

초경합금의 미세조직인자에 따른 경도와 인성에 관한 연구

정 은

재료공학과

(1982. 6. 30 접수)

〈空 罢〉

본 연구에서는 초경합금의 변형기구를 이해하기 위하여 초경합금의 미세조직 인자에 따른 경도와 인성을 조사하였다. 특히 초경합금의 인성을 측정하기 위해 항질력시험, 충격시험, Palmqvist시험, 평면변형파괴 인성시험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다. -

- 1) 초경합금의 비커스 경도와 미세조직인자와의 관계는 Hall-Petch 관계식이 성립하며 Hall-Petch 상수 H_0 과 K_1 은 각각 425Kg/mm^2 , $559\text{Kg/mm}^{3/2}$ 로 주어지며 초경합금의 강도지배인자는 True MFP임을 확인하였다.
 - 2) 항질력시험 결과 항절력은 True MFP가 $0.62\mu\text{m}$ 일 때 최대 값을 갖는다.
 - 3) 초경합금의 충격강도는 주로 초경합금의 취약한 상의 양에 의존되며 충격강도는 Cobalt 함량이 증가함에 따라 증가하나 초경합금의 입도에 따른 영향은 거의 없다.
 - 4) Palmqvist시험으로 얻어진 결과는 $10^\circ/W = AH - B$ 이며 여기서 W 는 균열저항계수, H 는 Vickers 경도이며 상수 A , B 는 각각 0.0216, 20.93이었다. 이 관계식은 초경합금의 연구와 품질관리에 유용한 식이 될 수 있다.
 - 5) 방전가공기에 의해 Notch를 부여한 SENB 시편을 3점 굽힘시험에 의해 K_{Ic} 값을 측정한 결과 평면 변형파괴인성은 미세조직인자 중 True MFP와 WC입자의 분산정도에 의존되며 초경합금의 경도 증가에 따라 적선적으로 감소한다. 선형탄성파괴역학에 근거로부터 계산된 임계변형에너지 해방율, G_{Ic} 는 True MFP의 증가와 더불어 적선적으로 증가한다.

A Study on the Hardness and Toughness of Cemented Carbides as a function of Microstructural Parameters

Eun Chung

Department of Materials Science

(Received June 30, 1982)

〈Abstract〉

In the present investigation, to understand the deformation mechanism of cemented tungsten carbides, the variation of the hardness and toughness of cemented tungsten carbide was studied as a function of its microstructural parameters. Particularly, in order to evaluate the toughness of cemented tungsten carbides, transverse rupture test, impact test, Palmqvist test, plane strain fracture toughness test were used.

Results obtained are as follows.

- 1) The relation of the Vickers indentation hardness of cemented carbide to its microstructural parameters can be presented by the Hall-Petch type equation. The value of Hall-Petch constant

H_0 and K_1 are given as 425Kg/mm^2 and $559\text{Kg/mm}^{3/2}$, respectively. The true MFP of cobalt layers is proposed as the strength controlling microstructural parameter.

2) In transverse rupture test, it has been shown that TRS reaches a maximum for the critical value of true MFP ($0.62\mu\text{m}$).

3) Impact strength is a function, mainly, of the amount of the brittle phase present in the WC-CO alloys. It continues to increase with the percentage of cobalt, but the effect of grain size is relatively small.

4) It is shown experimentally that the parameters measured by the Palmqvist test crack resistance parameter, W and the hardness, H, are related by the following expression $10^3/W = AH - B$. The values of constant A and B are given as 0.0216 and 20.93, respectively. This method is very useful for daily measurement of toughness, for example in studying materials and in quality control of products.

5) The fracture toughness values (K_{Ic}) of cemented carbides depends on the microstructural parameters, particularly the true MFP of cobalt binder and degree of separation of WC grains. The fracture toughness decreases almost linearly with the hardness of cemented carbides. The critical strain energy release rate, G_{Ic} calculated from the linear elastic fracture mechanics relationships also increases linearly with the true MFP.

I. 서 론

철삭공구, 내마모공구, 광산공구 등에 많이 사용되는 초경합금(Cemented Tungsten Carbide-Cobalt alloy, 이하 C.T.C라 칭한다.)은 보통 두 성분으로 구성되어 있다. 즉 마모저항과 절삭역할을 하는 단단한 탄화텅스텐(WC)과 탄화물 입자의 결합재 역할과 충격저항 역할을 하는 비교적 연한 코발트(Co)로 되어 있다.

상온에서 WC의 Co에의 용해도는 1% 미만이고⁽¹⁾ Co의 WC로의 용해도는 거의 없다고 보고되고 있으며⁽²⁾ 두 성분의 성질은 Table(1)에서 보는 바와 같이 매우 다르다.

C.T.C는 나성분 계이므로 그들의 기계적 성질은 탄화물 입도와 형태 그리고 분포, 탄화물과 결합재의 비율, 탄화물 경도, 결합재의 경도, 접촉도(Contiguity), 결합재의 두께(Mean Free Path) 등과 같은 미세조직인자(Microstructural Parameters)에 따라 변하게 된다. C.T.C의 기계적 성질 중에서 가장 중요한 것은 경도와 인성이다. 경도측정은 그 물리적 의의의 불명확함과 기준의 문제에도 불구하고 측정이 신속하며 비파괴 시험에 가깝고 경도값이 용이하게 얻어지는 것 외에 다른 기체

Table 1. Properties of Constituents

Properties	WC	Co
Melting Point	Decomposes 2,600°C	1495°C
Crystal Structure at 20°C	Simple Hexagonal	Close-Packed Hexagonal
Density	15.7gr/cm ³	8.9gr/cm ³
Coeff. of Linear Thermal Expansion(20~800°C)	5.4×10^{-6}	12.3×10^{-6}
Modulus of Elasticity	102×10^6 psi	30×10^6 psi
Hardness*	$94R_A$	$40R_A$
Poisson's ratio*	0.22	0.3
Elongation at Fracture*	Brittle	7.5%

* Approximate Values

적 성질을 추정할 수 있기 때문에 넓게 이용되고 있다. C.T.C에 있어서 경도측정은 ASTM 및 JIS 규정에서는 하중 60Kg의 Rockwell A Scale이 이용되며 학술적으로는 Vickers 경도가 이용된다.

인성측정방법은 횡절력시험(Transverse Rupture Strength, TRS), 충격시험(Impact), 평면변형파괴인성측정(Plane Strain Fracture Toughness), Palmqvist 시험 등이 있다.

본 실험에서는 C.T.C의 경도와 인성에 대한 지금까지의 연구에 대한 고찰과 C.T.C의 미세조직

인자에 따른 경도와 인성의 변화를 측정하였다. 특히 인성측정은 종래의 항절력시험, 충격시험과 비교해서 특별한 규격의 시료를 만들 필요도 없으며 하나의 시료로서 충분한 자료가 얻어져 편차도 적고 사용용도도 넓은 이점이 있는 Palmqvist 시험법을 적용하였으며 이외에 항절력시험, 충격시험으로 초경 합금의 인성을 측정하였다. 또한 방전가공기 (Electron Discharge Machine)에 의해 시료에 Notch를 부여한 시편을 3 point bending 시험에 의해 파괴인성, K_{Ic} 값을 측정하였다.

II. 실험방법

초경 합금의 경도와 인성을 측정하기 위해 분말야금법에 의해 시편을 제조하였다.

1. 시편제조

WC 분말(1.31, 1.50, 2.41, 3.01, 4.32, 4.50, 7 μm)을 이용해서 WC-(3, 4, 6, 12, 15, 20, 25, 50%)Co의 조성으로 배합하여 Haxane을 milling media로 하여 72시간 Ball Mill 혼합을 행하였다.

최종 칫수를 항절력 시험시편인 경우는 ASTM B 406-70 규격 5.1×6.3×19mm, 충격시험시편인 경우 4×8×42mm 규격으로 성형한 후 진공소결을 행하였다.

2. 시편의 시험

(1) 현미경 조직검사

진공소결 후 얻어진 시편은 Diamond Wheel로 Grinding, Alumina와 Chromic acid을 혼합한 용액으로 Polishing 한 후 표면의 잔류응력 제거를 위해 6 μm , 1 μm 의 Diamond paste로 repolishing 하였다.

Etching 용액은 Murakami 시약($\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6 + \text{KOH} + \text{H}_2\text{O}$)이었으며 투과전자현미경에 의한 미세조직인자 측정을 위해 2단 replication 방법을 이용하였다. 이 방법은 부식된 표면의 replica를 약 60°의 각도로 30Å 정도 shadowing 한 후 replica의 강도를 부여하기 위해 Carbon을 evaporation시키는 방법이다.

완성된 Replica는 투과전자현미경(TEM, JOEL JEM-120C/SEG)을 이용 가속전압 120KV에서 조직관찰 및 3,000배, 8,000배로 사진촬영을 하였

다. Palmqvist 방법에 의한 Indentation의 4개의 Corner에서 발생하는 Crack 길이는 주사전자현미경(SEM)으로 촬영하였다.

