

WC-Co超硬合金の疲労き裂進展特性の評価[†]

広瀬 幸雄* 夫 明 煥**
岸 陽 一*** 朴 栄 哲****

Evaluation of Fatigue Crack Growth Characteristics of WC-Co Cemented Carbides

by

Yukio HIROSE*, Myung-Hwan BOO**, Yoichi KISHI*** and Young-Chul PARK****

The fatigue crack growth tests of WC-Co Cemented Carbides were carried out in a wide range of fatigue crack growth rate covering the threshold stress intensity factor range ΔK_{th} . The effects of the stress ratio, Co volume fraction and the phase transformation of Co on the fatigue crack growth characteristics were investigated on the basis of fracture mechanics and fractography. The crack growth rate was measured using 3-point bending specimens. Crack growth tests were carried out at 10Hz and the stress ratio $R = 0.1$ and 0.5 . The main results obtained are as follows;

- (1) The Paris rule can be applied between da/dN and ΔK and it is shown to be $da/dN = C(\Delta K)^m$.
- (2) The fractography of the fracture surface, shows that brittle fracture occurs in the Co binder phase at the stress rate $R = 0.1$ but ductile fracture occurs in the Co binder phase at $R = 0.5$.
- (3) The relation of $da/dN - \Delta K_{eff} / E$ of WC-Co cemented carbides shows the characteristic in the middle of the other metals and the alumina ceramics.
- (4) The Co binder phase undergoes phase transformation by repeated deformation and so it affects the characteristics delicately.

Key words: Fatigue crack growth, WC-Co cemented carbides, Stress intensity factor, Stress ratio, Phase transformation

1 緒 言

WC-Co 超硬合金は、広い温度範囲において高い硬度を有しており、高強度で諸物性が安定であることを特徴とした材料である。¹⁾そのため硬度、強度、耐衝撃性などを要する切削工具や、各種機械部品や超高压発生装置等の構造用材料として幅広く用いられている。

これまでに、WC-Co 超硬合金の基礎的物性に関して、抗折強度・じん性実験などによる破壊起点と組織的な因子^{2)~5)}や研削加工による表面への影響⁶⁾また硬質被膜を被覆した場合の被膜と母材の強度の関係⁷⁾や熱残留応力の発生メカニズム⁸⁾など数多くの研究が実施されてきている。また、実用上特に重要視される疲労特性についても幾つかの報告がされている。^{9), 10)}それらの報告では、繰返し数の増加とともに γ -Co から ϵ' -Co へと変態するために、そのような構造変化に起因して疲労き裂が Co 部より発生し、その後き裂は Co 部を選択的に進展、合体し最終的に破断に至ることが明らかとなっている。このように、疲労き裂進展挙動に対しては Co の相変態が多大な影響を与えるものと予測できるが、これまで両者の関係について詳細に調査された報告例は非常に少ないのが現状である。

そこで、本研究では EC (Edge Compression) 法¹¹⁾により予き裂を導入した WC-Co 超硬合金を用いて、疲労き裂進展試験を行い、き裂進展特性に及ぼす Co 含有量および応力比 R の影響について考察を行った。また、得られた破面に対してフラクトグラフィを実施し、疲労き裂進展メカニズムについて詳細に検討した。さらに、これまでの報告では Co の相変態については、焼結状態では fcc 構造の γ -Co であるが、外部的負荷によりその一部がマルテンサイト変態によって hcp 構造を呈する ϵ' -Co となることが明らかになっていることから、¹²⁾ γ -Co から ϵ' -Co への相変態挙動を X 線的に検討し、本合金の疲労き裂進展に及ぼす相変態の影響について併せて検討を行った。

2 実験方法

2.1 供試材および試験片

供試材は真空焼結した (WC 粒度約 $3\mu\text{m}$) WC-16, 25% (Co の含有量は wt.% で表す) Co を用いた。供試材の代表的な機械的性質を Table I に示す。Table I 中の曲げ強度は JIS R 1601 に準拠した三点曲げ試験により、また破壊じん性値は EC 法により予き裂を導入した試験片で求めた。

† 原稿受理 平成 8 年 10 月 14 日 Received Oct. 14, 1996

* 正 会 員 金沢大学理学部計算科学科 〒920-11 金沢市角間町, Dept. of Comp. Sci., Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

