

## 鑄鉄の摩耗現象と摩耗粉の関係について。

70591

北川和夫\*\*・関 文男\*\*\*・上田益造\*\*

## The Relationship between Wear Phenomena and Wear Particles of Cast Iron

Kazuo KITAGAWA, Fumio SEKI, and Masuzo UEDA

## Synopsis:

The wear test of the pair of plain cast irons was performed in air atmosphere, and it was found that the formation of oxide film took place on their frictional surfaces and oxide mixed metallic particles always existed on frictional surface and gave a big effect on wear phenomena.

Therefore, in this work, the composition change of wear particles produced under some frictional conditions was studied by using X-ray diffraction method. And then, the wear phenomena were investigated by employing grooved frictional surfaces by which particles could be removed easily.

Results obtained were as follows;

- 1) At lower frictional velocity when  $Fe_2O_3$  film was formed, the oxide film were not good under heavy load.
- 2) The amount of  $Fe_2O_3$  particles decreased with increasing frictional velocity and had a minimum value at 1 m/sec. And then considering these facts, the wear loss will increase rapidly on the condition that the equilibrium between repairing and tearing rates of oxide film is broken.
- 3) In general, wear loss decreased when grooves were made along the frictional surface, however it did not always decrease at relatively high frictional velocity.
- 4) It was found that hardened wear thin metallic flakes (Hv; 800) were torn off from hardened surface layers (Hv; 1000) and transformed to ledeburite structure by melting at too high temperature.

(Received Nov. 13, 1969)

## 1. 緒 言

鑄鉄の摩耗と摩擦速度(または摩擦荷重)との関係は、Fig. 1のように、ある摩擦速度に対して摩耗量が極大点を持つことは、多くの研究者によつて認められている。大越ら<sup>1)</sup>は、この摩耗曲線のAの領域を酸化摩耗、Bの領域を機械的破壊摩耗、CおよびDの領域を熔融摩耗と名づけた。そしてCの領域で  $Fe_3O_4$  の発生を認めたことから摩擦面は少なくとも  $1300^{\circ}C$  に達しており、おそらく熔融状態になっているだろうと考えた。飯高ら<sup>2)</sup>も摩擦面の電子回折の結果、A、BおよびCとDの領域でそれぞれ  $Fe_2O_3$ 、金属粉、 $Fe_3O_4$ +金属粉が発生したことを認めている。また岡林ら<sup>3)</sup>はC領域で  $Fe_3O_4$  のほかに  $Fe_2O_3$  を、またD領域で  $FeO$  の存在を認め、A領域を第1次酸化摩耗領域、C、D領域を第2次酸化摩耗領域と称し、第2次酸化摩耗領域における酸化物の生成は、第1次酸化摩耗領域におけるよりも長時間を要すると述べている。このように、大気中で鑄鉄を摩擦すれば摩擦熱のため、機械的破壊摩耗領域を除いた広い範囲で、酸化物を生成することが明らかになっている。

従来から鑄鉄の摩耗の研究に関しては、接触面を主体とした光学顕微鏡や、電子顕微鏡による観察を行なつ

たものが多く、摩耗粉をとり扱つた研究は上述の報告のほか、竹内によつて行なわれた報告<sup>4)</sup>以外割合少ない。そこで、著者らはとくに摩耗生成物に主眼をおき、純粋な機械的破壊摩耗を起こさないような条件を選んで、摩擦面間に発生した摩耗粉、主として  $\alpha Fe$  と  $Fe_2O_3$  について、その組成をX線回折法によりしらべ、あわせて摩擦面に摩耗粉排除のための溝を設け、発生した酸化物、ならびに金属粉の排除が摩耗にどのように影響するかをしらべたので、それらについて2, 3の実験結果を報告する。

## 2. 実験装置および実験方法

## 2.1 実験装置

摩耗試験には種々の方法があり<sup>5)</sup>、それぞれに特徴があるが、本実験では摩耗粉を収集しやすいように、円筒端面どうしを摩擦する方式を採用した。試験機は卓上ボール盤を改造し梃子により荷重をスピンドルに加わるようにし、2馬力の無段変速モータを組み合わせ、摩擦速

\* 昭和43年2月北陸支部講演会にて発表

昭和44年11月12日受付

\*\* 金沢大学工学部

\*\*\* 金沢大学工学部 工博

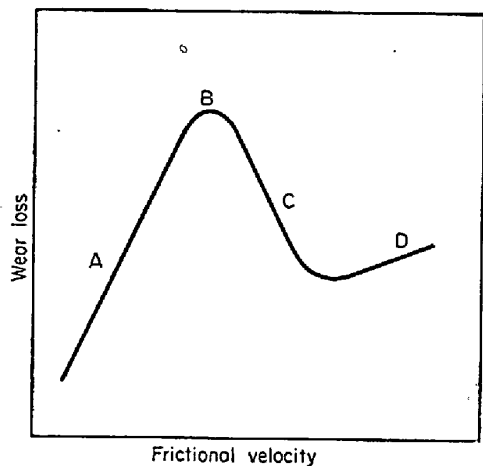


Fig. 1. Rough relation between frictional velocity and wear loss.

