WC-Co 合金の抗折力と破壊じん性

貞 廣 孟 史*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 45, No. 3 (1981), pp. 291~295

Transverse Rupture Strength and Fracture Toughness of WC-Co Alloys

Takeshi Sadahiro*

Effects of Co content and WC grain size on fracture toughness of WC-Co alloys were investigated. The transverse rupture strength was explained according to the dispersion hardening theory using the fracture toughness values determined experimentally.

The results obtained are as follows.

(1) The fracture toughness value increases with the increase of the Co content and the WC grain size in the alloys and depends on the microstructure parameters, particularly the thickness of Co phase and the contiguity of carbides.

(2) The variation of transverse rupture strength with microstructure parameters shows a maximum at the critical Co content and WC grain size. Above the critical values, the transverse rupture strength follows a dispersion hardening relation, but below those values, it is determined by the fracture toughness and the size of the inherent defect.

(Received September 1, 1980)

I. 緒 言

WC-Co 合金の抗折力については, Gurland⁽¹⁾⁽²⁾が組織因子(Co 量, WC 粒度, 特にミーン・フリー・パス)による影響を研究し, あるミーン・フリー・パスにおいて最大値を示し, その前後で破壊機構が異なることを見出した. 鈴木, 林ら⁽³⁾⁽⁴⁾は破壊の起源となる欠陥に注目し, 抗折力をはじめ, 引張強さ⁽⁵⁾, 衝撃強さ⁽⁶⁾等にも欠陥による破壊の理論を展開している.

一方, 破壊じん性は ASTM 規格等で規定されている疲労によるブレンクラックの導入法が, 超硬合金では疲労によるクラック伝播速度が非常に速いために使用できず, Kenny⁽⁷⁾をはじめ, 多くの研究者によって測定法が検討されている^{(8)~(14)}.

最近では破壊じん性値を用いて, 超硬合金の抗折力試験の結果が定量的に説明されようとしている⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾.

本報では著者ら⁽¹⁷⁾が最近開発した簡単に, 信頼性も高い破壊じん性測定法を用いて, WC-Co 合金の破壊じん性におよぼす Co 量および WC 粒度の影響を調べ, その破壊じん性値を用いて抗折力値の定量的説明を試みた.

II. 実験方法

この実験に用いた WC-Co 合金の性質を Table 1 に示した. Co 量は 4~40 mass% (WC 粒度=1.07~1.32 μm). WC 粒度は WC-10 mass% Co 合金において, 1.07~2.77

μm と変化させた. これらの合金はそれぞれ, 1593~1753 K で真空焼結されたものである.

各合金の 1500 倍の光顕組織写真上に線を引き, その切片, L_0 上の Co 相および WC 粒の数, N_{Co} および N_{wc} をそれぞれ測定し, Co 相の厚さ, $\lambda=L_0 f/N_{Co}$ および WC 粒度, $d=L_0(1-f)/N_{wc}$ を計算して求めた(f は Co 相の体積率).

破壊じん性の測定は ASTM 規格では式(1)および式(2)を満足する必要がある.

$$B=W/2, \quad a \neq b \neq W/2 \quad (1)$$

ここで B は試片の厚さ, W は試片の深さ, a はクラック深さ, b はリガメント深さ($W-a$)である.

$$a, b, B \geq 2.5 (K_Q/\sigma_{ys})^2 \quad (2)$$

ここで K_Q は見掛け破壊じん性, σ_{ys} は合金の降伏強さである(σ_{ys} の値は Ivensen らの式⁽¹⁸⁾より計算して求めた).

試片の大きさは JIS 抗折力試片で十分に式(1), (2)を満足するので JIS 抗折力試片, 4(B)mm $\times$ 8(W)mm $\times$ 24(L)mm を用いた.

まず, 4mm $\times$ 24mm の中央部にビッカース圧痕(荷重 588~1471 N)を 1 つまたは連続的に押して, 第 1 段階のクラックを導入した. これは Kenny ら⁽⁷⁾⁽⁸⁾によって脆い合金において用いられた方法である. さらにねばい合金では 1mm 幅の U 溝をダイヤモンドカッターで入れ, コンデンサー溶接機で, 銅線を用いて, 水中で火花放電(400 V $\times$ 500 μF)して, 第 1 段階のクラックを U 溝の底に導入した.

