

GCD 45 중심부 조직 및 기계적 성질에 미치는 ADI 열처리 조건의 영향

김한군 · 유용주* · 이재식* · 정태영**

부경대학교 금속공학과

*울산대학교 지역협력연구센터 기계부품 및 소재특성 평가 연구센터

**한국열처리

Effect of ADI Heat Treatment Conditions on the Core Structure and Mechanical Properties of GCD45

H. G. Kim, Y. Z. You*, J. S. Lee*, T. Y. Chung**

Dept. of Metallurgical Engineering, Pukyong National University, Pusan 608-739, Korea

*RRC/Remm.school of mat & met.eng.univ. of Ulsan

**Korea heat treatment co.

Abstract The effect of ADI heat treatment conditions on the core microstructures and mechanical properties of GCD 45 has been investigated. In the case of 25 ϕ AE in diameter, it has been found that pearlite structure is not obtained, and the matrix is consisted of graphite, bainite and retained austenite. Upon cooling isothermally from 900 °C, the core structure of 35 mm in diameter is converted to pearlite. However, the structure is transformed to bainite after slow cooling from 900°C to 800°C.

(Received November 14, 2001)

Key words: GCD45, ADI(Austempering ductile cast irons), Core microstructure, Mechanical properties

1. 서 론

최근 자동차 산업에 사용되는 부품은 높은 생산성과 우수한 기계적 성질 및 저렴한 가격이 동시에 요구되고 있다. 따라서 이와 같은 복합적인 조건을 동시에 만족시킬 수 있는 재료로서 오스템퍼링 처리한 구상흑연주철(Austempered Ductile Cast Iron, 이하 ADI로 약칭)은 적당한 강도와 인성을 가지는 고품질 주철로서 그 기계적 성질 및 물리적 성질 등이 우수하기 때문에 이에 대한 많은 연구가 이루어지고 있다[1~3]. 구상흑연주철을 오스템퍼링처리하여 얻은 ADI는 지금까지 기계나 차량 등의 부품제조에 많이 사용하고 있는 주강(Cast steel)이나 단조강(Forged steel)에 필적할 만한 또는 그 이상의 기계적 성질을 나타낸다.

한편, 원소재인 구상흑연주철은 정밀주조가 용이하므로 제품생산 시 많은 절삭이나 용접 등의 기계가공을 생략할 수 있고 주물 그 자체를 오스템퍼링 처리하여 완제품으로 사용할 수 있어 경제적 가치가 있는 우수한

공법으로 평가받고 있다. 또한 ADI는 비교적 많은 양의 잔류 오스테나이트를 함유하고 있어 인성이 크므로 열처리 시 크랙의 발생이 거의 없으며, 흑연이 존재하기 때문에 강에 비하여 비중이 낮고 내마모성도 우수하다. ADI는 기지조직이 하부 베이나이트인 것은 인장강도 130~160 kgf/mm², 연신을 2~4%로서 대단히 높은 강도를 갖지만 상부 베이나이트인 경우에는 인장강도 90~120 kgf/mm², 연신을 6~13%로서 인성이 비교적 높고[4~6] 피로강도도 단조품과 거의 동등한 30~40 kgf/mm² 수준이다[7~8].

오스템퍼링 처리시의 질량효과에 의하여 ADI에서도 두께가 두꺼운 소재는 중심부까지 베이나이트 조직을 얻기가 어렵다. 일본의 하루요시 수미토모 등[9]은 구상흑연주철에 특수한 합금원소를 첨가하지 않고도 질량효과를 상승시킬 수 있는 열처리 공법을 개발하였다. 그러나 이 방법은 900°C에서 오스테나이트화 시킨 후 225°C까지의 염욕속에 1차적으로 급냉시킨 후 다시 이 보다 높은 375°C의 염욕 속에서 2차 등은 유지시키도

록 되어있다. 이러한 방법에 의하면 보다 높은 온도에서 한번만 등온 유지시키는 방법보다 1차 급냉시의 냉각효과 상승으로 질량효과가 높아지는 것은 사실이지만 등온 냉각용 염욕을 2개 준비해야 하며 1차급냉에서 2차등온유지까지의 부품크기에 따른 시간조절이 어려운 문제등 많은 기술적인 어려움이 따른다.

