

논문

고탄소강의 특성에 미치는 규소 함량 및 오스테퍼링 조건의 영향

김원배 · 김명식 * · 김종철 ** · 손호상 · 예병준 †

경북대학교 금속공학과

*(주) 한국파워트레인 기술연구소

**(주) 화신 기술연구소

Effects of Si Content and Austempering Conditions on Properties of High Carbon Cast Steel

Won-Bae Kim, Myung-Sik Kim*, Jong-Chul Kim**, Ho-Sang Sohn and Byung-Joon Ye†

Dept. of Metallurgical Engineering, Kyungpook National University, Daegu 702-701, Korea

*R&D Center, Korea Powertrain Co. Ltd., Daegu 704-801, Korea

**R&D Center, Hwashin Co. Ltd., Yeongcheon 770-130, Korea

Abstract

This study has been carried out to investigate the microstructure of austempered high carbon cast steel with the variation of silicon and heat treatment conditions. The results show that an lower ausferritic structure is formed at the low austempering temperature (250~300°C) and an upper ausferritic structure is formed at the high austempering temperature (350~400°C). As an austempering temperature increased, the retained austenite volume fraction increased, however hardness decreased. Also, as a silicon content increased, the precipitation of cementite was suppressed, therefore 2nd reaction of austempering transformation was delayed.

Key words : High carbon steel, Austempering treatment, Silicon, Retained austenite

(Received March 10, 2005; Accepted April 19, 2005)

1. 서 론

Austempered ductile cast iron(ADI)는 펄라이트와 페라이트로 구성된 기지조직을 갖는 구상흑연주철을 오스테퍼링의 항온 열처리를 행함으로써 페라이트와 잔류오스테나이트(retained austenite)로 구성된 오스페라이트(ausferrite) 조직으로 개선하여 구상흑연주철의 재질을 강인화 시킨 재료이다[1]. 이 재료에 대한 연구는 1930년대부터 시작되었으며 1937년에 미세조직에 대한 발표가 있었고, 1951년에 ADI로 불려지기 시작했다. 실질적인 ADI의 생산은 1972년 미국에서 시작되었으며, 최근 1995~2001년 사이에 300% 이상의 괄목할 만한 성장을 하고 있으며 현재 전 세계 생산량은 년 간 약 10만 톤을 초과하고 있는 실정이다. ADI의 이러한 급진적인 성장은 재료의 낮은 생산단가와 설계의 유연성, 높은 강도와 인성, 마모저항 및 피로강도 등을 복합적으로 얻을 수 있는 장점을 가지고 있기 때문이다.

하지만, ADI의 가장 큰 단점은 기지에 포함되어 있는 흑연 노들이 피로하중을 많이 받는 환경에서 크랙의 시발점으로 작용해 충격강도와 파괴인성에 전혀 기여를 하지 못 할 뿐만 아니라 높은 마모조건 등의 환경에서 제품의 수명을 단축시키는 작용을 함으로써 일종의 결함으로 작용한다는 것이다[3]. 이를

보완하기 위해 최근 몇 년 동안 연구자들은 구상흑연주철의 기지와 유사한 화학조성을 가지며, 동일한 오스페라이트 조직을 가질 수 있는 고탄소 강에 대한 연구로서 흑연노들이 없는 순수한 오스페라이트 조직을 형성시키는 방법을 모색하였다[3-5].

고탄소 강의 연구 방향에 대한 기초적인 이론은 ADI의 오스테나이트화 처리시 오스테나이트 내에 함유되는 탄소의 범위가 대략 0.8~1.2% 정도인 점을 고려한 것이다. 따라서 강의 오스테퍼링 처리시 ADI와 동일한 오스페라이트 조직을 얻기 위해서는 대략 이 범위의 탄소를 함유해야 한다. 또한 충분한 함량의 규소는 효과적으로 탄화물의 석출을 억제시킴으로, 오스테퍼링시 발생하는 2차 변태를 지연시키는 역할을 한다. 이러한 규소의 존재는 오스테퍼링 처리시 상온에서 원하는 오스페라이트 조직을 얻을 수 있도록 한다.

고탄소강의 경우 오스테퍼링시 탄소 함량이 증가할수록 높은 농도구배로 인해 잔류 오스테나이트 분율이 증가된다. 따라서 본 연구에서는 기존의 오스테퍼링된 고탄소강에 비해 높은 기계적 성질을 얻을 수 있기 때문에, ADI의 오스테나이트화시 최대 탄소용도가 대략 1.2%이므로 대략 이 범위의 탄소 함량을 가지는 강을 제조하였다. 또한 오스페라이트 조직의 형성에 큰 영향을 주는 규소에 대해 살펴보고자 규소 함량을 1.8~3.0%까지 변화시켜 가며 오스페라이트 변태속도를 조사하

†E-mail : bjye@knu.ac.kr

였다. 이와 더불어 각기 다른 오스테퍼링 온도(250~400°C)에서 오스테퍼링 시간에 따른 미세조직의 변화를 살펴봄으로써 1.2% 고탄소강의 미세조직과 변태속도에 미치는 온도의 영향에 대해 함께 고찰하였다.

