

技術資料

UDC 669.131.6 : 669.131.7 : 669.132.4 : 539.538

鑄鉄のすべり摩耗機構について*

竹内 栄 一**

On the Sliding Wear Mechanisms of Cast Iron

Eiichi TAKEUCHI

1. ま え が き

金属のすべり摩耗機構については古くから多くの研究結果が報告されている。いまその代表的なものを挙げると、大越、坂井ら¹⁾は鋼および鑄鉄の摩耗機構が酸化摩耗、輝面または機械的破壊摩耗、溶融摩耗の3つの形態から成ることを認め、それぞれの摩耗機構について詳細な検討を行なっている。また、BURWELL, Jr²⁾やLIPSONら³⁾は凝着摩耗、引かき摩耗、腐食摩耗およびまだら摩耗の4つの現象によりほとんどの摩耗機構を説明しようと述べている。

さて、金属同志の組合せのもとで観察される摩耗機構のうちで最も重要なものはいわゆる凝着摩耗と称せられる現象であると考えられる。この現象は相接する2面の微小突起部が金属凝着を起こし、相對運動によつて引離されるときに、相手側に付着している部分を奪取することにより摩耗が進行するものである。したがつて、この場合相接する金属が固溶体を作りやすいか、否かが根本的問題の1つになる。

HOLM⁴⁾は凝着摩耗に関する基本的な考え方について明らかにしている。すなわち、摩耗率は荷重に比例し、材料のもつかたさに逆比例するという関係を求めた。これをHOLMの法則といい、その後この法則は多くの研究者によつて確認されている^{5), 6)}。

つぎに、上述の合金しやすさと凝着摩耗の関係については、古くから經驗的に同一材質のものを組合せたとき、いわゆる“ともがね”と称して焼つきを起こしやすいたことが知られている。山本⁷⁾は鉄、銅、アルミニウムなどを用い、上述の現象について学問的裏付けを行なつた。

凝着摩耗の基本的因子である凝着現象について BOWDEN および TABOR⁸⁾、COCKS⁹⁾らはきわめて詳細な検討を行なつている。たとえば COCKS は 6" 径の回転ドラムの外周に 0.125" の半球状先端を有するライダーを押しつけて実験を行ない、そのときに生ずる摩耗現象を克明に観察した結果、ライダーの前縁部にドラムより分離蓄積したくさび状の凝着生成物を認め、これが破碎して摩耗粉末になることを明らかにした。この現象を wedge

forming と名づけている。その後、ANTLER¹⁰⁾も同様な研究を行ない、くさびが前面に生ずる場合を flow-formation, 後方に生ずるときを wedge-flow formation, またくさびの生じない rider-wear およびただちに焼つきを起こす場合の sliding-seizure などのあることを示した。

このほか、凝着摩耗は接触する2面間の原子的な凝着現象によるものであるから、RABINOWICZ はこれが材料のもつ機械的性質だけによつて求められるものではなく、その表面エネルギーが大きな影響をもたらすものと考え、この方面からの研究を進めた¹¹⁾。その結果、相接する凝着の仕事がその間の摩擦、摩耗に直接定量的な関係を及ぼすことを認めた。

また、RABINOWICZ は金属表面から摩耗粉末が発生するのは、その部分に蓄積された弾性エネルギーがその部分の母材に固着されている凝着エネルギーを越す値に達したときであると考え、半球状摩耗粒子の模型を用いて解析を行なつた。それによると、接触する2面間の凝着の仕事とかたさとの比は摩耗粒子の大きさとほぼ直線的関係が存在し、これを同種金属の組合せによる実験から確認した。さらに異種金属を組合せたときの摩耗粉末の直径は、同種金属組合せの場合の1/2以下になることなどを示し、異種金属間の凝着の仕事の低下が摩耗の軽減に有効な働きを及ぼしていることを暗示している。

このほか、金属の摩耗機構について究明を行なつた研究は数多くみられるが、これが対照物として鑄鉄を選んだ研究報告はきわめて少ない。その原因として摩耗がいちじるしく複雑な現象をともなうことのほかに、鑄鉄自体が非金属物質である黒鉛を、形状および分布とも不規則な状態で含む組織を呈し、したがつて均一な物質として取扱いにくいことが考えられる。また、潤滑油が供給されたいわゆる潤滑—すべり摩耗状態のもとでの摩耗機構についてほとんど検討されていないことは、上述の原因のほかに、潤滑状態においての黒鉛の挙動が無視しえない作用を及ぼし、現象を一層複雑なものにしているこ

* 昭和49年1月18日受付 (依頼技術資料)

** 東京都立工業技術センター 工博

とが挙げられる。

しかしながら、実際に鋳鉄が機械構造用材料として使用されている状況を観察すると、そのほとんどは潤滑—すべり状態である。したがって、このような状態のもとでの摩耗機構を解明することは工業的にきわめて価値が高いものと考えられる。

本資料はすべり摩耗においてその現象を複雑なものとしている原因の1つと考えられる摩耗機構について検討した結果を記述したものである。すなわち、回転試験片には熱処理によつて組織を微細パーライトとした S55C 炭素鋼を用い、その外周に面接触するねずみ鋳鉄あるいは球状黒鉛鋳鉄の固定試験片¹²⁾を組合わせて 100% すべり摩擦を行なう摩耗方式の試験機¹³⁾を用い、非潤滑または潤滑状態のもとで摩耗実験を行なつた結果から摩耗機構を解明した。

このほか、耐摩耗性の向上を目的とする表面処理の1つとして浸硫処理を施した鋳鉄についてその凝着抑制機構をもあわせて記述した。

2. 鋳鉄の非潤滑—すべり摩耗機構

2.1 鋳鉄の摩耗特性と摩耗機構

鋳鉄の非潤滑—すべり摩耗機構において系統的な解明を行なつた研究の1つに大越、坂井の報告を挙げることができる。この実験では摩耗条件として接触圧力およびすべり速度を広範囲に変化させた場合、図1に示すような摩耗特性曲線が得られ、それぞれの摩耗傾向が相違する条件下において摩耗機構を異にしていることを明らかにした。すなわち、低圧または低速条件のいわゆる mild wear の領域ではすべり面に Fe_2O_3 の生成が観察される酸化摩耗で、より高速あるいは高負荷側では機械的破壊を主体とした摩耗機構に移行し、これにともなつて摩耗量は極端に大きな値となり、極大値が現われる。しかし、さらに苛酷な条件になると、すべり面は摩擦熱によつて著しく高温に達し、やがて熔融状態となつて Fe_3O_4 が検出されるいわゆる熔融摩耗となり、再び摩耗量は減少することを明らかにしている。また、上述の機械的破壊摩耗域において摩耗量が極大となるときの圧力はこれが高くなるほど低速側へ移行することを認めている^{14)~17)}、このような現象は大越らのほかにも多くの研究者によつて確認されている^{14)~20)}。

著者も同様な実験をねずみ鋳鉄 (3.34% C, 1.95% Si, 0.96% Mn, 0.268% P, 0.133% S)¹⁷⁾ および球状黒鉛鋳鉄 (3.45% C, 2.81% Si, 0.33% Mn, 0.032% P, 0.008% S, 0.04% Mg)^{21)~22)} について行ない、図2ならびに3に示すような結果を得た。すなわち、摩耗条件としては応力除去焼なましを施した上述の各鋳鉄を固定試験片とし、これに微細パーライト組織の S55C 炭素鋼の回転試験片を組合わせて接触圧力5~20 kg/cm²、すべり速度0.10~4.00 m/sec の範囲に変化させた実験を行ない、

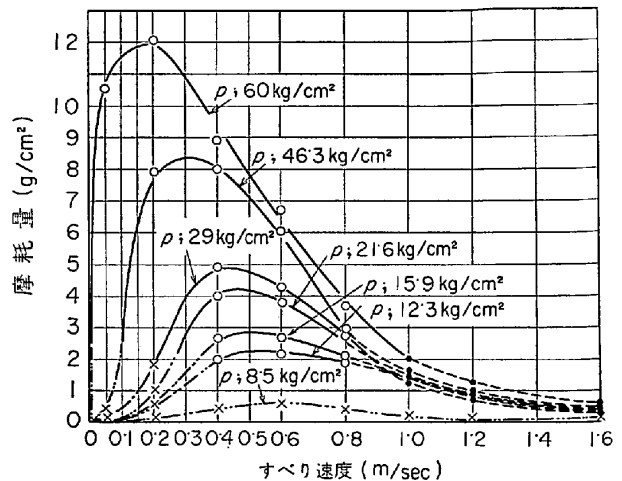
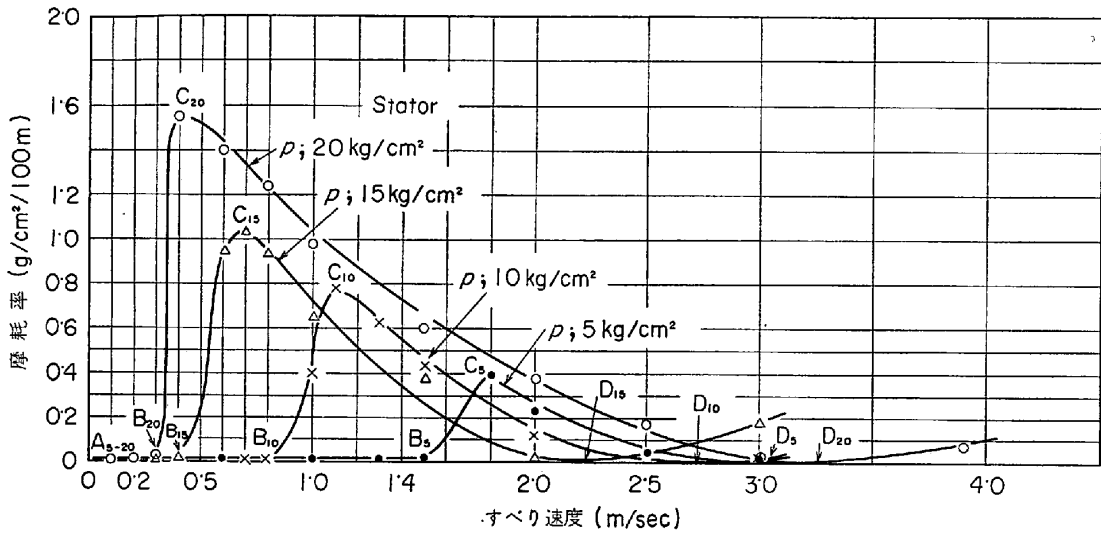


