

論 文

UDC 539. 62 : 620. 178. 162

鋼の摩耗現象におよぼす断続摩擦の影響について*

北川 和夫**・関 文男***・上田 益造***

The Influence of Intermittent Friction on Wear Phenomena of Plain Carbon Steel

Kazuo KITAGAWA, Fumio SEKI, and Masuzo UEDA

Synopsis

The influence of intermittent friction on wear phenomena of plain carbon steel (S33C) was investigated using high frequency induction hardened steel (S45C) as standard test piece.

The test was performed by means of rolling friction method having 15% slip without any lubricants, and in addition to the comparison of wear loss, wear particles and sliding surface were analyzed by X-ray diffraction method.

Results obtained are as follows.

- 1) Wear loss increases as the intermittent frequency and stopping time increase. This is due to that oxide produced on sliding surface is not sufficient.
- 2) Hardened steel have a good wear resistibility to intermittent friction and with increasing hardness the proportion of $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ in wear particles increases.
- 3) Under a small load there is little difference of wear loss for intermittent and continuous friction.
- 4) Intermittent friction causes a big plastic deformation on sliding surface.

(Received Apr. 23, 1971)

1. 緒 言

実用機械の大部分は、断続時間の差はあつても必然的に断続的な摩擦をしており、また摩耗試験を行なう際にも一定摩擦距離ごとに運転を停止し、多くの場合は試験片を取りはずして摩耗量を測定し、摩耗特性を調べるのが普通である。ところがそのときの摩擦間隔は各研究者によつて随意にとられ、さらに停止時間についてもまちまちである。この断続的摩擦に関しては、摩耗試験方法の多様性のため、個々の試験法についての研究は少なく十分な検討も行なわれていない。そこで本実験では断続摩擦することにより摩耗形態がいかに変化するかを乾式ころがりすべり摩耗試験を行なつて検討した。

著者らはすでに前報¹⁾において鑄鉄を用いた乾式すべり摩耗試験を行なつて、その摩耗粉末をX線回折法により半定量的に分析し、摩擦条件と摩耗粉の組成との関係を調べたが、本実験も同様の手法、すなわち摩耗粉のX線回折による半定量分析を行ない、断続摩擦の場合の停止時間および停止頻度、また硬さや摩擦荷重と摩耗粉構成成分の量的変化の関係から考察を試みた。さらにX線

回折による摩擦面ならびに摩耗粉の回折プロフィルの解析結果からも二、三の考察を加え、それらを報告する。

2. 実験方法

2.1 摩耗試験法および試験材料

摩耗試験法はアムスラ型摩耗試験機による乾式ころがりすべり摩擦法で、すべり率は15%とした。試験片の形状寸法を Fig. 1 に示す。下部試験片としてはあらかじめソルバイト組織に調質した S45C 炭素鋼を高周波焼入れした材料を使用し、それを標準材とした。上部試験片は硬さの影響を調べる以外は S33C 炭素鋼焼準材を使用した。Table 1 にそれぞれの炭素鋼の化学組成を、Table 2 に使用試験片の熱処理法を示した。試験片はいずれも研削仕上げを行なつた。そのときの摩擦面あらかさは H_{\max} で 2μ 以下であつた(小坂式電気あらかさメータによる)。試験片はベンゼン、石油エーテル、メチル

* 昭和45年4月本会講演大会にて発表
昭和46年4月23日受付

** 金沢大学工学部

*** 金沢大学工学部 工博

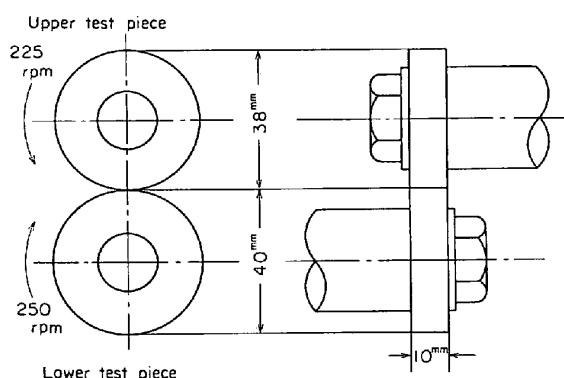


Fig. 1. Schematic view of wear testing method.