(2) 정량적 조직검사

WC의 입자크기, Cobalt 상의 두께(Mean Free Path, MEP), 접촉도(Contiguity, C_{wc}), 부피분율 등과 같은 미세조직인자를 전자현미경 사진위에 시험선을 끊고 단선분석법(Linear Analysis)으로 측정하였다. WC-Co 계면과 교차점의 수 $N_{\alpha\beta}$ 와 WC-WC 계면과 교차점의 수 $N_{\alpha\alpha}$ 를 계산하였다. 시험선과 교차하는 입자의 총수 N_T 는 식 (1)과 같다.

$$N_T = N_{\alpha\alpha} + \frac{1}{2}N_{\alpha\beta} \quad (1)$$

각 상에 의해 단선되는 시험선의 총 길이는 식 (2)와 같다.

$$\begin{aligned} L_T &= L_T V_\alpha \\ L_T &= L_T V_\beta \end{aligned} \quad (2)$$

여기서 L_T 는 시험선의 총길이이며 V_α , V_β 는 각각 WC 입자와 Co 상의 부피분율이다. 식 (1), (2)로부터 WC의 Particle Size는 평균 단선길이(Mean Intercept Length)로 정의하였다.

$$d = \frac{L_\alpha}{N_T} = \frac{V_\alpha}{N_\alpha} \quad (3)$$

여기서 N 는 시험선 단위길이와 교차하는 입자의 수이다. WC-WC의 접촉정도는 Contiguity(C_{wc})로 나타낼 수 있다. Gurland⁽³⁾는 Contiguity를 다음과 같이 나타내었다.

$$C_{wc} = \frac{WC-WC \text{의 계면적}}{WC \text{입자의 총계면적}} = \frac{2S_{\alpha\alpha}}{2S_{\alpha\alpha} + S_{\alpha\beta}} \quad (4)$$

여기서 $S_{\alpha\alpha}$ 는 단위부피당 WC 입자들간의 표면적이고 $S_{\alpha\beta}$ 는 WC 입자와 결합상(Co) 사이의 표면적이다.

Smith와 Guttman⁽⁴⁾에 의하면 단위체적당 입자의 표면적 S_v 는 다음과 같이 나타내었다.

$$S_v = 2N_L \text{mm}^2/\text{mm}^3 \quad (5)$$

여기서 N_L 는 입의의 선의 단위길이당 입자와 선과의 교차점의 수이다. 식 (5)로부터 Contiguity는 식 (6)과 같이 쓸 수 있다.

$$C_{wc} = \frac{2N_{\alpha\alpha}}{2N_{\alpha\alpha} + N_{\alpha\beta}} \quad (6)$$

결합상인 Co(β)의 True, Nominal MFP는 각각 식 (7), (8)로 나타낼 수 있다.

$$\text{True MFP: } d = \frac{V_\beta}{(1 - V_\beta)(1 - C)} \quad (7)$$

$$\text{Nominal MFP: } l = d \frac{V_\beta}{1 - V_\beta} \quad (8)$$

(3) 경도측정 및 자기적 성질 측정

CTC의 경도측정은 Vickers경도기(load 5, 10kg)로 각 시편의 압흔을 평균 대각선(D)으로 측정, 식(9)로 계산하였다.

$$H_v = 1.8544 \frac{P}{D^2} (\text{Kg/mm}^2) \quad (9)$$

또한 Rockwell경도는 하중 60Kg의 A scale로 각 시편에 대해 5회 이상 측정하여 평균값을 구하였다.

자기적 성질 중 CTC의 소결경도와 C_o 함량 등을 확인하기 위해 형자력(Coercive Force)과 자기포화도(Magnetic Saturation)를 측정하였다.

이외에 CTC의 밀도와 탄소량 측정도 수행하였다.

(4) 인성측정

1) 항절력 시험

CTC의 항절력 측정은 3점 굽힘시험으로 ASTM B 406-70에 의거 식(10)으로 계산하였다.

$$\sigma_{tr} = \frac{3PL}{2BH^2} (\text{Kg/mm}^2) \quad (10)$$

여기서 P : 하중

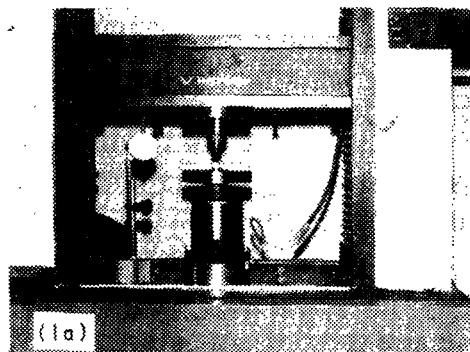
L : Roller Span Length

B : 시편의 폭

H : 시편의 두께이다.

2) 충격시험(Impact Test)

충격시험은 Hammer의 날이 초경합금으로 되어 있고 Hammar중량($W=1174\text{g}$), Arm Length($R=20\text{cm}$)인 충격시험기로 상온에서 식(11)에 의거 파괴에 필요한 흡수에너지지를 구하였다.



$$\text{흡수에너지} = WR(\cos\beta - \cos\alpha) - L \quad (11)$$

여기서 β 는 파괴후 전상자이고 α 는 초기지지자이며 L 는 운동중에 잃은 에너지이다.

3) Palmqvist 시험

Diamond Paste($6\text{ }\mu\text{m}$, $1\text{ }\mu\text{m}$)으로 Polishing을 끝낸 시편을 하중 P 에 따른 Vickers의 압흔의 4개의 Corner에서 발생하는 Crack의 총 길이(ΣL)를 측정하기 위해 10, 20, 30, 50Kg까지는 Vickers 경도기로 하중을 주고 75, 100, 125, 150, 200Kg 하중은 Instron®에 Vickers Indenter를 부착시켜 (Fig. 1a), Crosshead Speed를 0.1mm/min , 유지시간을 20초로 하여 Palmqvist 시험을 행하였다. Vickers 압흔의 Corner에서 발생하는 crack length는 Digital Measuring Microscope로 측정하였다.

4) 파괴인성시험(Fracture Toughness, K_{Ic} Test)

파괴인성은 시편에 250\mu m 의 Copper foil로 방전가공기(EDM)에 의해 Notch를 부여한 SENB(Single Edge Notched Beam)을 Fig. (1b)과 같이 3 point Bending에 의해 파괴시 하중을 측정하여 식(12)로 응력확대계수(Stress Intensity Factor)를 구하였다.⁽⁵⁾

$$K_I = \frac{3SL}{2b^2t} \sqrt{a} \cdot f\left(\frac{a}{b}\right) \quad (12)$$

여기서 $f\left(\frac{a}{b}\right) = 1.93 - 3.07\left(\frac{a}{b}\right) + 14.53\left(\frac{a}{b}\right)^2 - 25.11\left(\frac{a}{b}\right)^3 + 25.80\left(\frac{a}{b}\right)^4$ 이다.

또한 L , S , t , b , a 는 각각 파괴시 하중, Span길이, 시편의 두께, 시편의 폭, Notch길이이다.

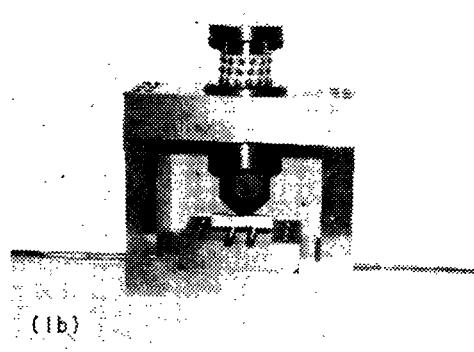


Fig. 1(a) Instron® attached Vickers Indenter
(b) 3-point Bending Apparatus

III. 실험결과 및 고찰

1. 압입경도(Indentation Hardness)

Tabor의 이론⁽⁶⁾에 의하면 압입경도는 재료의 탄성한계 혹은 항복응력을 나타내어 보통압자(Indenter)에서는 금속과 압자간에 평균압력 P_m 은 금속의 항복응력 Y 의 약 3배인 것을 나타내고 있다.

$$P_m = 3Y \quad (13)$$

각추(角錐), 원추(圓錐)압자의 경우 압흔(壓痕)의 크기에 관계없이 압흔의 형상이 기하학적으로 상이 하므로, 소성변형(Plastic Deformation)을 발생하는 평균압력은 압흔의 크기에 무관계하기 때문에

$$P_m = P/\pi\left(\frac{d}{2}\right)^2 \quad (14)$$

하중과 압흔의 크기 d 와의 사이에는 다음 식이 성립한다.

$$P = \frac{\pi}{4} P_m \cdot d^2 = k_1 d^2 \quad (15)$$

이 때문에 이러한 경도시험에서는 하중을 규정할 필요가 없다.

Vickers 경도는 (하중)/(압흔의 표면적)이라고 정의하고 있으므로 평균압력과 Vickers 경도와의 관계는

$$H_v = 1.854 P_m / 2 \quad (16)$$

가 된다.

$$\text{즉 } H_v = 0.927 C_1 Y = C_2 Y$$

가 된다.

