

サーメットおよび超硬合金の熱衝撃挙動に関する一実験*

石原外美*¹, 五嶋孝仁*¹, 宮尾嘉寿*¹
吉本隆志*³, 竹花紳一*²

Study on Thermal Shock Behavior of Cermets and Cemented Carbides

Sotomi ISHIHARA, Takahito GOSHIMA, Kazuyuki MIYAO,
Takashi YOSHIMOTO and Shinichi TAKEHANA

The thermal shock behavior of cermets and cemented carbides was studied in detail by using unnotched smooth bar specimens. Thermal shock was given to the specimens by plunging them into a water bath at 20°C. After the thermal shock experiments, bending strength, micro vickers hardness and fracture toughness of the specimens were investigated. As a result, two different types of thermal shock behavior were observed between cermets and cemented carbides. These differences indicate that microcracks occur more easily in cemented carbides than cermets during thermal shock experiments.

Key Words: Thermal Shock, Bending Strength, Vickers Hardness, Fracture Toughness, Microcrack, Cermets, Cemented Carbides

1. 結 言

切削加工等では、高送り切削や激しい断続切削時に生じる熱衝撃により、工具に熱クラックの発生することが知られている⁽¹⁾。耐熱衝撃性に優れた工具を開発するには、このような工具材の熱衝撃挙動を明らかにする研究が必要と考えられる。しかしながら、これまでの熱衝撃挙動に関する研究はセラミックスを対象にかなり行われつつあるが^{(2)~(5)}、工具材として用いられている超硬合金やサーメットを対象にした研究は超硬合金を対象にした鈴木らの研究⁽⁶⁾をみるだけで、あまり多くないようである。

本研究では、2種類の代表的な硬脆材料、超硬合金、サーメットを用いて、平滑材の熱衝撃現象を熱衝撃履歴後の抗折力、硬さ、破壊靱性値の変化より観察した。その結果、超硬合金およびサーメットの熱衝撃挙動は両材で異なり、この原因は両材の微視組織の相違に基づく微視き裂の発生、進展挙動の差異に起因することを示した。

* 原稿受付 平成2年2月19日。

¹ 正員、富山大学工学部 (〒930 富山市五福 3190)。² 学生員、富山大学大学院 (現在 立山アルミニウム工業(株))。³ (株)不二越 (〒930 富山市石金)。

2. 試験片および実験方法

2.1 試験片 本実験に用いた試験片素材はTiCN系サーメットおよびWC-Co系超硬合金であり、その化学成分をそれぞれ表1および表2に示す。また、微視組織写真を図1に示す。試験片は表1のように混合した粉粒体を加圧成形、脱脂予備焼結、成形加工、本焼結を経て図2に示す試験片形状に仕上げた。焼結後の機械的諸性質を表2に示す。

表1 化学成分

(a) サーメット wt %

TiCN	TaC	WC	Ni	Co	Mo
50	10	15	8	8	9

(b) 超硬合金

wt %

WC	TiC	TaC	NbC	Co
72	8	8	2	10

2.2 実験方法

2.2.1 熱衝撃試験 試験片を所定の温度まで炉中加熱し、その温度で30分の保持後すばやく290 Kの水中に投入、急冷することにより熱衝撃実験を行った。炉の温度と水の温度の差から付与した温度差 ΔT_w と炉の温度と水の沸点との差 ΔT_{100} を求めた。

所定の熱衝撃を与えた試験片について抗折試験を行い、熱衝撃履歴後の残存強度と温度差との関係を調査した。抗折試験は、スパン20 mm、クロスヘッドスピード0.01 mm/minで行い、得られた破断荷重 P を用いて次式より抗折力を算出した。

$$\sigma_b = 3Pl / (2bh^2) \dots\dots\dots (1)$$

ここに b は試験片の幅、 h は厚さ、 l はスパン距離である。

2.2.2 熱衝撃後の硬さの変化 熱衝撃前と熱衝撃後の試験片の硬さをマイクロビッカース硬度計により測定を行った。ビッカース圧痕導入によりき裂が入らないように、負荷荷重は49 N、負荷時間は40秒で硬度測定を行い、約10~15回の測定を行った。

