

|||||
論 文
|||||

오스템퍼드 구상흑연주철의 기계적 성질에 미치는 Si의 영향

이상인 · 오영근 · 전기찬

Influence of Si Contents on the Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron

Sang-In Lee, Young-Kun Oh and Ghi-Chan Jun

Abstract

Influence of Si contents on the mechanical properties and microstructure of austempered ductile iron was investigated. Four different Si contents between 2.0 and 2.9% were used. Austenitizing was performed at 890°C for 2 hrs and austempering temperatures were both 340 and 380°C for 0.5, 1, and 2 hrs. Nodule content was more than 300/mm² and nodularity was more than 90%. Microstructure was revealed using nital and retained austenite was measured by x-ray diffractometer. Tensile test, no-notch Charpy impact test and wear test were performed. Tensile strength was improved as Si content increased and both elongation and impact toughness had peak at 2.6%Si. The specimen austempered at 380°C showed lower tensile strength than that of 340°C, but showed higher elongation. However, austempering temperature of 380°C was desirable because that of 340°C was close to lower bainite transformation. As austempering time increased, tensile strength and elongation were improved and optimum condition was obtained for 2 hrs heat treatment.

(Received March 21, 1997)

1. 서 론

구상흑연주철은 복잡한 형상을 용이하게 제조할 수 있는 주물의 특성, 강도, 경도 및 내마모성 등이 비교적 우수하여 자동차 및 산업기계 등의 부품 소재로서 널리 사용되고 있다. 한편 구상흑연 주철을 오스템퍼링 열처리하면 강도뿐만 아니라 연성, 인성, 피로강도 및 내마모성이 우수한 성질을 얻을 수 있어 제조단가가 높은 단조품을 대체시킬 수 있는데 이러한 재료를 ADI (Austempered Ductile Iron) 또는 고강도, 고인성 구상흑연주철이라고 부른다. ADI는 열처리시 퍼얼라이트의 형성을 피해서 베이나이트 온도구간에서 항온 변태 시켜야 하므로 비합금 주물의 경우 필연적으로 주물의 두께에 제한을 받게되며 이러한 주물 두께의 영향을 피하기 위해 합금원소의 첨가가 요구된다. 즉 합금원소를 첨가하여 경화능을 증가시키고 원하는 미세조직을 효율적으로 조절할 수 있다. ADI에 사용할 수 있는 합금원소는 Ni, Mo[1], Cu[2], Mn[3] 및 Si[4, 5]로 제한되며 V, Cr[6]과 같은 철강의 경화능 증가에

쓰이는 합금원소들은 입계 또는 셀경계에 탄화물을 형성하여 취성을 나타내고 기지조직내의 탄소함량을 감소시켜서 경화능을 저하시키므로 사용하지 않는다. 한편 오스템퍼링시 얻어지는 베이나이트 조직은 온도와 시간의 영향을 받는다[7]. 변태 온도가 높으면 (330~400°C) 상부 베이나이트가 형성되고, 낮으면 (200~330°C) 하부 베이나이트가 형성되는데 하부 베이나이트는 상부 베이나이트에 비해서 인장강도는 높으나 연신율이 떨어진다. 이와같이 ADI 소재는 첨가된 합금원소와 열처리 조건에 따라 조직과 기계적 특성이 변화한다. 따라서 본 연구에서는 인장강도 90 kg/mm² 및 연신율 8% 이상의 자동차 부품 ADI 소재를 개발하기 위하여 Si양의 변화와 열처리 조건에 따른 기계적 성질의 변화를 조사하여 최적의 조건을 얻고자 한다.

