鋳鉄の真空中における摩耗および摩耗硬化層について

岡 林 邦 夫* 川 本 信*
井 上 次 峯** 齋 藤 省 三***

Kunio Okabayashi, Makoto Kawamoto, Tsugio Inoue and Seizo Saito : Wear of Cast Iron in Vacuum and Frictional Hardened Layers. Wear of cast iron in air and vacuum under the unlubricated condition and the frictional hardened layer formed at a high sliding speed were examined. Results obtained were summarized as follows:

(1) In air, oxidative wear, in which the sliding surface and wear debris are oxidized, is observed at lower and higher speeds than about 1.5 m/s at which mechanical wear occurs. Wear at a high sliding speed can be attributed to oxidation and local melting of the sliding surface.

(2) In vacuum, mechanical wear occurs up to about 2 m/s, because of the absence of oxidation. However, wear loss decreases as the sliding speed increases.

(3) The frictional hardened layers, of which maximum micro-hardness is over Hv 1000, are formed on the sliding surface at high sliding speeds.

(4) X-ray analysis has confirmed that the hardened layer is composed of ferrite, austenite, martensite and free cementite. This may contain an extremely fine ledeburite structure deformed severely.

(5) It is certain that some real contact regions of the sliding surface are partially melted at a high sliding speed. Therefore, it is supposed that the formation of the frictional hardened layer is due to the rapid solidification and cooling of the melting regions and also due to severe deformation.

(Received January 6, 1968)

I. 緒 言

大気中における鋳鉄の摩耗と摩擦速度の関係は Fig.1 のごとくになることが多くの研究者によつて示されている(1)~(6)。一般に鉄鋼の摩耗形態は酸化摩耗、機械的破壊摩

耗(輝面摩耗)、溶融摩耗の三つに分類され⁽³⁾⁽⁷⁾、鋳鉄においては摩擦速度 1~2 m/s で機械的破壊摩耗がおこり、これを挟んで低速側は酸化摩耗、高速側は溶融摩耗であると考えられてきた。しかし従来、機械的破壊摩耗域と溶融摩耗域との間の速度範囲における摩耗現象は不明確であつた。

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

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

*** 近畿大学理工学部(Department of Science and Technology, Kinki University, Osaka)

(1) 楠瀬：鉄と鋼，23(1937)，27.

(2) 飯高，徳光：日本機械学会論文集，6(1940)，I-24.

(3) 大越，坂井：日本機械学会論文集，7(1941)，I-29.

(4) 葉山：金属表面技術，14(1963)，551.

(5) 竹内：鋳物，36(1964)，551.

(6) 岡林，川本，野谷：鋳物，38(1966)，501.

(7) 大越，坂井：日本機械学会論文集，9(1943)，I-67.

そこでわれわれは機械的破壊摩耗がおこる速度以上の高速域 2~7 m/s において、摩耗粉および摩擦面の X 線回折を

Fig.1 Variation of wear loss and wear mechanism with sliding speed in air.

行ない摩耗生成物を同定した結果、摩擦速度と摩耗形態の関係は Fig.1 のごとくになると考えた⁽⁶⁾。このように大気中における摩耗は摩擦面、摩耗粉の酸化に大きく影響されることが明らかである。鋼については酸化の影響を除去した真空中または不活性ガス中での摩耗試験の結果が多数発表されており^{(8)~(11)}、摩擦面に硬化層ができることが認められている^{(9)~(11)}。また苛酷な摩擦条件では大気中でもこの種の硬化層の生成が報告されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。これは一般に Blankenstelle⁽¹³⁾ と呼ばれており、この硬化層生成の原因としては、(1) 滲炭、窒化のごとき表面層における化学反応、(2) 表面微小部分の著しい昇温に伴う焼入れ効果、(3) 表面層の加工硬化、(4) 表面層酸化物に基因する非晶質層の生成などが考えられているが、未だ明らかにされていない。また摩耗ではないが疲労した鋼の空气中に露出していない内部のクラック表面にも、この種の高硬度の物質が発見されている⁽¹⁴⁾。

鋳鉄の真空中での摩耗試験はほとんど行なわれておらず、その摩耗現象、表面現象は明らかでない。鋳鉄は鋼にくらべて相変態が多いため、鋼と同様の表面硬化層が生成すれば、その成因を検討するのに有利であろう。そこで鋳鉄の真空中での摩耗試験を行ない、摩耗特性、表面現象について検討した。