* 東芝タンガロイ株式会社研究部 (Research and Development Department, Toshiba Tungaloy Co., Ltd., Kawasaki)

Table 1 The characteristics of the WC-Co alloys studied: d , WC grain size: λ , thickness of Co phase: K_{IC} , fracture toughness: σ_b , transverse rupture strength.

Alloy	Co content	Hardness	d (μm)	λ (μm)	K_{IC} ($\text{MN}/\text{m}^{3/2}$)	σ_b (GN/m^2)
	(mass%)	RA				
4F	4	92.4	1.12	0.275	7.5	1.70
5.5F	5.5	91.1	1.11	0.326	9.7	1.89
10F1	10	90.3	1.07	0.339	10.9	1.48
10F2	10	89.8	1.11	0.439	12.7	1.72
10F3	10	89.0	1.21	0.506	13.7	1.90
10M1	10	88.2	1.62	0.596	14.4	2.36
10M2	10	87.5	1.93	0.760	15.1	2.46
10C	10	86.6	2.77	0.964	18.0	2.23
16F	16	87.5	1.07	0.637	15.4	3.15
20F	20	86.0	1.11	0.759	18.4	3.24
25F	25	84.6	1.09	0.937	20.3	3.08
30F	30	81.3	1.08	1.05	19.8	2.80
35F	35	79.8	1.32	1.48	23.6	2.24
40F	40	78.4	1.27	1.59	27.1	2.12

Fig.1 Arrangement for introducing a precrack (mm).

この方法は脆い合金でも適用できる利点がある。このようにして第1段階のクラックを入れた試片を Fig.1 に示すような溝をもつ超硬アンビルの中央部にのせて、試片の上面に均一に圧縮荷重をかけると第1段階クラック附近に引張応力が生ずる⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。ある臨界圧縮荷重以上になると突然クラッキングの音を発して大きなクラックを生ずる⁽²¹⁾。この第2段階のクラックを破壊じん性測定の前クラックとした。破壊テスト前に前クラックに赤インクをしみ込ませ、破壊したのち、光顕にて破壊面の観察からクラック深さ、 a を測定した。

破壊テストは 33 N/s の負荷速度で 3 点曲げ試験 (JIS 抗折力試験治具) で破壊し、破壊荷重、 P を測定した。

K_Q は次式⁽²²⁾を用いて計算した。

$$\frac{(K_Q B \sqrt{W})}{P} = 3 \frac{(S/W) \sqrt{\alpha} [1.99 - \alpha(1-\alpha)]}{(2.15 - 3.93\alpha + 2.7\alpha^2) / [2(1+2\alpha)(1-\alpha)^{3/2}]} \quad (3)$$

ここで S はスパン長さ (= 20 mm), $\alpha = a/W$ である。

$\alpha = 0.4 \sim 0.6$ の範囲に入る 5 本の K_Q の平均値で破壊じん性, K_{IC} を表わした。

また、抗折力試験は JIS 規格で行ない、5 本の平均値で示し、破壊の起源となる欠陥の大きさ、 $2c$ は光顕にて、抗折力破面から測定し、5 ケの中央値で示した。

III. 実験結果および考察

1. WC-Co 合金の破壊じん性

本報での測定法による破壊じん性, K_{IC} は文献に報告されている値とよく一致し、バラツキも少ないことはすでに報告した⁽¹⁷⁾。WC-Co 合金の K_{IC} におよぼす Co 量, f および WC 粒度, d の影響について、Fig.2 に Co 相の厚さ, λ との関係で示した。Co 量による影響と WC 粒度による影響が少し異なるが λ が増大すると K_{IC} も増大した。

λ は Co 量に比例して増大し、また WC 粒度に対しても比例して増大するので、組織因子, $df/(1-f)$ と比例して増大する。そのため、WC の分散の程度を表わす $(1-C)$ と比例して増大する⁽¹⁾ (C は Contiguity)。

Fig.2 Relationship between the fracture toughness and the thickness of Co phase for WC-Co alloys with various Co contents and WC grain sizes.

