

WC-Co 超硬合金の疲労き裂進展特性に及ぼす 応力比および WC 粒径の影響†

広瀬 幸雄* 夫 明 煥**
松岡 秀明** 朴 栄 哲***

Influence of Stress Ratio and WC Grain Size on Fatigue Crack Growth Characteristics of WC-Co Cemented Carbides

by

Yukio HIROSE*, Myung-Hwan BOO**, Hideaki MATSUOKA**
and Young-Chul PARK***

In order to study the influence of stress ratio and WC grain size, the characteristics of fatigue crack growth were investigated in WC-22wt.%Co cemented carbides with two different grain sizes of 3 and 6 μ m. Fatigue crack growth tests were carried out over a wide range of fatigue crack growth rate covering the threshold stress intensity factor range ΔK_{th} . The fatigue tests were conducted at 10Hz and two stress ratios $R = 0.1$ and 0.5 in laboratory air at room temperature using the 3-point bending specimens. It was found that the crack growth rate da/dN against the stress intensity factor range ΔK depended on stress ratio R . The crack growth rate plotted in terms of the effective stress intensity factor range ΔK_{eff} (after allowing for crack closure) still exhibited the effect of microstructure. Fractographic examination revealed brittle fracture at $R = 0.1$ and ductile fracture at $R = 0.5$ in Co binder phase. The amount of Co phase transformation was closely related to the fatigue crack growth characteristics.

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

1 緒 言

著者らは、前報¹⁾において Co 含有量の異なる 2 種類の WC-Co 超硬合金 (WC 粒径 3 μ m, 16 と 25wt.%Co) に対して疲労き裂進展試験を実施し、本材料の疲労き裂進展特性に対する Co 含有量および応力比 R の影響について調査を行った。その結果、WC-16wt.%Co 合金の疲労き裂進展特性には R の影響が認められたが、WC-25wt.%Co 合金では R の影響が認められなかった。また、WC-16wt.%Co 合金ではき裂開閉口現象を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理を行った場合でも R の影響が確認された。疲労き裂進展特性に対する R の影響について、破面のフラクトグラフィおよび X 線回折法により検討を行ったところ、本材料ではき裂進展過程でき裂進展領域近傍の一部の Co 相に相変態²⁾が生じており、その変態量が Co 相の平均厚さ³⁾と R によって異なっていることがわかった。また、得られた結果とこれまでの報告例を勘案して本材料の疲労き裂進展メカニズムについて検討を行い、その結果から WC-Co 超硬合金の疲労き裂進展特性には、き裂先端での力学的影響に起因した Co 相変態の度合いが密接に関係していることを指摘した。

ところで、実用の WC-Co 超硬合金は機械的特性の向上ならびに用途に応じて、Co 含有量、WC 粒径および

焼結後の後処理 (HIP) などの調整が行われる。疲労き裂進展特性に大きな影響を与える λ は WC 粒径の増加とともに増大するため、疲労過程における WC 粒径の影響についても明らかにする必要があると考えられる。そこで、本研究では前報¹⁾で使用した材料とは WC 粒径および Co 量が異なる材料に対して、疲労き裂進展試験を行い、き裂進展特性に及ぼす応力比および WC 粒径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電子顕微鏡 (SEM) 観察と前報¹⁾の結果に基づき、各応力比におけるき裂進展と Co 相変態メカニズムについてさらに詳しく検討した。

2 実験方法

実験に供した材料は真空焼結した WC-22%Co (Co の含有量は wt.% で表す) 超硬合金で、焼結後の平均 WC 粒度は 3 および 6 μ m である。以下、それぞれの材料を 22Co3 材および 22Co6 材と記す。Table I に供試材の代表的な機械的性質を示す。

本実験に用いた試験片の形状および寸法を Fig. 1 に示す。予き裂の導入は機械的加工により 1mm の切り欠きを入れ、EC 法⁴⁾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。試験片は実験に供する前に、EC 法による残留応力などの力学的影響を取り除くため、真空焼なまし処

† 原稿受理 平成 9 年 4 月 4 日 Received Apr. 4, 1997

* 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

*** 東亜大学校工科大学機械工学科 〒604-714 韓国釜山市沙下区下端洞, Dept. of Mech. Eng., Dong-A Univ., Saha-gu, Pusan, Korea, 604-714

Table I. Mechanical properties.

Code	f (wt.%)	d (μm)	λ (μm)	E (GPa)	σ_f (MPa)
22Co3	22	3	0.99	490	3136
22Co6	22	6	1.97	480	2352

f : Co content d : WC grain size λ : Mean free path of Co

E : Young's modulus σ_f : Bending strength

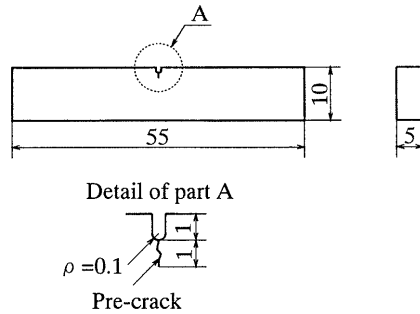


Fig. 1. Shape and dimensions of specimen.

