

高りん鉄／セラミックス複合制輪子の摩擦摩耗機構  
—鉄道制輪子用金属基複合材料の諸特性評価に関する研究（第2報）—

高橋芳朗・園田正樹・清水一道\*・足立真彦\*\*・大城桂作\*\*・片岸庄史\*\*\*  
材料開発部・\*大分工業高等専門学校・\*\*九州大学大学院工学研究院・\*\*\*(株)八幡ハイキャスト

Mechanism of Friction and Wear of Ceramic Reinforced High Phosphorus Cast Iron Brake Shoes  
—Evaluation of the Properties of Composite Materials Based on Metal  
for the Brake Shoe of Railroad (2<sup>nd</sup> Report)—

Yoshiro TAKAHASHI, Masaki SONODA, Kazumichi SHIMIZU\*, Masahiko ADACHI\*\*,  
Keisaku OGI\*\* and Shoji KATAGISHI\*\*\*

Material Development Division, \*Oita National College of Technology,

\*\*Graduate School of Engineering, Kyushu University and \*\*\*Yahata High Cast, LTD

## 要旨

新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）の地域コンソーシアム研究開発事業（H9～H11年度）で優れた摩擦摩耗特性を示した高りん鉄／セラミックス複合制輪子の摩擦摩耗機構を詳細に調べるため、各ブレーキ初速度（7.5, 15, 25m/s）における摩擦熱を測定し、摩耗粉の微視的観察を行った。その結果、各ブレーキ初速度で発生する摩擦熱はそれぞれ430, 700, 990K以上に到達する。また、りん添加量を増して高硬度かつ低融点のステダイトを基地組織中に多量に晶出させた高りん鉄材では、高速摩擦によりステダイトが軟化して摩擦性能を高めるものの、ころ状でりんの濃度が高い摩耗粉が多量に発生して耐摩耗性を低下させる。一方、高硬度かつ高耐熱性のセラミックスを基地組織中に分散させることにより、高速摩擦時に排出される摩耗粉の形状は低中速時と同様に薄片状となる。また、高りん鉄／セラミックス複合材では摩擦摩耗特性に及ぼすりん添加量の差が小さく、ステダイトの持つ摩擦性能とセラミックスの持つ耐摩耗性を併せ持つことが分かった。

## 1. はじめに

高りん鉄は耐摩耗性が要求される鉄道車両の制輪子材や内燃機関のライナ材として利用されてきた。鉄中でのりん（P）の大部分は凝固において $\text{Fe}_3\text{P}$ として $\gamma + \text{Fe}_3\text{C} + \text{Fe}_3\text{P}$ 三元共晶ステダイト中に晶出する<sup>1)2)</sup>。高りん鉄が耐摩耗性に優れる原因として、基地組織中に晶出したステダイトの硬度が高いことが挙げられる<sup>3)~7)</sup>。一方、ステダイトは基地部に比べて融点が低いことから<sup>2)</sup>、高りん鉄は高速摩擦により表層部が一部軟化もしくは溶融して相手材に凝着し、摩擦性能を著しく高める<sup>3)~7)</sup>。

また、鑄ぐるみは鑄造による成形性の利点を応用して異種材料や部材を複合化する液相複合法の1つであるが、粒子分散や繊維強化による液相複合法と比べると低コストであることから、鑄造部品の高機能化・高付加価値化をはかる上で非常に有効な工業的手法とされている<sup>8)</sup>。特に、耐摩耗性が要求される鑄造部品では、機械装置の高速化・高出力化に対応するため、その材質の向上が求められている。しかし、単一合金では限

界があるため、近年では耐摩耗性が要求される部位に超硬やセラミックスなどの硬質粒子やブロックを鑄ぐるんだ複合材料の研究開発が行われている<sup>8)~10)</sup>。

本研究では、地域コンソーシアム研究開発事業で優れた摩擦摩耗特性を示した高りん鉄／セラミックス複合制輪子<sup>11)</sup>の摩擦摩耗機構を詳細に調べるため、各ブレーキ初速度（7.5, 15, 25m/s）における試験片の摩擦熱を熱電対により直接測定し、車輪—制輪子間から排出される摩耗粉を走査型電子顕微鏡および付随のX線マイクロアナライザを用いて微視的に観察した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

