鑄鉄の摩耗硬化層について*

川本 信** 山田俊宏*** 岡林邦夫**

Makoto Kawamoto, Toshihiro Yamada and Kunio Okabayashi : A Study on the Frictional Hardened Layer of Cast Iron. Wear experiments of flaky graphite cast iron against 0.6% C carbon steel, stainless steels (SUS 24, SUS 27) and Ni-Cu alloy (Constantan) were carried out under metal-to-metal, unlubricated conditions. The extremely hardened layers were developed on the sliding surfaces of cast iron at sliding speeds faster than 2 m/sec. The hardened layers were examined by X-ray diffraction and the relation between formation of the hardened layers and wear of cast iron was discussed.

The results are summerized as follows :

- (1) The hardened layers are generated at speeds above the second oxidative wear speed and in mild wear condition, and are not found in severe wear process even at high sliding speeds.
- (2) The hardened layers are due to rapid solidification of melting regions on real contacting asperities. They may be worked severely during and after solidification and tempered by frictional heating.
- (3) As the sliding speed is increased at a constant contact pressure, the hardness of the hardened layers decreases and wear varies complicatedly with the minimum wear rate at about 4 m/sec. Softening of the hardened layers with increasing sliding speed may be due to the rise in quenching and tempering temperatures.
- (4) As the contact pressure is increased at a constant sliding speed, both the wear rate and the hardness of the hardened layers increase exponentially and lineally. The effects of work hardening due to the increase in contact pressure and the shortening of the remaining time of the hardened layers on the sliding surface due to the large wear rate may be stronger than due to the temperature rise with increasing contact pressure.
- (5) Accordingly, the hardness of the hardened layers is under the influence of the sliding and wear conditions. There is no definite relation between the hardened layers and the wear rate.

(Received November 11, 1969)

I. 緒 言

鑄鉄の摩耗に関しては多数の研究報告があり、摩擦速度に対する摩耗量の変化についてはほぼ一致した結果を与え

ている。また一般にその摩耗形態は定性的に酸化摩耗、機械的破壊摩耗(輝面摩耗)、溶融摩耗に分類されている。鑄鉄についても摩擦条件によっては、鋼の摩擦面に観察され

** 大阪府立大学工学部 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, Sakai)

*** 大阪府立大学大学院 (Graduate School, University of Osaka Prefecture, Sakai)

* 1968年9月本会仙台大会に一部発表

る硬化層^{(1)~(7)}と同様の摩耗変質層の生成が認められる。この変質層は光学顕微鏡で容易に識別され、非常に高い硬度を有する異常組織である。摩擦によってこの表面硬化層が生成すると、材料の基地が直接接触するのではなく、硬

(マイクロビッカース、荷重 50 g)を行なった。供試材はロッド試片として片状黒鉛鋳鉄、リング試片として 0.6% C 炭素鋼、ステンレス鋼 SUS 24, SUS 27, コンスタンタンである。その化学組成および硬度を Table 1 に示す。

Table 1 Chemical analysis and hardness of specimen

Specimen	Fe	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Pb	Hardness (HRB)
cast iron	R	3.10	2.13	0.95	0.091	0.083	0.35	—	0.75	—	103.5
steel	R	0.60	0.25	0.53	0.020	0.018	0.11	—	0.25	—	84.3
SUS 24	R	0.08	0.45	0.46	0.017	0.021	17.01	—	0.07	—	83.5
SUS 27	R	0.06	0.60	1.52	0.016	0.015	18.97	9.53	0.09	—	89.0
constantan	0.02	—	—	0.68	—	—	—	46.89	51.85	Tr	72.0

化層を介して摩擦が行なわれるため、耐摩耗性に何らかの影響を与えるものと考えられている。放電加工面にも硬化層が発生し、その硬化層は耐摩耗性を改善することが報告されている^{(8)~(9)}。

硬化層の生成因子としては、(1) 焼入れ効果⁽¹⁾⁽²⁾、(2) 浸炭、窒化などの化学反応⁽³⁾⁽⁴⁾、(3) 加工硬化⁽⁵⁾⁽⁶⁾、(4) 酸化物に起因する非晶質の生成⁽⁷⁾が考えられているが、いまだ明らかにされていない現状である。しかし、これ等四つの因子は個々に作用するのではなく、相互に重なって作用すると考えられるために、一つの因子のみで十分な説明を行なうことは困難であろう。そこで本実験では鋼に較べて相変態の多い鋳鉄について、種々の相手材との摩擦によって生じた硬化層を観察し、その本質および耐摩耗性との関係について検討した。