2. 실험 방법

실험에 사용한 대략 1.2%의 탄소를 함유한 강 용해는 대기 중에서 50 kg 용량의 고주파 유도로를 이용하였다. 탄소 농도의 조절은 별도의 가탄제를 첨가하지 않고 선철과 강 스크랩을 이용하였으며, 규소의 함량 변화는 페로실리콘(Fe-75Si)을 첨가하여 조절하였다. 용탕내 들어있는 가스를 제거하기 위해 Al을 용탕의 0.2% 정도 첨가하였으며, 용탕처리 후 1620°C까지 superheating하여 5분가량 유지한 후 사형의 keel-block에 주입하였다. 이러한 방법으로 제작한 시편은 CS/ICP분석을 하였으며, 그 분석 결과는 Table 1과 같다.

열처리 시편의 고온 산화를 방지하기 위해 오스테나이트화 경로에 불활성 Ar 가스를 10 l/min 속도로 주입하였으며, 950°C에서 1시간동안 동일하게 오스테나이트화를 실시하였다. 오스테퍼링은 염욕에서 행하였으며, 오스테퍼링 온도는 대략 상부 오스테라이트와 하부 오스테라이트 그리고 중간영역으로 예상되는 온도로 설정하였다. 본 실험의 열처리 조건은 Table 2와 같다.

잔류 오스테나이트의 양은 X선 회절 분석기(XRD, Philips Analytical X-Ray)를 이용하여 2°/min의 스캔 속도로 70°~95°까지 2θ를 변화시켰다. 페라이트(α)의 측정은 (211)면의 피크를 택하였고, 잔류 오스테나이트(γ)의 측정은 (220)면과 (311)면의 피크를 택하였다. 또한, 잔류 오스테나이트의 분율은 페라이트와 오스테나이트의 적분강도에 의한 직접비교법에 의해 다음 식과 같이 결정하였다[6].

$$V_\gamma = \frac{(R_\alpha/R_\gamma)I_\gamma}{I_\alpha + (R_\alpha/R_\gamma)I_\gamma} \quad (1)$$

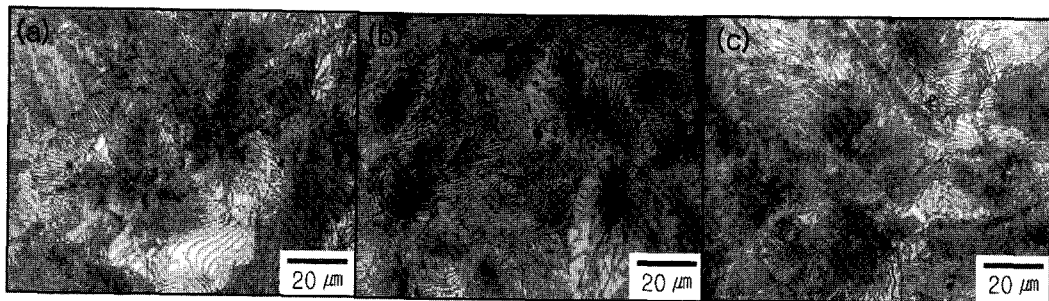


Fig. 1. Microstructures of high carbon steel in as-cast condition : (a) 1.8, (b) 2.3 and (c) 3.0%Si.

Table 1. Chemical compositions of alloys.

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni
1.8Si	1.23	1.80	0.32	0.04	0.02	0.02	0.03	0.02
2.3Si	1.19	2.34	0.31	0.04	0.01	0.02	0.03	0.03
3.0Si	1.21	2.99	0.33	0.05	0.01	-	0.03	0.03

Table 2. Heat treatment conditions.

Austenitizing		Austempering	
Temp.(°C)	Time(min)	Temp.(°C)	Time(min)
950	60		5
			10
		250	10
		300	21
		350	43
		400	88
			181

여기서, V_γ 는 잔류오스테나이트의 분율이며, I_α 와 I_γ 는 각각 페라이트와 오스테나이트의 적분강도이다. 그리고 비례상수 R은 다음과 같은 식에 의해서 결정된다.

$$R = \left(\frac{1}{v}\right) \left[|F|^2 p \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} \right) \right] (e^{-2M}) \quad (2)$$

여기서, v 는 단위포의 부피(m^3), F 는 구조인자, p 는 다중도인자, θ 는 Bragg 각이다. θ 로 표현된 삼각 함수항은 Lorentz 인자이며 e^{-2M} 은 온도에 대한 물질의 온도인자이다.

또한, 오스테퍼링 처리시 잔류오스테나이트 분율과 오스테나이트 기지내의 탄소농도가 증가하게 되고, 경도가 급격히 감소하는 1단계 반응의 변태속도를 측정하기 위해서 로크웰 C 스케일을 이용하여 경도값을 측정하였다.

3. 결과 및 고찰

주강에서 규소는 주조시 오스테나이트내에 탄소 용해도를 낮추고, 동일한 탄소당량(carbon equilibrium)에서 규소 함량이 증가할수록 공석변태온도를 증가시키는 페라이트 안정화 원소이다.

