TiC 基合金の破壊靱性*

貞 廣 孟 史**

Takeshi Sadahiro: Fracture Toughness of TiC Base Alloy.

Fracture toughness and chipping resistance in milling test of TiC-9TiN-9WC-9TaC-16Ni-16Mo₂C alloy were investigated in relation to the carbon content and the TiN content (5~13%) of the alloy.

The results obtained are as follows.

- (1) Fracture toughness of the alloy is larger than that of the TiC-Ni-Mo₂C alloy and is equal to the WC-Co alloy.
- (2) Carbide grain size and thickness of intermediate phase of the alloy decrease with the increase of carbon content and TiN content, while hardness and fracture toughness of the alloy increase.
- (3) Fracture toughness of the TiC base alloy correlates to both the crack resistance and the fracture toughness determined by the indentation method.
- (4) Chipping resistance of the alloy in milling test depends on its fracture toughness.

(Received May 21, 1981)

I 緒 言

TiC-Ni-Mo₂C サーメットは初期においては高速仕上用の工具材料として使用されたが、TiCの耐熱性、耐溶着性など優れた特性を活かした汎用工具材料に改良されてきた。しかし、WCの資源的問題、最近の切削加工技術の進歩により高性能化が要求されている。最近では、TiNを添加したサーメットが工具材料として多くの利点があることが報告され¹⁾、熱的および機械的性質についての多くの報告がある^{2~4)}。

ところで、サーメットの高靱化および耐熱性に重要である靱性についての報告はほとんどなく、特に切削特性との相関性についての研究は少ない。

本報においては靱性および高温での特性を改善するためにWC、TaCをそれぞれ9%添加したTiC-9TiN-9WC-9TaC-16Ni-16Mo₂C合金の破壊靱性に及ぼす炭素量およびTiN添加量(5~13%)の影響を調べ、フライス切削における耐欠損性との相関性について検討した。

II 試料および実験方法

市販のTiC、TiN_{0.7}C_{0.3}(共にケンナメタル社製)、Ni(インコ社製)粉末などを用い、ボールミル、成形後10⁻³mmHgの真空中で(1380~1420°C)×1hr焼結を行なって、次の各試料を作った。

- (1) TiC-9TiN-9WC-9TaC-16Ni-16Mo₂Cの中炭素合金5ロット(以後、TN合金と略す)。

- (2) TN合金において低~高炭素および遊離炭素析出合金。

- (3) TiC-(5~13)TiN-9WC-9TaC-16Ni-16Mo₂Cの中炭素合金。

- (4) TiC-5Ni-5Mo₂C, TiC-10Ni-10Mo₂CおよびTiC-15Ni-15Mo₂Cの中炭素合金を比較のため加えた(以後、TC合金と略す)。

さらに、HIP処理の影響を調べるため、TN合金を1350°C 40 min Ar中1500気圧のHIP処理を行なった。

これらの試料をJIS抗折力試片(4×8×24 mm)の形状に研削し、試料中央部に予備クラックを入れ、3点曲げ試験により破壊靱性(5本平均)を求めた^{5,6)}。

ダイヤモンドペーストで十分に研磨した後、ロックウェル硬さ(以後、 HR_A と略す)、ビッカース硬さ(荷重60 kg, 以後、 H_V と略す)、ビッカース圧痕の4つのコーナーに発生するクラックからクラック抵抗(以後、 W と略す)およびクラック先端間の距離 $2c$ を測定した(Fig. 3参照)。

切削試験は被削材S55C($H_B=250\sim300$)を用いて、フライス切削での送り増加法による耐欠損性試験を行なった。

III 実験結果

一般に破壊靱性は降伏応力が増すほど低下するという関係がある。超硬合金では炭化物粒度、結合相の厚さ、

* 昭和56年5月21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

Fig. 1 Relation between fracture toughness and Vickers hardness of TN-alloy.