アルコールの順で十分脱脂洗浄し、乾燥後摩耗試験を行なった。摩擦荷重はとくに断わらないかぎり、100 kgとした。総摩擦回転数は下部試験片側で 10^5 回で、摩耗量は摩耗粉の重量、あるいは試験片の重量減で測定した。

2.2 X線回折法による摩耗粉の半定量分析法

X線回折強度は混合物でのその相の濃度に依存する、という事実をもとにして定量分析を行ないうる。本実験で発生した摩耗粉は αFe 、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ および立方晶系酸化物である $\gamma\text{Fe}_2\text{O}_3$ または Fe_3O_4 の3種から成っているが、($\gamma\text{Fe}_2\text{O}_3$ と Fe_3O_4 は broad 化した回折線からは識別が困難であるため以下立方晶系酸化物と書く) αFe は (110) 面を、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ は (104) 面を、立方晶系酸化物は (310) 面を測定面に選定した。Table 3 のX線回折条件によりそれぞれの相について、 2θ 角で $55^\circ\sim 59^\circ$ 、 $40^\circ\sim 43.5^\circ$ 、および $43.5^\circ\sim 47^\circ$ の区間のバックグラウンドをさし引いた積分回折強度を測定した。なお立方晶系酸化物の (311) 面の回折線と、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ の (110) 面の回折線とはほぼ同一角度に現われるため、 $43.5^\circ\sim 47^\circ$ の積分強度から $40^\circ\sim 43.5^\circ$ の積分強度に 0.63 をかけた値をさし引いて、立方晶系酸化物のみによる回折

Table 1. Chemical composition of test piece (wt %).

Material	C	Si	Mn	P	S
S 45 C	0.49	0.31	0.74	0.024	0.019
S 33 C	0.37	0.30	0.74	0.014	0.014

Table 2. Heat treatment of test piece.

Test piece	Material	Heat treatment	Hardness (Hv)
Upper	S 33 C	Room temp. \rightarrow $850^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ \rightarrow Air cool	160
Lower	S 45 C	Room temp. \rightarrow $850^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ \rightarrow Air cool \rightarrow $850^\circ\text{C} \times 0.5 \text{ hr}$ \rightarrow Oil quench \rightarrow $550^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ \rightarrow Air cool \rightarrow radio frequency induction heating \rightarrow Water quench \rightarrow $190^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ \rightarrow Air cool	680

強度とした。0.63 という値は、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ の (104) 面の回折強度と (110) 面の回折強度の比を実験的に求めた値である。いずれの成分の場合も各成分 100% のときの積分強度比 I/I_{100} で表わしているの絶対量を示していないが、ほぼ重量パーセントと見なしてもよい。

2.3 X線回折線のプロフィール解析

X線回折線のプロフィール解析は、半価幅の測定によつた。その際の測定条件は Table 3 に示す。

True broadening β は次式によつて求めた。

$$\beta = B - b$$

上式において B は測定した半価幅であり、 b は Instrumental broadening である。本実験では 500°C にて 1 hr 真空焼鈍した 325 メッシュの電解鉄粉の半価幅をもつて b にかえた。

測定した回折線は αFe の (110) 面である。

3. 実験結果と考察

3.1 摩耗曲線と摩耗粉の組成および半価幅との関係

Fig. 2 に断続的に摩擦させた場合と連続的に摩擦させた場合の摩耗曲線を示す。断続摩擦の場合総回転数 10^5 回のうち1回の回転区間を 10^3 回とし、1回の停止時間を 360 sec とした。ここで摩耗量の測定は 10^4 回転ごとに収集した摩耗粉の重量測定によつた。それゆえに摩耗量のうちには下部試験片側の摩耗量も含まれることにな

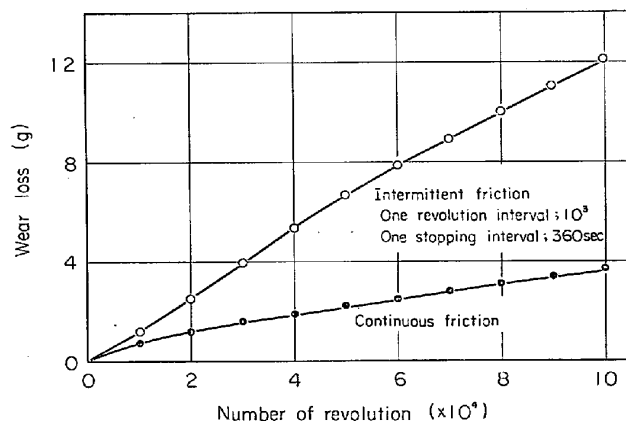


Fig. 2. Wear loss curve for intermittent and continuous friction.

Table 3. Conditions of X-ray diffraction for quantitative analysis and profile analysis.

	For quantitative analysis	For profile analysis
Characteristic X-ray	Fe-K α	Fe-K α
Filter	Mn	Mn
Tube voltage (KV)	30	35
Tube current (mA)	10	8
Divergence slit ($^{\circ}$)	1	1
Scatter slit ($^{\circ}$)	1	1
Receiving slit (mm)	0.2	0.2
Scanning speed ($^{\circ}$ /min)	2	1/8
Detector	Scintillation counter	Scintillation counter
Chart speed (cm/min)		1
Time constant		8
Count full scale		480

Table 4. Difference between wear loss measured by weight of wear particles and by weight loss of test piece.

