き裂を有するセラミックスの腐食雰囲気中の高温強度*

宗 像 良 幸^{*1}, 千 田 哲 也^{*1}

Strength of Cracked Silicon Nitride in Hot Corrosive Environments

Yoshiyuki MUNAKATA and Tetsuya SENDA

A previous study reported that the existence of molten salt on the surface of cracked silicon nitride sintered under no pressure enhanced the strength significantly at 900°C where the specimens were exposed to a burner rig. This study investigated the strengthening mechanism of cracked silicon nitride in the presence of molten salt using another kind of silicon nitride that is sintered under high pressure. In these experiments the tensile tests were carried out at 1 000°C using low-quality fueled burner rig and bending tests were also carried out at 900, 1000 and 1 200°C on an electric furnace to the sodium sulfate applied specimens. Surface flaw was induced on these specimens by Vickers indentation, a blast abrasive or a glass cutter. In low-quality fueled combustion gas, the tensile strength of cracked specimens is comparable to that of the non-cracked or smooth specimens and the data obtained show no scatter. In contrast, in the electric furnace test, the bending strength of cracked specimens to which sodium sulfate was applied showed considerable scattering under the corrosive environment contained a sodium and a sulphur. This difference is dependent on whether the molten salt enters the cracks or not. Some experimental findings to support this hypothesis are obtained with EPMA.

Key Words: Material Testing, Silicon Nitride, Cracked Specimen, Molten Salt, Burner Rig, Data Scattering, EPMA

1. ま え が き

ピッカーズ圧子 30 kgf 圧入により形成した深さ 0.3 mm の半円形表面き裂を有する常圧焼結窒化けい素と部分安定化ジルコニア(PSZ)について重油に Na と S を添加した燃料を用いたバーナリグでの引張試験ならびに Na₂SO₄, V₂O₅合成灰塗布材の電気炉加熱の曲げ試験を行い, き裂材の強度が無き裂平滑材のそれとほぼ同程度になることはすでに報告した^{(1)~(4)}。

今回先のものとは種類の異なる窒化けい素について 1 200°C までの曲げ試験と 1 000°C でのバーナリグ引張試験を実施した^{(5)~(7)}。前と同様腐食雰囲気中でき裂による強度低下のないことが認められたが, 試験条件が同じであるにもかかわらずき裂材の曲げ強度のデータ間にかなりの差が見られ, また, バーナリグ引張試験でもわずかながら差のあるものがあつた。この理由は溶融塩付着量あるいはき裂内浸入量の多少によるものであることが試験条件を種々与えた試験から判明したのでこれらの結果について報告する。

2. 試験片材質, 形状, 寸法

試験片材料は日本特殊陶業製の焼結助剤 Al₂O₃, Y₂O₃ 添加のガス圧焼結材(EC-141)と MgO, ZrO₂ 添加の HIP 材(SX-2)の 2 種類を用いた。曲げ(a)およびバーナリグ用引張試験片(b)の形状, 寸法を図 1 に示す。

3. 試験条件, 試験方法

バーナリグ試験で与えたガス条件は前報⁽²⁾と同様ガスタービン翼材の溶融塩付着, 腐食試験の国際ラウンドロビン試験(VAMAS)⁽⁸⁾⁽¹⁰⁾で与えられたものと同じで, 次の二点である。すなわち

①燃料中硫黄含有量

1%(ガス中全硫黄分 SO₂/SO₃: 200-300 vol. ppm.)

