

WC-Co 및 TiC-Ni 계 복합재료의 평면변형 파괴인성에 관한 연구

정 은
 금속 및 재료공학과
 (1985. 4. 30. 접수)

〈 초 록 〉

본 연구에서는 WC-Co 및 TiC-Ni 계 복합재료의 탄화물 입도, 결합상의 평균자유 행로, 합금원소 및 탄화물의 체적분율의 변화에 따른 평면변형 파괴인성을 방전가공에 의해 노치를 부여한 SENB 시편을 사용하여 측정하였다. 또한 복합재료인 WC-Co 및 TiC-Ni 합금의 기계적 성질을 조사하기 위하여 경도, 항절력, 충격강도 및 Palmqvist 균열저항도 측정하였으며 얻어진 결론은 다음과 같다.

- 1) 항절력 시험결과 항절력은 결합상의 진평균 자유행로의 일계값에서 최대값을 갖는다.
- 2) 충격강도는 결합상의 양에 따라 증가하나 합금의 탄화물 입도에 따른 영향은 거의 없다.
- 3) Palmqvist 균열저항 시험으로 부터 얻어진 결과는 $10^3/W = AH \cdot B$ 이며 여기서 W 는 균열저항 계수, H 는 비커스 경도이며 상수 A, B 는 WC-Co 계 합금의 경우는 각각 0.0175, 14.7 값을 갖으며 TiC-Ni 계 합금의 경우는 각각 0.0175, 16.6 값을 갖는다. 이 관계식은 초경합금의 연구와 품질관리에 유용한 식이 될 수 있다.
- 4) 복합재료의 평면변형 파괴인성(K_{Ic})은 현미경 조직인자 중 특히 결합상의 진평균 자유행로와 탄화물의 분리정도(1-C)에 의존하며 파괴인성은 복합재료의 경도 증가에 따라 직선적으로 감소한다. 선형탄성 파괴역학에 근거로 부터 계산된 임계변형에너지 해방률 G_{Ic} 는 진평균 자유행로의 증가와 더불어 직선적으로 증가한다.

A Study on the Plane Strain Fracture Toughness of WC-Co and TiC-Ni Composites

Jung, Eun
 Dept. of Metallurgy and Materials Science
 (Received April 30, 1985)

〈 Abstract 〉

The plane strain fracture toughness(K_{Ic}) of WC-Co and TiC-Ni composites was measured as a function of carbide grain size, mean free path of binder, alloying elements and volume fraction of carbide using single-edge notched beam(SEN) specimens of which notch formed by electron discharge machining(EDM). To evaluate the mechanical behavior of WC-Co and TiC-Ni composites, measurements of hardness, transverse rupture strength(TRS), impact strength and Palmqvist crack resistance were employed.

The results obtained are as follows;

- 1) In transverse rupture test, it has been found that TRS reaches a maximum value at the critical value of true mean free path of binder.
- 2) Impact strength increased with the increase of binder content, but the effect of carbide

grain size was relatively small.

3) The empirical relationship between Palmqvist test crack resistance(W) and Vicker's hardness(H_V) is as follows:

$$10^3/W = AH - B$$

where constants A and B are 0.0175 and 14.7 respectively for WC-Co base composites and 0.0175 and 16.6 for TiC-Ni base composites.

It is considered that this relationship will be very useful for both the development of cemented carbides and quality control in the production line.

4) The plane strain fracture toughness(K_{IC}) of composites depends on the microstructural parameters, particularly on the true mean free path(λ) of binder content and degree of separation of carbide grains(1-C). The fracture toughness decreased linearly with the increasing hardness of composites.

The critical strain energy release rate(G_{IC}) increased linearly with the increase of the true mean free path.

I. 서 론

액상소결(liquid phase sintering)에 의해 제조되는 WC계 및 TiC계 복합재료(Composite Material, Cermet)는 경도가 높은 탄화물 입자를 연성이 우수한 결합금속에 미세하게 분산시킨 합금이며 WC-Co계 합금은 상온에서는 물론 고온에 이르기까지 경도와 항절력이 높고 내마모성, 내충격성, 내식성 등이 크므로 절삭공구, 광관 또는 토목분야의 굴착용 공구와 같이 모든 산업분야에 다양하게 쓰여지고 있다.⁽¹⁻³⁾

TiC-Ni계 합금은 텅스텐의 고강도 특성과 WC계 합금의 탄성율이 큰 것에 기인하여 내열충격성이 나빠서 수명이 단축되는 등의 결점이 있기 때문에 내열재료로서 만들어진 TiC계 합금이 WC계 합금에 대신하는 것으로서 주목되고 있다.⁽⁴⁻¹⁰⁾

WC계 및 TiC계 합금은 다상분재이므로 그들의 기계적 성질은 탄화물의 입도와 형태 그리고 분포, 탄화물과 결합상의 비율, 탄화물의 경도, 결합상의 경도, 접촉도(Contiguity), 결합상의 두께(Mean Free Path) 등과 같은 현미경 조직인자(Microstructural Parameter)에 따라 변하게 된다.⁽⁴⁻¹⁰⁾

WC계 및 TiC계 합금의 기계적 성질 중에서 가장 중요한 성질은 경도와 인성이다. 경도측정은 측정이 신속하고 비파괴 시험에 가깝고 경도값이 용이하게 얻어지는 것 외에 다른 기계적 성질을 추정할 수 있기 때문에 넓게 이용되고 있다. 합금의 경

도측정은 KS, JIS 및 ASTM 규격에서는 하중 10 kg의 Rockwell A Scale이 이용되며 학술적으로는 Vickers 경도가 이용된다. 인성측정 방법은 항절력시험, Palmqvist 균열저항 시험, 평면변형 파괴인성 측정 등이 있다.

종래에 사용하던 항절력 시험, 충격시험, Palmqvist 균열저항 측정법은 합금의 표면상태, 복합탄화물(γ -phase)의 존재에 따라서 측정값의 오차가 심하여 합금의 인성측정 방법으로는 적당하지 못하다.

파괴인성은 ASTM(E396-80)에서 규정하고 있는 피로에 의한 precrack의 도입이 WC계 및 TiC계 합금에서는 적용하기 힘들기 때문에 Kenny⁽¹¹⁾는 Knoop-Indenter로 Almond⁽¹²⁾는 Vickers Wedge Indenter로 Chermant⁽¹³⁾과 Pickens⁽¹⁴⁾ 및 Hübner⁽¹⁵⁾는 방전가공기로 Precrack을 부여 파괴인성을 측정하였다.

본 연구에서는 WC-Co계 합금의 Co 함량 중량비로 3%~25%까지 변화시키고, WC의 크기입도를 1.65 μ m, 2.68 μ m 및 3.69 μ m으로 변화시켰을 때의 평면변형 파괴인성을 조사하였으며, TiC-Ni계 합금의 경우는 Ni 양을 WC-Co계 합금의 Co의 부피분율과 같게 8%~51%까지 변화시키고, 이외에 Mo, Mo₂C, TiN 첨가에 따른 파괴인성의 영향을 조사하기 위해 Wire Cut 방법기르 가공한 SENB(Single Edge Notched Beam)시험편을 사용하여 파괴인성을 측정하였다. 이외에 경도, 항절력, 충격강도 및 Palmqvist 균열저항도 측정하였다.

II. 실험방법

1. 사용재료와 시편의 종류

본 연구에서 cermets 제조에 사용된 분말은 WC, TiC, VC, TiC, TaC, Cr₃C₂, Mo₂C, Mo, Co, Ni 이며 규격은 Table 1과 같다.

Table 1 Specification of powder used in this study

Powder	Supplier	Size (um)	C and N (%)	Remarks
TiC	H. C. S	3.34	19.49(C)	F. S. S. S.
TiN	H. C. S	7.2	21.9 (N)	F. S. S. S.
Mo ₂ C	Treibacher	4.90	6.30(C)	Treibacher Analysis
WC	KTM	1.65	6.14%	F. S. S. S.
		2.68	6.14%	
		3.69	6.13%	
Co	H. C. S	1.53	Free Oxide grade	F. S. S. S.
Mo	H. C. S	3.50	—	F. S. S. S.
Ni	INCO	5.04	—	F. S. S. S.

연구에 사용된 ASTM B406-64에 의한 5.1×6.3×19mm의 직육면체 시편이다. 시편의 조성은 WC-Co계 Cermet의 경우 Co 함량을 중량비로 WC-(3, 6, 9, 12, 15, 25%) Co로 하고 WC의 초기입도를 1.64μm(Fine, 6.14%) 2.68μm(Medium, 6.14%) 및 3.69μm(Coarse, 6.13%)으로 하여 제조하였으며 TiC-Ni 합금의 경우는 Ni 함량을 중량비로 8~51%로 변화시켰으며, 이는 WC-Co 합금의 기본으로 되는 Co 양이 3~25%에 대응되는 조성이다. TiC-Mo(또는 Mo₂C)-Ni 합금의 경우는 Mo와 Mo₂C를 중량비로 4~24%로 변화시켜 제조하였다. TiC-Mo₂C-TiN-Ni 합금의 경우는 TiN 효과를 확인하기 위해 TiN을 중량비로 2.5~30%까지 변화시켰다. 본 연구에 사용된 합금의 조성은 Table 2, 3과 같다.

2. Cermet의 제조

본 연구에서 사용한 시편은 통상적인 분말야금 방법에 의해 제조되었으며 그 과정은 Fig. 1과 같다. 합금은 초경합금으로 내장된 볼밀(Ball mill)에서 milling media를 hexane, 초경합금 ball(3/

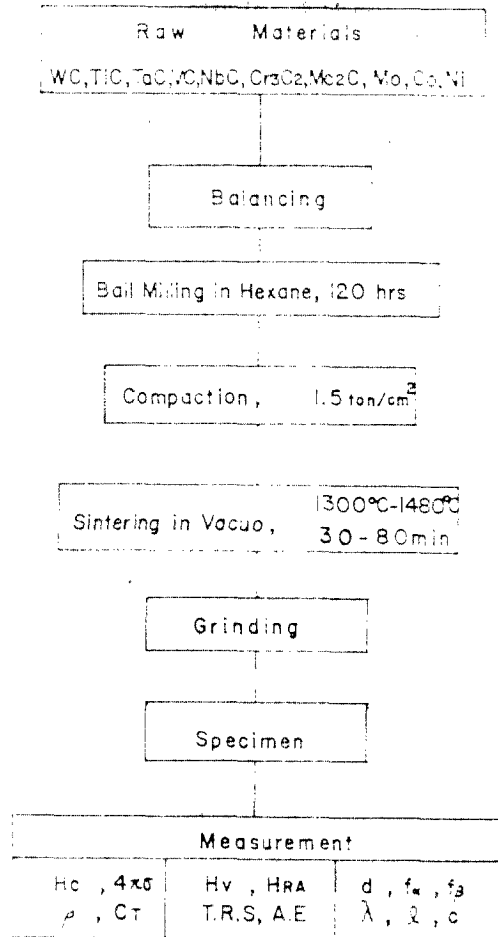


Fig. 1. Procedure for preparation of the specimen

8"), 왁스(분말체적의 22.5%)와 함께 ball mill을 분당 약 90회전 되게 120시간 회전, 혼합한 후 hexane을 증발시키고 조립화불 위해 200 mesh screen을 통과시키고 성형다이속에 혼합분말을 넣고 1.5ton/cm²의 압력으로 성형후 에비스결 과정을 거쳐서 최종소결을 1320~1400°C 온도에서 진공소결(0.1~0.3 microns)을 행하였다.

