

論 文

UDC 669.14.018.252.3-138 : 539.538

噴霧粉より作られた高速度鋼の耐摩耗性*

新 井 透**・小 松 登**

Wear Resistance of High Speed Steels Made from Atomized Powders

Tohru ARAI and Noboru KOMATSU

Synopsis:

This study is aimed to investigate the wear resistance of high speed steel made from atomized powders. The specimens for wear test were prepared by canning extrusion of the SKH9 steel powders with or without various kinds of carbide or nitride powders. Wear tests were, also, carried out for commercial forged SKH9 steel and commercial isostatically compressed SKH9 steel made from atomized powders.

The results are summarized as follows:

- 1) At high sliding speed, the high speed steel made from powders shows better wear resistance than the forged high speed steel. But at low sliding speed, no significant differences are found between them.
- 2) Addition of TiC , WC , TiN or AlN increases wear resistance of high speed steel at both high and low sliding speeds.
- 3) Especially, TiC and TiN are very effective in improving wear resistance.

(Received Mar. 4, 1974)

1. 緒 言

噴霧粉を焼結、熱間圧縮、熱間押出などの手段を用いて圧密化することによつて微細な炭化物が均一に分布した高速度鋼（以下粉末高速度鋼と称す）を製造する技術が注目されている。この技術の狙いの第一はこれまでの鍛造材に一般的であつた、粗大な炭化物の偏在や炭化物分布の不均一に起因する種々の問題点を解決することであり、その第二は炭化物の微細化による切削性能や耐摩耗性、靱性などの諸特性の改善である。

後者に関しては粉末高速度鋼がすぐれた切削性能を示したとの報告がいくつか見られ^{1)~3)}、靱性についても同様であるが⁴⁾⁵⁾、耐摩耗性についてはこれまでほとんど報告されていない。これは高速度鋼の主な用途が切削工具であるためであるが、われわれは金型材料への使用を重視して粉末高速度鋼の耐摩耗性を明らかにしようとした。これは同時に耐摩耗性に対する炭化物サイズの影響を明らかにする点で先きに行つた高速度鋼の組織と耐摩耗性の関係を調べる研究⁶⁾⁷⁾の一環でもある。

また本研究では噴霧粉のみを固めた高速度鋼のほかに炭化物および窒化物の粉末を添加した高速度鋼をも試験

材として用いた。多量の炭化物や窒化物を組織中に均一に分布させ得るのは粉末を圧密化する製造法の大きな利点であるので、これを生かして耐摩耗性の著しくすぐれた高速度鋼を作ろうとしたのである。

2. 実験方法

2-1 実験材料

実験に用いたのは (1) 比較用鍛造材、(2) ガス噴霧粉を熱間静水圧圧縮によつて固めたもの（以下圧縮材と称す）、(3) 水噴霧粉をキャンニング押出によつて固めたもの（以下押出材と称す）、(4) 水噴霧粉と炭化物あるいは窒化物の粉末の混合粉をキャンニング押出によつて固めたものである。鋼種はすべて高速度鋼 SKH9 であつて^{1)~3)}、化学組成は Table 1 のとおりである。

圧縮材は ASEA-STORA 製であつて、ガス噴霧粉を軟鋼容器に入れた後 3 200 bars で冷間静水圧圧縮、さらに 1 150°C、1 000 bars、1 hr の条件で静水圧圧縮して作られている。容器のシールにさいしては 500°C に加熱しながら、 10^{-3} Torr に 8 hr 減圧処理されたものである。なおこの圧縮材を入手後 43 mm ϕ に鍛伸して用いた。

* 昭和49年3月4日受付

** (株)豊田中央研究所 工博 (Toyota Central Research and Development Laboratories Inc., Hisakata, Showa-ku Nagoya 468)

Table 1. Chemical compositions of tested steels (wt %).

		Elements								
		C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	O	N
Forged steel (commercial)	A	0.83	6.17	5.18	4.06	1.86	0.24	0.33	0.017	0.042
	B	0.96	6.43	4.59	3.82	1.94	0.25	0.36	—	—
Isostatically compressed steel (commercial)		0.85	6.4	5.0	4.2	1.9	0.2	0.3	—	—
Canning extruded steel	1 a	0.75	6.38	5.21	4.44	1.80	0.30	0.14	—	—
	1 b	0.70	6.38	4.83	4.53	1.78	0.13	0.14	0.74	0.279
	2	0.86	6.62	4.96	3.82	1.87	0.15	0.17	0.40	0.040

Forged steel No. A and No. B were tested in comparison with hot extruded steel and canning extruded steel, respectively.

Table 2. Conditions of canning extrusion.

Lot No. of extrusion	1 a	1 b	2
Lot No. of atomized powders	A	B	C
Size of atomized powders	—100 mesh	20~100	20~150
Condition of reduction	700°C, 30 min in H ₂		1100°C, 2 hr in H ₂ (0.8 wt% graphite powder added)
Inner dia. of can	100 mm		50
Outer dia. of can	172		60
Exclusion of air from can	Substituted by Ar		Evacuated by rotary pump
Heating temperature of billet	1 130°C		1 160
Press for extrusion	2 300 ton horizontal press		500 ton vertical hydraulic press
Dia. of extruded bar	38 (37.6)		15 (12.5)
Ratio of extrusion	22 (14)		16 (16)

押出材は熱処理特性に関する先の報告⁸⁾に示すように圧縮された噴霧粉を軟鋼容器に脱気封入し、これを加熱後押出することによって作った。押出は2回にわけて行ない、1回目と2回目では Table 2 のように粉末の粒度、還元条件、押出の条件などが異つている。第2回目の押出材は Table 1 に示すとおり第1回目の押出材に比べてO量およびN量が少ない。なお用いた噴霧粉の組織については詳しく報告済みである⁹⁾。

