

© 1989 ISIJ

技術報告

TiB₂系セラミックスの機械的特性に及ぼす
Mo₂CoB₂, TiH₂ および TiC_{0.7}N_{0.3} 添加の効果高橋 肅*・村井 誠*・近藤 嘉一*²Effect of Addition of Mo₂CoB₂, TiH₂ and TiC_{0.7}N_{0.3} on Mechanical Properties of TiB₂ Based Ceramics

Tadashi TAKAHASHI, Makoto MURAI and Yoshikazu KONDO

Synopsis:

The addition of Mo₂CoB₂ and TiH₂ to the TiB₂ improved the density, the bending strength and other properties. Especially, the additions of 15wt% Mo₂CoB₂ and 2wt% TiH₂ brought the highest bending strength as 149 kgf/mm² and high hardness as HV2 800. Sliding wear test against mild steel showed that TiB₂-TiH₂-Mo₂CoB₂ ceramics have relatively little specific wear rates compared with SiC, Si₃N₄, ZrO₂ but have large specific wear rates compared with Al₂O₃ and cemented carbides (D10). Specific wear rates of TiB₂ based ceramics could be decreased less than Al₂O₃ and cemented carbides (D10) by the addition of TiC_{0.7}N_{0.3} without lowering the bending strength. Furthermore this ceramics have good abrasive wear resistance.

Key words: TiB₂; deboride; ceramics; Mo₂CoB₂; TiH₂; TiC_{0.7}N_{0.3}; bending strength; sliding wear; specific wear rate; abrasive wear.

1. 緒 言

TiB₂ はほう化物の中でも硬度 (HV 3 300)¹⁾ および融点 (2 980°C)²⁾ が高く、耐食性に優れており³⁾、また導電性も金属と同程度であるなどさまざまな特徴を有している。しかし、難焼結性材料であるために、単体ではホットプレスによってもち密化しない。そこで TiB₂ を構造用材料として使用するためには、ち密で高強度の焼結体を得る必要がある、そのために鉄族金属、高融点金属あるいは各種化合物を添加して焼結するなど多くの研究が行われたが、いずれも抗折力 100 kgf/mm² 以下とあまり高強度の焼結体が得られていない^{4)~7)}。

本報告では、ち密で、高強度の TiB₂ 系セラミックスを得ることを目的として、Mo₂CoB₂ および TiH₂ を添加したので、その添加効果と焼結体の機械的特性について述べ、さらに、鉄鋼の加工工程における耐摩耗部材(ガイドロール、金型、切削工具など)へ適用するために、軟鋼とのすべり摩耗特性におよぼす TiC_{0.7}N_{0.3} の添加効果についても述べる。

2. 実験方法

2.1 焼結体の製造方法

原料粉末としては TiB₂, TiC_{0.7}N_{0.3}, TiH₂ および Mo₂CoB₂ を用いた。TiB₂, TiC_{0.7}N_{0.3} および TiH₂ の各粉末は市販品のものを使用し、Mo₂CoB₂ については MoB と Co 粉末とを混合、焼結して合金化した後、粉碎して作製した粉末を使用した。

Table 1 に各原料粉末の化学組成と平均粒度を示す。ち密な焼結体を得るためには難焼結性材料である TiB₂

Table 1. Chemical composition and average particle size of raw powders.

Raw powder	Chemical composition (wt%)									Average particle size (μm)
	B	H	Ti	Fe	Co	Mo	O	C	N	
TiB ₂	30.2	—	bal.	0.15	—	—	0.4	0.4	—	3.0
TiH ₂	—	3.98	bal.	0.02	—	—	—	—	—	3.0
Mo ₂ CoB ₂	7.9	—	—	—	21.6	bal.	0.1	0.2	—	1.4
TiC _{0.7} N _{0.3}	—	—	bal.	—	—	—	0.56	13.2	7.2	1.5

昭和 63 年 12 月 9 日受付 (Received Dec. 9, 1988)

* 東洋鋼鋳(株)技術研究所 (Technical Research Laboratory, Toyo Kohan Co., Ltd., 1296 Higashitoyoi Kudamatsu 744)

*2 東洋鋼鋳(株)技術研究所 工博 (Technical Research Laboratory, Toyo Kohan Co., Ltd.)

を微細化する必要があるため、原料粉末を所定の割合で配合した後、振動ボールミルを用いて湿式（アセトン）による 50 h の粉碎混合を行った。ポットはステンレス製を、ボールは本報告で述べた方法により作成した TiB₂ 系セラミックスボールを使用した。Fig. 1 にコーンカウンター（アパーチャー径：30 μm）によって測定した TiB₂, TiH₂, Mo₂CoB₂, TiC_{0.7}N_{0.3} の各原料粉末、および粉碎混合粉の粒度分布を示す。粉碎混合粉の平均粒度は 1.0 μm となった。

混合粉碎後、そのスラリーを混合攪拌機により窒素ガス中で乾燥した。この粉末を、高周波誘導加熱式真空ホットプレス装置により円盤状（φ60×10 mm）の焼結体を作製した。すなわち、グラファイトの型（φ170×φ60×170 mm）に粉末を充填し、Ar 雰囲気中で圧力を加えながら焼結した。Table 2 に本報告中で使用した配合組成と、その記号を示す。TiB₂(bal.)-2TiH₂ に Mo₂CoB₂ を添加した系を KT30 シリーズとし、TiB₂(bal.)-2TiH₂-15Mo₂CoB₂ に TiC_{0.7}N_{0.3} を添加した系

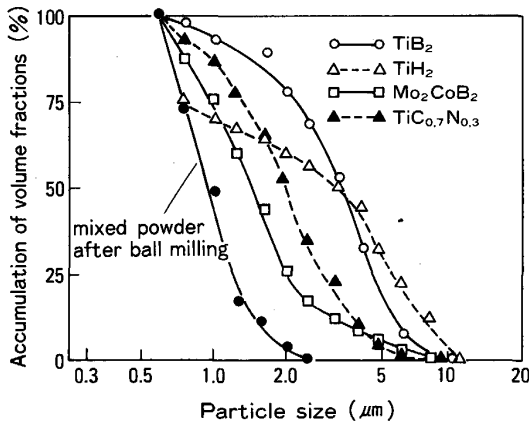


Fig. 1. Particle size distribution of raw powders and mixed powder after ball milling.

