論 文

Fe-12Mn-3.5C系鑄鐵에서 基地組織과 黑鉛析出에 미치는 Ni및 Si의 영향

羅 亨 用* 孫 源 卓**

Effects of Ni and Si on the Matrix Structure and Graphite Formation in Fe—12Mn—3.5C Alloy

Hyong-Yong RA*, Won-Tak SON**

ABSTRACT

The matrix changes and graphite formation in high manganese cast iron (Fe-12Mn-3.5C) are studied with increasing nickel and silicon content.

Also, the decomposition of carbides and graphite precipitation are studied by adequate heat treatment.

The results obtained in this work are as follows.

1. In high manganese cast iron, fine flakes graphite appeared by adding 5 wt% nickel and A-type flakes graphite can be obtained by adding 7 wt% nickel.
2. Nodular graphite are obtained by graphite spheroidizing treatment with same melt.
3. In high manganese cast iron containing 7 wt% nickel, full austenitic matrix with nodular graphite can be achieved by water quenching after 10 hours' solution heat treatment at 1050℃ in case of containing 2.0 wt% silicon, and 6 hours' at the same temperature in case of containing 2.5 wt% silicon.

1. 緖 論

1882年 Robert Hädfield에 의하여 高Mn鋼(Hädfield steel)이 개발된 이래, 지금까지 약 1世紀에 걸쳐 이 材料에 관한 많은 연구가 발표되었다.

鐵에 0.9～1.4%C, 10～14%Mn을 합금시킨 이 材料는 높은 Mn含量으로 말미암아 A_1變態가 억제되어, 鑄放狀態에서도 austenite 組織으로 된다. 그러나 austenite結晶粒界나 結晶面에 炭化物〔$(Fe \cdot Mn)_3C$〕 또는 troostite가 생성되어 취성이 있으며 硬度가 대단히 커서 切削하기 어려운 성질을 가진다.[1-2] 따라서 water toughening이라는 熱處理 즉 高Mn鋼을 1000～1100℃로 가열하여 균일한 austenite 組織으로 溶體化 處理한 후 水中에 급냉하므로 常溫에서도 austenite組織이 잔류되도록 熱處理하고 있다. 이러한 材料는 높은 靭性과 耐摩耗性을 가지게 되므로 破碎裝備와 硏摩裝備의 耐摩耗部品으로 이용하고 있다. 그러나 이 材料는 항복강도가 낮고 기계가공시 일부가 martensite로 變態하고 加工硬化에 의해 切削性이 낮아지게 되므로 정밀기계 부품에는 사용되기 어려우며 또한 鑄造性이 나쁜 결점을 가진다.

한편 球狀黑鉛鑄鐵은 1948年 Morrough가 鑄鐵熔湯에 Ce을 첨가하여 처음으로 개발된 이후, Ce 대

* 서울大學校 工科大學 敎授 (Faculty, College of Eng.) (Seoul National University)

** 서울大學校 大學院(Graduate School, S.N.U.)

신에 Mg을 첨가하는 방법이 Gagnebin에 의해 개발되었으며, 오늘날 機械素材로서 널리 이용되고 있는 재료이다. 이 球狀黑鉛鑄鐵은 引張强度와 항복강도가 크고 높은 가소성을 가진 재료이며, 특히 摩耗時에는 球狀黑鉛이 基地로부터 용이하게 탈락되어 보통주철에 비해 약 6～10배의 黑鉛이 포함된 미세한 黑色粉末이 생성되어 固體潤滑劑의 역할을 하게 되므로 耐摩耗性이 우수한 재료라고 알려지고 있다.[3]

따라서 본 연구에서는 高Mn鋼과 球狀黑鉛鑄鐵의 短點을 보완하고 長點을 살리려는 의도에서 炭素함량을 3.5%로 높히므로서 낮은 注入溫度에 따라 鑄型과의 반응이 적으며, 얇고 복잡한 모양의 鑄物을 제조할 수 있으리라 기대되는 高Mn鑄鐵 (Fe-12Mn-3.5C)을 용해하였다. 그러나 이와 같이 炭素含量이 높은 경우에는 水靱處理를 하여도 炭化物이 완전히 용해되지 않고 基地중에 殘留하게 되어 靱性이 떨어지게 된다.[4]

따라서 본 연구에서는 鑄放狀態에서도 黑鉛이 晶出되며, 熱處理時에는 炭化物을 分解하여 遊離炭素를 析出시킬 수 있는 黑鉛化助長元素이며 austenite 安定化元素인 Ni을 高Mn鑄鐵에 첨가하여 組織變化에 대하여 검토하였다. 또한 Ni 함량을 일정히 유지하고 Si을 첨가하는 경우의 조직에 대해서도 考案하였다.

그리고 黑鉛이 晶出되는 경우 黑鉛球狀化處理를 하고 주조시 晶出된 탄화물이 austenite와 黑鉛으로 分解되는 가장 적당한 熱處理方法을 검토하여 切削性이 있으며 耐摩耗性이 우수한 亞共晶高Mn鑄鐵에 대한 기초자료를 얻고자 실험하였다.

