
 논문

고규소 고몰리브덴 구상흑연주철의 온도 의존 특성에 미치는 규소와 몰리브덴의 영향

최경환[†] · 이상목 · 김명호* · 윤상원** · 이경환

한국생산기술연구원, *인하대학교, **(주)캐스텍코리아

Effects of Si and Mo on the Temperature-Dependent Properties of High Si High Mo Ductile Cast Irons

Kyeong-Hwan Choe[†], Sang-Mok Lee, Myung-Ho Kim*, Sang-Weon Yun**, and Kyong-Whoan Lee

Korea Institute of Industrial Technology, Incheon, 406-840, Korea

*Inha University, Incheon, 402-751, Korea

**Castec Korea Co., Ltd, Busan, 617-843, Korea

Abstract

The effects of silicon and molybdenum on the temperature-dependent properties of high silicon and high molybdenum ductile cast iron were investigated. Microstructure was composed of ferrite, cell boundary complex carbide, carbide precipitated in the grain and graphite. The number and size of carbide decreased with the increase of silicon content and increased with the increase of molybdenum content, however, the size of cell boundary carbide increased above 0.81wt%Mo. The room temperature tensile strength increased with the increase of silicon and molybdenum contents. That did not increase with the latter with more than 0.8wt%. Meanwhile the high temperature tensile strength showed the similar trend to that of room temperature one, that of the specimen with 0.55wt%Mo was the highest. The A_1 transformation temperature increased with the silicon and molybdenum contents, and showed similar tendency with the variation of strength. It was discussed due to the solubility limit of Molybdenum in ferrite, of which value was assumed to be in the vicinity of 0.81wt%Mo. The weight after oxidation at 1,173K showed the result caused by the difference in solubility of molybdenum in the matrix. That and the thickness change after oxidation did not show any consistent trend with the silicon and molybdenum contents.

Key words: Si-Mo ductile iron, Si and Mo addition, High temperature strength, Oxidation behavior, Thermal expansion.

(Received November 10, 2009 ; Accepted December 1, 2009)

1. 서 론

고규소 고몰리브덴 구상흑연주철은 규소와 몰리브덴 함량이 각각 4.0~6.0, 그리고 0.4~2.0wt%인 페라이트계 내열주철을 말한다. 미국자동차공학회(Society of Automotive Engineers)에서 규정한 자동차 배기계용 내열주철의 규격[1]은 Si의 함량을 4.0wt%로 규정하고 있다(Table 1 참조). 상대적으로 높은 내열성을 가지고 있는 오스테나이트계 주철은 최근 Ni 등 전략적 합금원소의 가격 불안정성의 문제를 가지고 있어서 고규소 고몰리브덴 구상흑연주철의 내열성을 개선하여 이를 대체, 자동차의 연비개선 요구로 인한 내열온도 향상추세에 대응하려는 노력이 많이 이루어지고 있다. 이를 위해 규소 함량을 최대 4.9wt% 수준까지 높인 소재도 개발되었고, 내열강도나 고온 내산화성을 위해 크롬이나 바나듐 등을 첨가한 합금도 개발되어 상용되고 있는 상황이다[2-4].

고규소 고몰리브덴 구상흑연주철의 새로운 합금설계를 위해서

는 내열성에 큰 영향을 미치는 규소와 몰리브덴 함량의 영향에 대한 체계적인 정보가 필요하다. 내열주철에서 각 물성에 미치는 규소와 몰리브덴의 영향에 대해서는 많은 연구가 있었는데[5-11], 1970년대 후반에는 회주철, 80년대 후반부터 구상흑연주철, 2000년대 들어와서는 CV 주철에 대한 연구[12]가 많이 이루어졌다. 내열주철의 내열성을 고려함에 있어서 고온 인장특성, 내산화성 등에 못지않게 중요한 것이 치수안정성과 열팽창특성이다[13]. 기지조직이 페라이트인 내열주철부품은 고온에서 노출, 동작할 때 동작온도 구간에 A_1 변태점이 존재할 경우 A_1 변태를 거치면서 수축·팽창을 반복하기 때문에 사용온도구간 내에 변태온도가 있지 않도록 해야 한다. 또한, 주물 부품 설계시 잔류응력 방지를 위해 열팽창 계수의 변화 거동을 잘 이해하는 것이 필요하다. 본 연구에서는 고규소 고몰리브덴 구상흑연주철의 합금조성 범위 내에서 규소와 몰리브덴 함량을 조절하면서 각각의 온도 의존 특성에 합금원소가 어떠한 영향을 미치는가에 대하여 평가해 보았다.

[†]E-mail : tankchoe@kitech.re.kr

Table 1. Chemical compositions of commercial heat resistant cast irons of SAE J2515 [4].

Grade	C (wt%)	Si (wt%)	Mo (wt%)
Grade A			0.8~1.0
Grade B	3.45	4.0	0.5~0.7
Grade C			0.4~0.6

2. 실험 방법

2.1 시편 제작

현재 산업계에서 사용되고 있는 고규소 고몰리브덴 구상흑연 주철의 규소 조성을 저규소군 (4.0~4.4wt%)과 고규소군 (4.7~4.9wt%)으로 임의로 정의하고, 몰리브덴의 함량을 0.6, 0.8, 1.0wt% 등으로 변화시켜 가며 시험용 주물시편을 제작하였다. 주물용 선철, 페로실리콘, 페로몰리브덴 및 가탄재 등을 50 kg 고주파 용해로에 장입, 용해한 다음 레이드에서 샌드위치법으로 용탕처리하여 Y 블록에 주입하였다. 접종은 4%Ba-Fe-Si 접종제를 이용하여 구상화 처리와 동시에 처리하였다. 제작된 시편의 화학조성을 Table 2에 나타내었다. 시편을 1203K에서 3시간 동안 유지한 다음 873K까지 노냉하고 그 이하의 온도에서는 공냉하는 방법으로 어닐링하였다. 조직관찰을 위한 시편은 소형 절단기를 이용하여 중심부에서 얻었으며 이를 연마지 2,000번까지 연마한 후 0.1 μm 등급의 알루미나 분말을 사용하여 버핑을 하여 5% 나이탈 용액으로 10초 정도의 선택적 부식을 실시한 후 광학현미경(EPIPHOT 200, Nikon)을 이용하여 미세조직을 관찰하였다.