Table 2. Symbols for compositions of the starting mixture.

Compositions of the starting mixture (wt%)	Symbols	
TiB ₂ -2TiH ₂ -5Mo ₂ CoB ₂ TiB ₂ -2TiH ₂ -15Mo ₂ CoB ₂ TiB ₂ -2TiH ₂ -30Mo ₂ CoB ₂ TiB ₂ -2TiH ₂ -45Mo ₂ CoB ₂ TiB ₂ -2TiH ₂ -60Mo ₂ CoB ₂	KT30 series	KT30(5) KT30(15) KT30(30) KT30(45) KT30(60)
(A)-25TiC _{0.7} N _{0.3} (A)-45TiC _{0.7} N _{0.3} (A)-65TiC _{0.7} N _{0.3} (A)-85TiC _{0.7} N _{0.3}	KT30 series	KT20(25) KT20(45) KT20(65) KT20(85)
Mo ₂ CoB ₂ TiB ₂ -2TiH ₂ TiC _{0.7} N _{0.3} -2TiH ₂		

(A) : TiB₂-2TiH₂-15Mo₂CoB₂

を KT20 シリーズとした。焼結条件は、焼結温度 1300~1700°C、圧力 150~250 kgf/cm²、焼結時間 30 min とした。なお、配合組成中の原料粉末の配合比はすべて wt% であり、以下本文中でも同様とする。

2.2 機械的特性の測定方法

(1) 抗折力：焼結体からワイヤー放電加工機により切り出した 4×8×25 mm のブロックを 200 番のダイヤモンド砥石で表面研削を施して抗折試験片とし、3点曲げ法（支点間距離 20 mm、荷重速度 2 mm/min）により求めた。

(2) 硬度：(1)により作製した抗折試験片の表面をダイヤモンド砥粒（粒度 0.5 μm）により鏡面仕上げを行い、マイクロピッカース硬度計により荷重 200 g で 5 回測定して、その平均より求めた。

(3) 組織：鏡面仕上げを行った面および抗折破面を、走査型電子顕微鏡および光学顕微鏡により観察した。

(4) 気孔率および平均粒径：気孔率の測定は、組織写真を用い、この写真上に交点数 n_1 のメッシュを重ね、気孔と交差する交点数 n_2 を測定し、 $(n_2/n_1) \times 100$ vol% により求めた。また、平均粒径も気孔率測定の場合と同様のメッシュを用い、ASTM, E112-63 の方法により求めた。

(5) 耐摩耗特性

(a) すべり摩耗特性：大越式摩耗試験により評価した。リング（φ30×3 mm）の材質は SS41、ブロック（6×27×50 mm）は KT30 および KT20 シリーズである。試験条件は乾式で、すべり速度を 0.96, 2.38, 4.38 m/s の 3 段階、最終荷重 18.9 kgf、すべり距離 200 m として、各すべり速度におけるブロックの比摩耗量を測定した。比較材として SiC, Si₃N₄, Al₂O₃, ZrO₂ の各セラミックスおよび超硬合金 D10 についても試験を行った。これらの機械的特性を Table 3 に示す。

(b) アプレシブ摩耗特性：ショットブラスト装置を使用した。アルミナ砥粒（昭和電工製 #24, HV 1950）10 kg をノズル（穴径 φ6 mm）を通して、エア圧力 3 kgf/cm² で試料面に吹き付けた。吹付け角度を 90°、試料面との距離を 50 mm に設定した。試験後、試料の重

Table 3. Mechanical properties of various ceramics and cemented carbide.

	SiC	Si ₃ N ₄	Al ₂ O ₃	ZrO ₂	Cemented carbide D10
Density (g/cm ³)	3.1	3.2	3.9	6.0	14.1
Hardness (HV)	2400	1850	1900	1300	1800
Bending strength (kgf/mm ²)	50	100	50	120	200

量減を求め、体積換算した摩耗体積によって評価した。

3. 実験結果および考察

3.1 抗折力、硬度、気孔率、平均粒径および組織に及ぼす Mo_2CoB_2 添加の効果

Fig. 2 に KT30 シリーズの抗折力および硬度を示す。抗折力は、 $\text{TiB}_2\text{-2TiH}_2$ の場合 60 kgf/mm^2 であるが、KT30 (5~45) では 100 kgf/mm^2 を超える抗折力が得られる。特に KT30 (15) において最も高い抗折力を示し、平均値 149 kgf/mm^2 、最高値 170 kgf/mm^2 である。硬度は、 TiB_2 および Mo_2CoB_2 単体ではそれぞれ HV 3100 および HV 1800 であり、 Mo_2CoB_2 添加の割合に応じて低くなる。

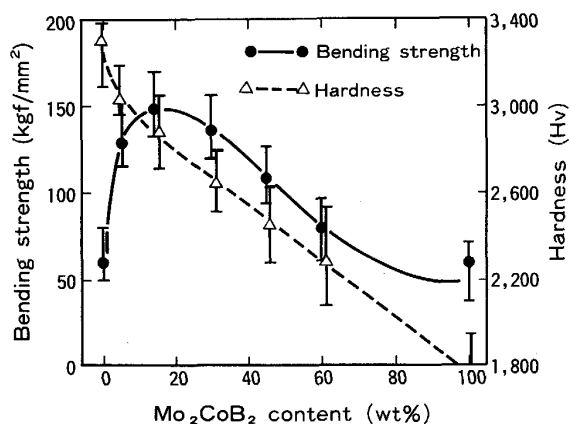


Fig. 2. Effect of Mo_2CoB_2 content on bending strength and hardness (HV) of KT 30 series.

