

ADI의 기계적 성질에 미치는 합금원소 및 열처리의 영향

金錫元*, 禹基道

전북대학교 공과대학 신소재공학부, 신소재개발연구소, RASOM*

The Effect of Alloying Elements and Heat Treatment on
Mechanical Properties of ADI

Sug-Won Kim, Sang-Won Han and Kee-Do Woo

Faculty of Advanced Materials Engineering, Chonbuk National University, Chonju, 560-756

ABSTRACT

The effects of alloying elements(Mo, Cu, Ni) and austempering temperature conditions on the microstructural morphologies and mechanical properties in austempered ductile cast iron has been investigated. The austempering at 350°C for 2hrs after austenitizing at 900°C for 2hrs in all specimens with various alloying elements was optimum because the good combination of tensile and yield strength, hardness and impact value was obtained. The microstructures of these ADIs treated by a forementioned austempering condition are nearly a mixture type of needle and feathery bainite. Among those alloys, Mo-Cu alloyed DCI had the best optimum mechanical properties of hardness and toughness for automobile parts by austempering treatment for 2hrs at 900°C followed by 350°C for 2hrs.

1. 서 론

열처리에 의한 방법중 오스템퍼링 열처리는 최근에 주철의 기계적 성질개선과 절삭성을 개선하기 위한 열처리 방법중의 하나이다. 오스템퍼링 열처리한 구상흑연주철(Austempered ductile cast iron : 이하 ADI라 칭함)¹⁻⁴⁾은 주로 3.0%~3.8%C, 2.0~2.8%Si 및 0.5% 이하의 Mn을 함유한 구상흑연주철을 오스템퍼링처리하여 잔류오스테나이트와 베이나이트가 혼합된 2상 혼합조직을 얻는 방법으로 시료의 화학성분, 제조조건 및 열처리조건에 따라서 조직이 변화되고 기계적 성질도 크게 달라진다. 특히 ADI는 화학성분, 주조 및 용해조건, 열처리 조건 등의 제조

조건의 변화에 따라 재료특성에 큰 영향을 받으므로 재료의 사용상에 요구되는 재료의 특성을 얻기 위하여서는 이들 제조조건의 최적화를 이루는것이 중요하다. 특히 자동차산업에 이 ADI를 대체 소재로써 사용할 수 있다면 소음저하 및 생산성이 크게 향상되고 이들의 문제점은 적절한 합금조성 선택과 적합한 열처리 조건의 선정을 잘 조합하여 생산함으로써 해결할 수 있을 것으로 생각된다.

따라서 본 연구에서는 합금원소(Mo, Cu, Ni)와 열처리조건 제어에 의한 ADI의 기계적 성질 및 조직 변화에 대하여 연구하였다.

2. 실험방법

2.1 용해·주조

본 연구에 사용한 구상흑연주철은 1톤 고주파 유도로를 이용하여 선철(Sorel metal), 고철(SS41), 가탄재(고정탄소 99%) 및 Fe-75%Si을 첨가하여 용해하였다. 용탕은 1520℃까지 승온시켜 탈황제로 탈황처리를 한 후 래들에서 Fe-45%Si-4.5%Mg 합금의 구상화제를 이용하여 Sandwich법으로 구상화처

리를 한 후 Resin process Y block 주형에 주조하였다. 합금원소첨가로서 Mo, Ni는 용해로에 직접 첨가하여 목표 조성을 맞추었으며, Cu는 출탕시 래들에 접종하여 첨가하였다. 이렇게 용해한 용탕으로 시험편 제작용 Y block을 제조하였다. 각 시험편의 성분 분석 결과를 Table. 1에 나타내었고, 인장시험편은 100L×10φ(mm), 충격시험편은 10×10×55(mm)의 크기로 가공하여 사용하였다.

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

Elements Specimens	C	Si	Mn	P	S	Mg	Mo	Cu	Ni	Fe
Unalloyed DCI	3.7	2.7	0.14	0.07	0.01	0.04	—	—	—	bal.
Mo-Cu DCI	3.6	2.6	0.16	0.06	0.01	0.04	0.31	0.33	—	bal.
Mo-Ni-Cu DCI	3.6	2.6	0.16	0.05	0.01	0.04	0.33	0.34	0.98	bal.
Mo-Ni DCI	3.7	2.7	0.16	0.05	0.01	0.04	0.32	—	1.01	bal.

2.2 열처리

시험편의 오스테나이트화 열처리에는 NaCl : BaCl₂ = 1 : 1, 오스텨퍼링 열처리에는 NaNO₃ : KNO₃ = 1 : 1의 염을 사용하였다. 모든 시험편은 900℃에서 2시간 동안 오스테나이트화 처리후 300℃, 350℃, 400℃에서 각각 2시간 유지시켜 오스텨퍼링처리 하였다.

2.3 기계적 성질 측정

인장시험은 Instron 인장시험기를 이용하여, Cross head speed 1mm/min, Chart speed 5cm/min로 하였으며, 경도시험은 브리넬 경도시험기를 이용하여 5번 측정하여 산술 평균하여 경도치로 하였다. 충격시험은 무노치 시험편을 사용하여 Izod충격 시험기(SI-ID 3type)에 햄머 무게는 66.6kg으로서 햄머의 회전중심에서 무게중심까지의 거리는 0.6477m이었고 지지각은 $\alpha=144^\circ$ 로 하였다.