Table 1に高りん鉄の化学成分およびブリネル硬さを示す。溶解には実操業で使用されている3tの低周波誘導電気炉を用い、フェロシリコン、フェロマンガ、フェロフォスフォル、フェロクロム、フェロバナジウムなどを加えて電気炉内で成分調整した。そして、鉄鉄溶湯を約1623Kの温度から制輪子鑄型に鑄造した。

Table 1 高りん鑄鉄成分(mass%)およびブリネル硬さ

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	HBS 10/3000
1. 6	3.39	1.58	1.46	0.35	0.014	0.37	0.20	220
2. 7	3.34	1.52	1.41	0.56	0.015	0.37	0.20	226
3. 8	3.28	1.68	1.44	0.97	0.015	0.37	0.20	232
4. 9	3.13	1.70	1.43	1.77	0.015	0.38	0.20	239
5. 10	3.26	1.80	1.34	2.95	0.014	0.34	0.19	248

Table 2 多孔質セラミックス成形体の諸特性

No.	化学組成 (mass%)	空隙の大きさ (mm)	空隙率 (%)	マイクロハース硬さ (HV0.05)
6~10	SiC-22%(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + P <sub>2</sub> O <sub>5</sub> +SiO <sub>2</sub> )	3.5 (2.4-5.8)	81 (80-82)	1100 (810-1410)

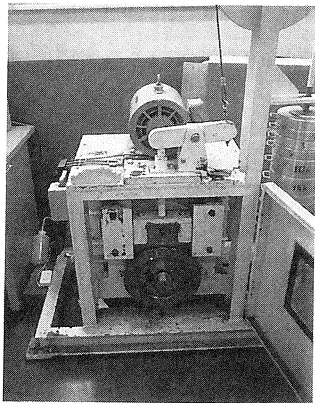


Fig. 1 簡易ブレーキ試験機

また、多孔質セラミックス成形体の諸特性をTable 2に示すが、成形体の鑄ぐるみは鑄鉄溶湯との比重差により鑄型内で浮遊しないように下型に取付け、上型で固定する方法で行った。ただし、Table 1に示した高りん鑄鉄溶湯で鑄ぐるんだ高りん鑄鉄/セラミックス複合材をNo.6~10とした。

## 2.2 組織観察

供試材から約20×20×10mmの小片を切出し、バフ研磨、ナイトール腐食液によるエッチング後、金属顕微鏡（オリンパス光学工業株式会社製、AHMT3-MU）による基地部の組織観察および写真撮影を行った。また、村上試薬による着色エッチング法およびエネルギー分散型X線分光法により基地組織中の晶出相の同定を行い、金属顕微鏡による組織観察および写真撮影後、画像解析装置（株式会社ニレコ製、LUZEX-FS）を用いて晶出相の面積率を約2×2mm<sup>2</sup>の範囲で測定した。

さらに、高りん鑄鉄/セラミックス複合材における鑄鉄-セラミックス界面部の反応相の有無を走査型電

子顕微鏡（日本電子株式会社製、JEM-840）および付随のX線マイクロアナライザ（ノーランインスツルメンツ社製、606H-ISES）により確認した。

## 2.3 ブレーキ試験

Fig.1に簡易ブレーキ試験機を示す。本試験機の制動機構、動力部および試験片形状は既報<sup>12)</sup>のとおりである。今回の試験では、車輪を一定速度7.5, 15, 25m/sの3段階でそれぞれ60秒間回転させ、モータスイッチ停止と同時にフライホイールの慣性力で惰性走行状態にある車輪に試験片を約1MPaの面圧で押付けた。本試験は試験片と車輪との接触面が70%以上馴染んだ状態から所定速度で20回繰返し行い、1回毎に試験片の摩耗重量と制動時間を測定した。また、20回の試験における平均値を平均摩耗重量、平均制動時間として算出すると同時に、次式より平均摩耗体積、平均制動距離を算出した。ただし、本試験を繰返す場合、試験片温度が333K以下になったことを確認してから実施した。

$$V = W / \rho \quad \dots\dots(1)$$

ただし、 $V$ : 摩耗体積(mm<sup>3</sup>)、 $W$ : 摩耗重量(g)、 $\rho$ : 試験片の比重(g/mm<sup>3</sup>)とする。

$$D = v_0 t + 0.5 a t^2 = v_0 t + 0.5 t^2 \cdot (v_f - v_0) t^{-1} \\ = 0.5 t (v_0 + v_f) \quad \dots\dots(2)$$

