

# 焼結高速度鋼の諸性質に及ぼす炭化物量 および炭素量の影響

内田 憲正\*・中村 秀樹\*

Influence of Carbide Fraction and Carbon Content on  
Properties of Sintered High-speed-steels

Norimasa UCHIDA and Hideki NAKAMURA

**Synopsis :** In order to improve the performance of sintered high-speed-steels by increasing carbide fractions and carbon contents and to clarify the limits of their addition, several properties of high-speed-steels having higher carbide fraction and carbon content than conventional ones have been investigated. Carbide fractions were controlled by changing the W, Mo and V contents of atomized powder. Specimens were prepared by vacuum sintering of cold-compacted water atomized powder consisting of fine solidification structure.

The upper limit of carbide fraction was found to be about 43 area%, because the bending strength decreased with the formation of network carbide structure. The upper limit of carbon balance ( $C_{bal}$ ), converted into carbon content, was about 0.15, because above 0.15, the tempered hardness decreased with the increase in retained austenite, and, the bending strength decreased with coarsening of carbides after sintering. The chemical compositions of 2.8C-13W-11Mo-8V-8Co and 3.2C-12W-8Mo-10V-9Co showed superior performance to conventional high-speed-steels.

**Key words :** high-speed-steel; powder metallurgy; carbide; alloying element; metallography; strength; tempered hardness; cutting performance.

## 1. 緒言

高速度鋼において基地に分散する未固溶炭化物は耐摩耗性を高め、あるいは相手材の凝着を抑える作用がある。また、炭素は炭化物形成元素と結合して炭化物を形成するとともに、一部は焼入れ時に基地に固溶して基地の硬さを高める作用がある。しかし、一般の溶製高速度鋼では凝固時の偏析に起因する靱性や熱間加工性の低下が理由で、炭化物形成元素であるW, Moの含有量はW + 2 Mo量 (mass%) に換算して約20%, Vは約5%, 炭素量は下式に示す炭化物形成元素との化学量論的炭素量 ( $C_{eq}$ )<sup>1)</sup>が工業的に上限とされている。

$$C_{eq} = 0.06 \times (\%Cr) + 0.033 \times (\%W) + 0.063 \times (\%Mo) + 0.20 \times (\%V) \dots\dots\dots (1)$$

ガスアトマイズ粉末を熱間静水圧プレス (Hot Isostatic Pressing, 以後HIPと略す)の後、熱間加工して得た高速度鋼(以後粉末高速度鋼と呼ぶ)は凝固偏析を極少化できるので靱性や熱間加工性が大幅に向上する。そのため、炭化物量や炭素量を溶製高速度鋼よりも多くした高合金高速度鋼の開発<sup>2,3)</sup>が進められた。しかし、V含有量が10%を越えると粗大なMC炭化物が晶出し、また、W + 2 Mo量が35%以上

になると $M_6C$ 炭化物の不定形化がおこって靱性が急減する<sup>3)</sup>と報告されており、実用上は2C-4Cr-10W-8Mo-5V-10Co辺り<sup>2)</sup>の組成が限界である。

製粉時の冷却速度の違いにより、水アトマイズ粉はガスアトマイズ粉よりも凝固組織がより微細<sup>4)</sup>となるから、さらに高合金化が可能と考えられる。例えば水アトマイズ粉末を焼結・熱間押し出して得た高速度鋼では3.4~4.4%C, 14~18%Vの範囲で微細な炭化物組織と、最大約71HRCの硬さが得られ、切削寿命がSKH57対比で約10倍向上したとの報告<sup>5)</sup>がある。また、2.65C-4Cr-17W-7Mo-3.4V-9Coなる組成の水アトマイズ粉末を熱間押し出して緻密化した材料は、炭化物組織が微細かつ最大72HRCの硬さを得たとの報告<sup>6)</sup>もある。しかし、上記の材料はいずれも熱間押し出しを採用して圧密化しているので、通常の焼結法よりも低い温度で真密度化ができ、このことが微細な炭化物組織が得られた理由とも考えられる。

一方、水アトマイズ粉末を冷間成形-焼結法で製造する焼結高速度鋼(前記の粉末高速度鋼と区別して焼結高速度鋼と呼ぶ)においては、例えばSKH51やSKH59に相当する組成の水アトマイズ粉末を用いた各種耐摩部品の製造が工業的に行われている。しかし、炭化物量や炭素量を変えて性質を改善しようとの試みは、SKH59をベースに8 mass%まで

平成9年7月18日受付 平成9年12月11日受理 (Received on July 18, 1997; Accepted on Dec. 11, 1997)

\* 日立金属(株)冶金研究所 (Metallurgical Research Laboratory, Hitachi Metals Ltd., 2107-2 Yasugi-Cho Yasugi 692-8601)

Table 1. Chemical compositions of the specimens after sintering.