Weight loss (g)		Continuous revolution	Intermittent revolution
In wear particles		3.6541	12.0849
In test piece	Upper	3.0934	10.8893
	Lower	0.0246	0.0312
Total		3.1180	10.9205
Difference		0.5361	1.1644

るが Table 4 に示すごとく、試験後の試験片の重量測定の結果大部分は上部試験片からのものであった。

またこの表からわかるように摩耗粉の重量から求めた摩耗量と、上下部試験片の重量減から求めた摩耗量を比べると連続摩擦、断続摩擦の双方とも前者の方が後者の方より多かつた。この摩耗量の差の原因として、1) 摩耗粉は大気接触面積が大きいため空気中の水蒸気が吸着したことによるか、2) 何らかの形で摩耗粉と結合した酸素による重量増の2つの要因が考えられる。

そこで摩耗粉を脱水のため常温真空中 (20°C , 5×10^{-4} mmHg) で乾燥後秤量したところ、連続摩擦、断続摩擦ともに摩耗粉重量の 0.36% 減にしかならなかつたので、さきの重量差の原因は大部分化学的ならびに物理的に化合吸着した酸素によるものと推察される。ここで両者の場合の総摩耗粉重量当たりの酸素の重量割合

は、連続摩擦で 14.4%、断続摩擦で 9.2% となり、後者は前者よりも 50% 程度含有酸素量は少なかつた。この結果から断続摩擦の場合は常識的にはあるが平均摩擦面温度が低く、そのため摩擦面および摩耗粉の酸化が不活発であつたことを示している。

つぎに摩擦距離に対する摩耗粉中に存在する各相の変化を Fig. 3 に示した。断続摩擦の場合 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ は発生しておらず、 αFe および立方晶系酸化物は発生量がほぼ一定で積分強度比でそれぞれ 0.6 および 0.25 程度であつたので図は省略し、連続摩擦の場合について αFe 、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ および立方晶系酸化物の発生量の変化を示した。

αFe は 4×10^4 回までは急激に減少し、その後は再び上昇して 6×10^4 回転以後ほぼ一定値をとっているが、立方晶系酸化物は 4×10^4 回転目で最も多量に発生して

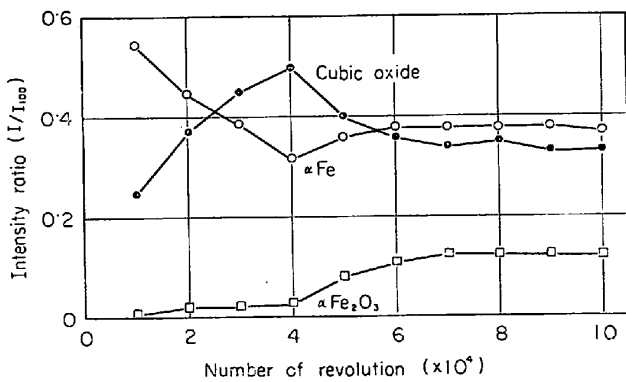


Fig. 3. Quantitative change of αFe , $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ and cubic oxide in wear particles for continuous friction. (Intensity ratio is nearly weight percent.)

おり、その後は減少し一定値に漸近すると同時に逆にほとんど発生していなかった $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ は増大し、ほぼ一定値になっている。

鉄を空气中で摩擦すると摩擦熱により摩擦面は酸化され、酸化膜が形成されてその酸化膜を介して摩耗は進行する。このとき摩耗はその際生成される酸化膜および摩擦面に存在浮遊する摩耗粉の種類、量などに大きく影響されるわけだが連続摩擦の場合のように摩擦熱の蓄積量の大きいときは摩擦面温度が高くなりやすく、酸化しやすい状態にあるため摩擦面温度の上昇とともに立方晶系酸化物の生成速度が増大したと考えられる。また低温での鉄の酸化は最初に鉄の表面に立方晶系酸化物が形成され、そのあと $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ が立方晶系酸化物とガスの界面に発生することが多くの研究者によつて認められている^{2)~4)}ことから、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ が発生したのは摩擦面に形成されたわずかのくぼみに、摩擦初期に形成された立方晶系酸化物が沈積している間、さらに摩擦熱を受け、部分的に $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ に変化したものと考えられる。また摩耗粉の組成がほぼ 6×10^4 回で一定したのは、繰り返す応力による疲労現象、および塑性変形によつて変化した表面層の物理的諸性質が飽和値に達し、さらにそれによつて摩擦面温度の平衡が保たれたためと思われる。