表2 機械的性質

	ヤング率 GPa	ポアソン比
サーメット	428.26	0.233
超硬合金	527.24	0.222

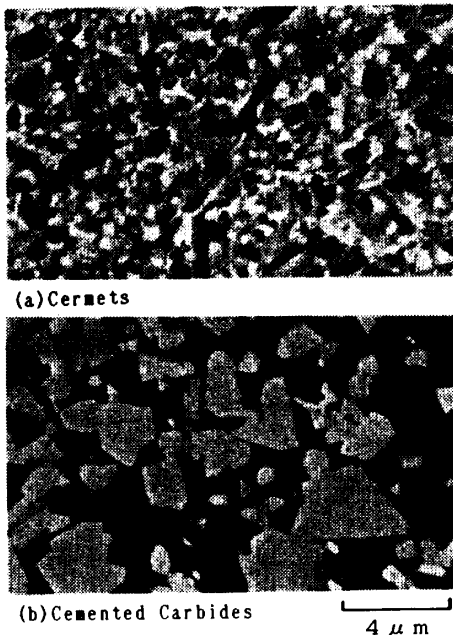


図1 供試材の微視組織写真

2.2.3 熱衝撃後の破壊靱性値の変化 熱衝撃前と熱衝撃後の破壊靱性値をビッカースインデンテーション法により測定した。計算式は三好ら⁽⁷⁾の提案する次式を用いた。

$$K_{Ic} = 0.018(E/H_v)^{1/2}(P/a^{3/2}) \dots\dots\dots (2)$$

ここに、 E はヤング係数、 H_v はビッカース硬度、 P はビッカース荷重 (490 N)、 $2a$ はき裂長さである。

3. 実験結果

3.1 熱衝撃履歴材の三点曲げ試験結果 サーメットおよび超硬合金の熱衝撃履歴材の三点曲げ試験を行い、残存抗折力 σ_b と ΔT_w の関係を調べた結果を図3に示す。なお、図の横軸には ΔT_{100} の値も示してある。図よりわかるように、サーメットでは多少のばらつきはあるものの $\Delta T_w = 495$ K まで抗折力はほぼ一定で、それ以上の温度差で抗折力は急減し最初の値の10%程度になる。したがって、熱衝撃抵抗の尺度として用いられる臨界温度差 ΔT_{wc} は495 K になることがわかる。一方、超硬合金ではサーメットとは異なり、抗折力の急減する ΔT_{wc} 以下の低い温度域においても抗折力は徐々に低下し、低下率はほぼ11%程度である。 ΔT_{wc} は613 K とサーメットのそれよりも24%程大きい。

以上の熱衝撃下の $\sigma_b - \Delta T_w$ 関係より、 ΔT_{wc} に関しては、超硬合金の ΔT_{wc} はサーメットのそれに比較し

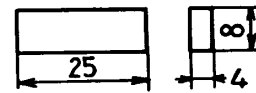


図2 試験片形状および寸法

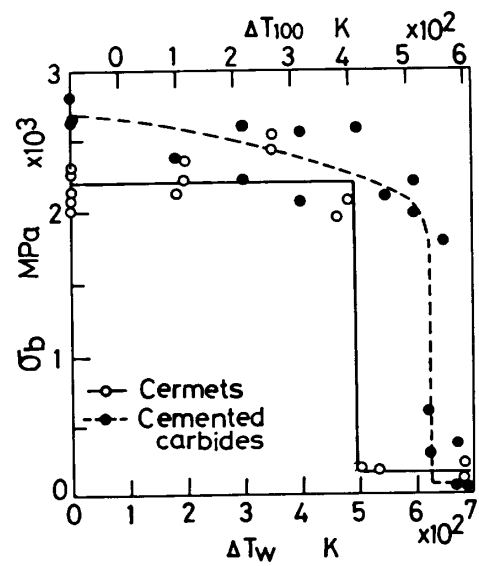


図3 $\sigma_b - \Delta T_w$ 線図

て大きいこと、また ΔT_{wc} 以前の挙動に関しては、サーメットでは ΔT_{wc} 以前では σ_b の低下がほとんどないのに対し、超合金では ΔT_{wc} 以前でも若干の強度低下が認められるなどの差異が観察された。

3.2 熱衝撃履歴材のビッカース硬度試験 図4は熱衝撃後のビッカース硬度値 H_v の変化を熱衝撃温度差 ΔT_w および ΔT_{100} により整理したものである。6~8回の測定を行っているが、測定値のばらつきはかなり大きいことがわかる。図中の実線および破線は測定結果の平均値を結んだものである。