No	Specimen	[O]:ppm others: mass%							C <sub>bal</sub>	Sint. Temp.
		C	Cr	W	Mo	V	Co	[O]		
1	12-8-10	3.25	4.4	12.0	7.8	9.7	10.1	275	0.16	1180°C
2	13-11-8	2.85	4.2	13.2	11.3	8.0	8.2	772	-0.15	1180
3	19-14-6	2.80	4.2	18.6	14.0	6.4	7.7	513	-0.22	1180
4	3.1 C	3.17	4.2	12.1	7.4	10.1	9.4	280	0.03	1175
5	3.2 C	3.23	4.7	11.8	7.4	9.8	9.4	303	0.13	1175
6	3.4 C	3.43	4.2	11.1	7.5	9.1	10.0	1059	0.52	1155
7	3.6 C	3.59	4.1	11.3	7.6	9.1	10.0	1361	0.67	1150

V含有量を高めたものの報告<sup>7)</sup>がある程度で、詳しい調査例は見当たらない。本報は水アトマイズ粉末を冷間成形-焼結法で緻密化する焼結高速度鋼において、炭化物量、炭素量を実用の溶製高速度鋼や粉末高速度鋼よりも多量とした材料の性質を調べ、焼結高速度鋼の性能改善とその限界を明らかにすることを目的とした。

## 2. 実験方法

調べた材料はTable 1に示すNo. 1～7の7種類の化学組成からなる高合金焼結高速度鋼である。No. 1の12W-8Mo-10V鋼は実用の粉末高速度鋼を基にV含有量を約10%に高めたもので、粉末高速度鋼における組成の上限と考えられる材料である。No. 2とNo. 3はW, Moの含有量をさらに高くするとともにMC炭化物を形成するVおよびC含有量を下げること、M<sub>6</sub>C炭化物の増量による性質の変化を調べるものである。No. 4～No. 7はNo. 1を基に、(1)式に示す化学量論的炭素量よりも高い炭素量での性質の変化を調べる目的のものである。なお、Table 1の表中にあるC<sub>bal</sub>はC<sub>bal</sub> = C - C<sub>eq</sub>であらわされ、炭化物形成元素を考慮した炭素量の指標である。

供試材の製造工程をFig. 1に示す。高周波大気溶解炉にて溶製した水アトマイズ粉末を、窒素ガス雰囲気中で回転数300rpm、時間4hの高エネルギーボールミルでさらに微細に粉砕して母粉末とした。粉末に含有される炭素の一部は焼なましや焼結の過程で粉末表面に存在する酸化物とCO反応をおこして消費される<sup>8)</sup>。そこで、350メッシュ以下に分級した粉末の炭素および残存酸素量を再度化学分析して必要な炭素量を計算し、カーボンブラックとして追加混合した。混合はボールミルを用い、イソプロピルアルコール中で100rpm×24h行った。なお、焼結性の向上を狙って1mass%のVC粉末と、さらに潤滑の目的で1mass%のワックスを同時に添加した。混合の終わった粉末は50°Cで十分に乾燥した後、冷間静水圧プレス(Cold Isostatic Pressing, CIPと略す)で約16φ×200Lの丸棒に成形した。成形した丸棒を500°C×4h、加熱速度2°C/minの条件で脱ワックスした後、Table 1に併示する温度で真空焼結した。この温度は予備実

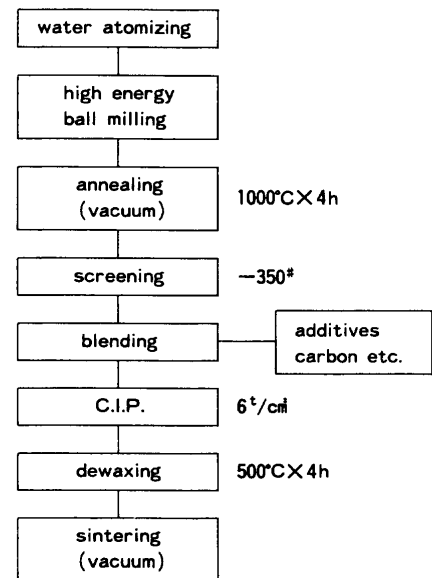


Fig. 1. Processing flow chart.