본 연구에서는 Fig. 1에서 알 수 있듯이 규소 함량이 다름에도 불구하고 모든 합금의 주방조직에서 페라이트와 시멘타이

트로 구성된 양호한 펄라이트 조직으로 구성되어 있다. 주조된 상태에서의 기지조직은 오스테나이트화 처리시 유지시간에 크게 영향을 미친다. 페라이트 기지에 비해 펄라이트 기지는 오스테나이트화 과정에서 탄소의 확산거리가 짧아 시간을 단축시킬 수 있으며, 또한 페라이트 기지에 비해 열처리시 변형량도 적은 것으로 알려져 있다[7].

3.1. 오스테퍼링 온도에 따른 미세조직 변화

Fig. 2는 300, 350, 400°C에서 각각 21분 동안 오스테퍼링 열처리한 3.0 Si 합금의 주사 전자현미경 사진이다. 오스테퍼링 온도에 따라 각각 300°C의 경우는 침상의 하부 오스페라이트(lower ausferrite), 그리고 350와 400°C에서는 깃털상의 상부 오스페라이트(upper ausferrite)가 관찰되었다.

하부 오스페라이트는 오스테퍼링 온도가 낮을 경우에 나타나는 것으로서, 하부 베이나이트의 생성기구와 유사하다. 퀸칭시 오스테나이트화 온도과 오스테퍼링 온도의 차이가 크므로 높은 과냉도가 형성된다. 따라서 오스테나이트 결정립계에 많은 페라이트 핵이 생성되고 페라이트는 침상(acicular)의 얇은 판상으로 성장하기 때문에 빠른 성장속도를 가진다. 하지만 낮은 오스테퍼링 온도에서의 탄소 확산속도는 높은 온도에 비해 상대적으로 느리기 때문에 페라이트가 성장할 때 탄소가 오스테

나이트 기지내로 충분히 확산되지 못하여 높은 탄소 과포화를 가진 페라이트로 성장하게 되며, 페라이트 래스(lath)간 간격도 좁기 때문에 낮은 잔류 오스테나이트 분율을 가진다[8,9]. 한편, 상부 오스페라이트는 오스테퍼링 온도가 높을 경우에 나타나는데, 낮은 과냉도로 인해 페라이트 핵생성 사이트가 줄어들며, 상부 베이나이트와 유사한 깃털상으로 성장한다. 즉 결정학적으로 주로 <111> α 방향으로 길게, 그리고 이 방향을 포함하여 {011} α 면에 수직인 방향으로 성장한다. 이로 인해, 높은 온도에서 성장하는 페라이트는 비교적 넓은 래스간 간격을 가지며, 활발한 탄소 확산에 의하여 상대적으로 많은 양의 잔류 오스테나이트를 형성하게 된다[3,8,10].

그리고 Fig. 2에서 검은 부분이 페라이트 래스이며, 상대적으로 밝은 부분이 잔류 오스테나이트이다. 상부 오스페라이트 조직인 (b)와 (c)를 비교해보면, 동일한 시간동안 오스테퍼링할 경우 오스테퍼링 온도가 상대적으로 높은 (c)의 조직이 상대적으로 조대한 것을 알 수 있다.

3.2. 규소 함량에 따른 미세조직 변화

규소가 미세조직에 미치는 영향을 고찰하기 위해서, 규소의 함량을 각각 1.8, 2.3, 3.0%의 함유한 합금들을 각각 오스테퍼링 열처리 하여 그에 따른 변화를 관찰하였다.

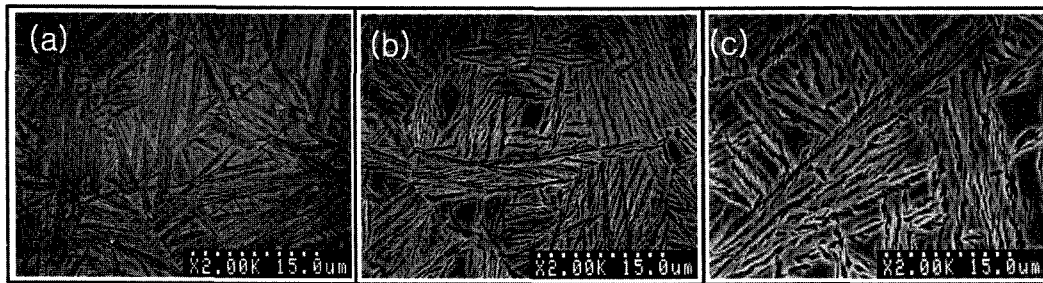


Fig. 2. SEM microstructures of alloy 3.0 Si austempered for 21 min : (a) 300, (b) 350 and (c) 400°C.