図4よりわかるように、サーメットでは ΔT_w の増

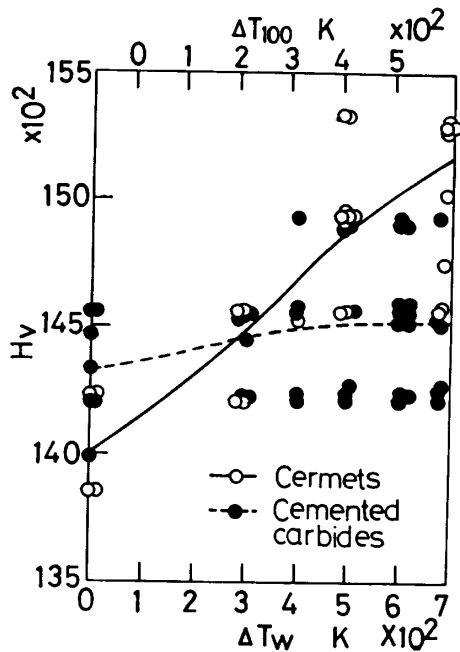


図4 熱衝撃による硬度値の変化

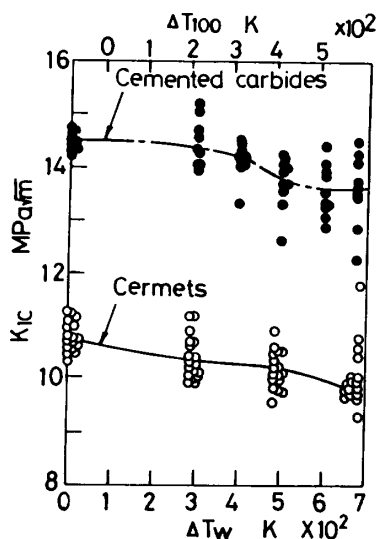


図5 破壊靱性値の熱衝撃温度に伴う変化

加に伴い H_v は 14 000 MPa から 15 200 MPa まで単調に約 9% 増加している。一方、超合金では、 ΔT_w の増加に伴う H_v の増加はわずかであり、サーメットの ΔT_w の増加に伴う H_v の大きく増加する傾向とは大きく異なる。

3.3 熱衝撃履歴材の破壊靱性値の測定結果 図5は熱衝撃後の破壊靱性値 K_{1c} の変化を熱衝撃温度差 ΔT_w および ΔT_{100} により整理したものである。測定は 17~19 回行っているが、測定値のばらつきはかなり大きいことがわかる。図中の実線および一点鎖線はそれぞれサーメットおよび超合金の測定結果の平均値を結んだものである。

図よりわかるように、サーメットでは ΔT_w の増加に伴い破壊靱性値 K_{1c} は $10.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ から $9.74 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ まで単調に約 9.8% 減少している。次に超合金では、サーメットとは異なり、 $\Delta T_w = 300 \text{ K}$ 以下では K_{1c} の低下はなく、 300 K 以上で ΔT_w の増加に伴い K_{1c} は減少する傾向を示す。

4. 考 察

既述のように、熱衝撃抵抗を調査する場合、しばしば用いられてきた σ_b - ΔT_w 線図以外にも、熱衝撃下の硬度と破壊靱性値の変化挙動においても超合金とサーメットの両材に差異が認められた。以下では、本熱衝撃実験におけるピオ数の評価と、サーメットと超合金の熱衝撃挙動に差異の生じる原因について順次考察する。

4.1 熱衝撃下のサーメットと超合金のピオ数の評価 熱衝撃履歴後の試験片の抗折力の急速な低下の生じる ΔT_{wc} 以上の温度域では、図6に示すように試験片表面に大寸法の巨視き裂の出現が見られるが、 ΔT_{wc} 以下の領域では巨視き裂は認められなかった。したがって ΔT_{wc} の熱衝撃では、発生した熱応力のもとで、試験片に内在する最も危険なき裂端の応力拡大