2. 實驗方法

2.1 試片의 製造

본 실험에서는 40KVA Kryptol爐에서 고망간강 (HMnSC2), 전해망간, 가탄제를 장입하여 T.C: 3.5%, Mn : 12%로 화학성분을 조정하였으며, 전해니켈을 1～7%까지 첨가하여 1450℃에서 용해하고 10분간 유지한 후, 1350℃에서 건조사형에 주입하였다. 또 Ni을 7%로 유지시킨 후 Si을 1.5, 2.0 2.5%까지 첨가하여 동일 방법으로 시편을 제조하였다.

黑鉛球狀化處理 試片은 黑鉛球狀化劑 (OGRC-8)를 1480℃에서 용탕중량비로 2.5% 첨가하였고, 역시 건조사형에 1350℃에서 주입하였다.

특히 Mn, C, Ni 및 Si의 量은 용해시의 손실을 고려하여 예비실험한 결과에 따라 장입량 계산시 첨가량을 결정하였다.

2.2 組織觀察 및 硬度試驗

조직관찰용 試片은 Y-Block형 주조시편의 저면에서부터 20mm높이를 절단하고 연마한 후 4% nital로 부식하여 광학현미경으로 관찰하였으며, 열처리시편도 동일한 방법으로 행하였다.

硬度試驗은 동일시편으로 Rockwell hardness tester를 사용하여 5회이상 측정한 후 산술평균값을 구하였다.

또한 Ni의 변화에 따른 각相의 면적율은 線分析法[5]에 의해 구하였다.

2.3 熱處理試驗

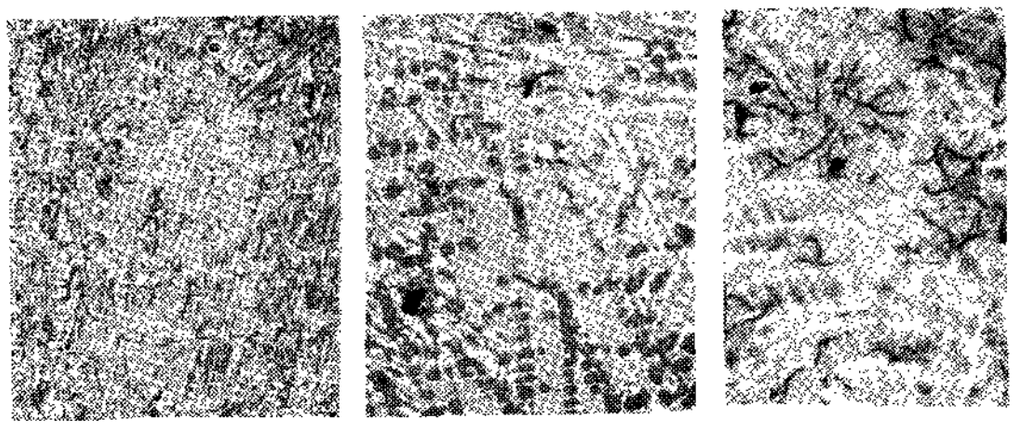
열처리로는 관상로를 사용하였으며, 노내온도를 1050°～1100℃로 하여 5～60hr 동안 유지시킨 후, water toughening 하였다.

특히 노내분위기는 Ar gas를 200cc/min의 유량으로 유입시켜 試片에서 탈탄이 일어나지 않도록 주의하였다.[6-8]

3. 實驗結果 및 考察

3.1 鑄放狀態의 組織에 미치는 Ni의 영향

Table 1은 본 실험에서 용해한 각試片의 화학조성을 나타낸 것이다.



(a) 0%Ni (b) 5%Ni (C) 7%Ni

Photo.1. Microstructure of Fe-12 Mn-3.5C alloy, with increasing Ni content (as cast, x 100)

일반적으로 Fe-Mn-C의 3원계 합금에서는 탄소량의 증가에 따라 탄소량이 약 1.7%부터는 고온에서 탄화물이 생성되고 이것이 상온에서도 존재한다.[4]

즉, photo.1(a)와 같이 3.5%C, 12%Mn인 고망간주철에서 Ni을 첨가하지 않은 경우에는 初晶

Table 1. Chemical composition of specimen

(wt %)

element / specimen	C	Si	S	P	Mn	Ni	Mg
No. 1	3.60	0.44	0.015	0.035	12.17	0	–
2	3.58	0.51	0.018	0.035	11.53	1.10	–
3	3.51	0.59	0.018	0.033	11.21	2.14	–
4	3.57	0.53	0.017	0.034	11.29	3.20	–
5	3.45	0.60	0.020	0.032	11.88	4.13	–
6	3.49	0.45	0.018	0.029	11.77	4.87	–
7	3.39	0.59	0.020	0.032	10.95	6.31	–
8	3.55	0.50	0.021	0.034	11.03	7.04	–
9	3.57	1.02	0.019	0.035	11.64	0	0.049
10	3.42	1.11	0.017	0.034	12.20	1.05	0.064
11	3.58	1.69	0.020	0.032	11.85	1.70	0.048
12	3.47	1.43	0.016	0.041	12.26	3.14	0.045
13	3.68	1.15	0.013	0.051	11.64	4.21	0.059
14	3.56	1.39	0.021	0.045	11.79	5.02	0.063
15	3.35	1.47	0.013	0.026	11.65	5.75	0.060
16	3.48	1.62	0.019	0.037	11.47	6.91	0.052
17	3.49	1.46	0.021	0.041	11.89	6.89	–
18	3.52	2.21	0.017	0.031	11.91	7.01	–
19	3.45	2.53	0.016	0.035	12.10	6.92	–
20	3.51	2.08	0.018	0.040	11.78	7.03	0.058
21	3.48	2.48	0.020	0.025	12.21	7.10	0.049

austenite, 그리고 미세하게 분포된 탄화물과 共晶 austenite의 共晶組織이 나타난다. 그러나 Ni 함량을 1～7%로 증가시키면 photo.1 (b) 및 (c) 와

