

論文

UDC 669.14.018.25-138 : 669.15-28-196 : 669.15'26-196 : 620.18 : 539.4

高C高Mo系および高C高Cr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, Hot-Forged
High-Carbon High-Molybdenum and High-Carbon High-Chromium
Tool Steels

Hisashi ANDŌ, Akira OKAYAMA, and Kō SOENO

Synopsis:

Steel powders containing (2.28, 2.65)%C-(13.23, 17.32)%Mo-3.9%Cr-7%W-3.5%V-9.4%Co and (3.12, 3.61)%C-(12.69, 12.31)%Cr-1.0%Mo have been produced by water-atomization. Fully densified steel bars have also been made by sintering in a vacuum, hot-extrusion and hot-forging. Microstructures and mechanical properties of the dense steels have been investigated as a function of heat treatment.

In the high-carbon and high-molybdenum steels, fine nodules of M_6C (Mo, W-rich) type carbide and fine rods of M_2C (Mo-rich) type carbids are uniformly distributed. It is also observed that fine nodules of M_3C_2 (Cr-rich) type carbides are uniformly distributed in the high-carbon and high-chromium steels. High hardness is easily obtainable by heat treatment. Grinding is also easy because of the uniform distribution of the fine carbides. However, transverse rupture strength and notch toughness are relatively low. Wear resistance of the steels is improved by increasing the diameters of the insoluble carbides. Strength and toughness may be improved by sufficient reducing of the oxygen contents of the dense steels.

1. 緒 言

高速度工具鋼および冷間ダイス鋼などの高炭素合金工具鋼は Cr, W, Mo, V などの炭化物形成元素を主成分とする各種の炭化物を含み、これによつて耐摩耗性が付与されている。しかし電気炉で溶解して鋼塊をつくる方法では、含まれる炭化物の大部分が鋼塊の凝固時に融体から晶出するため、一般に分布が不均一で粗大な炭化物を生成しやすい。工具としては微細な炭化物が均一に分布した状態が最も良好な耐摩耗性と靱性を示すと考えられるため、均質化熱処理、熱間鍛造によつて炭化物の細粒化と分布の均一化をはかるが、鋼塊が大型化したり、多量の炭化物を含むとその解決はますます困難になる。すなわち粗大炭化物が不均一に分布する結果、靱性が低下し、品質のばらつきも大きく、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溶鋼を細粒化すると、溶鋼の冷却速度を大きくすることができ、炭化物は

著しく微細かつ均一に分布する。この急冷粉末を熱間でも密化する方法^{1)~12)}によれば、従来組成の高速度工具鋼、冷間ダイス鋼よりも大量の炭化物を含む工具鋼でも炭化物を微細かつ均一に分布させることができ、耐摩耗性、靱性などの諸性質が改善されると考えられるが、炭化物を多量に分散させた工具鋼^{13)~16)}の性質については十分明らかにされていない。

本報告は C, Mo を多量に含有させた高C高 Mo 系工具鋼および C, Cr を多量に含有させた高C高 Cr 系工具鋼の水アトマイズ粉について、凝固組織および加熱による組織変化を検討し、さらにこれらの水アトマイズ粉を熱間でも密化して、組織、熱処理特性、被研削性、耐摩耗性および抗折力などの諸性質を溶製高速度工具鋼と比較して検討した結果である。

2. 実験方法

SKH57 組成の高速度工具鋼に C, Mo を添加して M_6C

* 昭和 51 年 6 月 7 日受付 (Received June 7, 1976)

** (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., Ōmika Kuji-cho 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	2.28	0.24	0.40	3.92	13.23	7.06	3.50	9.41	Sintered and hot-forged tool steels, atomized with water
2	2.65	0.25	0.48	3.86	17.32	7.01	3.44	9.39	
3	3.12	0.39	0.58	12.69	0.98	—	—	—	
4	3.61	0.35	0.59	12.31	0.99	—	—	—	
5	1.24	0.31	0.38	4.58	3.08	10.88	3.32	7.86	Bar stock

