

UDC 669.15'292-194 : 669.14.018.252.3 : 621.762.224
: 621.7.016.2.01 : 539.4.016.3 : 539.42

論 文

高C高V系粉末冶金工具鋼の組織と機械的性質*

安藤 寿**・岡山 昭**・添野 浩***

Microstructures and Mechanical Properties of Sintered and Hot-Forged High-Carbon High-Vanadium Tool Steels

Hisashi ANDŌ, Akira OKAYAMA, and Kō SOENO

Synopsis:

Microstructures of steel powders containing 3.79 to 6.62% C, 16.48 to 37.55% V and 1% Cr, atomized by spraying water or argon gas, have been investigated. Vanadium carbides are uniformly distributed in the powders containing up to 5% C and 25% V. However, coarse spheroidal vanadium carbides are distributed with more than 5% C and 25% V.

Tool steels containing 3.4 to 4.4% C, 14 to 18% V, 2.7 to 3.2% Cr, 2.3 to 4.1% Mo, 4.7 to 9.7% W and 6.3 to 8.6% Co have been made by sintering water-atomized alloy powders in a vacuum and hot-forging to investigate their microstructures, heat-treatment, and mechanical properties. It is observed that fine vanadium carbides, the total volume per cent of which is about 40%, are uniformly distributed. Grinding is relatively easy in the tool steels as well as in the conventional high speed steel bar stock of JIS SKH 57. Furthermore, it is concluded that the tool steels hardened by quenching and tempering have a high hardness, high transverse rupture strength, and high notch-toughness because of the uniform distribution of fine carbides. Their cutting tool life is also greatly increased.

1. 緒 言

普通、高速度鋼の基地には、焼入状態において、 M_6C 、 MC などの炭化物が容積比で、約10%程度分散しているが、これらの炭化物をさらに多量に分散させれば、工具としての諸性質が改良されることが期待される。しかしインゴットプロセスによる製造では、従来組成の高速度鋼においても凝固時に晶出する炭化物の粗大化と分布の不均一を避けることができず、均質化熱処理、熱間加工によつて炭化物を細粒化し、分布を均一にするのは困難なため、粗大炭化物が不均一に分布した組織になりやすい。したがつて高速度鋼中にさらに多量の炭化物を分散させると、炭化物が著しく粗大化し、工具としての実用化が困難である。

一方、アトマイズ法によつて高速度鋼の急冷粉末を製造し、これを熱間で緻密化して高速度鋼を製造する方法^{1)~12)}によれば、普通の高速度鋼よりさらに多量の炭化物を含有させても、炭化物を微細かつ均一に分布させる

ことができると考えられるが、このように炭化物を多量に分散させた高速度鋼¹³⁾¹⁴⁾の性質については十分明らかにされていない。

本報告は、炭化物を形成しやすくまた溶解も容易な添加元素としてVを選び、まずどの程度まで炭化物(VC)を微細かつ均一に分布できるかを約1%Crを含む高C高V鋼の水およびArガスアトマイズ粉末の凝固組織より検討した。ついで $C \leq 5\%$ 、 $V \leq 25\%$ の範囲でCr、Mo、WおよびCoなどを添加した高C高V系工具鋼の水アトマイズ粉を熱間で緻密化し、組織、熱処理特性、抗折力および被研削性などの諸性質を溶製JIS SKH 57と比較して検討した結果である。

2. 実験方法

約1%のCrを含む高C高V鋼およびCr、Mo、WおよびCoなどを添加した高C高V系工具鋼を約2kg高周波溶解炉でArガスを吹きつけながら溶解し、溶鋼をノズルから落下させ、これに60 kg/cm²の高圧水ま

* 昭和49年11月本会講演大会にて発表 昭和49年12月20日受付 (Received Dec. 20, 1974)

** (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., 4026 Ōmika Kujicho Hitachi 319-12)

*** (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory Hitachi, Ltd)

Table 1. Chemical compositions of the alloys used (wt%).

No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Co	
1	3.79	0.43	0.31	0.98	—	—	16.48	—	Powders atomized with water
2	4.70	0.50	0.28	0.97	—	—	24.03	—	
3	5.47	0.70	0.33	1.01	—	—	26.53	—	
4	6.62	0.70	0.26	0.99	—	—	35.04	—	
5	4.66	0.55	0.34	1.00	—	—	24.03	—	Powders atomized with argon
6	6.60	0.84	0.28	1.01	—	—	37.55	—	
7	3.39	0.41	0.33	3.19	2.98	8.71	14.13	6.81	Sintered and hot-forged tool steels, atomized with water
8	3.59	0.53	0.37	3.10	2.35	4.90	14.37	6.33	
9	4.11	0.52	0.13	3.15	4.12	9.69	14.93	8.60	
10	4.35	0.55	0.27	2.76	2.43	4.72	16.33	6.84	
SKH 57	1.24	0.31	0.38	4.58	3.08	10.88	3.32	7.86	Bar stock

たは 10 kg/cm² の Ar ガスを噴射して溶鋼を細粒化し、アトマイズ粉を製造した。なお Ar ガスを噴霧媒とした場合は細粒化した溶鋼を噴霧タンク下部にためてある水中で冷却する方法をとった。製造したアトマイズ粉末を篩分して、60 mesh 以下の粉末を実験に供した。供試材の化学分析値を Table 1 に示す。試料 No. 1~No. 6 は約 1% の Cr を含む (3.79~6.62) %C-(16.48~37.55) %V 鋼アトマイズ粉で、試料 No. 1~No. 4 は水アトマイズ粉、試料 No. 5 および No. 6 は Ar ガスアトマイズ粉である。これらの粉末の凝固組織から、どの程度まで粉末中に炭化物 (VC) を微細かつ均一に分布できるかを検討した。試料 No. 7~No. 10 は粉末中に球状の粗大炭化物が晶出しない C および V 量の範囲で Cr, Mo, W および Co などを添加した高 C 高 V 系工具鋼の水アトマイズ粉を 1000°~1050°C, 4hr, ~10⁻⁴ torr で真空脱酸処理した。さらに処理粉を軟鋼製容器中に 5 t/cm² で成形後、1200°C, 2.5hr, ~10⁻⁴ torr で真空焼結を行ない、300 t 油圧プレスで押出加工し (加工比: 5:1) さらに密度上昇のため、1150°C でスエージ加工 (加工比: 25:1) した高 C 高 V 系粉末冶金工具鋼である。加工材の密度比はほぼ 100% で、真空溶融法による残留酸素量はいずれの試料も約 300 ppm 程度であつた。加工材について、焼なまし後の機械加工および焼入焼戻し後の被研削性を検討し、実用化の見通しを得たので、これら高 C 高 V 系粉末冶金工具について、12 mmφ×10 mm 長さの試片の焼入組織から炭化物の量、粒度分布および焼入、焼戻し硬さなどの熱処理特性を検討した。さらに 1180°~1260°C に 10 min 保持後油焼入し、525°~600°C, 1hr の焼戻しを 3 回行なつた試料について抗折力を検討した。なお比較材として用いた溶製 SKH 57 は 40 mmφ×40 mm 長さの熱間鍛造材をダイナパックで 12 mmφ に押出加工したものから試片

