

解 説

UDC 669.14.018.252.3

高速度工具鋼に関する最近の動向*

清 永 欣 吾**

Recent Trends of High Steel Tool Steel

Kingo KIYONAGA

1. はじめに

高速度工具鋼は W, Mo を多量に含む二次硬化性を有する耐熱、耐摩耗工具鋼で切削工具、冷間圧造工具その他耐熱性、耐摩耗性が要求される種々の工具あるいは構造部品に広く使用されている。わが国の年間生産量は約 2 万 t で、その約 6 割が輸出されている。Fig. 1 に昭和 40 年を 100 とした場合の各種工具鋼の生産指数の推移を示すが¹⁾、特殊鋼に比し工具鋼の生産の伸びが低いのは、工具材料の高級化による工具寿命の増加および使用技術の進歩による工具使用量の相対的減少によるものと考えられる。高速度工具鋼は工具鋼の中では生産指数の伸びが高いが、これは輸出の増大と冷間加工工具への応用の拡大によるものであろう。高速度工具鋼と競合的

立場にある超硬合金の工具生産額を比較すると Fig. 2 のごとく、おおむね相拮抗しているが²⁾、昭和 45 年以降超硬工具の生産がやや優位に転じている。これはミリング工具の分野における超硬工具の進出が激しいことによるものである。しかしながら、高速度工具鋼のすぐれた強靱性、耐熱性、耐摩耗性および生産性のために、高速度工具鋼は今後もなお活力を維持し、主要な工具材料として発展して行くものと思われる。

本稿では高速度工具鋼の最近の動向について、とくに 1970 年以降の動きを中心に紹介し、読者の御参考に供したい。

2. 鋼種の動向

2.1 歴史的推移

高速度工具鋼の起源は明確には定め難い。1898 年アメリカ、ベスレヘム社の TAYLOR および WHITE は 1861 年 MUSHET が発表した高炭素タングステン自硬性鋼に高温焼入処理を施すことにより、著しく赤熱硬さを高め、切削時の工具寿命を増大することを発見したが、それ以降、改良が急速に進み、早くも 1906 年には SKH2 とほとんど同じ化学組成の高速度工具鋼に到達している。その意味で 1898 年を高速度工具鋼の起源とみることができる。

1930 年までは W 系高速度工具鋼の完成と充実期であ

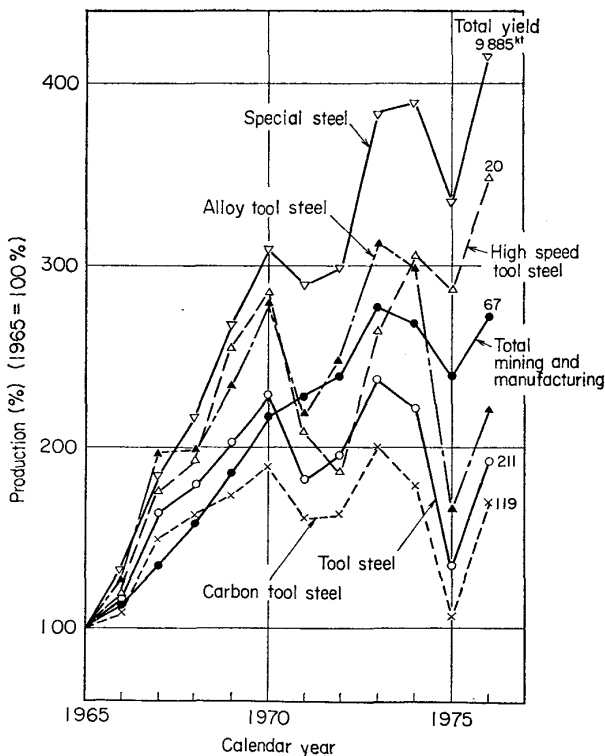


Fig. 1. Production of various tool steels in Japan.

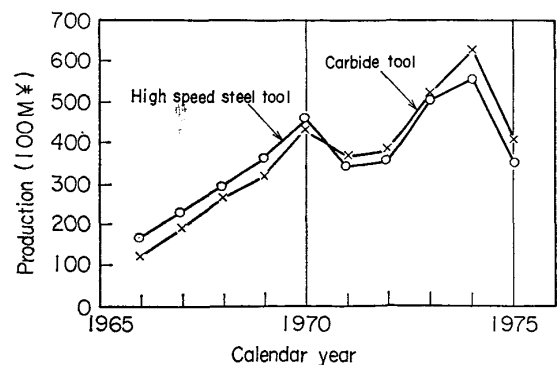


Fig. 2. Comparison of production of carbide and high speed steel tools in Japan.

* 昭和 53 年 1 月 9 日受付 (Received Jan. 9, 1978)

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

る。1930年代に入り、アメリカでMoの大鉱脈が発見され、アメリカを中心にMo系高速度工具鋼の研究が活発に行なわれ、1932年にはMo-Max (AISI, M1) がEMMONSによって発表され、1937年にはHOUDREMONTらによって今日のSKH9の基礎となるW-Mo高速度工具鋼が発表された。第2次世界大戦はWの払底のために、Wを節約した代用鋼、Mo系高速度工具鋼の開発が促進されたが、戦後、アメリカが工業技術の中心となるに及んで、W系からMo系高速度工具鋼への転換が世界の潮流となつた。1950年代中葉には今日の主要な高速度工具鋼はほとんどAISIに制定され、アメリカにおけるMo系の生産は90%を凌駕するに到つた。

今日の高速度工具鋼は1950年代に一応完成したとみることができる。高速度工具鋼の析出硬化機構や熱処理

による諸性質の変化が明確にされたのも当時である。

1950年代末から1960年代初めにかけて、航空機、ミサイル部品に用いられる耐熱合金、高強力鋼などの難削材切削工具として、高硬度で靱性および耐熱性の高い高速度工具鋼の開発が必要となつた。その結果、元来靱性の高いMo系高速度工具鋼をベースに、そのCおよびCo量を増加させた新材料が続々と発表された。高炭素M2, AISI, M40シリーズがそれである。

1960年代のもう一つの流れは塑性加工用工具への高速度工具鋼の応用であり、またそれに適した新鋼種の開発である。冷間鍛造用パンチでは折損事故が多く発生し、靱性を一層高めるための熱処理（アンダーハードニング処理、ベイナイト処理）が研究され、新材質として低炭素高速度工具鋼や、高速度工具鋼のマトリックス・スチー

Table 1. Chemical composition and main usage of present high speed tool steels.