型炭化物を多量に分散させることをねらった高C高 Mo 系工具鋼および 12.5%Cr 系冷間ダイス鋼にCを添加し M_7C_3 型炭化物を多量に分散させた高C高 Cr 系工具鋼を約 2 kg高周波溶解炉で Ar ガスをふきつけながら溶解した。ついで溶鋼をノズルから落下させ、これに約 60 kg/cm² の高圧水を噴射して溶鋼を細粒化し水アトマイズ粉を製造した。粉末を篩分して 60 mesh 以下を実験に供した。供試粉末の化学分析値を Table 1 に示す。これらの粉末の凝固組織および 900~1150°C, 1h, ~10⁻⁴ Torr で真空加熱した粉末の組織から炭化物が微細かつ均一に分布するかどうかを検討した。ついで粉末中の炭化物が粗大化しない温度として、高C高 Mo 系工具鋼粉は 1100°C, 高C高 Cr 系工具鋼粉は 1000°C をえらび、粉末に含有される酸素を低減する目的¹²⁾で、10⁻⁴ Torr, 3h 真空加熱処理した。処理粉を 70 mmφ 軟鋼製容器中に 6 t/cm² で成形し、高C高 Mo 系工具鋼は 1100°C, 高C高 Cr 系工具鋼は 1000°C に 0.5h, 水素中で加熱し、300 t 油圧プレスで押出加工 (加工比 5:1) した。さらに密度上昇のため、900~1000°C で鍛造、スエージ加工した。加工材の密度比は 98% 以上で、真空溶解法による残留酸素量はいずれの試料も約 800ppm 程度であった。なお加工材の化学分析値は Table 1 に示した粉末の組成と分析誤差の範囲で一致した。高C高 Mo 系粉末冶金工具鋼は Ar 雰囲気中で 1100~1200°C 5 min, 保持後油焼入を、高C高 Cr 系粉末冶金工具鋼は Ar 雰囲気中で 800~1050°C, 30 min 保持後油焼入を行なった。焼戻しは各鋼種とも 100~700°C に 1h 保持後空冷した。これらの試料について、焼入組織、焼入および焼戻し硬さなどの熱処理特性、被研削性、耐摩耗性、抗折力などの諸性質を検討した。なお比較材としてもちいた高速度工具鋼系溶製材 (No. 5) は 40 mmφ × 40 mm 長さの鍛造材を 1100°C に加熱し、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。被研削性試験は 720 rpm で回転する円板上に 150 mmφ の 3種の粒度 (80, 220, 600 mesh) の市販の耐水研磨紙 (CC-Gw) を取付け、15 mmφ の試片を 800 g の荷重で研磨紙に押しつけ、回転円板の中心から円周まで無潤

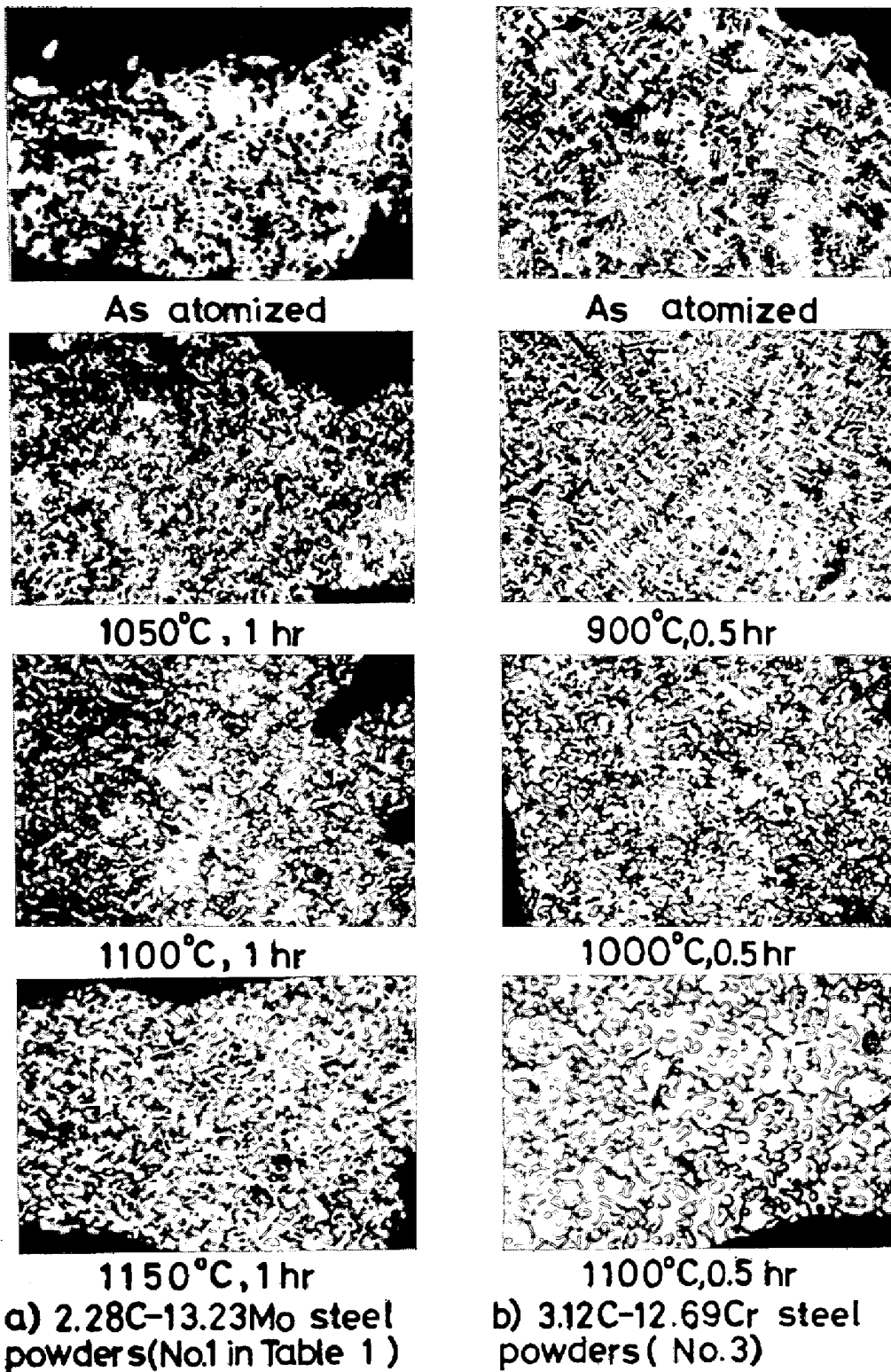
滑で 2 往復 (所要時間 200 sec) させ、試験前後の重量減少量から被研削性を評価した。摩耗試験は大越式迅速摩耗試験機をもちい、相手材として SCM3 (Hv 215~225) の 30 mmφ 回転試片を 3.6m/sec で回転させ、2~19 kg の荷重をかけ、400m 摺動後の摩耗痕の体積を求めて耐摩耗性を評価した。抗折試験は 5 mm 幅 × 5 mm 厚さ × 50 mm 長さの試片の中央に深さ 1 mm の各種半径の切欠を施し、試片に 3 点支持曲げ変形 (負荷速度 1 mm/min) をあたえ、抗折力およびたわみを求めた。なお平滑試験片は 5 mm 幅 × 4 mm 厚さ × 50 mm 長さとした。

