

논문

풍력발전용 후육 구상흑연주철의 기계적 성질에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향

박홍일[†] · 김우열 · 안원영*

부경대학교 공과대학 신소재공학부

*한황산업주식회사

The Effects of Silicon and Nickel Additions on the Mechanical Properties of Heavy Section Ductile Irons for Wind Mill

Heung-Il Park[†], Woo-Yeol Kim, and Won-Young Ahn*

Pukyong National University, Div. of Advanced Materials Science and Engineering, 100 Yongdang-Ding, Nam-Gu,
Busan, 608-739, Korea

*Han-Hwang Industrial Co. Ltd., 362-4 Namyang-Dong, Chinhae, 645-480, Korea

Abstract

The purpose of this study was to investigate the effects of silicon and nickel additions that influenced the impact and tensile properties of heavy section as-cast ductile irons for wind mill. Based on the results of the metallographic analysis and the mechanical testing on the 2.0 wt.%Si (LS group) and 2.4 wt.%Si (HS group) ductile irons, which contains 0.0, 0.3, 0.6 and 0.9 wt.%Ni, respectively, the following conclusions could be obtained. The nickel additions increased the tensile properties, the microhardness of pearlite, and the pearlite fraction of matrix for the specimen with the same silicon content. The mechanical properties of LS group specimen were in the range of the specification for the ductile iron wind mill castings. The LS group specimens showed higher absorbed impact energy at room temperature and -20°C than that of the HS group specimens. However, the absorbed impact energy at -20°C for the HS group specimens was observed to be sharply decreased under 10 J by addition of the nickel.

Keywords : Ductile Iron, Wind mill, Silicon and nickel additions, Impact energy.

(Received November 21, 2006 ; Accepted December 15, 2006)

1. 서 론

2005년 현재 전 세계의 풍력 발전량은 59,000 MW 수준이며, 매년 8,000-9,000 MW 정도 증설되어, 2008년까지 전 세계의 풍력 발전량은 95,000 MW에 이를 것으로 예상하고 있다[1,5]. 우리나라에는 제주도, 대관령, 태백 등지에서 풍력 발전기가 가동되고 있다. 2006년 10월 현재 우리나라의 풍력발전량은 172 MW이며, 전 세계 풍력발전 용량의 0.04%에 머물고 있다[2].

풍력 발전기는 해안이나 고원의 풍랑이 풍부한 곳에 설치된다. 풍력 발전기의 가동 환경은 매우 가혹하기 때문에 풍력 발전기에 사용되는 부품은 고강도와 저온 내충격성이 우수한 소재로 설계되고 있다[3,4]. 이미 풍력 발전기의 설계 제작과 운전의 기술적인 노하우가 축적된 덴마크, 노르웨이, 미국 등의 터빈 설계 자료에 의하면 풍력 발전기의 회전자 시스템(hub body, blade adapter, bearing), 축 베어링, 터빈 후레임, 기어 박스 등에 구상흑연주철이 사용되고 있으며, 이를 구상흑연주철

부품의 사용량은 풍력 발전량의 단위 MW 당 평균 13.5 톤에 이르고 있다[5-7].

풍력 발전기에 사용되는 저온 내충격 강도를 구비한 무열처리 구상흑연주철에 대한 DIN GGG 40.3의 표준규격(EN-GJS-400-18U LT)을 보면, 인장강도는 400 MPa 이상, 항복강도는 240 MPa 이상, 연신율은 18% 이상, 경도는 160-170 BHN, -20°C에서 저온 충격에너지는 3개의 충격시험편 평균값이 12 J 이상, 개별 충격시험편은 최소 9 J 이상이어야 한다. 그리고 상온 충격 흡수 에너지는 충격시험편 평균값이 10 J 이상, 개별 충격시험편은 최소 7 J 이상, 기지조직 100% 페라이트, 구상화율 95%으로 규정하고 있다.

한편 저온 내충격 강도를 요구하는 무열처리 구상흑연주철에 대한 JIS G 5502의 FCD400-18AL 표준규격(JIS G 5502 D 호 시편, A: 본체부착시편, L: 저온 충격치 규정됨)을 보면, 제품 두께 60-200 mm 일 경우, 인장강도 370 MPa 이상, 항복강도 240 MPa 이상, 연신율 12% 이상, 충격치(-20±2°C) 3개 평균 10 J 이상, 개별 7 J 이상, 브리넬 경도 HB 120-

[†]E-mail : castpark@pknu.ac.kr

Table 1. Selected chemical composition for heavy section wind mill castings.

	Factors influence the transition temperature and impact properties	Recommending range (wt.%)
C	A high carbon content increases the graphite fraction, lowers the absorbed impact energy. A low carbon content increases the transition temp.	3.3-3.5
Si	Strong solid-solution hardening effect in ferrite, The lower the Si content, the lower the transition temp. But minimum level is needed to maintain its graphitization potential.	1.9-2.2
Mn	Pearlite promoting elements should be maintained at trace levels as well. The higher the pearlite fraction, the lower the absorbed impact energy.	< 0.15
Ni	To offset some of loss of yield strength in ferritic ductile iron, when the level of Si has been reduced. Ni can increases yield strength without significantly affecting the elongation or the transition temp.	Up to 0.8
P	Keep it to an absolutely minimum. Embrittling element.	< 0.030
S	A minimum S content is required for inoculation. High nodularity is needed for optimum impact properties.	0.008-0.012
Mg	Ensure good nodularity while minimizing the formation of dross.	0.035-0.045

180, 기지조작 100% 페라이트, 구상화율 80% 이상으로 규정하고 있다.

Table 1은 풍력 발전용 무열처리 후유 구상흑연주철의 제조에 추천되고 있는 합금성을 요약한 것이다[3,5,7-10]. 규소(Si)는 충격강도를 낮추고, 연성-축성 천이온도는 높이기 때문에 고강도 저온 내충격성을 요구하는 후유 구상흑연주철의 제조에 있어 최적의 Si 함량을 관리하는 것은 매우 중요하다. 이와 같은 기계적 성질 변화는 페라이트 구상흑연주철에 가장 심하게 나타난다. 그러나 Si는 주철의 탄소 활동도를 높여 흑연화를 촉진시키는 핵심적인 합금원소이기 때문에 무조건 Si을 함량을 낮출 수 없다. Si는 구상흑연주철의 핵심 합금원소이며, 또한

Si의 첨가량은 C, Mn 또는 P의 목표함량 관리에 큰 영향을 미친다. 니켈(Ni)은 페라이트 구상흑연주철의 저온 성질을 향상시키고, 저규소 구상흑연주철의 인장강도와 내력을 개선시키는 합금 효과가 있다. Ni은 철중의 Si 고용도를 감소시키며, 1.0 wt.%Ni의 첨가는 0.06%의 공정탄소함량을 낮춘다. Ni은 철-흑연(γ Fe-graphite)의 공정온도를 높이고, 철-시멘타이트(γ Fe-cementite)의 공정온도를 내려 철 또는 탄화물 생성 경향을 감소시키며, Si의 3분의 1에 해당되는 흑연화능을 나타낸다.

