

論 文

鑄物粉末의 燒結組織에 미치는 酸化鐵 添加의 效果

김형수*, 김철범**, 나형용**

The Effects of Fe-Oxide Addition on the Sintered Structure of Cast Iron Power

Hyung-Soo Kim*, Chul-Bohm Kim**, Hyung-Yong Ra**

Abstract

The microstructures of sintered products of Fe2O3 or Fe3O4-Oxide added cast iron powder wa investigated. And the effects of particle size distribution was investigated too.

As the result, the structures of sintered products did not related to the species of Fe-Oxide. Th porosity of sintered products was decreased in size and spherodized with increasing sintering tempera ture, decreasing Fe-Oxide quantity. Fe-Oxide itself did not hinder sintering of cast iron powder par ticularly, therefore sintering could be occured without termination of reduction of it. And the sintere products of finer particle size distribution had finer and more spherodized porosity, and had minimize the deviation of size and shape of porosity.

1. 서론

주철분말 소결체에 있어서도 주조재의 경우나 마 찬가지로 흑연의 형상이 강도에 큰 영향을 미치므 로 항상 관심의 대상이 되어 왔다¹⁻⁹⁾. 주철분말 소 결체 내의 흑연은 오스테나이트 중에 고용되어있던 고용탄소가 냉각시에 기공중에 석출하는 것과 모재 주철 중에 있던 유리흑연이 그 자리에 남아 있는 것 두 가지가있다. 전자는 기공의 구상화에 따라 일반 적으로 구상으로 나타나나 후자의 경우는 편상으로 남아있게 되며, 이때 기계적 성질 등 많은 면에서 구상흑연이 나타나는 것이 유리함은 주지의 사실이 다. 이렇게 편상흑연이 나타나지 않게 하기 위해서 는 소결체의 전탄소량을 γ상의 탄소 고용한도 이하 로 떨어뜨림으로써 탄소를 모두 γ조직중에 고용한 다음 냉각중에 구상화된 기공중에 석출하게 하여야 한다. 그러나 주철분말의 제조법으로 널리 사용되 고 있는 기계적인 방법으로는 주철분말 내부에 잔 존하는 흑연은 제거하기가 어려우며 특히 기지조직 이 pearlite인 경우에는 기지조직 자체의 탄소량이

높은 관계로 전탄소량을 γ상의고용한도 이하로 저 하시키기가 대단히 어렵다. 이를 해결하기 위한 시 도로서 주철분말과 산화철과의 혼련 및 γ영역 이하 에서의 가열에 의한 탈탄¹⁰⁾, 주철분말 표면에서의 녹 생성 및 이의 환원에 의한 탈탄¹¹⁾등이 이루어져 왔 으나, 이들은 분말의 탈탄 및 환원처리에만 극한될 뿐 환원분말의 소결에 대한 연구는 이루어져 있지 않으며, 또한 그 처리과정이 복잡한 등의 결함이 있 다. 그 밖에 저탄소강의 탈탄에 자주 사용되는 습한 수소를 이용한 탈탄 등도 생각할 수 있으나 전반적 으로는 산소를 이용하는 방법은 Si의 산화피막의 형성문제¹⁾로 인하여 그동안 기피되어 왔다. 그러나 필자들은 주철주물에 있어서 탄소가 Si 산화피막의 생성을 방해하고 또 탈탄 반응가스가 산화피막에 균열이 가게 하거나 부풀어 오르게 하는 등의 역할 을 한다는¹²⁾점에 착안하여 산화철과 주철분말을 혼 련한 상태에서 성형 및 소결하여 주철분말의 탈탄 과 소결이 동시에 이루어지게 하는 방안에 대하여 연구하여 그 소결성과 성질에 대하여 이미 발표¹³⁾ 한바 있다. 본보에서는 그 소결체의 현미경 조직에 관하여 기술하고자 한다.

* 동양공업전문대학 (Dong Yang Technical College)

** 서울대 금속공학과 (Dept. of Metal. of Eng. Seoul Univ.)

2. 실험방법

본 실험에 사용된 시료는 Table 1에 표시된 바와 같은 화학성분의 모재주철의 절삭칩을 파쇄 및 탈흑연처리한 것을 분급한 후 소정의 입도분포가 되도록 혼합한 것이다. 각 시료의 입도분포 및 탄소량은 Table 2와 같다. 여기서 시료1은 반응가스의 방출을 돕기 위하여 230 mesh 이하의 미세한 분말을 제거한 것으로서 본 연구에 있어서의 주된 실험대상이다. 나머지 시료는 주로 입도분포의 영향을 조사하기 위한 것으로서 시료 2는 시료 1에 230-270 mesh, 시료 3은 여기에 270-325 mesh의 미세분말을 각각 더 첨가한 것이며, 시료 4는 시료 3으로부터 70-100 mesh의 조대한 분말의 양을 다소 감소시킨 것이다.

Table 1. Chemical composition of mother cast iron

(Wt.%)

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu
wt.%	3.31	2.06	0.67	0.10	0.07	0.29	0.21

Table 2. Size distribution and carbon contents of samples

mesh	70	100	140	200	230	270	Carbon
sample	100	140	200	230	270	325	content (%)
1	35.0	43.0	15.0	6.0	-	-	2.75
2	32.2	40.1	14.2	7.5	6.5	-	2.71
3	32.2	40.1	14.2	5.5	4.5	3.5	2.68
4	22.2	40.1	17.7	8.5	6.5	5.0	2.63

첨가한 산화철로는 500mesh 이하의 α -Fe₂O₃와 Fe₃O₄를 사용하였으며, 먼저 시료 주철분말과 잘 혼련한 다음 0.5%의 스테아린산 아연을 첨가하여 v-blender로써 24시간 혼련하였다. 이때 각 시료의 산화철 첨가량은 소결체의 탄소량 1.0%, 1.4% 및 1.8%를 목표로, 주철분말의 탈탄 및 산화철의 환원이 C+O=CO의 반응에 의하여 진행된다는 가정하에 化學量論的으로 계산한 것이다.

조제된 시료는 10.2×58.0mm의 직사각형 단면의 공간을 가진 금형중에서 8ton/cm²의 압력으로 성형하였으며, 스테아린산 아연을 제거한 후 10⁻²mmHg 정도의 진공중에서 각각 1160℃, 1180℃, 1200℃에서 1시간 소결하였다. 단 여기서 소결시간은 소결시간에서의 전체 유지시간중 탈탄

시간을 제외한 것으로서 탈탄의 진행여부는 Geissler관에서의 방전여부로서 판단하였으며, 실제 실험에서 측정된 탈탄시간은 목표 탄소량에 따라 대체로 60분, 45분, 30분 정도였다. 소결시의 熱履歷曲線은 Fig. 1과 같다. 한편 입도분포의 영향을 조사하기 위한 시료 2-시료 4는 모두 1.4%C를 목표로 Fe₃O₄를 첨가하여 1180℃에서 1시간 동안 소결하였다. 제조된 시료는 인장시험 후 주사 전자현미경에 의한 파면의 관찰과 광학현미경에 의한 조직 관찰을 실시하였다.

