

논문

ADI의 미세조직과 기계적 특성에 미치는 특수열처리 및 합금원소의 영향

김석원[†] · 한상원 · 이의종 · 박진성 · 우기도 · 김동건

Effects of Special Heat Treatments and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Characteristics of ADI

Sug-Won Kim[†], Sang-Won Han, Ui-Jong Lee, Jin-Sung Park, Kee-Do Woo and Dong-Keun Lim

Abstract

The effects of heat treatments and alloying elements on the microstructure and mechanical characteristics of specially austempered ADIs containing alloying elements such as Cu, Mo and Ni were investigated. To compare with the effect of conventional and normal(CN) austempering treatment, two kinds of special austempering treatments which are those with pre-quenching and pre-heating were conducted. The hardness and uniaxial fatigue tests were carried out to evaluate the mechanical characteristics. The hardness of ADI treated by CN heat cycles was higher than those of other ADIs. Cu added ADI (Cu-ADI) tempered at 400 after austenitizing exhibited the highest fatigue life cycles. While austempering after prequenching makes the austenite with high carbon stable, which resulted in transformation to highly strengthened bainites from the carbon enriched austenite phases during tempering. The high carbon enriched bainites is considered to improve the fatigue strength.

(Received January 5, 2002)

Key words: Heat treatment cycle, Prequenching austempering, Fatigue test, Preheating austempering, Fatigue life cycles, Fatigue strength

1. 서 론

구상흑연주철은 개발초기에 저온에서 충격인성이 낮아 공업적으로 사용이 다소 제한되었으나, 현재는 합금원소 첨가법[1]과 열처리법[2,3]등의 발달로 이들 문제점을 극복하여 자동차, 건설기계, 철도용 부품 등의 광범위한 공업재료로써 널리 사용되고 있다. 이러한 조건으로 합금설계 된 austempered ductile cast iron (ADI)의 강도, 인성 등의 재료특성은 종래의 단조강(forged steel) 또는 주강 등에 견줄 수 있을 만큼 향상되어 국내외에서 연구가 활발히 진행되고 있다. 그리고 최근 자동차제조 산업이 급속도로 발전하고, 경량화에 따른 터보차저(Turbo charger) 및 DOHC(Double Over Head Cam) 등 자동차 부품의 새로운

제조기술이 도입됨에 따라서 출력이 증대되고 회전수가 증가하여 현재 사용되고 있는 재료보다 고강도, 내열, 내마모성, 피로강도 및 회전접촉피로 강도가 큰 신소재 ADI로의 개발이 절실히 요구된다. ADI의 기계적 성질은 기지의 대부분을 차지하는 베이나이트의 크기 및 형상, 잔류 오스테나이트의 분포상태 및 흑연의 구상화 상태에 지배된다. 이와 같은 미세조직을 제어하기 위해 본 연구에서는 예열 및 예비열처리 후 오스테나이트 열처리를 실시하고 연속적으로 베이나이트 조직을 얻기 위해 항온 열처리를 실시하였다. 전 처리(pre-heat treatment)는 최종적인 베이나이트 조직의 탄소 함량, 크기 및 형태의 변화를 초래할 것이다. 그리고, 흑연의 구상화 상태와 잔류오스테나이트의 분포상태는 첨가합금에 지배된다.

전북대학교 신소재공학부(Division of Advanced Materials Engineering, Chonbuk National University) 신소재개발연구센터(Research Center of Advanced Materials Development(RCAMD), Korea)

[†]E-mail : ksw@moak.chonbuk.ac.kr

따라서, 본 연구에서는 예열 및 예비열처리 방법을 도입하여 특수열처리를 실시하고, Cu, Ni, Mo합금을 첨가하여 기지조직을 변화시켜 각종 기지조직(혼합조직)중의 미세조직들이 ADI의 기계적특성에 어떠한 영향을 미치는가를 연구하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용한 구상흑연주철은 5 ton/charge 저주파 유도로를 이용하여 주물선, 강고철 및 합금철 등을 장입하여 용해하였다. 용탕을 1500°C까지 승온시켜 탈황처리를 한 후 레들에서 sandwich법으로 구상화 처리를 한 후 1380°C 온도에서 Y block에 주입하여 시험편을 제조하였다. 각 시험편의 성분 분석 결과는 표 1에 보이는 바와 같다. 각각의 시험편에 대하여 일반적인 열처리법(CN)을 실시한 후, 변화된 열처리 방법을 비교하

기 위해 prequenched austempering(PQ) 및 preheated austempering(PH)등을 실시하였다. 그림 1에 각각의 열처리 곡선을 나타내었다. 열처리된 시험편은 각각 브리넬 경도기를 사용하여 경도를 측정하였고, 잔류 오스테나이트의량은 Cu K α_1 target을 장착한 XRD 측정기로 측정하였다. 피로시험은 봉상의 시험편을 사용하였으며 일축상태에서 응력비 0.1, 주파수 20 Hz, 상온에서 실시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 미세 조직에 미치는 합금원소와 특수열처리의 영향

표 2는 DCI의 조직 분석 결과와 경도 값을 나타낸 것이다. 합금원소를 첨가함에 따라 퍼얼라이트의 양이 증가하였고[4], 특히 Cu를 첨가한 구상흑연주철에서는

