

論文

Austempered Ductile Iron(A.D.I.)의 기계적 성질과 현미경 조직검사

이승석

한국표준연구소

Mechanical Properties and Microstructure Examinations on Austempered Ductile Irons

Seung Seok Lee

Korea Standards Research Institute

ABSTRACT

Recently developed austempered ductile irons(A.D.I.) have good mechanical properties. However it is still needed to examine the relationships between microstructures related to bainitic reaction and the mechanical properties. From the mechanical tests such as impact test, hardness test, tensile test, and the microstructure observations, we concluded that the good mechanical properties of A.D.I. came from the fine bainitic ferrite structure formed during the first stage of the austempering reaction.

1. 서 론

지난 몇년 동안에 Austempered 구상흑연 주철(A.D.I.)의 관심도는 적용범위가 확대되면서 크게 증가하고 있다. A.D.I.에서 얻어질 수 있는 획기적인 고강도/고인성 주철은 새로운 종류의 구상흑연주철로써 자리를 굳혀가고 있다. A.D.I.는 보통의 구상흑연주철의 인성을 가지면서 강도는 두배 정도나 된다. 그 외에도 A.D.I.는 표면에서 가공경화를 일으킴으로써 아주 좋은 내피로성과 내마모성을 보여준다¹⁾. 적용예를 살펴보면 미국 General Motors에서 자동차 기어라든가 크랭크샤프트에 많이 적용되고 있고 우리나라에서도 자동차 부품업체에서 개발하는 과정에 있다. 하지만 위에서 언급한 좋은 기계적 성질을 A.D.I.는 보여주고 있으면서도 아직까지도 광범위한 사용은 다음과 같은 이유로 제한을 받고 있다²⁾.

1. 작업라인에서 연속적으로 우수한 성질의 베이나이트 주철을 얻기 위한 야금학적인 지식의 한계

2. 적절한 성질을 얻기 위한 열처리 조건 파악의 미비
3. 일반적으로 주물업체에 있어서, Austempering 열처리를 하기 위한 장비부족

4. 베이나이트 주철의 공학적인 성질들에 대한 자료 미비

위의 문제점들을 체계적으로 검토해 보는 것 이외에, 현장에서 연속적으로 우수한 성질의 A.D.I.를 생산하기 위하여 품질관리기술을 향상시킬 필요성이 있다. A.D.I.를 포함하여 대부분의 주물은 일반적으로 그 기계적 성질에 따라 분류되며 그 용도가 결정된다. 그러므로 어떤 제품의 품질을 보증하기 위해서는 기계적성질을 측정하고 현미경 조직을 조사하는 것이 가장 확실하다. 일반적으로 A.D.I.의 기초적인 물리야금 측면은 이해되고 있지만²⁻⁴⁾ 아직도 A.D.I.의 현미경적 구조와 기계적 성질 사이의 관계에 대해서는 많이 알려지지 않고 있다. 따라서 베이나이트 반응과 결부되어진 현미경 조직과 기계적 성질과의 관계성에 대한 연구가 필요하다. Austempering 열처리를 한 후 현미경 조직관찰, 과단

면 관찰, 충격, 경도 및 인장실험등을 통하여 현미경 조직과 기계적 성질사이의 관계를 명확히 하는 것이 본 연구의 목적이다.

2. 구상흑연주철의 Austempering 반응-현재까지의 이해

A.D.I.에 있어서 필요한 기조직은 베이나이틱 페라이트와 오스테나이트로 구성되어 있는 이상 혼합조직이다. Austempering되는 과정 중에서 베이나이틱 페라이트가 석출되어 오스테나이트 영역으로 성장하게 된다. 동시에 탄소는 성장하고 있는 페라이트 조각으로부터 방출되어 페라이트를 둘러싸고 있는 오스테나이트로 확산되어 들어간다. 이 현상을 그림 1²⁾은 보여주고 있다. 구상흑연주철에 존재하는 많은 양의 규소의 영향으로 일반적으로 베이나이트 변태에 수반되는 세멘타이트의 형성을 막아 준다. 따라서 남아 있는 오스테나이트는 베이나이트 반응이 진행됨에 따라서 계속하여 탄소를 흡수한다. 오스테나이트가 탄소가 과포화 될 때 베이나이트 조각의 성장은 정지되게 된다. 이 오스테나이트는 약 2%까지의 탄소를 함유할 수 있으며 이 고탄소 오스테나이트는 영하 120℃까지 안정하다고 보고되고 있다¹⁾. 이 고탄소 오스테나이트는 Austempering 열처리 온도에서 무한정으로 안정하지 않고 충분히 시간이 경과되면 페라이트와 카바이드로 분해된다. 결과적으로