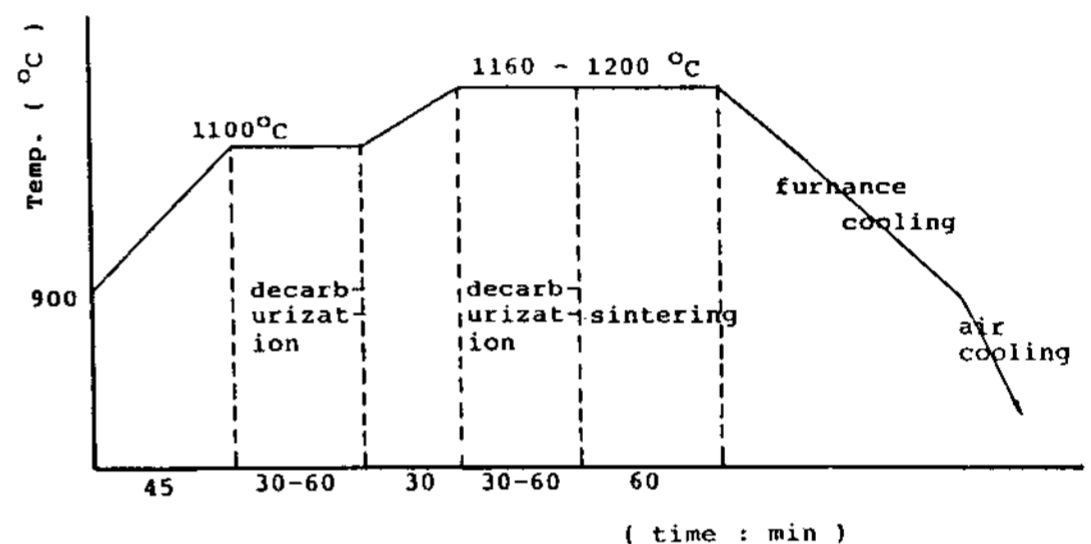


Fig. 1 Thermal history of sintered products.

3. 실험결과 및 고찰

3-1 기공, 미세기공, 흑연의 재배열

얻어진 소결체의 탄소량은 목표탄소량이 1.0%, 1.4%의 경우는 잘 합치하였으나, 1.8%인 경우는 1.6%로 나타났으며, 그 이유는 前報에서 설명한 바와 같다. Photo 1은 Fe₂O₃를 첨가한 시료 1을 소결한 시편의 현미경 조직사진으로서 실험결과 소결체의 현미경 조직상으로는 첨가한 산화철에 따른 차이를 구별하기가 불가능하였으므로 Fe₃O₄를 첨가한 소결체의 조직사진은 생략하였다. 소결체의 기공은 Photo 1에서 보는 바와 같이 시료의 탄소량이 높을수록 즉, 첨가한 산화철의 양이 적을수록 구형에 가까왔으며, 같은 탄소량의 경우는 소결온도가 높을수록 작고 구형에 가까웠다. 그러나 이것은 대체적인 경향을 말한 것으로서 실제로는 시료의 개체에 따라 또는 현미경 검사 위치에 따라 다소 차이가 있어서 산화철의 첨가량이 많은 경우에도 부분적으로는 기공이 상당히 미세하고 구상화된 곳이 존재하거나 그 반대의 경우도 더러 있었다. 이것은 성형시 금형중에 분말을 장입할 때

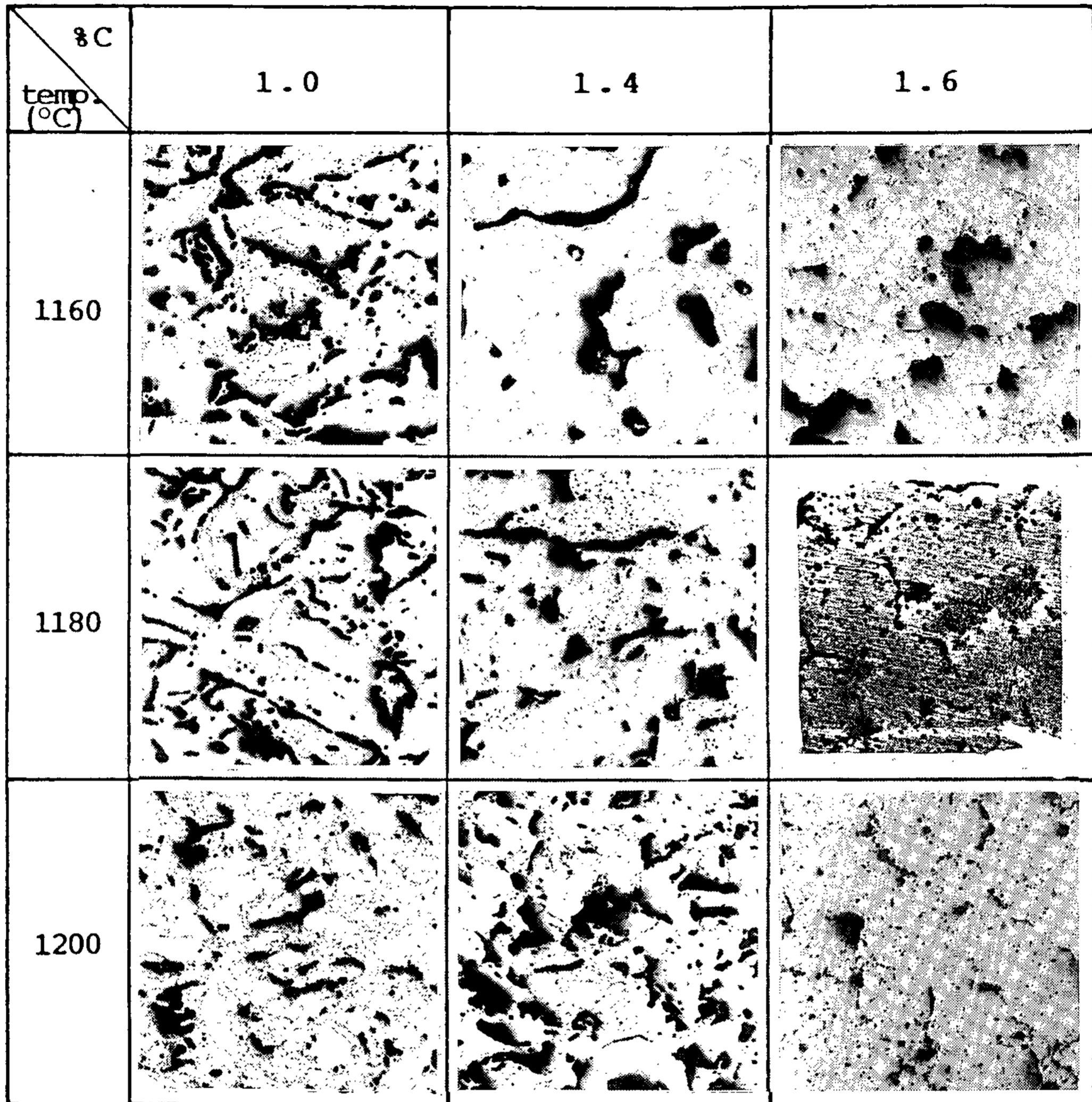


Photo 1. Microstructures of sintered products. (Fe_2O_3 added sample 1)

작업상의 문제로 인하여 입도분포가 위치별로 균일하지 않게 되었기 때문으로 추정된다. 소결체의 기공의 크기 및 형상은 그 소결성 및 기계적 성질에 큰 영향을 끼칠 것으로 추정되며, 실제로 前報에서 보고한 바에 따르면 소결온도가 높거나 산화철 첨가량이 적은 소결조건일 수록, 다시 말하면 Photo 1에서 기공이 미세할 수록, 구상화된 정도가 클수록, 인장강도, 경도, 연율이 컸으며 또한 소결체의 수축률 및 밀도가 컸다.