3. 현미경조직 검사

소결후 얻어진 시편은 diamond wheel로 연삭하고 알루미나와 크롬산을 혼합한 용액으로 연마한후 표면의 잔류응력 제거를 위해 6μm, 1μm의 diamond paste로 재연마하였다. 부식용액은 Mura-

Table 2. Microstructural Parameters, Mechanical and Magnetic properties of WC-Co Cemented Carbides

Sample No.	C	\bar{d}_{wc} μm	$f\alpha$	$f\beta$	λ μm	l μm	G_{IC} J/m^2	H_V kg/mm^2	HR_A	W kg/mm	TRS MN/m^2	K_{IC} $MPa\sqrt{m}$	H_c O_e	$4\pi\sigma$	ρ g/cm^3	C_T
1	0.66	1.06	0.95	0.05	0.16	0.06	97	1692	93.1	68.7	1822	8.15	197	50	15.29	5.95
2	0.63	1.20	0.95	0.05	0.17	0.06	133	1706	92.1	87.0	1591	9.56	179	55	15.29	5.94
3	0.72	1.32	0.95	0.05	0.25	0.07	174	1594	91.3	86.2	1743	10.98	148	59	15.28	6.05
4	0.65	0.83	0.89	0.11	0.29	0.10	263	1656	92.1	92.5	2135	12.86	180	101	14.97	5.76
5	0.51	1.12	0.89	0.11	0.28	0.14	260	1512	91.0	100.2	2432	12.97	140	118	15.00	5.76
6	0.61	1.28	0.90	0.10	0.36	0.11	254	1424	90.4	133	2389	12.95	140	118	14.99	5.74
7	0.49	0.90	0.85	0.15	0.31	0.16	250	1434	90.9	115	2494	12.50	184	162	14.63	5.54
8	0.45	1.19	0.87	0.13	0.32	0.18	363	1390	89.9	160	2710	15.15	127	168	14.69	5.54
9	0.52	1.37	0.87	0.13	0.43	0.21	441	1344	89.0	229	2243	16.77	107	178	14.68	5.52
10	0.49	0.89	0.81	0.19	0.41	0.21	490	1230	85.3	155	3153	17.22	126	242	14.33	5.48
11	0.35	1.25	0.82	0.18	0.43	0.28	552	1220	88.4	—	3244	18.21	96	242	14.32	5.41
12	0.32	1.42	0.83	0.17	0.43	0.29	490	1218	87.9	147	3144	17.20	87	237	14.36	5.39
13	0.33	1.16	0.76	0.24	0.55	0.37	491	1222	88.2	416	3342	16.70	110	303	14.03	5.17
14	0.29	1.51	0.77	0.23	0.65	0.46	597	1122	87.5	—	2595	18.44	85	299	14.05	5.25
15	0.31	1.67	0.76	0.24	0.76	0.53	689	1064	86.9	—	3354	19.67	74	296	14.06	5.37
16	0.22	1.58	0.65	0.35	1.09	0.85	710	895	85	—	2988	18.93	81	498	13.15	4.57
17	0.19	1.70	0.63	0.37	1.33	1.00	1307	807	84.1	—	3061	25.38	56	497	13.14	4.55
18	0.20	1.54	0.63	0.37	1.12	0.89	1241	804	81.8	—	2799	24.76	81	494	13.14	4.60
19	0.17	1.73	0.56	0.44	1.64	1.36	2224	727	81.6	—	—	32.0	42	558	12.67	—
20	0.34	1.61	0.80	0.20	0.62	0.41	551	1147	88.0	237	2006	18.0	81	238	14.26	—
21	0.49	1.29	0.88	0.12	0.36	0.18	352	1404	90.4	122	1641	15.0	151	152	14.72	—
22	0.50	1.11	0.93	0.07	0.18	0.09	215	1714	93.0	62	1469	12.0	229	64	15.2	—

Table 3. Composition, Microstructural Parameters and Mechanical properties of TiC base Cemented Carbides

Alloy No.	TiC	Ni	Mo	Mo ₂ C	TiN	λ (μm)	C	$f\alpha$	$f\beta$	l μm	HR_A	H_V (GN/m^2)	TRS (MN/m^2)	A.E ($kg. m/cm^2$)	W kg/mm	K_{IC} $MPa\sqrt{m}$	ρ g/cm^3	C_T %	G_{IC} J/m^2
1	92	8				1.81	0.36	0.73	0.94	0.06	12.94	417.13	607	0.97	71	7.50	5.14	17.63	175
2	84	16				1.89	0.63	0.64	0.90	0.10	23.92	613.90	1262	0.09	98	9.40	5.35	16.24	280
3	76	24				2.13	0.91	0.54	0.82	0.18	42.90	011.92	1482	0.085	158	10.85	5.57	14.62	381
4	66	34				2.19	0.98	0.42	0.77	0.23	55.85	69.4	1620	0.184	510	18.44	5.76	12.96	1145
5	49	51				2.03	0.98	0.22	0.77	0.23	75.77	25.5	1158	0.186	—	24.00	6.29	10.13	2044
6	72	24	4			1.50	0.46	0.55	0.86	0.14	20.89	612.23	1609	0.38	141	11.30	5.80	13.55	413
7	68	24	8			1.81	0.49	0.53	0.87	0.13	23.89	211.96	2313	0.47	179	11.67	5.82	13.14	413
8	60	24	16			1.29	0.59	0.53	0.86	0.14	26.89	611.93	1613	0.54	121	10.41	6.13	11.49	355
9	52	24	24			1.41	0.91	0.56	0.78	0.22	39.89	812.13	1124	0.38	88	6.61	6.45	10.12	142
10	72	24	—	4		1.96	0.49	0.56	0.88	0.12	23.89	812.45	1793	0.51	153	12.18	5.70	14.16	382
11	68	24	—	8		0.89	0.78	0.54	0.82	0.18	36.89	311.54	1869	0.91	163	12.66	5.81	12.69	529
12	60	24	—	16		0.74	1.1	0.57	0.79	0.21	45.89	011.80	1807	0.95	140	12.86	6.05	12.73	541
13	52	24	—	24		0.92	0.65	0.53	0.83	0.17	33.88	211.25	1717	0.41	167	11.78	6.33	11.54	454
14	84.5	24	—	24	2.5	1.71	0.59	0.52	0.84	0.16	26.89	011.35	1896	0.33	160	13.25	6.33	11.26	575
15	57	24	—	24	5.0	1.48	0.42	0.54	0.84	0.16	26.89	011.57	1613	0.53	145	11.78	6.35	10.79	450
16	32	24	—	24	10.0	1.05	0.46	0.56	0.81	0.19	20.89	711.89	1955	0.76	130	13.50	6.40	9.75	590
17	32	24	—	24	20	N.D	N.D	—	—	—	91.8	12.52	2141	0.95	76	9.17	6.47	7.90	—
18	22	24	—	24	30	N.D	N.D	—	—	—	91.2	13.84	952	1.0	60	7.71	6.55	6.02	—

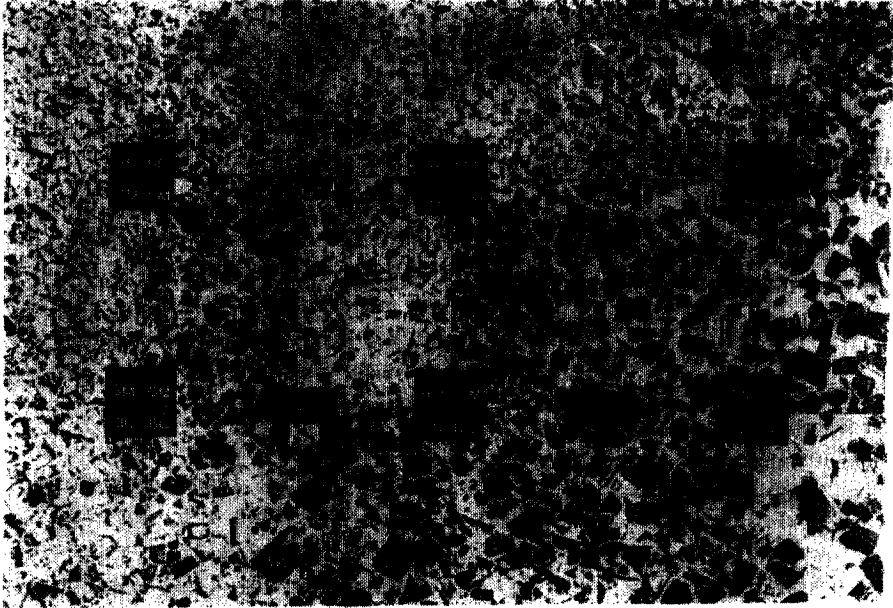


Fig. 2 Examples of microstructures of WC base cermets.

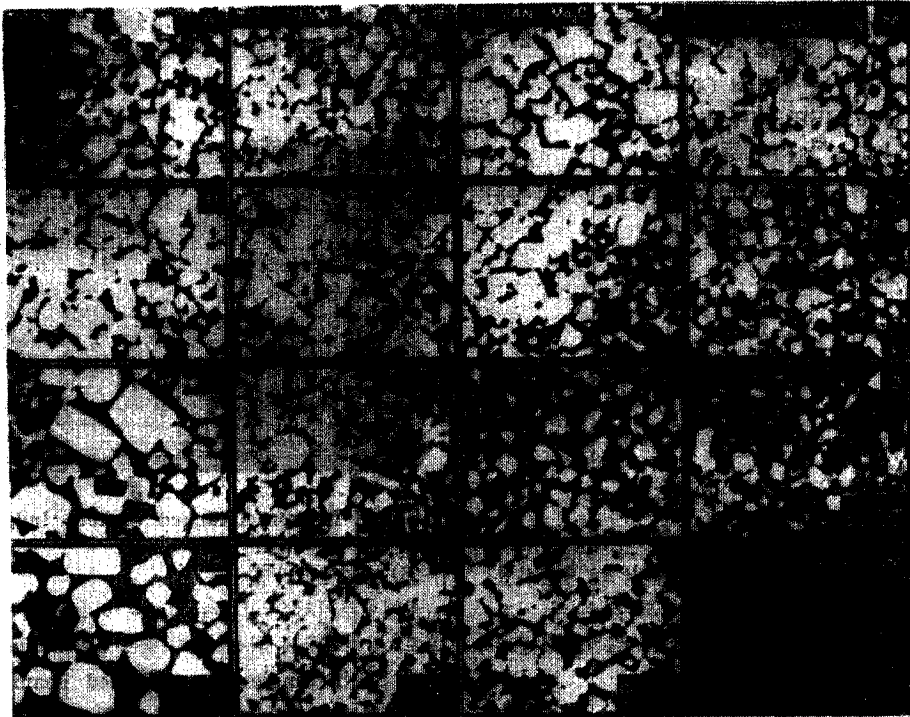


Fig. 3 Examples of microstructures of TiC base cermets.

kami 시약($K_3Fe(CN)_6$) 60g 과 KOH 60g 을 450g 의 증류수에 녹인 용액)으로 30초간 부식시켜 현미경조직을 관찰하였다. 현미경조직 인자는 주사전자 현미경사진(Fig 2, Fig. 3)을 이용하여 측정하였다.

4. 정량적 조직검사

탄화물의 평균입자 크기, 결합상의 두께(mean free path), 접촉도(contiguity), 부피분율 등과 같은 현미경 조직인자를 전자현미경 조직사진으로부터 단선분석법(linear intercept analysis)에 의해 구하였다. 즉 조직사진 위에 임의의 선을 그어 Carbide-Carbide 계면과 만나는 점($N\alpha\alpha$)와 Carbide-Binder 계면과 만나는 점($N\alpha\beta$)의 단위길이당 갯수를 세었다.⁽¹⁶⁾ 이것으로부터 다음과 같은 현미경 조직인자를 구하였다. 탄화물의 평균입자크기는 식(1)에 의해

$$\bar{d} = \frac{2L\alpha}{2N\alpha\alpha + N\alpha\beta} \quad (1)$$

탄화물의 접촉도는 두상으로 구성된 조직에서 전체 계면적에 대한 같은 상의 계면적의 비로 정의되며⁽¹⁷⁾ 식(2)에 의해

$$C = \frac{2N\alpha\alpha}{2N\alpha\alpha + N\alpha\beta} \quad (2)$$

결합상의 두께는 식(3)과 (4)로

$$\lambda(\text{True MEP}) = \bar{d} \cdot f\beta / f\alpha \cdot (1-C) \quad (3)$$

$$l(\text{Nominal MFP}) = \bar{d} \cdot f\beta / f\alpha \quad (4)$$

측정하였으며 뒷식에서 $f\alpha$ 는 탄화물의 부피분율이고 $f\beta$ 는 결합상의 부피분율이다.

