



## 高速度工具鋼の動向

清永 欣吾\*・中村 秀樹\*<sup>2</sup>・内田 憲正\*<sup>2</sup>

### Trend of High Speed Tool Steel

Kingo KIYONAGA, Hideki NAKAMURA, and Norimasa UCHIDA

1970年から1977年までの高速度工具鋼の動向については、本誌1978年6号<sup>1)</sup>に掲載したが、本稿では主としてそれ以降現在に到るまでの約3年間の高速度工具鋼の研究動向について述べる。しかし、技術動向の大綱は前稿とさほど変わっておらず、その延長線上での研究や改良が継続されているといえる。

製造法に関しては粉末冶金法の応用が拡大しつつあり、また近年とみに関心の集まったM<sub>6</sub>C共晶炭化物に及ぼす諸因子に関し、より詳細に検討されている。化学組成については資源の高騰に伴う省資源高速度工具鋼へのアプローチが各方面で行われている。機械的性質はとくに冷間金型用を対象として疲労特性、破壊靱性などのデータが集積された。熱処理の分野では高速度工具鋼の連続冷却変態特性、加工熱処理、表面処理などについて新しいデータが発表されている。以下、これらについてその背景を探りながら概説してみたいと思う。

#### 1. 粉末高速度工具鋼

粉末高速度工具鋼の動向については前稿<sup>1)</sup>以後あまり大きな変化はないが、被研削性、耐チップング性がとくに要求される特定工具の分野で着実にその地歩を固めつつある<sup>2)~4)</sup>。本材料の最大の難点は製造コストが高くつくことで、コストダウンを意図したいくつかの新プロセスの開発が試みられている。

たとえば、水アトマイズ粉末を使用して焼結法により直接プリフォームをつくる方法<sup>5)</sup>、熱間静水圧法の代わりに焼結体を拘束鍛造する方法<sup>6)</sup>、ガスアトマイズ直後の溶湯流をスプラット状に積層して密度比96~98%のバルクを形成させ、これを通常の熱間加工法で圧密化する方法<sup>7)</sup>、ガスアトマイズ粉末を化学処理後、固体拡散のみで接合する方法<sup>8)</sup>、などが提案されている。これらの実際的评价はまだ定まっていないようで、市販されているものはほとんど熱間静水圧法が適用されたものようである。

そのほか新しい動きとしては、Co原料の高騰に対応した省Co系粉末高速度工具鋼の開発<sup>9)</sup>、複合工具<sup>2)</sup>、中空材<sup>4)</sup>、ロールや金型材への適用<sup>2)</sup>、あるいはPVDなど表面処理用母材など多様化の方向に向かいつつある。

アトマイズの手法をさらに前進させた超急冷凝固法を用い、過飽和固溶体あるいは非晶質相といった非平衡相を高速度工具鋼に現出させて、親規な性能を得ようとする試みがある。滝沢ら<sup>10)</sup>はSKH 9, SKH 57の水アトマイズ粉でも基地中に合金元素が過飽和に固溶していることを示唆している。RAYMENT<sup>11)</sup>らはAISI-M1, M2, T1, M42を10<sup>5</sup>~10<sup>6</sup> KS<sup>-1</sup>の速度でスプラット冷却し、そのまま焼もどしすることにより最高硬さが約Hv 1300, 最高二次硬さを示す焼もどし温度が600°C以上になることを示した。スプラットままの状態のマイクロ組織はα+γの二相で炭化物相はほとんど存在しない。焼もどしによる炭化物析出は700°C以下では認められないので、二次硬化の原因はγ相のマルテンサイト変態によると推定している。SARE<sup>12)</sup>らはM1について同様の実験を行い、600°C以上でα相中の{100}面にMC型炭化物が優先析出する現象を認め、通常材と炭化物析出挙動の異なることを示した。

しかしながら、これら超急冷凝固によつて得られる特異な性質を実際的に活用することは難しい。前述のM1の事例<sup>12)</sup>では1000°Cの加熱保持によりM<sub>6</sub>C炭化物が容易に析出し、過飽和固溶体の利点が失われる。この欠点を補うためレーザーなどの高エネルギービームで表層部を局所的に瞬間熔融、急冷する方法が検討されている<sup>13)~15)</sup>。Struttら<sup>13)</sup>はCO<sub>2</sub>レーザー照射で深さ約0.5mmを熔融させたAISI-M1の表層部のマイクロ組織、硬さ挙動を研究し、560°C焼もどし状態でHv 1000以上の高い硬さが得られることを報告している。

アモルファス技術を用いた新しい合金開発の方向がある。増本ら<sup>16)</sup>はFe-X-C合金系(ただしX=Cr, Mo,

昭和56年8月7日受付 (Received Aug. 7, 1981) (依頼解説)

\* 日立金属(株)安来工場 工博 (Yasugi Works, Hitachi Metals, Ltd., 2107-2 Yasugi-cho Yasugi 692)

\*<sup>2</sup> 日立金属(株)安来工場 (Yasugi Works, Hitachi Metals, Ltd.)

Table 1. The composition of eutectic carbides<sup>19)</sup>.

Carbide type	Alloying element (%)				
	W	V	Mo	Cr	Fe
M <sub>6</sub> C	36.9	4.0	23.2	4.6	32.6
M <sub>2</sub> C	43.0	11.3	31.9	6.7	4.1
MC	21.6	42.5	14.0	6.7	3.5

W)での非晶質生成域を求め、Fe<sub>59</sub>Cr<sub>16</sub>Mo<sub>10</sub>C<sub>15</sub>合金(重量比換算 Fe-15.8%Cr-18.2%Mo-3.4%C)ではHv 1020の硬さで引張強さ3640MPaと脅威的な硬さと強さのバランスをもつ材料を得ている。このような材料がバルクで実現できるようになればそれは鉄基切削工具材料の画期的進歩といえよう。米国 Allied Chemical社は<sup>17)</sup> Fe-Ni-Mo-B系の非晶質リボンを粉碎後、HIP法でバルクの実密体をつくる方法を発表した。このものはAISI-M42対比ミーリングカッタで5倍以上の長寿命を示しており、非晶質材の切削工具への適用例として注目される。