Fig. 1은 풍력 발전기용 부품 중에서 회전자의 브레이드를 잡아주는 중량 5-10톤, 두께 60-80 mm의 후유 구상흑연주철 허브 바디(hub body)의 주조과정 일례를 보여준다. 대용량의

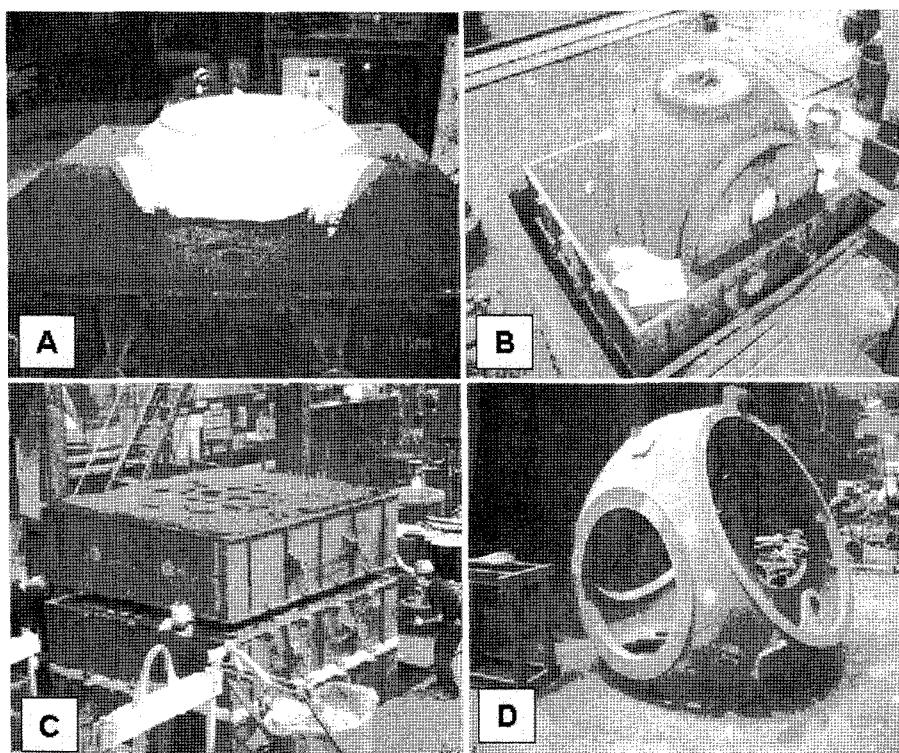


Fig. 1. An example of casting process of (A) molding, (B) core setting, (C) mold closing and (D) as-cast ductile iron wind generator hub body castings.

용해공정에서 정확한 Si의 목표함량을 관리하는 것은 현실적으로 어렵다. 따라서 Si의 목표함량이 다소 감소하거나 증가하여도 일정한 기계적 물성을 확보할 수 있는, 즉 Si의 민감성을 보완할 수 있는 합금설계에 대한 공학적인 자료가 확보되면 저온 내충격 후육 구상흑연주철의 제조기술 확립에 매우 유용할 것이다. 이를 위하여 구상흑연주철의 미세조직과 기계적 성질에 미치는 Si 및 Ni의 영향을 고찰하여 저온 내충격 무열처리 후 육 구상흑연주철의 합금설계에 필요한 공학적인 자료를 얻고자 하였다. 본 연구에서는 Si 첨가량을 2.0 및 2.4 wt.% 변화시킨 각각의 용탕에 Ni 첨가량을 0.0, 0.3, 0.6 및 0.9 wt.% 변화시킨 Y-block을 주조하고, 후육 구상흑연주철의 조직과 기계적 성질에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 연구하였다.

2. 실험 방법

2.1. Y-block 주조

C와 Si는 주방상태에서 탄화물이 없는 구상흑연주철을 제조하는 핵심적인 합금원소이다. 본 연구에서 제조되는 두께 80 mm의 Y-block 치수 형상을 고려하여 탄소당량(CE)은 4.3-4.5의 범위로 결정하였으며, 소렐메탈선철(QIT, 3.87C-0.018Si-0.037Mn-0.03P-0.008S, wt.%) 국내산 선철(POSCO, 4.12C-1.57Si-0.3Mn-0.10P-0.02S, wt.%) 및 회수반재를 장입하여 유도로에서 용해하였다. 이 때 원재료의 총 장입량은 3500 kg이었다. Ni은 99.9%의 순금속을 사용하였으며, 출탕직전에 분광분석으로 용탕 성분을 확인하였다. 용량 1000 kg의 개방형 레들을 사용하여 샌드워치법으로 구상화처리를 하였다. 구상화처리 레들의 바닥에 만들어진 포켓 속에 구상흑연화제(Fe-45.4Si-6.0Mg-1.9Ca, wt.%)와 접종제(Fe-62.8Si-1.91Ca-0.85Al-1.06Ba-0.83Bi, wt.%)를 넣고, 강고철 조각을 덮어 구상흑연화제의 조기 반응을 안정화시켰다. 이 때 용탕의 출탕온도는 1550-1600°C 범위로 관리하였다.

구상화 처리가 끝난 용탕은 500 kg의 주입레들에 옮겨 후접종제(Fe-71.8%Si-3.8%Al-0.82%Ca, wt.%)를 처리 용탕량의 0.3 wt.% 투입하였으며, 분광분석용 칠 시편과 후란 주형의 Y-block을 주조하였다.