Fig. 3 に KT30 シリーズの気孔率および平均粒径を示す。気孔率、平均粒径ともに KT30 (15) が最も小さく、それぞれ 0.5% および $1.0 \mu\text{m}$ となっている。これは Fig. 2 における抗折力のピークと一致している。

Photo. 1 に各焼結体の抗折破断面の走査型電子顕微鏡写真を示す。(a) $\text{TiB}_2\text{-2TiH}_2$ 、(f) Mo_2CoB_2 では粒径および気孔はともに大きくなっている。また、リバーパターンも観察され、粒内破壊の割合が多くなっていることが認められる。これが、(c) KT30 (15) に近づくほど粒径、気孔ともに小さく、また粒界破壊によって破断が進行していることを示している。

Fig. 4 に (c) KT30 (15) の X線回折測定結果を示す。記号 T が TiB_2 、M が Mo_2CoB_2 のピークであり、これ

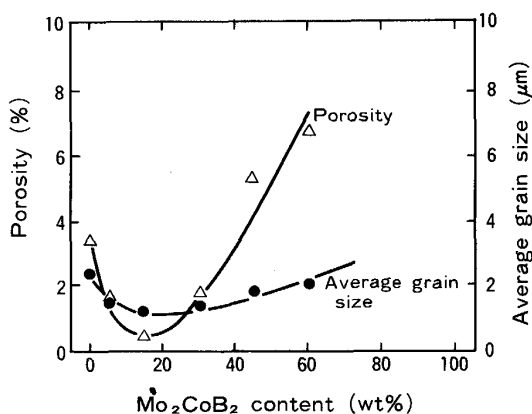
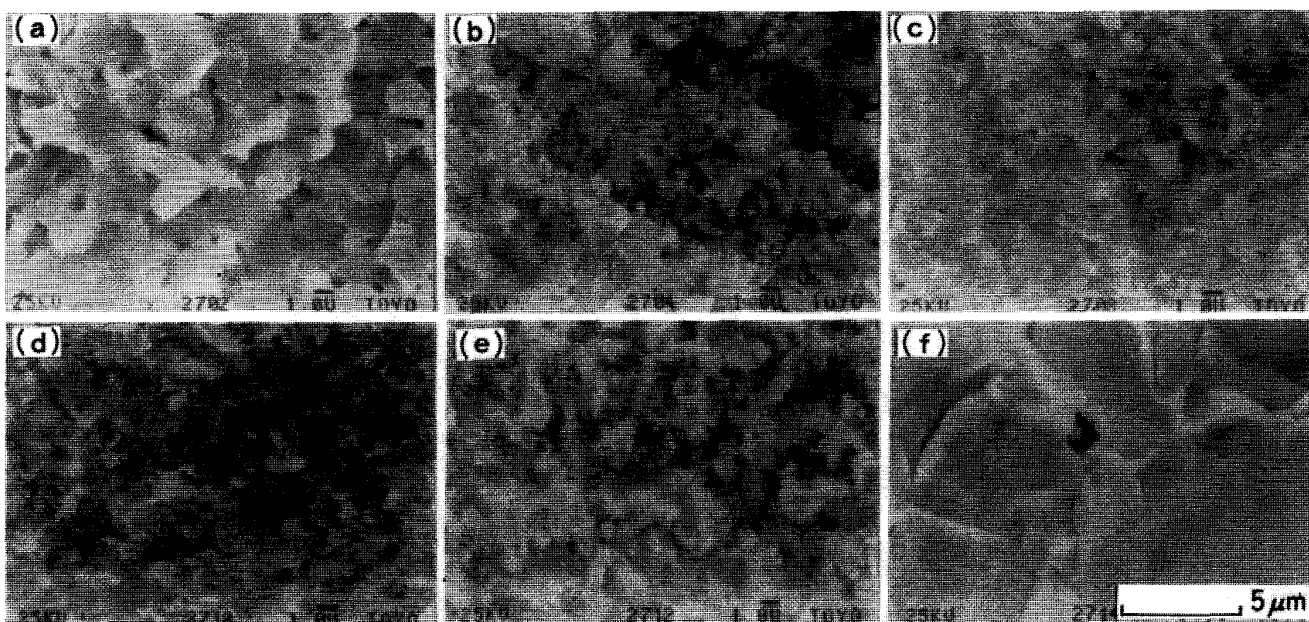


Fig. 3. Effect of Mo_2CoB_2 content on porosity and average grain size of KT 30 series.



(a) $\text{TiB}_2\text{-2TiH}_2$ (b) KT 30 (5) (c) KT 30 (15) (d) KT 30 (30) (e) KT 30 (60) (f) Mo_2CoB_2
Photo. 1. Scanning electron micrographs of fracture surfaces of KT 30 series.