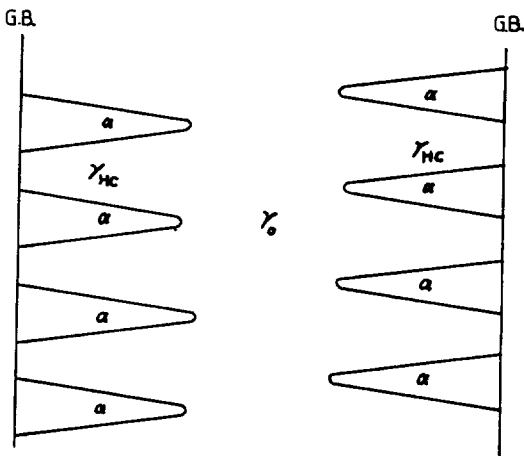


Fig.1. Schematic illustration of bainitic ferrite(α) platelets growing from a grain boundary(GB) into the original austenite(γ₀) and creating zones of high-carbon austenite(γ_Hc).

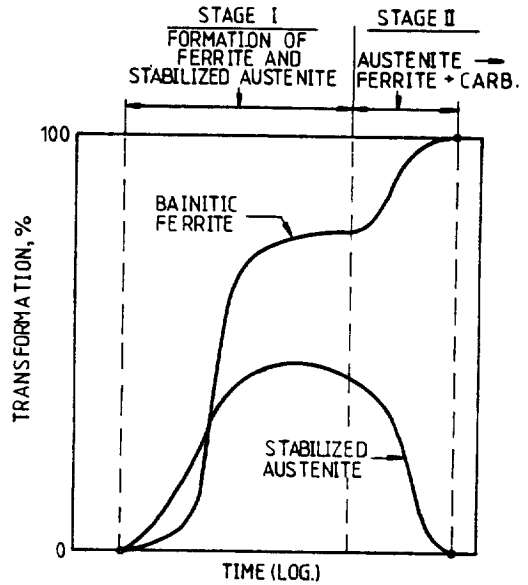


Fig.2. Transformation of austenite during austempering.

Austempering 변태는 두 가지 단계로 나눌 수 있다. 즉 첫번째 단계는 오스테나이트가 베이나이틱 페라이트와 탄소가 과포화된 오스테나이트로 분해되는 단계이며, 두번째 단계는 탄소가 과포화된 오스테나이트가 페라이트와 카바이드로 분해되는 단계이다^{2,4)} 이 고인성 주철은 첫번째 단계에서 생성된 베이나이틱 페라이트와 안정화된 오스테나이트의 복합상 조직때문이며, 반면에 두번째 반응에 의해서는 취성이 증가된다. 그림 2는 시간에 따라서 일어나는 두 가지의 반응기구에 의해서 생성되는 상을 나타낸 그림이다⁵⁾.

2.1. 첫번째 반응-강화처리: $\gamma_0 \rightarrow \alpha + \gamma_{Hc}$

첫번째 단계에서 생성되는 베이나이틱 페라이트의 형상과 오스테나이트의 상대적인 양은 주로 Austempering 온도와 시간에 의하여 결정된다. 약 370℃나 그 이상의 온도에서 Austempering 시키면 상당히 조대하고 분명한 베이나이틱 페라이트가 오스테나이트에서 생긴다. 이 페라이트는 Austempering의 첫번째 단계에서 생성되며 만약에 이 첫번째 단계가 남아있는 오스테나이트가 충분히 탄소를 함유하여 안정화되기 이전에 즉, 말텐사이트 생성시작 온도인 M_s 가 상온 이하로 충분히 내려오기 이전에 중지를 당한다면 냉각시키는 과정에서 말텐사이트가 생성될 것이다. 이 말텐사이트는 경도를

증가시키는 반면에 결정적으로 연성과 인성을 저하시킨다²⁾. 따라서 첫번째 반응이 완전히 끝나기 이전에 Austempering 반응이 중지된다면 베이나이트 페라이트와 말텐사이트와 낮은 탄소농도를 갖고 있는 오스테나이트의 복합조직이 생성된다. 때때로 gear를 위한 재료에서와 같이 높은 경도를 갖는 조직을 얻기 위해서 위와 같은 복합조직이 필요하기도 하다^{6),7)}.

Austenitizing 온도도 용해된 탄소농도를 변화시킴으로써 Austempering 변태에 중요하다. Austenitizing 온도가 올라갈수록 첫번째 반응 끝에 존재하는 안정화된 오스테나이트의 양을 증가시킨다⁸⁾. Austenitizing 온도는 베이나이트 반응속도에도 영향을 준다⁸⁾. Austenitizing 온도가 올라갈수록 기지조직에 탄소농도가 증가됨에 따라서 반응속도는 감소하게 된다.