본 연구에서는 특수한 합금원소가 첨가되지 않은 일반적인 구상흑연주철을 사용하여 합금원소가 첨가된 구상흑연주철과 거의 대등한 열처리 효과를 얻기 위하여 일반적인 오스테나이트화 온도인 900°C까지 가열한 다음 A1변태점 직상까지 서냉시킴으로써 초기 서냉에 의한 펄라이트 핵 생성 억제효과[10]를 이용하여 질량효과를 상승시킬 수 있는 열처리 공법을 개발하고자하였다. 본 연구에서는 55 mm까지의 직경에 대하여 직경크기에 따른 중심부 조직 및 기계적 성질에 미치는 초기 서냉에 의한 질량효과의 영향을 고찰하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1. 시편제작 및 열처리

본 연구에 사용한 구상흑연주철은 고주파 유도 가열로에서 용해하여 Y-block형 (KS D 4302) 주형에 주입하여 제조하였다. 시험편은 하단부를 절단하여 밑부분만을 사용하여 25, 35, 45 및 55 mm 직경의 환봉으로 선반가공하여 사용하였다. 열처리 후, 각각 중심부를 길이방향과 수직으로 절단하여 표면과 중심부의 조직을 관찰하고 경도를 측정하였다. 인장 시험편과 충격 시험편은 환봉의 중심부만을 이용하여 인장 시험편은 KS B 0801 4호 시험편으로 가공하여 사용하였으며, 충격 시험편은 KS B 0809 3호 샤르피 충격 시험편을 길이방향으로 절삭가공하여 제작하였다. 이 때 사용한 시료는 분광분석기를 사용하여 분석하였으며 그 화학조성은 Table 1에 나타내었다.

열처리는 900°C로 유지된 N₂가스 분위기 속의 로에서 2시간 동안 오스테나이트화 시킨 다음 400°C 및 350°C로 유지된 아질산염계의 염욕 속에서 바로 급랭하여 1시간 동안 등온유지 시키는 방법과 900°C에서 800°C까지 0.05°C/sec의 속도로 냉각한 후, 동일한 방법으로

등온유지하여 비교하였다.

2.2. 미세조직

조직시험편은 열처리한 다음 환봉의 표면과 중심부에서 채취하여 광학현미경과 주사전자현미경을 사용하여 주방상태 및 오스텨퍼링 후의 페라이트, 베이나이트, 흑연의 분포상태, 잔류 오스테나이트의 양 및 분포특성등을 관찰하였다.

2.3. 기계적 성질시험

열처리 조건에 따른 경도 분포를 측정하기 위하여 로크웰 경도 시험기를 사용하여 표면으로부터 3 mm 간격으로 중심부까지 하중 150 kg, 측정시간 10초로 하여 각 재료별로 3회 실시하여 평균값을 구하였다. 또한 인장특성을 측정하기 위하여 열처리가 완료된 시료에 대하여 상온에서 인장 시험하여 인장강도, 항복점 및 연신율을 측정하였고, 충격시험은 U-노치 Charpy 충격시험으로 상온에서 실시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 미세조직

Photo. 1은 25 mm 직경의 환봉을 900°C에서 2시간 오스테나이트화 처리한 후 각각 350°C와 400°C의 염욕 속에서 1시간 동안 등온 유지했을 때 표면부의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 것이다.