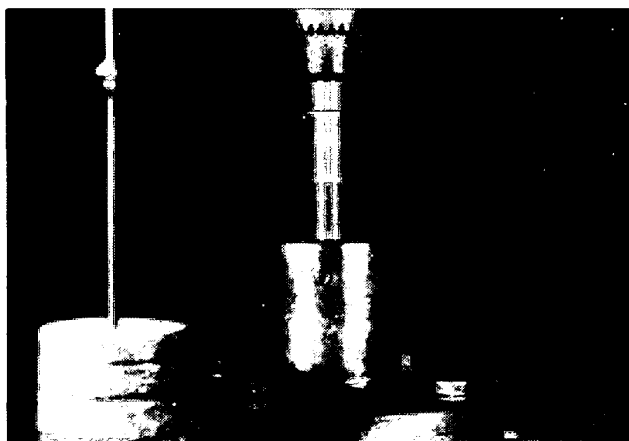
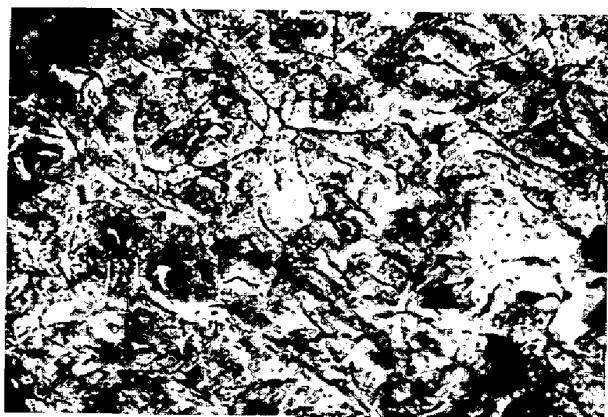


Photo. 1. Appearance of test pieces setted.



× 100 (etched by picral solution) (4/7)  
Photo. 2. Microstructure of test piece.

度を 0.2m/sec から 1.8m/sec まで無段に変速できるようにした。試験機の試験片とりつけ部分を Photo. 1 に示す。

2.2 試験片の作成および組成

試験片は上部試験片, 下部試験片とも, 溶解温度,

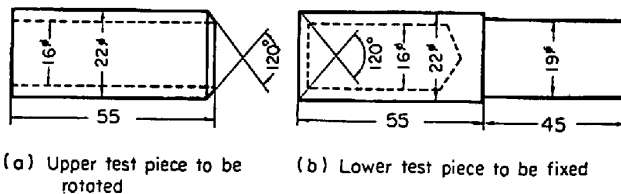


Fig. 2. Dimensions of test piece (in mm)

Table 1. Chemical composition of test piece.

| T. C% | Si%  | Mn%  | P %   | S %   |
|-------|------|------|-------|-------|
| 3.80  | 2.47 | 0.49 | 0.084 | 0.016 |

1450°C, 鑄込温度, 1350°C で, 26mmφ×200mm<sup>l</sup> の円柱状生砂型に鑄込んだ。その化学成分は Table 1 に, 顕微鏡組織は Photo. 2 に示したが, フェライトをごく少量含むが全体として片状黒鉛が長く発達した均一なパーライト質鑄鉄で, かたさは Hv 191 を示した。

上下部試験片の形状寸法は Fig. 2 に示すとおりであるが, 高速度での試験片の振動を少なくするため, 上部試験片の摩擦端面は頂角 120° の凸円すい形, 下部試験片の摩擦端面は頂角 120° の凹円すい形にし, さらに下部試験片は摩耗粉を集めやすいようにめくら穴にした。摩擦速度は円筒の平均半径で測定した。

2.3 摩耗試験方法

試験片を旋削したのち, メチルアルコール, ベンゼン, エチルエーテルの順で十分脱脂, 洗浄し, 乾燥後摩擦面をエメリー紙 00 番で予備仕上げを行ない, つぎに摩擦速度 0.2m/sec, 摩擦荷重 5 kg で十分あたりをだすために予備摩擦を行ない, さらにエメリー紙 00 番で最終仕上げを行なった。このときの仕上面のあらさは小坂式仕上面検査機 (SD-5 型) で測定したところ  $H_{max}$  は 1μ以下であった。なお試験直前に再び前述の手順で試験片を洗浄, 乾燥した。

試験はすべて乾式摩擦法で大気中で行なった。

2.4 X 線回折法による摩耗粉の定性分析

摩擦の初期段階では摩擦は不安定であるから, 初期段階で生成された摩耗粉はすてさり, そのうち生成脱離した摩耗粉を試験片保持台上からのものと, さらに試験片外面, および内面に付着したものをアルコールで洗い落とし, 沈殿後乾燥したものをあわせて収集した。以上のようにして集めた摩耗粉を十分混合し, X線の照射面積および有効浸透深さに対して十分な量をガラス製試料ホルダーにつめてX線回折を行なった。使用したX線回折装置は理学電機製 D-3F 型で, 対陰極は  $C_0$ , 管電圧 30 kv, 管電流 10mA とし, 2θ 角で 30°~70° の範囲を

