

〈 논문 〉

완전 및 부분 오스템퍼링 처리가 구상흑연주철의 피로특성에 미치는 영향

김민건* · 임복규* · 황중각* · 김동열**
(2004년 10월 14일 접수, 2005년 1월 27일 심사완료)

Effect of Fully and Semi Austempering Treatment on the Fatigue Properties of Ductile Cast Iron

Min-gun Kim, Bok-kyu Lim and Jung-gak Hwang and Dong-Youl Kim

Key Words : Fatigue Properties(피로특성), Fully and Semi Austempered Ductile Iron(완전 및 부분 오스템퍼링 구상흑연주철), Crack Growth Rate(균열전파속도)

Abstract

Single phase bainite structure which is obtained by the conventional austempering treatment reduces the ductility of ductile cast iron. Because of the reduction of ductility it is possible to worsen the fatigue properties. Therefore, semi austempered ductile iron which is treated from $\alpha+\gamma$ is prepared to investigate the static strength and fatigue properties in comparison with fully austempered ductile iron (is treated from γ). In spite of semi austempered ductile iron shows the 86% increase of ductility. Also, semi austempered ductile iron shows the higher fatigue limit and lower fatigue crack growth rate as compared with fully austempered ductile iron. By the fractographical analysis, it is revealed that the ferrite obtained by semi austempering process brings about the plastic deformation(ductile striation) of crack tip and gives the prior path of crack propagation. The relatively low crack growth rate in semi austempered specimen is caused by above fractographical reasons.

1. 서론

구상흑연주철은 회주철에서 발생하는 노치효과를 크게 감소시킴으로써 높은 강도와 인성을 갖는 우수한 재료이다. 그러나 저온에서 충격인성이 낮아 공업적으로 사용이 다소 제한되었다. 이러한 문제점을 극복하기 위해 합금원소의 첨가법과 다양한 열처리 기법^(1,2) 등으로 구상흑연주철의 재질을 향상시키고 있다. 그 중 열처리 기법에 의한 오스템퍼링처리, 구상흑연주철의 이러

한 제한성을 극복하기 위한 방안으로 많은 주목을 받고 있다.

구상흑연주철을 A1변태온도 이상으로 가열하여 기지조직을 오스테나이트로 변태 시킨 후, 300℃~400℃까지 급냉하여 항온 변태처리하여 기지조직을 베이나이트 조직으로 변화시킨 것을 오스템퍼드 구상흑연주철(Austempered Ductile Cast Iron, 이하 ADI로 칭함)이라 한다. 이러한 ADI의 기지조직은 정적강도가 높고 피로강도 역시 단조품과 거의 동등한 수준이다.⁽³⁾ 따라서, 이러한 장점에 힘입어 자동차, 산업장비 및 건설기계 부품 등에 광범위하게 사용되면서 국내외적으로 연구가 활발히 진행되고 있다.⁽⁴⁾ 그러나, 지금까지의 ADI에 관한 연구는 주로 정적강도 향상에만 집중되어,⁽⁴⁻⁶⁾ 피로특성에 관한 연구는 많지 않다.⁽⁷⁾

오스템퍼링처리에 의하여 베이나이트 단상조직으로 하게되면, 페라이트-펄라이트로 이루어진

† 책임저자, 회원, 강원대학교 기계메카트로닉스공학부
E-mail : kmg@kangwon.ac.kr

TEL : (033)250-6313 FAX : (033)250-6313

* 회원, 강원대학교 대학원 기계메카트로닉스공학과

** 회원, 삼척대학교 메카트로닉스공학부

Table 1 Chemical composition (wt. %)

	C	Si	Mn	P	S	Mg	Fe
GCD45	3.75	3.0	0.15	0.03	0.015	0.04	bal.

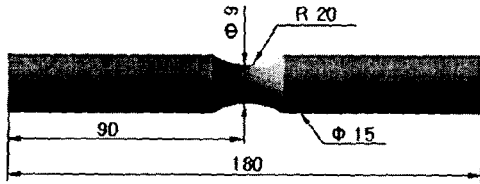


Fig. 1 Specimen configuration for rotary bending fatigue test (mm)

구조상태의 재질과 비교하여 연성이 많이 저하한다. 연성이 저하하게 되면 피로균열 전파저항이 약화되어 전파특성이 현저하게 나빠질 가능성이 있다. 따라서, 이것의 보완대책으로, ($\alpha+\gamma$)영역으로부터 오스테퍼링처리를 함에 의해서, 기지조직을 페라이트와 베이나이트의 2상으로 하는 부분 오스테퍼링처리의 피로균열 전파에 대한 유효성을 검토해 볼 필요가 있다.