5. 기계적 성질검사

(1) 경도측정

합금의 경도시험은 Vickers 경도기(10kg 하중)로 각 시편의 압흔을 평균대자선(D)을 측정 식(5)에 의해 계산하였다.

$$H_V = 1.8544 \frac{P}{D^2} \text{ (kg/mm}^2\text{)} \quad (5)$$

또한 Rockwell 경도는 예비하중 10kg, 총하중 60kg을 적용하여 Rockwell A Scale로 측정하였으며 Vickers 경도와 Rockwell 경도 공히 각 시편에 대해 5회 이상의 측정에 대한 평균값을 측정치로 잡았다.

(2) 항절력측정

항절력측정은 단능시험기에 굽힘장치를 설치하고

3점굽힘 시험으로 ASTM B 406-70에 의해 식(6)에 의해 계산하였다.

$$\sigma_{11} = \frac{3Pl}{2bh^2} \text{ (kg/mm}^2\text{)} \quad (6)$$

여기서 P 는 파괴될 때의 하중, b 는 시편의 폭, h 는 시편의 두께, l 은 지지봉간의 거리이다.

(3) 충격강도 측정

충격강도 시험은 hammer의 날이 조정함금으로 되어 있고 중량($W=1174\text{kg}$), 팔길이($R=20\text{cm}$)인 소형충격시험기로 식(7)에 의해 파괴시 흡수에너지를 구하였다.

$$\text{흡수에너지} = WR(\cos\beta - \cos\alpha) - L \quad (7)$$

여기서 β 는 진상각, α 는 초기지지각, L 은 운동중에 잃은 에너지이다.

(4) Palmqvist 균열저항시험

균열저항시험은 Diamond 연마제($6\mu\text{m}, 1\mu\text{m}$)으로 연마를 끝낸 시편을 하중, P에 따른 vickers 압흔의 4개의 구석에서 발생하는 균열의 총길이(ΣL)을 측정하기 위해 10kg~50kg까지는 Vickers 경도기로 60kg~150kg의 하중은 Instron에 Vickers 압자를 부착시켜(Fig. 4) Cross head 속도를 $0.1\text{mm}/\text{min}$, 유지시간을 20초로 하여 Palmqvist 시험을 수행하였다. Vickers 압흔의 4개의 구석에서 발생하는 균열의 길이는 공구현미경으로 측정하였다.

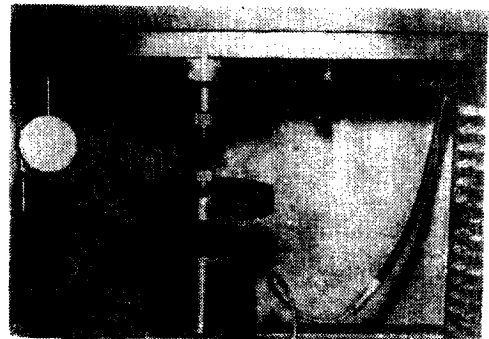


Fig. 4 Instron Attached Vickers Indenter

(5) 파괴인성시험

파괴인성시험은 시편에 지름이 0.1mm 인 구리선으로 방전가공에 의해 노치(폭률반경 $65\mu\text{m}$)를 부여한 SENB(Single Edge Notched Beam)을 3점굽힘시험에 의해 파괴시하중을 측정하여 식(8)에 의해 응력확대계수⁽¹⁸⁾를 구하였다.

$$K_{IC} = \frac{3LS}{2b^2t} \sqrt{\pi a} \left[1.090 - 1.735 \left(\frac{a}{b} \right) + 8.20 \left(\frac{a}{b} \right)^2 - 14.18 \left(\frac{a}{b} \right)^3 + 14.57 \left(\frac{a}{b} \right)^4 \right] \quad (8)$$

여기서 L 은 파괴시 하중, S 는 Span 길이, t 는 시편의 두께, b 는 시편의 폭, a 는 노치길이이다. 파괴인성 시험에 대한 규격에 의하면 균열길이(a), 두께(t), 폭(b)는 각각 다음의 조건 식(9)을 만족하여야 한다.

$$\begin{aligned} a &\geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_o} \right)^2, & t &\geq 2.5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_o} \right)^2, \\ b &\geq 5.0 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_o} \right)^2 \end{aligned} \quad (9)$$

III. 실험결과 및 고찰

1. 항절력

항절력은 3점굽힘시험으로 측정하며 이는 탄성응력분식에 의해 식(6)에 의해 계산된다. ASTM과 JIS 규격에서는 시편의 규격과 하중전달장치를 달리 하고 있으며, 특히 JIS 규격에서는 소결후 800~1000°C 사이에서 소둔한 후 측정하고 있다.

Gurland와 Bardzil⁽¹⁹⁾은 WC-Co 합금의 경우 조성 및 WC입도에 따라 항절력 변화를 연구한 결과

항절력은 일정한 WC입도에서 조성에 따라 그리고 일정한 조성에서 WC입도에 따라 최대값을 갖는다고 보고하였으며 또한 Gurland⁽²⁰⁾⁽²¹⁾는 Co의 평균자유행로에 대해 항절력을 나타낸 결과 평균자유행로증가와 더불어 감소한다고 보고하고 있다. 그 결과를 Fig. 5에 나타내었다. Fig. 5의 최대항절력의 왼쪽부분에서는 하나의 일계결합 혹은 몇개의 결합으로 인하여 균열의 갑작스러운 전파로 파괴되는 취성파괴가 일어난다고 하였다.

본 연구에서는 WC-Co, TiC-Ni 계 초경합금의 진 평균자유행로에 항절력변화를 조사한 결과 최대 항절력 값이 존재하는 결과를 확인할 수 있었다(Fig. 6)

즉, 진 평균자유행로가 WC-Co 합금의 경우는 0.76 μm 일 때, TiC-Ni 합금의 경우는 0.49 μm 일 때 항절력 값이 최대값을 갖는다. 이는 Gurland⁽²¹⁾가 보고한 바와같이 결합상의 두께의 일계값에서는 파괴강도가 입자들 사이의 간격에 의존되며 또한 각각의 탄화물 입자의 파괴저항에 의존되기 때문이라 생각된다.

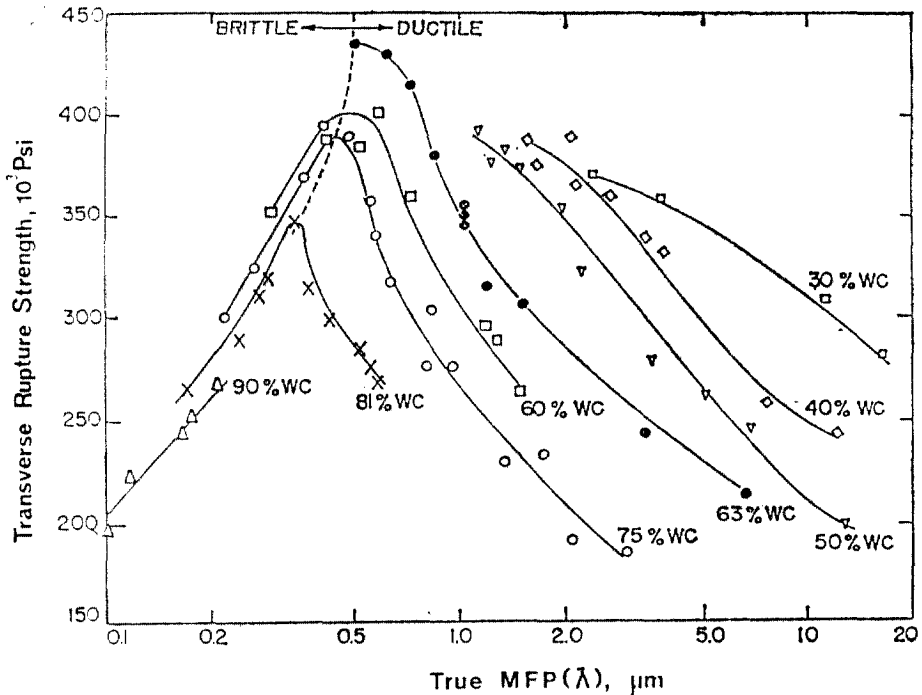


Fig. 5 Transverse rupture strength vs mean free path.

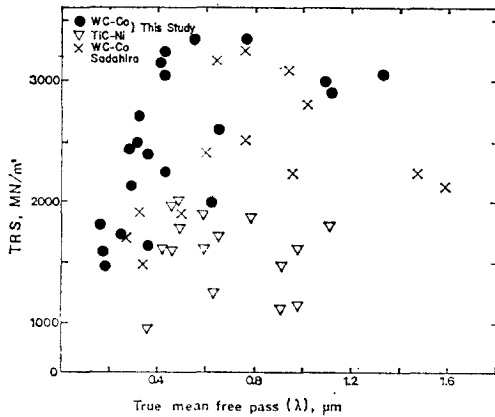


Fig. 6 Relationship between TRS & MFP of WC-Co & TiC-Ni cermets.

Suzuki⁽²²⁾에 의한 TiC-Mo₂C-Ni 합금의 항절력에 미치는 결합상의 두께 및 내부 TiC의 입도의 영향연구에서 Gurland⁽²¹⁾에 의한 결과와 같은 경향을 갖는다고 하였다. (Fig. 7) TiC-Ni 합금의 Mo 및 Mo₂C 첨가량에 따른 항절력을 조사한 결과 두께비로 4Mo, 4Mo₂C일 때 최대값을 나타내었다. (Fig. 8)

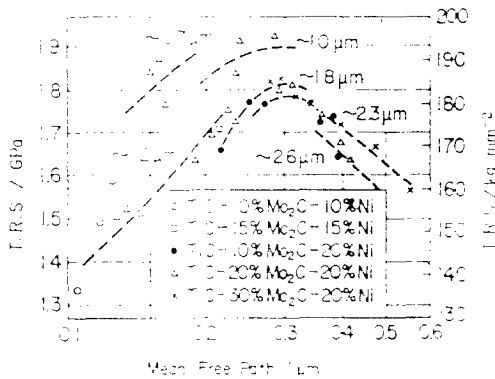


Fig. 7 Plot of T.R.S as A Funtion of Mean Free Path Mean Grain size of TiC, Shown in the Figure

Suzuki⁽²³⁾는 TiC-20Mo₂C-(0~15%) TiN-30Ni 합금의 항절력시험은 이용하여 파괴의 근원이 되는 결합종류와 크기(크기는 결합의 형상을 타원으로 보고 장축의 길이(2a)로 표시), 결합의 위치(인장면으로부터 거리(Δl) 및 Span 중앙을 포함하는 수직면부터의 거리(Δl))를 측정하여 항절력시험 결과

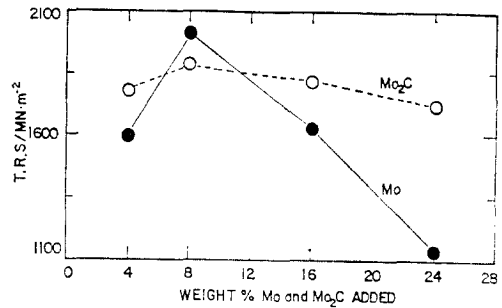


Fig. 8 The Effect of Mo and Mo₂C Content on T.R.S of TiC-Ni Alloys.

TiN 양에 따라 저하한다고 보고하였다.

본 연구에서는 TiC-Mo₂C-TiN-Ni 합금의 경우 TiN 첨가량에 따라 항절력을 측정 한 결과 초기의 항절력 감소가 5% TiN에서 일어나며 20% TiN 일 때 최대값을 얻을 수 있었다. (Fig. 9)

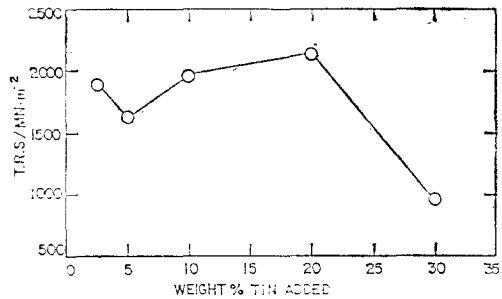


Fig. 9 The Effect of TiN Content on T.R.S of TiC-Mo₂C-Ni Alloys

이 결과는 Moskowitz⁽²⁴⁾의 결과와 잘 일치하는 것이다. Fig. 9 항절력 측정은 초경합금 제조업체에서 대량생산시의 합금개발시 인성측정의 한 방법으로 널리 사용되고 있으나 항절력 측정에는 몇 가지 문제점이 있다.