②ガス中ナトリウム含有量

試験片取付部断面での Na 流量: 4 mg/cm²/h

この条件は試験温度, 流速とは無関係に定められており, 本研究の場合試験温度 1 000°C についての燃料, 添加物およびガス性状を以下に示す。また, これとは別に灯油のみを用いた試験も行った。

[燃料] 重油 1 種 1 号(A 重油), 白灯油(S, Na 無添加)

* 原稿受付 1995 年 3 月 14 日。

*¹ 正員, 船舶技術研究所 (〒181 三鷹市新川 6-38-1)。

[S 添加] 硫化油 {DTBS: Ditetertiary Butyl Disulfide(S: 36.88%)} 添加により燃料中硫黄含有量を 1% に調整。ガス中 SO_2 濃度: 330 v. ppm

[Na 添加] 代用塩水 ASTM D 1141-75 を 32 mL/7 h を供給。ガス中 Na 濃度: 0.2 ppm

[流速] 試験片保持部断面内平均流速: 180 m/s (1 000°C)

試験片(b)の中央前方岐点すなわち直径 5 mm 円柱部の流れに正対する部分にビッカース圧子を 10, 30 kgf で圧入したものと無き裂材について無負荷で 1 回 7 時間の曝露を 7 回繰返し、最終回すなわち 49 時間経過したところで油圧により引張速度約 50 MPa/s で破断させた。燃焼器は試験片を取付けた状態で起動停止させた。試験片は流れの方向に 2 本装着し、7 時間ごとに上, 下流に位置するものを入れかえた。

三点曲げ試験は試験片(a)を用いて電気炉内でビッカース圧子などによる損傷部に Na_2SO_4 並びにこれと V_2O_5 との合成灰を塗布したものを 900-1 200°C, 曝露時間 50, 150 時間で行った。

ガスタービンでのエロージョン損傷について調べる

Fig. 1 Configuration and dimensions of specimens

Fig. 2 Schematic drawing of blast erosion generator

ため図 2 のプラストエロージョン装置を試作した。比重 3.98, ヌーブ硬さ 2 070, 平均直径 0.25 mm のアルミナを主成分とする研磨剤を 1 000°C の電気炉内で試験片(a)中央の直径 3 mm の部分に 50 gr. 噴射して図 3 のような損傷面を形成した。

また、日常遭遇する擦過傷を想定してガラス切りによる直線状き裂を図 4 のように形成した。ただし 130 μm の深さのき裂は単なる擦過傷としては大規模なものである。

4. 試験結果と考察

(1) 溶融塩付着量: 使用した A 重油の S, Na, V の含有量はそれぞれ S: 0.08 wt.%, Na: 3 ppm, V: 1 ppm 以下であった。

バーナリグ試験で流れにさらされる場所は試験片(b)の中央部の長さ 40 mm の部分である。

7 時間ごとに運転終了後試験片全体の重量を計測した。溶融塩付着量の推移を図 5 に示す。図中 TP. No. 2, 3; ...; 10, 11 の各組は同時に装着された 2 本の試験片番号を示し、二つ一組で数字の順に実施した。TP. No. 1, 12 については短時間曝露で付着量微量のため計測していない。

曝露はある燃料が連続 49 時間使用された後別の組成の燃料が使用されたため次のような現象を生じた。すなわち (2, 3), (6, 7) は A 重油に S と Na 添加,

Fig. 3 Profile of blasted surface of Si_3N_4

Fig. 4 flawed surface and cross section of Si_3N_4 induced with a glass cutter

(4, 5), (8, 9)はA重油のみであるがそれぞれ同一燃料でありながら一方は他方の50%程度の付着しか得られていない。この原因はそれぞれ前回試験での燃料性状によるものであることがわかった。すなわちS, Naを含む(2, 3)は同じ燃料による長時間予備試験の影響を受けているためガス流路内壁面への溶融塩の付着量も多く、これに伴って試験片への付着量も多くなっている。S, Naを含まない(4, 5)はS, Naを含む(2, 3)より当然のことながら付着量は少ないが、(4, 5)と同じ燃料でありながら(8, 9)はさらに少なく、(4, 5)の約50%の付着量である。これは(8, 9)が(6, 7)の後を受けて実施されたためである。S, Naを含む(6, 7)は同じ燃料の(2, 3)と同程度であるはずであるがS, Naを含まない(4, 5)が直前に実施されているため付着量は少ない。したがって(8, 9)はこれら直前までの履歴をそのまま受け継いで付着量は(4, 5)より少なくなっている。