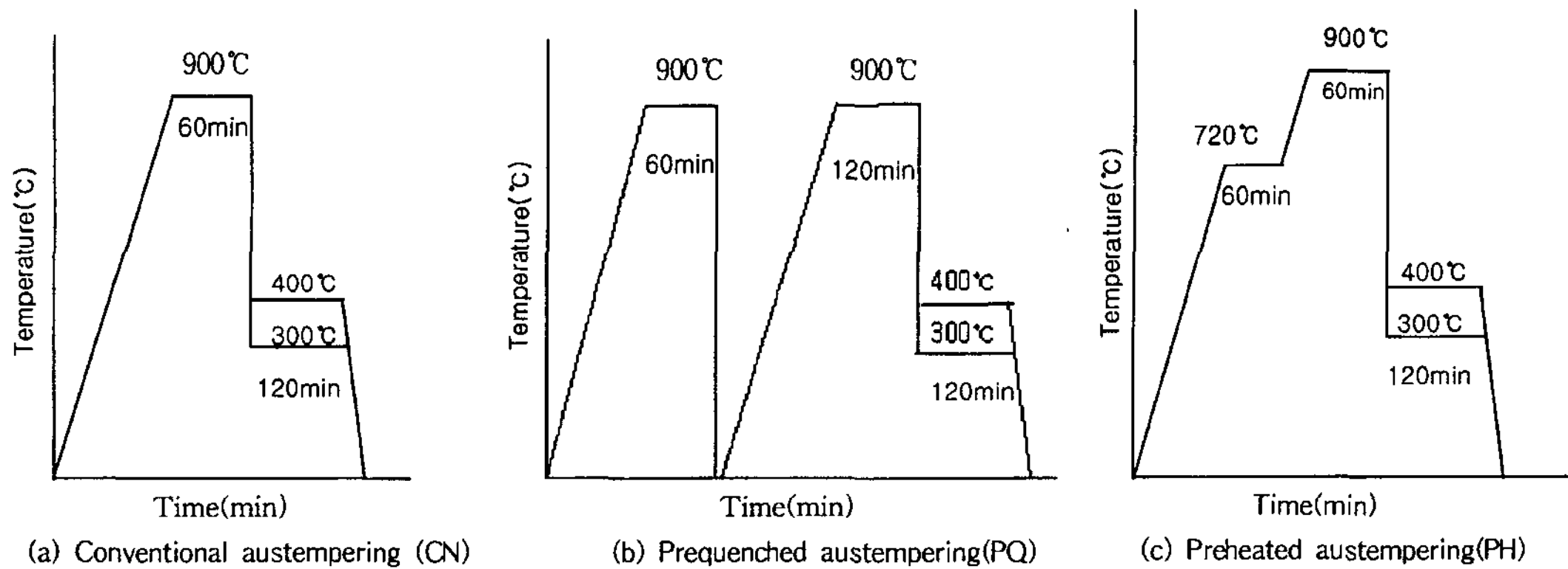


Fig. 1. Heat treatment cycles.

Table 1. Chemical compositions of specimens. (wt.%).

Elements	C	Si	Mn	S	P	Ni	Mo	Cu
Unalloyed DCI	3.5	2.26	0.17	0.007	0.02			
Cu-DCI	3.3	2.39	0.16	0.008	0.03			0.37
Ni-DCI	3.4	2.38	0.17	0.008	0.03	0.4		
Mo-DCI	3.5	2.38	0.17	0.009	0.03		0.17	

Table 2. Microstructural and hardness test results of ductile cast irons.

	pearlite (%)	ferrite (%)	graphite (%)	nodule count each/mm ²	nodularity (%)	hardness (HBN)
Unalloyed DCI	2.3	77.4	20.3	256	94	154
Cu-DCI	42	38.3	19.7	253	94	212
Ni-DCI	21	59.5	19.5	242	90	163
Mo-DCI	20.5	60.3	19.2	245	90	160