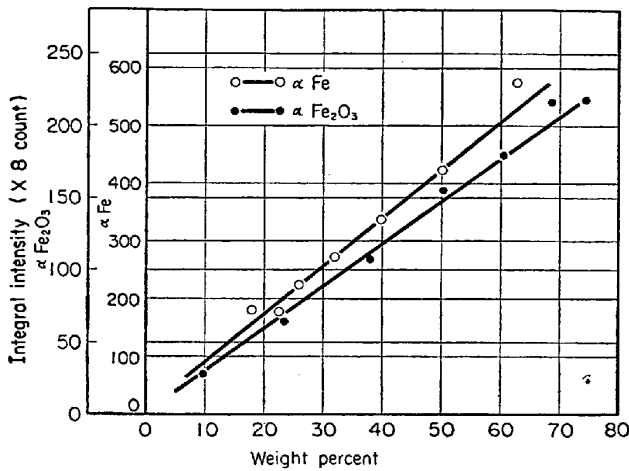


Fig. 3. Relation between X-ray diffraction intensity and weight percent for  $\alpha$ Fe and  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (Target; Fe, 30kv, 10mA)

scanning speed 2°/min で走査した。計数管はシンチレーションカウンタを使用した。

2.5 X線回折法による摩耗粉の半定量分析

分析法として加重法を用いた。これは、ある相に順次別の相を加えていき、そのときの強度変化により定量する方法である。

Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の最強線は  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の (110) 面の回折線と重なり、第2番目に強い線は相対的に  $\alpha$ Fe および  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の回折線にくらべ、かなり弱く、また摩耗粉中から検出される Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の回折線も弱いので、本実験では、摩擦条件を変えたときの概略の組成変化を  $\alpha$ Fe と  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> について求めた。

検量線は、市販の  $\alpha$ Fe と Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ( $\alpha$ 相) を種々の割合に混合し、回折線がブロード化しない範囲で十分微粉にして以下の手法により求めた。その結果を Fig. 3 に示す。

一般にX線による定量分析は、方位配列や局部吸収、消衰などが起こり、化学分析に比し精度は低い<sup>36)</sup>、本実験では、絶対量を求めるのが目的でなく、傾向を知るだけで十分であるから、摩耗粉中に存在する比較的少量の Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> や、その他の物質による線吸収は無視した。対陰極には Fe を用い、管電圧、管電流はそれぞれ 30 kv, 10mA であり、シンチレーションカウンタにより計数した。また回折線の強度は積分強度で測定し、 $\alpha$ Fe については (110) 面の反射を 58.5°~55.5°,  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> については (104) 面の反射を 43.5°~40.5° の範囲で scanning speed 2°/min で連続走査して、スケーラによるカウント数を求め、バックグラウンドは、 $\alpha$ Fe については 58.5°,  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> については 43.5° の位置で、前記の

走査角度に要する時間だけ計数し、前者との差をとり積分強度とした。

3. 実験結果および考察

3.1 摩耗粉の組成

摩耗粉の組成分析には、低速度で生ずる赤褐色の粉末と、高速度で生ずる黒色粉末に注目し、X線回折を行なった。摩擦速度 0.2m/sec, および 1.8m/sec の場合について、摩擦荷重をそれぞれ 10, 15, 20, 25 kg と変化させたときに生じた摩耗粉の回折パターンを Fig. 4 に示した。これによれば、0.2m/sec, 10 kg という比較的 low speed low load では、摩耗粉は明らかに  $\alpha$ Fe と  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> であることがわかる。しかし、同速度で荷重が大きくなるにつれて酸化物の回折線はブロードになり、荷重 25 kg では 38.5° の回折線と 41.5° の回折線の強度差が判別しにくくなる。38.5° の回折線は、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の (104) 面からの反射で最強線を示すが、41.5° の回折線は、 $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の (110) 面の反射のほかにもし他の酸化物が存在するとすれば、 $\gamma$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, あるいは Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の回折線が現われるはずの角度である。しかしこれら酸化物の他の面からの回折線が現われていないことから見て、 $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の (110) 面からの反射と思われる。ところで、回折線がブロードになるには一般的に、結晶粒子が非常に小さくなった場合 (結晶粒子が 1000Å 以下になった場合) とか、結晶構造に乱れ、および欠陥がある場合がその理由としてあげられる。摩耗粉中の酸化物は摩擦熱により摩擦面上に薄い酸化膜として生じ、それが摩擦中に相手面の突起により素地から引きちぎられて生成されたものである。そこで摩擦荷重が大きくなれば、それだけ摩擦温度も高くなり、酸素の拡散速度はそれに応じて速くなるので膜厚は厚くなるはずである。しかし摩擦面の肉眼観察ではかえってその逆で、荷重が大きいと、素地の色がでて、わずかに表面に赤色の酸化物がついているにすぎない。こういう事実から、荷重が大きい場合は、表面が局部的に高い圧力を受けるために、素地そのものが塑性変形し、構造がひどく乱れ、その部分にできた酸化膜が十分結晶化する時間が与えられず、容易に剪断破壊され、脱落していくものと考えられる。その場合、当然酸化膜が薄いときに脱落するので、結晶粒子は 1000Å 以下になっている可能性もある。ブロード化の原因が、構造が乱れた部分の酸化によるものにして、非常に薄い酸化膜がはがれ、微粉化したことによるにして、摩擦荷重が大きいと、良好な酸化膜を作りえないことはいえる。

