

鑄鉄制輪子の摩耗及び制動特性に及ぼす硬質相の影響

— 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1報) —

高橋芳朗・園田正樹・清水一道*・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

Influence of Hard Phases on Wear and Brake Characteristics of Cast Iron Brake Shoe

— Evaluation of the Properties of Composite Materials Based on Metal for the Brake Shoe of Railroad (1st Report) —

Yoshiro TAKAHASHI, Masaki SONODA, Kazumichi SHIMIZU*, 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

鑄鉄制輪子の組織及び各特性における0.008～0.074mass%B及び0.21～0.79mass%Pの影響について、画像解析装置及び小型ブレーキ試験機を用いた調査を行った。鑄鉄の組織はパーライト基地中に晶出した黒鉛及び共晶セメントライト、ステダイトなどの硬質相からなっている。高濃度のB及びPの添加により、車輪鋼に対する摩擦摩耗特性を向上させる硬質相が増加する。制輪子の摩耗は表面層の基地組織の著しい変形、片状黒鉛の破壊及びそれによる剥離の連続現象により進行する。粗い共晶セメントライトはB添加鑄鉄中に晶出し、効果的に耐摩耗性を改善する。制動時の接触面はA₁点以上に加熱され、P添加鑄鉄中に晶出したステダイトが部分的に溶解若しくは軟化して、鑄鉄のブレーキ性能を高める。よって、P添加量を高めると制動距離が著しく短くなる。

1. はじめに

摩擦ブレーキを構成する制輪子には耐摩耗性、制動性、車輪への低攻撃性などが求められている¹⁾。近年の鉄道の発達とともに、用途に応じた様々な材質の制輪子が研究開発されている中で、鉄道の開業当初から使用されている鑄鉄制輪子は熱伝導性、低熱膨張性、湿潤時摩擦安定性、粘着性、成形性、リサイクル性などに優れ、かつ低価格であるということから、現在も一部の一般車両、高速車両などで使用されている¹⁾。しかし、異種材料に比べて摩擦摩耗特性に劣ることから、用途に応じて合金設計された材料の研究開発がさらに求められている¹⁾。特に、高低差やカーブの多い山間部を走行する路線では鑄鉄制輪子の寿命も短く、耐摩耗性向上によるメンテナンス性改善が求められている。

鑄鉄制輪子に関する研究は、パーライト基地のねずみ鑄鉄にMn,P,Cr,Ti,V,Moなどの硬質相生成元素を添加して、炭化物、りん化物などを基地組織中に晶出させた合金鑄鉄の摩擦摩耗特性に関する報告が数多くなされている^{1)~8)}。一方、同じ硬質相生成元素であるBは、微量の添加で粗いほう炭化物を晶出させるため、鑄鉄

の耐摩耗性向上に有効であるとされているが⁹⁾¹⁰⁾、鑄鉄制輪子の摩擦摩耗特性に及ぼす効果について報告された例はほとんど見られない。これまでに筆者らは、高低差やカーブの多い山間部を走行する一般車両を対象とした鑄鉄制輪子の簡易評価を行うため、実機ブレーキ試験の予備試験用として小型ブレーキ試験機の開発¹¹⁾を行い、九州内のローカル線で使用されている鑄鉄制輪子の改良を行ってきた^{12)~15)}。また、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の再委託研究として、多孔質セラミック成形体を溶融鑄鉄で鑄ぐるんだ鉄道制輪子用金属基複合材料の開発を行ってきた^{16)~19)}。そこで本研究では、既報¹³⁾¹⁴⁾の鑄鉄制輪子の摩擦摩耗特性に及ぼすB,Pの添加効果について、晶出相の面積率を求めるとともに金属凝固学を用いた詳細解析を行った。また、摩擦面近傍の基地組織の硬度変化を測定し、摩擦熱による材質変化と摩擦摩耗特性に及ぼす影響について考察した。