## 2. M<sub>2</sub>C 共晶炭化物

従来、高速度工具鋼に現れる一次炭化物はM<sub>6</sub>CとMCの2種類のみであると考えられていたが、高Mo系高速度工具鋼で板状のM<sub>2</sub>Cが現れること、冷却条件や組成範囲によつてはSKH9系の高速度工具鋼にも生ずることが明らかとなつて以来、にわかにM<sub>2</sub>Cの生成条件に関する研究が各地で行われるようになった。このことは前稿<sup>1)</sup>でも述べたが、これらの結果を集約し、M<sub>2</sub>Cの晶出に及ぼす合金元素の影響をまとめると次のとおりである<sup>18)19)</sup>。

(1) M<sub>2</sub>Cの晶出を促進する元素はC, Mo, V, Coである。

(2) M<sub>6</sub>Cの晶出を促進することにより、逆にM<sub>2</sub>Cの晶出を抑制する元素はSi, N, Wである。

Table 1はM<sub>6</sub>C, M<sub>2</sub>C, MCの化学組成の一例であるが<sup>19)</sup>、M<sub>6</sub>Cと比較しM<sub>2</sub>Cは明らかに多量のW, Mo, Vを固溶する。したがつてM<sub>2</sub>Cを多く晶出させることは基質中に溶け込む合金元素の量を少なくすることになる。また、合金元素の増大は一般にM<sub>2</sub>Cの晶出を促すと考えられる。

FREDRIKSSON<sup>19)</sup>は凝固途中の炭化物晶出に伴う残留融液の組成変化を検討し、MCの晶出を伴う共晶反応で

は残留融液中のW, Moなどの元素が濃化するためにM<sub>2</sub>Cの晶出を促すとし、SiがM<sub>2</sub>Cの晶出を抑制する理由として初晶δフェライトの生成を多くするため、フェライト中へ多く固溶するMo, Vが残留融液中で低下する結果、M<sub>2</sub>Cの晶出を妨げ、M<sub>6</sub>Cの晶出を促進すると推定している。凝固速度が速いほどM<sub>2</sub>Cが富化するのには残留融液中の合金量が増加するためであるとしている。

高速度工具鋼中のM<sub>2</sub>Cは不安定な炭化物であり、熱間加工あるいは高温拡散処理により、M<sub>6</sub>CとMCに分解することがすでに確認されていたが<sup>1)</sup>、FREDRIKSSONら<sup>20)</sup>はこの反応を詳細に観察し、M<sub>2</sub>C+γ→M<sub>6</sub>C+MC+α+Cであると考察している。

## 3. 合金元素の効果と省資源高速度工具鋼

高速度工具鋼は多量のW, Mo, V, Coを含有する。これらの元素はいずれも産出国が限定され、また戦略資源であるため、戦争、政治問題、ストライキなどの影響を敏感に受ける。Table 2<sup>21)</sup>によれば高速度工具鋼の製造に必要な元素の40%は1~2ヶ国に分配されていることがわかる。1974年以降、合金の値上がりによる高速度工具鋼の価格の上昇は著しく、とくに1978年以降のCo, 79年以降のMoの高騰によつて、これら合金元素の含有量の少ない省資源高速度工具鋼の開発気運が高まつた。それと平行し、高速度工具鋼中の合金元素の役割について再検討が行われるようになった。

### 3.1 WおよびMo

1%のMoは一般に2%のWと置換可能であるとされ、(W+2Mo)wt%をW当量と呼ぶ。通常の高速度工具鋼のW当量は16~20%となつていますが、省資源の観点からすればW当量はなるべく低いことが望ましい。内田ら<sup>22)</sup>はFig. 1のごとくW当量の高いほど耐摩耗性は増加するが、15%以上では大差なく、一方靱性はW当量の低いほど増大することを示した。すなわち、W当量は15~16%で十分であり、靱性のとくに必要な工具では、むしろW当量を低くする方が望ましいことを示唆している。

### 3.2 Co

Coはマトリックス中に固溶し、γ相中のCの拡散を容易にし、α相中のCの拡散を遅らせる。その結果、焼

Table 2. Availability of alloying element for high speed tool steel<sup>21)</sup>.

Alloying element	Available period at prognosticated growth rate (year)		Concentration of supplying countries (Number of country)					
	In certain deposit	In supposed deposit	>40%		>60%		>80%	
			Deposit	Product.	Deposit	Product.	Deposit	Product.
Cr	77	107	1	2	1	3	2	6
W	31	55	1	2	2	5	4	9
Mo	44	48	1	1	2	2	4	3
V	70	109	1	1	1	2	2	3
Co	43	50	2	1	4	1	5	4

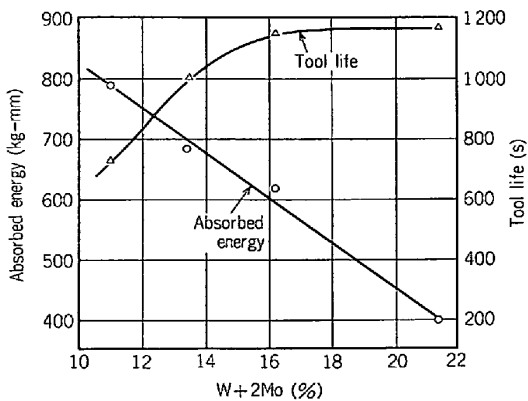


Fig. 1. Effect of tungsten equivalent on the bend toughness and the tool life machining a hardened Ni-Cr-Mo steel<sup>22)</sup>.