II. 実験方法

本実験に使用した摩耗試験機は、水平に回転するリング試片(外径 88 mm, 内径 68 mm)の上面にロッド試片(直径 10 mm)を押しつけて、摺動摩擦を行なわせる方式の大型試験機⁽¹⁰⁾である。試験はすべてロッド試片を鋳鉄とし、無給油の乾性状態で行なった。試験雰囲気は大気中とし、一部真空中($(1\sim 2) \times 10^{-4}$ mmHg)でも行なった。試験条件は摩擦速度 0.10~6.54 m/sec, 接触圧力 2~10 kg/cm²である。摩擦面の仕上げはエメリー・ペーパー #4 で行ない、表面粗さは約 $H_{\max} 3 \mu$ である。一定距離摩擦後、鋳鉄ロッド試片を斜切断して摩擦面の顕微鏡観察、硬度測定

III. 実験結果と考察

Photo.1 は斜切断法によって鋳鉄ロッドを切断し、摩擦面直下の組織を 2% ナイタルで腐食して観察したもので、白い部分が硬化層である。このように硬化層は腐食剤に対して非常に安定で、基地組織と明瞭な境界を有する白

Photo.1 Taper section(5 time in thickness) of worn cast iron showing hardened layers ($\times 100$)

い薄層として存在する。その厚さは摩擦速度に大きく影響されることなく、おおむね 10μ 程度である。硬化層は摩擦面にのみ存在し、また摩擦面全面にはなく、実際に接触していたと考えられる所にしか生成していない。また Photo.1 から明らかなように硬化層は表面に突き出ており、その内部にクラックがみられることがある。摩擦速度が大きくなると摩擦面に占める硬化層の面積は大きくなるが、その形態に変化は認められない。高摩擦速度で生じた硬化層は腐食剤に対してやや不安定になり、摩擦熱の影響が大きいかを示している。この硬化層は第 2 次酸化摩耗⁽¹¹⁾以上の摩擦速度のみで観察された。すなわち、硬化層は摩擦面が高温に達した時始めて発生するものである。この摩擦条件下では、硬化層は摩擦距離に関係なく、摩擦開始直後から生成している。硬化層の生成する摩擦速度域においては mild wear であり、摩耗量は少なく、摩擦距離に対してほぼ直線的に増加する。硬化層の硬度は摩擦開始直後から摩擦距離にかかわらず一定であった。Fig.1 に

(11) 岡林, 川本, 野谷: 鋳物, 38(1966), 501.

- (1) N.C.Welsh: J. Appl. Phys., 28(1957), 960.
- (2) 伊藤, 本多, 菊山: 機械試験所報, 12(1958), 12.
- (3) K. V. Savitskiy and Yu. I. Kogan: Phys. Met. and Metallog., 15(1963), No.5, 21.
- (4) R. Mailander and K. Dies: Arch. Eisenhütt., 16(1943), 385.
- (5) 三好: 金属学会誌, 22(1958), 644; 23(1959), 19, 23.
- (6) 中村, 斎藤, 岡林: 金属学会誌, 28(1964), 465.
- (7) G. I. Finch and R. T. Spurr: Proc. Roy. Soc., A 212(1952), 412.
- (8) N.C.Welsh and P.E.Watts: Wear, 5(1962), 289.
- (9) 井上: 放電加工法, 日刊工業新聞社, (1962), 364.
- (10) 中村, 斎藤, 岡林: 金属学会誌, 27(1963), 257.

硬化層のできている部分の摩擦面から深さ方向に対する硬度変化の一例を示す。これから明らかなように硬化層内部にも硬度勾配があり、摩擦面に近い部分が最も高く Hv 800 以上に達している。基地パーライトの硬度は Hv 350 程度であるから、硬化層表面は非常に硬いことがわかる。硬度

Fig.1 Hardness change with depth below the sliding surface for hardened layer (Sliding speed 4.10 m/sec, contact pressure 4 kg/cm²)

