

## ADI의 조직특성에 미치는 2단 오스테나이트화 처리조건의 영향

최석림·윤기혁\*·문원진\*\*·강창룡\*\*\*·김한군\*\*\*

동림금속공업사

부산지방중소기업청\*

나고야대학\*\*

부경대학교 공과대학 금속공학과\*\*\*

Effect of Two Step Austenitizing Treatment Conditions on the  
Microstructural Characteristics of ADI

S. L. Choi, K. H. Yun\*, W. J. Moon\*\*, C. Y. Kang\*\*\*, H. G. Kim\*\*\*

Donglim heat treatment Co., Pusan, 617-070

\*Pusan regional small and medium business office, Pusan, 616-100

\*\*Nagoya University, Japan

\*\*\*Dept. of Metall. Eng., Pukyong National University, Pusan, 608-739

### ABSTRACT

The variation of the mechanical properties, microstructures and the formation of retained austenite with heat treatment conditions in austempered ductile cast iron has been investigated. In the case of austempered ductile cast iron below 25mm diameter, it has been found that a pearlite structure are not obtained under a super cooled condition at range of 0.05°C/sec~10°C/sec, and the matrix is precipitated in graphite, bainite and retained austenite. After austempering treatment the retained austenite is increased with decreasing cooling rate. The elongation increases with decreasing super cooling rate, and the optimum result has been shown to be the elongation of 15.6% at super cooling rate of 0.05°C/sec. The optimum result has been shown to be the tensile strength—elongation balance of 1656kgf/mm<sup>2</sup>.% and it is more than doubled to as the casting state and continuous cooling condition.

### 1. 서 론

종래의 구상흑연주철에 비하여 오스템퍼링된 구상흑연주철(Austempered Ductile Cast Iron, 이하 ADI로 약칭)은 높은 강도와 인성이 겸비된 우수한 고품질 주철로서 그 기계적 성질 및 물리적 성질 등

에 관한 많은 연구가 이루어지고 있다<sup>1-4)</sup>. ADI는 기조직이 하부베이나이트인 것은 인장강도 130~160kgf/mm<sup>2</sup>, 연신을 2~4%로서 대단히 높은 강도를 갖으며, 상부베이나이트인 경우에는 인장강도 90~120kgf/mm<sup>2</sup>, 연신을 6~13%로서 인성이 비교적 높으며<sup>5-7)</sup>, 피로강도도 단강품과 거의 동등한 30

~40kgf/mm<sup>2</sup> 수준이다. 이러한 높은 강도와 인성을 겸비하고 있으면서 복잡한 형상을 제조할 수 있다는 주철의 구조상의 특징과 가공시 절삭, 용접 등의 가공공정이 대폭 생략되기 때문에 조질강, 침탄강 혹은 단조강의 대체 재료로서 자동차용 링기어, 피니언 기어, 크랭크 샤프트 등과 건축, 건설기계, 산업기계 등에도 광범위하게 사용되고 있다<sup>10-12)</sup>.

일반적으로 주철은 규소 함유량이 높기 때문에 탄소강과는 달리 베이나이트 변태시에 탄화물의 석출이 상당히 억제되어 적당한 오스템퍼링처리에 의하여 베이나이트 페라이트(Bainitic Ferrite)와 잔류오스테나이트 조직을 갖는 우수한 성질의 조직을 얻을 수 있다. 그러나 그와 같은 조직과 기계적 성질을 얻기 위해서는 오스템퍼링 처리조건, 오스테나이트화 처리시의 온도와 유지시간, 오스테나이트 영역에서 베이나이트 변태영역까지 냉각시의 냉각 속도, 베이나이트화 시키기 위하여 등온유지시의 유지온도와 시간, 등온유지후의 냉각 방법등에 따라 여러 가지 조건이 변하지만, 원하는 조직을 안정적으로 얻는다는 것은 그리 간단한 방법은 아니다.

