

日本金属学会誌 第 45 卷 第 4 号 (1981) 432~437

曲げ試験による WC-Co 合金の破壊靱性値と限界強度の測定

大槻悦夫* 木藤共久** 増田良道*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 45, No. 4 (1981), pp. 432~437

Fracture Toughness and Bend Strength of Cemented Carbides

Etsuo Ohtsuki*, Tomohisa Kito** and Yoshimichi Masuda*

In order to determine the factors controlling the bend strength of sintered WC-Co alloys, the transverse rupture test and fractography have been performed on 9 kinds of alloys. By the choice of the length of the minor axis of the ellipse inscribed in the cross section of a defect, a , as the size of the fracture-initiating defect, two types of relationships were found to hold between nominal stress, σ_n , acting on the defect and the defect size. When the relevant defect size was larger than a critical size, a_c , the nominal stress was inversely proportional to the root of the defect size, and the gradient of σ_n vs $Y/\sqrt{\pi a}$ was equal to fracture toughness K_{IC} of the alloys. (Y : Geometrical factor of defect.) On the other hand, when the defect size was smaller than the critical size, the nominal stress became independent of the defect size. Fracture toughness of the alloys was found to be proportional to the cobalt content and it was considerably influenced by the carbon content.

(Received September 26, 1980)

I. 緒 言

超硬合金の抗折力は、従来その靱性の尺度とされ、この合金を工具として用いるときの性能や品質の評価基準として用いられて来た。とくに、Gurland らは WC 粒子径、Co%, Co 相中の C 量などと抗折力との関係を明らかにし、

これらの研究結果はこの種の合金を作るうえで一つの指導原理となった⁽¹⁾⁽²⁾。ところが、最近、この種の合金の製造技術が向上し、熱間静水圧プレスによる焼結合金の後処理などにより、合金の抗折力はとみに上昇するとともに、その組織との関係も、Gurland らの研究結果とはやや異なった関係が得られている⁽³⁾⁽⁴⁾。さらに、この種の合金は、抗

* 東北大学工学部金属加工学科 (Department of Metal Processing, Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai)

** 東北大学工学部, 現在: 日本特殊陶業株式会社 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Sendai). Present address: NGK Spark Plug Co., Ltd., Nagoya)

折試験後その破面を観察すると、殆んどの場合、破壊き裂は空隙や粗大炭化物、Co プール、介在物などから発生していることが明らかにされている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。そこで、鈴木らは、この合金の破壊の起点となる粗大炭化物や粗粒 Co を意図的に加えた WC-Co 合金や TiC 基合金を作り、その抗折試験を行なって、破壊の起点となった欠陥の大きさと、破壊時にその欠陥に作用した公称応力との関係を求めた。また、その関係を欠陥径=0 に外挿することにより、この種の合金の無欠陥状態における強度を推定した⁽⁶⁾⁽⁷⁾。

一方、Almond らは粗粒炭化物などを加えない普通の WC-Co 合金について抗折試験を行ない、走査電子顕微鏡による破面観察から、破壊の起点となった欠陥の断面積を測定した⁽⁸⁾。その結果、欠陥断面積の $1/4$ 乗と欠陥に作用した公称応力との間には、ある欠陥径を境として二つの異なったタイプの関係が成立することを明らかにしている。すなわち、欠陥径が大きい場合、破壊時に欠陥に作用した公称応力は欠陥の断面積の $1/4$ 乗に比例し、またその比例係数は合金の破壊靱性値 K_{Ic} にほぼ等しい値となった。一方、欠陥径がある値より小さい場合 (WC-11wt%Co 合金で約 $5 \mu\text{m}$) には、欠陥径が小さくなくても破壊応力は上昇せず一定であった。そのため、彼らはこの破壊応力を、合金の欠陥径をできるだけ小さくして到達しうる限界の強度と考え、限界強度 (Limiting Strength) と称した。ところが、この限界強度は鈴木らによって得られた欠陥のない合金の強度に比べて著しく低い。したがって、もしも Almond らの結果が正しいとすると、合金中の欠陥径をいくら小さくしても、合金の破壊強度は鈴木らによる欠陥のない合金の強度に到達しえないことになる。そこで、本研究では、まず Almond らの結果を確かめることにした。つぎに、Almond らによる欠陥径の決定方法に問題があると思われるので、欠陥径の求め方を種々変えて、得られた靱性値と標準的な測定方法により得られた靱性値と比較して、より適当な欠陥径の決定方法を求め、さらに靱性値および限界強度と合金組織との関係を明らかにすることにした。