구상흑연주철의 Y-block은 Si의 목표함량을 기준으로 두 가지 그룹으로 제조하였다. LS (Low Silicon) 그룹은 Si 함량이 낮은 2.0 wt.%Si을 목표조성으로 한 것이며, HS (High Silicon)

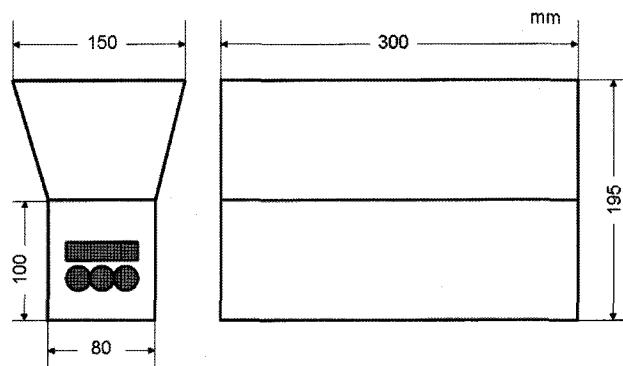


Fig. 2. Dimensions of 80 mm Y-block made by furan mold.

그룹은 Si 함량이 높은 2.4 wt.%Si을 목표조성으로 한 것이다. LS 그룹은 Ni 첨가 목표량에 따라 각각 LS0 (0.0wt.%Ni 기준), LS3 (0.3 wt.%Ni 기준), LS6 (0.6 wt.%Ni 기준), LS9 (0.9 wt.%Ni 기준)으로 Y-block을 주조하였다. 그리고 HS 그룹은 Ni의 첨가 목표량에 따라 각각 HS0 (0.0 wt.%Ni 기준), HS3 (0.3 wt.%Ni 기준), HS6 (0.6 wt.%Ni 기준), HS9 (0.9 wt.%Ni 기준)으로 Y-block을 주조하였다. Fig. 2는 구상흑연주철 Y-block의 형상과 치수를 나타내며, Table 2는 본 연구에 사용된 구상흑연주철 Y-block의 화학조성을 나타낸다.

2.2 미세조직시험편, 인장시험편 및 충격시험편의 가공

Table 2의 화학조성으로 주조된 각각의 Y-block으로부터 미세조직 시험편, 인장시험편(KS B 0801 4호 규격)과 충격시험편(KS B 0809 V-notch 규격)을 가공하였다. 인장시험은 Tensile/compression test machine(Taekyong Tech & Tester Co., LTD. DTU-900MC)을 사용하였으며, 인장시험속도(cross-head speed)는 10 mm/min.으로 하였다. 충격시험은 Charpy impact test machine (Kyeong-Do Precision, KDMT-235)을 사용하였다. 충격시험은 상온과 -20°C에서 실시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직 특성

Fig. 3은 Y-block의 인장시험편 채취부의 대표적인 광학현미경 미세조직을 나타낸다. 4% 나이탈 용액으로 부식된 미세조

Table 2. Chemical compositions of specimens

Specimen groups	LS0	LS3	LS6	LS9	HS0	HS3	HS6	HS9
CE	4.41	4.29	4.40	4.29	4.44	4.40	4.33	4.26
C	3.72	3.63	3.69	3.65	3.65	3.63	3.49	3.46
Si	2.09	2.00	2.14	1.93	2.37	2.32	2.52	2.39
Mn	0.17	0.15	0.17	0.18	0.26	0.25	0.23	0.23
P	0.019	0.027	0.038	0.036	0.019	0.021	0.035	0.032
S	0.009	0.012	0.017	0.019	0.001	0.002	0.011	0.013
Ni	0.02	0.34	0.57	0.90	0.02	0.32	0.58	0.92
Mg	0.048	0.044	0.051	0.043	0.052	0.042	0.042	0.041

$$\text{CE} = [\text{Total carbon \%} + \text{Si\%}/3]$$

직은 구상의 흑연입자, 백색의 페라이트(ferrite) 기지와 진한 흑갈색의 퍼얼라이트(pearlite) 기지로 구분되었다.

Fig. 4는 Si 함량을 2.0 wt.% 목표로 하고 Ni을 각각 0,

0.3, 0.6 및 0.9 wt.% 첨가한 LS 그룹과 Si 함량을 2.4 wt.% 목표로 하고 Ni을 각각 0.0, 0.3, 0.6 및 0.9 wt.% 첨가한 HS 그룹의 흑연면적율, 퍼얼라이트 면적율, 구상화율 및 흑연

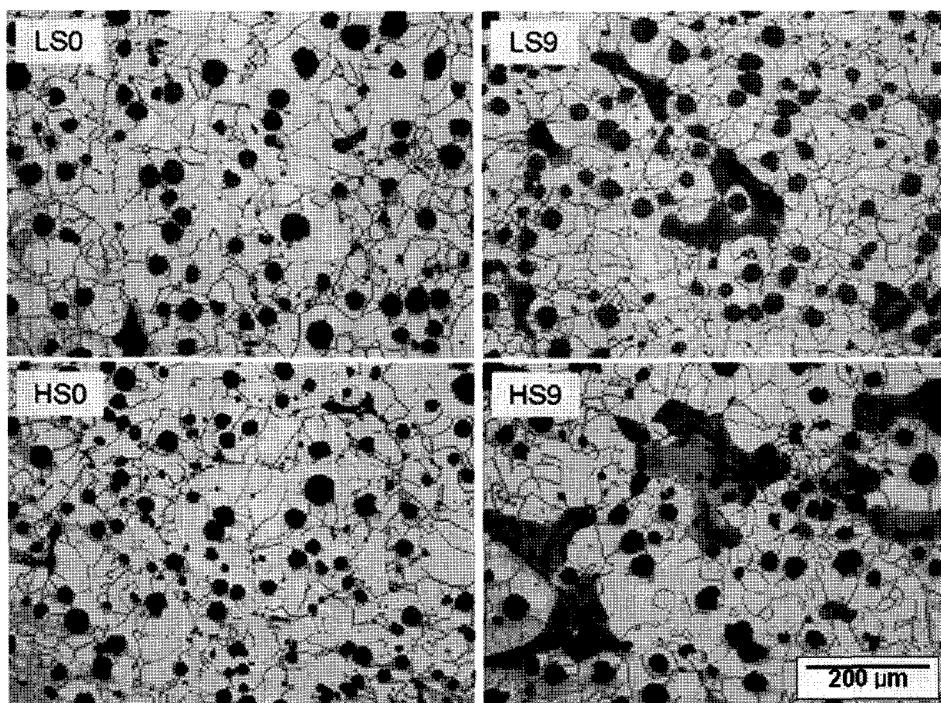


Fig. 3. Typical microstructures of Y-block with Si and Ni additions.