3. 実験結果および検討

3.1 高C高 Mo 系および高C高 Cr 系工具鋼アトマイズ粉の性状

SKH57 組成の高速度工具鋼に C, Mo を多量に添加した高C高 Mo 系工具鋼および 12.5Cr 系冷間ダイス鋼にCを多量に添加した高C高 Cr 系工具鋼を通常のインゴットプロセスで製造すると、凝固時の冷却速度が遅いため、炭化物が著しく粗大化し、熱間加工および研削などが困難となつて工具として実用化し難い。しかしアトマイズ法で溶鋼を細粒化すると、溶鋼の冷却速度を大きくすることができるため、多量の炭化物を含む高C高 Mo 系および高C高 Cr 系工具鋼でも炭化物を微細かつ均一に分布させることができる。そこで Table 1 に示す高C高 Mo 系工具鋼および高C高 Cr 系工具鋼を既に述べた方法で水アトマイズし粉末を製造した。

Photo. 1 は 2.28C-13.23Mo 系および 3.12C-12.69Cr 系工具鋼の水アトマイズ粉および真空加熱後の組織変化の一例を示す。なお 2.65C-17.32Mo 系は 2.28C-13.23Mo 系と、3.61C-12.31Cr 系は 3.12C-12.69Cr 系工具鋼粉とほぼ同様な組織変化を示した。高C高 Mo 系および高C高 Cr 系工具鋼の水アトマイズ粉の組織は著しく微細である。高C高 Mo 系工具鋼の真空加熱処理粉中の炭化物を X線回折した結果、900~1150°C 範囲の加熱温度ではいずれの試料も MC, M₆C, M₂C の 3種の炭化物の存在が認められた。1050°C までの真空加熱

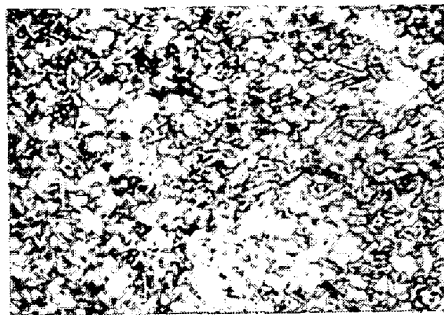


(×1000)

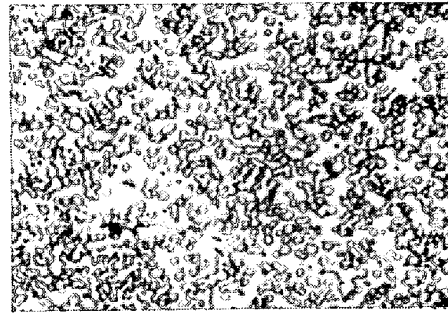
Photo. 1. Micrographs of the high-carbon tool steel powders atomized with water. Etchant : Nital

温度では組織は微細であるが、1100°Cになると炭化物は粗大化しはじめ、1150°Cでは一部の炭化物が棒状になる。この棒状炭化物はクロム酸電解腐食および過マンガン酸カリのアルカリ水溶液で腐食⁷⁾されることから

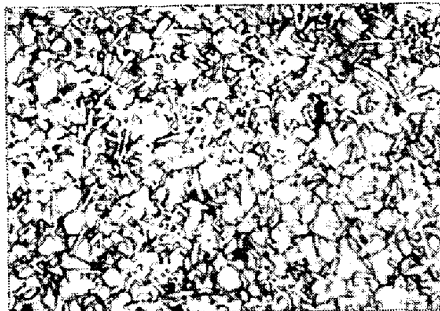
M_2C と考えられる。高C高Cr系工具鋼粉末は900°Cでは凝固組織を示すが、1000°Cになると凝固組織が消失し、1100°Cになるとオーステナイト結晶粒界が明瞭になるとともに M_7C_3 型炭化物も成長し約 2μ の大き



