球状黒鉛鋳鉄のサンド・エロージョン摩耗面の形成と進展*

清水 一道^{*1}, 野口 徹^{*2}Formation and Progression of Sand-Erosion Surface
in Spheroidal Ductile Iron

Kazumichi SHIMIZU and Toru NOGUCHI

In order to make erosion mechanism of spheroidal graphite cast iron clear, the authors have carried out erosion tests and observed the continuous structural change of vertical section near surface. The erosion mechanism of spheroidal graphite cast iron progresses like this: (1) the spheroidal graphites on the surface layer deform gradually (2) lips grow in the impact direction (3) they expand and drop out. Though the erosion mechanism progresses by this repetitive process of lip-growth and dropping out, the life span is different depending on material. The wear growth rate, which is a standard life span of lip-growth and dropout, becomes smaller according as pearlite ratio increases and corresponds well to the erosion rate. The authors have also confirmed that our continuous observation method is quite practical and useful to elucidate erosion mechanism.

Key Words: Wear, Erosion, Spheroidal Ductile Iron, Eroded Surface, Erosion Rate, Wear Growth Rate

1. 緒 言

粉粒体の衝突により材料の表面が損傷される現象をエロージョンと呼び、粉粒体の固気二相流による輸送系のベンド部等において大きな問題となっている。著者らは、軟鋼および球状黒鉛鋳鉄のエロージョン摩耗評価に関する一連の研究を行っており、エロージョン摩耗特性および摩耗機構について検討してきた。図1は軟鋼(SS400)のエロージョン試験後の、摩耗部の断面観察である。この断面観察によりエロージョン摩耗は、粒子衝突による表面部近傍の組織の塑性変形により、突起部が形成され、これが損傷を受け、成長、脱落を繰返すことを明らかにした。しかし、その形成、成長の過程は、断面観察からは確かめられなかった。

本報では、摩耗進行中の表面部近傍に形成される突起部がエロージョン摩耗の進行を支配すると考え、組織と硬さの異なる球状黒鉛鋳鉄のエロージョン摩耗試験を行い、さらに摩耗断面の同一場所の変遷を連続的に直接観察できるように試験片を半割したのち組合せて、一定間隔時間のエロージョン摩耗より、摩耗面の形成とその進行過程を明らかにした。また、表面から材料が除去されていく速度を直接算出し、組織と硬さの違いとエロージョン摩耗量との関連性についても考察した。

に直接観察できるように試験片を半割したのち組合せて、一定間隔時間のエロージョン摩耗より、摩耗面の形成とその進行過程を明らかにした。また、表面から材料が除去されていく速度を直接算出し、組織と硬さの違いとエロージョン摩耗量との関連性についても考察した。

Fig. 1 Observation of eroding surface (SS400)

* 原稿受付 1998 年 5 月 20 日.

*¹ 正員, 大分工業高等専門学校 (☎ 870-0152 大分市大字牧 1666).*² 正員, 北海道大学工学部 (☎ 060-0813 札幌市北区北 13 西 8).

E-mail: shimizu@oita-ct.ac.jp

2. 実験材料および実験方法

供試材は、フェライト地球状黒鉛鑄鉄(FDI)およびパーライト率約30%, 50%, 70%の球状黒鉛鑄鉄[PDI(30), PDI(50), PDI(70)]の4種類である。それらの化学成分および機械的性質を表1に、また組織を図2に示す。

摩耗試験片は50×50×10[mm]の平板状で、表面には研削仕上げを施した。試験には吸引式ブラストマシンを使用した。固体粒子は、平均粒径660 μ m, HV 420のスチールグリットで、各試験のつど新しいものと交換した。衝突ガス速度(V)は約145 m/s, 粒子噴射量は約37 g/sとした。衝突角度を10°おき9水準に変え、1回の試験時間は7200 sとした。一定時間ごとに、電子天秤(感度0.01 mg)で秤量した摩耗質量から摩耗体積を算出し、摩耗量とした。試験終了後、摩耗面の観察および表面近傍の断面組織を直接観察した。

3. 実験結果

密度の異なる材料の耐サンド・エロージョン性検討において、損傷量を重量で比較することは適当でない。そこで各材料の平均密度を用い、損傷量を単位粒子量当たりの体積損傷量で定義する損傷速度で比較した。

各試料のブラスト時間7200 sにおける衝突角度と損傷速度の関係を図3に示す。FDI, PDIともに、損傷速度は衝突角度60°で最大となっている。損傷速度が最も低いPDI(70)は、FDIのそれに比べ約1/3である。また、基質中のパーライトの割合および硬さの増加に従って、損傷速度は減少している。