もどし時に析出する遷移炭化物の核生成を容易にするが、炭化物の成長、融合を遅らせ、高速度工具鋼の焼もどし抵抗を大きくする。このような作用をもつ元素はCo以外には知られていない。高速度工具鋼中のCo含有量は5, 8, 10%が規定されているが、この差が切削性能にどのような効果を与えるかは必ずしも十分にわかつていないといはいいがたい。

GUMPELら<sup>23)</sup>は0.95%C, 6.5%W, 4.85%Mo, 1.8%V鋼にCo 0.3~6.5%を添加し、これらの諸性能に及ぼす影響を研究しているが、彼らによれば焼もどし抵抗はCo 3%までは急増するが、それ以上では微増となり、またNi-Cr-Mo鋼(1050 N/mm<sup>2</sup>)の旋削における工具寿命も同様の傾向を示している。平削り、フライス削りの場合は、Co 3%以上ではむしろ摩耗量が増加する。Co添加は靱性の低下を伴うので、使用条件によつては切削性能の低下を招くことも十分考えられ、Co高騰の折柄、Co含有高速度工具鋼の選択には慎重な配慮が必要であると説いている。

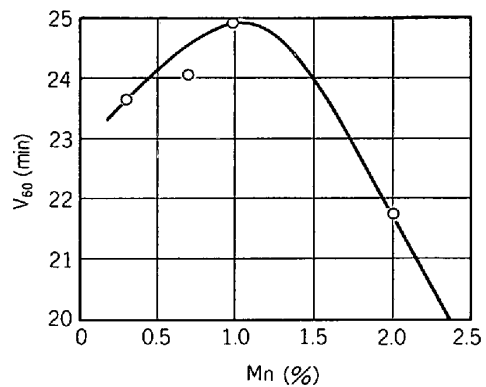
### 3.3 Mn

高速度工具鋼中のMnは通常0.2~0.4%と規定されている。一般にMnの増加はオーステナイト結晶粒度を粗大化し、焼割れ感受性、脆化を促進する元素として忌避されているが、系統的な研究はない。

BRANDISら<sup>24)</sup>はS6-5-2 (SKH9相当)に及ぼすMn 0.3~2.5%の影響を研究し、Mn 1.5%までは焼もどし抵抗及び最高焼もどし硬さは変わらず、オーステナイト結晶粒度はむしろ微細化する。切削性能はFig. 2のごとく、Mn 1%で最大となるとし、Mn 1%の添加は製造上問題なく、むしろ有効であると報告している。

### 3.4 Si

SiがM<sub>2</sub>Cの生成を抑え、そのM<sub>6</sub>C+MCへの分解を助長することはすでに述べた。最近の研究によれば<sup>25)</sup> <sup>26)</sup>、SiはM<sub>6</sub>C中のW, Moと置換することが認められ、その結果、W, Moの節減に有効であることが知ら



Heat treatment of tools : 1220°C/oil + 2×550°C 1h  
Work material : CK 60 with 720 N/mm<sup>2</sup> tensile strength  
Depth of cut : 2 mm Feed : 0.45 mm

Fig. 2. Effect of Manganese content on the cutting efficiency of S 6-5-2<sup>24)</sup>.

れており、省資源高速度工具鋼の構成上重要な位置を占める傾向にある。

### 3.5 Ti

TiはVと同じくCと結合してMC炭化物をつくるが、むしろ凝固組織の微細化元素として通常0.2%以下の添加が行われることが多い。Ti 2%添加までの効果に関し、BRANDISら<sup>27)</sup>はS3-3-2及びS6-5-2に及ぼすTi-V置換の効果ならびにTi+C添加の影響を研究したが、切削耐久性は改善されず、製造性、研磨性はかえって低下することから、合金元素としてのV→Tiの置換による技術的価値はないと結論している。

### 3.6 Nb

KEOWNら<sup>28)</sup>はS6-5-2のVを最高3%までのNbで置換した場合の効果を研究し、Nb置換により共晶炭化物の溶融温度が上昇し、高い焼入温度がとれること、共晶炭化物組成をかえて、高価なWやMoをNbで置換できること、切削耐久性が向上することなどを示して、W, Moを減少させた経済的なNb含有高速度工具鋼の可能性を示唆した。これに対し、中村<sup>29)</sup>はAISI, M7のVを種々の割合のNbで置換する実験を行い、Nbによる置換がM<sub>2</sub>Cの生成を抑制しM<sub>6</sub>Cの生成を促すが、焼もどし抵抗、靱性、耐摩耗性はむしろ低下する傾向のあることから、Nb置換の有効性は認められぬと主張している。

### 3.7 省資源高速度工具鋼

1970年スウェーデンで開発された低合金高速度工具鋼D950は昨今の合金節約の社会状況にマッチして、再び紙上を賑わすようになった<sup>30)</sup><sup>31)</sup>。これは0.95%C, 4.0%Cr, 5.0%Mo, 1.7%W, 1.2%Vを含有し、高いC/V比によつてマルテンサイト硬さを高め、かつ焼もどし抵抗を与えたもので、さらにSi, Nの適当な添加によつてM<sub>6</sub>C+MCに分解しやすいM<sub>2</sub>Cをつくることによつてマイクロ組織を調整している<sup>30)</sup>。被研削性はAISI-M2よりすぐれ、切削性能に関しては、軟らかい

炭素鋼の切削には D950 の方が M2 より劣り、硬い鋼には D950 の方がよいという<sup>31)</sup>。これは W, Mo 量の低下による炭化物量の減少をマルテンサイト・マトリックスの効果によつて補つた結果によるものといえる。

KREMNEV<sup>32)</sup> は低合金高速度工具鋼の W を完全に Mo に置換できたと発表し、11M5 (1.1% C, 5% Mo, 4% Cr, 1.2% V) が最適組成であるとしている。D950 の方向をさらにすすめたものといえよう。

しかしながら、世界的資源条件、合金の高騰から省資源高速度工具鋼の要求は極めて強いと考えられるにもかかわらず、実際にはその普及はほとんど進んでいないようである。この傾向は日本のみならずヨーロッパでも同様である<sup>33)</sup>。これは工具材料の変更に対し、工具メーカー、ユーザーが意外に保守的であり、とくにクリティカルな用途には実績のある既存材料を尊ぶ風潮があるためと思われる。したがつて、既存鋼種の中での変換、たとえば SKH55→SKH53, SKH57→SKH10, M15 などのように高 V 系への移行がしだいに進行することが予想されている。