以外のピークは確認できない。

以上のことから、(c) KT30 (15) の場合に 149 kgf/mm² と高い抗折力が得られたのは、Mo₂CoB₂ によって TiB₂ の粒成長が抑制され、結晶粒径は 1.3 μm と微細であり、破断が粒界破壊によって進行したこと、およびその粒界に脆弱な相が形成されていないことなどが考えられる。TiB₂-CoB 系では擬共晶を形成し、TiB₂ 側、CoB 側いずれにおいても固溶体を形成しないことが渡辺らによって示されている⁹⁾。TiB₂ および Mo₂CoB₂ 間でも 15 wt% 付近において抗折力、気孔率、平均粒径の明確なピークが認められることから、やはり擬共晶を形成しているのではないかと推測される。しかし、TiB₂-Mo₂CoB₂ の場合には界面に液相が形成されれば、この液相を介して焼結が進行し、X線回折測定では検出されない微量の固溶体を形成している可能性もあり、今後検討する必要がある。

3.2 焼結性に及ぼす TiH₂ の効果

TiH₂ は真空焼結中 600°C 付近から H₂ が分解し始める。この H₂ が TiB₂ および Mo₂CoB₂ 表面に吸着した酸素を除去して表面を活性化し、また残った Ti は、非

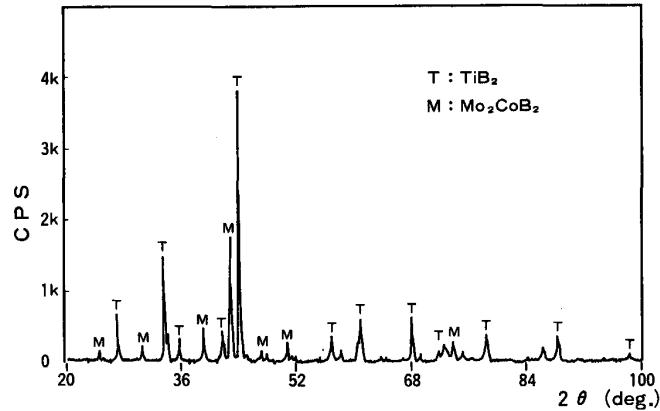


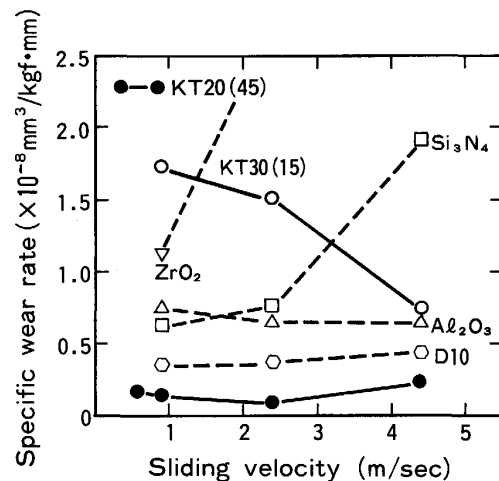
Fig. 4. X-ray diffraction pattern of KT30 (15) (Target : Cu).

常に Pure で活性であるために両粉末の表面に拡散し、焼結を促進して焼結密度を向上させると考えられるので、TiH₂ の添加を試みた。

Photo. 2 に TiH₂ を添加した場合と無添加の場合の焼結体の組織を示す。(b) TiH₂ 無添加の場合は矢印で示す気孔が認められ、100% ち密な焼結体は得られなかった。これに比べ、(a) 2 wt% TiH₂ 添加の場合はち密な組織となっている。このことにより TiH₂ が焼結を促進していることは明らかである。また、TiH₂ の添加量についても調べた結果、5 wt% を超える添加では強度の低下を招くので TiH₂ の添加は 5 wt% 以下に抑える必要がある。

3.3 KT 30 シリーズのすべり摩耗特性

Fig. 5 にすべり摩耗試験結果を示す。なお、図中 KT20 (45) については後述する。超硬合金 D10 の比摩耗量は各すべり速度とも約 0.4×10^{-8} mm³/kgf·mm であり、Al₂O₃ では約 $0.6 \sim 0.7 \times 10^{-8}$ mm³/kgf·mm となっている。KT30 (15) では、すべり速度 0.96, 2.38,



Ring material : SS 41 Sliding distance : 200 m
Final load : 18.9 kgf

Fig. 5. Sliding wear test results by Ohgoshi wear test machine.

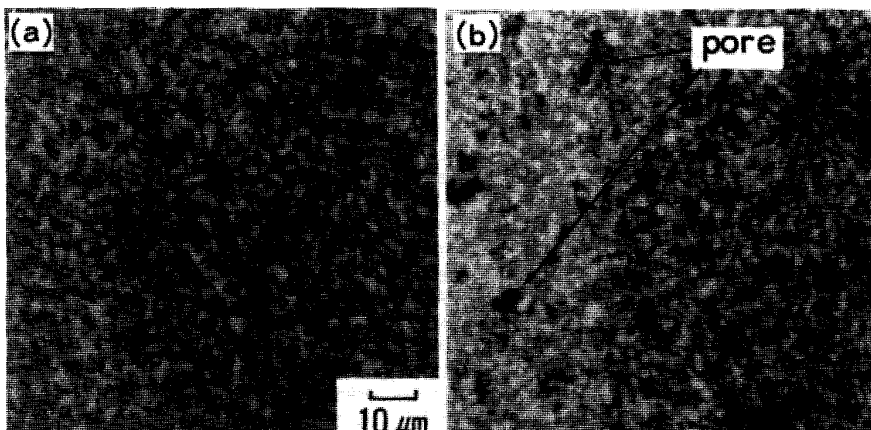
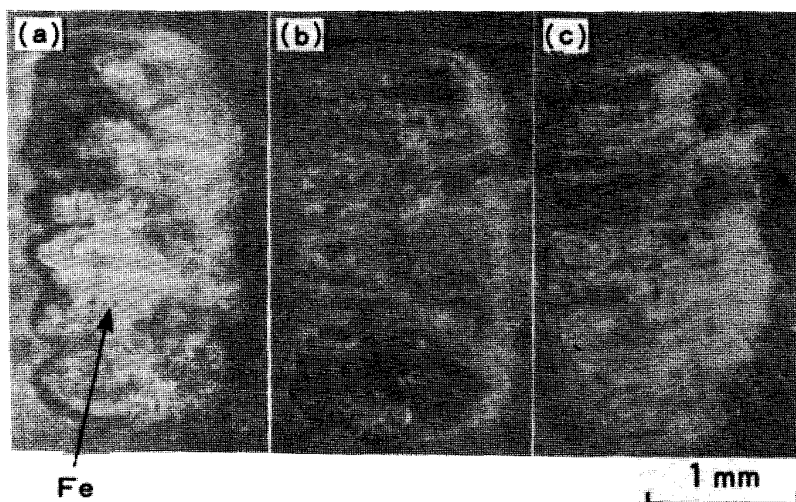


