり方向を模式的に示す。すべりが最大せん断応力の生じる面および方向に起こるとし、繊維配向方向 p および、繊維に垂直な方向 t へのすべりを考えると、それぞれのすべりのせん断応力 τ_p , τ_t は次式で表される。(補遺参照)

$$\tau_p = \sigma_n \cdot \sin \theta \cdot \cos \theta \quad (1)$$

$$\tau_t = \sigma_n \cdot (1 - \cos^2 \theta) / 2 \quad (2)$$

ここで、 σ_n は公称圧縮応力、 θ は圧縮軸と繊維配向方向 p とのなす角である。

圧縮軸がプリプレグの積層面内にあるから、繊維配向方向 p へのすべりは常にホットプレス方向に垂直で、(すなわち、積層面に平行で) p 方向を含む面上で起こる。従って、試験片の側面での観察によりすべり方向が確認できる。繊維に垂直な方向 t へのすべりは、一定のすべり面で生じるのではなく、 θ によって変化するが、常にすべり方向 t と繊維配向方向を含む面である。

Fig. 3 には、衝撃変形中の試験片両端面での応力と時間の関係を示す。Staehler らはホプキンソン棒法によりセラミックスの圧縮試験を行い、 2500 s^{-1} 以上のひず

Fig. 2. Representation of slip planes, slip directions and a loading direction.

Fig. 3. Stress to time relation at the ends of input bar and output bar.

み速度では試験片両端面での応力の食違いが大きく、破壊応力の的確な評価が困難となることを示した。また、Ravichandran らも、ひずみ速度が 3000 s^{-1} 程度となると、同様な状況が生じることを示している。本研究でのひずみ速度は $(0.7 \sim 1.5) \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ 程度であり、両端面での応力状態はほぼ一致している。

従って、入射、反射、透過波をそれぞれ σ_I , σ_R , σ_T とするとき、試験片の応力 σ は、

$$\sigma = (A/A_0)(\sigma_I + \sigma_R + \sigma_T)/2 = (A/A_0)\sigma_T \quad (3)$$

と透過波のみによって評価できる⁶⁾。ここに、応力棒と試験片の断面積をそれぞれ A , A_0 とする。また、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ 、ひずみ ϵ は、それぞれ

$$\dot{\epsilon} = (\sigma_I - \sigma_R - \sigma_T)/\rho c = 2(\sigma_I - \sigma_T)/\rho c \quad (4)$$

$$\epsilon = \int \dot{\epsilon} dt \quad (5)$$

によって算定することができる⁶⁾。

Fig. 4 (a), (b) には準静的試験と衝撃試験で得られた応力-ひずみ関係を数種の θ の場合について示す。

準静的試験の $\theta = 30^\circ \sim 60^\circ$ では、最大応力値に達する前に非線形的に応力が増加し、緩やかな応力の低下を伴って破壊が生じるが、衝撃試験の場合にも同様な傾向が見られる。一方、 $\theta = 0^\circ, 90^\circ$ の場合、準静的試験では、最高応力値に至るまで直線的に応力が増加し、急激な応力低下を伴った不安定な破壊(破線で示す)が進行するが、衝撃試験の $\theta = 90^\circ$ の場合では、最大応力値付近での非線形性が顕著である。

衝撃試験で得られた最大応力は、準静的試験での値に比べて高く、強度の速度依存性が認められる。なお、衝撃試験では、急速に破壊が進行する過程においても応力とひずみの関係を把握でき、変形過程全域にわたっての吸収エネルギーの評価を行うことができる。

Fig. 5 には、準静的試験において破壊した試験片の状態を模式的に示す。ここで、直交する二本の矢印で積層面を、両端に矢印を持つ線分で繊維配向方向を示す。

$\theta = 0^\circ$ の場合には、繊維に垂直な方向へ開口する破壊

Fig. 4. Compressive stress-strain relation in quasi-static (above) and impact (below) tests.

Fig. 5. Schematic representation of fractured specimens in quasi static test.

(以後、モードⅠ型破壊と呼ぶ)によって試験片は多くの柱状の部分に分割されると共に、繊維がバックリングすることにより試験片が圧壊する。

$\theta = 15^\circ, 30^\circ$ および 45° の場合には、積層面に平行な面でのモードⅠ型破壊と、繊維配向方向へのすべりによるせん断型の破壊(以後、モードⅡ型破壊と呼ぶ)が生じる。その際、繊維に垂直方向へのすべりは認められない。

$\theta = 60^\circ$ の場合には、繊維配向方向と、繊維に垂直方向へのすべりが認められ、モードⅡ型破壊が生じると共に

Fig. 6. Transmitted stress wave in impact test.