ADI에서도 열처리시 질량효과가 존재하기 때문에 ADI제조시에 Cu, Mo, Ni 등의 합금원소를 첨가하여 펄라이트의 석출을 억제하고 강인성을 손상시키지 않도록 하는 것이 보편적이다. 그러나 합금주철 제품

은 합금원소의 첨가, scrap의 관리, 후 기계가공의 난삭화 등이 원가상승의 원인으로 작용하기 때문에 ADI의 장점을 충분히 활용하는데 장애요인이 된다.

따라서 본 연구에서는 특수한 합금원소가 첨가되지 않은 일반적인 구상흑연주철을 사용하여 오스테나이트 상태에서 등온유지시킨 후 냉각시킬 때 변태가 일어나는 온도인 800℃까지 냉각속도를 제어하여 펄라이트의 핵생성을 억제시키는 열처리 기술을 개발함으로써 일반 구상흑연주철소재를 사용하여 비교적 두께가 두꺼운 소재도 ADI처리를 할 수 있도록 하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 시편제작

본 실험에 사용한 시험편 소재는 일반 공업적인 방법에 의하여 GCD 45를 용해하여 사형의 Y블럭형(KSD 4302 B호)에 주입하였다. 시험편은 하단부에서 50mm를 절단하여 밑부분만을 사용하였고 인장시험편은 1개의 Y블럭에서 1개만 채취하여 KS B 0801 4호 시험편으로 가공하여 사용하였으며, 충격시험편은 KS B 0809 3호 샤프피 충격시험편을 길이방향으로 절삭가공하여 제작하였다. 이때 사용한 시료의 화학조성은 Table 1과 같다.

Table 1. chemical composition of specimens

Element	C	Si	Mn	P	S	Mg	Cr	Cu	Ni	Mo
%	3.431	2.302	0.288	0.033	0.011	0.033	0.032	0.264	0.042	0.010

### 2.2 열처리

열처리는 900℃로 유지된 N<sub>2</sub>가스분위기로부터 2시간 동안 오스테나이트화 시킨 다음 350℃로 유지된 아질산염계의 염욕 속에 바로 급랭하여 등온유지시키는 방법과 900℃에서 800℃까지 0.05℃/sec ~5℃/sec까지 서로 상이한 냉각속도로 자연 냉각시켜 역시 350℃로 유지된 염욕속에 급랭하여 등온유

지시켰다. 등온유지시킨 시간은 모두 1시간으로 동일하고, 등온유지시킨 다음 바로 공랭시켰으며, 이때 사용한 열처리 사이클은 Fig. 1과 같다

### 2.3 미세조직 및 X-선 회절시험

페라이트, 베이나이트, 흑연의 분포상태, 잔류 오스테나이트의 양 및 분포특성을 고찰하기 위하여 광

학현미경, 주사전자현미경 및 투과전자현미경을 사용하였으며, 잔류 오스테나이트의 양을 측정하기 위하여 Rigaku, Starinflex-Ⅱ X-선 회절시험기를 사용하여 30KV, 10mA의 조건으로 시험하였다.

2.4 기계적성질시험

열처리 조건에 따른 기계적성질을 시험하기 위하여 Instron 4210 인장시험기를 사용하여 crosshead speed 50mm/min의 조건으로 인장강도 항복점 및 연신율을 측정하였다. 충격시험은 상온에서 실시 (Model No : DYI-3000)하였으며, 경도시험은 기지조직의 경도를 미소경도 시험기로 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세조직

KS GCD 45 구상흑연주철의 주방상태와 오스템 퍼링 처리후의 광학현미경조직 사진을 Fig. 2에 나타내었다. 주방상태의 조직을 나타내는 Fig. 2(a)에서는 구상흑연주철의 일반적인 조직특성을 나타내고 있으며, 흑연형상도 이상이 없고 특별한 편석도 나타나지 않았다. 기지조직은 대부분이 페라이트 조직이