II. 実験方法

本研究に用いた合金試料は Table 1 に示すように、WC 粒平均切片長 d_{wc} 、Co%，および合金中の全炭素量がそれぞれ異なる 9 種類の WC-Co 系焼結合金である。これらの試料を $4 \text{ mm} \times 8 \text{ mm} \times 25 \text{ mm}$ に研削後、表面を鏡面研磨し、研削加工による表面層の残留応力を除去するため、乾燥水素 (露点公称 -70°C) 中で 800°C 、300 s 焼鈍した。なお、この種の合金を 800°C 以上に加熱すると、 Co_3W が析出して強度が低下する場合があることが知られている。しかし、加熱時間が短時間であれば、その効果は小さいと考えられるし⁽¹⁰⁾、また研削による残留応力はきわめて短時間で除去されることから⁽¹¹⁾、焼鈍時間は 300 s とした。

Table 1 Characteristics of cemented carbides studied.

Alloy	Cobalt content f_{Co} (vol%)	Mean intercept of WC $d_{wc}(\mu\text{m})$	Total carbon
			Theoretical carbon
1	9.3	1.12	1.01
2	11.7	1.11	1.01
3	16.3	1.03	0.98
4	16.3	1.03	1.00
5	16.3	1.93	1.01
6	25.0	1.04	1.01
7	30.5	1.03	1.01
8	36.9	1.19	1.00
9	36.9	1.19	1.02

また、抗折試片の厚さ方向の平行度は $5/1000 \text{ mm}$ 以下に、また寸法精度は $\pm 1/100 \text{ mm}$ 以下に仕上げ、約 30 本の試片について曲げ破壊試験により抗折力を求めた。

曲げ破壊試験には JIS H5501 にもとづいて支点間距離 20 mm の抗折試験器具を用い、クロスヘッド速度を 0.02 mm/mim に設定した。さらに、SEM により破面観察を行ない、破壊の起点となった欠陥の形状、種類、および位置などを調べた。

1. 欠陥形状および欠陥に作用する応力の決定

一般に、破壊力学では、長さ $2a$ の欠陥を持つ平板状の材料に σ^∞ の単軸応力が負荷されたとき、理論的には式 (1) で表わされる応力拡大係数 K_I がその材料の靱性値 K_{Ic} に達すると、欠陥の先端からクラックが進展するとされている⁽¹²⁾。

$$K_I = \sigma^\infty \sqrt{\pi a} / Y \quad (1)$$

ここで、 Y は欠陥の形状にもとづく幾何学的定数である。なお、式 (1) を本研究に適用する場合、破壊の起点となった欠陥の形状を破壊力学的に解析しうするためには、その形状をどのように幾何学的に近似するか、また、曲げ試験の場合の σ^∞ を実際の抗折力とどのように関係づけるかの 2 点が問題になる。Almond らの観察結果によれば、この種の合金の場合、破壊起点の欠陥は粗大 WC と空隙の 2 種類であったが⁽⁸⁾、それらは同じ働きをする欠陥として扱えることが明らかにされている⁽⁶⁾。また粗大 WC を含む合金の破壊過程は、その変形過程で粗大 WC に発生した割れが平板状クラックとして合金の破壊に至らしめると考えられている⁽⁷⁾⁽¹³⁾。そこで、Almond らは破壊起点の欠陥の断面積を試みに $\sqrt{\pi a} / Y$ としたが、その根拠は明らかでないし、さらに、円板状欠陥の場合には、 $\sqrt{\pi a} / Y = A^{1/4}$ (A は欠陥の断面積) から得られる値 $Y = \pi^{1/4}$ は破壊力学に基づいて得られた結果 $Y = \pi/2$ と異なってしまふ。むしろ、破壊力学的には、欠陥としてその断面の内接円または楕円ないしは外接円または楕円などで近似し、その(楕)円周より破壊き裂が発生すると考える方が妥当である⁽¹⁴⁾。そこで、本研究では、内接円および内接楕円を破壊