## 4. 性 質

### 4.1 焼入性

高速度工具鋼の真空焼入れあるいは雰囲気焼入れの普及にともない、焼入時の冷却速度が遅くなるために生ずる焼もどし硬さの低下の問題、すなわち焼入性の問題が顕在化してきた。KULMBURG<sup>34)</sup> は AISI-T1, T4, M35, M3, M7, M42, S10-4-3-10 (SKH57) の焼入冷却時の変態挙動を詳細に研究し、それぞれの CCT 曲線を示している。彼によれば、冷却中に生ずる過共析炭化物の析出は Co 含有鋼が速く、また Mo により加速される。この炭化物析出により粒界近傍のマトリックス中の C が減少するため、熱膨脹で測定される Ms 点はみかけ上、上昇する。各鋼種の代表的な変態特性を Table 3 に示す。

### 4.2 加工熱処理

高速度工具鋼の加工熱処理については LEHMANN と LENK らの研究がある。LEHMANN ら<sup>35)</sup>によれば、HT MB (高温加工熱処理) により、工具寿命が 150~200% 上昇し、強度は 15%, 最高二次硬さは HRC 1~2 上昇したという。LENK ら<sup>36)</sup>は焼入れ途次、400~600°C で加工を行う NTMB (低温加工熱処理) を施し、焼もどし硬さの上昇を認めたが、Co 含有高速度工具鋼ではあまり効果がないとしている。高速度工具鋼の加工熱処理の実用的経験については、まだ公表文献がないようである。

### 4.3 靱 性

高速度工具鋼の K<sub>1</sub>C に関しては前稿<sup>1)</sup>で示した JOHNSON, BERRY や ERICKSON の研究におおむね集約されているが、最近の研究ではマイクロ組織との関係で研究されているものが多い。FISCHMEISTER<sup>37)</sup>は粉末冶金法、ESR 法、大気溶解法による高速度工具鋼の K<sub>1</sub>C を研究し、これらの製造法では大差ないこと、また化学成分によつてもあまり変わらないことを示した。RASCALVO<sup>38)</sup>らはガスタービン用ベアリングに用いる AISI-M50 と 18-4-1 鋼の K<sub>1</sub>C および疲労クラックの伝播性を研究し、クラックの伝播は炭化物により影響をうけず、マトリックスの C 量により支配される。それ故、焼入温度を下げることにより、クラックの伝播速度を低くし、K<sub>1</sub>C を高めることができると結論している。

QUEENEY<sup>39)</sup>らは K<sub>1</sub>C に及ぼす炭化物サイズの影響をみるために AISI-M1 の鋼塊を 780°C で 4h および 4d ソーキングしたのち、種々の圧下率で熱間圧延したものの熱処理後の K<sub>1</sub>C を求めているが、K<sub>1</sub>C はおおむね硬さに逆相関し、目的とした炭化物サイズの差の効果は認められなかつた。JOHANSSON<sup>40)</sup>は AISI-M2 の破壊挙動を 4 点曲げ試験により研究し、熱間加工率によつてマトリックスの真の靱性はほとんど変わらず、種々の工学的靱性試験によつて評価される熱間加工による靱性の上昇は断面における炭化物クラスターの減少によるとしている。

Table 3. Continuous cooling transformation of the various high speed tool steels<sup>34)</sup>.

Steel type	Heating transformation		Austenitizing (°C)	λ*				
	Ac <sub>1b</sub>	Ac <sub>1c</sub>		Carbide precip. begin	Pearlite		Bainite	
					Begin	20%	Begin	50%
S 18-0-1	810	850	1260	10 <sup>-1</sup>	5×10 <sup>1</sup>	4×10 <sup>2</sup>	10 <sup>1</sup>	6.3×10 <sup>1</sup>
S 18-1-2-5	820	850	1250	2×10 <sup>-2</sup>	2×10 <sup>1</sup>	5.6×10 <sup>1</sup>	2.5×10 <sup>0</sup>	10 <sup>1</sup>
S 10-4-3-10	830	870	1210	1.5×10 <sup>-2</sup>	1.2×10 <sup>1</sup>	2.2×10 <sup>1</sup>	7×10 <sup>-1</sup>	1.3×10 <sup>1</sup>
S 6-5-2	810	860	1210	10 <sup>-1</sup>	9×10 <sup>1</sup>	2.2×10 <sup>2</sup>	5×10 <sup>0</sup>	3.5×10 <sup>1</sup>
S C 6-5-2*2	780	840	1190	8×10 <sup>-2</sup>	8×10 <sup>1</sup>	1.2×10 <sup>2</sup>	10 <sup>1</sup>	4×10 <sup>1</sup>
S 6-5-2-5	785	845	1200	2.3×10 <sup>-2</sup>	2.8×10 <sup>1</sup>	5×10 <sup>1</sup>	1.1×10 <sup>0</sup>	8×10 <sup>0</sup>
S 6-5-3	810	845	1210	6×10 <sup>-2</sup>	7×10 <sup>1</sup>	1.8×10 <sup>2</sup>	8×10 <sup>0</sup>	2.7×10 <sup>1</sup>
S 2-9-2	810	860	1190	1.5×10 <sup>-2</sup>	8×10 <sup>1</sup>	~10 <sup>3</sup>	4×10 <sup>0</sup>	2×10 <sup>1</sup>
S 2-10-1-8	830	855	1190	1.8×10 <sup>-2</sup>	2×10 <sup>1</sup>	4.5×10 <sup>1</sup>	7×10 <sup>-1</sup>	5×10 <sup>0</sup>

\* λ =  $\frac{\text{cooling time(s) between 800 and 500}^\circ\text{C}}{100}$

\*2 C 1.0% の S6-5-2

#### 4.4 疲 勞

高速度工具鋼の疲労特性に関しては日本塑性加工学会・冷間鍛造分科会の共同研究により最近かなり広汎なデータが発表されている<sup>41)42)</sup>。これらの結果をまとめると次のとおりである。

- (1) 表面粗さの疲労強度に及ぼす影響は大きく、とくに高サイクル疲労でその影響が大きい。引張圧縮より曲げ疲労の場合に表面粗さの影響が大きい。
- (2) 切り欠き半径の小さいほど疲労強度は低下する。この効果は硬さの高いほど大きい。
- (3) 試験温度の高い方が疲労強度を減じる。
- (4) 応力付加形式により疲労強度は異なり、回転曲げ、平面曲げ、引張圧縮の順に低下する。
- (5) 応力振幅が一定の場合、平均応力が圧縮側になるほど疲労強度は増大する。