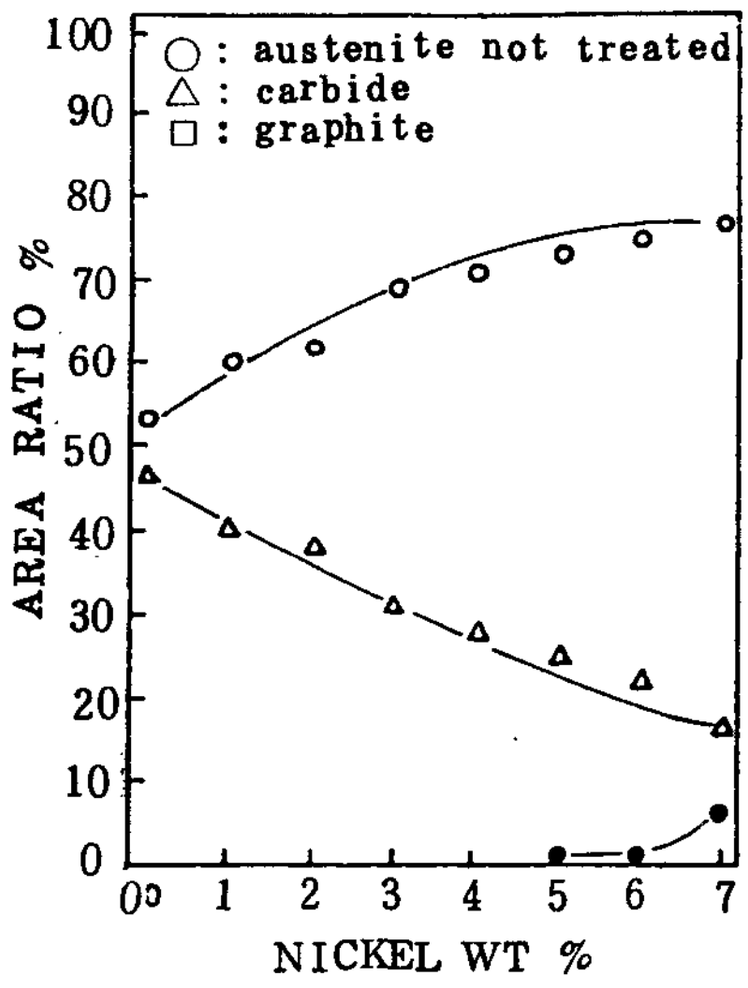
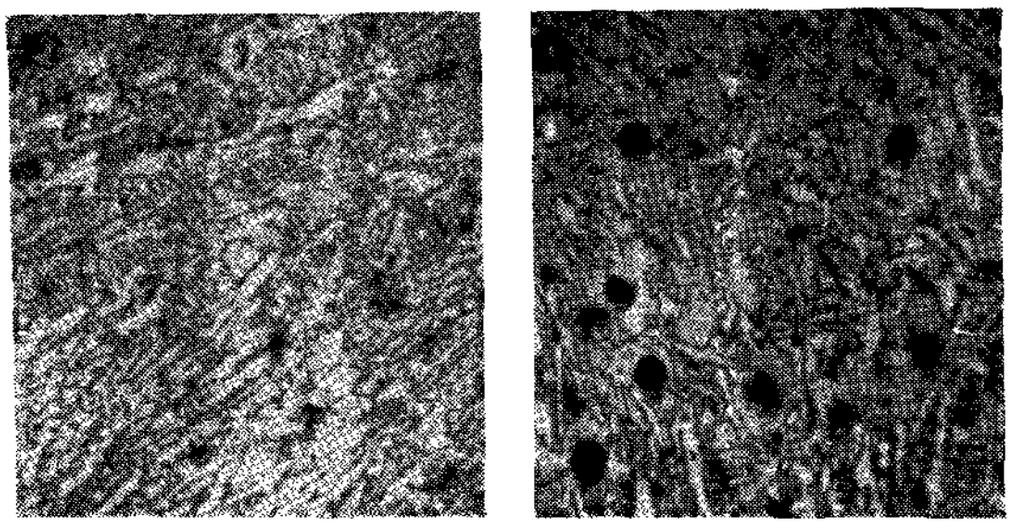


Fig.1. Area ratio of autenite, Carbide and graphite in Fe-12 Mn-3.5C alloy, with increasing Ni content.

Fig.1(a)에 나타낸 바와 같이 austenite량이 증가하였으며, Ni 량이 5%가 되면 비로소 黑鉛이 晶出하기 시작하였다.

즉, Ni 함량이 증가함에 따라 初晶 austenite가 dendrite형태로 성장한 조직이 나타났으며, 이들 사이에 탄화물이 晶出해 있음을 보이고 있다. 그리고 5% Ni인 경우에는 극히 미세한 소량의 黑鉛이 정출하기 시작한 것을 발견할 수 있었으며, 7% Ni에서는 片狀黑鉛이 晶出되었음을 알 수 있다.



