

超硬合金の微小疲労き裂進展挙動に及ぼす応力比の影響*

石原 外美^{*1}, 五嶋 孝仁^{*1}
足立 晃一^{*2}, 吉本 隆志^{*3}

Effect of Stress Ratio on the Short Fatigue Crack Growth Behavior in Cemented Carbides

Sotomi ISHIHARA, Takahito GOSHIMA,
Koichi ADACHI and Takashi YOSHIMOTO

Four point bending fatigue tests were performed on cemented carbides to investigate an effect of stress ratio on the short fatigue crack growth behavior in air. At the region of high crack growth rates, the maximum stress intensity factor, K_{\max} , is a dominating factor for crack growth behavior, while at the region of low crack growth rates, stress intensity factor range, ΔK accelerates the crack growth rates with the aid of the maximum stress intensity factor, K_{\max} . The enhanced crack growth rate brought by cyclic stressing at the low K_{\max} region is expected to be concerned with cyclic fatigue damages; i.e., loosening of a interface between WC grain and binder phase ahead of the crack tip, and also removal of bridging parts at the crack wake.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Short Crack, Stress Ratio, Microstructure, Sintered Materials

1. 緒 言

超硬合金は強度、破壊非性等の諸特性に優れているため、高速機械加工における工具材として、多方面で利用されている。しかしながら、超硬合金、サーメット等の工具材は、その使用環境において、機械的振動および衝撃力、あるいは熱応力によりクラックが発生し破壊に至ることがある⁽¹⁾。超硬合金の変形・破壊特性は、Co体積率、WC結晶粒径、WC粒とWC粒の結合度等の微視組織的要因の影響を受けることが多くの研究により明らかにされている^{(2)~(5)}。最近では破壊非性に関する研究も行われ、例えばSigl⁽⁶⁾らは硬脆材料の非性値向上に寄与する延性相の役割について検討し、非性増加は、き裂先端後方に存在する未破断延性相の塑性仕事に起因することを述べている。また、SiglとSchmauder⁽⁹⁾は超硬合金のき裂進展に関する有限要素解析を行っている。き裂先端部を多重リガメントモデルで近似することによりそこでのひずみ分布を計算し、ボイドの形成、そして成長によるリガメン

ト部の破壊を定量的に説明した。また、東郷、大塚ら⁽¹⁰⁾は、超硬合金のき裂先端前方の微視的応力・ひずみ場を有限要素法により調査し、主き裂前方のWC粒内に大きな微視応力が発生することから、き裂先端前方に多数のWC粒の微視割れ、もしくは相境界の微視き裂の発生の可能性を示した。

超硬合金の疲労破壊特性に対する研究は、橋内らによる事故解析⁽¹¹⁾並びに佐藤ら⁽¹²⁾によって圧縮疲労におけるWC粒径並びにCo含有量の疲労特性に及ぼす影響が検討されている。また、著者らによって繰返し熱衝撃下のき裂進展挙動の研究⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾がなされ、また超硬合金とサーメットの疲労き裂進展挙動の差違についても検討されている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。しかし、このような硬脆材料の疲労特性、とりわけ微小き裂進展挙動に関する研究は、実験の困難なこともある、その破壊機構の詳細についてはいまだ明確になっていないのが現状であろう。

本研究では超硬合金における微小疲労き裂の進展に対する負荷応力比の影響を明らかにすることを目的として、室温、大気中において、種々の応力比のもとで疲労試験を行い、微小疲労き裂進展挙動を調査した。そして微小疲労表面き裂の進展特性、き裂先端部の微視的破壊機構、き裂の形態等に及ぼす負荷応力比の影

* 原稿受付 1997年12月11日。

*¹ 正員、富山大学工学部(〒930 8555 富山市五福3190)。

*² 准員、(株)クボタ(〒556-8601 大阪市浪速区敷津東1-2-47)。

*³ 正員、富山大学大学院。

響について検討、考察を加えた。

2. 試験片および実験方法

2・1 試験片 用いた試験片素材は市販の超硬合金材である。その化学成分を表1に、機械的性質を表2に示す。用いた試験片形状は図1に示すような $4 \times 8 \times 25$ の矩形の四点曲げ試験片である。疲労試験に先だって、ビッカース硬度試験機を用いて、試験片中央部に約 $250 \mu\text{m}$ の表面き裂を導入した。負荷荷重は147 Nである。ビッカース圧痕による残留応力の除去⁽²⁰⁾並びに疲労き裂の観察を容易にするために、エメリー紙、ダイヤモンドペーストを用いて試験片表面を約 $40 \mu\text{m}$ 除去し、鏡面に仕上げた後実験に供した。