** 学生会員 金沢大学大学院 〒920-11 金沢市角間町, Graduate Student, Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

*** 正 会 員 日本工業大学材料試験研究センター 〒345 埼玉県南埼玉郡宮代町, Mat. Res. & Testing Center, Nippon Inst. of Tech., Miyashiro-machi, Saitama, 345

**** 東亜大学校工科大学機械工学科 〒607-714 韓国釜山市沙下区下端洞, Dept. of Mech. Eng., Dong-A Univ., Saha-gu, Pusan, Korea, 607-714

本実験に用いた試験片の形状と寸法を Fig. 1 に示す。予き裂の導入は機械的加工により 1.0mm の切欠きを入れ、Fig. 2 に示す EC 法により約 1mm の予き裂を導入し、これを疲労き裂進展試験の際のスタータき裂とした。

2・2 疲労き裂進展試験

疲労き裂進展試験は電気油圧サーボ式疲労試験機を用い、スパン長さ 40mm の三点曲げ負荷で繰返し疲労試験を行った。試験条件は正弦波、荷重繰返し速度 $f = 10\text{Hz}$ 、応力比 $R = 0.1$ および 0.5 で、ASTM 規格 E647-91¹³⁾ に従って ΔK 漸減および ΔK 漸増試験を行った。試験環境は温度 20°C 、湿度 40% で一定とした。き裂長さは読取り顕微鏡を用いて測定し、表裏の平均長さをき裂長さ a とした。また、応力拡大係数範囲 ΔK の値は Srawley の式¹⁴⁾を用い、式 (1) により算出した。

$$\Delta K = \frac{3S \cdot \Delta P}{2B \cdot W^{3/2}} \cdot F(a/W) \quad (1)$$

ここで、 S はスパンの長さ、 ΔP は荷重変動幅、 B は板厚、 W は板幅、 $F(a/W)$ は修正項である。

2・3 き裂開閉口挙動の観察

き裂開閉口挙動の観察は除荷弾性コンプライアンス法¹⁵⁾により行った。試験片に取り付けたクリップゲージの出力をアナライジングレコーダ (YOKOGAWA AR1100A) に取り込み、き裂開閉口荷重を求めた。有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} は式 (2) により求めた。

$$\begin{aligned} \Delta K_{\text{eff}} &= K_{\text{max}} - K_{\text{op}} \quad (K_{\text{op}} > K_{\text{min}}) \\ &= K_{\text{max}} - K_{\text{min}} = \Delta K \quad (K_{\text{op}} \leq K_{\text{min}}) \end{aligned} \quad (2)$$

ここで、 K_{max} は最大応力拡大係数、 K_{min} は最小応力拡大係数、 K_{op} は P_{op} より求めたき裂開口応力拡大係数である。

3 実験結果および考察

3・1 疲労き裂進展特性

き裂進展実験で得られた WC-16%Co および WC-25%Co のき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 3 に示す。Fig. 3 中の矢印は下限界 ΔK_{th} を示す。まず両材料の da/dN - ΔK の関係についてみると若干のばらつきは認められるが低き裂進展速度域から高き裂進展速度域まで、それぞれ 1 本の曲線で近似することができた。また、低き裂進展領域においては ΔK の減少に伴い da/dN が非常に小さい値となる疲労き裂進展

Table I. Mechanical properties.

Materials	$E(\text{GPa})$	$\sigma_f(\text{MPa})$	$K_{IC}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$	HV
WC-16%Co	516	2925	14.4	969
WC-25%Co	456	2666	16.3	812

E : Young's modulus σ_f : Bending strength
 K_{IC} : Fracture toughness value

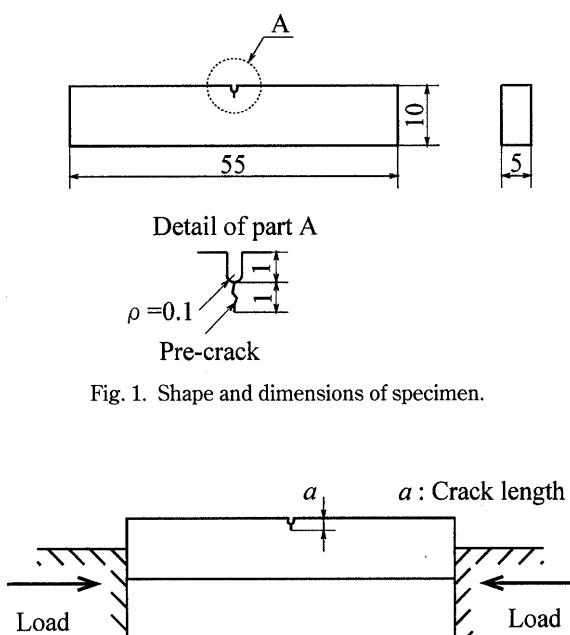


Fig. 1. Shape and dimensions of specimen.