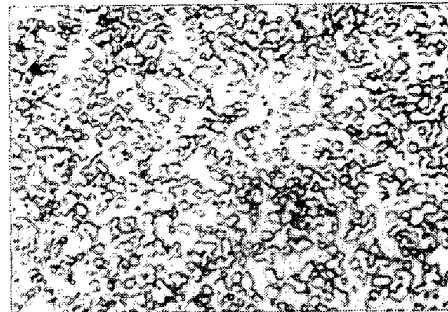
1140°C, 5min



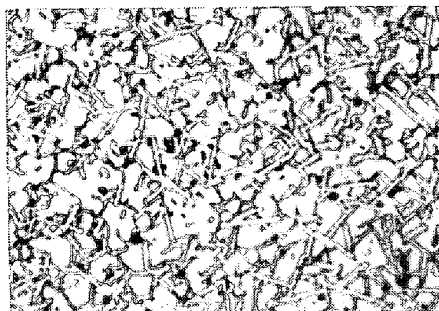
900°C, 0.5 hr



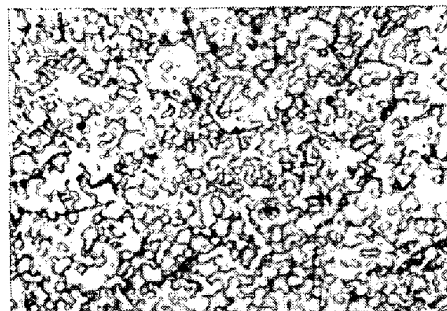
1180°C, 5min



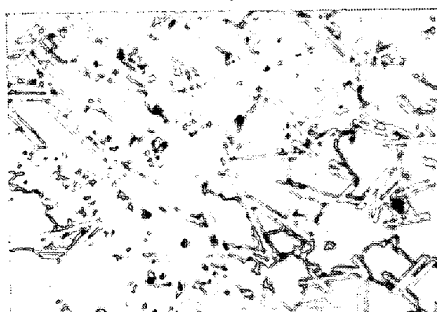
950°C, 0.5 hr



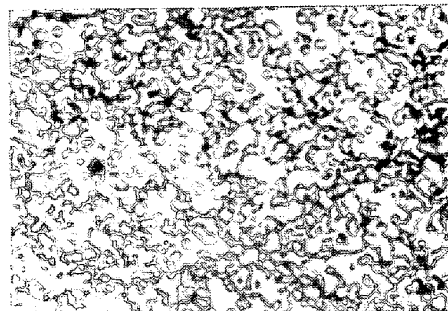
1200°C, 5min



1000°C, 0.5 hr



1220°C, 5min



1050°C, 0.5 hr

a) 2.28C-13.23Mo tool steel (No. 1 in Table 1)

b) 3.12C-12.69Cr tool steel (No. 3)

(× 1000)

Photo. 2. Micrographs of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels, quenched from indicated temperatures into oil. Etchant: Nital

さになる。真空加熱処理の目的は粉末表面の酸化物を取除くことにあり¹²⁾、処理温度を高くすれば、酸化物の還元は活発になるが、炭化物が粗大化し、靱性が劣化する

ことが予想されるため、あまり高温での処理は好ましくない。Photo. 1 の組織から高C高Mo系工具鋼粉では1100°C、高C高Cr系工具鋼粉では1000°Cで真空加

熱して粉末の酸素量を低減した。

3.2 高C高Mo系および高C高Cr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

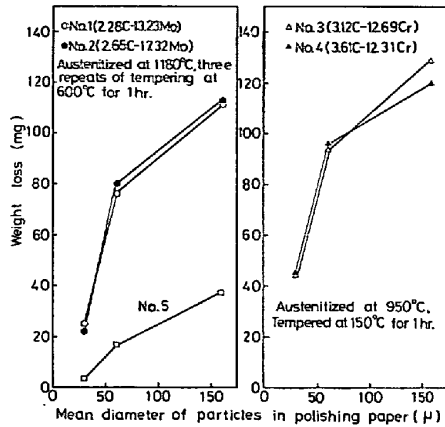


Fig. 1. Grinding test results of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels and the high speed tool steel bar stock.

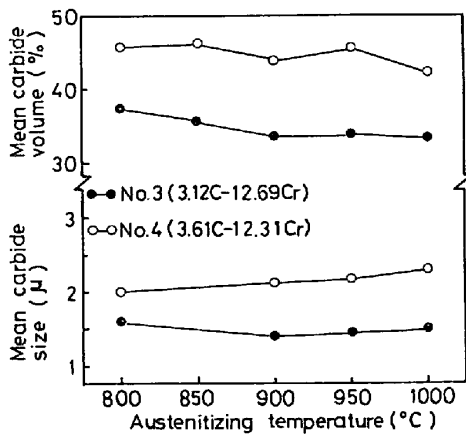


Fig. 2. Mean carbide size and volume vs. austenitizing temperature of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels.