II. 実験方法

本実験に使用した摩耗試験機は、回転するリング試片(外径 88 φ, 内径 68 mm φ)の上面にロッド試片(直径 10 mm φ)を押しつけて摺動摩擦を行なわせる大小型試験機⁽¹⁵⁾で、実験はすべて無給油の乾性摩擦、接触圧力 4 kg/

cm²で行なつた。摩擦面の仕上げはエメリーペーパー 井4で行ない、粗さは約 $H_{\max} 3 \mu$ である。真空中試験の場合の真空度は $(1 \sim 2) \times 10^{-4}$ mmHg である。

供試材は C 3.10%, Si 2.13%, Mn 0.95%, Cr 0.38%, Cu 0.75%, P 0.091%, S 0.083% のパーライト鋳鉄で、その硬度は RB 104 である。

III. 実験結果と考察

Fig.2 は真空中および大気中における鋳鉄の摩耗の摩擦

Fig.2 Variation of wear rate of cast iron with sliding speed in vacuum and air.

速度による変化を示す。大気中においては 1 m/s 以下の低速域では第 1 次酸化摩耗により摩耗量は少なく、1~2 m/s では機械的破壊摩耗がおこり摩耗量は非常に多くなる。さらに高速では第 2 次酸化摩耗がはじまり摩耗量は減少する。摩耗量が再び増加しはじめる 4 m/s 以上では、摩擦面組織の観察および摩耗粉、摩擦面の X 線回折より酸化摩耗と熔融摩耗が同時におこっていることが明らかである。真空中においては、酸化摩耗がおこらないために低速域で機械的破壊摩耗がおこり摩耗量が非常に多い。摩擦面の粗さも酸化摩耗域では $H_{\max} 10 \mu$ 程度であるが、この領域では $H_{\max} 80 \mu$ 前後まで大きくなる。しかし摩擦速度が大きくなるにしたがつて、大気中の場合と同様に摩耗量は減少している。3~4.5 m/s の速度範囲で真空中にくらべて大気中の方が摩耗量が少ないのは、 Fe_2O_3 , Fe_3O_4 を発生する酸化摩耗がおこっている⁽⁶⁾ためである。5 m/s 以上の高速になると真空中の方が大気中にくらべて摩耗量は少なくなる。真空中、高速摩擦で摩耗量の減少している領域の試片

(8) 斎藤, 山本: 本誌, 4(1940), 26; 日本機械学会論文集, 6(1940), 1-16.

(9) 三好: 本誌, 22(1958), 644; 23(1959), 19, 23, 83.

(10) 中村, 斎藤, 岡林: 本誌, 28(1964), 465.

(11) N.C. Welsh: J. Appl. Phys., 28(1957), 960.

(12) 伊藤, 本多, 菊山: 機械試験所所報, 12(1958), 150, 13(1959), 12, 18, 54.

(13) K. Dies: VDI, 83(1939), 307.

(14) 大和久, 森川: 日本機械学会誌, 60(1957), 491.

(15) 中村, 斎藤, 岡林: 本誌, 27(1963), 257.

摩擦面には **Photo.1** に示すごとく長径 1~2 mm, 短径 0.2~0.5 mm の楕円形の輝く変質層が点在する。大気中摩擦ではこのような変質層は存在することなく, 黒色を呈する摩擦条痕があるのみである。したがって真空中での高速摩擦において摩擦量が減少する原因はこの変質層にあることは明らかである。

Photo.1 Sliding surface of Rod. (sliding speed: 4.10 m/s) (x3)

そこで, この摩擦変質層を検討するために, ロ

ッド試片を切断して変質層および摩擦面直下の組織を観察した結果を **Photo.2** に示す。(a) に示されているごとく変

とを報告している。高速摩擦でも同様であると考えられ, 変質層部での破断の仕方によつて, 試片上で観察される変質層の様相が違うのであろう。(d) は変質層を王水で 2 分腐食した組織で, 下部の黒い部分はパーライトの破碎された領域である。これから変質層内部は層状を呈し, 結晶粒が非常に小さいことがわかる。摩擦方向に平行な断面では, 変質層下の基地組織が摩擦方向に塑性流動していた。大気中の高速摩擦においても真空中と同様に変質層が生成しており, 同時に酸化物層の存在も認められた。変質層と酸化物層は別々に存在する場合のほか, 変質層が酸化物層に覆われているのも観察された。