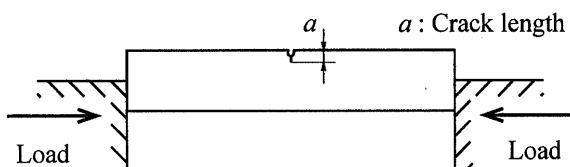


Fig. 2. Schematic illustration for EC method.

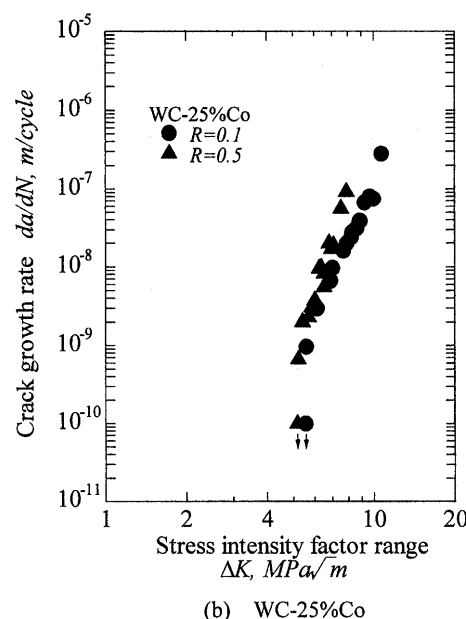
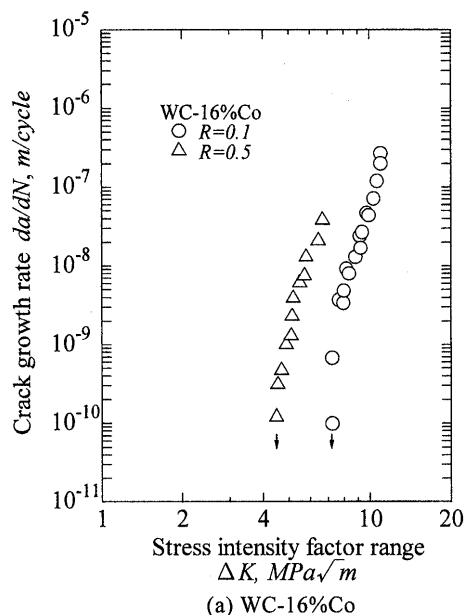


Fig. 3. Relationship between crack growth rate and stress intensity factor range.

の下限界値 ΔK_{th} の存在も確認された。

応力比の影響についてみると WC-16%Co では明らかな応力比の影響が認められ、応力拡大係数範囲が同一の場合、全領域を通し応力比が大きいほど da/dN は速くなっている。つまり、 ΔK_{th} は応力比 $R = 0.1$ よりも $R = 0.5$ の方が小さな値となる傾向があることが分かる。これに対して WC-25%Co は静疲労の影響が現れると考えられる高き裂進展速度領域で $R = 0.1$ と $R = 0.5$ とのデータ間に若干差異が認められるものの、低き裂進展速度領域ではデータが比較的良好にまとまっており、応力比の影響が認められず、 ΔK でほぼ一義的に整理できた。

一般の金属材料においては、特定領域の ΔK の範囲で、き裂進展速度 da/dN は式 (3) に示す関数形で表示できることが実験的に求められており、パリス則としてよく知られている。今回得られた WC-Co 超硬合金の da/dN - ΔK 線図も両対数線図上で直線関係が成立した。

$$da/dN = C \cdot (\Delta K)^m \quad (3)$$

Table II に式 (3) を用いて求めた第 II 領域 ($da/dN = 10^{-9} \sim 5 \times 10^{-8}$ m/cycle) におけるパリス則の材料定数 C , m を示す。Table II から分かるように WC-Co 超硬合金の da/dN - ΔK 関係の m 値は一般の金属材料 ($m = 2 \sim 5$) よりは大きい、玉井¹⁶⁾らによるアルミナセラミックス ($m = 20.65 \sim 29.3$) のそれよりは小さく、金属とセラミックスの中間的な値をとることが分かる。

Table II. Constant values of C and m .