Photo. 1을 고배율의 주사전자현미경으로 관찰한 Photo. 2이며, 여기서 볼 수 있는 바와 같이 등온유지 온도에 관계없이 베이나이트 페라이트와 잔류 오스테나이트가 혼합조직으로 나타나고 있다. 그러나 (a)와 같이 오스텨퍼링 온도가 350°C인 경우는 냉각 속도가 다소

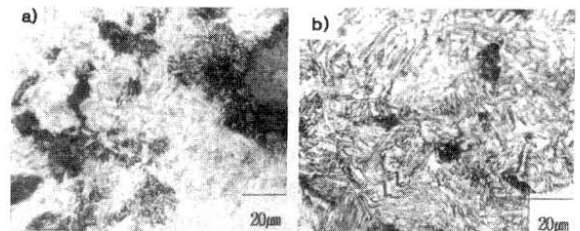


Photo. 1. Optical micrographs of surface in the isothermally cooled specimens after austenitizing at 900°C for 2 hr; (a) Isothermally cooled structure to 350°C and b) Isothermally cooled structure to 400°C.

Table 1. Chemical composition of the specimen(wt.%)

| C | Si | Mn | P | S | Mg | Cr | Cu | Ni | Mo | Fe |
|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| 3.43 | 2.30 | 0.28 | 0.03 | 0.01 | 0.03 | 0.03 | 0.26 | 0.04 | 0.01 | bal. |

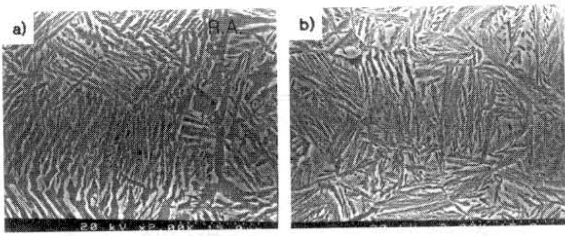


Photo. 2. SEM micrographs of surface in the isothermally cooled specimens after austenitizing at 900°C for 2hr; (a) Isothermally cooled structure to 350°C and (b) Isothermally cooled structure to 400°C.

빠르므로 대부분 상부 베이나이트 및 잔류 오스테나이트가 잘 발달된 혼합 조직이고, (b)와 같은 400°C에서 등온유지시킨 경우에는 상부 베이나이트가 조대해지고 따라서 α 페라이트와 베이나이트 라스 사이의 간격이 비교적 넓어지고 또 활발한 탄소의 확산에 의하여 고탄소 오스테나이트량이 증가함으로써 잔류 오스테나이트가 많아진 혼합조직으로 나타나고 있다. 오스템퍼링 온도 350°C에서는 베이나이트 페라이트의 선단이 많이 둔화된 전형적인 상부 베이나이트와 α bainite lath 사이의 간격이 넓어지고 흑연을 중심으로 발달되었으며, 400°C에서 오스템퍼링한 경우는 조대한 상부 베이나이트와 다량의 잔류 오스테나이트가 혼합된 조직이 흑연을 중심으로 나타나고 있다.

Photo. 3은 25 mm 직경의 환봉을 900°C에서 2시간 오스테나이트화 처리한 후 바로 350°C의 염욕 속에서 1시간 동안 등온 유지했을 때와 오스테나이트처리 후 900°C에서 0.05°C/sec의 속도로 800°C까지 서서히 냉각한 후 같은 조건의 염욕 속에서 등온 유지했을 때 중심부의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 것이다. 0.05°C/sec보다 냉각속도를 크게 하면 강도와 경도에는

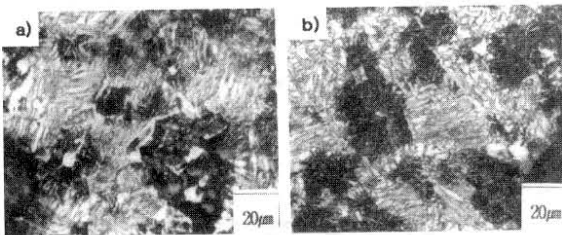


Photo. 3. Optical micrographs of center in the 25 mm diameter ADI treated after austenitizing at 900°C for 2hr; (a) Isothermally cooled structure from 900°C at 350°C and (b) Isothermally cooled structure at 350°C after slow cooling from 900°C to 800°C.