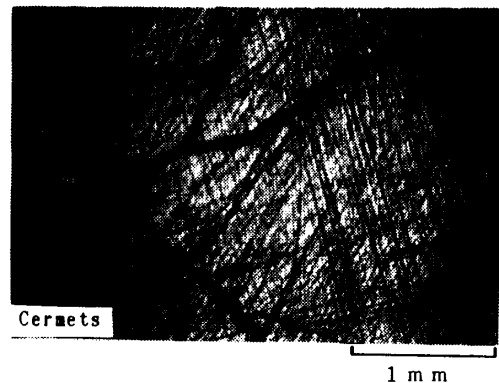


図6 ΔT_{wc} 以上の温度域における巨視き裂の出現

係数が破壊靱性値に達し、急速な不安定破壊を引き起こしたものと解釈できる。以上の実験事実を基に、以下では破壊力学的検討を行う。

長さ $2a$ 、深さ b の表面き裂に σ の引張応力が作用する場合のき裂先端の応力拡大係数は一般に次式で表される⁽⁸⁾。

$$K_I = \sigma Y_I (\pi b)^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

ここに Y_I は無限板中のき裂との差異を表す補正係数である。また σ として次式の熱応力⁽⁹⁾を考える。

$$\sigma = \alpha E \Delta T_w / \{(1-\nu) f(\beta)\} \dots\dots\dots (4)$$

ここに、 α は線膨張係数、 E はヤング係数、 ν はポアソン比、 β はビオ数、 $f(\beta)$ はビオ数の関数である。式(4)を式(3)に代入し、かつ $\Delta T_w = \Delta T_{wc}$ で $K_I = K_{Ic}$ という不安定破壊条件を用いると次式を得る。

$$K_{Ic} = \alpha E \Delta T_{wc} Y_I (\pi b)^{1/2} / \{(1-\nu) f(\beta)\} \dots\dots (5)$$

関数 $f(\beta)$ として、次式⁽⁹⁾を用いる。

$$f(\beta) = 1.5 + B/\beta - 0.5 \exp(-16/\beta) \dots\dots\dots (6)$$

式(6)の定数 B の値は、平板に対して 3.25 と実験により求められている⁽¹⁰⁾が、本実験のく形棒に対しては求められていないので、第一近似として平板に対する値を用いることにする。

考察している ΔT_w 値が広範囲にわたる場合は、 K_{Ic} 、 α 、 E 等の物性値の温度依存性を考慮する必要があると考えられるが、本実験のように考察している ΔT_w 値の範囲が狭くかつ低い場合には、 K_{Ic} 、 α 、 E 等の物性値の温度依存性は無視できると仮定できるから、式(5)より ΔT_{wc} と b (もしくは $2a$) は両対数グラフ上で傾きが $-1/2$ の直線で表されることになる。

図7はあらかじめビッカース圧痕により導入した長さ $2a$ 、深さ b の予き裂入り試験片の熱衝撃実験を行い、1回の熱衝撃付与によりき裂がほぼ $10 \mu\text{m}$ 以上進展し始める温度差 ΔT_w と予き裂長さ $2a$ の関係を調査したものである。このようにして測定した ΔT_w を

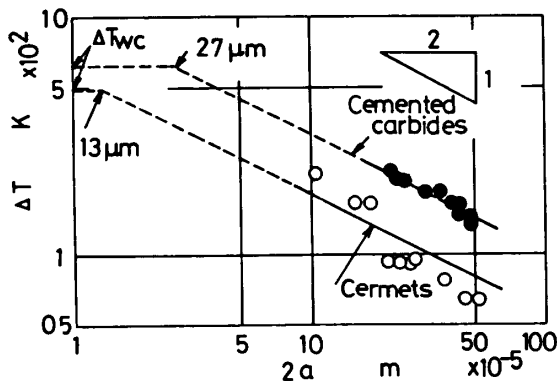


図7 1回の熱衝撃によりき裂の進展の認められた温度 ΔT_w と予き裂長さの関係

第一近似として ΔT_{wc} とみなせば、同図は式(5)を実験的に調査した結果を示したものであるということになる。図7よりわかるように、 ΔT_w と $2a$ の関係は両対数グラフ上で直線となり、その傾きはサーメット、超硬合金ともほぼ $-1/2$ である。このような実験傾向は、最近セラミック材料に対して秋山ら⁽²⁾によっても観察されている。なお、表面き裂の深さ b と長さ $2a$ の比を調べてみると、サーメット、超硬合金ともほぼ $b/2a = 0.37$ 一定の半だ円形状であった。

図8はあらかじめビッカース圧痕により導入した長さ $2a$ 、深さ b の予き裂入り試験片の静的曲げ実験を行い、破壊が生じる曲げ応力 σ_b と予き裂長さ $2a$ の関係を調査し、両対数グラフ上にプロットしたものである。この関係を用いて、曲げに対する Newman-Raju の式⁽⁸⁾によって破壊靱性値を評価すると、サーメット並びに超硬合金に対してそれぞれ $6.03 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ および $7.53 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ という値を得た。