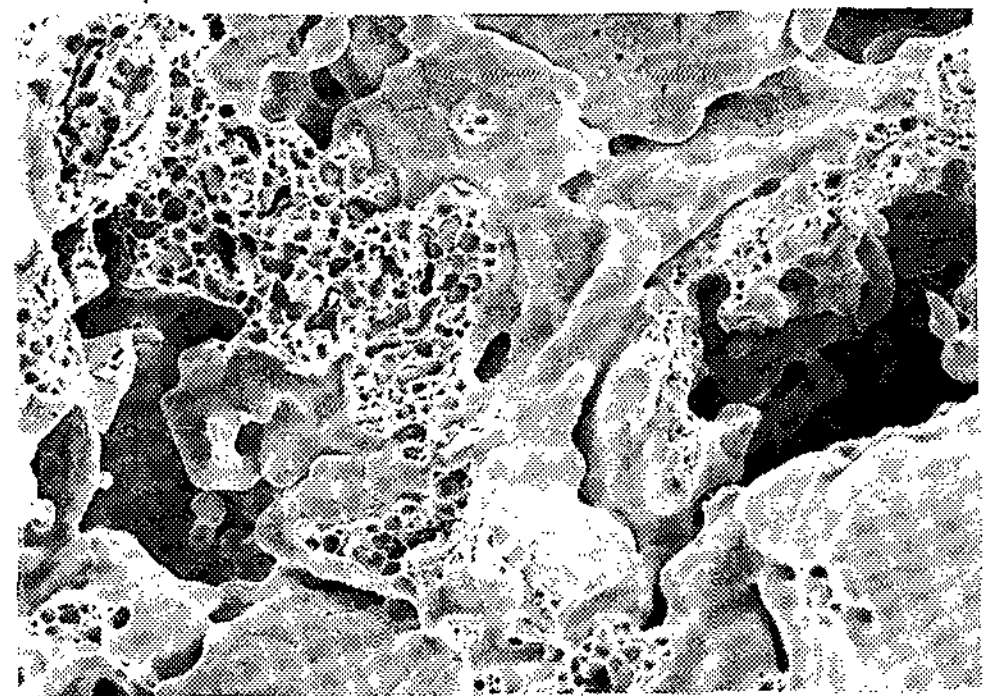
한편 소결체의 현미경 조직중에는 Kirkendall 기공과 유사한 미세한 기공들이 가지조직중에 다

량으로 존재하였는데, Photo 1을 보면 이들 미세 기공의 양은 탄소량이 낮을 수록 즉, 산화철 첨가량이 많을수록 많으며, 소결온도의 영향은 명확하지 않다. Kirkendall 기공은 diffusion couple의 interdiffusion에 있어서 원자들의 확산속도의 차이로 인하여 발생하는 것으로 알려져 있다. 즉 소결에 있어서는 확산속도가 빠른 성분의 입자로부터 반대편으로 원자가 일방적으로 확산이동해 가고 그 자리에 남은 원자 빈자리(vacancy) 들이 누적됨으로써 생성된다¹⁴⁾고 한다. 그러나 Fe중의 탄소는 침입형으로 공용되므로 Kirkendall 기공의

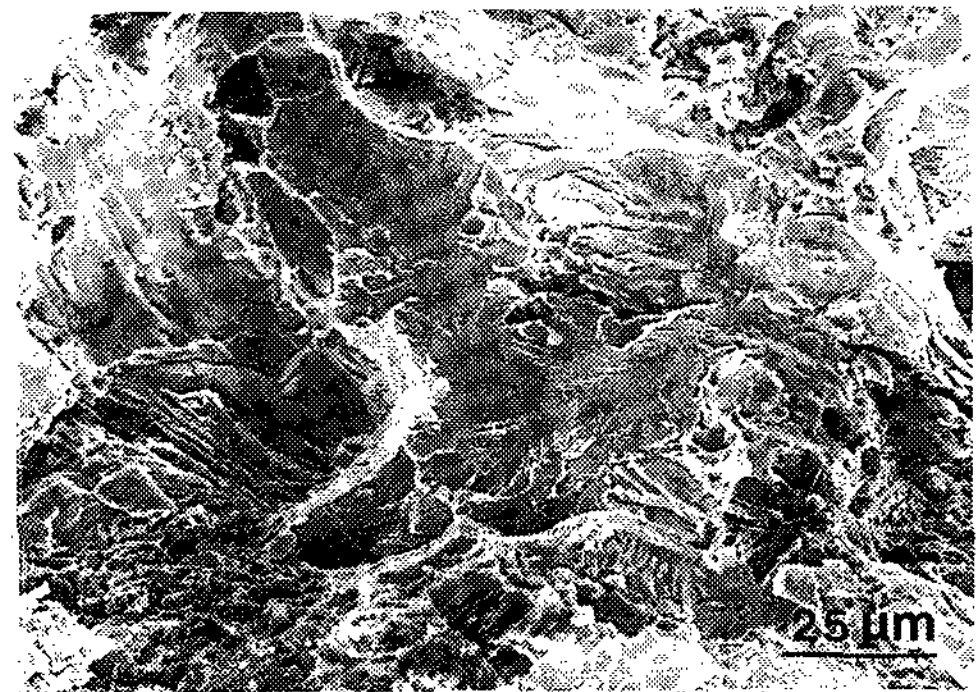
형성에는 기여하기 어려우며 따라서 이것을 기공의 생성에 기여하지 못하며 따라서 이것을 Kirkendall 기공으로 보기는 어렵다. 그런데 이러한 미세기공들은 Photo 1에서 보는 바와 같이 어떤 방향성을 가지고 배열해 있으며, 이것은 산소의 확산경로와 관계되는 것으로 추정되어 미세기공의 생성위치는 원래 흑연이 존재하던 곳일 가능성이 대단히 큰 것으로 생각 된다. 주철을 고온가열하면 흑연과 기지조직간의 선팅창계수의 차이로 인하여 그사이에 미세한 통로가 존재¹⁵⁾하여 산소의 확산통로로서 적합할 뿐 아니라 이곳은 약간의 공간도 있어서 반응가스가 생성될 수 있기 때문이다. 결과적으로 이러한 미세기공들은 흑연과 주철분말의 기지조직 사이의 통로를 통하여 내부로 확산되어 간 산소에 의하여 생성된 산화물이 고온에서 환원됨으로써 생성되거나, 또는 고립된 유리흑연 부위까지 확산되어 간 산소가 흑연과 반응하여 반응가스를 생성함으로써 이 가스가 빠져나오지 못하여 생성되는 것으로 추정된다.

각 시료의 인장파면을 주사 전자현미경으로 관찰해 보면 산화철 첨가량이 많을 수록 즉, 목표 탄소량이 낮을 수록 분말입자 사이에 형성된 큰 기공을 관통하는 파괴가 많이 일어나고, 산화철의 첨가량이 적을수록 결정립을 관통하여 일어나는 입내파괴가 주로 일어났으며, 같은 탄소량의 경우라면 소결온도가 높을수록 입내파괴에 의한 취성파단면의 면적이 많았다. 이 파단면의 상태는 소결체의 인장강도와 밀접한 관계가 있어서 같은 실험조건일 경우라도 취성파단면의 면적이 넓게 나타난 경우가 더 강도가 컸다. 파단면의 거의 대부분을 큰 기공부위가 차지하는 탄소량 1.0%인 소결체의 경우에는 前報에서 보고한 바와 같이 다른 시료들에 비하여 인장강도가 현저히 떨어졌으며, 밀도, 수축률 등도 낮았다.