これらの結果はとくに新しい概念を提供するものではないが、その具体値は設計資料として有用であろう。

### 5. 切 削 性

#### 5.1 結晶粒度の影響

BHATTACHARYYA ら<sup>43)</sup>は高速度工具鋼の焼入前の焼鈍法に Temper-Annealing すなわち  $Ac_3$  以上で加熱冷却後、 $Ac_1$  以下で焼鈍する方法により焼入時のオーステナイト結晶粒度をいちじるしく微細化した場合(分割法で 18~25)の切削試験を行い、連続、断続切削のいかんにかかわらず、Frank 摩耗は結晶粒度の小さいほど少ない結果を得た。なお、BASU ら<sup>44)</sup>は AISI-T1, T4, M2, M42 について、恒温焼鈍法と Temper-Annealing 法で焼入後の結晶粒度の挙動を調査し、結晶粒度をもつとも微細化する条件を与えている。

#### 5.2 磁界の影響

磁化した高速度工具鋼製バイトはある条件下では磁化しない工具に比較し 200~400% 工具寿命を改善することが GALEI<sup>45)</sup> によつて報告されていたが、NEEMA ら<sup>46)</sup>は 18-4-1 鋼を用い軟鋼を種々の条件で旋削した場合の工具寿命(フランク摩耗 0.7 mm)に及ぼす磁化(磁束密度 1.08 wb/m<sup>2</sup>)の効果を研究した。磁化による工具寿命の向上は比較的低速、低送りの場合に現れ、2~4 倍の効果を示した。なお、磁化した工具の寿命曲線は Taylor の寿命法則に従わず、摩耗の温度依存性が通常の場合より弱くなると判断される。

#### 5.3 摩耗形態

ALVELID ら<sup>47)</sup>は一枚刃による二次元切削により、被加工材および工具材質の種類と工具損傷形態の関係を研究している。被加工材に STORA302 (0.3C-1.5Cr-3.4Ni-0.25Mo 鋼, HB280-292), AISI304 (HB153-160) および M2 (HB231-236) を用い、工具には M2, M3-2(PM), ASP30(PM) を用いている。摩耗形態は Fig. 3 のごとくで、工具材質にはよらない。これらの摩耗形態は被加

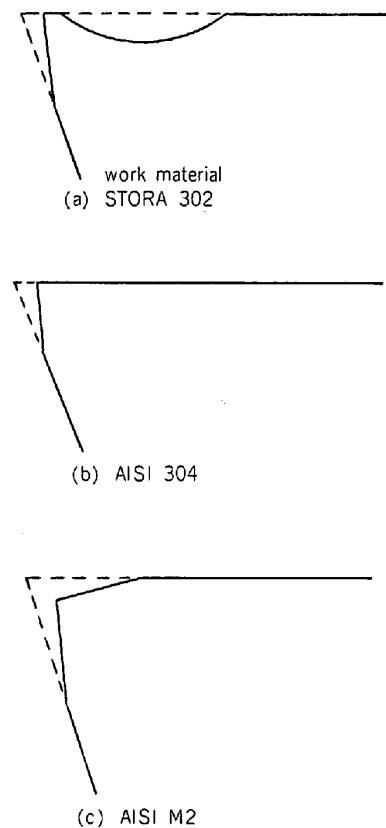


Fig. 3. Schematic wear profiles after 30 min machining<sup>47)</sup>.

工材の性質、すなわち、工具を摩耗させる粒子の有無や、工具に対する溶着のしやすさにより説明できる。摩耗させる粒子は 304 がもつとも少なく、M2 がもつとも多い。溶着は 304 でもつとも激しく、STORA302 ではわずかである。その結果、STORA302 の場合、フランク、クレータ摩耗とも定常的に進行するのに対し、M2 では初期摩耗が大きく、溶着によつて工具面が保護されると摩耗の進行は停滞する。しかし、溶着の影響で 0.5 mm 以上のチップングを生じやすい。304 ではフランク上に溶着を生じ、これが脱落時に摩耗を促進すると同時に、0.1 mm 以下の微小チップングを起こす。粉末高速度工具鋼は M2 よりチップングを生じにくい。摩耗は  $M2 > M3-2(PM) > ASP30(PM)$  の順である。

この研究では溶着面の直下に塑性変形や拡散の形跡を認めていないが、VENKATESH<sup>48)</sup>は 0.22%C 鋼の旋削で高速度工具鋼、超硬、TiC 被覆超硬などの摩耗の進行形態を比較し、V-T 曲線の折れ部より高速側で拡散摩耗が進行することを認めている。

金属切削で刃先温度は摩耗に対してもつとも大きな影響を与える要因であり、KRONENBERG の式  $T\theta\beta=C$  が有名である。T は工具寿命、 $\theta$  は刃先温度、 $\beta$ 、C は定数である。 $\beta$  は高速度工具鋼の場合 12~20 とされている。KOTVAL ら<sup>49)</sup>は工具側面に溝をつけ、それに銅を埋め込むことにより工具の熱伝導を大にして刃先温度を下

げる実験を行つているが、これによりフランク摩耗は20~25%減少するものの、刃先温度の低下から上式にしたがつて予測される寿命向上 ( $\beta=12$  とし、約250%の向上) と比較しその程度はわずかであつた。

## 6. 表面処理

高速度工具鋼の表面処理として、ここ数年の間に新しく登場し、発展してきたのが工具表面に数 $\mu$ の炭化物や窒化物を被覆するPVD法、CVD法および溶融塩法による処理技術である。そのほか、旧来の窒化をグロー放電場中で行うイオン窒化、高速度工具鋼工具の表面C量を1.1~1.2%に制御する緩和浸炭法<sup>50)</sup>、1200°C付近のCO-N<sub>2</sub>系弱浸炭雰囲気中で焼入処理する直接浸炭焼入法<sup>51)</sup>などが発表されている。