図1 鋳鉄の速度-摩耗特性曲線 (大越, 坂井)

その結果を大越らのものと比較検討した。それによると摩耗率の増減傾向はいずれも類似しているが、mild wear あるいは高圧、高速条件下の severe wear の領域における摩耗特性ならびに摩耗機構に多少の相違が認められた。たとえば、図2のねずみ鋳鉄における mild wear の領域を大越らの結果と比較した場合、摩耗率はきわめて小さな値となり、かつ、この領域ではほとんど摩耗粉末が採取されず、金属光沢を有する平坦状のすべり面が観察された。しかし、すべり面に存在する黒鉛はその幅がきわめて細くなり、摩耗前の約 1/2 以下に減少している。この結果から判断して、いわゆる mild wear の領域ですべり距離が比較的短いときはすべり面温度が酸化物を生成するのに十分な状態に達せず、表面付近の塑性変形のみが生じているものと考えられる。しかしながら、すべり距離が長くなるにともない、すべり面温度も漸次上昇して酸化現象が現われるようになる。図4はこの領域内にある接触圧力 20 kg/cm²、すべり速度 0.10 m/sec のもとで距離 5000 m 摩耗させたときに採取された暗褐色状の摩耗粉末を X 線回折により同定したもので、 $\gamma-Fe_2O_3$ が多く検出された。しかし、 $\gamma-Fe_2O_3$ はきわめて不安定な化合物であり、さらに継続して摩耗を行なうときは $\alpha-Fe_2O_3$ に変化するとともに、一部に $\alpha-Fe$ も混在するようになる。

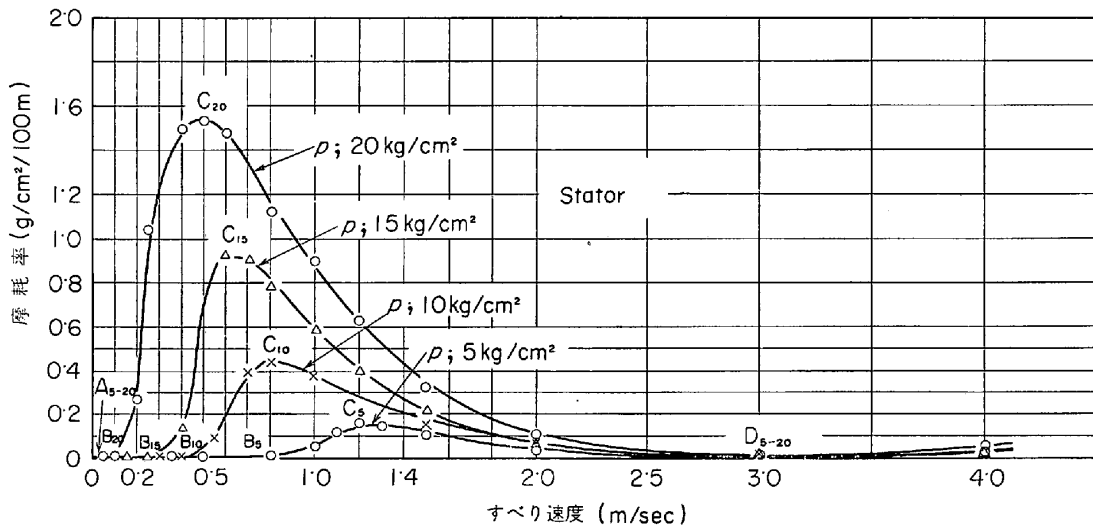
つぎに摩耗率が極大値を呈する付近の摩耗条件下で生ずる摩耗機構を吟味するためすべり面ならびに摩耗粉末の状態を観察した。その結果、この領域では凝着現象がその主要因子となることを認めた。すなわち、摩擦の過程でまず凝着を起こし、その凝着痕あるいは凝着後脱落してすべり面間に介在する摩耗粉末により引掻きや掘起こし現象を生じ、これが原因となつて摩耗率は著しく増大するとともに、すべり面には激しい凹凸が残る。また、この領域で得られた摩耗粉末は金属光沢を有する $\alpha-Fe$ から成ることが X 線回折の結果から明らかとなつた。

なお、引掻きや掘起こしによりすべり面の一部が破壊、



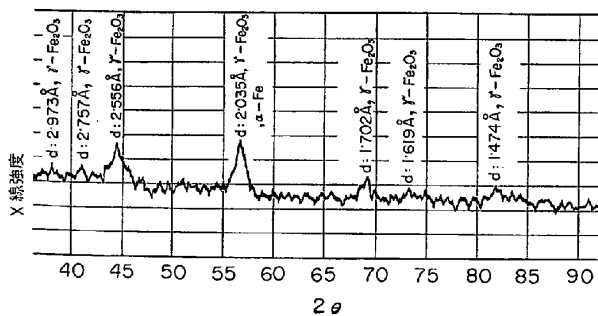
試験片：Stator, ねずみ鑄鉄 (550°C 焼なまし), Rotor S55C (900°C 油焼入れ, 570°C 焼もどし)

図 2 ねずみ鑄鉄の各圧力下における速度-摩耗特性



試験片：Stator, プルス・アイ型球状黒鉛鑄鉄 (550°C 焼なまし) Rotor, S55C (900°C 油焼入れ, 570°C 焼もどし)

図 3 球状黒鉛鑄鉄の各圧力下における速度-摩耗特性



試料：ねずみ鑄鉄の摩耗粉末
 摩耗条件： p 20kg/cm², v 0.10m/sec, l 5000m
 X線回折条件：対陰極 Fe, フィルター Mn, 電圧 35kVp, 電流 10mA

図 4. Mild wear 領域で採取したねずみ鑄鉄の摩耗粉末のX線回折結果

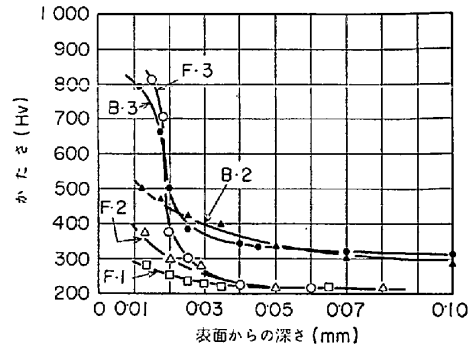
脱落する状況をミクロ的に観察すると、片状黒鉛を有するねずみ鑄鉄の場合は、まず摩耗の初期段階ですべり面付近に存在する黒鉛の先端から隣接する黒鉛、または表面に向かつて亀裂が発生し、この部分はずぎの段階で完全にすべり面から離脱し、すべり面には黒鉛の形状と類似した掘りこし摩耗痕が残る。また、引掻き状摩耗痕については凝着摩耗痕のほかに、上述の過程で脱落した摩耗粉末の一部がすべり面間に介在して激しい加工を受けることによつて硬化し、これが abrasive wear の原因となつて引掻き摩耗を生ずるものと考えられる。

また、球状黒鉛鑄鉄の場合は、すべり面付近に存在する黒鉛が摩耗にともなう加工を受けて漸次片状に変化し、上述と同様な過程を経て破壊、脱落に発展していくことを実験的に認めた。



試験片; Stator ねずみ鋳鉄 (550°C 焼なまし)
 摩耗条件; p 20kg/cm², v 3.90m/sec, l 500m

写真 1 熱的摩耗域において摩耗を行なったときの鋳鉄すべり面付近に生成された熱衝撃破壊現象



B-2: ブルス・アイ型 p : 20kg/cm², v : 0.50m/sec l : 100m
 B-3: " p : 20kg/cm², v : 4.00m/sec l : 100m
 F-1: フェライト型 p : 20kg/cm², v : 0.10m/sec l : 100m
 F-2: " p : 20kg/cm², v : 0.70m/sec l : 100m
 F-3: " p : 20kg/cm², v : 400m/sec l : 100m

図 5 すべり面の硬化現象に及ぼす摩耗条件の影響

d ; 2028 Å
 α -Fe (110)

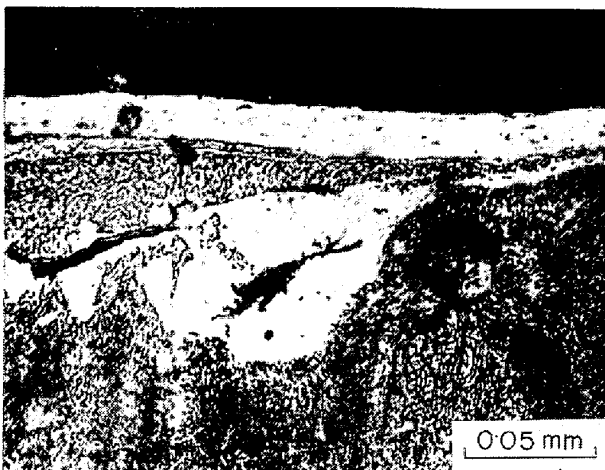
d ; 1432 Å
 α -Fe (200)

d ; 1167 Å
 α -Fe (211)



試料; ねずみ鋳鉄の摩耗粉末
 摩耗条件; p 20kg/cm², v 3.90m/sec, l 500m
 X線回折条件; 対陰極 Fe, フィルター Mn, 電圧 35kvp, 電流 10mA