첫째로 측정치의 큰 오차가 생김에 둘째로 항절력은 시험의 표면조건에 크게 의존된다. 셋째로 항절력은 보다 큰 Span 길이를 갖는 경우 결합이 발견될 확률이 크기 때문에 Span 길이에 의존하게 된다. TiC-Ni 합금의 항절력 시험결과 평균경도분 Table 4에 나타내었다.

초경합금의 경우 파괴는 일반적으로 인장표면 부근의 높은 응력장에 존재하는 조직의 불균일성에도 불구하고 결합 즉, 조대한 탄화물입자, 결합상의

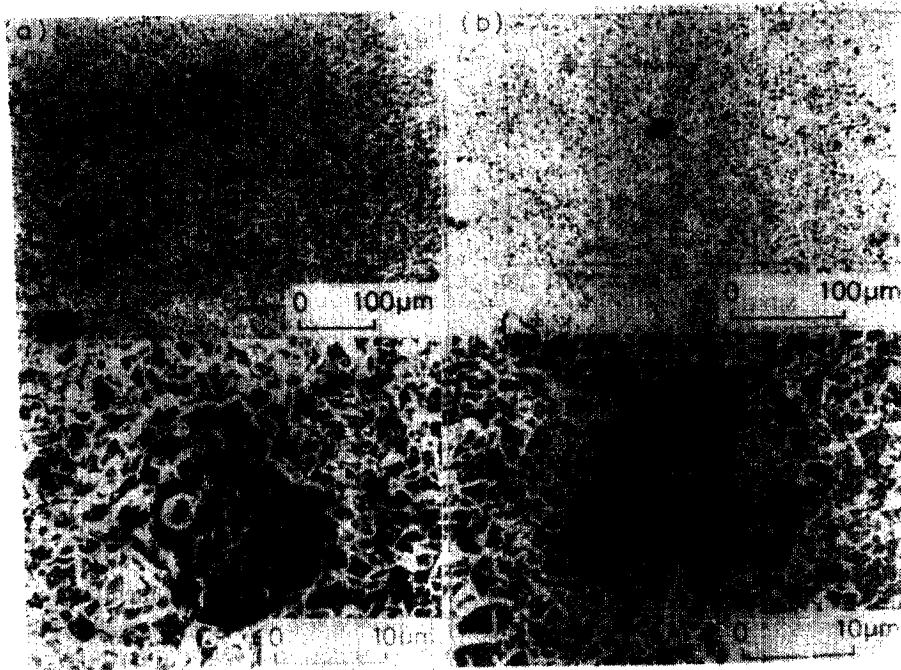


Fig. 10 Microstructures of defects as source of fracture
(a) micropore (b) coarse grain(WC)

Table 4. Maximum, Minimum and Average Values of T. R. S.

Composition	Max.	Min.	Average
92TiC-8Ni	809	486	607
84TiC-16Ni	1,735	757	1,262
76TiC-24Ni	1,852	1,186	1,482
66TiC-34Ni	2,025	1,218	1,620
49TiC-51Ni	1,524	772	1,158

(unit:MN/m²)

pool 또는 표면의 결함이나 기공에서 일어난다고 알려져 있다.⁽²⁸⁾ 본 연구에서 발견된 이러한 결함을 Fig. 10에 나타내었다.

이러한 결함은 취성재료인 초경합금에 있어서는 Griffith 결함⁽²⁶⁾이라 가정할 수 있으므로 균열발생의 근원이 되어 파괴에 도달하는 것이다. 따라서 현재의 소결기술에 있어서 균일조직을 갖는 시료를 만들 수 있는 확률이 적은 것을 고려하면 항절력 결과에 편기현상이 존재하는 것은 파괴역학적으로 생각해도 당연한 일이라 생각된다. 때문에 항절력 계산식($\sigma_{rr} = 3PL/2bh^2$)에서는 결함의 존재에 의한 파괴

시의 응력상태가 고려되어 있지 않기 때문에 항절력의 측정치가 변화하는 것이다.

2. 충격강도

인장이나 변형속도에 민감한 재료의 인성을 측정하는데(ASTM E23-566에 의거) 충격시험을 많이 사용하고 있다. 그러나 초경합금의 충격시험은 ASTM, JIS, KS에서도 규격화된 것이 없는 실정이다. 단지 광산공구 tip에 대한 성능조건을 측정하기 위해서 자주 충격시험을 행하고 있다.

본 연구에서는 TiC-Ni, TiC-Mo-Ni, TiC-Mo₂C-Ni 및 TiC-Mo₂C-TiN-Ni 계 합금을 Charpy 충격시험에 의해 파괴에 필요한 흡수에너지를 Ni 함량과 Mo(Mo₂C) 및 TiN 함량을 변화시켜 측정된 결과를 Fig. 11~13에 나타내었다. Fig. 11~13에서 알 수 있듯이 파괴시 흡수에너지는 TiC-Ni 합금의 경우는 Ni 함량이 증가함에 따라 증가하고 TiC-Mo(Mo₂C)-Ni 합금은 Mo(Mo₂C)함량증가에 따라 증가하다가 감소하는 경향을 나타내었다. TiC-Mo₂C-TiN-Ni 합금은 TiC-Ni 합금의 경우와 같이 TiN 증가와 더불어 증가하는 현상을 나타내었다.

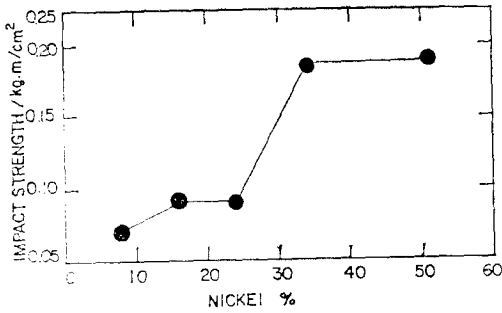


Fig. 11 The Effect of Ni Content on Impact Strength of TiC-Ni Alloys

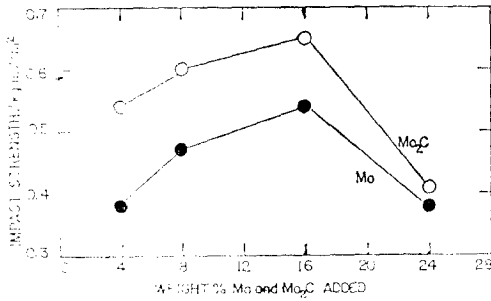


Fig. 12 The Effect of Mo and Mo₂C Content on Impact Strength of TiC-Ni Alloys

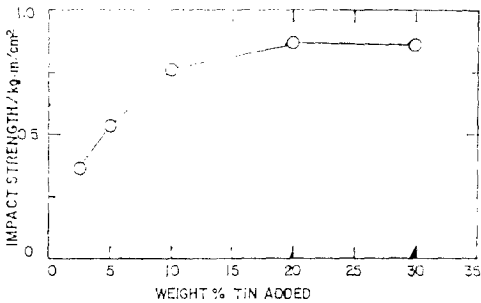


Fig. 13 The Effect of TiN Content on Impact Strength of TiC-Mo₂C-Ni Alloys

Fig. 14은 WC-Co 합금의 경우 파괴시 흡수된 에너지를 Co 함량 변화에 따라 도시한 것으로 Co 함량이 증가함에 따라 흡수에너지는 증가하나 WC 입도의 영향에 있어서는 6% Co까지는 WC 입도가 Coarse, Medium, Fine 순으로 증가하고 있으나 이 이상의 합금에서는 입도의 영향은 거의 없음을 확인하였다.⁽²⁷⁾

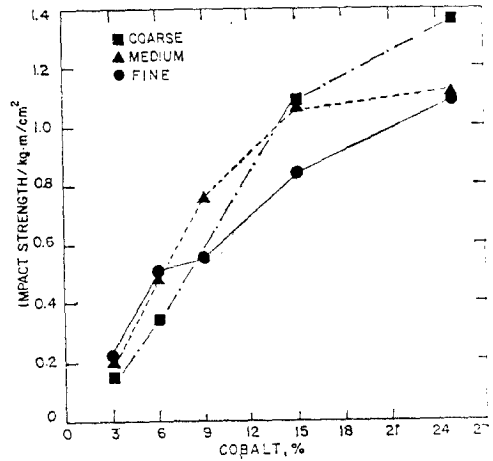


Fig. 14 Relationship Between Impact Strength and Co Content for WC-Co Alloys

Gurland와 Bardzil⁽²⁸⁾도 unnotched 충격 시험으로 흡수 에너지를 측정 한 결과 합금 조성 (Co 함량)은 상당한 영향을 주나 WC 입도의 영향은 거의 없다고 보고한 바 있다. Suzuki⁽²⁹⁾에 의하면 충격 시험에서와 같이 비소용량이나 조대한 WC 입자가 충격 파괴의 잔류가 된다고 하였다.

3. Palmqvist 균열저항

조강 합금의 인성을 평가하는 또 다른 방법으로서 Palmqvist⁽²⁹⁾는 Vickers 압흔의 4개의 구석에서 발생하는 균열길이에서 균열에 필요한 일률 식(10)에서 계산하였다. Palmqvist는 균열길이 300 μ m을 발생시키는 임계일, S₃₀₀을 정의하고 이것이 재료의 인성 측정 방법으로 사용될 수 있다고 주장하였다.

$$S_{300} = KP_{300} \sqrt{\frac{P_{300}}{H_V}} \quad (10)$$

여기서 K는 상수이고 P₃₀₀은 300 μ m의 균열을 일으키는데 필요로 하는 하중이고 H_V는 Vicker 경도이다. 그러나 실질적으로 임계 하중을 구하는 것이 매우 중요하다. 균열길이와 하중 사이에는 다음과 같은 직선관계가 유지된다.

$$L = A_1 P - H_2 \quad (11)$$

여기서 L은 Vickers 압흔에서 발생하는 균열길이이고 P는 하중이다. A₁, A₂는 합금의 인성, 또한 조건 등에 의해서 변하는 변수이다. 이때 L=0에서의 P를 구하면 이 하중이 임계 하중이다. 종래의 항질력과 같은 3점 굽힘과 비교해서 특별한 시료들

만들 필요도 없고 하나의 시료로서 충분한 자료가 얻어지며 편차도 적고 사용 용도도 넓은 이점이 있어 많은 연구가 행해지고 있다.

Exner⁽³⁰⁾, Sadahiro⁽³¹⁾, Viswandham⁽³²⁾ 등에 의하면 연삭에 의해서 발생하는 변형층을 제거시키면 임계하중은 영이 되어 식(12)는

$$L = A_1 P, P/L = W \quad (12)$$

이 성립된다고 하였으며 특히 Exner⁽³⁰⁾는 W 를 균열저항계수로 나타내면 하중, 합금의 정도에 무관하게 인성을 평가할 수 있다고 하였다.

Fig. 15는 TiC-Ni, TiC-Mo-Ni 및 TiC-Mo₂C-TiN-Ni 합금의 하중변화에 따른 Vickers 압흔의 4개의 구역에서 발생한 균열을 나타낸 것으로 하중 증가에 따라 균열길이의 합(ΣL)은 증가하였다. 또한 Fig. 16~19는 하중에 따른 균열길이의 합(ΣL)을 도시한 것으로 식(11)와 같은 직선관계를 얻을 수 있었다. 이 직선의 기울기의 역수로부터 균열저항계수(W)를 구할 수 있다.

Fig. 20은 결합상의 함량에 따른 균열저항계수의 변화를 나타낸 것으로 균열저항계수는 결합상의 증가와 더불어 증가한다.

