

.....  
 論 文  
 .....

UDC 669.14.018.252.3.539.538 : 621.785.797

## 高速度鋼における熱処理条件, 組織と耐摩耗性の関係\*

新 井 透\*\*・小 松 登\*\*

### Relations between Wear Resistance and Heat Treatment or Structure of High Speed Steels

Tohru ARAI and Noboru KOMATSU

#### Synopsis:

Relations between the wear resistance and heat treatment conditions or structures of tool steels have not been made clear. In the present paper, studies were made to clarify the wear caused by sliding friction, using speed steels heat-treated at various temperatures.

The results can be summarized as follows:

- 1) The wear rate at low sliding speeds depended on the hardness of the steels, decreasing with increasing the hardness. At a higher sliding speed it depended on the carbide content in the steel, decreasing with increasing carbide content.
- 2) A maximum wear rate was obtained for the steels tempered at 300~400°C.
- 3) At low sliding speeds, the retained austenite increased the wear rate, but did not affect the rate at a higher speed.
- 4) When the steel is used at a high sliding speed, it should be quenched at lower temperatures and tempered at higher temperatures, even though a lower hardness may be obtained.

(Received May 25, 1972)

### 1. 緒 言

工具鋼に要求される特性のなかでもつとも重要なのは耐摩耗性であるが、現状では切削工具として使用する場合を除いては耐摩耗性と工具鋼の組織や熱処理条件の関係については十分に明らかにされていない。その理由は切削工具として使用される場合の摩耗条件は簡単なバイト切削試験で再現され、その結果からいろいろな種類の工具のいろいろな切削条件における摩耗量が比較的高い精度で推定できるのに対して、たとえば鍛造、プレス加工、鑄造などの金型に使用されるとき摩耗条件は実験室的な試験機ではなかなか再現できないからである。

したがって金型に対して工具鋼やその熱処理条件を選ぶ場合には使用経験や硬いほど耐摩耗性が大きいとする一般的概念に選択の基準を置くことが多いのである。

そこでわれわれは熱処理条件を広範囲に変化させて得た硬さ、炭化物の量、形、分布、種類、残留オーステナイト粒度などの異なつた工具鋼試片について摩耗試験を行ない、硬さおよび組織に関する諸因子の耐摩耗性に対する影響を明らかにするとともに熱処理条件選定のため

の基礎的資料を得ることを試みた。

摩耗試験の方法は鋼を相手材とするすべり摩擦による摩耗である。工具鋼が切削工具、各種金型、治工具などに用いられるときの摩耗と単なるすべり摩耗では上記諸因子の影響も異なる可能性はあるが、すべりによる摩耗がもつとも基本的であるし、試験も容易であることから今回はこれを選んだ。

試験に用いた工具鋼は冷間ダイス鋼と高速度鋼およびその基質鋼であるが主体を高速度鋼においた。その理由は第一に高速度鋼では熱処理条件を広範囲に変化させても高い熱処理硬さが得られるので同一硬さのもとに組織に関する諸因子の影響を見るのに好都合であること、第二に高速度鋼は切削工具材料として生まれたものであるが最近では冷間鍛造型や機械部品などに使用され始め、すべりによる摩耗挙動を知ることも必要になつてきたからである。高速度鋼および冷間ダイス鋼には種々の鋼種

\* 昭和43年4月、昭和44年10月本会講演大会にて発表

昭和47年5月25日受付

\*\* (株)豊田中央研究所 工博

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

	C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V	P	S	Ni	Cu	Bar size	Remark
SKH 9 <sup>1</sup>	0.90	0.25	0.36	6.48	4.59	3.82	1.94	*	*	*	*	20 mmφ	Wear test
SKH 9 <sup>2</sup>	0.90	0.31	0.32	6.05	4.53	3.85	1.86	0.023	0.006	0.10	0.08	20 mmφ	Wear test (Heat treated with subzero)
SKH 9 <sup>3</sup>	0.88	0.23	0.30	6.19	4.67	3.75	1.93	0.022	0.004	0.10	0.07	13 mmφ	Determining of retained austenite content
SKH 9 <sup>4</sup>	0.97	0.35	0.39	5.49	4.50	3.91	2.66	*	*	*	*	8×14 mm	Wear test comparing with MS'
MS'	0.48	0.50	0.35	0.88	1.48	4.39	1.30	*	*	*	*	8×14 mm	Wear test
9-2-4-5	1.36	*	*	9.08	1.82	4.31	4.00	*	*	*	*	105 mmφ	Wear test
SKD 1	2.13	0.23	0.44	—	—	13.35	—	0.012	0.002	*	*	16 mmφ	Wear test

\* not determined

があるが，本研究では冷間ダイス鋼から JIS SKD1，高速度鋼から JIS SKH9 および 9%W-2%Mo-4%V-5%Co 型の高V高速度鋼（以下 9-2-4-5 鋼と称す）を選んだ。SKD1，SKH9 はそれぞれ代表的鋼種であり，高V高速度鋼は SKH9 との比較から MC 炭化物量の影響を見るためである。

基質鋼を用いたのは SKH9 との比較によつて残留炭化物（一次炭化物）の影響を明らかにするためである。SKH9 や SKD1 の焼入温度を変化させると残留炭化物量は変化するが同時に硬さ，基質の組成，オーステナイト粒度，残留オーステナイト量なども変化して残留炭化物量単独の影響を見ることができないからである。

## 2. 実験方法

実験は以下のような項目において実施した。

- (1) すべり速度と摩耗量の関係
- (2) 熱処理条件，硬さ，組織と摩耗量の関係
- (3) 残留炭化物量と摩耗量の関係

### 2.1 試験片

実験に用いた鋼の分析値を Table 1 に示す。SKH9，9-2-4-5 鋼，SKD1 の鍛造材は市販品である。MS は SKH9 を 1100°C から焼入したときの基質と等しい組成を持つ鋼，いわゆる基質鋼であつて，佐藤らの電解分離のデータ<sup>3)</sup>から 0.39%C，1.0%W，1.6%Mo，4.3%Cr，1.3%V，0.3%Si，0.40%Mn の目標組成のもとに市販軸受鋼 SUJ 2 に Fe-Cr，Fe-Mn，Fe-W，Fe-Mo，Fe-V，Fe-C，電解鉄を配合して高周波誘導炉で溶製した。55 mm φ に金型鑄造後，8×14 mm 断面の棒に鍛伸した。分析値は目標値から多少ずれたが本研究の目的にはさしつかえない。

これらの鋼材から Fig. 1(b) の形状の角形試片を切

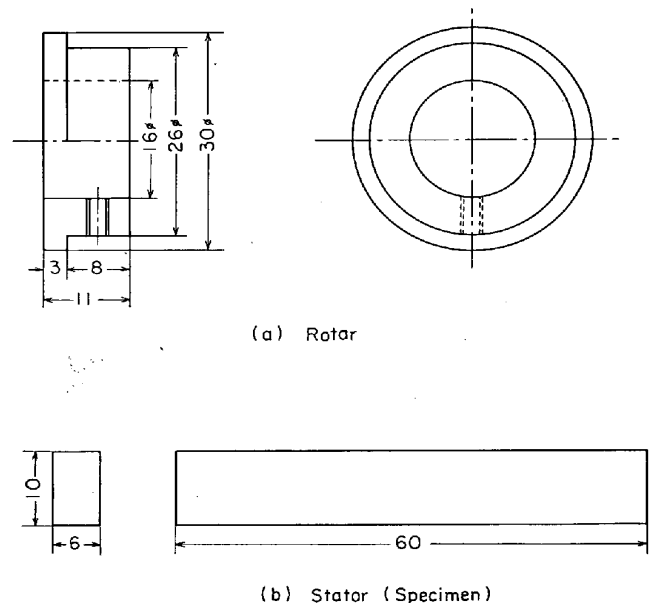


Fig. 1. Shape of specimen.

り出しいろいろの条件で熱処理後 0.5 mm だけ研削で除去し，さらに 800# のエメリーパーで研磨仕上げしてから摩耗試験，硬さ測定，組織調査に供した。

熱処理条件として SKH9 鍛造材については(1)焼入温度 950~1200°C，焼もどし温度 100~600°C（ただし 900°，1000°C 焼入については 100°C および 200°C のみ）の範囲での焼入焼もどし，(2)焼入温度 1100~1180°C，焼もどし温度 300~600°C の範囲での焼入および焼もどし後の -70°C サブゼロ処理（ドライアイスを入れたアルコール中に浸漬）の条件を選んだ。(1) は熱処理条件の変化に伴う硬さ，組織の変化の影響を見るためであり，(2) はとくに残留オーステナイト量の影響を見るためである。また(2)では一部について焼もどし回数の影響もしらべた。

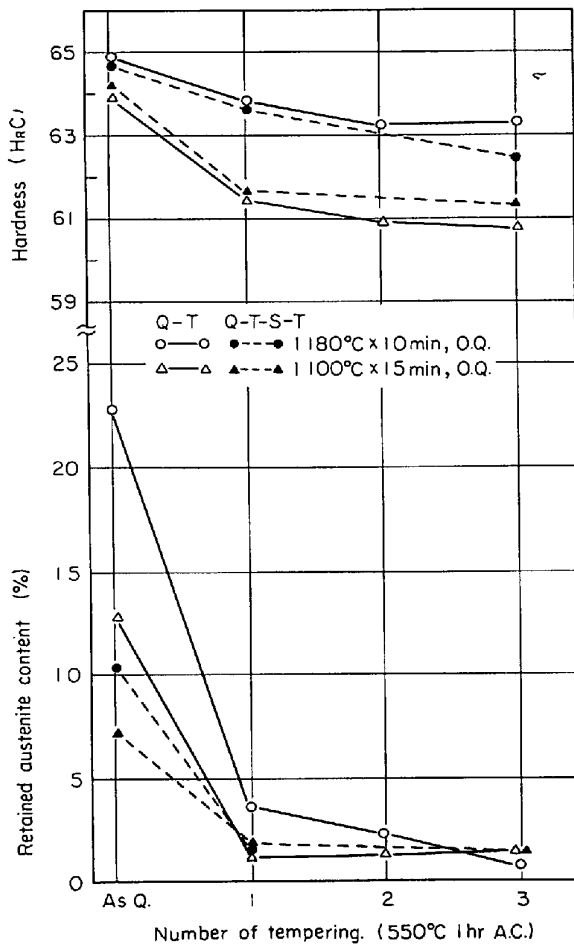


Fig. 2. Hardness and retained austenite content of SKH9 specimens(Q : Quenching, T : Tempering S : Subzero treatment).