(4)の押出材は(3)の押出材の製作にさいして、噴霧粉と炭化物粉あるいは窒化物粉の混合粉を用いて、(3)と同じ条件で作った。配合はV型攪拌器を用いて行つた。

No. A 噴霧粉には 2.5, 5, 10 wt% の TiC, 15, 30

wt% の WC, 3 wt% の SiC, No. B 噴霧粉には 1.2 wt% BN, No. C 噴霧粉には 5, 10, 15, 20 wt% TiC, 1, 2.5, 5, 10, 20 wt% TiN 5 wt% の AlN を配合した。

添加された炭化物粒あるいは窒化物粒の公称粒度は TiC 2~6 μ , WC 1 μ , SiC 1 μ , TiN 5 μ , AlN 20 μ , BN 0.5 μ であるが、組織写真に見られるように TiC や TiN には 20 μ 程度の粗粒が含まれている。なお(3)(4)共第1回に押出されたものを第1回材、第2回に押されたものを第2回材と呼ぶことにする。

これらの鋼材から約 10×5×70 mm の角材を切り出し、塩浴による焼入焼もどしを施した後、研削および 800# エメリー紙で仕上研磨して摩耗試験片とした。

炭化物粉あるいは窒化物粉を添加した押出材に対しては 1200°C または 1150°C 焼入, 575°C 焼もどしと 1100°C 焼入, 200°C 焼もどしの2つの条件を選んだ。前者は十分に炭化物を固溶させた後、二次硬化させる一般の切削工具用の熱処理条件に近く、後者は、いわゆる Under hardening に属する条件である。これ以外の実験材についてはより広く熱処理条件の影響を見る目的で、焼もどし温度を 575°C または 200°C 一定として焼入温度を $1000\sim 1200^{\circ}\text{C}$ に変化させた。試片の硬さおよび組織は以下のとおりである。

Fig. 1 は熱処理条件との関係で示した圧縮材の硬さ、Fig. 2 は同じく押出材 (第1回材) の硬さである。両図に用いられている比較用鍛造材は異なるロットのものである。また Photo. 1 は圧縮材および押出材の顕微鏡組織である。Fig. 1, Fig. 2 から明らかなように 1100°C 以下では鍛造材よりも圧縮材および押出材のほうが高い硬さを示している。これは炭化物が微細なのでオーステナイト化時に固溶しやすいためである⁸⁾。なお押出材の組織に見られる黒い帯は酸化物である。

Photo. 2 (a), (b) は TiC が添加された第2回の押出材の押出方向に垂直な断面の組織である。腐食なしで浮彫られて見える数 $\mu\sim 20\mu$ の角ばった形の粒が分布しているが、押出方向に平行な断面で見るとこの粒は押出の流れに沿って一列に並んでいる。この粒をX線マイクロアナライザーで調べると、微粒のものには中心部まで、粗粒のものには周辺部のみに V が少量含まれてはいるが、Ti と C からなっており、また電解残渣から TiC の回折線が強く検出されるので (Ti, V) C あるいは TiC であると判断される。

また Photo. 2 に見られるように TiC 添加量が 5 wt% までは穴がほとんどないが、10 wt% 以上では多数の穴

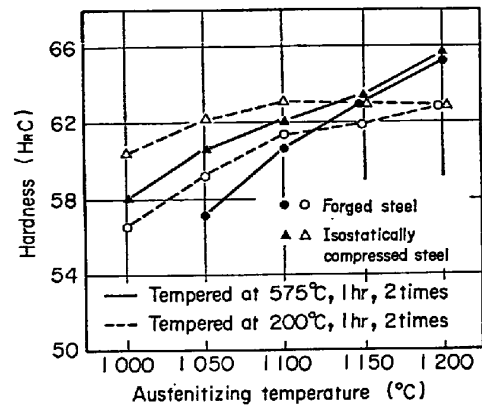


Fig. 1. Effect of austenitizing and tempering temperatures on the hardness of commercial isostatically compressed and forged SKH9 steels.

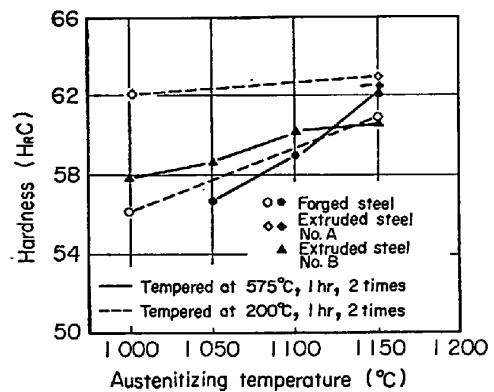


Fig. 2. Effect of austenitizing and tempering temperatures on the hardness of canning extruded and commercial forged SKH9 steels.

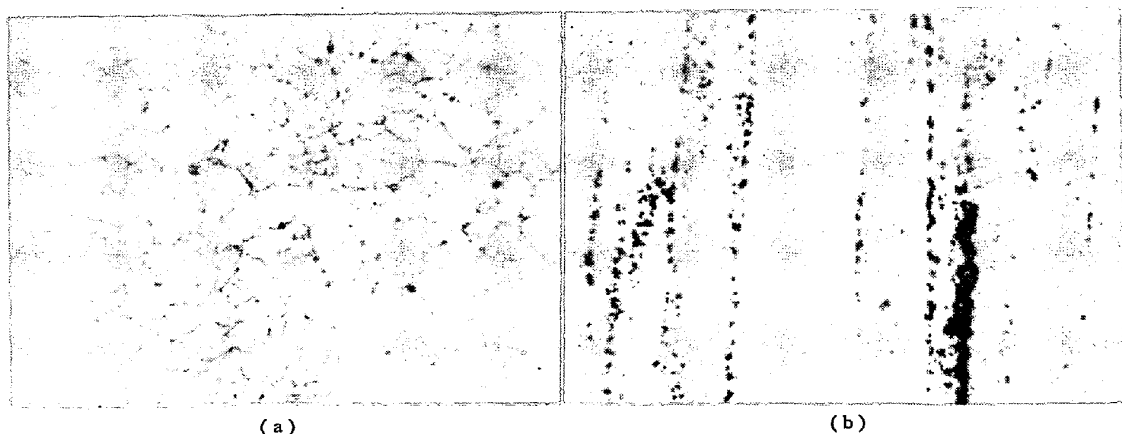


Photo. 1. Microstructures of isostatically compressed (a) and canning extruded (b) SKH 9 steels (1200°C , 10 min, OQ, Nital, $\times 1000$). (1/7)