(a) 3%Ni (b) 7%Ni

Photo.2. Microstructure of Fe-12 Mn-3.5C alloy, with increasing Ni content, treated with OGRC-8 (as cast, x 100)

photo.2는 Mg 합금으로 黑鉛球狀化處理를 한 試片의 조직을 나타낸 것이다.

이들 조직을 보면, 3% Ni에서 미세한 黑鉛이 晶出하기 시작하였고 Ni 량이 증가함에 따라 黑鉛의 晶出量이 증가하였으며 7%Ni에서는 보통 球狀黑鉛鑄鐵에서 볼 수 있는 크기의 球狀黑鉛이 기지중에 晶出되어 있다. 前述한 바와 같이 球狀化處理를 하지 않은 試片은 5%Ni에서 黑鉛이 晶出하기 시작하였으나 球狀化處理한 試片에서는 3%Ni에서 黑鉛이 晶出하기 시작한 것을 볼 수 있는데, 이것은 구상화제로서 Mg 합금을 첨가함에 따라 Si의 양이 증가하게 되어 Si의 黑鉛化作用이 나타난 것으로 생각된다.

(a) 7%Ni (b) 7%Ni(OGRC-8 treated)

Photo.3. Microstructure of Fe-12 Mn-3.5C alloy (as cast, x 500)

이들 조직사진의 전체적인 경향을 살펴보면 Fig.1에 나타낸 바와 같이 Ni%가 증가함에 따라 austenite의 양이 증가하고 탄화물의 양이 감소해감을 알 수 있는데, 이것으로 Ni이 austenite 安定化에 기여함을 확인할 수 있다.

photo.3은 7%Ni을 첨가한 경우 片狀黑鉛이 晶出된 試片과 球狀黑鉛이 晶出된 試片에서 黑鉛晶出形態를 500배로 확대한 조직사진이다. 이 사진에서 黑鉛은 austenite에 둘러싸인 것을 알 수 있다.

즉 黑鉛은 初晶 austenite 주위의 탄소과포화융체중에서 黑鉛核이 생성되고, 이것이 곧 共晶 austenite에 의해 둘러싸이게 되며, austenite 입계를 따라 탄소가 확산, 이동하여 黑鉛이 성장함을 알 수 있다.[9] 따라서 片狀黑鉛의 경우에는 黑鉛이 용탕과 항상 접촉되어 성장하고 있으므로 黑鉛은 비교적 넓은 범위에 걸쳐 분포되어 있는 반면, 球狀黑鉛의 경우에는 黑鉛의 성장이 austenite에 의해 둘러싸이게 되므로 성장이 억제되며, 또 탄소가 과포화된 융체중에서 黑鉛核이 새로 생성되므로 球狀黑鉛의 입자수는 비교적 많게 되고 크기는 작게 정출된다고 설명할 수 있다.

3.2 Ni 함량에 따른 硬度의 변화

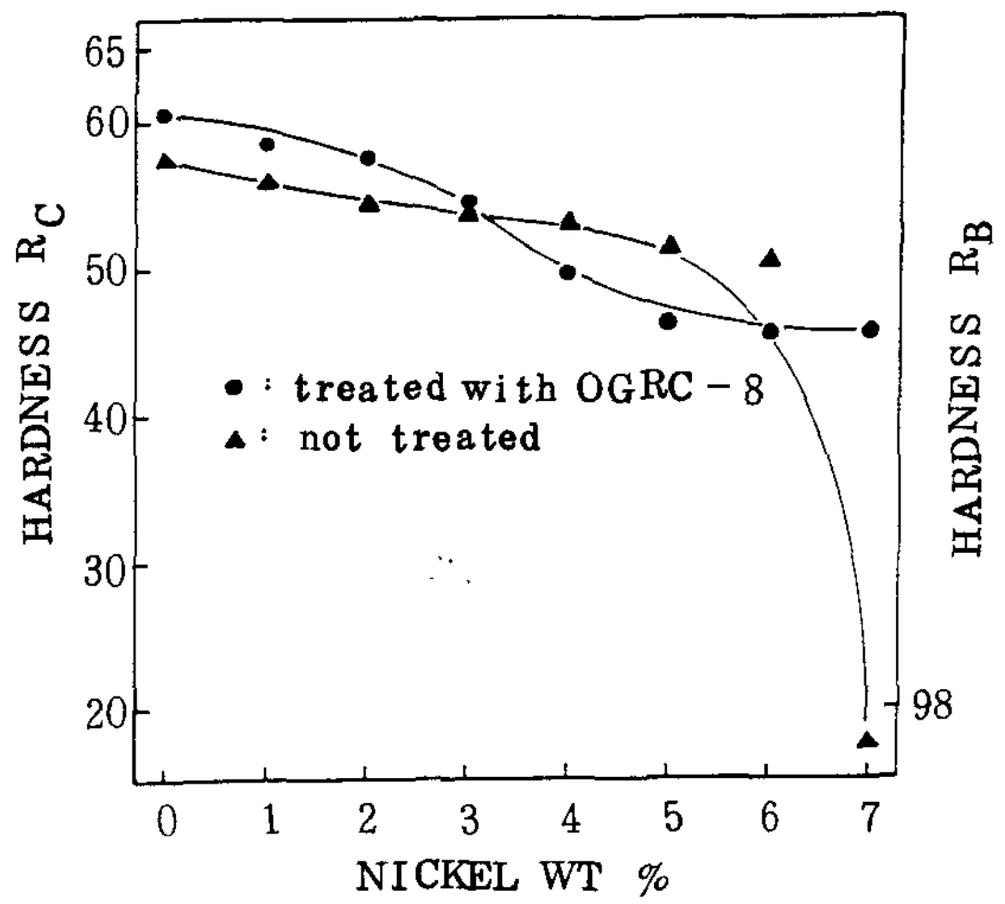


Fig.2. Variations of hardeness of Fe-12 Mn-3.5C alloy, with increasing Ni content.