Photo.1, 2 に示すとおり変質層は摩擦面全体にはなく, 部分的に実際に接触していたところにしかできない。

Fig.3 は変質層のできている部分の摩擦面から深さ方向に

(a) Etched with 2% nital (x100)

(b) Etched with 2% nital (x1000)

(c) Etched with 2% nital (x1000)

(d) Etched with aqua regia (x1000)

Photo.2 Microstructure of hardened layer of Rod sliding in vacuum, taper sectioned (4 times in thickness) perpendicularly to sliding direction. (sliding speed: 6.56 m/s)

質層は Nital ではほとんど腐食されない白い層として存在し, 基地とは全く異なる組織を呈している。(b) に示すとおり変質層と基地の境界部には層状パーライトが細かく粒状に破碎された領域があり, 変質層と基地の境界が明瞭な場合が多い。しかし (c) のごとく変質層と基地の境界が明らかでなく, 組織が連続的に変化し変質層内部に細くなつた黒鉛を含む場合もある。Cocks⁽¹⁶⁾ は低摩擦速度で Wedge の生成, 破壊過程を観察した結果, 両試片の擬着部で破断する場合と母材と Wedge の境界で破断する場合のあるこ

に対する硬度変化を示す。これから明らかなごとく変質層内においても硬度に変化があり, 摩擦面に近い部分は Hv 1000 以上に達し, 基地との境界部近くでは Hv 500 前後である。基地のパーライト部は Hv 350, パーライトが破碎されている部分でも Hv 400~450 程度であるから, 変質層は非常に硬いことがわかる。これは鋼の摩擦面に発見されている硬化層と同程度の硬度を有するものであり, 以下摩擦硬化層と呼ぶ。この材料の普通の焼入れでは Hv 1000~1100 に達する高硬度は得られないゆえに, 硬化層は特異な生成の仕方をしたものであろうと推察される。大気中の高速摩擦でも硬化層は生成するが, その数は少なく, また

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

厚さもせいぜい数 μ にすぎない。しかし、真空中摩擦で生じた硬化層の厚さは 20μ 前後である。7 m/s 以上の高速で

Fig.3 Hardness change below sliding surface.
(sliding speed: 4.10m/s)

はこの厚さはかえって減少するが、摩擦面を覆う面積が大きくなる傾向が認められる。硬化層のできない低速の機械的破壊摩耗域の摩擦面硬度は Hv 450 前後であり、単にパーライト組織の破砕と加工硬化を受けているのみである。

真空中、高速摩擦で生じる摩耗粉は、Photo.1 に示されている楕円形の変質層と同程度の大きさのものから 400 メッシュの篩を通る小さいものまでであるが、Photo.3 は鱗片状

(a) Etched with 2% nital ($\times 100$)

(b) Etched with aqua regia ($\times 1000$)

の大きな摩耗粉の組織を示すものである。試片摩擦面にある硬化層と同様に Nital で腐食される部分は少なく、黒鉛および層状パーライト組織は全く認められない。またこの摩耗粉の厚さは 20μ 前後であり (写真は厚さ方向が長さ方向に対して 8 倍になるように斜めに観察したものである)、

試片摩擦面に観察された硬化層の厚さとはほぼ一致する。(b) はこの摩耗粉を王水で腐食したもので、Photo.2(d) と同じ組織を呈している。したがって、摩耗粉は試片摩擦面に生成した硬化層が基地との境界部で剪断されてできたものであることがわかる。なお(a)において腐食されている部分の組織は高倍率で観察すると(b)と同じで、層状パーライトではなく、その硬度は Hv 500~600 である。一方全く腐食されていないところでは Hv 1000~1100 である。小さな摩耗粉も粒状のものはほとんどなく板状で、組織は Photo.3 に示したものと同じであつた。ゆえにこれらは硬化層の脱落したものが摩擦面間に介在する間に碎かれて小さくなったのであろう。

このように高速摩擦を行なうと、摩擦面に基地とは全く組織の異なつた硬化層が生じることが明らかである。そこで真空中摩擦の機械的破壊摩耗域と硬化層の生じる摩擦速度で生じた摩耗粉の X 線回折結果を Fig.4 に示す。前者の 0.41~1.64 m/s で生じた摩耗粉の回折パターンは素材と全く同じで α Fe しか認められず、単に摩擦面が機械的に破壊されて摩耗粉が生じたことがわかる。それに対して、後者の摩耗硬化層の生成する 3.28 m/s で生じた摩耗粉の回折パターンは素材とは全く異なつたものになり、 α Fe (110) の回折線の低角度側に新しい回折線が現われ、 γ Fe, Fe_3C の回折線も認められるようになる。 α Fe, γ Fe, Fe_3C