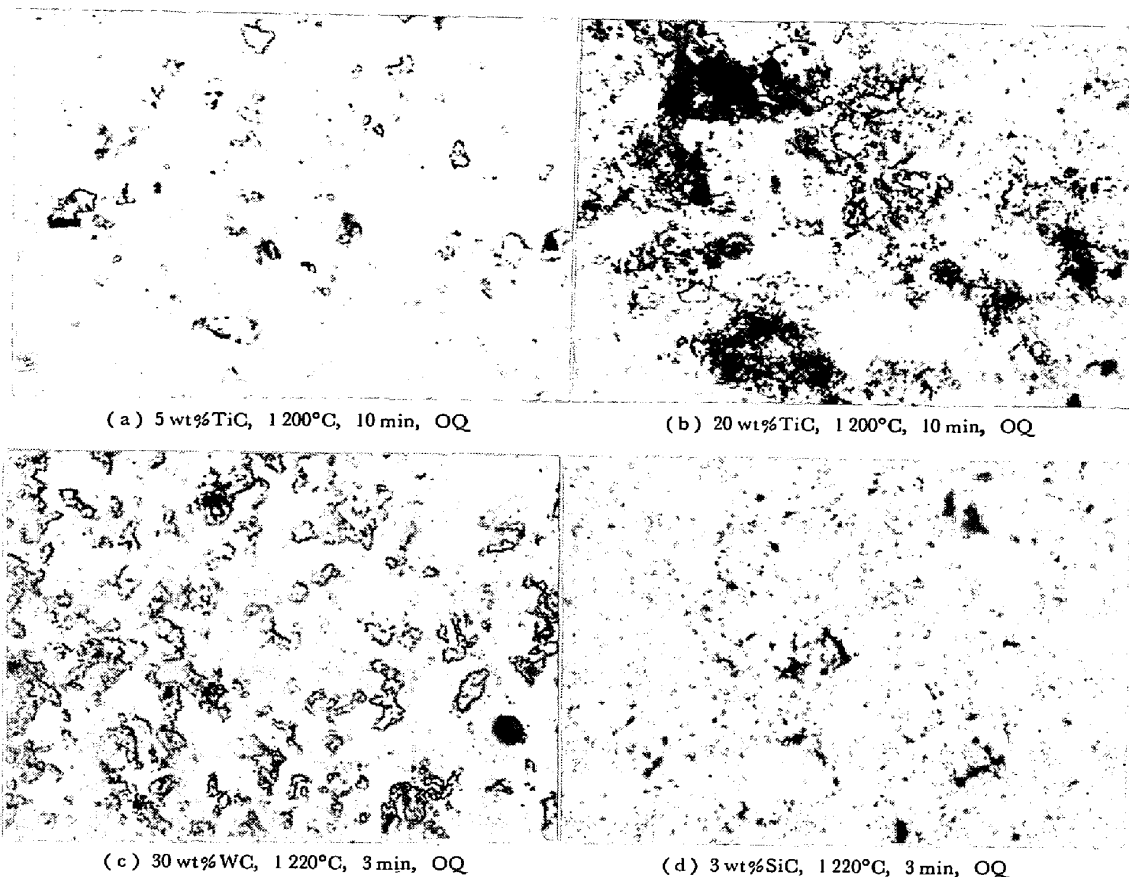


Photo. 2. Microstructures of canning extruded SKH9 steels with addition of TiC, WC, or SiC (Nital, $\times 400$). (6/7)

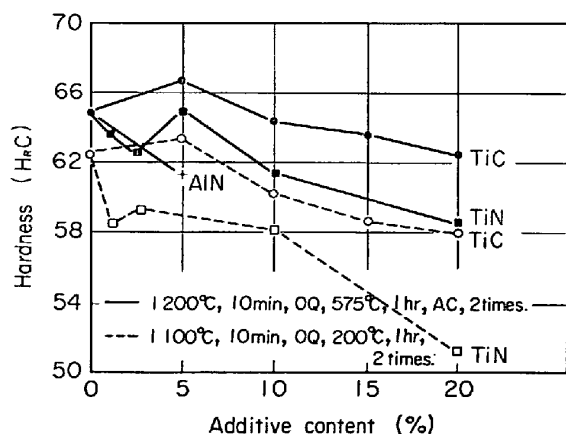


Fig. 3. Effect of the additive content on the hardness of canning extruded SKH9 steel. Additive; TiC, TiN or AlN

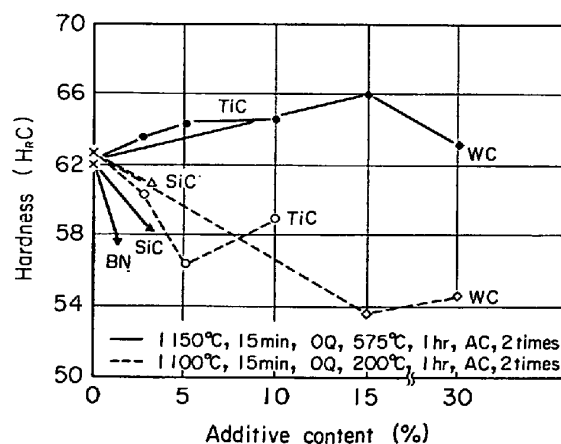


Fig. 4. Effect of the additive content on the hardness of canning extruded SKH9 steel. Additive; TiC, WC, SiC or BN