(2) の試片の硬さおよび残留オーステナイト量はFig. 2, 3 に示すとおりである。(1) の試片の硬さは HRC 54~66 で、硬さと条件の関係は Fig. 2 のサブゼロ処理なしの場合と同様である。硬さの下限を HRC 54 に押さえたのはこれ以下では実用に供されることが少ないからである。Photo. 1 に (1) の試片の一部の光学顕微鏡組織を示す。焼入温度が高くなるほど残留炭化物の量が少なくなっている。(2) の試片については大きな差がないので省略した。

基質鋼については Fig. 4 に示すように 1 025, 1 125 1 200°C の焼入, 300, 550, 575°C の焼もどしを行なった。1 125°C 焼入の基質鋼には残留炭化物は存在しない予定であったが、ごく少量の炭化物が見られた。Fig. 4 によれば同一焼入温度では基質鋼よりも SKH9 は高い硬さを持っているが、これは基質の組成は同一、したがって硬さもおそらくほぼ同一でありながら残留炭化物が多いためであろう<sup>3)</sup>。基質の組成が等しいので同一焼入温度の基質鋼と SKH9 の比較はそのまま残留炭化物量

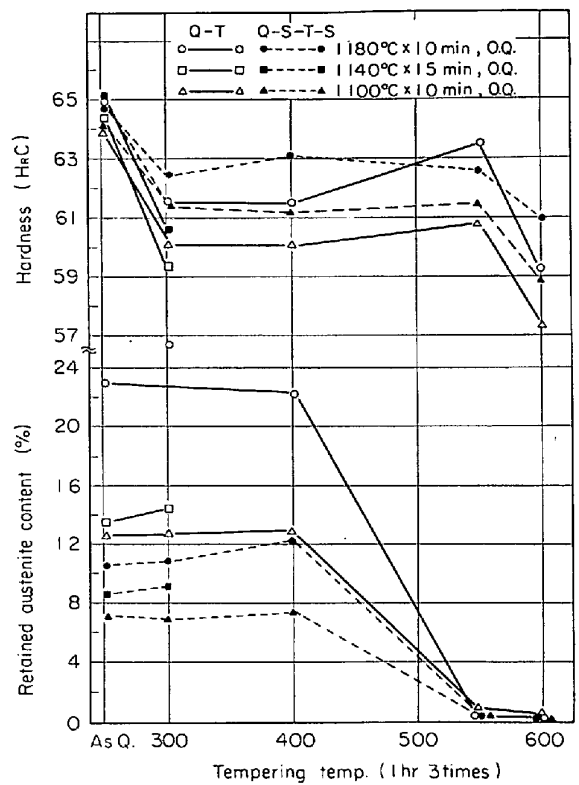


Fig. 3. Hardness and retained austenite content of SKH9 specimens.

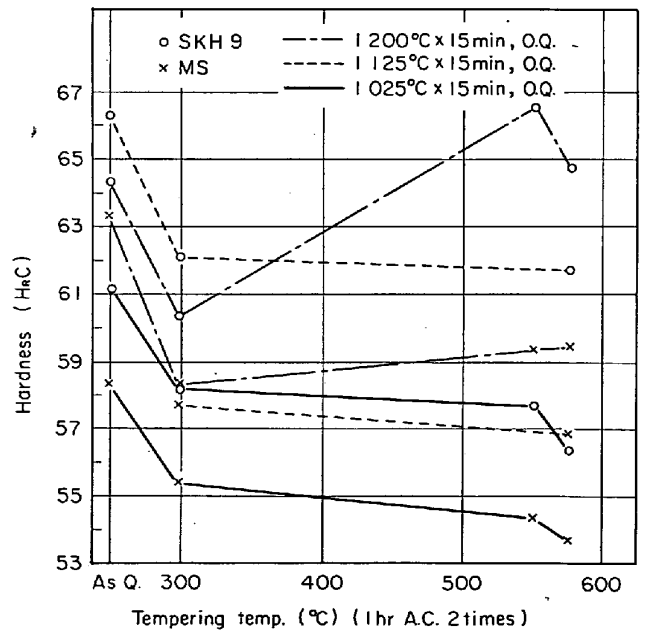
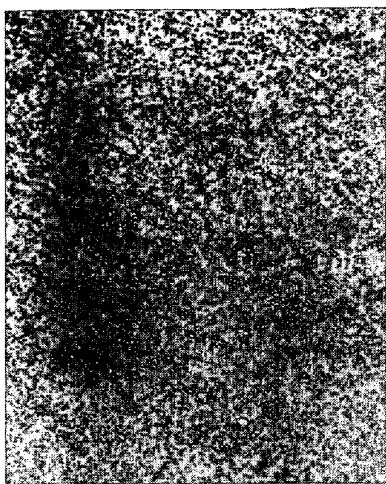
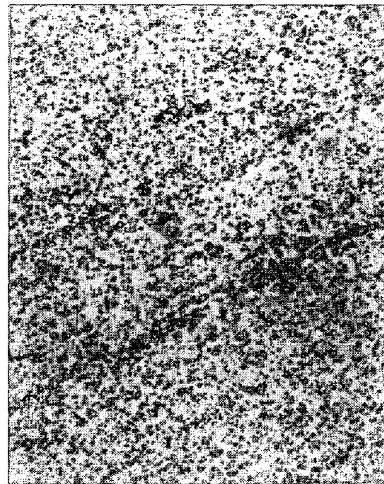


Fig. 4. Hardness of SKH9 and matrix steel (MS) specimens.

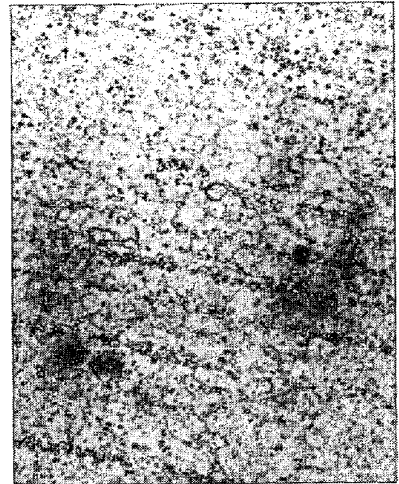
の影響を示すことになる。また 1 125°C 焼入の基質鋼と 1 200°C 焼入の基質鋼を比較すればオーステナイト粒度の影響が明らかになる。ともに残留炭化物はなく 1 125°C 焼入材の少量の炭化物を無視すれば、したがって基質の組成は等しいからである。



(a) 950°C×30min, O.Q.  
200°C×1 hr A.C. 2 times

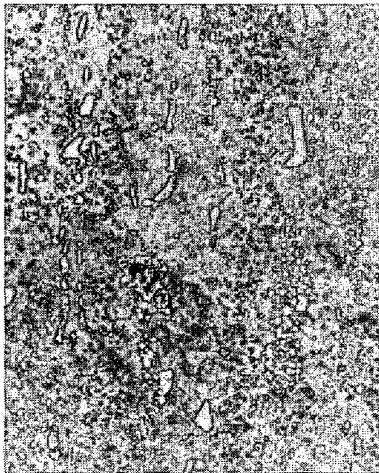


(b) 1100°C×15min, O.Q.  
200°C×1 hr A.C. 2 times

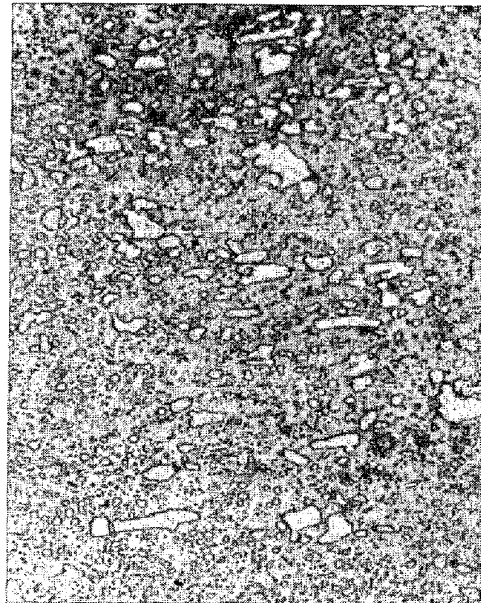


(c) 1200°C×15min, O.Q.  
200°C×1 hr A.C. 2 times

Photo. 1. Microstructures of SKH9 (Nital etched×400) (4/5)



(a) 9-2-4-5 Steel 1100°C×15min, O.Q.  
575°C×1 hr A.C. 2 times



(b) SKD1 975°C×15min, O.Q.  
200°C×1 hr A.C

Photo. 2. Microstructures of 9-2-4-5 steel and SKD1 (Nital etched×400) (4/5)

