研 究

高炭素アダマイト粉末HIP材の機械的諸特性*

納富 完至**, 古田 誠矢***, 河合 伸泰***

Kanji Notomi, Seiya Furuta and Nobuyasu Kawai: Mechanical Properties of High Carbon Adamite P/M Steels.

Five compositions of high carbon adamite steel powders (1.8%C, 2.2%C, 2.6%C, 2.9%C, and 3.7%C + 1.2%Ni+1.2%Cr+0.3%Mo) were produced by gas-atomization, and their fully densified P/M steel billets were made by hot isostatic pressing. Microstructures and mechanical properties of the P/M steels were investigated in comparison with the conventional adamite steel (1.7%C+1.2%Ni+1.2%Cr+0.3%Mo).

In the P/M steels, fine carbides are uniformly distributed, whereas in the conventional steel, large-sized carbides are distributed among fine carbides.

Mechanical properties of the P/M steels are as follows: The wear property of the P/M steels is improved with the increase of carbon content. On the contrary, the bend strength and fire cracking properties are decreased with increasing carbon content. But, these properties of the 2.5%C adamite P/M steel are found to be superior or equivalent to those of the conventional steel.

(Received March 13, 1984)

Ⅰ 緒 言

アダマイト系ワークロールにおいて要求される特性には、耐摩耗性、耐フェイクラック性、靱性、耐折損性等がある。これまで耐摩耗性を向上させる目的で、高炭素アダマイト鋼の研究¹⁾が種々なされてきたが、従来溶製材の場合、高炭素化すると巨大な共晶炭化物が増大するため、耐摩耗性は改善されるものの耐肌荒れ性が大幅に劣化するという結果に終わっていた。

今回著者らは、ガスアトマイズ-HIP プロセスにより高炭素アダマイト鋼を試作し、その機械的特性を従来溶製アダマイト鋼と比較しながら調査したので、本報で報告する。

Ⅱ 実 験 方 法

Ⅱ-1 供試材の製造方法

本実験で使用した原料粉末は、ガスアトマイズ法にて試作した5種類のアダマイト鋼粉末(-28 mesh)である。供試粉末ならびに比較のための溶製アダマイト材(Conv. steel)の化学成分をTable 1に示す。A粉末は比較溶製材とはほぼ同一の化学組成を有するアダマイト鋼粉末であり、B～Eの粉末はA粉末の化学組成のうち炭素量のみを2.2～3.7%と増加させた高炭素アダマイト鋼粉末である。

これらの粉末を各々、軟鋼製カプセル(内寸法 90φ×150/mm)内に充てんし、1050°Cで6時間の真空加熱脱

Table 1 Compositions of the powders and conventional steel.

Code	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	O
A	1.81	0.91	1.19	1.21	1.22	0.31	0.0131
B	2.26	0.85	1.13	1.21	1.26	0.30	0.0122
C	2.60	0.86	1.15	1.21	1.26	0.29	0.0092
D	2.93	0.84	1.16	1.19	1.23	0.30	0.0089
E	3.77	0.83	0.90	1.18	1.30	0.29	0.0099
Conv. steel	1.70	0.70	0.90	1.00	1.20	0.30	0.0005

気後密封した。つづいてHIP成形(HIP条件:1000°C/100 MPa/1 hr)により真密度のHIP材を作製した。

このようにして作製した5種類の粉末材と、比較溶製材は全て、焼入焼もどし熱処理(950°C×1 hr 空冷→1°C×5 hr 炉冷)により、現用アダマイトロールの標準硬度(約HV400)に硬度調整した後、以下の各種試験に供した。

Ⅱ-2 各種試験

(1) 供試粉末の検査

① ミクロ組織観察

供試粉末のミクロ組織を光学顕微鏡で観察した。また

* 昭和58年11月本協会秋季大会にて発表、昭和59年4月13日受理。

** (株)神戸製鋼所試作実験センター、〒651 神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

*** (株)神戸製鋼所材料開発センター、〒651 神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

デンドライトの2次アーム間隔の測定を、 $-60+80$ メッシュの粉末について行った。さらに、X線 (Cu-K α) を用い、粉末中の諸相の測定を行った。

(2) 供試材の検査

① C, O分析

試作 HIP 材ならびに溶製材のC, O分析を行った。

② ミクロ組織観察

供試材の焼入焼もどし組織を光学顕微鏡で観察した。また、QTM* による炭化物の定量化も行った。

③ 抗折試験

$5 \times 10 \times 30$ mm の試験片を支点間距離 20 mm で、3点曲げ試験を行うことにより測定した。繰返し数は $n=3$ とした。