Harris와 Maitland⁹⁾는 1% Ni이 함유된 구상흑연주철에서 Austenitizing 온도가 840°C에서 925°C가 됨에 따라서 첫번째 단계 반응의 시작과 끝이 늦춰지는 현상을 관찰하였고 좀더 최근에 Morton²⁾이 1.5%Ni-0.3%Mo의 구상흑연주철을 실험한 결과 이 경향을 재 확인하였다.

2.2. 두번째 반응-취화 : $\gamma_{HC} \rightarrow \alpha + \text{carbide}$

Austempering 단계에서 두번째 반응은 재료를 취화

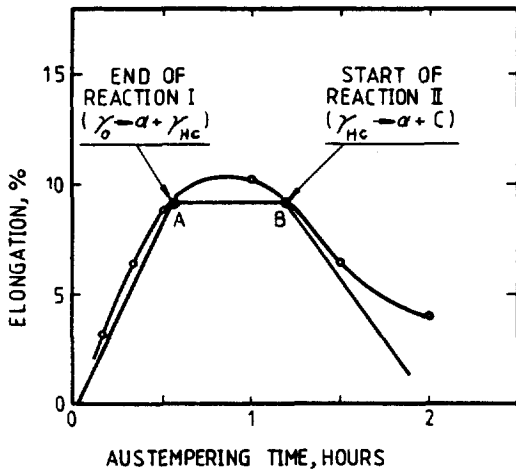


Fig.3. Idealized characterization of the influence of the two bainite reactions on toughness during austempering. Original austenite(γ_0), bainitic ferrite(α), high-carbon austenite(γ_{HC}), carbide(C).

시킴으로써 재료의 연성과 인성을 급격히 저하시키기 때문에 바람직하지 않은 반응인데 위의 원인은 카아바이드가 석출되기 때문이라고 알려져 있다⁵⁾.

카아바이드 석출이 탄소가 과포화된 오스테나이트에서 일어난다는 것은 일반적으로 인정되고 있다. 여러가지 다양한 형태의 카아바이드 석출이 보고되고 있는데 최근에 Sandvik¹¹⁾은 2.0~2.4% Si 합금강에 대하여 연구한 결과 두번째 단계의 베이나이트 반응에 의하여 생긴 카아바이드는 triclinic(또는 변형된 orthorhombic) 결정 구조를 가지며 결정 상수는 거의 Cementite(Orthorhombic 구조)와 같다는 것을 보여준다. 이와같은 카아바이드는 렌즈모양의 평판으로 생겼으며 두께는 약 0.1 μm 이며 베이나이트 페라이트와 평행한 방향으로 생성된다. Sandvick은 0.8% Cr을 첨가하면 두번째 단계의 반응속도를 현격하게 떨어뜨릴 수 있다고 했다. 합금원소를 첨가함으로써 두번째 단계 반응을 지연시킬 수 있다면 Austempering 시키는 시간폭을 넓힘으로써 실제 조업에 있어서 Austempering process를 훨씬 쉽게 해 줄 수 있다. 하지만 취화반응을 일으키는 순간을 현미경적으로 찾아내기는 매우 어렵다. 따라서 적절한 열처리 조건에 대한 재질 성분들의 영향력은 소비적이고 시간도 많이 드는 기계적 실험에 의존하여야 한다. 그림 3²⁾에서 두 단계의 베이나이트 반응을 도식적으로 표시했다. 이론적으로 그림 3에 있는 점 A는 첫번째 반응이 끝나는 지점을 나타내고 점 B는 두번째 반응이 시작되는 점을 나타내며 점 A와 점 B 사이의 간격은 최대한의 인성을 나타내 줄 수 있는 간격을 나타낸다.

Austempering 시간이 짧으면 주철은 약간의 말텐사이트를 가지게 되며, 점 B를 넘어서는 Austempering 시간이 되면 취화반응이 일어난다. 어쨌든 구간 A-B를 벗어나서 Austempering 처리가 되면 최대한도의 인성을 가질 수가 없게 된다. 현장에서 A.D.I.를 만들 때 구간 A-B가 넓을수록 좋다.

3. 실험시편 준비

좋은 A.D.I.를 제조하기 위해서는 우선 좋은 구상 흑연주철을 제작할 필요가 있다. Austempering 처리라고 하는 것은 구상흑연주철의 기지조직을 변화시켜 좀더 성능이 우수한 주철을 만드는 것이지, 품질이 나쁜 구상흑연주철을 열처리하여 품질이 좋은 구상흑연주철을



Photo.1. The microstructure of ductile cast iron as cast state, magnification x 100, 5% nital etching.

