研　　究

ロータリエンジン用アペックスシール部材としてのFe-P-C系焼結摺動材料の開発

森下　強[☆1], 黒木　英憲[☆2], 熊谷みゆき[☆3]

[☆1]マツダ㈱, 〒730-8670 広島県安芸郡府中町新地3-1(現 (財)ひろしま産業振興機構, 〒739-0046 東広島市鏡山3丁目13-26).
[☆2]広島大学工学研究科機械システム工学専攻, 〒739-8527 東広島市鏡山1-4-1.
[☆3]広島大学大学院, 〒739-8527 東広島市鏡山1-4-1.

Sintered Fe-P-C Wear Resistant Material for Apex Seal of Rotary Engine

Tsuyoshi Morishita[☆1], Hidenori Kuroki[☆2] and Miyuki Kumagai[☆3]

[☆1]Mazda Motor Corporation (Present Address: Hiroshima Industrial Promotion Organization, 3-13-26 Kagamiyama, Higashihiroshima 739-0046).
[☆2]Department of Mechanical Engineering, Hiroshima University, 1-4-1 Kagamiyama, Higashi-hiroshima 739-8527.
[☆3]Graduate School, Hiroshima University, 1-4-1 Kagamiyama, Higashi-hiroshima 739-8527.

Received April 17, 2003

SYNOPSIS

The effect of phosphorous and carbon contents and sintering conditions on the wear resistant properties of ferrous sintered materials were investigated. Wear test was conducted using the sintered material as the pin and hard Cr-plated Al-alloy disk as the mating material. By choosing compacting pressure of 490MPa and sintering conditions of 1203 K and 0.3 ks for Fe-5.6mass%P-1.6mass%C alloyed powder, the porosity of 5.5%, the average pore size of 23 μm and the average grain size of 15 μm were obtained. Proper anti-wear characteristics are obtained after making the fine-grained microstructure. Minimum wear amount was achieved on the Fe-5.5mass%P-2.0mass%C-3.0mass%Ni-3.0mass%Mo alloyed powder specimen pressed at 294 MPa, sintered in vacuum at 1203 K for 0.3 ks and heat-treated. The specimen shows 0.7% porosity, the average pore size of 8 μm, the average grain size of 15 μm, and the macro-hardness of Hv700 with a hardened matrix.

KEY WORDS

wear resistant material, steadite, Fe-P-C alloy, rotary engine, apex seal

1　緒　　言

自動車用エンジンに対する高性能化(高出力と低燃費の両立)の要求は絶えることがなく，大きなPV値(摺動面圧×摺動速度)にも耐えられる摺動材料の開発が常に要求されている．機械などの軸受部に従来使用されてきた焼結含油軸受は，低密度焼結材料の特徴である気孔を有効に利用したものである．しかし，その種の材料は，気孔が存在する分，PV値が大きい場合はマトリックスにかかる面圧が高くなるため焼き付きや異常摩耗を起こしやすい．それに対して鋳鉄部品では，摺動部のPV値が大きい用途には摺動部のみを冷やし金などで急速冷却し，チル組織にして耐摩耗性を確保している．開発対象であるロータリエンジンのアペックスシールの場合は，摺動する相手がアルミニウム合金にクロムめっきを施した面であり，合金鋳鉄素材の摺動部を電子ビームを用いて急速溶融・冷却してチル化することによって優れた摺動特性を得ている[1]．その理由はチル組織が，パーライト，トルースタイト，ソルバイト，マルテンサイト，オーステナイトなどが混在した金属部と，面積比で約40～60%のFe_3Cが主の複合炭化物部とで構成されており，クロムめっき層の硬さがHv700～1300に対し，その複合炭化物の硬さがHv1200～1500であることによると考えられている．粉末化による急冷凝固と焼結法によって，この複合炭化物の面積比をチル組織の場合よりも大きくすることが出来れば，さらに耐摩耗性と耐焼き付き性を向上させることが可能になると考えられるが，チル組織は熱的に不安定で，約873Kから分解が始まり1273Kでほぼ完全に分解する[2]．従って，鋳鉄組成の急冷粉末をそのまま焼結しても炭化物が分解してしまい，目的とする耐摩耗・耐焼き付き性を持った焼結摺動材料は得られない．

一方，超硬合金やサーメットはWC, TiC, SiCなどの炭化物を金属・合金によって結合させたものであるが，これらをクロムめっき層相手に摺動試験を行うとクロムめっき層側が著しく摩耗する．原因は，WC, TiC, SiCなどの炭化物がFig.1[3]に

示すようにクロムめっき層に比べて非常に硬いためである．それに対して耐摩材として従来から用いられているFe-P-C系合金の共晶組織(ステダイト)の硬さがHv750～850程度にとどまっていることが注目される．ステダイトは，鋳鉄においては結晶粒界に晶出するので衝撃強度を低下させたり，溶融温度(Fe-6.9mass%P-2.4mass%Cの共晶組成)が1223K[4]であるため高温強度を低下させるが，その硬さはクロムめっきやチル組織に比べて硬すぎることがなく，相手材の摩耗を促進しないのでピストンリングなど摺動部品には高燐鋳鉄が広く用いられている[5]．