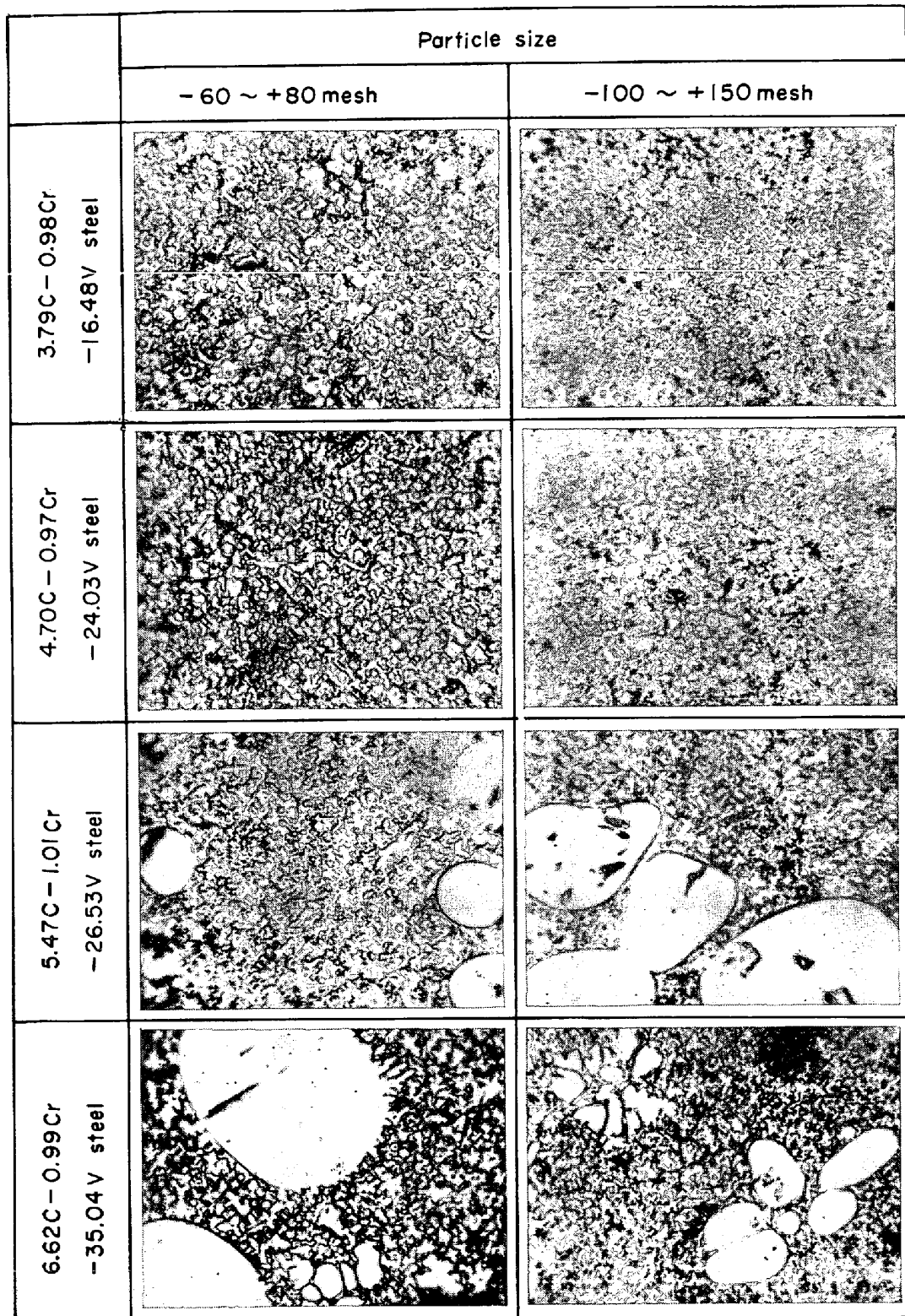
を採取した。被研削性は GC60H6V 砥石を 16m/sec の周速で回転させ、研削圧力 0.65 kg/cm² で 5 mm 幅×5 mm 厚さ×15 mm 長さの試片を 20 min 研削したのちの試片の重量減少量から評価した。抗折試験は 5 mm 幅×5 mm 厚さ×55 mm 長さの試片の中央に深さ 1 mm の各種半径の切欠を施し、試片に 3 点支持曲げ変形 (負荷速度: 約 1 mm/min) を与え、抗折力およびたわみを求めた。なお平滑試験片は 5 mm 幅×4 mm 厚さ×55 mm 長さとした。

3. 実験結果および検討

3.1 高 C 高 V 鋼アトマイズ粉の性状

通常のインゴットプロセスによる製造では、炭化物が著しく粗大化し、熱間加工および研削が著しく困難な部類に属する高 C 高 V 鋼においても、アトマイズ法という急冷凝固法を用いれば、炭化物を微細かつ均一に分布させることができると予想される。そこでまず基地強化元素として約 1% の Cr を含有する (3.79~6.62) %C-(16.48~37.55) %V 鋼の水および Ar ガスアトマイズ粉を製造した。C および V 量は V を 1% 増すごとに C を 0.2% 増量した。なお従来の高速度鋼で高 C 高 V 鋼といわれているものに SKH 57 があるが、SKH 57 よりも用いた鋼種は C 量で 3 倍以上、V 量で 5 倍以上含まれている。

Photo. 1 および Photo. 2 は約 1% の Cr を含む高 C 高 V 鋼の水および Ar アトマイズ粉の凝固組織を示すが、いずれの粉末も 50 vol% 以上の炭化物が含まれている。C<5%, V<25% の鋼種では、水アトマイズ粉の組織は 1μ 以下の微細な炭化物が均一に分布するが、Ar ガスアトマイズ粉は炭化物が比較的粗く、樹枝状に晶出している。これは粉末製造時の溶鋼の冷却速度に起因するものである。一方、C>5%, V>25% の鋼種で