理 (1073K, 18ksec) を施した。また、試験片表面性状がき裂進展に影響を与えないように試験片の両側面をダイヤモンド研磨布紙でラップ加工を施し、鏡面に仕上げた。

疲労き裂進展試験は前報¹⁾と同じく三点曲げ負荷により、正弦波、荷重繰返し速度 $f = 10\text{Hz}$ 、応力比 $R (= P_{\min}/P_{\max})$ は 0.1 および 0.5 一定で、ASTM 規格 E647-91⁵⁾ に従って ΔK 漸減および ΔK 漸増試験を行った。また、応力拡大係数範囲 ΔK の値は Srawley の式⁶⁾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。

き裂開閉口挙動の観察は除荷弾性コンプライアンス法⁷⁾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。

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

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 疲労き裂進展特性に対する R および WC 粒径の影響

き裂進展実験で得られた 22Co3 材のき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 2 に示す。Fig. 2 中の○印は $R = 0.1$ 、△印は $R = 0.5$ のデータで、矢印は下限界 ΔK_{th} を示す。若干のばらつきは認められ

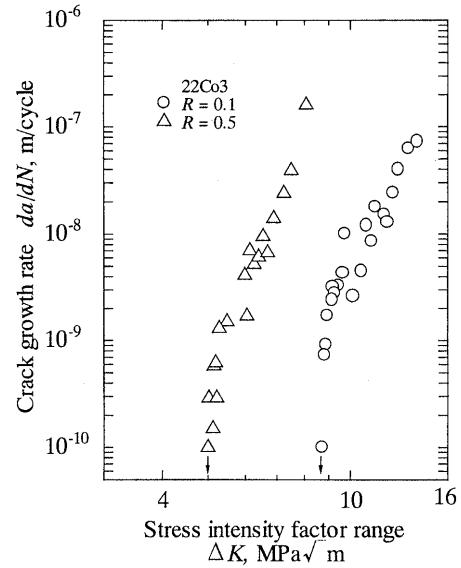


Fig. 2. Relationship between crack growth rate and stress intensity factor range of 22Co3 materials.

るが、 $da/dN-\Delta K$ 線図は、低き裂進展速度域から高き裂進展速度域まで応力比ごとにそれぞれ 1 本の曲線で近似することができた。整理した場合は、明らかに応力比の影響が認められ、き裂進展速度 da/dN の値は全領域を通し応力比が大きいほど速くなり、下限界 ΔK_{th} は小さな値となる傾向にあった。また、 $da/dN-\Delta K$ の勾配、つまり Paris 則⁸⁾は一般の金属材料⁹⁾よりもかなり大きい、玉井ら¹⁰⁾によるアルミナセラミックスよりは小さく、金属とセラミックスの中間的な値を示した。

22Co6 材のき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 3 に示す。Fig. 2 と同様に図中の○印は $R = 0.1$ 、△印は $R = 0.5$ のデータで、矢印は下限界 ΔK_{th} を示す。また、22Co3 材のき裂進展実験の結果は図中に各線で併記している。 $da/dN-\Delta K$ の関係は 22Co3 材の結果と同様に若干のばらつきは認められるが、全き裂進展速度領域に対し、1 本の曲線で近似することができた。また、22Co3 材の結果と比較すると低き裂進展速度から高き裂進展速度範囲に至るまで、疲労き裂進展特性に違いが認められ、同一な ΔK 、 R が作用しても 22Co6 材が da/dN は若干速くなっていたことから、WC-Co 超硬合金の疲労き裂進展特性は WC 粒径に依存することがわかった。また、下限界 ΔK_{th} についても違いが認められたことから、 ΔK_{th} も WC 粒径に依存することがわかった。

横軸の ΔK を最大応力拡大係数 K_{\max} で再整理した $da/dN-K_{\max}$ の関係を Fig. 4 に示す。 K_{\max} の全領域で応力比が小さいほど、すなわち応力振幅の大きいほどき裂の進展は速くなっており、アルミナセラミックス¹⁰⁾のように一義的には整理できなかった。

3・2 き裂開閉口挙動

除荷弾性コンプライアンス法により各材料に対して $R=0.1$ および 0.5 の繰返し荷重下でのき裂開閉口挙動を調査した。その結果から算出したき裂開閉口比 U と ΔK との関係を図 5 に示す。まず、応力比 $R=0.5$ についてみると、 U の値が全域において 1 となり、低 ΔK 領域から高 ΔK 領域までき裂開閉口現象が生じていないことがわかった。しかし、 $R=0.1$ では U の値はすべて 1 以下でき裂開閉口現象が観察され、また U は ΔK の値の増加とともに増加する傾向を示した。さらに、その程度は 22Co6 材の方が若干高くなっていた。 U の値はき裂開閉口現象の程度を示