만드는 것이 아니다.

다음과 같은 방법으로 구상흑연주철을 제조하였다. 즉, 일본 도시바 제품인 저주파 유도로를 사용하여 1550°C에서 출탕하였으며 상품명 C-5(4.5%~5%Mg)를 사용하여 샌드위치법으로 구상화시켰다. 접종은 Fe-Si(75% Si)을 사용하여 처리하였다.

위와 같은 방법으로 제작된 구상흑연주철 Y-블럭의 상단부를 절단하여 하단부만 시편으로써 사용하였다. 이 구상흑연주철의 현미경 사진을 사진 1에서 보여주고 있다. ASTM 흑연크기 6번과 7번이 같이 분포되어 있는데, 6번이 좀 더 많이 분포되어 있다. 구상화율은 90% 이상이고 인장강도는 47~48 kg/cm², 연신율 18~19%를 가지며 KS GCD 45에 해당한다.

1. 기계적 실험시편 제작

인장시험편을 ASTM subsize 규격으로 제작하였으며 충격시험편은 unnotched subsize 충격시험편(시험편 단면이 한쪽이 7.5 mm, 다른 한쪽이 10 mm, 시험편 길이 55 mm)으로 만들었으며 Brinell 경도시험을 위한 시험편은 20 mm×40 mm×60 mm의 직육방체 형태로 제작하였다.

2. Austempering 열처리

이와 같이 시편가공을 한 후 Austempering 열처리를 하였다. 그 이유는 염욕의 용량이 Y-블럭에 비해서 작아서 Austempering시키는 도중에 온도가 상승하여 항온열처리하기가 매우 어려웠기 때문이다. 또 한편 구상흑연주철은 열처리시킨 후에 뒤튤림이라든가 크기변화가

아주 작고, 있더라도 충분히 예측할 수 있기 때문이다. 따라서 하나의 열처리 조건마다 3개의 인장시편, 3개의 충격시편, 하나의 경도 시험편을 하나의 batch로 묶어서 열처리 시켰다.

Austempering 온도는 200°C, 250°C, 300°C, 350°C, 400°C였으며 위의 각각의 온도에서 10분, 20분, 60분, 120분 동안 Austempering 처리를 하였다.

4. 기계적 성질 실험결과

4.1. 충격실험

Austempering 온도 및 시간에 따라서 열처리 된 시편을 각 조건당 3개씩 charpy 충격실험을 하여 평균값을 구했다. 본 연구에 있어서는 앞에서 언급한 바와 같이 노치가 없는 subsize시편으로 실험을 행하여 그 결과를 단면적으로 나누어서 그림 4에 나타내었다. 주방상태의 충격흡수에너지는 9.8 kgf.m/cm²이었다.

4.2. 인장실험

충격실험때와 같이 Austempering 온도 및 시간에 따라서 열처리된 시편을 각 조건당 3개씩 인장실험을 하

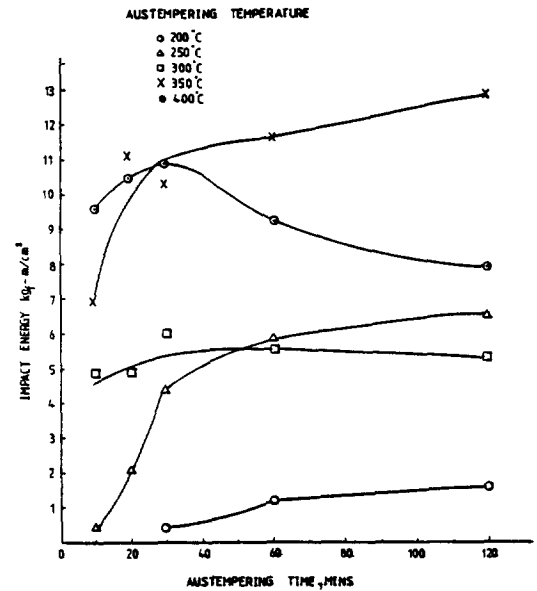


Fig. 4. Influence of austempering time on the impact energy of ductile cast iron austenitized at 900 C and austempered at 200 C, 250 C, 300 C, 350 C and 400 C.