### 6.1 PVD法(物理蒸着法)

この方法によれば、工具の上にTiC、TiN、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>などを被覆でき、さらにTiC-TiNのような多層被覆も可能である。高速度工具鋼の焼もどし温度以下で処理できるため、処理による変寸や母材の軟化が極めて少なく、ホブ、ピニオンカッター、エンドミル、タップ、ドリルなどの高性能を要求する用途に適用が試みられている<sup>52)~55)</sup>。

炭化物コーティング工具の特徴は工具寿命が数倍ないし十数倍と顕著な効果が現れるのみでなく、従来の常識を破る高速切削、高硬度材の切削が可能になったことである。たとえば、SCM822のモジュール5/4、歯数45枚、歯幅46.5mmという大きな歯車を、従来は切削速度61m/minで切削していたが、TiNコーティングを採用することにより切削速度を2倍にあげ、しかも工具摩耗は大幅に減少した例が報告されている<sup>52)</sup>。

### 6.2 CVD法(化学的蒸着法)、溶融塩法

CVD法はたとえばTiCl<sub>4</sub>と炭化水素と水素の混合ガスを1000°C前後の高温で反応させ、被処理材の表面にTiCを生成させる方法である。この方法によりPVD法と同じくTiC、TiN、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、FeBなどの被覆、あるいは多層被覆が可能である。現在、処理方法の特徴を活かして、高速度工具鋼よりも超硬合金<sup>56)</sup>、冷間ダイス鋼への適用が盛んである。

溶融塩法については、1975年管野<sup>57)</sup>によりBaCl<sub>2</sub>-KCl-Ti粉末浴での鋼表面へのTiC被覆が、また新井ら<sup>58)</sup>によりNa<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>-Fe V粉末またはFeNb粉末浴での鋼表面へのVCまたはNbC被覆が報告された。新井らの方法<sup>59)</sup>はTD処理として工業化され、冷間ダイス鋼、高速度工具鋼などに適用されている。この方法は約1000°Cの溶融塩浴中に溶入した浸透金属原子と母材マトリックス中の炭素原子とを結合させる方法であるため、被覆物質は炭化物に限定される。

CVD法と溶融塩法は全く異なる方法であるが、ともに高温で処理されるため、被覆層と母材は拡散により接

合し、PVD法より密着性はさらによい<sup>59)60)</sup>。靱性は同一熱処理した無処理材とはほぼ等しいが<sup>61)62)</sup>、層厚さが12 $\mu$ 以上の場合<sup>63)</sup>や、低温焼もどしたSKH9、SKD11の場合、低下する<sup>62)</sup>。SKH9にVC被覆した場合、疲労強度が低下する報告<sup>41)</sup>と変わらない報告<sup>64)</sup>があるが、後者の場合でも、SCM440およびSKD11に処理した際の疲労強度は無処理材に比べ低下している。

両処理と約1000°Cで処理するため、高速度工具鋼に適用する場合は被覆処理後、再度無酸化雰囲気中で焼入焼もどしを行う必要がある。したがって、雰囲気焼入でも十分な硬さが得られる焼入性の良好な高速度工具鋼の開発が行われている。

熱処理後仕上加工ができないので、ある程度の変寸は避けられず、母材の選定や熱処理方法にくふうがこらされている。

CVD法<sup>61)</sup>、溶融塩法<sup>65)</sup>とも冷間鍛造型、プレス金型、剪断刃、プラスチック成形型などで実用化がすすみ、無処理品の数倍ないし十数倍の好結果が得られ、用途によつてはPVD法と同様、超硬に匹敵する寿命が得られている<sup>65)</sup>。比較的効果が少ないのは、高面圧下の加工や昇熱で母材が塑性流動する場合である。この場合、耐圧強度や耐熱性の大きい母材を使用するなどの対策がとられている。切削工具への適用例はPVD法に比較すると少ないが<sup>54)66)67)</sup>、これは両方法とも被覆処理後、焼入れのための再熱処理が必要で操作も複雑であること、および変寸のため精密工具へは使用が制限されるなどの理由による。

## 7. 冷間圧造工具への応用

高速度工具鋼は切削工具のみならず圧造工具としても使用され、その代表的なものが冷間鍛造用工具である。わが国では、1960年代に自動車、二輪車業界を中心に普及し、1970年には安定した加工技術としてその地位を築き上げた。LANGE<sup>68)</sup>によれば冷間鍛造による部品製作の場合、機械加工による場合と比較して、材料利用率が約90%高く、1kgの完成品をつくるためのエネルギー消費量(製鋼エネルギーも含む)は約1/2に減少するという。

現在生産される高速度工具鋼のうち、約15%が冷間鍛造工具に使用され、汎用としてSKH9が用いられている。より耐摩耗性を必要とするときSKH54、55、57が、より耐圧縮性を必要とするときはAISI-M42あるいはその修正鋼が、またより靱性を必要とするときはマトリックス鋼などが使用されている。

冷間鍛造工具用としては、靱性、耐摩耗性、耐圧性、耐疲労性が同時に要求されるわけで、その意味では現用鋼はまだ十分とはいえない。現在は使用条件に応じ、上記材料が適宜選択されているが、新鋼種開発の要望も強い。

BUSH らは<sup>69)</sup>M42 のマトリックス鋼 (0.55% C, 4.2% Cr, 5.0% Mo, 0.7% W, 0.8% V, 8.3% Co) をベースに、これらの靱性に及ぼす各種元素の影響を研究し、各硬さレベルでもつとも大きな衝撃値を示す材料を有望鋼種として選択した。彼らは Si, W, Co が高い硬さ水準における靱性の向上に効果があることを認め、0.60C, 0.4Si, 3.9Cr, 4.8Mo, 5.3W, Ni1-V, 8.1Co 鋼および 0.6C, 1.6Si, 4.4Cr, 5.0Mo, 2.2W, 0.8V, 8.2Co 鋼を有望材料として挙げている。しかし、Hv900 以上の硬さでは M42 にまさるマトリックス鋼系の材料は得られなかつた。