合がある。そこで既述の方法で密度比がほぼ 100% の高C高Mo系および高C高Cr系工具鋼の棒材を製造し、これらについて焼なまし後の機械加工が可能かどうかを検討するとともに焼入焼戻した材料の被研削性を測定し、高速度工具鋼系溶製材(No. 5)と比較した。焼なましした高C高Mo系および高C高Cr系工具鋼を旋盤平面研削盤で機械加工したが、切削は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高速度工具鋼系溶製材よりも切断しやすいことを経験している。焼入焼戻後の被研削性を研摩紙で評価した結果をFig. 1に示すが、高C高Mo系および高C高Cr系粉末冶金工具鋼の被研削性は溶製材(No. 5)にくらべて良好である。すなわち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、組織、熱処理特性、抗折力、耐摩耗性などを検討した。

Photo. 2は 2.28C-13.23Mo系および 3.12C-12.69Cr系粉末冶金工具鋼を Nital で腐食した焼入組織の一例を示す。高C高Cr系粉末冶金工具鋼の M_7C_3 型炭化物は均一に分布するが、焼入温度が高くなるにつれて若干粗大化する傾向である。このような組織を示す高C高Cr系工具鋼中の炭化物の容積、平均粒径および粒度分布を

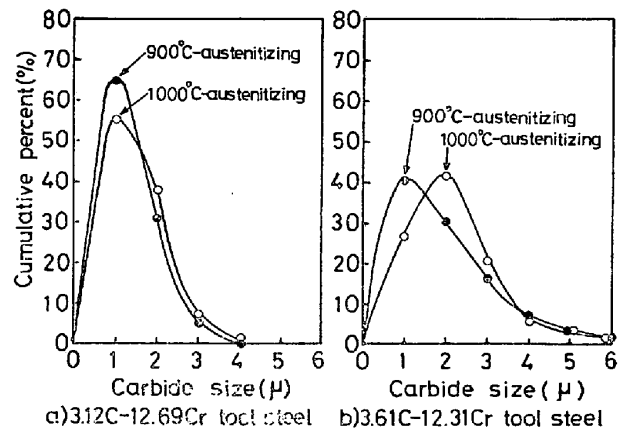


Fig. 3. Carbide size distribution of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels.

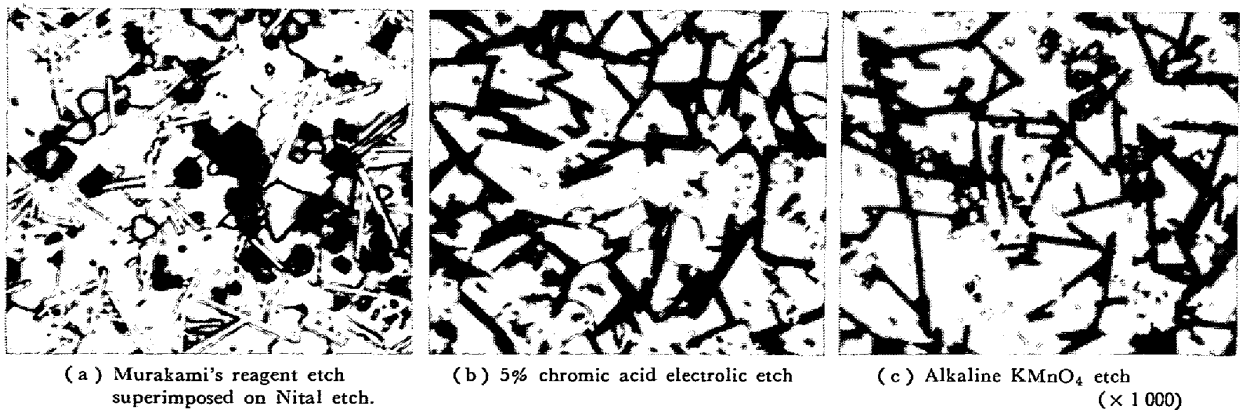


Photo. 3. Effect of etching on coexisting MC , M_2C and M_6C .

切断法で測定した結果を Fig. 2 および Fig. 3 に示す。いずれの材料も 800~1000°C の焼入温度範囲では炭化物の成長はわずかであるが、C量の高い材料ほど炭化物の平均粒径が大きく、しかも Fig. 3 に示すように粒度分布の幅が広がる傾向にある。高C高 Mo 系粉末冶金工具鋼中の炭化物は Photo. 2 に示すように球状の微細炭化物に混つて、棒状炭化物が認められ、焼入温度が高くなるにつれて棒状炭化物が網目状に成長する。この棒状炭化物は Photo. 3 に示すように、村上試薬では腐食されず、5%クロム酸電解腐食液および $KMnO_4$ アルカリ溶液で腐食される¹⁷⁾ことから、 M_2C と考えられる。なおX線回折でも M_2C の存在を示す強い回折線を確認している。棒状炭化物 M_2C の成長は焼入温度が 1200°C 以上になると著しくおこるため、高い靱性の高C高 Mo 系粉末冶金工具鋼を必要とする場合は 1200°C 以上に加熱するのをさけた方がよいと考えられる。