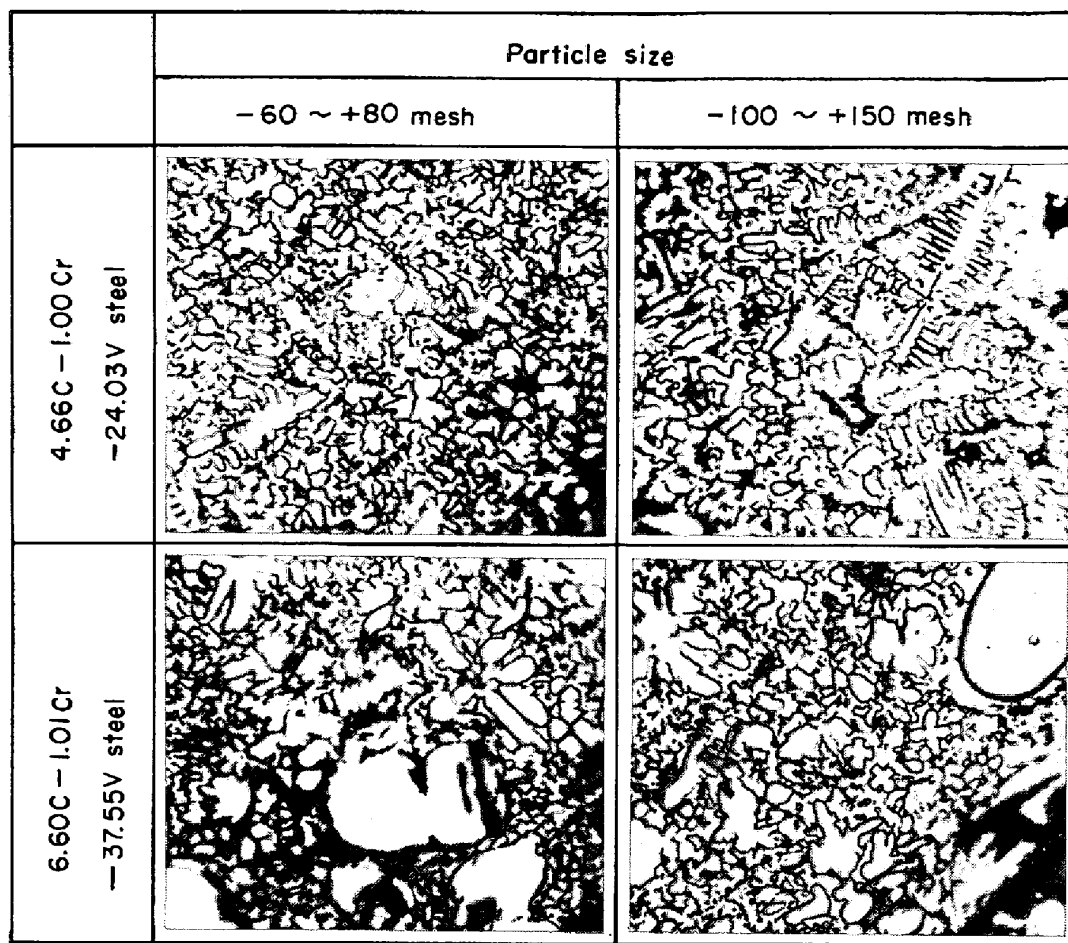


(× 1200)

Photo. 1. Micrographs of high-carbon high-vanadium tool steel powders atomized with water.

は水および Ar ガスアトマイズ粉のいずれの場合も微細炭化物に混つて球状の粗大炭化物が認められ、CおよびV量が多いほど、また粉末の粒度が粗いほど、粗大化しかつ多量になる傾向を示す。Fig. 1は Fe-C-V 三元状

態図の液相面温度¹⁵⁾を示し、Fig. 2は Fe-C-V 三元状態図の C=4% における切断状態図¹⁵⁾を示すが、CおよびV量が増すにともなつて、液相面の温度が高温側に移行し、L + ε (VC) の領域も拡張される。したがつ



(×1200)

Photo. 2. Micrographs of high-carbon high-vanadium tool steel powders atomized with pressurized argon gas.

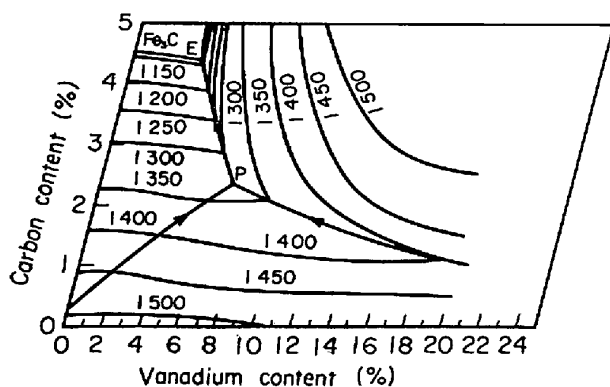


Fig. 1. Liquidus surfaces of Fe-C-V ternary phase diagram¹⁵⁾.

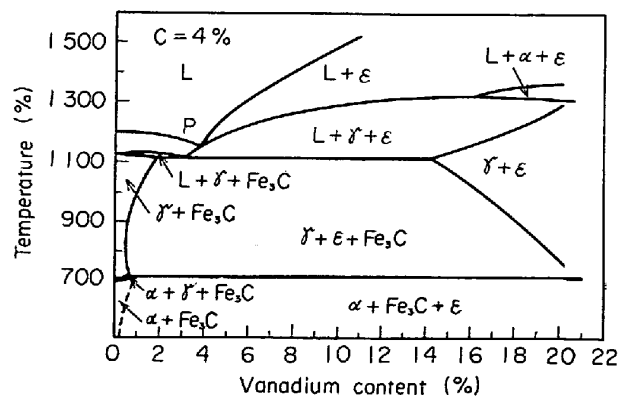


Fig. 2. Vertical section of Fe-C-V ternary phase diagram corresponding to 4 percent carbon content¹⁵⁾.