力学的に等価な働きをする、いわゆる等価欠陥とした[†]。
 なお、内接円の場合、前述のように $Y=\pi/2$ となり、内接楕円の場合、 Y は式(2)で表わされる第2種の楕円積分となる⁽¹⁵⁾。

$$Y(k) = \int_0^{\pi/2} \sqrt{1-k^2 \sin^2 \varphi} d\varphi \quad (2)$$

ここで、 $k^2=1-a^2/c^2$ 、 $2a$ は短軸長、 $2c$ は長軸長、 φ は離心率である。また、曲げ試験の場合、試料の厚さの方向に応力の勾配ができるため、厳密には欠陥に作用する応力にも勾配があることになるが、試料寸法に比べて欠陥径はきわめて小さいから、その応力勾配は実質的には無視しうるほど小さいと考えられる。したがって、式(3)を用い、欠陥に作用する公称応力 σ_n を σ^∞ とした。

$$\sigma_n = 4 \sigma_c xy/tl \quad (3)$$

ここで、 σ_n は欠陥に作用する破壊応力、 σ_c は抗折力、 x は外支点から破壊起点までの距離、 y は応力が0である中立軸から破壊起点までの厚さ方向における距離である。

III. 実験結果および考察

1. 等価欠陥形状の決定と破壊靱性値 K_{IC}

Fig.1(a), (b) に WC-10 wt%Co ($d_{wc}=1.93 \mu$) 合金について求めた欠陥径と公称応力との関係を示す。Fig.1(a) は等価欠陥を内接円とした場合の結果であり、Fig.1(b) は内接楕円とした場合の結果である。なお、等価欠陥形状を決定するため、 σ_n vs $Y/\sqrt{\pi a}$ の勾配から K_{IC} を求め、ほぼ同じ組織の合金について Pickens らにより測定された K_{IC} 値と比較してみた⁽¹⁶⁾。Table 2 に示すように、等価欠陥を内接円として求めた K_{IC} の値は標準的な測定法 (Single-Edge Notch 試片の三点曲げ) により求められた Pickens らの測定値に比して小さい値となった。一方、等価欠陥を内接楕円とし、その短軸端(楕円周のうちで応力拡大係数が最大)よりクラックが伝播すると仮定して求めた K_{IC} の値は Pickens らの測定値と一致することがわかった。そこで、他の組成の合金についても、同様に破壊起点となった欠陥の内接楕円を等価欠陥として K_{IC} を求めてみた。Table 3 はその結果を示したものである。

低 Co 合金では、著者の測定した K_{IC} 値は Pickens らの測定値に比若干低目になったが、低 Co 合金の場合、Pickens らの K_{IC} 測定法では測定値が Lueth の Double Cantilever Beam 試験法による測定値に比して高目になることから⁽¹⁷⁾、著者の測定した K_{IC} 値の方がむしろ妥当であると考えられる。一方、本法は、測定精度に関しては標準的な K_{IC} 測定法に比べかなり劣っている。その原因としては、空隙や粗大炭化物など種々の欠陥をすべて平板クラックとしている点や、また複雑な形状の欠陥を楕円板に近似している点などが考えられる。

[†] 等価欠陥を外接円または外接楕円とすると、 K_I は過大に見積られ、正確な K_{IC} を求める場合不適当であることがわかった。

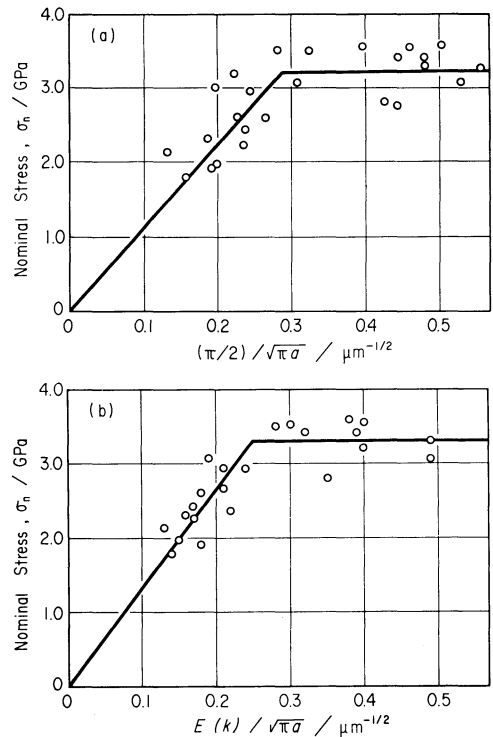


Fig.1 Nominal stress acting on fracture source vs the size of the equivalent defect of alloy 5, 16.3 vol%Co, $d_{wc}=1.93 \mu$, calculated on the following assumptions.