Designation			Chemical composition (wt%)								Main usage
Mark	JIS	AISI	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Co	
a) Molybdenum type											
—	—	M1	0.80	0.2	0.3	4.00	1.50	8.00	1.00	—	Tap, Milling Cutter, Threading die
—	SKH9	M2	0.85	0.2	0.3	4.00	6.00	5.00	2.00	—	Drill, Milling Cutter. Reamer. Saw. Broach, Tooth Forming Cutter. Cold Working Tool
—	SKH52	M3-1	1.05	0.2	0.3	4.00	6.00	5.00	2.40	—	Tap, Broach, Milling Cutter
—	SKH53	M3-2	1.20	0.2	0.3	4.00	6.00	5.00	3.00	—	End Mill.
—	SKH54	M4	1.30	0.2	0.3	4.00	5.50	4.50	4.00	—	Cold Working Tool, End Mill
—	—	M7	1.00	0.2	0.3	4.00	1.75	8.75	2.00	—	Tap, Chaser. Broach, Drill
—	—	M15	1.50	0.2	0.3	4.00	6.50	3.50	5.00	5.00	Milling Cutter
—	—	M33	0.90	0.2	0.3	4.00	1.50	9.50	1.15	8.00	Cold Working Roll
—	—	M34	0.90	0.2	0.3	4.00	2.00	8.00	2.00	8.00	End Mill, Hob Cutter
—	SKH55	(M35)	0.85	0.2	0.3	4.00	6.00	5.00	2.00	5.00	Hob Cutter
—	SKH56	M36	0.85	0.2	0.3	4.00	6.00	5.00	2.00	8.00	Hob Cutter. Broach, Tap. Milling Cutter, Cold Working Tool
—	—	M41	1.10	0.2	0.3	4.25	6.75	3.75	2.00	5.00	End Mill, Drill
—	—	M42	1.10	0.2	0.3	3.75	1.50	9.50	1.15	8.00	End Mill, Hob Cutter
—	—	M43	1.25	0.2	0.3	3.75	1.75	8.75	2.00	8.25	End Mill, Tap, Drill, Cold Working Tool
—	—	M44	1.15	0.2	0.3	4.25	5.25	6.25	2.25	12.00	Hob Cutter, Saw. Wood Cutting Blade
A	—	—	1.05	0.2	0.3	4.00	5.30	6.30	1.65	8.00	End Mill, Tool Bits
—	SKH57	—	1.25	0.2	0.3	4.00	10.00	3.50	3.50	10.00	End Mill, Tap. Hob Cutter
B	—	—	1.20	0.2	0.3	4.00	7.00	6.00	3.00	13.00	End Mill, Tool Bits
b) Tungsten type											
—	SKH2	T 1	0.75	0.2	0.3	4.00	18.00	—	1.00	—	End Mill, Tool Bits. Hob Cutter
—	SKH3	T 4	0.75	0.2	0.3	4.00	18.00	—	1.00	5.00	Same as SKH9
—	SKH4A	—	0.80	0.2	0.3	4.00	18.00	—	1.25	10.00	Same as SKH55
—	SKH10	T 10	1.50	0.2	0.3	4.00	12.00	—	5.00	5.00	Tool Bits
c) New type											
C	—	—	0.95	0.2	0.3	4.00	1.70	5.00	1.10	—	Economical Grade
D	—	—	0.90	0.80	0.3	5.10	5.30	4.90	1.70	—	Substitute for SKH9
—	—	M47	1.10	0.2	0.3	3.75	1.50	9.50	1.25	5.00	Higher Toughness than M42
E	—	—	1.00	0.2	0.3	4.00	W+Mo+V+Co	≦20	—	—	Tool for Severe Intermittent Cutting
F	—	(M11)	0.90	0.2	0.3	8.25	—	8.50	1.32	1.75	Tap. Material for nitriding
G	—	—	0.55	0.2	0.3	4.20	0.70	5.00	0.80	8.00	Matrix Steel of M42
H	—	—	<0.1	<0.3	<0.3	—	14.0	7.0	0.5	25.0	(Ti 0.2) Precipitation Hardening Type
I	—	—	—	—	—	—	—	18	—	14	(Ti 0.8) Maraging Type (Ni 8)

ルあるいはその修正鋼などが開発された。

2.2 現在の高速度工具鋼の種類とその動向

Table 1 に現在実用されている高速度工具鋼の種類と主要な化学成分および用途を示す。既述のごとく W 系高速度工具鋼は高速度工具鋼の主流から完全に没落し、現在では一部の特殊用途(バイト材, 木工刃物, 耐摩耗材)で命脈を保っているに過ぎない。

Mo 系の主流は SKH9 と SKH55 である。前者は各種切削工具, 冷間金型の標準材料として幅広く使用され, 後者はその高級材としてのほか, ホブカッターなど歯切工具類に主に使用されている。SKH57 は現用 JIS 高速度工具鋼のうちでは, もつとも切削耐久性のすぐれたものであり, 完成バイト材, 難削材切削用カッター, エンドミル材として使用されている。