一般に静的試験で得られた破壊靱性値は動的試験で得られるそれに比較して大きくなることが報告されている⁽¹¹⁾が、ここでは第一近似として曲げ試験で得た静的破壊靱性値を式(5)の動的な熱衝撃における破壊靱性値とほぼ等しいものと仮定すると、式(5)と図7より本実験条件下のビオ数 β を求めることができる。サーメットおよび超硬合金に対する β はそれぞれ 316 および 54 となり、超硬合金に比較してサーメットのほうが大きいけれども、いずれの材料も熱衝撃の厳しい条件にあることがわかる。ビオ数の評価に当たって用いた線膨張係数 α はサーメットおよび超硬合金に対してそれぞれ 7.96×10^{-6} および 5.34×10^{-6} であり、複合則に基づいて算出した。なお、物性値の温度依存性は考慮していない。

以上、サーメットの熱衝撃実験ではビオ数が大きいので、熱衝撃により発生する熱応力を次式で近似して

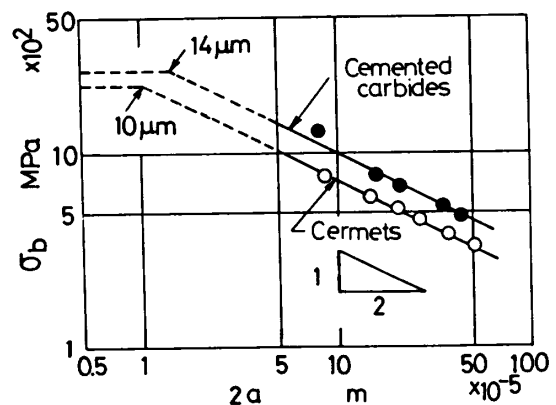


図8 曲げ破壊強さと予き裂長さの関係

もよいことが結論される。

$$\sigma = \alpha E \Delta T_w / (1 - \nu) \dots\dots\dots (7)$$

また、超硬合金の熱衝撃実験では発生する熱応力は、式(7)の約84%と評価される。

4.2 熱衝撃下のサーメットと超硬合金のき裂進展量の評価とその σ_b - ΔT_w 関係に及ぼす影響 次に σ_b - ΔT_w 関係におけるサーメットと超硬合金の差異に関して検討を加える。

芦塚ら⁽⁵⁾はイットリア添加正方晶ジルコニアの熱衝撃挙動を研究し、 ΔT_{wc} 以下での熱衝撃破壊に関係する現象として繰返し熱衝撃下のき裂進展と熱水と試料の反応による劣化(相変態)をあげている。

供試材の超硬合金およびサーメットは本実験温度範囲では構造的変化は考えにくく⁽¹²⁾、サーメットおよび超硬合金の熱水との反応は無視できると考えられる。そこで、次に熱衝撃による微視き裂の進展を検討する。

式(5)によれば、 ΔT_{wc} は次式で与えられる。

$$\Delta T_{wc} = K_{Ic} (1 - \nu) f(\beta) / \{ \alpha E Y_1 (\pi b)^{1/2} \} \dots\dots (8)$$

上式によれば、 ΔT_{wc} は K_{Ic} に比例し、線膨脹係数 α 、ヤング率 E 、潜在き裂深さの平方根 $b^{1/2}$ に反比例することがわかる。また、ピオ数の関数 $f(\beta)$ に比例する。

いま、熱衝撃履歴によって、微視き裂の進展がないものと仮定すると、サーメット並びに超硬合金の平滑試験片中に存在するき裂長さは図8よりそれぞれ10 μm および14 μm と見積もれる。その時のき裂深さ b を $b/2a=0.37$ より決定し、式(8)より ΔT_{wc} を計算するとサーメットおよび超硬合金に対してそれぞれ541 Kおよび877 Kの値を得る。これらの値を実験値と比較すると、サーメットの計算値541 Kはほぼ実験値495 Kと一致するが、超硬合金の計算値877 Kは実験値613 Kよりもかなり大きくなる。超硬合金における計算値と実験値との不一致は、熱衝撃による微視き