2・2 実験方法 用いた試験機は油圧サーボ疲労試験機である。荷重波形は正弦波、4種類の応力比、 $R=0.1, 0.5, 0.8$ 並びに -1 、最大曲げ応力260 MPa～400 MPaのもとで四点曲げ疲労実験を行った。なお、応力繰返し速度は10 Hzであった。試験環境として室温293 K、湿度60～70%の実験室環境で実験を行った。疲労試験は一定の応力繰返し数ごとに実験を中断し、連続実験時の80%の負荷のもとで、最大引張応力作用面のレプリカを採取した。得られたレプリカを400倍の光学顕微鏡で観察するとともに、SEMによってき裂の直接観察を行い、き裂の形態と長さの変化を調査した。応力拡大係数の計算にあたって、曲げ負荷を受ける表面き裂に対するNewmann-Rajuの式⁽¹⁸⁾を用いた。き裂形状比としては、疲労試験後の試験片の破断面のSEM観察より得られた、 $a/c=0.74$

Table 1 Chemical compositions of the material

wt(%)				
WC	TiC	TaC	NbC	Co
72	8	8	2	10

Table 2 Mechanical properties of the material

Young's ratio (GPa)	527.2
Fracture toughness ($\text{MPam}^{1/2}$)	12.7
Bending strength (MPa)	2600
Poisson's ratio	0.222

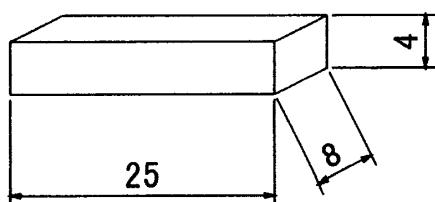


Fig. 1 Space and dimensions of specimen

を用いた。ここで a はき裂深さ、 c はき裂半長である。

3. 実験結果

3・1 き裂進展特性 図2に種々の応力比におけるき裂進展速度と応力拡大係数幅 ΔK の関係を示す。図2よりわかるように、き裂進展速度と ΔK の関係には負荷応力比が大きいほどき裂進展速度が速くなる傾向がある。すなわち、 $R=0.8$ では、 $\Delta K=0.98\sim1.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の範囲でき裂が進展するのに対し、 $R=-1$ の場合では、 $\Delta K=7.0\sim11 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の範囲でき裂が進展し、同じき裂進展速度を得るのに、両 R 比の ΔK には約10倍の違いが見られる。よって、き裂進展速度は ΔK によって一義的に規定されないといえる。

図3は種々の負荷応力比で得られた試験片表面におけるき裂進展速度と最大応力拡大係数 K_{\max} との関係を示したものである。図3より、 K_{\max} がおよそ $6.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上の比較的き裂進展速度の速い領域では、負荷応力比に依らず、き裂進展速度は K_{\max} により一義的に規定される。しかし、き裂進展速度の遅い低 K_{\max} 領域では、き裂進展速度は K_{\max} により一義的に規定されない。すなわち、 $R=-1$ におけるき裂進展下限界値は $2.9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であるのに対し、 $R=0.8$ のそれは $6.3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 程度となることから、負荷応力比が小さくなるほどき裂進展速度が加速することがわかる。

以上の実験結果が示すように、超硬合金のき裂進展特性は、き裂進展速度の速い領域では K_{\max} によって支配されるが、き裂進展速度の遅い領域では、き裂進

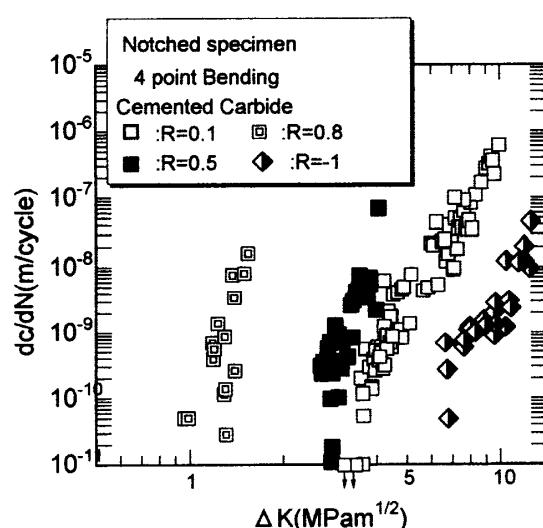


Fig. 2 Relationships between dc/dN and stress intensity factor range, ΔK , at several stress ratios

