チタン高速度鋼における MC 型炭化物について*

近 藤 正 男** 新 井 透***

Masao Kondo and Toru Arai : Study on Titanium High-Speed Steel (1st Report).

In order to explore a new high-speed steel which contains a considerable amount of titanium and has an excellent cutting ability, molybdenum-titanium, (0.78~1.63% Ti and 1.21~1.54% C), tungsten-titanium high vanadium and standard type high-speed steels were melted by the submerged arc welding method using the $\text{SiO}_2\text{-CaO-MgO}$ flux and the mild steel electrode wire. The specimens prepared from these materials fully annealed with no forging process, were used for heat treatment tests, electron probe micro-analysis and cutting tests. The results were summarized as follows:

(1) The quenched hardness of titanium high-speed steels was slightly lower. But its tempered hardness was the same as that of standard type high-speed steels, as the secondary hardening in titanium high-speed steels was more considerable.

(2) Titanium high-speed steels contain the MC type carbide which consists chiefly of titanium and vanadium. The carbide is very fine and is more spherical and numerous than the MC type carbide in high vanadium high-speed steel.

(3) In the high-speed cutting condition of the hard steel which requires a high temperature-wear resistance, titanium high-speed steels have the cutting ability which is better than standard type and high vanadium high-speed steels. It is perhaps owing to the differences in the chemical and mechanical properties, quantity, granular shape and distribution between vanadium rich and titanium-vanadium rich MC type carbides.

(Received July 12, 1965)

I. 緒 言

チタン (Ti) を高速度鋼に加えて高速度鋼の性質を改善しようとする試みは古くから行なわれている。これには標準型の高速度鋼に微量の Ti を加えて、Ti の結晶粒微細化作用、脱酸脱窒作用による効果を期待したもの⁽¹⁾、および V の一部を同量程度の Ti で置換したものがある。後者において Minkevich and Ivanov⁽²⁾ は C 量はそのまま 1.25% V を 0.3% V, 1.00% Ti で置換しているが、焼戻カタサもやや低く、切削性能は低下している。Robert⁽³⁾ は Ti 量と C 量の関係を指摘はしているが、その範囲は著しく広く、熱処理挙動などの諸性質と Ti 量、C 量の関係については明らかにされていない。

われわれは近年高硬度材の切削に用いられている高 V 高速度鋼において、V を主体とする MC 型炭化物が耐摩耗性向上に役立っていることに着目して、Ti を合金成分の一つとして含有し、VC よりもさらに融点・硬さの高い TiC の性質を利用した、切削性能のすぐれた高速度鋼を開発する目的で、3% 程度までの Ti およびこれに応じた量の C を含む高速度鋼を溶解し、その顕微鏡組織、熱処理挙動、切削性能などを調査した結果、Ti を主成分の一つとする高

速度鋼がすぐれた切削性能を発揮し得ることを知った。本報はその研究の一部である。

II. 研究用試料の製作

1. 試料の製作

試料の溶解は Fe-W, Fe-Mo, Fe-Cr, Fe-V (100 メッシュ以下)、黒鉛 (平均 2.27 μ) と Ti (200 メッシュ以下) または Fe-Ti (100 メッシュ以下) または WC-TiC, TiC (平均 5 μ 以下) の混合粉末を炭素鋼 (S 45C) 角材上に切った長さ 200 mm の溝の中に置き、これを低炭素鋼電極および $\text{SiO}_2\text{-CaO-MgO}$ 系フラックスを使用して溶接機でもって溶解する方法で行なった。溶解のときは自走装置をもつて電極を溝に沿って移動せしめ、一方から順次溝の全長にわたって溶解を行なった。電極径は 3.2 mm、電極の移動速度は約 35 cm/min、電流 450~470 A、アーク電圧は 27 V である。この操作によつて電極、原料粉末、および台材の一部が溶解され、台材の一部に高速度鋼が形成される。高速度鋼の大きさは横断面積ではば 0.75 cm² である。このように溶解方法は特殊なものであるが炭素鋼との境界より約 0.5 mm を除くと、高速度鋼内における組成および組織は十分に均一である。また X 線マイクロアナライザー試験結果によつても推定されるが、原料粉末は完全に溶解されている。

2. 他試料製法との比較

上記のような試料の製法方法は特殊な方法であるから他の方法 (鋼塊を作る方法) と比較した。一般に鋼塊はその寸法が大きくなるほどその凝固時間が長く、結晶があらくな

** 株式会社不二越、技術研究所 (Technical Research Laboratory, Fujikoshi Co. Ltd., Toyama)

*** 株式会社豊田中央研究所 (Toyota Central Research and Development Laboratories, Inc., Nagoya)

* 1964 年 10 月 本会富山大会に発表; チタン高速度鋼の研究 (第 1 報)

(1) 小柴: 本誌, 11 (1958), 15.