そこで, Fig.3に K_{Ic} と $(1-C)$ との関係を示した. K_{Ic} は $(1-C)$ に比例して増大した. $C=0$ すなわち WC 粒子同志の結合のない状態に外挿すると, 得られる最大のじん性値は約 $29 \text{ MN/m}^{3/2}$ となった. WC-Co 合金中の Co 相の硬さ ($H_v=440^{(23)}$) に相当する M2 種高速鋼 ($H_v=450$) の K_{Ic} , 約 $28 \text{ MN/m}^{3/2(13)}$ とよく一致した.

Fig.3 Relationship between the fracture toughness and the separation of carbides ($1-C$) for WC-Co alloys.

一方, WC-Co 合金の破壊経路としては WC 粒内, WC-Co 界面, WC-WC 界面および Co 相内が考えられ, クラック伝播に要するエネルギーの高い方から示すと Co 相内 $\gg$ WC 粒内または WC-WC 界面 $>$ WC-Co 界面となる⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾. このことから K_{Ic} は Fig.2 に示されるように λ に大きく依存することになる.

K_{Ic} と λ との関係におよぼす Co 量, WC 粒度の影響が少し異なるのは, K_{Ic} が降伏強さまたは合金の硬さが増大すると低下すること⁽¹²⁾⁽¹⁷⁾ WC-Co 合金の硬さと λ との関係におよぼす Co 量, WC 粒度の影響が異なること⁽²⁶⁾ から説明される. 以上の結果から WC-Co 合金のじん性向上には最も弱い WC-Co 界面の改善とともに, Co 相のじん性を向上させること, および WC 粒子同志の結合の少ない組織をもつ合金を作ることである.

2. WC-Co 合金の抗折力

まず, WC-10 mass%Co 合金で, WC 粒度を変えたときの抗折力, σ_b の変化を Co 相の厚さ, λ との関係で Fig.4 に示した. $\lambda=0.7\sim 0.8$ で抗折力の最大値を示した. 一般に WC-Co 合金で WC 粒度が大きいほど焼結温度は低くなり, 焼結性が良くなるため, 破壊の起源となる欠陥の大きさ, $2c$ は小さくなる. 本実験では WC 粒度 1.11 および $1.21 \mu\text{m}$ の合金 10F2, 10F3 が欠陥の少し大きい合金であった. もろい合金では σ_b は欠陥の大きさ $2c$ によって決まるので⁽²⁾⁽¹⁶⁾⁽²⁷⁾, 合金 10F2 および 10F3 の σ_b は低い値を示した. これを式に表わすと

Fig.4 Relationship between the fracture strength and the thickness of Co phase for WC-10 mass%Co alloys.

Fig.5 Strength as function of structure parameter.

$$\sigma_b = K_{Ic} / (Y\sqrt{c}) \quad (4)$$

となる. ここで Y は試片の形状, 試験方法によって定まる定数である. 我々の実験結果では Y はほぼ 1.0 であったので, $Y=1.0$ として計算した σ_b を $\sigma_{b(1)}$ として Fig.4 に示した. WC 粒度の増大すなわち λ の増大と共に $\sigma_{b(1)}$ は増大した.

次にねばい合金 (10M1 $\sim$ 10C, 16F $\sim$ 40F) には分散型合金の歪硬化理論⁽¹⁾を適用することにした. よって,

$$\sigma_b = k\sqrt{(1-f)^{2/3}/d} \quad (5)$$

が成立つ. ここで k は WC の表面エネルギー, Co の剛性率によって定まる値である⁽¹⁾.