ただし、 $D$ : 制動距離(m)、 $a$ : 加速度(m/s<sup>2</sup>)、 $t$ : 制動時間(s)、 $v_0$ : ブレーキ初速度(m/s)、 $v_f$ :  $t$ 秒後のブレーキ速度(m/s)とする。

## 2.4 摩擦熱測定および摩耗粉の微視的観察

各ブレーキ初速度における摩擦熱を測定するため、JIS G 5501に規定されたFC250相当のねずみ鑄鉄を試験片に用い、摩擦面表層部にK熱電対を取付けてブレーキ試験を実施した。また、高りん鑄鉄材および高りん鑄鉄/セラミックス複合材の各ブレーキ試験で発生した摩耗粉を採取し、走査型電子顕微鏡および付随のX線マイクロアナライザを用いて微視的に観察した。

## 3. 実験結果及び考察

### 3.1 実験試料の組織

Fig.2に供試材の金属組織を示す。No.1は九州のローカル私鉄で使用されている実用合金であり、P量が約0.3mass%のNo.1に対して、No.2~5はP量を約0.6~3mass%と変化させてステダイトの晶出量を増している。その他の成分はほぼ一定としているが、Mn, Cr, Vはパーライト基地を微細化し、共晶セメントタイトの晶出を助長するために添加している<sup>13)</sup>。

鑄鉄の凝固過程では、Mn, P, Cr, Vなどの硬質相生成元素は初晶オーステナイト( $\gamma$ )中への分配量が少

なく、共晶凝固部に濃縮する<sup>1)2)13)</sup>。特に、Pは大部分がFe<sub>3</sub>Pとしてγ+Fe<sub>3</sub>C+Fe<sub>3</sub>P三元共晶ステダイト中に晶出する<sup>1)2)</sup>。実際にエネルギー分散型X線分光法によりステダイトの主成分であるP、共晶セメントイト中に多量に固溶するCrについて面分析を行ったところ、従来から報告されているようにPは初晶γ中にほとんど固溶せず、極端に偏析してステダイトを形成することが分かった。また、ステダイトの晶出量はP量の増加にしたがって増加し、基地中に網目状に広がって晶出することが確認された。一方、Crは基地中にも固溶するが、Pとは異なる位置に偏析して共晶セメントイトを形成することが分かった。しかし、約2mass%以上のP添加ではCrの偏析が見られず、ステダイト中に一様に分布することが確認された。このことは共晶凝固部に濃縮されるPが多く、ステダイトとして最終凝固する融液量が増すことから、Crが偏析して共晶セメントイトを形成する前にステダイトが晶出したことによると考えられる。

また、Fig.3に示すように高りん鑄鉄/セラミックス複合材は、重力鑄造に係らずセラミックスの空隙部に鑄鉄溶湯が充てんされ、いずれも湯回り不良による鑄造欠陥が認められなかった。また、予熱せずにセラミックスを鑄ぐるんだものの、多孔質であることから熱衝撃による大きな割れや欠落も認められなかった。さらに、鑄鉄-セラミックス界面部をX線マイクロアナライザにより調査したが、反応相は確認されなかった。

一般的に、熔融金属とセラミックスは濡れ難い。したがって、これらの複合化には固液界面における濡れ性や反応性が重要となる。濡れ性は固体と液体がその接触点でなす角度(接触角)θで評価されており、θが90°より小さい場合を濡れる系、90°より大きい場合を濡れない系といい、細孔部に液体が自発的に浸透する毛細管現象は次式で表される<sup>10)</sup>。

$$h = 2 \gamma_{LV} \cos \theta / r \rho g \quad \dots\dots(3)$$

ただし、h:液体の上昇高さ(m)、 $\gamma_{LV}$ :液体の表面張力(N/m)、 $\theta$ :接触角(°)、r:管の半径(m)、 $\rho$ :液体の密度(g/cm<sup>3</sup>)、g:重力加速度(m/s<sup>2</sup>)とする。