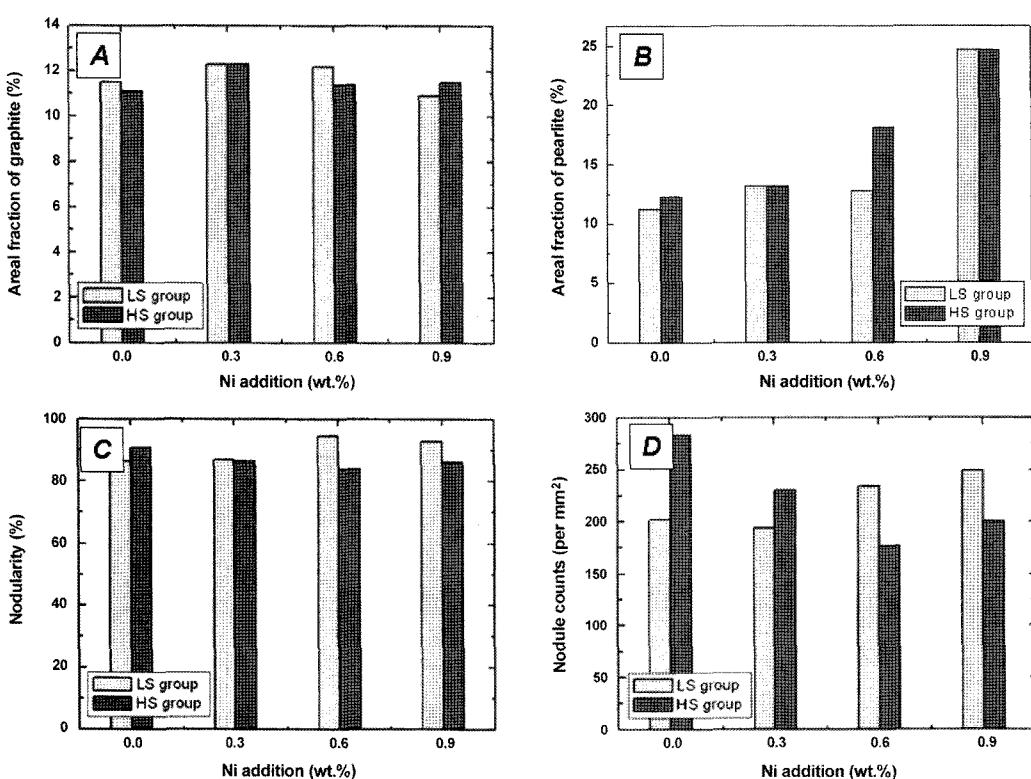


Fig. 4. Comparison of (A) areal fraction of graphite, (B) pearlite, (C) nodularity and (D) nodule counts for the specimens with different amount of Si and Ni additions.

입수의 변화를 비교한 것이다. 각각의 면적율은 100배 자유시야 5곳에서 관찰된 화상해석(LEICA Qwin Plus V2.6)의 평균값이다.

Fig. 4(A)는 흑연면적율 변화를 나타낸다. 흑연면적율은 11.0-12.3% 정도였으며, 본 실험의 화학조성 범위에서 흑연 면적율에 미치는 Si 및 Ni 첨가량 영향은 미약하였다. Fig. 4(B)는 페일라이트 면적율 변화를 나타낸다. LS 및 HS 그룹의 모든 시험편에서 Ni 첨가량에 비례하여 페일라이트 면적율은 증가하였다. 이때 Ni이 첨가되지 않은 LS0의 경우 페일라이트 면적율은 약 11%였으며, Ni이 0.9 wt.% 첨가된 HS9의 경우 약 25% 수준으로 증가하였다. 페일라이트 면적율 변화에 미치는 영향은 Si의 영향은 아주 미약하였으며, Ni은 강력한 페일라이트 촉진원으로 작용하였다.

Fig. 4(C)는 본 실험의 조건으로 제조된 Y-block의 구상화율(nodularity) 변화를 나타내며, 85-95% 범위의 양호한 구상화율을 보였다. 두께 80 mm의 후육 Y-block으로 제조된 LS 그룹 시험편과 HS 그룹 시험편 모두 Ni의 첨가량이 0.0 wt.%에서 0.9 wt.% 범위로 증가하여도 구상화율은 85% 이상을 유지하였다. 그리고 Fig. 4(D)는 Si 및 Ni 첨가량에 따른 흑연입수(nodule counts) 변화를 정리한 것이다. 흑연입수는 100배 자유시야 5곳에서 관찰된 흑연입수에서 크기 5 μm 이하를 제외한 값을 평균하였다. Ni이 첨가되지 않았을 경우 LS 그룹은 흑연입수가 202 ea/mm²이었으며, HS 그룹은 283 ea/mm²으로 크게 증가하였다. 한편 Ni이 0.9% 첨가될 경우 LS 그룹은 흑연입수가 249 ea/mm²이었으며, HS 그룹은 200 ea/mm²으로 감소하였다. 이상의 결과에서 Si의 함량이 2.0 wt.% 수준인 LS 그룹의 경우, Ni의 첨가량이 증가할수록 흑연입수가 증가하였으며, Si의 함량이 2.4 wt.% 수준인 HS의 경우에는 Ni 첨가량이 증가할수록 흑연입수는 감소하는 경향을 보였다.

3.2 기계적 성질

Fig. 5는 Si 함량을 2.0 wt.% 목표로 하고 Ni을 각각 0.0, 0.3, 0.6 및 0.9 wt.% 첨가한 LS 그룹과 Si 함량을 2.4 wt.% 목표로 하고 Ni을 각각 0.0, 0.3, 0.6 및 0.9 wt.% 첨가한 HS 그룹의 인장강도를 비교한 것이다.

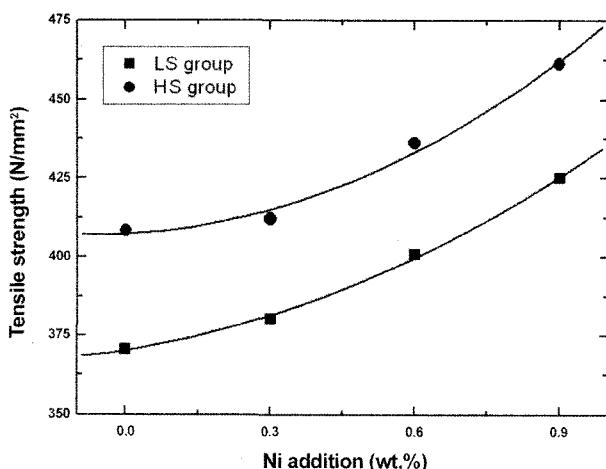


Fig. 5. Variation of tensile strength with Si and Ni additions.