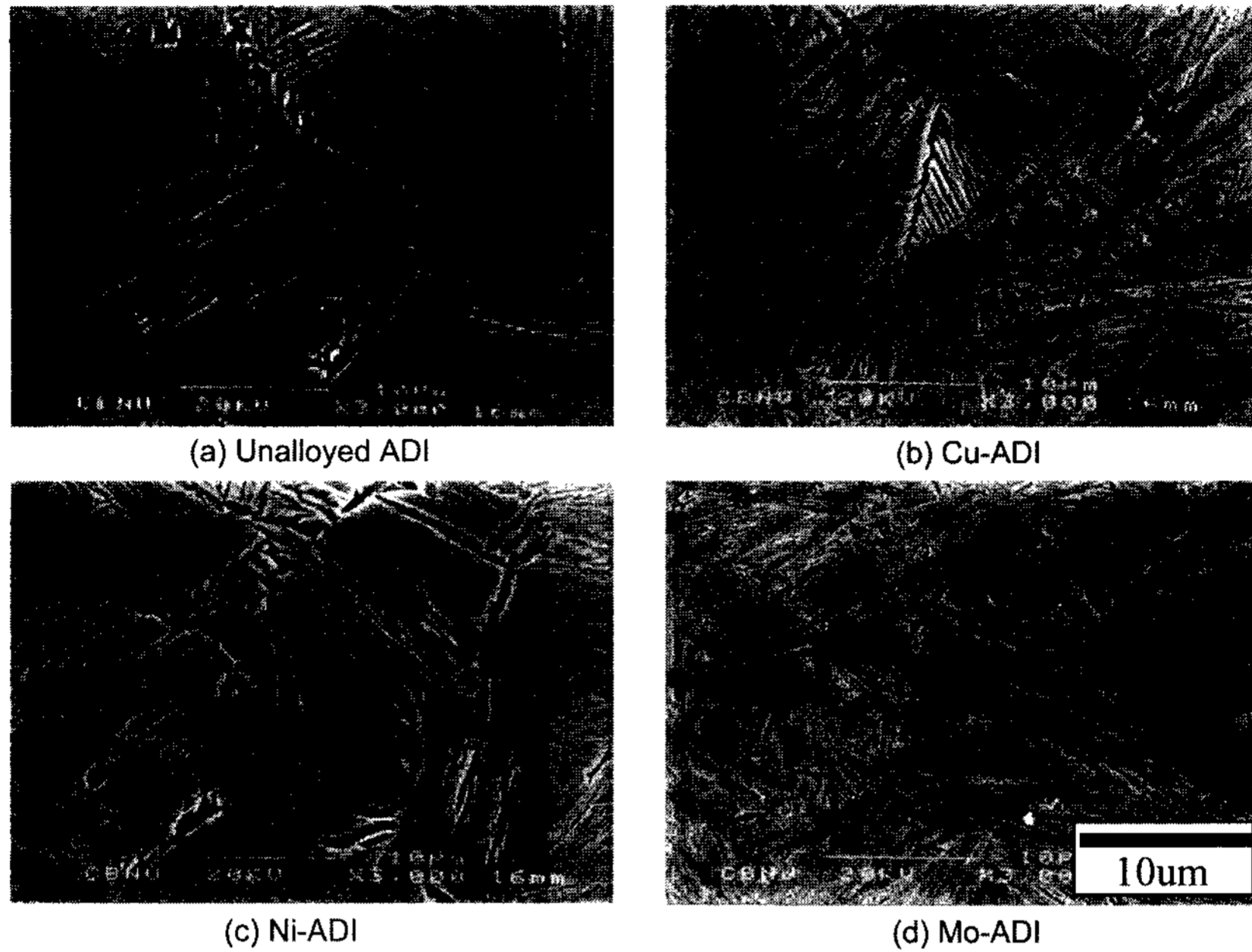


Fig. 2. Scanning electron micrographs of conventionally heat-treated austempered ductile cast irons(CN-ADIs).

퍼얼라이트의 양이 가장 많았다. 이는 Cu는 Ni 및 Mo보다 퍼얼라이트의 강력한 조장원소이기 때문이다. 그 결과 퍼얼라이트가 가장 많은 Cu-DCI의 경도값이 가장 높게 나타났다. 단위 흑연립 수 및 흑연의 면적 분율은 거의 유사하였으나 구상화율은 Ni, Mo 및 C이 확산을 저해하기 때문에 구상화율이 좀더 낮게 나타났다.

그림 2는 합금원소별 ADI의 조직변화를 SEM사진으로 나타낸 것이다. 이들은 모두 300°C에서 CN 오스텨퍼링 처리를 한 것이다. Mo를 첨가한 Mo-ADI의 베이나이트의 조직이 가장 미세하게 나타났는데 이는 Mo는 소입성을 향상시키는 원소이므로 베이나이트 상온변태곡선을 우측으로 이동시켜 베이나이트가 변태를 시작하는 시간이 다른 합금보다 더욱 지연되었고, 이로 인해 다른 합금보다 베이나이트 변태 시간이 짧아 비교적 미세한 베이나이트 조직을 얻을 수 있었다.

그림 3은 Cu-ADI에서 열처리 조건에 따른 미세 조직의 변화를 나타내고 있다. CN-ADI 조직은 긴 베이나이트 조직을 나타내고 있고, PQ 및 PH-ADI에서는 베이나이트의 길이가 20~30% 정도 짧아졌으며 미세한 베이나이트가 밀도 있게 생성되어 있다. 또한 베이나이트와 베이나이트 사이에 존재하는 잔류 오스테나이트도 PQ 및 PH-ADI에서 더욱 미세화 되어 얇은 층상으로 되어 있는 것을 볼 수 있다. PQ-ADI는 오