Photo 2의 (a)와 (b)는 Fe₂O₃를 첨가하여 각각 1160℃에서 소결한 1.0% C 및 1200℃에서 소결한 1.4% C의 소결체의 인장파면을 주사 전자현미경에 의하여 관찰한것으로서 사진 (a)에서는 기공을 관통하는 파단면을 사진 (b)에서는 입내파괴의 단면을 볼 수 있다. 사진 (a)에는 큰 기공중에 있던 산화철이 환원되어 생성된 페라이트가 기공의 내벽에 붙어 있는 것과 그 파단면에 있는 많은 microvoid들을 관찰할 수 있다. 이것들은 페라이트의 파단면에 발생한 미세한 dimple로서 페라이트가 연성파괴를 일으킴을



(a)



(b)

Photo2. Fractographs of sintered products.

(a) Fe₂O₃, 1160℃, 1.0% C

(b) Fe₂O₃, 1200℃, 1.4%

보여주고 있다. 따라서 이들은 소결체의 충격치를 향상시키는 역할을 할 것으로 믿어지며, 특히 이들이 기공의 내벽에 위치함으로써 균열의 전파시 이 부분의 파단이 먼저 일어나야 결정립 내부로 균열이 전파되기 때문에 그 효과가 더욱 클 것으로 추정된다. 뿐만 아니라 이곳의 페라이트는 원래 분말의 크기가 미세하기 때문에 소결후의 결정립도 미세하여 충격치를 더욱 상승시키는 이점도 있다. 한편 이들 microvoid속에는 산화물로 추정되는 미세한 입자가 들어있는 경우가 많았으며 이들은 microvoid의 발생시 핵생성 위치로서 작용할 것으로 생각된다.

한편 Photo 1에서, 1180℃에서 소결한 1.6% C의 소결체의 경우는 결정립계를 따라 다소의 흑연이 석출해 있는 것을 볼수 있다. 이러한 흑연의 재배열은 堀와 中川¹⁶⁾에 의하면 주철분말을

1150℃ 정도의 고온에서 장시간 소결할 때 입계이동이 활발해져 흑연이 입계에 편석함으로써 일어난다고 한다. 그러나 본 실험에 있어서는 경우에 따라서는 photo 3에서 보는 바와 같이 결정립계를 따라 탄화물이 생성되기도 하였으며 이 경우에도 부분적으로는 이 탄화물이 흑연화된 곳이 있었다. 따라서 이 흑연의 재배열은 소결온도가 고상선보다 다소 높은 온도이어서 분말입자의 외곽부위에 부분적인 용해가 일어나 흑연이 정출한 것으로 추정된다.

그밖에 소결체의 기지조직은 모재주철의 그것과 마찬가지로, Photo 4의 (a) 및 (b)에서 보는 바와 같이 pearlite이었으며, 산화철을 첨가하지 않은 주철분말 소결체의 조직인(c)와 비교해 보면 결정립이 더 미세함을 알 수 있다. 단, 여기서 (a)의 시료 주철분말은 시료1, (b)와 (c)는 시료 4이다. 입도 분포가 더 조대한 (a)의 경우가 (c)에 비하여 결정립이 더 미세한 것으로 보아서 산화철이 결정립계의 이동 또는 결정립의 성장을 방해하는 것으로 추정된다.

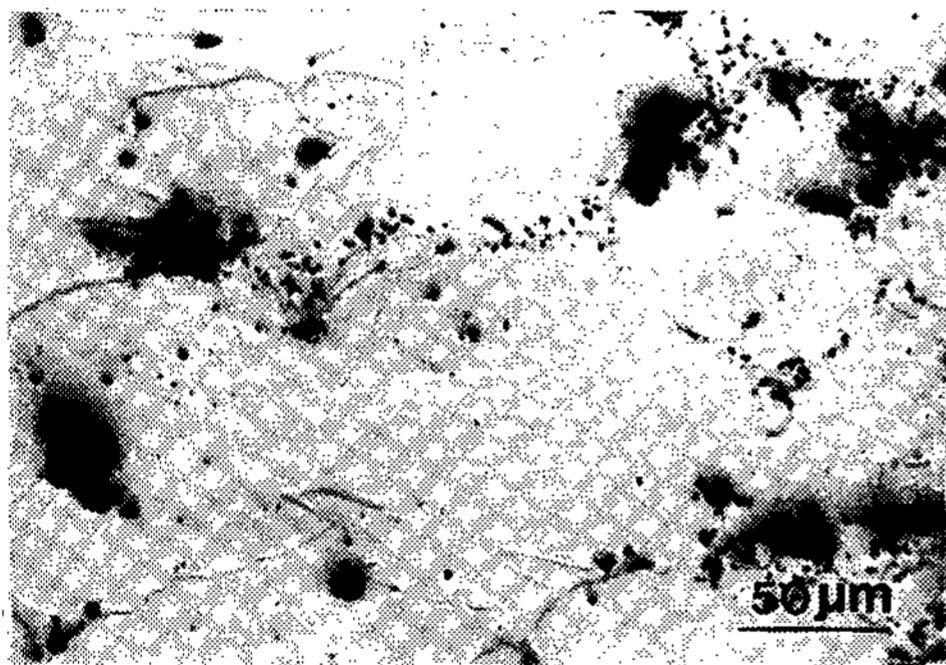
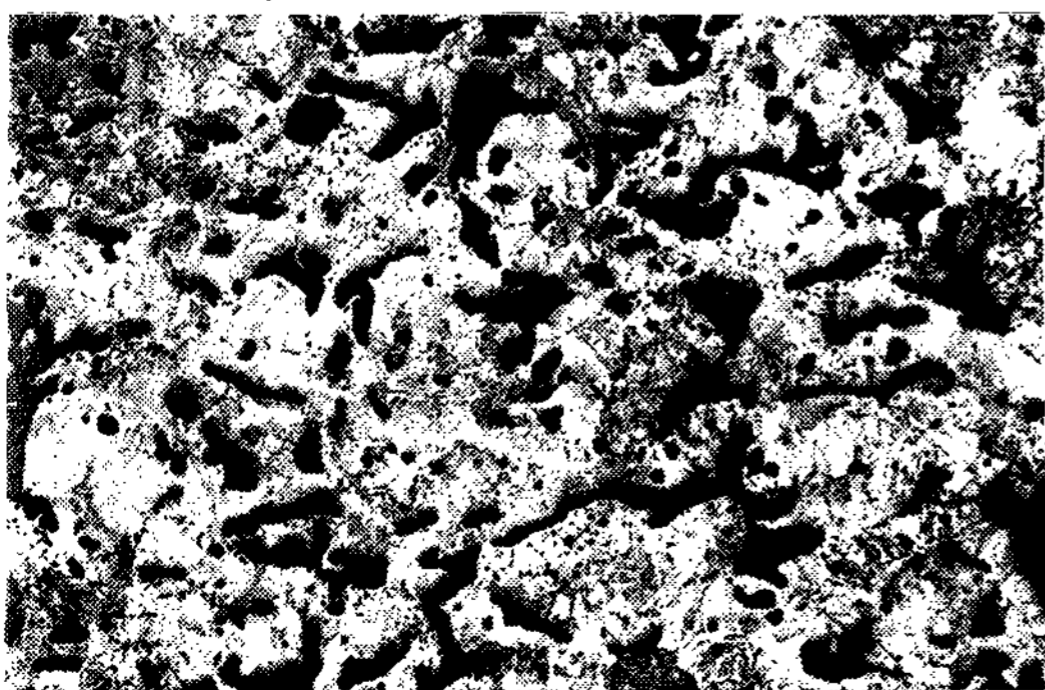
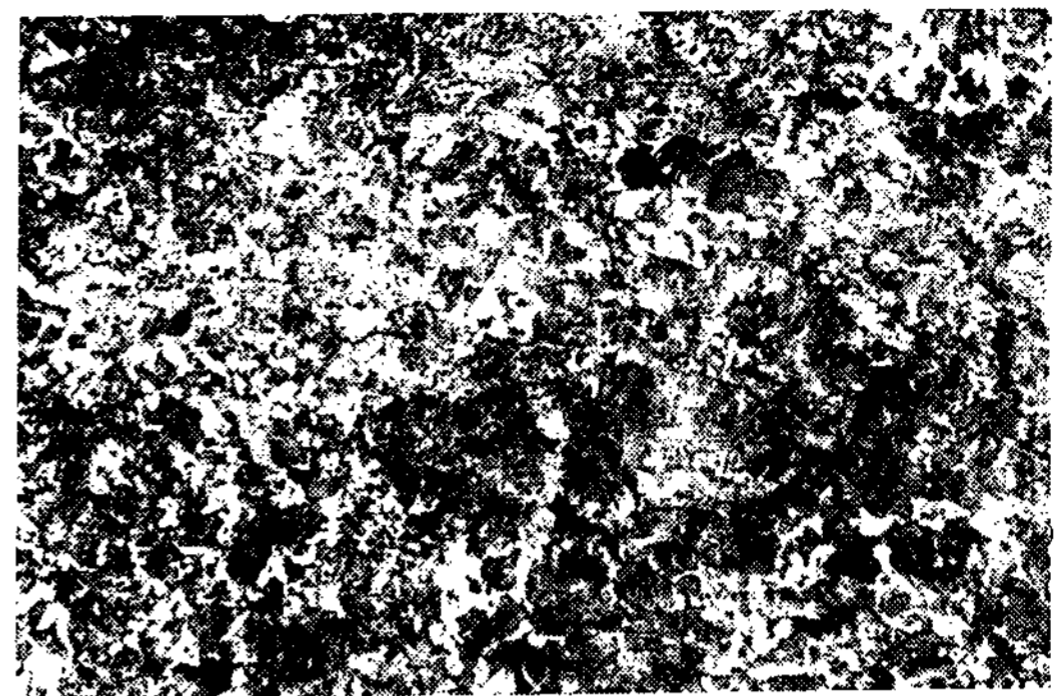