2.4 잔류오스테나이트 측정

잔류오스테나이트 측정은 시험편을 연마지를 이용하여 #1500까지 연마후 아세톤으로 세척하여 Rigaku사의 X-Ray 회절기를 사용하여 측정하였으며, 측정방법은 (211)a와 (22)v의 직접비교법⁵⁻⁷⁾으로 하였다.

2.5 조직관찰

주조상태와 열처리한 시험편의 미세조직은 조연마 및 세연마후 경면을 얻은 후 2% Nital 또는 3% Picral로 부식시켜 광학 현미경으로 관찰하였다. 펄라이트 및 베이나이트의 형상변화를 관찰하기 위해 hitachi X-650과 Cambridge 주사전자 현미경을 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 DCI 주조 조직과 기계적 성질에 미치는 합금원소의 영향

Fig. 1은 각 합금 DCI의 주조조직을 나타내었다. 무합금 DCI(a)에서는 전형적인 DCI45의 페라이트의 기지조직에 흑연이 혼재한 조직으로 되어 있고, (b), (c) 및 (d)합금 DCI에서는 Ni 및 Cu단독첨가, Ni-Cu 복합첨가에 의해⁹⁾ 펄라이트의 양이 증가하였다. 이는 Cu 및 Ni첨가에 의하여 Table. 2에서와 같이 DTA 측정에 의하여 A₁변태점이 저하되어 펄라이트를 조장케하였다. 그러나 Ni은 Cu에 비해 그 영향은 크지 않다(d). 그 이유는 Cu는 Ni보다 강한 펄라이트 조장제이기 때문이다. 따라서 Mo-Ni DCI보다 Mo-Cu DCI에서 더욱 많은 펄라이트가 나타나고 있었다. 특히 Cu는 주물이 용고할 때 구상흑연립 주위로 편석되어 기지조직중의 탄소가 구상흑연립으로 확산되어갈 때 장벽을 만들어 오스테나이트화가 일어나는 온도에 이르는 동안 탄소가 구상흑연립에 확산되는 것을 방해하여 오스테나이트가 탄소로 포화되고 이러한 영향으로 펄라이트의 생성이 크게 촉진된다.

반면에 기지 조직중에 펄라이트량은 무합금 DCI

에서 가장 많이 나타났다. 구상화율은 Ni, Cu, Mo첨가시 이들 원소들이 용고 중에 흑연의 구상화를 저해하여⁹⁾ 전체적으로 구상흑연립수가 감소되었다. 특히 Mo-Ni DCI가 Mo-Cu DCI보다 펄라이트의 양이 적은 것은 Ni이 펄라이트 조장 원소로써의 역할보다는 페라이트 안정화 역할을 하였기 때문이라 사료된다¹⁰⁾.

또한 Fig. 2에서 합금원소 첨가에 의하여 펄라이트가 미세화되었음을 알 수 있었고 특히 Mo, Ni 및 Cu원소가 전부 펄라이트의 미세화 역할을 하였으므로 펄라이트의 미세화 현상은 Mo-Cu-Ni DCI에서 가장 현저한 것을 알 수 있었다.

Table. 2에서는 여러 시편의 주방상태의 기계적성질을 나타내었다. 인장강도는 기지조직의 영향을 크게 받기 때문에 펄라이트량이 많고 기지조직 중의 펄라이트가 Ni에 의하여 고용강화된 Mo-Cu-Ni DCI가 579MPa로 가장 크게 나타났으며 거의 펄라이트가 존재하지 않고 페라이트의 기지조직인 무합금 DCI에서는 487MPa를 나타내었다. 경도는 인장강도와 거의 비슷한 양상으로 펄라이트량이 많은 Mo-Cu, Mo-Ni-Cu DCI에서 크게 나타났고 특히 연신율은 Mo-Ni보다 Mo-Cu DCI합금에서 높게 나타났