展速度に ΔK 、すなわち繰返し応力の影響が明らかに存在する。

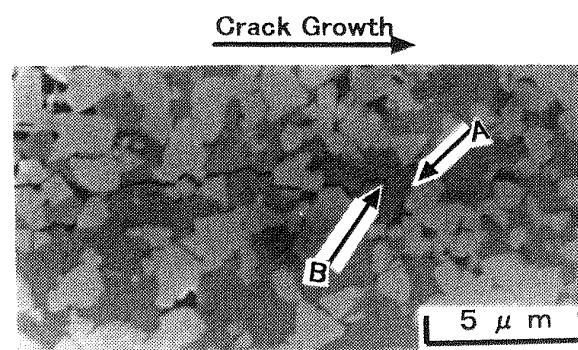
3・2 き裂の微視的進展形態 図4は、応力比 $R=0.1$ における疲労き裂進展経路を連続的に観察した結果を示したものである。図中の矢印Aはき裂先端を、矢印Bは前回測定時点のき裂先端を示したものである。

このようなSEM写真から、き裂進展速度の速い高 K_{\max} 領域と遅い低 K_{\max} 領域のき裂進展経路を明らかにするために、き裂の微視的形態を定量的に調査した。き裂の微視的形態の調査は、図5に模式図を示すように、単位き裂長さ C_i と基準線に対するき裂偏向角度 α_i を求めることによって行った。結果を図6のワイブル分布に示す。図中には、比較のために、直線切断法により求めたWCの平均結晶粒径 d_m と、結晶粒の平均間隔 d_i を示してある。

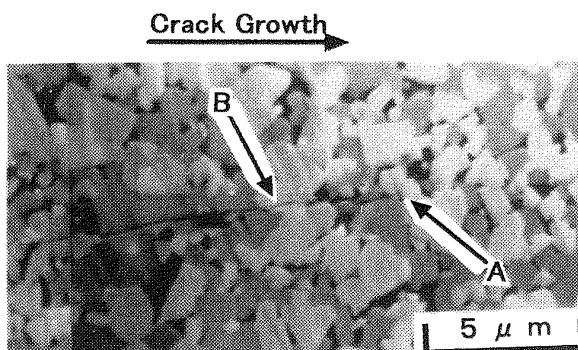
図6より、 $K_{\max}=4.0 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の低き裂進展速度域では、平均単位き裂長さは $C_1=0.5 \sim 1.0 \mu\text{m}$ と短いものが多いのに対し、 $K_{\max}=7.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の高き裂進展速度領域では、平均単位き裂長さ $C_1=1.0 \sim 1.3 \mu\text{m}$ と低 K_{\max} 域と比較して長いことがわかる。一方き裂の偏向角度 α_i は、低き裂進展速度域では、大半が30度以上で、50度を超えるものも30%近くもある。一方、高き裂進展速度域では、 α_i の多くが30度以下であり、50度を超えるものは10%程度となっている。以上の実験事実を要約すると、低き裂進展速度域のき裂の微視的形態は、単位き裂長さが短く、偏向角度も大きく、き裂はかなりジグザグに進展する。一方、高き裂進展速度域では、単位き裂も長く、比較的直線的

なき裂進展形態を示す。また、観察された半数以上の単位き裂 C_i が、WCの平均結晶粒 d_m あるいは結晶粒の平均間隔 d_i と同程度の長さをもっていることがわかる。加えて高 K_{\max} 領域では、き裂先端に微小き裂が先行して発生する様子が確認できた。

3・3 疲労破面観察 試験片表面の微視き裂の進展形態に加えて、 $R=0.1$ における疲労破面の観察を行った。結果を図7のSEM写真に示す。図7(a)は、き裂進展速度の遅い $K_{\max}=4.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ における疲労破面を示したものである。写真よりわかるように、破面上には長い結晶粒の引抜けた後の穴や突出部が多く見られ、凹凸の激しい破面となっている。それに対し、図7(b)のき裂進展速度の速い $K_{\max}=7.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の疲労破面は、比較的凹凸の少ないフラットな面になっていることがわかる。以上の破面観察結果は、試験片表面の微視き裂形態の観察結果と同一の



(a) $R=0.1, K_{\max}=4.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}, 6.2\times 10^{-11} \text{ m/cycle}$



(b) $R=0.1, K_{\max}=7.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}, 1.1\times 10^{-8} \text{ m/cycle}$

Fig. 4 Typical examples of crack morphologies for the propagating crack at stress ratio, $R=0.1$

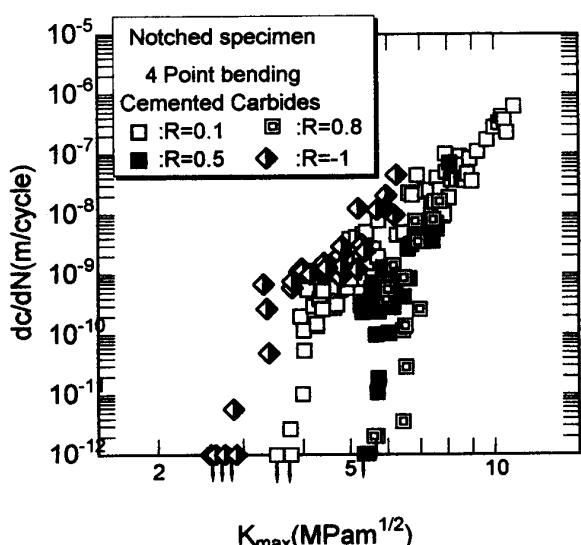


Fig. 3 Relationships between dc/dN and maximum stress intensity factor, K_{\max} , at several stress ratios