つぎに高速度 (1.8m/sec) において生じた摩耗粉の回折パターンは、低速度 (0.2m/sec) の場合とは異なる角

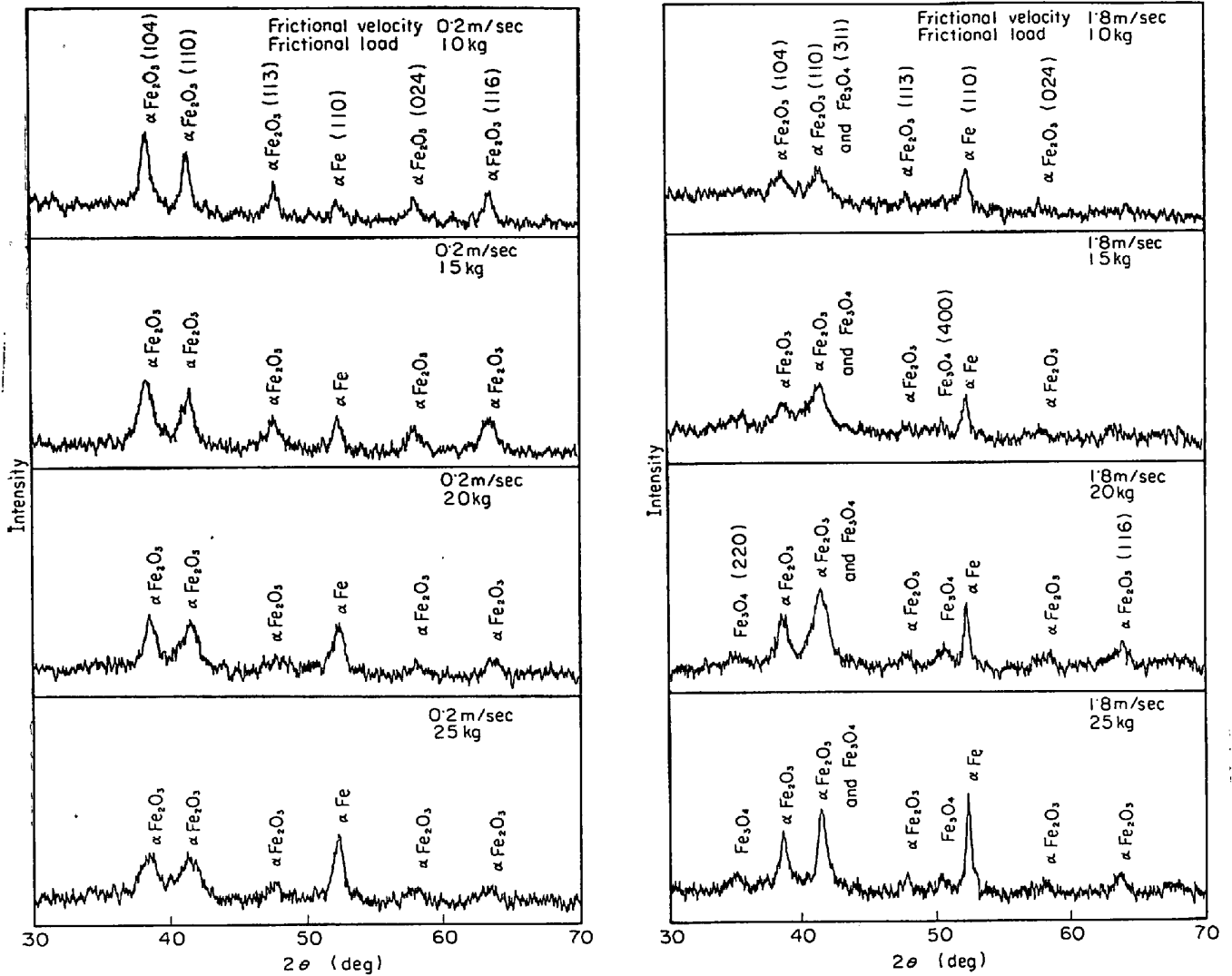


Fig. 4. X-ray diffraction pattern of wear particles produced under frictional velocity 0.2m/sec and 1.8m/sec (Target; Co, 30kv, 10mA)

度に回折線が見られ、このうち  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  のものと異なる回折線は  $35^\circ$  および  $50.4^\circ$  の回折線である。そのほかの回折線は  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、およびそれと重なる回折線で、とくに  $41.5^\circ$  の回折線は、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  の (110) 面、および  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  の (311) 面とほぼ重なる位置であるが、 $\text{Fe}_3\text{O}_4$  が存在しなかつたとすると、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  の (110) 面の回折線が  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  の (104) 面の回折線よりも、それほど大きくなるということは考えられず、結局  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  の (311) 面と  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  の (110) 面の回折線が重なり、それらの強度が重ねあわせられたものと考えられる。

$\text{Fe}_3\text{O}_4$  の生成温度については、実験者によつて異なっており、とくに摩擦中に生ずる場合には、摩擦面の酸素濃度や、局部的高圧下のもとでの反応であるということ、および微視的には繰り返し加熱であるということなどを考慮して推定する必要があるが、平均的には、ほぼ  $300^\circ\text{C}\sim 400^\circ\text{C}$  であろうと思われる。

摩擦速度 1.8m/sec、摩擦荷重 25 kg の場合、酸化物の回折線がかなり鋭敏なかたをしているのが特徴的で、これは高速度、高荷重では、かなり摩擦面温度が高くなり、 $\text{Fe}_3\text{O}_4$  膜も理想的に生成され、また脱落も緩慢で比較的摩擦面に安定して存在していたことを示し、低速度で生ずる  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  の生成脱落過程と異なっている。この事実は  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  膜のほうが  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  膜より強固であるという報告<sup>9)</sup>と一致する。