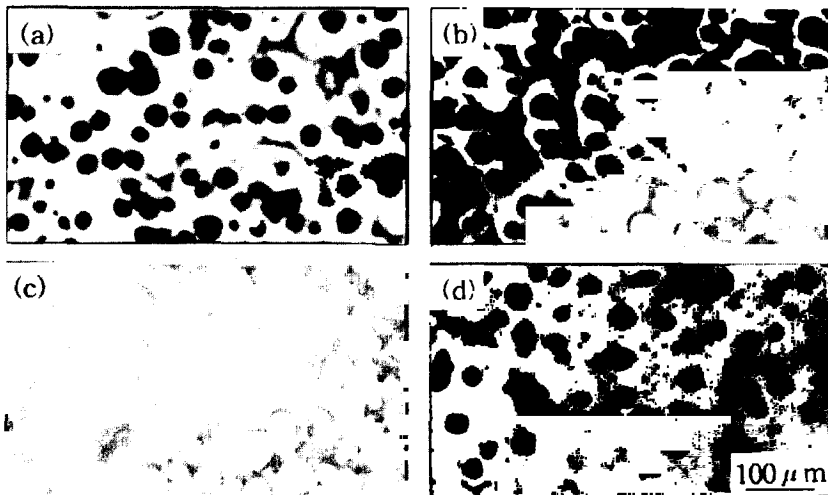


Fig. 1 Microstructures of as cast DCIs

(a) Unalloyed DCI (b) Mo-Cu DCI (c) Mo-Ni-Cu DCI (d) Mo-Ni DCI

다. 그 이유는 Ni이 주조상태에서 페라이트에 고용강화되어서 연신율을 저하시키기 때문이다. 또한 충격치는 합금원소에 첨가에 의하여 무합금 DCI 충격치보다는 크게 저하되었고 Mo-Cu DCI는 6.7J로 합금

을 첨가한 DCI중에 제일 높았으며 Mo-Ni Cu DCI와 Mo-Ni DCI는 거의 같은 낮은 충격에너지를 나타냈다.

Table. 2 Mechanical properties of the as cast DCIs.

Mechanical Properties Specimens	Mechanical Properties				A ₁ Temp. (°C)
	Tensile Strength(MPa)	Elongation (%)	Hardness (BHN)	Impact Value(J)	
Unalloyed DCI	487	8.7	167.2	147	765
Mo-Cu DCI	536	6.7	199.9	22	760
Mo-Ni-Cu DCI	579	5.8	203.9	22	758
Mo-Ni DCI	520	5.7	172.7	23	762

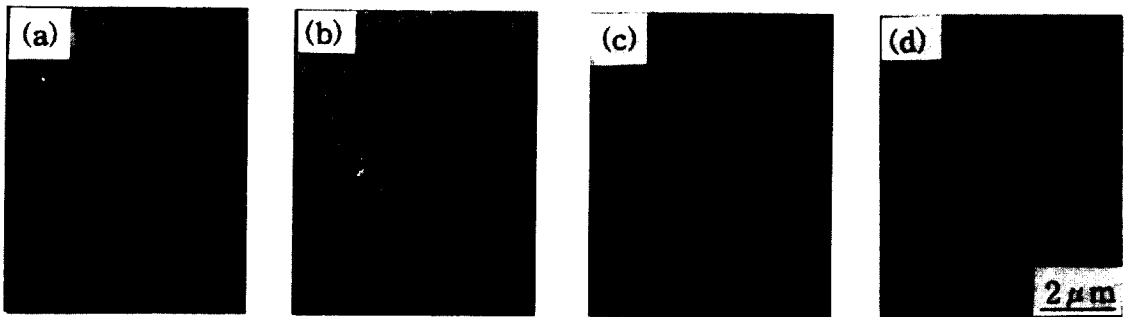


Fig. 2 Microstructures of pearlites in as cast DCIs

(a) Unalloyed DCI (b) Mo-Cu DCI (c) Mo-Ni-Cu DCI (d) Mo-Ni DCI

3.2 ADI의 미세조직에 미치는 합금원소 및 열처리의 영향

Fig. 3은 Mo-Cu DCI를 900°C에서 2시간동안 오스테나이트화 처리후 오스텨퍼링의 온도변화에 따른 기지조직의 변화를 나타낸 것이다. 일반적으로 온도와 유지시간에 의해서 베이나이트의 형태가 어떻게 변화되느냐에 따라서 기계적 성질이 달라진다. 오스텨퍼링처리 온도에 따라서 베이나이트의 형태가 300°C에서는 침상, 400°C에서는 우모상으로 나타나고 350°C에서는 침상과 우모상이 혼재하여 나타난다.

따라서 Fig. 3에서 알 수 있듯이 300°C에서 오스

텨퍼링 열처리한 기지조직은 잔류오스테나이트가 베이나이트의 판들 사이에 slivers(세로로 가늘게 갈라진 모양)형태로 나타내며, 오스텨퍼링 온도가 증가하면 베이나이트 판이 짧아져 compacted morphology를 형성하고 베이나이트와 오스테나이트의 간격은 점차로 증가된다. 이는 고온으로 갈수록 베이나이트의 핵생성 속도는 느리지만 탄소의 확산속도가 커지므로 탄소가 베이나이트 lath사이에 존재하는 오스테나이트에서는 빠르게 확산됨으로써 안정한 고탄소의 오스테나이트를 형성할 때까지 성장하기 때문에 끝이 둥글게 변화된다고 생각된다. 또한 Fig. 3(a)에서 흑

연주위의 베이나이트상들을 관찰하여 보면 흑연주위에서 베이나이트의 핵이 발생되고 공정 셀 경계부로 향하여 성장이 진행되었음을 알 수 있었다.