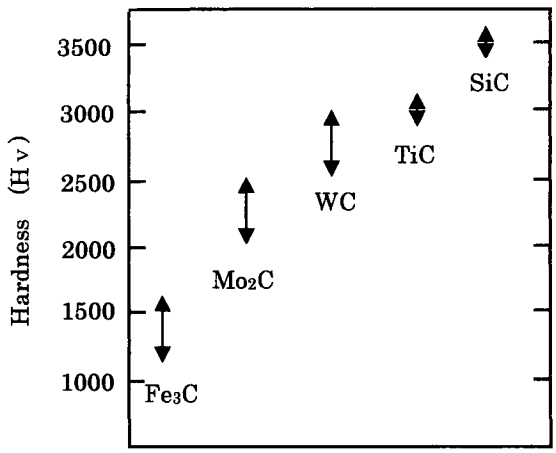


Fig.1　Hardness of several carbides[3].

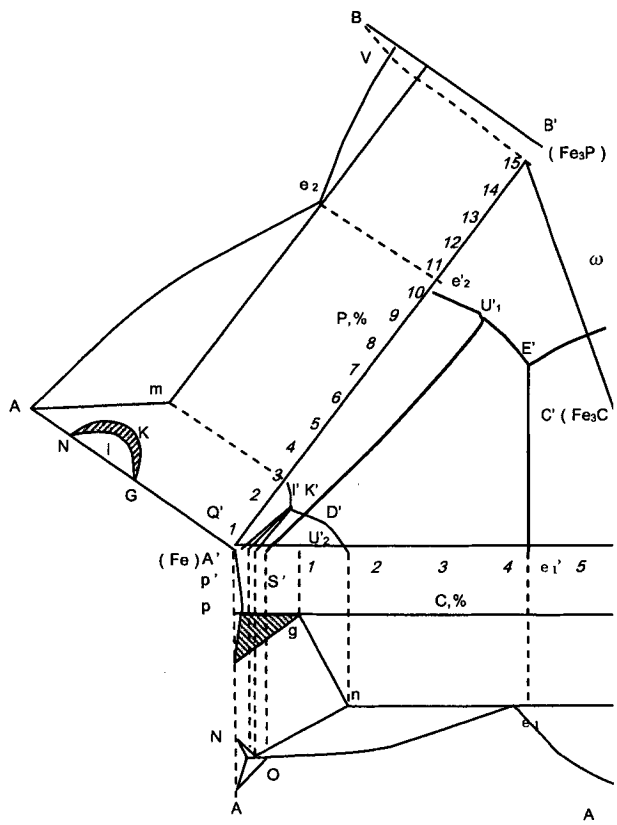


Fig.2　Phase diagram of Fe-P-C ternary system[6].

Fig.2[6]のFe-P-C三元系状態図に明らかなように，PおよびCの量の変化に伴ってステダイトの晶出する割合が変化し，また三元共晶温度以上での焼結時に発生する液相量も，温度と焼結保持時間によって変化する．他方，一般にPV値が大きな部分に使用する焼結摺動材料の気孔率および気孔の大きさはいずれも小さい方が耐摩耗性が良いことは容易に予想できるが，それらの減少を目指して焼結温度を高くしたり，焼結時間を長くすると結晶粒が大きくなる．結晶粒径は小さい方が破壊強度は高いことが，さまざまなセラミック材料の破壊強度と結晶粒径の関係の研究から報告されている[7]ので，耐摩耗性に関しても結晶粒径の小さいものが良い結果を示すと期待される[8,9]．さらに機械部品として液相焼結を適用する場合，高温で液相量が多くなって気孔率が急に小さくなる時は形状変化が著しくなって製品の形状・寸法の予測が難しくなり，加工代が過大になる等の問題が生じる可能性もある．

そこで，本研究では，Fe-P-C三元系状態図で固液共存温度範囲の広い成分領域を選び，まず混合粉を用いて液相焼結挙動を検討後，粉砕法による合金粉末の素材になるFe-P-C合金試料の溶解性および鋳造性を検討し，その素材を粉砕した合金粉末の焼結組織，硬さおよびクロムめっき層相手での高さ方向の摩耗量を調査した．