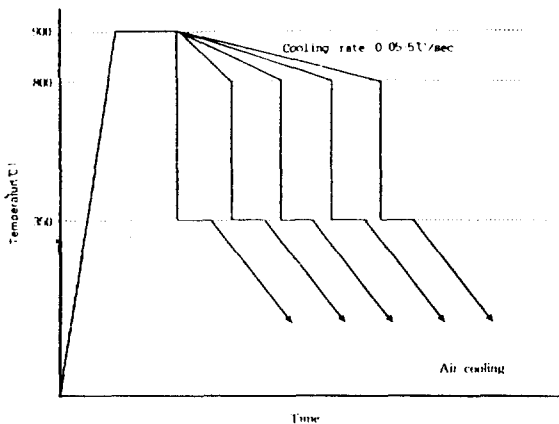


Fig. 1 Schematic diagram of heat treatment cycles

지만 일부 펄라이트가 혼재되어 있다. 사진(b)는 900℃에서 2시간 오스테나이트화처리하여 바로 350℃의 염욕속에 1시간 동안 유지시킨 25mm 직경 환봉의 표면 부근과 중심부의 광학현미경 조직사진이며, 사진(c)는 동일한 조건의 시간과 온도에서 오스테나이트화 처리한 후 800℃까지 0.05℃/sec의 속도로 서냉시킨 후 여기서부터 사진(b)의 경우와 동일한 조건의 염욕속에 오스템퍼링처리한 조직이다.

여기서 볼 수 있는 바와 같이 900℃→800℃까지의 냉각속도에 상관없이 표면과 중심부에 다같이 대부분 베이나이트와 잔류 오스테나이트로 구성되어 있다. 이러한 현상은 900℃→800℃까지의 냉각속도

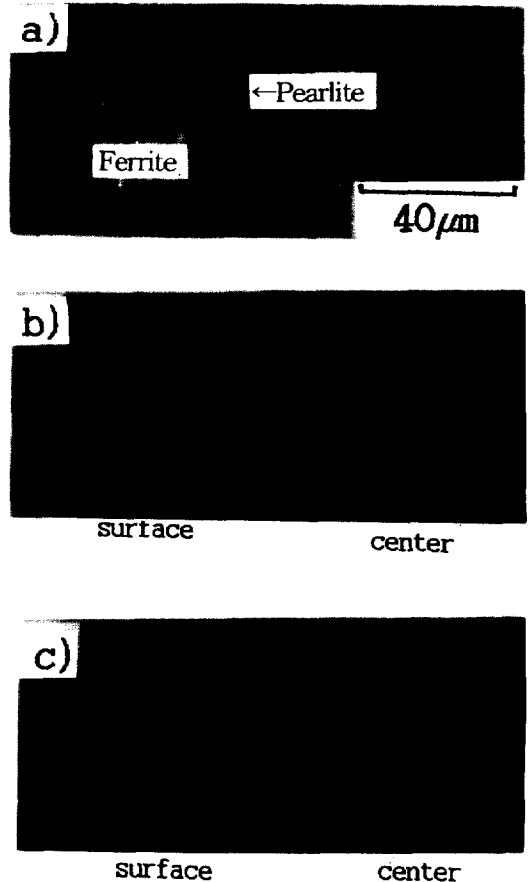


Fig. 2 Optical micrograph of the ductile cast irons. a) as cast state b)continuous cooled from 900℃ to 350℃. c) cooling rate of 0.05℃/sec from 900℃ to 800℃

차이에 따라 펄라이트 생성개시변태(Ps)가 일어날 때 과냉도차이에 의하여 펄라이트의 핵생성에 영향을 미치게 되고 과냉도가 적을수록 펄라이트의 핵생성을 억제하게 되지만<sup>13)</sup>, 본 실험에서는 봉의 직경이 25mm로 비교적 작아서 본 실험에서 사용한 냉각속도의 전 범위에서 중심부에 펄라이트가 생기는 임계 냉각속도를 초과하였기 때문인 것으로 생각된다. 炭本治喜등<sup>14)</sup>에 의하면 직경25mm 환봉을 377℃의 염욕에 퀘칭시킬 때 850℃에서 오스테나이트화 시킨 경우에는 중심부에 퍼얼라이트 조직이 일부 얻어졌으나 오스테나이트화 온도가 높은 900℃에서 오스테나이트화시켰을 때는 중심부에서도 펄라이트 조직이 나타나지 않는다고 한 사실과 잘 일치하고 있다.