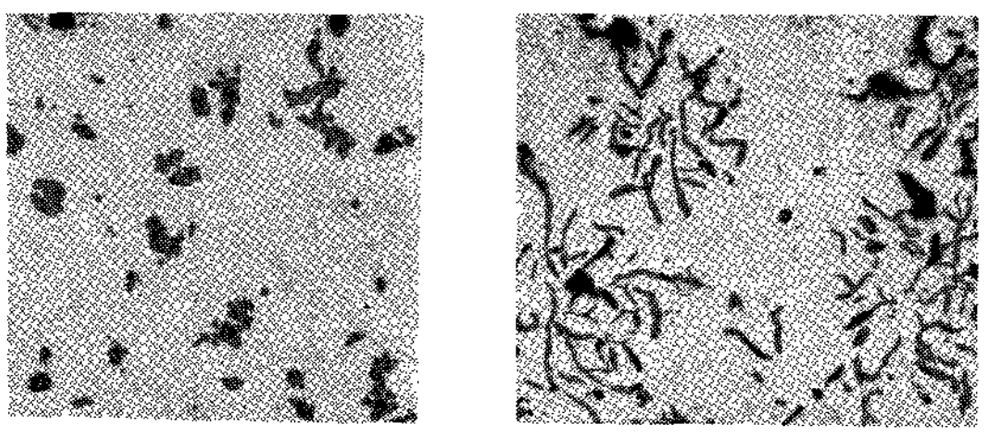
Ni 함량에 따른 경도의 변화를 Fig.2에 나타내었다. 이 그림에서 Ni 함량이 증가하면 경도가 점점 감소되고 있음을 알 수 있다. 이 사실은 Fig.1에 나타

낸 바와 같이 Ni량이 증가함에 따라 탄화물의 양이 감소하며, austenite 의 양이 점점 증가하고 있음을 뒷받침하는 것으로 생각된다. 그리고 3%Ni 까지는 球狀化處理한 試片의 경도가 높은데, 이것은 Mg합금의 첨가에 따라 탄화물의 생성량이 증가된 결과라 판단된다.[9]

한편, 3%Ni 부터는 球狀黑鉛이 晶出하기 시작하였고 또 austenite의 양이 점점 증가함에 따라 경도가 낮아진 것으로 판단된다. 한편 7%Ni 에서 黑鉛을 球狀化한 경우에는 球狀黑鉛이 미세하게 시편전면에 분포되었으므로 경도의 저하는 심하지 않는 반면, 片狀으로 晶出한 경우에는 넓은 부위에 austenite 와 黑鉛이 분포되어 경도는 급격히 감소된 것으로 판단된다.

3.3 熱處理組織에 미치는 Ni의 영향

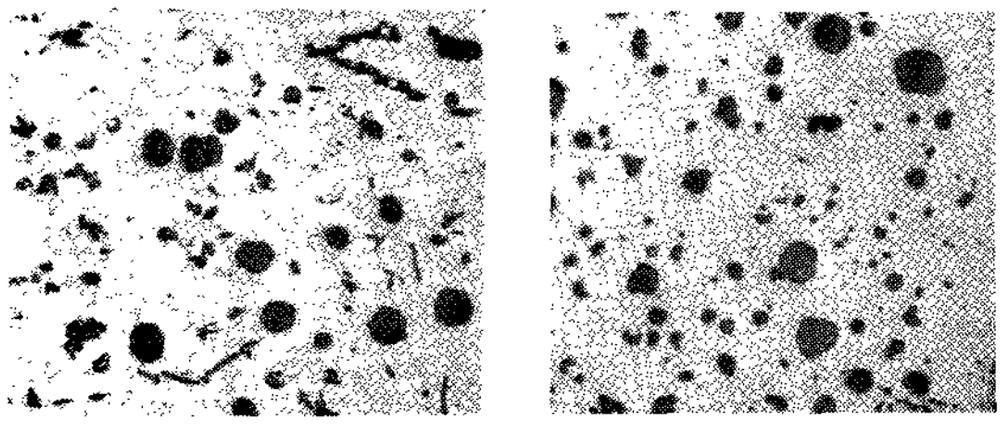
photo.4(a)는 球狀化處理하지 않은 試片을 熱處理한 조직사진이다. 주방상태에서 片狀黑鉛이 晶出하지 않았던 6%Ni의 시편에서는 熱處理함에 따라 탄화물이 분해되면서 temper carbon이 折出되었다. 또한 熱處理溫度가 높은 경우에는 낮은 경우보다 同一한 熱處理時間이라 할지라도 탄화물의 분해정도가 높았으며 temper carbon이 크게 성장하였다.