$\gamma_{LV}$ や $\theta$ は雰囲気、温度、固体の材質や表面状態に大きく左右されるものの<sup>14)~15)</sup>、濡れない系の場合はθが90°に限りなく近く、さらにrが大きいほどわずかな外圧で液体が浸透することを(3)式は示唆している。本研究に適用できる報告例はないが、瀧内ら<sup>14)</sup>は1823Kにおける溶鉄中の酸素濃度が約0.0011mass%から約0.11mass%まで増加すると、溶鉄の $\gamma_{LV}$ は約1.8N/mから約1.0N/mまで減少し、θは約140°から約92°まで減少すると報告している。したがって、大気溶解による鑄鉄溶湯中

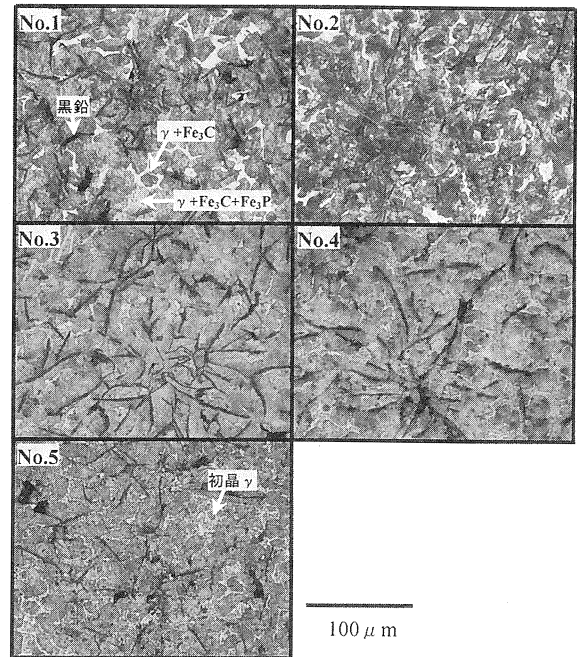


Fig.2 供試材の金属組織



Fig.3 高りん鑄鉄/セラミックス複合材のSEM像

Table 3 高りん鑄鉄/セラミックス複合材の構成相面積率 (%)

No.	黒鉛	ステダイト	共晶セメントイト	セラミックス	パーライト
1	13.9	3.2	10.8	-	残部
2	11.8	5.6	9.4	-	残部
3	9.5	12.9	5.8	-	残部
4	8.3	24.0	0	-	残部
5	7.5	40.6	0	-	残部
6	11.3	2.6	8.8	18.8	残部
7	9.6	4.5	7.6	18.8	残部
8	7.7	10.4	4.7	18.8	残部
9	6.7	19.4	0	18.8	残部
10	6.0	33.0	0	18.8	残部

酸素濃度と多孔質セラミックス成形体の空隙の大きさが約3.5mmと大きいことを考慮すると、重力鑄造によ

る本実験の複合化は可能であったことが説明できる。

Table 3に高りん鑄鉄/セラミックス複合材の構成相の面積率を示す。ただし、セラミックスは高りん鑄鉄中の晶出相に比べてマクロ的に分散していることから、空隙率から換算される体積率を用いた。また、複合材の高りん鑄鉄部における各晶出相の面積率は、高りん鑄鉄材の晶出量と差がないことからセラミックスの体積率を加えて換算した。その結果、硬質相（ステダイト+共晶セメントイト+セラミックス）の面積率は、No.1~5が約14~41%、No.6~10が約30~52%となり、セラミックスを分散させることにより硬質相が増すことから優れた摩擦摩耗特性が期待される。