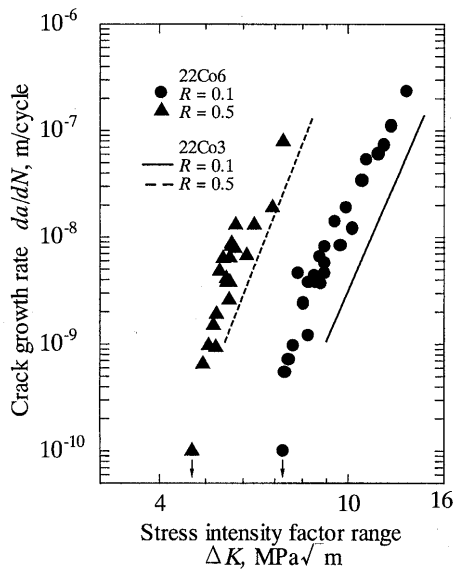


Fig. 3. Relationship between crack growth rate and stress intensity factor range of 22Co6 materials.

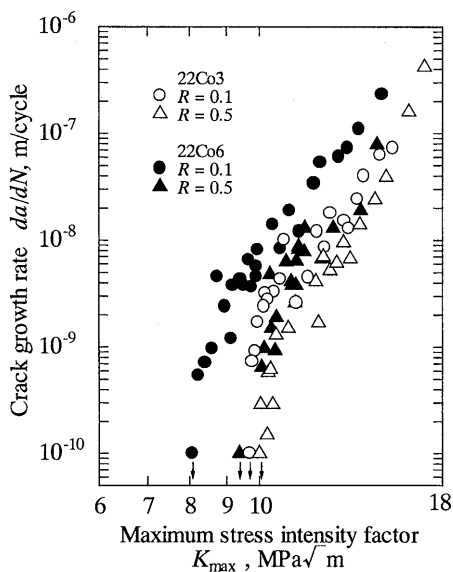


Fig. 4. Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor of each materials.

しているので、両材料の $R=0.1$ では ΔK が小さくなるほどき裂開閉口が顕著に生じていることがわかった。

Fig. 5 の結果を考慮して、き裂進展挙動を有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理した結果を図 6 に示した。22Co3 および 22Co6 材の $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 関係は ΔK で整理したときに比べてかなり接近するが、両材ともに応力比 $R=0.5$ の方がやや上方に位置しており、 ΔK_{eff} だけではこれらの材料の疲労き裂進展特性を完全に説明することができないことが分かった。著者らは前報¹⁾においても WC-Co 超硬合金の疲労が ΔK_{eff} だけでは完全に説明できないことを指摘しており、この現象は後述する Co 相変態に起因した破壊機構の違いによるものと考えている。

3・3 フラクトグラフィ的検討

Fig. 7 に異なる ΔK_{eff} 値における 22Co3 材の SEM 破面観察結果を示す。巨視的に破壊経路を観察してみると、き裂は WC 中、WC と WC の界面、WC と Co の境界あ

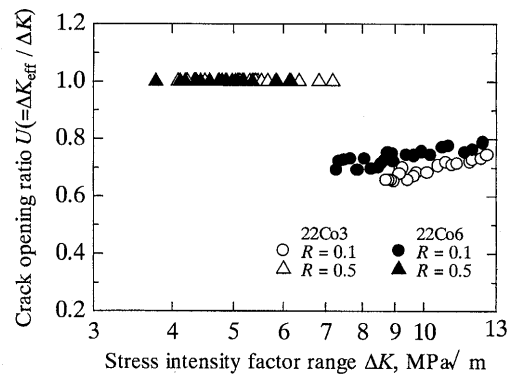


Fig. 5. Crack closure behavior.

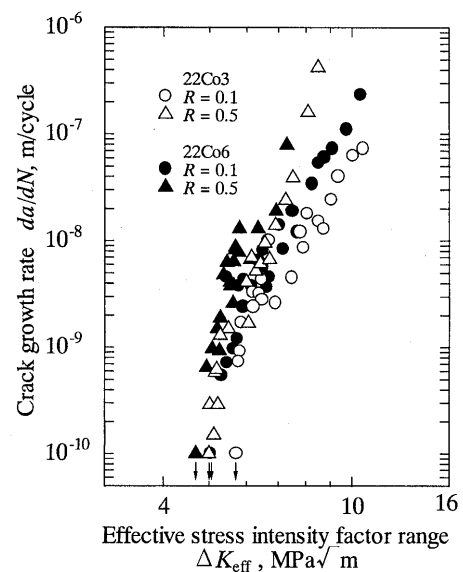


Fig. 6. Relationship between crack growth rate and effective stress intensity factor range.