て Photo. 1 および Photo. 2 に認められる球状の粗大炭化物は、アトマイズ時の溶鋼温度が $(L + \epsilon)$ の範囲内か、液相面の温度よりわずかに高い温度であつたため $(L + \epsilon)$ 域で VC が急激に成長したものと考えられる。このような球状の粗大炭化物の晶出を防止するには、本実験で行なつた溶鋼温度 ($1800^{\circ}\sim 2000^{\circ}\text{C}$) 以上に上

昇させるか、あるいは合金元素添加により、液相面温度を低下させることが有効と考えられるが、これらについては別に検討する。

3.2 高C高V系粉末冶金工具鋼の性質

炭化物を多量に含有させて、耐摩耗性や切削性など材

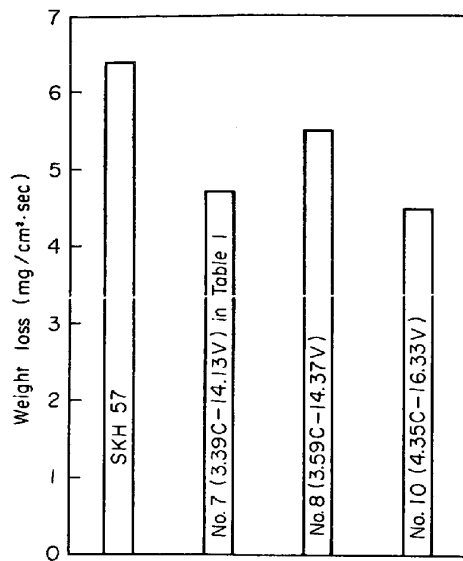


Fig. 3. Grindability of the sintered, hot-forged high-carbon high-vanadium tool steels and the SKH 57 bar stock, subjected to three repeats of tempering at 550°C for 1 hr after quenching from 1220°C into oil.

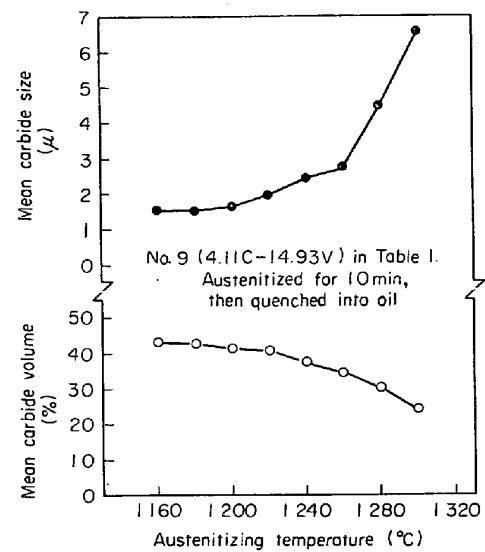


Fig. 4. Mean carbide size and volume vs. austenizing temperature of the sintered, hot-forged high-carbon high-vanadium tool steel.

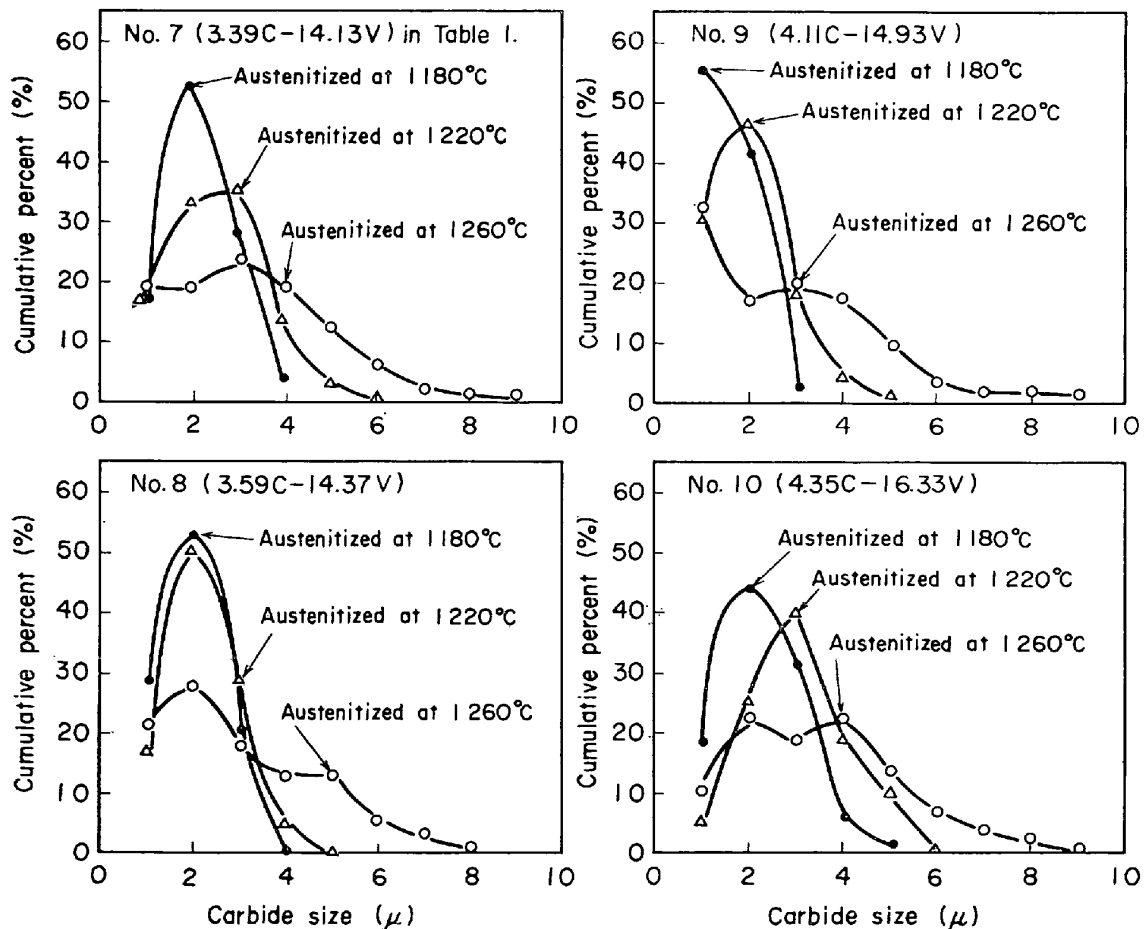


Fig. 5. Carbide size distribution of the sintered and hot-forged high-carbon high-vanadium tool steels quenched from indicated temperatures into oil.