④ 破壊靱性試験

コンパクトテンション型試験片 (50×16.5 t) を用いて、ASTM 規格 (E 399) に準じ、破壊靱性値を求めた。試験後、同試験片の破面観察を行った。

⑤ 摩耗試験

摩耗試験は大越式摩耗試験機を用いた。試験片の形状および摩擦条件を Fig. 1 に示す。a) が摩耗試験に供したアダマイト鋼試験片で、400#のエメリー紙で研磨仕上げをした。b) の回転試験片は相手材の SCM 420 (HV 150) である。摩耗量は摩耗痕の幅から算出し、比摩耗量 m^3/mN で表示した。比摩耗量はすべり距離 1 m, 荷重 1 N 当りの摩耗体積を表している。

⑥ ファイアクラック試験

Fig. 2 に示すように、円盤状試験片 1 ($70 \phi \times 25$ t mm) を環状支持台 2 の上にセットし、且つ試験片 1 の上面側中央部に設けた凹部 3 に熱電対 4 を取付けた。そして試験片 1 をヒーター 5 により 600°C に加熱 (熱電対 4 で検知) した後、支持体 2 の下部から冷却水 6 を試験片 1 の底面に散水して冷却し、熱電対 4 が 300°C を検知した時冷却を中止した。この工程を 1 サイクルとし、200 サイクル繰返した後、試験片の散水側表面に発生したクラックの形状、深さ、分布状態等を観察した。

Fig. 1 Shape of specimen and sliding conditions

Fig. 2 Fire-crack test

III 実験結果および考察

(1) 供試粉末の検査

① ミクロ組織観察

Photo. 1 に供試粉末のミクロ組織を示す。同組織は微細な凝固組織 (デンドライト組織) を呈しており、炭素量の増加とともに、樹枝間隔 (デンドライトアーム間隔) は細くなる傾向にある。Fig. 3 にデンドライト 2 次アーム間隔の測定結果を示す。デンドライトアーム間隔は、炭素量 1.8%~3.8% の範囲では炭素量の増加とともにほぼ直線的に減少していることがわかる。

この現象については、炭素含有量が 1.8% から 3.8% へ増加することにより、凝固温度範囲 (固液共存温度域) が狭くなり、それにつれて 2 次アームの成長する時間が少なくなるためと考えられる。

なお、本実験のデータは、冷却速度が約 10^3 K/sec と非常に速い場合のデータであるが、冷却速度が約 8 K/min における鈴木等²⁾ の実験結果とも定性的にはよく一致している。

Fig. 4 に供試粉末の X 線解析結果を示す。A~D 粉末は非平衡なオーステナイト単相組織になっていること、そして、E 粉末はオーステナイトとセメンタイトの 2 相混合組織になっていることが確認された。このような非平衡オーステナイト相³⁾ が得られたのは溶融状態から急冷されたためと考えられる。

(2) 供試材の検査

① C, O分析

Table 2 に供試材の C, O 分析結果を示す。特に炭素は固溶炭素と遊離炭素 (黒鉛) に分けて示している。供試材 A~C では黒鉛の析出はほとんどなく、大半が固溶している。供試材 D で黒鉛の量が増えはじめ、供試材 E では全炭素量の 1/4 以上が黒鉛として析出している。

このように供試材 D, E で黒鉛が析出したのは、真空加熱脱気時に非平衡オーステナイト相が平衡相に分解す

* 自動映像分析装置の 1 種であり、コントラストの差をもって、炭化物、介在物等の大きさ、面積、個数等を計数する装置

Photo. 1 Micrographs of powders

Fig. 3 Secondary dendrite arm spacing as a function of C content in adamite steel powders.

Fig. 4 X-ray diffraction patterns

Table 2 C, O content of specimens.