しかし、損傷速度と素材のブリネル硬さ(HB)は必ずしも対応していない。PDI(30)とPDI(50)は HB が約20%異なるだけであるが、後者の損傷速度は前者の約半分である。一方、PDI(50)とPDI(70)でもほぼ同じ HB の差があるにもかかわらず、損傷速度に大き

Table 1 Chemical composition [mass.%] and mechanical properties of specimens

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mg
FDI	3.75	2.08	0.34	0.011	0.007	0.04	0.037
PDI(30)	3.74	2.16	0.30	0.020	0.008	0.27	0.035
PDI(50)	3.83	2.30	0.40	0.017	0.007	0.42	0.041
PDI(70)	3.65	2.34	0.48	0.020	0.008	0.75	0.043

	σ_B	ϕ	HB	ρ	σ_B ; Tensile strength (MPa)
FDI	400	25.8	140	7.00	ϕ ; Elongation(%)
PDI(30)	520	18.8	187	7.00	HB ; Brinell hardness (HB10/3000)
PDI(50)	650	12.8	217	7.00	ρ ; Density(g/cm ³)
PDI(70)	750	7.2	255	7.00

Fig. 2 Microstructure of specimens

な差はない。図4は実験終了後の試料表面の硬さをロックウェルBにて測定し、その硬さと各衝突角度における損傷速度との関係を示したものである。いずれの試料においても摩耗表面の硬さは素材の硬さに対して上昇しており、粒子の衝突により加工硬化している。硬さは衝突角度にかかわらずほぼ一定である。また、PDI(50)とPDI(70)は素材の硬さに比べて加工硬

化後の硬さには大きな差がなくなっている。これは、図3において両試料の損傷速度に大きな差がないことに対応しており、エロージョンによる摩耗には、素材の硬さよりもむしろグリッドが高速に衝突することで塑性変形を起こし、摩耗表面の硬度が上昇することが主として関与したと推測できる。実験後の断面硬さ測定により、加工硬化層は、表面より150~200 μm 程度

Fig. 3 Erosion rate vs. impact angle for FDI and PDI

Fig. 4 Erosion rate vs. hardness [HRB] for FDI and PDI

Fig. 5 Microstructure of eroded surfaces of FDI and PDI at the 20° and 60° impact angles

である⁽⁶⁾。

4. エロージョン摩耗面の観察

前述の結果を摩耗表面の状態変化と関連して考察するために、摩耗面の断面組織観察を行った。

図5は、プラスト時間7200 sの衝突角度20°および60°での摩耗面近傍の断面組織である。これらにより、表面から生じた突起の様相と深さ方向での組織の変形状態がわかる。各供試材とも、グリッド衝突により表面が掘り起こされ、さらにグリッドの衝突により組織が引き延ばされ、大きな塑性変形を受けて突起部が形成されている。すべての供試材において突起部の長さは損傷速度の大きい60°のほうが20°に比べ長い。

20°では、FDIの突起部の大きさは約150 μm であり、PDIと比べ長く、基地中のパーライト量が増加するに従って、PDI(70)で約50 μm とその長さも短くなる。60°では、各供試材の突起部の大きさは約150~175 μm とほとんど同じである。つまり、突起部の長さは定常摩耗に達する一定時間において同じであることから、損傷速度の差が生じるのは突起部の形成、成長、脱落の周期が各材料によって異なると思われることができる。

5. 摩耗過程の連続的観察

各試料におけるエロージョン摩耗の進行過程をさらに明確にするために摩耗面近傍の深さ方向の組織の変形、突起部の形成、脱落の状態を連続的に観察した。このために、あらかじめ中心線に沿って半割にした試験片を用い、これを図6のジグにより試料台に固定し、一定時間経過ごとに金属顕微鏡で半割り面を観察した。

損傷速度が最大である衝突角度60°でのFDIおよびPDIのプラスト時間60 s、300 s、600 sおよび900 s

の断面連続組織観察を図7に示す。図7において、表面にグリッドが衝突することで、黒鉛は、衝突粒子方向(組織流動方向)に沿って変形している。また、この球状黒鉛鑄鉄の組織は、ブルス・アイ組織のため、黒鉛はフェライト層の変形に追従して変形していると推測される。

FDIでは、プラスト開始後60 sで表面部の組織とともに、黒鉛粒も同様に粒子の衝突方向に変形しはじめる。300 sでは表面の凹凸は大きくなり、表面から約100 μm の深さまでの黒鉛粒の変形が見られる。また、表面近傍では突起部が形成される。長さは約50 μm 以上あり、その間隔、長さは一定ではない。600 sに達すると表面部近傍で、変形した黒鉛粒とその周りのフェライト層とともに成長した長さ約150~175 μm 突起部を形成する。また、成長した突起部や脱落した突起部の痕も観察された。