の回折強度関係から $2\theta \approx 51^\circ$ の回折線は γ Fe (111), Fe_3C (210) の他にマルテンサイト (101) の回折線を、また $2\theta \approx 52.5^\circ$ の回折線は α Fe (110), Fe_3C (022), (103) の他にマルテンサイト (110) の回折線を含むものと考えられる。組織観察では普通の焼入れ組織にみられるような針状マルテンサイトを識別することは困難であるが、素材には全く存在しなかつたオーステナイトの回折線が明らかに現われていることからマルテンサイト変態がおこつてい

Photo.3 Microstructure of scale-like wear debris, sliding in vacuum. (8 times in thickness by taper section. sliding speed: 7.38 m/s)

と考えてよいであろう。このように高速摩擦で生じる摩耗粉はフェライト、オーステナイト、マルテンサイト、セメントイトを含む複雑な組織を有することが明らかになつた。鋼の摩擦面に生じる硬化層はマルテンサイト変態によつて生じるという考え方があり⁽¹¹⁾⁽¹²⁾、また理論的な摩擦面温度の計算でもマルテンサイト変態するに十分な高温に

達することが報告されている⁽¹⁷⁾。したがって、鋳鉄でも同様にマルテンサイト変態がおこると考えられる。しかしそ

Fig. 4 Variation of wear debris constitution with speed, sliding in vacuum. (Co-K α)

の他に Fe_3C の回折線が明瞭に現われたことは重要な点である。鋳鉄素材の回折パターンにおいて、パーライト中の Fe_3C は共析変態によつて生じたもので量が少ないために回折強度が弱く、その回折線はバックグラウンドに埋没している。したがって摩耗粉中に認められた Fe_3C は素材中のパーライトが脱落したものではなく、新たに摩擦によつて生じたものである。真空中、摩擦速度 7.38 m/s で生じた大きな鱗片状摩耗粉のX線回折ではさらに明瞭に Fe_3C

Fig. 5 X-ray diffraction patterns of wear debris.

(sliding speed: 7.38 m/s, Co-K α)

- (a) scale-like, sliding in vacuum
- (b) 147~74 μ in size, in vacuum
- (c) 74~46 μ , in vacuum
- (d) smaller than 46 μ , in vacuum
- (e) sliding in air

の回折線が現われている (Fig. 5 (a))。鋳鉄において共析変態以外で Fe_3C が生じるのは、溶融状態からの急冷によるセメンタイト共晶反応、すなわちレーデブライトの生成によるほかはない。したがって鋳鉄の硬化層は溶融状態から急冷されてできたものであり、その成因は摩擦面の局部溶融によるものと考えざるを得ない。つぎに生成した摩耗粉を粒度別に分けてX線回折を行なうと、大きな鱗片状摩耗粉は Fig. 5 (a) のごとく主として αFe と Fe_3C からなっているが、小さな摩耗粉 (b), (c), (d) では γFe (200) 回折線が強く現われ、逆に αFe (200) が弱くなつてマルテンサイト、オーステナイトが多くなる傾向を示す。この原因は明らかでなく、さらに詳細な検討が必要である。なお (e) は大気中摩擦で生じた摩耗粉の回折結果で、真空中と同様にフェライト、オーステナイト、マルテンサイト、セメンタイトを含むほかに、酸化物 FeO が存在する。これはこの段階では溶融摩耗と酸化摩耗が同時におこっていることを示すものである。

ロッド、リング両試片摩擦面も Fig. 6 に示すとおり、摩

Fig. 6 X-ray diffraction patterns of sliding surface of Rod and Ring, sliding in vacuum and air. (Co-K α)

耗粉と同様の相変態をおこしている。これからも摩擦面に生じた硬化層が摩耗粉として脱落することが明らかである。なおいずれの回折パターンにおいても、 αFe の回折強度が強いのは、硬化層は摩擦面全体に一樣な膜として存在するのではなく、パッチ状に点在するために基地からの