베이나이트의 관상의 길이를 각 합금별로 비교하여 보면 Fig. 4에서 알 수 있듯이 무합금 ADI의 베이나이트의 길이가 가장 길며 Mo-Ni ADI에서 가장 짧다는 것을 알 수 있었다. 이는 Mo, Ni, Cu등의 합금은 CCT곡선을 우측으로 이동시키기 때문에 다른 합금 ADI보다 빨리 베이나이트 변태를 시작하여 성장

하기 때문이다. 또한 Mo-Cu ADI의 베이나이트 길이가 Mo-Ni ADI보다 길게 나타난 이유는 열처리된 Mo-Cu DCI의 주조직에서 펄라이트량이 많기 때문에 오스테나이트화의 속도가 빨라지는데 그 원인이 있다. 즉 펄라이트가 페라이트보다 같은 오스테나이트화의 온도에서 오스테나이트가 더욱 빨리 진행되므로 오스테나이트의 결정립이 충분히 성장하게 되어 결정립이 Mo-Cu ADI가 Mo-Ni ADI보다 길게 되어 그 결과 베이나이트의 길이가 길게 나타난다.

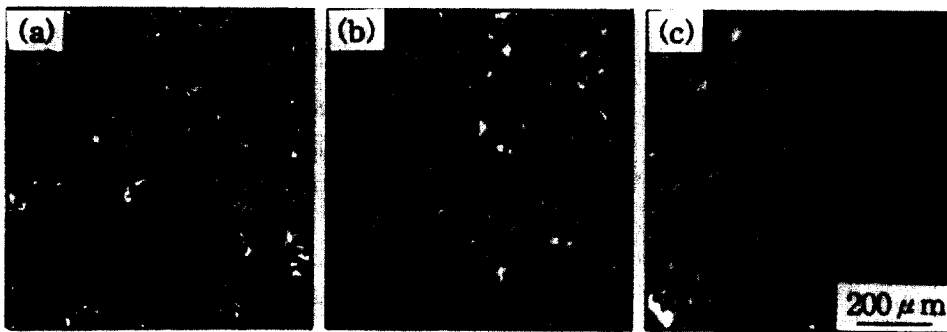


Fig. 3 Microstructural changes with austempering temperature in Mo-Cu ADI
(a) 300°C (b) 350°C (c) 400°C

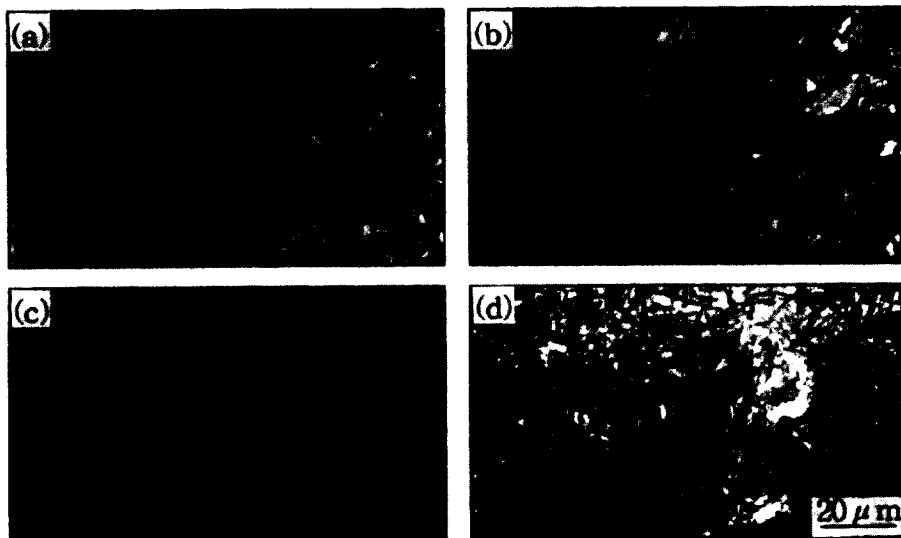


Fig. 4 Microstructural changes with alloying elements in ADI austempered at 350°C
(a) Unalloyed ADI (b) Mo-Cu ADI (c) Mo-Ni-Cu ADI (d) Mo-Ni ADI

또한 Cu, Ni이 첨가되면 오스테나이트 변태점을 크게 저하시키므로 동일한 오스테나이트화 온도에서도 이들 합금원소가 첨가된 합금이 오스테나이트화가 빠르게 진행되어 오스테나이트의 결정립이 훨씬 길게 성장하기 때문으로 생각된다. 이 영향은 Cu가 Ni보다 훨씬 크게 나타난다. Fig. 4(d)에서 알 수 있듯이 Mo-Cu ADI에서 잔류오스테나이트의 pool(—표시)이 많이 존재하고 있는데 이것은 Ni이 오스테나이트의 안정화 원소이고 또한 Mo, Ni은 경화능을 향상시키는 원소이므로 베이나이트의 등온변태 곡선을 우측으로 이동시켜 베이나이트가 변태를 시작하는 시간이 다른 합금보다 더욱 지연시키기 때문이다. 따라서 베이나이트의 변태 지연에 의하여 다른 합금보다 잔류오스테나이트량이 증가되었다. 즉 Mo-Ni ADI 합금은 다른 합금보다 베이나이트 변태를 위한 등온 시간이 짧아 비교적 미세한 베이나이트의 조직을 얻을 수 있었다.