(10, 11)は灯油を使用しているので溶融塩を形成するような成分はまったく含まれていないが最初の3回(21時間)まで重量増加が認められるのは上と同じ理由である。このことは文献(3)、(10)のデータにも見られるものである。このように添加した塩分が試験片保持部まで伝わらないこと、すなわちガス流路壁面に塩分が付着することについてはCondéら⁽¹¹⁾によっても指摘されている。

溶融塩付着量に関してはこれまで金属材料で得られたデータ(VAMAS)⁽³⁾⁽¹⁰⁾では試験温度700, 900°Cに

よって大きな差があったが部分安定化ジルコニア(650°C)、常圧焼結窒化けい素(900°C)およびガス圧焼結窒化けい素(1000°C)の三者間にほとんど差はなかった⁽²⁾⁽⁵⁾。このことは金属材料とまったく異なる挙動であり、本研究の直接の課題ではないが溶融塩付着のメカニズムと関係するものとして興味のある現象である。

(2) 燃焼生成物：試験片に付着した溶融塩を付着したままの状態と軽くナイフでかき落としたものそれぞれについてX線回折による分析を行った。いずれの場合も微量であるため回折強度は低く、完全な同定とはいいがたいが以下のような結果を得た。()内数値はJCPDSカードNo.である。

[S, Naを含むA重油燃焼ガス]： Mg_2SiO_4 ：(34-189), $(\text{NaCa})_8(\text{AlSiO}_4)_6\text{SSO}_4\text{Cl}$ ：(17-749), $\text{Na}_8\text{Al}_6\text{Si}_6\text{O}_{24}\text{SO}_4$ ：(17-538)が上位3位までのものとして得られたが、個々の検索から $\text{NaCl}_2\text{H}_2\text{O}$ ：(29-1197), S：(8-247), Na_2S_5 ：(27-792)なども比較的高い強度を示した。

[A重油燃焼ガス]： $\text{K}_{0.29}\text{Ca}_{5.8}\text{Al}_{18.7}\text{Si}_{4.15}\text{O}_{32}$ ：(23-475), $(\text{NaK})\text{AlSiO}_4$ ：(9-338), $\text{Ca}(\text{MgFeAl})(\text{SiAl})_2\text{O}_6$ ：(25-1217)などが検索されたが現段階で特に意味のある物質とは考えられない。順位はやや下がるが Al_2O_3 ：(10-173)も含まれていた。これは燃焼室の一部に使用されたアルミナセメントが脱落したものである。

[SO_2]：吸収式亜硫酸ガス濃度計を用いて1000°Cで330 v. ppmを得た。

Fig. 5 Gross weight change of specimens in the hot corrosive gas

Fig. 6 Effect of fuel properties to the tensile strength of Si_3N_4 at 1000°C

(3) 引張強度(バーナリグ試験): ガス圧焼結窒化けい素(EC-141)の3種類の燃料についての試験温度1000°C(前方岐点材料温度)での引張強度を図6に示す。

A重油のみ(S, Na添加なし)のき裂材について2点あるが, このうち付着量の多いもののほうが高強度であり, S, Na添加のものと同程度の強度である。ただしこのように溶融塩付着量の多寡は強度に直接関係するが一定量以上の付着は強度に影響を与えていない。

灯油が燃料のとき保持時間が短い場合強度低下があるのは溶融塩付着量が少なく(本来ないはずであるが前述のように直前までの試験でS, Naを含む試験がされた), き裂の強度の回復に寄与することがなかったためである。それでも360 MPaという強度はEC-120: 900°Cの塩水なしの場合の強度150 MPaよりはるかに高強度である⁽²⁾。これは上述のように運転履歴すなわちS, Naを含む燃料を用いた試験の際流路に付着していた溶融塩が離脱した結果初期段階でわずかながらき裂内に浸入したことによるものであり, EPMAによる分析からも認められた。