2.2 기계적 성질 평가

상온에서의 기계적 특성을 평가하기 위해 250 kN 용량의 만능재료시험기를 이용하여 인장시험을, 그리고 충격시험기를 이용하여 샤르피 충격시험을 하였다. 각 시편은 Y블록의 유효부로부터 얻었으며, KS B 0801 규격의 제10호 인장시편과 ASTM A 327M-91 규격에 준하는 무노치 충격 시편으로 기계가공하여 제작하였다. 인장시험은 KS B 0802에 준하여 크로스헤드 속도를 2 mm/min로 실시하였다. 고온에서의 강도분석은 extensometer가 지그에 부착되어 있는 고온인장시험기 (AUTOGRAPH AG-1, 일본 SHIMADZU, 250 kN)를 이용하여 1,083K에서 15분간 유지하여 시험편의 온도를 균일하게 한 후 분당 0.5 mm의 크로스헤드 속도 조건에서 실시하였다.

2.3 열팽창 특성 평가

열팽창 특성 평가를 위한 시편은 직경 6 mm, 그리고 길이 25 mm인 원통형으로 제작하였고 ASTM E831 규격에 준하여 dilatometer를 이용하여 실험하였다. 실험에 이용한 장비는 DIL 402PC (프랑스 NETZSCH)이고 N₂ 기체 분위기 하에서 5K/min의 승온 속도로 1,103K까지 승온시키면서 각 온도구간별 열팽창계수를 측정하고 열팽창 곡선의 특이점을 관찰하여 변태 온도를 측정하였다. 열팽창특성과 기지조직 간의 상관관계를 고찰하기 위하여 각 시편을 X-선 회절 장치 (XRD, D8-02/BRUKER AXS GMBH)를 이용하여 X선 회절 패턴을 얻고 이것을 Cohen법에 적용하여 기지조직의 격자상수를 계산하였다.

2.4 고온산화 특성

고온산화특성을 평가하기 위한 시편은 Y블록의 유효부에서 가로, 세로 및 높이가 각각 10 mm (표면적 600 mm²)의 크기로 절단하여 얻고 표면을 연마지 2,000번까지 연마하여 제작하였다. 준비된 시편을 열처리로에 장입하고 산소를 2 L/min의 유속으로 유입시키면서 1,023 및 1,173K 범위에서 50시간 유지한 다음 산화량을 측정하고 조직의 변화를 관찰하였다. 이때 승온 속도는 5 K/min으로 하였고 50시간 유지 후 노냉시킨 특성을 평가하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

Fig. 1은 물성 평가에 사용한 각 시편의 미세조직이다. 일반적으로 고규소 고몰리브덴 구상흑연주철의 미세조직은 펄라이트 기지에 구상흑연과 셀 경계 부근의 탄화물로 이루어진다. 규소와 몰리브덴의 함량에 관계없이 모든 시편에서 이와 유사한 조직이 관찰되었다. Fig. 2는 규소와 몰리브덴 함량이 각각 4.2 및 0.8wt%인 시편의 주방상태와 어닐링 처리한 후의 미세조직이다. 주방상태에서는 셀 경계에 존재하는 수십 μm 크기의 탄화물 주위로 펄라이트와 유사한 조직이 존재하는데(Fig. 2(a)), 열처리에 의해 사라진 것을 확인할 수 있다(Fig. 2(b)). 그리고 열처리 이후 셀 경계의 탄화물 주변에는 1 μm 내외의 작은 입상 탄화물이 확인되었다. Fig. 3은 딥 에칭을 통해 탄화물의 형상을 확인한 것으로 a로 표시된 지역은 셀 경계의 탄화물, 그리고 b로 표시된 입자는 그 주변의 입상탄화물이다. B. Black 등에 따르면, 셀 경계에 존재하는 탄화물은 Fe, Mo

Table 2. Chemical compositions of test specimens.

Nominal group	Specimen	Chemical compositions (wt%)						
		C	Si	Mn	Mo	S	P	Fe
Low Si	Heat 1	3.40	4.15	0.20	0.55	0.01	0.04	bal.
	Heat 2	3.35	4.37	0.20	0.81	0.01	0.03	
	Heat 3	3.30	4.35	0.20	1.05	0.01	0.03	
High Si	Heat 4	3.40	4.73	0.21	0.52	0.01	0.04	
	Heat 5	3.35	4.70	0.20	0.81	0.01	0.03	
	Heat 6	3.37	4.80	0.20	1.05	0.01	0.03	

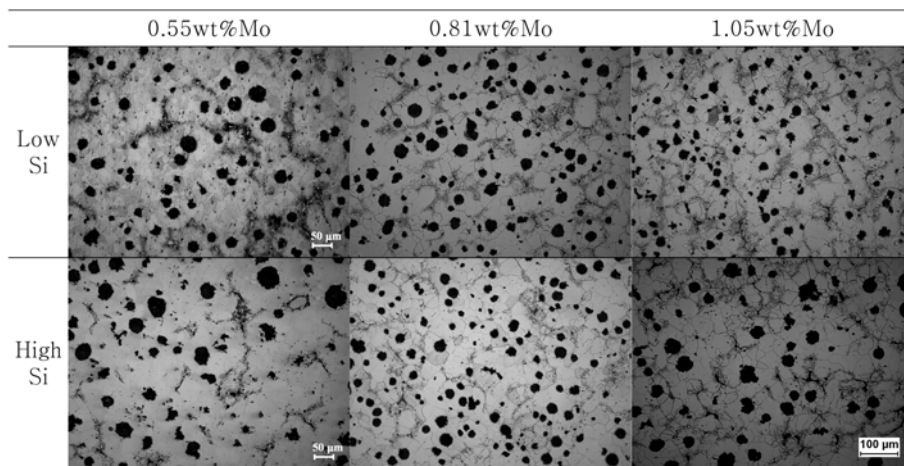


Fig. 1. Representative annealed microstructures of nominal groups.

