研 究

超硬合金の破壊じん性とクラック抵抗との関係*

貞 廣 孟 史**

Takeshi Sadahiro: Relationship between Fracture Toughness and Crack Resistance of Cemented Carbides.

Effect of additional carbides on the fracture toughness, and the relationship between the fracture toughness and the crack resistance of cemented carbides were investigated.

Results obtained are as follows. (1) The fracture toughness in relation to the hardness of cemented carbides is not changed by addition of TiC and NbC up to 20 to 30 vol%, while it decreases with addition of TaC and large amount of TiC. The fracture toughness of WC-TiC-Co alloys decreases with addition of TaC. (2) The crack resistance of cemented carbides has a correlation to the fracture toughness. And the crack resistance shows a linear relation to the critical strain energy release rate when Vickers hardness of these alloys is above 1200.

(Received October 16, 1980)

I 緒 言

WC-Co 合金において、ビッカース圧痕のコーナーから発生するクラック長さから求まるクラック抵抗 W は測定が簡単で、圧痕荷重に無関係に合金のじん性を評価できることが報告されている¹⁾。

一方、WC-Co 合金の破壊じん性 K_{IC} についても、Ingelstrom ら²⁾多くの研究者によって報告されている。しかし、WC-Co 合金のクラック抵抗と破壊じん性との関係についての報告は少ない。

Viswanadham ら³⁾は $1/W$ と合金の硬さ H_V との間に直線関係があることから

$$W = \beta G_{IC} \quad (1)$$

が成り立つとしている。ここで β は定数、 G_{IC} は臨界歪エネルギー解放率で、線形破壊力学では次式の関係がある。

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

ここで ν はポアソン比、 E はヤング率である。しかし (1) 式は実測 G_{IC} と W によって求められたものではない。一方、Exner ら⁴⁾は WC-Co 合金の実測 G_{IC} と W との関係を示し、 G_{IC} と W との間に強い関係があるが直線関係ではないことを示している。

そこで、本報では著者ら^{5), 6)}が開発した破壊じん性測定法により、WC-Co 合金およびほとんど報告がない他炭化物が添加された超硬合金の破壊じん性を測定し、破壊じん性とクラック抵抗との関係を明らかにすることを試みた。

II 実験方法

WC-Co 合金における Co 量の影響については WC 平均粒度約 $1.1 \mu\text{m}$ の WC-(7, 9, 16, 25, 30 および 37) vol% Co 合金を用いて、WC 粒度の影響については、 $1.07 \sim 2.77 \mu\text{m}$ と WC 粒度の異なる WC-16 vol% Co 合金を用いた***。

他炭化物添加の影響について、TiC の添加方法は 70 wt% WC-30 wt% TiC 固溶体を用いて、WC-16 vol% Co 合金に 24, 33, 41 および 48 vol% TiC を添加した ((W, Ti) C 相の割合はそれぞれ 42, 58, 72 および 84 vol% となる)。

TaC, NbC 添加はそれぞれ単体で 20, 30 vol% 添加した。複炭化物系合金として、WC-24 vol% TiC-16 vol% Co 合金に TaC を 4, 8, 12 および 16 vol% 添加した ((W, Ti, Ta) C 相の割合はそれぞれ 46, 50, 54 および 58 vol% となる)。

これら他炭化物添加合金は 2 種の粒度の異なる WC 粉末を用いるとともに、焼結温度 $1380^\circ \sim 1500^\circ \text{C}$ の範囲で変化させて、粒度の異なる合金を作製した。

これらの試料表面をダイヤモンドホイールで研削し、ダイヤモンドペーストにより十分に研磨し、60, 100 および 150 kg の荷重で、ビッカース圧子を押し、コーナーから発生する 4 本のクラック長さを測定し、(圧痕荷

* 昭和55年10月16日受理。

** 東芝タンガロイ(株)研究部 〒210 川崎市幸区塚越1の7

*** WC-16Co 合金の WC 粒度は F1, $1.07 \mu\text{m}$; F2, $1.11 \mu\text{m}$; F3, $1.21 \mu\text{m}$; M1, $1.62 \mu\text{m}$; M2, $1.93 \mu\text{m}$; C, $2.77 \mu\text{m}$ である。

Fig. 1 Relationship between the fracture toughness and the crack resistance in WC-Co alloys.