Marine Diesel Oil すなわちA重油の場合(S, Na添加なし)ビッカース圧子30 kgf 圧入のき裂についてのデータ2点は大きく離れており, ここで高強度のものは付着量の多いものである。これは図5における試験片番号5と8であり, 後者は前者の約45%の付着量である。SやNaの添加がなくてもすでに述べたようにこの燃料にはNa: 3 ppmが含まれていること, 内壁面残留Naの離脱, その他各種化合物が微量ながら含まれていることからなんらかの燃焼生成物の付着があり, かつその量の多少が強度に影響を与えているようである。

S, Naの添加のある場合も上と同様運転履歴の影響を受けて付着量に約30%の差があるものの付着量自体の絶対量が多いこともあって一定量が保証されるならそれ以上は強度に与える影響は少ないとみてよ

Fig. 7 Contour of leading edge and trailing edge of Si_3N_4 specimens after exposing in combustion gas at 1000°C

い。このことは7と5は試験条件が異なるにもかかわらず同じ理由から付着量がほぼ同じであるため強度にも差がない。同様にA重油でありながら付着量が少ない8と灯油の10とでは強度に大きな差がない。このように溶融塩あるいはなんらかの燃焼生成物がき裂内に多少なりとも浸入すれば強度の回復に寄与する。しかしある程度までは量の多寡が強度に影響を与えるがその効果には限度があり, 多ければよいというものではない。

ところで後述の無塗布材(大気中)の曲げ試験に見られるように無き裂材とき裂材の強度には格段の差があるが比較的清浄な灯油燃焼ガス中では無き裂でも大きく低下し, き裂材との間にほとんど強度の差がない。これは無き裂材であってもエロージョン損傷を受けて完全な無き裂材とはいえないことによるものである。図7に示すように試験片前方岐点はエロージョンによる深さ1/100 mm程度の損傷を受けている。このエロージョンの原因は燃焼器内壁のキャストブル炉材のはく離や燃料噴射弁, 旋回羽根周辺に生じたコークス状のカーボンのはく離によるものと考えられる。このような損傷を受けると本来なら大幅な強度低下があるはずであるが前述のように多少なりとも溶融塩付着があったためき裂による強度低下には至らなかったものと考えられる。

(4) 曲げ強度

900°Cから1200°Cまでについてき裂の有無, 合成灰塗布の有無および曝露時間が強度に与える影響を図8に示す。

900°C, 50時間曝露では無き裂材については塗布の有無による強度差は見られないが, これは Na_2SO_4 が十分な溶融状態或は活性状態になっていないためと考えられる。しかしながら150時間曝露では長時間曝露の効果により腐食が進む一方溶融塩のき裂内浸入効果

Fig. 8 Bending strength of Si_3N_4 at various temperatures and environments

も認められ、強度向上もはかられている。ただし塗布材の場合 1000°C 以上で見られるようなき裂、無き裂材との強度差がなくなるほどの回復ではない。

無塗布き裂材の場合温度、曝露時間に関係なくほぼ同じレベルの強度であり、高温曝露によるヒーリングはとくに認められない。

常圧焼結材 (EC-120)⁽⁴⁾ と同様無塗布き裂材は 1000°C をピークとする山形の強度特性を示すが前者に比べて山は低い。塗布材についてもわずかながら同様な傾向が見られる。

1200°C 予加熱後の試験温度 $900, 1000^{\circ}\text{C}$ 両者の強度は無き裂、き裂材はいずれも同程度であり、いったん 1200°C で損傷をこうむるとその後の試験温度の高低には無関係となる。

(5) エロージョン損傷：図9の□、△印で示すように衝突粒子量の増加とともに強度は低下するが、一定量以上では減耗量は増加するものの、き裂規模や表面粗さが格別大きくなるということはなく、強度は飽和状態になる⁽⁶⁾。また、断面積減少もあり得るので小さい試験片では影響が無視できない。図3に示すように表面損傷の状態から見て 50 gr を2分間かけて噴射した。ただし損傷量は衝突粒子の総量によって決まり、この場合噴射時間は特に大きな影響を与えていない。