Fig. 5에 의하면 잔류오스테나이트 량은 등온변태 온도가 높을수록 증가되었고 Mo-Ni ADI, Mo-Cu-Ni ADI, Mo-Cu ADI 순으로 감소되었다. 또한 오스탬퍼링 온도가 높을수록 잔류오스테나이트 량이 증가하였다. 이는 오스탬퍼링의 온도가 높을수록 탄소

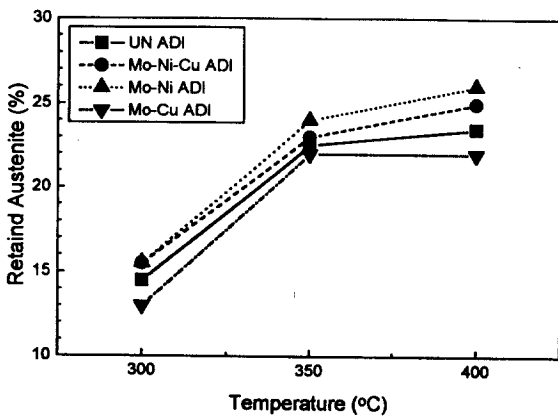


Fig. 5 Relationship between the amount of retained austenite and austempering temperature of various ADIs

의 확산이 빨리 진행되어 오스테나이트에 탄소량이 증가되어 오스테나이트가 안정화되기 때문에 많은 양의 오스테나이트가 베이나이트로 변태되지 못하고 잔류하게 되며 또한 Ni은 오스테나이트의 안정화 원소이기 때문이다.

3.3 ADI의 기계적 성질에 미치는 합금원소 및 열처리의 영향

3.3.1 인장강도 및 경도의 변화

Fig. 6은 인장강도 변화를 오스탬퍼링 온도와 ADI합금과의 관계를 나타낸 것이다. 등온유지 온도에 의하여서는 400 °C보다 낮은 온도인 300 °C에서 높은 인장강도를 나타냈다. 이는 300 °C에서 오스탬퍼링 처리한 시편에서는 탄소의 확산이 낮아 베이나이트에 고용된 탄소 고용량이 400 °C에서 처리한 시편의 베이나이트의 탄소 고용량보다 높기 때문에 부피 팽창이 일어나 잔류응력을 증가시키게 되고 또한 고밀도의 전위가 형성되어 소성변형시 전위이동을 방해하게 되고¹²⁾ 또한 고탄소를 포함한 베이나이트가 slivers형태로 존재하고 잔류오스테나이트가 소량 공존하기 때문이다.

합금별로는 무합금 ADI에서 인장강도가 비교적 높게 나타났다. 이 원인은 Mo, Ni을 첨가한 합금들은 합금원소들의 첨가에 의해 경화능이 증가되고 등온변태곡선을 우측으로 이동시켜 베이나이트의 변태를 지연시키기 때문이다. 즉, 무합금 ADI는 다른 합금보다 베이나이트 변태반응이 빨리 일어나 오스테나이트에서 베이나이트 변태율이 가장 크기 때문에 높은 인장강도를 나타낸다. 합금원소 별로는 Cu가 첨가된 Mo-Cu ADI합금에서 변태된 베이나이트조직이 가장 치밀하여 높은 인장강도를 나타낸다. 또한 Cu는 A₁ 변태점을 저하시켜 상대적으로 오스테나이트화의 속도와 오스테나이트의 탄소의 확산량을 증가시키기 때문에 고탄소 오스테나이트로부터 변태된 베이나이트와 잔류오스테나이트는 탄소가 다량 포함되어 있기 때문에 인장강도가 제일 높게 나타난다.

Ni은 펄라이트 조장제로 알려져 있으나 그 영향은

본 실험에서는 크게 나타나지 아니하였고 반대로 오스테나이트 안정화 원소로서는 그 역할이 크므로써 오스테나이트화시 오스테나이트의 변태속도가 늦고 또한 등온변태시 베이나이트 변태를 억제하고(냉각 능이 우수하므로) 잔류오스테나이트를 많이 잔류케 함으로써 Mo-Ni합금보다 훨씬 많은 펄라이트양이 존재함으로써 이들이 동일한 오스테나이트화 온도에서 오스테나이트화 처리를 할 경우에 Mo-Cu합금이 Mo-Ni합금보다 빨리 오스테나이트화가 일어나서 높은 탄소를 고용한 오스테나이트로 변태되어서 이들이 베이나이트로 변태될 경우 탄소를 다량 포함한 베이 나이트와 미변태된 탄소를 다량 포함한 잔류오스테나이트로 변태되므로 그 결과 Mo-Cu ADI가 Mo-Ni ADI보다 높은 인장강도를 나타낸다. 펄라이트가 페라이트보다 오스테나이트화가 빠른 이유는 탄소의 확산이 구상흑연뿐만 아니라 기지조직에 치밀하게 분포되어 있는 세멘타이트와 그 외의 각종 탄화물때문에 탄소의 확산거리가 짧기 때문이다.