重)/(全クラック長さ) からクラック抵抗 W を求めた。

1500倍の光顕組織写真上に線を引き、切片 L_0 上の Co 相の数 N_{Co} を測定し、Co 相の厚さ $\lambda = L_0 f / N_{Co}$ を求めた (f は Co 相の体積率である)。WC-Co 合金については WC 粒の数 N_{WC} を測定し、WC 平均粒度 $d = L_0 (1-f) / N_{WC}$ を求めた。

破壊じん性 K_{IC} の測定方法は JIS 規格の抗折力片 (4 mm 幅×8 mm 深さ×24 mm 長さ) において、(プレクラック深さ)/(試片の深さ) が 0.4~0.6 の範囲に入る 5 本の試片を 3 点曲げ破壊テストで求めた破壊荷重から計算した応力拡大係数 K_Q の平均値で示した^{5),6)}。

III 実験結果および考察

III-1 WC-Co 合金の破壊じん性とクラック抵抗との関係

まず、Fig. 1 に WC-Co 合金の破壊じん性 K_{IC} とクラック抵抗 W との関係を示した。 K_{IC} と W との間に強い相関がある。そこで、 $\nu=0.2$ として、ヤング率⁷⁾を用いて、(2)式より求めた G_{IC} と W との関係を Fig. 2 に

Fig. 2 Relationship between the critical strain energy release rate G_{IC} and the crack resistance in WC-Co alloys.

Fig. 3 Relationship between $1/W$ and H_V hardness in WC-Co alloys.

示した。Exner の結果⁴⁾ とよく一致した。しかし、Viswanadham ら³⁾ のいう(1)式を明確にするために、直線で示すと $W \approx 200 \text{ kg/mm}$ 、 $G_{IC} \approx 35 \times 10^{-3} \text{ kg/mm}$ に折れ点を有するほぼ 2 本の直線で表わすことができる。そして、この折れ点より W の小さい範囲では(1)式を満足し、 $\beta = 5.71 \times 10^3$ が得られた。そこで、 $1/W$ と H_V ¹¹⁾ との関係を Fig. 3 に示した。(1)式を満足する上記の範囲では Viswanadham らの結果と同様に直線関係が得られ、 $1/W=0$ に外挿すると $H_V=1060$ が得られ、Viswanadham らの $H_V=1080$ ³⁾ とよく一致した。

Fig. 2, Fig. 3 における折れ点は何を意味するかを考えてみる。本実験において、折れ点に相当する合金は WC 粒度約 $1.1 \mu\text{m}$ のとき Co 量が約 25 vol% 前後で、WC-16 vol% Co 合金では WC 粒度が $1.62 \sim 1.93 \mu\text{m}$ であった。一方、 λ による抗折力の変化をみると、 λ が増大するにつれて抗折力は増大し、最大値を示したのち低下し、抗折力の最大値の左側と右側とでは破壊機構が異なることが知られている^{6),8)}。左側では抗折力は破壊じん性と欠陥の大きさによって決まる⁶⁾、いわゆるぜい性破壊で、右側では抗折力は分散型合金の歪硬化理論に従う⁸⁾、いわゆる延性破壊である。抗折力の最大値を示すものが Fig. 2, Fig. 3 の折れ点に相当する合金と一致する⁶⁾。そこで、Fig. 2, Fig. 3 の折れ点は破壊機構がぜい性破壊から延性破壊に変わる。変遷点であるといえる。

Viswanadham らのいう(1)式を満足するのは破壊機構がぜい性破壊であるときである。延性破壊では、圧痕によるクラック先端は不明瞭で、短く、測定しにくくなる。それでも、Fig. 3 において $1/W=0$ に外挿した $H_V=1060$ 以下の合金でもクラックは発生し、 W を求めることができる。さらにクラックが発生しにくくても圧痕荷重を大きくするとクラックが観察できるようになり、 W が求められる。

W は圧痕荷重に無関係であるが、この領域ではクラックが発生し、観察できるかどうかは圧痕荷重によって

Fig. 4 Effects of additional carbides on K_{IC}^2 in relation to λ of the alloys.