9-2-4-5 鋼については焼もどし温度を 575°C 一定として焼入温度を 950~1200°C に変化させた。顕微鏡組織の観察によれば焼入温度が高くなるとともに残留炭化物量は減少している。Photo. 2 は組織の一例であるが、Photo. 1 の SKH9 に比べて大きな粒状の炭化物が多い。腐食なしの状態では浮彫されて見えることからこの大きな炭化物の大部分は MC と考えられる<sup>3)</sup>。小さな炭化物にも MC があるが、この MC と残りの炭化物である M<sub>6</sub>C の量的関係をこれまでのデータ<sup>4)</sup> から推定してみると、焼入温度にもよるが SKH9 では全炭化物量の 1/4 程度 9-2-4-5 鋼では 2/3 程度が MC であつて 9-2-4-5 鋼では MC が著しく多い。(9-2-4-5 鋼については SKH

10 の値から推定した)

SKD1 については焼もどし温度を 200°C 一定として焼入温度を 850, 900, 975°C に変化させた。また焼入温度を 975°C 一定とし、焼もどし温度を 100~500°C に変化させた。硬さは HRC 54~61 である。顕微鏡組織の一例は Photo. 2 に示されているが、SKH9 と異なり巨大な M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 炭化物が存在している。

## 2.2 残留オーステナイト量の測定

残留オーステナイト量の測定は磁気分析(継鉄法)によつて SKH9 について実施した。形状の関係から摩耗試験片について測定できないのでほぼ同じ組成を持つ鋼材から切り出し、摩耗試験片と同じ条件で同時に熱処理

後研削仕上げした 10 mm  $\phi$   $\times$  25 mm 試片を準備した。摩耗試片と残留オーステナイト量測定試片の間にはわずかながら分析値の差があるし、形状も異なるので厳密には同一熱処理条件でも同一残留オーステナイト量とは限らないが、残留オーステナイト量の影響の傾向を見る目的にはさしつかえないと考える。なお残留オーステナイト量測定試片について硬さと熱処理条件の関係を求めたところ、Fig. 2, 3 とよく似ていた。

### 2.3 摩耗試験方法

使用した試験機は大越式迅速摩耗試験機である。

相手回転試片としては構造用合金鋼 JIS SCM21 の球状化なまし材 (HrB 77.5) を選んだ。この種の試験では熱処理された工具鋼が選ばれることが多いが<sup>5)6)</sup>、一般に工具鋼が実用される場合の相手材は低合金鋼または炭素鋼の焼なまし材、焼ならし材であることに着目してこれを選んだ。試験にあたっては一回の試験ごとに付属の研削砥石で回転試片の表面を研削して一定の表面状況を保った。研削によつて直径が減少すると新しい回転試片にかえて、直径が  $\pm 0.075$  mm の範囲内にあるようにした。

荷重は最終荷重 3.3 kg とした。これ以上大きくすると回転試片が変形する傾向が見られたからである。すべり距離は 600 m を選んだ。すべり速度は速度と摩耗量の関係を見る場合には 0.1~4.6 m/sec の範囲で変化させたが、大部分の実験では低速域の代表として 0.32 m/sec 高速域の代表として 3.0 m/sec を選んだ。潤滑剤はほとんどの場合使用しなかつたが、一部では冷却の目的で 10%  $\text{Na}_2\text{CrO}_4$  水溶液を回転試片上に滴下させた。一回の試験あたりの使用量は約 400 cc である。

摩耗量は投影機を用いて測定した摩耗痕の幅から算出した比摩耗量  $\text{mm}^3/\text{m} \cdot \text{kg}$  (すべり距離 1 m, 荷重 kg 当たりの摩耗体積) で表示した。すべり速度の影響を見る場合には一回、その他では三回のアトランダムな繰返しを行ない平均値をとった。

試験は数回にわけて実施したので、摩耗量の比較はつねに同一時に実施した試片間のみで行なつた。

摩耗試験後一部の試片については摩耗痕の表面あるいは断面の顕微鏡観察、X線回折およびX線マイクロアナライザー分析を実施した。

## 3. 実験結果

### 3.1 高速度鋼および冷間ダイス鋼におけるすべり速度と摩耗量の関係

焼入温度および焼もどし温度をいろいろに変化させた約 10 個の SKH9 鍛造材について、すべり速度と摩耗量

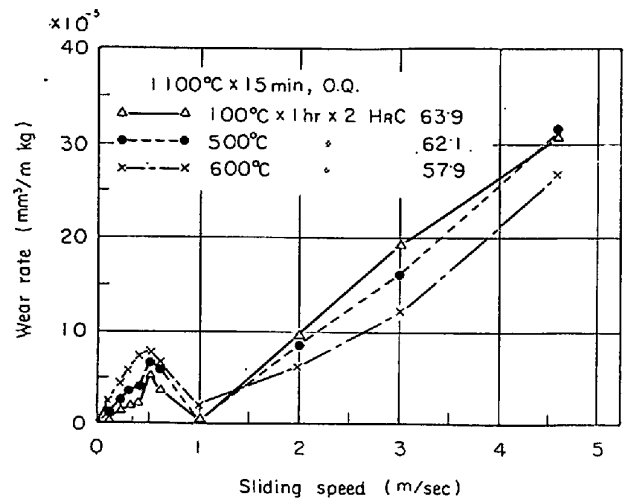


Fig. 5. Variation of wear rate with sliding speed in SKH9 (Wear rate = volume  $\text{mm}^3$  per 1 m sliding distance and 1 kg load).

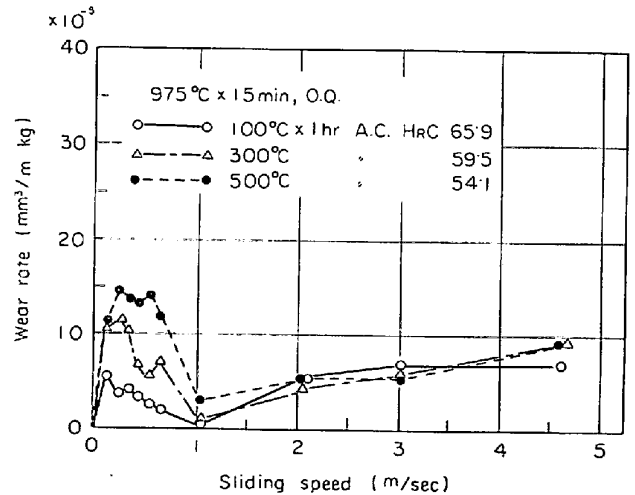


Fig. 9. Variation of wear rate with sliding speed in SKD1.

の関係を求めた。その結果すべての試片について Fig. 5 に一例を示すような速度-摩耗量曲線が得られた。摩耗量は速度が 0 から上昇するにつれて増大するが 0.3~0.6 m/sec で極大を示した後減少し、1 m/sec 付近で極小値を示してから再び増大する傾向である。

9-2-4-5 鋼についても SKH9 と同じ傾向の速度-摩耗量曲線が得られた。

Fig. 6 は SKD1 についての結果である。高速側の摩耗量が小さいわりに低速側の摩耗量が大いことおよび高速側では速度の影響の小さいことが高速度鋼の場合と異なっている。曲線の形に関しては同じである。

Fig. 5, 6 に示された 1 m/sec 付近に極小のある曲線はこれまで大気中での鉄の摩耗ではしばしば認められ<sup>7)</sup>, <sup>8)</sup>、極小を示す速度より高速側が付着域(溶着域)、低速



(a) 4.6m/sec



(b) 0.10m/sec

Photo. 3. Optical micrographs of typical areas on wear surface (No etch×400). (4/5)

Table 2. Composition determined by X-ray microanalyser of wear surface.

(O : wt%,  
other :  $\frac{\text{X-ray intensity on wear surface}}{\text{X-ray intensity on surface not tested}} \times 100$ )

	Black area as shown in Photo. 3 (b)		Grey area as shown in Photo. 3 (a)
	0.79m/sec	0.98m/sec	3 m/sec
C	112	188	50
W	52	24	24
Mo	62	34	32
Cr	68	54	44
Fe	87	83	108
O	18%	21%	0%

側が非付着域(非溶着域), 極小を示す速度付近が付着限界と呼ばれている<sup>9)</sup>. そして非付着域では雰囲気気体の吸着のために摩耗粉が微細な酸化物として脱落するのに対して, 付着域では気体の吸着時間が短いために凝着が起こりやすく摩耗粉は大きな金属粉として発生すると考えられている<sup>10)</sup>.

本実験においてすべり速度と摩耗痕の関係を見ると摩耗量が極小の速度より低速側では褐色の微細な摩耗粉が発生(その量は速度が増すとともに多い)し, 高速側では金属色の摩耗粉が見られた. 相手円板の試片との摩擦面の外観も低速側と高速側とで大いに異なり, 前者では褐色の摩耗粉が全面に付着した感じであるが, 後者では部分的に黒褐色に変色し残りの金属光沢の部分と斑状になった. 摩耗痕の表面を顕微鏡観察して見ると高速側では Photo. 3 (a) に示すような部厚い感じの灰色の凝着物らしいものが全面に存在し, 黒い酸化物らしいものの付着はわずかであった. 低速側では Photo. 3 (b) のように黒い酸化物らしいものが多く付着している. 灰色の凝着

物らしいものも相当見られたが, 焦点の合い具合から考えると高速側のもののように部厚くはないようである.