炭化物粒の結合度などによって破壊靱性は大きく変化する⁶⁻⁸⁾。すなわち組織敏感性が強いので、破壊靱性の値の大小だけで合金の靱性を比較するのは、靱性を正しく評価しているとはいえず、硬さと破壊靱性との間に相関がある^{5,9)}から、破壊靱性と硬さとの関係で示されることが多い。

Fig. 1 に破壊靱性 (以後、 K_{Ic} と略す) と H_v との関係を示した。図中に TC 合金および WC-Co 合金の結果⁶⁾ も比較のため併記した。

合金の H_v が増すほど K_{Ic} は低下するが TN 合金は TC 合金と WC-Co 合金の中間に位置した。HIP 処理合金も未処理合金と比べて、ほとんど変化しないことがわかる。

次に、超硬合金においてピッカース圧痕のコーナーから発生するクラックから求めた W 、クラック先端間距離 $2c$ から求めた圧痕による破壊靱性 $P/c^{3/2}$ と K_{Ic} との間に相関がある^{10,12)} ので、サーメットにおいての相関性を調べた。

Fig. 2 に K_{Ic}^2 と W との関係を示した。 K_{Ic}^2 を用いたのは同一合金においてヤング率、ポアソン比は一定であるから線形破壊力学では臨界歪エネルギー解放率 (以後 G_{Ic} と略す) は K_{Ic}^2 と比例し、また、超硬合金において G_{Ic} と W とは強い相関がある^{10,11)} からである。TN 合金においても K_{Ic}^2 と W との間に強い相関が認められ、TC 合金、WC-Co 合金と比べても大きな差は

Fig. 2 Relation between K_{Ic}^2 and crack resistance of TN-alloy.

Fig. 3 Relation between K_{Ic} and $P/c^{3/2}$ of TN-alloy.

みられない。HIP 処理合金も未処理合金とほとんど変わらない結果が得られた。

圧痕による破壊靱性 $P/c^{3/2}$ と K_{Ic} との関係を Fig. 3 に示した。TN 合金においては強い相関が認められ、WC-Co 合金とは良く一致するが、TC 合金とは少しずれている。(後述)

次に、TN 合金の K_{Ic} に及ぼす炭素量の影響を Fig. 4 に示した。炭素量が増すほど K_{Ic} は少し増大し、遊離炭素析出領域では低下する傾向を示した。炭素量が増すほど Photo. 1 に示すように炭化物粒度は細かく、中間相* はうすくなり、 H_v は増大した。

そこで、 K_{Ic} と H_v との関係を Fig. 5 に示した。低炭素合金では TC 合金とほぼ同程度の K_{Ic} を、中炭素合金では TC 合金と WC-Co 合金の中間の K_{Ic} を、高炭素合金では WC-Co 合金に匹敵する K_{Ic} を示した。炭素量が増すほど同一 H_v で比較すると K_{Ic} は増大し、遊離炭素が析出しても高炭素合金の K_{Ic} とほとんど変わらない。

次に、TN 合金の K_{Ic} に及ぼす TiN 添加量の影響を

Fig. 4 Effect of carbon content on K_{Ic} of TN-alloy.

* サーメットの炭化物粒は有芯組織を示し、炭化物の周辺部の固溶体相を中間相と称す^{13,14)}。

Photo. 1 Microstructure of TN-alloys; (a) low-carbon, (b) medium-carbon, (c) high-carbon (d) free-carbon alloy.

Fig. 5 Relation between K_{Ic} and H_v of TN-alloy with different carbon contents: L-C, M-C, H-C, and F-Cs low carbon, medium carbon, high carbon and free carbon alloys, respectively.

Fig. 6 Effect of TiN content on K_{Ic} of TN-alloy.

Photo. 2 Microstructure of TN-alloys; (a) 5 wt% TiN, (b) 9 wt% TiN, (c) 13 wt% TiN alloy.