は内部になるにしたがい低下し、基地との境界部近くでは Hv 400 程度である。硬化層と基地との境界部直下の基地硬度は異常に低下し、Hv 250 程度になっている。この異常硬度低下は境界部下約 10 μ の範囲でおこっており、これより内部では硬度は再び基地パーライトの硬度 Hv 350 に上昇し一定になる。この現象は摩擦条件、相手材、摩擦雰囲気にかかわらず生じる。鋳鉄に関して、Hv 250 程度の硬度はフェライト化焼鈍を行なった後のフェライトの硬度である。しかし Photo.1 に示されているごとく、境界部直下にフェライト化焼鈍を受けたことを示す組織はみられず、なぜこのような硬度低下がおこるか不明である。鋼の火焰焼入において焼入層直下に加熱の影響による硬度低下部が生じ⁽¹²⁾、Fig.1 と同様の硬度変化を示すことから、硬化層直下の硬度低下も焼なまし作用を受けたことによると考えられる。

Fig.2 はステンレス鋼(SUS 24, SUS 27)との組合せによる鋳鉄の摩耗量、鋳鉄摩擦面に生成した硬化層の最高硬度の摩擦速度に対する変化を示したものである。以下、硬化層の硬度という場合は、測定しうるかぎり摩擦面に近い部分(摩擦面から 2~4 μ)の測定値数点の平均値(摩擦条件によって生成する硬化層の数がちがうために、平均に供する測定値の数は一定ではない)を示し、硬化層の最高硬度を意味するものとする。なお本実験結果における摩耗量はすべて鋳鉄ロッド試片の摩耗量を示す。鋳鉄の摩耗形態は従来報告⁽¹³⁾されているものと同じで、1 m/sec 付近に機械的破壊摩耗による摩耗量の極大値があり、これを挟んで低速、高速側では摩耗は少ない。機械的破壊摩耗域の摩

擦面には大きな引掻状摩耗痕が観察され、その表面粗さは $H_{\max}$ 50~60 μ で摩擦前の約 20 倍になっており、硬化層は発生していない。低速域 0.10~0.20 m/sec では摩擦面に赤褐色の摩耗粉が付着し、摩耗は少ない。この赤褐色の摩耗粉はX線回折により大部分が Fe_2O_3 であることを

Fig.2 Relation of sliding speed to wear rate and hardness of frictional hardened layer

確認した。摩擦面を斜切断して観察すると、高速摩擦ではみられない強い塑性変形(摩擦方向への組織の流れ)があるが、硬化層は生成していない。竹内⁽¹⁴⁾はこのような塑性変形が摩耗粉の生成を困難にするために、摩耗が少なくなると考えた。この強い塑性変形は突起部が低速度で接触するために接触時間が長く、酸化物などの保護膜が押しのけられて大きな金属接触がおこる結果生じると考えられる。第2次酸化摩耗域になると摩耗粉は黒褐色、微細になり、同時に凝着現象がおこり剪断されて残った部分がステンレス鋼リング摩擦面に拡がっている。鋳鉄ロッド摩擦面は黒褐色の酸化物に覆われ、表面粗さは $H_{\max}$ 10~20 μ となめらかである。摩擦速度が 4 m/sec 以上になると、摩耗量は再び増加し始める。この時の鋳鉄摩擦面には黒色の酸化物とともに、摩耗条痕の一部に金属光沢を有する部分が観察される。鋳鉄-ステンレス鋼の組合せにおけるこのような摩擦速度に対する鋳鉄の摩耗量および摩擦面の変化は、鋳鉄同志の場合⁽¹⁵⁾と全く同様である。第2次酸化摩耗域以上の摩擦速度になると、鋳鉄摩擦面に硬化層が発生する。その最高硬度は摩擦速度が大きくなるに従って低下しており、摩擦速度 2.46 m/sec と 6.54 m/sec では Hv 350 もの差が生じている。従来、硬化層の硬度が摩擦速度によりいかに変化するかに関する報告はなく、摩擦速度が大きくなるに従って低下するという事実は注目すべきである。