다음의 Rockwell 경도와 Vickers 경도와의 관계에 대하여 고려하면 평균압력은 식 (14)에 의해

$$P_m = K_2/d^2$$

에서 d 대신에 압흔의 파인 깊이 $t = (d/2)\cot\theta$ 를 이용하면

$$P_m = k_2/(2t \tan \theta)^2 \text{ 에서}$$

$$t = \frac{k_2^{1/2}}{2\tan\theta} \cdot P_m^{-1/2}$$

$$= k_3 P_m^{-1/2} \text{ 이 된다.}$$

Rockwell 경도는 일정 기준치에서 파인 깊이를 빼므로 Rockwell 경도값 R 는 $R = C - t = C - k_3 P_m^{-1/2}$ 이 된다. 원추와 각추의 압입압력 P_m 은 근사적으로 같고 더욱이 (16)식에 의해 P_m 을 Vickers 경도치로 두면

$$R = C - k_4 \sqrt{H_v} \quad (17)$$

가 성립한다. Vickers경도의 하중 의존성에 관해서는 깊이 형상설,⁽⁷⁾ 탄성회복설,⁽⁸⁾⁽⁹⁾ 재료변형설,⁽¹⁰⁾ 계축오차설 등 수많은 연구가 되고 있지만 지금 결정적 설명은 되고 있지 않다. 초경합금의 Vickers 경도의 하중의존성에 관해서도 검토할 필요가 있다.

Rockwell경도와 Vickers경도에 관해서는 Hoyt⁽¹¹⁾의 관계가 이용되고 있다.

$$H_{RA} = 114 - 930/\sqrt{Hv} \quad (18)$$

Table(2)는 하중 10Kg에서 측정한 경도치를 나타낸 것이다며 Fig.(2)에서 보는 바와 같이 식 (17)이 단축하여

$$H_{RA} = 116 - 972/\sqrt{Hv}$$

를 얻을 수 있었다.

Table 2. Hardness Data

Alloy	H_{RA}	$H_v(10\text{Kg})$ (Kg/mm ²)	Alloy	H_{RA}	$H_v(10\text{Kg})$ (Kg/mm ²)
4A	93.0	1714	12A	88.0	1147
6A	61.8	1579	13A	88.0	1231
6B	90.9	1469	13B	86.9	1079
8A	90.4	1404	15A	86.1	1016
8B	90.9	1612	20A	84.9	958
10A	88.2	1224	25A	82.6	840
11A	90.7	1426	30A	81.6	727
11B	88.1	1161			

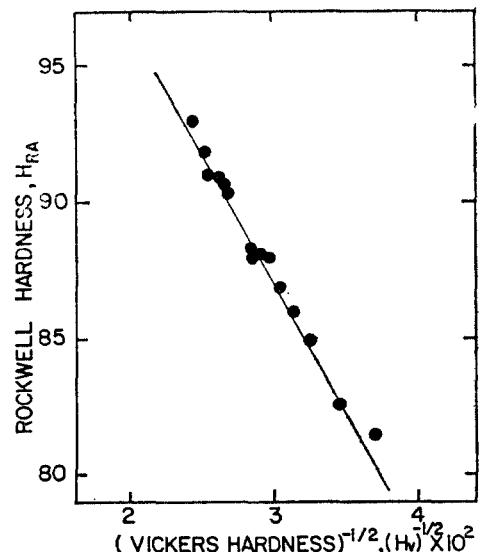


Fig. 2 Relationship between H_{RA} and H_v of WC-Co alloys.

한편 Sadahiro⁽¹²⁾는 하중 10Kg 의 Vickers 경도와 Rockwell 경도사이에는 식 (19)와 같은 관계를 얻을 수 있었다고 보고하고 있다.

$$H_{R,1} = 112.4 - 860/\sqrt{h_v} \quad (19)$$

Hoyt나 Takeshi의 결과와 다르지만 Rockwell 경도의 경우 일반기준편을 이용해서 보정이 정해지고 있다. 그 때문에 기준편의 경도가 각도에서 일정하다고 볼 수 있기 때문에 차이가 발생할 수 있다.

2. Wedge Indentation의 경우 Slip line field theory(슬립선장이론)

Wedge Indentation에 대한 Slip line field는 Fig.(3)과 같다. 기하학적인 고리를 하면 Wedge의 Semiangle α 와 각 θ 와의 관계는 다음과 같이 쓸 수 있다.

$$\cos(2\alpha - \theta) = \frac{\cos\theta}{1 + \sin\theta} \quad (20)$$

α -slip line을 따라서는

$$P + 2k\phi = \text{Constant} \quad (21)$$

가 성립한다.

여기서 P 는 동방향응력(Hydrostatic Stress)이고 k 는 최대전단응력(Max. Shear Stress)이다. 그리고 ϕ 는 CE 방향으로부터 Slip line이 회전된 각이다.

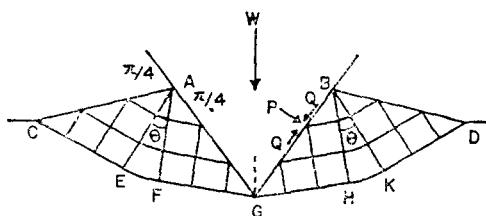


Fig.3 Slip-line field for a two dimensional Wedge Indentation

Free Surface에서는 Normal Stress가 Zero가 되기 때문에 $P=k$ 가 된다.

$\phi=0$ 인 Free Surface에서 출발하면 식 (21)의 상수는 P 가 되어

$$P + 2k\phi = k \quad (22)$$

로 놓을 수 있다. Slip line은 Free Surface로부터 Indenter 표면까지의 ϕ 각만을 변하게 되어

$$\phi = -\theta$$

$$P = k + 2k\theta = (1 + 2\theta)k \quad (23)$$

가 된다.

Indenter의 Free Surface에서의 Normal Stress

$$P = P + k \text{로 주어져}$$

$$P = 2k(1 + \theta) \quad (24)$$

가 된다. 만약 Huber-Mises 항복이론을 적용하면

$$2k = 2/\sqrt{3}Y \text{ 가 되어}$$

$$P = 2/\sqrt{3}(1 + \theta) \quad (25)$$

가 된다.

Wedge Semiangle α 가 90° 일 때 2차원적인 Flat Punch가 되어

$$P = 2/\sqrt{3}Y(1 + \frac{1}{2}\pi) \quad (26)$$

이 결과는 Limit Analysis Theorem과 일치한다. angle α 가 감소함에 따라 P 는 점차적으로 감소한다. 그러나 α 가 70° ~ 90° 사이에 놓여 있을 때 P 의 변화는 크지 않고 이 범위를 벗어나면 Yield Pressure는 $3Y$ 정도가 된다.

3. 미세조직인자(Microstructural Parameters)에 따른 경도의 영향

Fig.(4)은 본 연구에 사용된 초경합금의 대표적인 replica 투파전자현미경 사진이다.

초경합금의 변형을 이해하기 위해서는 Carbide 입도 Binder의 양, MFP, Contiguity 등과 같은 미세조직인자와 경도사이의 정량적인 관계를 찾는 것이 바람직하다. 일반적으로 초경합금의 경도는 결합상이 증가함에 따라, Carbide 입도가 증가함에 따라서 감소한다. 최근에 여러 학자들에 의해 많은 Empirical Relationship이 보고되고 있다.

Table(3)은 경도와 미세조직인자 관계에 대한 연구현황을 소개한 것이다. Table (3)에서도 보는 바와 같이 미세조직인자 중 어떤 인자가 지배적인가에 대해서는 아직 확실하게 밝혀지고 있지 않은 실정이다.

(1) True MFP에 따른 초경합금의 경도

초경합금 조직은 연한 결합상에 의해 단단한 탄화물 입자가 둘러싸여 있기 때문에 소성변형(Plastic Deformation)은 결합상에 집중된다고 생각된다. 이러한 상황下에서 결합상의 MFP가 초경합금에 대한 Hall-Petch식의 강도지배인자(Strength Controlling Parameter)가 된다고 생각할 수 있다.

Table (4)에 초경합금의 조성에 따른 미세조직인자와 기계적 자기적 성질을 나타내었다. Co 상의 부피분율이 증가함에 따라 MFP가 증가하여 경도