(2) N. Minkevich and O. Ivanov: Metallurg., 15 (1940), 31.

(3) G. A. Roberts: United States Patents 2781259.

る。その結晶のあらさを比較する金相学的方法として、高速度鋼の顕微鏡組織に見られる結晶偏析の程度を利用した。それは高速度鋼は凝固した後またはそれを焼ナマシしたものでは、その顕微鏡組織がマルテンサイトまたはソルバイトをとりまく複炭化物共晶から成る有核組織であるから、その顕微鏡組織の上に一本の線分を引き、その線分の単位長さの間に存在する複炭化物共晶で包まれたソルバイト部分の数をかぞえる。これを仮に偏析密度 (segregation density) ということにする。この有核組織は圧延されると圧延方向にのびるので、鋼材をその圧延方向に平行に切った断面で見ると、共晶は圧延方向にのびて縞状となる。いま圧延鋼材をその中心線を含む平面で切断し、その面内でその圧延方向に垂直な方向に直線をひいて、その線上で単位長さ内に存在する複炭化物の共晶と共晶との間に存在するソルバイト部分の数をかぞえる。もちろんこのソルバイト部分には広い狭いの不同があるから、多くの個所で数えてその平均をとらなければならない。Fig. 1 はその結果を示したものである。

Fig. 1 Comparison of various ingots in this research(*) and others.

いま材質 AISI M2 について本研究試料の偏析密度をとると 400 倍の倍率で 10 mm につき平均 2 個 (80 ケ/mm) になっている。これを 2 kg, 8 kg, 150 kg の鋼塊と比較するため 1/3 に据込んで 6 倍に圧延した 2 kg 鋼塊、4 倍に延ばした 8 kg 鋼塊、100 倍に圧延した 150 kg 鋼塊でとるとそれぞれ 60 ケ/mm, 40 ケ/mm, 27 ケ/mm となり、それから逆算して鋼塊として求めるとそれぞれ 40 ケ/mm, 20 ケ/mm, 2.7 ケ/mm となった。本研究ではこの溶解方法で 100 ケを越す溶解を行ない、熱処理試験、硬さ試験、検鏡あるいは切削試験を行なったが、本方法は他の鋼塊に比べて凝固が早く、結晶が細いという点と、それに起因すると思われる性質の相違の他はとくに本質的な相違は認められなかった。

III. 研究試料と実験方法

1. 研究試料

試料の化学組成を Table 1 に示す。JIS. SKH₉ に相当す

る AISI M₂ を基本とし、C を 0.36~0.62% 増加せしめると同時に、Ti を 0.78~0.94% 添加したもの、および JIS

Table 1 Chemical composition of samples.

No.	C	W	Mo	Cr	V	Ti	Si	Mn
M ₂	0.85	5.14	5.03	3.85	1.96	—	0.99	0.68
M ₄	1.32	6.01	4.40	3.92	3.74	—	—	—
M-TiA	1.47	5.77	5.08	4.20	2.14	0.94	1.13	0.74
M-TiB	1.27	4.90	4.36	3.47	1.80	0.88	—	—
M-TiC	1.37	8.60	4.33	4.16	2.10	0.78	1.14	0.75
M-TiD	1.21	7.28	4.17	4.42	2.04	0.84	—	—
T ₁	0.85	17.30	—	4.61	1.22	—	—	—
T-TiA	1.54	17.36	—	5.43	1.33	1.63	—	—
T-TiB	1.42	19.86	—	5.18	1.28	1.10	—	—

SKH₂ に相当する AISI T₁ を基本とし C を 0.57, 0.69% 増加せしめると同時に、Ti を 1.63, 1.10% 加えたもの、および Ti と V の効果を比較するために M₂ に C 0.47%, V 1.78% 増加せしめた M₄ である。Si, Mn の量は表示していないものでは、M₄ M₂ が Si 約 1.00%, Mn 約 0.70%, その他の試料では Si 約 1.15%, Mn 約 0.80% である。使用した Ti 原料では M-TiA は 25% Ti の Fe-Ti, M-TiB は金属チタン, M-TiD と T-TiB は TiC, 他はすべて WC-TiC (50:50) である。