験での組織観察と密度の測定から決めた。

焼結後の材料は焼なまし-粗加工-焼入れ焼戻し-仕上げ加工の工程を経て試験に供した。焼なましは860°C×4hで加熱後650°Cまで20°C/hの条件で徐冷した。焼入れは塩浴炉を用い、150秒保持後油冷した。焼戻しは電気加熱炉を用い、1時間保持-空冷を3回繰り返すことで残留オーステナイトを完全に分解させ焼戻しマルテンサイト基地とした。

金属組織の観察は焼入れ焼戻した試料を用いた。ダイヤモンド研磨剤で鏡面仕上げした後、通常は5%ナイトールで腐食して光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡による組織観察を行った。炭化物の面積率と大きさの測定は、M<sub>6</sub>C炭化物を村上試薬で、MC炭化物をクロム酸溶液で分別腐食し画像処理した。平均粒子間距離(λ)は炭化物の面積率(A)と単位面積当たりの数(N)から次の計算式によって求めた。λ = (1-A) (4AN/π)<sup>-1/2</sup>。炭化物および基地の組成はEPMAを用いて分析した。

靱性の評価は抗折試験で行った。焼入れ焼戻しを行った後、3.5mm角に仕上げた試験片を、支点間距離30mmの3点支持静的曲げ試験を行った。焼入れ温度は1180, 1200, 1220°Cの3条件を選び、焼戻しは560°C×1hを3回繰り返

Table 2. Heat treatment conditions and hardness of bit in tempered condition.

No	Specimen	Hardening Condition		Hardness (HRC)
		Quenching	Tempering	
1	12-8-10	1180 °C	550°Cx(1+1+1)h	70.3
2	13-11-8	1180	"	71.6
3	19-14-6	1180	"	72.1
4	3.1 C	1240	"	70.5
5	3.2 C	1180	"	70.9
6	3.4 C	1180	580°Cx(1+1+1)h	69.8
7	3.6 C	1180	"	69.8

す一定条件とすることで試料の硬さを変えた。なお、3.4C鋼と3.6C鋼は極端に残留オーステナイト量が多くなることから熱処理試験の結果わかったので、焼入れ温度を1160, 1180, 1200°Cとし、焼戻しも580°C×1hを3回繰り返す条件を選定した。

切削試験は10mm角の棒状試料をTable 2に示す条件で熱処理後、ダイヤモンド砥石で刃付けした真剣バイトで行った。刃先の形状は8-15-6-6-20-15-0.5Rである。寿命は刃先が摩耗して切削不能となるまでの時間とした。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 焼結体の組織

焼入れ焼戻した焼結体の金属組織をFig. 2に示す。素粉末での微細な樹枝状<sup>3)</sup>共晶炭化物は、Fig. 2 Aのごとく焼結でほぼ球状に凝集し、一部の未固溶炭化物は互いに融着して不規則形状に変わったものも認められる。W, Mo含有量が高い13W-11Mo-8V鋼では、炭化物の量が増えるとともに融着した未固溶炭化物の数が増え、19W-14Mo-6V鋼になると炭化物が連結した網状組織へと変わるのわかる。中村ら<sup>3)</sup>や安藤ら<sup>9)</sup>が調べた高合金高速度鋼でも未固溶炭化物の融着は認められたがその割合は本結果より少ない。彼らの報告には詳細な焼結条件は記載されていないが、熱間押し法で圧密化していることから、1100~1150°Cに加熱して行ったものと思われる。一方、安藤ら<sup>9)</sup>がガスアトマイズ粉末を一旦1200°Cで焼結後熱間押しして得た金属組織では未固溶炭化物の凝集・粗大化とともに融着も進んだ様子が観察される。このことは未固溶炭化物の融着が単にその量が多いことのみによって起きるのではなく、焼結温度も関与していることを示唆している。

炭素量を変えた焼結体の金属組織は、3.2C鋼までは大きな変化が認められない。3.4C鋼、3.6C鋼は予備実験の段階で炭化物が著しく凝集・粗大化したので、焼結温度をそれぞれ1155°C、1150°Cにまで下げた。しかしFig. 2 FとGに示すように、炭化物の凝集・粗大化とともに微少なボイドも混在する焼結組織となった。高速度鋼の状態図<sup>9)</sup>によれば炭