### 3.2 ブレーキ試験

Fig.4に各試料の平均摩耗体積 $V$ とブレーキ初速度 $v_0$ との関係を示す。また、Fig.5に各試料の平均制動距離 $D$ とブレーキ初速度 $v_0$ との関係を示す。各ブレーキ初速度における高りん鑄鉄材（No.1~5）の $V$ および $D$ を比較すると、7.5m/sの低速域では、 $D$ にほとんど差が見られないものの、 $V$ は試料中のP量の増加とともにわずかに増加し、約3mass%Pを含有したNo.5でNo.1と同程度まで減少する。また、15m/sの中速域では、 $V$ は約0.6mass%Pを含有したNo.2でNo.1に対して約1/1.5に減少するものの、約1mass%P以上の試料で一旦急激に増加し、徐々に減少する。一方、 $D$ は約1mass%P以上の試料でNo.1に対して約1/1.1に減少する。さらに、25m/sの高速域では、 $V$ および $D$ ともに15m/sの時とほぼ同じ傾向を示した。

高沢らは、硬質相の晶出による硬さの上昇が鑄鉄制輪子の摩擦摩耗特性の向上に有効であると報告している<sup>5)</sup>。しかし、鑄鉄制輪子の摩擦摩耗特性は硬さだけに支配されるのではなく、他の因子が複雑に作用していることが今回の実験から推測される。辻村らは、高りん鑄鉄は摩擦係数が高いものの、押付け圧が高くなるとその効果が急激に低下し、摩耗率も高押付け圧、高摩擦速度では高まると報告している<sup>6)</sup>。また、基地組織であるパーライト、硬質相であるステダイトは1073Kで硬さの差がなくなるのに対し、共晶セメントイトはそれよりも高温であると報告している<sup>6)</sup>。したがって、本実験でもステダイトおよび共晶セメントイトの晶出量、押付け圧、ブレーキ初速度、摩擦熱などが上述した実験結果を複雑に支配していると考えられる。

当初はステダイトの晶出により鑄鉄制輪子の耐摩耗性及び制動性の向上が期待されたものの、7.5m/sの低速域ではその効果が見られず、耐摩耗性に関しては逆にわずかに低下する傾向を示した。これは制動時に約1M

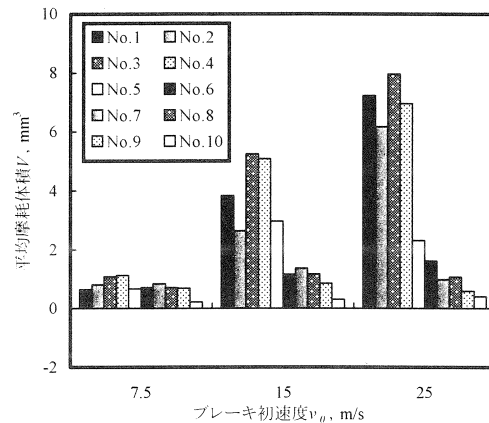


Fig.4 平均摩耗体積 $V$ とブレーキ初速度 $v_0$ との関係

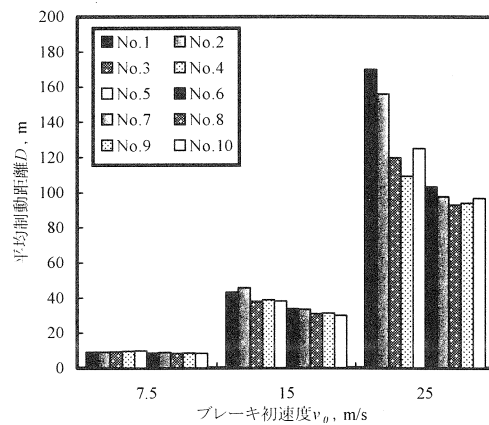


Fig.5 平均制動距離 $D$ とブレーキ初速度 $v_0$ との関係

Paの面圧で試験片を車輪に押付けるため、低速摩擦では押付け圧が支配的に作用し、その衝撃により硬質相の一部が割れて摩耗に寄与したと考えられる。また、約3mass%Pを含有したNo.5は、ステダイト中に初晶 $\gamma$ が取込まれた凝固組織を呈しており、他の試料と異なった凝固組織であることから摩耗を抑制したと考えられる。一方、15m/s以上の中高速域では、約0.6mass%Pを含有したNo.2までは耐摩耗性が向上するものの、硬質相中に占めるステダイトの割合が増した約1mass%P以上の試料で急激に低下し、それに伴って制動性は向上した。ステダイトはマイクロピッカース硬さが約800HV0.05と基地組織であるパーライト（約300HV0.05）に比べて硬いため、鑄鉄制輪子の耐摩耗性向上に有効である<sup>3)~7)</sup>。また、その融点は約1223Kと基地組織（パーライト）や共晶セメントイトに比べて低いため<sup>2)</sup>、高速摩擦により表層部は一部軟化もしくは溶融して車輪に凝着し、摩擦係数を著しく上昇させる<sup>3)~7)</sup>。したがって、同様の現象が起こって上述した摩擦摩耗特性に寄与したと考えられる。しかし、ステダイトが40.6%晶出したNo.5は摩耗粉の車輪への凝着量が多いため試験