が存在している。

試片硬さは Fig. 3 および 4 に示されているが、TiC 添加量が 5 wt% 以上では添加量の増大とともに硬さは低下する傾向である。これは穴の存在によるのであろう。なお TiC 添加鋼の熱処理特性を詳細に調べてみると TiC 添加によって焼入硬さは低下し、また無添加鋼

とは二次硬化量、最高の焼もどし硬さを示す焼もどし温度などに差を生じており、添加された TiC がそのまま基質中に機械的に分散しているのではなく、固溶や高速度鋼との間の元素の移動によって高速度鋼の組成に変化を与えていると判断される。サブゼロ処理による硬さ向上によって確かめると、TiC 添加鋼には残留オーステナ

イトが多い。

WC 添加鋼の組織は Photo. 2(c) に示されているが細長い不規則な形の粒が不完全な網目状に分布している。X 線マイクロアナライザー分析ではこの相は W と C のほかに Mo を含んでいるが、電解分離残渣の X 線回折では WC が同定されることから一部は M_6C としても大部分は WC と考えられる。15 wt% 添加鋼には穴は少ないが、30 wt% 添加鋼には多数の穴が存在している。その影響は Fig. 4 に示した試片硬さに現れている。1100°C 焼入れ、200°C 焼もどしの硬さが低いのはやはり残留オーステナイトが多いためと考えられる。

SiC 添加鋼の組織は Photo. 2(d) に示されている。多数の炭化物らしい相が分布しているが、これは形状から見て添加された SiC がそのまま分布したものではない。焼入硬さは TiC 添加鋼、WC 添加鋼に比べてさらに低く (1100~1200°C 焼入で H_{RC} 42~43)、焼もどし硬化量は著しく大きい。試片硬さは Fig. 4 のように無添加鋼より低い。

Photo. 3(a)(b) は TiN 添加鋼の組織である。TiC 添加鋼と同じように角ばった腐食なしで浮彫されて見える粒状相が分布している。X 線マイクロアナライザーに

よれば粗粉は TiN、微粒は V が固溶した (Ti, V)N と判断された。添加量が 10 wt% を越えると穴が目立つて多くなっている。

試片硬さは Fig. 3 に示したとおりである。10 wt% 以上の TiN 量で硬さが低下しているのは穴の存在によると考えられる。詳細に調べたが TiC 添加鋼や WC 添加鋼とは異つて焼入温度の変化に伴う焼入硬さ変化の傾向は無添加鋼と変らなかつた。したがつて一部の TiN の (Ti, V)N への変化はあつても基質に大きな組成変化を与えることなしに TiN が機械的に分布している状態に近いと考えられる。

Photo. 3(c)(d) は BN あるいは AlN 添加鋼の組織である。どちらも腐食なしで灰色に見える相が分布している。試片硬さは Fig. 3 および 4 に示す通り無添加鋼に比べて低い。これは穴が存在するためであろう。焼入温度の変化に伴う焼入硬さの変化の傾向からやはり基質には大きな組成変化を与えていないと考えられる。

2.2 摩耗試験

使用した試験機は大越式迅速摩耗試験機である。相手材 (30φ 回転試片) として構造用合金鋼 SCM21 球状化なまし材を選んだ。回転試片の表面状態を一定に保つた

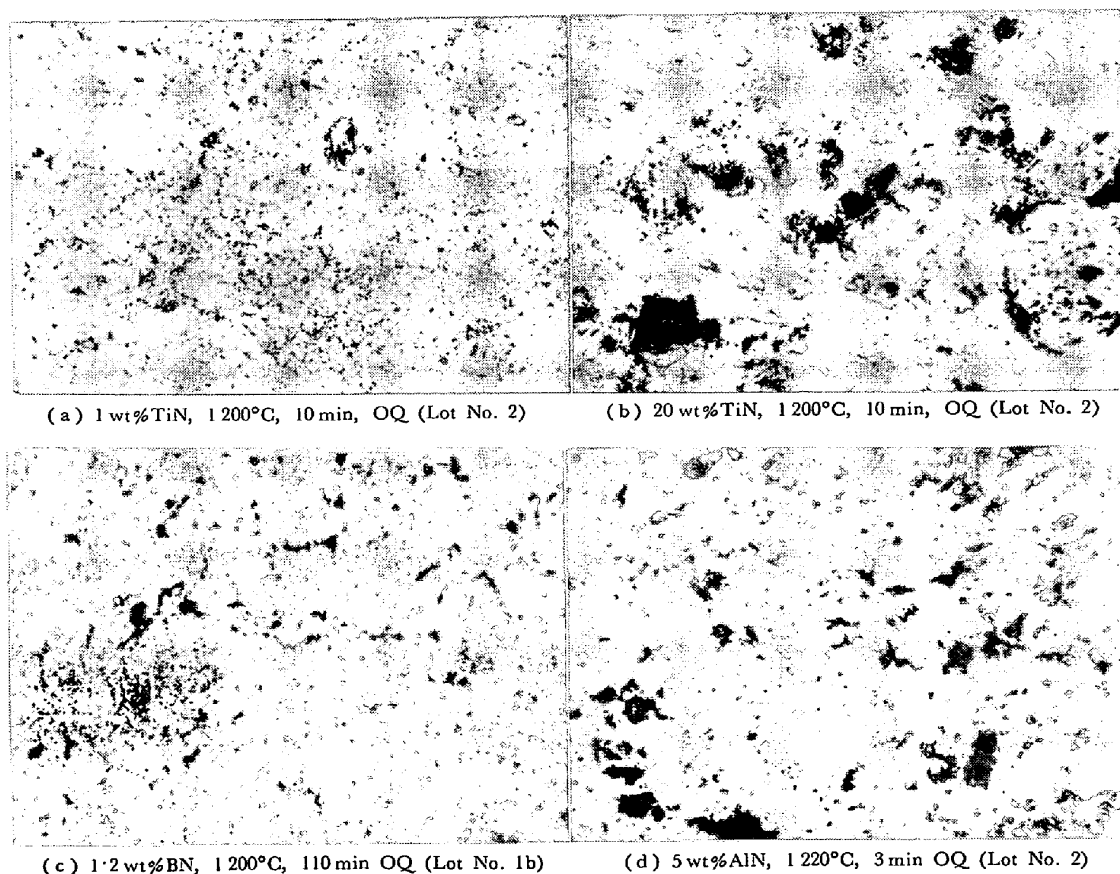


Photo. 3. Microstructures of canning extruded SKH9 steels with addition of TiN, BN or AlN. (Nital, $\times 400$)