2. 実験方法

2.1 供試材

溶解には実操業で使用されている3tの低周波誘導電

Table 1 Chemical composition and Brinell hardness of specimens (mass%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	B	Cu	Ni	Mo	Brinell hardness
1	3.32	1.73	1.50	0.33	0.011	0.37	0.10	0.008	-	-	-	217
2	3.31	1.77	1.49	0.32	0.011	0.37	0.10	0.012	-	-	-	223
3	3.34	1.79	1.49	0.33	0.011	0.37	0.10	0.016	-	-	-	229
4	3.33	1.85	1.52	0.34	0.012	0.38	0.10	0.025	-	-	-	241
5	3.29	1.89	1.52	0.33	0.011	0.38	0.10	0.038	-	-	-	248
6	3.26	1.87	1.47	0.32	0.012	0.37	0.10	0.057	-	-	-	241
7	3.23	1.87	1.51	0.32	0.011	0.37	0.10	0.074	-	-	-	255
8	3.27	1.89	0.45	0.08	0.011	-	-	-	-	-	-	173
9	2.78	1.23	0.65	0.79	0.057	0.10	-	-	0.10	-	-	241
10	3.04	1.52	1.44	0.21	0.014	0.86	-	-	0.93	0.39	0.50	262

気炉を用い、所定の形状の鋳型を用いて制輪子を鋳造した。制輪子成分はJIS G 5501に規定されたFC250相当のねずみ鋳鉄を基本とし、フェロシリコン、フェロマンガ、フェロフオスフォル、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調整した。ただし、B量を0.008~0.074mass%と変化させるため、フェロボロンの添加は取鍋で行っている。Table 1に供試材の化学成分とブリネル硬さを示す。ただし、試料No. 8~10は比較材である。

2.2 組織観察及び晶出相の面積率測定

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、金属顕微鏡による組織観察及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及びエネルギー分散型X線分光法により晶出相の同定を行い、金属顕微鏡による組織観察及び写真撮影後、画像解析装置を用いて晶出相の面積率を測定した。

2.3 ブレーキ試験

Fig.1に小型ブレーキ試験機を示す。本試験機の制動機構はこの原理により、おもりを用いてJIS E 5402に規定されたブリネル硬さ293HBに相当する直径280mmの鋼製車輪踏面に試験片を直接押付けるものである。また、本試験機の動力部は、3.7kW三相交流モータによりプーリ、Vベルトを介した3段階の回転が調整可能であり、ブレーキ初速度を7.54、15.2、25.2m/sでそれぞれ一定に保つことができる。ただし、試験片は供試材から30×30×27mmの形状に切出し、車輪との接触面を車輪と同じ曲率に機械加工を施している。

今回のブレーキ試験では、対象車両の最高速度を想定して、車輪を一定速度25.2m/sで60秒間回転させ、モータスイッチ停止と同時に試験片に約1.1MPaの面圧を



Fig.1 Braking test machine.

負荷した。各試験片とも本試験を20回繰返し行い、1回毎に試験片の摩耗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、平均比摩耗量⁴⁾⁵⁾を算出した。ただし、本試験は試験片と車輪との接触面が約70%以上馴染んだ状態から実施している。また、本試験を繰返す場合、試験片温度が約333K以下になったことを確認してから実施している。

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

V: 摩耗体積(mm³), W: 摩耗量(g)

ρ: 鋳鉄の比重(g/mm³)

$$D = 25.2t \quad \dots\dots(2)$$

D: 制動距離(m), t: 制動時間(s)

$$W_R = V / (P \cdot D) \quad \dots\dots(3)$$

W_R: 比摩耗量(mm²/N), V: 摩耗体積(mm³)

P: 制動荷重(N), D: 制動距離(mm)