Fig. 5 A schematic illustration of the zig-zag crack which define the unit crack length C_i , and the deflecting crack angle, α_i

傾向を示している。

3・4 疲労き裂進展過程におけるき裂とWC結晶粒との相互作用とき裂進展速度の局部変動 疲労き裂が、き裂先端前方のWC結晶粒と干渉しながら、どのように進展するかを調査するために、疲労過程の連続観察を行った。き裂進展実験は $R=0.1$, K_{\max} =一定の条件で行った。図8は、観察起点からのき裂の進展長さを横軸に、縦軸にはそのときのき裂進展速度をとり、両者の関係を示したものである。なお図中には、き裂とWC結晶粒が相互干渉している様子が模式的に示されている。

図8(a)は、 K_{\max} が $6.1 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ と比較的大きく、き裂進展速度の速い領域の観察結果を示したものである。ここでき裂先端は、図中、点3, 4および7で示されるように多少停滯する様子が見られたものの、ほとんどの場合、き裂はWC結晶粒に突き当たっても停止せず、ほぼ一定のき裂進展速度で連続的に進展した。き裂が進展する様子は、き裂先端のWC結晶粒を割って直線的に進んだり、あるいは結晶粒をとばしてその背後にき裂を発生させたり、あるいは結晶粒を迂回して進んだりと多彩であった。

図8(b)は、 K_{\max} が $4.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ と小さく、図8(a)と比較して約1けた程き裂進展速度の低い領域での観察結果である。この領域では、例えば図中の3,

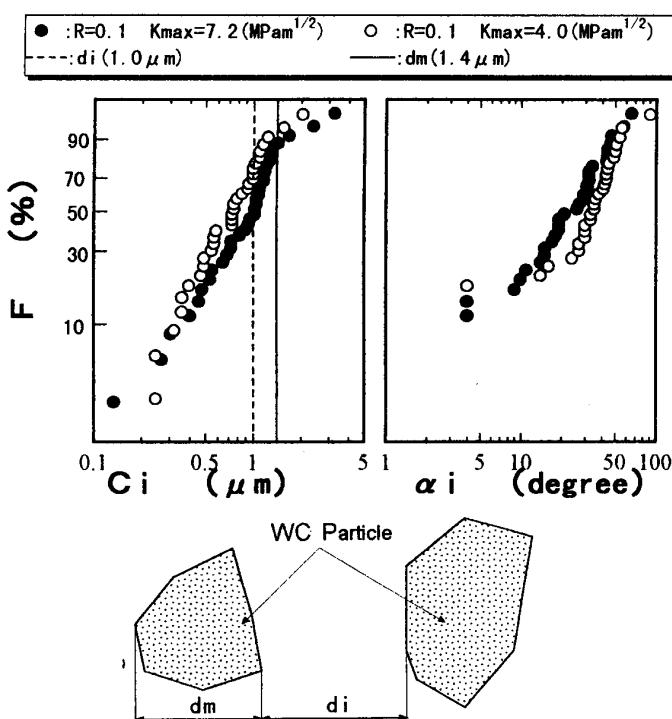


Fig. 6 Distributions of the unit crack length, C_i , and deflecting crack angle, α_i , obtained at $K_{\max}=4.0$, and $7.2 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

4点のように、き裂は進展途上でWC結晶粒とぶつかっていったん停止するが、その後の繰返し荷重の負荷によって、結晶粒を迂回して進展する。しかしき裂は、図中6および7点のようにすぐに次の新しいWC結晶粒に突き当たって停止してしまう。このように、き裂はWC結晶粒との遭遇、粒界での進展の停滞、結晶粒の迂回といったプロセスを繰返す。このため、低 K_{\max} 領域のき裂進展は、極めてゆっくりとかつ不連続な進展挙動を示す。

同様の実験を負荷応力比の大きい、 $R=0.5$ の条件でも行った。き裂の進展経路には、応力比 $R=0.1$ と $R=0.5$ の間に明確な差異は見られなかつたが、き裂先端の破壊様相については次のような相違点が見られた。まず、 K_{\max} が小さくき裂進展が不連続な領域では、 $R=0.5$ においても $R=0.1$ の場合と同様、き裂はWC結晶粒に突き当たった後、一定の応力繰返し後、WC結晶粒子を迂回し進展する様子が観察された。しかし、この場合、き裂が停止してから再び進展を開始