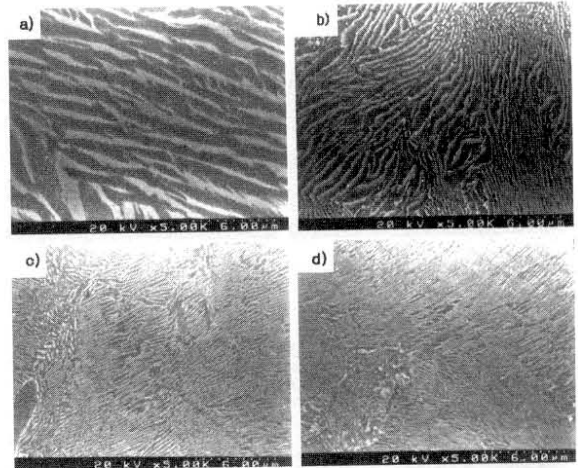


Photo. 4. SEM micrographs of the center in the ADI treated after austenitizing at 900°C for 2hr and then isothermally cooled structure from 900°C to 350°C; (a) 25Φ (b) 35Φ (c) 45Φ and (d) 55Φ.

크게 영향을 미치지 않으나 연신율이 현저하게 떨어지는 것으로 보고되고 있다[11]. 오스테나이트화 온도가 900°C에서 바로 퀴칭한 경우와 800°C로 서서히 냉각한 경우 표면부와 중심부 모두 베이나이트와 소량의 잔류 오스테나이트의 조직으로 나타나고 있으나 800°C까지 서냉시켜 오스템퍼링 처리시킨 경우에 다소 많은 양의 베이나이트가 생성되어 있음을 알 수 있다.

Photo. 4는 크기가 각각 25, 35, 45 및 55 mm 직경의 시편을 900°C에서 오스테나이트화 처리한 후 350°C의 염욕 속에서 바로 오스템퍼링 처리한 경우의 중심부 조직으로 25 mm 직경의 경우에는 중심부에도 베이나이트 조직을 나타내고 있다. 그러나 35 mm, 45 mm 및 55 mm 직경의 경우 중심부에서 페라이트 조직이 나타났다.

Photo. 5는 25 mm에서 55 mm까지의 직경에 대하여 900°C에서 오스테나이트화 처리한 후 800°C까지 서냉한 후 같은 조건인 350°C의 염욕 속에서 오스템퍼링 처리한 경우의 중심부 조직이다. 여기서는 25 mm 직경의 경우와 마찬가지로 35 mm까지의 직경에서도 베이나이트화가 이루어져 있다. 45 mm의 경우에는 대부분 페라이트 조직이나 일부는 베이나이트 조직이 혼재하였다. 이와 같이 900°C에서 800°C까지 일차적으로 서냉한 다음 염욕에 등온 유지시킨 경우에 900°C에서 바로 냉각한 경우보다 직경이 큰 시편 중심부까지 베이나이트화가 이루어 졌는데 이것은 오스테나이트화 처리 후 800

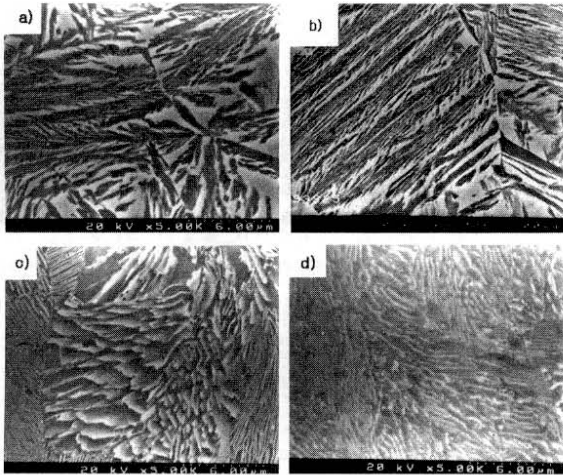


Photo. 5. SEM micrographs of the center in the ADI treated after austenitizing at 900°C for 2hr and then isothermally cooled structure at 350°C after cooling from 900°C to 800°C; (a) 25Φ (b) 35Φ (c) 45Φ and (d) 55Φ