るいは Co 中のいずれかを進展していた。応力比ごとに破面形態の詳細を観察すると、 $R = 0.1$ ではいずれの ΔK_{eff} においても Co の破壊部の破面様相は同様で、ぜい性的な破壊の様相が観察され、一部の WC にはリバーパターンを伴ったへき開破壊が認められた。高 ΔK_{eff} 域においては多くの金属材料で見られるようなストライエーションは認められなかった。一方、 $R = 0.5$ の場合、Co の破壊部には延性的破壊を示すディンプルが認められ、一部の WC には $R = 0.1$ と同様にリバーパターンを伴ったへき開破壊が認められた。また、定性的ではあるが全体の破面上には Co の破壊部が多く認められた。これは、WC-Co 超硬合金は有害相の生成がない¹¹⁾ため WC/ 結合相よりも結合相を通過しやすいことに起因している。また 22Co6 材の破面様式も基本的に 22Co3 材と同様である。

以上の SEM 破面観察から応力比によって Co の破壊形態の差が認められ、このような差は前報¹⁾の結果から Co の相変態量に起因しているといえるので、応力比が小さい場合のき裂進展面では相変態がより顕著に起こっていると考えられる。このような傾向は前報¹⁾に述べた WC-16, 25%Co 超硬合金の場合の Co 相変態メカニズム、すなわち、き裂先端に作用する応力拡大係数 K のレベルに応じた繰返し変形によって Co 相で積層欠陥が蓄積し、fcc 構造 γ -Co から hcp 構造の ϵ' -Co に相変態が生じる。また、その量は K のレベルと Co 量に支配されるというメカニズムが本研究の材料の場合にも成立することを示している。

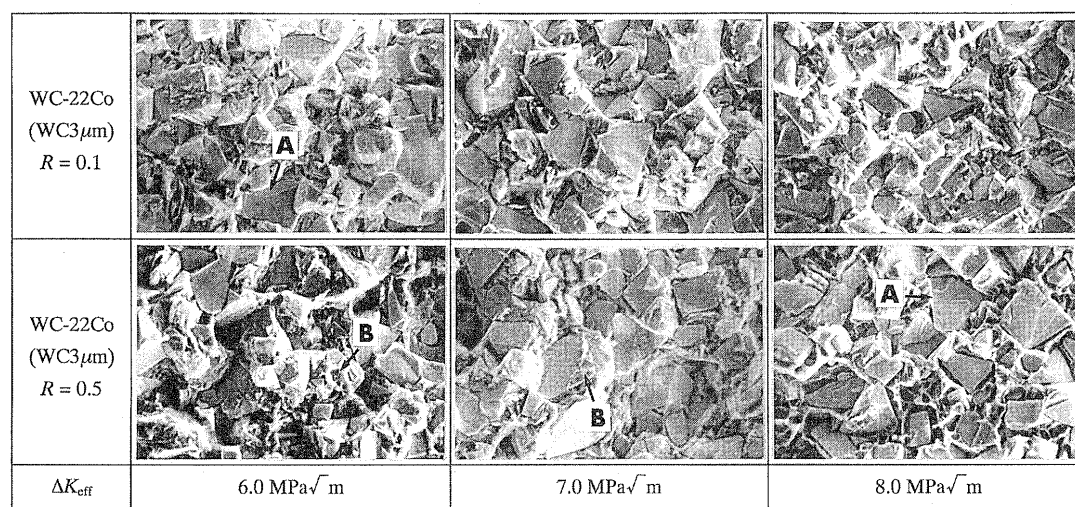
3・4 疲労き裂進展特性に及ぼす Co の相変態の影響

前報¹⁾では、Co 含有量の異なる 2 種類の WC-Co 超硬合金に対して疲労き裂進展試験を実施し、その結果から繰返し応力作用下でき裂前縁部に生じた Co 変態相が疲

勞き裂進展特性に対して悪影響を及ぼしていることを指摘した。しかしながら、本報の結果は一部前報で示したき裂進展メカニズムと Co 相変態の関係から逸脱する挙動を示すことが明らかとなったので、ここでは著者らのこれまでの実験結果と他の報告例を勘案して、WC-Co 超硬合金の疲労き裂進展メカニズムを総括する。

本実験材料のような複合材料について、その高じん化に対する変態相の役割を応力論的、エネルギー論的および破壊力学的アプローチより解明した報告がいくつか存在する。^{12)~14)}いずれの報告例も、ジルコニアセラミックスに対して行われた研究例である。周知のとおり正方晶ジルコニアは応力誘起によって単斜晶にマルテンサイト型相転移することが知られている。また、その過程では相転移によって体積膨張が起こり、さらには内部で微視き裂が発生するようになる。ジルコニア相に応力集中部(き裂やポア等の潜在欠陥)が存在する場合、その部分に静的荷重が作用すると局所的な応力集中によって相転移が誘起される。このような微視組織の変化はジルコニアセラミックスの高じん化に対して密接に関係していて、そのメカニズムは相転移によるプロセスゾーンの形成と、プロセスゾーンウェイク中での体積膨張に起因したき裂先端の遮へい効果で説明することができる。

