研 究

Ti(C, N)-Mo₂C-Ni サーマットの機械的性質と切削性能*

鈴木 寿**, 松原 秀彰**
近藤 博喜***, 斉藤 武志**

Hisashi Suzuki, Hideaki Matsubara, Hiroki Kondoh and Takeshi Saitoh: Mechanical Properties and Cutting Performance of Ti(C, N)-Mo₂C-Ni Cermets.

The TiC_{0.7}N_{0.3}-14.0 vol%Mo₂C-(12.0, 16.4) vol%Ni and TiC_{0.5}N_{0.5}-10.0 vol%Mo₂C-(12.0, 16.4) vol%Ni alloys were sintered, HIPed and then resintered. The mechanical properties at room temperature and high temperature of 1273K, and the resistance to chipping and wear during cutting steels were studied for three sorts of alloys, that is, as sintered, HIPed and resintered alloys.

The highest transverse-rupture strength and the highest hardness at room temperature were obtained in resintered and HIPed alloys, respectively, independently of the nitrogen and nickel contents. The deformation at 1273K was most suppressed in the HIPed alloys. The results of cutting tests showed that the chipping and wear resistances were excellent in such alloys having high strength and high hardness, respectively. These results were discussed in view of the difference in microstructures among three sorts of alloys.

(Received December 29, 1984)

I 緒 言

切削工具用の TiC 基または Ti(C, N) 基サーメット (合金) は, WC 基超硬合金に比べると低温強度 (靱性) が低いために, これまでは軽切削の分野に応用されてきたようである。しかし最近の著者らの研究¹⁻³⁾によると, Ti(C, N)-Mo₂C-Ni 合金を焼結後に HIP 処理し, さらに再焼結を行うと, 合金中の組織的欠陥 (ポア, Ni プール) が消滅し, 著しく高強度の合金のえられることが明らかになった。すなわち, このような合金は今後は新しい切削工具用材料として, 広い応用が期待されると思う。よって本研究では HIP 処理または再焼結処理を施した Ti(C, N)-Mo₂C-Ni 合金について室温および高温の機械的性質と切削特性を詳しく検討した。

II 試料調製および実験方法

市販の TiC_{0.7}N_{0.3}(13.2% C, 7.3% N, 粒度約 1.5 μm), TiC_{0.5}N_{0.5}(9.8% C, 10.6% N, 約 1.5 μm), Mo₂C(5.88% C, 約 2.5 μm) および Ni(2.7 μm) 粉末を原料として用い, アトライタによる混合 (時間は 21.6 ks), 乾燥, 成形をへて, 0.13~2.7 kPa の N₂ 気流中, (1673~1723) K×3.6 ks の焼結によって, TiC_{0.7}N_{0.3}-14.0 vol%Mo₂C-(12.0, 16.4) vol%Ni および TiC_{0.5}N_{0.5}-10.0 vol%Mo₂C-(12.0, 16.4) vol%Ni 合金 (以下それぞれ 7/3 および 5/5 合金と略記) を作った。ここで 5/5 合金の Mo₂C 量を 7/3

合金のそれよりも少なくしたのは次の理由による。すなわち 5/5 合金では Mo₂C 相が晶出しやすく, これによって機械的性質が劣化するからである^{3,4)}。なお, 12.0, 16.4 vol%Ni はそれぞれ WC-(7.2, 10.0) mass%Co 合金の Co 体積率に等しい。次にそれら焼結体に対して 100 MPa の Ar 中, (1673~1723) K×3.6 ks の HIP 処理を行い, さらに HIP 処理合金に対し 0.13~10.1 kPa の N₂ 中, (1673~1823) K×3.6 ks の再焼結処理¹⁻³⁾を施した。HIP 処理によってポアは消滅するが, その代わりに Ni プールを生じるので, ポアも Ni プールも生じない合金をえるために再焼結処理を行ったわけである。

これら試料について, まず光顕または SEM による組織観察を行い, 次に室温における抗折力 (JIS), 合金硬さ, 1273 K における曲げ変形曲線 (荷重-たわみ曲線) の測定および破壊後の破面観察などを行った。さらに 12.0 vol%Ni 合金については鋼の断続 (フライス) および連続切削 (施削) 試験を実施し, 耐久損性, 耐摩耗性などを詳しく調べた。その結果, 室温抗折力はもちろんのこと, 合金硬さ, 高温抗折力, 切削性能などは焼結のままの合金 (NS 合金), HIP 合金, 再焼結合金 (RS 合金) 間で変化することが分かったので, 次にその理由を追求