片への再凝着も増して摩耗を逆に抑制し、試験片と車輪との摩擦面が軟化層で覆われることから滑って制動性を低下させたと考えられる。25m/sの高速域におけるNo.5のVの著しい減少とDの増加は、上述した傾向がより顕著に現れたことによると考えられる。

また、高りん铸铁材 (No.1~5) と高りん铸铁/セラミックス複合材 (No.6~10) のVおよびDを比較すると、7.5m/sの低速域ではDにほとんど差が見られず、Vはセラミックスを分散させることでわずかに減少し、No.10では分散した硬質相 (ステダイト+共晶セメント+セラミックス) の面積率が約52%と高いことから著しく減少することが分かった。また、15m/s以上の中高高速域では、セラミックスを分散させたNo.6~10のVはNo.1~5に比べて著しく減少し、Dも25m/sの高速域で著しく減少した。さらに、No.6~10のDは $v_0$ の増加とともに増加するが、VはNo.1~5に比べて増加率が小さく、25m/sの高速域では一部減少する傾向を示した。このような中高高速域におけるNo.6~10の耐摩耗性および制動性の向上は、試料中に分散したセラミックスの平均マイクロビッカース硬さが約1100HV0.05と高りん铸铁部に晶出した硬質相 (ステダイトで約800HV0.05、共晶セメントで約1000HV0.05) に比べて高く、高温硬さも優れていることに起因している。さらに、約1mass %P以上の高りん铸铁材で見られた15m/s以上の中高高速域における耐摩耗性の著しい低下は、セラミックスを分散させることで改善されており、制動性を維持しつつも優れた耐摩耗性を示した。

一般的にセラミックスは摺動摩擦に強く、衝撃摩擦に弱い<sup>16)</sup>。したがって、低速摩擦では押付け圧が支配的に作用し、その一部が割れて摩耗に寄与すると考えられる。しかし、セラミックスが基地組織中に網目状に分散して強化されていることから、結果として摩耗を抑制している。また、高速摩擦では摩擦熱が大きく影響することから、低融点のステダイトが多量に晶出すると耐摩耗性を低下させる。しかし、高硬度かつ耐熱性に優れたセラミックスが摩擦面に存在することで摩耗を抑制し、高りん铸铁/セラミックス複合材のP添加量による差を小さくしていることが分かった。

### 3.3 摩擦熱測定および摩耗粉の微視的観察

Fig.6に各ブレーキ初速度における試料表層部の温度変化を示す。制動開始から終了までの時間 $t$ は各ブレーキ初速度で異なるが、摩擦面近傍の温度は制動開始と同時に急激に上昇する。その後、車輪の回転速度の低下と熱拡散によって徐々に低下し、制動終了と同時に急激に低下する。制動開始直後の摩擦面近傍の温度は、