Si의 함량이 낮은 LS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 인장강도는 각각 380.2, 401.0 및 425.0 N/mm²으로 증가하였다. 한편 Si의 함량이 높은 HS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 인장강도는 각각 412.2, 436.2 및 461.4 N/mm²으로 증가하였다.

여기서 LS 그룹과 HS 그룹의 인장강도 변화의 특징을 보면 Ni이 첨가되지 않은 LS0 시험편과 HS0 시험편의 인장강도는 각각 370.7 N/mm² 및 408.4 N/mm²이었으며, Si의 함량이 약 0.4 wt.% 증가할 경우, 인장강도는 약 30 N/mm² 상승하였다. 그리고 동일한 Ni 함량일 경우 약 30 N/mm² 정도의 인장강도 차이를 보였으며, Ni 첨가량이 증가할수록 일정한 폭으로 인장강도가 상승하였다. Si의 함량이 일정할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록 인장강도는 상승하였으며, Ni 첨가량이 일정할 때, Si의 함량이 높을수록 인장강도가 높게 나타났다.

Fig. 6은 LS0 및 HS9 상온 인장시험편의 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. LS0 시험편의 파단면을 보면 구상흑연을 감싸고 있는 페라이트 기지가 인장방향으로 들어나는 연성파단 형태를 보였으며, HS9 시험편의 경우 페라이트 기지의 강화에 의한 연성파단이 다소 억제되는 파단형태를 보였다.

Fig. 7은 LS 그룹과 HS 그룹의 항복강도에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 나타낸다. Ni이 첨가되지 않은 LS0 및 HS0 시험편의 항복강도는 각각 279.07 및 308.9 N/mm²이었

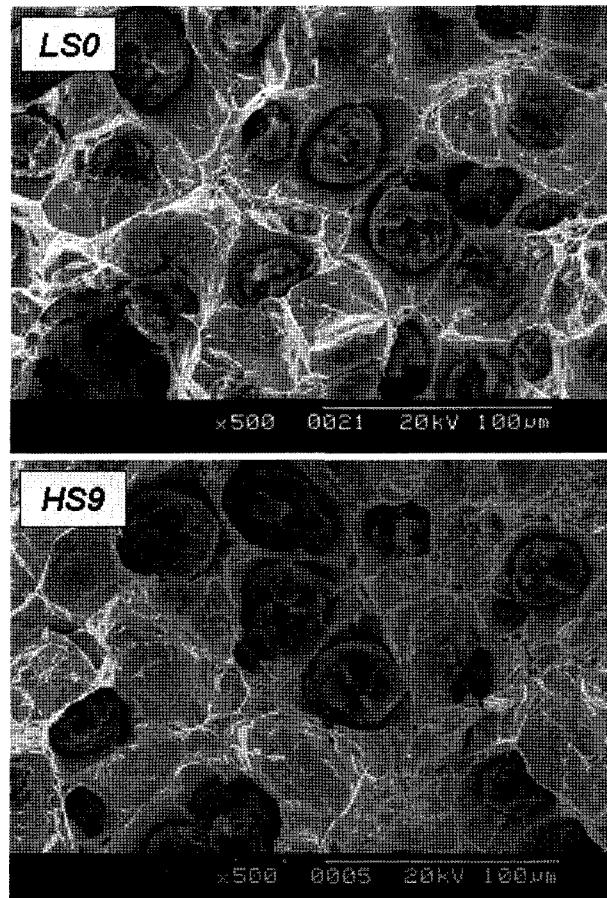


Fig. 6. Tensile fracture morphology of LS0 and HS9 specimens.

다. Si의 함량이 약 0.3 wt.% 증가하면 항복강도는 약 30 N/mm^2 상승하였다. 한편 Si의 함량이 낮은 LS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 항복강도는 각각 291.4, 302.8 및 318.6 N/mm^2 으로 증가하였으며, Si의 함량이 높은 HS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 항복강도는 각각 309.7, 335.0 및 354.4 N/mm^2 으로 증가하였다. 항복강도 역시 인장강도와 마찬가지로 Ni 첨가량이 증가할수록 모든 시험편에서 약 30 N/mm^2 정도의 일정한 폭으로 항복강도가 상승하였다. Si의 함량이 일정할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록 항복강도는 증가하며, Ni 첨가량이 일정할 때, Si의 함량이 높아질수록 항복강도가 높았다.

Fig. 8은 LS 그룹과 HS 그룹의 브리넬 경도에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 나타낸다. Ni이 첨가되지 않은 LS0 및 HS0 시험편의 BHN은 각각 131 및 135이었으며, Si의 함량이 약 0.3 wt.% 증가하여도 브리넬 경도에 미치는 영향은 미약하였다. 한편 Si의 함량이 낮은 LS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, BHN은 각각 133, 137 및 147으로 증가하였고, Si의 함량이 높은 HS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, BHN은 각각

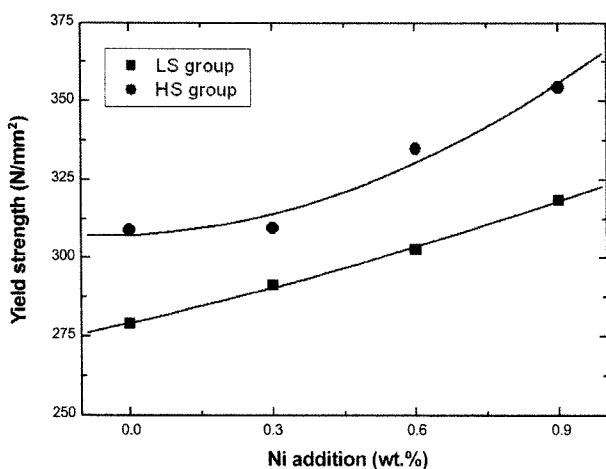


Fig. 7. Variation of yield strength with Ni and Si additions.

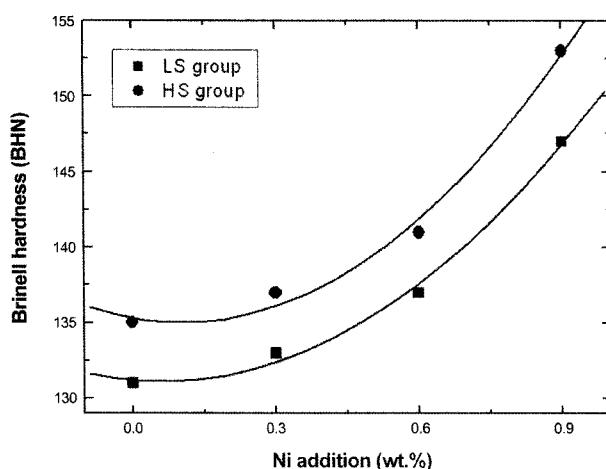


Fig. 8. Variation of Brinell hardness with Ni and Si additions.