(a) 6%Ni　　(b) 7%Ni

Photo.4. Microstructure of Fe-12 Mn-3.5C alloy, heat treated at 1100℃ for 40hrs.

photo.4(b)는 7%Ni을 첨가하여 片狀黑鉛이 晶出된 시편을 열처리한 경우로서, 열처리 함에 따라 탄화물이 분해되어 유리되나, 분해된 탄소는 이미 晶出되어 있는 片狀黑鉛으로 확산, 이동하여 기존의 片狀黑鉛이 성장된 것으로 고찰된다. 그러나 이들 사진에서 알 수 있듯이 1100℃, 40hr의 열처리에서도 탄화물이 완전히 분해되지 않았음을 확인하였다.



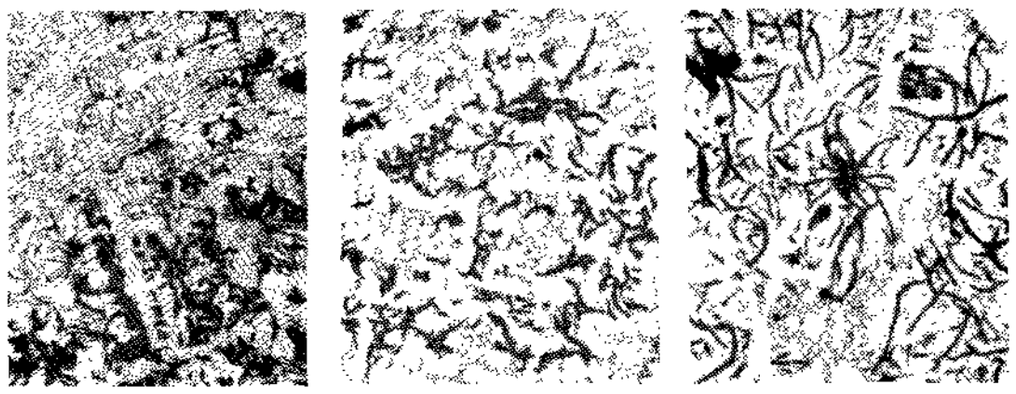
(a) 6%Ni　　(b) 7%Ni

Photo.5. Microstructure of Fe-12 Mn-3.5C alloy heat treated at 1100℃ for 40 hrs.(OGRC-8 treated)

photo.5는 球狀化處理한 시편을 열처리한 조직사진으로 Mg합금의 처리로 말미암아 Si의 양이 약1.5%정도로 증가됨에 따라 球狀化處理를 하지 않은시편보다 탄화물의 분해정도가 훨씬 높았다. 따라서 球狀黑鉛의 생성과 성장이 현저하였으며, 이에 따라 austenite의 기지점유율도 球狀化處理를 하지 않은 경우보다 많음을 알 수 있다. 한편 6%Ni의 시편에서는 晶出된 球狀黑鉛의 수가 7%Ni의 경우보다 적으므로 열처리에 따라 탄화물이 분해될 때 탄소가 temper carbon으로 析出된 것을 알 수 있다. 그러나 Ni함량이 7%로 되면 球狀黑鉛의 수가 증가되어 있었으므로 열처리에 따라 분해된 탄소는 이미 존재하였던 球狀黑鉛에 析出되었다고 생각된다. 따라서 球狀黑鉛의 수가 적은 경우에는 탄화물이 분해되면서 析出되는 탄소는 기존의 球狀黑鉛으로 확산되어 球狀黑鉛이 성장할 수도 있겠으나, 일부는 austenite 입계에 析出되어 temper Carbon으로 나타난다고 볼 수 있다. 특히 Ni량을 6～7%까지 증가시켜도 탄화물이 기지조직에 殘留한 것으로 보아 Fe-12Mn-3.5C의 鑄鐵에서는 장시간의 열처리에 의해서도 탄화물을 완전분해하기는 어렵다는 것을 알 수 있다.

3.4 주방상태의 조직에 미치는 Si의 영향

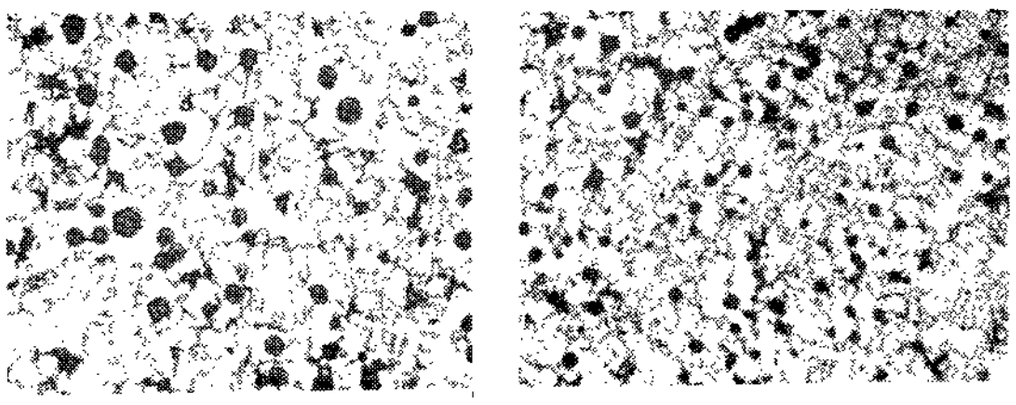
photo.6은 7%Ni의 高Mn 鑄鐵에서 Si의 함량을 1.5～2.5%까지 변화시킨 試片의 조직사진이다. 1.5%Si에서는 黑鉛이 基地 전체에 균일하게 분포되어 있지는 않았으나, 2% 및 2.5%의 경우에는 片狀黑鉛이 균일하게 분포되어 있음을 볼 수 있다. 따라서 Si이 증가함에 따라 片狀黑鉛의 수도 점점 증가하고, 그 크기도 많이 성장되어 있음을 알 수 있다. 또한 Si 함량의 증가에 따라 주방상태에서 탄화물의