このような組成を持つ溶解材を焼ナマシ、鍛造を行わずにそのまま使用した。

2. 熱処理試験

溶解凝固した素材を焼ナマシ (900°C, 10 hr 保持, 25°C/hr 冷却, 770°C, 6 hr 保持, 炉冷) 後、ほぼ 10 mm 長さの高速度鋼を持つ 8×8×45 mm の試験片を切り出し、種々の温度で焼入および焼もどしを行ない、高速度鋼部の硬さ、組織を調査した。焼入、焼もどしはともにソルトバスで行ない、焼入は 3 min 保持 油冷、焼もどしは 1 hr 保持 空冷である。

3. エレクトロンプループ、マイクロアナライザー試験

マイクロアナライザー試験は金属 Ti を原料とした M-TiB, WC-TiC を原料とした M-TiC および TiC を原料とした M-TiD の 1265°C 焼入試片のパフ研摩面 (エッチングせず) について行なった。

マイクロアナライザーは明石製作所 TRA 型で Ti, V, W および Cr のそれぞれ K α による走査像および線分析像を観察した。試験条件は加速電圧: 24 KV, 電子電流: 0.17 μ A, 分光結晶: LiF, 検出器: 比例検数管である。顕微鏡組織写真に見られるとおり、炭化物が微細であつたため、電子プローブの大きさを絞つても素地の影響がさけられず定量分析は不可能であつた。

4. 切削試験

M₂, M₄, M-TiA, M-TiB, T₁, T-TiA, T-TiB について切削試験を行なった。切削試験の方法はバイトによる端面切削であつて、孔明け丸棒の端面において孔側から外面に

向って切削し、S 55 C 断続切削と SCM 5 高速切削ではバイトが寿命に達したときの切削速度をもつて比較し、SCM 5 Ti 高速度鋼で HRC 66 に近い硬さが得られるのは Ti の添

Table 2 Cutting test conditions.

	S 55 C Interrupted cutting	SCM 5 cutting	
		High speed	Low speed
Cutting speed at outer diameter (m/min)	96	64	9.5
Depth of cut (mm)	1.0	1.0	0.5
Feed (mm)	0.38	0.16	0.06
Material Outer dia. (mm)	225	110	110
" Inner dia. (mm)	40	52	52
" Composition	S 55 C	SCM 5	SCM 5
" Hardness H_B	152	320	320
Cutting reagent	Dry	Dry	Dry
Form of bite	(0, 0.8, 6.0, 60.0)	(0, 0.8, 6.0, 60.0)	(0, 0.8, 6.0, 60.0)

Remark: S 55 C has a groove in 5 mm width.

低速切削では外周まで切削して、そのバイトの逃げ面摩耗巾を比較した。切削条件は Table 2 に示す。断続切削は被削材の端面に巾 5 mm の溝を 1 本切り、バイトに 1 回転につき 2 回の衝撃が加わるようにしたものであるが、切削速度が大きいため耐衝撃性と同時に耐熱性が結果を支配している。SCM 5 高速切削は耐熱性(高温摩耗抵抗)、SCM 5 低速切削は耐摩耗性を主眼としたものである。

試験に使用したバイトには熱処理試験片の一部を研摩仕上げして用いた。

IV. 実験結果および考察

1. 熱処理試験

Table 3 に焼ナマシ硬さを示す。Ti を含むものは焼ナマシ硬さが高いが、これは代表として示された Photo.1 の

Table 3 Annealed hardness of each steel.