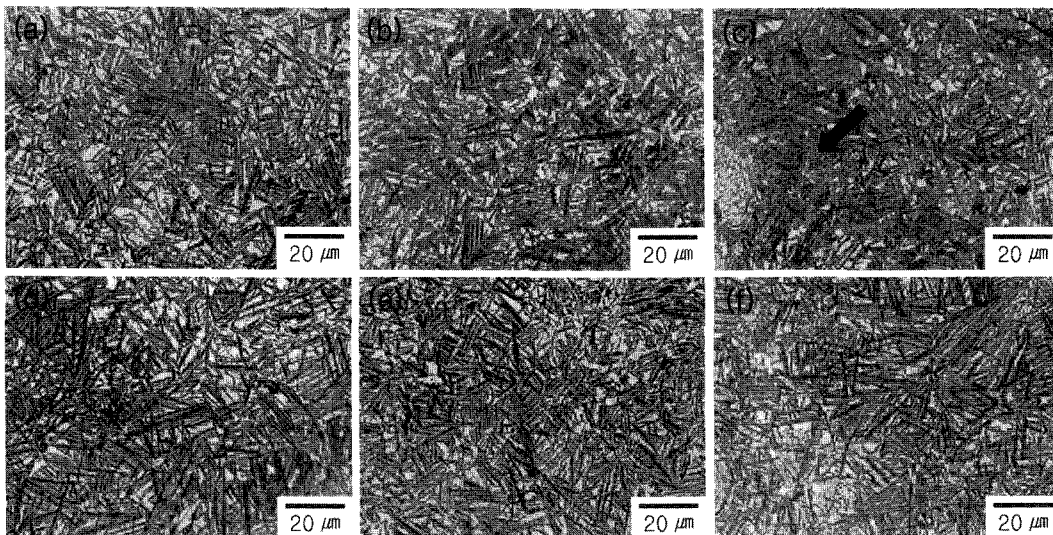


Fig. 3. Influence of Si content and austempering time on the alloys austempered at 350°C : (a) 1.8 Si, 43 min, (b) 1.8 Si, 88 min, (c) 1.8 Si, 181 min, (d) 3.0 Si, 43 min, (e) 3.0 Si, 88 min and (f) 3.0 Si, 181 min.

Fig. 3과 4는 규소함량이 각각 1.8과 3.0 Si 합금들을 각각 350과 400°C에서 오스테퍼링 열처리 시간에 따른 미세조직이다. 오스테퍼링 열처리 시간이 길어지면 잔류 오스테나이트가 페라이트와 카바이드로 분해하는 2단계 반응이 시작된다. 그림에서 화살표로 표시한 부분은 잔류 오스테나이트가 분해되어 베이나이트 조직인 페라이트와 카바이드로 변태한 것을 나타낸다. 또한, 규소 농도가 낮은 1.8 Si 합금에서는 3.0 Si 합금에서 비해서 잔류 오스테나이트로부터 페라이트와 카바이드로의 분해되는 시간이 짧아지는 것을 확인할 수 있다. 이는 앞서 언급한 바와 같이 규소가 카바이드 석출을 강력히 억제시킴으로써 베이나이트 변태속도를 늦추는 역할을 하기 때문에, 상대적으로 많은 규소를 함유한 3.0 Si 합금의 경우 장시간 오스테퍼링 처리에서도 안정한 것으로 보인다.

오스테퍼링 처리시 오스테퍼라이트에서 석출되는 카바이드는 몇 개의 다른 형태로 석출되는 것으로 보고 되었다. Sandvik의 연구에 따르면 오스테퍼링시 잔류 오스테나이트가 페라이트와 카바이드로 분해되는 2단계 반응에서 생성되는 카바이드는 triclinic 결정구조를 가지며, 격자상수는 거의 시멘타이트(orthorhombic 구조)와 동일하다고 보고하고 있다. 또한 이러한 카바이드는 페라이트와 평행하게 석출되며 약 0.1 μm의 두께를 가진 렌즈모양이라고 하였다[11,12]. 이러한 카바이드의 생성은 온도가 높을수록 더욱 빠른 거동을 보이는데 350°C에서 오스

테퍼링된 시편 1.8 Si의 경우 181 분에서 베이나이트 조직이 관찰되기 시작하였지만, 상대적으로 높은 온도인 400°C에서 오스테퍼링된 시편은 훨씬 짧은 시간인 43분에서 이미 베이나이트 조직이 많이 형성되었다. 오스테퍼링 시간 동안 성장하는 페라이트로부터 배출된 탄소는 지속적으로 오스테나이트에 축적되게 되며, 약 2.0%의 최대 탄소 고용도를 초과하는 잔류 오스테나이트는 더 이상 안정하지 못하여 안정상인 페라이트와 카바이드로 분해될 것이다. 따라서 오스테퍼링 온도의 증가는 탄소의 확산속도를 증가시켜 페라이트의 성장을 촉진시키므로 잔류 오스테나이트의 분해시점을 단축시키는 것으로 생각된다.

Fig. 5는 350°C에서 21분간 오스테퍼링 열처리한 합금들의 주사 전자현미경 사진이다. 사진에서 볼 때 검은 부분이 페라이트이고 상대적으로 희게 보이는 부분이 잔류 오스테나이트 영역이다. 규소 함량이 증가할수록 페라이트 레쓰간 간격이 넓어지는 것을 확인할 수 있었다. 이는 규소가 동일한 오스테퍼링 온도에서 오스테나이트의 탄소 용해도를 감소시키므로 페라이트의 성장속도를 감소시키기 때문이다. 또한, 페라이트 레쓰의 성장을 위해서 규소는 오스테퍼링 온도에서 오스테나이트로부터 인접한 페라이트로 확산해야 하지만, 규소가 철에서 치환형 고용체이기 때문에 규소의 확산은 매우 느리고 따라서 페라이트의 성장속도는 감소하기 때문인 것으로 생각된다.