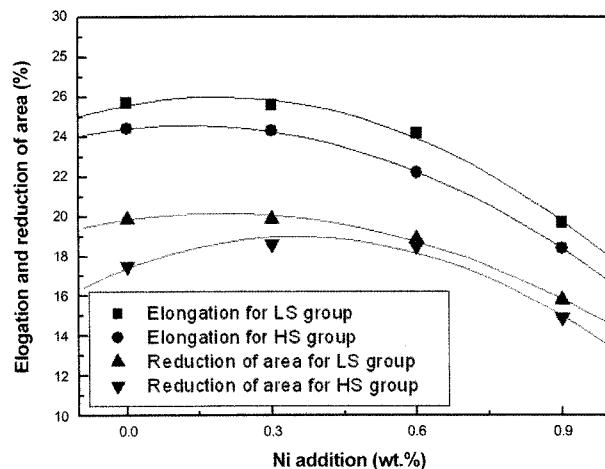


Fig. 9. Variation of elongation and reduction of area with Ni and Si additions.

137, 141 및 153으로 Ni 첨가량이 증가할수록 브리넬 경도가 상승하였다. Si의 함량이 일정할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록 브리넬 경도는 증가하였으며, Ni 첨가량이 일정할 때, Si의 함량이 높아지면 경도 역시 높아졌다.

Fig. 9는 LS 그룹과 HS 그룹의 연신율과 단면 수축률에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 나타낸다. Ni이 첨가되지 않은 LS0 시험편의 연신율과 단면 수축률에 각각 25.7 및 19.9%이었으며, HS0 시험편의 연신율과 단면 수축률에 각각 24.4 및 17.8%이었으며, Si의 함량이 약 0.3 wt.% 높아지면 연신율과 단면 수축률은 약간 감소하는 경향을 보였다. 한편 Si의 함량이 낮은 LS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 연신율은 각각 25.6, 24.2 및 19.7%으로 감소하였고, 단면 수축률은 19.9, 18.9 및 15.8%로 감소하였다. 또한 Si의 함량이 높은 HS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 연신율은 각각 24.3, 22.2 및 18.4%로 감소하였고, 단면 수축률은 18.6, 18.5 및 14.9%로 감소하였다. Si 함량이 낮을수록 연신율 및 단면 수축률이 높았으며, Si의 함량이 일정할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록 연신율 및 단면 수축률이 감소하였다.

Fig. 10은 LS 그룹과 HS 그룹의 기지조직, 즉 페라이트와 퍼얼라이트의 미소경도 변화에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 나타낸다. 페라이트의 미소경도 결과를 보면, Ni이 첨가되지 않은 LS0 및 HS0 시험편의 페라이트 미소경도는 각각 107.7 및 121.0 MHV 이었으며, Ni이 0.9 wt.% 첨가된 LS9 및 HS9 시험편의 페라이트 미소경도는 각각 123.7 및 132.3 MHV 으로 아주 완만한 증가를 보였다. 한편 퍼얼라이트 미소경도 변화를 Ni이 첨가되지 않은 LS0 및 HS0 시험편의 페라이트 미소경도는 각각 148.9 및 196.3 MHV 이었으며, Ni이 0.9 wt.% 첨가된 LS9 및 HS9 시험편의 페라이트 미소경도는 각각 221.3 및 249.2 MHV 으로 급상승하는 경향을 보였다.

이상의 결과에서 Si 함량이 일정할 경우, 구상흑연주철의 페라이트 기지 미소경도 증가에 대한 Ni의 첨가효과는 아주 미약하였으나, 퍼얼라이트의 미소경도 증가에 대한 Ni의 첨가효

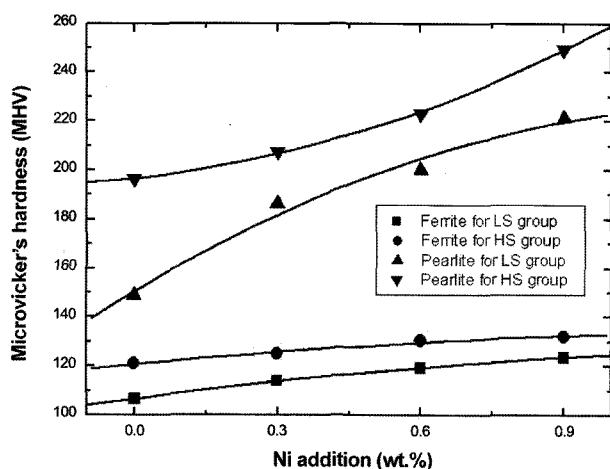


Fig. 10. Variation of microvickers hardness with Ni and Si additions.

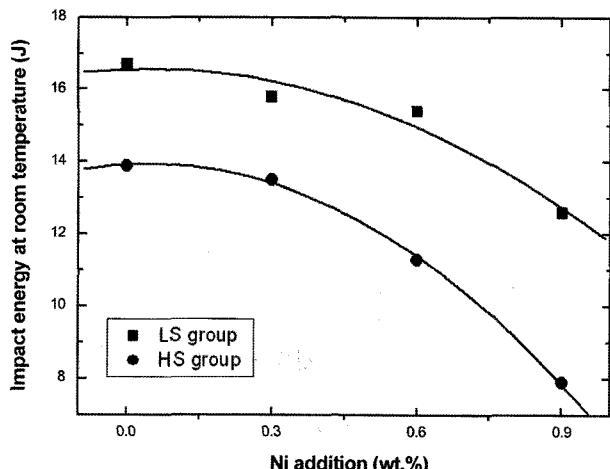


Fig. 11. Variation of impact energy at room temperature with Ni and Si additions.

과는 매우 강하게 나타났다. 그리고 Ni 첨가량이 일정할 경우, Si 함량이 높을수록 페라이트 및 페라이트 기지의 미소 경도값이 높게 나타났다.