2　実験方法

混合法による実験では，粒径がそれぞれ180μm以下の電解鉄粉，150μm以下のリン化鉄粉，45μm以下の天然黒鉛粉を原料とし，目標化学組成としてP量を2.0～7.0mass%の範囲，C量を1.0～3.2mass%の範囲で配合してV型混合機で1.8ks混合した．その混合粉を型潤滑，441～490MPa(4.5～5t/cm^2)の成形圧力で12mm×12.7mm×75mmの形状に金型成形し，得られた成形体を炭素質容器に入れたアルミナ粉末の中に埋め込み，不活性ガス，水素ガスおよび発熱型変成ガスなどの保護雰囲気中，温度1423～1473Kで焼結した．気孔率は焼結体密度を測定して計算で求め，金属組織は焼結体の切断研磨面を3%硝酸アルコールで腐食後，光学顕微鏡で観察した．この金属組織試料を用いてマクロとミクロの硬さをビッカース硬さ計で測定した．焼結体の耐摩耗性は，Fig.3に示す乾式回転

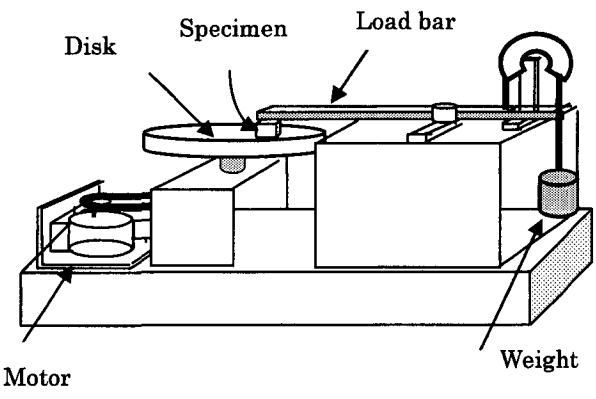


Fig.3　Wear test apparatus.

円板摩耗試験機を使用し，クロムめっき板に対する焼結体の押圧力17.7N(1.8kgf)，周速度19.8m/sで0.6ks間摺動させて試験した．その時，焼結体は長さ10mm，幅3mm，高さ8.5mmで摺動部を曲率3mmの曲面に研削加工したものを用い，この焼結体およびクロムめっき板の試験面は研磨紙(−45μm)仕上げをしておいた．摩耗量は，焼結体試料については試験前後の高さ寸法をダイヤルゲージで測定した差を高さ方向の摩耗量，相手材クロムめっき板については形状測定装置で試験前後の摺動面形状を測定して得られた摩耗深さを摩耗量とした．

合金粉末を用いる実験では，溶解原料のフェロリン，フェロモリブデン，電解ニッケル，黒鉛および電解鉄を所定の組成に配合して高周波炉で溶解後，板状に鋳造した素材をジョークラッシャーで粗粉砕し，振動ミルで微粉砕して篩分け，粒径75μm以下の合金粉末を得た．これらの合金粉末に圧粉成形用結合材として2mass%の樟脳と溶媒としてアセトンを添加して湿式混合し，乾燥後196～392MPa (2～4t/cm^2)の圧力で成形し，アルゴン雰囲気中，温度573～773Kで樟脳を飛散させ，真空，水素ガス，アルゴンガスなどの保護雰囲気中，温度1173～1293Kで焼結した．焼結体については密度を測定して気孔率を算出し，切断研磨面とその腐食面を画像処理して平均気孔直径と金属部の平均結晶粒径を求めた．合金粉による焼結体の耐摩耗性も前記の混合粉の場合と同じ摩耗試験によって評価した．

3 実験結果および考察

3.1 合金組成および焼結条件の検討

3.1.1 混合粉による検討

ここで用いた試料の作製条件および得られた特性をTable 1およびTable 2にまとめている．まず，Fe-2.0mass%P-1.0mass%Cの混合粉を441MPa (4.5t/cm^2)で成形し，発熱型変成ガス中，1423Kで1.8ksの焼結を行った(Table 1のNo.1)．この試料の気孔率は8～10%で，Fig.4(a)のように面積比にして約10%のステダイトが結晶粒界に晶出しており，大きな黒色塊状部分が気孔である．この試料は耐摩耗性を向上させるステダイトの占める割合が少なく，またステダイト部分と金属部分(パーライト)の各々の硬さが低いために全体の見掛け硬さも低く，クロムめっき層相手での高さ方向の摩耗量は98～115μmと大きな値であった(Table 2のNo.1)．P量を2.0mass%一定にしておいてC量を1.6, 2.0, 2.4mass%に増加させると，ステダイトの面積比が20%までは増加するが，それ以上に大幅に増加することはなく，高さ方向の摩耗量も80～100μmに若干減少する程度であって，耐摩耗性を大きく改善することは出来なかった．

次にステダイトの面積比を大きくするため，配合組成を三元共晶点に近づけてP量を5.0, 6.0, 7.0mass%, C量を1.2～2.8mass%に変化させ，焼結温度を高くして作製した試料の焼結組織，硬さおよび高さ方向の摩耗量を調査した．5.0mass%P, 2.0mass%Cの混合粉を490MPa (5.0t/cm^2)で成形し，アルゴンガス雰囲気で，温度を50K高い1473K，保持時間は1.8ksのまま焼結した試料(Table 1のNo.2)の組織をFig.4(b)に示す．この焼結条件では液相焼結になるので気孔はほとんど見られず，組織の大半を占めるステダイトの中に樹枝状の初晶オーステナイトが変態した少量のパーライトが現れている．この試料はパーライトの割合が少なくなったためにTable 2のNo.2に示すように見掛け硬さが大幅に高くなり，高さ方向の摩耗量が少なくなった．P量を5.0mass%一定にしてC量を2.8mass%

Table 2 Properties of sintered compacts shown in Table 1.