写真 2 熱的摩耗域で採取したねずみ鋳鉄の摩耗粉末の X 線回折結果



試験片; Stator ブルス・アイ型球状黒鉛鋳鉄 (550°C 焼なまし)
 摩耗条件; p 20kg/cm², v 4.00m/sec, l 1000m

写真 3 熱的摩耗域において摩耗を行なったときの鋳鉄すべり面付近に生成された白色硬化層

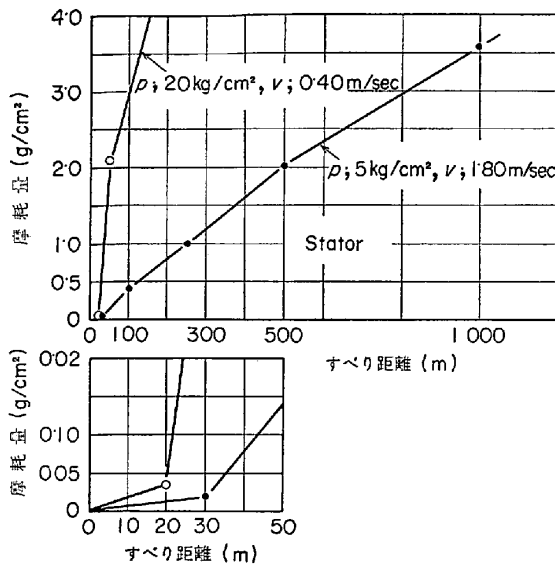
るものとみることができ、したがって黒鉛を多く析出している鋳鉄ほど摩耗損失が大きくなる傾向にあるものと判断される。

前掲図 2 または 3 における高速摩耗域で摩耗率が減少するときの摩耗機構はねずみ鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄において多少の相違があることを認めた。

すなわち、そのおもな相違点は、ねずみ鋳鉄の場合摩耗の過程においてすべり面の一部が摩擦熱により急激な加熱、冷却を受けることとなり、その結果は写真 1 に示すようにすべり面付近に存在する黒鉛の先端から隣接する黒鉛あるいは表面に向かって数多くの微細な亀裂が発生し、これが漸次破壊現象に発展するいわゆる熱衝撃破壊摩耗を呈する。また、この摩耗域で採取された摩耗粉末からは写真 2 に示すごとく α -Fe のみが検出され、摩耗損失の重要因子が破壊現象であることを表わしている。

これに対して、球状黒鉛鋳鉄の場合は写真 3 にみられるごとく表面から約 20 μ にわたって白色層が得られ、そのかたさは図 5 から明らかなように Hv800 前後とな

以上のごとき結果から、鋳鉄が凝着に起因する破壊現象によつて摩耗を生ずるときは、主として黒鉛が媒介す



試験片: Stator ねずみ鑄鉄 (550°C 焼なまし)
Rotor S55C (900°C 油焼入れ, 570°C 焼もどし)

図 6 凝着摩耗域におけるねずみ鑄鉄の摩耗傾向

ることが認められた。このような現象は鋼などを取扱かつたほかの研究者によつても認められており²³⁾, WELSHによると窒素の存在するふん囲気中において著しい急熱、急冷をともなう場合、純鉄に近い組成の鋼でも十分硬化することが認められ²⁴⁾, これをナイトロジェン・マルテンサイトと称している。著者もこの摩耗過程で採取した摩耗粉末を X 線回折により吟味した結果、 α -Fe のほかに多量の γ -Fe を検出することができた。したがつて、これらの結果から判断してこの白色層はマルテンサイトまたはこれと類似した結晶構造をもつものから成るものと考えられる。また、このような白色層の現われたすべり面を観察すると微細な亀裂の発生を認めることができた。

以上の結果から、上述のごとき高速摩耗域における球状黒鉛鑄鉄の摩耗機構は摩耗熱によるすべり面表面層のマルテンサイト生成とこれにともなう変態応力による破壊がそのおもなものとみることができ。

2.2 鑄鉄の摩耗傾向と摩耗機構

ある特定の摩耗条件のもとで長時間摩耗を継続して行なつた場合、その摩耗量の推移曲線から初期ならびに定常摩耗状態が存在することは衆知である。そこでこのような現象の生ずる原因と、継続して摩耗を行なうときの摩耗機構の変遷を究明するため摩耗後におけるすべり面および摩耗粉末の状態を観察した。この場合、摩耗条件としては定常摩耗域にある機構的に安定でしかも摩耗量の再現性に優れた条件 (2.3 節参照) を選ぶことが現象を解明するうえから妥当であると考え、主として酸化および凝着摩耗域にある諸条件を選択した。

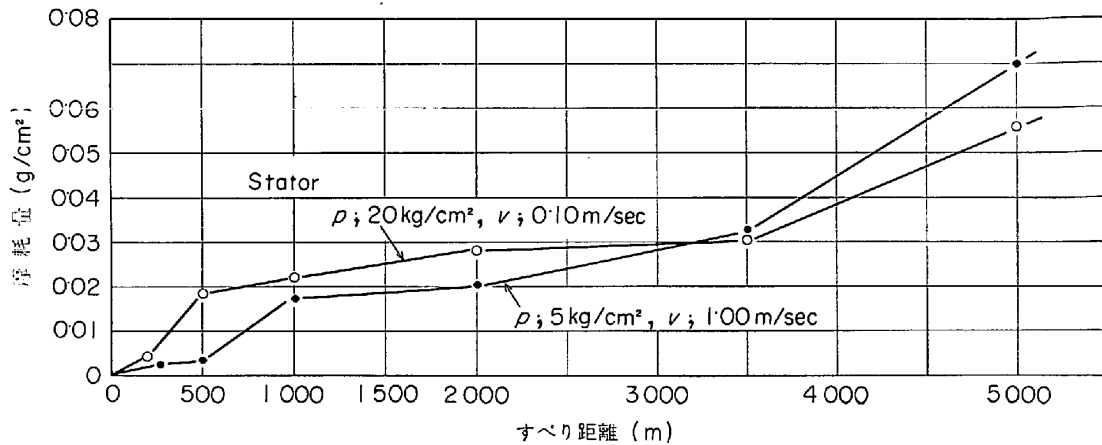
まず、ねずみ鑄鉄の場合は前掲図 2 より凝着摩耗域にあるものとして接触圧力 5 kg/cm^2 、すべり速度 1.80 m/sec および圧力 20 kg/cm^2 、速度 0.40 m/sec を、

また、酸化摩耗域からは接触圧力 5 kg/cm^2 の場合すべり速度 1.00 m/sec 、圧力 20 kg/cm^2 のときは速度 0.10 m/sec とした。

その結果、凝着摩耗域にある上記 2 条件 (低圧、高速側および高圧、低速側) で摩耗を行なつた場合は図 6 に示すごとくすべり距離 $20 \sim 30 \text{ m}$ まですべり面に塑性変形のみが現われ、摩耗量はきわめて僅少である。しかし、漸次すべり距離が増すにともなつて激しい凝着が起これ、これにともなう引掻きあるいは掘起こし現象のため摩耗量は急激に増加し、かつ摩耗量とすべり距離の関係はほぼ直線的であるとともに接触圧力の高いときほど単位すべり距離当たりの摩耗量は大きくなる。また、摩耗の各過程で採取した摩耗粉末を X 線回折により吟味した結果はいずれも α -Fe であり、定常摩耗域において摩耗機構に変化の生じていないことが認められた。

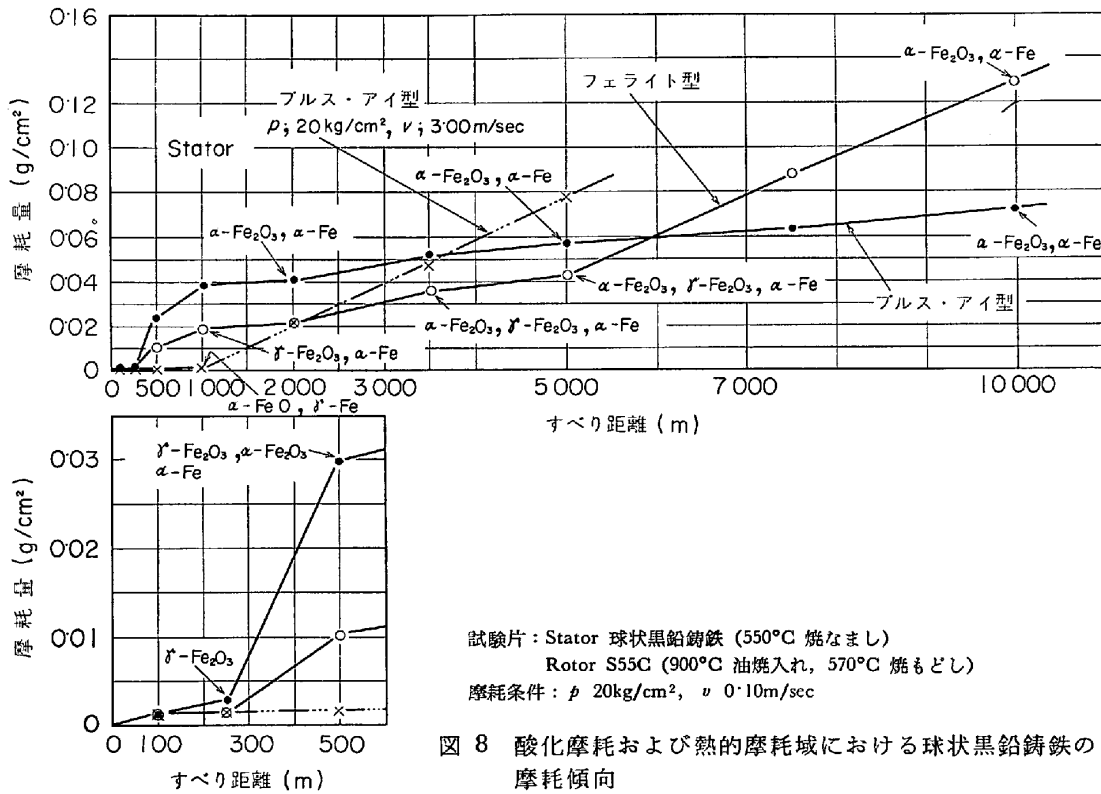
また、上述の酸化摩耗域にある摩耗条件により長距離摩耗を行なつたときのねずみ鑄鉄の摩耗傾向曲線は図 7 に示すごとくなる。すなわち、すべり距離 250 または 500 m 付近までは主としてすべり面の塑性変形が起これ、より長距離側で局部的に凝着にともなう引掻きなどの摩耗現象が混在するようになると摩耗量の増加割合はやや大きくなる。しかしこの状態は比較的短かいすべり距離で終了し、さらに摩耗を継続して定常摩耗域に入るときはすべり距離、 3500 m 前後まで γ - Fe_2O_3 を主成分とする酸化物の生成が摩耗損失の主体となり、単位すべり距離当たりの摩耗量は減少する。しかしながら、その被膜は薄く、かつ破壊しやすいため、さらにすべり距離が長くなると酸化被膜の剝離した部分に凝着現象がみられるようになり、再び摩耗量の増加割合は大きくなる傾向がみられた。換言すると、mild wear の領域ではすべり距離が長くなるとすべり面温度の上昇により酸化現象が激しくなると同時に表面層の軟化がみられるようになり、これにともなつて酸化物粒子による引掻きなどにより酸化被膜の一部が剝離され、漸次凝着摩耗が混在するようになる。したがつて、酸化摩耗はすべり距離が長くなるにともない凝着摩耗へ移行することが考えられ、この観点からも凝着摩耗が摩耗機構の基本的現象であるといえる。