°C까지 서냉하여 등은 처리함으로써 중심부에서 초기 서냉에 의한 펄라이트 핵생성 억제효과가 나타난 것으로 생각된다. 강이나 주철을 오스테나이트 상태에서 냉각시킬 때 Ar_3 변태점까지의 냉각속도가 펄라이트와 베이나이트의 핵생성에 중요한 영향을 미친다. Ar_3 변태점까지의 냉각속도가 느릴수록 펄라이트와 베이나이트의 핵생성을 억제시키고 TTT곡선을 오른쪽으로 이동시키는 효과를 얻게 된다[10]. 강이나 주철을 M_s 온도 위에서 등온유지하면 오스테나이트 입계 및 오스테나이트와 흑연 계면에서 페라이트가 핵생성 및 성장하면서 탄소는 오스테나이트로 배출되어 오스테나이트 내의 탄소농도가 증가하게 된다. 특히 주철은 Si 함량이 높기 때문에 베나이트 펄라이트 생성시 탄화물의 형성이 억제되기 때문에 미변태된 오스테나이트는 탄소의 농축에 의하여 더욱 더 안정화되어 그 이후의 공냉에 의해서도 변태하지 않고 잔류 오스테나이트로 남게 된다. 이러한 현상은 탄소강에서는 볼 수 없고 Si 함량이 높은 강에서 나타나는 현상이다[11].

3.2. 기계적 성질

Fig. 1은 오스테나이트 처리 후 오스템퍼링 처리를 하지 않은 주조상태의 시편과 900°C에서 오스테나이트화 처리한 후 350°C와 400°C의 염욕 속에서 등은 처리하여 인장시험 하였을 때 시편의 두께에 따른 인장강도 및 연신율의 변화를 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있

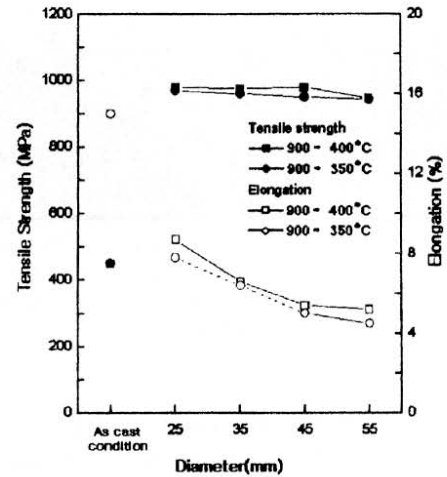


Fig. 1. Changes in the tensile strength and elongation with diameter in the specimens of casting state and isothermally cooled from 900°C to 350°C and 400°C.

는 바와 같이 인장강도는 오스템퍼링 처리한 시료가 주조상태의 시료보다 상승하였으며, 또한 오스템퍼링 처리 후의 인장강도는 시편의 두께에 관계없이 대체로 높은 값을 나타내고 있다. 인장강도와 연신율은 오스템퍼링 처리 온도에 관계없이 비슷한 값을 나타내고 있다. 그러나 900°C에서 오스테나이트화 한 후 800°C까지 서냉한 후 각각 350°C 및 400°C에서 등은 처리한 경우의 인장강도와 연신율을 나타낸 Fig. 2에서 볼 수 있는 바

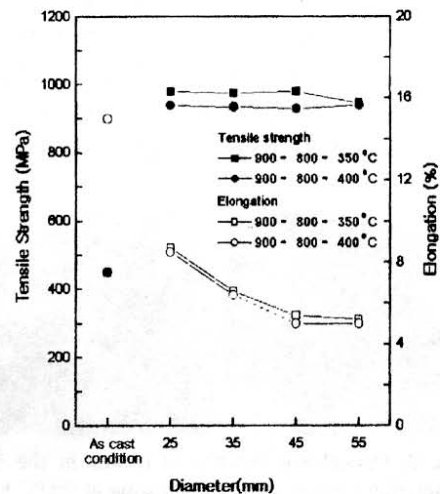


Fig. 2. Changes in the tensile strength and elongation with diameter in the specimens of casting state and isothermally cooled from 800°C to and 400°C.