2. 실험방법

본 실험에 사용된 시편은 주조 양산 설비를 이용하

여 TDCR-5 (Fe-Si-Mg)에 의해 래들내에서 구상화 처리 후 Petset 경화성 사형으로 만든 Y-Block에 주입하여 제작하였다. 접종제는 Fe-Si 분말을 사용하였으며 표 1에 화학성분을 나타내었다. 시편제작은 공시재에서 결함이 없는 부위 (25×40×150 mm)를 절단하여 890°C에서 2시간 가열하여 오스테나이트화 한 후 펄라이트가 생성되지 않도록 급냉하여 380 및 340°C에서 0.5, 1 및 2 hrs 동안 염욕에서 항온변태 시킨 후 공냉하였다. 오스테나이트화시 탈산 및 산화방지를 위해서 Ar 분위기에서 실시하였으며 항온 변태는 KNO₃:NaNO₃=1:1의 혼합염을 사용하였다. Fig. 1에 본 실험에 사용된 소재의 열처리 모식도를 나타내었다. 인장시편은 열처리된 공시재를 이용하여 φ14, 표점거리 50 mm인 KS 4호 시험편을 사용하였으며 인장시험은 20ton 용량의 만능시험기로 5 mm/min의 cross head 속도로 실시하였다. 충격시편은 10×10×55 mm의 무 Notch로 가공하여 Charpy 충격기로 상온에서 행하였다. 마모시험은 10×20×40 mm의 규격으로 가공 후 HRC 60인 SKD 11 Q/T재를 상대재로 하여 건식 상온 시험기에서 마모거리 100 mm, 하중 3.2 kg으로 실시하였으며, 마모속도는 0.065, 0.94, 1.98 및 4.39 m/sec로 변화시켜 측정하였다. 조직관찰은 2% Nital로 에칭 후 광학현미경으로 관찰하였으며 흑연입수는 Im-

age Analyzer를 이용하여 조사하였다. 컬러 조직은 2%Nital로 에칭 후 260°C의 오븐에서 4~8시간 동안 공기중에서 가열한 후 공랭시킨 다음 관찰하였다. 잔류 오스테나이트 양은 X-ray Diffractometer로 측정하였다. 한편 흑연은 Austenitizing시 탄소의 공급처로 작용하므로 기지조직내의 탄소농도를 균일하게하기 위해서는 구상화된 미세흑연의 입자가 기지조직내에 적절히 분포되어야 하므로 본 실험에서는 흑연입수 300개/mm²이상 구상화율 80%이상의 조건을 유지하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 Si량의 영향

Fig. 2는 380°C에서 2hrs 열처리시 Si% 변화에 대한 인장강도 및 연신율의 변화를 보여주고 있다. 2.0과 2.3%Si는 인장강도 93 kgf/mm² 정도로 비슷하며 2.6과 2.0%Si는 각각 100 및 98 kgf/mm²로 약간 높으나 전반적으로 Si 성분 증가에 따른 뚜렷한 강도의 변화는 나타나지 않았다. 연신율은 2.0과 2.3%Si에서 각각 8 및 6%로 나타났으며 2.6%Si에서 급격히 증가되어 16% 정도의 높은 연신율을 나타냈으며 2.9%Si의 경우 다시 감소하여 12%의 신율을 나타내었다. Fig. 3은 Si%에 대한 충격 인성치 변화로서 2.0 및 2.3%Si에서 6~8 J/cm², 2.6%Si에서 15 J/cm² 그리고 2.9%Si에서 10 J/cm²로서 2.6%Si에서 최대치를 나타내었다. 경도값은 Brinell 경도기에 의한 측정결과 전 조성범위에서 320±20 BHN 정도로 나타났으며 조성변화에 따른 경도값의 차이를 발견할 수가 없었다.