しかし, これらの材料はいずれも W 約 6% 以上を含むいわゆる W-Mo 系高速度工具鋼であり, 近年の W 価格の高騰により高 Mo 系へ移行する可能性が大きい。AISI, M7 はその意味で注目され, SKH9 に比べ耐熱性, 耐摩耗性がすぐれ, かつ同程度の靱性をもつため, 次第に需要を増加しつつある。現在, ハイスタップのほとんどは M7 であり, そのほかフライスカッター, チェザー, ドリル, ブローチなどで SKH9 に代る材質として注目されている。

AISI-M40 系³⁾も着実にその用途を拡げつつある。M42 が主流で, そのほか M41, M43, 記号 A 鋼⁴⁾などがエンドミル, ホブ, 高級タップ, 木工刃物, 鋸刃, 金型などに用いられている。

これらのほか, 種々の冷間あるいは温間加工用金型材が高速度工具鋼の範ちゆうの中で開発され実用されているが, ほとんど化学成分が公表されていない。

Table 1 に最近発表された新しい高速度工具鋼を併載した。これらは高速度工具鋼開発の方向を示唆するものとして興味深い。そこには合金原料の高騰に対処した低合金高速度工具鋼 (C⁵⁾ および D⁶⁾ 鋼), M40 系の反省からより靱性を狙うもの (M47⁷⁾ および E 鋼⁸⁾), 表面硬化法を利用した新しい開発材料 (F 鋼⁹⁾), 耐熱性と靱性を兼備する冷間塑性加工用高速度工具鋼 (G 鋼¹⁰⁾), 析出硬化型の新しいタイプ (H¹¹⁾ および I 鋼¹²⁾) など, 高速度工具鋼の将来動向に対する萌芽があるように思われる。

以上は溶製材を対象とした新材料で, そのほか粉末冶金法を前提とした新しい材料開発も行なわれている。

3. 高速度工具鋼の一次炭化物

高速度工具鋼の硬化機構に関連して, 焼もどし第 1 過程から第 5 過程に到る炭化物反応は主として 1950 年代に研究され, 1960 年代は高速度工具鋼の機械的性質に関する研究および一次炭化物分布改善に関する製造研究が数多く発表された。1970 年代になり, 高 Mo 系高速度

工具鋼の一次炭化物の特異な晶出形態から, 一次炭化物の種類, 形態あるいは凝固変態に及ぼす合金元素の影響についての研究が各所で行なわれた。

3.1 一次炭化物分布, 粒度の影響

一次炭化物状態と高速度工具鋼の各種性質との関係については定量的データは極めて乏しい。密集した炭化物または厚い縞状炭化物組織をもつ工具は切削時に突然刃かけを生じやすく好ましくないが¹³⁾, 連続した一次炭化物網はたとえそれが薄くても靱性には有害で, むしろ厚くても不連続の方が靱性が高い¹⁴⁾。清永¹⁵⁾によれば高速度工具鋼の抗折力, 衝撃値, 振り及び引張特性, 疲れ強さなどの機械的性質は「炭化物偏析部のマトリックス面積率/最大炭化物長さ」^{1/2} の値と相関し, この値の大きいほど各種機械的性質が改善されるとした。QUEENCY¹⁶⁾は鋼塊の予備拡散加熱(780°C)時間と鍛造比が AISI, M1 の破壊靱性値に及ぼす影響を研究し, 低い加工率の場合, 長時間予備拡散処理が破壊靱性値を改善することを示した。

炭化物サイズに関しては, 小さい方が熱処理硬さが高く, 圧縮, 引張強さ, 靱性, 被研削性がすぐれるが¹⁷⁾, 耐摩耗性は低下し, 連続切削時の工具寿命を一般に低下させる。しかし, 靱性要因の入る高硬度ワークの切削や断続切削では逆に工具寿命を増大させる傾向がある¹⁸⁾。

3.2 凝固機構

Mo 系高速度工具鋼の凝固機構については最近多くの研究が発表され, 合金元素の影響も明らかになりつつある。C の増加は δ 共析を減少し, MC 炭化物を粗大化する¹⁹⁾²⁰⁾。V, Mo は δ 相域を拡大し, MC 炭化物を粗大化する¹⁹⁾。W を Mo に置換すると MC の M_6C 炭化物に対する割合が増加することなどが知られている²¹⁾。

3.3 M_2C 一次炭化物

高 Mo 系高速度工具鋼の鍛延材の組織中に SKH2 や SKH9 ではほとんどみられないロッド状の一次炭化物が屢々観察されるが, これが M_2C 炭化物であることが STEVEN²²⁾らによって明らかとなり, 近年 この M_2C の生成条件や熱処理挙動についての研究が活発となった。

M_2C は Mo_2C に類似した格子常数をもち, Si, N は M_6C の形成を促し, M_2C を不安定化するのに対し²²⁾²³⁾, C は M_2C を安定化する²⁴⁾。 M_2C は元来不安定な炭化物で高温加熱により崩壊して M_6C と MC に変態する²⁵⁾。この変態は約 700°C で開始し, Si 量の多いほど加速される²⁶⁾。SKH9 および M7 の初晶および共晶炭化物の種類に及ぼす C, N および冷却速度の影響に関しては FREDERIKSSON の研究²⁷⁾があり, 低冷却速度の場合, M_2C (高 C 量の場合) または M_6C (低 C 量の場合) が最初の炭化物として晶出するが, 高冷却速度の場合は C 量によらず MC が初晶炭化物として晶出し, N の高いほどその晶出温度が上昇すること, 冷却速度の高いほど共晶炭化物量が減少することなど興味ある結果を発表し

ている。なお、 M_2C の晶出と機械的性質の関係については十分なデータがない。

4. 高速度工具鋼の製造法の動向

高速度工具鋼の一次炭化物ネットワークを微細化するために多くの方法が検討されてきた。接種法、鋳型予熱あるいは発熱性鋳型法、振動または攪拌法、鋳型急冷法、高圧鋳造法、Durville 法、ESR 法、エレクトロンビーム溶解法、粉末冶金法などがそれである。