와 같이 연신율은 서로 비슷한 값을 나타내고 있으나, 인장강도는 350°C에서 오스테퍼링 처리한 경우 다소 높은 값을 나타내고 있다. 이러한 현상은 냉각속도가 빠를수록 베이나이트화가 더욱 중심부까지 이루어진 조직시험 결과와 관련하여 생각할 수 있으며 오스테퍼링 온도가 낮아질수록 치밀하고 미세한 침상의 하부 베이 나이트로 변태되어 강인성이 증가하기 때문에 인장 강도가 증가하고 오스테퍼링 온도가 높아질수록 베이 나이트 선단이 둔화된 상부 베이나이트가 생성되어 조대화됨으로써 연성이 있는 잔류 오스테나이트가 증가함으로써 인장강도가 감소한 것으로 사료된다. 900°C에서 오스테퍼링 처리한 경우와 800°C에서 처리한 경우를 비교하면 봉의 직경이 작은 경우에는 별 차이가 없으나 봉의 직경이 55 mm로 증가하면 연신율의 크기가 다소 상승하고 있음을 알 수 있다.

오스테퍼링 처리 후의 연신율에 따른 샤르피 충격치의 변화를 Fig. 3에 나타내었다. 시편의 직경이 증가함에 따라 충격치가 감소하고 있으나, 900°C에서 오스테나이트화 한 후 등온처리한 경우보다 800°C까지 서냉한 후 오스테퍼링 처리한 경우에 높은 충격값을 나타내고 있다. 연신율이 감소할수록 충격치도 함께 감소하고 있으며 충격치와 연신율 모두 직경이 증가함에 따라 감소하는 것은 하나, 800°C에서 350°C의 염욕에서 등온처리한 경우가 충격치와 연신율이 모두 높게 나타나고 있음을 알 수 있다. 또한 연신율은 주조상태에 비해 낮은 값을 나타내고 있으나 충격치는 30 mm 직경의 경우까지 주

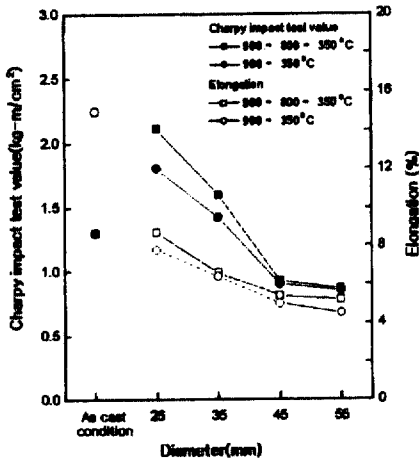


Fig. 3. Changes in the Charpy impact test value and elongation diameter in the specimens of casting state and isothermally cooled from 800°C to 900°C and 350°C.

조상태보다 높은 값을 나타내고 있다. 이와 같이 주조 상태의 경우보다 오스테퍼링 처리에 의해 충격값이 증가한 것은 오스테나이트화 처리 시 구상흑연 중에 존재하는 탄소가 페라이트 기지조직으로 확산하여 기지조직 중에 존재하는 탄소의 함량이 증가하여 강도를 증가시키고, 또한 기지조직도 베이나이트 페라이트 조직으로 변화했을 뿐 아니라, 잔류 오스테나이트의 함량도 증가시키는 것 등의 여러 가지 복합적인 효과때문으로 생각된다.

강도-연성 밸런스값을 나타낸 Fig. 4의 경우 또한 충격치와 연신율의 변화와 비슷한 경향을 보이고 있다. 강도-연성 밸런스값은 900°C에서 오스테나이트화 한 후 800°C로 서냉한 후 오스테퍼링 처리한 경우가 900°C에서 바로 등온유지시킨 경우 보다 모든 직경에서 높은 값이 얻어졌다.