Fig. 3은 900℃에서 오스테나이트화 시킨 후 800℃까지 0.05℃/sec의 속도로 서냉시켜 350℃에서 오스템퍼링 처리한 시편의 주사전자현미경 사진이며, 사진에서 볼 수 있는 바와 같이 페라이트와 잔류 오스테나이트의 혼합조직이 나타나고 있다<sup>15)</sup>. 등온유지중에 오스테나이트 입계 및 오스테나이트와 흑연계면에서 페라이트가 핵생성 및 성장하면서 과포화된

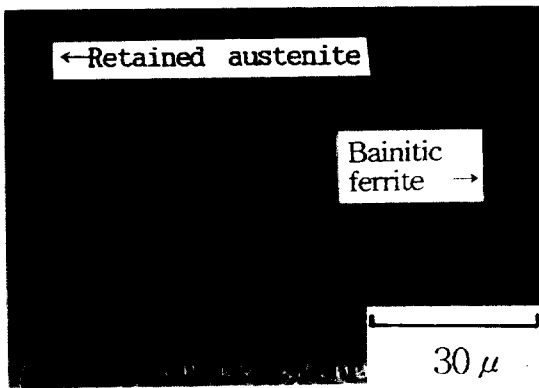


Fig. 3 SEM micrograph of control cooled specimens to cooling rate of 0.05℃/sec from 900℃ to 800℃.

탄소가 오스테나이트로 배출된다. 주철은 Si함량이 높기 때문에 탄화물의 형성이 억제되고 오스테나이트는 탄소의 농축에 의하여 안정화되고 그 이후의 공냉에 의해서도 변태하지 않고 잔류 오스테나이트로 남게된다<sup>16)</sup>. 이러한 현상은 보통 탄소강에서는 볼 수 없지만 Si함량이 높은 강에서는 나타나는 현상이며<sup>17)</sup>, 주사전자현미경 사진에서도 베이나이트 중에 탄화물의 존재는 확인되지 않았다.

Fig. 4는 900℃에서 오스테나이트화 시킨 후 350℃의 등온염욕에 바로 오스템퍼링 처리한 시편 (a)와 800℃까지 0.05℃/sec의 속도로 서냉시킨

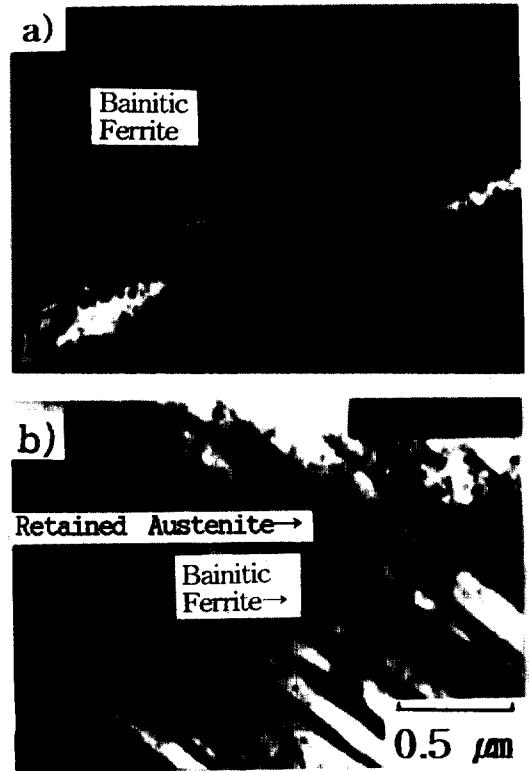


Fig. 4 TEM micrographs of austempered specimens at 350℃.

a) Dark field image of isothermal cooled specimens from 900℃ to 350℃.

b) Bright field image of control cooled specimens to cooling rate of 0.05℃/sec from 900℃ to 800℃.