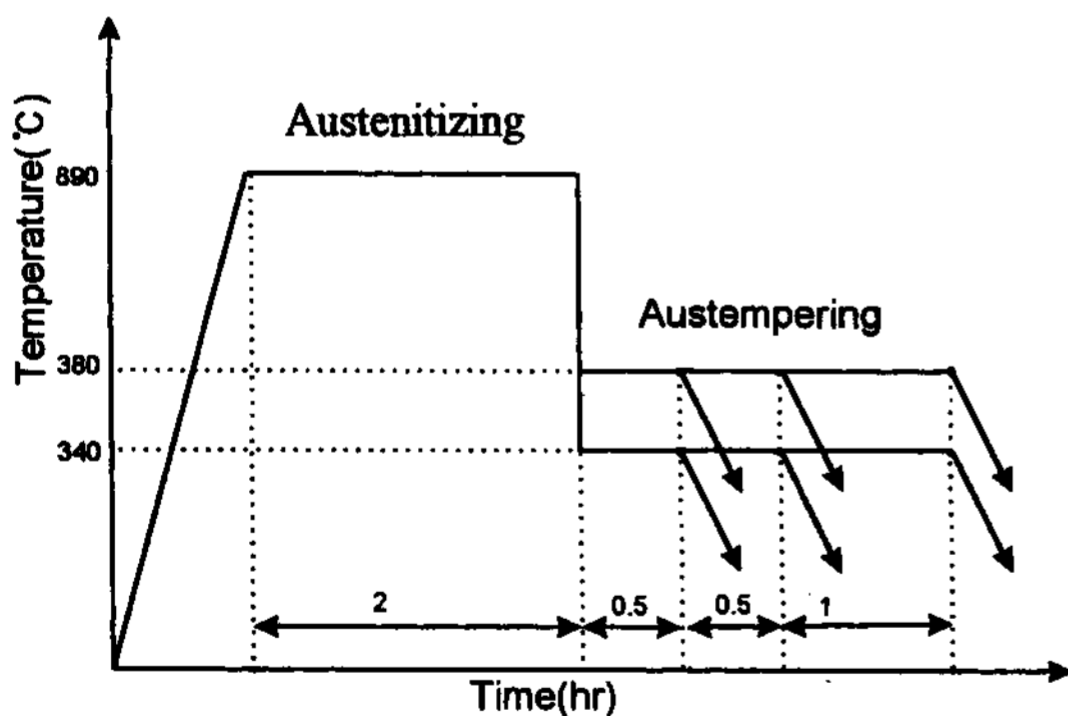


Fig. 1. Schematic diagram of austempering process.

Table 1. Chemical Composition of Test Specimen (wt-%)

구분	C	Si	Cu	Mn	Mo	Mg	주방상태
A	3.63	2.05	0.74	0.07	0.07	0.04	흑연입수: 300개/mm ² 이상
B	3.57	2.32	0.71	0.42	0.06	0.06	펄라이트양: 80%이상
C	3.65	2.64	0.63	0.39	0.12	0.05	구상화율: 90%이상
D	3.45	2.93	0.54	0.35	0.08	0.04	