Fig. 4 は 10^4 回ごとに収集した摩耗粉中の αFe の (110) 面について、回折線の半価幅と回転数との関係を示したものである。これによると断続摩擦では摩擦距離の大小にかかわらずほぼ一定である。この結果は各摩擦区間を通して摩擦による摩擦面の塑性変形が同一程度であることを示している。一方連続摩擦の場合は摩擦初期にかなり高い値を示し、著しく塑性変形しているが、摩擦距離とともに急減し、 5×10^4 回以後ほぼ一定となっている。この結果は次の推論を裏付けるものである。つま

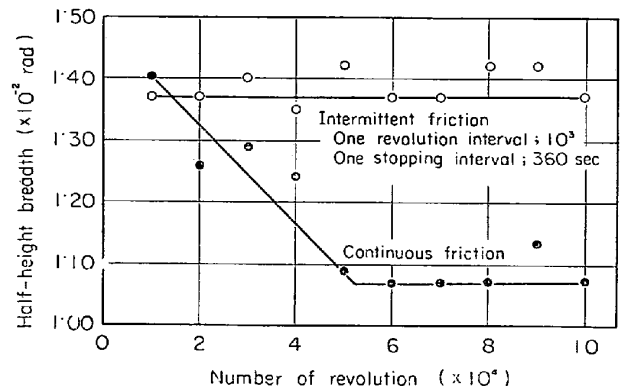


Fig. 4. The relationship between half-height breadth of wear particles and revolution number for intermittent and continuous friction.

り摩擦面温度がまだ低い摩擦初期においては摩擦面に受けた塑性変形の回復は少ないが、摩擦の進行とともに摩擦面の温度は上昇していくので、塑性変形を部分的に回復すべき熱エネルギーの供給が可能であり、さらに摩耗粉となつてからは一部は摩擦面のくぼみに沈積して、摩擦熱を受けるためさらに回復が促進されたものと推察される。ここで半価幅が一定になつた時点、すなわち残留する塑性変形が一定になつた時点において摩擦面の熱的平衡がとられたと考えられる。したがつて摩擦面が受けた塑性変形度の考察からも摩擦面温度は 6×10^4 回でほぼ飽和値に達したという仮定を再確認してもよいであろう。

以上の結果より、断続摩擦と連続摩擦とでは摩擦面の状態に相違があることが摩耗粉の定量分析、および半価幅の測定から明らかになつた。

3.2 停止時間および停止頻度の影響

Fig. 5 は 1 回の回転区間を 10^3 回としたときの 1 回あたりの停止時間と摩耗量の関係を示したものである。これによると上下部試験片とも停止時間の増加とともに摩耗量は増加している。ただしその増加率は減少の傾向を有しており、停止時間に対する摩耗量の限界があること

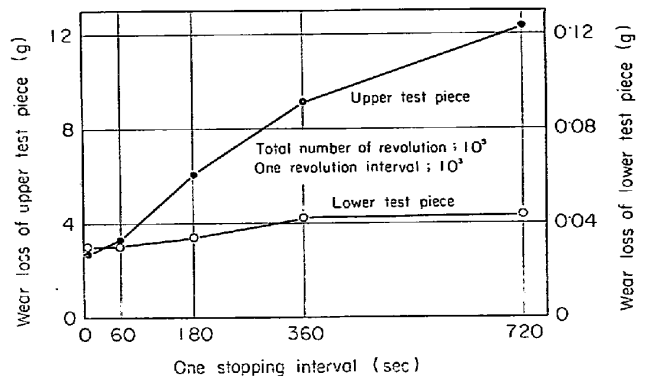


Fig. 5. Effect of stopping interval on wear loss.

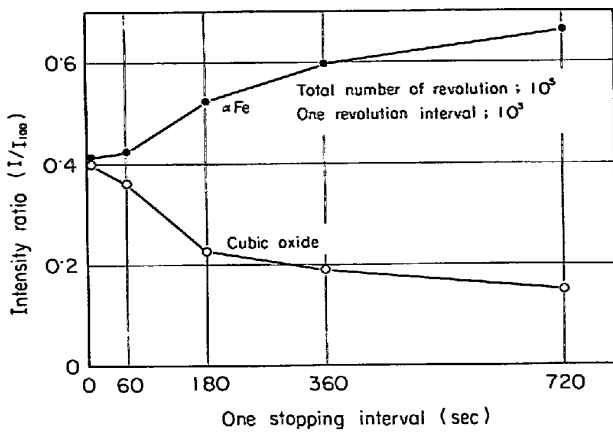


Fig. 6. Effect of stopping interval on intensity ratio of α Fe and cubic oxide in wear particles. (Intensity ratio is nearly weight percent.)

