

低ひずみ範囲において顕著であること、実機使用材の高温高サイクル疲労寿命は、処女材のそれより著しく低下することを明らかにした。また、 $\alpha$ は、すべての供試材で、クリープ・疲労損傷の進行とともに増加し、 $\alpha$ はクリープ・疲労損傷の検出に有望な指標であることも示した。さらに、以上の結果を総合し、高温構造材料の余寿命を推定する手法を提案した。この方法の適用により、本研究で得られた実機使用材のクリープ・疲労破壊に対する余寿命を矛盾なく推定可能であった。

### 2・3 実機長時間使用高温構造材料の高温疲労強度と微小き裂進展<sup>3)</sup>

実機ボイラーニュース過熱器管として約 10 万 h 使用された SUS316 鋼管と処女鋼管から採取した試験片を用いて高温疲労試験を行い、両材の高温における疲労破壊特性と微小き裂の進展特性を比較・検討した。なお、対象とした微小疲労き裂長さは約 10 μm から 1 mm 程度である。その結果、実機使用材の高温疲労強度、および、破壊じん性値は処女材のそれより著しく低下すること、両材の微小疲労き裂は、従来報告されている同系統の処女材料の巨視き裂に対する下限界 J 積分範囲以下の領域でも進展し、この傾向は使用材において顕著であること、使用材における微小き裂の進展速度は処女材のそれより数倍大きく、従って、長時間使用部材に発生したき裂に対する安全性評価は、処女材のき裂進展に関する情報のみにより行うのは危険であることを示した。さらに、使用材の疲労き裂発生には結晶粒界周囲の析出物が重要な役割を果たしており、粒界強度の経年変化を把握することが重要であることを示した。

### 2・4 超音波法による溶接継手のクリープ・疲労損傷の非破壊的検出<sup>5)</sup>

長時間時効した 2・1/4Cr-1・Mo 鋼の電子ビーム溶接継手のクリープ・疲労強度を調べるとともに、超音波を用いてそれらの損傷を非破壊的に検出する手法について検討した。その結果、継手上の超音波横波の減衰率の分布により母材部、溶接金属部、熱影響部を識別できること、クリープ・疲労損傷の進行に伴い母材部、溶接金属部、熱影響部における超音波の減衰率は上昇するが、これらの中でも特に熱影響部の上昇が著しく、この領域は最終破損位置と良く対応することを明らかにし(図 1)、超音波横波を用いた非破壊的クリープ・疲労損傷検出および破損箇所推定の有効性について示した。

### 3. おわりに

高温構造材料の経年劣化損傷を非破壊的に検出し、余寿命を推定する技術の確立の必要性は世界的な課題となっているが、未だ十分な手法は確立していない。上述のように、超音波の原波形を解析して得られる情報は、上記目的に関して有用な知見を与えてくれるものと確信しているが、現在開発段階にあることは言うまでもなく、今後、さらに検討を加えたいと考えている。御指導、御

批判、御鞭撻を賜れば甚幸である。

### 文 献

- 岡崎正和、他：日本機械学会論文集 A 編、55 (1989), p. 1900
- M. OKAZAKI et al.: ASME PVP Conference, Nondestructive Evaluation, ed. by R. D. STREIT, Vol. 5 (1989), p. 253
- 岡崎正和、他：材料、38 (1989), p. 1402
- M. OKAZAKI et al.: Trans. ASME, J. Press. Vessel Tech., 113 (1991), in press
- 岡崎正和、他：日本材料学会第 40 期学術講演会 (1991), 発表予定

### セラミックス-金属焼結複合材料の 破壊靭性と組織との関係

松原 秀彰

(東京大学先端科学技術研究センター)

### 1. 研究の目的

セラミックスを構造用材料として応用しようとする場合、金属との複合化は機械的性質（とくに靭性）を改善するのに有効である。セラミックス粒子を金属結合相によって焼結した材料は一般にサーメットと呼ばれ、これまで多くの種類のサーメットが検討されてきている。サーメットの機械的性質はその組織的因子と密接な関係にあると考えられるが、これまでサーメットの破壊靭性と組織との関係については検討が十分でなく、定量的な理解がなされていない。本研究では近年、鋼の切削工具用材料として大きく発展した Ti(C, N)-Ni 系を対象に、サーメットの破壊靭性値 ( $K_{IC}$ ) と組織との関係を明らかにすることを目的とした。

### 2. 方法

原料として TiC, TiC<sub>0.7</sub>N<sub>0.3</sub>, TiC<sub>0.5</sub>N<sub>0.5</sub>, Mo<sub>2</sub>C, Ni 粉末を用い、湿式ボール・ミル、乾燥、成形を経て、真空または N<sub>2</sub> 霧閉気中、(1350~1600) °C × 1 h の焼結によって試料を作製した。主に用いた材種は TiC<sub>0.7</sub>N<sub>0.3</sub>-Mo<sub>2</sub>C-Ni 系であり、炭窒化物粒子の粒径、Ni の体積分率を変化させた。 $K_{IC}$  の測定には寸法 3 × 4 × 18 mm<sup>3</sup> の試験片を用い、これにまず予備き裂を導入した後、スパン 16 mm の曲げ試験を行い  $K_{IC}$  を求めた。組織観察には主として SEM を用い、平均粒径、Ni 相の平均自由行路、炭窒化物粒子の接着率などを測定し、 $K_{IC}$  との関連性を求めた。