PDI(50)では、FDIと同じく60 sで組織と黒鉛粒の変形が確認される。300 sになると表面から深さ約100 μm までの黒鉛粒が、だ円状に大きく変形し、表面近傍で長さ約50 μm の突起部が形成される。表面の凹凸はFDIと比べ小さい。600 sに達すると、300 sでだ円状に変形した黒鉛球も粒子衝突により押しつぶされ、平らに変形し、その周りのフェライト層とパーライト層とともに大きく変形し、長さ約100~175 μm の突起部を形成する。この現象は、PDI(30)とPDI(70)でも同様である。

以上の観察結果をもとに、変形域より下の特定の黒鉛粒に着目し、その黒鉛粒から表面までの距離の変化より、表面層の除去深さを求めることができる。図8は各試料の表面層の除去深さの時間変化である。除去深さはいずれの試料でも時間とともにほぼ直線的に増加する。これらの直線の傾きは、摩耗深さ方向進展速度とみなせる。これを摩耗進展速度 [$\mu\text{m}/\text{s}$] と定義する。

FDIの摩耗進展速度は約0.47 $\mu\text{m}/\text{s}$ であり、PDI(30)は約0.26 $\mu\text{m}/\text{s}$ 、PDI(50)は約0.2 $\mu\text{m}/\text{s}$ およびPDI(70)は約0.71 $\mu\text{m}/\text{s}$ である。摩耗進展速度は、パーライト量が増加するに従って小さくなり、前述の損傷速度の傾向と一致する。

図9は各試料の摩耗進展速度と損傷速度の関係である。両者には良好な直線関係があり、損傷速度から摩耗進展速度を推測できることがわかる。よって、摩耗進展速度の値は、管路の摩耗寿命の推定等において非常に有効と考える。

Fig. 6 Sketch of the specimen holder

Fig. 7 Microscopic continuous observation of eroding surfaces of FDI and PDI at the 60° impact angle

Fig. 8 Wear depth vs. total blasting time for FDI and PDI

6. 結 言

球状黒鉛鋳鉄の摩耗機構を明らかにするために、エロージョン摩耗試験を行い、さらに表面近傍の断面組織を直接観察した結果、以下の結論を得た。

球状黒鉛鋳鉄のエロージョン摩耗機構は、表面層の黒鉛粒が徐々に変形し、ブラスト方向に突起部が生成し、伸延され脱落してゆく。この突起部の成長、脱落の繰返しにより摩耗が進行し、その周期は材料によって異なる。

突起部の成長、脱落の周期の目安となる摩耗進展速度は、パーライト量が増加するに従って小さくなり、損傷速度の傾向と良く一致する。

以上のことより、球状黒鉛鋳鉄のエロージョン摩耗機構は、突起部の形成、成長および脱落により説明でき、その周期がパーライト量によって異なることから、損傷速度および摩耗進展速度に差が生じることを明らかにした。また、エロージョン摩耗機構を知る上で、本報の連続観察手法が有効であることも確認できた。

最後に、実験試料を提供頂いた日立金属(株)に感謝

Fig. 9 Erosion rate vs. wear growth rate for FDI and PDI

する。また、実験に協力された北工学部学生・谷野祐一君〔現住友金属(株)〕に感謝の意を表する。

文 献

- (1) Neilson, J. H. and Gilchrist, A.: *Wear*, **11** (1968), 111.
- (2) Bitter, J. G. A.: *Wear*, **6** (1963), 5, 169.
- (3) Sheldon, G. I. and Finnie, I.: *Trans. ASME*, Ser. B, **88** (1966), 393.
- (4) K. Shimizu and T. Noguchi: *Trans. AFS*, 93-078 (1993).
- (5) K. Shimizu and T. Noguchi: *Trans. AFS*, 94-063 (1994).
- (6) 清水一道・野口徹, 鋳物, **66-7** (1994), 489.
- (7) 清水一道・野口徹, 鋳物協会, 第123回講演大会概要集, (1993), 112.
- (8) K. Shimizu and T. Noguchi: *Wear*, **176** (1994), 255.
- (9) 清水一道・野口徹・他2名, 機講論, No. 920-78 (1992), 483.
- (10) K. Shimizu and T. Noguchi: *Proceedings of the Third East Asian International Foundry Symposium*, (1992), 19.
- (11) 岡崎章三・他3名, 機論, **56-527**, A (1990-7), 1668.
- (12) R. C. Tucker: *Metals Handbook*, **11** (1986), 145.