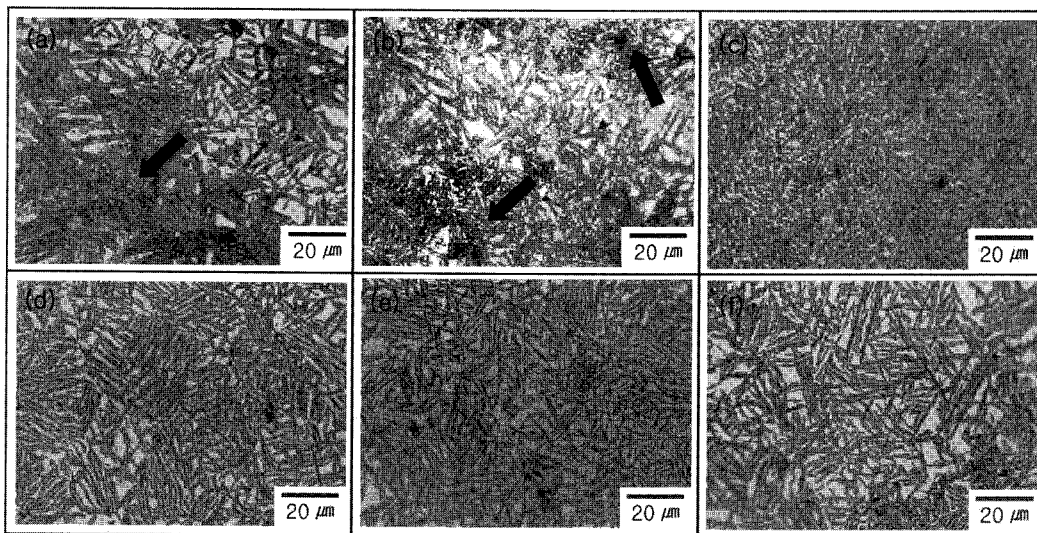


Fig. 4. Influence of Si content and austempering time on the alloys austempered at 400°C : (a) 1.8 Si, 43 min, (b) 1.8 Si, 88 min, (c) 1.8 Si, 181 min, (d) 3.0 Si, 43 min, (e) 3.0 Si, 88 min and (f) 3.0 Si, 181 min.



Fig. 5. SEM microstructures of alloys austempered for 21 min at 350°C: (a) 1.8, (b) 2.3 and (c) 3.0 Si.

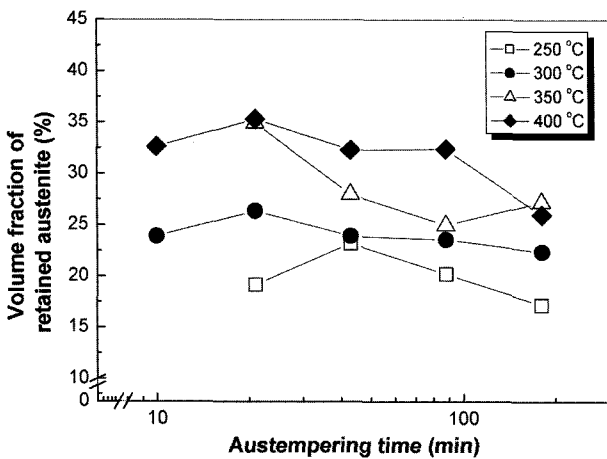


Fig. 6. Variation of the retained austenite of alloy 3.0 Si with austempering time and temperature.

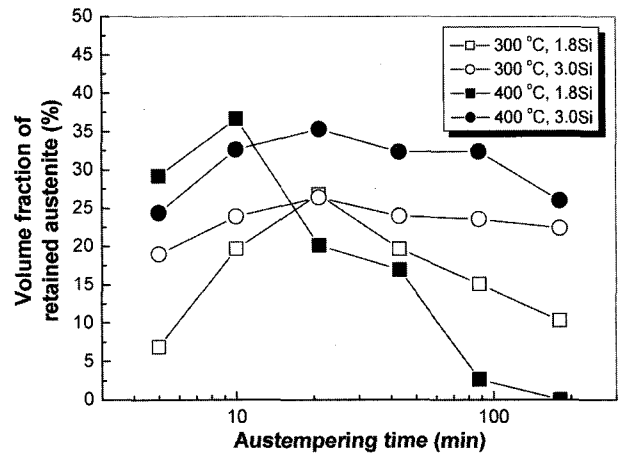


Fig. 7. Influence of Si content and austempering time on the volume fraction of retained austenite at 300 and 400°C.

3.3 잔류 오스테나이트 분율의 변화

오스테퍼링 온도와 규소 함량이 오스테퍼링 열처리시 오스테라이트 기지조직의 변화에 미치는 영향을 좀 더 자세히 고찰하기 위해 X-선 회절(XRD)을 이용하여 잔류 오스테나이트 양의 변화를 관찰하였다.