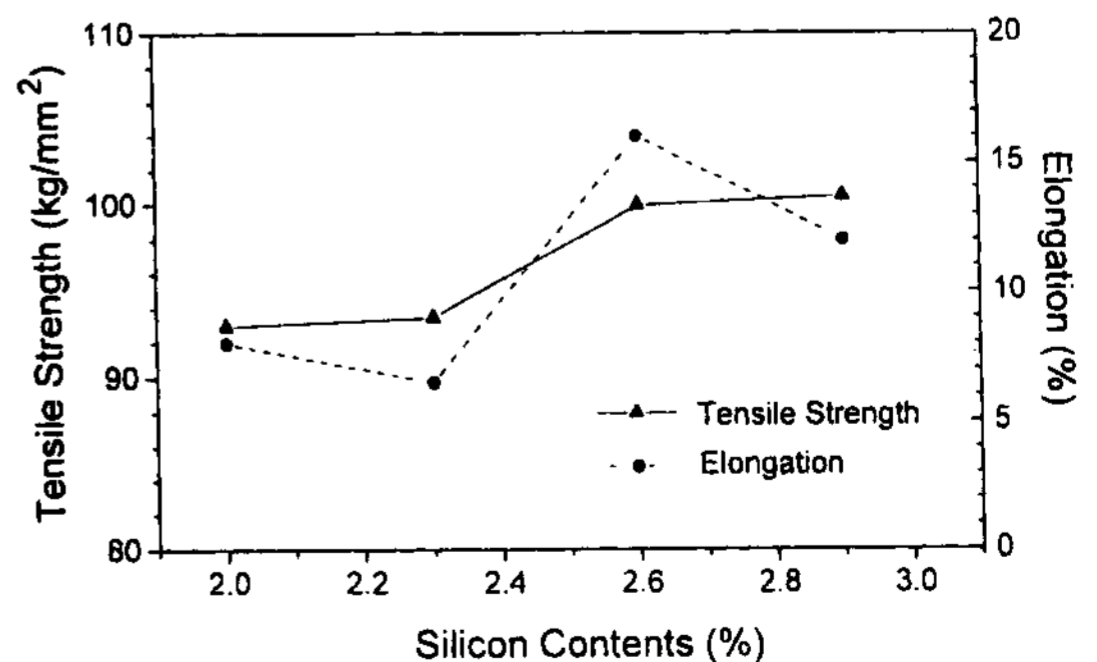


Fig. 2. The effect of Si contents on tensile strength and elongation. Austemitized at 890°C for 2 hrs followed by austempering at 380°C for 2 hrs.

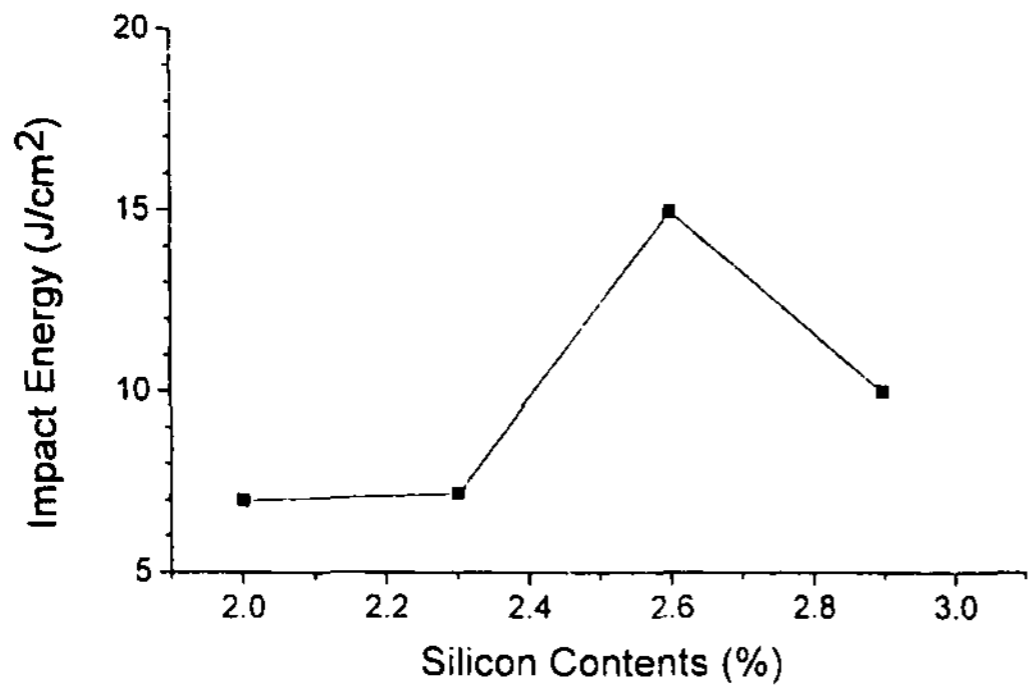


Fig. 3. The effect of Si contents on impact energy. Austenitized at 890°C for 2 hrs followed by austempering at 380°C for 2 hrs.