### 3.2 摩擦条件と摩耗粉の組成変化

本実験で観察された摩耗生成物は  $\alpha\text{Fe}$ 、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、および  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  の3種であることがわかった。そこでつぎに、摩擦条件として摩擦速度、および摩擦荷重と、 $\alpha\text{Fe}$  および  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  の wt% との関係を図 5、Fig. 6 に示した。 $\alpha\text{Fe}$ 、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  の wt% は 2000m 走行後収集したものを X線回折し、積分強度をカウント数で求め、検量線を使つて求めたものである。図より低速度、低荷重で

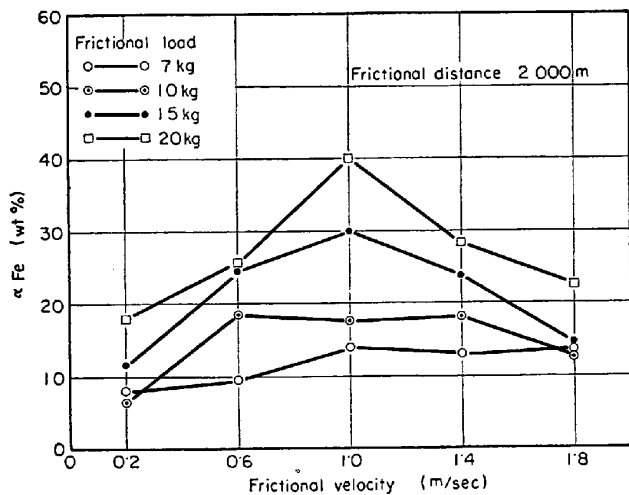


Fig. 5. Relation between frictional velocity and weight percent of  $\alpha$  Fe in wear particles.

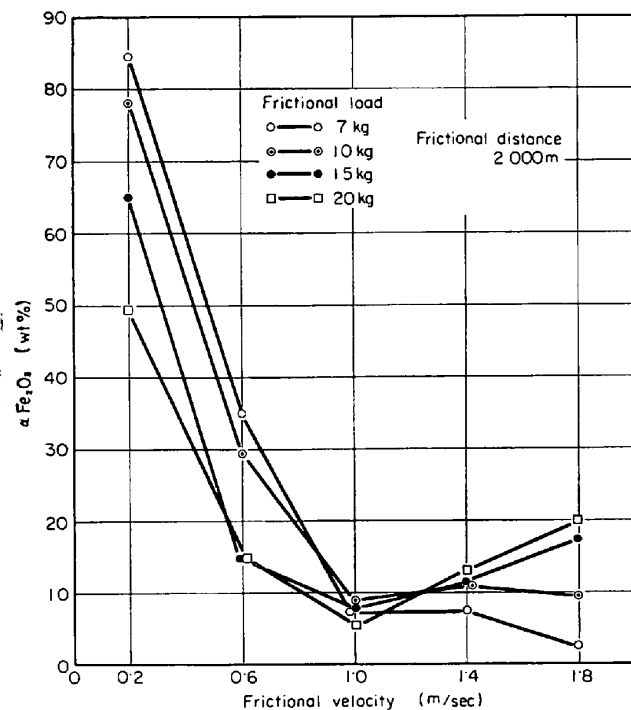


Fig. 6. Relation between frictional velocity and weight percent of  $\alpha$  Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in wear particles.

発生する  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の酸化膜は、早急に酸化粉として脱落することは少なく、摩擦面で十分酸化は進行するのであるが、摩擦速度 0.2m/sec の場合が示すように、荷重が大きくなるに従い酸化粉の量が少なくなっている。これは接触面の圧力が高いと、酸化膜が素地から離れやすくなり、酸化膜の補修が十分できないうちに、つぎの接触が行なわれたためである。また摩擦速度が上昇するにつれて、酸化物の量は急激に減少し、1m/sec の速度では最も少ないが、 $\alpha$ Fe の量は摩擦速度が上昇しても急増

しない。これは酸化膜の補修速度が膜のはがれ速度に追いつかなくても、接触面には常に一定程度酸化粉が存在し、それが接触面を移動しているからと考えられる。しかし、もしここで酸化膜の発生量、酸化膜のはがれ速度、および酸化粉の接触面からの脱落速度の釣合いが、摩擦条件によって保たれないとき、あるいは外部からの異物によりその釣合いが破れたときに、摩耗は急増するであろう。いわゆる機械的破壊摩耗が生じる可能性がある。つぎに摩擦速度が 1.8m/sec の場合、摩擦面は相当高温に達しているため、試験片側面にテンパーカラーが見られた。この速度では酸化膜として Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> が発生する摩擦条件であるが、 $\alpha$ Fe の発生量が少ないことからみて、摩擦熱のため、表面は比較的急速に Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の膜で覆われ、それが摩擦条件が酷なのにもかかわらず、素地からはがれにくく、黒色酸化物（主として Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>）は Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> よりも膜になりやすい<sup>9)</sup>ということから、たとえば、はがれて素地が露出しても再び摩擦熱のため補修され、良好ななじみ面を形成するためであると考えられる。