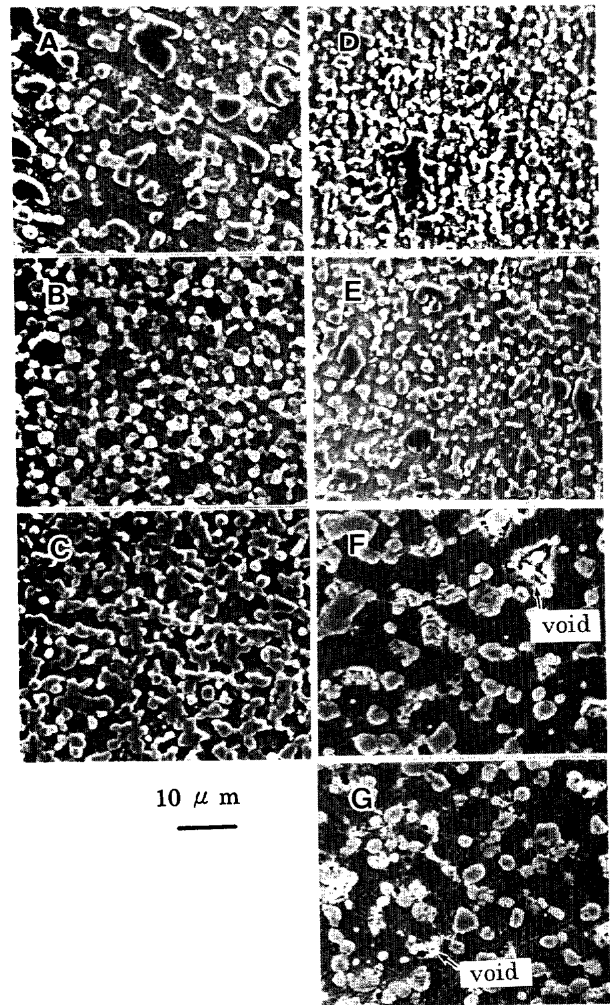
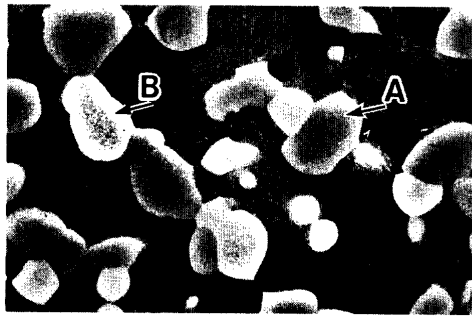


Fig. 2. Scanning electron micrographs of the specimens after hardening.

素量が高くなると $M_6C$ 炭化物とオーステナイトの共晶温度が下がるから、炭化物の凝集・粗大化が低温でもおこり易いことは理解できる。一方、緻密化が遅れ微少なボイドが残存したのは、拡散律速でおきる固相焼結過程が焼結温度が低いために十分に進まなかったことが理由と思われる。すなわち、共晶温度とともに固相焼結速度を考慮した焼結条件の設定が重要なことを本結果は示している。

Fig. 3は組織を構成する炭化物の組成をEPMAを使って分析した結果の一例である。Fig. 2からわかるように炭化物にはSEM像においてやや灰色がかって見えるものと、白く見えるものの2種類があり、それぞれFig. 3にA, Bで示す。Aは約50mass%のVの他WやMoなどを含有しており、溶製高速度鋼で認められるMC炭化物の組成<sup>10,11)</sup>に近い。一方、白色の炭化物は約30%のWの他20%Mo, 30%Feなどを含有しており、同じく溶製高速度鋼における $M_6C$ 炭化物の組成に近い。なお、X線回折法により調べた結果でも構成炭化物は $M_6C$ 炭化物とMC炭化物の2種類であった。Table 3はこの炭化物について種類毎に面積率と数を測定した結果である。12W-8Mo-10V鋼はMC炭化物を面積率で約26%、



	C	Cr	W	Mo	V	Co	Fe
Matrix	1.5	4.4	1.3	2.3	1.9	14.1	74.4
A MC	12.2	4.4	16.3	11.6	51.4	0.4	2.0
B M <sub>6</sub> C	3.2	4.3	29.1	20.7	3.6	6.6	29.8

Fig. 3. Chemical compositions of carbides and matrix in 12-8-10 steel.

Table 3. Area fraction and mean free pass, λ, of particles dispersed in matrix after hardening.