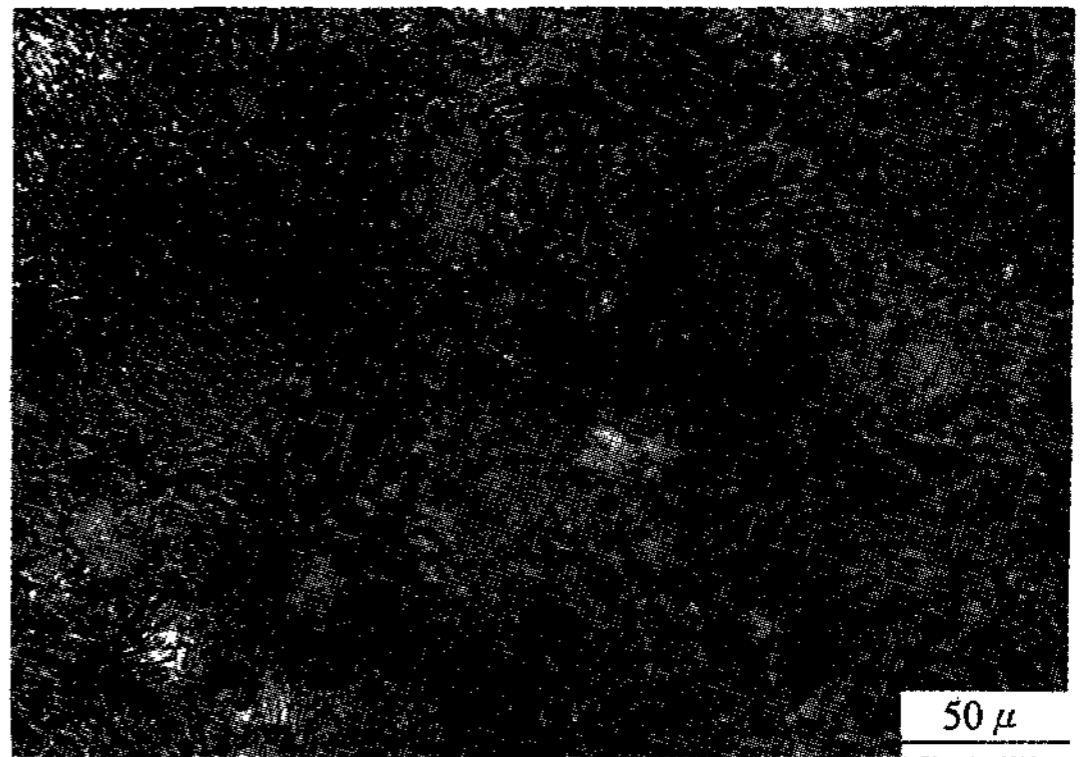


Fig. 5. Microstructure, etched by color tinting method, of the specimen with 2.3%Si austenitized at 890°C for 2 hrs followed by austempering at 380°C for 1 hr.