一方、前報¹⁾で述べたように、通常 WC-Co 超硬合金中の Co 相に引張または圧縮応力が作用すると、これによるせん断力が駆動力となって応力誘起変態が生じ、 γ -Co 相から安定な ϵ' -Co 相に相変態する (Fig.8(a))。また、疲労き裂先端部あるいはその前縁のように応力集中度合いが高い領域で優先的に相変態が起こると、 ϵ' 相は未変態部によって強い拘束を受けるため、 ϵ' 相内部では高い応力が発生する。変態相内部では、このような応力を緩和するために双晶またはすべりが発生することから、



Crack growth direction is from left to right $\leftarrow \frac{5\mu\text{m}}{\rightarrow}$

Fig. 7. Scanning electron micrographs of fatigue fracture surfaces of 22Co3 materials (A: Cleavage, B: Dimple).

ϵ' 相内部に比較的小さな応力が作用した場合でも、両者の相乗効果によって容易に微視き裂が発生するようになる。また、Fig. 8 (b) で示したように γ -Co 相から ϵ' -Co 相への変態過程中では体積収縮が起こるので¹⁵⁾、相変態後の ϵ' 相内部には開口した微視き裂が残存し、またその量は相変態量が多いほど多くなっていると考えられることができる。このことは Fig. 7 で示した $R=0.1$ の破面写真で、き裂がぜい化した Co 相 (ϵ' 相) を優先的に進展していたことから予測でき、本材料の疲労き裂進展には主き裂前縁に形成されるプロセスゾーンが密接に関係していることが示唆される。このように、Co 相変態時の体積収縮に起因してジルコニア相の変態時とはプロセスゾーンウェイクを進展するメカニズムが異なるようになるので、ジルコニアセラミックスの高じん化メカニズム、つまり微視き裂の遮へい効果によるき裂進展の抑制メカニズムが適用できないことになる。このことは、本報と前報の結果を比較した結果からも明らかで、WC-25wt.%Co 合金 (WC 粒径 $3\mu\text{m}$) の疲労き裂進展特性が WC-22wt.%Co 合金 (WC 粒径 $3\mu\text{m}$, 22Co3) よりも低かった実験事実が上述のメカニズムが適用できないことを裏付けている。そこで、WC-Co 超硬合金の破壊じん性試験結果から、Co 相内を優先的にき裂が進展する際のき裂進展抵抗と Co 相変態の影響について検討を行った。

Fig. 9 には、22Co3 材および 22Co6 材と、前報¹⁾の WC-16wt.%Co 合金 (WC 粒径 $3\mu\text{m}$, 16Co3)、WC-

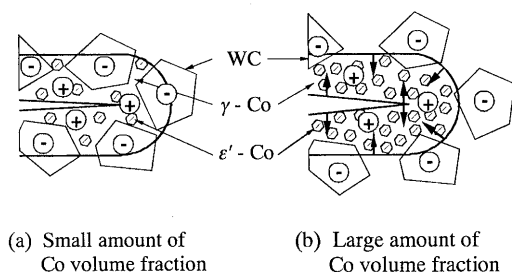


Fig. 8. Effect of phase transformation.

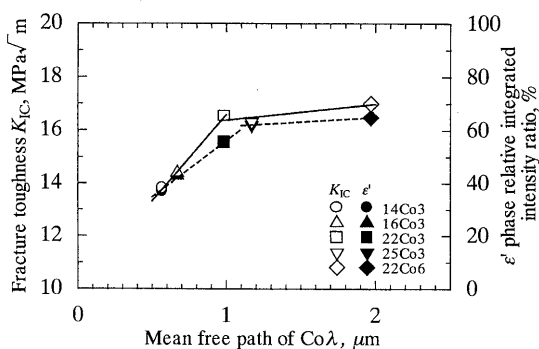


Fig. 9. Fracture toughness and Co phase transformation.