めに1回の試験ごとに付属の砥石で研削した。研削によつて直径が減少するので1つのグラフを求める間の直径変化量は ± 0.075 mmに保つたが、試験の初期と終期では1 mm程度の差がありグラフ相互間の摩耗量の比較は多くの場合不都合である。

荷重は最終荷重で3.3 kgとした。すべり距離は600 mである。すべり速度と摩耗量の関係を調べる場合にはすべり速度を0.1~4.6 m/secの範囲で変化させたが、多くの場合代表として3.0 m/sec(以下高速と称す)、および0.3 m/sec(以下低速と称す)を選んだ。潤滑剤は使用しなかつた。

摩耗量は投影機を用いて測定した摩耗痕の幅から算出したすべり距離1 m、荷重1 kg当りの摩耗体積 $\text{mm}^3/\text{m} \cdot \text{kg}$ (以下比摩耗量と称す)で示した。すべり速度の影響を見る場合には1回、他は3回の繰返しを行った。この試験条件はさきに熱処理条件を変えた鍛造材高速度鋼について行つた⁶⁾のと同じである。

3. 実験結果

まず圧縮材と鍛造材の摩耗量を比較した結果がFig. 5である。これを求めるにあつて押出材について摩耗量の速度依存性を調べたところ、後のFig. 7に見られるように0.6 m/sec付近で極大、1 m/sec付近で極小を

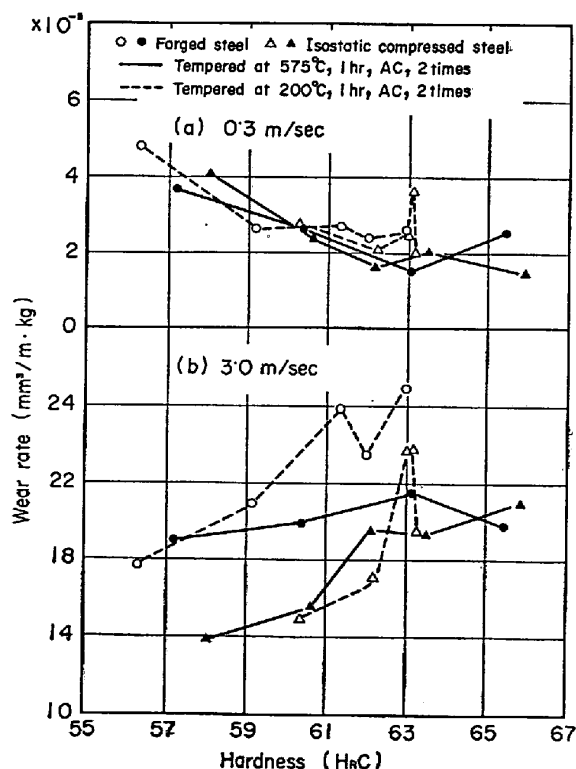


Fig. 5. Relation between wear rate and hardness for isostatically compressed forged SKH9 steels.

示した後、速度の上昇とともに摩耗量は著しく増大する傾向を示した。これは先きに鍛造材について得たのとまったく同じ傾向であつて⁶⁾、速度依存性には鍛造材と押出材、そして多分これらと圧縮材の間に大きな差がないであろうと判断して以後の実験では速度を0.3 m/sec(低速)および3 m/sec(高速)一定として行つた。横軸に硬さをとつたのは鍛造材についての先きの実験⁶⁾から低速の摩耗量は焼入温度よりも試片硬さに強く支配されることが確かめられているからである。この図から低速の場合同一硬さでは圧縮材と鍛造材の間に摩耗量の差はほとんどない。もし同一焼入温度で比較すると圧縮材のほうが硬さが高いために摩耗量は小さい。一方高速ではとくに200°C焼もどしの場合には全硬さ範囲において圧縮材のほうが摩耗量は小さく、575°C焼もどしでもHRC 65以上の硬さを除いては圧縮材のほうが摩耗量は小さい。

Fig. 6は押出材と鍛造材の摩耗量の比較を行つた結果であつて、低速では硬さの低い場合に押出材のほうが多少小さい程度であるが、高速では押出材のほうが明らかに小さい。したがつて鍛造材との比較では押出材は圧縮材と同じ傾向である。

また押出材では第1回材と第2回材では製造条件が異なり、とくにO含有量には差があるが、低速の摩耗量には明確な差がないと判断される。それは後のFig. 9に示したように第1回材と第2回材を同時に試験して摩耗量を硬さで整理すると低速では第2回材は第1回材の各点を結んだ延長線上にほとんど乗っているからである。高速についてはこれだけで明確な判断は困難であるが、鍛造材について高い温度で焼もどした場合高速では硬さの上昇とともに摩耗量は増大するか、余り変化しない⁶⁾

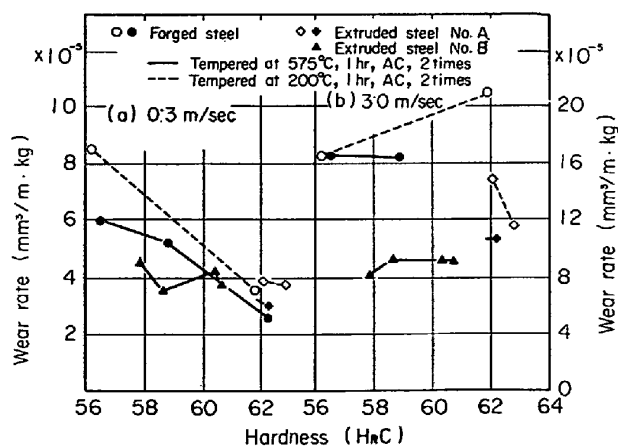


Fig. 6. Relation between wear rate and hardness for canning extruded and commercial forged SKH9 steels.

