研 究

超微粒子超硬合金の曲げ疲労特性

阪上 楠彦, 河野 信一, 山本 勉

ダイジェット工業(株), 〒547-0002 大阪市平野区加美東 2-1-18.

Bending Fatigue Characteristics of Micrograin Carbide Alloys

Kusuhiko Sakagami, Shinichi Kouno and Tsutomu Yamamoto

Dijet Industrial Co., Ltd., 2-1-18 Kamihigashi Hirano-ku, Osaka 547-0002.

Received January 16, 2003

SYNOPSIS

As micrograin carbide alloys with average WC grain size below $1\mu\text{m}$ have been widely used for cutting tools and wear resistant tools, it is very important to acquire knowledge on bending fatigue characteristics of the alloys in order to estimate and improve a tool life. Therefore, in this study, the characteristics of three points bending fatigue in micrograin WC-6~15mass% Co-0.4~1.2mass% Cr_3C_2 alloys with grain size of $0.8\mu\text{m}$ which were treated by HIP or Sinter-HIP process was mainly investigated in relation to a fracture origin.

The results obtained were as follows: (1) As regarding the effects of Co content on bending fatigue of the HIP-treated alloys, the fatigue life was almost same in 6~12mass% Co alloys, but it decreased in 15mass% Co alloy. (2) The fracture origin observed on the fractured surface after bending fatigue test in the HIP-treated alloys was Co pool with the step-shaped form in all cases. (3) There was some correlation between the size of Co pool origin and the fatigue life under same applied stress. In the Sinter-HIP treated alloys, the fatigue life was considerably improved due to the decrease of the size of Co pool defect in the microstructure.

KEY WORDS

micrograin carbide alloys, bending fatigue, Sinter-HIP, fracture origin, Co pool defect

1 緒 言

WCの平均粒径が $1.0\mu\text{m}$ 以下の超微粒子超硬合金は,ソリッドエンドミルやドリル等の切削工具や電子部品加工用工具等に広く利用されており,本系合金の工具寿命を予測するにはその疲労特性を知ることが重要と考えられる.これまでに著者らは,主に中粒(約 $1.6\mu\text{m}$)のWC-12mass%Co超硬合金について3点曲げ疲労試験を行い,HIP処理や表面研削状態およびコーティング処理の影響等について報告¹⁾を行ってきたが,本報では粒成長抑制剤として Cr_3C_2 を添加した超微粒子超硬合金を用いてその3点曲げ疲労特性を調べ,工具寿命の向上に役立てることを目的とした.

2 試料及び実験方法

疲労試験に用いた材料は,WC-6~15mass%Co-0.4~1.2mass% Cr_3C_2 組成の平均WC粒径 $0.8\mu\text{m}$ の中炭素超微粒子合金で,通常焼結(1603~1673K $\times$ 1.8~3.6ks,高Co合金ほど低温短時

間焼結)後にHIP処理(1573K $\times$ 3.6ks,100MPaのAr中)を施し作製した.また,WC-12mass%Co-1.0mass% Cr_3C_2 組成では,Sinter-HIP処理(1623K $\times$ 1.8ks+3.6ks,5MPaのAr中)合金も作製した.

3点曲げ疲労試験には島津製作所製サーボパルサーEHF-EA20型を用い,試験片形状は $6\times 12\times 33\text{mm}$ とし,#200のダイヤモンドホイールで研削加工をした.3点曲げ疲労試験には支点間距離28mmの治具を用い,疲労条件をSIN波形の振動数5Hzとし,0~設定最大応力の範囲で繰り返し負荷を与え,破壊するまでの繰り返し数を求めてS-N曲線を作成した.3点曲げ疲労寿命の評価はS-N曲線の相対的な位置関係から優劣を判定した.

また,抗折力($n=5$),硬さ測定およびX線回折法による $2\theta\text{-}\sin^2\psi$ 法を用いて試験片加工面のWC相(11 $\cdot$ 1)面の残留応力測定を行うと共に,破壊試験片についてはSEMによる破壊起点の観察を行った.なお,上記の疲労試験に供した試験片の特

Table 1 Some properties of micrograin WC-6~15mass% Co-0.4~1.2mass% Cr₃C₂ alloys made by Normal Sintering (NS) plus Hot Isostatic Pressing (HIP) and Sinter-HIP processes.