XRD 결과로부터 얻은 페라이트와 잔류 오스테나이트의 피크에 대한 적분강도를 이용하여 잔류 오스테나이트의 분율을 계산하였으며, 이를 Fig. 6에 나타내었다. 오스테퍼링 온도가 증가할수록 최대 잔류 오스테나이트 분율이 높게 나타남을 볼 수 있으며, 특히 300과 350°C 사이에서 잔류 오스테나이트의 최대 분율이 큰 폭으로 변화됨을 볼 수 있다. 이는 앞서 설명한 바와 같이 하부 오스테라이트에서는 페라이트 래스간 간격이 좁고, 페라이트 성장은 빠른 반면 탄소 확산속도는 느리기 때문에, 페라이트 내에 탄소가 과포화되어 잔류 오스테나이트의 분율을 낳다. 하지만, 상부 오스테라이트에서는 이와 반대로 페라이트 래스간 간격이 넓고, 오스테나이트 기지내로의 탄소 확산이 충분히 이루어지기 때문에 상대적으로 잔류 오스테나이트의 분율이 큰 폭으로 증가한 것으로 생각된다.

Fig. 7은 규소함량이 각각 1.8과 3.0 Si 합금들을 각각 300과 400°C에서 오스테퍼링 열처리 시간에 따른 잔류 오스테나이트 분율의 변화이다. 400°C 온도에서 오스테퍼링 열처리를 실시한 경우, 잔류 오스테나이트 분율의 최대값은 1.8과 3.0 Si 합금에 대해서 각각 오스테퍼링 시간이 10 분, 21 분일 때 최대 값을 나타내었다. 최대 잔류 오스테나이트를 가지는 오스테퍼링 시간은 2단계 반응의 시작을 말하는데, 규소 함량이 증가할수록 2단계 반응이 지연된다는 것을 알 수 있다. 2단계 반응이 시작되면, 잔류 오스테나이트가 페라이트와 카바이드로 분해되어 잔류 오스테나이트 분율은 점차 감소하게 되는데, Fig. 7에서 보는 바와 같이 규소 함량이 적을수록 탄소 확산이 활발하여, 2단계 반응의 진행 속도는 더욱 빨라지게 된다.

오스테퍼링 온도가 상대적으로 낮은 300°C의 경우도 위의 경우와 마찬가지로 규소 함량이 작을수록 2단계 반응의 진행속도는 빨라지게 된다. 하지만 400°C에 비해 탄소의 확산속도와 확산되는 양이 많지 않기 때문에 2단계 반응의 진행 속도가

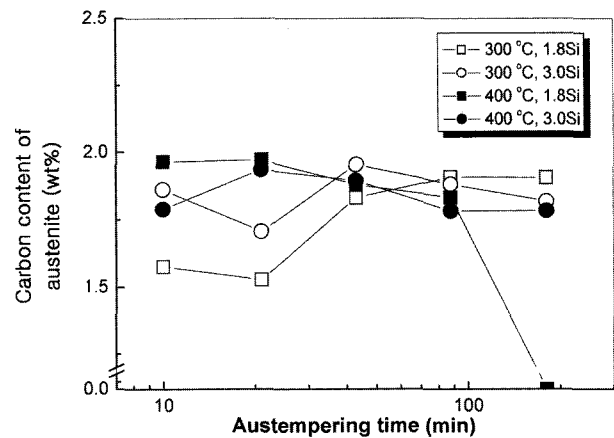


Fig. 8. Influence of Si content and austempering time on the carbon content of retained austenite at 300 and 400°C.

상대적으로 느려지게 됨을 확인할 수 있다. 그림에서 보는 바와 같이 동일한 오스테퍼링 온도에서 규소 함량의 증가하여도 최대 잔류 오스테나이트 분율은 거의 동일한 값을 보였는데, 이는 결국 오스테퍼링 변태시 규소가 탄소의 확산속도에만 영향을 미칠 뿐, 미세조직의 형상에는 영향을 주지 않는 것으로 판단된다.

Fig. 8은 오스테나이트 내의 탄소의 농도를 나타낸 것으로써 다음의 식을 이용하여 계산하였다[13].

$$a_{\gamma} = 0.3548 + 0.0044C_{\gamma} \quad (3)$$

여기서, a_{γ} 는 오스테나이트의 격자상수(nm)이고, C_{γ} 는 오스테나이트의 탄소농도(wt.%)이다.

오스테나이트 중에 탄소 농도는 상온으로 냉각시 오스테나이트의 안정성 문제와 관련된다. 오스테퍼링시 형성되는 오스테나이트를 분류해 보면, 미변태 오스테나이트와 변태 오스테나이트로 구분되어 지며 변태 오스테나이트는 탄소 농도에 따라 다시 준안정 오스테나이트와 안정 오스테나이트로 분류된다[14]. 미변태 오스테나이트는 주로 셀간 경계 영역에 존재하며, 오스

템퍼링 시간이 짧을 경우 탄소의 확산이 충분히 이루어지지 못하기 때문에, 탄소 농도는 오스테나이트화 과정에서와 동일한 대략 0.8~1.1%로 낮은 값을 가지며, 상온에서 마르텐사이트로 변태된다. 준안정 오스테나이트는 반응이 이루어진 상이지만, 대략 1.2~1.6% 정도로 낮은 탄소 농도를 가진다. 이러한 오스테나이트는 상온이하로 냉각되거나 기계적 응력을 받을 경우에 쉽게 마르텐사이트로 변태될 수 있다. 마지막으로 안정 오스테나이트는 잔류 오스테나이트라고 불리우며, 대략 2% 정도의 높은 탄소 농도를 가진다. 이러한 잔류 오스테나이트는 높은 탄소 함량을 가지기 때문에 상온에서 열적 및 기계적으로 안정한 상태이며, 오스테라이트 기지에서 요구되는 상이다.