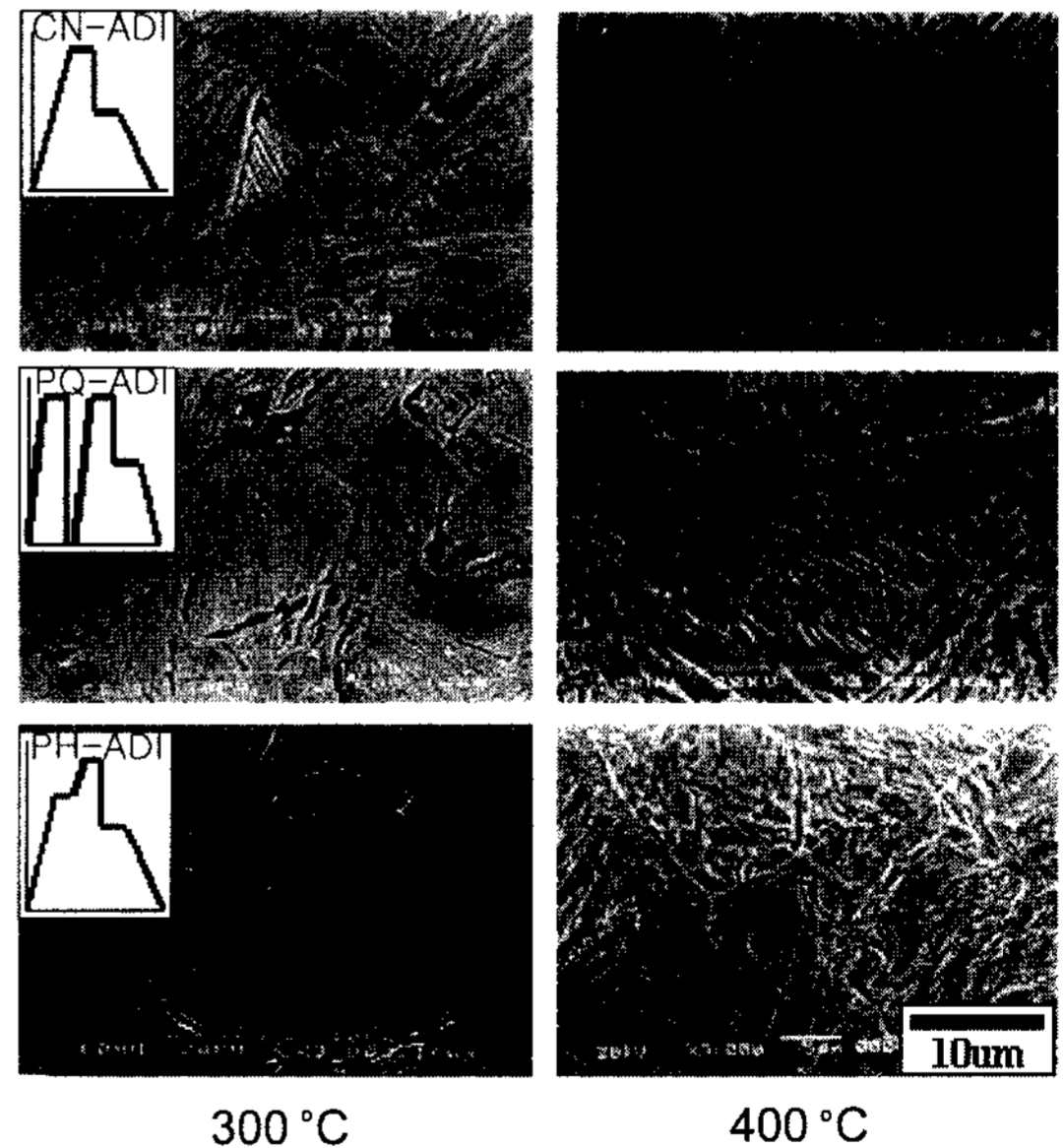


Fig. 3. Microstructures of specially heat treated Cu-ADIs.

스텨퍼링 열처리를 하기 전에 900°C에서 퀴칭처리한 상태이기 때문에, 전 조직이 미세한 마르텐사이트로 되고 오스테나이트 결정립도 미세화 된다. 이런 미세화된 결정립은 2차 오스테나이트화 열처리 시 미세한 오스테나이트 결정립이 되며, 그대로 베이나이트화 되기 때

문에 베이나이트가 핵생성 할 수 있는 site가 많아지고 베이나이트의 크기도 미세하게 된다. 또한 퀴칭한 시료를 다시 가열할 때 퀴칭으로 인해 기지조직내에 석출된 미세한 흑연립이 존재하게 됨으로 오스테나이트화 온도에서도 오스테나이트 결정립의 성장을 방해하여 오스테나이트 결정립이 미세화 될 것으로 사료된다[5]. PH-ADI의 경우에는 720°C 에서 1시간 유지시켜 줌으로써 퍼얼라이트가 부분변태를 일으킴으로 일부 입상화 되고, 이들 입상화된 퍼얼라이트로부터 결정립의 크기가 작은 오스테나이트로 변태함으로 템퍼링 시 미세한 베이나이트 기지조직을 갖게 된 것이다. 베이나이트의 성장은 오스테나이트 입계로부터 일정한 방향성을 가지고 성장하기 때문에 오스테나이트 결정립 크기는 베이나이트 크기에 큰 영향을 미치게 된다. 그러므로 예비 열처리를 통해 입상화된 퍼얼라이트 가운데 세멘타이트로 인해 오스테나이트 결정립의 성장이 방해 되어 미세화 된 PH-ADI보다 퀴칭을 통해 미세화된 조건에서 열처리된 PQ-ADI의 베이나이트가 더 미세하게 되었다.

그림 4는 무합금의 ADI와 각각 Cu, Ni 및 Mo를 첨가한 ADI를 열처리 변화에 따른 잔류오스테나이트의 량을 나타낸 것이다. 오스텨퍼링의 온도의 변화에 따른 잔류 오스테나이트의 량을 살펴보면, 300°C에서 항온처리 된 시편보다 400°C에서 항온처리 된 시편의 잔류 오스테나이트 량은 6~10% 증가 하였다. 합금첨가의 영향에서는 Ni을 첨가한 ADI에서 잔류 오스테나이트의 량이 가장 높게 나타났으며 반면 Mo를 첨가한 경우 가장 낮게 나타났다. 이는 Ni의 경우 오스테나이트 안정화 원소로 작용하였기 때문이다. 한편 Mo는 합금 제조공정에서 보통 용융 금속이 응고될 때 cell 경계에서 편석 되고 탄화물을 형성한다. Mo를 함유한 탄화물은 오스테나이트화 열처리 동안에 거의 분해 되지 않기 때문에 오스테나이트화 처리 후 오스테나이트 기지의 미세 조직은 일정하지 않고, 기지의 탄소농도는 낮게 된다. 이로 인해 Mo의 첨가로 인해 기지 중 오스테나이트의 량이 감소된 것으로 생각된다[6]. 열처리 조건에서는 CN-ADI의 경우보다 PQ 및 PH ADI에서 잔류 오스테나이트의 량이 적게 나타났다. 이는 PQ 및 PH-ADI에서는 전 처리를 통해 미세화 된 오스테나이트 결정립이 오스텨퍼링처리시 베이나이트 변태가 촉진되므로 잔류 오스테나이트 량이 감소하기 때문으로 생각된다.