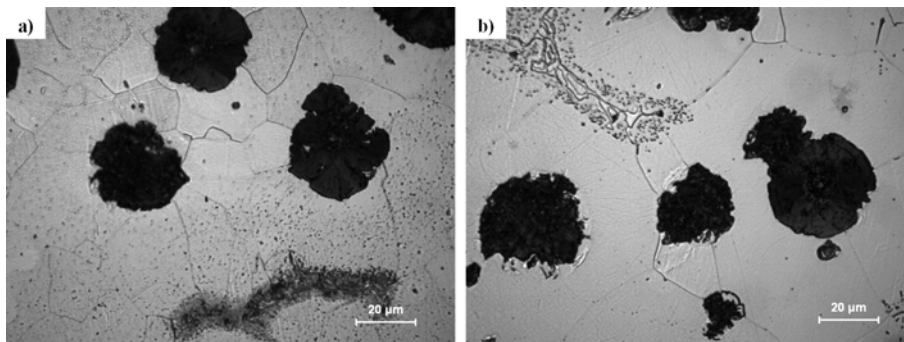


Fig. 2. Comparison of as-cast and annealed microstructures in the case of 4.2wt% Si and 0.8wt%Mo: a) as-cast and b) annealed microstructure.

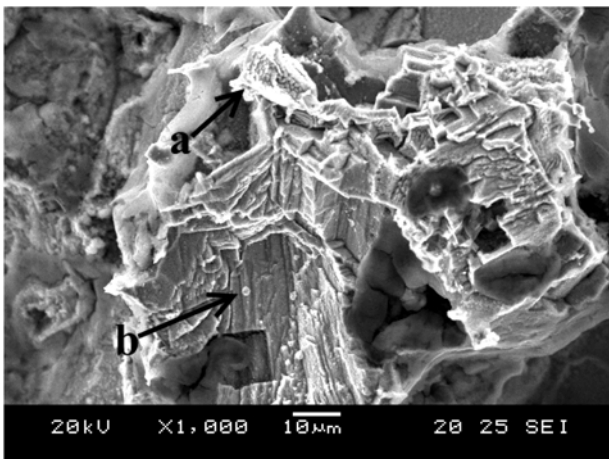


Fig. 3. The morphologies of eutectic and precipitate carbide.

및 Si의 복합 탄화물로 공정응고시 형성된 것이며, 그 주변의 탄화물은 공식변태 이후에 형성된 석출탄화물이라고 보고하고 있다[14]. 몰리브덴 함량이 증가할수록 공정탄화물의 크기와 석출탄화물의 양이 약간 증가하였으며, 고규소군에서의 탄화물의 크기와 분율이 상대적으로 작게 나타났다.

페라이트계 내열 구상흑연주철에 있어서 규소의 역할은 페라이트 기지를 안정화시키고 안정한 산화피막을 형성하여 고온에

서의 특성을 향상시키는 데 있다.[15] Fig. 4는 Thermo-Calc 소프트웨어로 계산한 규소와 몰리브덴 함량에 따른 Fe-C 상태도에서의 공정점의 변화를 보인 것이다. 규소 함량이 증가하면, 공정조성은 저탄소측으로 이동하고 Si은 흑연 주위에 집적된다. 이로 인하여 흑연 정출이 조장되고 규소가 기지에서 흑연립으로의 탄소의 유입을 저해하기 때문에[16] 흑연이 성장하지 못한다. 따라서 공정응고시 흑연립 수는 증가하고 공정 셀 크기는 감소하여 셀 경계에 정출되는 공정탄화물의 크기는 감소하게 된다. 반면, 몰리브덴 함량이 증가하면, 공정온도구간이 증가한다. 공정응고시 흑연과 오스테나이트 결정립은 정출/성장을 하게 되고 몰리브덴 원자는 잔류 용탕 속에 농축된다. 공정온도구간이 크다는 것은 이러한 몰리브덴 원자의 농축이 더 많이 일어난다는 것을 의미한다. 따라서 몰리브덴 함량이 증가할수록 공정응고시 형성되는 정출탄화물의 크기는 증가하게 된다.

오스테나이트 기지 중에 고용된 몰리브덴은 냉각 과정에서 오스테나이트 중의 고용도가 감소하면서 기지 밖으로 석출되고 마찬가지로 고용도의 감소로 배출되는 주위의 탄소와 결합하여 탄화물을 형성하게 된다. Fig. 5는 규소 함량이 각각 4.2 및 4.8wt%일 때의 Fe-Mo계 상태도이다. 공정점 부근에서 약 2.0wt% 정도 되는 몰리브덴의 고용도는 냉각과 함께 급격히 감소하여 1,173K 부근에서는 1.0wt% 미만이 되며, 이후 상온으로 내려감에 따라 급격히 감소하여 상온에서의 고용도는