摩擦荷重 15 kg、および 20 kg では、 $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の量は 1.0m/sec で最も少なく、それより摩擦速度が大きいと、再び  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の量は増加する。これは局部的な高温のため最初は Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 膜が生成し、それが繰り返し摩擦力を受けるため、素地からはがれ、それが摩耗粉として接触面に存在浮動している間に摩擦面からの熱を受け、再加熱されたような形で結晶構造が  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> に変化したものではないかと考えられたので、市販の Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> を微粉末にし、空気対流のない条件で、500°C、700°C、900°C、1000°C、1100°C の各温度で 10 分間保持し、空冷して X 線回折（対陰極 Fe、30kv、10mA）したところ Fig. 7 のようになった。これによれば、1000°C で Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> は  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> に急変している。なお、3 分、および 5 分間加熱した場合、その変化はほとんど見られなかつた。

ところで、鉄を高温で酸化させると、外層から Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>、および FeO が生成されることはよく知られている<sup>10)</sup>。そこで、摩擦面に発生する酸化膜も上述のような構成になっており、常温では FeO は Fe と Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> に分解するから問題はないとしても、最外層にできた Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が検出されたということも考えられるが、摩擦荷重の増加にともなつて、 $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が増加するという概略の傾向からは説明しがたい。それゆえに、摩擦面に発生した Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 膜が、摩擦面から脱落するまでの間に再熱されて、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> に変化したと思われる。そこで、高速度側で Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> が生成されるような条件、または  $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> が共存するような摩擦条件下では、局部的にかなり

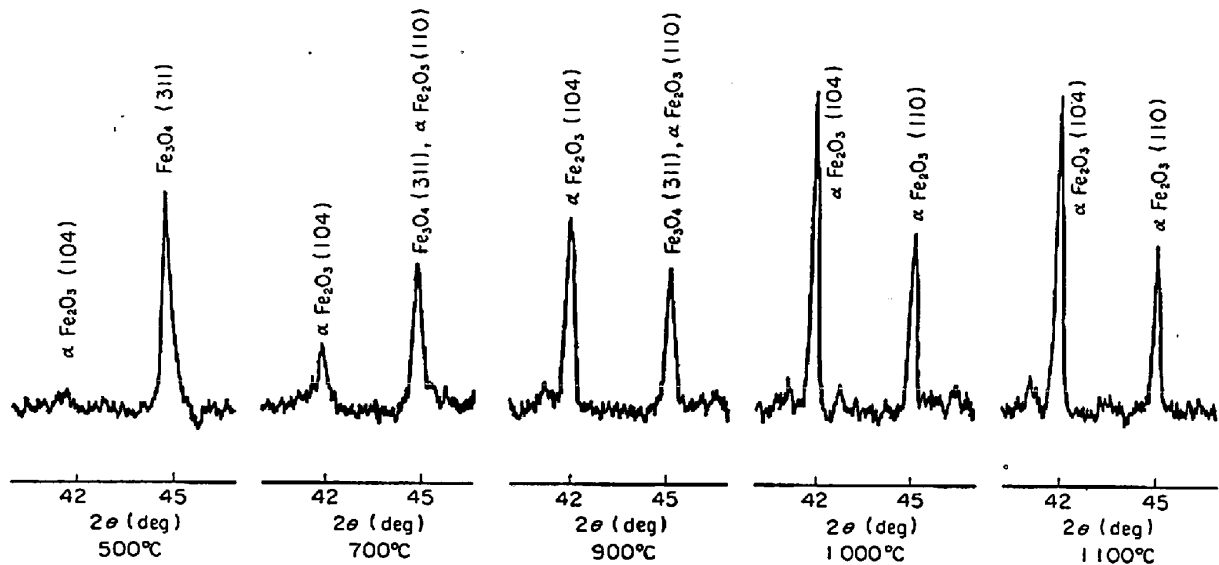


Fig. 7. Change of X-ray diffraction pattern of  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  heated at various temperature for 10min (Target Fe, 30kv, 10mA).

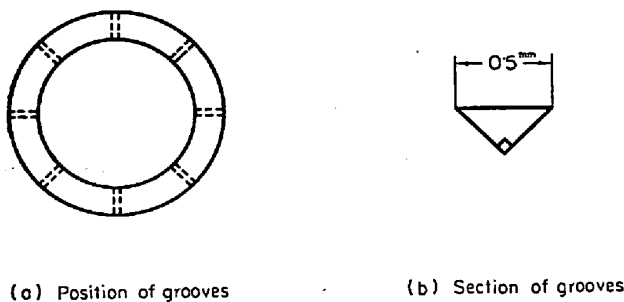


Fig. 8. Position and dimension of grooves on frictional surface of lower test piece.