この黒い付着物と灰色の凝着物の組成を知るために X 線マイクロアナライザー分析を行なった. Table 2 は一例として 0.79, 0.98m/sec での摩耗痕に見られた黒い付着物および 3m/sec での摩耗痕に見られた灰色の凝着物を狙って分析した結果である. (Oを除いては非摩擦部との X 線強度比で示してある) 黒い付着物には O が多いが灰色の凝着物には少ない. 灰色の凝着物には C, W, Mo, Cr いずれも少なく (V について測定しなかつた) 相手円板材 (0.15% C, 1.0% Cr, 0.25% Mo) が溶着したものと考えられる. 円板材には含まれない W が検出されるのは溶着物がうすくて, 溶着物の下の試片部も走査にかかっているか, 単に円板材が試片の上に付着しているだけでなく摩擦の繰り返しの間に脱落, 付着が何度も行なわれて円板材と試片材がよく混合されているかであろう. 黒い付着物は O 含有量が多く, 摩耗痕表面の X 線回折によつて  $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$  あるいは  $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$  (速度 1.18m/sec の場合のみ  $\gamma$ , 他はすべて  $\alpha$ ) に相当する回折線が認められたことからやはり酸化鉄を主体とするものである. この酸化鉄は試片材のみから形成されたのではないであろう. W, Mo, Cr の割合が SKH9 中の含有量の割合と異なっているからである. また 0.98 m/sec の黒い付着物には多量の C が含まれているように Table 2 には表示されているが, この値は単に X 線強度比から算出したもので, C の場合にとくに問題になる表面の凹凸の影響が明らかにされていないのでなお検討を要する.

以上の実験結果から本実験の低速側は一般にいわれている非付着域に相当するもので酸化鉄からなる摩耗粉が

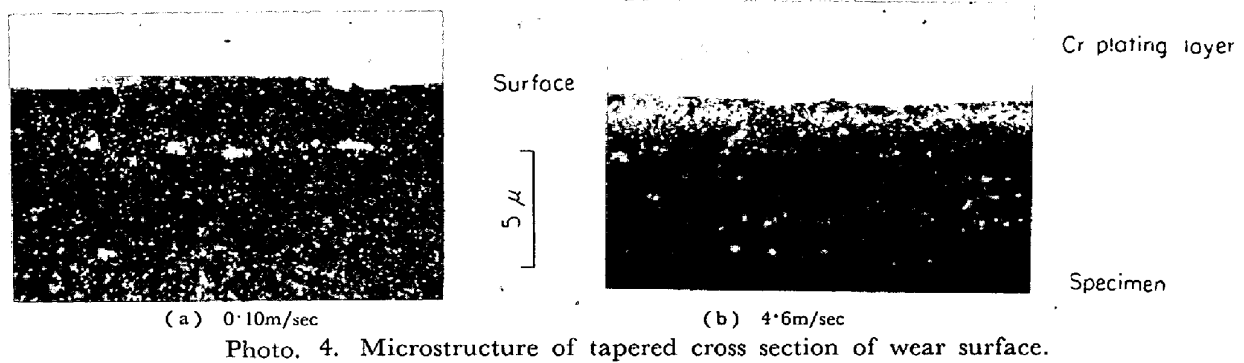


Photo. 4. Microstructure of tapered cross section of wear surface.

発生し、高速側は付着域に相当するもので溶着が主体となつて摩耗が進行していると判断される。

溶着が行なわれるためには摩擦面の温度上昇が必要であるが速度の大きい場合には Photo. 4 (b) のように摩擦面直下の数  $\mu$  の部分に温度上昇のために炭化物が固溶した層が認められた。Photo. 4 (a) は速度の小さい場合でこのような組織変化は認められない。組織変化は 0.98 m/sec 以上の速度で見られた。

### 3.2 高速度鋼における熱処理条件、硬さ、組織と摩耗量の関係

Fig. 5 によれば焼もどし条件が変わっても曲線の形は変化しないが、摩耗量には焼もどし条件の影響が認められる。焼もどし温度が高くなるにつれて 1m/sec 以下の速度では摩耗量は増大し、1m/sec 以上では逆に減少する傾向である。そこで低速の代表として 0.32m/sec、(以下低速と称す) 高速の代表として 3.0m/sec (以下高速と称す) を選び、まず種々の条件で焼入れ焼もどした SKH9 を用いて熱処理条件と摩耗量の関係をしらべた。

Fig. 7 はサブゼロ処理なしの試片について低速での摩耗量と焼入温度および焼もどし温度の関係を求めた結果である。図は省略したが焼入温度および焼もどし温度と硬さの関係曲線とこの図を比較検討してみると、硬さと摩耗量は逆相関的な関係にあり焼入温度が上昇して硬さが高くなると摩耗量は減少し、焼もどし温度の 100~600 °C の上昇による硬さの低下—上昇—低下に対応して摩耗量は増大—減少—増大の変化をすることがわかった。

Fig. 8 は焼入温度および焼もどし温度と高速での摩耗量の関係である。低速の場合とは逆に焼入温度の上昇とともに摩耗量は増大し、300°C 以上では温度上昇とともに摩耗量は減少している。

このように高速と低速では熱処理条件の影響は著しく異なるが、以下のように硬さで整理してみるとこれはさらに明白である。Fig. 9 はサブゼロなしの試片について低速での摩耗量、Fig. 10 は高速での摩耗量を縦軸に、試

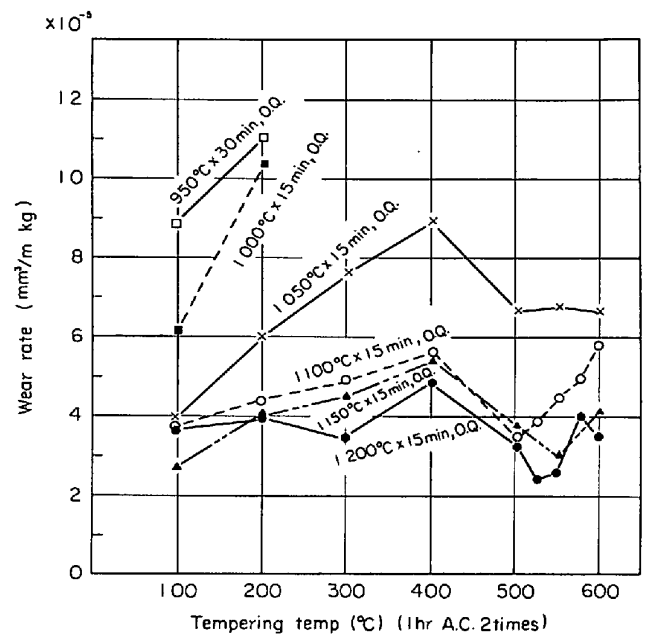


Fig. 7. Relation between wear rate at 0.32m/sec speed and tempering of heat-treatment in SKH9.

片硬さを横軸にとつてプロットした図である。低速の摩耗量は硬さの上昇とともに減少する傾向が明らかであるが、高速の摩耗量は硬さの上昇とともにむしろ増大する傾向が見られる。硬さが高くなるほど摩耗量は小さいと一般に考えられているが、これは高速では正しくないことになる。

高速はもとより低速でも硬さによつて摩耗量が一義的に定まるものではなく、同一硬さでも焼もどし温度が影響し 300 あるいは 400°C では摩耗量は大きい。

Fig. 11 は Fig. 12 を焼入温度で区別して整理しなおした図である。(他の図については明確な傾向が認められなかつたので省略した) この図によれば焼もどし温度 100~400°C の場合には同一硬さにおける摩耗量は焼入温度の高いほど大きい傾向が見られるが、焼もどし温度が 500~600°C の場合にはこのような傾向は認められない。

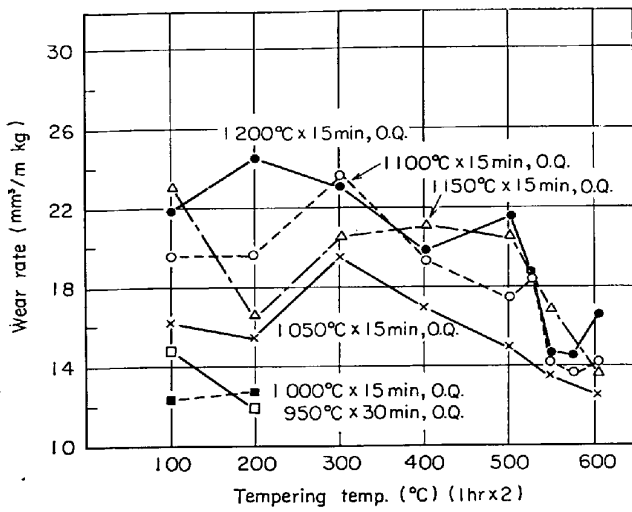


Fig. 8. Relation between wear rate at 3.0m/sec and temperature of heat treatment in SKH9.

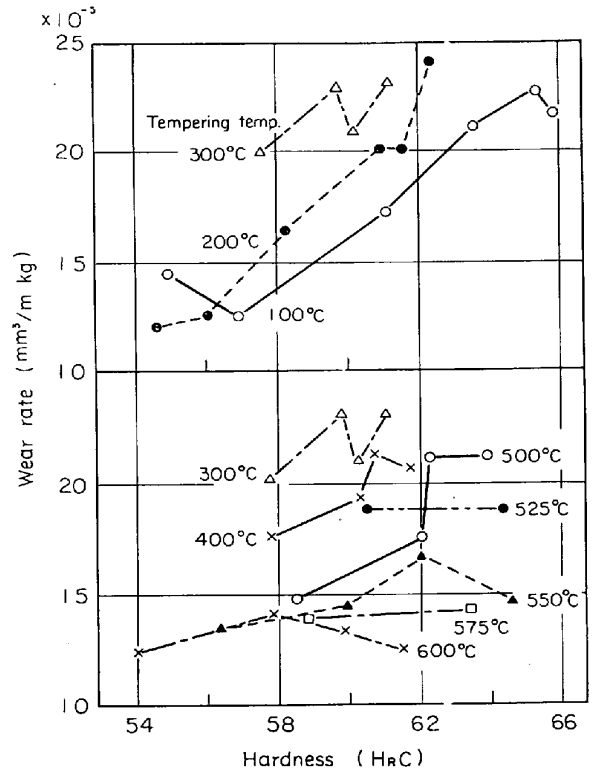


Fig. 10. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed and hardness and tempering temperature in SKH9.