裂の進展を考慮していないためと考えられる。

図5に示すように、超硬合金並びにサーメットの破壊靱性値は1回の熱衝撃履歴後も $\Delta T=400$ K前後まで大きく変化しないことを考慮すれば、図3の σ_b - ΔT_w 関係と図8の σ_b - $2a$ 関係より σ_b を媒介変数として、熱衝撃によるき裂進展量をおおよそ評価できる。サーメットおよび超硬合金に対する評価結果を図9にそれぞれ実線および破線で示す。なお、サーメットおよび超硬合金に対して、熱衝撃履歴前の試験片内部に潜在的に存在するき裂長さを、図8の矢印で示すようにそれぞれ10 μm および14 μm としている。また図中に示す黒塗りの印は、 ΔT_{wc} におけるき裂長さを、図7の ΔT_w - $2a$ 関係を用いて評価したものであり、図中の実線および破線で示した σ_b - ΔT_w 関係と σ_b - $2a$ 関係を用いて評価したき裂進展曲線とほぼ対応していることがわかる。したがって異なった2種類の方法で評価したき裂進展量がほぼ一致することから、以上のき裂進展量の評価が妥当であることを裏付けていると考えられる。

図9よりわかるように、超硬合金では ΔT_w が零から613 Kまでの熱衝撃によってき裂長さが14 μm から25 μm まで進展している。超硬合金中に存在するき裂長さを25 μm として、式(8)から ΔT_{wc} を計算し直すと657 Kとなり、これは実験値613 Kとほぼ合致する。一方、サーメットでは、図3に示すように熱衝撃による σ_b の低下は認められないことと対応して、 $\Delta T_w=495$ K前後まで1回の熱衝撃によるき裂進展がほとんどないことになる。しかし、図4および5に示すように熱衝撃により硬脆化が進むので K_{Ic} が低下し、き裂長さがわずかに進展しただけで急速な不安定破壊を生じる様相を示している。

以上より、超硬合金ではサーメットに比較して低い温度域での熱衝撃による微視き裂進展が顕著であることが推定された。このことが、図3の σ_b - ΔT_w 関係の ΔT_{wc} 以下の領域において、超硬合金では σ_b の低下が認められるのに対し、サーメットでは σ_b の低下が認められないという両材の差異を説明するものであろう。実際の工具を用いた旋削試験等において、超硬合金に多数の熱き裂の進展することが観察されているが⁽¹³⁾、これは以上の推論を支持している。

以上の単一熱衝撃実験における低温度域の微視き裂の進展は、繰返し熱衝撃実験における熱衝撃破壊抵抗を支配する重要な因子となると予想され、現在研究を遂行中である。

4.3 熱衝撃下の硬度と破壊靱性値の変化挙動におけるサーメットおよび超硬合金の材質による差異

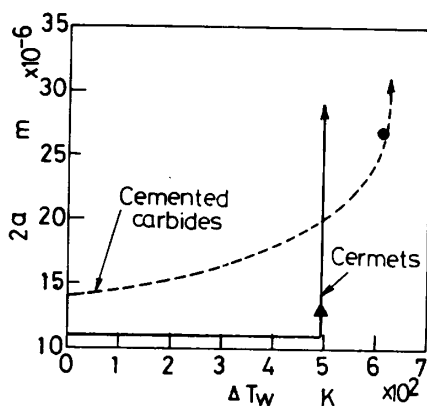


図9 熱衝撃履歴によるき裂進展量の評価

図4のサーメットと超硬合金の $H_V-\Delta T_w$ 関係において、サーメットでは ΔT_w の増加によって硬度 H_V が顕著に増加するのに対し、超硬合金では、硬度が ΔT_w の増加によって増加せずほぼ一定値をとった。また、図5の破壊靱性値 K_{Ic} と ΔT_w 関係において、サーメットでは、 ΔT_w の増加に伴う K_{Ic} の低下が超硬合金に比較していくぶん大きい。

以上の熱衝撃後の硬化並びに K_{Ic} の挙動に及ぼすサーメットと超硬合金の材質の違いは、熱衝撃によるひずみ硬化現象に加えて既述の熱衝撃による微小き裂の発生もしくは進展という因子を考慮することによって説明できる。

すなわち、サーメットおよび超硬合金とも熱衝撃によってひずみ硬化が生じるけれども、超硬合金では既述のように、熱衝撃によって潜在的な微小欠陥からのき裂進展もしくは新たな部位からの微小き裂が発生しやすいと考えられる。このため、き裂発生、進展部近傍でひずみ硬化が緩和され、熱衝撃による硬度増加が少なく、したがって硬脆化による K_{Ic} 値の低下も少なくなる。また、このような微視き裂のシールディング効果に依って K_{Ic} 値の低下も少なくなると考えられる。一方、サーメットでは超硬合金に比較して熱衝撃による微小き裂の発生、進展がかなり抑制されるため、ひずみ硬化が緩和されず、硬脆化によって K_{Ic} の低下を招く。