항복강도 및 경도가 합금원소와 열처리의 조건에 따라서 어떻게 변화되는가에 대하여 Fig. 7과 Fig. 8에 각각 나타내었다. 이들 그림에서 알 수 있듯이 항복강도 및 경도는 인장강도의 경향과 같이 오스템퍼

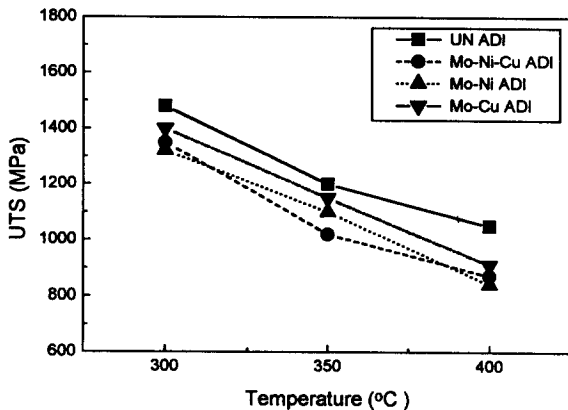


Fig. 6 Effects of austempering temperature on tensile strength of various ADIs

링 온도가 증가함으로써 감소되었고 합금원소에 따라서는 큰 변화는 없었다. 오스템퍼링 온도가 저온인 300°C에서는 항복강도가 1300MPa 정도, 경도는 380BHN 정도였으며 저온과 고온의 중간 온도인 350°C에서는 항복강도 1000~1100MPa, 경도 300BHN 정도이며 고온인 400°C에서는 보다 낮은 항복강도와 경도를 나타내었다. 이들의 성질은 기지 조직의 영향을 크게 받는 것으로 낮은 오스템퍼링 온도의 조직이 고탄소인 침상의 베이나이트로써 높은 오스템퍼링 온도의 조직보다 적은 잔류오스테나이트 량의 존재로 높은 경도와 항복강도를 나타내었다. 특별히 이들의 성질은 역학적 힘을 받아야 하는 자동차소재에서는 중요한 성질이므로 그 검토가 충분히 이루어져야 한다. 경도는 가공성 및 절삭성을 크게 지배하게 되므로 될 수 있는 한 높은 항복강도에 낮은 경도가 절실히 요구된다. 따라서 높은 오스템퍼링 온도인 400°C에서는 경도가 낮아서 가공성이 좋지만 항복강도가 낮아서 사용 중 소성변형 등을 발생할 수 있기 때문에 좋은 열처리조건이 아니다.

또한 반대로 낮은 온도인 300°C에서는 높은 경도 값으로 기계가공성이 좋지않아 문제가 있다. 따라서 높은 항복강도(1000~1100MPa)와 비교적 가공성과 절삭성이 우수하다고 사료되는 중간정도의 경도(300BHN)을 얻을 수 있는 중간 온도인 350°C가 적절한 오스템퍼링 처리온도라고 생각할 수가 있다. 또한 350°C에서는 Mo-Cu ADI 비교적 높은 항복강도와 경도가 잘 조화되어 있다.

3.3.2 연신율 및 충격특성

연신율 및 충격특성의 변화를 Fig. 9와 Fig. 10에 각각 나타내었다. 이들 그림에서 알 수 있듯이 무합금 ADI가 다른 합금의 ADI보다 충격치와 연율이 높게 나타났다. 그 이유는 Fig. 11에서와 같이 잔류 오스테나이트 pool은 무합금보다 합금원소가 첨가된 Mo-Cu ADI, Mo-Ni ADI 등에서 많이 볼 수 있는데 이들은 특히 공정설 경계에 존재하며 이 부분은 베이나이트 변태를 지연시키는 Mn, Mo, Ni 원소들

이 고농도 편석되고 이 부분의 오스테나이트가 blocky 형태의 미변태 오스테나이트로 남아있기 때문이다. 이 부분은 안정화된 고탄소 오스테나이트와는 달리 탄소 함유량이 낮고 적은 변형에 대해서도 불안정하여 연성이 없는 마르텐사이트로 용이하게 변태된다.

따라서 이 부분에 응력이 집중되면 파괴의 기점이

되고 연신을 및 연성이 감소되는 결과를 초래한다고 생각되므로 무합금 ADI가 Mo, Ni 및 Cu 첨가한 ADI보다 충격치와 연신율이 높게 나타난다고 생각된다. 또한 이들 원소는 흑연의 구상화를 저해하는 원소이므로 연신율을 저하시키는 결과를 가져오게 된다. 특히 Mo은 입계에 편석하여 입계의 베이나이트를 미세화시켜 강도를 향상시킨다. 반면 Mo은 탄화