決まる。いずれにせよ、かなり合金の硬さが低いものにおいても、 W が求まる。 $H_V=1200$ 以下での $1/W$ と H_V との関係は H_V が小さいほど $1/W=0$ に近づく。

Ⅲ-2 他炭化物添加の影響について

まず、WC-Co 合金の破壊じん性に及ぼす他炭化物添加の影響について述べる。Fig. 4 に K_{IC}^2 と λ との関係を示した。TiC 添加により K_{IC}^2 は低下し、TaC、NbC 添加によっても K_{IC}^2 は低下する。同一体積添加したも

Fig. 5 Effects of additional carbides on K_{IC} in relation to H_V hardness of the alloys.

Fig. 6 Effect of TaC content on K_{IC}^2 in relation to λ of the alloys.

ので比較すると、TiC 添加と TaC 添加とがほぼ同じで、NbC 添加が少し高い値を示した。 K_{IC} は硬さによって低下する^{2),5)}。一方、合金の硬さを比較すると TiC 添加 > NbC 添加 > TaC 添加となり、それぞれ炭化物自体の硬さに対応する値を示した⁹⁾。Fig. 5 に K_{IC} と H_V との関係を示した。TiC 添加は 33 vol% 以上から K_{IC} は低下し、TaC 添加も低下した。同一体積率で添加したもので比較すると NbC 添加は TiC 添加より高い K_{IC} を示し、TaC 添加は TiC 添加より低い値を示した。

次に WC-24 vol% TiC-16 vol% Co 合金において、TaC 添加量による影響をしらべた。Fig. 6 に K_{IC}^2 と λ との関係を示した。TaC 添加により K_{IC}^2 は低下し、

Fig. 7 Effect of TaC content on K_{IC} in relation to H_V hardness of the alloys.

TaC 添加量によってあまり変わらない。合金硬さは TaC 添加により低下するので⁹⁾、Fig. 7 に K_{IC} と H_V との関係を示した。Fig. 6 と同様に TaC 添加により少し K_{IC} は低下し、TaC 添加量によっては差がなかった。他炭化物添加の効果について考察する。炭化物自体の破壊じん性の測定例はほとんどない。WC が他炭化物よりも高じん性で、表面エネルギーで比較すると $TaC > NbC > TiC$ の順ようである^{12), 13)}。この表面エネルギーにヤング率^{7), 10)}を入れて破壊じん性を推定すると $NbC > TiC > TaC$ の順となる。一方、じん性の高い WC の他炭化物への固溶量は NbC が 18 wt %¹⁴⁾、TaC が 6 wt %¹⁵⁾で、TiC は本実験では 70 wt % である。単体の破壊じん性ではなく合金中での他炭化物粒子の破壊じん性も前述の順位は変わらない。少量 TiC 添加においては WC 固溶量も多く、硬さも高いことを考慮すると WC-Co 合金と破壊じん性に大きな差はないが、多量 TiC 添加となると TiC の低じん性が影響して低下する。NbC 添加はそれ自体の破壊じん性も高く、WC 固溶量も多く、硬さも WC よりも高いため、硬さを考慮に入れると WC-Co 合金と匹敵するじん性が得られると思われる。TaC 添加はそれ自体じん性も低く硬さも低いことから、WC-Co 合金よりじん性は低下する。以上のことから実験結果をよく説明できると思われる。

一方、 W と λ との関係における他炭化物添加の影響⁹⁾と、 K_{IC}^2 と λ との関係における他炭化物添加の影響⁴⁾とはほぼ同じ傾向を示した。そこで、 $\nu=0.2$ として、合金のヤング率は各炭化物のヤング率^{7), 10)}を用いて、Vegard

Fig. 8 Relationship between G_{IC} and W in the alloys.

Fig. 9 Relationship between G_{IC} and W in the alloys.

の直線関係に従うとして計算し、(2)式より求めた G_{IC} と W との関係を Fig. 8 に示した。WC-Co 合金に比べて β はいずれの炭化物添加でも小さくなっている。同一体積添加で比較すると TiC 添加と TaC 添加とはほぼ同じで、NbC 添加で小さい β を示した。

WC-24 vol % TiC-16 vol % Co 合金に TaC 添加したときの G_{IC} と W との関係を Fig. 9 に示した。TaC 添加量により β は増大し、さらに多量 TaC 添加では β は低下した。

以上の結果、合金系によって異なる β 値を示すことから β は一種の材料定数とも考えられる。 K_{IC} 測定から求

Fig. 10 Relationship between $1/W$ and H_V hardness in the alloys.