본 연구에서는, γ 영역으로부터 오스테퍼링처리한 완전오스테퍼링재(이하, 완전ADI로 칭함) 및 ($\alpha+\gamma$)영역으로부터 처리한 부분오스테퍼링재(부분ADI로 칭함)의 피로특성을 정적강도와 더불어 검토하고자 한다.

2. 실험방법

2.1 시험편 제작

본 실험에 사용된 재료는 GCD45 구상흑연주철이며 이의 화학성분은 Table 1과 같다.

시험편은 정적강도, 피로한도 및 피로균열전파특성을 규명하기 위해 3가지 형상으로 제작하였다. 인장시험편은 KS B 0801 4호의 규정(직경 8mm, 표점거리40mm)에 따라 가공하였고, 피로한도 평가를 위한 시험편은 Fig. 1과 같이 기계가공한 후, 에머리페이퍼와 0.3 μ m의 알루미나를 사용하여 정면상태로 연마하였다. 그리고 피로균열 전파거동을 평가하기 위한 시험편은 Fig. 2와 같다.

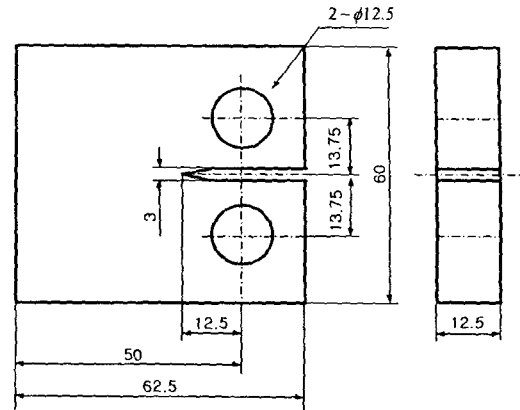
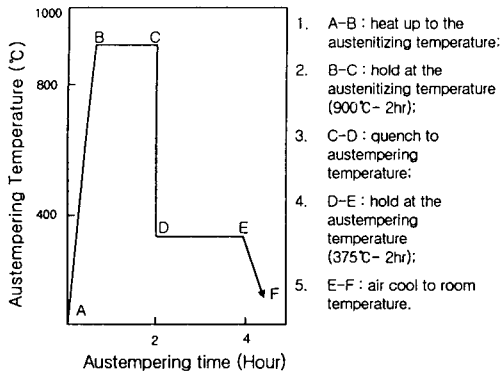


Fig. 2 CT specimen configuration for fatigue crack growth rate test (mm). (ASTM E647~78T)

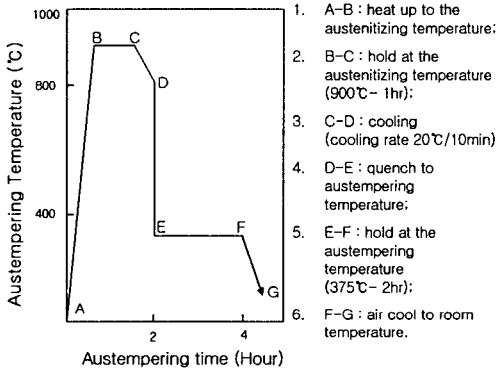
2.2 열처리

오스테나이트는 오스테나이트화 단계에서 온도와 시간의 조건에 의해 2종류로 존재할 수 있다. 미변태 오스테나이트와 변태 오스테나이트가 그것이다.