(a) The shape of the equivalent defect is approximated with a circle inscribed in a cross section of the fracture source.

(b) The shape of the equivalent defect is approximated with an ellipse inscribed in the cross section of the fracture source.

Table 2 The variation of K_{IC} with the geometry of equivalent defect.

Geometry of equivalent defect	K_{IC} , (MPa·m ^{-1/2})
Inscribed circle	11.89
Inscribed ellipse	13.3
By SENB method (from Pickens <i>et al.</i>)	
Alloy	K_{IC}
No.11 ($f_{Co}=15.2 \text{ vol}\%$, $d_{wc}=1.74 \mu$)	13.4
No.12 ($f_{Co}=17.1 \text{ vol}\%$, $d_{wc}=1.45 \mu$)	13.9

つぎに、WC 粒平均切片長、および合金炭素量のほぼ等しいいくつかの合金について K_{IC} 値と Co% との関係をしらべてみた。その結果、Fig.2 に示したように、これらの合金の K_{IC} は Co% の増加とともに直線的に上昇する。そこで、この直線を外挿して純 WC の K_{IC} を求めたところ、 $K_{IC}(WC)=4.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を得た。この値は、純 WC

Table 3 K_{IC} of WC-Co alloys.

Alloy	K_{IC}	Standard deviation of K_{IC}
1	8.6	2.4
2	9.3	0.8
3	9.3	2.1
4	12.0	1.4
5	13.3	1.7
6	14.6	1.5
7	15.5	3.0
8	14.6	0.4
9	18.9	3.2

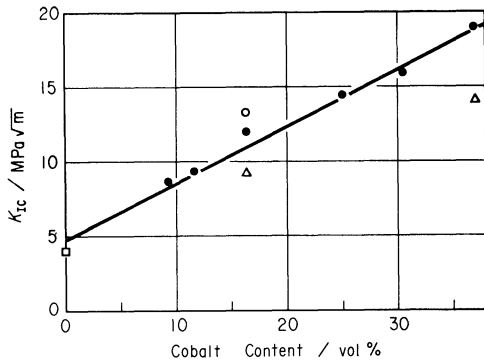


Fig.2 Fracture toughness vs cobalt content. (● : $d_{WC}=1.1\sim 1.2\mu m$ and high carbon alloys. Δ : $d_{WC}=1.0\sim 1.2\mu m$ and low carbon alloys. \circ : $d_{WC}=1.9\mu m$ alloy. \square : estimated from the elastic modulus of WC)

(100)面の表面自由エネルギーの推算値より求めた $K_{IC}=3.8$ に近い値である⁽¹⁸⁾.

また、この合金に対し式(4)が適用できるとして歪エネルギー解放率 G_{IC} を求めると、その Co% との関係は Fig.3 に示したように Co% に対して下に凸の曲線となった。

$$G_{IC} = (1-\nu^2) K_{IC}^2 / E \quad (4)$$

ここで、 ν , E はそれぞれ合金のポアソン比およびヤング率であり、土井らの測定値を用いた⁽¹⁹⁾。ところで、合金の破壊仕事は合金の破壊き裂の伝播に与った各相の破壊仕事の総和であるから、もし、各相間に力学的相互作用

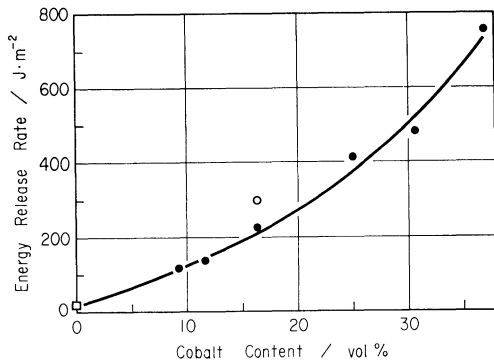


Fig.3 Strain energy release rate vs phase composition. (● : $d_{WC}=1.0\sim 1.2\mu m$ and high carbon alloys. \circ : $d_{WC}=1.9\mu m$ alloy)