Specimen	M <sub>6</sub> C(%)	MC(%)	Total(%)	λ (μm)
12-8-10	8.7	26.0	34.7	3.2
13-11-8	20.5	22.2	42.7	1.7
19-14-6	33.3	19.7	53.0	1.5
3.1 C	9.2	24.3	33.5	2.2
3.2 C	8.7	25.4	34.1	2.2
3.4 C	3.3	27.6	30.9	3.7
3.6 C	3.0	26.5	29.5	4.0

M<sub>6</sub>C炭化物を約9%含んでいるが、W、Mo含有量が高くなるとM<sub>6</sub>C炭化物の面積率が増え、19W-14Mo-6V鋼では炭化物の総面積率が50%を超えるのがわかる。なお、V含有量の関係でMC炭化物の面積率は少し減少している。また、炭化物の平均粒子間距離も炭化物の面積率と数が増えたことによって小さくなっている。炭化物の種類とその組成が従来鋼とほとんど変わらないから、M<sub>6</sub>Cの主要構成元素であるW、Mo含有量を高くすればM<sub>6</sub>C炭化物量が増えるとの結果は妥当である。筆者<sup>12)</sup>が従来の溶製高速度鋼の範囲で炭化物量とW、Mo含有量の関係を調べた結果でも、炭化物量はW+2Mo量にしたがってほぼ直線的に増加しており、本結果はこの延長線にあるものと思われる。

炭素量を増やした場合は炭化物の総面積率は大きく変わらないが、M<sub>6</sub>C炭化物が減少しMC炭化物が増える傾向がTable 3からわかる。また組織観察結果を反映した、炭化物の粗大化にともなう平均粒子間距離の増大も認められる。M.Cohen等<sup>13)</sup>の従来の高速度鋼における調査でも、C含有量とともにMC炭化物量(焼なまし状態ではM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>)が増えている。高V高速度鋼の平衡状態態<sup>14)</sup>から推定すると、本研究の組成ではMC炭化物が初晶と思われる。VとCはMC炭化物を形成する主要元素であるから、液相中のV量が一定であってもC量が多ければ晶出するMC炭化物の量が増えることは平衡論的に理解できる。また、Fig. 3に示した炭化物の組成から、MC炭化物はV以外に10%を越えるW、Moを固溶しているため、MCの晶出量が増えると残液中のWやMoも

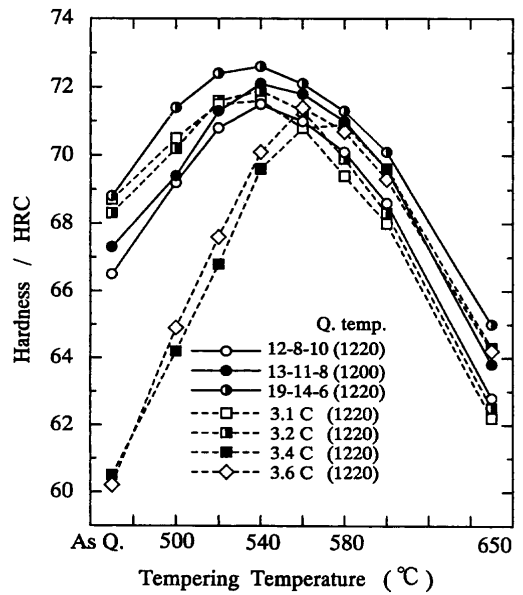


Fig. 4. Tempered hardness curves of the specimens.

消費される。このことがM<sub>6</sub>C炭化物の晶出量を減少させ、結果として総炭化物量に大きな差を生じなかった理由であろう。

### 3・2 焼結体の硬さ

Fig. 4に焼入れ焼戻し硬さ曲線を示す。焼戻し最高硬さは炭化物量が多くなるほど高い傾向が認められ、19W-14Mo-6V鋼では最高72.5HRCが得られている。また、650°Cで焼戻したときの硬さも炭化物量が多いほど高い。炭化物量が多くなると、焼入れによって基地に固溶する合金元素量が増え二次硬化し易くなることや、複合則に基づいて未固溶炭化物の量と硬さが寄与すること等が考えられる。セラミックス粒子を混合した金属において、複合則が成り立つのはセラミックスの容積比が0.5以上との解説<sup>17)</sup>を参考にすると、本研究での硬さの向上に複合則を適用するには炭化物量が少なすぎて無理があるように思われる。前者が主な硬化機構と考えられるが、詳しくは別途報告する。