さらに、ブレーキ試験後の試験片切断し、バフ研磨、ナイトール腐食液によるエッチング後、金属顕微鏡による試験片断面の組織観察及び写真撮影を行った。ま

た、摩擦による基地組織への熱影響を調べるため、摩擦面から試験片内部にかけてマイクロビッカース硬さ試験を行った。

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の一例を示す。試料No.1～7は、試料No.8を基本にMn,P,Cr,V,Bを添加してパーライト基地を微細化し、さらに基地組織中に粗いほう炭化物、ステダイト ($\gamma + \text{Fe}_3\text{P} + \text{Fe}_3\text{C}$ の三元共晶組織)などの硬質相を晶出させたものである。B量を0.008～0.074mass%と変化させることで、硬質相の晶出量を変化させている。Mn,Cr,Vの添加はパーライト基地を微細化し、遊離炭化物の晶出に有効であることが一般的に知られている^{20)~22)}。また、Pは大部分がりん化物としてステダイト中に晶出し⁹⁾²⁰⁾、鋳鉄制輪子の摩擦摩耗特性向上に有効であることが知られている^{1)~4)}。一方、Bは大部分がほう炭化物として晶出することが報告されている⁹⁾¹⁰⁾。本研究でもBを添加することにより、遊離炭化物中にBが固溶されて粗いほう炭化物を晶出し、その晶出量もB量の増加にしたがって増加していることが観察できる。また、試料No.9, 10は比較材であり、試料No.9はP量が0.79mass%と試料No.1～7に比べて多いことから、ステダイトが多く晶出していることが観察できる。試料No.10には基地組織の強化を目的として、Mn,P,CrとともにCu,Ni,Moを添加しており、共晶炭化物量が増して網目状に晶出していることが観察できる。

Table 2に供試材の晶出相として、黒鉛、ステダイト、硬質相、基地部の面積率を画像解析装置により測定した結果を示す。試料No.1～7はB量の増加にしたがって黒鉛の晶出量が14.4%から8.2%まで減少し、ステダイトを含む硬質相 (ステダイト+セメントイト)の晶出量が14.6%から25.9%まで増加している。また、ステダイトとして Fe_3P が微細分布した領域を測定したが、その晶出量はP量が約0.33mass%で一定のため、2.6～4.0%の範囲でほぼ一定である。一方、比較材の試料No.8は硬質相生成元素のPやBを含まないため、基地組織中に15.8%の黒鉛のみ晶出し、黒鉛の周辺はフェライト化している。試料No.9はCr,Cuをわずかに含むものの、P量が0.79mass%と試料No.1～7に比べて多いことから晶出した硬質相は全てステダイトとなっており、その晶出量も9.5%と多い。また、C量が2.78mass%と試料No.1～7に比べて少なく、 $\gamma + \text{Fe}_3\text{P} + \text{Fe}_3\text{C}$ 三元共晶のステダイトも多く晶出していることから、黒鉛の晶出量は

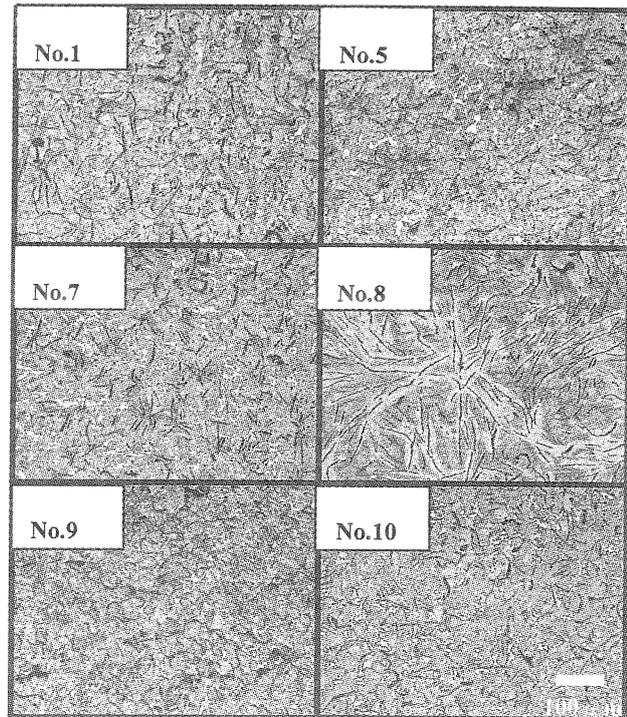


Fig.2 Microstructure of specimens.

Table 2 Area fraction of crystalline phases (%).