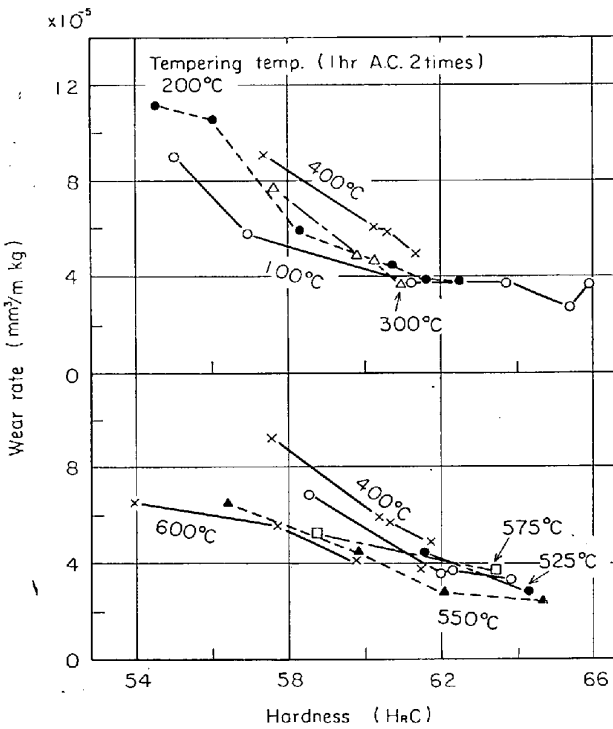


Fig. 9. Relation between wear rate at 0.32m/sec speed and hardness and tempering temperature in SKH9.

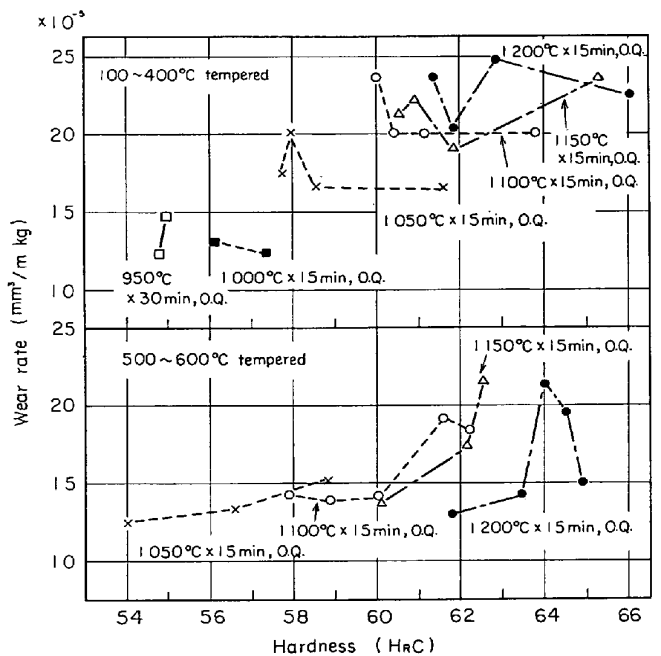


Fig. 11. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed and hardness and austenitizing temperature in SKH9.

Fig. 12, 13 はサブゼロ処理および比較用のサブゼロなし試片について硬さと摩耗量を整理した結果であるが残留オーステナイトの分解しない 400°C 以下の焼もどし温度に限ってサブゼロ処理の有無の影響を見ると、低速ではサブゼロ処理のものが摩耗量が小さいがこれは硬さの低いことによると判断される。高速では明らかな差は認められない。したがって残留オーステナイト量その

ものは摩耗量に大きな影響を持たない。またこの図から 300, 400°C 焼もどしでは摩耗量が比較的大きいことが再び認められた。



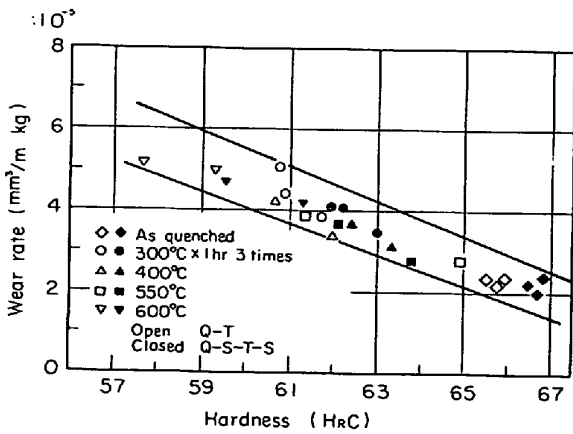


Fig. 12. Relation between wear rate at 0.32m/sec speed and hardness and tempering temperature in SKH9.

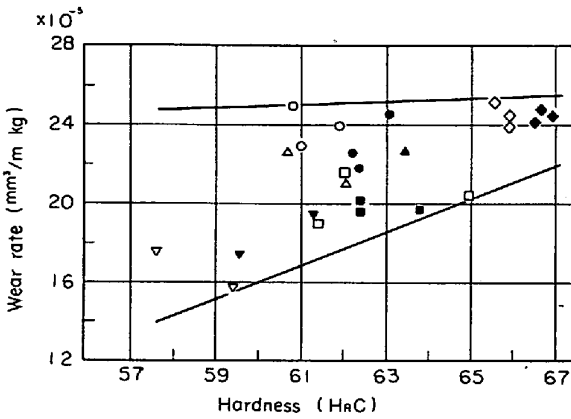


Fig. 13. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed and hardness and tempering temperature in SKH9.

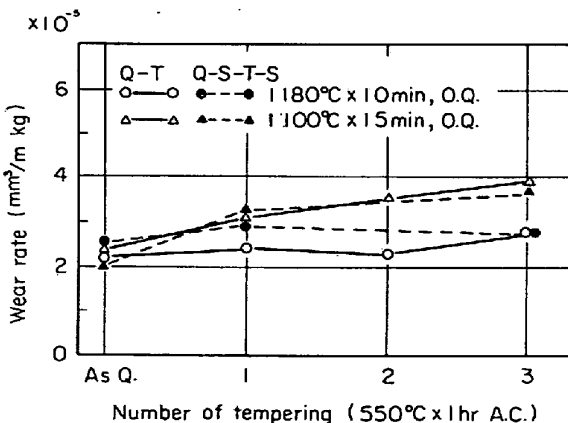


Fig. 14. Relation between wear rate at 0.32m/sec speed and number of tempering in SKH9.

Fig. 14, 15 は焼もどし回数の影響を求めた結果である。低速での摩耗量は焼もどし回数が増すとともに大きくなり、高速での摩耗量は逆に小さくなる。低速での摩

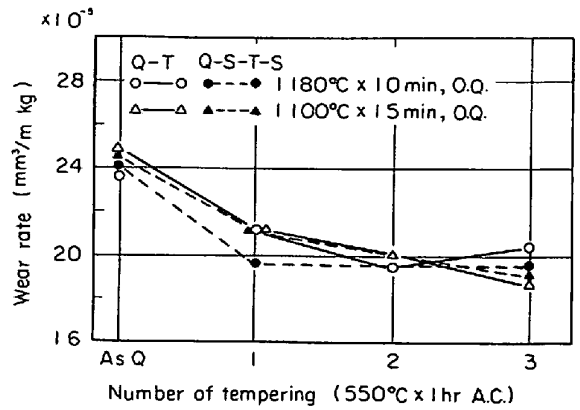


Fig. 15. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed and number of tempering in SKH9.

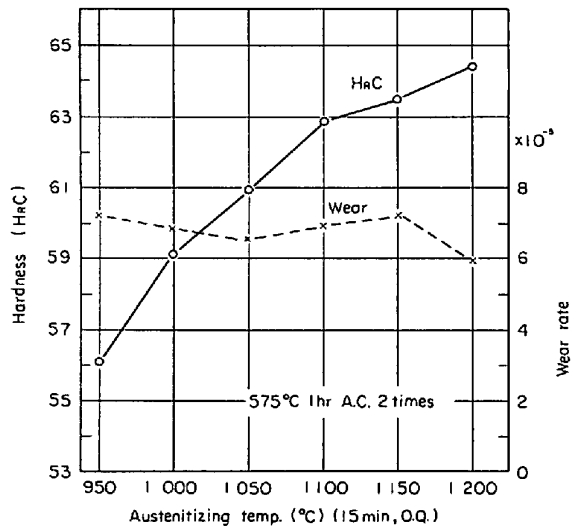


Fig. 16. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed and hardness and austenitizing temperature in 9-2-4-5 steel.