Palmqvist 시험결과는 Fig. 20과 같은 방법으로 보통 표현하고 있으나 Fig. 21와 같이 균열저항계수와 경도와의 관계로 나타내는 것이 보다 나은 의미를 갖는다. 즉, 정도의 증가현상은 균열저항의 감

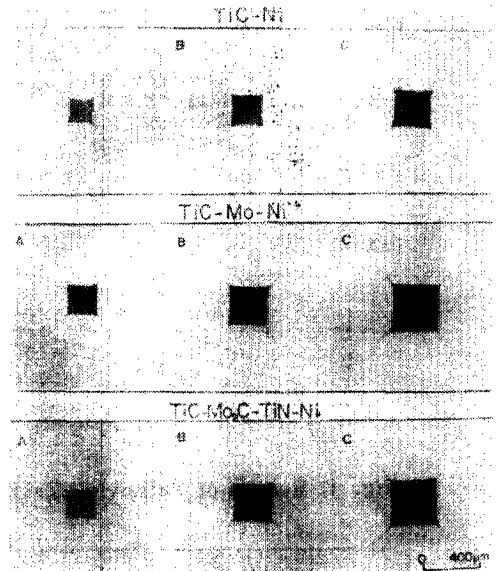


Fig. 15 Cracks at Vickers Indentation
A: 60kg B: 100kg C: 150kg

소가 일어날 때만 일어난다.

Fig. 21의 hyperbolic 성질은 W 와 H_v 사이에 다음과 같은 식을 예상할 수 있다. (식13)

$$1/W = AH_v - B \quad (13)$$

여기서 A 와 B 는 상수이다.

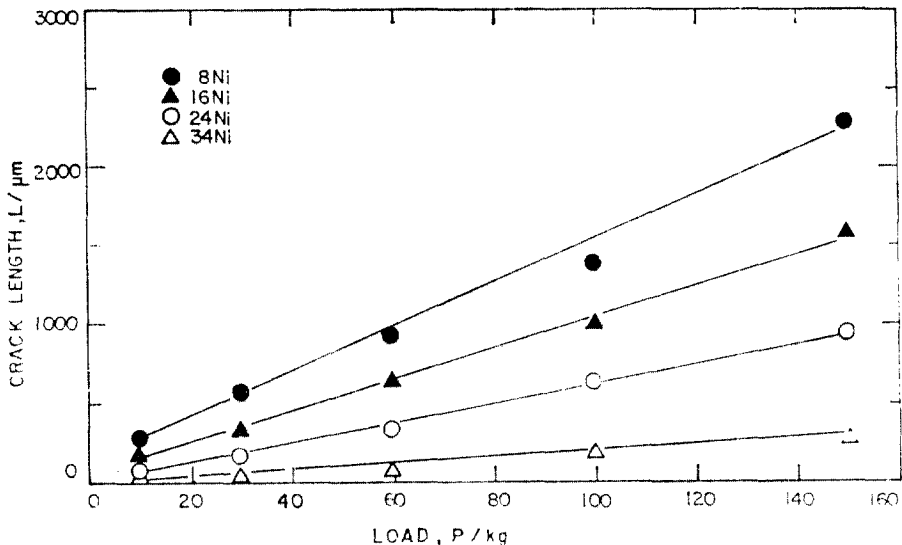


Fig. 16 Results of Palmqvist Tests Performed on a series of TiC-Ni Alloys

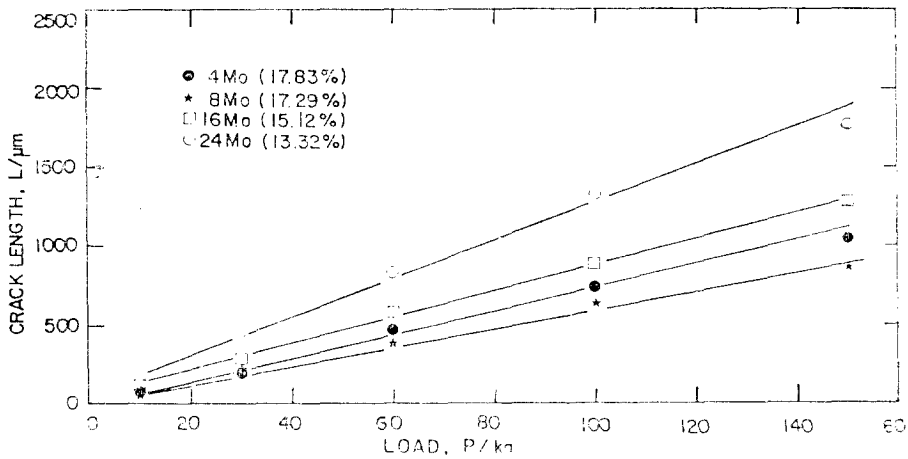


Fig. 17 Results of Palmqvist Tests Performed on a Series of TiC-Mo-Ni Alloys

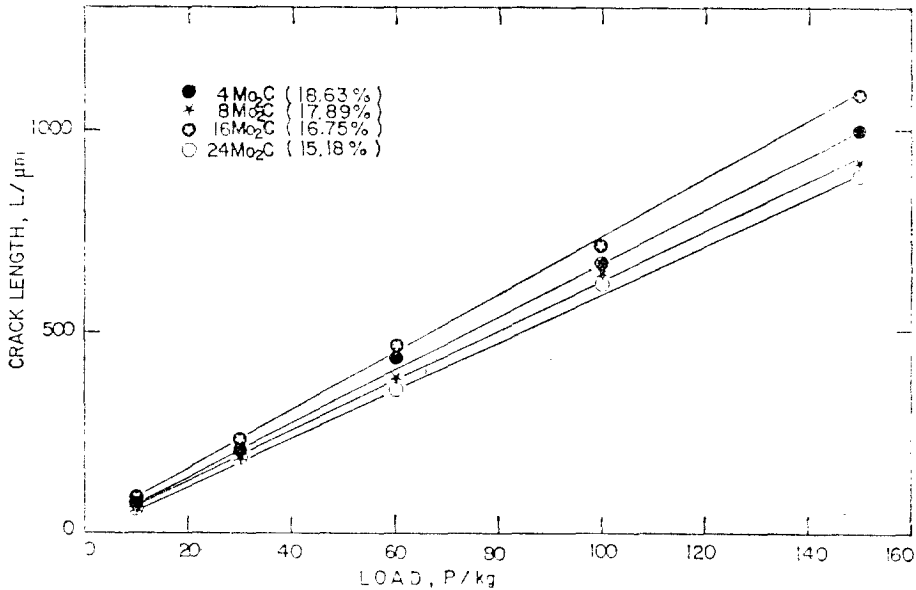


Fig. 18 Results of Palmqvist Tests Performed on a Series of TiC-Mo₂C-Ni Alloys

Fig. 21의 결과를 $1/W$ 와 H_V 에 대해서 도시하면 Fig. 22와 같게 되어 기울기와 절편으로부터 상수 A, B 를 구하면 식(14, 15)로 표현된다.

$$10^3/W = 0.0175H_V - 14.7: \quad \text{TiC-Ni Cermet} \quad (14)$$

$$10^3/W = 0.0175H_V - 16.6: \quad \text{WC-Co Cermet} \quad (15)$$

이 결과식은 특정한 계의 초경합금에 있어서 상수

A 와 B 를 구하여 알으면 다른 어떤 다른 초경합금의 경도와 인성관계를 비교하는데 초경합금의 연구개발 및 품질관리에 유용한 식이 될 수 있다.

4. 파괴인성

(1) 파괴인성시험의 Precrack

파괴인성의 측정의 유효성은 날카로운 균열존재에

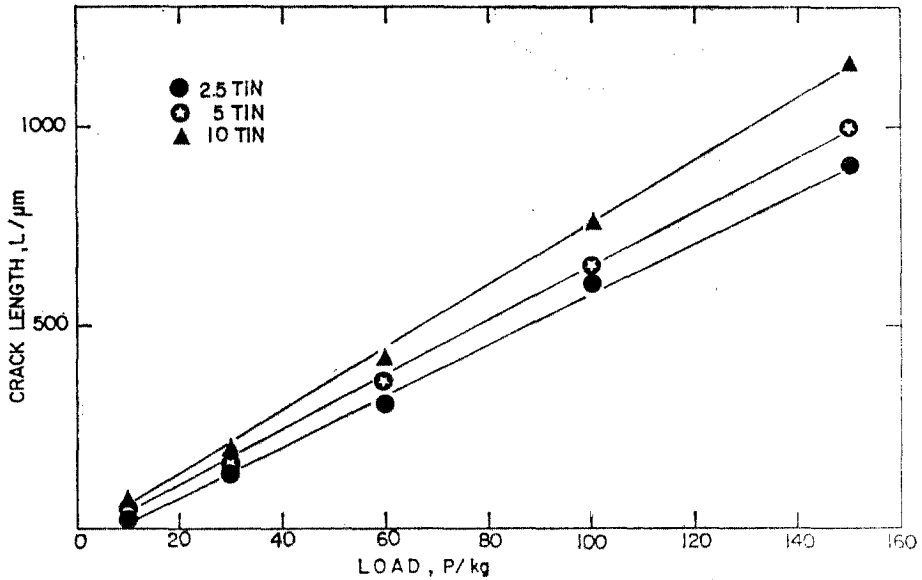


Fig. 19 Results of Palmqvist Tests Performed on a Series of TiC-Mo₂C-TiN-Ni Alloys

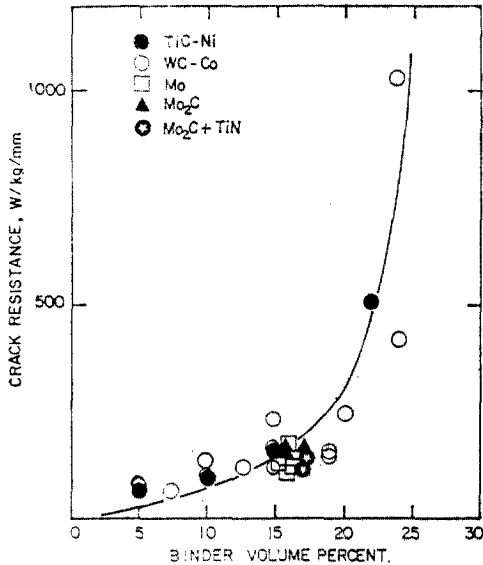


Fig. 20 Relationship Between W and Binder Volume Content of TiC & WC Base Alloys

크게 영향을 받는다.

본 연구에 사용된 SENB(Single Edge Notched Beam)형상의 초경합금의 피로(Fatigue)나 배기하

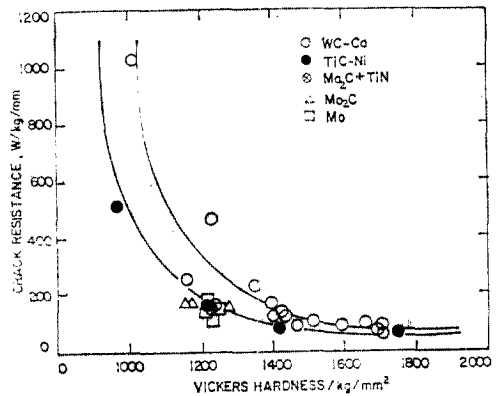


Fig. 21 Relationship Between W and H_v of TiC & WC Base Alloys

중(Wedge Loading)과 같은 기계적인 방법에 의해 Precrack 을 부여할 때 노치의 뿌리에서의 균열성장 에 필요한 응력집중(K)가 K_{Ic} 값에 매우 접근하기 때문에 적용할 수 없다. Knoop 압흔을 일렬로 배열시킨 Kenny⁽³³⁾의 방법은 특이한 균열을 얻을 수 없고 균열길이 측정의 어려움, 또한 압흔시 발생하는 압축잔류응력에 의해 균열첨단에서의 응력상태를 변화시키는 이유로 적용되지 못하고 있다.

본 연구에서는 기계적인 Precrack 도입을 구리선

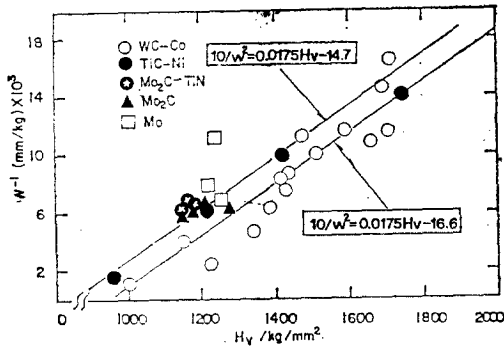


Fig. 22 Relationship Between $1/W$ and H_V of WC & TiC Base Alloys

0.1mmφ을 이룬 방전가공(Electron Dis-charge-Mechining, EDM)하였다. EDM 방법을 1970년대 초 Yen⁽³⁴⁾과 Iost⁽³⁵⁾와 그의 동료들에 의해서 사용하여 EDM 노치가 좋은 시험결과를 가져온다고 보고하였다. Yen⁽³⁴⁾은 폭이 50μm-75μm 이고 노치의 곡률반경이 20μm-30μm 인 노치를 만들었으나 사용된 방전 절삭공구의 형상, 재료, 공구의 칩수를 제시하지 않았다.