Fig. 8에서 보이듯이, 오스테퍼링 온도가 400°C인 경우 최대 탄소 농도는 대략 2.0%이며, 300°C의 경우에는 대략 1.9%로 최대 탄소 농도가 다소 감소됨을 알 수 있다. 또한, 300°C에서 21분까지 오스테퍼링된 시편 1.8 Si은 오스테나이트 중의 탄소 농도가 대략 1.5%로서 앞서 설명한 바와 같이 상온에서 쉽게 마르텐사이트로 변태될 수 있다.

3.4. 경도 변화

Fig. 9는 각각의 오스테퍼링 온도에서 규소 함량 및 오스테퍼링 시간에 따른 로크웰 경도 값을 나타낸 것이다. 오스테퍼링 온도의 변화에 따른 전체적인 경도분포의 변화는 온도가 증가할수록 앞서 설명한 바와 같이 잔류 오스테나이트 분율이 증가하고, 페라이트 내에 탄소 과포화가 줄어들기 때문에 전반적으로 감소하였다. 또한, 모든 오스테퍼링 온도에서 오스테퍼링 시간이 짧을 경우에 매우 높은 경도 값을 보이는 것을 볼

수 있다. 이는 반응 초기에 오스테나이트 기지로 탄소확산이 충분히 일어나지 못하여, 탄소가 전혀 확산되지 못한 초기 오스테나이트 상태로 남아있던 미변태 오스테나이트가 상온으로 냉각시 마르텐사이트로 변태되며, 이와 함께 약간의 탄소를 고용한 준안정 오스테나이트들이 충격 시험시 압입자의 하중을 받아 응력 유기 마르텐사이트(strain induced martensite)로 변태되었기 때문이다. 반응 초기로부터 오스테퍼링 시간이 길어질수록 경도 값은 일정 영역까지 큰 폭으로 감소하였다. 이러한 경도 값의 감소는 반응이 진행됨에 따라 미변태 오스테나이트 및 준안정 오스테나이트의 탄소 농도 증가에 기인되며, 경도 값이 일정하게 유지되는 시점이 1단계 반응의 시작이다. 가장 높은 경도 분포를 가지는 250°C에서 오스테퍼링된 시편은 43분에서 1단계 반응이 시작되었으며, 43분에서 181분까지 일정한 경도값을 나타내었고 규소 함량의 변화에 따른 영향도 거의 나타나지 않음을 볼 수 있다.

하지만, 300과 350°C에서 오스테퍼링 열처리한 합금의 경도 분포의 변화를 살펴보면, 2.3과 3.0 Si 합금은 거의 동일한 경도 분포를 보이지만, 규소 함량이 가장 낮은 1.8 Si 합금은 반응 초기에 상대적으로 높은 경도 값을 나타내었으며, 1단계 반응 시점 또한 지연된 것으로 확인되었다. 지금까지 제시된 문헌에서는 규소 함량이 증가할수록 1단계 반응이 지연되는 것으로 알려져 있지만, 본 실험에서는 오히려 규소 함량이 낮을 경우 1단계 반응 시점이 늦어지는 것으로 나타났으며, 이를 규명하기 위해서는 추가적인 분석이 요구된다.