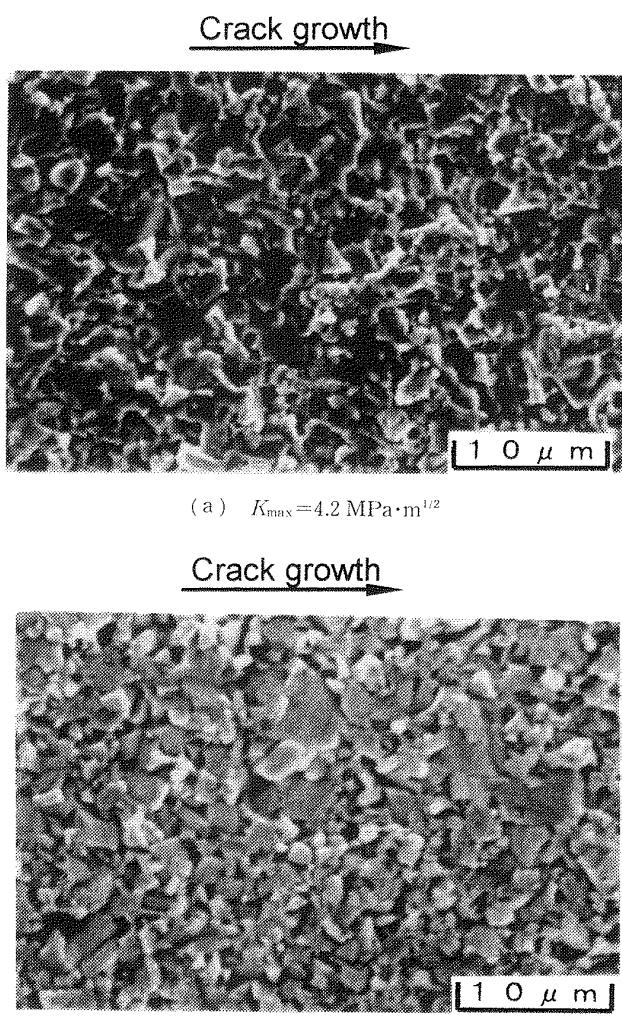


Fig. 7 Fractography for both $K_{\max}=4.2$ and $7.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

するまでに必要とされる応力繰返し数は、負荷応力比が大きいほうがより多くなった。極端な場合、き裂停止後、いくら繰返し荷重をかけてもき裂の再進展は起こらず、完全に止まってしまうことも観察された。き裂が完全に停止した後、最大応力拡大係数 K_{\max} の値を変えずに、負荷応力比のみを $R=0.5$ から $R=0.1$ に減少させ繰返し荷重をかけることによって、一定の繰返し数後き裂は再び進展を開始した。一方、 K_{\max} が大きく、き裂進展速度が速くかつ連続的に進展する領域では、き裂進展速度、き裂進展形態とも、負荷応力比によらずほぼ一定の傾向を示し、負荷応力比によるき裂進展挙動の差異は認められなかった。

4. 考 察

4・1 き裂進展下限界条件 硬質粒子によって強化された金属基複合材の疲労き裂進展に関する過去の研究⁽⁶⁾⁽⁸⁾では、き裂進展下限界値において、き裂先端の塑性域寸法が硬質粒子径を越える必要のあることが

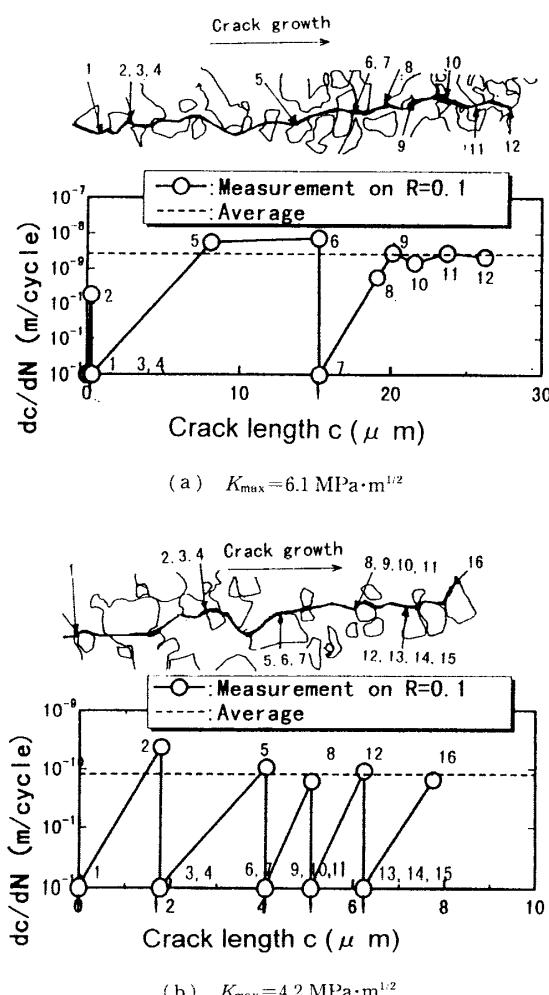


Fig. 8 Variation of crack growth rate due to an interaction between crack and WC grains