No.	Macro-hardness (Hv)	Microhardness		Wear amount of specimen (μm)
		Steadite	Pearlite	
1	320～350	700～800	150～230	98～115
2	650～730	750～850	200～250	50～70
3	610～700	750～850	—	25～42

Table 1 Chemical composition, compacting pressure and sintering conditions of mixed powder compacts for preliminary experiment.

No.	Composition of powder mix (mass%)			Compacting pressure (MPa(t/cm^2))	Sintering atmosphere	Sintering temperature (K)	Sintering time (ks)
	P	C	Fe				
1	2.0	1.0	bal.	441(4.5)	Exothermic gas	1423	1.8
2	5.0	2.0	bal.	490(5.0)	Ar	1473	1.8
3	6.0 (5.66※)	2.0 (1.6※)	bal.	441(4.5)	H_2	1473	1.2
4	7.0	2.8	bal.	441(4.5)	Ar	1473	1.2

※: chemical analysis after sintering

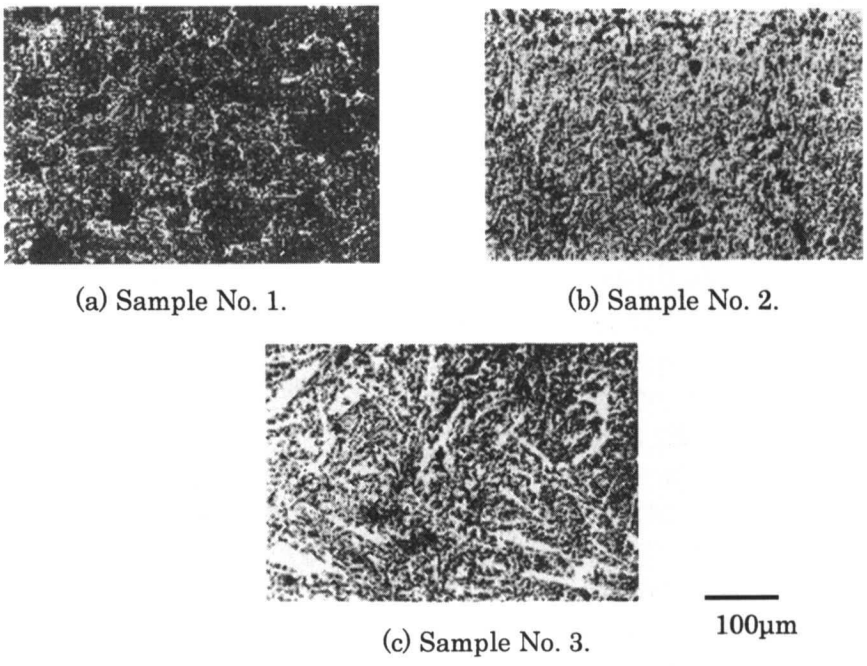


Fig.4　Microstructures of Fe-P-C ternary alloys. Sample numbers are identical in Table 1 and Table 2.

まで増加させると樹枝状のパーライトの量は少なくなるが，高さ方向の摩耗量はほとんど変化しなかった．

そこで6.0mass%P, 2.0mass%Cの混合粉を441 MPa (4.5 t/cm^2) で成形し，水素ガス中，1473 K, 1.2 ks で焼結した試料 (Table 1 の No. 3) の組織を Fig.4 の (c) に示す．液相焼結によって気孔のほとんどない共晶組織になっており，硬さが特に上がるわけではないが，高さ方向の摩耗量は25～42 μm と非常に少なくなった (Table 2 の No. 3)．このP量6.0mass%を保ったままC量を1.2～2.8mass%の範囲で変化させても，高さ方向の摩耗量はほとんど変化しない．なお三元共晶組成に近い7.0mass%P, 2.8mass%Cの混合粉を441 MPa (4.5 t/cm^2) で成形し，アルゴンガス中，1473 K, 1.2 ks で焼結した試料は極めて脆く，研削加工の際，摩耗試験用試料を作製中に割れるため，摺動部品には使用できないことがわかった．この脆さはP量を7.0mass%一定にしてC量を1.2～3.2mass%の範囲で変化させてもあまり改善されなかった．