これに対して、球状黒鉛鑄鉄の摩耗傾向と摩耗機構の関係は図 8 に示すごとくになり、その傾向は上述のねずみ鑄鉄と類似している。すなわち、同図は酸化摩耗域にある接触圧力 20 kg/cm^2 、すべり速度 0.10 m/sec 一定のもとで、ブルスアイ型鑄鉄とこれを黒鉛化焼なまし処理して素地組織をフェライト化したものについて表わしたもので、すべり距離に対する摩耗量の増加傾向に多少の相違がみられる。まず、ブルスアイ型鑄鉄の場合はすべり距離 $250 \sim 1000 \text{ m}$ の間で起こる初期摩耗段階での凝着による摩耗量の増加はやや大きな値となるが、より長距離側の定常摩耗域では酸化摩耗が継続して起こる



試験片: Stator, ねずみ鋳鉄 (550°C 焼なまし) Rotor S55C (900°C 油焼入れ, 570°C 焼もどし)

図7 酸化摩耗域におけるねずみ鋳鉄の摩耗傾向



試験片: Stator 球状黒鉛鋳鉄 (550°C 焼なまし)
Rotor S55C (900°C 油焼入れ, 570°C 焼もどし)
摩耗条件: p 20kg/cm², v 0.10m/sec

図8 酸化摩耗および熱的摩耗域における球状黒鉛鋳鉄の摩耗傾向

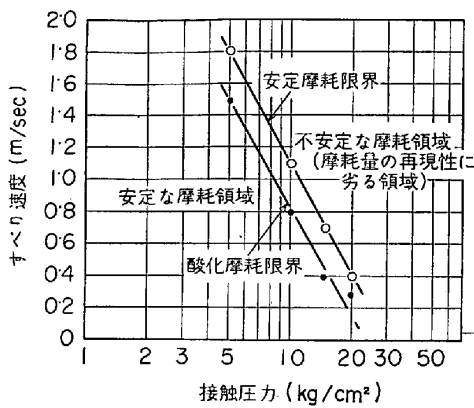
とともに、酸化物は γ - Fe_2O_3 から安定な α - Fe_2O_3 に変化し、すべり距離 10 000m においてもかなりの量の α - Fe_2O_3 が検出され、この領域では摩耗損失の主体が酸化摩耗であることを表わしている。これに比べて、後者のフェライト型鋳鉄はすべり面が軟質であることから表面層の塑性変形が起りやすく、初期摩耗域での凝着現象が 500m 付近でほぼ終了し、かつ摩耗量も相対的に少ない。しかし、定常摩耗状態となつてからの酸化摩耗域ではブルスアイ型鋳鉄に比較して相対的に凝着摩耗が多く現われ、単位すべり距離当たりの摩耗量は大きく、ことに、すべり距離 5 000m 以上においてこの傾向が顕著で

ある。

また、すべり面にマルテンサイトの白色層が現われる熱的摩耗域の接触圧力 20 kg/cm²、すべり速度 3.00m/sec で摩耗を行なつたときの摩耗傾向と摩耗機構の関係を図8に併記した。それによると、すべり距離 1 000m 付近まですべり面の塑性変形と白色層の生成のため摩耗量ははなはだ小さく、より長距離側ではこれが破壊を起こして漸次摩耗量の増加傾向がみられるようになる。

2.3 鋳鉄の安定摩耗限界

前掲図2および3にみられるごとく各鋳鉄の摩耗特性について検討した結果によると、mild wear の領域です

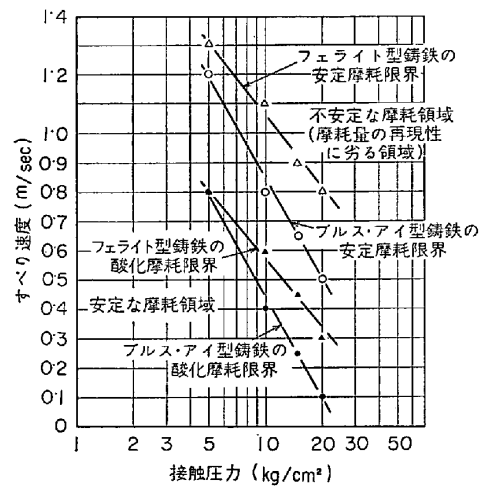


試験片: Stator ねずみ鋳鉄 (550°C 焼なまし)
Rotor S55C (900°C 油焼入れ 570°C 焼もどし)

図 9 ねずみ鋳鉄の酸化ならびに安定摩耗限界

べり面の塑性変形あるいは酸化現象が摩耗損失の主体となる場合はきわめて摩耗率が小さく、また、より高速側で凝着に起因する引掻きや掘起こし現象により摩耗が生ずるときは急激に摩耗率が増加し、極大値を表わすようになる。そこで、図中酸化摩耗から凝着摩耗へ移行する境界条件に相当する B_{5-20} 、および摩耗率が極大となる C_{5-20} の諸条件を接触圧力ならびにすべり速度の関係をもつて表わすと図9および10のごとくとなり、前者を酸化摩耗限界、後者を安定摩耗限界とした。

つぎに、これらの各摩耗限界のもつ意義について考察を試みた。それによると、まず安定摩耗限界についてはさきにも述べたごとく、この摩耗条件下においてすべり距離を変化させても定常摩耗域での摩耗機構は安定しており、しかも表1にその1例を示すごとく摩耗量の再現性に優れている。また、酸化摩耗限界はおおむね摩耗率が小さいことからこの条件が高压、高速側にある鋳鉄ほど優れた耐摩耗性を表わす1つの判定基準とすることが



試験片: Stator ブルス・アイ型球状黒鉛鋳鉄 (550°C 焼なまし)
フェライト型球状黒鉛鋳鉄 (920°C 第1段黒鉛化、750°C 第2段黒鉛化焼なまし)
Rotor S55C (900°C 油焼入れ、570°C 焼もどし)

図 10 球状黒鉛鋳鉄の酸化ならびに安定摩耗限界

できる²⁵⁾。しかしながら、潤滑—すべり摩耗の場合は酸化摩耗限界がはなはだ不明確となる傾向にあり²⁶⁾、この状態では耐摩耗性のいかにを判断することが困難である。しかし、このようなときは非潤滑摩耗において酸化摩耗限界が安定摩耗限界とほぼ平行関係にあることに着目し、各鋳鉄の安定摩耗限界を比較することによつて、その耐摩耗性を検討することが可能となる。

3. 鋳鉄の潤滑—すべり摩耗機構

鋳鉄が機械構造用材料として使われているときの摩耗状態を観察すると、そのほとんどは潤滑—すべり状態であるといえる。したがつてこのような状況のもとにおける摩耗機構を解明することは工業的にきわめて重要な意

表 1. ねずみ鋳鉄の摩耗実験における実測摩耗量のばらつきと摩耗機構の関係

摩耗機構	摩 耗 条 件			実 測 摩 耗 量				
	接触圧力 kg/cm ²	すべり速度 m/sec	すべり距離 m	最低値 g/cm ²	最高値 g/cm ²	範 囲 g/cm ²	平均値 g/cm ²	ばらつき率 %
酸 化 摩 耗	5	1.00	500	0.003	0.004 ₅	0.001 ₅	0.004	38
	10	0.60	〃	0.002	0.004	0.002	0.003	66
	15	0.40	〃	0.006	0.008	0.003	0.008	38
	20	0.30	〃	0.008	0.012	0.003	0.011	27
凝 着 摩 耗	5	1.80	500	1.897	1.995	0.098	1.976	5
	10	1.10	〃	4.028	4.266	0.238	4.086	6
	15	0.50	〃	5.101	5.327	0.226	5.247	4
	20	0.40	〃	7.566	7.958	0.392	7.774	5
熱 的 摩 耗	5	3.00	500	0.018	0.233	0.215	0.032	672
	10	2.50	〃	0.067	0.422	0.355	0.098	362
	15	3.00	〃	0.086	0.890	0.794	0.479	166
	20	3.00	〃	0.022	0.399	0.377	0.063	598

ただし、ばらつき率は(範囲/平均値)×100(%)をもつて表わす

表 2. 潤滑すべり摩耗実験に用いた鋳鉄および炭素鋼の化学組成

試 験 片		化 学 組 成 (%)						Sc 値
		C	Si	Mn	P	S	Ti	
Stator	L ₁	3.11	2.27	0.53	0.275	0.080	—	0.91
	L ₂	3.10	1.14	0.97	0.330	0.092	—	0.82
	T ₂	3.36	1.83	0.92	0.148	0.013	0.23	0.93
Rotor	R _A	3.29	2.20	0.53	0.200	0.082	—	0.94
	R _B	3.85	2.57	0.92	0.148	0.013	—	1.14
	R _C	0.53	0.28	0.49	0.013	0.011	—	—

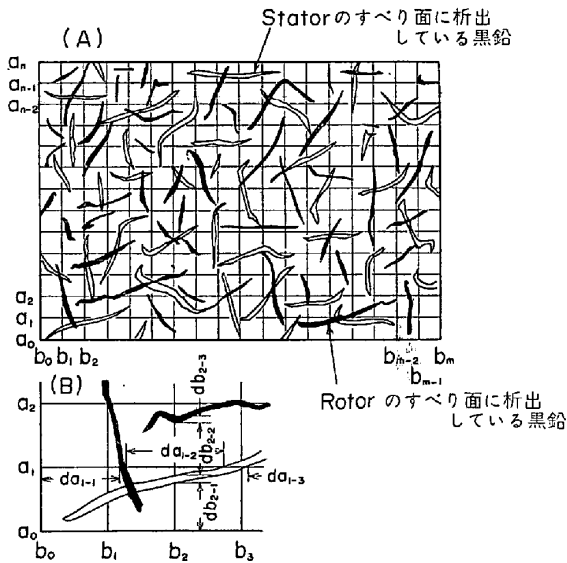


図 11 すべり面間における平均黒鉛間隔の測定法

義をもつものと考えられる。

さて、潤滑すべり摩耗機構が前章で述べた非潤滑すべり摩耗機構と相違する点を比較した場合、すべり面間に介在する潤滑油の挙動にあるものとみることができ、これはさらにつぎの2項目に分類することが可能である。すなわち