No.	M ₂	M ₄	M-TiA	M-TiB	T ₁	T-TiA	T-TiB
HRC	32.8	35.4	38.7	34.7	34.7	38.8	43.0

(b) に見られるように Ti 高速度鋼では他の鋼種に比べて微細な球状炭化物が多数存在することによるからであろう。

Fig.2 (a) に M-TiC, M-TiD を除く各鋼についての焼入温度と焼入硬さの関係、Fig.3 (a) (b) に各鋼の焼もどし硬化曲線を示す。Mo 系、W 系のいずれにおいても Ti 高速度鋼はやや焼入硬さが低い焼もどし硬化量が大きく、焼もどし硬さでは同等かむしろやや高い。Ti 高速度鋼でも M-TiA と M-TiB, T-TiA と M-TiB には焼入硬さに差があるが、この原因は Ti 原料の差よりも次報に報告する C 量と Ti 量の関係にあると思われる。

C 量をそのままにして V の一部を Ti で置換した Minkevich and Ikonov の実験⁽²⁾におけるデータでは Fig.4 に見られるように焼入温度の差はあるとしても Ti を含む鋼では Ti を含まないものに比して低く、小柴⁽¹⁾の結果においても 0.7% 以上の Ti を含む鋼では Ti を含まぬ鋼の HRC

64 に対して HRC 60 以下であることを考えると、本研究の Ti 高速度鋼で HRC 66 に近い硬さが得られるのは Ti の添

(a) As melted (No etch)

(b) Annealed (Nital etch)

(c) 1230°C Quenched (Nital etch)

Photo.1 Micro structures of M₂ and M-TiB. (×400)

加と同時に C を増加せしめたことによると思われる。また T-TiB などにおいて 2 回の焼もどしによつてまだ硬さが上昇していることから見て、適当な熱処理条件を選ぶとさらに高い硬さが得られるであろう。

Photo.1 は M₂ および M-TiB の溶解のまま、焼ナマシおよび焼入組織を示すものである。Ti 高速度鋼の溶解凝固のままの組織では微細な球状の炭化物(マイクロアナライ

ザー試験によると Ti, V を主成分とする MC 炭化物) がバフ磨きのままの状態でも多数認められる。硬いために研磨の

量は少なく、形もやや細長く共晶炭化物の網状分布として存在している。焼ナマン組織に見られるように Ti 高速

Fig. 2 Quenched hardness of each steel.

Fig. 3(a) Tempering curves of each steel.
(Molybdenum high-speed steel)

Fig. 3(b) Tempering curves of each steel.
(Tungsten high-speed steel)

際浮彫されるからである。M₄ 高速度鋼においても V の MC 炭化物が同じ理由でエッチングなしでも認められるが、そ

Fig. 4 Quenched hardness and tempered hardness of titanium bearing high-speed steel.
(Minkevich & Ivanov)

度鋼では、共晶炭化物が M₂ のように完全に網状に連なる (T₁ ではさらに明瞭であつた) ことなく局部的に厚く、塊状に近い形になっている。それと同時に球状の炭化物の一部は網状炭化物と別個に存在している。もちろん共晶炭化物が網状に存在するのは鍛造されていないからである。

この Ti, V を主成分とする炭化物は焼入にさいして焼入温度の高いほど、素地中に多く溶込むことが他の実験において観察されているが、炭化物の挙動、それに伴う Ti の炭化物と素地への分布などについては電解分離による研究が必要である。他の鋼についての組織も M-TiB と著しい差はなく、Ti 原料の組織に対する影響はとくに認められなかつた。

2. マイクロアナライザー試験

この微細な球状の炭化物と思われる相の正体を確かめるために、M-TiB, M-TiC, M-TiD の 1265°C 焼入試片についてマイクロアナライザー試験を行なつた。

Photo. 2 は M-TiC について Ti, V, Cr, W の K α による走査像を光学顕微鏡像、電子像とともに示したものである。Cr, W とくに Cr は大体均一に分布しているが、Ti, V は局部的に集中しており、その位置は Ti と V ではほぼ一致している。つぎにこの試料面の任意の位置について線分析した結果を **Photo. 3** に示す。この線分析像を光学顕微鏡像と対比して判断すると、使用した Ti 原料の種類には関係なく

(1) 光学顕微鏡に認められる微細な球状相にはその相互の量的割合は個々によつて異なるけれども明らかに相当量の Ti と V が含まれている。

(2) Cr は素地の方に多く固溶している。

(3) W はとくに M-TiB においては Ti, V と同じ場所に含まれているように思われるが、球状炭化物とほぼ同じ位の大きさの W を主成分とする M₆C 炭化物が、球状の炭化

物に隣接あるいは近接して存在する上に、光学顕微鏡組織の観察をエッチングなしで行なっているため、 M_6C 炭化物の存在とWのピークの位置関係を確認出来なかつたために