(a) 1.5 %Si (b) 2.0 %Si (c) 2.5 %Si

Photo.6. Microstructure of Fe-12Mn-3.5C alloy containing 7 wt % Ni, with increasing Si content (as cast, x 100)

양이 점차 감소해 가는 경향을 볼 수 있다. 이러한 사실로부터 Si은 탄소의 활동도를 높여 탄화물의 생성을 억제하고 黑鉛化를 조장한다는 Si의 작용[10]을 高Mn 鑄鐵에서도 확인할 수 있다.



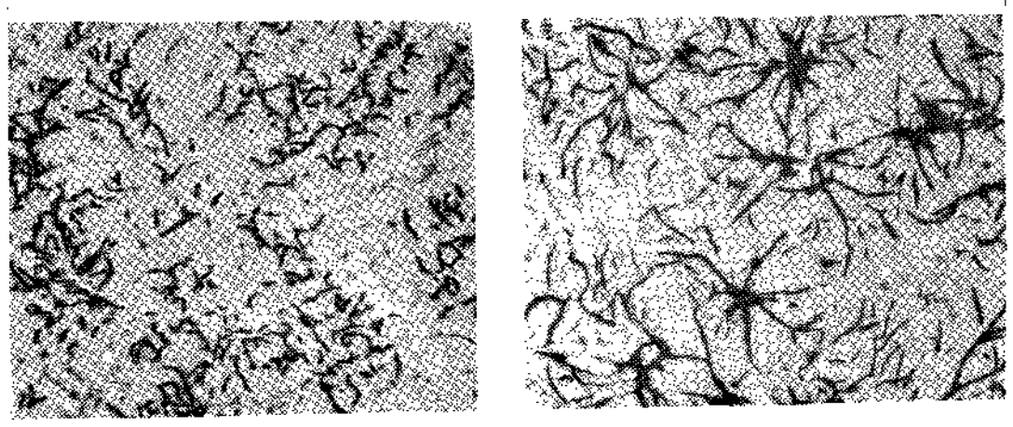
(a) 2.0 %Si (b) 2.5 %Si

Photo.7. Microstructure of Fe-12 Mn-3.5C alloy containing 7 wt% Ni, with increasing Si content, treated with OGRC-8 (as cast, x 100)

photo.7은 7 %Ni의 高Mn 鑄鐵에 Si을 2 %및 2.5 % 첨가시켜 球狀化處理한 시편의 조직사진이다. 여기서도 전술한 바와 같이 Si 함량이 증가함에 따라 탄화물의 양이 감소해 있음을 관찰할 수 있다. 또한 球狀化處理하지 않은 경우, 즉 편상흑연이 晶出된 경우에는 Si 함량이 증가함에 따라 片狀黑鉛의 수와 크기가 증가되었음에 반하여, 黑鉛球狀化處理한 경우에는 Si 함량의 증가에 따라 球狀黑鉛의 nodule count가 증가하였음을 보이고 있다. 즉 2 %Si인 경우에는 球狀黑鉛의 크기는 크고 nodule count는 적었으나, 2.5 %Si인 경우에는 黑鉛의 크기는 작고 nodule count는 많게 되었다. 이러한 사실은 Si 함량이 증가함에 따라 Si의 核生成能力이 현저히 나타나서 많은 數의 球狀黑鉛이 晶出한 것으로 고찰된다.[10]

또한 photo.7과 photo.2의 (b)를 비교해 볼 때 同一한 Ni 함량이라도 Si 함량이 2～2.5 %로 증가함에 따라 球狀黑鉛이 더욱 많이 晶出되어 있음을 볼 수 있다. 그리고 Si의 증가에 따라 carbon equivalant가 共晶組成으로 수렴하면서 基地 全面에 걸쳐 共晶 austenite가 晶出하고, 그 사이를 탄화물이 채우고 있는 것으로 고찰된다.