ので、やはり第1回材と第2回材の間には大きな差はないであろう。

なお圧縮材、押出材とも 200°C よりも 575°C で焼もどしたほうが高速の摩耗量が小さいのが目立っている。Fig. 7は TiC, TiN, あるいは BN を添加した鋼および無添加鋼について得た すべり速度-摩耗量曲線である。TiC 添加鋼は第1回材である。TiC 添加鋼において TiC 添加量 2.5 および 5 wt% では 1 m/sec 付近で摩耗量が極小となる傾向が見られるが、10 wt% ではこれは見ら

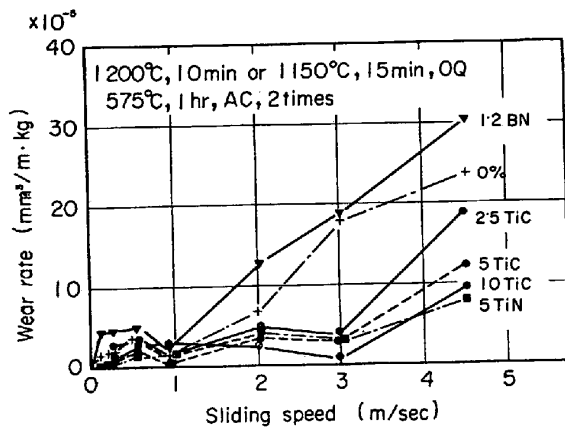


Fig. 7. Effect of sliding speed on wear rate for canning extruded SKH9 steel with or without TiC, TiN or BN.

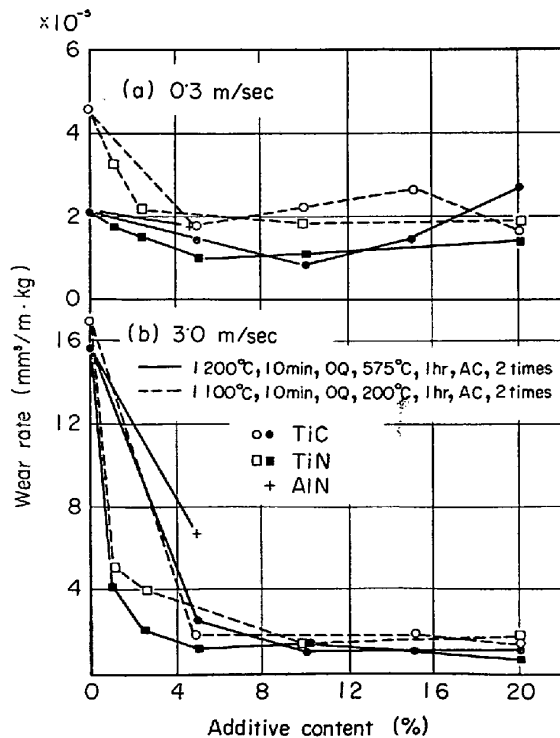


Fig. 8. Effect of additive content on wear rate of canning extruded SKH9 steel with TiC, TiN or AlN.

れない。また TiC 添加鋼に共通しているのは 3 m/sec 付近に極小が現われていることである。5 wt% TiN 添加鋼は TiC 添加鋼と同様の曲線を示しているが、1.2 wt% BN 添加鋼は無添加鋼に近い。

Fig. 8は第2回材, Fig. 9は第1回材について添加量と摩耗量の関係を整理した図である。これから TiC について見ると高速では熱処理条件にかかわらず添加量とともに摩耗量は減少し、無添加鋼の 1/10 程度になっているが、低速では 10 wt% までは減少しそれ以上ではかえって増大している。この TiC 添加の影響を硬さとの関係で見たのが Fig. 10 であるが、TiC 添加鋼は同一硬さで比較しても無添加鋼に比べて摩耗量は小さい。TiC 添加量が 10 wt% 以上になると低速の摩耗量が増すのは穴の増加によるのであろう。

WC 添加の影響については Fig. 9 に見られるように添加量 15 wt%, 30 wt% でほぼ同程度に低速および高速の摩耗量を減少させている。図は省略したが同一硬さで比較しても WC 添加鋼は無添加鋼に比べて著しく小さい。

SiC 添加の影響については Fig. 9 のように高速の摩耗量は減少しているが、低速の摩耗量は増大している。しかし硬さが同じ無添加鋼と比較すると高速でも低速でも摩耗量は無添加鋼と等しい。

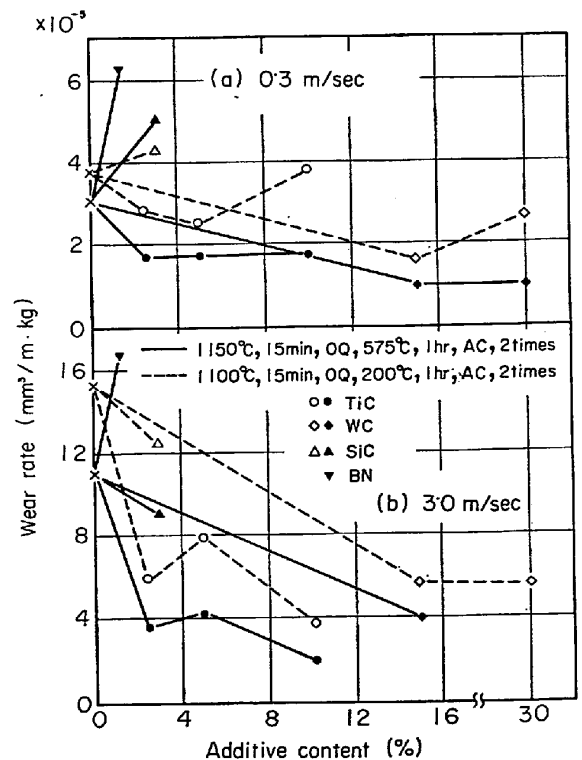


Fig. 9. Effect of additive content on wear rate for canning extruded SKH9 steel with TiC, WC, SiC or BN.