以上の混合粉による実験の結果を考察すると，Fe-P-C系合金の焼結では配合組成 6.0mass%P, 2.0mass%C (分析値 : 5.66 mass%P, 1.6mass%C)の組成を中心にステダイトの割合が多くなり，高さ方向の摩耗量が少なくなる組成領域がある．しかし，Fe-5.66mass%P-1.6mass%Cの組成の合金は，1473 Kのような焼結温度では液相量が非常に多くなるため焼結変形量が大きくなり，加工代が大きく実用的でない．むしろ，焼結温度をなるべく抑えて結晶粒をもっと小さくすれば，耐摩耗性と強度を改善できることが予想される．そこでFe-P-C系合金の粉末を作り，少量の液相が部分的に生じる温度域で焼結を試みることにした．

3.1.2 合金粉に関する検討

前項の混合粉の場合に脆さの現れたP量7.0mass%に注目し，合金粉をつくるに先立ってFe-P-C共晶合金を溶解・鋳造し調査した結果，Pが7.0mass%を超えると鋳塊の自然冷却中に割れが発生し，しかも鋳巣が多く発生するので，そのような鋳塊から合金粉をつくって焼結しても欠陥が生じやすい恐れがあった．一方2.5mass%より少ないP量では金属部分が多くなるため，耐摩耗性が低下することが予想された．またCは炭化物を生成し耐摩耗性を得る上で重要な元素であるが，0.5mass%より少ないとステダイト部分が少なくなるために耐摩耗性が低下し，3.0mass%を超えると溶解・鋳造するときに鋳巣が多く発生すると同時に黒鉛が晶出するので，焼結時に欠陥が生じたり黒鉛が残留して耐摩耗性を悪化させることが予想された．

従って，溶解・鋳造・粉砕によって製造するFe-P-C三元系合金粉末の調査組成範囲はFe-(2.5～6.5)mass%P-(0.5～3.0) mass%Cが適当であると判断した．

混合粉による検討で5.66mass%P, 1.6mass%Cの化学組成 (分析値) を中心にステダイトの多い組織が得られたので，合金粉を用いるに当たっても，まず組成はFe-5.6mass%P-1.6 mass%Cを選び，粒径75 μm以下の粉末を490MPa (5 t/cm^2) で成形し，焼結体の気孔率，平均気孔直径と平均結晶粒径をなるべく小さくする焼結条件(焼結温度と焼結保持時間)を見出すための実験を行った．焼結は全て水素ガス中で行い，気孔率を小さくする焼結条件を見出すため，温度をFe-P-C共晶点 (1223 K) に近くてそれを越えない1153, 1203 Kの2水準，保持時間を0.12, 0.3 ksの2水準に変化させ，焼結後は徐冷した．そ

の結果，Table 3 に示すように気孔率 5.5, 12, 22% を得た．この時の平均気孔直径は15～23 μm，平均結晶粒径は15～21 μm であった．次に気孔率が最低の5.5% になる焼結温度1203 K，保持時間0.3 ksに注目し，それに近い条件で平均気孔直径と平均結晶粒径をなるべく小さくする焼結条件を検討し，また Fe-P-C共晶点以上の1253 K での焼結も参考のために試みた．結果をTable 4に示す．同表で気孔率は4.5～5.5%の範囲に入っている．焼結温度1203 K では，保持時間を長くすると気孔の大きさはあまり変わらないが，0.60 ks では結晶粒は4倍近い55 μm に成長した．焼結温度1253 K では，1203 K と同じ保持時間の0.30 ks で平均気孔直径が約3倍になり，保持時間を短くした0.06 ks でも約1.7倍であり，平均結晶粒径は何れの保持時間でも 60 μm 以上に大きくなった．

以上の結果から次のことがわかった．Fe-5.6 mass% P-1.6 mass% C の合金粉の焼結において，気孔率は焼結が進行するほど小さくなり，溶融する部分が多くなるFe-P-C共晶点以上の温度では0.06 ks の非常に短い保持時間で5% 程度に小さくなる．平均気孔直径は焼結温度の影響が大きく，焼結が十分に進行しない1153 K と 1203 K の温度で保持時間 0.12 ks では 20 μm 以下であるが，焼結が進行するに従って大きくなりFe-P-C共晶点以上の温度では保持時間0.12 ks で60 μm 以上になる．平均結晶粒径は平均気孔直径以上に焼結温度の影響が大きく，Fe-P-C共晶点以下の焼結温度でも焼結の進行に従って速やかに大きくなり，共晶点以上の温度では保持時間 0.06 ks の短時間でも 60 μm 以上になる．

Table 3 Relation between sintering conditions in H_2 and porosity of Fe-5.6mass%P-1.6mass%C alloy powder compacts.

Sintering temperature (K)	Sintering time (ksec)	Porosity (%)	Average pore size (μm)	Average grain size (μm)
1153	0.12	22	15	18
1203	0.12	12	18	21
1203	0.30	5.5	23	15

Table 4 Relation between sintering conditions in H_2, average pore size and average grain size of Fe-5.6mass%P-1.6mass%C alloy powder compacts.