エロージョン損傷と腐食損傷の相互効果について発生の際的関係から以下の状態を想定してそれぞれの処理材について曲げ試験を行った。

- (a) 高温大気中でプラストしたものに Na_2SO_4 を塗布し、短時間加熱したものの強度
- (b) 同じく長時間加熱したものの強度
- (c) 塗布して短時間加熱後プラストしたものの強度
- (d) 同じく長時間加熱後プラストしたものの強度

Fig. 9 Bending strength of eroded and/or corroded Si_3N_4 at 1000°C

図9に示すようにエロージョン損傷があれば無塗布材ではその損傷規模に応じて確実に強度は低下するが溶融塩付着があれば無塗布材のように大きく低下することがないばかりか高いレベルで強度を保っている。このことは単に高温に保持されることによってき裂強度が回復するのではなく、溶融塩がなんらかの影響を及ぼしていることを示唆している。

図9で▲、■印あるいは▲、■印の関係からわかるように曝露時間すなわち溶融塩がき裂先端までに達するまでの時間の長短は強度に直接影響している。

エロージョンと溶融塩付着の時間的前後関係が強度に与える影響は双方がほぼ同時進行している限り認められない。仮に付着が十分でない初期の内にエロージョンが発生すると極めて危険である。ただし実際には事前に適当な表面処理を施せば問題はない。

(6) 雰囲気圧力：これまで溶融塩付着によってき裂強度が回復すること、温度が高くなるにつれ無き裂材の強度と同程度になることを定性的な現象として見出ししてきた。しかしピッカースき裂 30 kgf 材の曲げ試験の場合 $900, 1000^{\circ}\text{C}$ で同じ試験条件でありながら一方は強化されても他方はそれがなく、ばらつきが大きくなっている。これに対してバーナリグ引張試験では同じ 1000°C であっても少ないデータではあるが比較的まとまっているのは雰囲気圧力の曝露条件の違いによるものと考えられる。すなわちバーナリグ試験では種々の化合物が含まれており、 650°C でも溶融状態にあることはすでにこれまでの試験結果から明らかであり、また、電気炉中での静置状態とは異なり、試験片前方岐点は 180 m/s の流速の中にあり、液状あるいは気体状の溶融塩がき裂の間に浸入してゆくのは前者に

Fig. 10 Fracture strength of Si_3N_4 at 1000°C under the various surface conditions

比べてはるかに容易と考えられる。

このような状況を電気炉で行うためにあらかじめ 900, 1000°C のそれぞれについて 3 atg 加圧下で 50 時間加熱したものの強度を調べた。結果を図 8, 10 に示す。

大気圧下 900°C では Na_2SO_4 が完全に融解しているかどうか微妙な温度であるが圧力が高くなることによっていっそう融解しにくくなり、仮に融解状態にないとなれば圧力をかけても浸入に関しては状況は変わらない。これに対して 1000°C では必ずしも十分とはいえないがある程度の強度増加が見られる。これに対しガラス切りによる損傷は図 10 に示すようにき裂の深さはビッカース 30 kgf き裂の 1/3 程度であるから浸入が容易であり、十分な強化の効果が現れている。

(7) 合成灰の種類と塗布量: Na_2SO_4 の融解点は 884°C で試験温度 900°C の場合溶融の状態が必ずしも十分とは思えない場合もあったが $\text{Na}_2\text{SO}_4(0.15) \cdot \text{V}_2\text{O}_5(0.85)$ 合成灰の融解点は 630°C であることおよび学振法⁽¹²⁾ に定める耐熱金属の腐食量が最大になる混合比の試薬であることからこれを用いてデータのばらつきが小さくなるかどうか、併せて塗布量の強度に

Fig. 11 Bending strength of Si_3N_4 at 900 and 1000°C under the various surface conditions

Fig. 12 Stress rupture results for Si_3N_4 (SNW-1000) at 1000°C with and without Na_2NO_4 5)