* 昭和59年11月本協会秋季大会にて一部発表, 昭和59年12月29日受理。

** 東京大学工学部金属材料学科, 〒113 文京区本郷7-3-1。

*** 東京大学工学部研究員; 東芝タンガロイ (株), 〒235 横浜市磯子区新杉田町8。

した。

Ⅲ 実験結果

Photo. 1 には7/3および5/5合金の光顕組織を 12.0 vol%Ni 合金の場合を例にそれぞれ NS, HIP, RS 合金について示した。ここで7/3合金は 0.13 kPaN₂ 中, 1673 K で焼結→100 MPaAr 中, 1673 K で HIP 処理→0.13 kPaN₂ 中, 1673 K で再焼結処理を行い, 5/5合金は 2.7 kPaN₂ 中, 1723 K で焼結→100 MPaAr 中, 1723 K で HIP 処理→10.1 kPaN₂ 中, 1823 K で再焼結処理を行った。Photo. 1 によると, 7/3, 5/5合金いずれの場合も, NS 合金ではミクロ・ポアが, HIP 合金ではそれより小さな Ni プールが観察され, ポアや Ni プールは5/5合金の方が生じやすいことが分かる。このような Ni プールの発生は, HIP 処理時にマトリックスから Ni がポアに向かって移動(粘性流動または塑性流動)したことによる⁹⁾。Ni プールの発生量は低 Ni の5/5合金で最大約 1 vol% と見積もられた(光顕写真上の解析と EPMA 分析などによる)。他方 RS 合金では7/3合金も5/5合金も, ポアはもちろんのこと, Ni プールも生じないことが明らかである。ここで 16.4 vol%Ni 合金の組織は示さな

かったが, 高 Ni 合金では, 当然のことながらポアや Ni プールの発生量が少なくなった。

Photo. 2 は Photo. 1 に対応する SEM 組織である。これによると炭窒化物粒度は7/3合金では NS, HIP, RS 合金間でほとんど差がないが, 5/5合金では NS, HIP 合金間でほとんど変化せず, RS 合金でやや粗粒化する; NS, HIP, RS のいずれの合金でも5/5合金の方が7/3合金よりも微粒となるなどが分かる。上記の傾向は 16.4 vol%Ni 合金についても同様であった。炭窒化物粒度は7/3合金では Ni 量および NS, HIP, RS 合金の如何によらず約 0.8 μm, 5/5合金では Ni 量によらず, NS, HIP 合金で約 0.5 μm, RS 合金で約 0.6 μm と見積もられた。

Fig. 1 および Fig. 2 には室温における抗折力 (σ_m) を, それぞれ7/3および5/5合金について示した。 σ_m は両合金とも NS<HIP<RS の順に高くなり, RS 合金が最も強度に優れるが, この事実は緒言に述べた内容と一致する。RS 合金の σ_m は高 Ni 合金の方が大となり, 窒素量によらず平均約 3.2 GPa を示す。低 Ni 合金では窒素量によって σ_m が異なるようであるが, それでも 2.6 ~2.8 GPa の高強度を示す。NS 合金ではポア, HIP 合金では Ni プール, RS 合金では炭窒化物凝集体が破壊

Photo. 1 Optical microstructures of TiCo_{0.7}Ni_{0.3}-Mo₂C-Ni alloy (named as 7/3 alloy) and TiCo_{0.5}Ni_{0.5}-Mo₂C-Ni alloy (5/5 alloy). Mo₂C contents are 14.0 and 10.0 vol% in 7/3 and 5/5 alloys, respectively. Ni content is 12.0 vol% in both alloys. NS, sintered; HIP, HIPed after sintering; RS, resintered after HIP.

Photo. 2 SEM structures of 7/3 and 5/5 alloys. Refer to photo. 1.

Fig. 1 Room-temperature transverse-rupture strength (σ_m) of 7/3 alloy.

Fig. 2 Room-temperature transverse-rupture strength (σ_m) of 5/5 alloy.