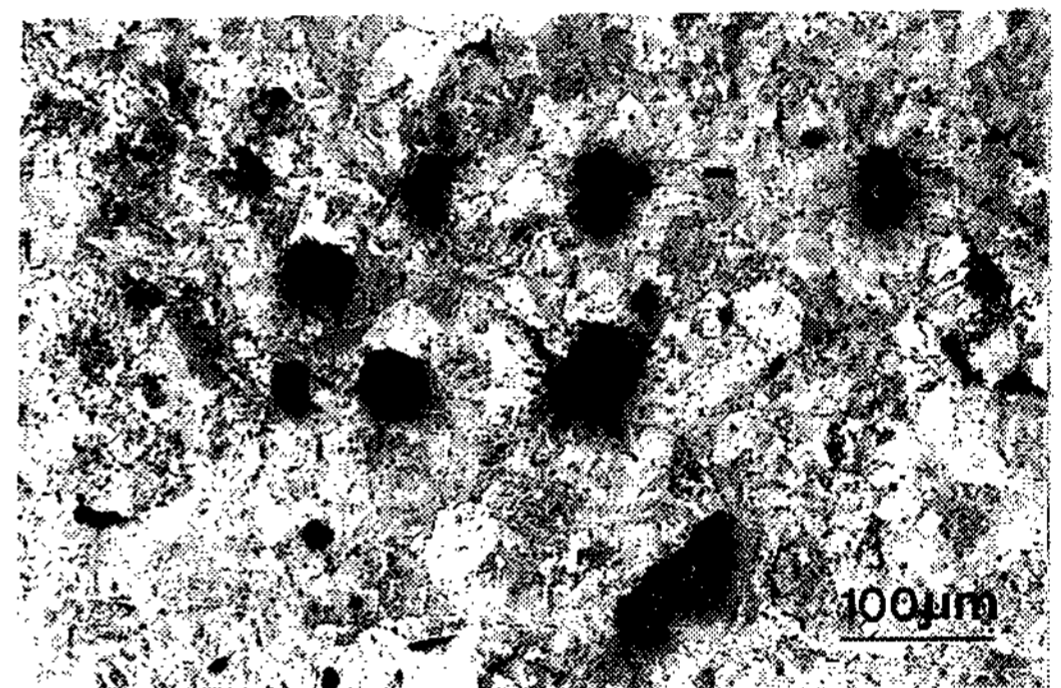
Photo3. Carbide formed by liquiation at prior particle boundaries. (Fe_3O_4 added, 1180℃ sintered, 1.6%C)



(a)



(b)



(c)

Photo 4. Microstructures of sintered products.

(nital etched)