Fig. 11은 LS 그룹과 HS 그룹의 상온 충격 흡수에너지 (impact energy)에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 나타낸다. Ni이 첨가되지 않은 LS0 및 HS0 시험편의 상온 충격 흡수 에너지는 각각 16.7 및 13.9 J이었다. 한편 Si의 함량이 낮은 LS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 충격 흡수에너지는 각각 15.8, 15.4 및 12.6 J으로 감소하였고, Si의 함량이 높은 HS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 충격 흡수에너지는 각각 13.5, 11.3 및 7.9 J으로 Ni 첨가량이 증가할수록 감소하였다. 상온 충격 흡수에너지는 Si 함량이 낮을수록 높았으며, Si의 함량이 일정 할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록 상온 충격 흡수에너지가 급감하였다.

Fig. 12는 각각 LS0 및 HS9 상온 충격시험편의 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. LS0 시험편은 전형적인 연성파단형

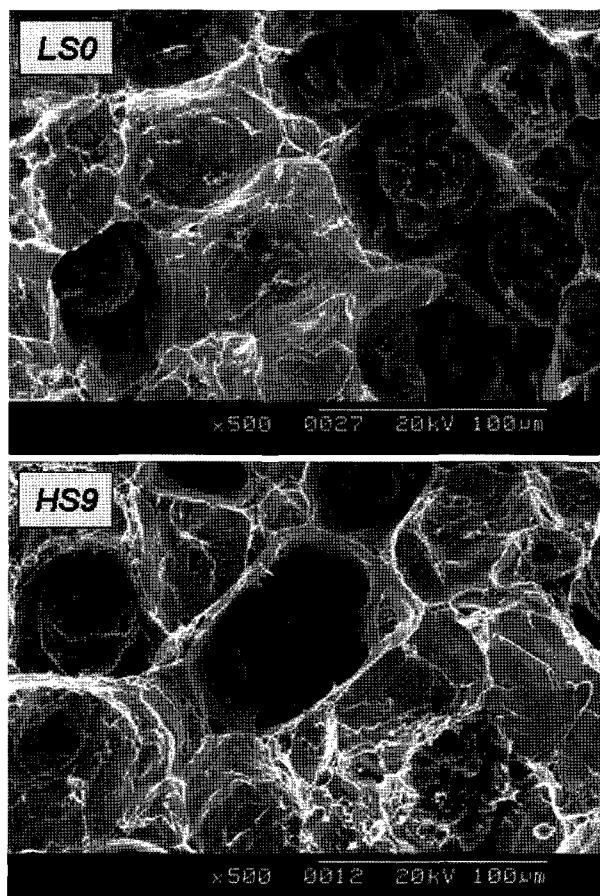


Fig. 12. Impact fractography of LS0 and HS9 specimens at room temperature.

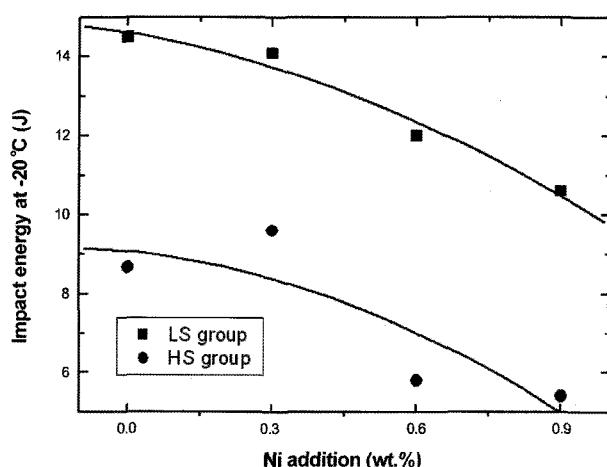


Fig. 13. variation of impact energy changes at -20°C with Ni and Si additions.

태(dimple fracture mode)를 보였으며, HS9 시험편에서 국소적인 벽개파단형태(cleavage fracture mode)가 관찰되었다.

Fig. 13은 LS 그룹과 HS 그룹의 저온 충격 흡수에너지 (impact energy)에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 나타낸다. 저온 충격시험은 -20°C에서 하였다. Ni이 첨가되지 않은 LS0

및 HS0 시험편의 저온 충격 흡수 에너지는 각각 14.5 및 8.5 J이었다. 한편 Si의 함량이 낮은 LS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 충격 흡수에너지에는 각각 14.1, 12.0 및 10.6 J으로 감소하였고, Si의 함량이 높은 HS 그룹에서 Ni의 첨가량이 0.3, 0.6 및 0.9 wt.%로 증가할 때, 충격 흡수에너지에는 각각 9.6, 5.8 및 5.4 J으로 Ni 첨가량이 증가할수록 감소하였다. 저온 충격 흡수에너지에는 Si 함량이 낮을수록 높았으며, Si의 함량이 일정할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록 저온 충격 흡수에너지는 급감하였다. 또한 Ni의 첨가량이 0.6% 이상 증가하면 Si의 함량이 높은 HS 그룹의 충격 흡수에너지는 Si의 함량이 낮은 LS 그룹의 충격 흡수에너지의 2분의 1 정도로 급감하였다.

Fig. 14는 LS0 및 HS9 저온 충격시험편의 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. LS0 시험편의 경우, 페라이트 기지가 벽개파단형태(cleavage fracture mode)를 보이고 있으며, 기지의 일부는 연성파단형태(dimple mode)를 보였다. 한편 HS9 시험편의 SEM 파단면은 벽개파단형태를 보였다.

Table 3은 본 연구에서 얻어진 미세조직과 기계적 성질에 대한 결과를 DIN GGG 40.3 표준규격과 JIS G 5502의 FCD400-18AL 표준규격과 비교하여 정리한 것이다.

DIN GGG 40.3 표준규격의 기계적 성질과 본 연구결과를 비교하면, LS 그룹 및 HS 그룹의 시험편 모두 인장강도, 항복강도, 연신율을 만족하였다. LS 그룹의 저온 충격치는 규격의 10 J 이상을 만족하였으나, HS 그룹의 저온 충격치는 규격에 미달되었다. 또한 브리넬 경도값은 LS 및 HS 그룹 시험편 모두 표준규격 보다 약간 낮았다.

한편 JIS G 5502의 FCD400-18AL 품질규격의 기계적 성질과 본 연구결과를 비교하면, HS 그룹의 저온충격치를 제외하고 LS 및 HS 그룹의 시험편 모두 JIS 규격의 기계적 성질을 만족하였다. 특히 LS 그룹은 JIS 규격의 페라이트 분율 100%에 보다 낮은 62-87% 범위를 나나俚에도 불구하고 저온 충격강도 10 J 이상을 만족하였다.

4. 결 론

풍력발전용 후육 구상흑연주철의 미세조직과 기계적 성질에 미치는 Si 및 Ni 첨가의 영향을 요약하면 다음과 같다.