に、積層面に平行な面でのモードⅠ型破壊が生じる。

$\theta = 75^\circ$ および 90° の場合には、繊維配向方向へのすべりは認められず、積層面に平行な面でのモードⅠ型破壊と、繊維に垂直方向へのすべりによるモードⅡ型破壊が起こる。なお、 $\theta = 90^\circ$ の場合の巨視的な破面は圧縮軸に対して $15^\circ \sim 25^\circ$ をなし、最大せん断応力が生じると予測される面(圧縮軸と 45° をなす面)上にはない。この点については後に、組織観察結果と併せて考察する。

以上いずれの場合にも、ほぼ積層面に平行な面でのモードⅠ型破壊が生じるが、積層面は常に圧縮応力軸に対して平行であり、破壊を引き起こす応力は巨視的には働かない。また、後に示すが、破壊応力は繊維配向角 θ に著しく依存する。従って、積層面で生じる破壊が強度に及ぼす影響は大きくないと考えられる。

Fig. 6 には衝撃試験で得られた透過波形を示す。 $\theta = 0^\circ$ の場合には、最初の透過波 P1 に引き続き同程度の高さを示す第二の透過波 P2 が観測され、試験片は二度の荷重を受けて、粉碎されている。このため、既述したカプセルを用いて、P1 の透過波のみによって生じた破壊の状況を観察した。 $\theta = 30^\circ, 45^\circ$ の場合には、最初の透過波に比べて、二番目の透過波は十分低く、大部分の破壊は、最初の透過波によって生じていることが分かる。

Fig. 7 には衝撃変形後の試験片の破壊状況を示す。

$\theta = 0^\circ$ の場合、試験片は縦割れにより多数の柱状部分に分割される。カプセルを用いて、最初の衝撃荷重のみにより生じた破壊状況を観察すると、試験片の端部(図では試験片の上部)のみが粉碎されて欠損し、繊維のバックリングが端部に生じていることが分かる。カプセルを用いない場合には、繊維のバックリングが試験片長全体にわたって生じるため、前述の柱状部分は細かく折断される。即ち、衝撃負荷が繰返し加えられると、縦割

Fig. 7. Appearances of fractured specimens in impact test.

れによって多数の柱状部分に分割されると共に、バックリングが次々と生じていくことが推定できる。

$\theta=30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ の場合には、積層面にほぼ平行な面での破壊と繊維を含む面での破壊が明瞭に生じている。繊維に垂直方向のすべりによって破壊しているかどうかを直接確認することはできないが、角度の増加と共に、破砕片の大きさが減少する傾向が認められることから、準静的試験の場合と同様に、 θ が増加すると繊維に垂直な方向への破壊が優勢になることが推測できる。

$\theta=90^\circ$ の場合には、積層面に平行な面での破壊と繊維に垂直方向のすべりによって薄片状あるいは柱状に破壊していることが分かる。

Fig. 8 に準静的試験と衝撃試験で得た最高応力と θ との関係を示す。圧縮荷重下で生じる破壊の形態は θ に

Fig. 8. Maximum stress to the angle, θ , relation in quasi static and impact tests.

より異なり、図中に A, B, C と区別した領域での三種類に大別できた。 $\theta=0^\circ$ での圧縮強度はほぼ 500 MPa であり、曲げ試験³⁾より求めた繊維方向の引張り強度 1.2 GPa に比べ著しく低く、明確な変形速度依存性も認められない。

領域 B, C で生じる破壊の場合、繊維配向方向およびそれに垂直方向へのすべりがそれぞれ一定のせん断破壊応力により生じるとする。既述したように、繊維配向方向へのすべりは繊維を含み積層面に垂直な面で起こることが実験的に確認できるから、 $\theta=30^\circ$ で観察された圧縮破壊応力値 σ_n を式 (1) に用いると、準静的試験で得られるせん断破壊応力 τ_p は 65 MPa となる。一方、繊維配向方向に垂直な方向へのすべりの場合、実際に観測された巨視的な破面は、すべりが起こると予測される最大せん断応力の生じる面とは一致しないが、これは後に述べる積層面内での局所的な微小き裂の発生に影響された結果であると考えられるため、この場合についても最大せん断応力の生じる面ですべりが起こるとして、 $\theta=90^\circ$ で観測された圧縮破壊応力値 σ_n を式 (2) に用いると、せん断破壊応力 τ_t として 65 MPa が得られる。従って、これらの結果より、各 θ における圧縮破壊応力値 σ_n はそれぞれのすべりの場合について、実線および破線で予測される。

同様に衝撃試験の場合には、せん断破壊応力はいずれも 85 MPa となり、圧縮破壊応力値と θ の関係はそれぞれ鎖線と点線で表される。実験で得られた値はこれらの予測と良く一致している。

準静的試験の場合には、繊維配向方向へのすべりと、繊維に垂直方向へのすべりがここに予測されたように生じることを先に観察した。従って、本複合材は、繊維配向方向による強度と破壊様式の変化が予測でき、使用目的に応じて設計し得る材料であることが分かる。

以上に観察された破壊挙動を的確に説明するために、

(a) Definition of the observation surfaces.