25wt.%Co 合金 (WC粒径 $3\mu\text{m}$, 25Co3), さらに WC-14wt.%Co 合金 (WC 粒径 $3\mu\text{m}$, 14Co3, 未発表) の Co 相の平均厚さ λ と破壊じん性 K_{IC} 関係を示した。なお、破壊じん性試験片は疲労試験に用いたものと同一であり、実験は室温、大気中で行っている。まず、 $\lambda \leq 1\mu\text{m}$ において K_{IC} は λ の増加とともに増加する傾向が認められた。しかし、 $\lambda > 1\mu\text{m}$ では $\lambda \leq 1\mu\text{m}$ に比べ増加の度合いが小さくなっていることがわかる。この結果は、Pickens¹⁶⁾ が報告した破壊じん性結果 (WC 粒径 $2\mu\text{m}$ 以上の報告例) とよく一致している。また、各試験片から得られた破壊じん性破面を微視的に観察してみると、それらの破面全域では Co 相内部が延性破壊 (ディンプル痕跡) した様子が観察されており、本実験材料では Co 含有量によらず、主き裂は Co 相を選択的に進展し最終的に破断に至っていることが確認できた。つぎに、得られた破壊じん性破面の Co 相変態度合いを X 線回折 (CrK α 線, 管電圧 40kV, 管電流 30mA) より観察した。なお、 ϵ' 相生成量は Co 相中の γ -Co 111 および ϵ' -Co 101 の相対積分強度比をそれぞれ I_γ' および $I_{\epsilon'}$ とするとき、 $I_{\epsilon'}/(I_\gamma' + I_{\epsilon'})$ の比を用いて ϵ' 相生成量の目安とした。これらの材料の質量吸収係数、かさ密度などを用いて求めた γ -Co 111 回折の X 線侵入深さ¹⁷⁾ は約 $0.85\mu\text{m}$ と浅く、 ϵ' -Co 101 回折は約 $0.93\mu\text{m}$ で若干深い、両者に大きな差はない。また、両回折面ともに $I_{\epsilon'}$ を決定するのに、十分な回折強度が得られている。Fig. 9 中に本実験材料の λ と相変態量の関係を合わせて示した。その結果、破壊じん性試験時に相変態した ϵ' -Co 相量は λ が $1\mu\text{m}$ を境界で分類することができ、 K_{IC} 値および相変態量ともに λ の影響を強く受けていることが明らかとなった。このような K_{IC} 値の λ 依存性は、主き裂が Co 相内を優先的に進展する際に受ける抵抗力を表していると考えられることができる。つまり、Fig. 9 の結果は Co 相内部のき裂進展抵抗が λ が $1\mu\text{m}$ を境に変化していることを明確に示している。したがって、Co 相内のき裂進展抵抗の違いが疲労き裂進展特性においても現れた可能性がある。以下では K_{IC} 値で確認された λ 依存性を基に WC-Co 超硬合金の疲労き裂進展メカニズムを考察した。

一般に、き裂状の鋭い欠陥を含む部材が外力を受けるとき、き裂先端近傍には塑性域を伴っているのが普通であるが、与えられた外力に対してき裂先端近傍の塑性域の形や大きさを解析的に正確に求めることは困難である。しかし、Irwin¹⁸⁾ の塑性域補正、Dugdale モデル¹⁹⁾ などを用いれば近似的に塑性域の形状や寸法を評価することができる。また、Rice²⁰⁾ によって考察された弾塑性理論によれば、平面ひずみ条件下で試験応力が $\sigma_{\text{max}} \Leftrightarrow (\sigma_{\text{max}} - \Delta\sigma)$ 、応力拡大係数が $K_{\text{max}} \Leftrightarrow (K_{\text{max}} - \Delta K)$ の間を変動する場合、き裂先端ではその寸法 ω 、 ω^* が式 (3)、(4) で表される単調塑性域、逆降伏域 (以下、繰返し塑性域) が形成される。繰返し塑性域内は $\sigma_{\text{max}} \Leftrightarrow (\sigma_{\text{max}} - \Delta\sigma)$ 間で著しく損傷し、疲労き裂はこの領域内を優先的に進

展するようになる。また、Fig. 7 の結果から疲労主き裂の大部分が Co 相内を選択的に進展することが明らかとなっているので、 ω^* と λ の関係が疲労き裂進展特性に密接に関係していると予測できる。

$$\omega = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K_{\max}}{\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (3)$$

$$\omega^* = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_{ys}} \right)^2 \quad (4)$$

式 (3) および (4) に従いながら、応力比を考慮した本材料のき裂先端の ω と ω^* を Fig. 10 に示した。ただし、本材料の σ - ϵ (応力-ひずみ) 線図において、わずかに降伏現象が認められたので本研究では σ_{ys} として 0.2% 耐力を用いた。 ω 、 ω^* には材料間でわずかな違いが認められるが、 ω はいずれの R に対しても両材料の Co 相の λ よりも大きいことがわかった。一方、 ω^* は $R=0.1$ では両材料の λ より大きく、また $R=0.5$ では λ より小さいことがわかった。Fig. 11 および 12 には、各 R で同一 ΔK が作用した際に疲労き裂が Co 相内を優先的に進展する場合の模式図を示した。まず、 $R=0.1$ の場合 (Fig. 11) について考えてみると、両領域に含まれる WC 粒子、Co 相の状態は本実験材料の微視組織の影響を受けて異なっている。22Co3 材では単調塑性域および繰返し塑性域の中に WC 粒、Co 相が含まれている。一方、22Co6 材では単調塑性域中に WC 粒子および Co 相ともに含ま