Wのピークが球状炭化物のものか、 M_6C 炭化物のものか正確に判断出来なかつた。

このマイクロアナライザー試験の結果、検鏡試片バフ磨きのときに浮彫される事実、MC型炭化物の検鏡用腐食液による着色およびTiCとVCは結晶構造がともに面心立方で、その格子常数も近いことから、Ti高速度鋼に見られる微粒の球状炭化物はTiとVを主成分とするMC型炭化物と判断される。炭化物粒度が小さいため炭化物個々の組成を定量することは出来ないが、TiおよびVのピークの高さの比から考えて炭化物個々によつてTi量とV量の相対的割合は異なっているであろう。

3. 切削試験

Minkevich and Ivonov のデータではVをTiで置換すると切削寿命は1/20程度になり⁽³⁾、小柴も0.5%以下のTiの添加で性能が低下するといっている⁽¹⁾。

Fig.5に切削試験の結果を示す。Mo系においてTi高速度鋼はS55C断続切削性能においては M_2, M_4 と差がなく、SCM5の高速切削においてM-TiAは M_2, M_4 よりもすぐれているがM-TiBでは大差ない。SCM5の低速切削において横切刃の逃げ面の摩耗は M_2, M_4 よりも小さいが、ノーズ部の逃げ面摩耗は大きい。W系においても低速切削の結果には差がないが、SCM5高速切削においてTi高速度鋼の性能がすぐれていることは同じである。

SCM5低速切削においては韌性の小さい材料ほどノーズ部の摩耗が大きくなりやすいと考えられること、およびS55C断続試験においては耐熱性(高温摩耗抵抗)が結果に影響することがこれまでの試験結果より明らかであり、したがつてもTi高速度鋼が M_2, M_4 あるいは T_1 と同じ韌性を持つならS55C断続切削試験結果はSCM5高速切削性能のすぐれたTi高速度鋼の方がよい値を示すはずであ

Photo.2 X-ray scanning image.

Photo. 3 Results of linear X-ray micro analysis.

るが、試験結果では差がないことを考えると、Ti 高速度鋼は Ti を含まない鋼に比して耐摩耗性(低温および高温にお

を主成分とする MC の間の量、形状、硬さ、機械的性質などの差によるものと思われ興味ある事実である。

また Ti 原料の種類の影響は組織や熱処理挙動には見当らなかったが、切削性能に関しては SCM 5 高速切削で金属 Ti を使用したものは Fe-Ti、あるいは TiC, WC-TiC を使用したものに比して性能が劣っている。この原因は不明であり解明すべき問題である。

V. 総 括

基本型の高速度鋼に Ti を加えるとともに C 量を増加した高速度鋼をつくり、熱処理挙動、組織、切削性能を調査してつぎの結果が得られた。

(1) Ti 高速度鋼においては焼入硬さがやや低かったが、焼もどし硬さは Ti を含まぬ鋼とほぼ等しい。

(2) Ti 高速度鋼においては Ti と V を主成分とする MC 炭化物が存在し、この炭化物は V のみの MC 炭化物に比較して球状でその量も V のみの鋼に比して多い。

(3) Ti 原料として純 Ti, Fe-Ti, TiC, TiC-WC を使用したが組織、Ti 炭化物組成などには明らかな差異が認められなかった。

(4) Ti 高速度鋼は高温における耐摩耗性能(耐熱性)が要求される硬質材の高速切削において、高 V 高速度鋼には見られないすぐれた切削性能を示す。この原因は V のみの MC 炭化物と Ti, V を主成分とする MC 炭化物の諸性質の差や、量、形状、分布などの差異によるものであろう。

なお終りに本研究に御指導をいただいた東北大学名誉教授村上武次郎博士、東北大学教授今井勇之進博士に謝意を表する。

Fig.5 Cutting ability of each steel.

ける)はすぐれているが、靱性には劣ると見られる。

M₂ に Ti を加える 代りに V を Ti の倍量だけ多くした M₄ においてはこの条件ではとくに M₂ との間に性能の差は見当らない。その後の研究によれば V の増加は SCM 5 高速切削性能を向上はするが平均して Ti の 3 倍量ではじめて同じ程度の効果が認められた。Robert⁽³⁾も耐摩耗の向上は V より Ti が有効で、平均して 1% の Ti は 2.2% の V に匹敵すると述べている。これは V 単独の MC と Ti, V