Co / Cr ₃ C ₂ (mass%)	6.0 / 0.4	10.0 / 0.8	12.0 / 1.0		15.0 / 1.2
Methods of sintering	NS + HIP	NS + HIP	NS + HIP	Sinter-HIP	NS + HIP
T.R.S. (GPa)	3. 6	3. 9	4. 0	4. 1	3. 6
Hardness (H _R A)	93. 0	91. 8	91. 2	91. 2	90. 4
Surface residual stress of WC (11-1) (GPa)	-2. 8	-2. 6	-2. 5	-2. 5	-2. 3

性値はTable 1に示す通りであって、抗折力は10および12mass% Co合金で6および15mass% Co合金よりも高い値を示したのに対し、硬さと圧縮残留応力は高Co合金ほど低下した。

3 実験結果と考察

Fig.1にCo量を6~15mass%の間で変化させ、HIP処理を行った超微粒子合金の3点曲げ疲労試験におけるS-N曲線を示した。これより、Co量が6~12mass%の間では疲労寿命に大きな差は生じなかったが、Co量が15mass%の場合に疲労寿命の低下が見られた。超硬合金の3点曲げ疲労寿命は、その抗折力の強度順位に従う場合が経験的に見られた²⁾が、本系合金の場合抗折力がやや低い6mass% Co合金において疲労寿命の低下は見られなかった。これは、すでに報告している曲げ疲労寿命と残留応力の関係¹⁾から、6mass% Co合金が比較的低Co量の合金であるため試験片表面の圧縮残留応力が同じ抗折力の15mass% Co合金に比べて高かったこと (Table 1 参照) が、主原因と考えられた。

Fig.1において破壊した試験片の疲労破壊起点をすべて観察した結果、Co量に係わらず全ての試験片でFig.2に示された疲労破壊特有の階段状破面を呈するCo pool²⁾が起点となって

いた。Table 2には以前の結果^{1,2)}に基づいて調べたWC粒度と疲労破壊起点の種類およびCo pool起点で破壊する割合を示しており、平均WC粒径が小さくなるほど、Co poolが破壊起点になりやすい傾向が見られた。このように破壊起点がCo pool部のみとなることは、HIP処理を施した本系合金の曲げ疲労における特徴と言うことができる。

この曲げ疲労時のCo pool起点に関してはすでに報告¹⁾している通り、HIP処理前のPoreから発生したものであるので、通常焼結においてはWC粒径が小さいほどPoreが発生しやすかった³⁾こと、およびCr₃C₂添加の超微粒子合金では粗粒WCがほとんど発生していなかったことから、Co pool部のみで疲労き裂⁴⁾が生じて破壊起点となったものと考えられる。

なお、Fig.3には比較のために本試験に用いた超微粒子合金の抗折破面における代表的な破壊起点を示したが、この場合は疲労試験で生じたCo poolが起点となる場合はなく、写真のようなWC粒の凝集部と思われる所が起点となる場合が大半であった。このようにHIP処理を施した超微粒子合金においては、抗折試験と曲げ疲労試験での破壊起点の種類は全く異なっていた。

Fig.1 S-N curves on bending fatigue of micrograin WC-6~15 mass% Co-0.4~1.2 mass% Cr₃C₂ alloys treated by HIP.

Fig.2 An example of SEM image of fracture origin observed in bending fatigue-fractured test piece of micrograin WC-12 mass% Co-1.0mass% Cr₃C₂ alloy treated by HIP.

Table 2 Kinds of fracture origin and proportion of Co pool origin observed in bending fatigue-fractured test piece of HIP treated WC-12 mass% Co-1.0mass% Cr₃C₂ alloy with different WC grain size.

	Coarse-grain alloy	Medium-grain alloy	Micrograin alloy
Average WC grain size (μm)	3.0	1.6	0.8
Kinds of fracture origin	WC	WC / Co pool	Co pool
Proportion of Co pool origin (%)	0	34	100

Fig.3 An example of SEM image of fracture origin observed in transverse rupture- fractured test piece of micrograin WC-12mass% Co-1.0mass% Cr₃C₂ alloy treated by HIP.

ここで、WC-12mass%Co-1.0mass%Cr₃C₂組成の超微粒子合金におけるCo poolの起点寸法と疲労寿命の関係を、2.45 GPaの最大曲げ応力で疲労破壊させた10個の試験片について調べた。その結果をFig.4に示す。なお、図中の数字は起点に作用した応力値⁵⁾を表している。これより、Co poolの起点寸法と疲労寿命の間にはある程度の相関性をもつことが分かり、繰り返し負荷の過程で生じる疲労き裂⁴⁾長さがCo pool起点の寸法と比例するものと推察される。さらに、■印の試料のようにCo pool起点寸法が大きいにも係わらず疲労寿命の長い場合も見られたが、これは起点に作用した応力が比較的小さい、換言すればFig.5に示すように破壊起点の位置が試験片の張力面およびスパン中央部から離れた位置にあるために、このような結果になったものと考えられた。従って、すでに報告されている抗折強度の場合⁵⁾と同様に破壊起点位置も同時に疲労強度に影響するものと思われる。

Fig.4 Relation between size of fracture origin and number of cycles up to bending fatigue fracture at maximum stress of 2.45 GPa in micrograin WC-12mass% Co-1.0 mass% Cr₃C₂ alloy made by NS+HIP and Sinter-HIP processes. Number in the figure indicates bending stress (GPa) acted on fracture origin.