炭素量の影響をみると、炭素量が高い3.4C鋼や3.6C鋼は他の供試材と比べ焼入れ焼戻し硬さの挙動に違いが認められる。すなわち焼入れ硬さが著しく低く、焼戻し硬さの山を示す温度が高温側にずれ、山の硬さも低い。従来の高速度鋼でも焼入れ時の残留オーステナイト量が極端に多いときに同様の挙動が認められる<sup>11)</sup>ことから、炭素量を変えた供試材について焼入れままの残留オーステナイト量を調べた。3.1C鋼と3.2C鋼の残留オーステナイト量がそれぞれ体積率で18%、35%であるのと比較して、3.4C鋼は57%、3.6C鋼は78%と極端に多く、前記の特徴は残留オーステナイト量に起因するものと考えられる。このことは炭素量による硬さの向上に限界のあることを示している。残留オーステナイト量すなわち基地に固溶する炭素量は、炭化物形成元素を考慮した炭素量の指標であるC<sub>ba1</sub>で考えるべきであり、Table 1から、比較的残留オーステナイト量が少なく硬さの

高かった3.2C鋼のそれに近い0.15付近が限界の $C_{bal}$ と思われる。

### 3.3 抗折試験, 切削試験

3点支持静的曲げ試験で求めた抗折力を供試材の硬さで整理してFig. 5に示す。同一供試材では熱処理後の硬さが高いほど抗折力の下がる傾向がある。同じ硬さで供試材間の差をみると、3.4C鋼と3.6C鋼の抗折力が極端に低い。19W-14Mo-6V鋼も同じ硬さの13W-11Mo-8V鋼と比べ低く、12W-8Mo-10V鋼もやや低い。Griffithの関係から、抗折力は基地の平面ひずみ破壊靱性値、 $K_{IC}$ 、に比例し、欠陥(起点)の大きさの平方根に反比例する。実用温度で熱処理された高硬度鋼の場合、破壊靱性値は硬さに比例して低下し、同じ硬さであれば鋼種によらずほぼ等しい<sup>15,16)</sup>。したがって高硬度鋼の抗折力は同じ硬さであれば内部欠陥や初期クラックの大きさ等に支配される<sup>16)</sup>はずである。3.4C鋼や3.6C鋼は未固溶炭化物の凝集・粗大化がすすみ、ポアも共存した組織であった。未固溶炭化物は基地よりも硬くて脆い性質があるから、応力集中部で基地よりも先に破壊することは考えられる。すなわち、試験片表面付近の優先破壊した未固溶炭化物あるいは粗大なポアが初期クラックの働きをすると仮定すれば、3.4C鋼や3.6C鋼の低い抗折力を定性的に説明できる。12W-8Mo-10V鋼の未固溶炭化物もやや粗

大化しており、同じ説明ができる。また、19W-14Mo-6V鋼は未固溶炭化物が連結した網状組織を形成しており、破壊クラックが主に炭化物の網状組織に沿って伝播したために抗折力を下げたと考えれば理解できる。

切削試験の結果をFig. 6とFig. 8に示す。Fig. 6は被削材S45Cを65m/minの速度で切削したバイトの寿命である。図中に記載した数値は各供試材での平均値を示す。従来の粉末高速度鋼の限界組成に近い12W-8Mo-10V鋼と比較して炭化物量の多い13W-11Mo-8V鋼は約2倍に、19W-14Mo-6V鋼は約10倍に寿命が伸びている。ところが炭素量を多くしても、3.1C鋼と3.2C鋼が約2倍に寿命向上する程度で3.4C鋼と3.6C鋼は逆に寿命が下がる。Fig. 7は寿命直前に切削を中断しバイトの刃先を観察した写真であるが、スクイ面上に激しいクレータ摩耗が発生しバイト寿命を支配していることがわかる。切削速度が30~100m/minの条件でおこるクレータ摩耗は凝着摩耗の機構が律速する<sup>18)</sup>といわれ、本結果でもクレータ摩耗面には相手被削材が切粉の流出方向に薄く凝着していた。凝着摩耗は工具表面の一部が凝着物の脱落に伴って剥離する現象であり、切削熱による組織変化や軟化に強いことと工具-被削材間の凝着力を下げることで工具材料として求められる。本結果では炭化物量の多い13W-11Mo-8V鋼や19W-14Mo-6V鋼は大幅に寿命が

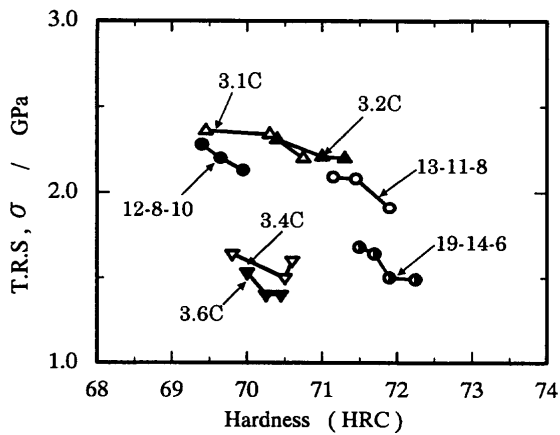


Fig. 5. Transverse rupture strength,  $\sigma$ , vs. hardness of the specimens after hardening in various heat treatment conditions.