Materials	R	C	m
WC-16%Co	0.1	2.23×10^{-15}	10.36
	0.5	2.77×10^{-14}	11.14
WC-25%Co	0.1	1.15×10^{-11}	6.92
	0.5	2.32×10^{-13}	9.33

3・2 き裂開口挙動

除荷弾性コンプライアンス法により各試験片に対して応力比 $R = 0.1$ および 0.5 の繰返し荷重下でのき裂開口挙動を測定した。その結果 WC-16%Co の $R = 0.1$ の場合、一般の金属材料と同様にき裂開口に起因して P (荷重) - ϕ (COD, き裂開口変位) 曲線には明確な変曲点が確認できた。しかし WC-16%Co の $R = 0.5$ と WC-25%Co の $R = 0.1, 0.5$ では変曲点が測定できなかった。き裂開口挙動の測定結果から計算したき裂開口比 U ($= \Delta K_{eff} / \Delta K$) と ΔK との関係を図 4 に示す。WC-16%Co 合金の $R = 0.1$ についてみると U の値はすべて 1 以下でき裂開口挙動が観察されるのが分かる。また、その値は 0.8 前後で ΔK の値が増加するに従い、わずかに増加する傾向を示す。 U の値はき裂開口現象の程度を示しているため、その値は ΔK の値が小さいほど小さくなっている。しかし、き裂開口挙動が観察できなかった WC-16%Co 合金の応力比 $R = 0.5$ と WC-25%Co 合金の $R = 0.1, 0.5$ についてみると、き裂開口比 U の値が全域において 1 となり、 ΔK の低い領域から高い領域までき裂

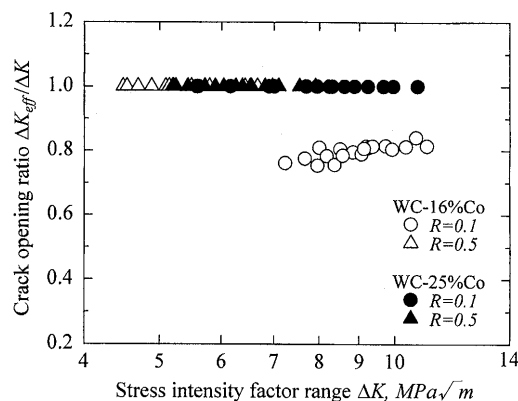


Fig. 4. Relationship between crack opening ratio and stress intensity factor range.

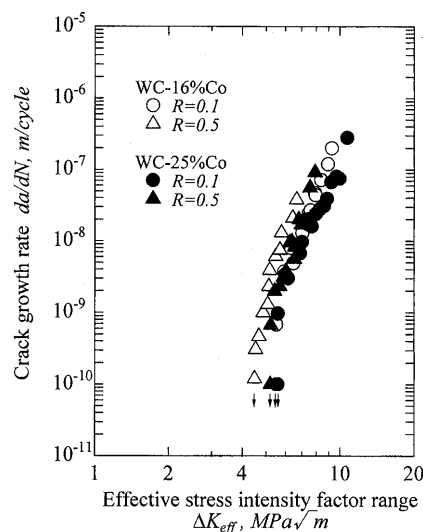


Fig. 5. Relationship between crack growth rate and effective stress intensity factor range.

開口挙動が観察されないことが分かる。

き裂開口レベル (K_{op}) の測定から式 (4) により求められる有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} による繰返し疲労き裂進展データの整理した結果を図 5 に示す。

$$da/dN = C' (\Delta K_{eff})^{m'} \quad (4)$$

ここで C' と m' は定数である。

WC-25%Co の場合、応力比を変化してもき裂開口挙動が観察されないため、 ΔK_{eff} の定義により $K_{op} = K_{min}$ であるから ΔK で整理した Fig. 3 (b) と変わらない。一方 WC-16%Co の疲労き裂進展特性に関しては、 ΔK_{eff} だけでそれを完全に説明することができない。これに関しては、破面の X 線測定結果とフラクトグラフィの結果をふまえて考察する。