れるものの、繰返し塑性域中には Co 相のみが含まれるようになる。疲労き裂が繰返し塑性域中を優先的に進展することは前述したが、Fig. 11(a) で示したように繰返し塑性域中に WC 粒と Co 相が含まれれば、Fig. 11(b) で示した繰返し塑性域中に Co 相のみが含まれる場合よりも Co 相の塑性変形が WC 粒の影響を受けて抑制される。また、Co 相が相変態によってぜい化するため、両者の相乗作用によってき裂進展に及ぼす相変態の影響は疲労過程の方が破壊じん性試験時よりも大きく現れ、さらに 22Co3 材よりも 22Co6 材でその影響が顕著となる。Fig. 12 で示した $R=0.5$ の場合では ω^* が $R=0.1$ よりも小さくなるために相変態量は少なくなるといえるが、22Co3 材、22Co6 材の本質的なき裂進展に対する相変態の影響は同様のメカニズムによって現れる。

つぎに、両材料の疲労き裂進展特性に対する相変態の影響を検討するため、各 R の疲労破面に対して相変態量を調査した。なお、相変態量の測定は前述した破壊じん性破面に対する X 線回折条件と同条件で行った。また、本試験片では疲労破壊領域が非常に小さいために、任意の ΔK で Co 相変態量を定量化できる X 線照射域が得られないので、ここでは測定する ΔK 範囲を da/dN が 5×10^{-8} m/cycle の前後で分割し、それぞれの領域を便宜上低 ΔK 、高 ΔK として評価を行った。Fig. 13 には各 ΔK に対する ϵ' 相の変態量を示した。いずれの材料に対しても ϵ' 相生成量は ΔK とともに増加し、その割合は

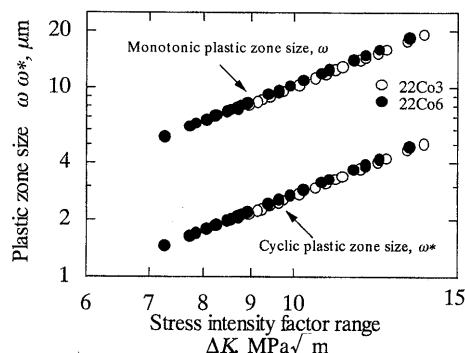
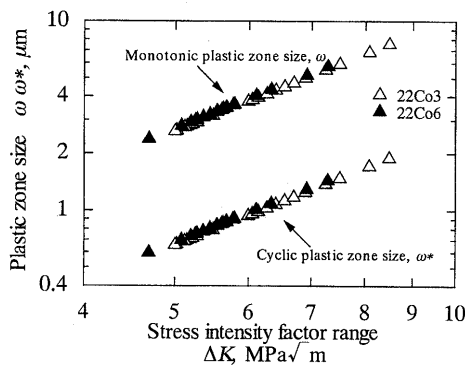
(a) $R=0.1$ (b) $R=0.5$

Fig. 10. Relationship between plastic zone size and stress.

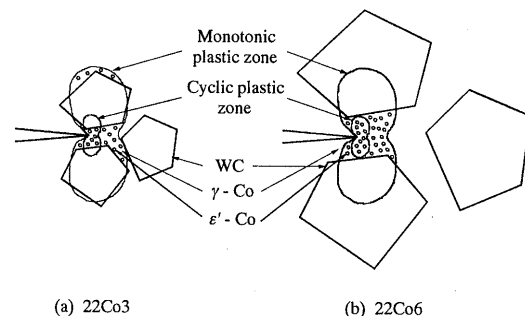


Fig. 11. Schematic of plastic zone size and phase transformation of $R=0.1$ ($\Delta K=9\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$).

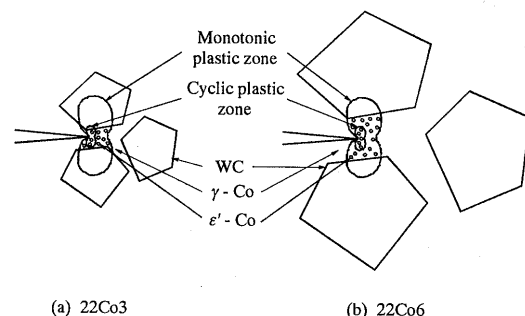


Fig. 12. Schematic of plastic zone size and phase transformation of $R=0.5$ ($\Delta K=6\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$).

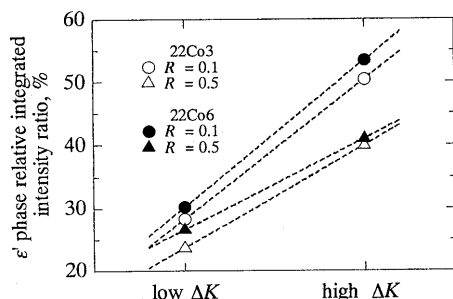


Fig. 13. Relationship between ΔK and amount of ϵ' phase.