400°C에서 오스테퍼링 열처리한 합금은 가장 많은 잔류 오스테나이트를 가지고 있으며, 조대한 오스테라이트 조직으로 인

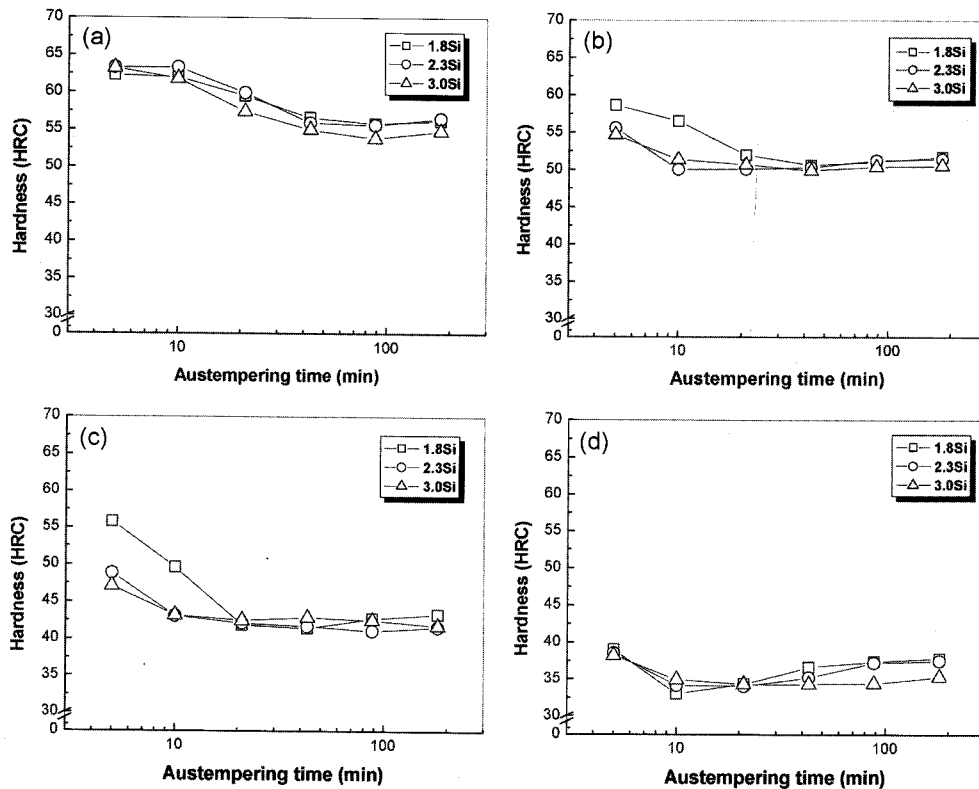


Fig. 9. Influence of Si content and austempering time on the hardness at respective temperature: a) 250, b) 300, c) 350 and d) 400°C.

해 전체적인 경도 분포는 가장 낮게 나타났다. 이와 함께, 높은 오스테퍼링 온도로 인해 탄소 확산이 빨리 진행되므로 10분에서 1단계 반응이 시작되었다. 1단계 반응 이후 오스테퍼링 시간이 길어질수록 3.0 Si 합금을 제외한 2.3과 1.8 Si 합금들은 181분까지 경도 값이 지속적으로 증가함을 볼 수 있는데, 이는 앞서 언급한 미세조직의 차이에서 확인한 바와 같이 높은 오스테퍼링 온도에서 반응이 매우 빨리 진행되므로 규소 함량이 상대적으로 낮을 경우 연성의 잔류 오스테나이트가 페라이트와 카바이드로 빠르게 변태되기 때문에 경도 값이 증가하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

규소 함량을 세 종류로 하여 주조한 고탄소 강을 동일하게 950°C에서 60분간 오스테나이트화 처리한 후 오스테퍼링 온도와 시간을 변화시켜 열처리를 실시하여, 규소 함량과 오스테퍼링 열처리 조건이 미세조직에 미치는 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 오스테퍼링 온도가 250과 300°C에서는 침상의 하부 오스테라이트 조직이 나타났고, 350과 400°C에서는 깃털상의 상부 오스테라이트 조직이 나타났다.
2. 오스테퍼링 온도가 증가될수록 잔류오스테나이트 분율은 증가하였고, 경도 값은 감소하였다.
3. 오스테퍼링 온도가 증가될수록 1단계 반응 및 2단계 반응 시간이 단축되었으며, 특히 오스테퍼링 온도가 가장 높은 400°C에서는 매우 빠르게 2단계 반응이 시작되었다.
4. 규소 함량이 증가될수록 300과 350°C에서는 1단계 반응이 빠르게 진행되었으며, 모든 오스테퍼링 온도에서 2단계 반응은 지연되었다.

참 고 문 헌

- [1] J. K. Janowak : Modern Casting, "Beyond the Metallurgical Mystique", 75, 1 (1985) 34-36.
- [2] G. L. Greno, J. L. Otegui, and R. E. Boeri : Int. J. Fat., "Mechanisms of fatigue crack growth in austempered ductile iron", 21 (1999) 35-43.
- [3] R. C. Vogit, R. Bendaly, J. F. Janowak, and Y. J. Park : AFS Trans., "Development of Austempered High Silicon Cast Steels", 93 (1987) 85-72.
- [4] Y. J. Park, R. B. Gundlach, and J. F. Janowak : AFS Trans., "Monitoring the bainite reaction during austempering of ductile iron and high silicon cast steel by resistivity measurement", 95 (1987) 411-416.
- [5] Yanxiang Li, Xiang Chen : Mat. Sci. Eng., "Microstructure and mechanical properties of austempered high silicon cast steel", 308 (2001) 277-282.
- [6] B. D. Cullity : Elements of X-ray Diffraction, 2nd ed, Addison-Wesley Publication Company, Inc., Menlo Park, (1990).
- [7] O. J. Moncada and J. A. Sikora : AFS Trans., "Dimensional change in austempered ductile iron", 147 (1996) 577-580.
- [8] T. S. Shin, P. Y. Lin, C. H. Chang, and C. R. Loper Jr. : AFS Trans., "A Study of the Austempering of a Ni-Cu Alloyed Ductile Iron", 98 (1990) 609-630.
- [9] D. J. Moore, T. N. Rouns, and K. B. Rundman : AFS Trans., "Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron", 103 (1985) 705-718.
- [10] A. S. Hamid Ali, and R. Elliott : Mat. Sci. and Tech., "Austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron Part 2-structure-mechanical property relationships", 12 (1996) 780-787.
- [11] B. P. J. Sandvik : Met. Mat. Trans., A, "The Bainite reaction in Fe-Si-C alloys : The primary stage", 13 (1982) 777-787.
- [12] G. J. Cox : Br. Foundryman, 76, 6 (1986) 215.
- [13] Susil K. Putatunda : Mat. Sci. Eng., "Fracture toughness of a high carbon and high silicon steel", 297 (2001) 31-43
- [14] J. C. Kim and B. J. Ye : J. Kor. Foundrymen's Soc., "Transformation and Processing Window of Austempered Ductile Iron", 22 (2002) 97-89.

[1] J. K. Janowak : Modern Casting, "Beyond the Metallurgical