미변태 오스테나이트는 오스테나이트화 단계에서 변태온도와 시간이 충분하지 못한 경우에 나타나며, 이것을 저탄소 오스테나이트, 잔류 오스테나이트(retained austenite), 감마풀(gamma Pool) 등으로 불린다.⁽⁸⁾ 이것은 탄소함량이 0.8~1.1% 정도로, 오스테나이트화 이후 오스테퍼링 단계에서도 변태되지 않고 오스테나이트화 상태 그대로 유지된다. 변태 오스테나이트의 생성은 오스테나이트화 단계에서 페라이트와 시멘타이트의 핵이 생성되고, 성장속도는 탄소확산에 의해 지배되며, 오스테나이트화 온도가 낮을수록 변태시간은 길어진다.⁽⁸⁾ 이후 장시간의 오스테퍼링 반응에 의해 탄소함량이 2%정도인 것을 고탄소 오스테나이트라 하며, 기계적 성질이 우수하여 완전ADI의 조직에서 요구되는 상(相)이다. 따라서, Fig. 3(a)에 제시한 열처리방법에 의하여 완전오스테퍼링재를 제조하였다. 또한, Fig. 3(b)와 같은 방법으로 부분오스테퍼링재를 제조하였다. 이 방법은, γ 영역에서부터 냉각에 들어가지만 ($\alpha+\gamma$)영역의 c-d 구간에서 냉각제어(20 $^{\circ}$ C/10min)를 실시하는게 특징으로, 고탄소 오스테나이트 조직을 저탄소 오스테나이트로 유도하고, 미세한 침상의 페라이트 대신 연성이 풍부한 조대한 아공석 페라이트의 혼합 기지조직을 형성시키는 방법이다.



(a) Fully austempering process.



(b) Semi austempering process.

Fig. 3 Heat treatment condition for austenitizing and austempering of ductile cast iron

2.3 정적강도시험 및 피로강도시험

기계적 특성을 조사하기 위해 2mm/min의 변위 속도로 인장시험을 수행하고, 0.2% 내력을 항복 응력으로 하였다. 경도시험은 마이크로 비커스경도계를 사용하여 각 상(相)에서 200g으로 30점의 평균값으로 경도치를 구하였다. 피로시험은 실온 대기 중에서 회전굽힘형 피로시험기(3500 prn)를 사용하여 실시하였다.

2.4 피로균열 전파시험

피로균열 전파시험은 유압 서보식 피로 시험기 (SHIMADZU사, 10ton)를 사용하여 응력비 0.5, 20Hz 정현파로 수행하였다. 또한, 균열길이가 증가함에 따라 ΔK 도 점차 증가하는 ΔK 점증법을

Table 2 Mechanical properties

	σ_Y	σ_{TS}	δ	H_V
As cast	316	443	16.2	184
Semi-ADI	920	1130	7.8	332
Full-ADI	987	1246	4.2	598

σ_Y : Yield strength(MPa) δ : Elongation(%)
 σ_{TS} : Tensile strength(MPa) H_V : Vicker's hardness

선택하여 실험했다.

피로균열 전파속도(da/dN)의 측정에서, 시험편에 예비균열(약 3mm)을 도입하였고, 응력확대계수범위(ΔK)는 식 (1)로 계산하였다.

$$\Delta K = \left[\frac{\Delta P}{(B \cdot \sqrt{W})} \right] \cdot f(\chi), \quad (\chi = \frac{a}{W}) \quad (1)$$

여기서, a 는 균열길이, w 는 시험편의 폭이다.

$f(\frac{a}{w})$ 는 보정계수로서 $\frac{a}{w} = a$ 로 하였을 때,

$$f\left(\frac{a}{w}\right) = \frac{(2+X)}{(1-X)^{3/2}} \cdot (0.866 + 4.64 \cdot X - 13.32 \cdot X^2 + 14.72 \cdot X^3 - 5.6 \cdot X^4) \quad (2)$$

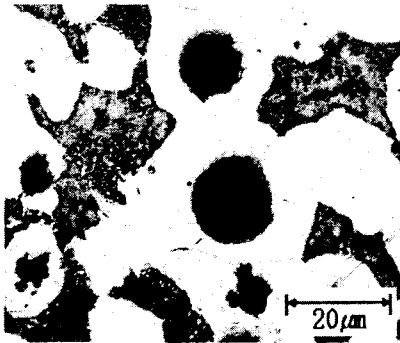
로 적용하였다.(ASTM E647~78T)

3. 실험결과

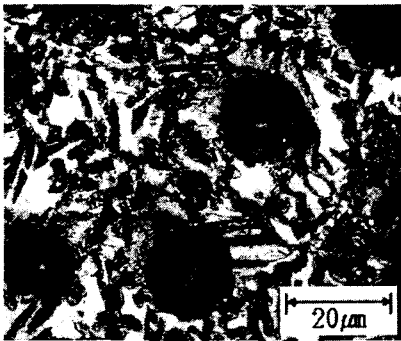
3.1 금속조직 및 정적 인장특성

부분ADI와 완전ADI의 조직을 주조상태의 것과 대비하여 Fig. 4에 나타내었다. (a)는 전형적인 블스아이(bull's eye)조직이고, (b)는 Fig. 3(b)의 C-D과정에서 핵의 성장이 지연되어 페라이트와 베이나이트의 2상 조직이 형성되었고, (c)는 오스테나이트화 과정에서 완전변태로 인한 베이나이트의 단상조직을 보여주고 있다. 따라서, Fig. 3의 (b)와 같은 특수열처리법에 의해서, 의도했던 부분ADI재가 얻어졌다.