本実験でのねばい合金のデータをプロットすると Fig.5 のようになる. 比較的よい直線関係が得られた. Gurland⁽¹⁾

によって求められた勾配と比較すると、本実験での WC の表面エネルギーは約 1.6 J/m^2 が得られ、 $2 \text{ J/m}^{2(1)}$ とよい一致を示す。

そこで、ねばい合金には分散型合金の歪硬化理論を導入し、Fig.5 から得られた下記の実験式を用いることにした。

$$\sigma_{b(2)} = 3.62\sqrt{(1-f)^{2/3}a/d} \quad (6)$$

この式をもろい合金にも適用して求めたものが Fig.4 における $\sigma_{b(2)}$ で、 λ の増大により $\sigma_{b(2)}$ は低下する。そして抗折力の最大値の右側において実測 σ_b とよく一致する。

よって、抗折力は式(4)の $\sigma_{b(1)}$ と式(6)の $\sigma_{b(2)}$ の低い方の値によって決まる⁽²⁷⁾。

$$\sigma_{b(m)} = \min(\sigma_{b(1)}, \sigma_{b(2)}) \quad (7)$$

Fig.4 に示されるように、 $\sigma_{b(m)}$ と実測 σ_b とがよく一致することがわかる。

抗折力の最大値を示す λ の値が文献により異なるのは、測定法の相異により λ の値がバラツクこと、および抗折力は一般に破壊の起源となる欠陥の大きさ $2c$ によってかなり大きく変化することを反映していると思われる。欠陥の大きい場合は式(4)より $\sigma_{b(1)}$ は小さくなる。一方、式(6)は欠陥に無関係であるので、 $\sigma_{b(m)}$ をプロットすると欠陥が大きいほど抗折力の最大値を示す λ の値は大きくなり、その結果 $\sigma_{b(m)}$ の最大値も小さくなることが推測される。

そこで、本実験では各合金とも 5 本ずつ抗折力試験を行っているので、その間、比較的欠陥の小さい ($c=31 \mu\text{m}$ ($26 \sim 37 \mu\text{m}$)) 合金と、比較的欠陥の大きい ($c=53 \mu\text{m}$ ($42 \sim 63 \mu\text{m}$)) 合金とを各合金から 1 本ずつ選び出したものを Fig.6 に示した。実測 σ_b の最大値の位置が上述の推測通りの結果となっていることが分る。

Fig.6 Relationship between the fracture strength and the thickness of Co phase for WC-10 mass%Co alloys with different defect size.

そこで、式(4)(6)および式(7)が抗折力を説明するのに十分利用できることを明確にするため、 $c=31, 53 \mu\text{m}$ 一定とし、実測 K_{Ic} 値を用いて式(4)から $\sigma_{b(1)}$ を求め、さらに、式(6)を適用して、 $\sigma_{b(2)}$ を求めた。これらを式(7)に適用したものを $\sigma_{b(m)}$ として Fig.6 中に示した。

実測 σ_b と $\sigma_{b(m)}$ とがよく一致するのがわかる。

次に Co 量による抗折力の変化を Fig.7 に示した。合金 10F2 が欠陥の大きい合金であるため、抗折力値が少し低い値を示したが、Co 量により抗折力は増大し、最大値を示し、さらに Co 量が増大すると低下した。この現象については多く報告されているが、WC 粒度の増大によってその最大値を示す Co 量が低 Co 量に変化する⁽²⁸⁾。

Fig.7 の WC 粒度は $1.07 \sim 1.32 \mu\text{m}$ と比較的細かい合金であるが、式(4)から $\sigma_{b(1)}$ を求めると Co 量の増大により、 $\sigma_{b(1)}$ は増大する。式(6)から求まる $\sigma_{b(2)}$ は Co 量の増大により減少する。その結果、式(7)を適用すると $\sigma_{b(m)}$ となり、実測 σ_b とよく一致する。

WC 粒度の大きい合金を考えると同一 Co 量では K_{Ic} が大きいので、低 Co 合金では式(4)からの $\sigma_{b(1)}$ は当然大きくなる。

一方、 $\sigma_{b(2)}$ は式(6)より当然小さくなる。その結果、式(7)を適用した $\sigma_{b(m)}$ は Co 量により、増大し、最大値を示したのち、低下する。WC 粒度の細かい合金に比べて、その最大値を示す Co 量は低 Co 量となる。

以上の結果から式(4)(6)(7)を適用すると抗折力の Co 量による変化におよぼす WC 粒度の影響について、実測のデータ⁽²⁸⁾をよく説明することができる。

Fig.7 Relationship between the fracture strength and Co content for WC-Co alloys.