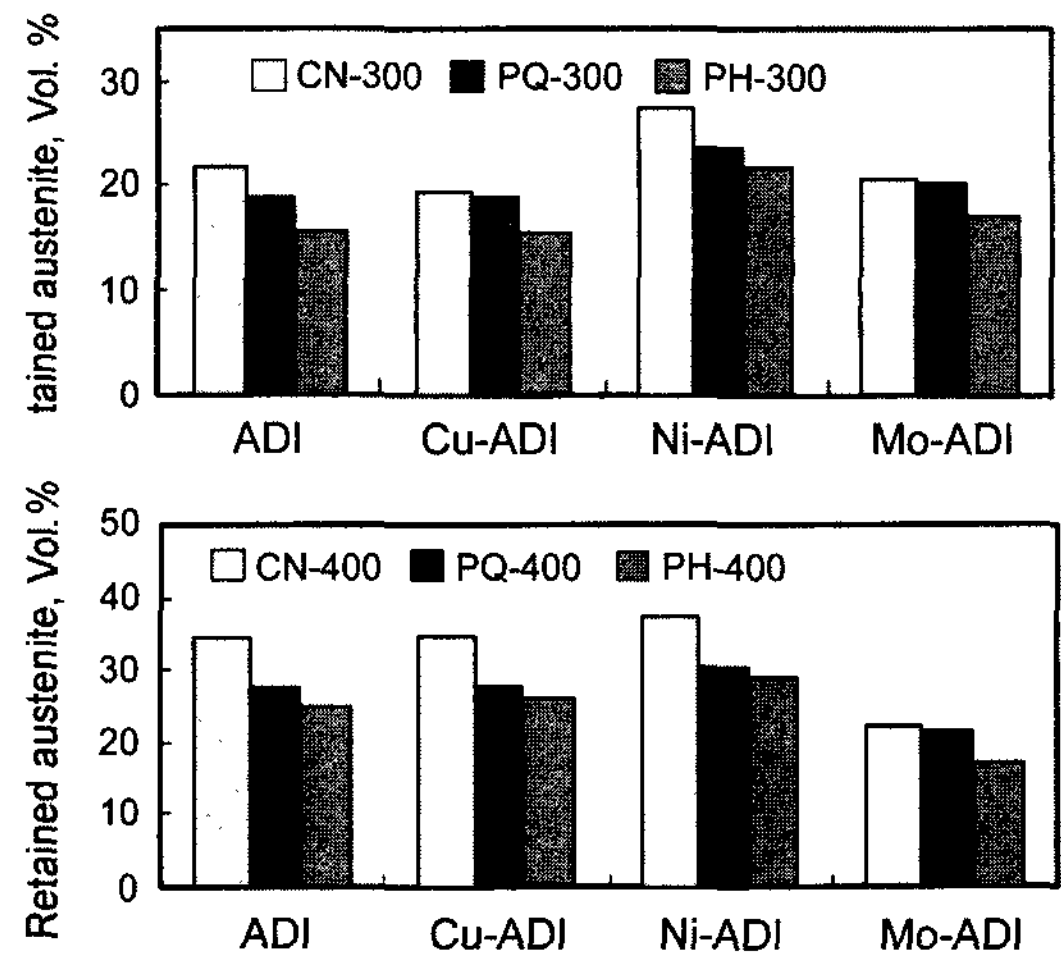


Fig. 4. Effects of special heat treatment and alloying elements on the amount of retained austenite of ADIs.

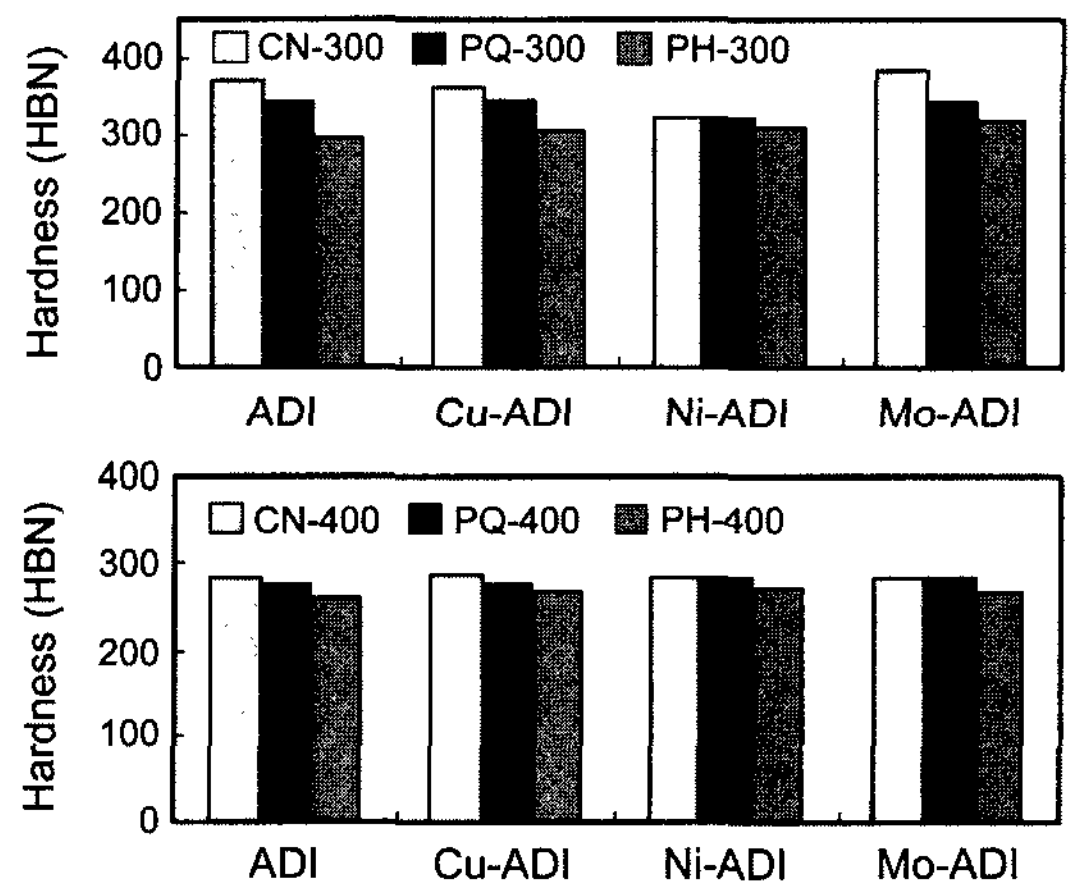


Fig. 5. Effects of special heat treatment and alloying elements on the hardness of ADIs.