を示している。

Fig. 6にそのとき発生した摩耗粉中の α Fe および立方晶系酸化物の量的変化を示した。なお α Fe₂O₃ は量的に僅少であつたので定量しなかつた。 α Fe は停止時間が増加すればそれとともに増加し、いつばう酸化物は減少している。この結果は明らかに停止時間と酸化物の発生割合との間に関係があることを意味している。すなわち摩擦が停止している間摩擦面温度が低下するため、平均摩擦面温度も低くなり、酸化反応速度が低下するということである。したがつて摩擦面に生成存在する酸化物の量が少ないので必然的に真実接触部での凝着部面積が大きくなり摩耗量が増大したものと推察される。

ここで図は省略したが、1回あたりの停止時間を一定(360 sec)とし、総回転区間のうち5, 10, 50, 100回と停止させ、停止頻度の影響について調べたが、摩耗量および摩耗粉の組成変化ともに停止時間を変えた場合とほぼ同様の傾向を示していた。これも前述と同様の理由によつて説明がつく。

さてこの断続摩擦が摩耗におよぼす影響については中村らの報告⁵⁾と、摩耗協同研究報告(第1報)⁶⁾があり、断続摩擦すると摩耗量が増大する場合と減少する場合とがあつて、摩耗試験方法の差による試験片の形状によつて大いに異なつている。以上のような事実から、試験者により摩擦条件、試験方法、停止頻度、停止時間などがまちまちであるため何とも言い難いが、摩擦条件、つまり摩耗形態の相違によつても結果は大いに異なると推定されると同時に、接触部の大きさなど試験片の幾何学的条件と大いに関係があることは否定できない。

3-3 硬さの影響

断続摩擦が摩耗におよぼす硬さの影響について調べる

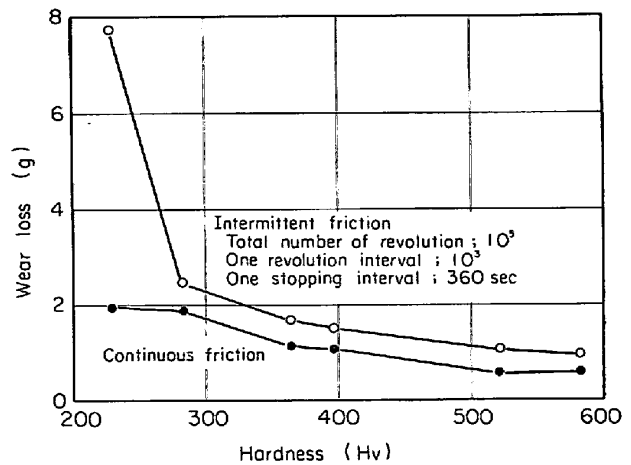


Fig. 7. Effect of hardness on wear loss for intermittent and continuous friction.

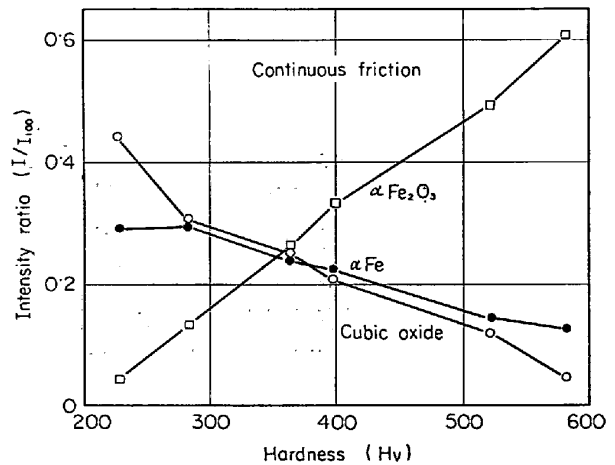


Fig. 8. Effect of hardness on intensity ratio of α Fe, α Fe₂O₃ and cubic oxide in wear particles for continuous friction. (Intensity ratio is nearly weight percent.)

ために S33C 焼準材を 850°C から水焼入し、それを 200°C, 300°C, 400°C, 500°C, 600°C にて焼戻しを行ない、硬さの異なつた試料を作り試験に供した。総回転数は 10⁵ 回、1回の回転区間は 10³ 回、1回の停止時間は 360 sec とした。

Fig. 7に摩耗量と硬さとの関係を示す。連続摩擦の場合は硬さの増加とともに摩耗量はほぼ直線的に減少するが、断続摩擦では硬さの影響は顕著で、Hv 200 程度の硬さでは極端に摩耗量が大きく、わずかに硬さが増加することにより急激に摩耗量は減少し連続摩擦のときの摩耗量との差が少なくなつた。