工具鋼の性能は未溶解炭化物の量および分布状態のほか、基質の強靱性にも影響される。すなわち焼入の際、基質中の適量のCおよび合金元素が固溶され、焼戻しによって強靱な基質にする必要がある。焼入においてCおよび合金元素が未溶解炭化物と基質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って変化するが、とくに適量のCが焼入において基質に固溶されることが必要である。そこでCおよび合金元素量の異なる高C高 Mo 系および高C高 Cr 系冶金工具鋼について熱処理特性を検討した。

Fig. 4 は焼入温度と硬さとの関係を、高C高 Mo 系および高C高 Cr 系粉末冶金工具鋼と溶製高速度工具鋼とについて測定した結果を示す。高C高 Mo 系粉末冶金工具鋼の焼入硬さは溶製高速度工具鋼に比較して明らかに大きく、1180°C 以下での温度ではC量の多い高C高 Mo 系工具鋼の方が高い焼入硬さを示す。これは炭化物が多量に分布しているためである。1180°C 以上の焼入温度では焼入硬さが低下しはじめ、1220°C の焼入温度では高速度工具鋼系溶製材 (No. 5) とほぼ同程度の硬さとなる。高C高 Mo 系粉末冶金工具鋼の焼戻しによる硬さ変化を溶製材 (No. 5) と比較した結果を Fig. 5 に示す。高C高 Mo 系粉末冶金工具鋼の焼戻し硬さは溶製材に比較して明らかに大きく、550°C 付近で焼戻せば HRC 70 以上の硬さが容易に得られる。

高C高 Cr 系粉末冶金工具鋼の焼入温度と硬さとの関係 (Fig. 4) をみると、C量の多い高C高 Cr 系工具鋼ほど焼入硬さが大きい。また 900°C 付近の焼入温度で最高焼入硬さを示し、900°C 以上の焼入温度では硬さは急減する。焼戻しによる硬度変化を Fig. 6 に示すが、高

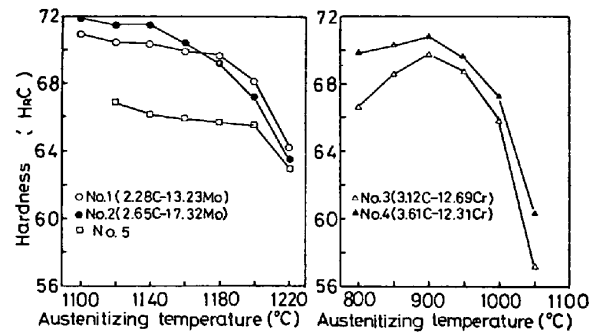


Fig. 4. Hardness vs. austenitizing temperature of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels and the high speed steel bar stock.

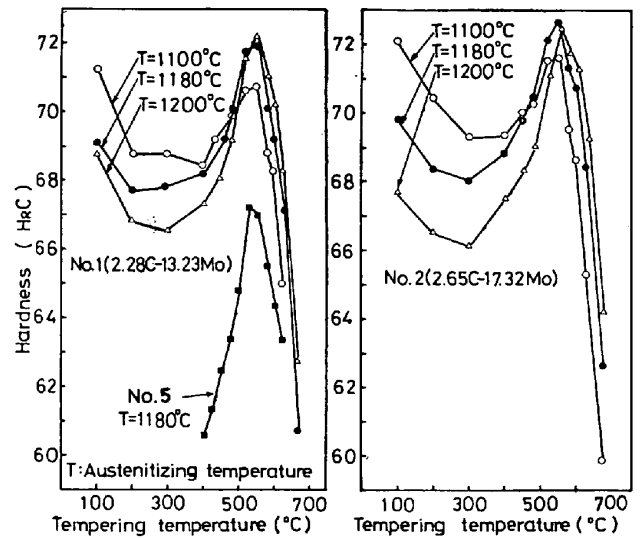


Fig. 5. Hardness vs. tempering temperature of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels and the high speed tool steel bar stock. Time of tempering is 1h.

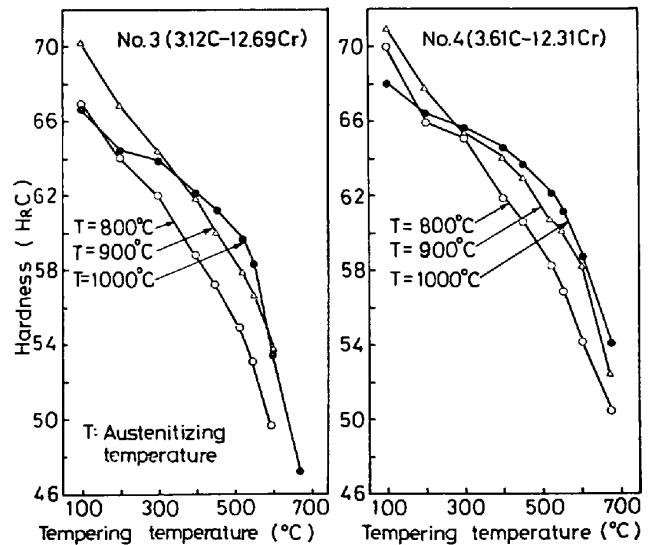


Fig. 6. Hardness vs. tempering temperature of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels. Time of tempering is 1h.