3.2 피로특성에 미치는 합금원소와 열처리의 영향

그림 5(a, b)는 CN, PH 및 PQ 열처리를 실시한 시편의 경도가 합금원소의 첨가 및 300°C 및 400°C의 열처리 조건에 따라 경도 값이 다르다는 것을 나타내 주고 있다. 그림에서 알 수 있듯이 경도는 400°C에 비하여 300°C의 템퍼링 온도에서 높게 나타나고 있다. 이는 템퍼링 온도가 낮을수록 강도와 경도가 높은 하부 베이나이트와 잔류 오스테나이트량이 적은 기지조직으로 되었기 때문이다. 오스텨퍼링의 온도가 400°C인 조건에서는 합금원소의 영향을 거의 받지 않았고 300°C의 열처리 조건에서는 Ni을 첨가한 ADI의

경도 값이 모든 열처리 조건에서 저하되는 경향을 나타냈다. Mo를 첨가한 ADI에서는 경도 값이 상당히 증가하였다. 이는 Mo의 탄화물이 공정 셀 경계부분에 많이 고용되어 공정 셀 경계부분의 경도가 증가함에 따라 전체적인 경도가 높아진다고[7]하는 결과와 잘 일치하고 있다. 또한 Mo는 베이나이트 변태의 강인화에 영향을 미치는 원소로 작용하고 잔류 오스테나이트의 양을 크게 감소시키기 때문인 것으로 사료된다. 경도 값에 미치는 열처리의 영향을 보면, 300°C에서 오스템퍼링한 PQ 및 PH-ADI의 경도는 CN-ADI보다 저하하였다. 이는 PQ 및 PH-ADI의 결정립이 미세화 되었지만, 경도의 향상에는 크게 영향을 주지 못하며, 오히려 CN-ADI에서 탄화물들이 경도를 향상시킨 것을 시사한다.

그림 6은 CN-ADI의 합금원소와 오스템퍼링 온도 변화에 따른 피로수명을 나타낸 것이다. 본 실험은 450 MPa의 일정하중에서 파단까지의 사이클 수를 나타낸 것이다. 피로수명은 템퍼링 온도가 300°C인 경우보다 400°C에서 향상되었다. 즉, 경도 값은 300°C에서 템퍼링한 ADI에서 향상되었지만 피로수명은 저하하였다. 이는 400°C에서 템퍼링한 ADI에서 잔류오스테나이트의 양이 많기 때문인데, 일반적으로 잔류 오스테나이트는 피로특성을 향상시키는 것으로 알려져 있다. 이는 피로균열이 성장하는 동안 균열첨단의 잔류 오스테나이트는 가공유기 마르텐사이트 변태를 일으켜 경도를 증가시키고 균열의 성장을 억제하는 역할을 하기 때문이다[8,9]. 400°C에서 템퍼링한 ADI 중에서 경도의 변화는 거의 없었으나 피로수명은 Cu를 첨가한 ADI에서 가장 향상되었다. 피로특성에 미치는 인자로는 잔류 오스테나이트의 양뿐만 아니라 잔류 오스테나이트와 베이나이트의 형상 및 분포, 흑연의 형상, 분포 및 개수 등 여러 가지가 있다. 잔류 오스테나이트의 양에서는 CN-ADI의 경우 Mo를 제외하고는 별 차이가 나타나지 않았다. 그러나 표 2에서 알 수 있듯이 무합금 ADI와 Cu-ADI의 경우 흑연의 구상화율이 다른 합금에 비해 높게 나타났다. 구상화율의 향상은 강도 및 인성을 높여 피로수명을 향상시킬 것으로 생각된다.

그림 7은 400°C에서 템퍼링한 Cu-ADI의 열처리 변화에 따른 피로특성을 나타낸 것이다. CN-ADI보다 PH 및 PQ-ADI의 피로강도는 향상되었으며, 특히 PQ-ADI의 피로강도는 460 MPa로 가장 높게 나타났다. 이는 PQ열처리 과정에서 퀴칭 후 다량의 탄소를 함유하