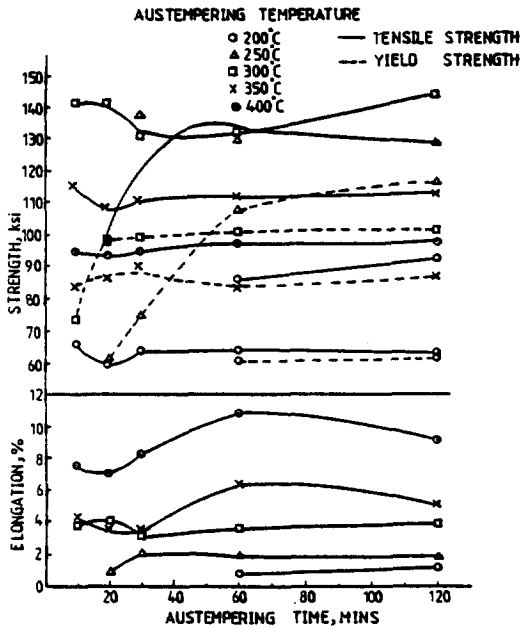


Fig. 5. Influence of austempering time on the tensile properties of ductile cast iron austenitized at 900 C and austempered at 200 C, 250 C, 300 C and 350, 400 C.

여 0.2% 항복강도, 인장강도 및 연신율을 구했다. 그 결과를 그림 5에 나타내었다. 시편의 지름은 6.25 mm, 표점거리는 25 mm이었고, 초당 4×10^{-4} 로 스트레인을 주었다. 주방상태에서 0.2% 항복강도는 33.9 kg/f/cm², 인장강도는 47.4 kg/f/mm², 연신율은 18.5%였다.

4.3. 경도시험

경도시험은 Brinell 경도시험을 행하였다. Brinell 경도시험은 강구 입자의 크기 뿐만 아니라 시험하중도 다른 경도시험에 비하여 크기 때문에 주물제품의 경도측정에 많이 이용된다. 그림 6에서 각 Austempering 온도 및 시간에 따른 Brinell 경도치 변화를 보여준다. 주방상태의 경도치는 165였다.

5. 현미경조직 검사 및 기계적 성질과의 관계

광학현미경은 Austempered 구상흑연주철의 현미경조직 변화를 관찰하기에는 충분하지 못하여 대략 1700 배

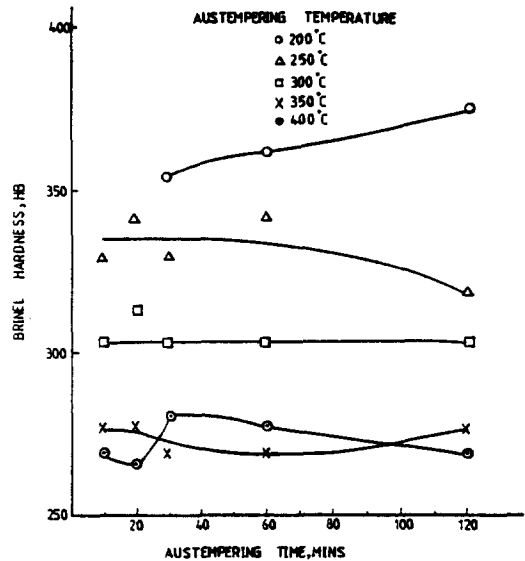


Fig. 6. Influence of austempering time on the brinell hardness of ductile cast Iron austenitized at 900 C and austempered at 200 C, 250 C, 300 C 350 C, and 400 C.

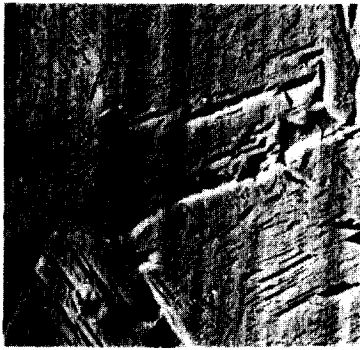
정도의 배율로써 SEM으로 관찰하였다. 사진 2의 (a), (b), (c)는 온도 200°C에서 30분, 60분, 120분 동안 Austempering을 해주었을 때의 현미경 사진이다. (a), (b), (c) 모두 기지조직이 말텐사이트로 추정된다.

실험에 사용한 구상흑연 주철의 연속냉각 변태 그림은 구하지 않았기 때문에 Morton¹⁰⁾이 실험한 1.5%Ni-0.3%Mo 합금 구상흑연주철의 연속냉각변태 그림을 참조하면 200°C는 Ms 온도 이하라고 추정할 수 있다. 이 말텐사이트 조직에 오스테나이트 입계조직을 따라서 proeutectoid 페라이트가 widmanstätten structure로써 석출되어진 것을 볼 수 있다. 이 widmanstätten structure는 열처리가 제대로 되었으면 나타나지 않았을 조직이다. 매우 높은 경도치, 매우 낮은 충격에너지, 매우 낮은 연신율 등은 모두 이 말텐사이트 조직과 관련이 있다.