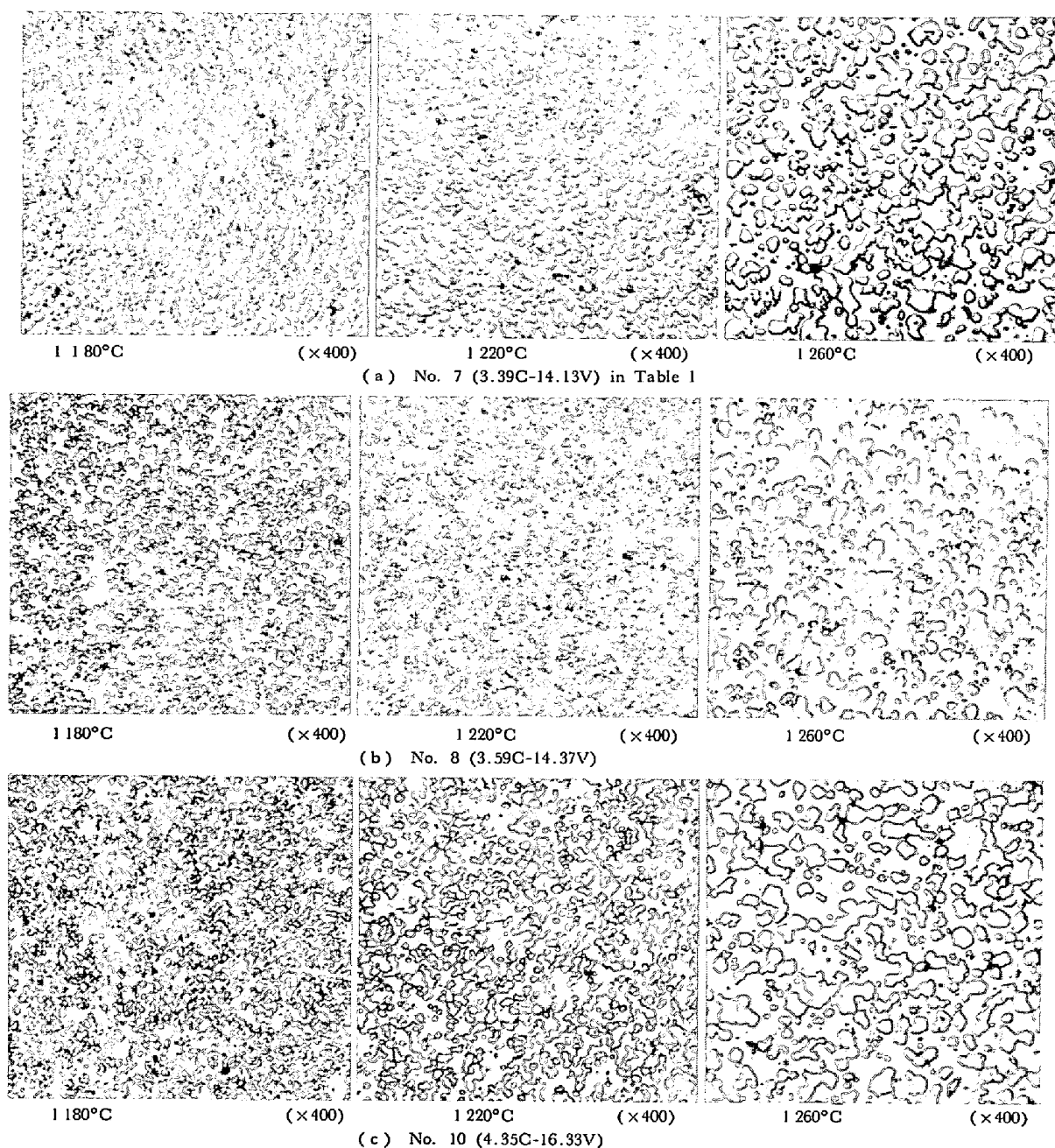


Photo. 3. Micrographs of the sintered and hot-forged high-carbon high-vanadium tool steels, quenched from indicated temperatures into oil.

質的にすぐれた鋼種を製造しても、その研削が著しく困難な場合には、工具の製作も困難になるので実用化できない場合がある。そこで、粉末中に球状の粗大炭化物が晶出せず、 1μ 以下の微細炭化物が均一に分布するC<5%, V<25%の組成範囲でCr, Mo, WおよびCoなどを添加した高C高V系工具鋼の水アトマイズ粉を $1000^{\circ}\sim 1050^{\circ}\text{C}$, 4hr, $\sim 10^{-4}$ torrで真空焼結し、油圧プレスで押出加工さらにスエージ加工して密度比をほぼ100%にした加工材(酸素量はいずれも約300ppm)について、焼なまし後の機械加工が可能かどうかおよび

焼入焼戻し材の被研削性を既に述べた方法で測定し、溶製SKH 57と比較した。高C高V系粉末冶金工具鋼を 900°C に2hr保持後、徐冷したのちの焼なまし硬さはいずれもHrC 40程度であり、機械加工可能な硬さを示す。実際に旋盤、平面研削盤で機械加工しても加工が比較的容易であつた。なお高速カッターによる切断においても溶製SKH 57よりも切断しやすいことを経験している。焼入焼戻し後の試料の被研削性を砥石で調べる方法で評価した結果をFig. 3に示すが、高C高V系粉末冶金工具鋼は溶製SKH 57と同程度に削りやすいこ

とが知れる。すなわち多量の炭化物が分散する高C高V系工具鋼でも粉末冶金法によつて炭化物を微細かつ均一に分布させたものを製造すれば、比較的容易に削ることができ、工具として実用化できる見通しを得たので、これらの材料について炭化物の分布状態、熱処理特性、抗折力などの性質を検討した。

Photo. 3は高C高V系粉末冶金工具鋼をナイトルで腐食した焼入組織の一例を示すが、炭化物の分布状態は実験に供した他の高C高V系粉末冶金工具鋼についても同様である。なお赤血塩のアルカリ水溶液(村上試薬)の腐食液で腐食される炭化物はほとんどなく、炭化物のほとんど全部がVCと考えられる。炭化物は、炭素量が異なつても、均一に分布するが、焼入温度が高くなるにつれて粗大化する傾向である。このような組織を示す高C高V系粉末冶金工具鋼中の炭化物の容積、平均粒径および粒度分布を切断法で測定した結果を Fig. 4 および Fig. 5 に示す。焼入温度が低い場合は平均粒径約 1.5μ の微細な炭化物が均一に約 40 vol% 程度で粒度分布は 2μ を中心に狭い領域に分布する。焼入温度が高くなるにつれて、炭化物の容積が少なくなるとともに炭化物の平均粒径も大きくなり粒度分布の幅も広がる。炭化物が粗粒になり粒度分布の幅が広がると、靱性が低下すると予想されるため、高い靱性を必要とする場合は、炭化物の粗大化が顕著になる 1260°C 以上に加熱するのをさける方がよいと考えられる。なお粉末冶金法で製造された工具鋼の炭化物は微細なため、目的、用途に応じて炭化物の大きさおよび粒度分布を適当に調整することが容易であることも知れる。