- (a) 潤滑油の吸収酸素によるすべり面の酸化現象
- (b) 鋳鉄すべり面に存在する黒鉛の潤滑油の吸収、

ならびにこれらの油膜保護作用

がそれである。ここで (a) は潤滑油の使用過程において漸次大気中から酸素を吸収し、いわゆる潤滑油の酸化が起こる²⁷⁾。そして、この状態のもとで摩耗を継続して行なうときは摩擦熱による表面温度の上昇をともなつてすべり面に酸化被膜が生成されやすくなり、しかもその酸化被膜が素地に比べて多孔質であることから潤滑油の吸収が容易であること、ならびにそれ自体凝着の抑制作用を有すること²⁸⁾、など耐摩耗性を向上させる因子をもたらすようになる。したがって多少酸化の進んだ潤滑油を使用するときの方が新しい油を用いる場合よりも優れた耐摩耗性の得られることが実験的に確認されている²⁹⁾。また、(b)項の現象は鋳鉄のすべり面に析出して

表 3. 鋳鉄試験片の組合わせとすべり面間の平均黒鉛間隔

組合わせ方式		平均黒鉛間隔 mm
Stator	Rotor	
L ₁	R _C	0.078
L ₁	R _A	0.040
L ₂	R _B	0.026
T ₂	R _B	0.012

いる黒鉛が潤滑油を吸収し、上述の酸化被膜とともに油膜の保護に有効な作用をもたらすものとみることができ

る。そこで、本章においては鋳鉄の潤滑摩耗に関連性が大きいと考えられる (b) 項を中心に潤滑状態のもとでのすべり摩耗機構について記述した。

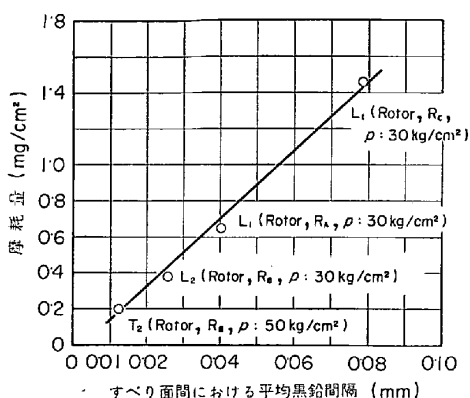
3.1 鋳鉄の潤滑すべり摩耗に及ぼす黒鉛の挙動

3.1.1 すべり面における平均黒鉛間隔

含 Ti 共晶黒鉛鋳鉄は素地組織の一部にフェライトが存在しているにもかかわらず潤滑すべり摩耗状態のもとでパーライト素地のねずみ鋳鉄よりも優れた摩耗特性を有することが認められている。その原因はこの鋳鉄に特有な網目組織が油溜りの効果を表わすこと、ならびにすべり面全体にわたつて共晶黒鉛が均一に分布し、したがって隣接する黒鉛同志の間隔がきわめて小さく、これが潤滑油膜の破断防止、すなわち凝着抑制に効果的作用を及ぼしていることなどが挙げられる。

換言すると、潤滑状態における鋳鉄のすべり摩耗は、すべり面に析出している黒鉛相互の間隔、ことに最大黒鉛間隔が重要な意義をもつものと考えられる。すなわち、油膜の破断にともなう固体接触が黒鉛の存在しない個々の素地領域で発生し、これにともなつて生ずる凝着に起因した摩耗現象は、黒鉛間隔が接近しているものほど困難となることが予測される。そこで、特別な場合を除き、最大黒鉛間隔の大きさと摩耗の関係が、平均黒鉛間隔のそれと比例的関係にあるものと仮定して両者の関係を求めた。

ここですべり面間に存在する黒鉛相互の間隔は表2に



試験片：表 2 および 3 参照
 摩耗条件： v 1.05m/sec, l 10 000m, 潤滑油：パラフィン系 60 spin, 油温 20°C に一定

図 12 鑄鉄の安定摩耗限界における摩耗量とすべり面間の平均黒鉛間隔との関係(初期摩耗)

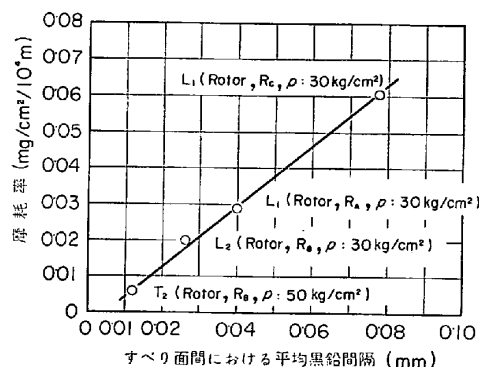
示すとき組成のねずみ鑄鉄あるいはこれに類するもの、および S 55C 炭素鋼を用いることにより変化させ、平均黒鉛間隔の相違が油膜の保護性を介して摩耗に及ぼす影響を吟味した。

まず、各試験片を組合わせたときのすべり面間に析出している隣接黒鉛同志の平均黒鉛間隔を求めた。その方法はそれぞれの供試鑄鉄について倍率 100 の顕微鏡写真を撮影し、さらにこれらを組合わせたときの状況を仮定してその場合の黒鉛間隔を図 11A の方法で検討したものである。すなわち、同図にみられるように一定間隔を以て細分された方眼紙上に組合せる試験片の顕微鏡写真を重ね、図 11B に示した方式にしたがって直線 $a_0, a_1, a_2, \dots, a_{n-1}, a_n$ ならびに $b_0, b_1, b_2, \dots, b_{m-1}, b_m$ 上をよぎる黒鉛間隔を測定したのち、これら実測値の算術平均から平均黒鉛間隔を求めた。この結果によると、それぞれの試験片の組合せによつて得られた平均黒鉛間隔は表 3 に示すごとくおおよそ 0.01~0.08 mm の範囲となる。

3.1.2 すべり面間における平均黒鉛間隔が鑄鉄の摩耗特性に及ぼす影響

前掲表 3 に示すようなすべり面間に析出している平均黒鉛間隔の相違した組合せのもとで、潤滑油にパラフィン系 60spin を使用したときのそれぞれの圧力あるいは速度-摩耗特性曲線を求め、その結果から安定摩耗条件下での摩耗量と平均黒鉛間隔との関係を吟味した。図 12 はその結果を示したものである。これによると、平均黒鉛間隔の減少に比例して油膜が保護されやすくなるため摩耗量はほぼ直線的に低下することが認められる。

なお、この場合他のパーライト素地を有するねずみ鑄鉄に比べて、素地組織の一部にフェライトが析出している含 Ti 共晶黒鉛鑄鉄の平均黒鉛間隔と摩耗量の関係が同一直線上に表われる現象は、フェライトの存在による摩耗抵抗の低下と、この鑄鉄に特有な網目組織が潤滑油



試験片：表 2 および 3 参照
 摩耗条件： v 1.05m/sec, 潤滑油パラフィン系 60 Spin 油温 20°C に一定

図 13 定常摩耗域における単位すべり距離当たりの摩耗率に及ぼすすべり面間の平均黒鉛間隔の影響

膜の破断防止に一層顕著な効果をもたらす現象とが相殺された結果によるものと推定される。しかしながら、安定摩耗限界となる摩耗条件は、同じ摩耗方式のもとでその鑄鉄に個有なものとみられ、平均黒鉛間隔との間には明瞭な関係は存在しないようである。換言すると、広い意味でパーライト素地を有するねずみ鑄鉄同志、またはこれと鋼を組合わせた摩耗において、凝着に起因する摩耗現象が起こるような接触圧力およびすべり速度を摩耗条件として選んだ場合、すべり面間に析出している黒鉛の平均間隔は油膜の保護と密接な関係を有し、この間隔が接近するほど摩耗量の軽減に顕著な影響をもたらすものといえる。