Photo. 2. Microstructures of TiB₂-15 Mo₂CoB₂ materials (a) with TiH₂ and (b) without TiH₂.



(a) 0.94 m/s (b) 2.38 m/s (c) 4.39 m/s
 Ring material : SS41
 Sliding distance : 200 m
 Final load : 18.9 kgf

Photo. 3. Wear tracks of KT30 (15) by sliding wear test in three sliding velocities.

4.38 m/s に対して、それぞれ、 $1.7, 1.5, 0.7 \times 10^{-8}$ $\text{mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$ であり、特に低速側での比摩耗量が大きくなっている。Photo. 3 に KT30 (15) における大越式摩耗試験後の摩耗痕を示す。矢印で示した白く見える部分は、リングから移着した鉄であり、この鉄は、アセトン溶剤中における超音波洗浄程度では剥がれないほど強固に移着していた。Al₂O₃ や超合金 D10 では顕著な鉄の移着は認められなかった。すべり摩耗を進行させている原因としては、(a) 凹凸の噛合いによるアプレシブな摩耗、(b) 面圧の繰返し負荷による振動、衝撃、(c) 凝着などが相互に関連していることが考えられる¹⁰⁾¹¹⁾。本試験において、KT30 (15) の場合について考えると、リング材質の硬度が遙かに低いことや、例えば Al₂O₃ と比較すると、硬度、抗折力の高い KT30 (15) の比摩耗量が大きくなっていることから考えて、(a) の影響は小さいと考えられる。TiB₂ は高温下では容易に鉄と反応することや、KT30 (15) の摩耗痕に強固に鉄が移着していることなどから考えて、(c) および、それに伴う (b) の影響が大きいと考えられる。凝着が発生すると、セラミックスは金属のように表面が塑性変形を起こしてすべることが難しいため、表面下への応力が大きくなることに加えて、面圧の繰返し負荷による振動、衝撃によって疲労クラックが発生、進展して摩耗が進行していくと考えられる。また、面圧の繰返し負荷による振動、衝撃は低速側よりも高速側の方が大きくなると考えられるが、逆に高速側の方が比摩耗量が小さくなっているのは、高速側では摩擦熱による温度上昇が大きくなるため、表面に酸化層が形成され、これによって凝着が抑えられたためか、あるいは、この酸化層が下地よりも柔らかく、すべりを起こしているためではないかと考えられる。従って KT30 シリーズは、ち密で高い抗折力を示すが、

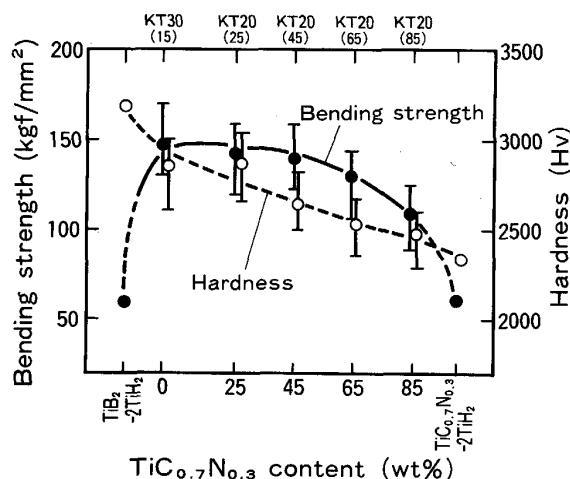


Fig. 6. Effect of TiC_{0.7}N_{0.3} content on bending strength and hardness (HV) of KT30 and KT20 series.

軟鋼とのすべり摩耗特性が Al₂O₃ や超合金 D10 に比べると劣っているために、鉄鋼の加工工程における耐摩耗部材への応用は難しいと考えられる。

3.4 TiC_{0.7}N_{0.3} による軟鋼とのすべり摩耗特性の向上

KT30 シリーズの軟鋼とのすべり摩耗特性を向上させるために、TiC_{0.7}N_{0.3} の追加添加を試みた。まず、硬度、抗折力におよぼす TiC_{0.7}N_{0.3} 追加添加の影響について述べる。