(a) Fe_2O_3 added, 1.0%C, sample 1

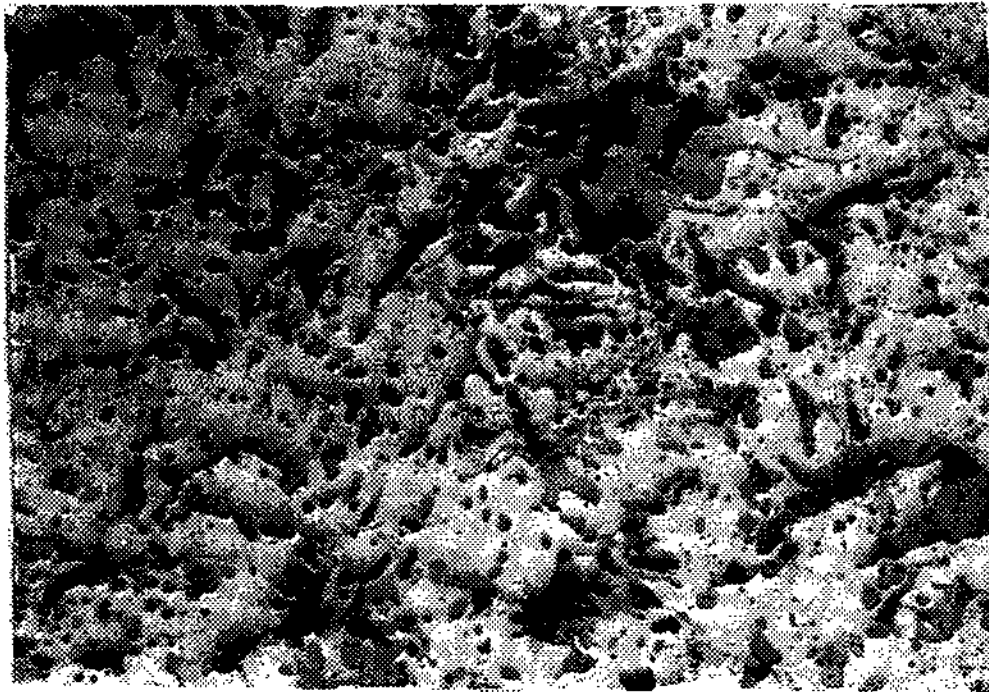
(b) Fe_3O_4 added, 1.4%C, sample 4

(c) Bare cast iron powder, 2.5%C, sample 4

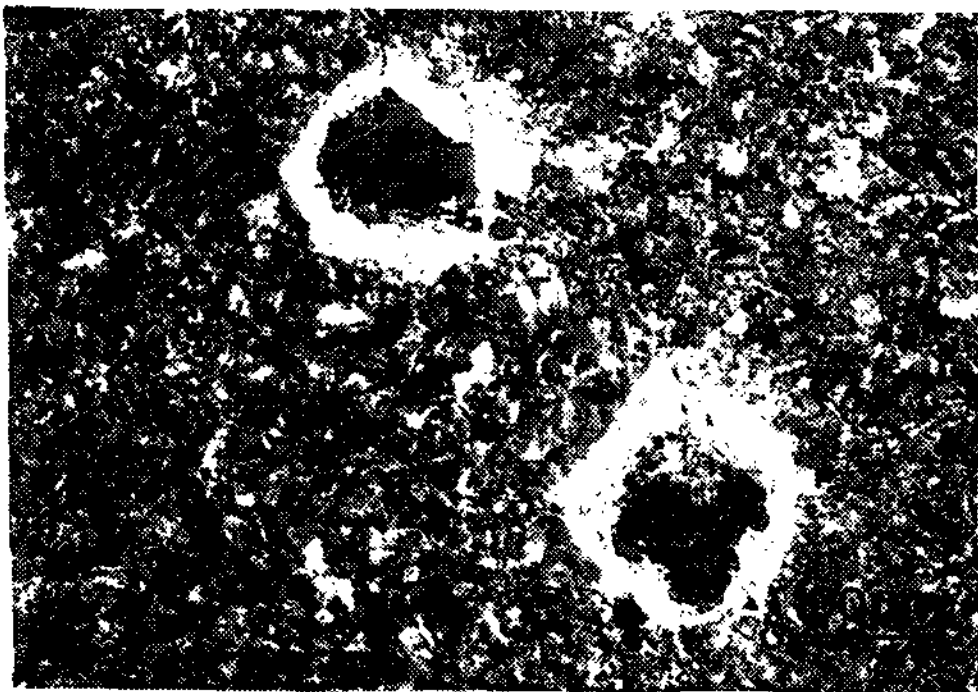
3-2 산화철 덩어리가 소결과 기공의 형성에 미치는 영향

Photo 5는 미환원 상태로 남아있는 산화철을 보여주는 현미경 조직사진이다. 사진(a)는 Fe_3O_4 를 첨가하여 1180℃에서 소결한 것으로서 목표 탄소량이 1.0%C인 경우에는 이러한 부분이 나타나는 시편이 다소 있었다. (b)는 Fe_3O_4 를 첨가하여 1160℃에서 소결한 1.6%C의 소결체의 조직사진으로서 사진에서 보는 바와같이 다른 부분의 산화철 덩어리들은 모두 잘 환원되어 있었으나 사진에 나타난 두 부분만 크기가 특별히 또 환원이 덜 되어 있었다. 이들 시편의 인장강도는 각각 20kgf/mm² 및 58kgf/mm²이었다.

Photo 5, 특히 (a)를 보면 산화철이 충분히 환원되지 않았는데도 불구하고 주철분말 상호간 또는



(a)



(b)

Photo5. Unreduced Fe-Oxide agglomerates.
 (a) Fe₃O₄ added, 1180°C sintered, 1.0%C
 (b) Fe₃O₄ added, 1160°C sintered, 1.6%C

주철분말과 산화철간의 소결이 상당히 진행되어 있어서 산화철의 존재자체는 주철분말의 소결을 크게 방해하지는 못함을 알 수 있었다. 따라서 산화철이 환원되고 난 후에야 소결이 진행되는 것이 아니라 는 사실을 알 수 있으며, 또한 사진의 경우는 가열 속도가 너무 빨랐다는 것을 알 수 있다. 산화철의 환원반응은 반응가스의 발생을 동반하므로 開氣孔 상태에서 진행되어야 한다. 따라서 환원반응은 소결이 활발하게 진행되는 온도에 도달하기전에 완료 되어야 한다. 한편 탈탄반응은 Boudouard 반응의 추이에 따라 700°C 이상에서 시작되어 1000°C 이상이 되면 활발해지지만¹⁷⁾ 주철분말의 소결은 용융온도에 가까운 높은 온도라야 현저하다.¹⁸⁾ 따라서 만약 가열속도가 너무 빠르면 환원이 충분하지 않은 상태에서 소결이 진행되어 사진처럼 산화철 덩어리를 고립시키게 되며 이에 따라 반응가스의 방

출이 어려워져 환원반응이 중단되게 되는 것으로 추정된다. 그러나 목표 탄소량이 1.4% 또는 1.8% 인 경우에는 산화철 덩어리가 매우 큰 경우- 예를 들어 Photo 5의 (b)-이 외에는 이러한 경우는 잘 나타나지 않았으며 이것은 이들의 경우 그만큼 환원이 잘 된다는 것을 의미할 것이다. 그 이유로는 첨가되는 산화철의 양이 적다는 점과 따라서 그 덩어리의 크기가 작다는 점을 들 수 있다. 전자는 전체 산화철의 환원에 요구되는 탄소량이 적다는 것을 의미하며 후자는 산화철 덩어리의 단위부피당의 주철분말과의 접촉면적이 넓다는 것을 의미하여 결과적으로는 환원반응이 빨리 완료된다는 것을 의미한다.

Photo 5의 (b)에서는 환원반응 초기 (왼쪽) 또는 그 말기 (오른쪽)의 것으로 추정되는 2개의 산화철 덩어리를 보여주고 있어서 산화철이 환원되어 기공을 형성해 가는 모습을 볼 수 있다. 이소결체의 경우는 목표 탄소량이 1.8%이므로 소결온도에 까지도 유리상태의 흑연이 남아있었을 것이므로 산화철은 우선 이들 흑연과 반응하였을 것이나 사진과 같은 경우는 크기가 대단히 크므로 주변의 흑연이 소진된 다음에도 산화철이 남아있는 것으로 추정된다. 사진에서 소결체 전체의 기진조직이 pearlite임에 비하여 산화철 덩어리 주변에는 ferrite대가 형성되어서 마치 bull's eye 조직처럼 되어있는데, 이것은 이 곳의 탄소가 산화철 덩어리쪽으로 확산되어 산화철을 환원하는 데 소모되었기 때문일 것이다. 산화철이 환원되면 산화철이 있던 곳은 오른쪽의 것에서 보는 바와 같이 대부분 기공으로 남게 될 것이고 환원에 의하여 생성된 페라이트가 그 기공중에 남아 있게 될 것이다. 따라서 기공의 산화철 덩어리의 크기와 형상은 소결체의 기공의 크기와 형상에 직결됨을 알 수 있다. 한편 이러한 bull's eye 조직은 Photo 4에서 보는 바와 같이 미환원된 산화철이 다소 남아있는 경우 이외에는 형성되지 않았다.