がなければ、合金の G_{IC} と各相の G_{IC} との間には式(5)で示される混合則が成り立つはずである⁽²⁰⁾。

$$G_{IC}(\text{alloy}) = \alpha G_{IC}(\text{WC}) \cdot (1-f_{Co}) + G_{IC}(\text{Co}) \cdot f_{Co} \quad (5)$$

ここで、 $G_{IC}(\text{alloy})$, $G_{IC}(\text{WC})$, $G_{IC}(\text{Co})$ はそれぞれ合金、WC 粒および Co 相の G_{IC} , f は Co 相の体積分率、 α は破壊クラックの伝播経路により定まる定数である。なお、この合金中の WC 相の靱性は合金組成によっては変化しないと考えられるから、いくつかの合金について、Fig.2 および式(5)より $G_{IC}(\text{Co})$ を求めてみると、Table 4 のように、Co 量の低下とともに $G_{IC}(\text{Co})$ も低下することがわかった。ところで破壊クラックの伝播経路が合金中の Co 量の変化によって変らないから、式(5)の α は一定である⁽¹⁸⁾。したがって、 $G_{IC}(\text{Co})$ が合金組成により変化するのには、WC 粒と Co 相との間に力学的相互作用があり、Co 相が WC 相により変形拘束を受けて、その靱性値が低下するが、その程度が合金組成により異なるためである⁽²¹⁾。すなわち、変形拘束が低 Co 合金ほど大きいため、 $G_{IC}(\text{Co})$ は低 Co 合金ほど低くなったと考えられる。

Table 4 The strain energy release rate of the Co phase estimated by eq. (5).

f_{Co} (vol%)	Estimated G_{IC} of Co phase ($J \cdot m^{-2}$)
10	918
20	1375
30	1494
37	1928
(100)	5316)*

*: Extrapolated value to $f_{Co}=100$ in Fig.2.

ところで、Table 3 に示した WC-10 wt%Co および WC-25 wt%Co 合金の靱性値について、低炭素合金の測定値に注目すると、低炭素合金ほど小さな K_{IC} 値を示しており、合金炭素量の影響を強く受けていることがわかる。たとえば、WC-10 wt%Co 合金では、 γ 相や遊離炭素の第 3 相が出現しない 2 相合金状態においては、炭素量が最低の合金の K_{IC} は高炭素 WC-7 wt%Co 合金の K_{IC} にほぼ等しい。したがって、 K_{IC} 値が合金の優劣を決定するような使用条件では、低炭素合金よりも高炭素合金の方が適していることになる。

また、破壊靱性に対する WC 粒径の影響についてみると、Fig.2 に WC-10 wt%Co 合金について $d_{WC}=1.93\mu m$ 合金の K_{IC} 値を示したように、破壊靱性は d_{WC} が大きくなると増加し、SENB 三点曲げ試験の結果と一致している。

2. 限界強度

Fig.1 に示したように、破壊起点の欠陥の大きさが、ある臨界径 a_c より小さくなると、やはりこの種の合金の破壊強度は欠陥径に依存しない。このように、III.1. 節で述べた欠陥径が a_c より大きいときに K_{IC} と欠陥径で定まっていた破壊強度が、欠陥径が a_c より小さくなると欠陥径

によらなくなる原因は次のうちのどちらかであろう。すなわち、この場合、破壊き裂伝播の臨界条件として G_{Ic} が有効であるものの、欠陥に作用する K_I が欠陥径に依存しなくなるためか、あるいは逆に、 K_I は式(1)で欠陥径と関係づけられてはいるが、合金の破壊が K_{Ic} とは全く異なった破壊基準でおこっているのではないか。いずれにしても、限界強度についての実験結果、つまり組織などとの関係を明らかにする必要があると考える。そこで合金組成との関係を得た。その結果を Fig.4 に示した。WC-20 wt %Co にピークを持つ限界強度の曲線は、HIP 処理をしたこの種の合金の Co% 依存性にほぼ等しく⁽⁹⁾、また、Kreimer らの抗折試験結果とも傾向が一致している⁽²²⁾。したがって、限界強度曲線の最大値の左側における破壊強度の Co% 依存性は、従来この合金について考えられて来た強化理論(先在欠陥を前提とした Griffith-Orowan の理論の応用)でも説明できそうに思える⁽¹³⁾⁽²³⁾。しかし、