指摘されている。例えば、Shang ら⁽⁶⁾は、SiC 強化アルミニウム合金を対象に、Atkinson⁽⁷⁾らの影響関数を用い、き裂先端部の応力分布を考慮したき裂進展解析を行っている。それによれば、硬質粒子が母材の数倍以上の強さを持つ場合、き裂先端が硬質粒子に到達し、き裂先端の塑性域寸法が硬質粒子径よりも大きいとき、き裂は進展するとしている。また、Li ら⁽⁸⁾は、数種類の Al_2O_3 強化アルミニウム複合材を用いて、種々のき裂長さ、負荷応力のもとでき裂進展挙動を調査している。その結果、特に本研究と同様き裂が短い場合には、結晶粒を迂回するなど、き裂が不規則かつ不連続的に進展することを報告している。また、き裂が進展を続けるには、塑性域寸法が平均結晶粒径を越える必要があるとしている。

本研究で用いた超硬合金のき裂進展下限界条件において、塑性域寸法と平均 WC 粒径の間にどのような関係があるかを検討した。表 3 に、各応力比におけるき裂進展下限界値 $K_{\max, th}$ とそのときの単調塑性域寸法を一括して示す。塑性域寸法は、平面応力状態に対する式(1)⁽¹⁷⁾を用いて計算した。

$$R_p = (1/2\pi) \times (K_{\max}/\sigma_{ys})^2 \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで、降伏応力 σ_{ys} として 2 080 MPa を用いた。また、WC の平均結晶粒径は直径が $0.3 \mu\text{m}$ 以上の粒子を対象に求めた。この理由は $0.3 \mu\text{m}$ 以下の微細な WC 粒子はき裂の阻止効果をほとんどもたなかつためである。表 3 よりわかるように、高応力比のき裂進展下限界値において計算された塑性域寸法は、平均 WC 結晶粒径 $1.4 \mu\text{m}$ とほぼ一致している。しかし、応力比の減少に伴い K_{\max} における塑性域寸法は減少している。このことは、低応力比では、4・2 節で考察するように K_{\max} と ΔK の共同作用によって、平均 WC 結晶粒径 (d_m) よりも小さな塑性域寸法でも、き裂は進展可能であることを示唆している。

4・2 き裂進展挙動に及ぼす応力比の影響

4・2・1 低 K_{\max} 領域 4・2・1 項では、低き裂進展速度領域において、負荷応力比によりき裂進展特性に差異が生じる原因について検討する。き裂進展下限界値近傍のき裂進展では、き裂先端部の塑性域寸法と WC 結晶粒子の大小関係がき裂の進展に大きな影響を及ぼすことを既に述べた。

Table 3 Plastic zone size at $K_{\max, th}$

R	$K_{\max, th} (\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2})$	$R_p (\mu\text{m})$	R_p / d_m
0.1	4.1	0.6	0.44
0.5	5.2	1.0	0.75
0.8	5.9	1.3	0.96

図9の模式図に示すように、き裂がWC結晶粒子にちょうど到達している状態を考える。 $R=0.1$ におけるような低応力比で、かつき裂進展速度域の実験では、前述したように、き裂先端の塑性域寸法は平均結晶粒径以下で小さいため、結晶粒を割ったり、あるいはその後方の結合相に新しい微視き裂を発生させるだけの駆動力をもたない。そのため、き裂は強度、韌性が低いと考えられるWC粒子と結合相の界面を縫うようにジグザグ状に進展する。き裂先端に生じるこのようなき裂進展経路の迂回は、WC粒子と結合相界面のゆるみや微小割れが垂直応力(モードI成分)並びにせん断応力(モードII成分)の繰返し負荷によって促進されることによって生じるものと考えられる。低応力比では、界面における垂直応力の振幅 $\Delta\sigma$ 、並びにせん断応力の振幅 $\Delta\tau$ は、高応力比に比較して大きく、そのためWC粒子と結合相の界面のゆるみや微小割れの発生が速やかに起こる。以上の理由により、低応力比では、迂回を伴うき裂進展が高応力比に比較して促進されることによって生じるものと考えられる。