各ブレーキ初速度 (7.5, 15, 25m/s) でそれぞれ430, 700, 990K以上に到達する。実際の摩擦面では局部的

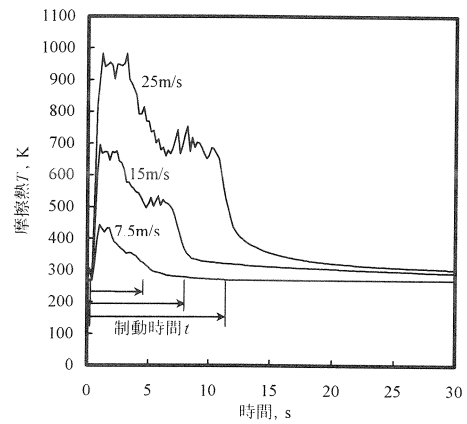


Fig.6 摩擦熱 $T$ と時間との関係

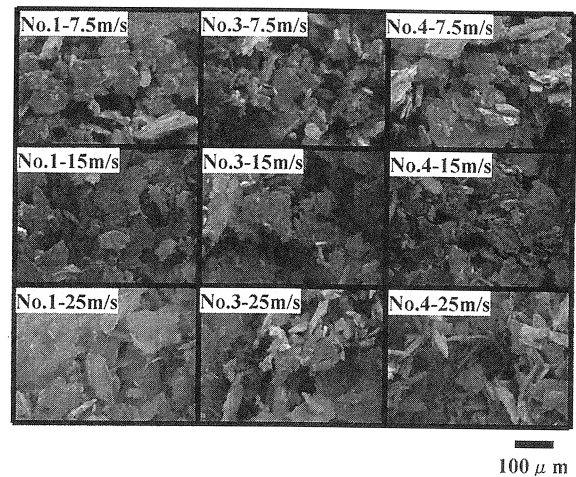


Fig.7 高りん铸铁材の各ブレーキ初速度 $v_0$ における摩耗粉

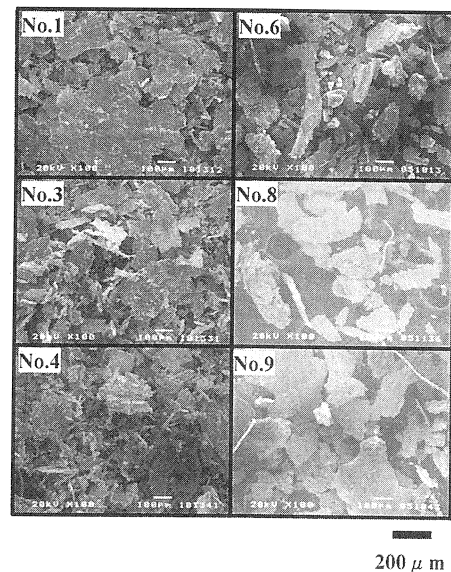


Fig.8 25m/sにおける各試験片の摩耗粉

に測定温度以上に加熱されると推測され、15m/s以上の中高高速域ではステダイトを軟化もしくは熔融させるの

に十分な摩擦熱が発生していると考えられる<sup>17)</sup>。

Fig.7に高りん鑄鉄材の各ブレーキ初速度における摩耗粉を示す。7.5m/sの低速域では、P添加量の差に関係なく車輪-制輪子間から粘られずにそのまま排出された薄片状の摩耗粉が観察された。また、15m/s以上でも同様の摩耗粉が観察されたが、約1mass%P以上の試料で摺動により粘られた様相のころ状摩耗粉が混在していた。エネルギー分散型X線分光法によりその摩耗粉を分析したところ、P濃度が高いことが分かった。したがって、これはステダイトが制動時に発生する摩擦熱の影響で軟化もしくは熔融し、車輪と試験片との間で再凝着を繰り返して粘られたことにより生じたものと考えられる。しかし、Fig.8に示すように、セラミックスを分散させた試料では高速摩擦時の摩耗粉がP添加量の差に関係なく薄片状であった。これは軟化もしくは熔融して車輪に凝着したステダイトが、車輪と試験片との間で粘られて再凝着を繰り返す前にセラミックスで削られて排出されたことによると考えられる<sup>18)</sup>。

したがって、鑄鉄制輪子の摩擦摩耗特性向上には、前述したようにセラミックスとの複合化が有効であるものの、高速摩擦における車輪の攻撃性を考慮すると車輪踏面に軟化層を凝着させて摩擦性能を向上させ、さらにセラミックスからの直接的な攻撃を防ぐ材料設計（約1mass%程度のPを含有した鑄鉄とセラミックスとの複合材）が有効であると考えられる。