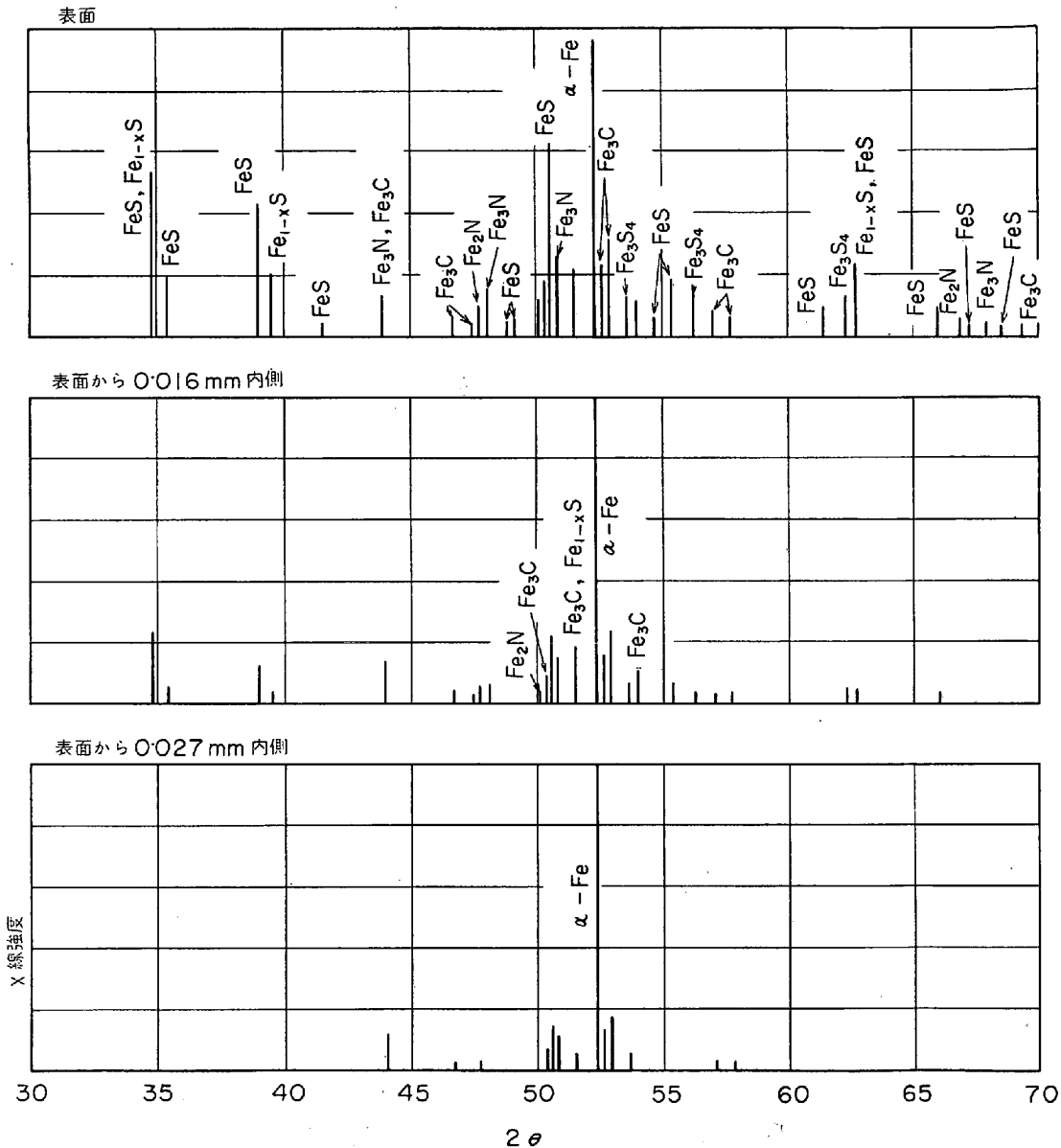
3.1.3 すべり面間における平均黒鉛間隔が鑄鉄摩耗傾向に及ぼす影響

つぎに、前項と同様、すべり面間に析出している黒鉛の平均間隔を異にする組合せのもとで、固定試験片として用いたそれぞれの鑄鉄の安定摩耗限界に相当する摩耗条件により、すべり距離 100 000m まで継続した摩耗を行ない、各鑄鉄の摩耗傾向曲線を求めた。そして、その結果から定常摩耗域における摩耗量の増加傾向に及ぼすすべり面間の平均黒鉛間隔の影響を検討した。

図 13 はこの結果を示したもので、この場合も前掲図 12 と同様、隣接する黒鉛同志の間隔が接近しているほど摩耗率は直線的に低下することが認められた。

なお、このときのすべり面はいずれもすべり距離が大きくなるにともなつて、潤滑油に吸収されている酸素による酸化が漸増する反面、凝着に起因する引掻きなどの摩耗痕が減少する傾向にある。しかしながら、このような状況のもとでも摩耗損失の主体は凝着現象に依存している。

以上の結果から、すべり面間に潤滑油が介在しているか否かによつて黒鉛はまったく相反する挙動を呈するものである。すなわち、非潤滑-すべり摩耗の場合は黒鉛



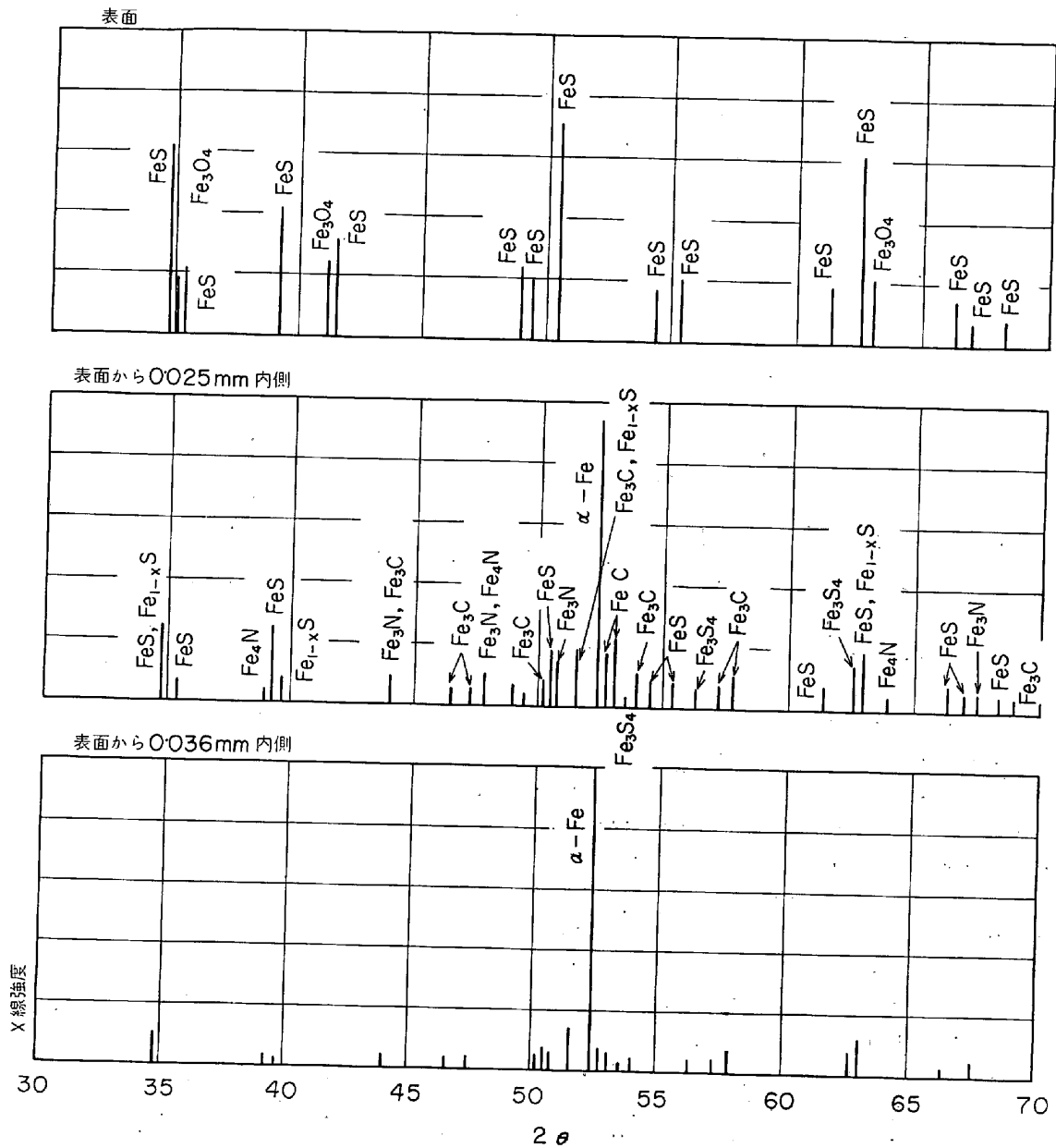
試験片: Stator 球状黒鉛鋳鉄 (570°C~2hr 浸硫処理)
 X線回折条件: 対陰極 Co, フィルター Fe, 電圧 35kVp, 電流 10mA
 図 14 浸硫処理した鋳鉄の表面層に生成する反応生成物

析出量が多くなるほどこれが破壊の原因となつて摩耗損失を促進させ、逆に潤滑—すべり摩耗においてはこれが油溜りとなつて油膜保護に効果的な作用をもたらすため摩耗は軽減する。なお、黒鉛自体がもつ潤滑性についてはいずれの場合にも共通した働きを及ぼすものとみられるが、鋳鉄中においてその析出状態が不規則であることから判断して黒鉛の壁開面におけるすべり方向と摩耗の際のすべり方向とが一致することはきわめて少ないものとみられ、したがつて十分な減摩効果を期待することは困難と考える。

4. 凝着現象の抑制作用と耐摩耗性

たとえば銅合金と鋼のごとき異種金属を組合わせた摩

耗においても、摩耗の過程でしばしば凝着が起こる。その結果としていずれか一方の金属が相手材料に金属転移 (metal transfer) を生ずるときは、同種金属同志の摩耗となり、その領域にはますます顕著な凝着現象ならびにこれにともなう金属転移がみられる³⁰⁾。このような現象は鋳鉄同志あるいは鋳鉄と鋼のごとく類似した系統の金属を組合わせた摩耗において当然起こっているとみなければならない。換言すると、この種の組合せのもとでは、前章までに記述したごとく凝着またはこれに類する現象が摩耗損失の本質であるとみることができ、したがつて、鋳鉄の耐摩耗性を向上させる方法の一つとして凝着現象の発生を未然に抑制または防止する方法が挙げられる。浸硫処理³¹⁾、窒化³²⁾あるいは水蒸気処理による酸化



試験片：Stator 球状黒鉛鑄鉄 (570°C~2hr 同一塩浴中で4回目に浸硫処理)
X線回折条件：対陰極 Co, フィルター Fe, 電圧 35kVp, 電流 10mA

図 15 劣化塩浴中で浸硫処理した鑄鉄の表面層に生成する反応生成物

被膜の生成²³⁾などはいずれもこれに類する方法の1つである。すなわち、すべり面に相当する表面層に非金属的物質から成る被膜を作り、これによつて金属同志の接触を避け、かつ凝着現象を抑制しようとする考え方にもとづいてこれらの処理が行なわれている。