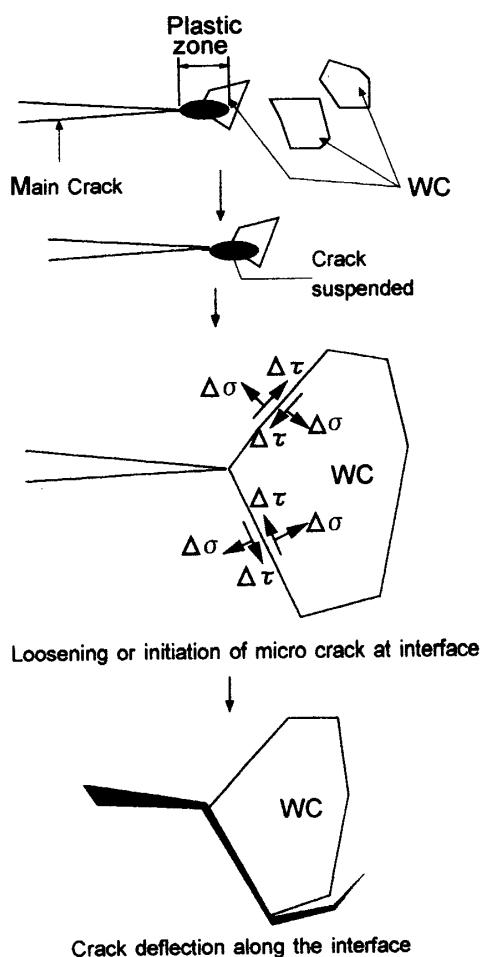


Fig. 9 Crack growth acceleration mechanism due to cyclic stress at lower stress intensity factor, K_{\max}

されるものと考えられる。

上述のき裂先端に生じる損傷過程に加えて、き裂先端後方では、未破断の架橋部が多く観察された。このような架橋部は、き裂先端のき裂進展駆動力を減少させ、き裂の進展速度を減少させることが、セラミックス等の多くの材料について観察されている⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。繰返し応力の負荷はこのような架橋部の解消を促進し、き裂進展速度を加速させることができることが認識されている。本研究の低き裂進展速度域における低応力比の実験では、高応力比に比べて繰返し応力(疲労)の影響が相対的に強くなるため、架橋部の解消がより促進され、き裂進展速度が加速したものと考えられる。

4・2・2 高 K_{\max} 領域 一方、き裂進展速度が 10^{-9} m/cycle以上と比較的速い領域では、負荷応力比によらず、き裂はほとんど停滞することなく進展し続けた。式(1)を用いて高き裂進展速度域の主き裂前方の塑性域寸法を見積もると $2.0\sim4.5\mu\text{m}$ となり、平均WC結晶粒径 $1.4\mu\text{m}$ よりも3倍以上も大きくなっている。高 K_{\max} 領域では、図10に模式図を示すように、き裂先端の塑性域寸法は、結晶粒数個分と十分に大きく破壊力も大きい。このため、結晶粒に突き当たっても、き裂はその結晶粒を割りながら進展する。また結晶粒を割ることができないときでも、その結晶粒をとばして前方に微小き裂が発生し、き裂の進展を促すため、き裂進展速度はほぼ一定で、安定した連続的なき裂進展を示す。このようなき裂進展過程では、き裂の駆動力は主として K_{\max} で規定されるので、 ΔK の影響が入らず、したがって、応力比の影響も観察されない。

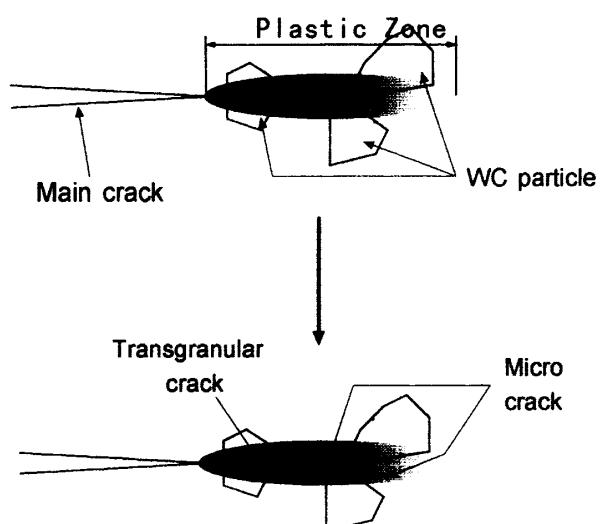


Fig. 10 Crack growth mechanism at higher stress intensity factor

5. 結論

超硬合金の微小疲労き裂進展特性に及ぼす負荷応力比の影響を調査し、以下の結論を得た。

(1) き裂進展速度の高い高 K_{\max} 領域では、負荷応力比に依らず、き裂進展速度は K_{\max} により一義的に規定される。しかし、き裂進展速度の遅い低 K_{\max} 領域では、き裂進展速度は K_{\max} により一義的に規定されず、負荷応力比が小さくなるほどき裂進展速度は加速した。したがってき裂進展速度に ΔK による応力変動の影響が明らかに存在する。