R が小さいほど, また WC 粒径が大きいほど多くなる傾向が認められた。このことは, Fig. 11, 12 で示した疲労過程での Co 相変態メカニズムと ω , ω^* と WC 粒径, λ の関係を裏付ける結果であり, さらには本材料のき裂進展が繰返し塑性域中での Co 相変態に強く依存することを明確に示す結果である。以上より, WC-Co 超硬合金の疲労き裂進展に対しては, 結合相である Co 相の相変態量が多大な影響を与えており, 特に Co 相の相変態に起因した, (1) 疲労主き裂先端での力学的影響, (2) プロセスゾーン形成および相変態時の体積収縮に伴う微視き裂開口, (3) 繰返し塑性域内での WC 粒/Co 相の相互作用, および (4) Co 相内部のき裂進展抵抗, などの相互作用によって疲労き裂進展特性が決定されることがわかった。特に, 本材料では繰返し塑性域中で起こる相変態度合いがき裂進展を支配するようになるので, λ を可能な限り小さく制御し, Co 相変態を抑制することが実用上極めて重要となることがわかった。

著者らはこれまで, WC-Co 合金の疲労き裂進展特性に対する Co の含有量, 応力比, WC 粒径の影響を, Co 相変態に着目しながら一連の研究を行ってきた。しかし, これらの調査対象以外にも, WC-Co 超硬合金中の炭素濃度や疲労繰返し速度 f , 焼結時に発生する残留応力の影響などによって Co 相の相変態度合いに違いが生じることが想像できるので, これらの点については今後の検討課題にしたい。

4 結 言

本研究では, Co 量を 22wt.% に, WC 粒径を $3\mu\text{m}$ と $6\mu\text{m}$ に変えた WC-Co 超硬合金についてき裂進展実験を行い, 疲労き裂進展特性に及ぼす応力比および WC 粒径の影響を前報¹⁾の WC-16, 25wt.%Co 材 (WC $3\mu\text{m}$) について得られた特性と比較し, 検討した。以下に結論をまとめる。

(1) 疲労き裂進展特性には顕著な応力比の影響が存在し, 応力比が大きいほど同一 ΔK に対する da/dN は大き

くなり, また WC 粒径が大きいほど大きくなった。

(2) 本材料のき裂進展特性はき裂開口挙動を考慮しても $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ の関係だけでは完全に説明できなかった。

(3) WC-Co 超硬合金の疲労き裂特性は WC 粒径に依存し, き裂進展に Co 相の相変態度合いが密接に関係していることがわかった。特に, Co 相変態の度合いはき裂先端の塑性域中での力学的状態に応じて異なり, WC 粒径に依存した Co 相の厚さによって疲労き裂進展特性が支配されていることが明らかになった。

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) 広瀬幸雄, 夫 明煥, 岸 陽一, 朴 栄哲, 材料, **46**, 726 (1997).
- 2) 鈴木 寿, 山本孝春, 坂上仁之, 日本金属学会誌, **32**, 993 (1968).
- 3) R. L. Fullman, Trans. ASME, **3**, 447 (1953).
- 4) T. Mishima, H. Yoshida, Y. Hirose and K. Tanaka, Advances in X-ray Analysis, **41**, 261 (1988).
- 5) ASTM standards, E647-91 (1991).
- 6) J. E. Srawley, Int. J. Fract., **12**, 475 (1976).
- 7) 小林英男, “破壊力学実験法”, p.169 (1988) 朝倉書店.
- 8) P. C. Paris and F. Erdogan, Trans. ASME, **85**, 528 (1963).
- 9) 小川武史, 大矢耕二, 戸梶恵郎, 材料, **41**, 502 (1992).
- 10) 玉井富士夫, 平野一美, 日本機械学会論文集, A-60, 1150 (1994).
- 11) 林 宏爾, 鈴木 寿, 川勝一郎, 日本金属学会誌, **32**, 997 (1968).
- 12) R. M. McMeeking and A. G. Evans, J. Am. Ceram. Soc., **65**, 242 (1982).
- 13) D. B. Marshall, A. G. Evans and M. Drory, “Fracture Mechanics of Ceramics”, Vol. 6, R. C. Bradt *et al.*, eds., p.289 (1983) Plenum Press.
- 14) B. Budiansky, J. W. Hutchinson and J. W. Lambropoulos, Int. J. Solids Struct., **19**, 337 (1983).
- 15) Metals Handbook 9th Ed., **2**, 725 (1979).
- 16) J. R. Pickens and J. Gurland, Mater. Sci. Eng., **33**, 135 (1978).
- 17) 佐々木敏彦, 広瀬幸雄, 日本機械学会論文集, A-61, 1031 (1995).
- 18) G. R. Irwin, Flügge Ed., “Fracture, Handbuck der Physik VI”, p.551 (1958) Springer.
- 19) D. S. Dugdale, J. Mech. Phys. Sol., **8**, 100 (1960).
- 20) J. R. Rice, ASTM STP 415, 247 (1967).