高温になることが想像でき、鑄鉄では共晶温度をこえ、部分的に溶融する可能性は十分ある。

### 3.3 鑄鉄の摩耗におよぼす摩耗粉の影響

接触面に発生する摩耗粉は一種の固形異物であるから、それが摩擦面に存在することにより、摩耗にどのように影響するか、また酸化粉が存在すると、常に摩耗が減少するかどうかという疑問が生じてくる。摩耗粉の影響については萱場の研究<sup>2)</sup>があり、軸受合金と軟鋼の組み合わせを選び、溝付き輪状試験片により、荷重特性、速度特性を求めている。

実際的な問題として、軸受などの場合には、摩耗粉排除の効果は重要な意味をもっているが、鑄鉄が用いられるような摩擦面は、工作機械のベッドのように、摩耗粉の影響より、むしろ外部からの異物の影響が大きいと思われる。しかし基礎的実験の意味で、本実験では摩耗粉の影響をしらべた。すなわち、下部試験片に Fig. 8 のように放射状に断面が 0.5 mm の長さを底辺とする直角二等辺三角形の溝を、0, 1, 2, 4, 8 本と設けて、

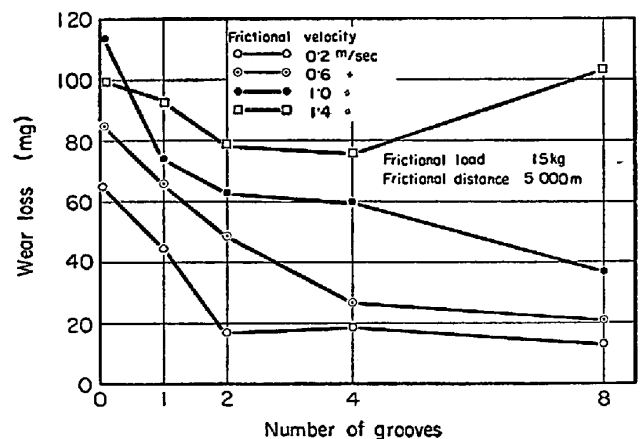


Fig. 9. Change of wear loss caused by making grooves on frictional surface.

摩擦荷重 15 kg で、5000m 走行したのちの上部試験片の摩耗量変化を Fig. 9 に示した。このとき生じた摩耗粉は 3.2 節と同じように、 $\alpha\text{Fe}$  と  $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$  について半定量的に組成変化をしらべた。その結果を Fig. 10、および Fig. 11 に示す。

いかなる摩擦速度の場合にも、摩擦面に溝を作つて摩耗粉の排除を容易にすると摩耗量は非常に変化する。低速側の酸化摩耗領域においては、主として生じる酸化粉の排除が容易になるので、むしろ金属接触が生じやすくなり、摩耗は増大するように考えられる。しかし摩耗量が減少したのは、摩擦の初期段階において、適量の酸化膜で良好ななじみ面が形成されたためで、ここで荷重、あるいは摩擦速度が苛酷な条件に変化したときは、酸化膜は簡単に破壊し、摩耗は増大すると思われる。摩擦速

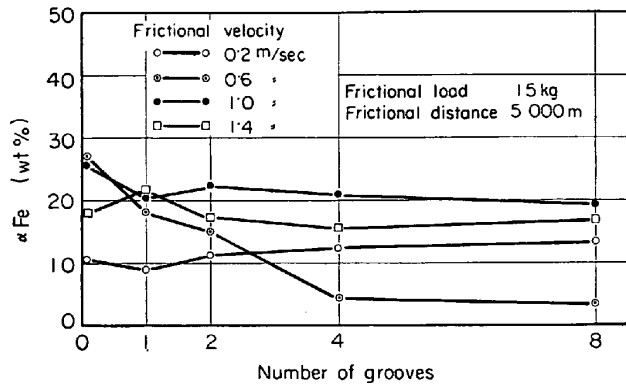


Fig. 10. Change of weight percent of  $\alpha$  Fe in wear particles caused by making grooves on frictional surface.

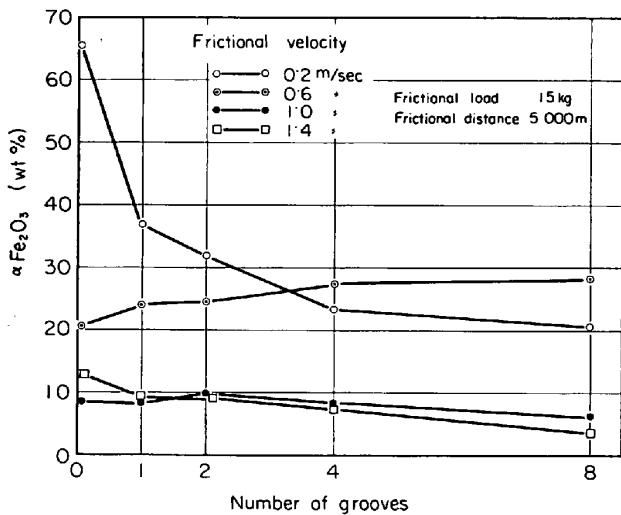


Fig. 11. Change of weight percent of  $\alpha$  Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> in wear particles caused by making grooves on frictional surface.