Fig. 6 に示した。TiN 量が増すほど Photo. 2 に示すように炭化物粒度は細かく、中間相はうすくなり、 H_V は増大した。そこで、 K_{Ic} と H_V との関係を Fig. 7 に示した。TiN 量が増すほど同じ H_V で比較すると K_{Ic} は増大し、7% TiN 添加以上では WC-Co 合金と変わらない。

フライス切削における耐欠損性を調べた。被削材 S55C ($H_B=250\sim300$) を切削速度 100 m/min, 切込み 1.5 mm で、送りを順次増加させながら切削し、刃先が欠損した送り (3 回の平均) と K_{Ic} との関係を Fig. 8 に示した。 K_{Ic} が増大するほど耐欠損性は向上する。

耐欠損性に及ぼす炭素量の影響を Fig. 9 に示した。炭

Fig. 7 Relation between K_{Ic} and H_V of TN-alloy with different TiN contents.

Fig. 8 Relation between chipping resistance in milling test and K_{Ic} of TN-alloy; material, S55C ($H_B=250\sim300$); tool geometry, 150 ϕ mm face milling cutter with single blade (A.R.=5°, R.R.=10°, C.A.=30°); speed, 100 m/min; depth, 1.5 mm; 1 pass (100 $\times$ 200 mm).

Fig. 9 Relation between chipping resistance in milling test and K_{Ic} of TN-alloy with different carbon contents; dotted line shows the result in Fig. 8.

Fig. 10 Relation between chipping resistance in milling test and K_{Ic} of TN-alloy with different TiN contents; a dotted line shows the result in Fig. 8.

素量が増すほど耐欠損性は向上し、遊離炭素が析出すると少し低下した。

耐欠損性に及ぼす TiN 添加量の影響を Fig. 10 に示した。TiN 添加により耐欠損性は向上し、7% TiN 添加以上ではばらついているがほぼ同じ程度であると思われる。

IV 考 察

前述したように超硬合金は組織敏感性が強いので、 K_{Ic} の値の大小だけで合金の靱性を評価することはできない。Fig. 1 の K_{Ic} と H_V との関係においては、TN 合金は TC 合金と WC-Co 合金の中間に位置した。しかし、硬さには多くの種類があり、 K_{Ic} と HR_A との関

係で示すと TN 合金の K_{Ic} が高く, TC合金と WC-Co 合金は同程度の K_{Ic} を示した*.

このように, K_{Ic} と硬さとの関係で示しても, 硬さの種類によって靱性の評価が変わるので, K_{Ic} と降伏応力との関係で示されることが多い.

TiC-Ni-Mo₂C 合金の降伏応力は WC-Co 合金より小さい^{16~19)}. TiC-TiN-Ni-Mo₂C 合金の降伏応力は TiN 添加量 ($TiN/(TiC+TiN)=0.19\sim0.4$) により増大し, WC-Co 合金よりも大きくなる^{3,4)}.

TN 合金は $TiN/(TiC+TiN)=0.18$ と考えると TN 合金の降伏応力は WC-Co 合金よりは大きくなることが推測される. これから同一降伏応力で比較すると TN 合金の K_{Ic} が WC-Co 合金より少し高く, TC合金は WC-Co 合金よりも低い結果となることが推測される. TiN はヤング率, 硬さなど WC と TiC との中間的性質を示すこと, TiN 添加により, 炭化物粒度は細かく, 中間相もうすくなり, Ni 中に固溶する Mo 量が増大し, 結合相の硬さも増大すること^{2,4)}, WC, TaC などが添加されたことなどが K_{Ic} の向上に影響したものと考えられる.

K_{Ic}^2 と W , K_{Ic} と $P/c^{3/2}$ との関係 (Fig. 2 と Fig. 3) において, TC合金が TN合金, WC-Co合金に比べて少しずれることについて考察する. 超硬合金において G_{Ic} と W , K_{Ic} と $P/c^{3/2}$ との関係は同一合金では強い相関がある^{11,12)}. しかし, 他炭化物添加された場合, その合金系内では強い相関があるが, 他の系の合金とは必ずしも一致しない. これらはヤング率, 硬さ, 表面エネルギーなどが変わること, 圧痕における負荷状態などが変化するために, G_{Ic} , W などが変わることが考えられ^{11,12)}, TC合金のずれは WC-Co合金に TiC を多量添加した結果^{11,12)} とよく一致する. これに対して TN合金は W , $P/c^{3/2}$ においても WC-Co合金に匹敵する特性を示している. TN合金は TiN, WC などの添加により, 従来の TC合金の低い靱性を大幅に改善した合金といえる.