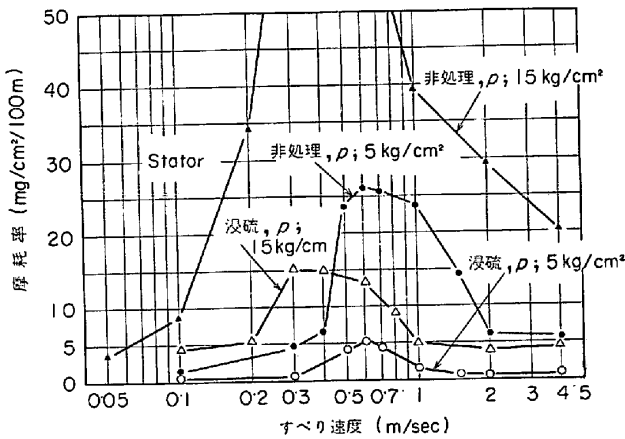
4.1 鑄鉄浸硫層の耐摩耗性

4.1.1 浸硫処理とすべり面に生成する反応生成物

固定試験片の寸法、形状に機械加工したブルスアイ型球状黒鉛鑄鉄 (3.19%C, 2.57%Si, 0.34%Mn, 0.016%P, 0.010%S, 0.05%Cr, 0.027%Mg) を還元性浸硫塩浴 (NaCN25%, NaCNO26%, NaCl 21%, Na₂CO₃ 28%, 融点 480°C の窒化塩浴全量に対して Na₂S₂O₃ を 5% 添加) 中で 570°C, 2 hr 処理を行なつたのち急冷

した。このときの表面層に生成している反応生成物を X 線回折により同定した結果は図 14 に示すごとくになる。すなわち、表面付近からは FeS, Fe_{1-x}S, Fe₃S₄ のとき硫化物と Fe₃C, Fe₂N, Fe₃N などの炭、窒化物が検出され、漸次内部にいくにしたがつてこれらの X 線強度が低下する反面 α-Fe は増加し、約 0.03 mm 内部においてはほぼ α-Fe のみが観察された。なお、このような反応生成物は硫黄塩として Na₂SO₄, Na₂SO₃, KCNS などを使用したときにおいても得られる。

しかしながら、この種の塩浴は比較的不安定であり、酸化などによる劣化が激しく、同一塩浴を継続して数回以上使用するときは図 15 にみられるごとく表面付近の反応生成物中に FeS と Fe₃O₄ のみが検出されるようにな



試験片: Stator 球状黒鉛鑄鉄, 非処理 (550°C 焼なまし)
 浸硫 (570°C~2hr 浸硫処理)
 Rotor S45C (900°C 油焼入れ, 580°C 焼もどし)

図 16 浸硫処理を施した鑄鉄の速度-摩耗特性

る。しかし、この場合においても表面から 0.025 mm 前後内側には上述と同様な硫化物や炭化物、窒化物などが同定され、正常な浸硫層が形成されていることが確認された。

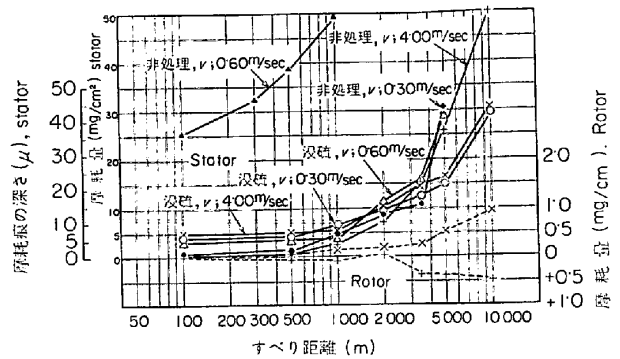
4.1.2 鑄鉄浸硫層の摩耗特性

上述の処理条件で浸硫処理した球状黒鉛鑄鉄を固定試験片とし、これに熱処理によつて微細パーライト組織とした S45C 炭素鋼の回転試験片を組合わせて非潤滑状態のもとですべり摩耗を行なつた。図 16 は接触圧力 5 および 15 kg/cm² のもとですべり速度を 0.05~4.00 m/sec の範囲に変化させたときの各圧力のもとにおける速度-摩耗特性曲線を示したものである。なお同図中には比較のため 550°C で焼なまし処理を施した同一組成の球状黒鉛鑄鉄の摩耗特性曲線をも併記した。

この結果によると、浸硫処理した鑄鉄の摩耗特性曲線は非処理のそれとはなはだ類似した傾向を呈する。しかしながら同一摩耗条件下において両者の摩耗率を比較するときは、凝着あるいはより苛酷な摩耗条件のもとで顕著な差異の現われることが認められた。換言すると、浸硫処理の摩耗に対する効果は凝着、または熱的摩耗域で生ずる溶着現象の抑制作用によるものと判断される。

なお、浸硫処理した鑄鉄を固定試験片としたときの各摩耗過程で採取された摩耗粉末を X 線回折により吟味した結果によると、摩耗率が極大となる条件下では α -Fe₂O₃ のほかに α -Fe および FeS が同定され、酸化摩耗と多孔質な表面層³⁴⁾の一部が機械的な破壊により脱落しているものと考えられる。また、速度 2.00~4.00 m/sec のいわゆる熱的摩耗域では Fe₃O₄ を主成分とする摩耗粉末が多く採取され、高温酸化現象が摩耗損失の主要因子となつていことを認めた。

このような現象から、浸硫処理した鑄鉄の非潤滑摩耗のもとでの広範囲にわたる摩耗条件下で生ずる摩耗機構には酸化現象がともなうものであり、これが浸硫層の凝



試験片: Stator 球状黒鉛鑄鉄, 非処理: 550°C 焼なまし, 浸硫: 570°C~2hr 浸硫処理
 Rotor S45C, 900°C 油焼入れ, 580°C 焼もどし
 摩耗条件: p 5kg/cm²

図 17 転負荷条件下における浸硫処理鑄鉄の摩耗傾向
 着抑制作用とあわせて優れた耐摩耗性を表わす原因になつているものと考えられる。

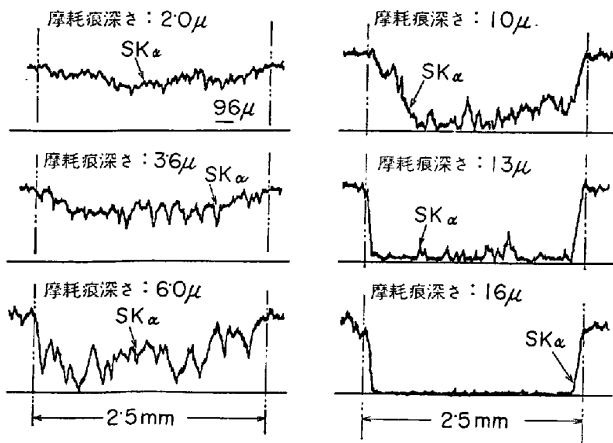
4.1.3 浸硫層の摩耗傾向

非処理鑄鉄の摩耗特性を検討した結果から、摩耗機構の異なる 3 条件、すなわち、

- 酸化摩耗域にある条件; 接触圧力 5 kg/cm², すべり速度 0.30 m/sec
- 接触圧力 15 kg/cm², すべり速度 0.10 m/sec
- 凝着摩耗域にある条件; 接触圧力 5 kg/cm², すべり速度 0.60 m/sec
- 接触圧力 15 kg/cm², すべり速度 0.30 m/sec
- 熱的摩耗域にある条件, 接触圧力 5 kg/cm², すべり速度 4.00 m/sec
- 接触圧力 15 kg/cm², すべり速度 4.00 m/sec

を選びそれぞれの条件のもとですべり距離 5 000 または 10 000 m まで継続して摩耗を行ない、各条件下における摩耗傾向曲線、ならびに摩耗量の増加する割合とすべり面に残存する硫黄分との関係を求めた。

図 17 は接触圧力を 5 kg/cm² に一定としたときの非処理ならびに浸硫処理を施した鑄鉄の摩耗傾向曲線を示したものである。これによると、摩耗機構のいかにかわからず浸硫処理鑄鉄はすべり距離 100 m 付近までのいわゆる初期摩耗域における摩耗量が大きく、しかし定常摩耗状態に達してからの単位すべり距離当たりの摩耗量のきわめて小さいことが特徴である。このような摩耗傾向の生ずる原因のうち初期摩耗量が多く表われる現象については浸硫層における素地のかたさが非処理鑄鉄のそれに比べて Hv100 程度低く、きわめて軟質であることおよび多孔質であることによるものと考えられる。また、定常摩耗域で著しく優れた耐摩耗性がみられるのは浸硫層を構成する硫化物をはじめとする各種反応生成物がすべり面間で生ずる凝着および溶着作用を抑制することに依存しているものと判断される。



測定条件：加速電圧 25 kV, 試料電流 0.2 μA, 分光結晶 PbSD, 検出器 FPC, X線径 5 μφ, 試料送り速度 96 μ/min, チャート送り速度 20mm/min

図 18 浸硫処理した球状黒鉛鋳鉄の摩耗痕深さと分布状態の関係

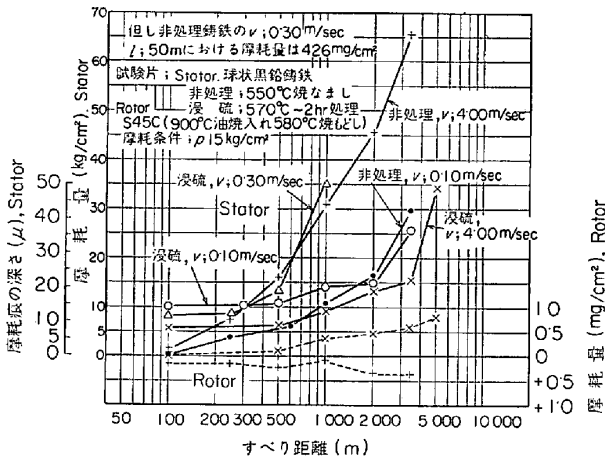
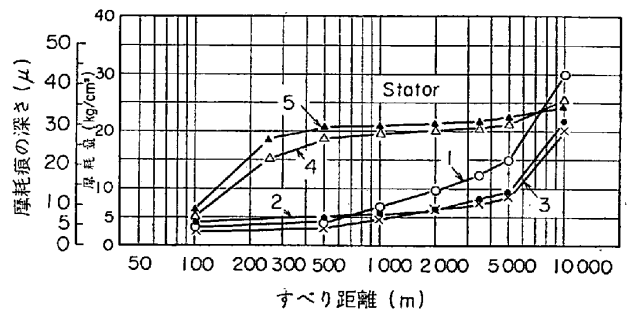