3・3 フラクトグラフィ的検討

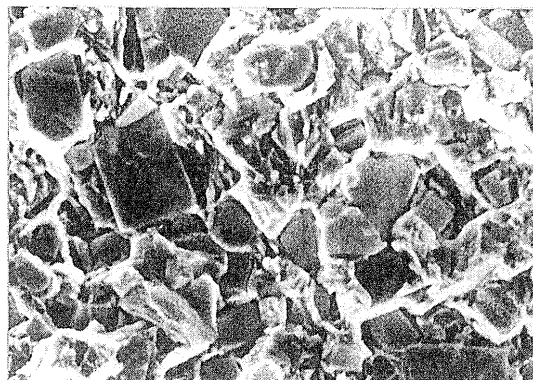
WC-Co 超硬合金は WC と Co からなる複合材料と考えることができる。J. L. Chermant⁴⁾ は WC-Co 超硬合金のき裂進展経路は WC の粒内、WC と WC との境界、WC と Co との境界および Co 内に分けることができると報告されており、さらに Co は破壊時に相変態することが知られているのでその変形・破壊挙動は組織因子に非常に強く支配されていると考えられる。したがっ

て、WC-Co 超硬合金のき裂進展経路（つまり破壊経路）は単純な形ではなく、組織因子の影響を強く受け、J. L. Chermant らが示した破壊経路のいくつかは混ざり合ったものになっていることが想像される。そこで、本実験材料がどのような疲労破壊形態になっているかを明らかにするために破面観察を行った。Fig. 6 に WC-25%Co 合金の破面観察の一例を示す。マクロ的にその破壊経路を観察してみると、き裂は WC と Co の境界、WC と WC との境界および Co 内のいずれかを進展していた。

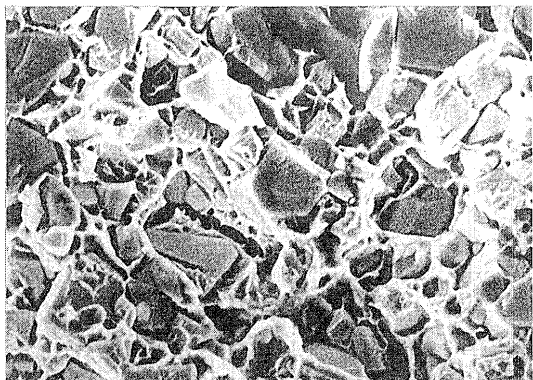
次に $R = 0.1$ および 0.5 の破面を比較してみると、定性的であるが、前者で Co 相がぜい性的に破壊した部分が多く認められ、一方後者では延性破壊を示すディンプルが多く確認された。また、 $R = 0.5$ の破面の一部で観察された WC 破壊部ではへき開破壊を特徴づけるリバーパターンが確認された。つまり WC-25%Co の場合、マクロ的にはどちらの応力比においても前述の想像のように複雑な破壊経路をとるが、ミクロ的には応力比によって破壊形態が異なっていることが明らかになった。

3・4 他の材料との比較

材料の種類が異なる場合、 ΔK (ΔK_{eff}) をヤング率で整理すると、ばらつきの少ない関係が得られる。¹⁷⁾他の材料との比較のために、本研究で得られた WC-Co 超硬合



(a) $R = 0.1$ $\Delta K_{\text{eff}} = 6.0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ $1\mu\text{m}$



(b) $R = 0.5$ $\Delta K_{\text{eff}} = 6.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ $1\mu\text{m}$

Fig. 6. Scanning electron micrographs of fatigue fracture surfaces. (WC-25%Co Crack growth direction is from left to right.)