No.	Graphite	Steadite	Hard phases	Matrix
1	14.4	4.0	14.6	Bulk
2	12.3	3.5	16.8	Bulk
3	11.7	2.9	18.1	Bulk
4	12.7	4.0	18.9	Bulk
5	12.3	2.8	22.4	Bulk
6	9.1	3.2	24.4	Bulk
7	8.2	2.6	25.9	Bulk
8	15.8	0	0	Bulk
9	9.1	9.5	9.5	Bulk
10	9.7	3.1	29.2	Bulk

9.1%と少なくなっている。試料No.10は硬質相生成元素が多く含まれることから、ステダイトを含む硬質相の晶出量は29.2%と多く、黒鉛の晶出量は9.7%と少なくなっている。また、P量が0.21mass%と試料No.1～7に比べてわずかに少ないものの、ステダイトの晶出量は3.1%とあまり差が見られない。鋳鉄の凝固過程では、液相中にPが排出される形で濃縮され、ステダイトを含む硬質相は最終凝固部に晶出する⁹⁾²⁰⁾。Pは大部分がりん化物としてステダイト中に晶出することから⁹⁾²⁰⁾、Fe-C-P三元系状態図²³⁾をもとにステダイトの晶出量を次のScheilの式²⁴⁾と γ に対するPの平衡分配係数 k_0 に関する大城らの実験値 ($k_0=0.15$)⁹⁾を用い、P量がステダイト組成の6.67mass%に達したときの残液量とし

て算出すると、0.33mass%のP量で2.8%、0.21mass%のP量で1.7%、0.79mass%のP量で7.9%のステダイトを晶出することが分かる。計算値と実測値を比較すると、Fe-C-P三元系モデルで計算を行っているために少し差はあるものの、ほぼ一致した結果となっている。試料No.10で実測値の方がやや大きいのは、Moは残液中へ偏析しやすい元素であり、ステダイトとして晶出する融液量が増したことによると考えられる。

$$C_L = C_0 (1 - F_s)^{k_0 - 1} \quad \dots\dots(4)$$

C_L : ステダイト中のP濃度(mass%)

C_0 : 鋳鉄中のP濃度(mass%)

F_s : 固相率(%), k_0 : 平衡分配係数

Fig.3にブリネル硬さとステダイトを含む硬質相の面積率との関係を示す。晶出した硬質相や基地組織そのものの硬さに違いはあるが、硬質相の晶出量が増加するにしたがってブリネル硬さは高くなる傾向を示している。特に、試料No.1~7は同じ基地組織中で硬質相の晶出量を変化させたものであり、B量の増加にしたがって硬質相の晶出量が増加し、これに伴ってブリネル硬さが高くなるという明瞭な関係が認められる。試料No.9の硬さが高いのは、炭素量を低減したために黒鉛晶出量が減少したことが一因と考えられる。高沢らは、硬質相の晶出による硬さの上昇が鋳鉄制輪子の摩擦摩耗特性向上に有効であると報告しており²⁾、本研究においても硬質相による同様の効果が期待される。

3.2 ブレーキ試験

前述のように、25.2m/sで60秒間回転させた車輪に各試験片を約1.1MPaの面圧で押付けるブレーキ試験を行った結果を平均制動距離と平均摩耗体積との関係としてFig.4に示す。P量が0.33mass%の試料No.1~7を比較すると、B量の増加にしたがって摩擦摩耗特性が向上している。特に、試料No.7は試料No.1に比べてB量が0.074mass%と多いことからステダイトを含む硬質相の晶出量も25.9%と多く、ブリネル硬さも255HBと高いことから平均摩耗体積で約1/1.7、平均制動距離で約1/1.1の優れた性能を示している。一方、比較材の試料No.8は鋳鉄制輪子の潤滑性に有効な黒鉛が多量に晶出しているものの、硬質相が晶出していないためにブリネル硬さは173HBと低く、摩擦摩耗特性に著しく劣っている。試料No.9は硬質相の総量が9.5%と少ないものの、平均制動距離が著しく小さくなっており、ステダイト量が多いことに起因していると判断される。ステダイトはマイクロピッカース硬さで約800~900HV0.05と基地組織に比べて硬いため、鋳鉄制輪子の耐摩耗性向上に有効であることが知られている^{1)~4)}。また、その融

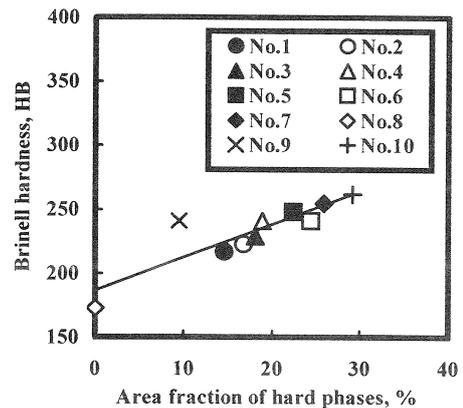


Fig.3 Relation between Brinell hardness and area fraction of hard phases.