후 동일한 온도의 등온염욕에 오스템퍼링 처리한 시편(b)의 투과전자현미경 사진이다. 사진(a)는 plate 베이나이트 영역의 dark field 사진으로서, 베이나이트 내부에 탄화물은 관찰되지 않고 있다. 사진(b)는 잔류 오스테나이트의 bright field 사진이며 잔류 오스테나이트가 베이나이트판 사이에 존재하고 있음을 알 수 있다.

3.2 기계적 성질과 잔류 오스테나이트생성에 미치는 제어냉각의 영향

3.2.1 강도, 연신률 및 경도

Fig. 5는 ADI처리를 실시하지않은 주조상태의 시편과 ADI처리과정중 오스테나이트화 처리할 때 900℃에서 800℃까지 냉각시 냉각속도를 0.05℃/sec에서 5℃/sec까지 3단계로 냉각속도를 다르게 하여 제어냉각하였을 때와 등온처리온도까지 연속냉각(900℃→800℃의 냉각속도 10℃/sec)하였을 때 냉각속도에 따른 인장강도, 항복강도 및 연신율의 변화를 나타낸 것이다. 여기서 볼 수 있는 바와 같이 인장강도와 항복강도는 주조상태의 경우보다 전 오스템퍼링처리조건에서 오스템퍼링처리후 2배이상 상승한 것을 알 수 있다. 또한 오스템퍼링처리 후의 인장강도와 항복강도는 제어냉각시 냉각속도에 크게 영향을

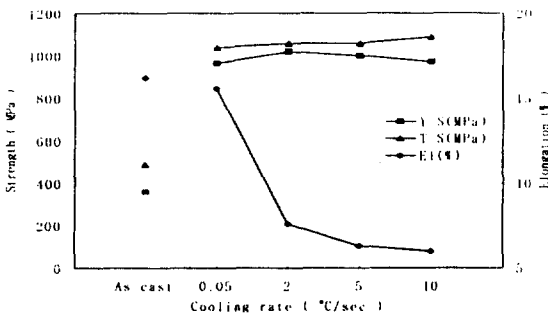


Fig. 5 Changes in yield strength, tensile strength and elongation with cooling rate at 900℃→800℃ and as cast.

받지 않고 대체로 비슷하지만 인장강도는 냉각속도가 증가함에 따라 약간 증가하는 경향을 보이고 있다. 연신율은 주조상태와 0.05℃/sec의 제어냉각속도에서는 비슷한 값을 나타내지만 0.05℃/sec보다 냉각속도가 증가할수록 그 값이 감소하며 특히 냉각속도가 0.05℃/sec에서 2℃/sec로 변할 때 그 값이 급격히 변하고 있음을 알 수 있다. 대부분의 경우에 연신률과 인장강도 및 항복강도는 서로 상반되는 경향을 나타내지만 가장 느리게 서냉시킨 0.05℃/sec의 냉각속도에서는 강도와 연신률이 다같이 높게 나타나고 있다. 특히 0.05℃/sec로 초기에 서냉시킨 시편은 동일한 ADI처리 조건에서 등온처리온도까지 연속냉각시킨 경우보다 연신율이 6.0%에서 15.6%로 2.6배정도 증가하였다.

3.2.2 잔류오스테나이트 함량변화에 미치는 제어냉각속도의 영향

Fig. 6은 주조상태와 900℃에서 800℃까지의 냉각조건에 따른 강도-연성 밸런스값과 잔류오스테나이트의 함량변화를 나타낸 것이다. 강도-연성 밸런스값은 주조상태로부터 냉각속도가 가장 느린 0.05℃/sec에서 1656kgf/mm<sup>2</sup>로서 최대치를 나타낸 후 냉각속도가 증가함에 따라 감소하고 있다. 이 값

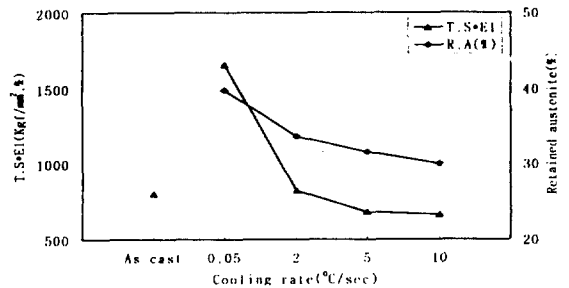


Fig. 6 Changes in tensile strength-elongation balance and retained austenite with cooling rate at 900℃→800℃ and as cast.