(2) 低き裂進展速度域におけるき裂の微視的形態は、単位き裂長さが短く、偏向角度も大きく、き裂はジグザグ状に進展する。一方、高き裂進展速度域では、単位き裂長さも長く、比較的直線的なき裂進展形態を示す。以上の傾向は、疲労破面の観察においても確認された。

(3) 高 K_{\max} 領域では、き裂は WC 結晶粒を割つて直線的に進んだり、あるいは結晶粒をとばしてその背後に微小き裂を発生させたりするなど、停滞せずほぼ連続的に進展した。このような特徴は応力比の大小に依らない。一方低 K_{\max} 領域では、き裂は、WC 結晶粒界での進展の停滞、そして粒界と結合相の界面への迂回といったプロセスを経て、ゆっくりとした、しかも不連続的な進展挙動を示した。このような特徴は負荷応力比の大きい場合ほど顕著となった。

(4) き裂進展下限界値において計算された塑性域寸法は、高応力比の場合、平均 WC 結晶粒径 $1.4 \mu\text{m}$ と一致した。しかし低応力比では、平均 WC 結晶粒径よりも小さな塑性域寸法でもき裂は進展した。

(5) 低 K_{\max} 領域のき裂進展過程では、き裂先端前方の WC 粒子と結合相の界面におけるゆるみ、および微小割れの発生、並びにき裂後方に存在する架橋部の解消が繰返し応力の負荷によって促進される。低応力比では、高応力比と比較して繰返し変動成分が大き

いため、上記の疲労損傷は低応力比の場合ほど顕著となり、き裂進展速度が加速する。高 K_{\max} 領域では、き裂先端の進展駆動力が大きく、進展過程は主として K_{\max} に支配されるため、WC 粒のへき開破壊が支配的となる。そのため、負荷応力比による進展特性の差はほとんど見られない。

文 献

- (1) 井寄祐介・ほか 2 名、日立金属技報、5(1987), 65-70.
- (2) Chermant, J. L. and Osterstock, F., *J. Mater. Sci.*, 11 (1976), 1939-1947.
- (3) Evans, A. G. and McMeeking, R. M., *Acta Met.*, 34 (1986), 2435-2441.
- (4) 鈴木寿、超硬合金と焼結硬質材料(基礎と応用)、(1986), 2, 丸善。
- (5) Shang, J. K. and Ritchie, R. O., *Acta Met.*, 37(1989), 2267-2278.
- (6) Sigl, L. S. and Fischmeister, H. F., *Acta Met.*, 36(1988), 887-897.
- (7) Atkinson, C., *Int. J. Eng. Sci.*, 10(1972), 127-137.
- (8) Li, C. S. and Ellyin, F., *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, 18(1995), 1299-1309.
- (9) Sigl, L. S. and Schmauder, S., *Int. J. Fract.*, 36(1988), 305-317.
- (10) 東郷敬一郎・大塚昭夫・田川哲哉、機論、56-532, A (1990), 2417-2424.
- (11) 橋内良雄・前田豊・吉久悦二、材料、463(1991), 656-662.
- (12) 佐藤健吉・本田晴彦、機論、56-526, A (1996), 1378-1382.
- (13) 石原外美・五嶋孝仁・野村幸司・吉本隆志、機論、63-610, A (1997), 65-71.
- (14) 石原外美・五嶋孝仁・宮尾嘉寿・吉本隆志・竹花紳一、機論、57-536, A (1991), 824-830.
- (15) 石原外美・五嶋孝仁・中山一陽・吉本隆志、機論、62-598, A (1996), 1327-1332.
- (16) Ishihara, S., Goshima, T., Yoshimoto, T. and Nomura, K., *Proc. 6th Int. Fatigue Congress, Fatigue 96*, (1996), 1633-1638, Berlin.
- (17) Knott, J. F., *Fundamentals of Fracture Mechanics*, (1973), 246, Halsted Press.
- (18) Newmann, J. C. Jr. and Raju, I. S., *NASA Technical Paper*, 1578(1979).
- (19) Kishimoto, H., Ueno, A. and Okawara, A., *J. Am. Ceram. Soc.*, 77(1994), 1324-1328.
- (20) 石原外美・五嶋孝仁・原裕志・墨徹也、機論、63-610, A (1997), 1183-1190.