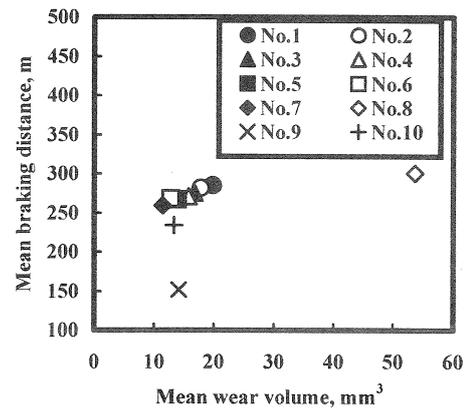


Fig.4 Relation between mean braking distance and mean wear volume.

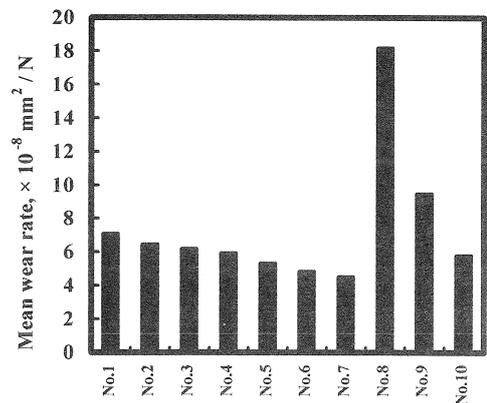


Fig.5 Mean wear rate of specimens.

点は約1 223Kと基地組織や遊離炭化物などに比べて低いため、高速摩擦により一部軟化若しくは熔融して車輪に凝着し、摩擦係数を著しく上昇させることが知られている^{2)~4)}。したがって、晶出した硬質相中のステダイトの占める割合が多い試料No.9は、耐摩耗性を維持しつつ優れた制動性を示したのと考えられる。また、試料No.10はステダイトを含む硬質相の晶出量が2

9.2%と多く、Mn,P,CrとともにCu,Ni,Moを添加しているために基地組織そのものも強化されており、ブリネル硬さが262HBと高いことから全体的に優れた摩擦摩擦特性を示している。

しかし、耐摩擦性に関しては、試料によって制動距離が異なるので、摩擦体積だけから優劣を決めることは難しい。そこで、(3)式より各試料の平均比摩擦耗量を算出した結果、Fig.5に示すように本試験速度域においては試料No.7が最も比摩擦耗量が少なく、Bの微量な添加による粗大なほう炭化物の晶出が铸铁制輪子の耐摩擦性向上に有効であることが分かる。また、前述したように、Pの添加によるステダイトの晶出が制動性の向上に大きく寄与することから、BとPの同時添加による铸铁制輪子の特性向上が、製造原価を考慮した材料開発として極めて有効と判断される。

Fig.6にブレーキ試験後の試料断面組織を示す。試料No.7とNo.8を比較すると、基地組織中に黒鉛のみ晶出した試料No.8は、摩擦面付近に車輪の回転と押付力によって発生した基地組織の大きな塑性変形が見られ、摩擦面に現れた黒鉛部分から切欠き効果により剥離が生じていることが観察できる²⁵⁾。一方、黒鉛とともにステダイトを含む硬質相が25.9%晶出した試料No.7では、試料No.8と同様の摩擦過程が見られるものの、硬質相が基地組織の塑性変形を抑制していることが観察できる。このような硬質相の作用はP,Bを添加した他の試験片でも同様に認められた。したがって、铸铁制輪子の摩擦は摩擦面付近の基地組織の塑性変形が原因であり、摩擦面に現れた黒鉛部分から剥離が生じて進行するので、基地組織中に硬質相を晶出させることにより塑性変形を抑制し、損耗を軽減することができる。また、試料によっては摩擦面付近に変質相が見られたことから、摩擦熱による影響があるものと考えられる²⁾。