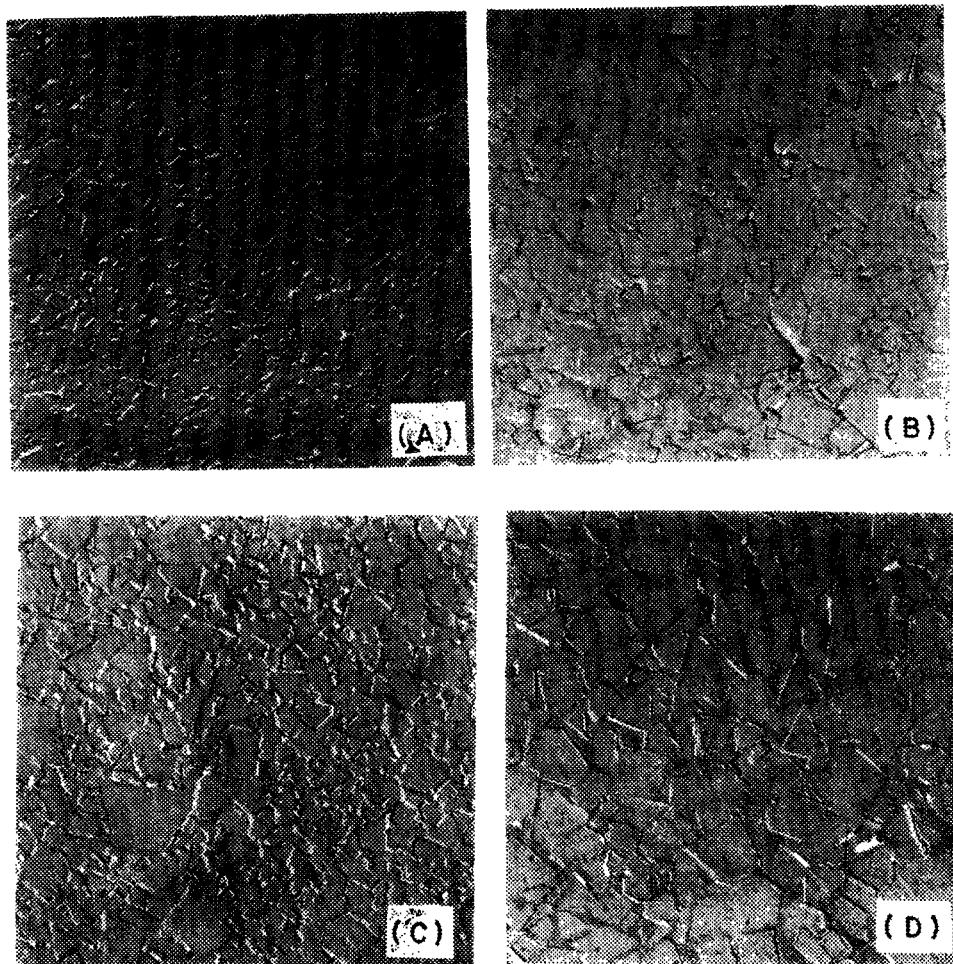


Fig. 4 Electron photomicrograph of Cemented Tungsten Carbides (3,000 \times)
 (A) 96WC-4Co (B) 94WC-6Co (C) 92WC-8Co (D) 88WC-12Co

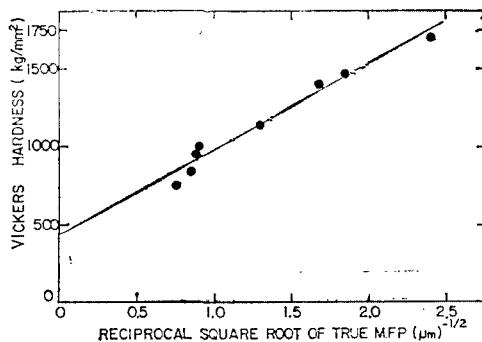


Fig. 5 Plot of the Vickers hardness of WC-Co alloys as a function of the reciprocal square root of the True MFP of Cobalt layers

가 감소하였다.

Fig. (5)에서 보면 경도와 Co 상의 True MFP의 제곱근의 역수와 좋은 적선관계를 나타내고 있다. 그림에서 보는 바와 같이 Hall-Petch 형의 관계가 성립하였다.

$$H = H_0 + k_1 \lambda^{-\frac{1}{2}} \quad (27)$$

이 때의 Hall-Petch 상수 H_0 , k_1 값은 각각 425Kg/mm², 559Kg/mm^{3/2} 이었다. Hall-Petch 상수인 H_0 는 matrix 상의 마찰응력(Friction Stress)이나 집적된 전위때문에 생기는 전위원(Dislocation Source)에 대한 Back Stress로 생각할 수 있다. 물리적으로 이상수(H_0)는 Polycrystalline aggregate

Table 3. Empirical Relationships of Microstructural Parameters on Strength

Researchers	Relationship	Ref.
1. Unkel	$\sigma = \sigma_0(1 + Ae^{-B})$	49
2. Gurland	$H_R = -A \log P + B$	17
3. Fischmeister Exner	$H_V = 620 + 20.5(0.95 - \log l_{co}) \times (38 - [\%Co])$	50
4. Warren	$H_V = 0.7H_cC + 0.25H_c(1 - f_B) + H_Bf_B(1 + l^{-\frac{1}{2}})$	14
5. Chermant	$\frac{1}{H} = \frac{f_c}{H_c} + \frac{f_b}{H_b}$	26
6. Kreimer	$H = A/V^n + B$	24
7. Lee	$H_c = H_{wc} \cdot V_{wc}C + H_m(1 - V_{wc}C)$	47

Where A, B, σ_0 ; Constant

P ; Nominal MFP

l_{co}, l ; True MFP

H_c, H_{wc} and H_m ; Hardness of the Composite, Carbide and Matrix, respectively

C; Contiguity

Table 4 Microstructural Parameters, Mechanical and Magnetic Properties of WC-Co alloys

Alloy	Parti- cle Size (μm)	WC Vol- ume frac- tion	Conti- guity	True MFP (μm)	Nomi- nal MFP (μm)	H_{RA}	$H_V(10)$ Kg/ mm ²	TRS (ksi)	Coer- cive Force	Mag. Satn.	Dens- ity (g/ cm ³)	γ -Pha- se Pre- sence
30A	1.73	0.560	0.17	1.64	1.36	81.6	727	—	42	558	12.67	No
25A	2.57	0.660	0.07	1.43	1.32	82.6	840	225	48	482	13.06	No
20A	2.98	0.716	0.245	1.41	1.06	84.9	958	239	61	373	13.67	No
15A	3.25	0.770	0.22	1.25	0.97	86.1	1016	246	55	287	13.96	No
12A	1.614	0.796	0.34	0.62	0.41	88.0	1147	291	81	238	14.26	No
8A	1.29	0.875	0.49	0.36	0.18	90.4	1404	238	151	152	14.72	No
6B	1.53	0.900	0.44	0.30	0.17	90.9	1469	183	148	121	14.90	Yes
4A	1.11	0.927	0.5	0.175	0.09	93.0	1714	213	229	64	15.2	No

에 embedding 되있는 매우 큰 단결정인 결합상의 경도라고 해석할 수 있다.

(2) Nominal MFP에 따른 경도

Lee 와 Gurland⁽¹³⁾는 초경합금의 경도는 결합상의 Nominal MFP에 의해 지배된다고 보고하고 있으나 경도와 Nominal MFP의 제곱근의 역수관계를 보인 Fig.(6)에서 보면 상당한 Scattering이 생기는 것을 확인 할 수 있었다.

(3) Contiguity의 영향

초경합금의 미세조직인자 중 또다른 중요한 인자는 탄화물상의 연속적인 골격구조(Continuous Skeleton)가 존재하는 정도를 나타내는 Contiguity이다.

이 인자는 정량적 조직검사에 의거 식 (6)에 의

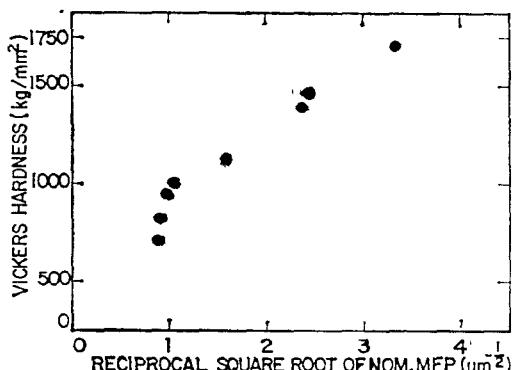


Fig. 6 Plot of the Vickers hardness of WC-Co alloys as a function of the reciprocal square root of the Nominal MFP of Cobalt layers

해 용이하게 구할 수 있다. 등근입자(Rounded Grains)를 형성하는 Cubic Carbides(TiC, NbC, HfC, VC)의 Contiguity는 결합상이 탄화물입자에서 형성되는 접촉각(Dihedral Angle)과 직선적으로 변화한다고 보고되고 있다.⁽¹⁴⁾ 그러나 WC는 접촉각이 거의 Zero에 가깝기 때문에 직선관계를 갖지 못한다.

Fig.(7)에서 보는 바와 같이 Contiguity는 결합상이 증가함에 따라 감소한다. Warren과 그의 동료들은⁽¹⁴⁾ TaC-Co 합금의 경우 Contiguity가 합금의 강도지배인자라고 주장하고 있으나 경도값은 WC의 부피분율이 큰 합금에만 적용되는 경향을 나타내었다.

Fig.(8)은 Contiguity와 H_V 관계를 도시한 것으로 Scattering이 심하여 Contiguity는 강도지배인자라고 볼 수 없다.

소결시간과 온도를 증가시킴에 따라 입자표면(WC/WC)은 Co/WC 표면보다 빨리 감소되어 Contiguity가 감소된다. 일정한 소결조건에서의 Contiguity는 WC 입도와는 무관하다.

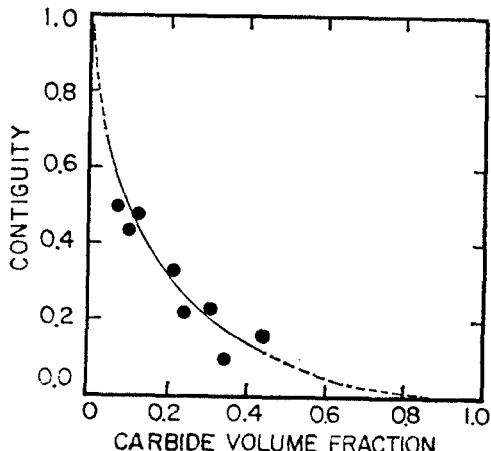


Fig.7 Plot of Contiguity versus Carbide volume fraction

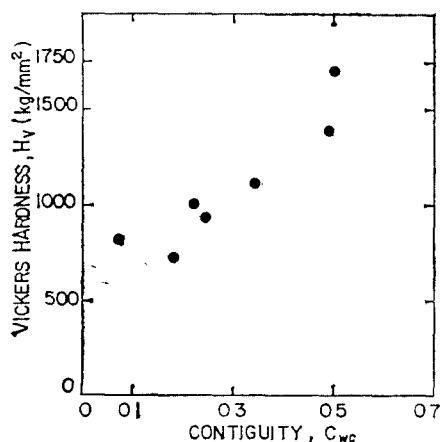


Fig.8 Plot of the Vickers hardness of WC-Co alloys a function of Contiguity of Carbide particles

4. 항절력(Transverse Rupture Strength)

항절력은 3점굽힘시험으로 측정하며 이는 탄성응력분석(Elastic Stress Analysis)에 의해식 (10)으로 계산된다. ASTM과 JIS에서는 시편의 규격과 하중전달장치를 달리하고 있으며 JIS 규격에서는 소결 후 800—1,000°C 사이에서 소둔(Annealing)한 후 측정하고 있다.