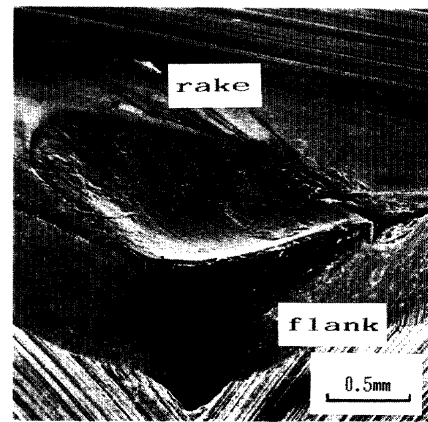


Fig. 7. Cutting edge of bit after cutting S45C.

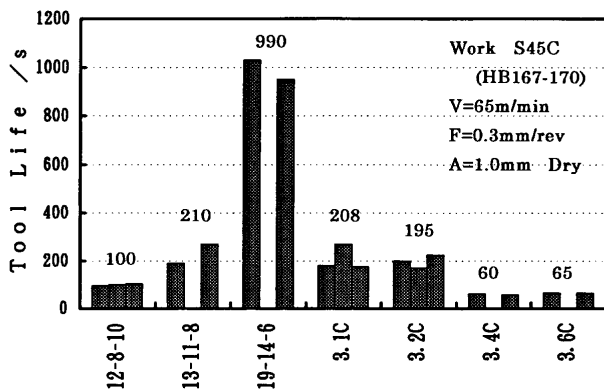


Fig. 6. Tool life of bit turning S45C.

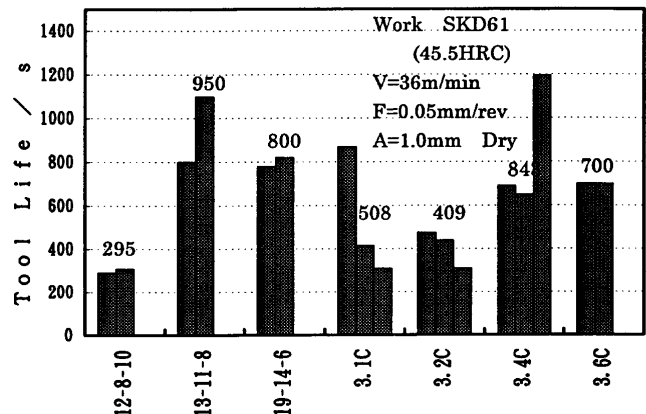


Fig. 8. Tool life of bit turning hardened SKD61.

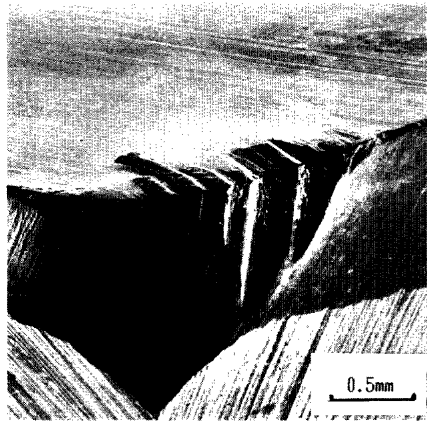


Fig. 9. Cutting edge of bit after cutting SKD61.

伸びたのに比べ炭化物が凝集・粗大化した3.4C鋼と3.6C鋼は寿命が低下したことや、熱的軟化強さをFig. 4の650°C焼戻し硬さに置き換えて比較すると必ずしもバイト寿命の順になっていないことから、S45Cを高速切削した場合のバイト寿命には炭化物の分布密度と関係した工具-被削材間の凝着力が支配的であると考えられる。