그림 4에서 60분이 지나면서 다소 충격에너지가 증가하는 것은 현미경 조직상으로는 잘 나타나지 않지만 미세한 양이나마 잔류 오스테나이트가 생성되었기 때문이라고 추정되며 그림 5에서 볼 수 있듯이 극히 낮은



(a)



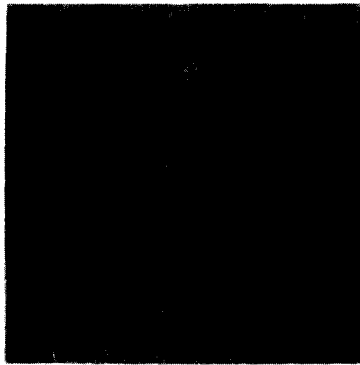
(b)



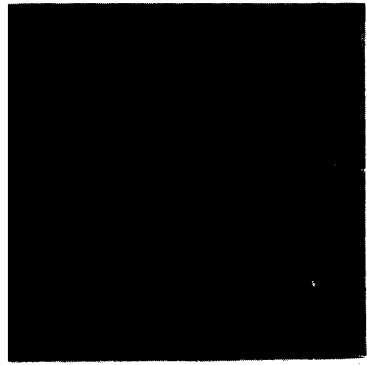
(c)



(d)



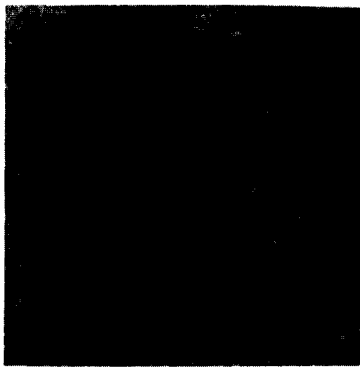
(e)



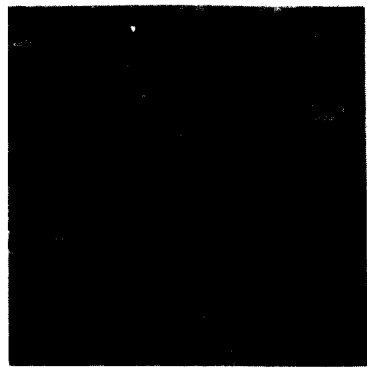
(f)



(g)



(h)



(i)

Photo.2. Microstructures of specimens austempered at various temperatures and times, magnification x1700, revealed by SEM.