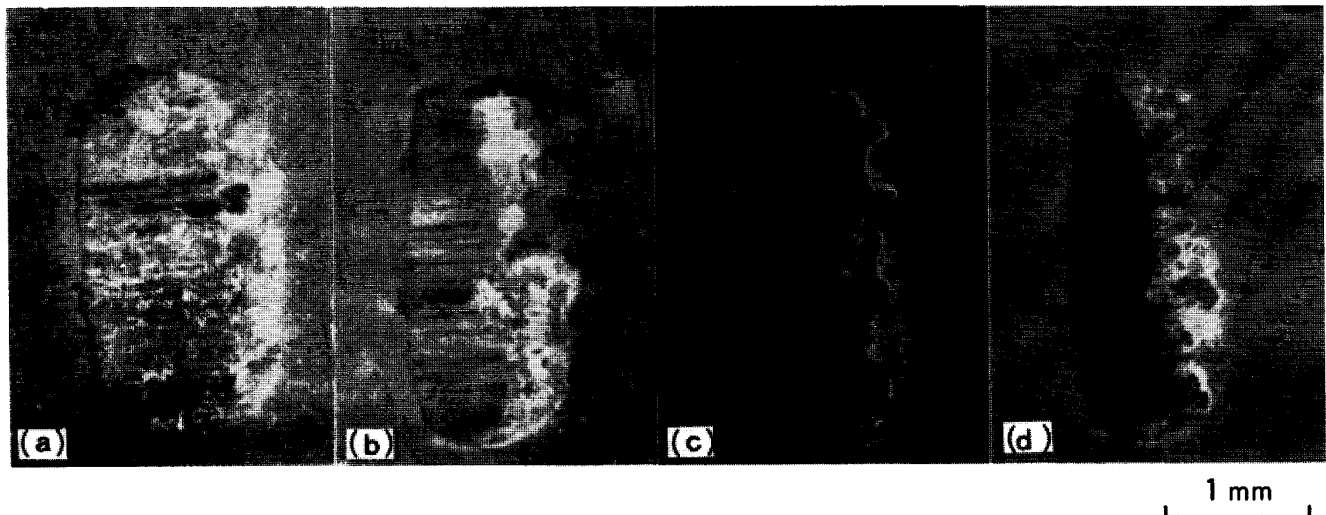
Fig. 6 に KT20 シリーズおよび比較として TiB₂-2TiH₂, TiC_{0.7}N_{0.3}-2TiH₂, KT30 (15) の硬度、抗折力を示す。TiB₂-2TiH₂ および TiC_{0.7}N_{0.3}-2TiH₂ は、どちらも抗折力 60 kgf/mm² 程度である。KT20 (25, 45) までは抗折力 150 kgf/mm² 程度で強度の低下はみられないが、KT20 (65, 85) では抗折力は低下する。硬度は TiC_{0.7}N_{0.3} の添加量が増加するのに伴って低下する。

次に KT20 シリーズのすべり摩耗試験の結果を述べ

る。Photo. 4 に KT30 (15), および, KT20 (25, 45, 85) をブロックとして, 大越式摩耗試験を行った後の摩耗痕を示す。KT30 (15) および KT20 (25) までは, 摩耗痕に鉄の移着が認められるが, KT20 (45, 85) になると, 鉄の移着が減少しているように見えるし, 実際に摩耗痕幅は小さくなっている。Photo. 5 に各摩耗痕を拡大した走査型電子顕微鏡写真を示す。TiC_{0.7}N_{0.3} の添加量が増えるほど凹凸の少ない平坦な面となっている。KT20 (85) の場合は矢印で示したように TiB₂ および TiC_{0.7}N_{0.3} 粒が若干識別できる。これは, 表面荒さが減少して滑らかになったために, 各粒の比重の違い

がコントラストとなって現れたと考えられる。

Fig. 7 に KT30 および KT20 シリーズの比摩耗量を示す。TiB₂-2TiH₂ および KT20 (25, 45) の比摩耗量は, それぞれ, 1.8, 0.4, および $0.2 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$ であり, KT (65, 85) では, ともに $0.1 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$ である。この結果を Fig. 3, Fig. 6 の気孔率, 硬度, 抗折力と対応させてみると, TiB₂-2TiH₂ の比摩耗量が多いのは, 凝着の影響が大きいことに加えて気孔が多く, 低強度であるためと考えられる。しかし, KT20 (25, 45) は KT30 (15) と比較すると, 抗折力は同程度であり, 硬度は低下しているが, 比摩耗量は小



(a) KT30 (15) (b) KT20 (25) (c) KT20 (45) (d) KT20 (85)
 Ring material : SS41
 Sliding distance : 200 m
 Sliding velocity : 2.38 m/s
 Final load : 18.9 kgf

Photo. 4. Wear tracks of KT 30 (15) and KT 20 (15, 45, 85).

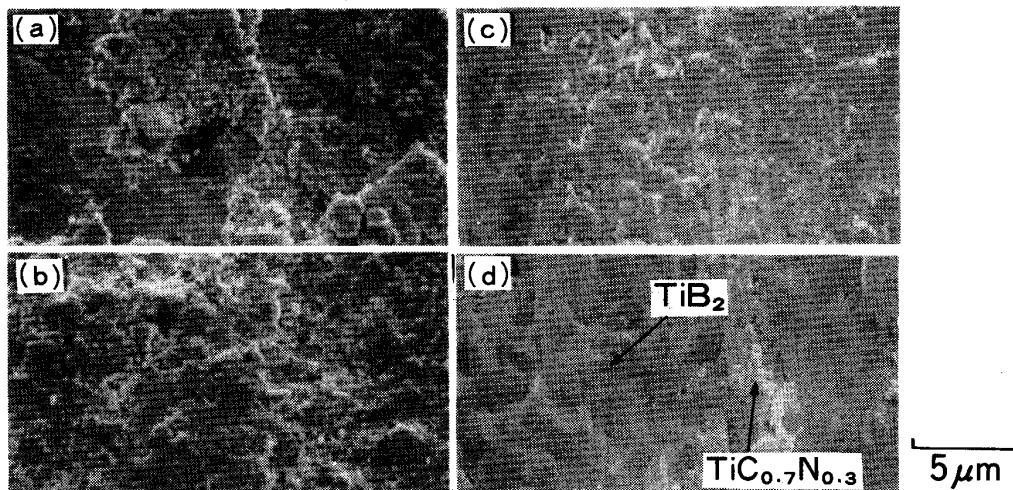


Photo. 5. Scanning electron micrographs of wear faces of (a) TiB₂-2TiH₂ (b) KT 30 (15) and (c) (d) KT 20 (45, 85).