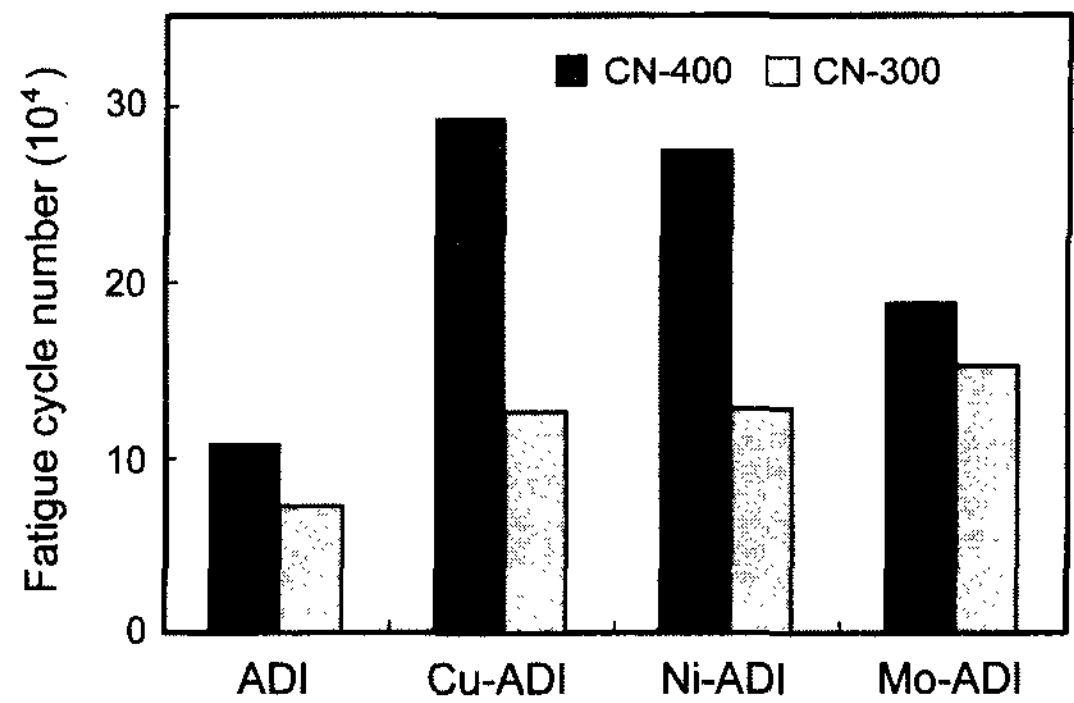


Fig. 6. Effects of austempering temperatures and alloying elements on the fatigue life of conventionally austempered DCI.

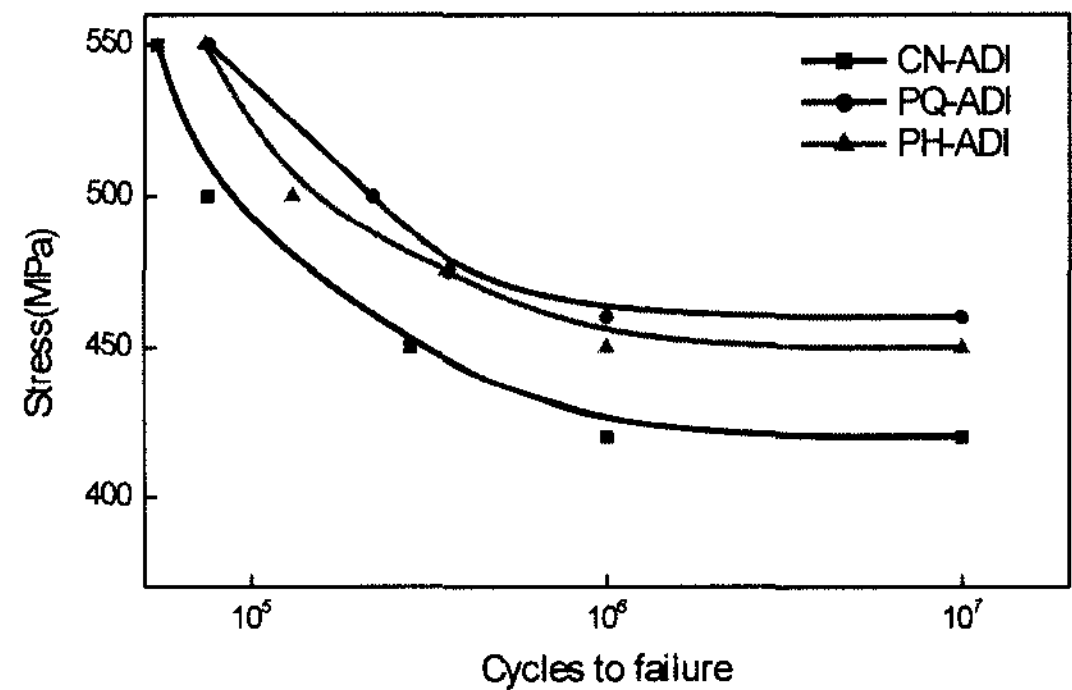


Fig. 7. Effects of heat treatments on the S-N curve of Cu-containing ADI(400°C).

고 있는 마르텐사이트가 2차 오스테나이트화 온도에서 대부분 분해 되어 탄소함량이 높은 안정된 오스테나이트가 형성되고, 오스테나이트 기지에서 탄소함유량이 높은 베이나이트가 석출하게 되어 베이나이트 자체의 강도 및 경도가 증가하게 된다. 피로강도는 균열이 생성되지 않기 위한 응력이 아니고 성장한 피로균열이 더 이상 진전되지 못하는 응력이라고 정의한다면, PQ 및 PH-ADI의 피로강도가 높은 이유는 고강도의 베이나이트 조직 앞에서 피로균열이 CN-ADI보다도 높은 응력에서 정지하기 때문으로 판단된다. 또한, PQ-ADI 내의 sliver 형태의 잔류 오스테나이트의 형상도 피로강도를 향상시킨 요인으로 생각된다. 잔류 오스테나이트의 형상이 피로특성에 미치는 영향을 보면 blocky 형태로 오스테나이트 pool이 존재하는 경우보다 sliver 형태로 미세하게 분산되어있는 것이 더 좋은 특성을 나타내는 것으로 보고 된 바 있다[10]. PQ-ADI와 PH-ADI의 피로강도에는 큰 차이는 없으나, PQ-ADI가