4.4 熱衝撃下のき裂発生・進展に及ぼすサーメットと超硬合金の微視組織の影響 サーメット並びに超硬合金は硬質分散相と結合相とからなる複合材料としてとらえることができる⁽¹⁴⁾。これまでにサーメットの断続切削時に生じる工具損傷を調べた研究に依れば、工具寿命は熱き裂や疲労き裂等のき裂進展挙動に支配され、き裂進展経路としては硬質分散相と結合相との境界と結合相の進展が主たるものであることが報告されている⁽¹⁴⁾。したがって本熱衝撃実験においても、微視き裂の進展経路として、硬質分散相と結合相との境界および結合相が予想される。

図1の微視組織写真に示すようにサーメット並びに超硬合金の硬質分散相は、サーメットでは TiCN, 超

硬合金では WC である。一方結合相は、サーメットでは Ni と Co であり、超硬合金では Co である。そこで微視的組織のモデルとして、図10に模式図を示すように、硬質分散相1と結合相2が y 軸方向に固定されているモデルを考える。両相間の x 軸方向拘束も考慮すべきであるがモデルの簡略化のため、存在しないものとした。その場合、 ΔT の静的な温度変化に依って各相に生じる熱応力 σ は、線膨張係数 α 、ヤング係数 E 、断面積 A として容易に以下のように求められる。

$$\begin{aligned}\sigma_1 &= -(\alpha_1 - \alpha_2)\Delta T A_2 E_1 E_2 / (A_1 E_1 + A_2 E_2) \\ \sigma_2 &= (\alpha_1 - \alpha_2)\Delta T A_1 E_1 E_2 / (A_1 E_1 + A_2 E_2) \\ &\dots\dots\dots(9)\end{aligned}$$

簡単のため、 $\Delta T = A_1 = A_2 = 1$ とすると

$$\begin{aligned}\sigma_1 &= -(\alpha_1 - \alpha_2)E_1 E_2 / (E_1 + E_2) \dots\dots\dots(10) \\ \sigma_2 &= (\alpha_1 - \alpha_2)E_1 E_2 / (E_1 + E_2)\end{aligned}$$

上式によれば、熱応力は硬質分散相と結合相の線膨張係数の差 $(\alpha_1 - \alpha_2)$ が大きいほど、また両相のヤング率 E の値が大きいほど大きな値をとることがわかる。

超硬合金では、硬質分散相 (WC) と結合相 (Co) の線膨張係数の値はそれぞれ $3.84 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ および $12.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ であり、両相の α 値の差は大きく、また、WCのヤング率 E の値は 696 GPa と大きいことから発生する熱応力は大きく、柔らかい結合相もしくは硬質分散相と結合相との境界に微視き裂が生じやすいと考えられる⁽⁶⁾。

先に熱衝撃下の ΔT_{wc} は K_{Ic} 、線膨張係数 α 、ヤング率 E 等の材料定数に加えて、微視き裂の進展によっても決定されることを述べた。超硬合金が、熱衝撃下で微視き裂が生じやすいにもかかわらず、サーメットに比較して強度的に高い特性を示すのは、このような微視き裂が硬質分散相で進展を阻害され、大きな巨視き裂まで成長しないためかあるいは微視き裂のシールディング効果により K_{Ic} が高いためと考えられる。

一方、サーメットでは、硬質分散相 (TiCN) と結合相 (Ni, Co) の線膨張係数の値はそれぞれ $9.35 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ および $13.3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ であり、両相の α 値の差は超硬合金のそれよりは小さい。また、TiC および TiN のヤング率 E の値は 251~451 GPa と超硬合金に比較して小さいことから微視的な相応力は小さく、微視き裂が生じ難いと考えられる。加えて本サーメットは硬質分散相と結合相の間に、両相の中間の α 値を有する周辺相が存在するため熱応力値はさらに低減することになる。