은 ADI처리하기 전의 802kgf/mm<sup>2</sup>.% 및 등온처리 온도까지 연속냉각한 경우의 666.1kgf/mm<sup>2</sup>.%에 비하면 다같이 2배이상 증가한 값이다. 또한 잔류오스테나이트 함량 역시 0.05℃/sec의 냉각속도에서 39.7%로 최대치를 나타낸 후 냉각속도가 증가하는 즉, 과냉도가 증가할수록 감소하고 있다. 여기서 볼 수 있는 바와 같이 강도-연성 밸런스의 값은 잔류오스테나이트의 함유량에 따라 그 의존성이 크게 좌우됨을 알 수 있다.

Fig. 7의 구상흑연주철의 CCT곡선<sup>4)</sup>으로부터 알 수 있는 바와 같이 펄라이트 생성개시 선인 Ps선은 합금원소의 함유량에 따라 변하므로 Ni, Mo 혹은 Cu등 합금원소를 첨가하지 않은 구상흑연주철에서는 펄라이트 영역이 좌측으로 치우쳐 있기 때문에 냉각속도를 크게하지 않으면 곡선c와 같이 펄라이트의 생성이 불가피하게 된다. 펄라이트의 핵이 생성되는 온도인 800℃까지의 상부 준안정 오스테나이트 영역을 서서히 통과시켜 냉각시킬수록 펄라이트의 핵생성을 억제하게되고 결과적으로 경화능이 증가되는 효과를 얻게된다. 따라서 펄라이트 핵생성 범위 직전까지 서냉을 계속한 후 급랭시키면 펄라이트의 핵생성을 억제하여 Ps선을 우측으로 이동시키는 효과를 얻게된다<sup>18)</sup>. 이러한 원리에 착안하여 본 실험에서는 오스탬

퍼링처리시 질량효과 상승을 목적으로 별도의 합금원소를 첨가하지 않고도 합금원소를 첨가한 경우와 대등한 효과를 얻을 수 있었으며, 이로 인하여 잔류 오스테나이트의 생성량을 증가시키고 연신율과 강도-연성밸런스 값을 증가시킬 수 있는 결과를 초래할 수 있었던 것으로 생각된다. 이때 얻어진 인장강도는 1040Mpa, 연신율은 15.6%로서 연신율은 열처리 전의 16.2%와 거의 비슷하게 유지하면서 인장강도는 485Mpa보다 2배이상 증가하였다.

한편 일본의 炭本治<sup>14)</sup>등에 의하여 개발된 비합금 구상흑연주철을 ADI처리한 경우 본 실험에서와 동일한 25mm직경의 중심부까지 베이나이트화 할 수 있는 열처리 공법이 개발된 경우가 있으나 이들의 연구에서는 오스테나이트화 온도에서 Ms직상의 온도(225℃)까지 1차적으로 급냉하여 TTT곡선의 코부분의 접촉을 피한 후 다시 등온처리 온도로 유지된 염욕속(365~385℃)에 재차 승온된 염욕에 침지하여 등온변태를 완료시키는 방법으로서 본 실험과 같은 초기 서냉에 의한 펄라이트 핵생성 억제방법과는 열처리 공법상 근본적인 차이가 있다.

Fig. 8은 잔류 오스테나이트 함량에 따른 강도-연성 밸런스와 연신율의 변화를 나타낸 것이다. 연신율의 값은 잔류 오스테나이트의 함량이 증가함에 따