Fig.5 Location distribution of Co pool origin fractured by bending fatigue at maximum stress of 2.45 GPa in micrograin WC-12mass% Co-1.0mass% Cr₃C₂ alloy made by NS+HIP. Number in the figure indicates the size (μm) of Co pool origin.

Fig. 6 S-N curves on bending fatigue of micrograin WC-12mass% Co-1.0mass% Cr_3C_2 alloy made by NS+HIP and Sinter-HIP processes.

以上のようなFig.4の関係から、超微粒子合金の曲げ疲労破壊起点となるCoの欠陥寸法を出来る限り小さくすることが曲げ疲労寿命の改善につながると予測できるので、その一方法として考えられるSinter-HIP処理を用いた場合について検証を行った。

Fig.6は通常焼結後HIP処理を施した場合とSinter-HIP品のS-N曲線である。これより、Sinter-HIP処理品は通常焼結後HIP処理を施した場合よりも、抗折力では僅かな増加であったが(Table 1参照)、疲労寿命は全体的に大きく改善されていることが分かった。このSinter-HIP品における、2.45 GPaの最大曲げ応力で疲労破壊させた3個の試験片についてCo起点寸法を調べてFig.4の関係図の中に◎印で示した。これより、Sinter-HIP品ではCo起点寸法が $10\mu\text{m}$ 以下に減少した結果、曲げ疲労寿命が改善されたことが確認できた。

Fig.7はSinter-HIP品の疲労破壊起点のSEMおよびCOMPO(組成)像である。SEM像より、Sinter-HIP品では前述のHIP品の場合に見られたCo poolの階段状の形態が明瞭でなくなっていた。更にCOMPO像からはこれまでの場合とは異なり、Co pool内(灰色部)にWC粒(白色部)を多数取り込んだ形で形成された、微小なCo rich部となっていることが観察された。このようにSinter-HIP品ではCo起点の寸法が減少しただけでなくその破面形態にも変化が生じていた。

4 結 論

HIPおよびSinter-HIPにより作製した平均粒径 $0.8\mu\text{m}$ のWC-6~15mass% Co-0.4~1.2mass% Cr_3C_2 超微粒子合金の3点曲げ疲労特性を調べ、下記の結果が得られた。

- (1) HIP品における疲労寿命に及ぼすCo量の影響については、疲労寿命は6~12mass% Co合金では大差なかったが、15mass% Co合金において低下した。
- (2) HIP品では、曲げ疲労試験後の破面にみられる破壊の起点はすべて階段状の破面形態を呈するCo poolであった。

SEM-image

COMPO-image

Fig. 7 SEM and COMPO images of fracture origin observed in bending fatigue fractured test piece of micrograin WC-12 mass% Co-1.0 mass% Cr_3C_2 alloy made by Sinter-HIP process.

- (3) 同一応力下での破面上のCo pool起点寸法と疲労寿命の間には、ある程度の相関性があることが分かり、Sinter-HIP処理品では組織中のCo pool欠陥寸法が減少することにより、曲げ疲労寿命が向上した。

文 献

- 1) 阪上楠彦, 河野信一, 山本勉: "WC-12mass% Co超硬合金の曲げ疲労特性に及ぼすHIP処理および表面性状の影響", 粉体および粉末冶金, 49(2002)306-311.
- 2) 阪上楠彦, 河野信一, 山本勉: "WC-12mass% Co超硬合金の曲げ疲労特性", 粉体粉末冶金協会平成13年度春季大会講演概要集, (2001)177.
- 3) 鈴木寿, 棚瀬照義: "WC-Co超硬合金の抗折力に及ぼす炭化物粒度, 結合相量の影響", 日本金属学会誌, 40(1976)726-732.
- 4) 富士原由雄, 植田文洋, 正富宏明, 鈴木寿: "熱間静水圧焼結したWC-12%Co合金の疲労", 粉体および粉末冶金, 27(1980)181-184.
- 5) 鈴木寿, 林宏爾: "WC-10%Co超硬合金の抗折強度と破壊の起源との関係", 日本金属学会誌, 38(1974)1013-1018.