耗量の増大は硬さの低下によることが、Fig. 12 の中にプロットすることによって確かめられた。

Fig. 16 は 9-2-4-5 鋼における焼入温度と高速での摩耗量の関係である。焼もどし温度は 575°C 一定であるが摩耗量は焼入温度および硬さに関係なくほぼ一定である。これは Fig. 10 の焼もどし温度 550°C 以上の場合と一致している。またこの図と Fig. 10, 13 を比較すると 9-2-4-5 鋼は SKH9 に比べて高速での摩耗量が著しく小さい。切削のみならずこのようなすべり摩耗においても V 量の影響が著しく大きいことがこれより明らかである。9-2-4-5 鋼の低速での摩耗量は十分に測定しなかつたが、やはり焼入温度が高いほうが摩耗量は小さい傾向である。

以上に示されたいくつかの図から注目されるのは高速での摩耗量は硬さが高くなるとむしろ増大することであ

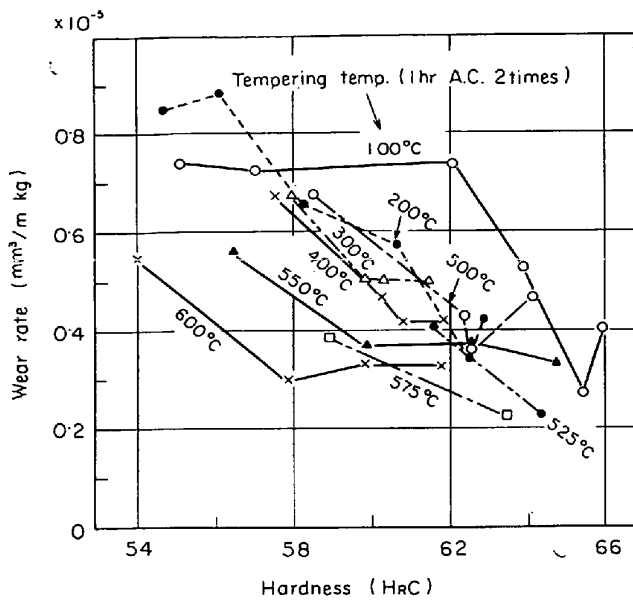


Fig. 17. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed with coolant (10% Na<sub>2</sub>CrO<sub>4</sub> aq. solution) and hardness and tempering temperature in SKH9.

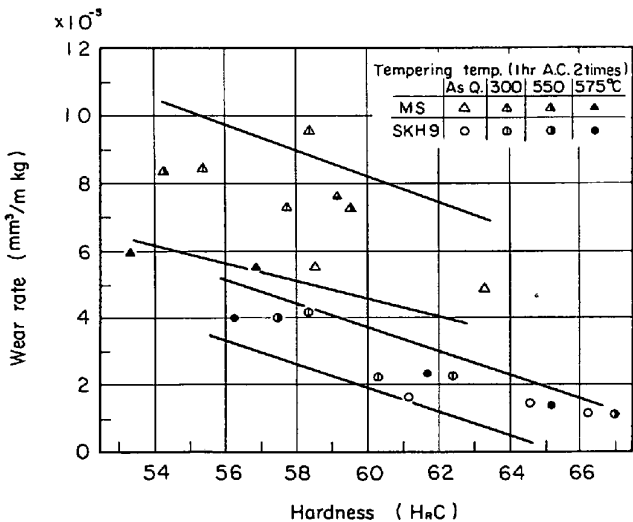


Fig. 18. Relation between wear rate at 0.32m/sec speed and hardness and tempering temperature in SKH9 and Matrix steel.

る。前節に述べたように高速では試片の温度が相当に上昇し、摩耗痕表面への相手材の溶着が著しい。そこで冷却液 (10% K<sub>2</sub>CrO<sub>4</sub> 水溶液) を用いた状態での摩耗量と硬さの関係を SKH9 について求めると Fig. 17 が得られた。低速の場合と同じく硬さが高くなるほど摩耗量は減少する。ただし焼もどし温度が高くなるにつれて摩耗量が順次減少する点では低速の場合と異なっている。

### 3.3 高速度鋼における残留炭化物量の影響

Fig. 18, 19 は SKH9 および基質鋼についての低速

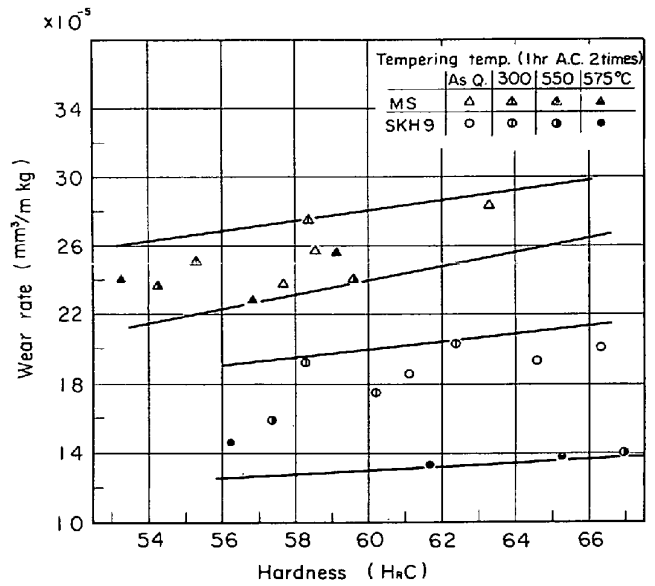


Fig. 19. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed and hardness and tempering temperature in SKH9 and matrix steel.

および高速での摩耗量を硬さおよび硬もどし温度で整理した結果である。SKH9 と同様に基質鋼においても硬さの上昇とともに低速での摩耗量は減少し、高速での摩耗量はむしろ増大する傾向である。そして低速においても高速においても SKH9 より基質鋼のほうが摩耗量は大きい。SKH9 は 1 025, 1 125°C 焼入ではそれぞれ 16, 17 wt% 程度の残留炭化物を持つ (基質鋼は 1 200°C でほぼ 0%, 1 125°C でも 1% 程度と推定される) こと以外は基質鋼との間に大きな差異はないので摩耗量の差は残留炭化物量の差にもとづくかと判断される。残留オーステナイト量およびオーステナイト結晶粒度にも多少の差があるであろうが、前節において残留オーステナイト量は摩耗量に大きな影響を持たないことが確認されており、オーステナイト結晶粒度に差のある 1 125°C 焼入の基質鋼と焼入の基質鋼の間で大きな摩耗量の差がないことからオーステナイト結晶粒度も大きな影響を持っていないと判断される。

また Fig. 18, 19 において焼もどし温度の影響を見ると基質鋼でも SKH9 に見られたと同じように 300°C 焼もどしで摩耗量が大きい傾向がある。したがって SKH9 に見られた 300°C あるいは 400°C 焼もどしで摩耗量が大きい現象は、残留炭化物の存在には無関係な基質の変化にもとづくものであると判断される。

### 3.4 冷間ダイス鋼における熱処理条件，硬さと摩耗量の関係

Fig. 6 によれば低速の摩耗量は焼もどし温度の上昇にしたがって増大するが高速の摩耗量は一定である。焼入

温度の影響に関しても低速の摩耗量は焼入温度の上昇とともに増大するが、高速の摩耗量は一定であることが確認された。これから硬さを高くすると摩耗量が減少するという一般の概念が通用しない現象は高速度鋼特有のものではないことが確かめられた。

#### 4. 考 察

本研究の結果において注目すべきは低速での摩耗量は硬さの上昇とともに減少するが、高速での摩耗量は硬さが上昇しても変化しないか、むしろ増大する傾向を見せたことである。したがって本章では主としてこれについて考察する。

凝着摩耗に関しては摩耗量が圧力と硬さの比（すなわち真実接触面積）に比例するとしていわゆる HOLM の法則が存在し硬さの高いほど摩耗量が小さいとされている。本研究の結果はこれに反するようであるが本研究の低速も高速もこの法則が成立する条件を必ずしも満たしていない。なぜなら HOLM の法則は速度を考慮していないのであつて低速が属する非付着域は雰囲気分子によつて潤滑された状態であり、高速が属する付着域では真実接触面積を単位として摩耗粉の脱落が起こるのでなくその再凝着成長の後に脱落するからであつて HOLM の法則が成立するのは付着限界においてのみである<sup>7)</sup> からである。

本研究においては硬さとロックウェル硬さで示したが工具鋼はたとえば  $M_6C$  で Hv 1600~2300 MC で Hv 2400~3200,  $M_{23}C_6$  で Hv 1400~1800,  $M_7C_3$  で Hv 2100~2800,  $Fe_3C$  で Hv 1200~1500 の<sup>11)~13)</sup> ような硬い炭化物が軟かい基質の中にほぼ均一に分布している組織からなつているので、ロックウェル硬さは炭化物と基質のいわば平均的な硬さである。そこでもし硬さとして基質のみの硬さをとつたとしても高速および低速での摩耗量に対する硬さの影響の傾向は変わらないはずである。大ざつぱに言つてロックウェル硬さの低いものは低い温度で焼入されたか、高い温度で焼もどしされているので炭化物が多く、基質の硬さも低いと考えられるからである。

また高速では摩耗面の温度が上昇するので硬さとして高温硬さを横軸にとつても高速での摩耗量が硬さの上昇とともに減少することにはならないであろう。高速度鋼の高温硬さについてのデータが乏しいので正確には判断できないが高温硬さは常温硬さが高いほど高いからである<sup>14)</sup>。

以上のように硬さは高速での摩耗量を支配する大きな因子ではない。高速での摩耗量は焼入温度が低いほど、

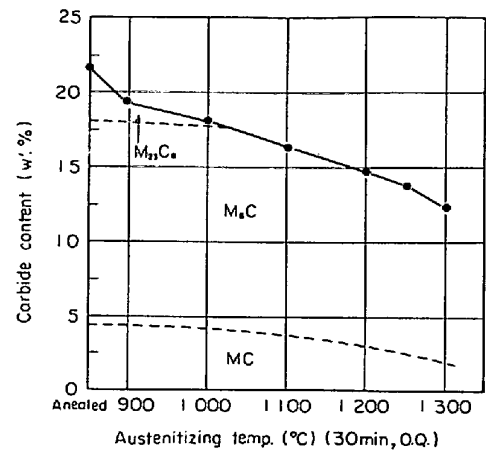


Fig. 20. Relation between carbide content and austenitizing temperature in high speed steel similar to SKH9 (After T. SARO et al. 0.89%C, 6.72%W, 4.73%Mo, 4.49%Cr, 2.51%V).