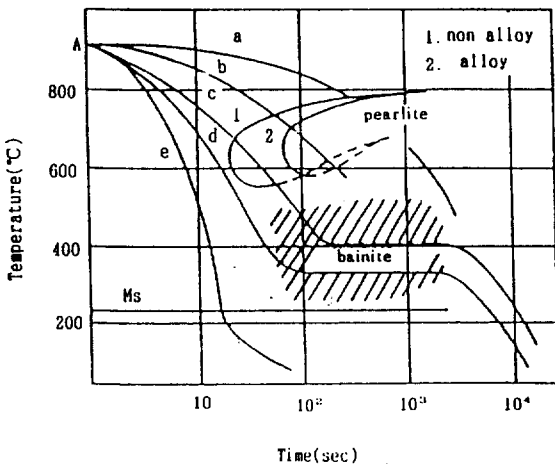


Fig. 7 CCT curve of ductile cast iron<sup>4)</sup>

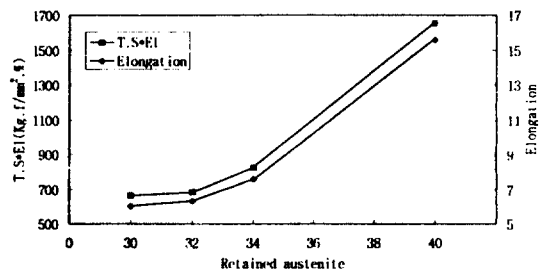


Fig. 8 Effect of retained austenite on tensile strength-elongation balance and elongation after ADI treatment.

라 증가하고 있으며 이러한 연신율의 증가는 강도-연성 밸런스값에도 거의 동일하게 영향을 미치고 있다. 즉 직경이 25mm이하에 해당하는 본 실험조건의 경우에 인장강도의 값은 큰 차이가 없으나 과냉도가 적을수록 오스테나이트의 안정성이 증가하여 잔류 오스테나이트의 양과 연신율이 증가하고 그에 따라 강도-연성 밸런스의 값도 증가한다. 이러한 결과는 炭本治喜<sup>14)</sup> 등이 구상흑연주철을 ADI처리하였을 때 잔류 오스테나이트의 함량, 인장강도 및 연신율의 관계를 나타낸 결과와 유사하다.

3.2.2 충격특성에 미치는 영향

ADI처리후에 잔류 오스테나이트함량과 구조상태 및 ADI처리후 연신율에 따른 샤르피 충격치의 변화를 Fig. 9와 Fig. 10에 나타내었다. 잔류 오스테나이트 함량이 증가할수록 그에따라 충격치가 증가하고 있으며, 또한 연신율이 증가할수록 충격치가 증가하고 있으나 연신율이 16.2%에서는 오히려 감소하고 있는데, 이때 얻어진 연신율의 값은 ADI처리를 실시하지 않은 구조상태의 경우이다. 이와 같이 구조상태의 경우가 ADI처리한 조건에 비하여 충격값이 낮은 것은 ADI처리한 것은 오스테나이트화 처리시 구상흑연중에 존재하는 탄소가 페라이트 기지조직으로 확

산하여 기지조직중에 존재하는 탄소의 함량이 증가하고 기지조직 자체도 베이나이트조직으로 변하였으며, 잔류 오스테나이트의 함량도 증가하였기 때문에 강도가 증가하여 ADI처리 한것에 비하여 상대적으로 충격강도가 낮게 나타난 것으로 생각할 수 있다. 여기서 ADI처리를 실시하지 않은 것의 충격치는 일반 GCD 45와 같은 수준이다.

4. 결 론

KS GCD 45구상흑연주철을 900→800℃까지 제어냉각 및 연속냉각하여 ADI처리하였을 때 변태점 직상에서의 과냉도 차이에 따른 금속조직적 특성, 기계적 성질 및 잔류 오스테나이트의 생성량에 대하여 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 직경25mm이하의 환봉에서 0.05℃/sec~10℃/sec범위의 과냉도로서는 중심부에 펄라이트 조직이 나타나지 않았다.
- 2) 기지조직은 흑연, 베이나이트 및 잔류 오스테나이트의 혼합조직이며, 900℃→800℃까지의 냉각속도가 느릴수록 ADI처리후 존재하는 잔류 오스테나이트의 양이 증가하였다.
- 3) 800℃까지의 과냉도가 적을수록 ADI처리후 인

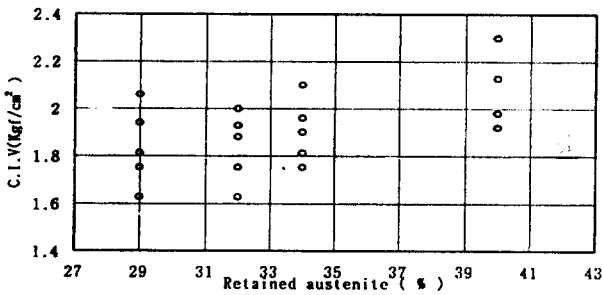


Fig. 9 Effect of retained austenite content on charpy impact value after ADI treatment.