一般に摩耗-摩擦距離曲線において、一定摩擦距離後摩耗量の多い初期摩耗から少ない定常摩耗に移行する。摩耗

(12) 金属学会編：新版材料篇，鉄鋼Ⅲ(1967)，270。

(13) たとえば大越，坂井：日本機械学会論文集，7 (1941)，I-29。

(14) 竹内：鋳物，36(1964)，561。

(15) 岡林，川本，井上，斎藤：金属学会誌，32(1968)，639。

初期はその摩擦条件に最適の表面状態になっていないために、局部的に遷移荷重⁽¹⁶⁾以上の圧力がかかり摩耗が激しく、摩擦条件に適合する摩擦面状態が達せられると、遷移荷重以下となり摩耗量の少ない定常摩耗状態になると考えられている。Welsh⁽¹⁾は硬化層自体が耐摩耗性をもつものであり、初期摩耗から定常摩耗への移行は硬化層の生成と脱落が平衡することによると考えた。硬化層の発生する摩擦速度域での摩擦は、この硬化層を介して行なわれることは明らかである。一般に高い硬度を有する物質は凝着部の剪断をできるだけ表面におこさせ、かつ摩耗粉によるざらつき摩耗に対する抵抗が大きいために、耐摩耗性は良いと考えられている。硬さが材料の耐摩耗性を決定する唯一の因子ではないが、耐摩耗性に大きな影響を与えることは事実である。ところが、Fig.2は摩擦速度が大きくなるに従って摩耗量は複雑な変化をするのに対し、硬化層の硬度は低下するのみであることを示しており、この間に一定の関係を認めることはできない。これと同じ材料の組合せ、鋳鉄-ステンレス鋼について真空中で実験を行なったところ、酸化がおこらないために機械的破壊摩耗による摩耗の極大値が低速側にずれ、摩擦速度が大きくなるに従って摩耗量は減少し、大気中におけるごとく再び増加することはなかった。この傾向も真空中における鋳鉄同志の場合⁽¹⁵⁾と全く同じである。摩耗量が減少し始める摩擦速度以上になると、摩擦面に輝く硬化層が肉眼で観察されるようになる。この硬化層を斜切断して観察すると、厚さは大気中に較べて厚く約 20μ であるが、その様相は大気中で発生したものと同じであった。摩擦速度による硬化層硬度の変化も大気中の場合と同様、摩擦速度が大きくなるにしたがって硬度は低下した。この様に摩擦雰囲気に関係なく硬化層の硬度、すなわち摩擦面接触部の硬度は摩擦速度が大きくなるに従って低くなっている。一方、摩耗の傾向は雰囲気によって異なり、 4 m/sec 以上の高速摩擦において大気中では摩耗量が再び多くなるのに対し、真空中では逆にわずかながら減少する。これ等の結果から、摩擦中に生成する硬化層の硬度は耐摩耗性に直接関係しないと考えられる。

Fig.3は相手材を炭素鋼、コンスタンタンにした場合の大気中における摩擦速度による鋳鉄の摩耗および硬化層硬度の変化を示す。摩耗量の変化はステンレス鋼相手の場合と同様で、 $1\sim 2\text{ m/sec}$ に機械的破壊摩耗による極大値、 $4\sim 5\text{ m/sec}$ に第2次酸化摩耗による極小値があり、これより高速では摩耗量は再び増大している。この材料の組合せにおいても、摩耗量が減少し始める 2 m/sec 以上の摩擦速度になると、鋳鉄摩擦面に硬化層が発生する。相手材が炭素鋼の場合は、ステンレス鋼との組合せと同様、鋳鉄摩擦面に生成した硬化層の硬度は摩擦速度が大きくなるに従って低下する。しかしその低下の割合は小さく、 2.46 m/sec と 6.54 m/sec の硬度差は約 Hv 150 にすぎない。コン

スタンタンを相手材にすると、硬化層の硬度は摩擦速度に関係なくほぼ一定である。このように鋳鉄の摩耗は相手材のいかにかわらずほぼ類似した傾向を示すのに対して、鋳鉄摩擦面に生じる硬化層硬度の変化は相手材によって異なる。これからも硬化層硬度と摩耗との間に一定の関係を見出すことはできない。

Fig.3 Relation of sliding speed to wear rate and hardness of frictional hardened layer

X線回折によって、摩擦後の鋳鉄摩擦面および採取した摩耗粉の組織成分について検討した。硬化層が生成する高速摩擦域の摩擦面、摩耗粉からは α' -Fe, γ -Fe, Fe_3C が検出された。その回折パターンの一例をFig.4に示す。(a)は相手材をステンレス鋼 SUS 24 とし、真空中、摩擦速度 4.10 m/sec で摩擦した後の鋳鉄摩擦面の回折パターンであり、 $2\theta \approx 51^\circ$ に γ -Fe(111), α' -Fe(101) を含む回折線、 $2\theta \approx 59^\circ$ に γ -Fe(200), また $\text{Fe}_3\text{C}(021)$, (112), (113), (122) が確認される。鋳鉄素材および硬化層の発生しない機械的破壊摩耗域の摩擦面、摩耗粉の回折パターンには α -Fe の

Fig.4 X-ray diffraction patterns of sliding surface of cast iron rod and cast iron dropped in water from molten state. (Co-K α)
(a) cast iron rod, sliding in vacuum at 4.10 m/s
(b) cast iron dropped in water from 1300°C (Hv 800)

(16) J.T.Bruwell and C.D.Strang : J.Appl. Phys., 23 (1952), 18.