図 19 高負荷条件下における浸硫処理鋳鉄の摩耗傾向

すなわち、図 18 にその一例を示すとく比較的多量の硫、窒化物などが存在する摩耗痕深さ 10 μ 以下においては摩耗損失がきわめて少なく、その深さが 15 μ 以上に達すると浸硫処理によつて生成した反応生成物がほとんど消失するため、この段階から急激に摩耗量は増加する。

たとえば、すべり速度 0.30m/sec の mild wear 領域において酸化現象が摩耗損失の主体となるときは、図 17 からも明らかなように浸硫処理した鋳鉄の摩耗傾向は非処理鋳鉄のそれと類似し、ほとんど処理の効果は認められない。しかし、速度 0.60m/sec の凝着摩耗域では浸硫層の存在により凝着現象が著しく抑制され、これにともなつて顕著な摩耗抵抗の向上がみられ、非処理鋳鉄との摩耗量の差異は大きく表われる。また、すべり速度 4.00m/sec の熱的摩耗域のもとでは、非処理鋳鉄の場合すべり距離 500~1000m とおいてすべり面温度の急激な上昇により表面層にマルテンサイトとみられる白色層が生成され、このため摩耗損失は比較的少ない値となる。しかしながら、さらにすべり距離を増すとすべり



試験片：Stator 球状黒鉛鋳鉄 (570°C~2hr 浸硫処理)
Rotor S45C (900°C 油焼入れ, 580°C 焼もどし)
摩耗条件：p 5kg/cm², v 0.30m/sec

図 20 浸硫塩浴の劣化と摩耗の関係 (stator)

面間に激しい凝着または溶着を生じ、摩耗量は急激に増加するとともに、組合せ相手となる回転試験片には固定試験片の一部が金属転移を起こして摩耗後重量増加を生ずることがある。これに対して、浸硫処理した鋳鉄は上述の凝着摩耗のときと同様、すべり面に正常な浸硫層が存在する段階では摩耗量の増加割合がきわめて小さく、これが消失すると非処理鋳鉄と類似した傾向を以つて摩耗量は著しく増加する。

つぎに、同様な組合せのもとで接触圧力を 15 kg/cm² とした場合の摩耗傾向曲線を求め、図 19 に示した。この結果は摩耗抵抗に及ぼす浸硫処理の効果を一層顕著に表わしている。

まず、すべり速度 0.30m/sec の凝着摩耗域における非処理鋳鉄と浸硫処理鋳鉄の摩耗傾向を比較検討した。これによると、前者の場合は初期摩耗の段階から激しい凝着とこれにともなう引掻きまたは掘起こし現象のため、著しい摩耗量の増加がみられた。しかしながら、後者の浸硫処理を施したものはすべり距離 250m 付近まで主として酸化摩耗が起こり、より長距離側で漸次浸硫層が除去されるにしたがい摩耗粉末中に α-Fe が多く混入するようになって摩耗量は急激な増加傾向を示す。また速度 4.00m/sec のときは浸硫処理鋳鉄は非処理のものに比べて優れた摩耗抵抗を表わし、すべり距離 3500m 以下で Fe₃O₄ を主成分とする摩耗粉末が採取され、3500m~5000m において摩耗痕深さが 20 μ 以上に達すると摩耗量が多くなるとともに摩耗粉末中には α-Fe および γ-Fe が検出されるようになる。なお、この場合も非処理鋳鉄と組合せた回転試験片は相手材料からの金属転移のため摩耗後重量増加を起こすことがある。

このような結果から、浸硫処理は凝着または熱的摩耗域にある諸条件のもとで摩耗抵抗の向上に優れた特性を表わすものといえる。

4.1.4 劣化浸硫浴中で処理した鋳鉄の摩耗傾向

同一塩浴を用い、浸硫処理を継続して行なうとき、塩浴は酸化、分解などの化学反応を起こして漸次変質劣化し、これが浸硫層の反応生成物に影響をもたらすことは、前掲図 14 および 15 を比較検討した結果から明ら

かである。

たとえば、さきに示した組成の塩浴について 570°C, 2 時間処理を 1 単位として 5 回までくり返し使用したときの表面層を X 線回折により吟味した結果によると, 3 回まではいずれも図 14 に示すごとく正常な浸硫層が得られるとともに, 漸次全浸硫層深さは増加する傾向がみられた。しかし, 4 回以上においては図 15 のごとく表面層に FeS と Fe₃O₄ の混合から成る異常浸硫層が表われ, かつその下層部には正常な浸硫層の生成を認めることができ, しかもこの段階から全浸硫層深さはかなりの厚さに成長していることが観察された。

そこで, これらの浸硫層の相違が摩耗傾向に及ぼす影響について検討するため, 接触圧力 5 kg/cm², すべり速度 0.30m/sec の一定条件のもとで長距離摩耗を行ない, それらの摩耗傾向曲線を求めた。図 20 は毎回新しい試験片を同一塩浴中で継続して 5 回まで浸硫処理したものの結果を示したものである。これによると, 正常な浸硫層が生成されている 1~3 回処理の鑄鉄はいずれも上述の結果と類似した摩耗傾向を呈する。しかし, 4 回以後の異常浸硫層が表面付近に生成しているものについては, その層ははなはだ脆弱であるため, この厚さに相当する摩耗痕深さ 25~30 μ に達するまで表面層の破壊, 脱落が起こり, 摩耗量は相対的に大きな値を示す。しかし, 正常な浸硫層がすべり面を構成するようになると, 明らかに摩耗抵抗は改善され, かつこの領域での摩耗量の増加傾向は処理回数 1~3 回の定常摩耗域におけるそれとほぼ同様な状態となることが認められた。

5. あとがき

機械構造用材料としてきわめて広い範囲に利用されているねずみ鑄鉄ならびに球状黒鉛鑄鉄のすべり摩耗機構と, その耐摩耗性の問題について記述した。それによると, 従来の摩耗機構と比較して, たとえば熱的摩耗域における摩耗機構に多少の相違が認められた。すなわち, ねずみ鑄鉄の場合は摩擦熱による加熱, 冷却のくり返しによつて黒鉛の先端から亀裂を生じ, これが摩耗損失の原因となるが, 球状黒鉛鑄鉄では表面層にマルテンサイトとみられる Hv800 程度のかたさをもつ白色層が現われ, その表面はこれが生成する際の変態応力による微細な亀裂の発生によつて摩耗が進行する。

また, 非潤滑と潤滑摩耗機構における最も大きな相違点は黒鉛の挙動である。すなわち, 前者の場合は上述のごとくこれが凝着などに起因する引掻きや掘起しの発生源となり, したがつてその析出量が多いものほど摩耗抵抗は低下の傾向を示す。これに対して後者の潤滑摩耗においては黒鉛が油溜りの効果をはたし, 逆にその析出量が多い鑄鉄ほど油膜の破断が起こりにくく, 優れた耐摩耗性を有することが認められた。

つぎに, 摩耗損失の基本的現象が凝着にあることに着

目し, その生成を抑制または防止することによつて耐摩耗性を向上させる方法の 1 つである浸硫処理と, その凝着抑制作用について述べた。その結果, このような表面処理は凝着あるいは溶着により金属転移現象をともなうような摩耗条件下において優れた効果を表わすことが明らかとなつた。

以上, 鑄鉄のすべり摩耗についての基本的な問題を取りあげて記述したが, いずれも工業的に重要な問題であると考えられる。技術資料として読者諸賢の参考に資するところがあれば幸甚である。

文 献

- 1) 大越, 坂井: 日本機械学会論文集, 7 (1941) I-29
- 2) J. T. BURWELL: Wear 1 (1951/58) p. 119
- 3) C. LIPSON and L. V. COLWELL: Hand book of Mechanical Wear, The Univ. of Michigan Press (1961) p. 445
- 4) R. HOLM: Electric Contacts Hand book, 3rd ed, Springer, Berlin (1958) p. 242
- 5) J. T. BURWELL: 2) と同じ
- 6) 川本, 山田, 岡林: 日本金属学会誌, 37 (1973) p. 633
- 7) 山本: 日本機械学会論文集, 9 (1943) I-98
- 8) F. P. BOWDEN and D. TABOR: The Friction and Lubrication of Solids. Part II, Oxford Univ. Press. (1964) p. 181
- 9) M. COCKS: J. Appl. Phys. 29 (1958) 1609, 33 (1962) 2152, Wear 8 (1965) p. 85
- 10) M. ANTLER: Wear 7 (1964) p. 181
- 11) E. RABINOWICZ: J. Appl. Phys 32 (1961) p. 1440
- 12) 竹内: 鑄鉄の摩耗, (1969) p. 18 [誠文堂新光社]
- 13) 竹内: 鑄鉄の摩耗, (1969) p. 20 [誠文堂新光社]
- 14) 飯高, 徳光: 日本機械学会論文集, 6 (1940) I-24
- 15) 大越, 坂井: 1) と同じ
- 16) 竹内: 鑄物, 36 (1964) p. 561
- 17) E. TAKEUCHI: Wear 11 (1968) p. 201
- 18) 楠瀬: 鉄と鋼, 23 (1937) p. 23
- 19) 葉山: 金属表面技術, 14 (1963) p. 264
- 20) 岡林, 野谷, 川本: 鑄物, 37 (1965) p. 621
- 21) 竹内: 鑄物, 40 (1968) p. 463
- 22) E. TAKEUCHI: Wear 19 (1972) p. 267
- 23) T. S. EYRE and A. BAXTER: Tribology 5 (1972) p. 256
- 24) N. C. WELSH: J. Appl. Phys. 28 (1957) p. 950
- 25) 竹内: 金属表面技術, 15 (1964) p. 289
- 26) 竹内: 鑄物, 32 (1960) p. 635
- 27) G. H. FUCHS and H. DIAMOND: Ind. Eng. Chem, 34 (1942) p. 927
- 28) 竹内: 金属表面技術, 25 (1974) p. 31
- 29) E. TAKEUCHI: Wear 15 (1970) p. 201
- 30) 竹内: 日本金属学会誌, 34 (1970) p. 59
- 31) 竹内: 日本金属学会誌, 35 (1971) p. 671
- 32) 藤木, 竹内: 鑄物, 36 (1964) p. 831
- 33) 竹内: 前掲 28) と同じ
- 34) R. B. WATERHOUSE: Wear 8 (1966) p. 421