工具鋼の性能は、未溶解炭化物の粒度、量および分布状態のほかに基地の強靱性にも影響される。すなわち焼入れの際基地中に適量のCおよび合金元素が固溶され、焼戻しによつて強靱な基地にする必要がある。焼入れにおいて、Cおよび合金元素が未溶解炭化物と基地とに分配される割合は熱処理温度、合金元素の種類および量によつて変化するが、とくに適量のCが焼入れにおいて基地に固溶されることが必要である。そこで種々のC量の高C高V系粉末冶金工具鋼について熱処理特性を検討した。

Fig. 6は焼入温度と硬さとの関係を、高C高V系粉末冶金工具鋼と溶製 SKH 57 について測定した結果である。溶製 SKH 57 は焼入温度が高くなるにつれて、未溶解炭化物量が著しく減少し、焼入硬さが急激に低下するが、高C高V系粉末冶金工具鋼は焼入温度が高くなるほど硬さが高くなる。これは既に指摘したように高C高V系粉末冶金工具鋼は高硬度のVC(硬さ 2800 kg/

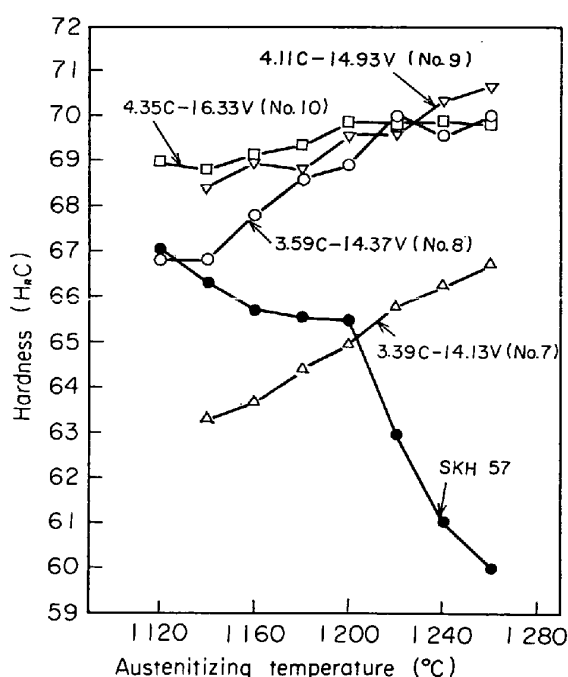


Fig. 6. Hardness vs. austenitizing temperature of the sintered, hot-forged high-carbon high-vanadium tool steels and the SKH 57 bar stock.

$\text{mm}^2)^{16})$ が微細かつ均一に分布し、 1260°C 程度の焼入温度においても炭化物が基地に固溶する量が少ないためである。Fig. 6の結果によると、3.39C-14.13V系の試料 No. 7 は、焼入れにおいて基地に固溶されるC量が不足とみられ、焼入れ硬度が低い。他の3種の高C高V系粉末冶金工具鋼のC量は適正值に近いと考えられる。焼戻しによる硬度変化を Fig. 7 に示すが、炭素量を適当に調整すれば、HRC 70 以上の焼戻し硬さが容易に得られることが知れる。

高C高V系粉末冶金工具鋼のように多量の未溶解炭化物を含んでいても、微細な炭化物を均一に分布させれば靱性も低下しないことが期待される。そこで約 300 ppm 程度の酸素量で、密度比ほぼ 100% の高C高V系粉末冶金工具鋼を熱処理して抗折力を測定し、溶製 SKH 57 と比較した。その結果を Fig. 8~Fig. 10 に示す。高C高V系粉末冶金工具鋼は未溶解炭化物が従来組成の高速度鋼の約 4 倍以上にもかかわらず、高い抗折力を示すことが知れる。工具鋼の靱性は、未溶解炭化物のほかに基地の強靱性にも大きく影響されるので、焼入硬度の場合と同様、焼入れにおいて適当量のCが基地に固溶されるようにC含有量を調整することがとくに重要である。Fig. 8の結果からC含有量を適当に調整すれば、3.59C-14.37V系の試料 No. 8 程度あるいは溶製 SKH 57 と同程度の抗折力を示す材料が得られると推定され