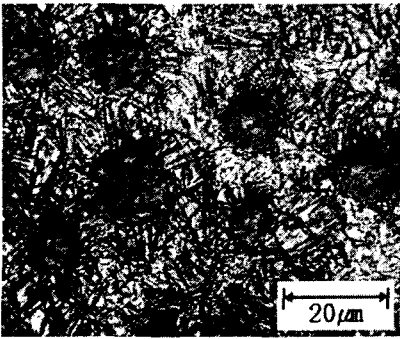
각 재료의 인장특성과 경도를 Table 2에 제시하였다. 완전ADI에서는 정적강도가 주조상태의 재질에 비하여 대폭 개선되는 반면, 연성이 크게 희생되고 있다. 그런데, 부분ADI에서는 정적강도의 개선효과를 거두면서도 연성의 희생을 다소 경감시키고 있다. 즉, 정적강도는 베이나이트의 혼합비율에 지배되고, 연성은 페라이트의 비율에 의존하고 있음을 알 수 있다.⁽⁹⁾



(a) As cast



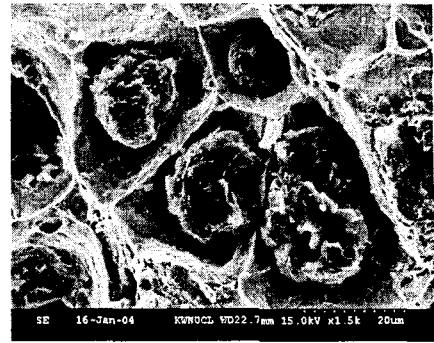
(b) Semi-ADI



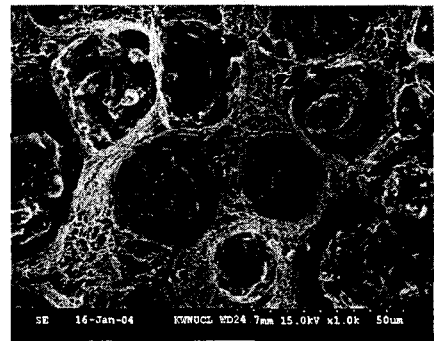
(c) Full-ADI

Fig. 4 Typical microstructure (a) As cast (b) Semi-ADI (c) Full-ADI

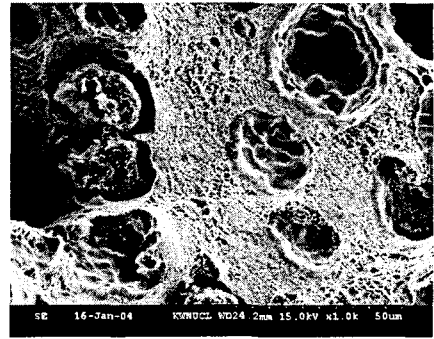
인장시편의 미시적 파면의 양상을 Fig. 5에 나타내었다. (a)에서는 덤플파괴의 영역이 대부분이고, 반면 (c)에서는 단단한 기지조직의 영향으로 벽개파괴의 영역이 대부분이다. (b)에서는 벽개가 대부분을 차지하면서도 덤플의 영역도 존재하고 있다. 즉, 덤플영역은 페라이트가, 벽개부분은 베



(a) As cast



(b) Semi-ADI



(c) Full-ADI

Fig. 5 SEM micrographs of fracture surface under tensile load. (a) As cast (b) Semi-ADI (c) Full-ADI

이나이트가 분리된 면에 대응한다.