Table (5)는 ASTM과 JIS 규격을 나타낸 것이다.

Co 함량이 항절력에 미치는 영향은 초기에 Engle⁽¹⁵⁾, Sandford 와 Trent⁽¹⁶⁾가 수행하였으며 그들은 초경 합금의 항절력은 Co 증가와 더불어 증가하다가 260Kg/mm²에서 최대값을 갖고 그 다음에서는 Co 증가와 더불어 감소한다고 보고하였다.

Gurland 와 Bardzil⁽¹⁷⁾은 조성 및 WC 입도에 따라 항절력 변화를 연구하였다. 항절력은 일정한 WC 입도에서 조성에 따라 그리고 일정한 조성에서 WC 입도에 따라 최대값을 갖는다고 보고하였다. 또한 Gurland⁽¹⁸⁾⁽¹⁹⁾는 Cobalt의 MEP에 대해 항절력은

Table 5. Comparative Data between ASTM and JIS Standard

Standard	Dimension(mm)			Span length (mm)	Loading (mm)	Roller Diameter (mm)	$\frac{3PL}{2BH^2}$
	B	H	L				
ASTM B406-64	5.1	6.3	19	14.3	φ10 Ball	φ3.2	0.076 P
JIS B4104	4.0	8.0	24	20	φ7.0×80L Cylinder	φ5.5	0.078 P

나타낸 결과 MFP의 입계값 이하에서는 항질력을 MFP의 증가와 더불어 증가하고 입계값 이상에서는 MFP 증가와 더불어 감소한다고 보고하였다. 그 결과를 Fig.(9)에 나타내 있다.

Fig.(9)의 Max. TRS의 왼쪽에서는 하나의 입계결함(Critical Flaw) 혹은 및개의 결함으로 인하여 단열의 갑적스터온 전파로 파괴되는 취성파괴(Brittle Fracture)가 일어나며 Max. TRS 오른쪽에서는 뚜렷적인 소성변형을 수반한 연성파괴(Ductile Fracture)가 일어난다고 하였다.

도한 Suzuki 와 그의 동료들은^{(20),(21)} 파괴의 기원이 되는 결함을 주목하여 항질력을 측정하고 인강강도⁽²²⁾, 충격강도⁽²³⁾ 등의 결합에 의한 파괴이론을 정리하고 있다.

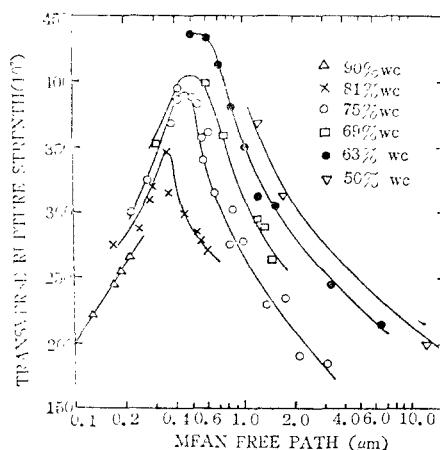


Fig. 9 Plot of the TRS as a function of MFP
(J. Gurland)

본 연구에서는 Co 함량변화 즉 Co 상의 True MFP변화에 따라 항질력을 측정한 결과 Fig.(10)에서와 같이 Co 의 부피분율이 20.4%(True MFP = $0.62\mu\text{m}$)일 때 최대값을 갖고며 그 이상에서는 Co 함량이 증가함에 따라 항질력이 감소하는 현상을 확인하였다. 이는 Gurland⁽¹⁹⁾가 확인한 바와 같이 MFP의 입계값 이상에서는 파괴강도가 입자를 사이의 Spacing에 의존되며 또한 각자의 WC 입자의 파괴저항에 의존되기 때문이다. 미세조직인자에 따른 강도변화는 주로 분산강화이론(Dispersion Hardening Theory)를 따르게 된다.

항질력측정은 초경합금 제조업체에서 대량생산시와 함께 빌시 인성측정방법으로 널리 사용되고 있

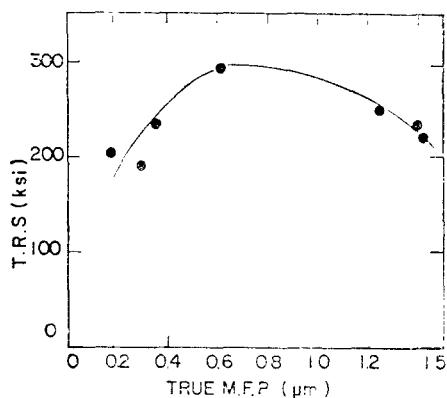


Fig. 10 Plot of the TRS as a function of True MFP

으나 항질력측정에는 몇 가지 문제점이 있다.

첫째로 측정치의 큰 오차가 생기며 둘째로 항질력을 시편의 표면조건(Surface Finish)에 크게 의존된다. 세째로 항질력을 보다 큰 Span길이를 갖는 경우 결함이 발견될 확률이 크기 때문에 Span길이에 의존하게 된다. 보다 큰 Span길이를 갖는 시편을 측정한 때와 같은 시편을 보다 적은 Span길이로 측정한 때에 항질력의 큰 변화가 있다고 보고되고 있다. 마지막으로 충분한 Ductility를 갖는 합금의 경우 항질력측정에 대한 탄성응력분석은 유명무실하게 된다.⁽²⁴⁾

완전한 소성조건하에서의 최대응력은 같은 하중으로 축정한 Elastic Beam 값의 $\frac{2}{3}$ 정도이다. 충분한 Ductility를 갖는 High Cobalt 초경합금의 경우는 Analytical Correction을 해 주어야 한다.

5. 충격시험(Impact Test)

Mild Steel이나 Strain rate에 민감한 재료의 인성을 측정하는데(ASTM E23-566에 의거) 충격시험을 많이 사용하고 있다. 그러나 초경합금의 충격시험은 ASTM이나 JIS에서도 규정화된 것이 없는 실정이다. 단지 광산공구 tip에 대한 Service 조건을 측정하기 위해서 혼히 충격시험을 행하고 있으나 변형률 민감도에 대한 측정에 대한 연구는 전무한 실정이다.

본 실험에서는 $4 \times 8 \times 42\text{mm}$ 의 unnotched 시편을 Charpy Test에 의해 파괴에 필요한 흡수에너지와 Co 함량과 WC의 입도를 변화시켜 식 (11)에 의해

Table 6. Absorbtion Energy obtained from Charpy Test

Alloy	Energy absorbed (kg. cm)	Alloy	Energy absorbed (kg. cm)	Alloy	Energy absorbed (kg. cm)
3F*	6.95	3M*	6.49	3C*	4.72
6F	16.45	6M	15.5	6C	10.94
9F	17.52	9M	24.32	9C	—
15F	27.12	15M	34.69	15C	34.72
25F	35.07	25M	35.30	25C	44.38

Alloy: WC-(3, 6, 9, 15, 25, w/o)Co

* F; Fine

M; Medium

C; Coarse

측정되었다.

Table (6)은 *Co* 함량과 *WC* 입도에 따른 파괴시험 흡수에너지지를 나타낸 것이며 이를 도표화한 것이 Fig(11)이다.

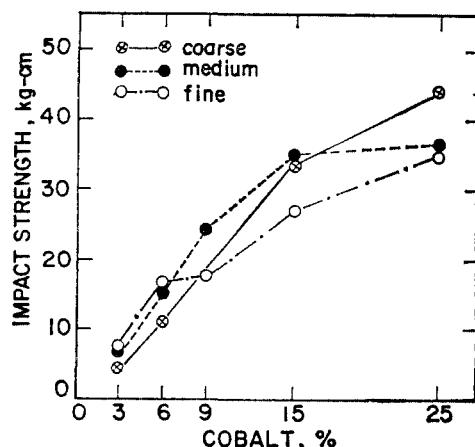


Fig.11 Relationship between Impact Strength and Co Content for WC-Co alloys

Fig.(11)에서 보는 바와 같이 파괴시험 흡수에너지는 *Co* 함량이 증가함에 따라 증가하는 것을 알 수 있으나 *WC*의 입도의 영향에 있어서 6% *Co*까지는 *WC* 입도가 Coarse, Medium, Fine 순으로 증가하고 있으나 그 이상의 함금에서는 Size effect는 거의 없음을 확인하였다.