しかし、高速度工具鋼の共晶組織を確実に微細化する方法は凝固時の冷却速度を大にすることである。BRANDIS ら²⁸⁾によれば鋳込温度の影響はほとんどないが冷却速度の対数と初晶サイズ、炭化物サイズ、炭化物偏析度はほぼ直線関係があることを示し、石川、須藤ら²⁹⁾は柱状晶と粒状晶の生成条件を検討し、同一冷却速度の場合、柱状晶領域では粒状晶域と比較し、粗大炭化物量が減少することを示している。

ESR 法は鋼中の非金属介在物を除去するのに効果があるほか、鋳造組織が均一で偏析が減少するなど効果があるため、高速度工具鋼の製造法としても注目されている。KIRK³⁰⁾によれば ESR の効果は 100φ 以上の大径材で有効で、FIEDLER³¹⁾によれば鍛錬成形比 2 まで製品として使用可能という。炭化物サイズの微細化に対しては一致した見解はない。ESR 鋼では横方向の機械的性質、疲れ強さが改善されることが AISI, D2, A2 で知られているが³²⁾高速度工具鋼については詳しいデータはない。ESR に接種法を併用して炭化物偏析をさらに改善する方法については、A. RANDAK ら³³⁾の研究があるが、最近では CAMPBELL³⁴⁾がスラグを通して TiB_2 を添加し、初晶の微細化に成功している。

粉末冶金法による高速度工具鋼の製造は、工業的には 1970 年スウェーデン、STORA 社、米国 CRUCIBLE 社がその量産化を発表したのが最初である。これらの製造法に関してはすでに公表文献³⁵⁾が多いので省略する。粉末高速度工具鋼の特性は一次炭化物が極めて均一に分散し、かつ微細であるという特色によつて決定づけられる。その特性を列挙すると次の通りである。

- (1) 靱性が増大し、耐チップング性が良好となる。
- (2) 被研削性がいちじるしく改善される。
- (3) 熱処理変形が減少し、とくに材質に起因する不均一変形が少なくなる。
- (4) 熱間加工が容易となり、従来のものより高合金のものまで製造できる。
- (5) 工具寿命のパラッキが少なくなる。

耐摩耗性については既述のごとく炭化物粒度に対する依存性が強く、微細な場合はかえつて低下する。それ故粉末高速度工具鋼の価値は強い断続切削のごとく刃先に欠けやチップングを生じやすい工具、マイクロチップングにより摩耗が進行する工具、研削工数の大きい工具、

するどい刃先強度を必要とする仕上切り工具などに適すると考えられる。

粉末冶金技術を利用した新材料開発の方向としては、VC、TiC などの硬質粒子を分散させて耐摩耗性を増大するもの³⁶⁾³⁷⁾、N 含有量を富化させるもの³⁸⁾などが発表されているほか、粉末技術を応用した焼結工具、複合工具の研究が実施されている。

粉末高速度工具鋼でどこまで高合金のものが製造できるかは興味深い。prealloy 噴霧粉を用いる場合、安藤ら³⁹⁾によれば $C > 5\%$ 、 $V > 25\%$ になると熔融状態で粗大な VC を生じ、水アトマイズ粉でも粗大 VC の生成を阻止できないとしており、この付近が限度と考えられる。LUPF⁴⁰⁾は通常の高速度工具鋼より 20% 以上合金量が高いと著しく熱間、冷間の加工性が劣化するといっている。

5. 高速度工具鋼切削工具の損耗現象

近年、工具損耗現象を金属組織的に解明し、工具の使用技術あるいは新材料の開発に応用しようとする傾向が盛んになつている。しかしながら、切削工具の損耗は非常に多くの要因によって支配されるため、損耗のメカニズムについても諸説が提起されまだ固つていない。

5.1 クレータ摩耗

中～高速切削時のクレータ摩耗の速度は COOK⁴¹⁾によれば温度の関数であり、切削中熱的に活性化し工具表面から原子が被加工材へジャンプする形で摩耗が進行することをクレータ摩耗の活性化エネルギー値より推論している。BROWNSWORD ら⁴²⁾は高速切削の場合焼き付きが起こり、工具表面が塑性流動する形で摩耗が進行するとし工具の高温における flow stress がクレータ摩耗の支配因子であるとする。また低速切削時の摩耗は BUE (構成刃先) の脱落によるアブレーション摩耗と溶着物が剝離する際すくい面から工具材をピックアップする漸進的アドヒージョン摩耗が主体であるとしている。

OPITZ および KÖNIG⁴³⁾は BUE の挙動が工具摩耗に顕著な影響を与え、安定な BUE 生成域ではクレータ摩耗は少なく、切削速度が増大し、BUE が消失すると、BUE の保護作用がなくなり、また刃先温度の上昇による工具強度の低下によってクレータ摩耗は急増すると述べている。

WRIGHT および TRENT⁴⁴⁾は数種のワークを切削した場合の刃先金属組織を詳細に観察し、いくつかの摩耗パターンを提出している。すなわち、(1) 工具すくい面の非常にうすい部分に生ずる剪断塑性流動的摩耗、(2) 圧縮応力による刃先のマクロ的塑性変形、(3) アブレーション摩耗、(4) 拡散摩耗、(5) Attrition 摩耗がそれである。このうち、拡散摩耗は溶着物と工具界面の間の拡散による工具表面強度の低下に起因する摩耗で、その界面に生ずる White Layer の存在が拡散摩耗を傍証するも

のとして最近注目され、研究されている。

Attrition 摩耗は刃先先端に現れるマイクロチップングの摩耗で、大草、高橋ら⁴⁵⁾のいう斜め形チップングも同種のものと考えられる。この摩耗形態は高速切削では起こらない。いづれにせよ、クレータ摩耗は高速切削の場合に問題であり、メカニズムは如何であれ切削熱が主要な要因であることは一致している。