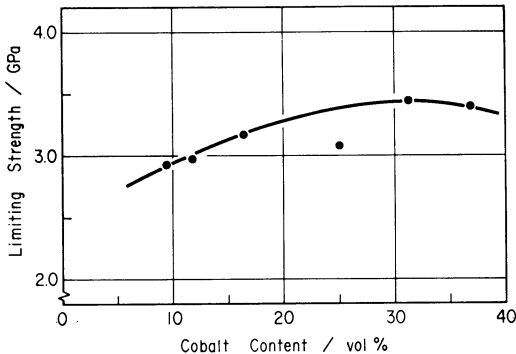


Fig.4 Limiting strength vs cobalt content for high carbon alloys. ($d_{wc}=1.0\sim 1.2\mu m$)

† 一般に、縁の一方に偏った位置に大きさ $2a$ の欠陥をもつ無限長帯板(幅 $2b$ 、欠陥の中心と縁との距離 b_1)に一樣な引張応力 σ^∞ が作用したとき、欠陥の周囲に作用する応力拡大係数が式(1)で表わせるとしたら、 Y は欠陥形状のみならず a/b および a/b_1 にも依存する⁽²⁴⁾。しかし、欠陥が試料表面からかなり内部にあり a が小さいとき、 Y への a/b および a/b_1 の寄与は小さく、 Y は欠陥形状だけに依存すると見なすことができる。一方、欠陥が表面近傍にあるときは、 a/b および a/b_1 の Y への寄与は無視しえなくなる。この場合、応力拡大係数は欠陥の周囲の表面に一番近い部位で最大となるので、クラックはまずその箇所より発生し表面方向に進展するが、その間、欠陥の周囲で表面から一番遠い部位の応力拡大係数が K_{Ic} に達したとき試料全体の破断がおこる。しかし、欠陥がごく表面近傍にあるときは、欠陥から発生したクラックが表面に到達し、欠陥が表面クラックとなっても、その内部先端の応力拡大係数が K_{Ic} に達しないときは試料の破断はおこらない。したがって、この場合、欠陥を大きさ $(a+b_1)$ の表面クラックとし、その先端の応力拡大係数のみに注目すれば良い。本研究では三点曲げ試験法を用いているので、破壊起点の欠陥が表面に近い試料についての試験結果は、大きさ $(a+b_1)$ のクラックをもつ試料すなわち SENB の三点曲げ試験結果として取扱えばよい。

Griffith の式と等価な式(1)および式(4)が限界強度に対して適用できないことが分かった以上、従来の強化理論は再検討が必要であろう。

ところで、式(3)から導出された欠陥に作用する公称応力は、式(3)の定義から抗折力より常に小さくなるはずである。そのため、限界強度が合金の到達しうる限界の応力であるとすれば、それが合金の抗折力より低いことになり、限界強度の定義に矛盾することになる。しかし、この疑問は次のように考えれば水解する。すなわち、この種の合金が限界強度に近い応力レベルで破壊する場合、破壊起点となる欠陥は殆んど試料表面の極く近傍にあることが観察されている。したがって、その場合は、破壊力学的立場から見て、欠陥をむしろ表面クラックと見なし、表面クラックを持つ試片 (SENB) の三点曲げとしてその試験結果を処理した方が良いと考える。そこで、そのように再解析したところ†、破壊強度と欠陥径との関係は Fig.1 と何ら変わらず、限界強度は欠陥径が a_c より小さい合金の抗折力に等しくなった。その結果を Fig.5 に示した。なお、ここで得られた限界強度は、Fig.4 の限界強度より若干大きい。Co 組成依存性はとくに変わっていない。

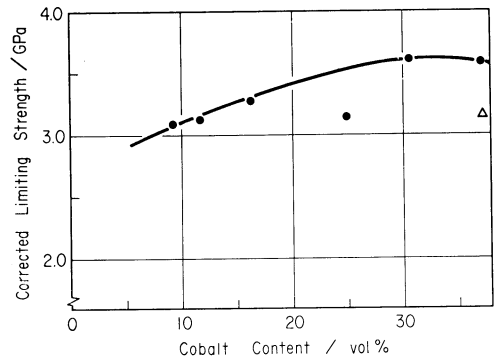


Fig.5 Corrected limiting strength vs cobalt content for fine grain alloys. (● : high carbon alloys, △ : low carbon alloy)