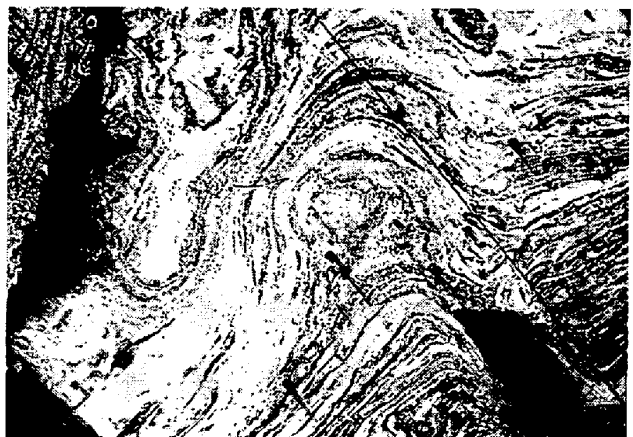
度が 1.0m/sec の場合は、 $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は平均してわずかではあるが生成され、 $\alpha$ Fe の量は溝数の増加にもない、わずかに減少している。この速度では、比較的  $\alpha$ Fe の発生率が高いが、やはり溝の効果は大きい。これは摩擦の初期において、接触面の凸凹のかみ合いによつて生じた金属粉が、ただちに溝から逃げる事ができ、そのあとは薄い酸化膜が形成され、摩耗が急増しないようにもちこたえたものと考えられる。摩擦速度が 1.4m/sec では、それより低速の場合とは異なり、溝数が多いと、逆に摩耗量が増大する傾向がある。これは、比較的高速度において、摩擦温度による摩擦面の軟化および、摩擦振動のため、溝部での酸化物の脱落が活発になり、減摩効果がある Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 膜の生成が困難になり、凝着現象が生じやすくなったものと思われる。

3.4 硬化摩耗薄片についての実験結果

摩擦速度 1.8m/sec, 摩擦荷重 20 kg, および 25 kg



× 100 (etched by pictal solution) (1/2)  
Photo. 3. Microstructure of hardened surface layer made under frictional velocity 1.8m/sec and frictional load 25 kg



× 200 (etched by picral solution) (1/2)  
Photo. 4. Microstructure of hardened wear thin metallic flake made under frictional velocity 1.8m/sec and frictional load 25 kg.

の場合に摩擦面に硬化層が観察され、かたさは Hv 900 ~1000 を示した。それを Photo. 3 に示す。この場合、摩耗薄片が生じ、直径約 1 mm, 厚さは約 0.2 mm くらいの大きなものもあつた。しかしかたさは表面硬化層よりいくぶん低く、Hv 800 程度で、顕微鏡組織は溶融したと思われる跡を残しているのが Photo. 4 からわかる。この薄片は表面硬化層が素地からはがれてできたものとする、3.2 で指摘したように、局部的にかなり高温に達し、共晶組成に近い鑄鉄では約 1150°C 以上になると部分的に溶融すること、さらに顕微鏡組織に黒鉛がみられず、溶融した状態で押し流された跡がみえることにより、鑄鉄の場合の表面硬化層は素地がレデブライト化したものと考えられる。

表面硬化層に関し、鋼の場合については従来から加工硬化説<sup>11)</sup>, マルテンサイト変態説<sup>12)</sup>, 非晶質説<sup>13)</sup>, セメ

ンタイト化説<sup>14)</sup>、などがあげられているが、いずれも単独で説明はできていない。

#### 4. 結 言

鑄鉄を大気中で乾燥摩擦させ、そのとき生成された摩擦粉の分析により、また摩擦面に摩擦粉排除用の溝を設け、摩擦粉の影響について試験した結果、つぎのような結論を得た。

1.  $Fe_2O_3$  膜が形成される低摩擦速度において、摩擦荷重が大きいと、理想的な酸化膜が形成しえなくなる。

2. 摩擦速度の増加につれて、酸化膜として生成される  $Fe_2O_3$  の量は減少し、1m/sec で極小値をとる。そこで、酸化膜の補修とはがれ速度、および酸化物の摩擦面からの脱落速度の釣合いが破れると、摩擦量は急増するであろうと思われる。

3. 摩擦粉排除のための溝を摩擦面に設けると、摩擦量は一般に減少したが、いくぶん高速度では摩擦面が不安定になるため、かえって有害な場合が認められた。

4. 硬化摩擦薄片は、表面硬化層が摩擦面からはがれたもので、高温のもとで部分的に摩擦面が熔融し、レデブライツ組織になつたものである。

#### 文 献

- 1) 大越諄, 坂井秀春: 機械学会論文集, 7 (1941) 29, I-29
- 2) 飯高一郎, 徳光直: 機械学会論文集, 6 (1940) 25, I-24
- 3) 岡林邦夫, 川本信, 野谷秀雄: 鑄物, 38 (1966) 8, p. 501
- 4) 竹内栄一: 鑄鉄の摩擦, (1968) 52 [誠文堂新光社]
- 5) 佐藤健児: 金属の摩擦とその対策, 101 (1965), [養賢堂]
- 6) B. D. CULLITY (松村源太郎訳): X線回折要論, (1967) 402, [アグネ]
- 7) K. HAUFFE: Progress in Metal Physics, 4 (1953) 93, [Pergamon Press London]
- 8) U. R. EVANS: The Corrosion and Oxidation of Metals, 24, [Edward Arnold Ltd London]
- 9) 水野万亀雄: 日本金属学会分科会報告, XIV, (1954), 112
- 10) 楯山正孝: 金属材料の加熱と酸化, [誠文堂新光社]
- 11) 三好栄次: 日本金属学会誌, 23 (1959) p. 19
- 12) N. C. WELSH: J. Appl. Phys., 28 (1957), p. 960
- 13) 伊東祐光: 機械試験所報告, (1961) 41, p. 28
- 14) Y. G. LIUTSAU: Friction and Wear in Machinery, 11 (1956), p. 190