C高 Cr系粉末冶金工具鋼の焼戻し硬さはいずれの鋼種とも同様に焼戻し温度が高くなるにつれて漸次低下する。この結果より、高C高 Cr系粉末冶金工具鋼の焼入温度は 900°C 付近が適当と考えられる。

溶解法で多量の炭化物を含有させた工具鋼を製造すると、炭化物が著しく粗大化し、その分布が不均一となり、靱性が低下するとともに品質のばらつきも大きい。急冷凝固粉末を焼結し、熱間で圧密化して微細な炭化物を均一に分布させ、細粒組織を保持すれば、靱性の高い材料が得られることが期待される。そこで高C高 Mo系および高C高 Cr系粉末冶金工具鋼を熱処理して抗折力を測定した。その結果をFig. 7~Fig. 9に示す。高C高 Mo系粉末冶金工具鋼の抗折力 (Fig. 7, Fig. 9) は炭化物量が少なく、かつ焼入温度を低くし、焼戻し温度が高いほど大となる。しかし 1180~1200°C で焼入し、550°C, 1hの焼戻しを3回繰返した高速度工具鋼系溶製材の抗折力 (360~300 kg) に比較すると低い。これは高C高 Mo系粉末冶金工具鋼中に棒状の M_2C 型炭化物が存在することおよび工具鋼中に比較的多量の酸素 (約 800 ppm) が含有されているためと考えられる。高C高 Cr系粉末冶金工具鋼の抗折力 (Fig. 8) は焼入温度を低くし、焼戻し温度が高いほど高い抗折力を示す。なお平滑

試験片による抗折力はC量 (炭化物量) が多いほど高い値を示すのに対し、切欠試験片による抗折力 (Fig. 9) はC量が少ないほど大となる。これは基質の靱性の相異によるものと考えられるが、詳細は今後の検討課題である。

Fig. 10 は高C高 Mo系および高C高 Cr系粉末冶金

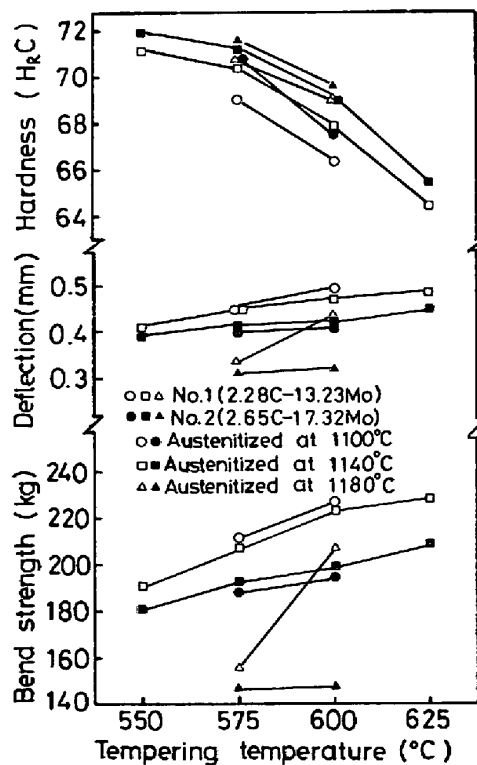


Fig. 7. Bend test results of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels, subjected to three repeats of tempering for 1h after quenching into oil.

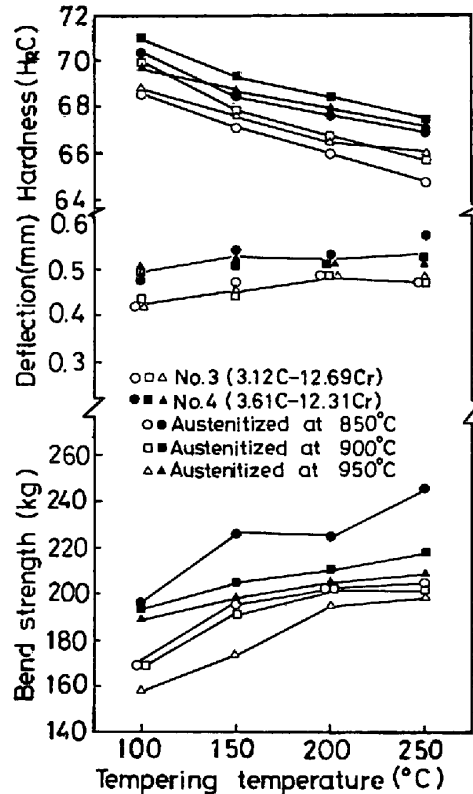


Fig. 8. Bend test results of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels. Time of tempering is 1h.

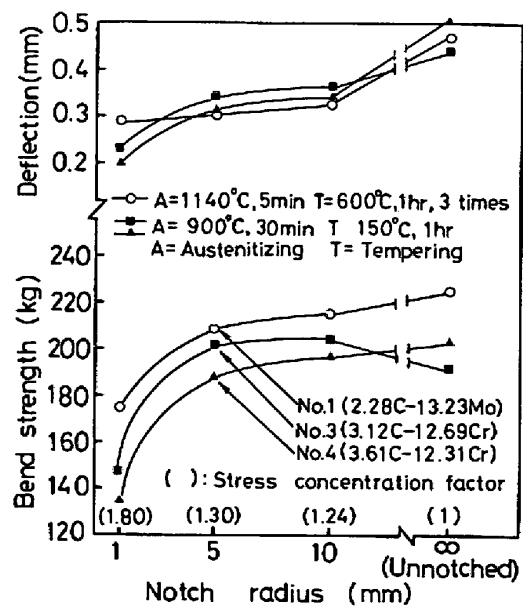


Fig. 9. Notched bend test results of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels.