つぎに発生した摩耗粉の各成分の変化を、連続摩擦については Fig. 8 に、断続摩擦については Fig. 9 に示した。

連続摩擦ではいずれの成分とも硬さの変化に対し、ほ

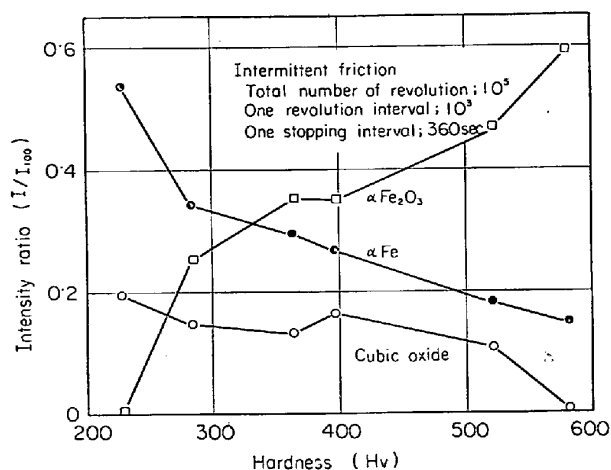


Fig. 9. Effect of hardness on intensity ratio of αFe , $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ and cubic oxide in wear particles for intermittent friction. (Intensity ratio is nearly weight percent.)

ほぼ直線的に変化しており、 αFe (焼入材の場合、摩擦熱により分解しないで素地のまま脱落したマルテンサイト相を含む) は硬さが増加すると発生しにくく、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ は増加している。立方晶系酸化物は αFe の傾向と同じであった。

断続摩擦では多少の変動はあるが、傾向としては連続摩擦と同じであった。ただ αFe は全般に多く、立方晶系酸化物は少ないことは 3.2 で述べた結果と同じである。

ここで硬さの変化とともに摩耗粉の各成分が変化したのはつぎのような理由によるものと考えられる。すなわち円筒周囲を押しつけるような場合、接触面の微細な突起のみならず、接触面下ある深さまで変形がおよぶことは HERTZ の式からも明らかである。そこで極端に硬さの異なる材料を接触させた場合、一方的に軟い材料側で変形を起こし、その変形も表面から深い位置にまでおよぶこと、さらに軟いことによるひつきき摩耗に対する抵抗力の弱さなどが相まって、硬い材料により深部から引きちぎられるために酸化物の発生割合も少なく、しかも摩擦面上に形成された立方晶系酸化物が十分酸化しない間に摩耗粉として脱落するのであるが、いつぼう焼入材のように硬い材料を接触させる場合は変形が双方とも生じ難く、しかも変形量の差は小さいので、浅い位置にしか相手材の影響がおよばないため、硬さが高いためひつきき摩耗に対する高い抵抗力のため、摩擦面に形成された酸化膜の破壊、脱落が困難で、しかも必然的に長時間十分な酸素ガス供給状態のもとで繰り返し摩擦熱を受けるため、酸化反応が活発に行なわれ、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ の生成も容易であったと考えられる。

このように硬さの変化にともなう発生する摩耗粉の構成成分の量的変化が認められたのだが、前述の理由のほかに顕微鏡組織および熱伝導率と何らかの関係があると思われる。しかしながら今回はこれらの関係は明らかにならなかった。

3.4 摩擦荷重の影響

Fig. 10 に摩擦荷重の大小が断続摩擦したときと連続摩擦したときの摩耗量といかなる関係があるかを示した。

摩擦荷重が 50 kg までは連続摩擦と断続摩擦と摩耗量の差はほとんどないが、それ以上の荷重では断続摩擦の影響は顕著に現われてくる。連続摩擦の場合は 50 kg を極大とし、それ以上の荷重では減少し、その後一定値に近づく傾向を示していた。

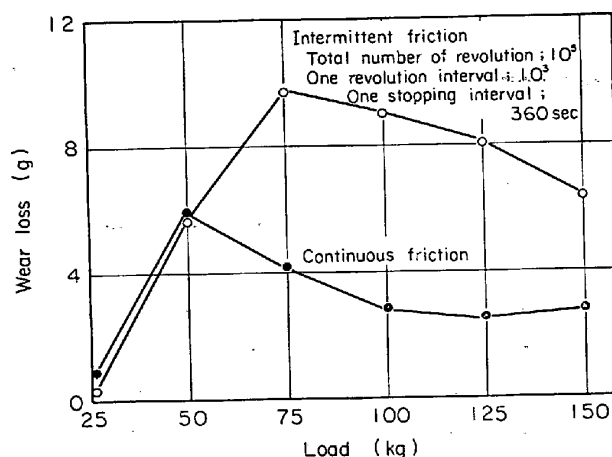


Fig. 10. Effect of load on wear loss for intermittent and continuous friction.