Sintering temperature (K)	Sintering time (ksec)	Porosity (%)	Average pore size (μm)	Average grain Size (μm)
1253	0.30	4.5	65	68
1253	0.12	4.5	60	60
1253	0.06	5.0	39	63
1203	0.60	4.5	29	55
1203	0.48	4.5	20	35
1203	0.30	5.5	23	15

結局，気孔率および平均気孔直径を小さく押さえた上で平均結晶粒径を最低の15 μm にする焼結条件が 1203 K, 0.3 ks であった．

3.2 気孔率，平均気孔直径および平均結晶粒径と高さ方向の摩耗量との関係

Fe-5.6mass%P-1.6mass%C 合金粉を用いて気孔率，平均気孔直径，平均結晶粒径を測定したTable 3の試料について高さ方向の摩耗量との関係を調べた結果をFig.5に示す．同図において焼結体の気孔率が10%以上になると高さ方向の摩耗量が急激に増加するのは，気孔の増加に応じて不規則形状の気孔による応力集中の箇所と程度が増し，マトリックス部分に実際に加わる応力が大きくなるためと考えられる．

次にTable 4の試料について摩耗量を測定し，その値を平均気孔直径と平均結晶粒径に対して示したのがFig.6 と Fig.7 である．Fig.6において，平均気孔直径が40 μm 以上になると高さ方向の摩耗量が急激に増加するのは，平均気孔直径が大きくなると気孔周辺の応力集中の及ぶ範囲が広がり，また気孔の不規則性の増加による応力集中の増大も加わり，結果としてマトリックスが疲労破壊しやすくなって摩耗量が増大すると考えられる．他方マトリックスの影響については，平均結晶粒径が大きくなると金属や炭素鋼の疲労強さが低下したり，セラミックスの破壊強度が低下することがよく知られており，Fig.7においては平均結晶粒径が50 μm 以上になると摩耗量が急増している．ここでも結晶粒径の増大がマトリックスの疲労強さの低下を通して摩耗量の増加をもたらしている可能性がある．

ただ同図で摩耗が急増している平均結晶粒径 60 μm の試料では，Table 4に見えるように平均気孔直径も大幅に増大しているので，摩耗の増加は結晶粒径と気孔径の相乗作用によるとも考えられる．

そこで平均気孔直径を横軸，平均結晶粒径を縦軸にしてTable 4 の Fe-5.6 mass% P-1.6 mass% C 焼結体の値を記入し，Fig.6 および Fig.7 の高さ方向の摩耗量を示したのが Fig.8 であ

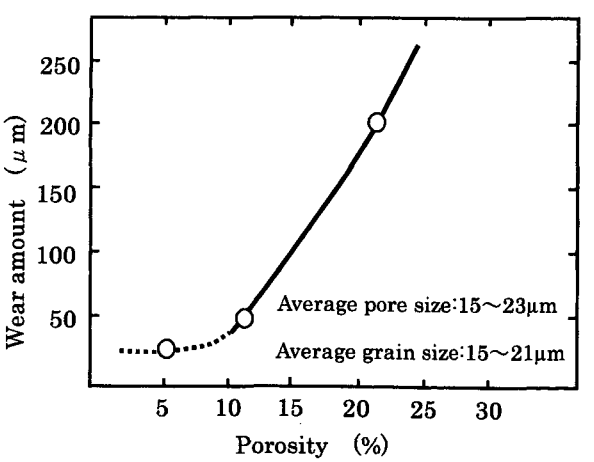


Fig.5 Relation between porosity and wear amount of Fe-5.6mass% P-1.6mass%C compacts shown in Table 3.

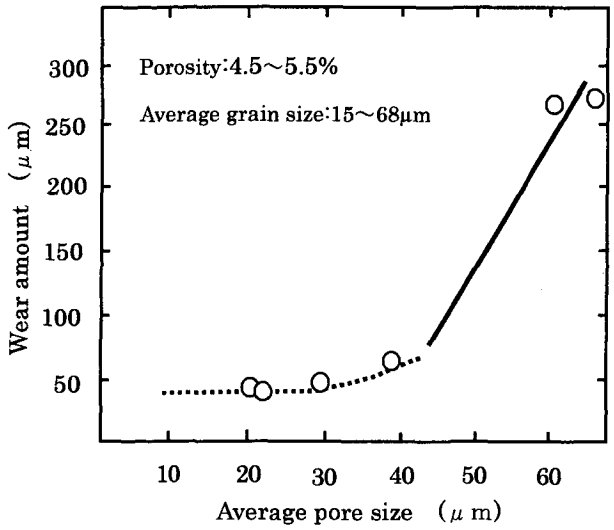


Fig.6 Relation between average pore size and wear amount of Fe-5.6mass%P-1.6mass%C compacts shown in Table 4.