3.3 摩擦による基地組織への熱影響

Fig.7に制動時に発生する摩擦熱による試料表層部の温度変化を示す。摩擦熱の測定は、試料No.8の摩擦面から3, 8, 13mmの位置にK熱電対を取付けて繰返しブレーキ試験を実施し、試験片の摩擦によりK熱電対が摩擦面から0, 5, 10mmの位置に現れた状態から行った。制動開始から終了までの時間は約10秒であるが、摩擦面から0mmの位置における温度は制動開始と同時に約990Kまで上昇する。その後、車輪の回転速度の低下と熱拡散によって約700Kへ低下して一時的にほぼ一定値を示し、制動終了と同時に急激に低下している。一方、摩擦面から5, 10mmの位置における温度は、摩擦面からの熱拡散により約350~400Kまで上昇し、制

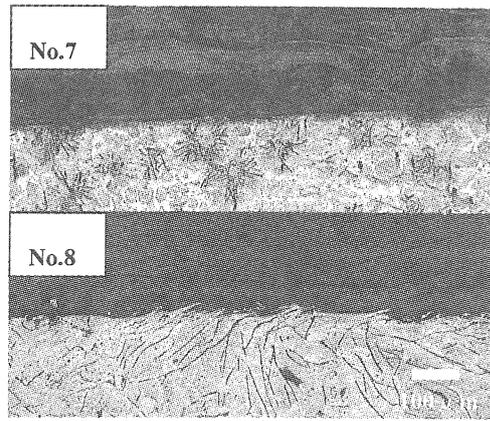


Fig.6 Microstructure of frictional surface of specimens.

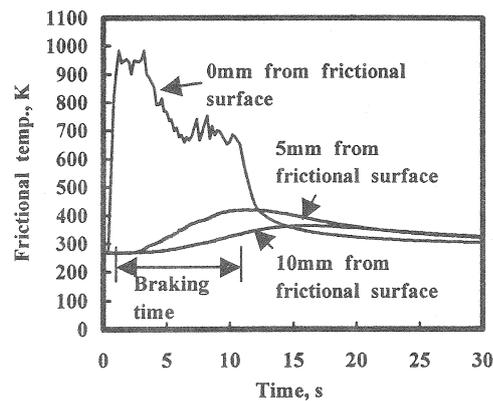


Fig.7 Relation between frictional temp. and time.

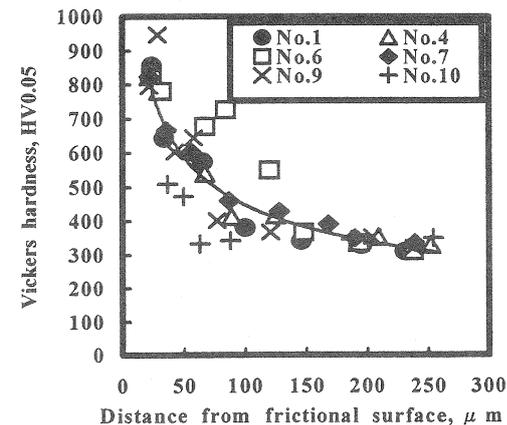


Fig.8 Relation between Vickers hardness and distance from frictional surface.

動終了後に徐々に低下している。したがって、本試験速度域における摩擦熱による急激な温度変化は、摩擦面近傍の基地組織に影響を及ぼすものと考えられる。

そこで、Fig.8に示すように、摩擦面から試験片内部にかけて基地組織のマイクロビッカース硬さを測定し、摩擦による基地組織への熱影響を確認した。試験片の材質によって多少のばらつきはあるものの、摩擦面から約20μmの位置でマイクロビッカース硬さは約800~

900HV0.05を示し、約200~250 μ mの位置で約300~350HV0.05を示している。摩擦面付近の基地組織硬さの著しい上昇は、前述したように変質相の生成が原因と考えられ、摩擦面近傍はA₁点以上に加熱された後に急冷されるため、マルテンサイトやベイナイトが生成したことによるものと考えられる²²⁾²⁶⁾。しかし、これらの変質相生成による基地組織硬さの上昇は、制動時に表層部がA₁点以上に加熱されるため、鋳鉄制輪子の耐摩耗性向上にはあまり寄与しないと考えられる。