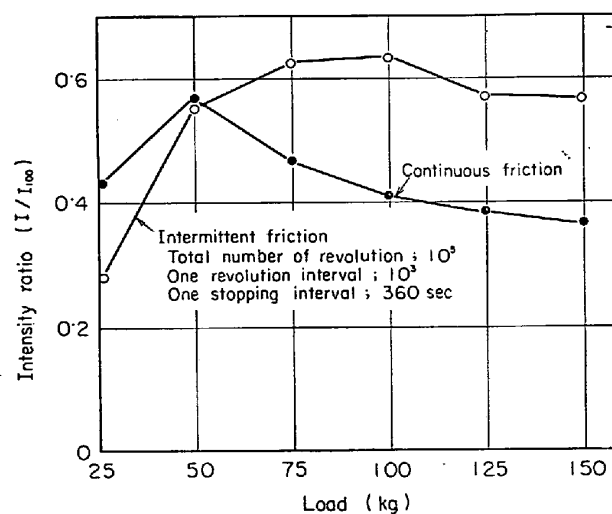


Fig. 11. Effect of load on intensity ratio of αFe in wear particles for intermittent and continuous friction. (Intensity ratio is nearly weight percent.)

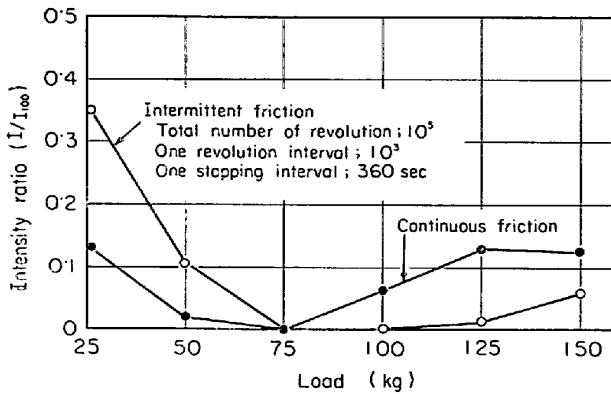


Fig. 12. Effect of load on intensity ratio of $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ in wear particles for intermittent and continuous friction. (Intensity ratio is nearly weight percent.)

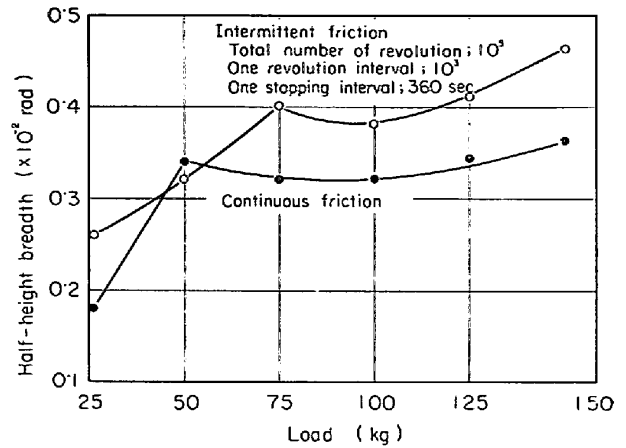


Fig. 13. Effect of load on half-height breadth of sliding surface for intermittent and continuous friction.

摩耗粉の分析結果は αFe について Fig. 11 に、 $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ については Fig. 12 にそれぞれ示す。立方晶系酸化物は顕著な変化が見られなかつたので省略した。傾向として αFe は連続摩擦、断続摩擦ともに摩耗量-摩擦荷重曲線とほぼ対応している。低荷重では双方とも $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ の発生量は多いが、通常のすべり摩耗における低速度、低荷重での酸化摩耗とは異なり、立方晶系酸化物が発生していた。一般に鋼のすべり摩擦では摩擦速度もしくは摩擦荷重が大きくなるに従い、摩耗量が少ない酸化摩耗領域、摩耗量が非常に大きい機械的破壊摩耗領域、局部的に摩擦熱により軟化溶解し、摩耗は減ずるが、ある限界を起こすと再び摩耗が増大する溶解摩耗領域とがあり、それぞれの領域で発生する摩耗粉には $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 αFe 、 $\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{FeO}$ が認められている。本実験の場合、図は省略したが立方晶系酸化物は摩擦荷重の大小にかかわらずほぼ一定で、連続摩擦の場合は積分強度で 0.3、断続摩擦の場合は 0.2 程度の値を示していたこと、さらに摩耗量が極大を示す荷重以上の負荷をかけても溶解した形跡は全く見られなかつたことから、すべり摩擦について言われるような明確な摩耗形態で分類することはできなかつた。