3-3 주철분말의 입도분포의 영향

Photo 6은 시료 1-시료 4에 Fe₃O₄를 첨가하여 1180°C에서 소결한 1.4%C의 소결체의 현미경 조직 사진이다. 사진에서 보는 바와 같이 미세한 분말 입자를 첨가한 경우는 시료1에 비하여 기공이 더욱 미세화 및 구상화되어 있으며, 이러한 경향은 입도 분포가 미세한 시료일 수록 즉, 시료4로 갈수록 현저하였다. 이것은 곧 바로 인장강도와 연결되어 입

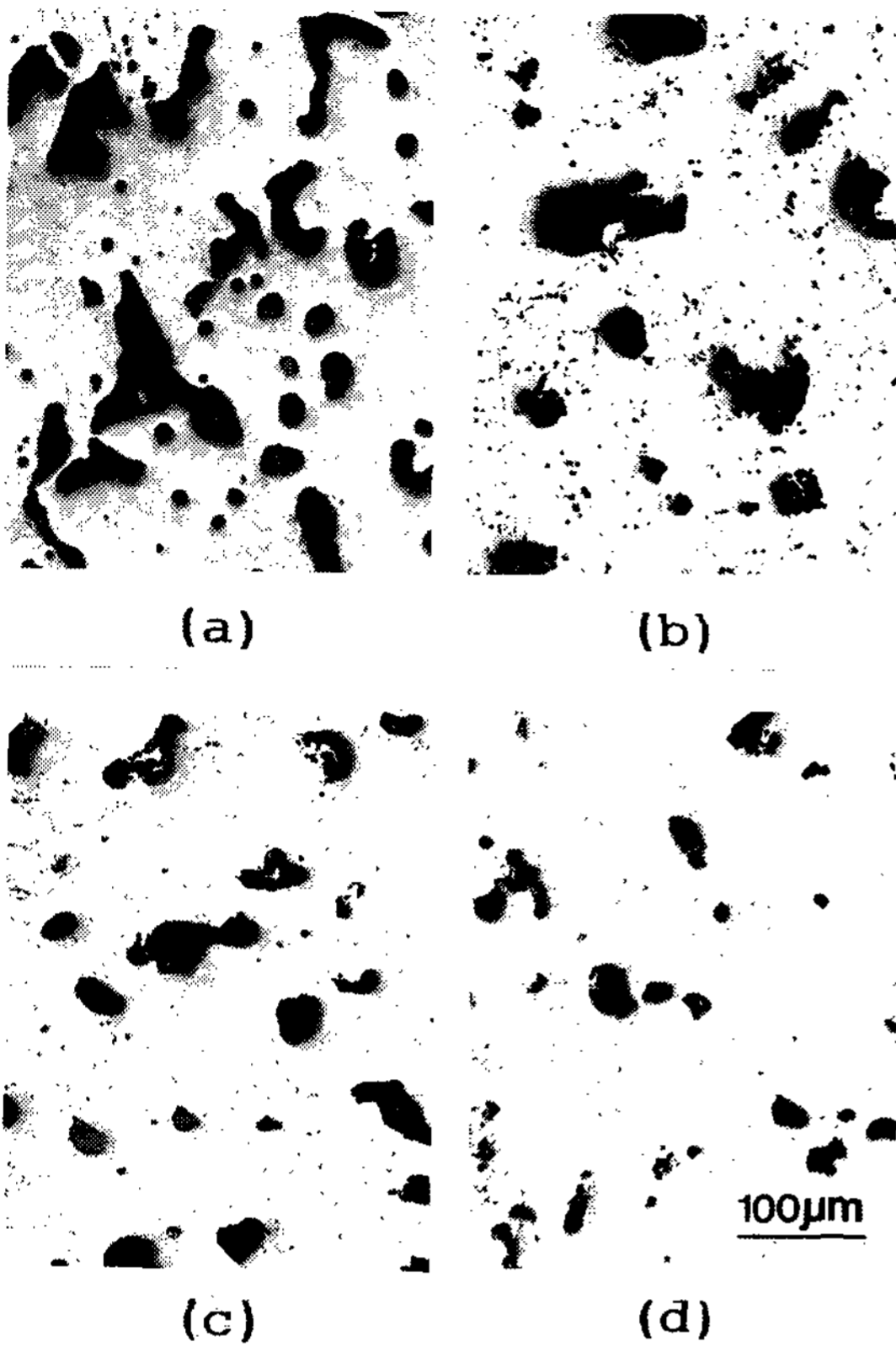
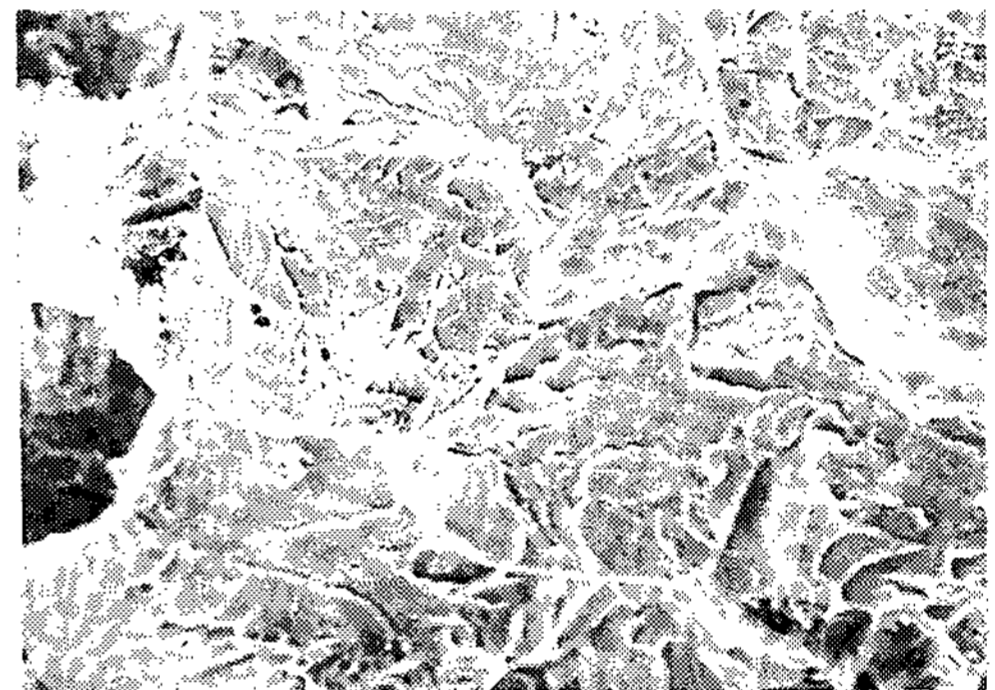


Photo 6. Microstructures of sintered products.
 (Fe_3O_4 added, $1180^{\circ}C$ sintered, 1.4%C)
 (a)-(d) is sample 1-sample 4 respectively.