金の疲労き裂進展特性をヤング率 E で整理した $da/dN \cdot \Delta K_{\text{eff}}/E$ 関係を Fig. 7 に示す。図中の実線は $da/dN = 10^{-9} \sim 5 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$ の全データの回帰直線であり、次式で与えられる。

$$da/dN = 2.04 \times 10^{31} (\Delta K_{\text{eff}}/E)^{8.07} \quad (5)$$

図中の破線は式 (5) の 4 倍および $1/4$ 倍の da/dN の範囲を示しているが、ほとんどのデータはこの範囲中に存在する。また比較のために図中に 3 種類の金属、球状黒鉛鉄、アルミニウム合金およびチタン合金の結果 ($da/dN = 2.66 \times 10^9 (\Delta K_{\text{eff}}/E)^{3.37}$)¹⁸⁾ を一点鎖線で、アルミナセラミックスの結果 ($da/dN = 2.09 \times 10^{117} (\Delta K_{\text{eff}}/E)^{23.05}$)¹⁶⁾ を二点鎖線で示す。異種金属の疲労進展は $da/dN \cdot \Delta K_{\text{eff}}/E$ 関係で表すと、材種に依存しなくなることが知られているが、WC-Co 超硬合金のき裂進展特性は図中の一点・二点鎖線とは一致しない。これは前節で述べたように、WC-Co 超硬合金の微視的な組織因子のため、一般の金属材料やセラミックスとは破壊状態が本質的に全く異なっていることに起因している。

3・5 Co の相変態

WC-Co 超硬合金の結合相として使われる Co は焼結時のような高温 (417°C 以上) では fcc 構造の γ -Co が、常温では hcp 構造の ϵ' -Co が安定な結晶構造である。ところが WC-Co 超硬合金中の Co は、焼結→冷却の際に WC と Co の熱膨張係数の差異で生じる WC の圧縮残留応力によって強い拘束を受けるために相変態が起こらないので、 γ -Co が合金中に残留する。つまり、高温で焼結された WC-Co 超硬合金中の Co は常温では不安定な fcc 構造の γ -Co であるので、研削、塑性変形、破壊等によって外部エネルギーを与えると安定な hcp 構造の ϵ' -Co に変態¹¹⁾する。

そこで、WC-Co 超硬合金の破壊機構に対して Co の相変態の果たす役割を調べるため、疲労き裂進展実験を行った試験片について X 線回折法により Co の γ (fcc) → ϵ' (hcp) 変態を調べた。X 線回折法には自動 X 線回折装

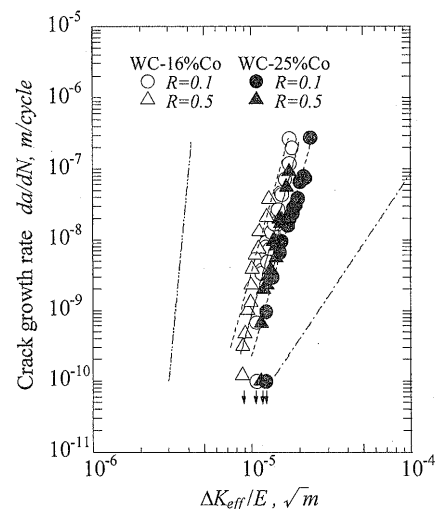


Fig. 7. Relationship between WC-Co cemented carbides of crack propagation and other materials. (---: other metals¹⁶⁾, - - - : alumina ceramic¹⁸⁾)

置を用い, CrK α 線で 40kV, 100mA の条件で, ϵ' -Co 101 を主に観測した. X線照射は $K_{\max} = 10 \sim 12 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の範囲で行った. WC-25%Co の破断面におけるX線回折観測の結果の一例を Fig. 8 に示す. そして, Table III はそれぞれの試験片の破面から求めた ϵ' -Co 101 の積分強度 I_N と γ -Co 111 から求めた積分強度 I_{N0} の比を示す. Co の相変態はいずれの破面にも発生しており, 中でも WC-25%Co の $R = 0.1$ で一番大きい積分強度が得られた. Co の相変態は Co の含有量が多いほど, また応力比が低いほど多く発生していることが分かる.

まず同じ応力比に対して WC-16% Co より WC-25% Co の方が相変態の発生が多いのは次のように考えられる. Co の含有量が少ないと, Co の間隔 (厚さ) λ ¹⁹⁾ が小さくなるので, Co には外部エネルギーが与えられても十分な塑性変形ができず破壊される. しかし, Co の含有量が多い WC-25%Co では合金中の Co の量が増えるために, WC-16%Co より WC 粒子同士の接触率が減少し Co の間隔 λ が大きくなるので, Co に与えられる塑性変形量が多くなる. その結果, Co の相変態の発生量は WC-16%Co より WC-25% Co の方が多くなると考えられる. つまり, 同じ応力比に対して WC-16% Co より WC-25%Co に生じる Co の塑性変形量が多いので Co に生じる積層欠陥量が多くなり, 運動する変態転位量も多くなるので, Co の変態量は WC-25%Co の方が多くなったと考えられる. 次に同一 Co の含有量に対しても応力比 $R = 0.5$ より $R = 0.1$ で多量の相変態が観察されるのは次のように考えられる. 応力比 $R = 0.1$ では $R = 0.5$ よりもき裂