#### 4. まとめ

高りん鑄鉄/セラミックス複合制輪子の摩擦摩耗機構を調査した結果、以下の結果が得られた。

- (1) 高りん鑄鉄の凝固組織はパーライト基地に晶出した黒鉛、ステダイト、共晶セメントイトからなる。P量の増加とともにステダイト量が増し、約2mass%P以上で晶出した硬質相は全てステダイトとなる。
  - (2) セラミックスの空隙が大きい場合、高りん鑄鉄/セラミックス複合材は重力鑄造法で容易に作製できる。また、セラミックスが多孔質であるため、予熱せずに鑄ぐるんでも熱衝撃による大きな割れや欠落が認められない。
  - (3) 高りん鑄鉄材は15m/s以上の中高速域において、特に約1mass%以上のP添加で制動性が向上するものの、耐摩耗性は逆に低下する。しかし、セラミックスを基地組織中に分散させることにより、制動性を維持しつつも耐摩耗性に優れた高りん鑄鉄/セラミックス複合材を得ることができる。
  - (4) 高りん鑄鉄/セラミックス複合材は摩擦摩耗特性に
- 及ぼすP添加量の差が小さく、ステダイトの持つ摩擦性能とセラミックスの持つ耐摩耗性を併せ持つ。
  - (5) 各ブレーキ初速度（7.5, 15, 25m/s）で発生する摩擦熱はそれぞれ430, 700, 990K以上になる。したがって、中高速域では基地組織中のステダイトが軟化して車輪に凝着し、摩擦性能を高める。一方、ステダイトの凝着量が増すと耐摩耗性を低下させる。
  - (6) P添加量を増してステダイトを基地中に多量に晶出させた高りん鑄鉄材では、高速摩擦によりころ状でりんの濃度が高い摩耗粉が多量に発生する。一方、高硬度かつ高耐熱性のセラミックスを基地組織中に分散させることにより、高速摩擦時に排出される摩耗粉の形状は低中速時と同様に薄片状となる。

最後に、試験機の製作及び改良にご協力を頂きました大栄技研の藤原夏義氏、(株)共和電業の安藤勇次氏、実験の遂行にご協力を頂きました九州大学大学院工学研究院大城研究室の皆様に深く感謝の意を表します。また、本研究の一部は、新エネルギー・産業技術総合開発機構（NEDO）の地域コンソーシアム研究開発事業における再委託研究として実施したことを付記します。

#### 参考文献

- 1) K.Ogi, K.Wakasugi : Proceedings of 8<sup>th</sup> Int. Conference on Secondary Ion Mass Spectrometry, Amsterdam (John Wiley & Sons)(1992)741
- 2) 大出卓, 大平五郎 : 鑄物47(1975)615
- 3) 辻村太郎 : 金属70(2000)119
- 4) 広岡敏夫, 芦川友治, 寺村英雄 : 鑄物45(1973)488
- 5) 高沢克朗, 辻村太郎, 由利三郎 : 鑄物57(1985)516
- 6) 辻村太郎, 真鍋修二 : 鑄物60(1988)98
- 7) 新井浩, 清水保雄 : 鑄物67(1995)403
- 8) 野口徹, 鴨田秀一 : 鑄造工学70(1998)920
- 9) 堺邦益, 水田明能, 岡崎章三 : 鑄造工学68(1996)481
- 10) 麻生節雄ほか : 鑄造工学73(2001)155
- 11) 高橋芳朗, 園田正樹, 江藤博明ほか : 研究報告(大分県産業科学技術センター)(1999)103
- 12) 高橋芳朗, 園田正樹ほか : 研究報告(大分県産業科学技術センター)(2000)95
- 13) 大城桂作, 森信幸, 松田公扶 : 鑄物47(1975)771
- 14) 瀧内直祐ほか : 日本金属学会誌55(1991)44
- 15) 篠崎信也, 越田暢夫, 向井楠広, 高橋芳朗, 田中泰邦 : 鉄と鋼80(1994)748
- 16) 堺邦益, 日野春樹, 苧野兵衛 : 鑄造工学68(1996)39

2

17) 高橋芳朗, 吉浦洋之, 清水一道, 大城桂作, 片岸庄史: 鑄造工学73(2001)715

18) Y.Takahashi, K.Shimizu, M.Adachi, K.Ogi, S.Katagishi: Proceedings of 7<sup>th</sup> Asian Foundry Congress, Taipei (The Chinese Foundrymen's Association)(2001)

25