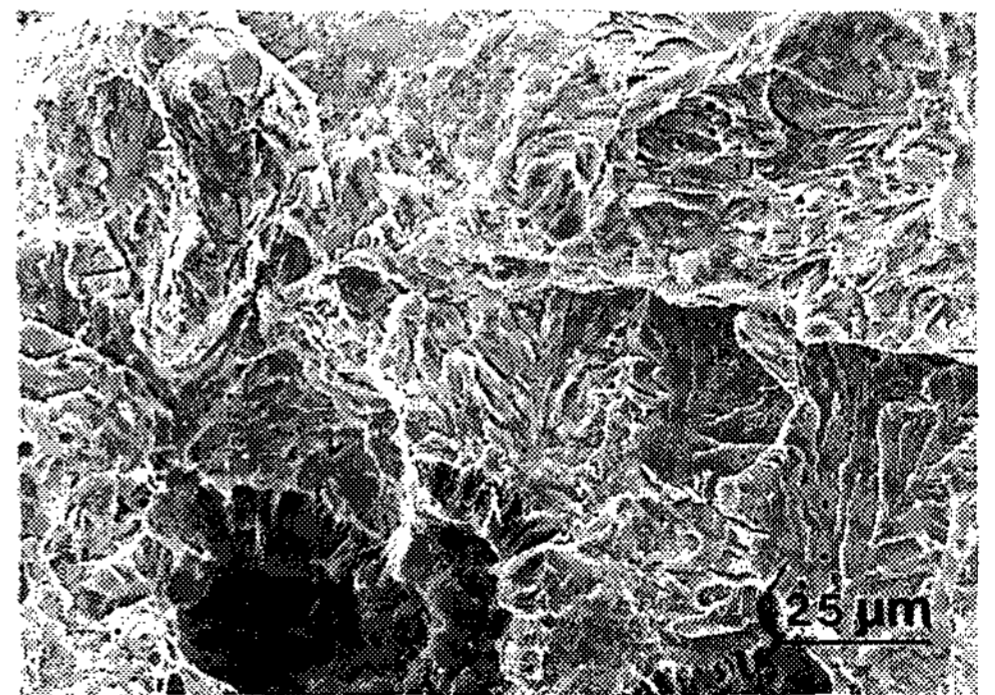
도분포가 미세할 수록 인장강도가 클 것으로 예상되며, 이것은 前報에서 보고한 내용과 일치한다. 또한 입도분포가 미세한 시료의 경우는 시료에 따른 또는 소결체내에의 위치에 따른 기공의 크기 및 형상의 편차가 작았는데 이것도 강도의 증가에 큰 역할을 할 것으로 추정된다. 이렇게 기공의 크기 및 형상이 균일화되는 원인은 입도분포가 미세한 경우에는 큰 분말사이의 빈 공간을 채워줄 미세한 분말 입자들의 양의 충분하기 때문에 성형시 금형내에서 분말입자의 분포에 편차가 생긴다 하더라도 미세한 분말의 양이 적은경우에 비하여 그 정도가 훨씬 작을 것이기 때문으로 추정된다. 한편 분말의 입도분포가 미세할 수록 수축률이나 밀도가 증가하는데 이것은 분말과 분말과 분말 사이의 공간에 미세한 분말들이 채워짐으로써 소결체의 기공의 크기가 작

아짐과 함께 분말입자들간의 접촉면적, 즉 소결이 일어나는 면적이 넓어지기 때문으로 추정된다. 결론적으로 본 실험범위내에서는 기공의 구상화나 미세화에 미치는 입도분포 미세화의 효과는 산화철 첨가량이 저감이나 소결온도의 상승에 비하여 훨씬 효과적이라고 할 수 있다.

그 밖에 Photo 4의 (a)와 (b)를 비교해 보면 알 수 있는 바와 같이 입도분포가 미세한 경우가 결정립이 더 미세하였다. 또한 입도분포가 미세한 시료일 수록 입내파괴의 면적이 넓었으며 Photo 7에는 보는 바와 같이 파단면에 있어서의 벽개파면 무늬도 더 미세하여 결과적으로 입도분포의 미세화는 파괴강도의 향상에 큰 기여를 할 것으로 추정된다.



(a)



(b)

Photo 7. Fractographs of sintered products of sample 2 (a), and sample 4 (b).

4. 결 론

주철분말에 Fe_2O_3 또는 Fe_3O_4 를 첨가하여 각각 $1160^{\circ}C$, $1180^{\circ}C$, $1200^{\circ}C$ 에서 1시간 소결하여

1.0%*c*, 1.4%*c* 또는 1.6%*C*의 소결체를 얻었으며, 또한 1.4%*C*의 경우는 입도분포가 다른 4가지 시료의 소결체를 얻어 현미경조직 검사를 해 본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 소결체의 현미경 조직의 형태는 첨가한 산화철의 종류에 무관하며, 소결온도가 높고, 산화철 첨가량이 적은 시료일 수록 기공의 크기가 작고 모양은 구상화 되었다.

2. 소결체의 기지조직은 pearlite이었으며, 그 결정립의 크기는 산화철을 첨가하지 않은 것보다 작았다. 또 결정립의 크기는 시료의 입도분포가 미세할 수록 작았으며 그 파단면의 river pattern의 크기도 작아졌다.

3. 소결체의 파면은 연성과단면과 취성과단면으로 구성되어 있으며, 전자는 가공내부나 결합이 완전하지 못한 분말입자들 사이의 파면에 존재하였으며, 후자는 분말입자내의 파면에 나타났다. 취성과단면의 면적이 넓은 시편일 수록 강도가 컸으며, 연성과파괴를 일으키는 페라이트의 존재는 소결체의 충격치를 상승시켜 줄 것으로 추정된다.

4. 1180℃에서 소결한 1.6%*C*의 소결체에는 원래의 분말입자의 계면을 따라 흑연의 재배열이 일어났는데 이것은 분말의 외곽의 부분적인 용해에 기인하는 것으로 추정된다.

5. 산화철 자체는 주철분말의 소결을 크게 방해하지는 못한다. 따라서 가열속도가 너무 빠르게 되면 소결에 의하여 미환원된 산화철이 고립되어 더 이상의 환원이 불가능하게 된다.

6. 입도분포가 미세화한 시료일 수록 기공이 미세화 및 구상화되었으며, 기공의 크기, 형상 등의 위치에 따른 편차가 감소되었다. 이것은 강도의 증가에 큰기여를 할 것으로 추정된다.

〈참 고 문 헌〉

1. 塙. 明知, 原, 中川 : 日本金屬學會誌, 44(1980), 943
2. 塙. 原, 明知 : 日本金屬學會誌, 45 (1981), 438
3. 塙. 明知, 原, 中川 : 日本金屬學會誌, 46(1982), 551
4. 明知. 塙, 中川 : 粉體および粉末冶金, 29 (1982), 294
5. 明知, 塙, 中川 : 粉體および粉末冶金, 30 (1983), 29
6. T. Nakagawa, C.S.Sharma : Mordern Development in Powder Metallurgy, 12(1981), 347
7. T. Nakagawa, F.S.Dai, H.Y.Ra : Mordern Deveiopment in powder Metallurgy, 12 (1981), 723
8. Y. Takeda, N.Kuroishi, S.Noji, A.Hara : Mordern Deveiopment: in Powder Metallurgy, 12(1981), 745
9. Z. Hara et al : Material Science Monographs, vol 14, 299-304, 1982 Elsevier Scientific Publishing Co., Amsterdam : Proceeding's of the 5th International Round Table Conference on Sintering, Portdroz, Yugoslavia, 7-10 September 1981.
10. 田邊, 柴田, 宮野 : 粉體および粉末冶金, 29 (1982), 217
11. W.L.Schroeder, P.Vernia : U.S.Patent No.3,368,890 : Feb. 13 1968
12. J.H.Culling : Heat-Resistant Cast Iron in Metals Handbook 8th ed., (1961) vol. 1, 404
13. 김형수, 김철범, 나형용 : 한국 주조 공학회지, 10(1990), 64
14. F.V.Lenel : powder Metallurgy, 1980, Metal powder Industries Federation, Prinston, New Jersey, 277
15. T. Ohire, G. Ohira : Imono, 49(1977), 12, 768
16. M. Tsuda et al : Imono, 55(1983), 6, 339
17. 日本鐵鋼協會 : 鐵鋼便覽, 3rd ed, (1980), vol.1.346, (株)丸善
18. 塙, 中川 : 生産研究, 36(1984), 41, 東京大學技術研究所