4. 결 론

KS GCD 45 구상흑연주철을 900°C에서 오스테나이트화 한 후 350°C 및 400°C의 등온 염욕에서 오스테퍼링 처리하였을 때와 900°C에서 오스테나이트화 한 후 800°C까지 서냉한 다음 오스테퍼링 처리하였을 때의 현미경 조직 특성 및 기계적 성질에 미치는 영향에 대하여 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 25 mm 직경의 환봉에서 350°C와 400°C의 등온 처리 조건에서 모두 표면부와 중심부에서 베이나이트

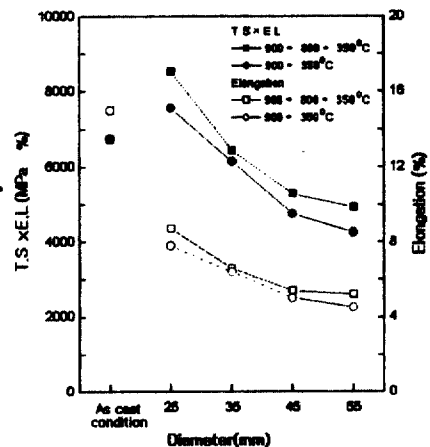


Fig. 4. Changes in the T.S x E.L. balance and elongation with diameter in the specimens of casting state and isothermally cooled from 800°C to 900°C and 350°C.

조직이 얻어졌으나, 350°C의 경우가 보다 미세한 베이 나이트 조직이 얻어졌다.

2) 900→350°C 오스테퍼링 처리 조건에서는 35 mm 직경 중심부에서 펠라이트 조직이 나타나지만 900-800-350°C 오스테퍼링 처리 조건에서는 35 mm 직경 중심부에 펠라이트 조직이 나타나지 않았다.

3) 900→350°C 오스테퍼링 처리 조건보다 900→800→350°C 오스테퍼링 처리 조건일때 25 mm~55 mm범위의 환봉에서 인장강도와 연신율이 다같이 높은 값이 얻어졌다.

4) 봉의 직경이 25 mm에서 55 mm로 증가함에 따라 연신율의 값은 비교적 많이 감소하였으나 인장강도는 대체로 비슷한 값이 얻어졌다.

5) T.S×E.L balance 값은 봉의 직경이 증가함에 따라 감소하며, 900→350°C 오스테퍼링 처리 조건보다 900→800→350°C 오스테퍼링 처리 조건에서 높은 값을 나타냈다.

2. 狩野邦彦, 水澤繁, 米村次男, 安田次一: 鑄物, 61 (1989) 539.
3. 塩川忠: 鑄物 56 (1984) 362.
4. K. Horunung, W. Hauke: 1st Int'l Conf. on Austempered Ductile Iron, (1984) 201.
5. K. Rohrig: Geiesserei-praxis, 6 (1983) 1.
6. J.F.Janowalk and R.B.Gundlach: AFS Trans., 91 (1983) 377.
7. 杉浦泰夫, 中井清之, 辻村圭介, 富田剛利: 日本鑄鐵協會, 第106回全國講演大會概要集, (1984) 21.
8. 關口勉, 外田隆一, 岡田欲二: 日本鑄物協會, 第104回全國講演大會概要集, (1983) 13.
9. 佐久木敏美, 星野 董, 中村幸吉, 炭本治喜: 物 65 (1998) 491.
10. K-E. Thelning: Steel and its Heat Treatment. (1984) 179.
11. 최석람, 윤기혁, 문원진, 강창룡, 김한근: 열처리공학 회지 Vol.11 No.(1998) 46.
12. Osamu Matsumura, Yasaru Sakuma and Hiroshi Takechi: Trascations ISIJ, 27 (1987) 570.

참고문헌

1. R. C. Voigt: Cast Metals 4 (1991) 55.