5.2 フランク摩耗

比較的低速切削ではフランク摩耗が工具寿命の支配因子となる。これは BUE の生成状況によって著しく影響をうける。大草、高橋、西沢ら⁴⁶⁾はワークの種類により突起形と扁平形の BUE が生じ、突起形の場合、切削条件により摩耗形態が極めて変化すると報告している。

BUE に関連して溶着や焼き付きに関する研究も進みつつある。KABALON⁴⁷⁾は高速度工具鋼の方が超硬より切屑との溶着力が強く、ステンレスは構造用鋼より工具に対する溶着力の大きいことを示している。大沢ら⁴⁸⁾は高速度工具鋼の耐焼き付き性を研究し、Mo-Co 系高速度工具鋼 (SKH55, 56) が W 系や SKH9 より耐焼き付き性が大きいことを示した。

DOYLE⁴⁹⁾によれば S45C の旋削において、SKH9 の焼もどし不十分な工具は大きなフランク摩耗を示し、クレータ摩耗は少なかったが、焼もどしの十分な工具は逆にクレータ摩耗が大きくフランク摩耗が大であったという。この場合、BUE の形態も異なっていたことを報告しているが、佐久間⁵⁰⁾によれば熱伝導率の小さい工具ほど刃先温度の上昇が激しく、BUE の消滅が早い。

5.3 チッピング

一回の切削ないしは衝撃で生ずる欠損を除けば、チッピングは低サイクル疲れ破壊の一種と考えることができる。疲れの外部要因として、熱応力および切削による機械応力があり、これらに対し、工具形状、切削条件、表面粗度、冷却条件、BUE の状態、工具材質などが関係する。

切削時の工具刃先に生ずる応力分布を有限要素法を用いて解析する研究⁵¹⁾、フライス切削における工具欠損を熱衝撃および熱亀裂の立場から研究したもの⁵²⁾など理論面から追求する方向の研究が種々発表されているが、まだ現実とのギャップが大きい。それは工具の熱的あるいは機械的疲れ強さに関する研究が不十分であり、かつ工具の破壊がかなり確率的特性のものであるからである。臼井ら⁵³⁾は工具の破壊確率がワイブル分布にしたがうものと仮定して、チッピング現象を解析する試みを行なっている。

NEUMEYER ら⁵⁴⁾はオーステナイト結晶粒度の微細なほど断続切削時の摩耗単位が微小であり、いわゆるチップング摩耗を小にすることを示しているが、BHAUACHARYYA ら⁵⁵⁾も SKH2 を用い、SKD1 を断続切削した場

合、同様の結果を得ている。

繰返し打撃による高速度工具鋼の耐チップング性については清永ら⁵⁶⁾の研究があるが、彼らによれば刃先角の小なるときは工具硬さが、刃先角の大なるときは工具材種の疲れ破壊特性がチップングに大きな影響を与える。高速度工具鋼の繰返し打撃による耐チップング性は、C および Co 量の少ないほど一般にすぐれている。チップングに関しては、それが実際上極めて重要であるにもかかわらず現象的にも、理論的にも、まだかなりの研究余地が残されている。

6. 高速度工具鋼の機械的性質

高強度材の靱性評価に IRWIN がクラックの近傍の応力を弾性論的に解析し発展させた破壊靱性試験法がある。JOHNSON⁵⁷⁾は M2 および M7 の破壊靱性値 K_{IC} と熱処理条件の関係を求め、HrC 50 以下では焼入温度に関係なく K_{IC} と硬さは直線的関係を示すが、HrC 60 以上では焼入温度の低い方が K_{IC} は高いことを示している。一方、高島ら⁵⁸⁾は SKH9 の K_{IC} は Hv 500~870 の範囲で焼入温度にかかわらず硬さの高いほど直線的に低下する結果を得ている。BERRY ら⁵⁹⁾は M2, M3-2 について焼入、焼もどし温度と K_{IC} と断続切削時のチップング発生サイクルの関係を求めているが、硬さと K_{IC} の直線性は Hv 800 以上で認められるものの、それ以下ではあまりよくない。

高速度工具鋼の疲れ強さに関する結果はあまり公表されていない。新持、浦野⁶⁰⁾によれば SKH9 の 10^7 疲れ強さは焼入温度の高い方が大きく、 10^5 疲れ強さは中程度の焼入温度 (1200°C) で大で、それより高くても、低くても疲れ強さは低下する。焼もどしに関しては 575°C 付近が種々の焼入およびサイクル条件でおおむね最良の結果を示す。TKEMALADZE⁶¹⁾は種々の高速度工具鋼の疲れ強さを求め、W, Co 量の増加、焼入時の過熱が疲れ強さを減じ、疲れ強さは抗折力のほぼ 17~20% であると報告している。

7. 高速度工具鋼の冶金学的性質

7.1 化学成分の影響

Mo 高速度工具鋼に生ずる M_2C 炭化物の分解に Si, N の添加が有効であることが知られているが、これに関連し、種々の性質に及ぼす Si, N の影響が研究されている。

Si: 焼もどし硬さを高くし、低温焼入でも硬さを出やすくするが、0.4% 以上では高温の焼もどし抵抗を減ずる⁶²⁾靱性については、SCHLATTER⁶³⁾や JOHNSON⁶⁴⁾は Si 添加により変らないか、若干改善するとしているのに対し、HENRY⁶⁵⁾はむしろ低下させるとしている。HENRY によれば、 M_2C ロッド状炭化物の存在は靱性を低下しないという。

N : KUTUEV⁶⁶⁾, KREMNEV ら⁶⁷⁾はNはVと結合し、V(CN)のサイズを大にすること、靱性も改善すると述べているが、河合ら³⁸⁾は靱性は低下するが、二次硬化性耐摩耗性を増大すると報告している。