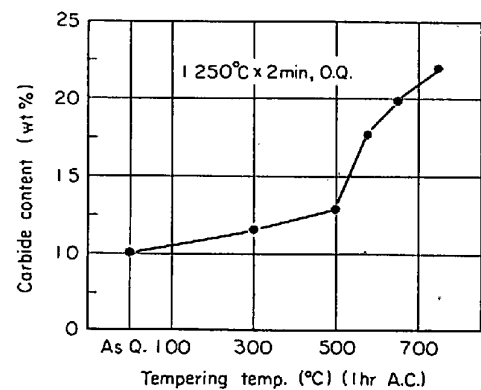


Fig. 21. Relation between carbide content and tempering temperature in high speed steel similar to SKH9 (After S. KOSHIBA et al. 0.86%C, 7.19%W, 4.91%Mo, 3.85%Cu, 1.47%V).

焼もどし温度が高いほど、したがって組織中の炭化物が多い条件の熱処理ほど減少する傾向であるし、SKH9と基質鋼の比較結果もこれを裏付けているので、高速の摩耗量を炭化物量で整理してみた。

炭化物量の測定は一般に電解分離や点算法が行なわれるがいずれも大きな労力を要する上に、本研究では測定精度を要しないので文献から借用した。しかしいろいろの条件の熱処理での炭化物量のデータが見られないので推定を混じえた。Fig. 20は佐藤らによるSKH9の焼入温度と炭化物量の関係<sup>15)</sup>、Fig. 21はSKH9相当鋼についての小柴らによる焼もどし温度と炭化物量の関係<sup>16)</sup>である。この2つの図からFig. 22のように焼入温度および焼もどし温度と炭化物量の関係を推定した。このさい3つの仮定をおいた。すなわち、(1)焼入のままの炭化

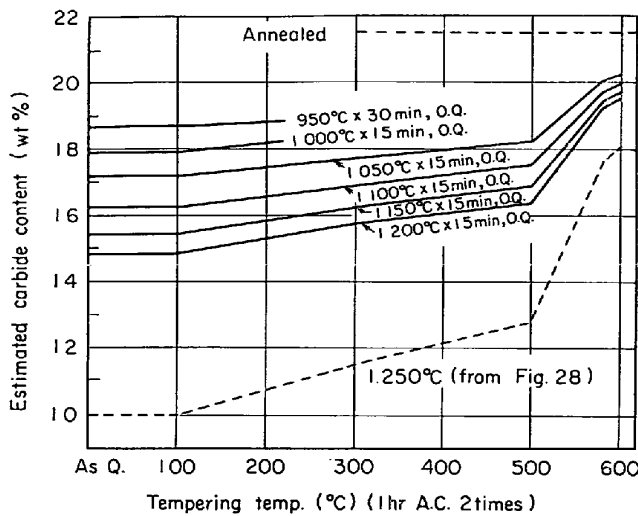


Fig. 22. Relation between estimated carbide content and temperature of heat treatment in SKH9.

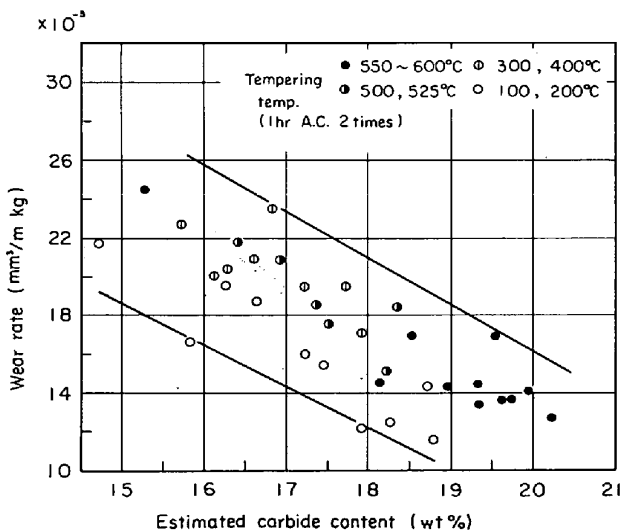


Fig. 23. Relation between wear rate at 3.0m/sec speed and estimated carbide content and tempering temperature in SKH9.

物量は Fig. 24 のとおりである。(2)焼なまし状態の炭化物量は 21.4%<sup>1)</sup>であり、これと焼入のままの炭化物量の差(焼もどしによつて析出しうる炭化物の量に相当する)の各焼入温度間の比は各温度での焼もどし後も一定である。(3)100°Cの焼もどしでは炭化物量は焼入のままと同じである。このようにして求めた Fig. 22 の炭化物量を横軸にとつてこれと高速での摩耗量の関係を求めたのが Fig. 23 である。この図は高速での摩耗量は明らかに炭化物量によつて支配され炭化物が多いほど摩耗量は減少することを示している。そしてこの結論は上記の仮定に多少誤りがあつたとしてもくつがえるものではない。同図では焼もどし温度で各点を区別して表示してあり、同一炭化物量で見ると焼もどし温度が 300°C

や 400°C で摩耗量がやはり大きい傾向が認められるが、上記(2)の仮定がどの程度正しいか疑問であるので多少信頼性に問題があるであろう。

炭化物の硬さの高いことおよび過去における工具鋼の発達の過程から考えて炭化物の多くなるほど耐摩耗性が向上することは理解されやすいことであり、他にもこのような研究結果はいくつか見られる。たとえば横山はエメリー紙との摩擦による摩耗<sup>17)</sup>、V. S. POPOV はレンガ製造用金型<sup>18)</sup>、また H. BÜHLER らは打抜きにおいて<sup>19)</sup>これを認めている。しかしこれらはいずれも異なつた鋼種間の比較に関するものであつて本研究のように一つの鋼種において硬さを著しく下げて炭化物量を大きくしたときの炭化物量の影響をいつているのではない。また摩耗の機構も本研究の場合と異なるので炭化物が摩耗量を減少させる機構も本研究とは別のものと考えられる。3.1 節に述べたように高速での摩耗は溶着摩耗で主体であるので、本研究において炭化物の多いほど高温の摩耗量が小さくなるのは炭化物が多いことが溶着を起こし難くするためでないかと考えられる。結晶構造、熱的あるいは化学的性質から考えれば炭化物のほうが基質よりも相手材との凝着し難いと考えられるからである。

溶着の起こりやすさには炭化物の量のみならず大きさ、分布あるいは炭化物間の平均距離なども関係するであろうがこれについてはさらに詳しい検討を必要とする。また超硬工具に関する報告<sup>20)</sup>から炭化物の種類、組成も影響するはずであつてこれが SKH9 と 9-2-4-5 鋼の間の摩耗量の差の原因であろう。SKH54 や SKH10 に関するデータ<sup>4)</sup>から推定すると SKH9 と 9-2-4-5 鋼の間では全炭化物 ( $M_6C + MC$ ) の量には大きな差がないが、MC の量は 9-2-4-5 鋼で約 7 vol % であつて SKH9 の 2 vol % (1200°C 焼入)<sup>4)</sup>に比べて多い。9-2-4-5 鋼には Co が含まれており、W および Mo 量にも SKH9 との間に差があるが、Co については同じ大越式摩耗試験機を用いた Co の影響が見られないことを示す報告<sup>21)</sup>があり、また W および Mo 量の影響もあまり大きくない<sup>22)</sup>と判断されるので、9-2-4-5 鋼と SKH9 の間で摩耗量に差があるのは多分 MC 量の差のためであろう。もしそうであるならば高 V 高速度鋼を切削工具に用いてすぐれた性能を示すのは単に MC が硬いためだけでなく、溶着が起こり難いためではないかと考えられる。MC は  $M_6C$  に比べて基質中に溶込み難い<sup>23)</sup>ので昇温した摩擦面における炭化物量では 9-2-4-5 鋼のほうが SKH9 よりも多く、これが影響しているであろう。また鋼の切削においては TiC や TaC を含んだ超硬合金工具の耐クレータ性がよいのは TiC や TaC と WC の

鋼への拡散のしやすさや<sup>20)</sup>や固溶度の<sup>23)</sup>相違によるとされているが、MC と  $M_6C$  の間にも同様の現象があるのであろう。

つぎに SKH9 において目立つた結果は 300°C あるいは 400°C で焼もどしすると、これより低い温度あるいは高い温度で焼もどした場合に比べて同一硬さにおける摩耗量が大きいことである。摩耗量に対する焼もどし条件の影響については高周波焼入した炭素鋼を 150~200°C で焼もどしすると硬さは低下するが摩耗量は減少しさらに焼もどし温度を 300°C まで上昇させると硬さの低下とともに摩耗量の増大することが報告されている<sup>24)</sup>。また炭素鋼のエメリー紙との摩擦による試験において 100°C あるいは 200°C の焼もどしは摩耗量に影響しないとの報告もある。しかしながら本研究のような報告は見られない。この原因は明らかでないが 300~400°C で焼もどしされると合金元素の原子のまわりに C 富化領域が形成されるが、まだ合金炭化物は析出しえず、 $Fe_3C$  の析出のみが起こる状態<sup>15)</sup>であつて組織的には不安定であることが関係しているであろう。また同一ロックウェル硬さで比較して 300~400°C 焼もどしものは 100~200°C 焼もどしや 500~550°C 程度の焼もどしのものに比べて基質の硬さが低いことが関係しているとも考えられる。ただしこのように考える場合には基質の平均的な硬さでは 300~400°C 焼もどしと大差ないと考えられる 550~600°C 焼もどしの摩耗量の小さい原因を、焼もどしによつて析出した合金炭化物の存在や残留オーステナイトの分解によつて生じたベイナイトやマルテンサイトの存在によつて説明しなければならない。また摩擦面の温度の上昇する高速でも果たして基質の常温硬さが影響しうるかという点も疑問である。