3.2 피로한도 및 피로균열전파 특성

Fig. 6에, 각재의 S-N곡선을 제시하였다. 오스테퍼링처리에 의해서 피로한도는 대폭 개선됨을

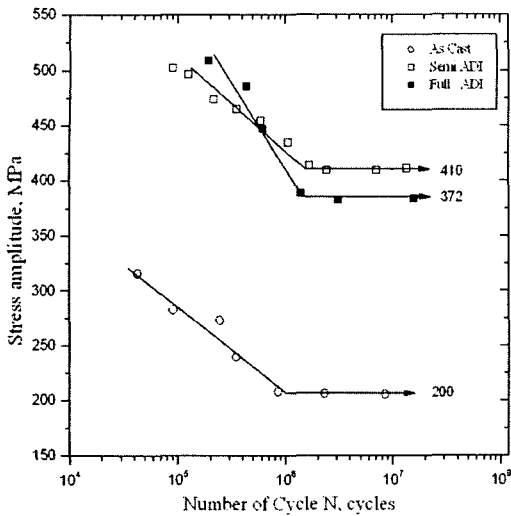


Fig. 6 Effect of heat treatment on the S-N curves of ADI

알 수 있으며, 완전ADI에 비하여 부분ADI 쪽이 다소 높음을 알 수 있다. 부분ADI에서의 다소의 연성회복이 피로한도의 상승에 기여하고 있음을 보여주고 있다. 이것은 기지조직 내의 아공정 페라이트의 영향으로, 이 영향은 피로균열의 전파 지연효과도 가져올 것으로 예상된다. 완전ADI 및 부분ADI의 피로균열전파곡선을 Fig. 7에 나타내었다. 완전ADI의 전파속도가 부분ADI의 그것보다 빠르고, 이 현상은 고 ΔK 영역으로 갈수록 현저함을 알 수 있다. 따라서, 부분ADI가 완전ADI보다 피로균열전파특성이 우수한 재질임이 분명해졌다. 부분ADI는, Table 2에 제시했듯이, 완전ADI에 비해 정적강도의 큰 손실을 초래하지 않으면서 피로특성이 우수한 이상적인 재료임이 판명되었다.

여기서, 두 ADI의 피로균열 전파속도를 비교하기 위하여 임의의 응력확대계수범위($\Delta K=10$)에서의 균열전파속도(da/dN)를 관찰하였다. 부분ADI는 $\Delta K=10$ 에서 $da/dN=10^{-5}$ 의 속도로 하였고, 완전ADI는 $\Delta K=10$ 에서 $da/dN=10^{-4}$ 의 속도로 전파하였다. 이처럼, 부분ADI가 동일 응력확대계수범위에서 균열전파속도가 느린 현상은, 부분ADI의 기지조직에 균열전파에 대한 억제 효과가 존재하는 것으로 판단된다. 따라서, 기지조직의 변화에 따른 피로균열 지연효과의 원인을 규명하고자, 동일 응력확대계수범위($\Delta K=10$) 위치

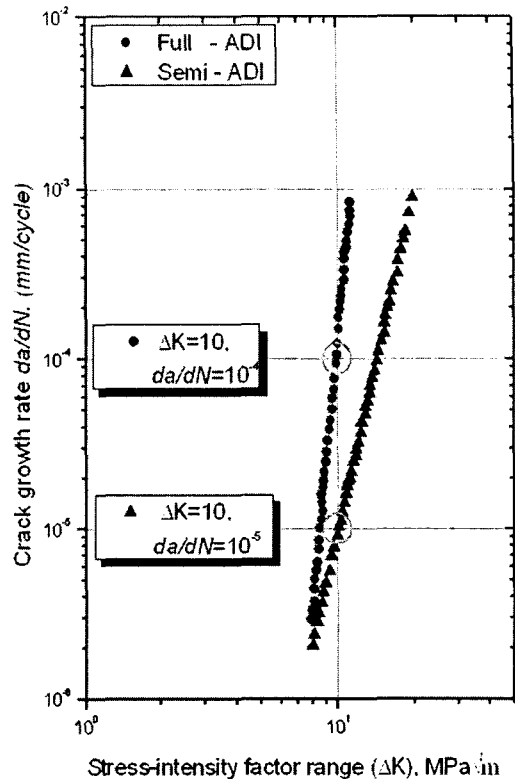


Fig. 7 Relation between fatigue crack growth rate da/dN and stress intensity factor range ΔK

에서 시험편 파단면을 주사형 전자현미경(SEM)으로 관찰하였다.(Fig. 8)

Fig. 8 (a),(b)의 부분ADI와 Fig. 8 (c),(d)의 완전ADI의 파면으로부터 알 수 있듯이, Fig. 8(b)에서는 균열진행방향으로 연성스트라이에이션⁽¹⁰⁾이 관찰되었고, Fig. 8(d)에서는 취성스트라이에이션과 리버패턴(river pattern)의 벽개파면⁽¹¹⁾이 관찰되었다.