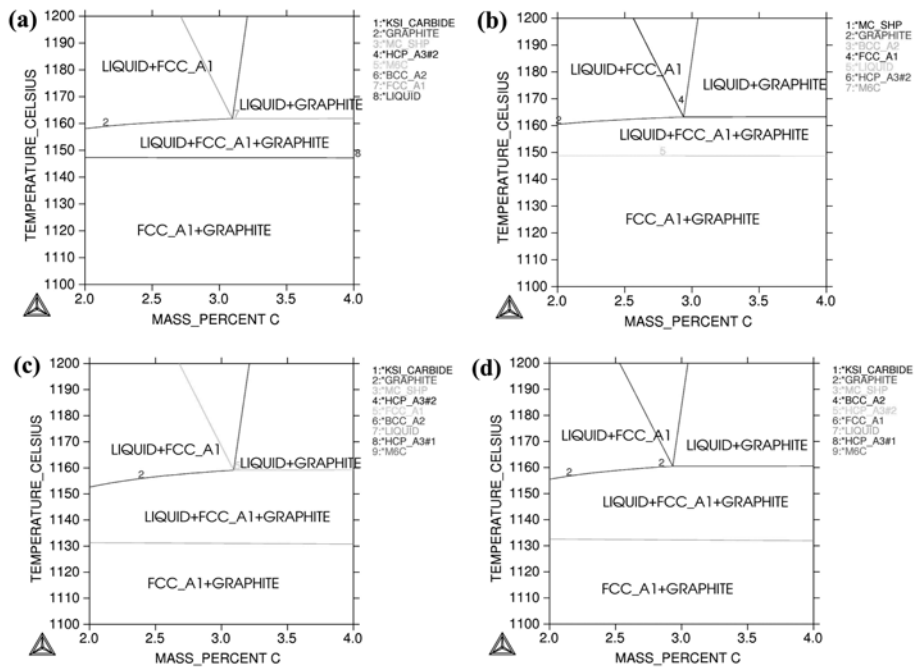


Fig. 4. Variation of eutectic point in Fe-C phase diagram calculated by the Thermo-Calc software: (a) 4.2wt%Si & 0.55wt%Mo, (b) 4.8wt%Si & 0.55wt%Mo, (c) 4.2wt%Si & 1.05wt%Mo and (d) 4.8wt%Si & 1.05wt%Mo.

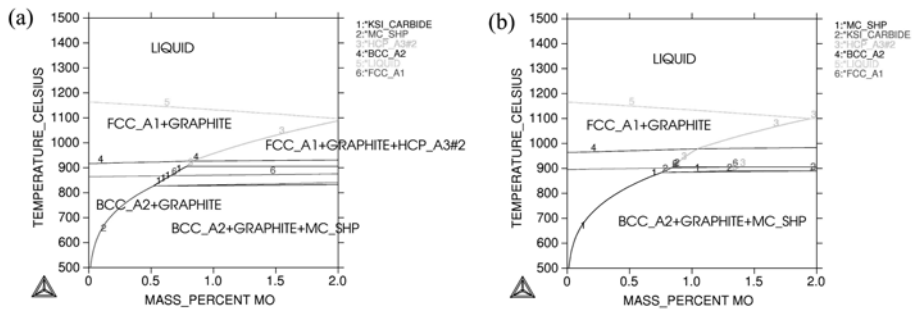


Fig. 5. Fe-Mo phase diagram calculated by the Thermo-Calc software: (a) 3.0wt%C & 4.2wt%Si and (b) 3.0wt%C and 4.8wt%Si.

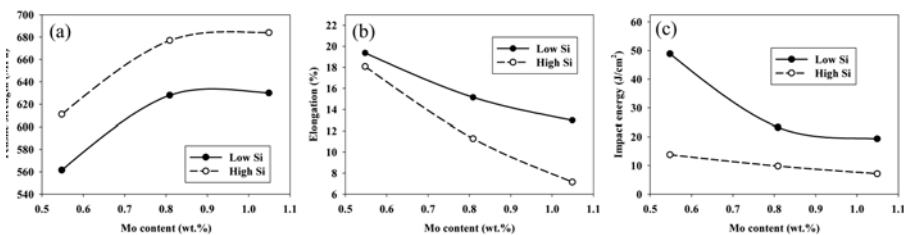


Fig. 6. Various ambient temperature mechanical properties with the variation of Si and Mo contents; (a) tensile strength, (b) elongation, and (c) impact energy.

0.1wt% 미만이다. 냉각과정에서 석출된 탄화물은 몰리브덴과 탄소 원자가 확산되기에 충분한 시간이 주어지지 않기 때문에 그 크기가 미세하다. 하지만, 이것을 다시 1,203K에서 열처리 하면, 미세한 탄화물은 다시 기지 중으로 고용되고 조대한 탄화물은 이를 흡수하여 성장하여 Fig. 2와 같은 미세조직을 나타내게 된다.

3.2 기계적 성질

Fig. 6은 상온에서의 기계적 성질에 미치는 규소와 몰리브덴 함량의 영향을 보여주고 있다. 규소 함량이 증가할수록 강도는 증가하고 연신율과 충격 에너지는 감소하였다. 몰리브덴 함량 0.55wt%의 경우 연신율은 규소 함량이 증가하여도 그다지 감소하지 않았는데, 충격에너지는 크게 감소하였다. 몰리브덴 함량 0.8wt%까지는 몰리브덴 함량이 증가함에 따라 인장강도가

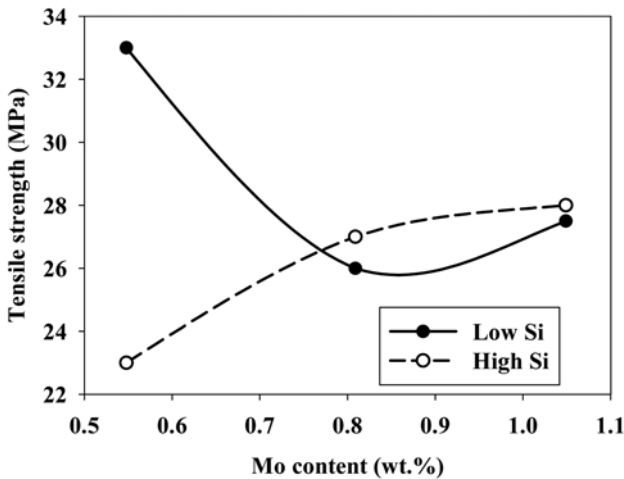


Fig. 7. Variation of high temperature tensile strength with Si and Mo contents at 1,083K.