HOGMARK ら<sup>70)</sup>は SUS304, 0.75% C 炭素鋼及び珪素鋼を打ち抜きした場合のパンチの摩耗形態を比較した。パンチ材としては AISI-D2, D6, M2, M3-2 を用いている。その結果、工具摩耗形態及びそのメカニズムは工具自身よりも被加工材の性質が決定的な影響を与える。注目されるのは、たとえば 100000 回打ち抜きと 100001 回打ち抜き後の工具エッジ部の摩耗状況を同一視野で SEM により正確に比較していることである。その結果、炭化物は abrasive wear に強く抵抗し、最終的には巨大炭化物は破壊し剝離する形でその機能を失うが、この機能はかなり永く持続する。微細な炭化物は Snail's eye をつくり、摩耗抵抗を与えるが、極めて微細になると Snail's eye は簡単に生じたり消滅したりするので耐摩耗性に及ぼす効果としては小さい。彼らによれば 1 回のパンチで約 5 Å の表面が取り去られるという。

冷間鍛造の際には工具にとって限界に近い圧縮応力が加わる。工具鋼の圧縮耐力 (0.2%) は冷間ダイス鋼で 200~300 kgf/mm<sup>2</sup>、高速度工具鋼で 300~380 kgf/mm<sup>2</sup> とされているが、FRITZSCH ら<sup>71)</sup>は種々の被加工材を用い、ボックススパナーを冷間後方押し出しする場合のパンチにかかる応力を求めている。C60 (0.60% C-鋼) 圧造の場合約 300 kgf/mm<sup>2</sup> の圧縮応力がかかるという。冷間鍛造パンチでは高い耐圧縮性と同時に靱性が必要であるが、靱性として圧縮破壊時の変形量を取り、これと圧縮耐力の関係から粉末変速度工具鋼がもつともすぐれた冷間鍛造工具であり、溶製材の中では X110MoCo9.8 (M42) がもつともよいとしている。数種の工具材について代表的な特性を示すと Table 4 のとおりである。

圧縮破壊変形量は主として焼入温度によつて決定され、焼もどし回数の多いほど加工硬化係数  $n$  が減少する。前記のボックススパナーの冷間鍛造工程でパンチの塑性変形量 (縮み) 及び曲がり量を実測すると、圧縮耐力の大きいほど変形量が少ない。X110MoCo 9.8 では C60 の加工でも変形が極めて小さいが、210Cr48 (SKD1 相当, HRC 64) では、S10C (加工応力 1900 N/mm<sup>2</sup>) ならよいが、S35C (2400 N/mm<sup>2</sup>) ですでに大きな変形を示す。したがつて、冷間鍛造パンチには使用条件に応じ適正な工具材質の選定と注意深い熱処理制御が必要で

Table 4. Compressive strength and fracture deformation of various tool steels<sup>71)</sup>.

Steel type	Quench. temp. (°C)	Hardness (HRC)	$\sigma_{d0.2}^*$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\phi_{Bruch}^{*2}$
165CrMoWV46 (SKD11)	1 000	62.5	2 700	0.09
210Cr48 (SKD1)	950	64.5	2 900	0.05
X79WCo18.5 (SKH3)	1 240	65.0	3 400	0.06
X82WMo6.5 (SKH9)	1 200	62.5	3 000	0.21
X85WMoCo6.5.5 (SKH55)	1 200	67.0	3 600	0.10
X110MoCo9.8 (AISI-M42)	1 180	66.5	3 700	0.10
X125WV12.4 (SKH10)	1 210	63.0	2 900	0.11
ASP 23 (PM)	1 180	67.0	3 700	0.12
ASP 30 (PM)	1 180	68.0	3 900	0.12
ASP 60 (PM)	1 180	69.5	4 200	0.05

\* Compressive yield strength (0.2%)

\*2 Deformation ratio at fracturing

あることを彼らは強調している。

以上、前稿に引きつづき 1977 年以降の高速度工具鋼に関する技術動向をまとめてみたが、今後は粉末高速度工具鋼、炭化物被覆処理を主流とする表面処理、切削工具以外の用途への展開を中心に、これらの技術が複合されながら進展していくものと思われる。

#### 文 献

- 1) 清永欣吾: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 815
- 2) 山川哲央: 精密機械, 46 (1980), p. 529
- 3) 出雲正敏: 特殊鋼, 30 (1981) 2, p. 8
- 4) A. KASAK and E. J. DULIS: Powder Met., 21 (1978) 2, p. 114
- 5) R. P. HARRVEY: Manuf. Eng., 81 (1978) Oct., p. 36
- 6) R. J. CAUSTON, J. RICHARDSON, and J. J. DUNKLEY: Metallurgia, 46 (1979) Feb., p. 126
- 7) B. A. RICKSON, F. A. KIRK, and D. R. G. DAVIES: Powder Met., 24 (1981) 1, p. 1
- 8) Metal Prog., 33 (1981) Apr., p. 60
- 9) 米国クルーシブル社データシート: Rex 20, Rex 25
- 10) 滝沢貴久男, 土居 陽, 田村今男: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 380
- 11) J. J. RAYMENT and B. CANTOR: Met. Sci., 12 (1978) 3, p. 156
- 12) I. R. SARE and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Sci., 13 (1979) May, p. 269
- 13) P. R. STRUTT, H. NOWOTRY, Y. KIM, and B. H. KEAR: International Conference Rapidly Quenched Metals III ed. by B. CANTOR, 1 (1978), p. 171 [The Metals Society, London]
- 14) Y.-W. KIM, P. R. STRUTT, and H. NOWOTRY: Met. Trans., 10A (1979), p. 881