### 3. 結果および考察

まず、 $K_{IC}$  におよぼす平均粒径と Ni 体積分率の影響を調べた。その結果、 $K_{IC}$  は粒径が大きいほど、また Ni 量が多いほど増加することが分かった。ここで、サーメットの組織において粒径および Ni 量が大きくなるほ

ど、①炭窒化物粒子の接着度 ( $C$ ) の減少、②Ni 結合相の平均自由行路 ( $\lambda$ ) の増加が同時に生じる。粒子/粒子界面が粒子/結合相界面よりき裂伝播経路となりやすいと思われることなどから、 $K_{IC}$  には  $C$  が強く影響しているとも予想される。他方、 $\lambda$  が増加するほど結合相は塑性変形しやすくなる（塑性仕事量が増加する）ので、 $\lambda$  の影響が強く現れたと理解することも可能である。

そこで、粒径および Ni 量を変化させた試料の  $C$  および  $\lambda$  を測定し、 $K_{IC}$  を  $C$  および  $\lambda$  によって整理してみた。Fig. 1 には  $K_{IC}$ - $C$  関係図を示したように、全体的には  $C$  の増加と共に  $K_{IC}$  が減少する傾向にあるが、 $K_{IC}$  と  $C$  との間には強い相関は見られない。Fig. 2 には  $K_{IC}$ - $\lambda$  関係図を示したが、両者には強い相関があり、 $K_{IC}$  は  $\lambda$  の増加と共に上昇することが分かる。また、 $K_{IC}^2(1-\nu) = EG_{IC}$  の式（ここで  $E$  は合金のヤング率、 $\nu$  はポアソン比）によって  $G_{IC}$  を算出し  $\lambda$  との関係を求めたところ、 $G_{IC}$  は  $\lambda$  と直接関係にあることが分かった。このことからもサーメットの破壊非性がほぼ Ni 結合相の塑性仕事が支配されていると考えられた。

本研究ではさらに、破壊非性におよぼす他の要因の影響も検討した。この場合、Fig. 2 等で求めた  $K_{IC}$ - $\lambda$ 、 $G_{IC}$ - $\lambda$  関係を用いて、同一  $\lambda$  のもとでの比較を行った。用いた Ti(C, N) 中の C/N 比の影響を調べるために、TiC-Mo<sub>2</sub>C-Ni および TiC<sub>0.7</sub>N<sub>0.3</sub>-Mo<sub>2</sub>C-Ni 系の破壊非性値を求め、組織における  $\lambda$  を測定した。その結果、上記二合金の破壊非性は同一  $\lambda$  のもとでは TiC<sub>0.7</sub>N<sub>0.3</sub> 基合金とほとんど同一と見なされた。すなわち、合金中の結合相に比べて大きな体積率を占める炭窒化物の種類が代わっても合金の破壊非性はほとんど変化しないことが分かった。

TiC, TiC<sub>0.7</sub>N<sub>0.3</sub> 基合金について合金炭素量の影響を調べた。ここで合金の相関係において遊離炭素や金属間化合物などの第三相が出現しない領域（二相域）で炭素量をわずかに変化させると結合相中の Ti および Mo 濃度が変化する。合金の破壊非性は合金炭素量が多くなるほど、すなわち Ti および Mo 固溶量が減少するほど増加した。この結果は、Ni 結合相中の Ti, Mo 量が減少するほど Ni 相の塑性仕事量が増加するためとして理解

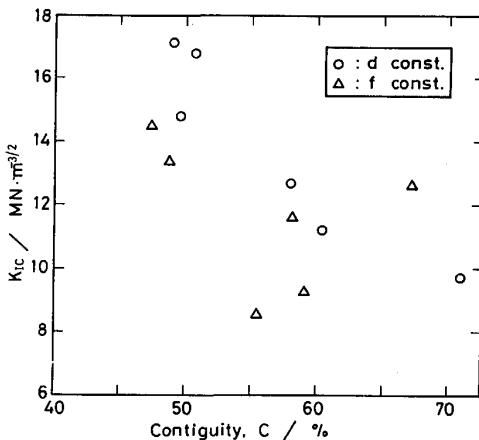


Fig. 1. Relationship between fracture toughness ( $K_{IC}$ ) and contiguity of carbonitride particles for TiC<sub>0.7</sub>N<sub>0.3</sub>-Mo<sub>2</sub>C-Ni alloys. The d and f in the figure mean the particle size of carbonitride and the volume fraction of Ni, respectively.

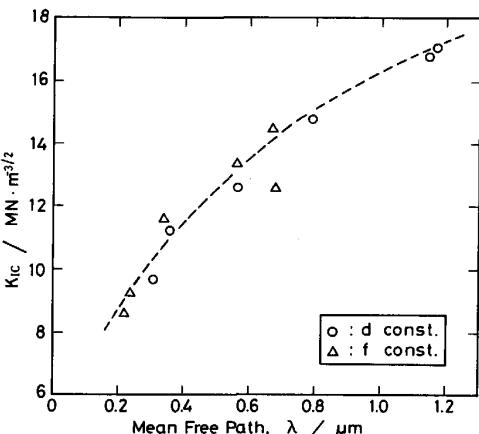


Fig. 2. Relationship between fracture toughness ( $K_{IC}$ ) and mean free path of Ni phase for TiC<sub>0.7</sub>N<sub>0.3</sub>-Mo<sub>2</sub>C-Ni alloys.

された。

以上、本研究により Ti(C, N)-Ni 系サーメットの破壊非性におよぼす組織学的諸因子の影響が定量的に示され、サーメットの破壊非性改善の指針が明らかになった。