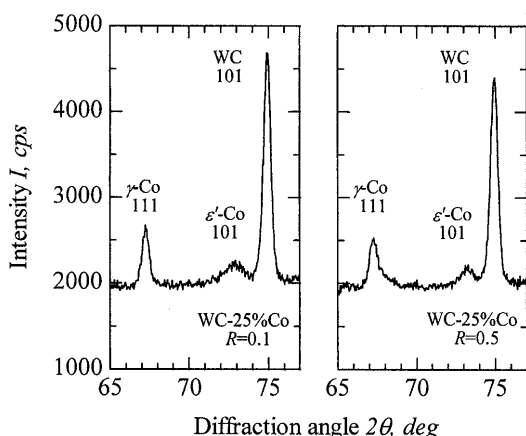


Fig. 8. X-ray diffraction patterns of WC-25%Co alloy. ($K_{\max} = 10 \sim 12 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)

Table III. Integrated intensity rate of phase transformation.

Materials	R	Integrated intensity rate
		I_N / I_{N0}
WC-16%Co	0.1	0.297
	0.5	0.110
WC-25%Co	0.1	0.701
	0.5	0.269

I_N : Integrated intensity of ϵ' -Co 101

I_{N0} : Integrated intensity of γ -Co 111

先端で作用する K の変動が大きいので Co に与えられる繰返し変形が大きくなるはずである. また, 繰返し変形量が大きくなるほど Co に生じる積層欠陥量が多くなるので, その結果応力比 $R = 0.5$ よりも $R = 0.1$ で多量の相変態が生じると考えられる. Vassel ら²⁰⁾はこの fcc から hcp への変態は, 繰返し負荷を受けると単調負荷の場合に比べ, 著しく促進されることを報告している.

また変態した hcp の ϵ' 相は周辺の母相よりすべり面が限定されるためぜい化し, 破壊に対して悪影響を及ぼすと考えられる. Fig. 9 に相変態効果による疲労強度ぜい化機構を模式的に示す. き裂が結合相を通して進展する場合, き裂先端に位置する結合相は繰返し変形によって相変態を起こす. このように生じる相変態は母相の一部が他の結晶構造 (ϵ' 相) に格子変態するので, 周囲の母相によって極めて強い拘束を受ける. そのため ϵ' 相内部には高い応力が発生し, この応力を緩和するため ϵ' 相内部ですべりまたは双晶が発生する.²¹⁾ hcp に変態した Co は変態以前の Co よりもすべり系の数が限定されるためぜい化し, 周囲の変形に追従した変形ができなくなり Co の中で割れを起こす.²²⁾ その結果, Fig. 3 (b) の WC-25%Co の $R = 0.1$ のように材料中に生じた相変態はき裂進展速度 da/dN を増加させ, 破壊に対して悪影響を及ぼすものと考えられる. したがって, これらの影響, つまり, Co の変態量の違いが Fig. 6 (a), (b) に示したような Co の破壊形態の違いを引き起こしたものと考えられる.

WC-25%Co は WC-16%Co よりも Co 相の厚さが大きいので, 相変態を起こしやすく, しかもき裂は直線的に進展しやすい. つまり, き裂開閉口現象を起こしにくい材料である. 一方 WC-16%Co のき裂進展特性を評価するためには, き裂開閉口の影響とともに, き裂進展時生じる Co の相変態 (ϵ' -Co) を考慮する必要がある. つまり, このような微視組織の変化が疲労き裂進展に影響を与えたために, ΔK_{eff} だけではき裂進展特性を完全に説明できないものと考えられる.

4 結 言

WC-Co 超硬合金の疲労き裂進展特性に及ぼす応力比, Co 含有量および Co の相変態の影響を 3 点曲げ試験片を用いて調べた. さらに, これらの結果について破壊力学的およびフラクトグラフィ的観点から考察した. 以下に結論をまとめる.