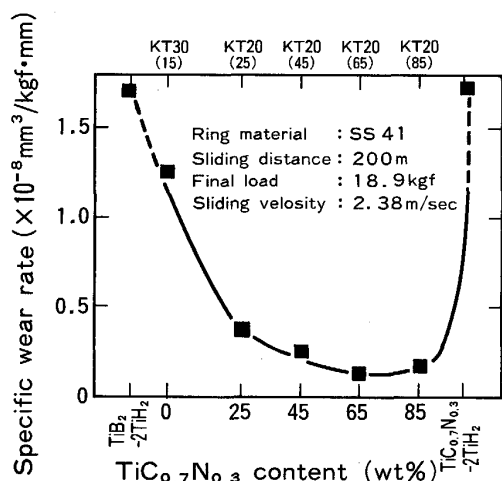


Fig. 7. Sliding wear test results by measured Ohgoshi wear test machine as a function of $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ content in KT 30 and KT 20 series.

さくなっている。また、KT (65, 85) では、抗折力、硬度ともに低下しているが、比摩耗量は更に小さくなっている。このように抗折力、硬度が低下しているにもかかわらず、逆に、すべり摩耗特性が向上しているのは、 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ 添加によって、SS41 との凝着性が低下し、揃断方向への応力が減少したためであると考えられる。Photo. 5 (d) に示すように、摩耗痕表面がなめらかになったのは、大きなクラックの発生がなくなり、表面近傍から内部へ向かって少しずつ摩耗が進行したためであると考えられる。 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}\text{-2TiH}_2$ になると、急激に比摩耗量が大きくなるが、これは焼結体に気孔が多く、抗折力 50 kgf/mm^2 程度の低強度焼結体であるためと考えられる。

Fig. 5 に、KT20 (45) のすべり摩耗試験結果を示す。比摩耗量は、すべり速度 $0.5\sim 4.5 \text{ m/s}$ 全域に渡って、 $0.1\sim 0.25 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{kgf}\cdot\text{mm}$ と超合金 D10 よりも小さくなっており、軟鋼に対するすべり摩耗特性の向上が認められる。

3.5 アルミナ砥粒衝撃試験によるアブレシブ摩耗特性

耐摩耗特性として、すべり摩耗特性の他にアルミナ砥粒の吹付けによるアブレシブ摩耗特性についても調査した。

Fig. 8 に、KT30 および KT20 シリーズのアルミナ砥粒衝撃試験結果を示す。KT30 (15) および KT20 (25, 45) の場合に摩耗体積が $4\sim 5 \text{ mm}^3$ と小さくなっている。しかし、KT20 (65, 85) では、摩耗体積は、それぞれ、 10 mm^3 , 20 mm^3 と大きくなっている。アルミナ砥粒のような硬質粒によるアブレシブ摩耗の場合、摩耗形態は吹付け角度に大きく影響される。一般に、延性材料は切

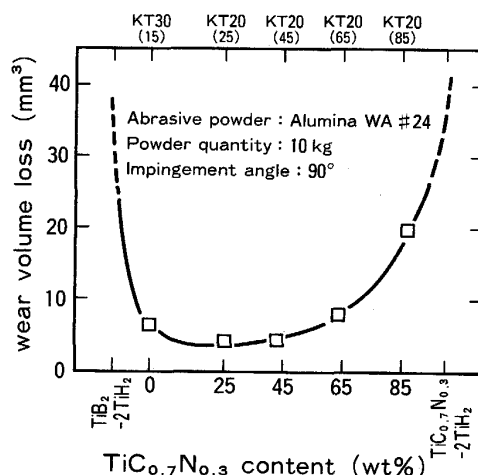


Fig. 8. Abrasive wear test results as a function of $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ content in KT 30 and KT 20 series.

削や掘り起こしによる摩耗が支配的であり、脆性材料はクラックに起因する摩耗が支配的であるので、摩耗が最大となる角度は、脆性材料に近づくほど高角度側に移行すると考えられる¹²⁾。本試験における吹付け角度 90° では、ほぼ、最大摩耗量を示していると考えられる。セラミックスにおけるアブレシブ摩耗が、特に、高角度側でクラックの進展に影響されるのであれば、材料の破壊靱性や組織（粒径、気孔率）との関連を考えなければならない。アブレシブ摩耗試験結果の Fig. 8 と抗折力を表す Fig. 6 とを比較すると良い対応を示しているが、これは抗折力が組織に敏感な特性であるためと考えられる。 $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ を追加添加しても KT20 (25, 45) までは抗折力に変化がないために、アブレシブ摩耗特性に変化はなく、良好な耐摩耗特性を示していると考えられる。

Fig. 9 に KT20 (25, 45), SiC , Si_3N_4 , Al_2O_3 , ZrO_2 超合金 D10 について、すべり速度 2.38 m/s での、すべり摩耗特性、および、アルミナ砥粒衝撃試験によるアブレシブ摩耗特性の比較を示す。本焼結体はセラミックスとしては優れた耐摩耗特性を有しているといえる。

以上述べたように、KT20 シリーズにおける $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ の添加は、すべり摩耗特性では、 $45\sim 85 \text{ wt}\%$ が良く、アブレシブ摩耗特性においては、 $0\sim 45 \text{ wt}\%$ が良い。また、抗折力は、 $0\sim 45 \text{ wt}\%$ ではほぼ同レベルである。総合的には $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ の添加量は $45 \text{ wt}\%$ が最適であり、KT20 シリーズは、鉄鋼の加工工程における耐摩耗部材への応用が可能であると考えられる。