の起源となり、それらの寸法はポア>Ni プール>炭窒化物凝集体のようになり、欠陥寸法は RS 合金で最小となった。そしてこのような傾向は既報の結果¹⁻³⁾と同様であった。

Table 1 には 7/3 および 5/5 合金について、NS, HIP, RS 合金の室温硬さ (H_V ; 10 点の平均値; ばらつきは $\pm 10 H_V$) を掲げた。これによると、窒素量, Ni 量が一定の場合, H_V は HIP 合金が最も高くなる傾向にあり, 7/3, 5/5 いずれの合金でも NS 合金と RS 合金とは同程度の硬さを示すことが分かる。すなわち, H_V は焼結後の HIP 処理によっていったん上昇し, RS 処理によって再び低下するが, HIP 処理による H_V の上昇率は高窒

Table 1 Hardness (H_V) of 7/3 and 5/5 alloys.
Refer to photo. 1. R-HIP means re-HIPed state after RS.

alloy	state	NS	HIP	RS	R-HIP
	Ni vol%				
7/3	12.0	1550	1600	1550	1550
	16.4	1400	1420	1400	1400
5/5	12.0	1600	1680	1600	1600
	16.4	1500	1520	1500	1500

素, 低 Ni 合金においてとくに大きいことも Table 1 に示されている。全体的に 5/5 合金の方が高硬度になっているのは, 5/5 合金の方が微粒組織になっているからとしてよい。

次に 1273 K における荷重 (P)-たわみ (d) 曲線を求めた。Fig. 3 および Fig 4 にはそれぞれ, 7/3 および 5/5 合金についての P - d 曲線を示した。7/3 合金も 5/5 合金も, HIP 合金が最も変形しにくくなっており, NS, RS 合金間ではほとんど差が見られない。すなわち NS, HIP, RS 合金間の耐高温変形性 (または高温強度) の関係は, 室温 H_V の傾向とよく一致する。また同一窒素量の合金について Ni 量の影響を見ると, 低 Ni 合金の方が全体的に変形が抑えられるのはもちろんのことであるが, 同一 Ni 量において 7/3 合金と 5/5 合金とを比べると, 全体として 7/3 合金の方が変形が抑えられていることが分かる。すなわち 5/5 合金の方が変形しやすくなっている。

次に切削試験を行った。高 Ni 合金は切削試験に耐えられなかったため, ここでは低 Ni 合金を切削試験に供した。Fig. 5 は SCM 440 鋼板 (厚さ, 120 mm) を断続切削 (正面フライス) したときの耐欠損性を調べた結果である。すなわち, はじめに 0.22 mm/tooth の送り速度で切削し, 鋼板が 200 mm 長さ切削されるまで刃先が欠

Fig. 3 Load (P)-deflection (d) curves of 7/3 alloy at 1273K. Crosshead speed, 8.3×10^{-6} m/s.

Fig. 4 Load (P)-deflection (d) curves of 5/5 alloy at 1273K. Crosshead speed, 8.3×10^{-6} m/s.

Fig. 5 Results of intermittent cutting tests for 7/3 and 5/5 alloys. Cutting conditions: work, SCM440 (HB270, $80 \times 200 \times 120 \text{ mm}^3$); speed, 0.83 m/s; depth of cut, 1.5 mm; tip geometry, $8 \times 9 \times 4 \text{ mm}^3$; dry cutting.

損しなかった場合には、送り速度を 0.05 mm/tooth づつ順次上げ、刃先が欠損するまで切削を続けるという強制送りアップ試験を行った。これによると、7/3, 5/5合金のいずれの場合でも $\text{NS} < \text{HIP} < \text{RS}$ の順に RS 合金が最も耐欠損性に優れることが明らかである。すなわちこの結果は Fig. 1, 2 で示した室温 σ_m の結果とよく対応する。

Fig. 6 には低 Ni の 7/3 合金を例に S48C 鋼を連続切削(旋削)した後のフランク(逃げ面)摩耗量 (V_B, V_{Bmax}) およびクレータ(すくい面)摩耗量 (K_T) を示した。これより V_B および K_T はいずれも HIP 合金が最も少なくなり、次に RS 合金, NS 合金の順に摩耗量が増加することが分かる。この時刃先の変形はほとんど認めら

Fig. 6 Frank wear (V_B, V_{Bmax}) and crater depth (K_T) for 7/3 alloy. Cutting conditions: work, S48C (HB230); speed, 2.5 m/s; depth of cut, 1.5 mm; feed rate, 0.3 mm/rev; tip geometry, $8 \times 9 \times 4 \text{ mm}^3$; dry cutting.