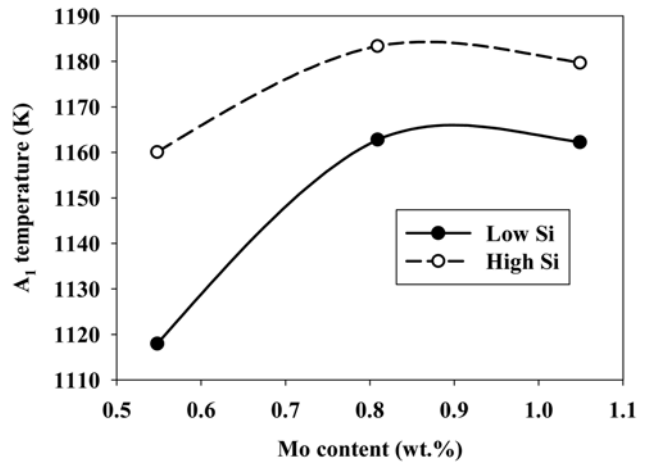


Fig. 8. Variation of onset temperature of A_1 transformation with Si and Mo contents.

증가하였지만, 그 이상에서는 거의 변하지 않았다. 이러한 경향은 규소 함량에 관계없이 동일하게 나타났다. 연신율과 충격에너지는 몰리브덴 함량이 증가함에 따라 감소하였는데, 충격에너지의 경우 고규소군에서는 몰리브덴 함량의 증가와 함께 단조롭게 감소한 것에 비해 저규소군에서는 몰리브덴 0.8wt%까지는 크게 감소하고 그 이상에서는 감소폭이 크게 줄어들었다. 규소와 몰리브덴의 함량에 따른 고온(1,083K)에서의 인장강도 측정결과를 Fig. 7에서 보이는 바와 같다. 고규소군의 경우에는 상온 인장강도와 마찬가지로 0.8wt%까지는 증가하였지만, 그 이상에서는 거의 일정한 반면, 저규소군에서는 몰리브덴 함량이 0.55wt%일 때 가장 높은 강도를 보였고, 몰리브덴 함량이 0.8wt%와 1.05wt%에서는 오히려 고규소군보다 낮은 강도를 나타내었다.

규소는 페라이트 내에 고용강화 효과를 일으켜 경도와 강도를 증가시키는 것으로 잘 알려져 있다[17]. Bjrkregren 등은 실험을 통해 강도와 연신율이 규소 함량과 직선적인 관계가 있다는 것을 보였다[18]. 몰리브덴 역시 페라이트 기지에 대해 고용강화 효과를 가지는 것으로 알려져 있는데, 0.5wt% 이상 첨가되면, 셀 경계에 탄화물이 형성될 수 있다[19]. 고규소 고몰리브덴 구상흑연주철에서는 고용강화 효과 이외에 셀 경계와 그 주변의 탄화물의 존재로 인한 분산강화 효과 또한 존재한다고 판단된다. 그런데, 인장강도의 변화 추이를 살펴보면, 몰리브덴

함량이 낮은 경우에는 크게 증가하다가 0.81wt% 이상에서는 그 증가폭이 감소하였다. 이는 몰리브덴 함량이 어느 수준을 넘어서면 증가된 몰리브덴이 탄화물의 수를 증가시키는 것이 아니라 정출 탄화물의 크기를 주로 증가시키기 때문에 분산강화 효과가 그다지 크게 상승하지 않기 때문으로 사료된다.

소재의 고온강도에 영향을 미치는 인자로는 기지조직의 특성(확산계수, 탄성계수, 적층결합 에너지 등), 석출물의 종류와 형상, 안정성, 전위조직, 결정립 크기 등을 들 수 있다[20]. 고규소 고몰리브덴 구상흑연주철에서의 기지조직의 특성은 페라이트 기지에 대한 규소와 몰리브덴 원자의 고용도에 의해 좌우된다. 상온 인장강도와 A_1 변태점 측정 결과에서 0.81wt% 이상의 몰리브덴 함량에서는 더 이상 그 값이 증가하지 않는다는 것을 미루어 보아 몰리브덴 함량이 0.81wt%까지는 기지조직에 고용되는 몰리브덴의 양이 증가하여 이로 인한 고용강화 효과를 나타내지만, 그 이상에서는 이미 몰리브덴이 포화되어 더 이상의 고용강화 효과를 기대할 수 없다고 사료된다. 고규소군 시편의 고온강도 결과를 보면, 0.81wt% 이하의 몰리브덴 함량에서는 몰리브덴의 고용 강화효과로 인한 급격한 증가를, 그 이상에서는 정출/석출 탄화물에 의한 분산강화 효과로 완만한 증가를 보였다고 판단된다. 하지만, 저규소군 시편에서는 몰리브덴 함량이 가장 낮은 0.55wt%에서 가장 높은 값을 나타내었다. 고온강도에 영향을 주는 인자 중 결정립 크기와 석출물의 크기의 영향을 살펴보면, 결정립이 클수록, 석출물의 크기가

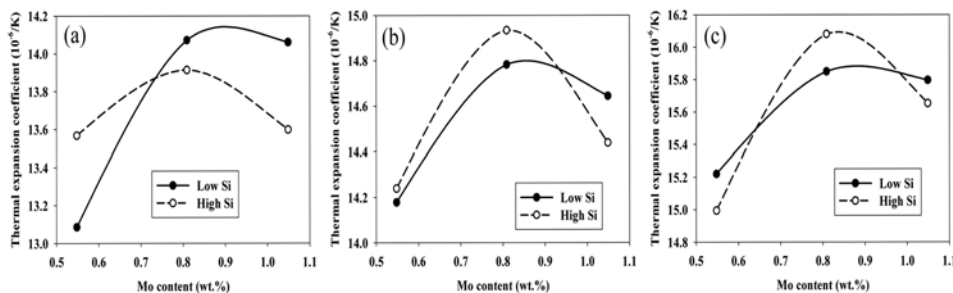


Fig. 9. Variation of thermal expansion coefficient with Si and Mo contents for various temperature range; (a) 373~573K, (b) 573~773K, and (c) 773~973K.