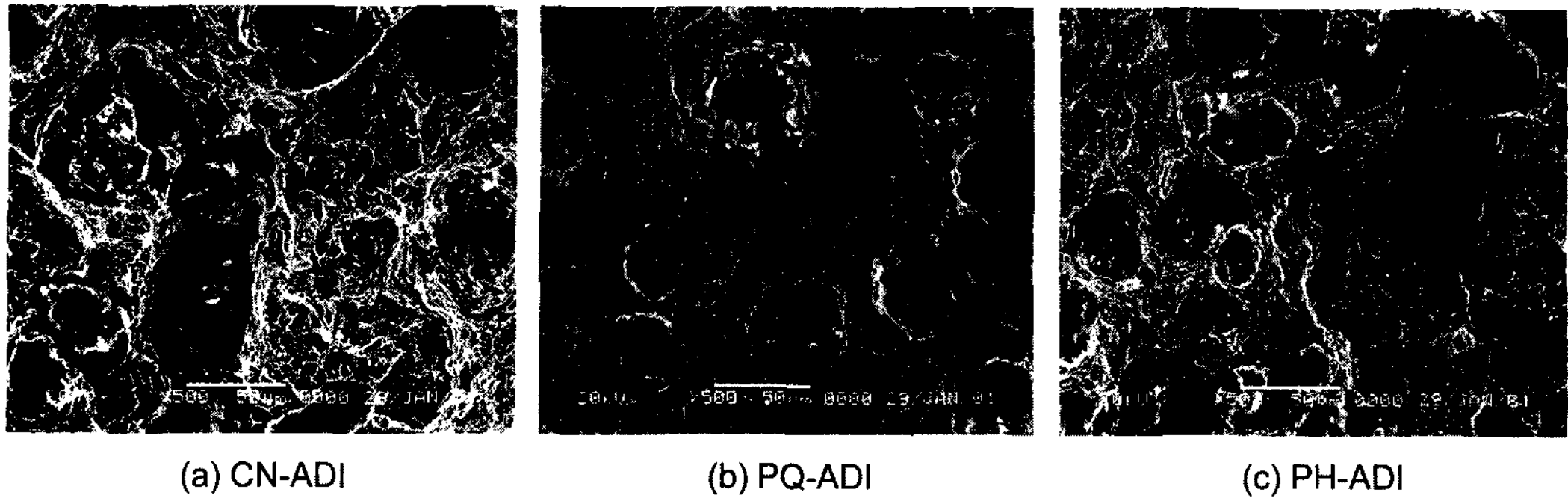


Fig. 8. Scanning electron micrographs fractographs of specially heat treated Cu-ADIs.

다소 높게 나타났다. 이는 PQ-ADI가 더 미세하고 균일한 기지 조직을 가지고 있기 때문으로 생각된다.

그림 8은 CN, PQ 및 PH 열처리를 하고 400°C에서 오스템퍼링한 Cu-ADI의 피로파면 사진이다. CN-ADI의 표면에서는 흑연립 주위에 세멘타이트와 같은 탄화물이 핵이 되어 발생한 것으로 생각되는 dimple 조직이 PQ 및 PH-ADI에 비해 조대함을 알 수 있다. 이는 CN-ADI의 탄화물이 PQ 및 PH-ADI의 탄화물에 비해 크을 의미하며 피로강도를 저하시킨 요인으로 작용한 것으로 판단된다.

4. 결 론

Conventional austempering 방법에 비해 pre-quenching 및 pre-heating austempering 처리를 실시했을 때 베이나이트의 조직이 미세화 되었고, 특히 pre-quenching austempering한 ADI의 조직이 가장 미세하였다. 경도는 conventional austempering ADI에서 높게 나타났으며, 각각의 열처리에서 Mo 첨가 ADI가 경도 값이 가장 높게 나타났다.

피로수명은 400°C에서 오스템퍼링한 Cu-ADI가 가장 우수하였으며, 피로강도는 pre-quenching ADI에서 가장 향상되었으며 베이나이트 자체의 강도에 지배되는 것으로 나타났다.

후 기

이 연구는 전북대학교 신소재개발연구센터의 연구비를 지원받았음에 이에 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] Osamu Yamagisawa, Truman shen lui: Imono 54 "Propagation of Thermal Fatigue Cracks of Ferritic Spheroidal and Compacted-Vermicular Graphite Cast Irons" (1982) 38-44.
- [2] J. N. Rouns, K. B. Rundman: AFS Trans., 3 (1983) 25 -32.
- [3] S.W.Kim: J. Kor. Foundrymen`s Soc., 5 "Streng-thening Method of Ductile Cast Iron" (1985) 66-75.
- [4] S. W. Kim, K. D. Woo, S. W. Han, J. K. Kim, D. Y. Kim: J. Kor. Foundrymen`s Soc., 18 "The Study on High Si and Mo DCI with High Temperature Oxidation Resistance Property" (1998) 167-175.
- [5] T. Yoshida, K. Komatsu, S. Okada: Imono 65 "Influence of Prequenching of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron on Its Microstructure, Mechanical Properties and Machinability" (1993) 221-230.
- [6] Yan Mi: Scripta metallurgica et materialia 32 "Effect of Cu, Mo, Si on the Content of Retained Austenite of Austempered Ductiled Iron" (1995) 1313-1321.
- [7] K. H. Lee: J. Kor. Foundrymen`s Soc., 14 "Produc-tion of Ductile Cast Iron by Mg-Converter" (1994) 134 -142.
- [8] K. Nagai, K. Kishitake: Imono 61 "Fatigue Pro-perties of Austempered Spheroidal Graphite Cast Irons" (1989) 308 -317.
- [9] J. Y. Kim, D. M. Kang, S. U. Ahn, K. B. Kim, I. C. Kang: J. Kor. Foundrymen's Soc., 11 "Development and control Technology of Austempered Ductile Irons with High Strength and High Toughness for Automotive Cam Shaft" (1991) 271-282.
- [10] C. K. Lin, T. P. Hung: Int. J. Fatigue 18 "Influence of microstructure on the Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons" (1996) 309-319.