れなかった。5/5合金についての結果を述べると、全体的に V_B, K_T が大となり、また刃先の塑性変形量も大となった。これは本切削条件下では刃先の温度がかなり上昇し、7/3合金では変形を生じないのに対し、5/5合金では変形した (Fig. 3, 4) ことの故に、耐摩耗性が劣化したと思われた*。

IV 考 察

本研究によると、室温での σ_m は $\text{NS} < \text{HIP} < \text{RS}$ の順に高くなり、RS 合金が最も優れることが確かめられ、それと同時に合金硬さおよび耐高温変形性(または高温強度)は $\text{NS} \rightarrow \text{HIP}$ でいったん上昇し、 $\text{HIP} \rightarrow \text{RS}$ で再び低下することが示された。他方、低 Ni 合金についての断続切削試験の結果によると、耐欠損性は室温 σ_m の場合と同様、RS 合金が最も優れ、連続切削時の耐摩耗性(7/3合金)は、合金硬さならびに高温強度の優れた HIP 合金が優秀なことが示された。

まず機械的性質について考察すると、室温での σ_m については、 $\text{NS} \rightarrow \text{HIP}$ 時のポアの消滅と Ni プールの発生、および $\text{HIP} \rightarrow \text{RS}$ 時の Ni プールの消滅に関係していることはここで述べるまでもないことである¹⁻³⁾。HIP 合金の硬さが NS, RS 合金よりも高くなったのは、HIP 合金では Ni プールを生じたので、その分だけマトリックス中の Ni 量が減少したためと考えられた。そこで、Ni プールが消滅した RS 合金に対し、再び HIP 処理を行った合金 (RS 合金同様、ポアも Ni プールも生じない) の硬さを調べた結果は、Table 1 に併示した通りであるが、再 HIP 合金と RS 合金との間で有意差を生じなかった。故に上記の推定は正しいとしてよいと思う。HIP 処理後の H_V 上昇が、NS 状態でポアが生じやすい高窒素、低 Ni 合金で大きかったことも、上記推定の正しかったことを裏付ける。

そこで HIP 合金のマトリックス中の Ni 量が減少すれば、HIP 合金の高温強度が優れたのは当然のこととなる。念のため付記すると、RS 合金を再 HIP した時の高温強度(または $P-d$ 曲線)は RS 合金と変わらず、室温強度も同様であった。高温強度が 5/5 合金の方が 7/3 合金よりも低かったことについては、次のように考えられる。一般に窒素入りサーメットは窒素量が増加するほど、また同一窒素量の下では高 Mo_2C 合金ほど、結合相中の Mo 固溶量が増加し、Mo の固溶強化によって高温強度が優れる(高温で変形しにくくなる)ことが分かっている^{3,5)}。他方、炭窒化物粒度の影響については、粒度約 $0.8 \mu\text{m}$ 以上の場合、微粒合金ほど高温強度が優れ

* この場合のチップの寸法 ($8 \times 9 \times 4 \text{ mm}^3$) は、通常用いられる寸法、 $12.7 \times 12.7 \times 4.8 \text{ mm}^3$ (CIS, SNP432) に比べて小さかったために、刃先温度は約 1273 K にまで達した。故にチップ寸法を普通の寸法にすれば、5/5合金は7/3合金とほぼ同様の耐摩耗性を示すと思われた。

た⁵⁾。しかし、WC-Co 超硬合金に関する結果⁶⁾によると、高温強度は室温強度と異なり、むしろある粒度以上の粗粒合金で優れた。粗粒合金では転位の上昇距離が大きくなり、高温変形過程での回復が遅れることになるので⁶⁾、これは一般現象として理解できる。そうすると、結合相が Mo によって固溶強化されている窒素入りサーメットの場合でも、粒度が上記の粒度よりも減少し、ある粒度以下になれば、高温強度は低下する可能性がある。ところで本研究における 5/5 合金の粒度は 0.5~0.6 μm であり、7/3 合金の 0.8 μm よりも微粒であった。故に 5/5 合金の方が高温で変形しやすかったのは、Mo による固溶強化の影響よりも炭窒化物が微粒であったことの影響の方が、優越したからと考えられた。このことは、窒素入りサーメットは、炭窒化物が微粒化するために低温靱性が向上することはよく知られているが、高温強度の観点からは、微粒化にも限界があることを示す。詳しくは目下検討中である。