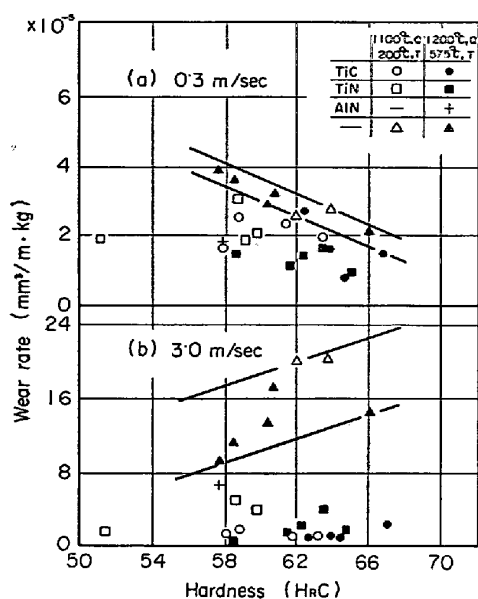


Fig. 10. Relation between hardness and wear rate for canning extruded SKH9 steel with TiC, TiN or AlN.

TiN 添加の影響は Fig. 7, 8 および 10 に見られるように TiC 添加の場合とよく似ており、添加量とともに摩耗量は減少し、同一硬さで比較しても摩耗量は小さい。

AlN 添加の場合には摩耗量の減少の程度は小さいが傾向としては TiN 添加と同じである。しかし BN 添加の場合には著しく異なる。Fig. 9 の低速でも高速でもまた Fig. 7 の全速度域でも摩耗量は増大している。同一硬さで比較しても無添加鋼より摩耗量は大きい。

以上の結果から TiC, WC, TiN あるいは AlN の添加によつて低速の摩耗量も高速の摩耗量も減少することが明らかになったが、これらの中でとくに効果の大きいのは TiC および TiN である。高速の摩耗量はこれらの 1 あるいは 2.5 wt% の添加で著しく減少している。

4. 結果に対する考察

圧縮材および無添加の押出材について認められた現象を整理すると以下のとおりである。(1) 1 m/sec 付近で極小を示す速度-摩耗量特性、(2) 低速では硬さの上昇とともに摩耗量は減少、(3) 高速では硬さの上昇とともに摩耗量はむしろ増大、(4) 高速では 200°C 焼もどしより 575°C 焼もどしのほうが摩耗量は小さい。これらの現象はすべて鍛造材高速度鋼について先きに認められており⁶⁾、したがつてこれらの現象は組織中の炭化物の大きさには支配されないことが明らかである。

実用上問題になるのはこれら粉末高速度鋼と鍛造材高速度鋼の耐摩耗性の比較であるが、低速では同一硬さで

比較する限り明確な差がない。したがつて焼入温度を低くできるという利点はあるにしても粉末高速度鋼を使用することによつて実用品の摩耗量を減少させ、耐久性を向上させることを期待できない。しかし高速の摩耗量については粉末高速度鋼とくに押出材は鍛造材高速度鋼より摩耗量が小さいので、このような条件で使用される場合には耐久性の向上が期待される。

鍛造材高速度鋼に関するわれわれの先きの研究によれば低速の摩耗はいわゆる非付着域に相当しており、酸化鉄からなる摩耗粉が発生し、摩耗量は試片硬さに強く支配されるが、高速での摩耗は付着域に相当し、摩耗は主として溶着によつて進行するので組織中に存在する炭化物物量が多いほど摩耗量は少ない⁶⁾。したがつて低速の摩耗量を同一硬さで比較すると粉末高速度鋼と鍛造材高速度鋼の間に差がないという本実験の結果は、低速での摩耗に関しては炭化物の大きさは硬さほど大きな因子でないことを意味している。一方粉末高速度鋼と鍛造材高速度鋼を比較すると同一焼入温度では粉末高速度鋼のほうが硬さは高く、オーステナイト化にさいしての炭化物の固溶量も大きい⁸⁾。したがつて組織中に存在している炭化物量は粉末高速度鋼のほうが少ないので、先きの鍛造材高速度鋼の結果をそのままあてはめれば粉末高速度鋼のほうが摩耗量は大きい筈である。しかるに粉末高速度鋼のほうが摩耗量が小さいので、炭化物の大きさも摩耗量を支配する因子であると考えなければならない。

付着域の摩耗の主体である凝着摩耗においては 2 つの物体の間にまず凝着による微細な結合部 (conjunction) が生じ、これが一方の物体に転移したり、脱落して摩耗粉となると考えられるのであるが、高速度鋼のように比較的凝着しにくい炭化物と凝着しやすい基質部が混在した組織を持つ材料においては摩擦面に現われている基質部の量のみならず、単位大きさ (いくつかの炭化物粒によつて囲われる広さであつて、例えば炭化物間の平均距離などで表現されるもの) も摩耗量を支配する因子であつて、これが小さいほど結合部が生じにくいのであろうと推定される。もしそうであれば粉末高速度鋼の炭化物が微細で、均一に分布していることが基質部の単位大きさを小さくし、これが炭化物の少ないことを補つて余りある程度に有利に働いたのであろう。なほ先きの鍛造材高速度鋼を用いた実験では摩擦熱によつて炭化物が固溶し、摩擦面直下の炭化物が減少するのが認められたが、この炭化物の固溶しやすさにおいても微細な炭化物を持つ粉末高速度鋼は不利であつて、摩擦開始前の基質の単位大きさの影響が大きいと考えるべきであらう。