Iost⁽³⁵⁾와 그의 동료들은 W 선을 사용하여 곡률반경이 60μm-240μm 범위의 노치를 만들었으며 또한 Diamond Wheel을 사용 100μm-230μm의 노치를 만들었다.

그는 K_Q 값을 $\sqrt{\rho}$ 에 대하여 도기한 결과 Diamond Wheel로 기계가공한 노치의 평방근($\sqrt{\rho}$)에

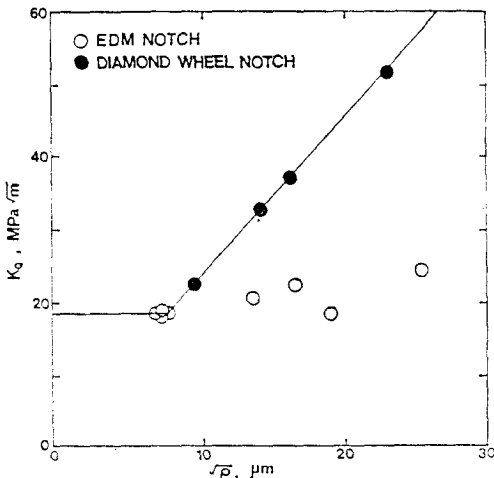


Fig. 23 Iost's Plot of K_Q vs $\sqrt{\rho}$.

대해서 K_Q 값이 직선적으로 감소한다고 보고하였다 그들은 같은 곡률반경을 갖는 EDM 노치가 Diamond Wheel로 기계가공한 노치보다 훨씬 더 낮은 값을 갖는다고 하였으며 이 현상은 EDM 노치 뿌리에 보다 작은 곡률반경을 갖는 영역이 존재하기 때문이라고 설명하였다. 이 결과를 Fig. 23에 도시하였다. 그후 그들은 반지름이 다른 4가지 W 선(반지름이 60~80μm)을 이용하여 K_Q 값을 $\rho \leq 70\mu m$ 일 때 한계값인 K_{IC} 으로 된다고 하여 EDM 노치가 natural crack에 해당된다는 가정을 정당화 하였다.

Novak 와 Barsom⁽³⁶⁾은 blunt 한 노치-미소균열을 평면변형 파괴인성에 적용한 기준을($\Delta/\sqrt{\sigma_N \rho} \leq 1/4$) 세웠다. 여기서 Δ 는 미소균열길이 σ_N 은 blunt 한 노치의 길이 그리고 ρ 는 blunt 노치의 곡률반경이다.

Pickens 와 Gurland⁽³⁷⁾는 방전가공시 노치뿌리에 열에 의한 균열이 존재하여 노치와 미소균열이 생긴다고 보고하였다.

미소균열이 큰 경우 Novak 와 Barsom⁽³⁶⁾기준이 만족된다하여 노치-미소균열이 존재하는 경우 blunt 한 노치의 응력장효과를 설명해 줄 수 있는 보정인자를 유도하여 실험에서 얻은 파괴인성값(experimental K_{IC})으로부터 진파파괴인성값(ture K_{IC})을 구하였다.

$$C.F = \frac{ture K_{IC}}{experimental K_{IC}} = \frac{1}{\pi} [\pi + 2\alpha \cot(\sin^{-1}\sqrt{\alpha}) - 2\sin^{-1}\sqrt{\alpha}] \quad (16)$$

여기서 $\alpha = \sqrt{\rho/2}/(a/2 + \Delta)$, Δ 는 미소균열 ρ 는 노치의 곡률반경이다.

(2) 미세조직인자의 영향

Table 2,3에 현미경 조직으로부터 구한 미세조직인자와 측정된 파괴인성값(K_{IC})을 나타내었다. Table 2,3에서 알 수 있듯이 파괴인성값은 탄화물 입자크기는 물론 결합상의 부피분율이 증가함에 따라 증가한다. (Fig. 24) 평균자유행로는 식(4)($l = \bar{d} \cdot f\beta/f\alpha$)에서 알 수 있듯이 부피분율과 탄화물 입자의 함수이므로 파괴인성과의 관계를 검토하는 것은 논리적이다. Kals⁽³⁸⁾는 인성에 영향을 주는 미세조직적인자로서 \bar{d}/l 값을 사용했는데 여러 연구자들이 이 인자는 적합치 못하다는 것을 지적하였다.

(34) (35) (39) (40) 공칭평균자유행로(l)와 많은 연구자들

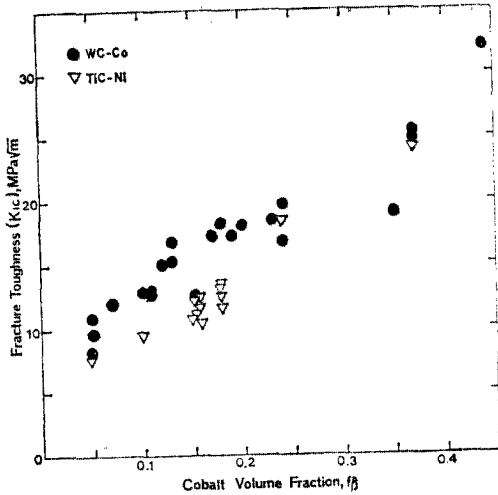


Fig. 24 Fracture toughness of WC-Co alloys as a function of cobalt volume fraction

에 의해 구한 파괴인성, K_{Ic} 를 종합도시한 Fig. 25에서 볼 때 l 값이 $0.5 \sim 0.7 \mu\text{m}$ 까지는 직선적으로 변화하나 그 이상의 값에서는 직선적인 변화를 유지 못함을 확인하였는데 이는 본 연구에 사용된 합금의 탄화물 입자크기가 $1.5 \mu\text{m}$ 이상의 경우였다.

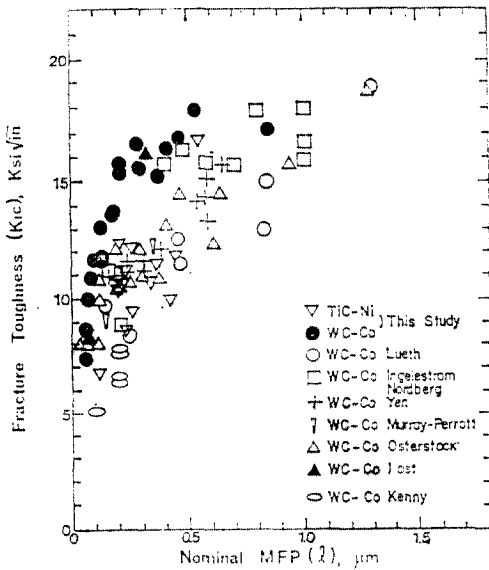


Fig. 25 K_{Ic} versus l for all known previous research

Fig. 26는 결합상의 진평균자유행로(λ)에 따른 K_{Ic} 변화를 보여준 것으로 WC-Co 합금의 경우는 λ 의 의존도는 좋은 경향을 보이나 TiC-Ni 합금의 경우에는 λ 만으로 파괴인성 K_{Ic} 값을 설명하기 어려움을 보여주고 있다. Fig. 27은 합금의 탄화물

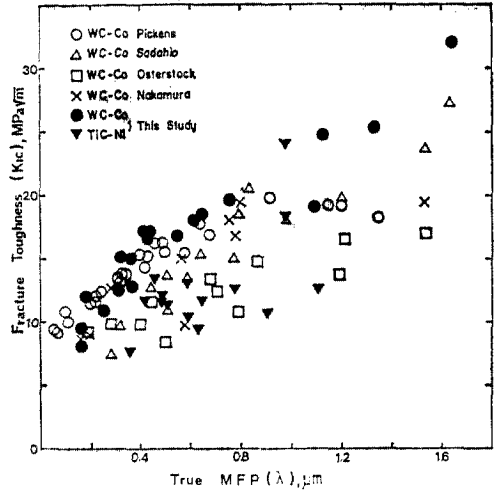


Fig. 26 Fracture toughness vs true mean free path.

접촉도와 파괴인성 K_{Ic} 값의 관계를 보여주는 것으로 Chermant⁽⁴¹⁾ 등이 주장한 탄화물 접촉도도 K_{Ic}

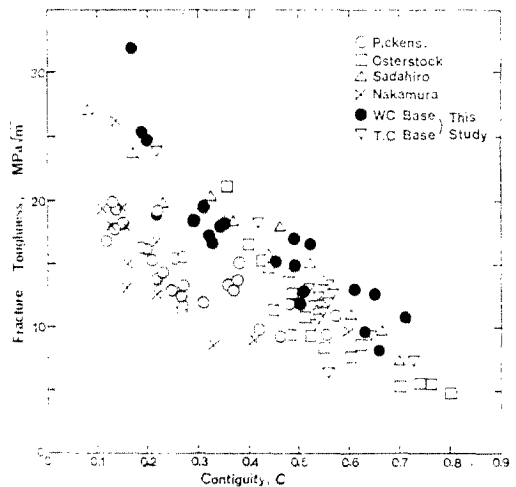


Fig. 27 Fracture toughness of WC-Co alloys as a function of carbide phase contiguity.

박한 것을 보여주고 있다. 또한 K_{IC} 는 탄화물입자의 분산정도(1-C, degree of separation)에 비례하여 증가한다. (Fig. 28)

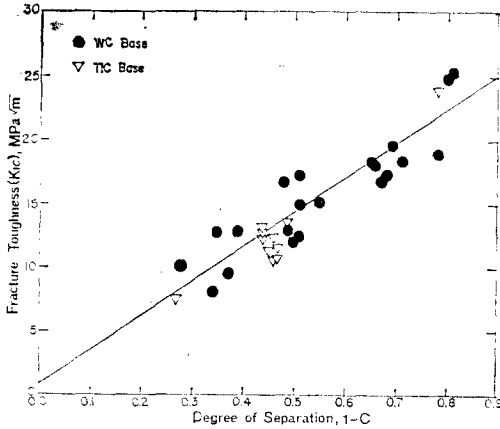


Fig. 28 Relationship between the fracture toughness and the separation of carbide(1-C) for WC-Co & TiC-Ni cermets.

Fig. 28에서 절속도가 영 즉 WC입자 결합이 없는 경우까지 외삽(Extrapolation)하면 최대인성값인 28.24MPa√m이 얻어졌다. WC-Co계 합금의

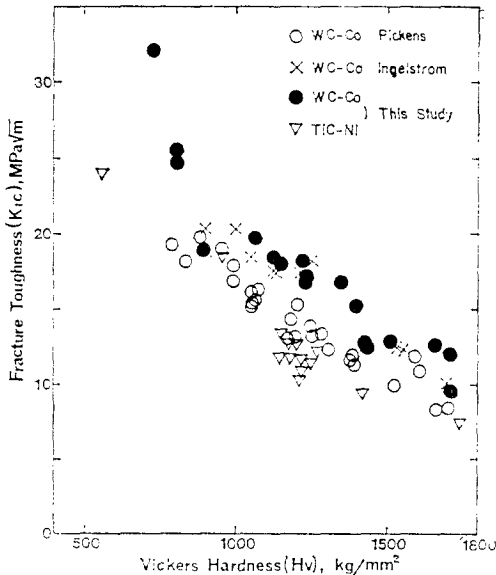


Fig. 29 Fracture toughness as a function of Vickers hardness.

Co 상의 경도($H_V=440 \text{ kg/mm}^2$)⁽⁴³⁾에 해당하는 M_2 고속도강($H_V=450 \text{ kg/mm}^2$)의 파괴인성 K_{IC} 인 약 $28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ⁽⁴³⁾과 잘 일치하였다. Fig. 29는 K_{IC} 와 H_V 사이 관계를 나타낸 것으로 K_{IC} 는 H_V 증가와 더불어 감소함을 알 수 있으며 Ingelstrom과 Nordberg⁽⁴⁶⁾의 결과와 잘 일치하였다.