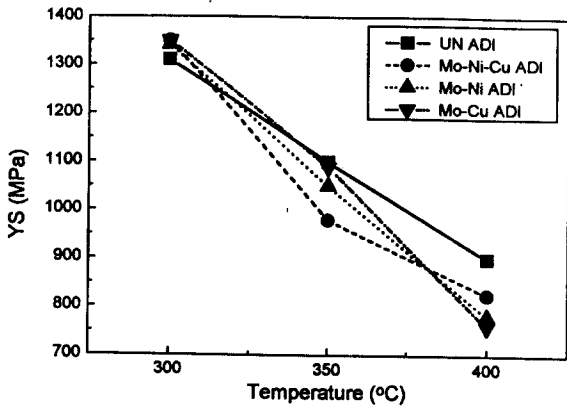


Fig. 7 Effects of austempering temperature on yield strength of various ADIs

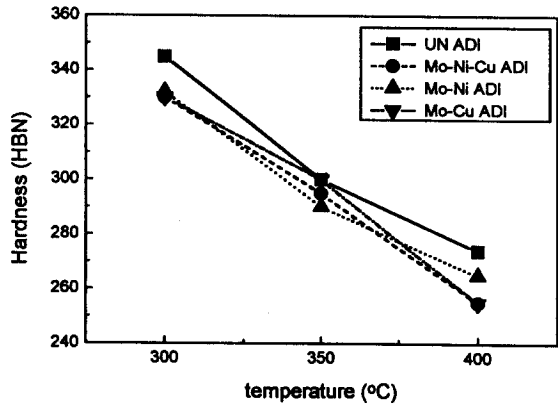


Fig. 8 Effects of austempering temperature on hardness of various ADIs

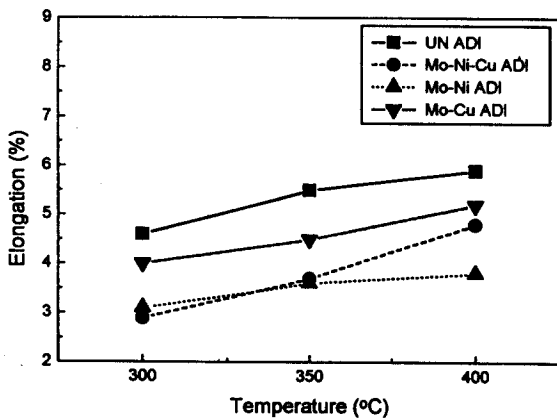


Fig. 9 Effects of austempering temperature on elongation of various ADIs

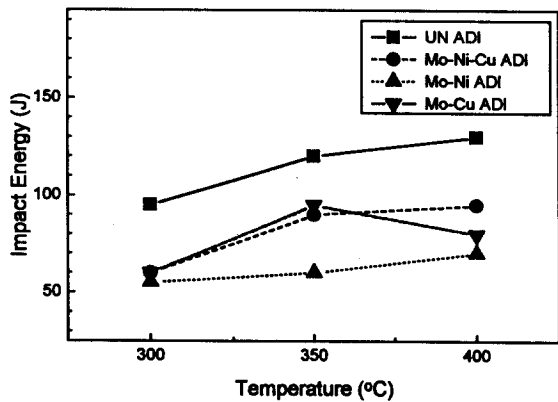


Fig. 10 Effects of austempering temperature on impact value of various ADIs

물의 생성원소로써 기지 중의 탄소와 결합하여 탄소 농도를 감소시켜 응고중에 흑연화를 저해하여 흑연립 수를 감소시켜 주므로써 무합금보다도 연성이 낮은 결과를 나타낸다.

합금별로는 Mo-Ni ADI보다 Mo-Cu ADI가 비교적 높은 연신율 및 충격치를 나타냈다. 그러나 연신율의 증가폭이나 충격치의 증가폭은 잔류오스테나이트의 증가폭에 크게 비례하지 않고 약간 증가폭이 둔화된 현상을 나타내고 있다. 합금원소를 첨가한 ADI 가운데 Mo-Cu ADI에서 경도와 항복강도에 비례하여 연신율이나 충격치가 다른 합금의 ADI에 비례하여 크게 저하되지 않는 것은 Cu의 합금이 주조시 공정 결정립계에 편석되어 있다가 오스템퍼링 처리할 때 오스테나이트의 온도를 저하시키기 때문에 결정립계에 존재해있던 탄화물 등을 재고용시켜 탄화물을 제거해주기 때문에¹³⁾ 기지조직의 인성(충격치, 연신율)을 향상시킨다고 생각된다.

Mo-Ni ADI는 다른 합금 ADI보다 충격치가 낮은 이유는 Ni은 오스테나이트 안정화 원소로써 고용체 강화나 결정립의 미세화 등의 기계적성질의 향상이 예측되나 실제로 Ni의 첨가에 의하여 기계적성질을 개선 및 향상에는 큰 영향을 주지 못한다고 생각

된다. 다만 이 합금 원소는 등온변태 곡선을 우측으로 이동해주므로써 제1단계 베이나이트 변태를 지연시키며 제2단계 베이나이트의 변태 반응을 지연시켜¹⁴⁾ 잔류오스테나이트량을 증가시켜 주므로 재료에 취성효과를 감소시켜 주는 결과가 된다. 다만 열처리시에 제품의 두께에 대한 질량효과를 감소시켜 주는 역할을 하게 된다. 이는 첨가된 Ni이 기지조직을 강화시키기 때문이라고 생각되며 특히 기지조직내의 잔류오스테나이트를 고용강화시키기 때문이라고 생각된다. 특히 Ni은 오스테나이트 안정화 원소이므로 온도의 상승에 따라 오스테나이트상 중으로 확산, 오스테나이트를 안정화시켜 베이나이트화된 후에도 오스테나이트에 고용되어 고용강화 현상을 일으켜 연성에는 크게 기여한다고 생각되지는 않는다. 따라서 오스템퍼링 열처리를 할 때 합금원소의 첨가목적은 이들 원소가 구상흑연주철의 기지조직을 개선하여 기계적성질 향상에 직접적인 효과를 주기보다도 오히려 오스템퍼링 열처리시 두께에 대한 민감성을 완화시켜주므로써 경화능을 증가시켜, 어느 정도의 두꺼운 재질(50~70mm)에서도 균일한 베이나이트 조직을 얻을 수 있도록 하는데 있다¹⁵⁾.