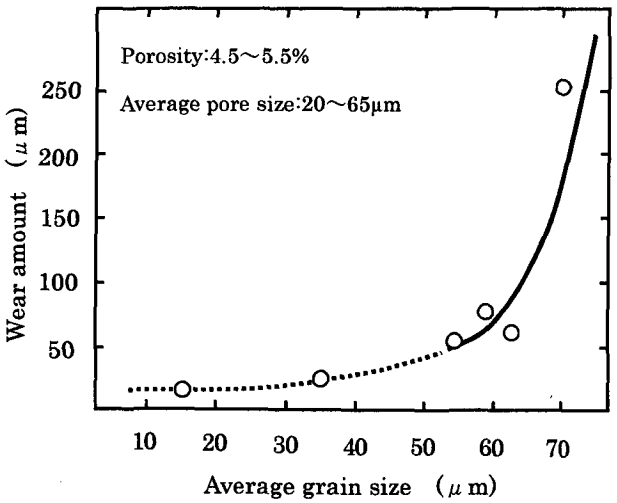


Fig.7 Relation between average grain size and wear amount of Fe-5.6mass%P-1.6mass%C compacts shown in Table 4.

る．従来材(合金鋳鉄の急速冷却チル材)の高さ方向の摩耗量が50μm以下であるから，(A)領域に入る平均気孔直径と平均結晶粒径を選ばなければならない．ここで摩耗量の変化が急になる平均気孔直径と平均結晶粒径の数値が比較的近いことは，それぞれがマトリックスに微視的な亀裂を生じさせるとき，ある程度まで似通った機構が働いているためとも考えられる．しかし，詳しく見ると高さ方向の摩耗量が平均気孔直径29μm，平均結晶粒径55μmの試料は50μm，平均気孔直径23μm，平均結晶粒径15μmの試料は20μm，平均気孔直径20μm，平均結晶粒径35μmの試料は25μmであることから，ここで扱っている範囲では，平均気孔直径よりも平均結晶粒径の方が高さ方向の摩耗量に対する影響が大きいと考えられる．

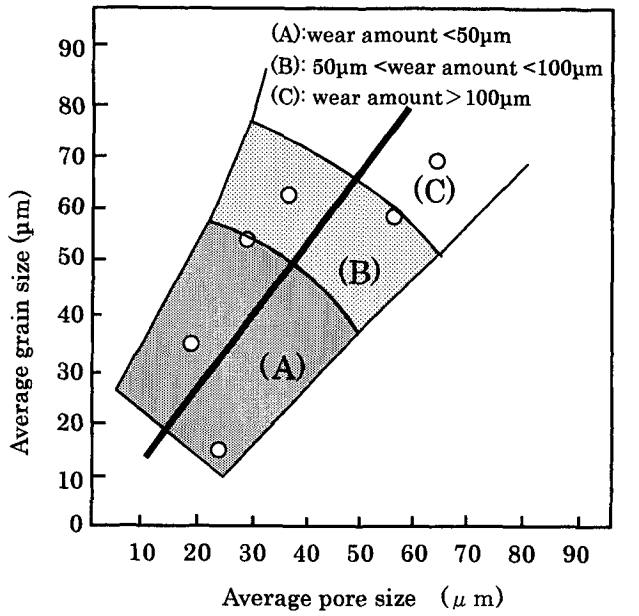


Fig.8 Relation between average pore size, average grain size and wear amount of Fe-5.6mass%P-1.6mass%C compacts shown in Table 4.

3.3 高密度 Fe-P-C 系焼結摺動材料

前項までの結果から気孔率と平均気孔直径が同じであれば，平均結晶粒径が小さい方が高さ方向の摩耗量が小さいことが解った．次に耐摩耗性を一層改善するために，高速度工具鋼を参考[10]に金属マトリックスの疲労強度を上げることを検討した．Pを2.5～6.5mass%，Cを0.5～3.0mass%に変化させてステダイトの割合を変えたときの焼結条件を検討し，その際マトリックスをベイナイトやソルバイトにするなどの方法で強化する目的で，Ni，Moを添加した合金粉末も準備した．Table 5に示す各組成について，焼結の温度，時間および雰囲気の適切な組み合わせを探索した．ここで雰囲気に真空とArガスを加えた理由は，真空は試料中の気孔を真空排気し，可能な限り気孔率を低くするためであり，Arガスは不活性ガスであることを利用して焼結の作業性改善を目指したものである．焼結後は金属マトリックスの疲労強度を上げるため，Arガス中で1123K×3.6ks加熱し，油焼入れ後窒素ガス中で823K×3.6ksの焼き戻しを行った．

このTable 5の条件で焼結した試料の気孔率，平均気孔直径，平均結晶粒径，見掛け硬さと摩耗試験結果をTable 6に示す．まず，必ずしもNi, Moの有無に関わりなく気孔率を2.0%以下，平均気孔直径を20μm以下，平均結晶粒径を30μm以下にすることができた3種の試料(No.4,5,6)は，高さ方向の摩耗量20μm以下の優れた耐摩耗性を示した．その3種の中ではNiとMoを含んでマトリックスが合金鋼化し強化されているNo.4,5の試料の摩耗が小さく，NiとMoを添加していないためマトリックスの強化度合いが低いと推測されるNo.6の試料の摩耗が若干大きいことから，目論見どおり金属マトリック

Table 5 Chemical composition and sintering condition of alloy powder.