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

回折がおこっているためである。

硬化層を真空中で 900°C, 1 時間保持後炉冷した組織を Photo.4 に示す。明らかに細かいテンパーカーボンの析出

Photo.4 Microstructure of hardened layer tempered for 1 hr at 900°C and cooled in furnace, in vacuum. ($\times 400$)

が認められ (Photo.2 (d), Photo.3 (b) と同様に層状に現われている), またフェライト粒度が非常に微細である。これからも硬化層の成因は局部溶融によるもので, 白鉄組織を有しており, しかもその組織は急熱急冷と摩擦による加工のため微細なものであることがわかる。

铸铁においてレーデブライト組織が現われるのは溶融状態から急速凝固した場合しか考えられないので, 硬化層の生成は局部的な溶融摩擦によることが明らかである。金属を接触させた場合, その真実接触面積は見かけの接触面積にくらべて非常に小さく, これを摩擦すると真実接触点の温度は保持時間は 10^{-4} 秒のオーダーであるが溶融点に達することが知られている⁽¹⁸⁾。高速摩擦を行なうと, 断続的に接触がおこっている間は接触部の温度は溶融点近傍で保持され, 完全に接触が断たれると同時に急冷されて, 基地とは全く組織の異なる硬化層が生じるのであろう。硬化層の硬度が普通の白鉄組織あるいは焼入れ組織にくらべて異常に高いのは, 半溶融あるいはオーステナイト状態の温度で摩擦により加工されて, オースフォーミング的な加工熱処理を受けるためと考えられる。

硬化層を生成すると摩擦が少なくなるのは, 溶融摩擦がおこると荷重を支えている真実接触部が溶融しているため

に境界潤滑されたとよく似た状態になり, 応力が溶融層に吸収されて材料の破壊が起こりにくいことによるためである。大気中でも高速摩擦を行なうと溶融摩擦が起こるが, 摩擦面の酸化も同時に起こるために, かえって接触部の脱落が起こりやすくなり, 真空中摩擦よりも摩耗量が多くなる傾向が生じてくる。摩擦条件がさらに厳しくなり, 摩擦面からかなりの深さまで温度が上昇して材料強度が弱まると, 材料内部で破壊が起こり, アルミニウム合金同志を摩擦した場合⁽¹⁹⁾と同様に, 塊状の摩耗粉を生じて摩擦面の荒れも大きくなり, 摩耗量が多くなるであろう。

これらの実験結果から鋼, 過共晶 Al-Si 合金⁽²⁰⁾, 電気接点材料⁽²¹⁾の摩擦面に生じる硬化層も局部的に溶融状態に達した真実接触部が強度の加工を受けながら急速凝固, 冷却して生じたものであろうと考えられる。

IV. 結 言

铸铁の乾性摩擦による真空中および大気中における摩耗実験を行ない, 各雰囲気での摩耗現象, 高速摩擦で生じる摩耗硬化層について検討し, つぎの結果を得た。

(1) 大気中摩擦では, 摩耗量の非常に多い機械的破壊摩耗速度域を挟んで低速側および高速側に酸化摩耗域があり, 摩耗量は非常に少ない。

(2) 真空中では, 酸化摩耗が起こらないために, 摩擦速度 2m/s 程度まで機械的破壊摩耗が起こり摩耗量は非常に多いが, 摩擦速度が大きくなるにしたがつて摩耗量は著しく減少する。

(3) 高速摩擦を行つた摩擦面には素材とは全く組織を異にする摩耗硬化層が生じ, その最高硬度はマイクロビッカース 1000 以上にも達する。

(4) この硬化層はセメントライト, マルテンサイト, オーステナイト, フェライトを含み, 異常加工を受けた非常に微細なレーデブライト組織を呈する。

(5) したがって, この摩耗硬化層の成因は真実接触部における局部溶融とその急速凝固によるものであり, 従来の焼入れ説, 窒化説, 加工硬化説, 非晶質説などに対して新たに溶融説を提唱する。

(18) F.P.Bowden and D.Tabor: *The Friction and Lubrication of Solid*, University Press, Oxford, (1950), p.25, 35.

(19) 岡林, 中谷, 野谷, 川本: 軽金属協会誌, **14**(1964), 415, 429.

(20) 岡林, 川本, 野谷: 軽金属協会誌, **16**(1966), 38.

(21) 中山: 1958 年 10 月本会名古屋大会講演概要, p.103