Fig. 8は調質したSKD61を被削材にして切削試験を行った結果である。12W-8Mo-10V鋼と比較して13W-11Mo-8V鋼や19W-14Mo-6V鋼および3.4C鋼、3.6C鋼の寿命がとくに長い。Fig. 9には切削を中断して刃先を観察した様子を示すが、クレータ摩耗は認められず逃げ面が激しく摩耗している。本条件はS45Cの切削条件よりも送りを極端に小さくし、切削速度も落とした。これは硬さの高い被削材では切削力が極端に高くなって、早期刃欠けが危惧されたためである。排出される切粉が薄くなるのでスクイ面上への負荷は軽減されてクレータ摩耗は抑えられる一方、逃げ面側は極度に加工硬化した硬い凝着物でこすられるため、溝状に深く削り取られたような摩耗が生じたと解釈できる。これは、硬い凝着物による一種の微視的切削現象であるから、基地の硬さや炭化物組織が摩耗量を支配すると考えてよい。バイトの硬さが高く炭化物量の多い13W-11Mo-8V鋼や19W-14Mo-6V鋼の寿命が長かったのはこのためである。3.4C鋼と3.6C鋼も工具硬さは低いのに比較的長寿命であった。両材とも炭化物が大きくかつ硬さの高いMC炭化物の比率が高いことが寄与したと思われる。

#### 4. 結言

微細な凝固組織を得る水アトマイズ粉末を用い、炭化物量や炭素量を実用溶製高速度鋼や粉末高速度鋼よりも多く

した焼結高速度鋼の性質を調べた。

(1) W, Mo含有量を高くすると未固溶 $M_6C$ 炭化物の面積率が増え、焼入れ焼戻し硬さも上昇する。しかし、19W-14Mo-6V鋼になると未固溶炭化物の網状組織形成に起因した抗折力の低下がおり、性質の改善に限界がある。

(2) 炭素量を高くすると焼入れ焼戻し硬さが上昇する。しかし、3.2C鋼を越えると残留オーステナイトの安定化に起因した焼戻し最高硬さの低下や炭化物の凝集・粗大化に起因した抗折力の低下がおり、性質の改善に限界がある。炭化物形成元素を考慮した炭素量の指標、 $C_{ba1}$ 、で現すと0.15付近が上限である。

(3) S45C切削のバイトはクレータ摩耗が支配的で、炭化物の分布密度が工具寿命に影響する。SKD61切削のバイトはフランク摩耗が支配的で、基地硬さおよび粗大なMC炭化物の存在が工具寿命に影響する。

(4) 焼入れ焼戻し硬さ、抗折力、切削耐久性などを総合的に判断すると、試験した範囲では13W-11Mo-8V鋼と3.2C鋼(12W-8Mo-10V)が最良と思われる。

本研究をまとめるにあたりご指導を賜りました東北大学大学院工学研究科須藤一名誉教授、及川洪名誉教授、丸山公一教授、渡辺龍三教授および鳥取大学工学部岡宗雄教授に厚く御礼申し上げます。

#### 文 献

- 1) G.Steven, A.E.Nehrenberg and T.V.Philip: Trans. ASM, **57** (1964), 925.
- 2) 中村秀樹: 金属, **54**(1984)Apr., 46.
- 3) 中村秀樹, 清永欣吾: 日立金属技報, **4**(1988), 63.
- 4) H.Takigawa, H.Manto, N.Kawai, and K.Homma: Powder Metall., **24**(1981), 196.
- 5) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩: 鉄と鋼, **61**(1975), 2629.
- 6) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩: 鉄と鋼, **63**(1977), 1000.
- 7) E.A.Dickinson, P.I.Walker and F.L.Jaggeer: Metal Powder Report, **38**(1983), 491.
- 8) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩: 鉄と鋼, **61**(1975), 130.
- 9) H.Brandis and K.Wiebkling: DEW-Technische Berichte, **11** (1971), 131.
- 10) 佐藤知雄, 西沢泰二: 日本金属学会報, **2**(1963), 564.
- 11) G.Steven, A.E.Nehrenberg and T.V.Philip: Trans. ASM, **62** (1969), 180.
- 12) 内田憲正: 鉄と鋼, **64**(1978), S925.
- 13) D.J.Blickwede, M.Cohen and G.A.Roberts: Trans. ASM, **42** (1950), 1161.
- 14) 浜田貴成, 周 宏, 村井典子, 小野幸徳, 大城桂作: 材料とプロセス, **6**(1993), 1367.
- 15) 内田憲正: 第62回塑性加工学講座 鍛造加工の基礎と応用, 日本塑性加工学会, 東京, (1995), 61.
- 16) A.R.Johnson: Metall. Trans. A, **8A**(1977), 891.
- 17) 田中英八郎, 大山致和: 複合材料, 日刊工業新聞社, 東京, (1969).
- 18) 大草喜太雄, 高橋尚朗, 西沢将敏: 精密機械, **41**(1975), 405.