작을수록 고온강도는 증가한다. 몰리브덴 함량이 0.55wt%인 저규소군 시편의 경우 다른 시편에 비해 결정립의 크기가 다소 큰 편이다. 그리고 몰리브덴 함량이 증가할수록 탄화물의 수와 크기가 증가한다. 이러한 복합적인 원인에 의해 고온강도가 결정되므로, 저규소군 시편의 고온강도 변화에 대해서는 보다 깊은 연구가 필요하다.

3.3 열팽창 특성

Fig. 8은 규소와 몰리브덴 함량에 따른 A₁ 변태온도의 변화를 보여주고 있다. A₁ 변태는 철계 합금에서 결정구조가 BCC (페라이트)에서 FCC (오스테나이트)로 바뀌는 것을 의미하며, 각각의 변태온도는 가열시의 변태 시작온도를 상징하였다. 저규소군과 고규소군의 경우 모두 몰리브덴 함량이 증가함에 따라 A₁ 변태온도가 상승하다가 0.8wt% 이상에서는 거의 일정하였다. 모든 몰리브덴 함량에서 규소 함량이 증가하면, A₁ 변태온도는 상승하였다. Fig. 9는 각각의 시편에 대해 여러 온도 구간에서의 열팽창계수를 구한 결과이다. 열팽창계수는 몰리브덴 함량이 증가함에 따라 0.8wt%에서 최대값을 가지며, 이보다 몰리브덴 함량이 높아지면, 저규소군에서는 증가하지 않았고, 고규소군에서는 오히려 감소하는 경향을 보였다. 이러한 경향은 온도구간에 관계없이 유사하게 나타났다. 온도구간별로 살펴보면, 373 ~ 573 구간에서는 $13.0 \sim 14.2 \times 10^{-6}$, 573 ~ 773 구간에서

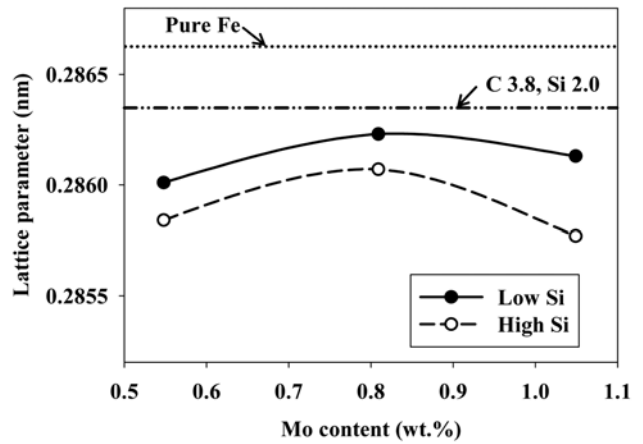


Fig. 10. Variation of lattice parameter of ferrite matrix varying with Si and Mo contents.

서는 $14.2 \sim 15.0 \times 10^{-6}$, 그리고 773 ~ 973K구간에서는 $15.0 \sim 16.2 \times 10^{-6}$ 으로 온도가 상승함에 따라 열팽창계수가 증가하는 거동을 나타낸다.

A₁ 변태온도와 열팽창계수 측정결과 모두 몰리브덴 함량 0.81wt%에서 변곡점을 가지는데, 이는 앞에서 말한 바와 같이 페라이트 기지에 대한 몰리브덴 원자의 고용 한도와 관련이