Gurland 와 Bardzil⁽¹⁷⁾도 Unnotched 충격시편으로 흡수에너지를 측정한 결과 합금의 조성(*Co* 함량)에는 상당한 영향을 주나 *WC* 입도의 영향은 거의 없다고 보고하였다.

초경합금과 같은 재료의 충격치는 논쟁의 여지가 많다. Latin⁽²⁵⁾은 날카로운 Cutting edge를 가진 초경합금 시편으로 암석시편에 충격을 주어 파괴시키는 방법, 즉 Impact Chipping 시험으로 파괴시험 흡수에너지와 중량감소를 측정하였다. 그 결과 충격치의 Scattering이 심하고 항결력 시험과 관련시키는데 어려움이 있다고 보고하고 있다.

Kerper, Mong, Stiefel 과 Holley⁽²⁶⁾는 Charpy Impact 시험으로 두가지 합금(6, 13Wt. % *Co*)의 충격강도를 측정한 결과 본 실험결과나 Gurland⁽¹⁷⁾ 결과와 같이 조성의 영향 크고 입장시험으로 얻어진 인성값보다 범화계수(Variation Coefficient)가 월등하게 커서 충격강도는 다른 성질과 관련시키는데 만족하지 못하다고 지적하였다.

6. Palmqvist Test

초경합금의 인성을 평가하는 또 다른 방법으로서 Palmqvist⁽²⁷⁾는 Vickers 압흔에서 발생하는 Crack 길이에서 Crack에 필요한 일(Work)을 다음 식에서 계산하였다.

$$A_k = 6.49 P_k \sqrt{P_k / H_{vk}} \quad (28)$$

여기서 A_k : Crack 발생에 필요한 임계 일(Work)

P_k : Crack 발생에 필요한 하중

H_{vk} : Vickers 경도이다.

그러나 실험적으로 임계하중을 구하는 것이 매우 큰 일이다. Crack 길이와 하중 사이에는 다음과 같은 직선적인 관계가 있으며⁽²⁸⁾ 다음 식으로 나타낼 수 있다.

$$L = aP + b \quad (29)$$

여기서 L 은 Vickers 압흔에서 발생하는 Crack

Table 7. Palmqvist Data and Hardness

Alloy	$L(\mu\text{m})$	P(load, kg)								H_v (10kg) (kg/ mm ²)
		10	20	30	50	75	100	125	150	
4A	$L(\mu\text{m})$	162	336	501	856	1352	1670	1984	—	1714
6B	$L(\mu\text{m})$	120	242	375	587	852	1136	1453	—	2353
8A	$L(\mu\text{m})$	—	163	266	364	—	832	—	1222	1632
12A	$L(\mu\text{m})$	—	—	—	190	306	—	517	600	833
15A	$L(\mu\text{m})$	—	—	—	45	73	—	119	160	193
SP*	$L(\mu\text{m})$	—	286	416	770	1103	1515	—	—	1705

*(Ti, Mo)(CN) + Mo-Ni

길이이고 P 는 하중이다. a , b 는 합금의 인성, 표면조건 등에 의해서 변하는 변수이다. 이때 $L=0$ 시의 P 를 구한다. 이 P 가 단계하중이다.

종래의 항절력과 같은 극한시험과 비교해서 특별한 시료를 만들 필요도 없고 하나의 시료로서 충분한 자료가 얻어져 편차도 적고 사용도도 넓은 이점이 있어 많은 연구가 행하여지고 있다.

Exner⁽³³⁾, Sadahiro⁽³²⁾, Viswanadham⁽³⁴⁾ 등에

의학적 면적에 대해서 발생하는 변형률을 “ γ ”라기 때문에 일제하중은 Zero가 되어 식(29)은

$$L = aP \quad (30)$$

$$1/a = P/L = W \quad (31)$$

이 성립한다고 하였으며 특히 Exner⁽³³⁾는 W 를 단위저항계수(Crack Resistance Parameter)로 나타내면, 하중, 표준의 정도에 무관하게 진성을 낳을 수 있다고 하였다. 출경한점의 Co 부피를 변화

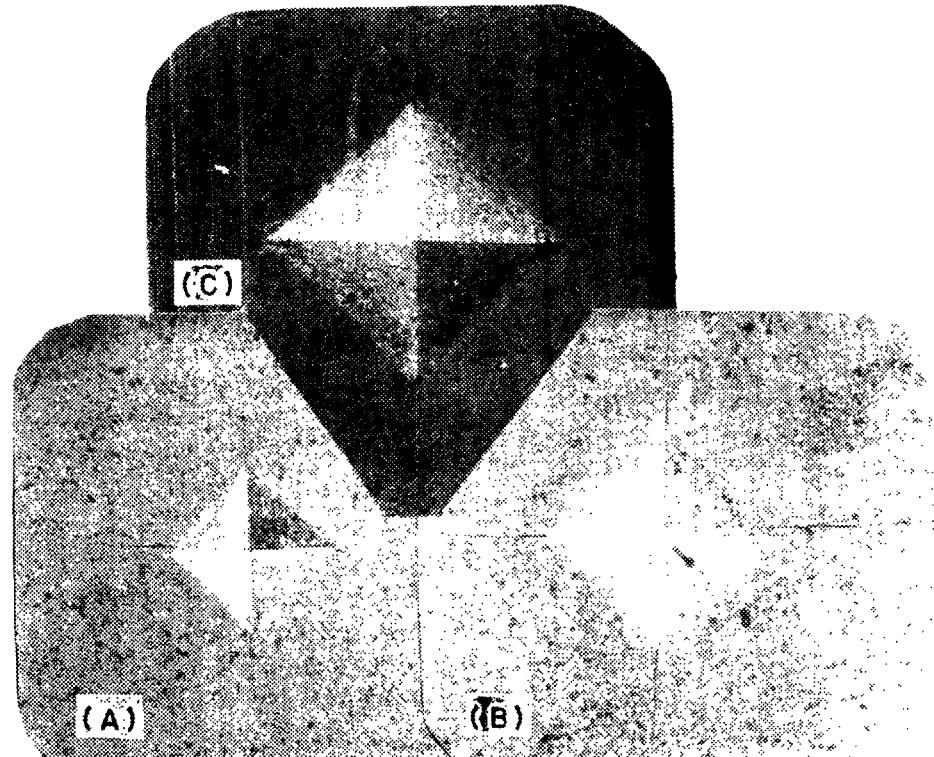


Fig.12 Photomicrograph illustrating a typical Vickers Indentation with Cracks emanating from the Corners for 96WC-4Co alloy. (450×)
Load. (A) 5kg, (B) 10kg, (C) 50kg

시켜 Palmqvist 시험을 한 결과는 Table (7)과 같다.

Fig.(12)는 Vickers 압흔의 Corner에서 발생한 Crack을 나타낸 전자현미경 사진이다. 또한 Fig.(13)은 하중에 따른 Crack length의 합(ΣL)을 도시한 것이며 식(30)과 같은 직선관계를 얻을 수 있었다. 이 직선의 기울기로부터 균열저항계수(W)를 구할 수 있다.

Fig.(14)는 Co 함량에 따른 균열저항계수의 변화를 나타낸 것으로 균열저항계수는 Co 함량의 증가와 더불어 증가하는 것을 확인하였다.

Palmqvist 시험결과는 Fig.(14)와 같은 방법으로 보통 표현하고 있으나 Fig.(15)와 같이 균열저항계수와 경도와의 관계로 나타내는 것이 보다 나은 의미를 갖는다. 즉 경도의 증가현상은 균열저항의 감소가 일어날 때만 일어난다.

Fig.(15)의 Hyperbolic 성질은 W 와 H_V 사이에 다음과 같은 식을 예상할 수 있다.

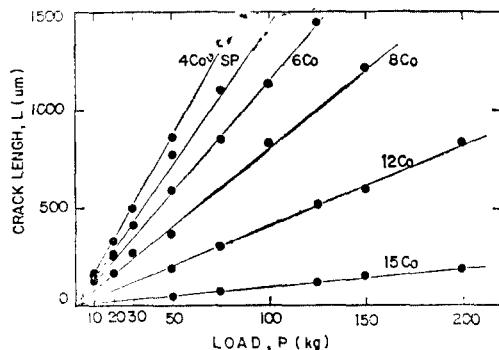


Fig. 13 Results of Palmqvist tests performed on a series of WC-Co alloys

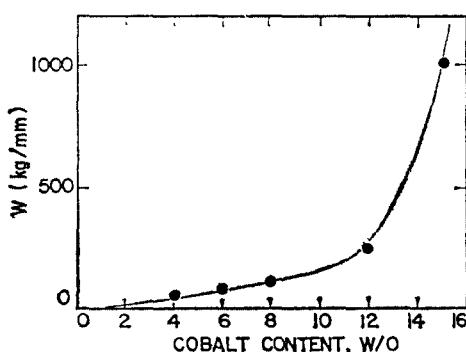


Fig. 14 Relationship between W and Cobalt Content of WC-Co alloys

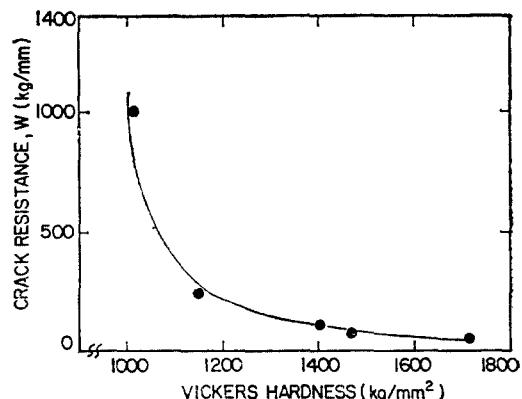


Fig. 15 Relationship between W and H_V hardness in WC-Coalloys

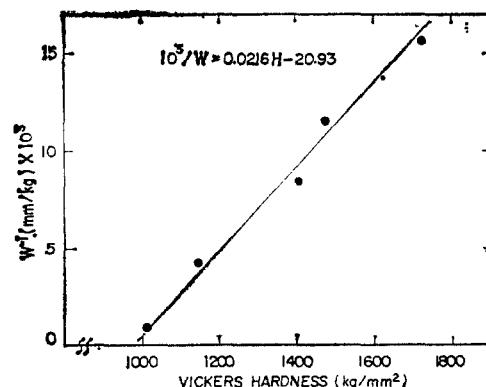


Fig. 16 Relationship between $1/W$ and H_V hardness in WC-Co alloys

$$1/W = AH_V - B \quad (32)$$

여기서 A 와 B 는 상수이다. Fig.(15)의 결과를 $1/W$ 와 H_V 에 대해서 plot 하면 Fig.(16)과 같게 되어 기울기와 절편으로부터 상수 A , B 를 구하면 식(33)과 같게 된다.