次に TN合金の K_{Ic} に及ぼす炭素量および TiN 添加量の影響について考察する.

炭素量による効果は Fig. 4 と Fig. 5 の結果が異なるが, これは前述したように, K_{Ic} の値の大小だけで合金の靱性を比較してはならない例である. Fig. 4 では K_{Ic} の値だけで比較したもので, Fig. 5 は K_{Ic} と H_V との関係で比較したものである. TN合金が炭素量によって硬

さが上昇する現象は TiC-Ni-Mo₂C合金にみられる^{18,20)}. それに対して, TiC-TiN 基合金では逆に, 炭素量により硬さが低下することが報告されている ($TiN/(TiC+TiN)=0.3$)⁴⁾. よって, 9%TiN 添加の TN合金の硬さに及ぼす炭素量の影響が TiC-Ni-Mo₂C合金と同様であるので, TN合金は TiN 添加量としては少ない合金といえる. (後述)

TiN 添加量による影響についても Fig. 6 と Fig. 7 で結果が異なるが, 前述の炭素量の影響と同じ理由で, TiN 添加によって硬さが増大するためである.

15%TiN 添加 ($TiN/(TiC+TiN)=0.25$) 合金が最も炭化物粒度が細かく, 硬さも最大値を示すという報告²⁾ および炭素量により硬さが上昇することから, TN合金は少量 TiN 添加合金であるといえる.

切削試験における耐欠損性と K_{Ic} との間に相関があることについて考察する.

欠損といっても, 切削の初期に起こる初期欠損, 靱性は高いが, 摩耗が早く, 切削抵抗が大となって, 欠損するもの, 耐熱性がなく, 塑性変形を伴う欠損, フライス切削等において急激な温度の昇降によるサーマルクラックによる欠損, もろく微小チッピングを起こして, チッピングが大となつての欠損など, 原因も異なり, 種類も多い.

これらの欠損と室温の K_{Ic} とを一義的に結びつけられるほど切削機構は単純ではない. 本報の耐欠損性試験は切削による熱の発生が少なく, また摩耗, 塑性変形などの影響も少なく, 抗折力などの機械的性質に比較対応する結果が得られる試験法である. そのため, K_{Ic} が耐欠損性の重要な因子であることを示すほんの一例である.

耐欠損性に及ぼす炭素量, TiN 添加量の影響は耐欠損性が K_{Ic} と相関があることから, 低炭素, 低 TiN 添加で K_{Ic} が低いので, 耐欠損性は劣る.

一方, サーメットの耐欠損性は炭化物の中間相に大きく影響される¹³⁾. 炭素量の増大により, 中間相はうすく TiN 添加量によっても, 中間相はうすくなるので, 耐欠損性は中間相の厚さに大きく依存するのかも知れない.

また, TiN 添加によって切削特性が良くなるのは Ni 中に Mo が多量固溶するためという報告もあり⁴⁾, 性質と切削特性との相関性を明確にするには, 切削条件等によって切削特性も大きく変化するので, 数多くのデータの蓄積が必要であらう.

V 総 括

TiC-9TiN-9WC-9TaC-16Ni-16Mo₂C合金の破壊靱性に及ぼす炭素量および TiN 添加量 (5~13%) の影響を調べ, フライス切削における耐欠損性との相関性について検討し, 次の結果を得た.

* 超硬合金の HR_A と H_V との関係式は $HR_A=112.4-855/\sqrt{H_V}$ (60 kg) である¹⁵⁾. TC合金では $HR_A=113.8-871/\sqrt{H_V}$, TN合金では $HR_A=114.4-883/\sqrt{H_V}$ の関係式が得られた. このため, Fig. 1 の結果は同一 HR_A で比較すると TN合金の K_{Ic} が高く, TC合金と WC-Co合金とはほぼ同等となる.