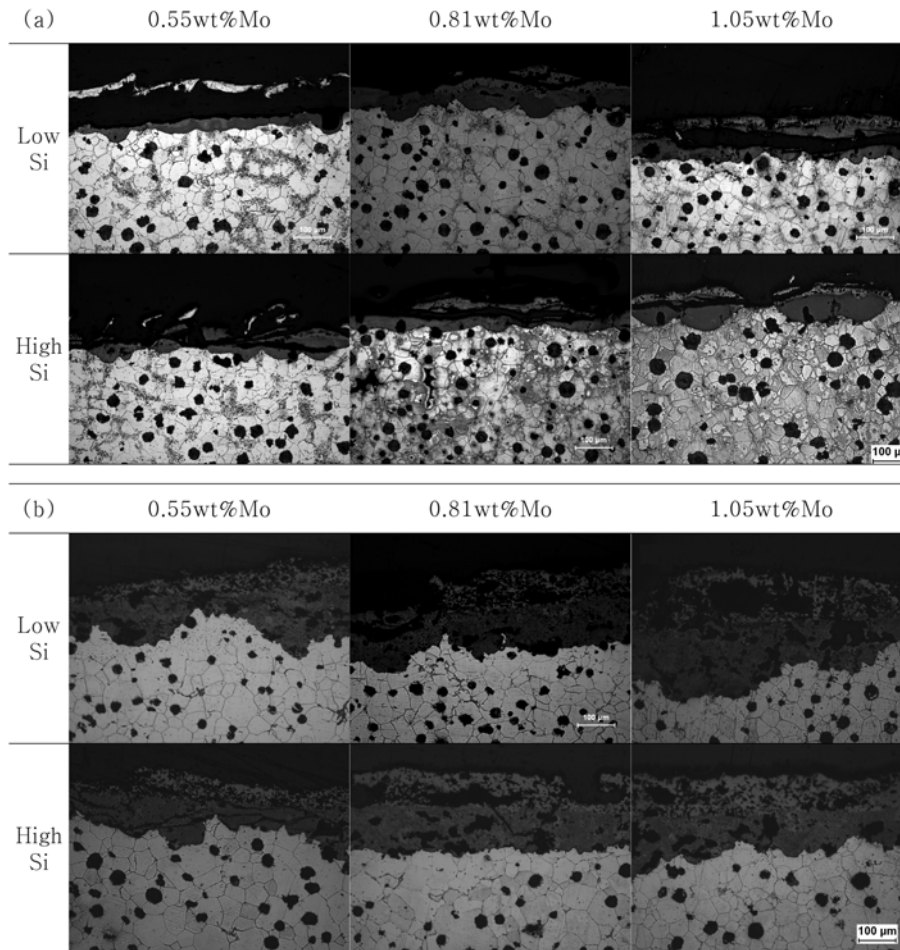


Fig. 11. Representative cross sections showing the oxidized layers after the high temperature oxidation test; (a) 1,023 and (b) 1,173K.

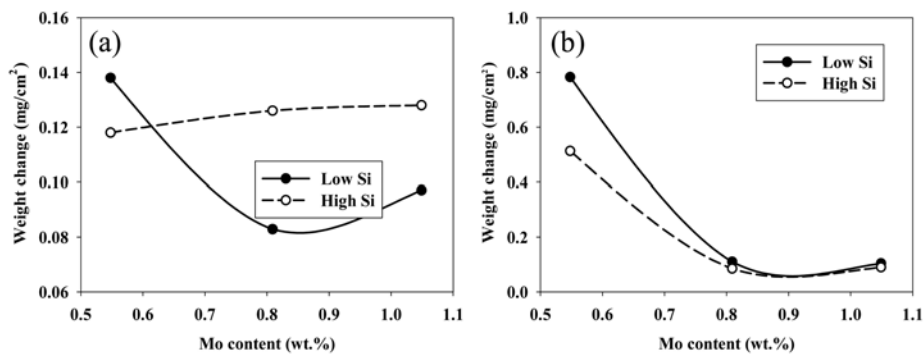


Fig. 12. Weight change of specimens after high temperature oxidation test; (a) 1,023 and (b) 1,173K.

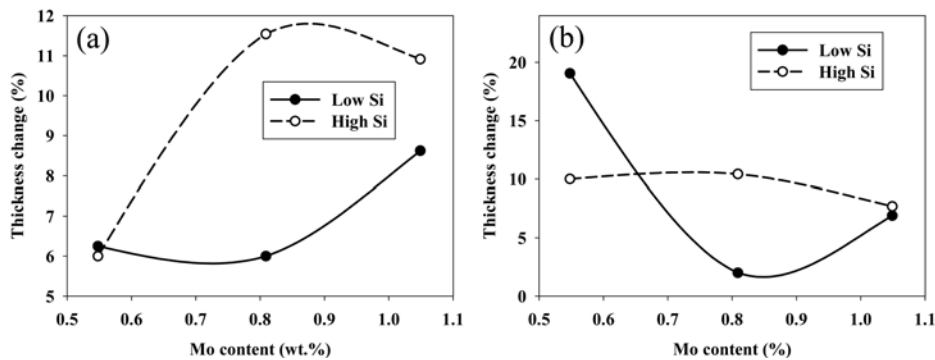


Fig. 13. Thickness change of specimens after high temperature oxidation test; (a) 1,023 and (b) 1,173K.

있는 것을 사료된다. 단, 열팽창계수에서 다른 결과와 달리 0.81wt% 이상의 몰리브덴 함량에서 약간 감소하는 것은 다음과 같은 이유로 사료된다. 0.81wt% 이상의 몰리브덴 함량에서는 몰리브덴 함량의 증가와 함께 탄화물의 크기와 양이 증가한다. 고규소 고몰리브덴 구상흑연주철은 페라이트와 흑연, Fe-Si-Mo계 복합탄화물로 이루어진 복합재료로 상정할 수 있다. 일반적으로 탄화물의 열팽창계수(Mo_2C 의 경우 $\alpha = 7.6 \times 10^{-6}$ (상온))는 페라이트보다 작다. 복합재료에서 열팽창계수가 작은 상의 분율이 증가하면 전체 열팽창계수는 감소하고, 열팽창계수가 작은 상의 크기가 증가하면 열팽창계수는 증가한다. 이러한 경향은 XRD 분석 결과로부터 계산된 페라이트 기지의 격자상수 값에서도 유사하게 나타난다(Fig. 10).

3.4 고온 산화 특성

Fig. 8은 1,023 및 1,173K에서 산소 분위기에서 50시간 유지한 후의 시편 단면의 미세조직을 관찰한 결과이다. 모든 시편에서 2개의 구별되는 산화층이 형성되었는데, 한 개의 산화층은 원래 표면의 위에, 또 하나는 원 표면의 내측에 형성되었다. 1,023K에서보다는 1,173K에서의 산화층의 폭이 증가하였고, 1023K에서는 산화층 간의 박리가 나타났다. SEM-EDX를 이용하여 산화층에서의 Fe와 Si의 농도분포를 관찰하면, 표면의 산화층에는 Fe의 농도가 높게 나타나고, 내측의 산화층에서는 Si의 농도가 다른 부분에 비해 높게 나타난다. Fig. 9와 10은 각각의 조건에서 산화시험 후의 중량 변화와 두께 변화를 규소와 몰리브덴 함량에 대해 나타낸 것이다. 산화에 의한 중

량 변화는 (고규소군 + 1023K)의 경우에는 몰리브덴 함량에 관계없이 거의 일정하였고, 그 외의 경우에는 몰리브덴 함량이 증가함에 따라 감소하고 0.85wt% 이상에서는 거의 차이가 없었다. 두께 변화는 규소와 몰리브덴 함량에 따른 일정한 경향을 보이지 않았다.