なお粉末高速度鋼と鍛造材高速度鋼の間には O 含有量

にも差があるのであるが、O量では差の僅かな圧縮材と鍛造材の間でも摩耗量に相当の差があることから、O量が炭化物以上の影響を持つ因子とは考えられない。ただしとくにO含有量の大きい押出材ではOが摩耗量を減少させるのに幾分か寄与していることも考えられる。酸化物の存在は粉末の結合力を低下させて摩耗量を増大させる可能性を持つ反面、酸化物が溶着摩耗を減少させる可能性も高速度鋼の水蒸気処理などから推定される¹⁰⁾からである。

つぎに炭化物粉あるいは窒化物粉の添加によつて耐摩耗性の著しくすぐれた高速度鋼を作らんとする目的はTiCおよびTiNの添加によつて達せられた。添加量は5 wt% 以下が適当で、1 wt% でも相当の効果がある。添加量を5 wt% 以上に増しても摩耗量の減少は僅かであるし、逆におそらく穴の発生のために増大する傾向も見られた。ただ本研究に用いられたTiCやTiNは比較的粗粒であるので、微細な粉末を使用し押出条件を工夫すれば穴のない材料ができ耐摩耗性も向上するであろう。TiCやTiNを微細に分布させる手段としてTiとCあるいはNを添加した高速度鋼溶湯から製作した噴霧粉を使用することが考えられるが、この場合には(Ti, V)Cや(Ti, V)Nの形でTiの炭化物や窒化物が分布することが期待される。溶解時にTiCが添加されると(Ti, V)Cが分布し、著しくすぐれた耐摩耗性や切削性能を示すことは既に著者の一人によつて報告されているが¹¹⁾、TiCと(Ti, V)Cの差が耐摩耗性にもたらす影響については今後の課題である。なお本研究のWC添加鋼では添加されたWCの一部がWCのままで組織中に分布しているのが確かめられたが、WCとM₆Cの差の影響についても同様に興味ある課題である。

高速の摩耗量がTiC, TiN, WC, SiC, AlNの添加によつて減少する理由はこれらの炭化物や窒化物の添加によつて摩擦面を占める基質の量や単位大きさが減少するためであろう。これらは高速度鋼中に含まれているM₆C, MCと同様に鋼とは溶着しにくい物質であると考えられるからである。とくにTiCとTiNは少量の添加で高速度鋼中の炭化物の少々の増加やSiC, WCの添加では期待されないような著しい摩耗量の減少を示しているが、これはTiCやTiNがWCやM₆Cに比べて鋼に拡散しにくい¹²⁾ことによるのであろう。これに対して同様に鋼に拡散しにくいと考えられるAlNやBNの添加では摩耗量が僅かしか減少しないがむしろ増大するのはAlNやBNと基質の結合力が弱いためであろうと推察される。

つぎに低速の摩耗量であるが、先きの鍛造材高速度鋼

においても、今回の無添加鋼においても摩耗量は試片のロックウェルC硬さによつて強く支配され、ロックウェルC硬さによつて摩耗量がほぼ定められていたが、TiC, WC, あるいはTiN添加鋼は同一ロックウェルC硬さの無添加鋼に比べて小さい摩耗量を示した。これは同一硬さに熱処理された組成の異なる鋼が同一の摩耗量を示さない一般によく見られる現象と同じであつて、これらの添加物のすぐれた機械的破壊摩耗に対する耐摩耗性によるのであろう。

なお添加物の種類によつては基質に組成の変化、したがつて組織の変化(残留オーステナイトの増加など)が起つているが、摩耗量に対する影響については今のところ明確でない。ただ残留オーステナイト量の影響は大きくないことが鍛造材高速度鋼について認められており⁶⁾、炭化物や窒化物の粒子の分布自体の影響に比べれば無視し得るであろう。

5. 結 論

高速度鋼 SKH9 の噴霧粉の圧縮材、押出材 および SKH9 噴霧粉と TiC, WC, SiC, TiN, AlN, あるいは BN 粉との混合粉からなる押出材についてすべり摩擦による摩耗試験を行ない以下のような結論を得た。

1. 圧縮材、押出材の速度-摩耗量特性は鍛造材のそれと同じである。
2. 圧縮材、押出材とも低速の摩耗量では鍛造材と同等であるが、高速の摩耗量は鍛造材より小さい。
3. TiC, TiN の添加によつて速度-摩耗量特性は変化する。
4. TiC, WC, SiC, TiN, AlN の添加によつて高速の摩耗量は著しく減少する。
5. TiC, WC, TiN, AlN の添加によつて低速の摩耗量は減少する。
6. TiC, TiN の添加は耐摩耗性の向上にとくに有効であり、5 wt% 以下の添加で耐摩耗性が著しくすぐれた高速度鋼をつくることのできる。

文 献

- 1) C. L. KOBRIN: Iron Age, 207(1971) 23, p. 71
- 2) F. G. HOLTZ: Machinery, 75(1968) 4, p. 91
- 3) A. KASAK, G. STEVEN, T. A. NEUMEYER: Automotive Engg. Congress, Detroit, Mich, Jan. 10, [14] (1972)
- 4) 安藤, 岡山, 添野, 田村: 鉄と鋼, 59(1973) 4, '73-S 254
- 5) A. R. JOHNSON and J. C. HAMAKER: Tech. Rep. C 7-201 presented at ASM Metal Show, Oct. 19(1967)

-
- | | |
|---|--|
| 6) 新井, 小松: 鉄と鋼, 59(1973) 6, p. 738 | 10) R. F. NAVY: Tool Eng., 6(1960) 15, p. 92 |
| 7) 新井, 太田, 小松: 鉄と鋼, 58(1972) 4, p. 72-S 257 | 11) 近藤, 新井: 日本金属学会誌, 30(1966) 2, p. 112 |
| 8) 新井, 小松: 鉄と鋼, 58(1972) 7, p. 899 | 12) G. VIEREGGE: Stahl u. Eisen, 77(1957), p. 1233 |
| 9) 新井, 小松: 鉄と鋼, 58(1972) 9, p. 1246 | |
-