C : C添加により焼もどし抵抗が著しく増大する機構は十分には分っていない。CHODOROWSKI⁶⁸⁾はC増加により焼入時に固溶するW, Crは減少するが、残留オーステナイトの分解、マルテンサイトからの炭化物の析出および成長過程が極めて遅れることを示している。またBERTHONによれば⁶⁹⁾SKH9のC増加によりM₂Cが形成し、それが高い焼入温度で固溶して残留オーステナイトを多くするという。

Co : ZYKOVA⁷⁰⁾によればCoは焼入時に炭化物の固溶を増加し、焼もどし時、遷移炭化物の析出温度を低下しかつ析出炭化物を極めて微細に分散させる。

7.2 熱処理の影響

高速度工具鋼の恒温焼鈍法は熱経済の点で有利であるが、これは二次炭化物の析出速度が速く、変態時の残留応力が急速に除去されるからである。恒温焼鈍材は焼入によりオーステナイト結晶粒をやや粗くするが、バラツキを少なくし、抗折力は他の焼鈍法より優るとい⁷¹⁾。GELLER⁷²⁾は完全焼鈍の温度が高すぎると焼入性を減じ、二次硬化性を減少させるとして860°C以上の焼鈍あるいは800°C以上で10~18h以上の保持を禁止している。HABERLING⁷³⁾によれば、鋼塊の拡散焼鈍は偏析除去に有効であるが、最適条件があるという。高速度工具鋼の焼入の際の溶融開始温度と化学成分の関係についてはSTEVEN⁷⁴⁾の式がある。

$$T(^{\circ}\text{F}) = 2310 - 200(\%C) + 40(\%V) + 8(\%W) + 5(\text{Mo})$$

しかし、この温度は加熱保持時間によって変化する。KULMBURG⁷⁵⁾は種々の高速度工具鋼についてこの関係を求めている。

高速度工具鋼の真空焼入は無公害、熱処理肌が美麗、熱処理変形が少ない、研削が不要あるいは刃付研削のみでよい、作業環境がよく自動化ができるなどの利点により、小物工具、塑性加工用工具を中心に今年増加しつつあるが、焼入性および表面異常層の問題がある。LECKIE-EWING⁷⁶⁾は高速度工具鋼の焼入冷却速度が遅いと約1000°C付近でMo₂C, MC炭化物が結晶粒界に析出し、二次硬化を減少させることを明らかにした。浅井ら⁷⁷⁾はW系の方がMo系高速度工具鋼より上記の意味における焼入性の減少が少なく、C, Coは焼入性を増大させると報告している。

真空焼入時に生ずる表面異常層はステンレス・バスケットを用いる際のCr蒸着、真空油焼入の場合は表面浸炭によるもので⁶⁹⁾、ともに表面に安定な残留オーステナイトを生じ⁷⁸⁾、耐摩耗性が上昇するといわれる⁷⁹⁾。

高速度工具鋼の焼入時に生ずる混粒現象についても種

々の報告がある。POPANDOPULO³⁰⁾は炭化物粒が不育で、不均一な固溶体を形成する場合、ADASKIN⁸¹⁾は一次炭化物分布が不均一な場合、KHAZANOV⁸²⁾は熱間圧延の温度が高く、加工率の低い場合、それぞれ混粒を発生しやすいとしている。二回焼入の際に生ずる異常粗粒については清永⁸³⁾、辻ら⁸⁴⁾の研究がある。

高速度工具鋼は適量のCと炭化物形成元素を含むためオースフォーミスグに適するものである。靱性の向上効果、低温焼入でも高い二次硬化性を与えるなどの利点があり、SKH9やマトリックス・スチールには有効であるがCo含有鋼や粗大な一次炭化物を含む場合は効果がない⁸⁵⁾。オースフォーミングの実用例は少なく、一部小径のコールドフォーミング用パンチに適用されているに過ぎない。高温における加工熱処理は、加工中に炭化物析出が起るため高速度工具鋼には適さない⁸⁶⁾。

7.3 高速度工具鋼の表面処理

高速度工具鋼の表面処理としては旧くより窒化、軟窒化、浸硫窒化、酸化、硬質クロムメッキなどが一般に実施されているが、上記のほか新しい表面処理で注目されているものに、次の処理がある。

(1) 酸窒化処理⁸⁷⁾⁸⁸⁾ : 600°C以下の適当な温度でアンモニアと水蒸気の混合物の雰囲気中に曝して酸化と窒化を同時に行なわせるもので、工具寿命は無処理のものに比し、平均70%増大するという。

(2) 硬質炭化物被覆 : WCやTiCを工具表面に電着させる放電硬化法⁸⁸⁾は難削材切削用ホブなどに一部使用されているが、表面粗さが低下する、処理時間が長い、電着部下部に熱影響による軟化層を生ずるなどの問題がある。TiC被覆法としてはTiCl₄と炭化水素の混合ガス中で900~1100°Cに加熱し、工具表面にTiCを形成させる気相メッキ法、Tiその他の炭化物形成元素を添加した溶融塩中に浸漬し炭化物層を被覆する拡散被覆処理、PVD法(物理的蒸着法)の一種で低温で効率よく密着性のよい炭化物被覆をつくるARE法(活性化反応蒸着法)などがある。前2者は主として耐摩部品、金型への応用が多く、ARE法は切削工具用として注目され、無処理に比し約3倍の寿命があるという⁸⁹⁾。

(3) その他 : GOGOLEV⁹⁰⁾はMo₂S-樹脂のアンチフリクション被覆およびNiP被覆(電気メッキ)を施したホブの摩耗を研究し、前者で約1.8倍、後方で約2.3倍の寿命を示したという。ドリルにNiP処理を施した例では約3倍の寿命を得ている。