 (b) Surface S_A .

 (c) Surface S_A .

 (d) Surface S_B .

 (e) Surface S_C .

 Fig. 9. Optical micrographs on S_A , S_B , S_C surfaces.

間隔でマトリックスき裂が観察されるが、これは構成相の熱膨張係数の差に起因した熱応力が製造過程で生じたためである³⁾。また、マトリックスに生じたき裂によって大部分の繊維は切断されていない。

Fig. 9(e) に示した S_C 面内では Fig. 9(d) と同様にホットプレス方向に垂直にマトリックス（黒い部分）が層状に挟み込まれているが、これは、積層時でのマトリックス相のはみ出し、あるいはプリプレグ表面へのマトリックスの過剰な付着等によると考えられる。

次に、さらに詳細に S_C 面での組織を調べるために行った、SEM 観察の結果を示す。Fig. 10(a) に示した繊維とマトリックスの密着状態は良好で、界面に隙隙は見られない。繊維の充てん状態にはかなりバラツキがあり、繊維が比較的均一に分散している領域 D_A と繊維が分散されずにマトリックス相のみが存在する領域 D_B とが認められる。また、領域 D_A においても繊維同士が束状に接触している箇所が頻繁に観察され、そのような箇所では、繊維相互のすべりが起こりやすいと推定できる。

試験前に観察される巨視的き裂は、 S_A , S_B 面に見られる繊維配向方向に垂直なき裂のみであり、 S_C 面上には見られない。しかし、破壊後の試験片の S_C 面には、Fig. 10(b) に示すように複合相である領域 D_A とマトリックス単相である領域 D_B との界面に、ホットプレス方向に垂直で繊維配向方向に沿ったき裂が認められた。

領域 D_A と D_B との界面は、両者の弾性的な性質の差

組織的な特徴についてより詳細な観察を行った。

Fig. 9(a) には試験片の観察方向を示す。 S_A 面は積層面（ホットプレス面）、 S_B はホットプレス面に垂直で繊維に沿う面、 S_C はホットプレス面に垂直で繊維に垂直な面である。Fig. 9(b)~(e) には各面で観察された微細構造を示す。Fig. 9(b) に示した S_A 面での繊維の配向状況は概ね良好であるが、繊維の配向方向がある程度の集団（束状）で乱れている場所が若干観察できる。Fig. 9(c) では繊維の配向方向が面内で約 20° ずれて交差している（白い部分が繊維であり、黒い部分が窒化ケイ素である）。この配向の乱れはプリプレグを積層する際に生じたものと考えられる。Fig. 9(d) に示した S_B 面での繊維はホットプレスの圧力軸に垂直に整然と配列し、繊維の交差はほとんど認められないが、マトリックス（黒い部分）が層状に挟み込まれた箇所が観察される。

以上の観察面ではいずれも繊維配向方向と直角に一定

Fig. 10. SEM micrographs on the surface S_c of specimen before (a) and after test (b), ($\theta = 90^\circ$).

を反映して、外力による応力集中によって容易に破壊を開始すると考えられる。このような微視的なき裂は巨視的なき裂に先行して発生すると考えられ、巨視的な破壊形態に影響を及ぼす可能性がある。 $\theta = 90^\circ$ の場合には繊維に垂直な方向へのすべりのみが観察され、これは、せん断応力が最大になる面、即ち、圧縮軸に対して 45° をなす面上で生じると予測される。従って、上述の界面で局所的に発生した微小なき裂群は、繊維に垂直な方向へのすべりによって連結され、巨視的な破面へと発展すると考えられる。その結果、圧縮軸に対して若干傾いた ($15^\circ \sim 25^\circ$) 巨視的な破面が観察されたものと考えられる。