선형파괴 역학에서는 식(17)과 같은 관계가 성립하므로 일계변형 에너지방출률 G_{IC} 는 식(17)으로 구할 수 있다.

$$G_{IC} = K_{IC}^2(1-\nu^2)/E \quad (17)$$

여기서 E 는 탄성계수이고 ν 는 poisson 비로 그 값은 0.2정도이다.⁽⁴⁴⁾⁽⁴⁵⁾

Lee⁽⁴⁶⁾는 탄성계수값에 대한 관계식에서 식(18)로 나타내었다.

$$E = \frac{\alpha\{\alpha + (E_{WC} + E_{Co})\beta^2\}}{\alpha + (E_{WC} + E_{Co})\beta^2(1-\beta)} \quad (18)$$

여기서 $\alpha = E_{Co}(1-V_C) + E_{WC} V_C$

$$\beta = (V_{WC} - V_C)^{1/3}$$

$$V_C = \text{Continucus Volume} = CV_{WC}$$

$$E_{WC} = 7.05 \times 10^5 \text{ MN/m}^2 \text{ (45) (47)}$$

$$E_{Co} = 2.09 \times 10^5 \text{ MN/m}^2 \text{ (45) (47)}$$

$$E_{TiC} = 3.16 \times 10^5 \text{ MN/m}^2 \text{ (48)}$$

$$E_{Ni} = 2.00 \times 10^5 \text{ MN/m}^2 \text{ (49)}$$

계산된 G_{IC} 값을 Table 2,3에 나타내었다. Fig. 30은 계산된 일계변형 에너지방출률, G_{IC} 와 진평균 자유행로 λ 를 나타낸 것으로 λ 의 증가에 따라 좋은 직선관계를 유지하나 탄화물 입자크기의 경우에는 음의 편기 현상을 확인하였다.

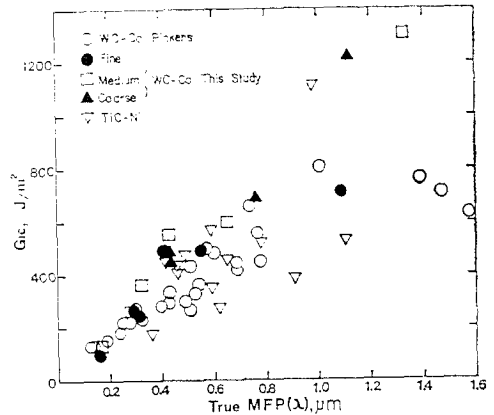


Fig. 30 Relationship between G_{IC} & λ in WC-Co & TiC-Ni cermets

(3) 압흔에 의한 파괴인성

전형적인 Palmqvist 균열의 측면도를 Fig. 31에 도시하였으며 Fig. 32에 균열의 형상 및 Surface Toughness에 사용된 용어에 정의를 나타내었다. 실험적으로 균열길이의 총합(L_T)은 압흔하중에 따라 직선적으로 증가한다. 시료의 표면상태와 응력

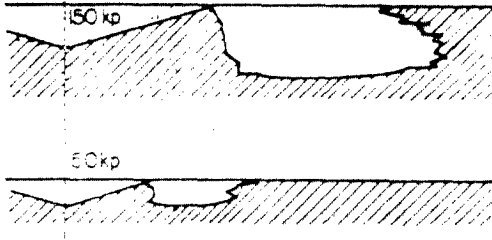


Fig. 31 Vertical section through Palmqvist cracks in cemented carbides.

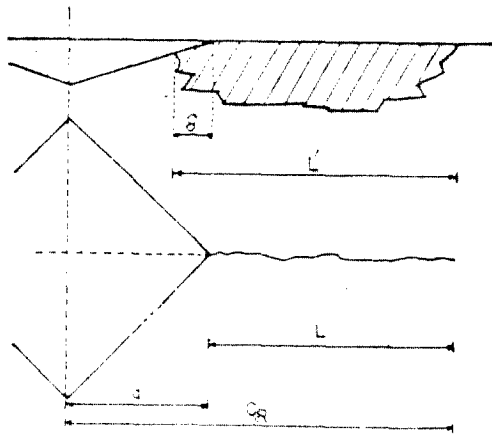


Fig. 32 The geometry of cracking around a Vickers indentation.

제거를 하여 L_T 와 P 관계를 도시하면 원점을 통과하며 $P=WL_T$ 의 관계를 갖는다. 여기서 W 는 재료의 상수이다. 이 방법은 재료를 한번의 압흔하중으로 특성을 알 수 있기 때문에 W 는 균열저항의 척도로서 간주할 수 있다. 시료의 표면상태를 양호하게 유지함에 불구하고 L_T vs P 관계를 도시할 경우 원점을 지나지 못해서 $L_T=(P-P_c)/W$ 인 관계를 유지한다. 여기서 P_c 는 균열이 관찰되기 전에 필요한 초기하중이다. 흔히 P_c 값은 비교적 적은 값을 갖기 때문에 $P=WL_T$ 관계가 유지된다. W 는

표면인성을 측정하는 한 방법으로 간주할 수 있지만 이 값을 잘 알려진 파괴인성값과 어떤 관계를 지을 수 있는냐 하는 것이 중요한 문제다. 예를들어 균열이 무한히 큰 plate내의 균열이라 가정한다면 표면내의 인장응력이 압흔하중과 정비례하고 압흔의 중심에서부터 거리 x 만큼 떨어진 곳에서 $1/x^2$ 으로 감소한다면 일계응력확대계수(Critical Stress Intensity Factor)는 다음 값으로 주어질 수 있다.⁽⁵⁰⁾

$$K_{Ic} = 2(L/\pi)^{1/2} \cdot k \cdot p \int_L^{C_R} [1/x^2(C_R^2 - x^2)^{1/2}] dx \quad (19)$$

여기서 k 는 응력과 하중 p 을 관련지우는 상수이다.

적분하면

$$K_{Ic} = 2(L/\pi)^{1/2} k \cdot p [\sqrt{C_R^2 - a^2}/C_R^2 \cdot a] \quad (20)$$

$C_R = L+a$ 로 놓고, $L \gg a$ 가 성립하므로

$$K_{Ic}^2 = \frac{4k^2 p^2}{\pi L a^2} = 8.64 k^2 H P / L \quad (21)$$

이 된다. 여기서 H 는 압흔경도이고 간단한 식으로 표시하면

$$K_{Ic} = Const. \cdot \sqrt{HW} \quad (22)$$

가 유지된다. Fig. 33은 WC-Co 및 TiC-Ni 합금의 \sqrt{HW} vs K_{Ic} 값을 도시한 것으로 합금의 파괴인성값(경도×균열저항)^{1/2} 관계는 좋은 직선관계를 유지하였다.

Evans⁽⁵¹⁾와 Lawn⁽⁵²⁾은 Vickers 압흔의 구석에서 생기는 균열길이에 따른 하중에서 파괴인성값을 예

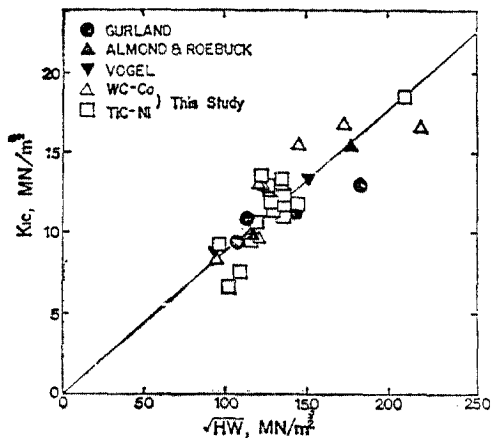


Fig. 33 Relationship between K_{Ic} & \sqrt{HW} for WC-Co & TiC-Ni cermets.

측하는 식을 제시하였다.

$$K_{IC} = \frac{0.47}{\theta} \cdot H_V \sqrt{a} \cdot \left(\frac{a}{C_R} \right)^{-\frac{3}{2}} \quad (23)$$

여기서 θ 는 상수(≈ 3) H_V 는 Vickers 경도이다.

본 연구에서는 WC-Co 및 TiC-Ni 합금의 SENB 시편을 이용하여 구한 파괴인성값(K_{IC})과 식(23)에 의해서 구한 표면인성(K_{IC})값을 구하여 Fig. 34에 도시하였는데 압흔에 의해서 구한 파괴인성값이 3점굽힘에 의해서 구한 값보다 적은 값을 나타내었으나 두 인성값이 잘 일치됨을 확인할 수 있었다.

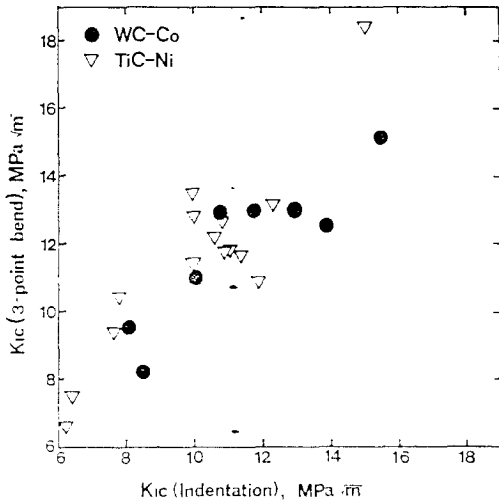


Fig. 34 Plot of K_{IC} (Indentation) against K_{IC} (3-point bend).

Viswanadham⁽³²⁾ 등은 $1/W$ 과 합금의 경도 H_V 와의 직선관계에서 식(24)이 성립한다고 하였다.

$$W = \beta \cdot G_{IC} \quad (24)$$

여기서 β 는 경수 G_{IC} 는 인체변형 에너지방출률이다.

Exner⁽⁵³⁾는 WC-Co 합금의 G_{IC} 와 W 의 관계를 나타내어 G_{IC} 와 W 와 강한 관계가 있지만 직선관계를 유지하지 못한다고 발표하였다.

Fig. 35에 WC-Co 및 TiC-Ni 합금의 파괴인성 K_{IC} 과 균열저항 W 의 관계를 나타내었다.

K_{IC} 와 W 의 사이에는 강한 상관관계가 있다. 그래서 $\nu=0.2$ ⁽⁴⁴⁾, 탄성계수⁽⁴⁵⁾를 이용해서 식(17)에서 구한 G_{IC} 와 W 의 관계를 Sadahiro⁽⁵⁴⁾, Exner⁽⁵³⁾의 결과와 같이 Fig. 36에 표시하였다. 본 연구결과와 Sadahiro의 결과는 상관도가 Exner 결과와는 달리 직선관계를 유지하였다.

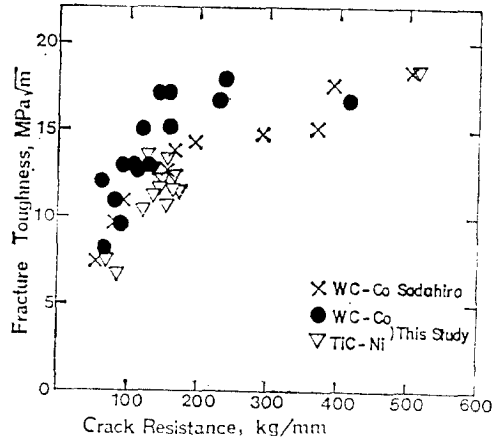


Fig. 35 Relationship between K_{IC} and W in WC-Co and TiC-Ni cermets

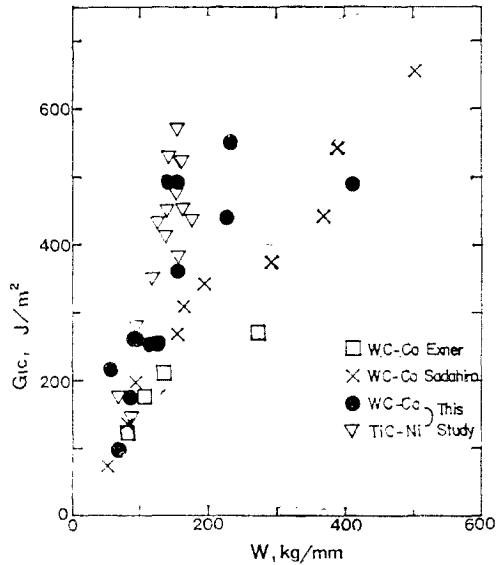


Fig. 39 Relationship between G_{IC} & W in WC-Co & TiC-Ni cermets.