IV. 総 括

WC-Co 合金の破壊じん性におよぼす Co 量 (4~40 mass%) および WC-10 mass% Co 合金における WC 粒度 (1.07~2.77 μm) の影響を調べ、得られた破壊じん性値から抗折力値を定量的に説明することを企てた。

得られた結果を次に示す。

(1) WC-Co 合金の破壊じん性は Co 量, WC 粒度の増大により増大し, 組織因子, 特に Co 相の厚さおよび WC 粒の Contiguity に大きく左右される。

(2) Co 量, WC 粒度による抗折力の変化において, いずれの場合も, 抗折力の最大値を示す Co 量および WC 粒度が存在する。その最大値を示す Co 量, WC 粒度より低い Co 量, 細かい WC 粒度の合金では, 抗折力は破壊に対する抵抗, じん性を表わし, 欠陥の大きさがほぼ等しければ, 抗折力値により, 組織変化等によるじん性の変化を知ることが出来る。

一方, 抗折力の最大値を示す Co 量, WC 粒度より高い Co 量, 粗い WC 粒度の合金では, 欠陥の大きさにも左右されるが, 抗折力は分散強化合金における歪硬化理論にしたがう。

文 献

- (1) P.B.Bardzil and J.Gurland : Trans. AIME, **203**(1955), 311.
- (2) J.Gurland : Trans. Met. Soc. AIME, **227**(1963), 1146.
- (3) 鈴木 寿, 林 宏爾 : 日本金属学会誌, **38**(1974), 1013.
- (4) 鈴木 寿, 棚瀬照義 : 日本金属学会誌, **40**(1976), 726.
- (5) 鈴木 寿, 林 宏爾, 福家康矩 : 日本金属学会誌, **41**(1977), 155.
- (6) 鈴木 寿, 林 宏爾, 山本 勉 : 粉体および粉末冶金, **22**(1975), 160.
- (7) P.Kenny : Powder Metallurgy, **14**(1971), 22.
- (8) E.A.Almond and B.Roebuck : Metals Technology, **5**(1978), 92.
- (9) J.L.Chermant and F.Osterstock : J.Mater. Sci., **11**(1976), 1936.
- (10) J.R.Pickens and J.Gurland : Mater. Sci. and Eng., **33**(1978), 135.
- (11) H.Hübner : Z.Metallk., **67**(1976), 507.
- (12) N.Ingelstrom and H.Nordberg : Eng. Fract. Mechanics, **6**(1974), 597.
- (13) G.Berry : Metal Sci., **10**(1976), 361.
- (14) M.Murray : Proc. Roy. Soc., London A, **356**(1977), 483.
- (15) E.A.Almond and B.Roebuck : Metal Sci., **11**(1977), 458.
- (16) H.Hübner and U.Engel : Z.Werkstofftech., **9**(1978), 128.
- (17) T.Sadahiro and S.Takatsu : 1980 Powder Metall. Conference, Washington D.C., (1980).
- (18) V. A. Ivensen, O. N. Éiduk and V. A. Chistyakova : Poroshkovaya Metallurgiya, **137**(1974), 84.
- (19) 石田 誠 : 日本機械学会論文集, **25**(1959), 1110.
- (20) E.G.Coper and L.N.G.Filon : *A Treatise on Photo-Elasticity*, Cambridge University Press, (1931).
- (21) 布村成具, 實川資朗 : 鉄と鋼, **64**(1978), 399.
- (22) J.E.Srawley : Int. J. Fract., **12**(1976), 475.
- (23) H.C.Lee and J.Gurland : NSF Hard Materials Research, University of Cincinnati, **4**(1975), 1.
- (24) M.Nakamura and J.Gurland : Metal Trans. A, **11A**(1980), 141.
- (25) 大槻悦夫, 増田良道 : 日本金属学会誌, **44**(1980), 117.
- (26) H.Fischmeister and H.E.Exner : Arch. Eisenhuettenw., **37**(1966), 499.
- (27) L.Lindau : Fracture, **2**(1977), 215.
- (28) G. S. Kreimer, A. I. Baranov and N. A. Alekseeva : Izv. Akad. Nauk SSSR. Otd. Tekhn. Nauk., Met.i Toplivo, **3**(1959), 92.