Code	C (%)			O (ppm)
	T.C* ¹	C.C* ²	F.C* ³	
A	1.67	1.663	0.007	34
B	2.11	2.104	0.006	19
C	2.52	2.512	0.008	22
D	2.78	2.756	0.024	18
E	3.58	2.619	0.961	21
Conv. steel	1.70	—	—	5

*¹: Total carbon content*²: Combined carbon content*³: Free carbon content

る際、Cr, Mn, Mo 等の炭化物形成元素の量に比べて、余剰炭素量が多すぎたためと考えられる。

また、供試材の炭素量が供試粉末の組成に比べて若干低くなっているのは、真空加熱脱炭時に鋼粉中の酸素等と反応して脱炭したためであろう。

② ミクロ組織観察

Photo. 2 に供試材の焼入焼もどし組織を示す。a～e は粉末材で、f は比較溶製材のミクロ組織である。粉末材では炭素量の増加とともに炭化物量が多くなり、また個々の炭化物サイズも大きく、しかも細長くなる。しかし、炭素量を3.6%まで増加した試料Eでも、溶製材に見られるような巨大な炭化物は認められない。

Photo. 3 に供試材Eのミクロ組織を示す。黒鉛がもと

Photo. 2 Micrographs of specimens

Photo. 3 Micrograph of specimen E (3.7%C)

の粉末境界に偏析している様子が認められる。これは真空加熱脱気時に固溶していた炭素原子が黒鉛として析出する際、粉末表面部では大きな体積変化を伴わずに析出できるため、粉末表面⁴⁾に優先的に析出したためと考えられる。

Fig. 5 に供試材の炭化物の面積率および平均粒径につき測定した結果を示す。炭素含有量が2.8%以下では、炭化物の面積率および平均粒径は炭素含有量の増加に伴って直線的に増大している。なお、炭素含有量が2.8%以上でこれらの直線の勾配が小さくなっているが、これは2.8% C以上では黒鉛の析出が顕著になるためであろう。

③抗折および破壊靱性試験結果

Fig. 5 Carbide size and content measured

Fig. 6 に抗折および破壊靱性試験結果を示す。アダマイト鋼粉末材の抗折値は約 2650 MPa であり、溶製材の値 (1275 MPa) に比べ、2 倍以上もの強度を有している。この強度差は溶製材中に含まれる巨大炭化物 (Photo. 2, f) が粉末材中の炭化物よりもはるかに大きいことに起因していると思われる。炭素含有量が1.7%~2.9%の範囲では抗折値はほぼ直線的に低下している。これは炭素含有量の増加に比例して、炭化物量が增大するためであろう。さらに炭素含有量が増えると、抗折値は大きく低下し、溶製材とほぼ同程度の強度になる。炭素含有量が

Fig. 6 Fracture toughness and bend strength

2.9%を越えると、Photo. 3 に示すように黒鉛がもとの粉末境界に析出してくるためと考えられる。

アダマイト鋼粉末材の破壊靱性値は約 $23 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ であり、同一組成の溶製材に比べ約30%程度低い値になっている。これは巨大炭化物による応力緩和現象が、粉末材では期待できないためと考えられる⁵⁾。炭素含有量が1.7%~2.9%の範囲では、破壊靱性値もまたほぼ直線的に低下している。炭素含有量の増加に比例して、炭化物量が增大するためであろう。さらに炭素含有量が増えると、抗折値の場合とは異なり、破壊靱性値は向上し、3.7%C アダマイト材は供試粉末材中で最高の値を示すようになる。

Photo. 4 に破壊靱性試験片のミクロ破面写真を示す。各写真の右部には、ASTM 規格に準じて導入したプレクラック (疲労破面) が、またその左部には、破断試験時

Photo. 4 Fractographs of fracture toughness specimens

に生じた劈開破面が見られる。a, bはフラットな破面であるが、cは非常に起伏に富んでおり、3.7%C アダマイト材では破壊がもとの粉末境界に沿って進行している様子が観察される。3.7%C アダマイト材の破壊靱性値が高かった理由は、破壊時にクラック先端がもとの粉末境界で屈折し、応力集中が緩和されたためと考えられる。

④ 摩耗試験結果

Fig. 7 に大越式摩耗試験結果を示す。横軸はすべり速度、縦軸は比摩耗量である。試料E以外の摩耗曲線は、いずれもすべり速度の違い 0.3 m/sec と、速い 2.86 m/sec で比摩耗量が多くなっている。低速域 (0.3 m/sec) での摩耗は微細な酸化物によるアブレッシブ摩耗、高速域 (2.8 m/sec) での摩耗は凝着摩耗であると考えられている⁶⁾。