4. まとめ

摩擦摩耗特性に優れた鋳鉄制輪子の開発を目的として、小型ブレーキ試験機を用いて、FC250相当のねずみ鋳鉄を基本とした低合金鋳鉄の摩擦摩耗特性に及ぼすPとBの影響を研究し、以下の結果が得られた。

- (1) 鋳鉄へBを微量添加することにより、基地組織中に粗いほう炭化物が晶出し、硬質相の面積率が增加する。また、硬質相の面積率増加にしたがって、ブリネル硬さは上昇する。
- (2) 鋳鉄へBを微量添加することにより、鋳鉄制輪子の摩擦摩耗特性は向上する。また、鋳鉄へPを添加することにより、基地組織中にステダイトが晶出し、鋳鉄制輪子の摩擦性能は著しく向上する。
- (3) 鋳鉄制輪子の摩耗は摩擦面付近の基地組織の塑性変形が原因であり、摩擦面に現れた黒鉛部分から剥離が生じて進行するので、基地組織中に硬質相を晶出させることにより塑性変形を抑制し、損耗を軽減することができる。
- (4) ステダイト量を増すと制動性が著しく向上する。摩耗面は摩擦熱により990K以上に加熱されることから、ステダイトは軟化してブレーキ性能を高めたものと考えられる。
- (5) 表層部は激しい塑性変形や変態により硬化するが、制動時には温度が上昇し、耐摩耗性にはステダイトや炭化物の寄与が大きい。

最後に、試験機の製作及び改良にご協力をいただ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いただきました大分工業高等専門学校の橋本賢二氏、村上智氏、村山徹氏、一宮和彦氏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) 辻村太郎：金属70(2000)119
- 2) 高沢克朗，辻村太郎，由利三郎：鋳物57(1985)516
- 3) 辻村太郎，真鍋修二：鋳物60(1988)98
- 4) 新井浩，清水保雄：鋳物67(1995)403
- 5) 新井浩，辻村太郎，清水保雄：鋳物67(1995)800
- 6) 新井浩，清水保雄：鋳物講演概要集126(1995)53
- 7) 宮内瞳苗，辻村太郎，田島慎二：鋳造工学講演概要集130(1997)30
- 8) 宮内瞳苗，辻村太郎：鋳造工学講演概要集131(1997)107
- 9) K.Ogi, K.Wakasugi : Proceedings of 8th Int. Conference on Secondary Ion Mass Spectrometry, Amsterdam (John Wiley & Sons)(1992)741
- 10) 宇佐美正，麻生節夫：鋳物61(1989)791
- 11) K.Shimizu, Y.Takahashi, H.Yoshiura and S.Katagishi : Proceedings of 5th Asian Foundry Congress, Nanjing (Southeast University Press)(1997)155
- 12) 高橋芳朗，吉浦洋之ほか：研究報告(大分県産業科学技術センター)(1995)96
- 13) 高橋芳朗，江藤博明，吉浦洋之ほか：研究報告(大分県産業科学技術センター)(1996)44
- 14) 高橋芳朗，江藤博明，吉浦洋之ほか：研究報告(大分県産業科学技術センター)(1997)71
- 15) 高橋芳朗，江藤博明ほか：研究報告(大分県産業科学技術センター)(1998)135
- 16) 高橋芳朗，江藤博明，斎藤雅樹，吉浦洋之ほか：研究報告(大分県産業科学技術センター)(1997)35
- 17) 高橋芳朗，江藤博明ほか：研究報告(大分県産業科学技術センター)(1998)129
- 18) 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
- 19) 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)109
- 20) 大平五郎，井川克也：鋳造工学(日本金属学会)(1971)143
- 21) 大城桂作，森信幸，松田公扶：鋳物47(1975)771
- 22) 堀江皓：鋳造工学68(1996)1056
- 23) R.Vogel : Archiv Fuer Das Eisenhuettenwesen 3(1929)369
- 24) 中江秀雄：凝固工学(アグネ)(1987)97
- 25) K.Shimizu, T.Noguchi, T.Kamada and H.Takasaki : Wear 198(1996)150
- 26) 門間改三，須藤一：構成金属材料とその熱処理(日本金属学会)(1981)76