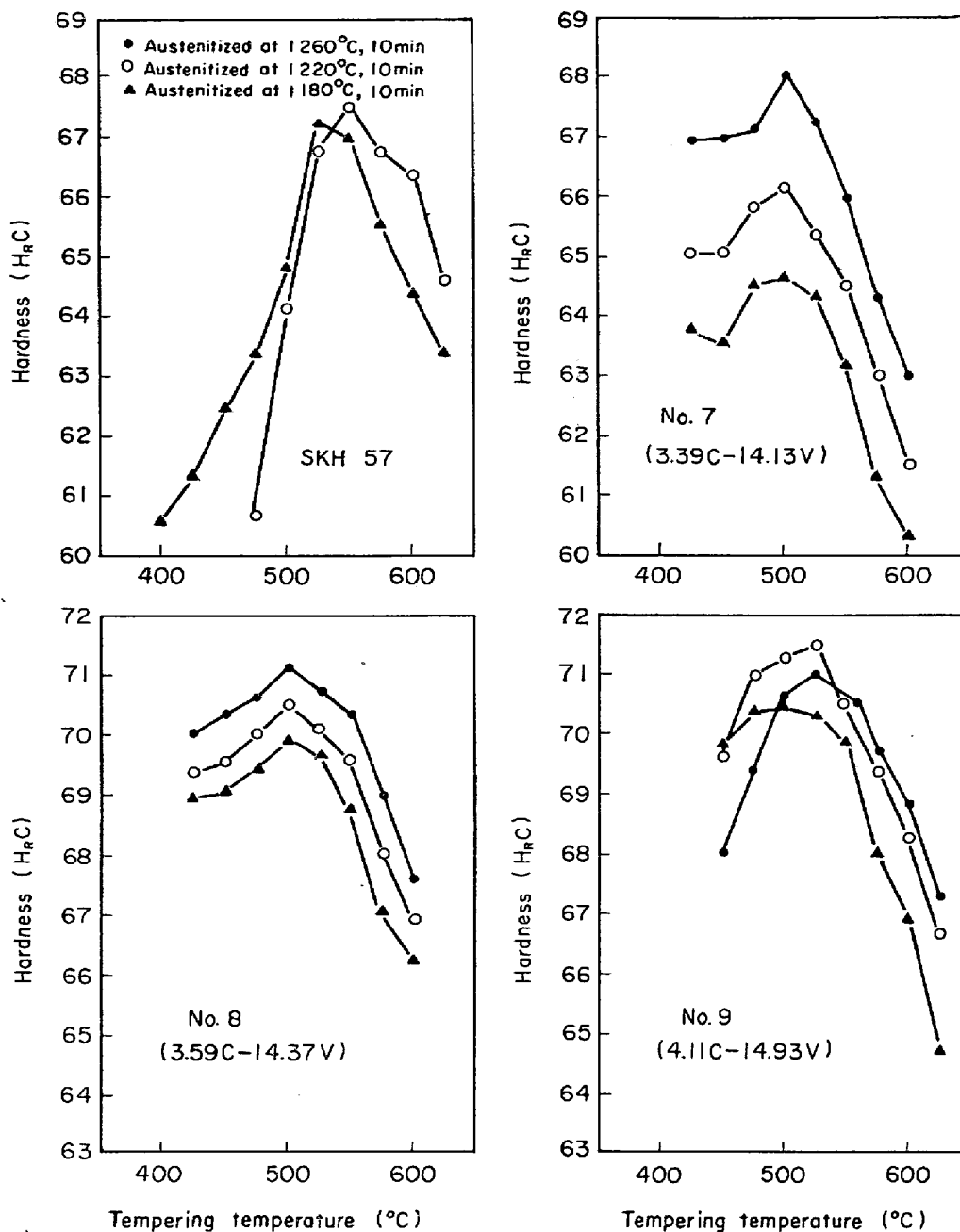


Fig. 7. Hardness vs. tempering temperature of the sintered, hot-forged high-carbon high-vanadium tool steels and the SKH 57 bar stock. Time of tempering is 1hr, quenched into oil.

る。高C高V系粉末冶金工具鋼は低い焼入温度においても十分に硬さが得られるため、高い靱性を必要とする場合は、低い温度で焼入れした方がよいと考えられる。また焼戻し温度と抗折力との関係 (Fig. 9) をみると、焼戻し温度が高いほど、高い抗折力が得られる。一方、切欠をもうけ、応力集中が発生するようにした場合の靱性に対しては、未溶解炭化物量が多いということは望ましいものではないが、高C高V系粉末冶金工具鋼のように 40 vol% の炭化物でも、これを微細かつ均一に分布

させれば、Fig. 10 に示すように切欠靱性を劣化させないことがしれる。

高C高V系粉末冶金工具鋼の連続切削性能を溶製 SKH 57 と比較する試験も行なつた。その結果を Fig. 11 に示すが、約 40 vol% の未溶解 VC を分散させた高C高V系粉末冶金工具鋼の連続切削性能は溶製 SKH 57 の約 10 倍以上である。とくに注目されるのは焼入温度を高くして、未溶解 VC を多少粗粒にした方が切削性能がよくなることである。切削性能と炭化物粒の大き

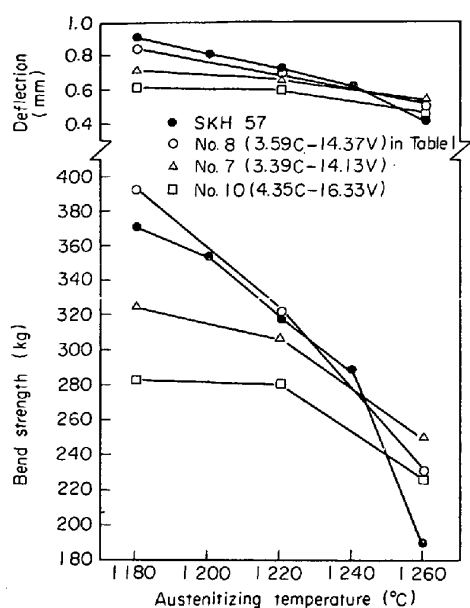


Fig. 8. Bend test results of the sintered, hot forged high-carbon high-vanadium tool steels and the SKH 57 bar stock, subjected to three repeats of tempering at 550°C for 1hr after quenching into oil.

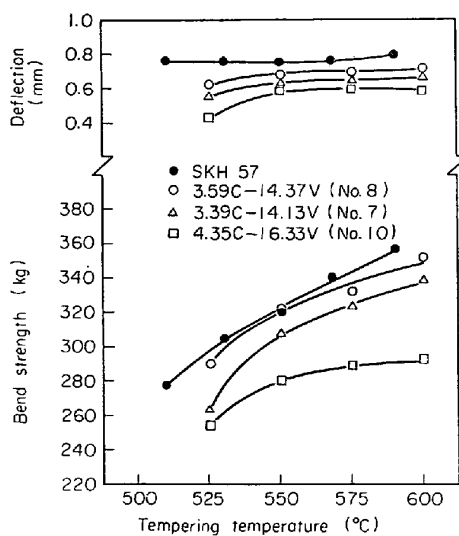


Fig. 9. Bend test results of the sintered, hot-forged high-carbon high-vanadium tool steels and the SKH 57 bar stock, subjected to three repeats of tempering for 1hr after quenching from at 1220°C into oil.