부분ADI에서 뚜렷한 스트라이에이션(striation)은 기지조직에 연성의 페라이트가 혼재하기 때문이다. 이 페라이트가 피로균열선단을 소성변형에 의해서 둔화(blunting)시킴으로써, 균열전파속도의 상대적 감소를 가져온 것으로 판단된다. 한편, 완전ADI의 파면에서 관찰되는 리버패턴은, 해당재료의 피로파괴가 고 ΔK 영역에서는 준정적파괴의 양상을 띄고 있음을 보여주고 있다. 즉, 취성의 베이나이트조직이 고 ΔK 영역에서는 부분적으로 벽개되어, 정상적인 피로파면인 취성스트라이에

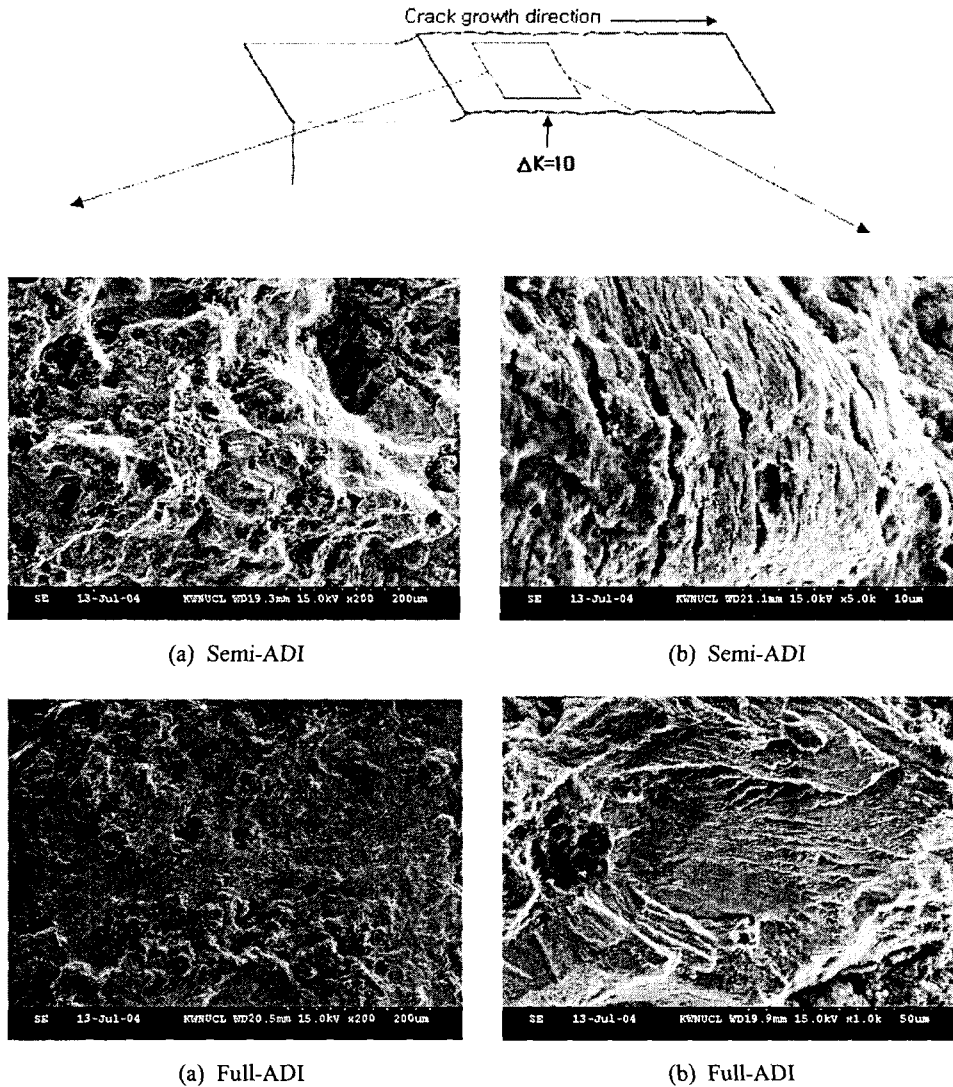


Fig. 8 SEM Micrographs of fatigue fracture. (a)(b) : Semi-ADI, (c)(d) : Full-ADI

이선과 혼재하고 있다. 이러한 현상은 완전ADI에서의 상대적으로 빠른 균열전파의 원인이라고 생각된다. 왜냐하면, 높은 하중일수록 재료는 준정적에 가까운 파괴거동을 보이기 때문이다. 이 사실을 보다더 입증하기 위하여 완전ADI에 대하여 ΔK 에 따른 벽개파면율을 조사하여 Fig. 9에 나타내었다. 파면율은 각각의 ΔK 에서 1000배율의 사진 상의 $200 \times 200 \mu m$ 영역에서 화상분석시스템을 사용하여 조사하였다. 그 결과, Fig. 9로부터 알 수 있듯이, ΔK 가 증가함에 따라 벽개파면율이 증가하는 예상의 결과가 나왔다. 그러므로 완

전ADI에서는, 고 ΔK 영역으로 갈수록 피로메카니즘에 의한 전파보다는 베이나이트의 벽개에 의한 준정적인 균열전파가 차지하는 부분이 커진다고 볼 수 있다. 