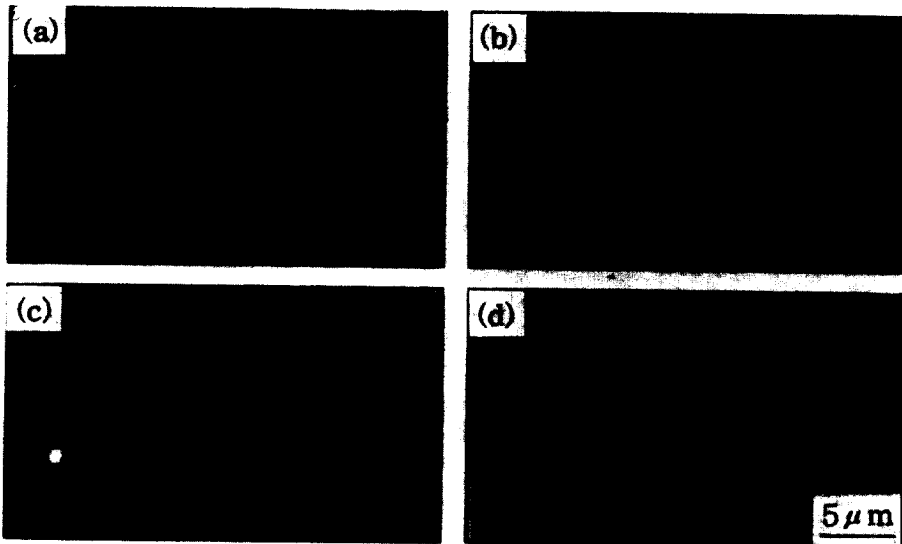


Fig. 11 γ pool in ADIs austempered at 400°C
 (a) Unalloyed ADI (b) Mo-Cu ADI (c) Mo-Ni-Cu ADI (d) Mo-Ni ADI

4. 결 론

본 실험에서 합금 설계한 4개 조성에 대해 300℃, 350℃ 및 400℃에서 각각 오스텸퍼링을 실시하여 기계적 성질을 검토한 결과 침상의 조직이 생성되는 300℃와 우모상 조직이 생성되는 400℃의 중간온도인 350℃에서 오스텸퍼링 열처리시에는 인장강도, 경도, 충격치 및 항복강도가 가장 바람직하게 조화를 이루었다. 무합금의 경우가 타 합금보다 기계적성질이 우수하였지만 오스테나이트에서 베이나이트 구역까지의 급속 냉각조건이 엄격히 규제되어야 하므로 실제 공업적인 면으로 볼 때 제품의 두께에 따라서 조직의 불균일성이 존재할 수 있다. 따라서 Mo-Cu DCI를 900℃에서 2시간동안 유지하여 오스테나이트화를 실시한후 350℃ 염욕로에서 오스텸퍼링 열처리함으로써 가장 적절한 강도와 인성을 나타내었다.

참고문헌

1. J.F. Janowak and R.B. Grundlach : AFS Trans., 54 (1983) 377
2. R.C Voigt : Cast Metals, 2 (1985) 1
3. 김석원 : 자동차부품용 내열 및 고강도 구상흑연주철의 제조기술의 개발, 93 산·학·연 연구보고서, 전북대학교, (1994)
4. D.J. Moore, T.N. Rouns and K.B. Rundman : ASM, 4 (1985) 7
5. 川本 信, 李漢瑛, 岡林邦夫 : 鑄物, 59 (1987) 211
6. K.B. undman and R.C. Klug : AFS Trans., 74 (1982) 499
7. T.N. Rouns, K.B. Rundman and D.M. Moore : AFS TRans., 76 (1984) 815
8. G.W. Form and J.F. Wallace : Mordern Casting, (1963) 54
9. F. Mountford : "The Influence of Ni on the Strength, Soundness and Structure of Gray Cast Iron," The British Foundryman, (1966) 141 - 151
10. G.W. Form and J.F. Wallace : "Nickel in Gray Iron" Mordern Casting, (1963) 54 - 58
11. Y. Ueda, n. Wada : Iron and Steel, 59 (1973) 454
12. 廉川 忠 : 鑄物, 56 (1975) 362
13. 河付昭雄 外 : 鑄物, 59 (1987) 104
14. J. Dodd : Mordern Casting, 68 (1978) 60
15. 鹽川 忠 : 第64回 DCI技術委員會 提出資料, 5月 (1981)