$$10^3/W = 0.0216 H - 20.93 \quad (33)$$

7. Fracture Toughness(K_{IC} Test)

파괴인성은 ASTM(E399-78) 등에서 규정하고 있는 피로(Fatigue)에 의한 Precrack의 도입법이 초경합금에서는 피로에 의한 균열의 전파속도가 매우 빨라서 사용될 수 없어서 Kenny⁽³⁵⁾는 Knoop Indenter로 Almond⁽³⁶⁾은 Vickers 와 Wedge Indenter로 Chermant⁽³⁷⁾과 Pickens⁽³⁸⁾는 EDM 으

로 Precrack을 부여 파괴인성을 측정하였고 Hübner⁽³⁹⁾는 파괴시의 일(Work)을 측정으로 Ingelstrom⁽⁴⁰⁾과 Berry⁽⁴¹⁾는 Compact Tension 시편으로, Murray⁽⁴²⁾는 Double Torsion 방법을 적용 파괴인성을 측정하였다. 또한 최근의 Sadahiro⁽⁴³⁾는 Vickers Indenter로 압흔을 부여하고 초경합금으로 된 Anvil로 Precrack 부여 측정하였다.

본 연구에서는 SENB(Single Edge Notched Beam)의 초경합금을 3겹굽힘으로 식 (12)에 의해 K_Q 값을 구하고 K_{Ic} 값을 식 (34)⁽³⁸⁾로 보정하였다.

$$C_f = \frac{K_{Ic}}{\text{Experimental } K_Q} = \frac{1}{\pi} \left\{ \pi + \frac{\rho}{\Delta + \frac{\rho}{2}} \cdot \cot \left(\sin^{-1} \sqrt{\frac{\rho/2}{\Delta + \rho/2}} \right) - 2 \sin^{-1} \sqrt{\frac{\rho/2}{\Delta + \rho/2}} \right\} \quad (34)$$

응력확대계수 K_{Ic} 값에 대한 microcrack 길이는 Novak 와 Barsom Criterion⁽⁴⁴⁾인 식 (35)으로 계산하였다.

$$\frac{4}{\sqrt{a \cdot \rho}} = \frac{1}{4} \quad (35)$$

여기서 a 는 microcrack length, ρ 는 Blunt Notch의 길이, ρ 는 Blunt Notch의 폭률 반경이다.

선형파괴역학(Linear Elastic Fracture Mechanics)에서 식 (36)과 같은 관계가 성립하므로 임계변형 에너지해방율(Critical Strain Energy Release Rate) G_{Ic} 는 식 (36)으로 구할 수 있다.

$$G_{Ic} = K_{Ic}^2 (1 - \nu^2) / E \quad (36)$$

여기서 E 는 Young's Modulus이고 ν 는 Poisson's ratio로 그 값은 0.2정도이다.⁽⁴⁵⁾⁽⁴⁶⁾

Lee⁽⁴⁷⁾는 Young's Modulus 값에 대한 관계식에서 식 (37)로 나타내었다.

$$E = \frac{\alpha \{ \alpha + (E_{wc} + E_{co}) \beta^2 \}}{\alpha + (E_{wc} + E_{co}) \beta^2 (1 - \beta)} \quad (37)$$

여기서

$$\alpha = E_{co} (1 - V_c) + E_{wc} V_c$$

$$\beta = (V_{wc} - V_c)^{\frac{1}{3}}$$

$$V_c = \text{Continuous Volume} = C V_{wc}$$

$$E_{wc} = 7.05 \times 10_3 MN/m^2 \quad (46) \quad (48)$$

$$E_{co} = 2.09 \times 10 MN/m^2 \quad (46) \quad (48)$$

계산된 K_{Ic} , G_{Ic} 값 등을 Table(8)에 수록하였다.

$WC-Co$ 합금의 K_{Ic} 에 미치는 Co 상의 두께인 True MFP의 영향에 관해서 Fig.(17)에 관계를 나타내었다. Fig.(17)에서 알 수 있듯이 True MFP가 증가할수록 K_{Ic} 도 증가하였다.

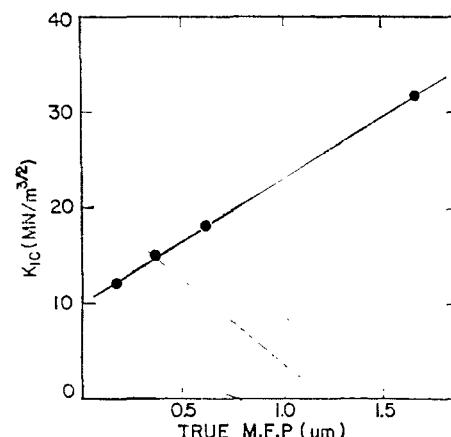


Fig. 17 Fracture Toughness versus True Mean Free Path

Fig.(18)은 K_{Ic} 와 H_V 사이를 나타낸 것으로 K_{Ic} 는 H_V 증가와 더불어 감소함을 알 수 있으며 Ingelstrom 과 Nordberg⁽⁴⁰⁾의 결과와 잘 일치하나 Chermant 와 Osterstock⁽³⁷⁾의 보고한 결과는 일치하지 않았다.

Table 8. Microstructural Parameters and Fracture Toughness

Alloy	WC Volume	Particle Size(μm)	Contiguity	True MFP(μm)	K_{Ic} $MN/m^{3/2}$	Poisson's ratio*(ν)	$E \uparrow (x10^5)$ MN/m^2	G_{Ic} (J/m^2)	H_V (MN/m^2)
30A	0.560	1.73	0.17	1.64	32	0.2	5.43	1810	7129
12A	0.796	1.61	0.34	0.62	18	0.2	3.24	960	11247
8A	0.875	1.29	0.49	0.36	15	0.2	2.82	765	13768
4A	0.927	1.11	0.5	0.175	12	0.2	2.59	534	16807

*; Poisson's ratio=0.2 (Data obtained from Ref. 45, 46)

†; Data Calculated from Eq.37

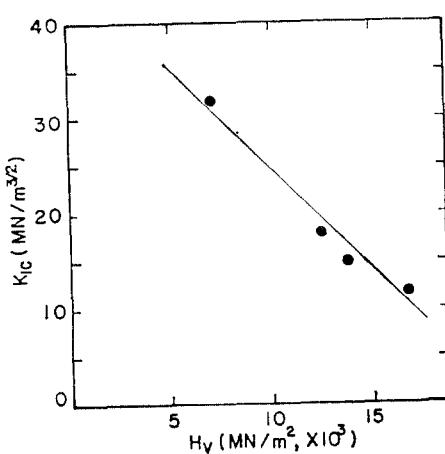


Fig. 18 Fracture Toughness as a function of Vickers hardness

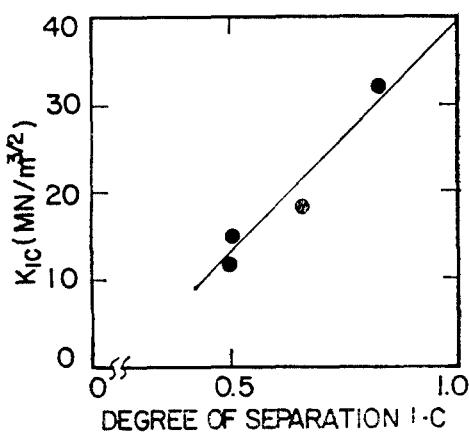


Fig. 19 Relationship between the Fracture Toughness and the Separation of Carbides($1-C$) for WC-Co alloys

또한 K_{Ic} 는 WC 입자의 분산정도 (Degree of Separation, $1-C$)에 비례하여 증대한다. (Fig. 19)

Fig. (19)에서 Contiguity가 Zero 즉 WC 입자 결함이 없는 경우까지 외삽(Extrapolation)하면 최대인성치는 $40 MN/m^{3/2}$ 이 일어져 Sadahiro⁽⁴³⁾ 보다 훨씬 큰 값을 갖는다.