3.6 その他の機械的特性

これまで KT20 シリーズおよび KT30 シリーズについて、硬度、抗折力、耐摩耗特性を中心に述べてきたが、

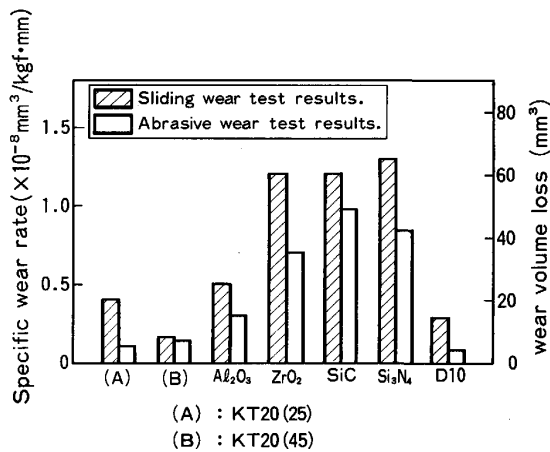


Fig. 9. Sliding wear test and abrasive wear test results on various hard materials.

Table 4. Mechanical, thermal, and electrical properties of KT20(45) and KT30(15).

	KT20(45)	KT30(15)
Bending strength (kgf·mm ⁻²)	145	149
Density (g·cm ⁻³)	5.1	4.8
Young's modulus (×10 ⁴ kgf·mm ⁻²)	5.5	5.1
Poisson's ratio	0.18	0.12
Compressive strength (kgf·mm ⁻²)	420	490
Specific wear rate* (×10 ⁻⁸ ·mm ³ ·kgf ⁻¹ ·mm ⁻¹)	L 0.24 M 0.22 H 0.34	L 1.70 M 1.50 H 0.60
Fracture toughness** (kgf·mm ^{-3/2})	11	7
Linear thermal expansion coefficient (R. T. - 900°C) (×10 ⁻⁶ ·°C ⁻¹)	8.1	7.2
Thermal conductivity (R. T. - 900°C) (cal·cm ⁻¹ ·s ⁻¹ ·°C ⁻¹)	0.13	0.19
Specific heat (cal. g ⁻¹ ·°C ⁻¹)	0.23	0.29
Thermal shock resistance (°C)	250	300
Specific electric resistance (μΩ·cm)	30	16

* Ohgoshi wear test sliding velocity L (0.94 m/s), M (2.38 m/s), H (4.39 m/s)

** Indentation method

KT20 (45) および KT30 (15) については、その他の機械的特性、耐食性、電気比抵抗についても調査した。その結果を Table 4 に示す。ヤング率は $5.1 \times 10^4 \sim 5.5 \times 10^4$ kgf/mm² と高く、また、熱伝導率は $0.13 \sim$

0.19 cal/cm·s·°C であり、電気比抵抗は $16 \sim 30 \mu\Omega \cdot \text{cm}$ と低い値を示している。

4. 結 言

TiB₂ に Mo₂CoB₂, TiH₂ および TiC_{0.7}N_{0.3} を添加した焼結体を作成し、その効果について調べた結果、以下のことが明らかになった。

1) Mo₂CoB₂ の添加により、TiB₂ 粒子の成長が抑制され、また、気孔率が減少して、TiB₂ 単体に比べ抗折力が大きく向上した。さらに TiH₂ を添加すると、気孔が消滅し、ち密な焼結体となった。KT30 (15) では、平均抗折力 149 kgf/mm²、硬度 HV 2 800、密度 4.76 g/cm³ を得た。

2) KT30 (15) に TiC_{0.7}N_{0.3} を追加添加した KT20 シリーズでは、鉄との凝着性が低下して軟鋼とのすべり摩耗特性が向上した。特に、KT20(45)では、SiC, Si₃N₄, ZrO₂, Al₂O₃ および、超硬合金 D10 より比摩耗量を小さくすることができた。

3) また、KT20 (45) では、アルミナ砥粒によるアブレイブ摩耗特性も良好であり、抗折力 145 kgf/mm²、硬度 HV 2 650、密度 5.08 g/cm³ を得た。

4) KT20 (45), KT30 (15) については、抗折力、密度、耐摩耗特性の他、ヤング率、熱衝撃特性、電気比抵抗等、種種の特性を調べた。

文 献

- 1) R. D. KOESTER and D. P. MOAK: J. Am. Ceram. Soc., 50 (1967), p. 290
- 2) G. V. SAMSONV: Boron, Its Compounds and Alloys, AES tr 5032 part 2 Kiev (1960), p. 520
- 3) G. A. YASHINSKAYA: Ognevpory, 30 (1965), p. 20
- 4) V. F. FUNKE, S. I. YODKOVSKII and G. V. SAMSONOV: Zhurnal Prikladnoi Khimii, 27 (1980), p. 137
- 5) 渡辺忠彦, 清水浩樹, 宮川新一: 粉体および粉末冶金, 27 (1980), p. 137
- 6) 西山勝廣, 伊藤省三, 梅川莊吉: 昭和 59 年度秋期講演大会概要集 (1984), p. 84
- 7) V. J. TENNERY: Science of Hard Materials (1981 年 8 月), p. 891
- 8) 例えば, 高木研一, 大平成一, 井手恒幸, 渡辺忠雄, 近藤嘉一: Modern Developments in Powder Metallurgy, 16 (1985), p. 153
- 9) 渡辺忠彦, 三浦秀士, 徳永洋一: 粉体および粉末冶金, 33 (1986), p. 38
- 10) 笹田 直, 野呂瀬進, 三浦範明, 馬淵清資: 潤滑, 22 (1977), p. 663
- 11) 津谷祐子: 潤滑, 11 (1983), p. 815
- 12) G. L. SHELDON: Trans, ASME, Ser. D, J. Basic Eng., 92 (1970), p. 619