及ぼす影響も調べた。結果を図 11 に示す。

V_2O_5 との合成灰は Na_2SO_4 単独のものより腐食作用が 900°C で顕著であることを除いて、き裂の有無、曝露時間、塗布量が Na_2SO_4 のみの塗布の場合と比較してとくに大きな差はない。

(8) 焼結助剤 $\text{MgO} \cdot \text{ZrO}_2$ 窒化けい素 (SX-2): Swab ら⁽¹³⁾ はそれぞれ $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{Y}_2\text{O}_3$ と $\text{MgO} \cdot \text{ZrO}_2$ を焼結助剤とする 2 種類の窒化けい素に Na_2SO_4 を 10-20 mg/cm² 塗布したものと無塗布のものについて 1000°C で 300 MPa から 50 MPa ごとに 650 MPa までの荷重を負荷して破断までの時間を調べるとともに 500 時間に達してもなお破断しなかったものについては室温に戻した後四点曲げによって破断強度を求めた。

これによると図 12 に示すように焼結助剤アルミナ、イットリア材については塗布材のほうが無塗布材よりも高強度であるが焼結助剤マグネシア、ジルコニア材はまったく逆であり、この理由として一方は粒界層の

Fig. 13 Bending strength of MgO-doped Si_3N_4 at 1000 and 1200°C under the various surface conditions

Fig. 14 The followings are EPMA maps of S and Na. Tensile test with the burner rig: =516 MPa. Test temp.: 1000°C, Fuel: S & Na added Marine Diesel Oil (Bunker A), Exposed time: 3.5 h, Vickers Indenter Load: 30 kgf. (the followings are same indentation) The molten salt enter S into the cracks in spite of short time exposure on the burner rig

結晶化により強化したが他方は腐食ピットを形成して弱化したもののだろうと述べている。この結果は著者らがこれまで報告してきた溶融塩によるき裂の強度回復の事実と一致している。Swabらはき裂材ではなく平滑材を用いているが時間経過とともに静疲労によ表面損傷すなわち気孔の形成やき裂発生、進展によって小規模なき裂が発生したが塗布により強度が回復したものと考えられる。

以上の結果を参考に焼結助剤としてマグネシアを使用している窒化けい素(SX-2)についてこれまでと同じ方法で試験した。先の窒化けい素(EC-141)とは特性がやや異なるところもあるが塗布したき裂材に関しては試験の範囲内で特に劣化もなくほとんど差は見られなかった。結果を図13に示す。

図14から図18に試験条件とき裂先端部のNa, Sの付着の関係をEPMAの分析写真によって示す。

図14にビッカースき裂30 kgf材(以下各図同じ)についてA重油にSとNaを添加した燃料を用いた1000°Cバーナリグ試験で3.5時間曝露後の破断面のEPMAによるSとNaの分析結果を示す。短時間でS, Naが浸入しており、曲げ試験の場合には見られないことである。

図15, 16は同一試験条件でともに Na_2SO_4 を塗布したき裂材の900°C, 50時間保持後曲げ破断させたも

のであるが図15の強度が534 MPaであるのに対し図16の強度は285 MPaである。前者はS, Naとも、特にSは深く浸入しているのに対し後者にはそれがまったく認められない。

図17, 18は上の900°Cに対し1000°Cの場合である。図17の強度527 MPaに対し図18の強度は327 MPaと低く、900°Cの場合と同様前者にはメジアンクラック先端部にS, Naの付着があるが後者にはNaは見られるもののSはまったくない。

5. む す び

き裂を有する窒化けい素の表面に溶融塩が付着している場合、50時間曝露の電気炉中での曲げ試験では強度が回復するものとしなないものがあるという一種のばらつきが見られたが、49時間曝露のバーナリグを用いた引張試験ではそのような差がなかった。いずれについても選択性の強いすなわち最大応力発生点にき裂があらかじめ存在するような状態下で強度低下がないとすれば、それは溶融塩の付着効果があったと考えて差支えない。曲げ試験で付着しているように見えても強度が低いままというのは付着、塗布が十分でなかった、あるいは溶融塩がき裂先端まで到達しなかったという材料自体の強度特性とはまったく別な条件によるもの