Fig. (20)은 계산된 Critical Strain Energy Release Rate, G_{Ic} 와 True MFP를 나타낸 것은 Fig. (17)의 경우와 같이 True MFP가 증가할수록 G_{Ic} 도 직선적으로 증가하는 것을 확인하였다.

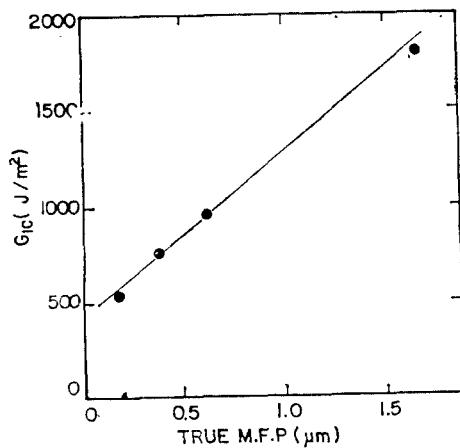


Fig. 20 Critical strain energy release rate versus True Mean Free Path

IV. 결론

WC-Co계 초경합금의 변형기구를 이해하기 위해 초경합금의 미세조직인자에 따른 경도와 인성을 연구하였다. 특히 초경합금의 인성을 측정하기 위해서 항절력시험, 충격시험, Palmqvist시험, 평면변형파괴인성시험을 수행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 초경합금의 기계적 성질 중 중요한 성질인 경도는 주로 Rockwell A scale 와 Vickers 경도값을 이용하고 있으며 이들 사이에는 $H_{RA} = 116 - 972 [H_V]^{-\frac{1}{2}}$ 관계가 성립한다.

2) 초경합금의 Vickers 압입경도와 미세조직인자와 관계는 Hall-Petch 관계식이 성립하되 Hall-Petch 상수 H_0 와 K_1 은 각각 $425 kg/mm^2$, $559 kg/mm^{3/2}$ 로 주어지며 초경합금의 강도지배인자는 cobalt 층의 True MFP임을 확인하였다.

3) 항절력시험결과 항절력은 True MFP가 $0.62 \mu m$ 일 때 최대값을 갖으며 그 이상에서는 항절력이 감소하는 현상을 갖는데 이같은 강도변화는 분산경화이론으로 해석 가능하다.

4) 초경합금의 충격강도는 주로 초경합금의 취약한 상(예 : M_6C , $M_{12}C$ type η 상)의 양에 의존된다. 충격강도는 cobalt 함량이 증가함에 따라 증가하나, 초경합금의 입도에 따른 영향은 거의 없다.

5) 종래의 인성측정법과 비교해서 특별한 시료를

만들 필요도 없고 하나의 시료로서 충분한 자료가 얻어지는 Palmqvist시험으로 얻어진 결과는 $10^3 / W = AH - B$ 이며, 여기서 W 는 균열저항계수, H 는 Vickers정도이며 상수 A, B 는 각각 0.0216, 20.93이었다. 이 관계식은 초경합금의 연구와 품질관리에 유용한 쪽이 될 수 있다.

6) 본 연구에서는 방전가공기에 의해 Notch를 끌어한 SENB시편을 3점굽힘시험에 의해 평면변형파괴인성(K_{Ic})을 측정하였다.

평면변형파괴인성은 미세조직인자 중 True MFP와 WC입자의 분산정도에 의존되며 초경합금의 경도증가에 따라 직선적으로 감소한다. 선형탄성파괴역학에 근거로부터 계산된 임계변형에너지 해방율, G_{Ic} 는 True MFP는 증가와 더불어 직선적으로 증가한다.

후 기

본 연구를 수행함에 있어서 어려웠던 일들을 배려하여 주신 김영홍 교수님과 윤석길 교수님, 그리고 재료공학의 여러 교수님께 감사드리며 본 연구의 실험으로부터 논문의 완성에 이르기까지 끊임없는 지도와 편달을 아끼지 않으신 서울공대 이동녕 교수님께 충심으로 감사와 경의를 표한다.

또한 투파전자현미경 사진촬영에 도움을 준 전북대학교 지충수 교수님과 유익한 조언과 측정장치를 사용도록 하여 준 대한중석(주)의 전철규 박사님과 이주완 박사님께 감사를 드린다. 본 연구는 1981년도 윤산공과대학 현대장학연구비의 지원으로 이루어졌으며 이에 사의를 표한다.

참 고 문 헌

- R. Kieffer: *The Physics of Powder Metallurgy*, 1951, P. 278. McGraw-Hill, N.Y.
- P. Rautala and J.T. Norton: Transaction, AIME, Vol. 194 1952 p. 1045.
- Gurland, J.: Trans. AIME(1966) Vol. 236 p. 642.
- Smith, C.S. and Guttman, L.: Trans. AIME(1953).
- W.F. Brown and J.E. Strawley: ASTM-STP410(1969).
- D. Tabor: *Hardness of Metals*, Clarendon Press, Oxford, (1951) 1.
- H. Bücke: Z. Metallkde. 45(1954) p. 623.
- D.R. Tate: Trans. ASM, 35(1945), p. 378.
- R. Schulze: Microtechnic, 8(1954) p. 13.
- E.O. Bernhard: Z. Metallkde. 33(1941) p. 135.
- S.L. Hoyt: Trans. AIME, 89(1930), 9.
- Sadahiro, T: Trans. Japan. Inst. Metals (1973) Vol. 11 p. 1153.
- H.C. Lee and J. Gurland in "NSF Hard Materials Research" Vol. 4, Univ. of Cincinnati, June 1975, p. 1.
- R. Warren and M.B. Waldron: Powder Metall. 1972, 15, p. 166.
- E.W. Engle: *Powder Metall.* (J. Wulff, ed.) Am. Soc. Met. Cleveland(1942).
- W.J. Sandford and E.M. Trent: Symposium on Powder Metallurgy, Iron and Steel Inst., Special Report 28, 84(1947).
- J. Gurland and P. Bardzil: Trans. AIME. J. Metals 7, p. 311 (1955).
- C. Nishimatsu and J. Gurland: Trans. ASM 52 p. 469(1960).
- J. Gurland: Trans. AIME 227 p. 1146(1963).
- Suzuki, H. et.al: Trans. Japan. Inst. Metals Vol. 38(1974) 1013.
- Suzuki, H. et.al: Ibid Vol. 40(1976) 726.
- Suzuki, H. et.al: Ibid Vol. 41(1977) 155.
- Suzuki, H. et.al: J. Japan Soc. Powder Met. 22(1975) 160.
- G.S. Kreimer; *"Strength of Hard Alloys"*, (1968) N.Y Consultannts Bureau, English Translation.
- A. Latin: Metallurgia, 1961, 64, 211.
- M.J. Kerper, L.E. Mong, M.B. Steifel, and Sylvanus F. Holley: J. of Research of the National Bureau of Standards, Vol. 61, No. 3 Sept. 1958 p. 149—162.
- S. Palmqvist: Arch. Eisenheutten W., 33 (1662), 629.
- W. Dawihl and G. Altmeyer: Z. Metallkde., 55(1964) 231.

29. S. Palmqvist: Jernkontorets Ann., 147(1963) 107.
30. S. Palmqvist: Verstäderna, 59(1963)137.
31. S. Öhman, E. Parnama and S. Palmqvist: Jernkontorets Ann., 151(1967) 126.
32. Yokohama, M. and Sadahiro; T.: J. Japan Soc. Powder Met., 16(1970) 17.
33. H. E. Exner: Trans. AIME 245(1969) 677.
34. R. K. Viswanadham, J. D. Venables; Proc. of the NSF Hard Metal Workshop, June 1976.
35. P. Kenny: Powder Met., 14(1971) 22.
36. E. A. Almond and B. Roebuck: Metals Technogy 5(1978) 92.
37. J. L. Chermant et. al.: J. Mat. Sci. 11 (1976) 1936.
38. J. R. Pickens and J. Gurland: Mat. Sic. and Eng., 33(1978) 135.
39. H. Hübner: Z. Metallkde., 67(1976) 507.
40. N. Ingelstrom and H. Nordberg: Eng. Fract. Mech. 6(1974) 597.
41. G. Berry: Mat. Sci., 10(1976) 361.
42. M. Murray: Roy. Soc. London A 356(1977) 483.
43. T. Sadahiro and S. Takatsu: Mod. Dev. in P/M. Vol. 14(1980) 561.
44. S. R. Novak and J. M. Barsom: ASTM STP 601(1976).
45. R. P. Felgar and J. D. Lubahn: Trans. ASTM, 1957, Vol. 57. p. 770.
46. H. Doi. et. al: Met. Trans. 1970 Vol. 1 p.147.
47. H. C. Lee: Ph. D. Thesis, Brown Univ. (1977).
48. K. H. Schramm: Z. Metallkde. 1948 Vol. 53 p. 729.
49. H. Unkel, Z. Metallkde. 54(9) 525(1963).
50. H. Fischmeister and H. E. Exner: Arch. Eisen. 37, 499(1966).
51. J. L. Chermant, A. lost et. al.: Phys. Stat. Sol. 15(2) (1973) K 149.

부 록

Nominal MFP: The mean distance through the binder layers averaging the intersection of carbide-carbide contacts with test lines as Zero.

True MFP: The mean distance through the binder layers which does not the intersection of test line with carbide-carbide contacts as binder films of Zero thickness.