몰리브덴의 기지조직으로의 고용률이 0.81wt% 부근이라는 것은 Fig. 9의 산화로 인한 중량 변화 측정 결과에서도 확인할 수 있다. 1,173K에서의 산화증량은 몰리브덴 함량이 0.81wt% 이상에서는 거의 변화가 없는데, 이는 주철의 산화시 무게 증분은 기지조직과 산소의 결합으로 인한 산화물 형성에 기인하기 때문에 기지조직에 차이가 없다면 거의 차이가 없을 것이기 때문이다.

4. 결 론

고규소 고몰리브덴 구상흑연주철의 온도 의존 물성에 미치는 규소와 몰리브덴의 영향에 대하여 연구하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

- 1) 고규소 고몰리브덴 구상흑연주철의 미세조직은 페라이트, 셀 경계에 정출된 복합 탄화물, 결정립 내에 석출된 탄화물 및 흑연으로 이루어져 있다.
- 2) 규소 함량이 증가할수록 탄화물의 수와 크기는 감소하고 몰리브덴 함량이 증가할수록 증가하는데, 0.81wt% 이상의 몰리브덴 함량에서는 정출 탄화물의 크기가 증가하였다.
- 3) 상온에서의 인장강도는 규소 함량과 몰리브덴 함량이 증

가할수록 증가하였는데, 0.81wt% 이상의 몰리브덴 함량에서는 거의 증가하지 않았다. 고온 인장강도의 경우 고규소군에서는 상온에서와 유사한 경향을 보였지만, 저규소군에서는 0.55wt%의 몰리브덴 함량에서 가장 높은 강도를 나타내었다.

4) A₁ 변태온도 또한 규소 함량과 몰리브덴 함량이 증가할수록 상승하였는데, 0.81wt% 이상의 몰리브덴 함량에서는 그 상승폭이 완만하였다.

5) 1,173K에서의 산화증량은 기지조직의 몰리브덴 고용도의 차이에 기인한 결과를 나타내었다. 1,023K에서의 산화증량과 두께 변화는 규소와 몰리브덴 함량에 따라 일정한 경향을 보이지 않았다.

참고문헌

- [1] "High temperature materials for exhaust manifold", SAE Standard J 2515, SAE (1999).
- [3] H. Tsuda, N. Suzuki, S. Ishizuka and T. Kurikuma: J. JFS, "Effect of Molybdenum and Vanadium on properties at elevated temperature of high silicon spheroidal graphite cast iron", 76(10) (2004) 815-822.
- [4] N. Suzuki, S. Ishizuka, Z. Z. Zhang and N. Akita: J. JSAE, "Development of Vanadium-added heat resistant cast iron for exhaust manifold", 28 (2003) 108-112.
- [5] H. I. Park and H. Y. Jeong: J. Kor. Foundrymen's Soc., "High temperature properties of vanadium and molybdenum added high silicon ductile iron", 27(5) (2007) 203-208.
- [6] D. L. Sponseller, W. G. Scholz and D. F. Rundle: AFS Trans., "Development of Low-Alloy Ductile Irons for Service at 1200-1500F", 76 (1968) 353-368.
- [7] J. Y. Kim and H. Y. Ra: J. Kor. Foundrymen's Soc., "The Effects of Si and Mo on the Structures and Mechanical Properties in High Si Spheroidal Graphite Cast Iron", 10(3) (1990) 225-234.
- [8] H. J. Bang: J. Kor. Foundrymen's Soc., "Ductile Cast Irons for Elevated Temperature Service", 12(2) (1992) 102-107.
- [9] S. W. Kim, K. D. Woo, S. W. Han, J. K. Kim and D. Y. Kim: J. Kor. Foundrymen's Soc., "The study on high Si and Mo DCI with high temperature oxidation resistance property", 18(2) (1998) 63-69.
- [10] S. W. Kim, K. D. Woo, S. W. Han and J. K. Kim: Proc. of KSAE, "A development of high Si DCI with heat resistance and high temperature oxidation resistance properties for automobile parts", (1996) 3-10.
- [11] S. H. Park, J. M. Kim, H. J. Kim, S. J. Ko, H. S. Park and J. D. Lim: "Development of a heat resistant cast iron alloy for engine exhaust manifolds", SAE 2005-01-1688 (2005).
- [12] D. Li and R. Logan: "High Silicon Cast Iron with Mixed Graphite (MG) Shape for Elevated Temperature Applications", SAE 2007-01-1227 (2007).
- [13] D. Li, R. Perrin, G. Burger, D. McFarlan, B. Black, R. Logan and R. Williams: "Solidification Behavior, Microstructure, Mechanical Properties, Hot Oxidation and Thermal Fatigue Resistance of High Silicon SiMo Nodular Cast Irons", SAE 2004-01-0792 (2004).
- [14] B. Black, G. Burger, R. Logan, R. Perrin and R. Gundlach: "Microstructure and dimensional stability in Si-Mo ductile irons for elevated temperature applications", SAE 2002-01-2115 (2002).
- [15] J. D. Mullins: "Ductile Iron Data for Design Engineers", Rio Tinto Iron & Titanium Inc., (1990)
- [16] K. Ogi, A. Sawamoto and J. Hiwatashi: "Transformation Process and Behavior of Carbon in Austempering Heat Treatment of Spheroidal Graphite Cast Iron", 60(4), (1988) 233-239.
- [17] F. B. Pickering and T. Gladmann: ISI Special Report No. 81, (1963), 10.
- [18] L. -E. Björkegren, H. Hamberg and B. Johannesson: AFS Trans. "Mechanical Properties and Machinability of Si-Solution-Hardened Ferritic Ductile Iron", 104 (1997) 139-146.
- [19] American Foundrymen's Society: "Ductile Iron Handbook" (1993), 88.
- [20] K. Maruyama and H. Nakashima: "Materials Science of High Temperature Strength" (1997), 189.