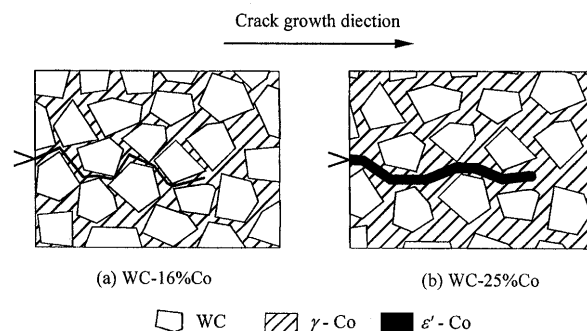


Fig. 9. Schematic of phase transformation at crack tip.

(1) 疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK との間にはいずれの材料に対しても、第Ⅱ領域において、パリズ則が成立した。また、WC-16%Co の場合、応力比 R の影響が認められたが、WC-25%Co の場合は、応力比の影響は認められなかった。

(2) WC-25%Co 合金の Co 破壊面を観察してみると、応力比によって破壊様式に違いが確認され、 $R = 0.1$ ではぜい性、一方 0.5 では延性的な様式を呈するものが多いようであった。

(3) WC-Co 超硬合金の $da/dN - \Delta K_{eff}/E$ の関係は、他の金属類とは一致せず、金属とアルミナセラミックスの中間の特性を示した。

(4) き裂先端近傍の Co 相は疲労の過程で相変態を起こし、Co をぜい化させる。そのため、Co 相変態量が多いものほどき裂進展速度は速くなることから、本合金の疲労き裂進展特性に対しては Co 含有量および Co 相変態の生じる度合いが密接に関係していることがわかった。

最後に、本研究を実施するにあたり、材料を提供していただいた(株)サン・アロイの宗行伸一郎さんに謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 鈴木 寿編著, “超硬合金と焼結硬質材料” (1986) 丸善.
- 2) 鈴木 寿, 林 宏爾, 日本金属学会誌, **38**, 1013 (1974).
- 3) 貞廣孟史, 蕎麦田 薫, 粉体および粉末冶金, **33**, 422 (1986).
- 4) J. L. Chermant and F. Osterstock, J. Materials Science, **11**, 1939 (1976).
- 5) L. S. Sigl and H. F. Fischmeister, Acta Metal., **36**, 887 (1988).
- 6) 鈴木 寿, 林 宏爾, 日本金属学会誌, **38**, 604 (1974).
- 7) 山本 勉, 粉体および粉末冶金, **39**, 163 (1992).
- 8) 山本 勉, 伊藤 亨, 蒲地一嘉, 日本金属学会誌, **50**, 320 (1986).
- 9) 三宅一男, 富士原由雄, 西垣賢一, 日本金属学会誌, **32**, 1128 (1968).
- 10) 大塚昭夫, 東郷敬一郎, 菅原宏人, 植田文洋, 材料, **36**, 1361 (1987).
- 11) T. Mishima, H. Yoshida, Y. Hirose and K. Tanaka, Advances in X-Ray Analysis, **41**, 261 (1988).
- 12) 鈴木 寿, 林 宏爾, 棚瀬照義, 日本金属学会誌, **37**, 9 (1973).
- 13) ASTM Standards, E647-91 (1991).
- 14) J. E. Srawley, Int. J. Frac. Mech., **12**, 475 (1976).
- 15) 小林英男, “破壊力学実験法”, p.169 (1988) 朝倉書店.
- 16) 玉井富士夫, 平野一美, 日本機械学会論文集, A-60, 1150 (1994).
- 17) 西谷弘信, “総合材料強度学講座, Vol. 6, 疲労強度学” (1984) オーム社.
- 18) 小川武史, 大矢耕二, 戸梶恵郎, 材料, **41**, 502 (1992).
- 19) 鈴木 寿, 棚瀬照義, 日本金属学会誌, **40**, 126 (1976).
- 20) C. H. Vassel, A. D. Kraitz, E. F. Drake and E. A. Kenik, Metallurgical Trans., **16A**, 2309 (1985).
- 21) 田村今男, 堀内 良, “総合材料強度学講座 Vol. 2, 材料強度物性学” (1984) オーム社.
- 22) V. K. Sarin and T. Johannesson, Metal Science, **9**, 472 (1975).