回折線しかなく、パーライト中の Fe_3C の回折線は強度が弱いためにバックグラウンドにかくれてははっきりしなかった。ゆえに α' -Fe, γ -Fe, Fe_3C は硬化層からの回折線であり、硬化層がこれら三つの組織成分を含むことは明らかである。本実験の回折条件ではパーライト中の Fe_3C は検出されないものであるから、硬化層中の Fe_3C は急速凝固することによって生じる共晶セメントタイトであり、溶融状態から急冷されてレーデブライト組織が生じたことを示すものである。また α' -Fe, γ -Fe の存在は A_1 変態温度をも急冷されたことを意味している。Fig.4(b) は同じ鉄を 1300°C の溶融状態から水中に滴下して急速凝固、冷却した drop の回折パターンで、 α' -Fe, γ -Fe, Fe_3C の回折線が明らかに現れている。(a) と (b) の回折パターンは非常によく類似している。これからも硬化層は溶融状態から急冷されて生じることが明らかである。これは硬化層が生じる摩擦条件では、真実接触部の少なくとも一部は溶融状態に達していることを示すものである。この摩擦条件で生じた摩耗粉からも同様に α' -Fe, γ -Fe, Fe_3C が検出された。これらの摩耗粉は接触部が溶融状態のまま脱落して急速凝固したものか、あるいは摩擦面で凝固して硬化層になったものが摩擦によって脱落したものか明らかなでないが、おそらくこの両方であろうと推察される。

Photo. 2 は炭化物腐食液であるピクリン酸ソーダアルカリ性溶液で硬化層を腐食したもので、炭化物の存在が認められる。X線回折の結果から、これは共晶凝固レーデブライト中のセメントタイトと考えられる。

Photo. 2 Microstructure of hardened layer etched with alkaline sodium picrate ($\times 400$)

鉄摩擦面の硬化層の生成は真実接触部の溶融に起因すると推測されるに至ったが、ここで (i) 突起部が溶融するに十分な温度、(ii) パーライト変態をおこさせないような高冷却速度が得られるかどうか問題になる。真実接触面積は見掛けの接触面積より小さく⁽¹⁷⁾、真実接触点では見掛けの接触圧力に比べて非常に大きな圧力を受け、その歪エネルギーが真実接触点内部に貯えられる。ゆえに真実接

触点の融点は大気圧下におけるよりも低くなり、溶融しやすい状態にあると考えられる⁽¹⁸⁾。理論的にも真実接触点は摩擦熱によってしばしば溶融するに十分な温度に達することが報告されている⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。真実接触点の接触時間が 10^{-4} 秒のオーダーである⁽¹⁶⁾ とすれば、接触点が 1 回の出合いで溶融するかどうかはわからないが、溶融することには疑いはないと考えられる。

摩擦面近傍の温度上昇は接触点で発生する摩擦熱の伝導によって決定される。摩擦面の温度を測定する方法は種々報告されているが、正確に測定するのは困難である。そこで本実験では熱電対を試片に溶接して、摩擦面近傍の温度測定を行なった。Fig. 5 は鉄棒試片の摩擦面から

Fig. 5 Variation of rod temperature with sliding distance for cast iron sliding on constantan (Sliding speed, 4.10 m/s)