表面処理に適する高速度工具鋼の開発の面では、タップ用高Cr系高速度工具鋼VANCOMO⁹⁾、酸窒化処理により寿命を増大するSW3S2⁸⁷⁾がある。高速度工具鋼の浸炭はソ連でよく研究されているが⁹¹⁾⁹²⁾、米国のHARRVEY⁹³⁾は浸炭に適する新しい材料の発明を行ない、この中でα相とγ相形成元素の新しいバランスを与える式を提出しているのが注目される。

8. お わ り に

1970年以降の高速度工具鋼に関する技術的動向を中心に紹介したが、少ない紙数の中に多量の内容を織り込もうとしたため、平板な記述に終った。この中で、現在の高速度工具鋼の問題点とその克服の試みがどのようにされつつあるか、記述の不足を読者の識見で補って理解していただければ幸いである。

文 献

- 1) 鉄鋼統計月報, 昭 40~51
- 2) 通商産業省: 機械統計年鑑, 昭 41~51
- 3) J. T. BERRY: High Performance High Hardness High Speed Steels, Climax Mo. Co Connecticut (1970) 57
- 4) 清永欣吾, 中村秀樹: マシニスト, 6(1972), p. 3
- 5) ベンクト・ヴァデル: D-950-新しい高性能な低合金高速度工具鋼, スエーデンテクニカルウィーク (2/25, 1972) 東京高輪プリンスホテル
- 6) DEW: Technische Information Nr. A19(1975) Feb
- 7) P. R. BORNEMAN: Metal Progr., 97(1970), p. 88
- 8) 清永欣吾: 日立評論, 59(1977) 6, p. 509
- 9) Manufacturing Engineering and Management, July 1975
- 10) M. E. BUSH and R. WARD: Metallurgia and Metal Forming, 43 (1976) 10, p. 346
- 11) V. Ya. GANCHO: Stal', 9(1972), p. 842
- 12) Ю. А. Геллер, Л. С. Кремнев, and Б. А. Липиник: Metalloved Term. Obsab. Met., 5 (1976), p. 11
- 13) F. RAPATZ: Die Edeltähle (1962-Springer), p. 803
- 14) N. F. SILANTÉVA and A. A. GOVOROV: Izvest Vuz. Chern. Met., 11 (1968) 2, p. 125
- 15) 清永欣吾: 「鋼の強靱性」, (Oct. 1971, Climax Mo. Co), p. 207
- 16) R. A. QUEENCY and R. A. HEFEELFINGER: Met. Trans., 8A(1977) Feb., p. 369
- 17) 高島孝弘, 福塚淑郎: 鉄と鋼, 63 (1977) 11, p. 418
- 18) 清永欣吾, 中村秀樹: 鉄と鋼, 63 (1977) 11, p. 419
- 19) H. BRANDIS and K. WIEBKING: DEW Tech. Ber., 11 (1931) 3, p. 139
- 20) R. H. BARKALOW, R. W. KRAFT, and J. I. GOLDSTEIN: Met. Trans., 3(1972) Apr., p. 919
- 21) E. J. GALDA and R. W. KRAFT: Met. Trans., 5 (1974) Aug., p. 1727
- 22) G. STEVEN, J. J. HAUSER, and T. A. NEUMEYER: Trans. ASM., 62(1969), p. 180
- 23) E. HABERLING and H. KIESHEYER: DEW. Tech. Ber., 12 (1972) 3, p. 213
- 24) K. BUNGARDT, E. HABERLING, A. ROSE, and H. H. WEIGAND: DEW Tech. Ber., 12 (1972), p. 111
- 25) E. HORN: DEW Tech. Ber. 12, Heft 3 (1972), p. 217
- 26) 石川英次郎, 須藤興一: 鉄と鋼, 63(1977) 6, p. 990
- 27) H. FREDERIKSSON and S. BRINSING: Scand. J. Met., 5 (1976), p. 268
- 28) H. BRANDIS and K. WIEBKING: DEW. Tech. Ber. 11(1971) 3, p. 158
- 29) 石川英次郎, 須藤興一: 電気製鋼, 48(1977) 1, p. 33
- 30) F. A. KIRK, H. C. CHILD, E. M. LOWE, and T. J. WILKINS: JISI (1971) Aug., p. 606
- 31) H. FIEDLER, H. J. SPIES, H. MÜLLER, and C. WEISS: Neue Hütte, 21(1976) 6, p. 328
- 32) T. V. PHILIP: Met. Tech., 2(1975) 12, p. 554
- 33) A. RANDAK and J. KURZEJA: Stahl u. Eisen, 86(1966) 16, p. 1017
- 34) J. CAMPBELL and J. W. BANNISTER: Met. Tech., 2(1975), p. 409
- 35) たとえば, 湯河 透, 河合伸泰: 日本金属学会会報, 13(1974) 2, p. 131
- 36) G. WILSON and P. W. JACKSON: Powder Met., 16 (1973) 32, p. 257
- 37) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 61(1975)2, p. 241
- 38) 河合伸泰, 本間克彦, 滝川 博, 平野 稔, 立野常男, 森本暁明: 鉄と鋼, 63(1977)11, S830
- 39) 安藤 寿, 岡山 昭, 添野 浩: 鉄と鋼, 61 (1975)11, p. 2629
- 40) R. D. LUPI: Cutting Tool Eng., 22 (1975) 7~8, p. 12
- 41) N. H. COOK and P. N. NAYAK: 米国政府研究文献シリーズ No. 4837 (Jun. 15-1969)
- 42) R. BROWNSWORD, A. G. HAGUE, R. F. PANTON, and T. PYLE: Materials for Metal Cutting (1970 ISI), p. 38
- 43) H. OPITZ and W. KONIG: Materials for Metal Cutting (1970 ISI), p. 6
- 44) P. K. WRIGHT and E. M. TRENT: Met. Tech., 1 (1974) 1, p. 13
- 45) 大草喜太雄, 高橋尚郎, 西沢将敏: 精密機械, 41 (1975) 5, p. 405
- 46) 大草喜太雄, 高橋尚郎, 西沢将敏: 精密機械, 43 (1977) 7, p. 777
- 47) Yu. G. KABALON: Machines and Tooling, 44 (1973) 4, p. 56
- 48) 大沢真澄, 新井 透, 熊谷真一郎: 不二越技報, 17 (1961) 2, p. 27
- 49) E. D. DOYLE: Wear, 27 (1974), p. 295
- 50) 佐久間健人, 辛島誠一: 日本機械学会論文集, 36 (1970) 700, p. 14
- 51) 田中義信, 井川直哉, 安木国晴: 精密機械, 39 (1973), p. 1055
- 52) P. F. THOMASON: JMES, 15 (1973), p. 200
- 53) 白井英治: 切削工具の脆性損傷に関するシンポジウム資料 (昭52. 2. 24 精機学会), p. 14
- 54) A. KASAK and T. A. NEUMEYER: Met. Trans., 3 (197) 8, p. 2281
- 55) D. BHATTACHARYYA, A. HAJRA, A. BASU, and S. JANA: Weav, 42 (1977), p. 63
- 56) 清永欣吾: 切削工具の脆性損傷に関するシンポジウム資料 (昭 52. 2. 24 精機学会), p. 68
- 57) A. R. JOHNSON: Climax Mo. Co. 報告 L 300-42 (1976)
- 58) 高島孝弘, 源内規夫, 福塚淑郎: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S772
- 59) G. BERRY, M. J. KADHIM, and Al-TERNACHI:

- Met. Tech. 4 (1977) Jun., p. 289
- 60) 新持喜一, 浦野元一: 塑性と加工, 12 (1971) 3, p. 229
- 61) G. N. TKEMALADZE: Machines and Tooling (USSR), 44 (1973) 2, p. 44
- 62) 石川英次郎, 須藤興一: 鉄と鋼, 60 (1974) 3, S 171
- 63) R. SCHLATTER and J. STEPANICS: Metal Prog., (1976) Jun., p. 56
- 64) A. R. JOHNSON: Climax Mo, Co 報告 L300-20
- 65) R. J. HENRY: International Colloq. on HSS (Nov. 1975), p. 32
- 66) I. Kh. KUTUEV: Metalloved Term Obrab. Met. (1976) 11, p. 26
- 67) L. S. KREMENEV: Metalloved Term Obrab. Met. (1976) 8, p. 64
- 68) J. CHODOROWSKI, K. JURCZAK, and J. LAMPE: JISI, (1971) Sep., p. 750
- 69) J. BERTHON, J. CHARRIER, and F. MARATRAY: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 5, p. 215
- 70) R. A. ZYKOVA, V. V. LEVITIN, L. K. ORZHITSKAYA, and V. I. BABENKO: Fiz. Met. Metalloved, 42 (1976) 5, p. 981
- 71) O. MÜLDER and E. KUNZE: DEW. Tech. Ber. 4 (1964) Apr., p. 67
- 72) Yu. A. GELLER: Metalloved Term. Obrob. Met. (1976) 11, p. 17
- 73) E. HABERLING: TEW. Tech. Ber., 1 (1975) 2, p. 127
- 74) G. STEVEN and A. E. NEHRENBURG: Trans. ASM., 57 (1964), p. 925
- 75) A. KULMBURG, S. WILMES, and F. KORNTHEUER: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 5, p. 319
- 76) P. LECKIE-EWING and W. A. JACOBSEN: Met. Trans., 1 (1970) 5, p. 1427
- 77) 浅井武二, 山岸憲一郎, 辻淵清和: 鉄と鋼, 59 (1973) 4, p. 250
- 78) 仁平宣弘, 日沖 学: 鉄と鋼, 61 (1975) 12, S 641
- 79) 石神逸男, 山中久彦: 日本金属学会誌, 41 (1977) 7, p. 639
- 80) A. N. POPANDOPULO and M. E. MORMULEVA: Izvest Vuz Chern. Met., 13 (1970) 7, p. 126
- 81) A. M. ADASKIN and Yu. E. SEDOV: Metalloved Term. Obrab. Met. (1976) 11, p. 12
- 82) I. O. KHAZANOV and Yu. P. EGOROV: Izvest Vuz Chern. Met., (1976) 11, p. 140
- 83) 清永欣吾: 工具鋼技術研究会 (第50回) (昭48. 2. 26), p. 37
- 84) 辻 克己, 荒尾 潔: 鉄と鋼, 60 (1974) 3, S 170
- 85) P. LENK, U. THIEME, G. VETTERMANN, and C. WYCISK: Neue Hütte, 21 (1976) 7, p. 406
- 86) 清永欣吾, 渡辺力蔵, 武士洋一: 日立評論, 52 (1970) 7, p. 639
- 87) Z. ROGALSKI, J. WYSZKOWSKI, W. PANASIUK, and J. LAMPE: 鑄鍛造, 358 (1977) 9, p. 73
- 88) S. VAIDYANATHAN: Wear, 16 (1970), p. 255
- 89) 河野 昌: 金属材料, 16 (1976) 12, p. 38
- 90) A. Ya. GOGOLEV and V. I. BUTENKO: Machines and Tooling (USSR), 44 (1971) 11, p. 41
- 91) A. N. TARASAV: Metalloved Term Obrab. Met., (1976) 11, p. 29
- 92) I. A. MOSKALENKO, P. N. OSTRIK, T. N. KAS'YANOVA, O. A. KRYM, and L. I. IVANOV: Metalloved Term. Obrab. Met., (1976) 11, p. 34
- 93) R. F. HARVEY: US Pat. 3 827 923 (Aug. 6. 1974)