さとの関係^{17)~21)}についてはなお十分検討されていないが、高C高V系粉末冶金工具鋼において最高の切削性能を示す炭化物の平均粒径は Fig. 4 の結果から考えると約 3μ 程度であろうと推定される。

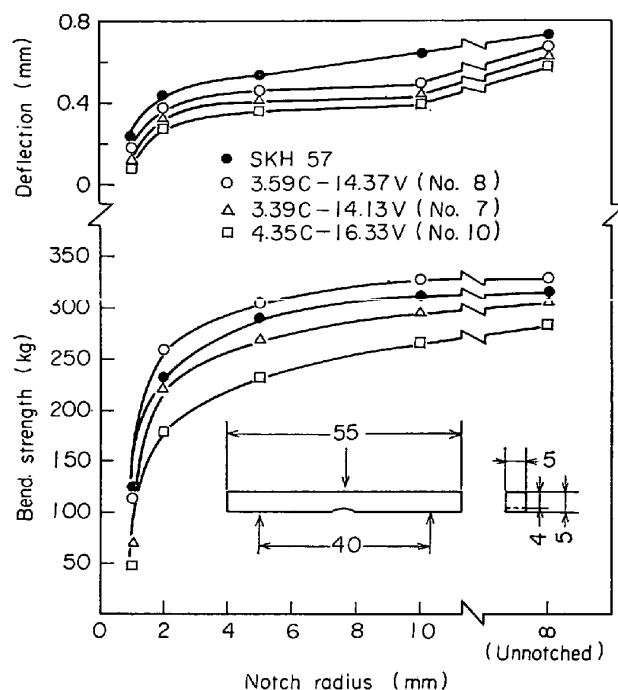


Fig. 10. Notched bend test results of the sintered, hot-forged high-carbon high-vanadium tool steels and the SKH 57 bar stock, subjected to three repeats of tempering at 550°C for 1hr after quenching from at 1220°C into oil.

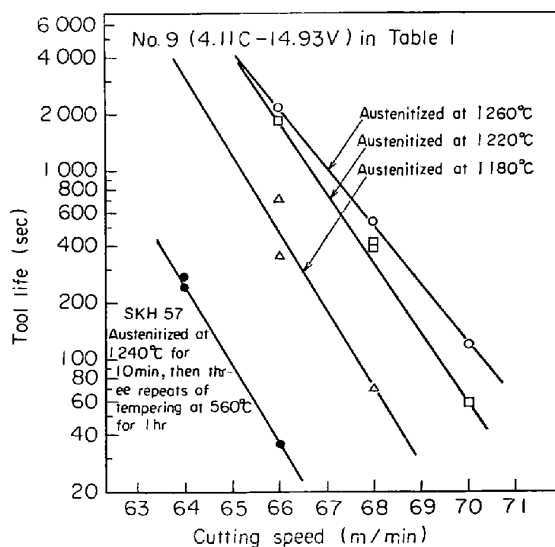


Fig. 11. Continuous cutting tool life of sintered and hot-forged high-carbon high-vanadium tool steel, quenched from indicated temperatures into oil, then three repeats of tempering at 600°C for 1hr. (Cutting conditions: Turning bar of S45C heat-treated to H_B 200, 0.289 mm/rev feed, 1 mm depth of cut. Tool geometry: 8°-15°-6°-6°-20°-15°-0.5mm radius)

4. 結 言

本研究の結果を要約すると次のとおりである。

(1) (3.79~6.62)%C-(16.48~37.55)%V-1%Cr 鋼の水および Ar ガスアトマイズ粉中の VC 炭化物の分布状態を検討した結果、C<5%、V<25% の鋼種では水アトマイズ粉中の炭化物は Ar ガスアトマイズ粉中の炭化物に比較して微細かつ均一に分布する。一方 C>5%、V>25% の鋼種になると、水および Ar ガスアトマイズ粉ともに粉末中に球状の粗大 VC 炭化物が晶出する。

(2) 球状の粗大 VC 炭化物が晶出しない C:3.4~4.4%、V:14~18% の範囲で、Cr、Mo、W および Coなどを添加した高C高V系粉末冶金工具鋼を試作した。未溶解炭化物はほとんど全部 VC で約 40 vol% 程度含有されているが、焼なまし後の機械加工も焼入焼戻し後の被研削性も比較的良好で、溶製高速度鋼 SKH 57 と同程度である。

(3) 添加炭素量を適当に調整した高C高V系粉末冶金工具鋼は、HrC 70 以上の高い熱処理硬さが容易に得られ、また未溶解炭化物 (VC) 量が約 40 vol% も含有されているにもかかわらず、溶製 SKH 57 と同程度の抗折力および切欠強さを示し、切削性も溶製 SKH 57 に比較して約 10 倍以上の好性能を示す。

以上の研究を行なうに当たり、御援助を賜わった日立金属株式会社中村信夫博士、竹内久祐博士、田村紋平主管技師、日立研究所飯塚富雄部長の諸氏に深甚なる謝意を表するとともに、御協力をいただいた日立金属磁性材料研究所原久雄主任研究員、佐藤隆善の両氏に深謝する。

文 献

- 1) C. L. KOBRIN: Iron Age, 200 (1967) 7, p. 71
- 2) E. J. DULIS and T. A. NEUMEYER: Materials

- for Metal Cutting, ISIP 126, p. 81
- 3) P. HELLMAN: Iron Steel, Special Issue, (1970), p. 49
- 4) I. D. RADOMYSEL'SKII, V. N. KLIMENKO, and I. V. VLASYUK: Soviet Powder Met. Metal Ceram., 9 (1970), p. 117
- 5) G. A. MEERSON, S. S. KIPARISOV, S. I. BOGODUKHOV, and M. M. SMIRNOVA: Soviet Powder Met. Metal Ceram., 9 (1970), p. 121
- 6) 山口, 新保, 村山, 飯島: 粉体および粉末冶金, 18 (1971), p. 56
- 7) I. STRÖMBLAD: Proc. Intern. Conf. Sci. Technol. Iron Steel, suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 319
- 8) 工藤, 増田: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1646
- 9) Yu. G. DOROFEEV, A. K. PETROV, A. G. TSIPUNOV, V. I. USTIMENKO, L. G. MARINENKO, M. K. BATENEVA, and Yu. G. ORLOV: Soviet Powder Met., 12 (1973), p. 132
- 10) R. G. SHEPHARD, J. D. L. HARRISON, and L. E. RUSSELL: Powder Met., 16 (1973), p. 200
- 11) 湯河, 河合: 日本金属学会報, 13 (1974), p. 131
- 12) 安藤, 岡山, 添野: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 130
- 13) 日本特許, 特公昭44-21534
- 14) F. G. WILSON and P. W. JACKSON: Powder Met., 16 (1973), p. 257
- 15) 大屋: 金属の研究, 7 (1930), p. 615
- 16) 橋口編: 金属学ハンドブック, 朝倉書店, (1963) p. 828
- 17) 辻, 増田, 碓永: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 680
- 18) I. KVASNICKA: Proc. of the 12th Intern. Machine Tool Design and Research Conf., (1972), p. 401
- 19) T. A. NEUMEYER and A. KASAK: Met. Trans., 3 (1972), p. 2281
- 20) American Machinist, 14 (1973) May, p. 76
- 21) P. R. BORNEMAN: Metals Eng. Quarterly, 13 (1973), p. 50