5. 結 論

サーメットおよび超硬合金の熱衝撃実験を行い、両

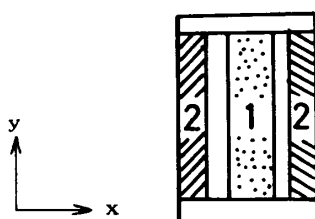


図10 微視的組織のモデル化

材の熱衝撃挙動を調査し以下の結論を得た。

(1) 熱衝撃による大幅な σ_b の低下をもたらす ΔT_{wc} は、サーメットおよび超硬合金に対してそれぞれ495 Kおよび613 Kの値を得た。しかし、サーメットでは ΔT_{wc} 以下の領域では σ_b の低下がほとんどないのに対し、超硬合金では ΔT_{wc} 以下の領域でも σ_b の低下が認められた。

(2) 熱衝撃履歴材の H_v - ΔT_w 関係および K_{IC} - ΔT_w 関係の変化傾向には、超硬合金とサーメットによる差異が認められ、サーメットでは、 ΔT_w の増加に伴い H_v の増加と K_{IC} の低下が、超硬合金では ΔT_w が増加しても大きな H_v と K_{IC} の変化は認められなかった。

(3) (1), (2)で示した超硬合金とサーメットの熱衝撃挙動の差異は、熱ひずみによる硬脆化と微小き裂発生・進展の二つの因子を考慮して説明できる。すなわち、サーメットでは超硬合金に比較して熱衝撃によって微小き裂が発生・進展しにくく、このため ΔT_{wc} 以下の領域において σ_b の低下が認められず、また熱ひずみによる硬脆化が進むため硬度値の増加と K_{IC} の低下が顕著となる。一方、超硬合金では、 ΔT_{wc} 以下でも熱衝撃によって微小き裂が発生・進展するため、 ΔT_{wc} 以下の領域において σ_b の低下が認められる。したがって、 ΔT_{wc} は巨視き裂の発生には対応するが微視き裂の発生とは必ずしも対応しない。また、超硬合金では、き裂発生によるひずみ緩和があるため熱衝撃による硬度値の増加および K_{IC} の低下が顕著にみられない。

(4) サーメットおよび超硬合金を硬質分散相と結合相からなる複合材とみなし、それらを並列につないだモデル化を行うことにより、熱衝撃における両材の

微視組織の相違に基づく微視き裂の発生、進展挙動の差異を説明した。

(5) σ_b - $2a$ 関係と ΔT_w - $2a$ 関係を用いて、サーメットおよび超硬合金の熱衝撃下のピオ数を近似的に評価し、それぞれ316および54という比較的大きな値を得た。したがって、サーメットでは、本熱衝撃実験で発生する熱応力は式(7)で近似できる。また、超硬合金の熱衝撃実験では発生する熱応力は、式(7)の約84%と評価される。

(6) 単一の熱衝撃下の ΔT_{wc} 値を評価するには、破壊靱性値 K_{IC} 、線膨張係数 α 、ヤング率 E 等の材料定数に加えて、熱衝撃下の微視的き裂進展をも考慮することの必要性を指摘した。これらを考慮してサーメットおよび超硬合金の ΔT_{wc} を破壊力学的に評価し、実験結果とよく一致することを示した。

文 献

- (1) 井寄・ほか2名, 日立金属技報, 5 (1987), 65.
- (2) 前川・ほか2名, 材料, 38-429 (1989), 658.
- (3) 秋山・ほか2名, 材料, 38-435 (1989), 1415.
- (4) Kamiya, N. and Kamigaito, O., *J. Mater. Sci.*, 17 (1982), 3149.
- (5) 芦塚・ほか3名, 窯協, 94 (1986), 1142.
- (6) 鈴木・ほか2名, 金属誌, 40-3 (1976), 211.
- (7) 三好・ほか2名, 機論, 51-471, A (1985), 2489.
- (8) Raju, I. S. and Newmann, J. C., *Eng. Fract. Mech.*, 11 (1979), 817.
- (9) 竹内, 熱応力, (1971), 294, 日新出版.
- (10) Becher, P. F., ほか3名, *Ceramic Bulletin*, 59-5 (1980), 542.
- (11) 尾田・ほか2名, 機論, 55-512, A (1989), 790.
- (12) 鈴木, 超硬合金と焼結硬質材料, (1986), 314.
- (13) 水沢, 超硬バイトの使い方, (1978), 42, 工学図書.
- (14) 斉藤・ほか2名, タンガロイ, 27-34 (1987), 31.
- (15) 日本金属学会編, 金属データブック, (1974), 12, 丸善.