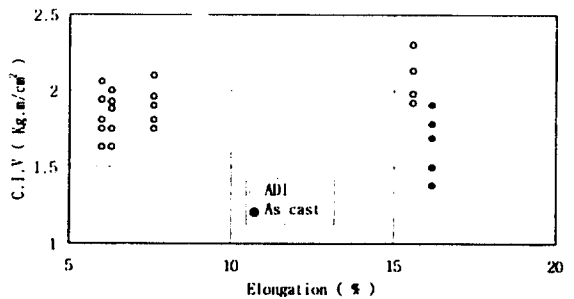


Fig. 10 Effect of elongation on charpy impact value after ADI treatment and as cast.

장강도는 비슷하였으나 연신율값은 증가하였으며 최대연신율은 0.05℃/sec의 과냉도에서 15.6%로서 연속냉각한 경우보다 2배이상 증가하였다.

- 4) ADI처리후 강도-연성 바란스값의 최대값은 1656kgf/mm<sup>2</sup>이며, 주조상태 및 연속냉각한 경우보다 2배이상 증가하였다.
- 5) ADI처리후 충격값은 잔류 오스테나이트 생성량이 많아짐에 따라 증가하였으며, 0.05℃/sec의 제어 냉각조건에서 가장 높은 값이 얻어졌다.

## 후 기

본 연구는 1996년도 산학협동재단과 동림금속공업사의 연구비 지원에 의하여 수행되었으며, 이에 감사드립니다

## 5. 참고문헌

- R. C. Voigt : Cast Metals 4 (1991) 1, 55
- 狩野邦彦, 水澤繁, 米村次男, 安田欣一 : 鑄物 61 (1989)539
- 塩川忠 : 鑄物56(1984)362
- K. Horunung, W. Hauke : 1st Intern'l Conf. on Austempered Ductile Iron, (1984), 201
- K. Rohrig : Geiesserei-praxis, (1983), 6, 1
- J. F. Janowalk, R. B. Gundlach : AFS Trans., 91 (1983), 377
- 杉浦泰夫, 中井清之, 辻村圭介, 富田剛利 : 日本鑄物協會, 第106回全國講演大會概要集, (1984), 21
- 關口勉, 外田隆一, 岡田裕二 : 日本鑄物協會, 第104回全國講演大會概要集, (1983), 13
- F.S. Rossi, B.K. Gupta : Metal Progress, 119,(1981), 4, 25
- J. Dodd : Modern Casting, 68 (1978), 5, 60
- M. Johansson : AFS Trans., 85 (1977), 117
- S Lian and L. Hua : Material Science and Technology 11 (1995), 49
- K. E. Thelning : Steel and it's Heat Treatment-2nd ed.(1984) 181
- 佐佐木敏美, 星野 薫, 中村辛吉, 炭本治喜, 鑄物, 65(1993)6,491
- 漆谷慎一郎, 鬼澤秀和, 加藤政治郎, 吉田千里, 須藤正俊 : 鑄物58(1986) 45
- 田中雄一 : 第16回日本鑄物協會 심포지움 “球狀黑鉛鑄鐵의 材質高級化”, (1985), 40
- Osamu Matsumura, Yasuharu Sakuma, Hiroshi Takechi : Transactions ISIJ, 27 (1987) 570
- 陳煌泉, 友清憲治, 惠良秀則, 清水峯男 : 鐵 と 鋼, 4 (1989) 490
- E. A. Loria : Metals Technology, (1977) 490