IV. 結 論

WC 粒子径、合金組成、および全炭素量の異なる 9 種の WC-Co 系焼結合金について抗折試験と破面観察を行ない、破壊の起点となった欠陥の大きさと、それに作用した応力との間に二つのタイプの間接関係が存在することを確認した。破壊起点となった欠陥の断面の内接楕円を等価欠陥とし、その短軸長を欠陥径とすると、欠陥径がある臨界径 a_c より大きい場合、欠陥径の $1/2$ 乗と、それに作用した公称応力との間には直線関係が成り立ち、その直線の勾配はこの合金の破壊靱性値 K_{Ic} に定数 $Y/\sqrt{\pi}$ (Y は欠陥形状係数)を掛けた値に等しいことが明らかとなった。なお、この方法で求めた K_{Ic} 値はこの合金の Co 量の増加とと

もに直線的に増加し、また Co%=0 への外挿によって得た WC の K_{Ic} 値は WC(100)面の表面自由エネルギー推算値から求めた K_{Ic} 値にほぼ近い値となった。また、この合金の K_{Ic} は合金の炭素量に強く依存し、低炭素合金ほどその K_{Ic} 値は小さくなった。一方、破壊起点の欠陥径が a_c より小さい場合には、合金の破壊強度は欠陥径に依存しない。その限界強度と Co% との関係は、Kreimer らが得た抗折力と Co% との関係と同様に、WC-20 wt% Co 合金で最高値を示す削除曲線関係となったが、彼らが提案したこの種の合金の強化理論は再検討の必要がある。

文 献

- (1) J.Gurland and P.Bardzil: Trans. Met. Soc. AIME, **203**(1955), 311.
- (2) J.Gurland: *ibid.*, **227**(1963), 1146.
- (3) 鈴木 寿, 林 宏爾: 日本金属学会誌, **33**(1969), 504.
- (4) 富士原由雄, 植田文洋, 板羽 健: 粉体および粉末冶金, **25**(1978), 283.
- (5) 林 宏爾: *ibid.*, **23**(1976), 1.
- (6) 鈴木 寿, 林 宏爾: 日本金属学会誌, **38**(1974), 1013.
- (7) 鈴木 寿: 日本金属学会会報, **18**(1979), 3.
- (8) E.A.Almond and B.Roebuck: Metal Science, **11**(1977), 458.
- (9) E.Lardner: Metals Technology, **3**(1976), 237.
- (10) 鈴木 寿, 梶山正孝, 梅田高照: 日本金属学会誌, **28**(1964), 287.
- (11) 大槻悦夫, 増田良道: 粉体および粉末冶金投稿中.
- (12) 岡村弘之: 線形破壊力学入門, 培風館, (1976), 140.
- (13) J.Gurland: Trans.Met.Soc. AIME, **227**(1963), 1146.
- (14) 中沢 一, 本間 寛: 非破壊検査便覧, 日本非破壊検査協会編, 日刊工業新聞社, (1978), 117.
- (15) 石田 誠: き裂の弾性解析と応力拡大係数, 培風館, (1976), 213.
- (16) J.R.Pickins and J.Gurland: Met.Sci.and Eng., **33**(1978), 135.
- (17) R.C.Rueth: *Fracture Mechanics of Ceramics*, vol.2, Plenum Press, N.Y., (1974), 791.
- (18) 大槻悦夫, 増田良道: 日本金属学会誌, **44**(1980), 117.
- (19) H.Do, Y.Fujiwara, K.Miyake and Y.Oosawa: Met. Trans., **18**(1969), 1417.
- (20) I.N.Archangelska and S.T.Mileiko: J.Mater. Sci., **11**(1976), 356.
- (21) T.W.Butler: Eng. Fracture Mech., **4**(1972), 487.
- (22) G.S.Kreimer: *Strength of Hard Alloys*, (English Transl.), consultant Bureau, N.Y., (1968), 5.
- (23) G.S.Kreimer: *ibid.*, 72.
- (24) 石田 誠: き裂の弾性解析と応力拡大係数, 培風館, (1976), 146.