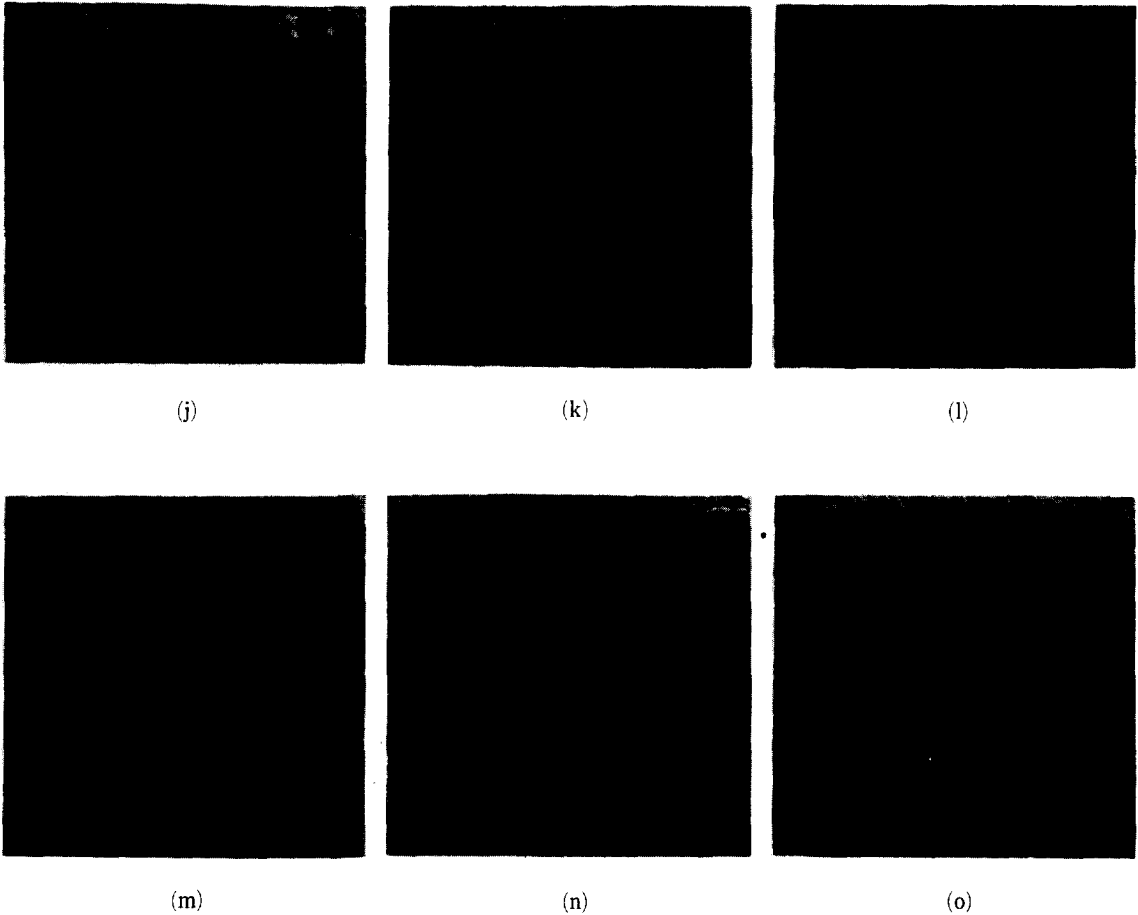


Photo.2. Microstructures of specimens austempered at various temperatures, and times, magnification x 1700, revealed by SEM.

항복강도와 인장강도를 가지는 까닭은 연신율이 워낙 낮아서 충분한 항복강도와 인장강도를 나타내기 이전에 재료가 파손되었기 때문이다. 250°C로 10분, 30분, 120분 austempering 처리를 해주었을 때의 현미경 사진들이 사진 2의 (d), (e), (f)이다. 이 온도 역시 10분 동안 Austempering시켰을 때에는 베이나이틱 페라이트가 생성되기 이전에 냉각되므로 인해서 기지조직이 완전히 말텐사이트 조직이라고 볼 수 있으며 Austempering 시간이 증가할수록 베이나이틱 페라이트나 잔류 오스테나이트 조직이 발전하여 그림 4에서 볼 수 있듯이 충격에너지를 증가시킨다고 할 수 있다.

사진 2의 (g), (h), (i)에서는 Austempering

temperature 300°C, Austempering시간 10분, 30분, 120분에서의 현미경에서의 현미경조직을 보여주는데 시간에 따라서 거의 변화를 보여주고 있지 않다. 충격에너지 값이나 경도값 역시 거의 변화가 없는 것을 보아서 여기서는 잔류오스테나이트의 양이나 미세조직이 Austempering 시간에 따른 변화가 거의 없다고 이야기 될 수 있다. 350°C로 Austempering시켰을 때의 현미경조직을 사진 2의 (j), (k), (l)은 보여주고 있다.

350°C일 경우도 300°C처럼 austempering 시간 10분, 30분, 120분에 따른 변화를 현미경조직이나 충격에너지, 경도값들에서 보여주고 있지 않다. 300°C일 경우와 비교하여 본다면 350°C일 경우가 인장강도나 0.2%



Photo.3. The fractography of ductile cast iron as cast state, magnification x 1500.

offset 항복강도가 낮고 반면에 elongation 및 충격에너지는 높은 값을 나타내는데 그 이유는 베이나이틱 페라

이트 사이의 간격이 350℃일 경우가 300℃일 경우보다 다소 넓기 때문이다. 사진 2의 (m), (n), (o)는 Austempering 온도 400℃일 때 Austempering 시간 변화에 따른 현미경사진이다. 충격에너지값이 austempering 시간이 경과되므로 해서 다소 떨어지는 것을 보아서 베이나이트 반응의 두번째 단계가 다소 진행되었다는 것으로 해석될 수 있으나 현미경조직 사진 2의 (o)로서는 명확하지 않다.

Austempering 온도 300℃나 350℃때와 비교하여 보면 베이나이틱 페라이트 사이의 간격은 커졌음을 알 수 있으며 이것이 항복강도와 인장강도의 저하 및 연신율의 상승을 명확히 보여주고 있다. 사진 3과 4는 충격 시험 후의 파단면을 SEM으로 관찰한 파면사진을 보여준다. 사진 3은 주방상태 시편의 파단면이며 한 입자에서 다른 입자로 넘어갈 때 어떤 특정된 면의 방향이 틀리기 때문에 나타나는 rivers pattern과 배추잎모양의



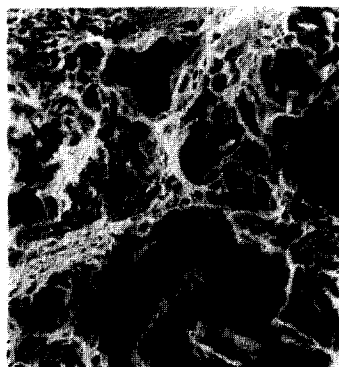
(a)



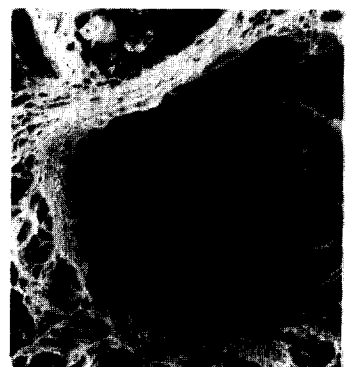
(b)



(c)



(d)



(e)

Photo.4. Factographies of specimens austempered at 250℃, magnification x 700.