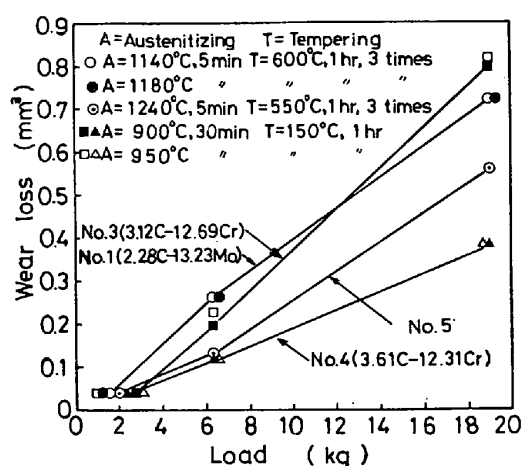


Fig. 10. Wear test results of the sintered, hot-forged high-carbon tool steels and the high speed tool steel bar stock. (dry wear, sliding speed : 3.6m/sec, sliding distance : 400m)

工具鋼の耐摩耗性を大越式迅速摩耗試験機で測定し、高速度工具鋼系溶製材(No. 5)と比較した結果である。いずれの鋼種も荷重の増加にともない摩耗量は直線的に増加するが、同一鋼種において焼入温度を変えても摩耗量には大差はなかつた。これは既に Fig. 2, Fig. 3 で示したように、このような焼入温度範囲では炭化物の大きさおよび量がほぼ同程度のためと考えられる。Fig. 10でとくに注目されるのは平均粒径約 2.4μ の炭化物 (Fig. 2) を含む No. 4 (3.61C-12.31Cr) の耐摩耗性が平均粒径 1.5μ の炭化物を含む No. 3 (3.12C-12.69Cr) および高速度工具鋼系溶製材よりもすぐれ、SKH57 鋼に C および Mo を添加して炭化物量を増加させた高C高Mo系粉末冶金工具鋼の耐摩耗性が高速度工具鋼系溶製材よりも劣ることである。このことは耐摩耗性を高めるためには単に炭化物量を増加させるだけでは不十分で、工具鋼中に存在する炭化物量の平均粒径を適度に粗くしなければならないことを示唆している。高速度工具鋼アトマイズ粉に粗粒の炭化物、窒化物粉末を混合した粉末冶金工具鋼の耐摩耗性がすぐれている¹⁴⁾のは上記理由によるものと推定される。

4. 結 言

本研究の結果を要約すると次のとおりである。

(1) (2.28, 2.65)%C-(13.23, 17.32)%Mo-3.9%Cr-7.0%W-3.5%V-9.4%Co鋼および(3.12, 3.61)%C-(12.69, 12.31)%Cr-1.0%Mo鋼の水アトマイズ粉中の炭化物は微細かつ均一に分布する。しかし高C高Mo系工具鋼粉あるいは押出材を 1100°C 以上の温度に加熱すると棒状の M_2C 型炭化物が網目状に多数認められるようになる。高C高Cr系工具鋼中の炭化物は球状の M_7C_3

で微細、均一に分布する。

(2) 高C高Mo系粉末冶金工具鋼および高C高Cr系粉末冶金工具鋼ともに HRC 70 以上の高い熱処理硬さが容易に得られるとともに、被研削性も良好で溶製高速度工具鋼の約3倍程度削りやすい。しかし製造した粉末冶金工具鋼の抗折力は溶製高速度工具鋼よりも低いものしか得られなかつた。

(3) 耐摩耗性は炭化物粒径が約 2.4μ の高C高Cr系粉末冶金工具鋼が溶製高速度工具鋼よりも約1.5倍程度すぐれ、平均粒径が約 1.5μ 程度の鋼種では溶製高速度工具鋼の7割程度である。

以上の研究を行なうに当り、御指導を賜つた日立研究所飯塚富雄部長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竹内久祐博士、原久雄氏および佐藤隆善氏に深謝する。

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) 山口哲郎, 新保 力, 村山 肇, 飯島正幸: 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 靖, 増田喜久男: 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. Metal Ceram., 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 透, 河合伸泰: 日本金属学会報, 13(1974), p. 131
- 12) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 130
- 13) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2629
- 14) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 61(1975), p. 241
- 15) フレデリック・カール・ホルツ・ジュニア: 日本特許, 特公昭 44-21534
- 16) F. G. WILSON and P. W. JACKSON: Powder Met., 16(1973), p. 257
- 17) R. F. CAMPBELL, S. H. REYNOLDS, L. W. BALLARD, and K. G. CARROLL: Trans. AIME, 218(1960), p. 723