이러한 현상은 완전오스템퍼링제에서의 균열전파를 가속시켜서 빠른 균열전파의 원인이 되며, 특히 고 ΔK 영역으로 갈수록 두재 사이의 전파속도의 차를 크게하는 요인으로 작용하고 있다. 벽개파면율이 증가할 수록 파면거칠기가 감소하게 되고, 그렇게 되면 거칠기유기 균열폐구(roughness induced crack closure)의 영향이 작아져서 균열전파는 가속된다고 볼 수 있다.

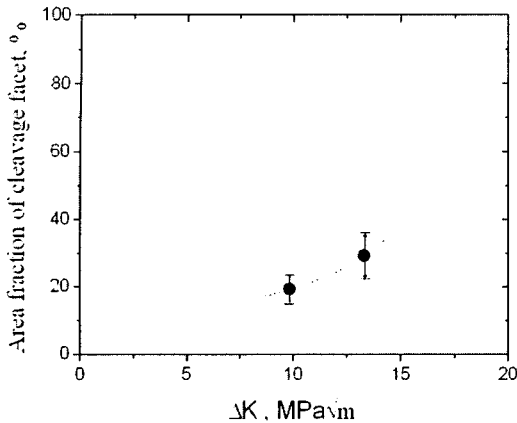


Fig. 9 Area fraction of cleavage facet vs. ΔK

또한, 이러한 피로균열의 전파특징은 시험편 표면에 나타나는 균열형상에도 영향을 미칠 것으로 예상된다. Fig. 10은 C.T시험편 측면에서 피로균열 전파과정을 촬영한 것이다. Fig. 10(a), (b)의 부분ADI 피로균열 전파경로를 보면, 톱니모양의 요철을 형성하면서 전파해 나가고 있다. 이것은 균열이 저항요소를 피해서 조직선택적으로 전파한 결과이다. 반면에 Fig. 10(c), (d)의 완전ADI에서는 직선상으로 나타난다. 부분ADI에서의 이러한 전파경로의 특징은 2상조직에서 비롯된 것이고, 완전ADI에서의 직선상은 단상조직에서 비롯된 것이다. 조직선택적인 지그재그(zig zag)형의 균열전파도 느린 균열전파속도에 일조 했다고 볼 수 있다.

4. 결 론

본 연구에서는, 높은 정적강도와 우수한 피로특성을 동시에 만족하는 새로운 구상흑연주철을 개발하고자 특수 열처리기술을 사용하여 부분오스테퍼링재를 개발하였다. 이렇게 개발된 부분오스테퍼링재를 완전오스테퍼링재와 비교하여, 피로특성에 미치는 영향을 검토하였다.

(1) 부분오스테퍼링재의 정적강도는 완전오스테퍼링재에 비하여 큰 차이가 없고, 연신율은 1.8배 높게 나타났다.