전형적인 취성파괴를 보여준다.

사진 4는 Austempering 온도 250°C에서 Austempering 시간이 바뀔에 따라 충격에너지 값이 증가하면서 나타나는 파단면을 보여준다. (a), (b), (c), (d), (e)는 Austempering 시간 10분, 20분, 30분, 60분, 120분을 나타낸다. 사진 4의 (d)와 (e)에서는 상당한 양의 부분적인 소성변형과 dimple tearing을 보여준다. 이와 같은 파단면은 austempering 온도 300°C, 350°C, 400°C에서도 거의 비슷한 양상으로 보였다. 사진 4의 (a)와 (b)는 전혀 소성변형이나 dimple tearing을 나타내지 않는다. 이와 같은 파단면은 Austempering 온도 200°C에서 공통적으로 보여주는 양상이고 충격에너지 및 연신율이 거의 0에 가깝다. 사진 4의 (c)는 그 중간을 보여주고 있다. 위의 파단면 형상과 그림 4의 충격에너지 값은 좋은 상관관계를 보여 준다.

6. 결 론

구상흑연주철을 Austempering 열처리 해줌으로써 얻은 ADI 주철은 보통의 구상흑연 주철의 인성을 가지면서 강도는 두배 정도나 됨을 보였다. 이때 열처리 온도 350°C 정도에서 가장 좋은 기계적 성질을 얻을 수 있으며, 열처리 온도 400°C 정도에서는 열처리 시간 30분이상이 경과하면 탄소가 과포화된 오스테나이트가 분해하여 생성되는 카아바이드 석출로 인한 취화반응이 일어난다고 추정할 수 있다. 350°C에서 가장 좋은 기계적 성질을 보여주는 것은 구상흑연 주철의 Austempering 반응의 첫번째 단계에서 생성된 베이나이트 페라이트 사이의 간격이 이상적이기 때문이다.

6. 후 기

현미경 사진 해석에 도움말을 주신 한국표준연구소의 한준희씨와 이화주씨에게 감사드립니다.

7. 참고문헌

1. M. Johansson, "Austenitic-Bainitic Ductile Iron", AFS Transactions, 85, pp.117~122

- (1977).
2. J.F. Janowak, R.B. Gundlack, "Development of a Ductile Iron for Commercial Austempering", AFS Transactions, 83-54, pp.377~388 (1983).
3. T. Kobayashi, H. Yamamoto, "Development of High Toughness in Austempered Ductile Cast Iron and Evaluation of Its Properties", Metallurgical Transactions A, 19 A, pp.319~327 (1988).
4. R.B. Gundlach, J.F. Janowak, "Austempered Ductile Iron Combines Strength with Toughness and Ductility", Metal Progress, July, pp. 19~26 (1985).
5. B. Bigner, J.M. Schissler, R. Faivre, "La Transformation Bainitique des Allages Fe-C-Si", Hommes et Fonderie, Oct, pp. 17~34 (1977).
6. R.B. Grindehl, "High Stress Nodular Iron Gears and Method of Making Same", U.S. Patent Ho 4, 222, 793 (1980).
7. N.M. Lottridge, R.B. Grindahl, "Nodular Iron Hypoid Gears", SAE Fatigue Conference, paper No. 820696 (1983).
8. E. Dorazil, B. Barta, E. Munsterova, "Mechanische Eigenschaften von Zwischenschwefelhaltigem Unlegiertem Gusseisen mit Kugelgraphit", Giessereitechnik, 19, pp.79~83 (1973).
9. D.A. Harris, R.J. Maitland, "The Effect of Austenitizing Conditions on the Isothermal Formation of Lower Bainite in a Spheroidal Graphite Cast Iron", Iron and Steel pp. 325~328 (1970).
10. P.A. Morton, Unpublished Research, Climax Molybdenum Co.
11. B.P.J. Sandvik, "The Bainite Reaction in Fe-Si-C Alloys: The Secondary Stage", Met. Trans., 13 A, pp.789~800 (1982).