No.	Chemical composition (mass%)					Max Particle diameter (μm)	Compacting pressure (MPa(t/cm²))	Sintering atmosphere	Sintering temperature (K)	Sintering Time (ks)
	P	C	Ni	Mo	Fe					
1	2.52	0.51	0.0	0.0	bal	40	392(4.0)	H_2	1293	1.20
2	3.01	1.04	1.03	0.51	bal	40	343(3.5)	H_2	1253	1.20
3	3.52	1.20	2.03	1.54	bal	40	294(3.0)	vacuum	1233	0.90
4	5.53	2.03	3.01	3.03	bal	40	294(3.0)	vacuum	1203	0.30
5	6.01	2.52	4.04	4.02	bal	40	294(3.0)	vacuum	1203	0.30
6	6.52	3.04	0.0	0.0	bal	40	196(2.0)	Ar	1173	0.60

Table 6 Microstructure and wear amount of alloy powder compacts shown in Table 5.

No.	Porosity (%)	Average pore size (μm)	Average grain size (μm)	Macro-hardness (Hv)	Wear amount of specimen (μm)
1	8.2	30	39	500～600	45
2	7.0	28	33	520～650	39
3	5.3	20	28	550～620	30
4	0.7	8	15	650～750	11
5	1.8	14	19	620～700	12
6	1.1	17	25	600～700	19

スの疲労強度を上げることが耐摩耗性を改善するのに効果があったと考えられる．摩耗の最も少ないNo.4とNo.5の試料でロータリエンジンのアペックスシール実体を作り，実機での耐久試験を行うことが次の課題である．

以上の結果を総合的に考えれば，本実験のFe-P-C系合金粉末による焼結摺動材の場合，気孔と結晶粒を制御した上でマトリックスの高強度化も重ねることが，クロムめっき層に対する耐摩耗性向上に有効であると結論できる．

4 結　　言

Fe-P-C系の混合粉および合金粉の焼結体について組織を観察し，アルミニウム合金にクロムめっきを施した部材を相手材として摺動特性を調査した結果，次の結論を得た．

(1) 混合粉に4.41MPa程度の成形圧力を加えて1423 K-1.8 ksおよび1473 K-1.2 ksで焼結すると，Fe-5.6mass%P-1.6mass%C付近の組成でステダイトの多い組織になり，このときクロムめっき層に対する高さ方向の摩耗が小さい．しかし，焼結時の変形が大きいので加工代が多く実用的でない．

(2) Fe-5.6mass%P-1.6mass%Cの合金粉では，490MPaの成形圧力と1203 K-0.3 ksの焼結により，気孔率，平均気孔直径，平均結晶粒径を各々5.5%, 23μm, 15μmに抑えることができ，クロムめっき層に対する高さ方向の摩耗量を30μm以下にできる．これは混合粉に比べ焼結時の変形が均一で小さくなるので実用的である．

(3) クロムめっき層相手の高さ方向の最低摩耗量は，Fe-5.5mass%P-2.0mass%C-3.0mass%Ni-3.0mass%Moの合金粉で，294MPaの成形圧力と1203 K-0.3 ksの焼結と調質処理により，気孔率0.7%，平均気孔直径8μm，平均結晶粒径15μmの組織と，強化されたマトリックスの寄与による約Hv700のマクロ硬さを持つ材料で得られる．

文　　献

1) T.Muroki, J.Miyata: "Material technology development applied to rotary engine at Mazda", SAE Technical Paper Series, 860560, 1986.
2) カ・ペ・ブーニン, ユ・エヌ・タラン: "<新説>鋳鉄組織のすべて", (社)新日本鋳鍛造協会, (1979)153-163.
3) (社)日本金属学会編: 改訂6版金属便覧, 丸善, (2000)527.
4) R.Vogel: "Uber das System Eisen-Phosphor-Kohlenstoff", Archiv fuer das Eisenhuettenwesen, 3(1929)369-381.
5) 三浦健蔵, 三宅慎一, 地引達弘, 田中孝雄: "舶用ディーゼル機関ピストンリング材の開発(第2報)", 三井造船技報, No167(1999)25-29.
6) オ・ア・バンニフ, エム・イェ・ドリッツ: 鉄基合金の状態図便覧, 日・ソ通信社/新日本鋳鍛造協会, (1990)384.
7) (社)日本金属学会編: 改訂6版金属便覧, 丸善, (2000)628-629.
8) 石井仁, 黄毅華, 東郷敬一郎: "球状化セメンタイト鋼の疲労特性", 日本材料学会学術講演会前刷, (1993)171-173.
9) (社)日本金属学会編: 改訂6版金属便覧, 丸善, (2000)382-383.
10) (社)日本金属学会編: 改訂6版金属便覧, 丸善, (2000)529-530.