(2) 피로한도는 부분오스테퍼링재가 410MPa, 완전오스테퍼링재가 372MPa로, 특수 열처리를 통해 얻어진 부분오스테퍼링재에서 상대적으로

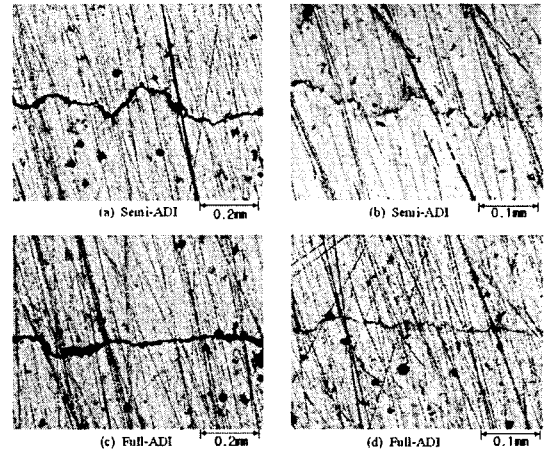


Fig. 10 Illustration of fatigue crack paths

($\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{m}$)

10% 향상되었다.

(3) 파면 및 균열전파경로를 조사한 결과, 부분오스테퍼링재에 존재하는 페라이트가 피로균열선의 둔화 및 선택적 전파경로를 제공함으로써, 균열전파속도의 상대적 감소를 초래하게 한 것으로 판단된다. 한편, 완전오스테퍼링재의 피로파괴가 고 ΔK 영역에서는 준정적 양상을 띄고 있는데, 이것은 취성의 베이나이트조직이 고 ΔK 영역에서는 부분적으로 벽개되기 때문이다. 이러한 현상은 완전오스테퍼링재에서의 빠른 균열전파의 원인이 되며, 특히 고 ΔK 영역으로 갈수록 두 재 사이의 전파속도의 차를 크게 하는 요인으로도 작용하고 있다.

참고문헌

- (1) Rao, P. Prasad and Putatunda, Susil K., 2003, "Investigations on the Fracture Toughness of Austempered Ductile Irons Austenitized at Different Temperatures," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 349, No. 1, pp. 136~149.
- (2) Putatunda, Susil K., 2001, "Development of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) with Simultaneous High Yield Strength and Fracture Toughness by a Novel Two-Step Austempering Process," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 315, No. 1, pp. 70~80.
- (3) Kim, M. G. and Kim, J. H., 1999, "Influence of

- Matrix Structural and Mechanical Factors on Fatigue Limit in Austempered Ductile Iron," *Trans. of KSME (A)*, Vol. 23, No. 2, pp. 287~293.
- (4) Dommarco, R. C., Bastias, P. C., Dall'O, H. A., Hahn, G. T. and Rubin, C. A., 1998, "Rolling Contact Fatigue RCF Resistance of Austempered Ductile Iron(ADI)," *Wear*, Vol. 221, No. 1, pp. 69~74.
- (5) Kim, S. W., Hon, S. W. and Woo, K. D., 1998, "The Effect of Alloying Elements and Heat Treatment on Mechanical Properties of ADI," *J. of the korean Society for Heat Treatment*, Vol. 11, No. 2, pp. 121~130.
- (6) Choi, S. L., Yun, K. H., Kang, W. J. and Kim, H. G., 1998, "Effect of Two Step Austenitizing Treatment Conditions on the Microstructural Characteristics of ADI," *J. of the Korean Society for Heat Treatment*, Vol. 11, No. 1, pp. 46~53.
- (7) Lin, C. K. Lai, P. K. and Shih, T. S., 1996, Influence of Microstructure on the Fatigue Properties of Sustempered Ductile Irons-I. High-Cycle Fatigue," *International Journal of Fatigue*, Vol. 18, No. 5, pp. 297~307.
- (8) Kim, J. C. and Ye, B. J., 2002, "Transformation and Processing Window of Austempered Ductile Iron," *J. of the Korean Foundrymen's Society*, Vol. 22, No. 2, pp. 97~104.
- (9) Nath, J. and Telang, Y., 1986 "2nd International Conference on ADI," Univ of Michigan, p. 117.
- (10) Schijve, J. Skorupa, M. Skorupa, A. Machniewicz and T. Gruszczynski, P., 2004, "Fatigue Crack Growth in the Aluminium Alloy D16 Under Constant and Variable Amplitude Loading," *International Journal of Fatigue*, Vol. 26, No. 1, pp. 1~15.
- (11) Nohava, J. Hausild, P. Karlka, M. and Bompard, P., 2002, "Electron Backscattering Diffraction Analysis of Secondary Cleavage Cracks in a Reactor Pressure Vessel Steel," *Materials Characterization*, Vol. 49, No. 3, pp. 211~217.