Fig. 13 は摩擦荷重と摩擦面の X 線回折による αFe の (110) 面の半価幅との関係を示したものである。一般的に半価幅を支配する要素にはクリスタリットの大きさ、ひずみのばらつき (Micro strain)、および格子欠陥 (Lattice defect) などがあるが、半価幅により塑性変形の程度を知ることができる。Photo. 1 に摩擦方向に対して平行に、摩擦面に対して垂直に切断したときの摩擦面直下の電子顕微鏡写真を示すが、層状パーライト組織の識別が困難なほど激しく塑性変形を起こしていることから結晶構造はかなり乱れていることが予想される。水谷ら⁹⁾

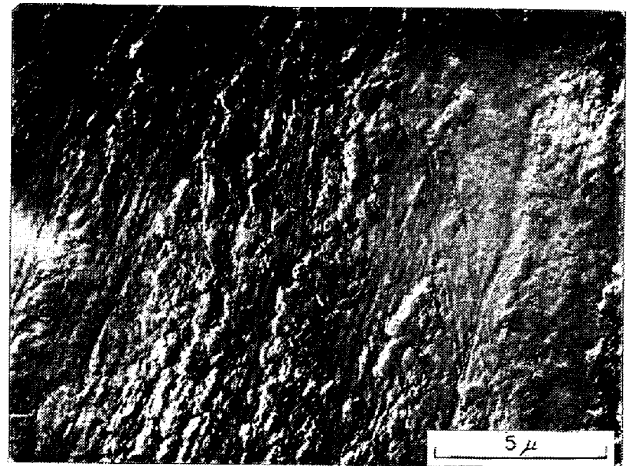


Photo. 1. Electron microstructure of plastic-deformed layer of upper test piece (picral etched).

は大越式迅速摩耗試験機を用いた乾式摩擦の実験結果から、低速度における摩耗量のピーク位置で積分幅 (半価幅とほぼ同じ意味) が極小になることを認め、低速領域での金属同士の凝着によつて生ずる摩耗は、表面層にあまり大きな格子ひずみを残さないこと、そして酸化物の生成は表面層における格子ひずみの増大をうながすことを推論しているが、本実験結果は Fig. 13 に示すように特定の 2 個所を除いては摩擦荷重の増大とともに半価幅は増加している。すなわち摩耗量の極大位置ではむしろわずかではあるが高、低荷重で $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ が比較的少量に発生する摩擦条件ではむしろ低かつた。この結果はこるがりすべり摩擦と、すべり摩擦とはその摩耗の機構に何らかの大きな相違があることを示すものと思われる。

また全般的な傾向として断続摩擦すると摩擦面の塑性変形は大きい。連続摩擦するとこのようにいくぶん半価幅が小さくなるのは摩擦熱の蓄積が容易であるため、た

とえ摩擦面に結晶構造的な種々の Damage を受けても、部分的に回復されたためと推察される。これは (3・1) で述べた説明と同じである。

4. 結 言

断続摩擦が摩耗にいかなる影響をおよぼすかについて標準材として高周波焼入材 (S45C) を用い、炭素鋼 (S33C) を供試材として 15% すべりを有すころがりすべり乾式摩耗試験を行ない、摩耗粉および摩擦面の X 線回折による分析結果を中心として次のような結論を得た。

- 1) 停止頻度および停止時間の増加とともに摩耗量は増加する。その原因は摩擦面に生成する酸化物が減少するためである。
- 2) 硬さの高い材料は断続摩擦に対し耐摩耗性は良好である。また硬さの増加とともに摩耗粉中の $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ は増加する。
- 3) 低荷重においては断続摩擦したときの摩耗量と連

続摩擦したときの摩耗量の差はほとんどない。

- 4) 断続摩擦は摩擦面に大きい塑性変形を引起す。

文 献

- 1) 北川和夫, 関文男, 上田益造: 鉄と鋼, 56(1970) 9, p. 1245
- 2) D. E. DAVIES, U. R. EVANS, and J. N. AGAR: Proc. Roy. Soc., A225(1954) p. 443
- 3) W. H. J. VERNON, E. R. CALNAN, C. J. B. CLEWS, and J. J. NURSE: Proc. Roy. Soc., A216(1953), p. 375
- 4) W. E. BOGGS, R. H. KACHIK, and G. E. PELLISSIER: J. Electrochem. Soc., V112(1965), p. 539
- 5) 中村文俊, 斎藤省三, 岡林邦夫: 日本金属学会誌 28(1964), p. 397
- 6) 曾田範宗, ほか14名: 潤滑, 14(1969) 12, p. 671
- 7) S. TIMOSHENKO: Theory of Elasticity (1951), p. 372, [McGraw-Hill Book Company, New, York]
- 8) 水谷嘉之, 中島耕一: 日本金属学会誌, 33(1969) p. 1202