Fig. 11 Relationship between $1/W$ and H_V hardness in the alloys.

められる G_{IC} とクラック長さから求められる W とは、測定法も異なり、応力の負荷条件も異なるので、本質的には異なる特性値である、しかし、 W は小さい試料で容易に測定でき、他炭化物の添加量がほぼ同じような合金系において特に W と K_{IC} とは相関が強いことから、品質管理には非常に適しているといえる。 β の値の異なるような合金系で比較する材料開発においてこれらを利用するには、特にクラック長さからの W の意味をさらに検討する必要がある。

次に他炭化物添加した合金における $1/W$ と H_V との関係を図 10 に示した。いずれの炭化物も WC-Co 合金に比べると $1/W$ が大きい。同一体積添加で比べると TiC 添加が $1/W$ が小さく、TaC 添加、NbC 添加は TiC 添加より $1/W$ が大きい。WC-24 vol % TiC-16 vol % Co 合金における TaC 添加の影響について、 $1/W$ と H_V との関係は Fig. 11 に示した。TaC 添加量により $1/W$ は大きくなった。

以上の結果より、クラック抵抗は厳密に言えば破壊じん性とは異なるが、両者の間には強い相関関係があるので、小さい試料で容易に測定できるクラック抵抗がじん性の評価法として工業的に十分利用できる。そして、簡

易法として、クラック抵抗の逆数と硬さとの関係で、合金系間のじん性を評価できる。

IV 総 括

超硬合金の破壊じん性に及ぼす他炭化物添加の影響を調べるとともに超硬合金の破壊じん性とクラック抵抗との関係を調べた。得られた結果は次の通りである。

(1) 超硬合金の破壊じん性と硬さとの関係に及ぼす他炭化物添加の影響は、20~30 vol % TiC、NbC 添加ではほとんど変わらず、多量 TiC 添加および TaC 添加では低いじん性を示した。WC-TiC-Co 合金に TaC 添加したとき破壊じん性は低下した。

(2) 超硬合金の破壊じん性とクラック抵抗との間には強い相関関係があり、クラック抵抗と臨界歪エネルギー解放率との間に直線関係が得られるのは抗折力値が破壊じん性と欠陥の大きさによって決まる、いわゆるぜい性破壊を起す範囲、合金のビッカース硬さが約1200以上のときである。

文 献

- 1) H. E. Exner: Trans. AIME, **245** (1968), 677.
- 2) N. Ingelstrom and H. Nordberg: Eng. Fract. Mechanics, **6** (1974), 597.
- 3) R. K. Viswanadham and J. D. Venable: Metal. Trans. A, **8A** (1977), 187.
- 4) E. L. Exner, J. R. Pickens and J. Gurland: Metal. Trans. A, **9A** (1978), 736.
- 5) T. Sadahiro and S. Takastu: 1980 P/M Conference, Washington D. C. (1980).
- 6) 貞廣: 日本金属学会誌, **45** (1981), 291.
- 7) H. Doi, Y. Fujiwara, K. Miyake and Y. Oosawa: Metal. Trans. **1** (1970), 1417.
- 8) J. Gurland: Trans. AIME, **227** (1963), 1146.
- 9) 貞廣: 粉体および粉末冶金, **26** (1979), 265.
- 10) G. V. Samsonov and Ya. S. Umanskii: *Hard Compounds of Refractory Metals*, Metallurizdat (1957).
- 11) 貞廣: 日本金属学会誌, **37** (1973), 1153.
- 12) D. T. Livey and P. Murray: J. of Amer. Cera. Soc., **39** (1956), 363.
- 13) V. Y. Ogorodnikov and Yu. I. Rogovoi: Poroshkovaya Metallurgiya, **157** (1976), 70.
- 14) 鈴木, 山本, 川勝: 日本金属学会誌, **31** (1967), 1368.
- 15) 鈴木, 山本, 川勝: 日本金属学会誌, **31** (1967), 585.