1 mm, 5 mm, 10 mm, 15 mm の位置にアルメル・クロメル熱電対を溶接し、コンスタンタンを相手材として、大気中、速度 4.10 m/sec で摩擦した時の温度を摩擦距離 2600 m まで測定したものである。従来の報告⁽²¹⁾と同様、一定摩擦距離以上では各位置の温度は定常状態になる。本実験では約 400 m 摩擦した後定常状態に達したが、この距離は初期摩耗から定常摩耗に移行する摩擦距離とほぼ一致する。定常状態においては、真実接触点の温度は常に変動していると考えられるが、摩擦面から 1 mm 以上の温度は摩擦距離に関係なく一定に保たれている。ここで、摩擦面からどのくらいの深さから温度が一定になるかが問題になる。しかしこれを測定することは技術的に不可能であった。摩擦熱が無視できるような低摩擦速度、低荷重で外部から試片全体を加熱して摩耗実験を行なうと、加熱しないで高摩擦速度、高荷重のもとでの実験結果とよく一致⁽²²⁾することから、硬化層の厚さである摩擦面から 0.01~0.02 mm の温度もほぼ一定になっていると推定される。当然この近傍の温度は摩擦面から 1 mm の位置の温度よりも高いはずである。

(18) M.E.Sikorski : Wear, 7(1964), 144.

(19) J.F.Archard : Wear, 2(1958/59), 438.

(20) C.Dayson : A.S.L.E.Trans., 10(1967), 169.

(21) たとえば中村, 斎藤, 岡林 : 金属学会誌, 28(1964), 396.

(22) 佐田 : 機械学会論文集, 25(1959), 227.

(17) F.P.Bowden and D.Tabor : The Friction and Lubrication of Solid, University Press, Oxford, (1950).

Fig. 6 は定常状態における鋳鉄試片摩擦面から 1 mm の位置の温度を摩擦速度に対してプロットとしたものである。相手材が SUS 24, 炭素鋼の場合、摩擦速度が大きくなると、温度は上昇しているが、コンスタンタン相手では 3.28 m/sec 以上になると一定になっている。この原因に

Fig. 6 Variation of rod temperature at 1 mm from sliding surface with sliding speed

ついては今後の検討を待たねばならないが、測定された温度がコンスタンタン相手に最も高く、次いで SUS 24, 炭素鋼の順になっているのは、コンスタンタン, SUS 24, 炭素鋼の順に熱伝導度が大きくなることから、単純に相手材の熱伝導度によると考えてよいであろう。溶融している真実接触部は接触を断たれると室温まで急冷されるのではなく、相手材、摩擦条件によって決定されるある特定の温度まで急冷されて硬化層をつくり、この硬化層は摩耗粉として脱落するまで、その温度に保持される。もちろんこの温度は摩擦面から 1 mm の温度よりも高いと考えられるが、硬化層中にマルテンサイト、残留オーステナイトが存在することは、急冷される温度は A_{r1} 変態点よりも相当に低いことを意味する。また、硬化層は摩擦面上にある間、焼戻しを受けていることになる。したがって、硬化層の硬度は焼入・焼戻温度および焼戻時間によって変化すると考えられる。硬化層の硬度が摩擦距離に関係しないのは、硬化層は常に生成、脱落を繰り返しているからであろう。Fig. 6 の結果から、摩擦速度による硬化層の硬度変化について一応の説明ができる。炭素鋼、ステンレス鋼を相手材とした場合、摩擦速度が大きくなるに従って硬化層硬度が低下するのは、硬化層近傍の温度が上昇し、焼入温度および焼戻温度が高くなるためであろう。焼戻時間は摩耗量が少ないほど長いと考えるならば、4 m/sec 以上では摩耗量が多くなるため焼戻時間は短くなるが、焼入・焼戻温度が高くなり、硬度が低下すると考えられる。焼入組織は焼戻温度が高いほど腐食されやすくなることが知られている。高速摩擦で生じた硬化層も腐食液に対して不安定になる傾向があり、焼戻しを受けたことを裏付けていると考えられる。コンスタンタン相手の場合、3 m/sec 以上で硬度が一定になるのは摩耗量および温度測定の結果から説明できるが、低速域でもなお硬度に変化がない原因は不明である。これについて

は、さらに検討を行ないたい。

摩擦面真実接触部の金属凝着はくさび状に成長し、この凝着部が破壊して摩耗粉になる⁽²³⁾。摩耗粉の一部は摩擦熱によって酸化され、付着、脱落の繰返し後、摩擦面に集積する⁽²⁴⁾。この酸化摩耗粉が摩擦中に基底に押し込められて、その後の加熱、冷却により非晶質層ができる⁽⁷⁾。しかし、硬化層が酸化物に起因する非晶質であるならば、真空中では硬化層は発生しにくくなるはずであるが、大気中におけるよりも厚い硬化層が発生し、その硬度変化も大気中と同様であった。摩擦雰囲気に関係なく硬化層が生成することから、硬化層を単に酸化物に起因する非晶質あるいは雰囲気窒素との反応による窒化物だけで説明することはできない。接触点において溶融がおこれば、それまで加えられていた応力は溶融部に吸収されることによって解放される。しかし、溶融部が冷却されて凝固する過程、あるいは凝固完了後再び接触することが十分考えられる。その際硬化層は再び大きな応力を受け、硬化層内にしばしば観察されるクラックをつくることになる。また、硬化層の硬度にも影響を与えると考えられる。