以上の観察から、この材料では、繊維の配向方向を横切るようなき裂の進展は、高強度繊維の切断を必要とするため、極めて困難であるが、繊維の配向方向に沿ったき裂は、繊維とマトリックスとの界面ではなく離部分を起点として発生し、その進展は比較的容易であると考えられる。ホットプレス方向に垂直と平行な面での破壊強度を比べると、ホットプレス方向に垂直な面には繊維の配向方向に局所的な乱れがあり、これがホットプレス方向に平行な面でのき裂の進展に対する抵抗となる可能性がある。これに対して、ホットプレス方向に垂直な面には窒化ケイ素の薄い相が挟み込まれており、これと繊維複合層との界面は破壊しやすく、繊維配向の乱れに起因する破壊強度の増大も期待できないため、繊維に沿っての破壊が容易に進行するものと考えられる。

一方、繊維に垂直方向へ進展するき裂は、繊維複合相内で繊維が接触し、マトリックスとの接合が不十分な箇所、あるいは繊維複合相とマトリックス単相との界面での微小なき裂を起点として、これらの箇所およびき裂を連

Fig. 11. Relation between the absorbed energy and the angle, θ , for impact test.

結しながら進展するが、この際にもホットプレス方向に垂直と平行な面での破壊強度に違いが生じる。

ここで実施した圧縮試験では、繊維配向方向に沿ったき裂はホットプレス方向に平行な面を進展するため、上述の繊維配向の乱れ、いわゆる繊維のブリッジングの影響を受ける。また、繊維に垂直方向に進展するき裂も部分的にはホットプレス方向に平行な面を通過する必要があるため、同様に繊維のブリッジングの影響を受ける。従って、どちらのき裂についても、Fig. 8 に示した同程度のせん断破壊応力が得られたと考えられる。

破壊強度の変形速度依存性について考察すると、カーボン繊維の強度は変形速度に殆ど依存しないことが知られている^{9),10)}。破壊強度が変形速度の増加と共に上昇することは種々のモノリシックなセラミックスについて明らかにされており¹¹⁾、窒化ケイ素の場合にも見られるが¹²⁾、複合体では、繊維とマトリックスとの離強度の変形速度依存性をも考慮することが必要であろう。

Fig. 11 には衝撃試験で得られた吸収エネルギーを示す。ここに、 $W = W_a + W_b$ であり、 W_a は変形開始から最高荷重までの単位体積当たりの吸収エネルギー、 W_b は最高荷重から十分低い荷重まで低下した時点までの吸収エネルギーである。Fig. 8 の最高応力と同様な方位依存性が認められ、破壊様式によって吸収エネルギーが異なることが分かる。 $\theta = 0^\circ$ の場合には Fig. 7 に示したようにバックリングにより高強度の繊維が切断され、マトリックスも細かく粉砕されるため、吸収エネルギーが極めて大きくなる。即ち、この種のぜい性複合材料においては、繊維配向方向を適切に選定することによって繊維とマトリックスの破壊エネルギーを有効に利用し、最適なエネルギー吸収体を実現することができる。

4 結 論

カーボン長繊維一方向強化型窒化ケイ素複合材の強度

ならびに破壊様式に及ぼす繊維配向角および変形速度の影響を圧縮荷重の下で調べ、以下の結果を得た。

(1) 複合材中には、マトリックス中のき裂および、これに付随した繊維とマトリックス間での部分的な離れが既存すると共に、繊維が比較的均一に分散している領域とマトリックス相のみが存在する領域とが認められ、それらの界面は、容易に破壊した。

(2) 圧縮荷重下で生じる破壊の形態は繊維配向角に依存し、それに応じて繊維のバックリング、繊維配向方向およびそれに垂直方向へのすべりにより破壊が生じた。

(3) 繊維配向方向および繊維に垂直方向のせん断破壊応力は、繊維配向角に依存しない。

(4) 繊維のバックリングが生じる際の強度の変形速度依存性は明確でないが、繊維配向方向およびそれに垂直方向へのせん断破壊応力は、変形速度の増加により上昇した。

(5) 繊維配向角による強度の変化ならびに、所定の強度を達成し得る繊維配向角、を予測することができる。

本研究に対して、平成6年度文部省科学研究費補助金・試験研究(B)(2)(課題番号:06555193)の援助をいただいた。

補 遺

Fig.2において、 n を p - t 面の法線とし、圧縮軸方向 L となす角を ϕ とすると次式が成り立つ。

$$\cos^2 \phi + \cos^2 \lambda + \cos^2 \theta = 1 \quad (\text{A-1})$$

p - t 面に働く L 方向の応力 σ_L は $\sigma_n \cos \phi$ である。従って、式(A-1)より、 τ_t は次式で表される。

$$\begin{aligned} \tau_t &= \sigma_n \cos \phi \cdot \cos \lambda \\ &= \sigma_n \cos \lambda \cdot \sqrt{1 - (\cos^2 \theta + \cos^2 \lambda)} \end{aligned} \quad (\text{A-2})$$