(1) この合金の破壊靱性は TiC-Ni-Mo₂C 合金より大きく、WC-Co 合金に匹敵する。

(2) 炭素量および TiN 添加量が增大するほど、炭化物粒度は細かく、中間相の厚さはうすくなり、硬さおよび破壊靱性は増大する。

(3) ビッカース圧痕のクラック長さから求めたクラック抵抗および圧痕による破壊靱性と破壊テストによる破壊靱性との間に、サーメットにおいても WC 基超硬合金と同様に相関がある。

(4) 破壊靱性はフライス切削における耐欠損性に及ぼす重要な因子である。

文 献

- 1) E. Rudy: J of the Less-Common Metals, **33** (1973), 43.
- 2) 鈴木, 林, 山本, 李: 粉体および粉末冶金, **23** (1976), 224.
- 3) 西垣, 土井, 新行内, 大沢: 粉体および粉末冶金, **27** (1980), 160.
- 4) 西垣, 土井: 粉体および粉末冶金, **27** (1980), 130.
- 5) T. Sadahiro and S. Takatsu: 1980 Powder Metall. Conference, Washington D.C., (1980).
- 6) 貞 廣: 日本金属学会誌, **45** (1981), 291.
- 7) J. L. Chermant and F. Osterstock: J. Mat. Sci., **11** (1976), 1936.
- 8) J. R. Pickens and J. Gurland: Mater. Sci. and Eng., **33** (1978), 135.
- 9) N. Ingelstrom and H. Nordberg: Eng. Fract. Mechanics, **6** (1974), 597.
- 10) E. L. Exner, J. R. Pickens and J. Gurland: Metall. Trans. A, **9A** (1978), 736.
- 11) 貞 廣: 粉体および粉末冶金, **28** (1981), 220.
- 12) 貞 廣: 粉体および粉末冶金, **28** (1981), 286.
- 13) 深津, 山家: 粉体および粉末冶金, **10** (1963), 31.
- 14) 山家, 貞廣: 粉体および粉末冶金, **16** (1969), 190.
- 15) 貞 廣: 日本金属学会誌, **37** (1973), 1153.
- 16) H. Doi, Y. Fujiwara and K. Miyake: Trans. Met. Soc. AIME, **245** (1969), 1457.
- 17) 富士原, 土井, 大沢, 三宅: 粉体および粉末冶金, **17** (1971), 347.
- 18) K. Nishigaki, T. Ohnishi, T. Shiokawa and H. Doi: Modern Development in Powder Metallurgy (1974), 627.
- 19) 西垣, 大沢, 土井: 粉体および粉末冶金, **26** (1979), 169.
- 20) P. O. Snell: Planseeberichte für Pulver Metall., **22** (1974), 91.

本会記事

第136回 理 事 会

日 時: 昭和56年 9月14日 (月) 14時30分~15時30分

場 所: 国立教育会館第1会議室

出席者: 12名, 委任状12名, 計24名

議 事:

1. 昭和56年度秋季大会実行委員選出の件
2. 昭和56年度協会賞選考委員選出の件
3. 武井賞の取扱いの件
4. その他諸報告
 - (1) 昭和56年度秋季大会の件
 - (2) 昭和57年度春季大会の件
開催日 昭和57年 5月17日 (月) ~19日 (水)
会 場 東京 神由学会会館
 - (3) 共催, 協賛の件
 - (4) 金属関係学協会連絡委員会より依頼の昭和57年度文部省科研費配分審査委員候補者推薦の件
 - (5) ICF 3 報告

第137回 理 事 会

日 時: 昭和56年12月11日 (金) 14時~16時

場 所: 本郷学士会館 8号室

出席者: 11名, 委任状14名, 計25名

議 事:

1. 昭和56年度会計中間報告及び昭和56年度収支決算予想の件
2. 昭和56年度協会賞受賞者報告の件
3. 役員改選の件
4. 昭和57年度春季大会の件
5. その他諸報告
 - (1) 協賛の件
 - (2) 1982年ヨーロッパ国際粉末冶金会議参加団派遣に対して後援すること
 - (3) 昭和56年度分科会合同講演会報告
 - (4) 事務局より報告
 - (5) The 3rd International Conference on Ferrite の Proceedings 発行の報告
 - (6) 粉末冶金入門講座に代る講座開催を検討中であることの報告