次に切削試験の結果について考える。耐欠損性は、室温強度と同様、RS 合金で最も優れたが、この理由は断続切削では刃先温度が上昇しないので、室温強度の優れた合金ほど機械的衝撃力に耐え、欠損しにくくなったからとしてよい。NS 合金で耐欠損性が最も低下したのは、いうまでもなく合金中のポアにより合金強度が最も低くなっていたからである。

耐摩耗性は、耐欠損性の場合と異なり、 V_B , K_T のいずれの量でも、HIP 合金が最も優れた (7/3 合金) が、これは H_V および高温強度が HIP 合金で優れたこととよく対応する結果であり、合理的と思われた。しかし、5/5 合金は 7/3 合金に比べて、 H_V が高いにもかかわらず、7/3 合金よりも耐摩耗性が劣ったが、この理由は既に述べた。

以上により、Ti(C, N)-Mo₂C-Ni 合金の機械的性質および切削性能が、焼結後の HIP 処理、さらには再焼結処理によって変化すること、およびその機構が明らかになった。すなわち、HIP 合金では Ni プールの発生に基づいて、合金硬さ、高温強度、耐摩耗性などは向上するが、室温強度、耐欠損性などには問題があることが分かった。したがって高負荷の切削工具用合金などとしては、

再焼結法によって Ni プールを除去することが先決であり、さらには炭窒化物粒度をある程度粗粒にした合金が有用となろう。

V 総 括

TiC_{0.7}N_{0.3}-14.0 vol% Mo₂C-(12.0, 16.4) vol% Ni および TiC_{0.5}N_{0.5}-10.0 vol% Mo₂C-(12.0, 16.4) vol% Ni 合金 (それぞれ 7/3 および 5/5 合金と略記) を対象に、焼結状態 (NS), HIP 状態, HIP 後の再焼結状態 (RS) での、室温抗折力 (σ_m), 合金硬さ (H_V), 1273 K における変形曲線 (荷重-たわみ曲線), 切削時の耐欠損性, 耐摩耗性などを調べ、以下の諸結果をえた。

(1) σ_m は合金窒素量, Ni 量によらず NS < HIP < RS の順に RS 合金が最も優れることが確かめられた。そしてこれは生じる欠陥の寸法が, NS > HIP > RS 合金の順に RS 合金で最小となるためである。

(2) H_V は, σ_m と異なり, HIP 合金で最も優れ, NS, RS 合金は HIP 合金よりも低硬度となった。また 1273 K における合金の変形は, HIP 合金で最も抑えられた。このような結果は, HIP 合金では Ni プールが生じるために, マトリックスの Ni 濃度が減少するためと思われる。粗粒の 7/3 合金の方が, 微粒の 5/5 合金よりも耐高温変形性が優れた。

(3) 切削試験の結果, 耐欠損性は RS 合金が最も優れたが, 耐摩耗性は HIP 合金において最も優れた。

(4) 合金の諸特性は, NS, HIP, RS 合金間で変化するが, 本系サーメットを切削工具として用いる場合には, HIP 合金に生じる Ni プールを消滅させるための再焼結処理が有効であった。

文 献

- 1) 鈴木, 松原, 齊藤: 日本金属学会誌, **48** (1984), 1011.
- 2) 鈴木, 松原, 齊藤: 粉体および粉末冶金, **32** (1985), 305.
- 3) 鈴木, 松原, 浅野: 粉体および粉末冶金, **32** (1985), 301.
- 4) 鈴木, 松原, 浅野: 粉体および粉末冶金, **32** (1985), 219.
- 5) 鈴木, 林, 松原, 徳本: 粉体および粉末冶金, **30** (1983), 106.
- 6) 鈴木, 林, 谷口, 松原: 日本金属学会誌, **44** (1980), 1210; Trans. JIM., **23** (1982), 77.