θ が与えられると、式(A-2)は、 $(\partial \tau_t / \partial \lambda) = 0$ より $2 \cos^2 \lambda + \cos^2 \theta - 1 = 0$ のとき、最大値をとる。即ち、次式が得られる。

$$\tau_t = (1/2) \sigma_n \cdot (1 - \cos^2 \theta) \quad (\text{A-3})$$

τ_p は同様に、

$$\begin{aligned} \tau_p &= \sigma_n \cos \phi \cdot \cos \theta \\ &= \sigma_n \cos \theta \cdot \sqrt{1 - (\cos^2 \theta + \cos^2 \lambda)} \end{aligned} \quad (\text{A-4})$$

となり、 $(\partial \tau_p / \partial \lambda) = 0$ より $\lambda = 90^\circ$ のとき最大値

$$\tau_p = \sigma_n \cos \theta \cdot \sin \theta \quad (\text{A-5})$$

が得られる。

次に、 p を含む面内の最大せん断応力の生じる k 方向へすべりが起こる場合を考える。 k と p とのなす角を χ とすると、 k 方向へのせん断応力 τ_k は次式で表される。

$$\tau_k = \tau_t \sin \chi + \tau_p \cos \chi \quad (\text{A-6})$$

θ が与えられたとき、それぞれの λ について τ_k が極値をとるのは、 $(\partial \tau_k / \partial \chi) = 0$ より、

$$\tan \chi = \cos \lambda / \cos \theta \quad (\text{A-7})$$

であり、式(A-2)、(A-4)より、式(A-6)は

$$\begin{aligned} \tau_k &= \sigma_n \sqrt{1 - (\cos^2 \theta + \cos^2 \lambda)} \\ &\quad \times \sqrt{(\cos^2 \theta + \cos^2 \lambda)} \end{aligned} \quad (\text{A-8})$$

となる。上式の最大値は、 $(\partial \tau_k / \partial \lambda) = 0$ より $2(\cos^2 \theta + \cos^2 \lambda) - 1 = 0$ あるいは $\cos \lambda = 0$ のとき得られる。

即ち $0^\circ \leq \theta \leq 45^\circ$ のとき、 $\lambda = 90^\circ$ 、 $\chi = 0^\circ$ であり、

$$\tau_k = \tau_p = \sigma_n \cos \theta \cdot \sin \theta$$

$45^\circ \leq \theta \leq 90^\circ$ のとき、 $\cos \chi = \sqrt{2} \cdot \cos \theta$ であり、

$$\tau_k = \sigma_n / 2 \quad (\text{A-9})$$

となる。

以上より、 k 方向へのすべりの場合にも、一定のせん断応力によってすべりが生じるとすると、 $45^\circ \leq \theta \leq 90^\circ$ において一定の σ_n が予測されるが、Fig.8では $\theta = 45^\circ$ に比べ $\theta = 60^\circ$ での σ_n が上昇する。従って、ここでは、 p と t 方向のすべりのみを考え、式(1)と式(2)を用いた。

参 考 文 献

- 1) D. B. Marshall and A. G. Evans, J. Am. Ceram. Soc., **68**, 225 (1985).
- 2) D. S. Beyerle, S. M. Spearing and A. G. Evans, J. Am. Ceram. Soc., **75**, 3321 (1992).
- 3) 小川欽也, 倉石 晃, 西田俊彦, 材料, **44**, 1074 (1995).
- 4) L. R. Deobald and A. S. Kobayashi, J. Am. Ceram. Soc., **75**, 2867 (1992).
- 5) 岩田美佐男, 粉体および粉末冶金, **37**, 1108 (1990).
- 6) K. Tanaka and K. Ogawa, Proc. 19th Jap. Cong. Mat. Res., **43** (1976).
- 7) J. M. Staehler, W. W. Predebon and B. J. Pletka, J. Am. Ceram. Soc., **76**, 536 (1993).
- 8) G. Ravichandran and G. Subhash, J. Am. Ceram. Soc., **77**, 263 (1994).
- 9) J. Harding and L. M. Welsh, J. Mat. Sci., **18**, 1810 (1983).
- 10) E. W. Billington and C. Brissenden, J. Phys. D. Appl. Phys., **4**, 272 (1971).
- 11) T. Nojima and K. Ogawa, Inst. Phys. Conf. Ser., **102**, 371 (1989).
- 12) J. Duffy, T. Nakamura, Y. Yeshurun and S. Suresh, Inst. Phys. Conf. Ser., **102**, 355 (1989).