1) 인장강도, 항복강도, 브리넬 경도는 Si의 함량이 일정할

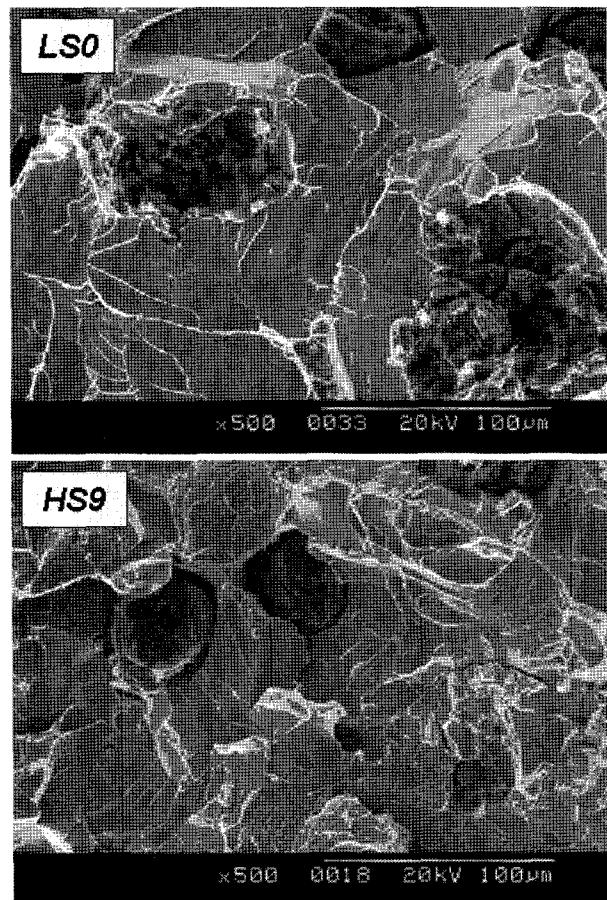


Fig. 14. Impact fractography of LS0 and HS9 specimens at -20°C.

경우, Ni 첨가량이 증가할수록, 그리고 Ni 첨가량이 일정할 경우 Si의 함량이 많을수록 증가하였다. 그러나 연신율과 단면수축율은 Si의 함량이 일정할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록, Ni 첨가량이 일정할 경우 Si의 함량이 많을수록 감소하였다.

2) Si 및 Ni 첨가에 따른 기지조직의 미소경도 변화를 측정한 결과, Si 함량이 일정할 경우 페라이트의 강화에 미치는 Ni의 첨가효과는 아주 미약하였으나, 퍼얼라이트의 강화에 미치는 Ni의 첨가효과는 매우 높게 나타났다. Ni의 함량이 일정할 경우 Si 첨가량이 높을수록 퍼얼라이트 강화 효과가 높게 나타났다.

Table 3. Summary of the reference for the standard specifications and the experimental results.

	DIN GGG 40.3 (EN GJS-400-18U-LT)	JIS G 5502 FCD 400-18AL Thickness : 60-200mm	LS group specimen	HS group specimen
Tensile strength (N/mm ²)	>370	>370	371-425	408-461
Yield strength (N/mm ²)	>220	>240	279-319	309-354
Elongation (%)	18% min.	12% min.	20-25	18-24
Hardness (BHN)	160-170	120-180	131-147	135-153
Impact energy at -20°C(J)	10 J min.	10 J min.	10.6-14.5	5.4-8.5
Nodularity (%), more than	90%	-	87-95	86-91
Nodule counts/mm ²	100-200	-	202-249	200-283
Ferrite fraction (%)	Predominantly	100%	87-62	85-62

3) 상온 및 저온 충격 흡수에너지에는 Si 함량이 낮을수록 높았으며, Si의 함량이 일정할 경우, Ni 첨가량이 증가할수록 충격 흡수에너지가 급감하였다. 또한 Ni의 첨가량이 0.6wt% 이상 증가하면 Si의 함량이 높은 HS 그룹의 충격 흡수에너지에는 Si의 함량이 낮은 LS 그룹의 충격 흡수에너지의 2분의 1 정도로 급감하였다.

4) LS 및 HS 그룹의 모든 시험편에서 Ni 첨가량에 비례하여 페얼라이트 면적율은 증가하였다. 이때 페얼라이트에 미치는 영향은 Si의 영향은 아주 미약하였으며, Ni은 강력한 페얼라이트 촉진원소로 작용하였다.

5) LS 및 HS의 모든 시험편에서 85% 이상의 양호한 구상화율을 보였으며, 구상화율 변화에 대한 Si 및 Ni 첨가 영향은 미약하였다. 그리고 Si 및 Ni 첨가량 변화에 따른 흑연면적율의 변화는 거의 없었으며, 11.0-12.3%의 흑연 면적율을 보였다. 한편 LS 그룹의 경우 Ni의 첨가량이 증가할수록 흑연입수가 증가하고, HS 그룹의 경우 Ni의 첨가량이 증가할수록 흑연입수가 감소하였다.

감사의 글

본 연구는 2005년도 중소기업기술혁신개발사업의 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] www.en.wikipedia.org/wiki/wind power.
- [2] www.hani.co.kr (2006. 10. 27).
- [3] R. D. Forrest, Suggestion for Ductile Iron Production, RTZ Iron & Titanium, "The Answer is Blowing in the Wind", Report No. 90.
- [4] R. D. Forrest, Suggestion for Ductile Iron Production, RTZ Iron & Titanium, "Meeting Low Temperature Property in Ductile Iron", Report No. 82.
- [5] H. Roedter and M. Gagne, 2003 Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron, "Ductile Iron for Heavy Section Wind Mill Castings".
- [6] "The Sorelmetal Book of Ductile Iron", Rio Tinto Iron & Titanium Inc, Canada, (2004) 168.
- [7] M. Gagne, www.ductile.org, "Ductile Iron and Wind Energy : a Symbiotic Relationship".
- [8] D. E. Kippola and G. M. Goodrich, AFS transactions, "Factors Affecting Mechanical Properties of GGG 40.3 (Low-Temperature Impact-Resistant Ductile Cast Iron)", 52 (2000) 313-320.
- [9] K. D. Millis, "Ductile Iron Data for Design Engineers", QIT-Fer et Titane Inc., (1990) 3/38-3/55.
- [10] H. Itofugi, K. Kawamura, N. Hasimoto, and H. Yamada, "Production and Evaluation of Heavy Section Cast Iron", AFS CAST EXPO Reprint No. 90/43 (Apr. 1990) 1-26.