- 15) B. H. KIER, E. M. BRENNAN, and L. E. GREENWALD: *Metals Technol.*, 6 (1979) 4, p. 121
- 16) 岩谷孝治, 井上明久, 峯村哲郎, 増本 健: 日本金属学会誌, 44 (1980), p. 245
- 17) AMM News, 89 (1981) 95, May, p. 18
- 18) 石川英次郎, 須藤興一, 松田幸紀: 電気製鋼, 50 (1979) 3, p. 159
- 19) H. FREDRIKSSON and M. NICA: *Scand. J. Met.*, 8 (1979) 6, p. 243
- 20) H. FREDRIKSSON, M. HILLERT, and M. NICA: *Scand. J. Met.*, 8 (1979) 3, p. 115
- 21) H. J. BECKER, E. HABERLING, and K. KÖSTER: *Z. Wirtsch Fertigung*, 75 (1980) 5, p. 225
- 22) 内田憲正, 清永欣吾, 中村秀樹: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S925
- 23) P. GÜMPEL and E. HABERLING: *TEW. Tech. Ber.*, 5 (1979) 2, p. 129
- 24) H. BRANDIS and E. HABERLING.: *Stahl u. Eisen*, 98 (1978) 22, p. 1171
- 25) H. BRANDIS, E. HABERLING, E. ORTMANN, and R. WEIGAND: *TEW. Tech. Ber.*, 3 (1977) 2, p. 81
- 26) E. HABERLING and H. H. WEIGAND: *TEW. Tech. Ber.*, 5 (1979) 2, p. 109
- 27) H. BRANDIS and E. HABERLING: *TEW. Tech. Ber.*, 4 (1978) 2, p. 85
- 28) S. R. KEOWN, E. KUDIELKA, and F. HEISTERKAMP: *Metals Technol.*, 7 (1980) 2, p. 50
- 29) 中村秀樹: 鉄と鋼, 66 (1980) S1139
- 30) B. FREDRIKSSON: *Manuf. Eng.*, 84 (1980) 6., p. 96
- 31) B. WADELL: *Manuf. Eng.*, 75 (1975) 2, p. 28
- 32) Л. С. Кремнев, ЮЕ Селов, and Л. М. Колобекова: *Stal'*, 8 (1978), p. 749
- 33) F. A. KIRK: *Iron and Steel Intern.*, 53 (1980) 2, p. 87
- 34) A. KULMBURG and F. KORNTHEUER: *Berg. u. Hüttenmännische Monatshefte*, 121 (1976) 7, p. 251
- 35) G. LEHMANN and G. NOCKE: *Neue Hütte.*, 25 (1980) 3, p. 105
- 36) P. LENK, U. THIEME, V. VETTERMANN, and C. WYCISK: *Neue Hütte*, 21 (1976) 2, p. 106
- 37) H. FISCHMEISTER: *International Conference on Cutting Tool Materials*, ed. by F. T. MITCHELL (1980) Sep., p. 88
- 38) J. A. RESCALVO and B. L. AVERBACH: *Met. Trans.*, 10A (1979) 9, p. 1265
- 39) R. A. Queeney, and R. A. HEFFELFINGER: *Met. Trans.*, 8A (1977) 2, p. 369
- 40) H. JOHANSSON and R. SANDSTROM: *Mater. Sci. Eng.*, 36 (1978) 2, p. 175
- 41) 共同研究グループ (代表 篠原宗憲): 塑性と加工, 22 (1981-2) 241, p. 159
- 42) 村松 勁: アマダ技術ジャーナル (1981) 冬期臨時増刊, p. 13
- 43) D. BHATTACHARYYA, A. HAJRA, A. BASU, and S. JANA: *Wear*, 42 (1977) 1, p. 63
- 44) A. BASU, B. K. GHOSH, S. JANA, and S. C. DASGUPTA: *Met. Technol.*, 7 (1980) 4, p. 151
- 45) M. T. GALEI: *Mach. Tool (USSR)*, 5 (1973), p. 44
- 46) M. L. NEEMA and P. C. PANDEY: *Wear*, 59 (1980) 2, p. 355
- 47) B. ALVELID and H. WISELL: *Scand. J. Met.*, 9 (1980) 2, p. 59
- 48) V. C. VENKATESH: *Mach. Test Util Mach Data* (1979), p. 380
- 49) C. J. KOTVAL and M. M. BARASH: *North Am Metalwork Res Conf.*, 5 (1977), p. 247
- 50) 飯田欣平, 日下邦男: 機械と工具, 22 (1978), p. 94
- 51) 小川喜代一: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1961
- 52) 吉岡 肇: 精密機械, 46 (1980) 5, p. 535
- 53) 手塚宗昭, 山田保之: 鉄と鋼, 67 (1981), A77
- 54) 内山浩一: 機械の研究, 31 (1979) 4, p. 479
- 55) 広松良男, 土井良彦, 小林眺徳, 高橋宣裕: 住友電気, 113 (1978), p. 191
- 56) 菊池則文, 杉沢泰次郎: 金属表面技術, 31 (1980) 2, p. 60
- 57) 管野 威: 特殊鋼, 24 (1975) 3, p. 38
- 58) 新井 透, 水谷正義, 小松 登: 日本金属学会誌 39 (1975), p. 247
- 59) 新井 透, 藤田浩紀: 熱処理, 15 (1975) 1, p. 8
- 60) N. K. SHARMA and W. S. WILLIAMS: *Thin Solid Films*, 54 (1978) 1, p. 75
- 61) 佐藤琢男, 平原民雄, 田村賢一: 熱処理, 11 (1971), p. 378
- 62) 新井 透, 太田幸夫, 小松 登: 鉄と鋼, 67 (1981), A73
- 63) 新井 透, 太田幸夫, 小松 登, 杉本義彦: 鉄と鋼, 60 (1974), S513
- 64) 新井 透, 藤田浩紀, 小松 登: 鉄と鋼, 6 (1981), S550
- 65) 新井 透, 遠藤淳二: 熱処理, 15 (1975) 2, p. 40
- 66) T. SADAHIRO, S. YAMAYA, K. SHIBUKI, and N. UJIE: *Wear*, 48 (1978), p. 291
- 67) 大庫和孝, 藤田浩紀, 新井 透: 昭和 54 年度精機学会秋期大会学術講演論文集, p. 39
- 68) K. LANGE: 塑性と加工, 19 (1976) 187, p. 633
- 69) M. E. BUSH and R. WARD: *Metallurgia and Metal Forming*, 43 (1976) 10, p. 346
- 70) S. HOGMARK, K. BENGTSSON, and O. VINGSBO: *Scand. J. of Met.*, 10 (1981), p. 85
- 71) G. FRITZSCH and J. QUAAS: *Umformtechnik, Zwickau*, 13 (1979) 4, p. 31