摩擦速度を 4.10 m/sec, 相手材をステンレス鋼とし、接触圧力に対する摩耗量および硬化層の硬度の変化を Fig. 7 に示す。接触圧力 10 kg/cm² では、摩耗は severe wear と

Fig. 7 Relation of contact pressure to wear rate and hardness of frictional hardened layer (Sliding at 4.10 m/s in air)

なり、接触圧力 4 kg/cm² における低速摩擦域での機械的破壊摩耗と同程度の摩耗量を示し、その摩擦面に硬化層は観察されなかった。しかし、摩耗粉からはマルテンサイト、残留オーステナイト、セメントライトが検出され、他の摩擦条件で生じた硬化層と同じ組織成分を有していた。ゆえに、接触圧力が大きいため真実接触部の溶融層が摩耗粉として脱落してしまい、硬化層として摩擦面に残らないのであろう。硬化層の存在する 8 kg/cm² 以下では、接触圧力が大きくなるにしたがって硬度は高くなっている。摩擦面

(23) M. Cocks : J. Appl. Phys., **33**(1962), 2152 ; **35**(1964), 1807.

(24) R. H. Brown and E. J. A. Armarego : Wear, **6**(1963), 106.

温度に対する接触圧力の効果は摩擦速度よりも小さいことが知られているが⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾、接触圧力が大きくなると硬化層直下の温度は高くなるはずである。したがって、硬化層の焼入・焼戻温度は高くなると考えられる。しかし、接触圧力が大きくなると摩耗量は指数関数的に急増しているゆえに、摩擦面に生成した硬化層の焼戻時間は逆に指数関数的に短くなっていると推定される。また、接触圧力の増加とともに硬化層は強度の加工を受けることになる。硬化層は加工を受けながら生成するのか、生成した後に加工を受けるのかを確認することはできなかったが、おそらくこの両方であろう。摩擦に伴う加工による表面層の硬度上昇はしばしば認められ、abrasive wearにおいて摩擦前の4倍程度になることが報告されている⁽²⁵⁾。接触圧力が大きくなることによる硬化層の硬度上昇は、加工の度合いが大きくなること、および焼戻時間の短縮によると考えられる。以上の結果から、硬化層の硬度は摩擦条件、摩耗の状態に決定されるものであり、硬化層の硬度が摩耗を支配するのではないと考えられる。

IV. 結 言

鋳鉄の乾性すべり摩擦を行ない、鋳鉄の摩耗特性および

(25) R.C.D.Richardson : Wear, 10(1967), 353.

鋳鉄摩擦面に発生する硬化層について検討し、次のような結果を得た。

(1) 硬化層は第2次酸化摩耗以上の高摩擦速度で、摩耗形態が mild wear の場合に発生する。高速摩擦でも、接触圧力が大きく severe wear になると、硬化層は存在しない。

(2) この硬化層は真実接触部が溶融状態から急速凝固し、凝固過程および凝固後に強い加工を受け、その後摩擦熱による焼戻しを受けたものと考えられる。

(3) 接触圧力を一定とし、摩擦速度を大きくすると、摩耗量は約 4 m/sec に極小値を有する複雑な変化をするが、硬化層の硬度は低下する。これは摩擦熱によって摩擦面近傍の温度が上昇し、硬化層の焼入および焼戻温度が高くなるためであろう。

(4) 摩擦速度を一定とし、接触圧力を大きくすると、摩耗量は指数関数的に急増し、硬化層の硬度は直線的に高くなる。これは接触圧力の増大による温度上昇よりも、加工硬化、摩耗量が多いことによる硬化層の摩擦面上での存在時間の短縮の影響の方が大きいためであろう。

(5) したがって、硬化層の硬度は摩擦条件、摩耗の状態に決定されるものであり、硬化層の硬度と摩耗との間に一定の関係を認めることはできない。