このように 300~400°C の焼もどしで摩耗量の大きい原因は明らかでないが、熱処理条件の選定にさいして注意すべきことである。近年高速度鋼を切削工具以外の用途に用いるさいに Underhardening と称せられる低温焼入がしばしば行なわれ、この場合には 200~400°C の低い焼もどし温度が選ばれるが<sup>26)</sup>、耐摩耗性を重視するためならば 300~400°C の焼もどし温度をさけるべきである。

残留オーステナイトの影響に関しては潤滑すべり摩耗の場合あるいはエメリー紙との摩擦の場合に残留オーステナイト量の増加が硬さを低下させて摩耗量を増大させる<sup>25)27)</sup>との報告がある。本研究では低速での摩耗量についてはこれと一致する傾向を示したが高速での摩耗量については残留オーステナイト量の影響は明確に認められなかつた。これは高速では摩擦面近傍の温度がおそらく

変態点以上に上昇しているためであらう。

SKD1 は SKH9 に比べて低速での摩耗量は大きいが高速度での摩耗量は小さかつた。高速度での摩耗量は熱処理条件によつてわずかしき変化せず、また付着域内では速度の上昇による摩耗量の変化も小さい特徴を示した。高速度鋼に比べて高速度での摩耗量が小さいのは高速度鋼のほうが高温強度が大きく<sup>28)</sup>高温あるいは高速度での使用に適しているとする一般の概念に反しているが、これは本実験の条件と一般的な使用条件の差によるのであろう。本実験の条件で SKD1 が SKH9 より小さい摩耗量を示した理由として炭化物の種類、量、大きさや基質の組成、熱伝導度の差による摩擦面温度の差などの要因を考へても明確な説明は困難である。炭化物は SKH9 では  $M_6C+MC$  であるに対して SKD1 では  $M_7C_3$  であるが、たとえば相手材との溶着の難易などの判断の資料がなく、炭化物の差がどのように影響するか不明である。また炭化物の量は 975°C 焼入の SKD1 で 19 wt%<sup>29)</sup>であつて、vol% で考へても高い温度で焼もどしされた SKH9 に比べてそう多くはない。炭化物の大きさは SKD1 のほうが相当に大きい、大きさが溶着にどのように影響するか疑問である。昇温にさいしての基質への溶込みやすさに関しては大きいほうが有利であるが、これには炭化物の種類も関係するので、必ずしも SKD1 のほうが有利とも断定できない。基質の組成は SKD1 と SKH9 で相当に差があるが、これの影響もまだ明らかにされていない。SKD1 と SKH9 の熱伝導度についてはデータが見られないが、600~900°C で SKH2 が 0.07~0.06 cal/°C·cm·sec<sup>30)</sup>、1.31C, 14Cr, 1.46Mo, 1.76Co 鋼が 0.053~0.043 cal/°C·cm·sec<sup>31)</sup> であるのでこれでも説明できそうにない。

また SKD1 の場合には熱処理条件の変化によつて高速度での摩耗量の変化が小さいのは焼入温度による残留炭化物量の差が小さい<sup>29)</sup>ことによるとも解釈されるがむしろ SKD1 にとつて本研究の高速度は熱処理条件や硬さの現れ難い速度であると考えるのが妥当であらう。焼入温度を一定とし焼もどし温度を種々に変化させた SKD1 についての大越式迅速摩耗試験機による最近の報告<sup>32)</sup>によれば、低速では焼もどし温度の上昇による硬さの低下とともに摩耗量は減少し、高速ではむしろ逆の傾向であるのに対して、中間の速度ではほとんど変化しない傾向が認められているからである。

以上に論じたことから明らかなように摩耗量は摩擦の条件によつて大きく変化するので一般的な結論は危険であるが、本研究のような工具鋼と軟らかい低合金鋼の単純なすべり摩擦においては非付着域ならばできるだけ

高い硬さの得られる熱処理条件を, 付着域の高速ならば硬さを犠牲にしても炭化物量の多くなる熱処理条件を選ぶべきである。

またすべり摩擦においては摩擦速度の上昇と試片温度の上昇が対応する<sup>33)</sup>から, 高速度鋼を高温で使用する場合にもおそらく高速で使用する場合と同じような考え方で熱処理条件を選ぶべきであろう。

また鋼種の選定に関しても付着域ではできるだけ多量の炭化物の残留するものを, 非付着域では高い熱処理硬さの得られやすい鋼を選ぶべきである。非付着域でも炭化物の存在は有効であるので炭化物の多いことは望ましいことではあるが高い硬さの得られやすいことをより重視すべきである。

本研究は単純なすべり摩擦に関するものであつて初めに述べたように複雑な応力が作用する工具鋼の実用の場合に本研究結果がそのままあてはまることは少ないであろう。しかしながらすべり摩擦はほとんどの用途に見られるので本研究結果は実用上の問題を考える一つの資料になりうると信ずる。

## 5. 結 論

種々の条件の熱処理を施した高速度鋼 SKH9, 9-2-4-5 鋼および冷間ダイス鋼 SKD1 についてすべり摩擦による摩擦試験を行ない, 熱処理条件および組織, 硬さと摩耗量の関係を検討して以下のような結論を得た。

1. 高速度鋼, 冷間ダイス鋼どちらにおいてもすべり速度—摩耗量曲線の形は鋼にしばしば認められているものと一致し, 低速は非付着域, 高速は付着域に相当する。

2. 高速度鋼, 冷間ダイス鋼どちらにおいても低速での摩耗量は硬さに依存し, 硬さが高いほど摩耗量は減少する。しかし高速での摩耗量は硬さによつて変化しないか硬さの上昇とともに増大する傾向を示す。

3. 高速度鋼の高速での摩耗量は組織中に存在する残留炭化物(一次炭化物)の量および焼もどしによつて析出する炭化物の量が多いほど減少する。

4. 高速度鋼においては高速, 低速どちらの摩耗量も 300°C ~ 400°C の焼もどし温度のときに大きい。

5. 高速度鋼においては残留オーステナイト量の増加は硬さ低下によつて低速での摩耗量を増大させるが, 高速での摩耗量には影響しない。

6. 高速での用途には硬さを犠牲にしても焼入温度を低く, 焼もどし温度を高く選んで炭化物量を多くすることが望ましい。

7. 9-2-4-5 鋼は SKH9 に比べて高速での摩耗量は著しく小さい。

8. SKD1 は SKH9 に比べて低速での摩耗量は大きいが高速度での摩耗量は小さい。

## 文 献

- 1) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 45(1959)12, p. 1346
- 2) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 45(1959)4, p. 409
- 3) D. J. BLICKWEDE, M. COHEN, G. A. ROBERT: Trans. ASM, 42(1950), p. 1161
- 4) F. KAGER, M. COHEN: Metal Prog., 61 (1952) 6, p. 79
- 5) 新持, 清永, 吾郷: 日本金属学会講演概要, 昭和40年秋期(第57回)大会, p. 100
- 6) 小柴, 清永: 鉄と鋼, 46(1960)5, p. 561
- 7) 笹田, 喜熨斗, 江川: 潤滑, 11(1966)10, p. 427
- 8) 伊東: 機械試験所報告41号, 金属の摩耗機構に関する研究(1961), p. 61 [機械技術協会]
- 9) 笹田: 潤滑, 9(1964)2, p. 89
- 10) 曾田, 笹田: 潤滑, 10(1965)2, p. 125
- 11) 佐藤, 西沢, 石原: 日本金属学会誌, 23(1959), p. 403
- 12) L. P. TARASOV: Metal Prog., 54(1948), p. 846
- 13) P. LECKIL-EWING: Trans. ASM, 44(1952), p. 348
- 14) E. C. BISHOP and M. COHEN: Metal Prog., 43(1943), p. 413
- 15) 佐藤, 西沢: 日本金属学会会報, 2 (1963) 10, p. 564
- 16) 小柴, 木村, 原田: 鉄と鋼, 45(1959)6, p. 608
- 17) 横山: 日本金属学会昭和40年度春期(第56回)大会, 金属の摩耗シンポジウム
- 18) V. S. POPOV and P. L. NAGORNYI: Russian Casting Production, (1969)8, p. 377
- 19) H. BÜHLER and F. POLLMAR: Arch. Eisenhüttenw., 41(1970)10, p. 989
- 20) G. VIERGE: Stahl u. Eisen, 77(1957), p. 1233
- 21) 安藤, 辻: 日本機械学会講演論文集, No 710-10 p. 265
- 22) 竹山, 長野: 精機学会, 昭和43年度春季大会, 学術講演前刷, p. 269
- 23) F. ALTENWERTH: Arch. Eisenhüttenw., 31 (1960), p. 433
- 24) 小川: 日本金属学会会報, 5(1966)5, p. 321
- 25) A. A. SOROKO-NOVITSKAIA: Friction and Wear in Machinery, vol. 13, p. 3
- 26) P. PAYSON: The Metallurgy of Tool Steel, (1962), p. 205 [J. Wiley & Sons]
- 27) 小川, 竹内: 日本金属学会誌, 16(1952)2, p. 86
- 28) G. A. ROBERTS, J. C. HAMAKER, and A. R. JOHNSON: Tool Steels (1962), p. 597 [ASM]
- 29) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 44(1958)5, p. 565
- 30) 小柴: 工具材料(下), (1956), p. 441 [丸善]
- 31) E. HOUDREMONT: Handbuch der Sonderstahlkunde Ernst Band (1956), p. 730 [Springer-Verlag]
- 32) 清永, 吾郷: 鉄と鋼, 57(1971)11, S 641
- 33) 佐田: 機械学会論文集, 25(1959), p. 227