Fig. 15 Bending test with the furnace: =534 MPa. Test temp.: 900°C, Na_2SO_4 painted, Exposed time: 50 h. Both S and Na enter into the cracks especially S is dominant

Fig. 17 Bending test with the furnace: =527 MPa. Test temp.: 1000°C, Na_2NO_4 painted, Exposed time: 50 h. Both S and Na exist at tip of median cracks

Fig. 16 Bending strength: =285 MPa. Although the test condition is the same as Fig. 15's, the strength is nearly half of the former. S can't find in the median cracks at all

Fig. 18 Bending strength: =325 MPa. Although the test condition is the same as Fig. 17's the strength is low. In this test Na is able to find slightly but never find S

と考えられる。

一方バーナリグでは溶融塩として各種化合物を多く含む、溶融温度が低いなど試薬と異なる性質をもっている上に付着に際して気相あるいは液相状態で高い動圧によってき裂内に押し込まれ、短時間の内に効果が現れる⁽²⁾ことが電気炉での塗布材の場合と異なる。ただし電気炉の場合も曝露時間を150時間とすることにより強度の回復があるので溶融塩に含まれるSやNaの働きについて両者間に相違があるということにはならない。

このようにき裂先端部の溶融塩付着の有無がき裂材の強度に大きな影響を与えていることがわかる。

これら強化を生む理由としてき裂先端の鈍化、ヒーリング、粒界ガラス層の結晶化などが考えられるが、仮にそうであるとしても溶融塩なканずくS、Naの果たす役割特にSの存在の有無が決定的な違いを生むように見えること、また、溶融塩のき裂内への浸入の難易についてはセラミックス、溶融塩双方の界面張力の影響も考えられるがいずれも強化原理を説明するような結果は今のところ得ていない。

本研究の結果を要約すると以下ようになる。

(1) 窒化けい素(EC141)の表面に0.3mm程度のき裂があっても、き裂先端部に硫黄、ナトリウムを含む溶融塩の付着があれば、き裂が原因の破断強度の

低下はない。

(2) き裂先端部の強度が回復する理由とメカニズムは今のところ明らかではないが、硫黄分の存在が強化に寄与しているように見える。

(3) 低質燃料を使用する船用ガスタービンに窒化けい素製の翼材を採用する際、翼表面の高度な仕上げ加工は不要であり、また、運転中に生ずるエロージョンも強度低下にはつながらない。

文 献

- (1) 宗像・千田, 機論, 54-497, A(1988), 159.
- (2) 宗像・千田, 機論, 57-533, A(1991), 42.
- (3) Munakata, Y. and Senda, T., *JSME Int. J.*, 32-2, 1 (1989), 287.
- (4) 宗像・千田, 機講論 A, No. 910-62, A(1991-10), 485.
- (5) 宗像・千田, 機講論, No. 920-78, B(1992-9), 4.
- (6) 宗像・千田, 機講論, No. 930-63, B(1993-10), 435.
- (7) 宗像・千田, 機講論, No. 940-30, A(1994-8), 465.
- (8) Munakata, Y. and Senda, T., *High Temp. Tech.*, 7-4(1989), 226, Butterworths.
- (9) Munakata, Y. and Senda, T., *High Temp. Tech.*, 8-4(1990), 252, Butterworths.
- (10) 宗像・千田, 機講論, No. 890-50, A(1989-10), 296.
- (11) Condé, J. F., ほか1名, *Trans. ASME, J. Eng. Power*, 13(1981), 188.
- (12) 日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会第5分科会研究報告, 14-3(1973), 253.
- (13) Swab, J. J., ほか1名, *4th Symp. Ceram. Mater. Compon. Engines 1991*, (1992), 1131.