Fig. 7 で、炭素含有量が増すにつれて、耐アブレッシブ摩耗特性ならびに耐凝着摩耗特性がともに向上していく様子が認められる。これは、炭素含有量の増加に比例して、炭化物量が增大するためと考えられる。ただし、黒鉛の析出が見られた試料Eは、低速での摩耗量がとくに多いが、これは粉末境界に析出した黒鉛により粉末同志の結合が弱められているためであろう。また、高速になるにつれて、摩耗量が減少しているが、これは黒鉛の存在が凝着摩耗に効果的に作用するためと考えられる。

⑤ ファイアクラック試験結果

Photo. 5 に200サイクル試験終了後、試験片表面層のクラック発生状態を磁粉探傷機を用いて観察した結果を

Fig. 7 Wear rate rubbed against SCM 420

示す。溶製材試験片(写真d)には大きなクラック(1次クラックと呼ぶ)が認められる。他方アダマイト粉末材(写真a)には、溶製材に見られるような明瞭なクラックは認められないが、高炭素化したアダマイト粉末材(写真b, c)では、溶製材に比べ直進性の強い1次クラックが観察される。

次に試験片を中心線より切断し、その切断面上でのクラック測定結果を Table 3 に示す。まずクラック総数(0.05 mm 以上の深さを有するクラックの個数)を見ると、大きなクラックの認められなかったアダマイト粉末材(A)では微細なクラック(2次クラックと呼ぶ)が多く、その総数は約200個程度である。一方、大きなクラックの認められた高炭素アダマイト材(B~E)および溶製材ではいずれも90個以下とクラック数が比較的少ない。

さらに最深クラックの長さについて見ると、アダマイト粉末材(A)は溶製材に比べ最深クラック長さが短く、ファイアクラック特性に優れているといえる。高炭素化するにつれて最深クラック長さが長くなり、即ち耐ファイアクラック特性は劣化するが、2.5% C 粉末材(C)でも1.7% C 溶製材と同等以上の特性を有することがわか

Table 3 Results of fire-crack test.

Code	Designation	Number of cracks			Maximum crack depth (mm)
		>0.05 mm	>0.1 mm	>2 mm	
A	1.7C-1.2Cr	197	29	0	1.95
B	2.1C-1.2Cr	79	14	1	3.85
C	2.5C-1.2Cr	90	26	2	4.48
D	2.8C-1.2Cr	63	16	5	8.04
E	3.6C-1.2Cr	72	32	3	10.38
Conv. steel	1.7C-1.2Cr	47	26	4	6.41

る。

アダマイト粉末材(A)のファイアクラック特性が、同組成の溶製材に比べ優れているのは、溶製材に見られるようなクラックの発生ならびに進展のパスとなる巨大炭化物を含んでいないためであり、また高炭素化することによりファイアクラック特性が劣化したのは、高炭素化に伴い炭化物量が多くなったためと考えられる。

IV 結 言

ガスアトマイズ-HIP プロセスにより高炭素アダマイト粉末材を試作し、そのミクロ組織および機械的特性につき、従来溶製アダマイト材と比較検討した。得られた結果を要約すると以下の通りである。

- (1) 粉末材では高炭素化しても、溶製材に見られるような巨大炭化物の発生は認められなかった。
- (2) 高炭素化することにより、耐摩耗性の改善が認められた。
- (3) 抗折値、ファイアクラック特性は共に高炭素化に伴い劣化した。2.5% C アダマイト材でも比較溶製材(1.7% アダマイト材)に比べ、抗折値は約1.6倍、ファイアクラック特性も同等以上の特性を有していた。

文 献

- 1) 田部, 鈴木: 日本製鋼所技報, **26** (1969), 3024.
- 2) 鈴木, 長岡: 金属学会誌, **34** (1970), 925.
- 3) 峯村, 井上, 増本: 鉄と鋼, **66** (1980), 382.
- 4) 明智, 塙, 中川: 粉体および粉末冶金, **29** (1982), 294.
- 5) 納富, 古田, 鳥本, 河合: 粉体および粉末冶金, **30** (1983), 162.
- 6) 平野, 辻, 本間, 藤本, 立野: 粉体および粉末冶金, **25** (1978), 258.

a: A (1.7% C), b: C (2.5% C), c: E (3.6% C),
d: Conventional steel (1.7% C)

Photo. 5 Fire-cracks after 200cycles 300-600°C in air