III. 결 론

전이금속 탄화물과 철족금속으로 구성되어 있고, 기계적 성질이 우수하여 학술적, 공업적으로 중요한 WC계 및 TiC계 초경합금의 경도와 인성과 같은 기계적 성질을 합금의 현미경조직과의 관계를 규명하기 위하여 WC계 합금의 경우는 WC-Co 합금

으로 TiC계 합금의 경우는 TiC-Ni, TiC-Ni-Mo (Mo_2C), TiC-Ni- Mo_2C -TiN 합금으로 분류하여 혼합, 성형 및 소결과정을 거치는 통상적인 분말야금법에 의해 제조하였다. 기계적 성질 중 경도는 Rockwell, Vickers 경도값을 측정하였고, 인성은 항절력, 충격강도, 균열저항 및 파괴인성값을 측정하였다. 현미경 조직인자는 현미경사진으로부터 단선분석법에 의해 구하였으며 강도지배인자를 규명하기 위해 기계적성질과의 관계를 검토하였다. 본 연구결과 얻어진 결론은 다음과 같다.

1. 항절력

조정합금의 인성측정 방법으로 사용하고 있는 항절력은 3점굽힘시험으로 측정하고 탄성응력 해석에 의하여 계산된다.

본 연구에서는 WC-Co 계 및 TiC-Ni 계 조정합금의 진평균 자유행로(True MFP)에 따라 항절력의 변화를 조사한 결과 최대항절력값이 존재하는 것을 확인할 수 있었다. 즉 진평균자유행로가 WC-Co 합금인 경우 $0.76\mu\text{m}$ 일 때, TiC-Ni 합금의 경우는 $0.49\mu\text{m}$ 일 때 최대값을 갖는다.

Ti-Mo-C-Ni 합금의 Mo 및 Mo_2C 첨가량에 따른 항절력을 조사한 결과 4Mo, 4 Mo_2C 일 때 최대값을 나타내었다. TiN을 첨가한 Ti-Mo-C-N-Ni 합금의 경우는 초기의 항절력값이 5% TiN 첨가 합금에서 일어나며 20% TiN 첨가 합금에서는 최대값을 갖는다.

조정합금의 항절력값은 합금의 표면조건에 의해 크게 변화하며 시험결과 큰 오차가 생기는 원인은 합금내에 존재한 탄화물입자, 결합상의 Pool 또는 미소기공 때문이라고 설명할 수 있다.

2. 충격강도

조정합금의 파괴시 흡수한 에너지로 인성을 측정하는 충격시험결과 WC-Co 합금의 경우 Co 함량이 증가함에 따라 파괴시 합금의 충격강도는 증가하나, WC 입도의 영향은 거의 없음을 확인할 수 있었고, TiC-Ni 합금의 충격강도는 Ni 함량이 증가함에 따라 증가하고, Ti-Mo-C-Ni 합금은 Mo(Mo_2C)함량 증가와 더불어 감소하는 경향을 나타내며 TiN 첨가 합금은 TiN 증가와 더불어 증가하는 현상을 보였다.

3. Palmqvist 균열저항

조정합금의 인성을 평가하는 또 다른 방법으로서

Vickers 압흔의 4개의 구석에서 발생하는 균열길이로서 합금의 표면인성을 측정하는 Palmqvist 균열저항시험은 항절력이나 충격강도와 비교해서 특별한 시료도 만들 필요도 없고 하나의 시료로서 충분한 자료가 얻어지는 장점이 있다. 본 연구결과 WC 계 및 TiC 계 조정합금의 균열저항(W)과 경도(H_V) 사이에는 $10^3/W = AH_V - B$ 관계식이 성립하였다. WC계 합금의 경우 상수 A, B 는 각각 0.0175, 14.7이었으며 TiC계 합금의 경우 상수 A, B 는 각각 0.0175, 16.6이었다. 이 결과식은 조정합금의 경도와 인성관계를 비교하는데 즉 조정합금의 연구개발 및 품질관리에 유용한 관계식이 될 수 있다.

4. 파괴인성

방전가공(Wire Cut EDM)에 의하여 SENB 형상의 합금시편에 노치를 부여, 3점굽힘시험에 의해 측정된 파괴인성(K_{Ic})은 합금의 현미경조직인자중 결합상의 두께(True MFP), 탄화물입자의 분산정도(1-C)에 비례하여 증가하나, 파괴인성에 영향을 주는 현미경조직인자는 결합상의 두께(True MFP)이다.

또한 파괴인성은 합금의 경도증가와 더불어 감소하는 현상을 확인하였다.

선형파괴역학에 근거를 두어 K_{Ic} , ν (Poisson 비) E(탄성계수)로부터 계산된 G_{Ic} (임계변형 에너지방출률)는 True MFP인 λ 의 증가와 더불어 직선적으로 증가하나 탄화물입자가 큰 합금의 경우에는 음의 편기현상을 확인하였다. 또한 파괴인성(K_{Ic})은 합금의 균열저항(W) 및 경도(H)로부터 $K_{Ic} = \text{const.} \sqrt{HW}$ 인 관계를 얻을 수 있었다. Evans⁽⁵¹⁾와 Lawn⁽⁵²⁾이 제시한 식을 이용하여 Vickers 압흔에 의한 파괴인성값을 구한 결과는 SENB 시편을 3점굽힘시험에 의해서 구한 파괴인성 값보다 적은 값이 얻어짐을 확인하였는데 이는 압흔에 의한 Precrack의 곡률반경이 더 작기 때문으로 생각할 수 있다.

4개의 WC-Co 합금의 파괴경로는 주사전자현미경 파단면으로 관찰한 결과 WC의 입도가 $2\mu\text{m}$ 이하인 합금에서는 벽개파괴가 일어나지 않으며 WC의 입도가 $2\mu\text{m}$ 이상인 합금에서는 WC의 벽개파괴와 결합상의 연성파괴 현상을 확인할 수 있었다.

참 고 문 헌

1. P. schwarzkopf and R. Kieffer: Cemented Carbides, Macmillan Co., N. Y. (1960)
2. M. Humenik, Jr. and N. M. Parikh: J. Amer. Cer. Soc., 39(1956) 60
3. N. M. Parikh and M. Humenik, Jr.: J. Amer. Cer. Soc. 40(1957) 315, 335
4. D. Moskowitz and M. Humenik, Jr.: Modern Developments in P/M. Vol. 3 ed. by H. H. Hausner, Plenum Press, N, Y., (1966) 83
5. 蜂須賀: 日本特許 no. 872. 101
US Patent no. 3,490. 901
6. H. Suzuki: Bulletin of J. I. M 11(1972) 125
7. H. Suzuki: Ibid 18(1979) 3
8. H. Suzuki et. al: J. of Japan Inst. of Metals 17(1971) 146
9. H. Suzuki et. al: J. of Japan Soc. of Powder and P/M 17 (1971) 146
10. H. Suzuki et. al: J. of Japan Inst. of Metals 35(1971) 936
11. P. O. Snell: Planseeber. Pulvermet., 22 (1974) 91
12. D. Moskowitz and M. Humenik: Int. J. P/M and powder Technology 14(1978) 39
13. H. Suzuki et. al.: J. of Japan Soc. of Powder and P/M 19(1972) 340.
14. H. Suzuki et. al: J. of Japan Soc. of Powder and P/M 25 (1978) 99
15. R. Kieffer et. al: Modern Developments in P/M Vol. 5 ed. By H. H. Hausner, Plenum Press, J. Y. (1971) 201
16. E. E. Underwood: Quantitative Stereology Addison-Wesley Publ. Co. (1970)
17. J. Gurland: Trans. AIME 236(1966) 642
18. Brown, W. F. And Strawley, J. E.: ASTM -STP 410(1969)
19. J. Gurland and P. Bardzil: J. Metals, 7 (1955) 331
20. C. Nishimatsu and J. Gurland Trans. A. S. M. 529(1960) 469
21. J. Gurland: Trans, Met., Soc. AIME, 227 (1963) 1146
22. H. Suzuki et. al: J. of Japan Inst. of Metals 36(1972) 514
23. H. Suzuki et. al: J. of Japan Soc. of Powder and P/M 23(1976) 224
24. D. Moskowitz and M. Humenik, Jr.: Modern Developments in P/M Vol. 14(1980) 307
25. J. Gurland: J. Metals, 6(1954) 285
26. A. A. Griffith: phil. Trans. Roy. Soc. 221 (1920) 163
27. E. Jung: U. I. T. Report Vol. 13. No. 2 (1982) 391
28. H. Suzuki: J. of Japan Soc. of Powder and P/M 22(1975) 160
29. S. Palmqvist, Arch, Eisen 33, (1962) 629
30. H. E. Exner: Trans. AIME, Vol. 245 April (1969) 677
31. Yokehama, M. and Sadahiro; T.: J. Japan Soc. Powder met., 16(1970) 17.
32. R. K. Viswanadham, J. D. Venables: Proceedings of the NSF Hard Metal Workshop, June (1976) 245
33. P. Kenny: Powder Met., 14(1971) 22.
34. S. S. Yen: MS thesis, Lehigh Univ. (1971)
35. J. L. Chermant, A. Deschanvres, and A. Iost: Fract. Mech. of Ceramic. Vol. 1(1974) 346
36. S. R. Novak and J. M. Barsom: Brittle-Fracture(K_{Ic}) behavior of cracks emanating from notches, Cracks and Fracture, ASTM STP 601 (1976) 409
37. J. R. Pickens and J. Gurland: Mater. Sci. Eng, 1978, Vol. 33, 135
38. H. J. J. Kals: Proc. of the 1976 Int. Conf. on Hard Material Tool Technology, Carnegie Mellon Univ., (1976) 260
39. R. C. Lueth: Fracture Mechanics of Ceramics, Vol. 2(1974) 791
40. N. Ingelstrom and H. Nordberg: Eng. Fract. Mech., Vol. 6(1974) 597
41. J. L. Chermant and F. Osterstock: J. Mater. Sci., Vol. 11(1976) 1939
42. Lee, H. C. and Gurland, J.: NSF Hard Ma-

- terial Research(1975)
43. G. Berry: Mat. Sci., 10(1976) 361
 44. R.P. Felgar and I.D. Lubahn: Proc. ASTM, 57(1957) 770
 45. H. Doi, Y. Fujiwara, K. Miyake and Y. Oosawa: Met., Trans. 1(1970) 1417
 46. H.C. Lee: ph. D Thesis, Brown Univ. (1977)
 47. K.H. Schramm: Z. Metallkde. Vol. 53(1948) 729
 48. 日本 金屬學會編: Metal Data Book, 丸善 (1974) 127
 49. W. Betteridge: Nickel and its alloys, Macdonald and Evans Limited Estover (1977) 30
 50. R. Warren and H. Matzke: Proc. of the International Conf. on Sci. of Hard, Mat. (1981) 563
 51. A.G. Evans and E.A. Charles: J. Ame. Cerm. Soc. 59(1976) 371
 52. B.R. Lawn and E.R. Fuller: J. Mater. Sci. 10(1975) 2016
 53. E. L. Exner, J. R. Pickens and J. Gurland: Met Trans. 49A (1978) 736
 54. T. Sadahiro and S. Takatsu: Mod. Dev. in Powder Metallurgy Vol. 14(1980) 561

후 기

본 연구를 수행함에 있어서 실험으로부터 논문의 완성에 이르기까지 지도와 편달을 아끼지 않으신 서울대학교 이동녕 박사님과 유익한 조언과 측정장치를 사용토록 하여 준 대한중석의 유건환 본부장님, 이주완 박사님께 감사를 드립니다. 또한 현미경 조직인자 측정 및 도면 작성에 정성을 다해준 울산대학교 채규식, 오중희, 권혁준 그리고 현미경 조직사진 작업에 많은 도움을 준 배홍식, 김귀섭씨에게도 감사를 포함합니다.

본 연구는 1984년도 울산대학교 현대장학 연구비의 지원으로 이루어졌으며 이에 사의를 포함합니다.