3.5 熱處理組織에 미치는 Si의 영향

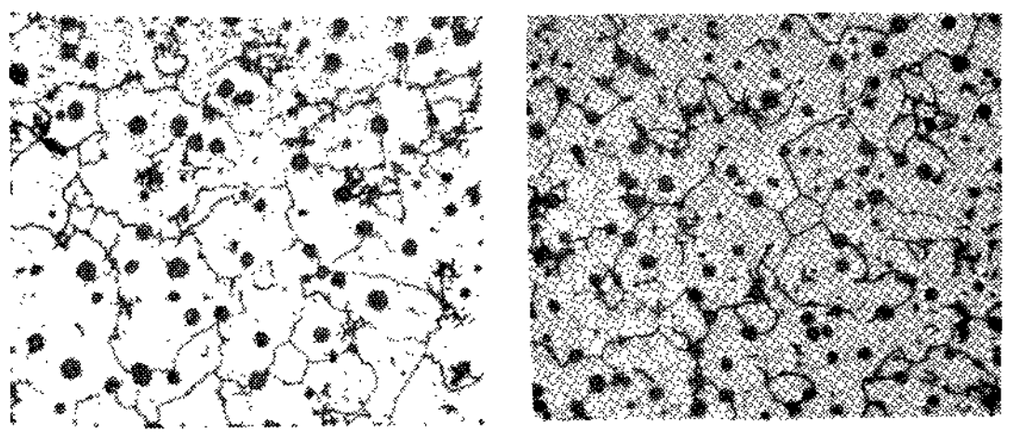


(a)2.0 %Si 1050℃10 hr (b) 2.5 %Si 1050℃ 5 hr

Photo.8. Microstructure of heat treated Fe-12 Mn-3.5C alloy containing 7 wt% Ni, with increasing Si content (x100)

photo.8(a)는 2 %Si인 試片을 1050℃에서 10시간 熱處理한 조직사진이며, photo.8(b)는 2.5 % Si인 試片을 1050℃에서 5시간 熱處理한 조직사진이다. 각 熱處理에 따라 炭化物은 많이 分解되었으나, photo.6과 비교해 볼 때 鑄放狀態에서 晶出된 炭化物의 量이 적었기 때문에 黑鉛의 성장은 현저하지 않았음을 알 수 있다.

photo.9는 球狀黑鉛을 晶出시킨 경우인데, 여기서는 熱處理에 따라 炭化物이 완전히 분해되어 基地組織은 austenite로 되었다. 한편 austenite 粒界에



(a) 2.0 %Si 1050℃ 10 hr (b) 2.5 %Si 1050℃ 5 hr

Photo.9. Microstructure of heat treated Fe-12 Mn-3.5C alloy containing 7 wt% Ni, with increasing Si content (OGRC-8 treated, x100)

소량의 temper carbon이 析出한 것을 확인할 수 있는데, 이는 熱處理에 의하여 분해된 탄소가 기존의 球狀黑鉛으로 확산·석출될 수도 있겠으나, 확산거리가 먼 경우에는 오히려 austenite粒界에 析出됨이 용이하여 나타난 것이라고 고찰된다.

4. 結　論

Fe-12Mn-3.5C의 高Mn austenite鑄鐵에서 Ni 및 Si 함량을 변화시켰으며, 동시에 黑鉛球狀化處理 및 熱處理에 따른 黑鉛의 析出과 基地組織의 변화를 고찰한 결과 다음과 같은 結論을 얻었다.

1. Fe-12Mn-3.5C의 亞共晶高Mn鑄鐵에서 7% Ni을 함유하면 片狀黑鉛이 晶出하였다.

2. 黑鉛球狀化處理에 의해 3%Ni에서 球狀黑鉛이 晶出하기 시작하였으며, 7%Ni를 첨가하면 일반 球狀黑鉛鑄鐵에서 볼 수 있는 球狀黑鉛을 얻을 수 있다.

3. 1050℃, 1100℃에서 7%Ni을 함유한 高Mn 鑄鐵을 각각 20～60시간 熱處理하여도 炭化物은 완전히 分解되지 않았다.

4. Ni 함량을 7%로 고정시키고 Si 함량을 2% 및 2.5%로 증가시키면 1050℃에서 각각 10hr 및 5 hr의 열처리에 의해 탄화물을 완전히 分解시킬 수 있었으며, 全austenite 조직을 얻을 수 있었다.

(Reference)

1. Metals Handbook, 8th editiou, ASM, Vol.1. 834, 842.
2. 염영하 : 금속재료학, 동명사(1979), 180, 181.
3. 김수영 등 : 주철공학, 보성문화사(1977), 279, 280.
4. 양훈영 등 : 금속재료학, 문운당(1977), 265, 270.
5. 官田 等 : 鑄物 第47卷 第7號(1973), 563.
6. Bofors Handbook : Steel and its heat treatment, Butter worths(1974), 189, 339.
7. D.R. Askeland etc : Trans, AFS(1979), 99.
8. G.S. Jayarama etc : Trans, AFS(1978), 713.
9. 김수영 등 : 주철공학, 보성문화사(1977), 265, 288, 289.
10. G.N.J. Gilbert : Journal of B.C.I.R.A. 8(1960), 5, 695.

AFS Technical Publication For Sale

(1)

	Non Member	AFS Member
Analysis of Casting Defects	$ 48.00	$ 24.00
Blast Cleaning and Allied Processes	$ 47.00	$ 47.00
Casting Defects Handbook	$ 30.00	$ 15.00
Cleaning Castings	$ 70.00	$ 35.00
Fettling and Cleaning of Iron Castings	$ 36.00	$ 36.00
Foundry Technology of the 80's	$ 60.00	$ 60.00
Foundry Engineering	$ 28.95	$ 28.95
Foundry Metallography	$ 24.00	$ 24.00
Gases in Cast Metals	$ 40.00	$ 20.00
History Cast in Metal	$ 30.00	$ 30.00
History of the Metalcasting Industry	$ 50.00	$ 25.00
Industrial Engineering in the Foundry	$ 66.00	$ 33.00