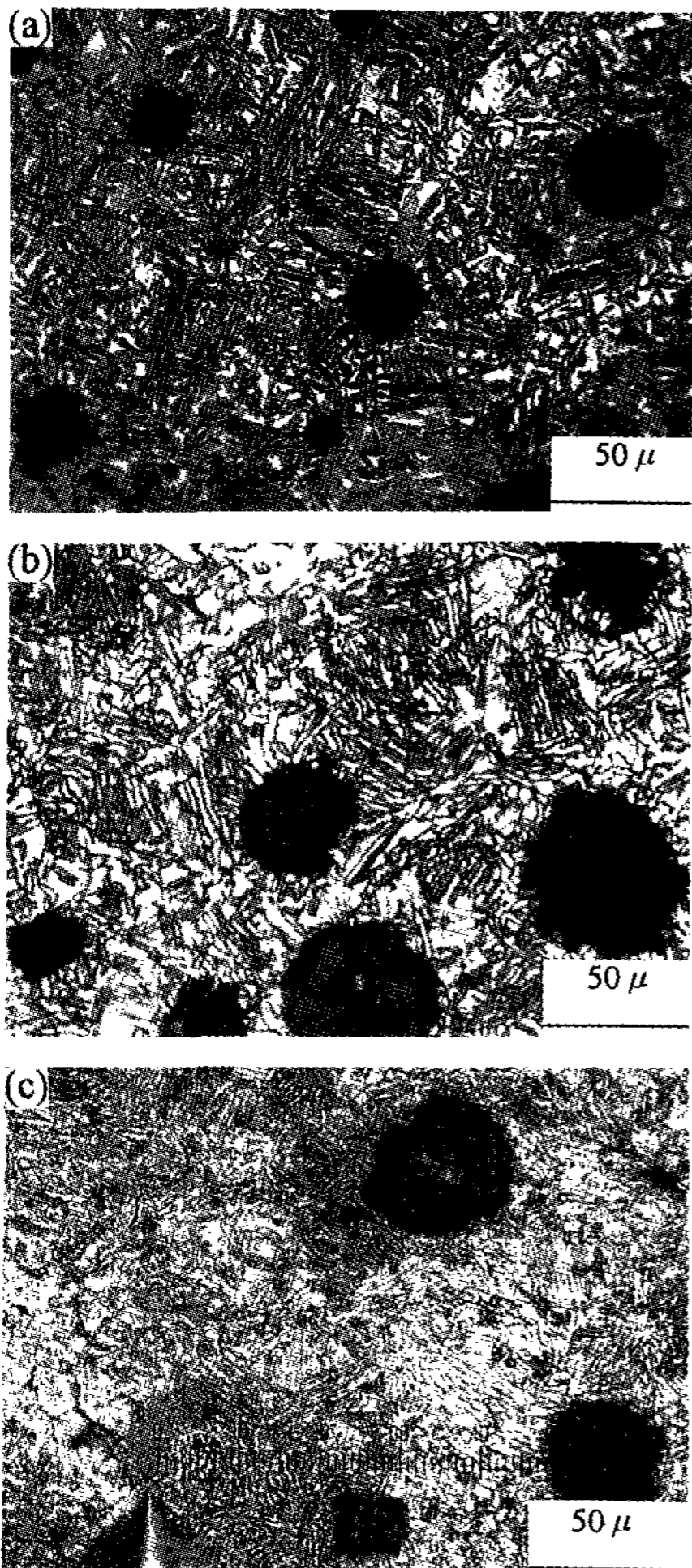


Fig. 4. Microstructures of specimens with (a) 2.3, (b) 2.6 and (c) 2.9%Si austenitized at 890°C for 2 hrs followed by austempering at 380°C for 2 hrs.

동일한 열처리 조건하에서 Si 함량의 변화시 인장강도 및 경도값에 큰 차이가 없으나 충격강도 및 연신율이 변화하는 것은 미세조직의 차이 때문이라 생각된다. Fig. 4는 380°C에서 2 hrs 열처리한 2.3, 2.6 및 2.9% Si의 조직사진을 보여주고 있다. 2.3%Si의 조직이 2.9%Si의 조직에 비해서 페라이트 입자가 치밀하며 흑연입자 사이의 셀경계에서 다량의 마르텐사이트 영역이 관찰되었다. 한편 Si양이 증가할 수록 마르텐사이트의 영역은 사라지고 2.9%Si의 경우 마르텐사이트는 거의 관찰할 수가 없었다. 이는 Si함량이 증가함에 따라 오스테나이트내의 고용탄소 농도가 증가하여 베이나이트 변태시 침상의 페라이트 입자와 오스테나이트 모상 사이의 탄소입자 집적 효과가 증가하기 때문인 것으로 사료된다. 이와같이 Si%가 증가됨에 따라 마르텐사이트의 감소로 인장강도는 약간 증가되며 또한, 잔류 오스테나이트의 증가 및 안정화로 인성도 증가함을 알 수 있다. 잔류 오스테나이트의 양은 380°C, 2 hrs에서 2.3, 2.6 및 2.9%Si가 각각 15, 17 및 25%를 나타냈다. 한편 2.9%Si에서 연신율과 인성이 떨어지는 것은 Si 함량의 증가에 따라 구상흑연 주위의 proeutectoid 페라이트 면적이 증가되어 오스테나이트 이징시 충분한 탄소농도를 갖지 못하는 오스테나이트로 되어 베이나이트 변태시에 미변태 잔류 오스테나이트로 남기 때문이라 사료된다.

Fig. 5는 ADI 소재의 컬러 조직을 나타내고 있는데 구상흑연은 밝은 노란색, 페라이트는 밝은 회갈색, 페라이트 입자 사이의 안정한 고탄소 오스테나이트는 자주색, 불안정한 미변태 오스테나이트는 옅은 녹색,

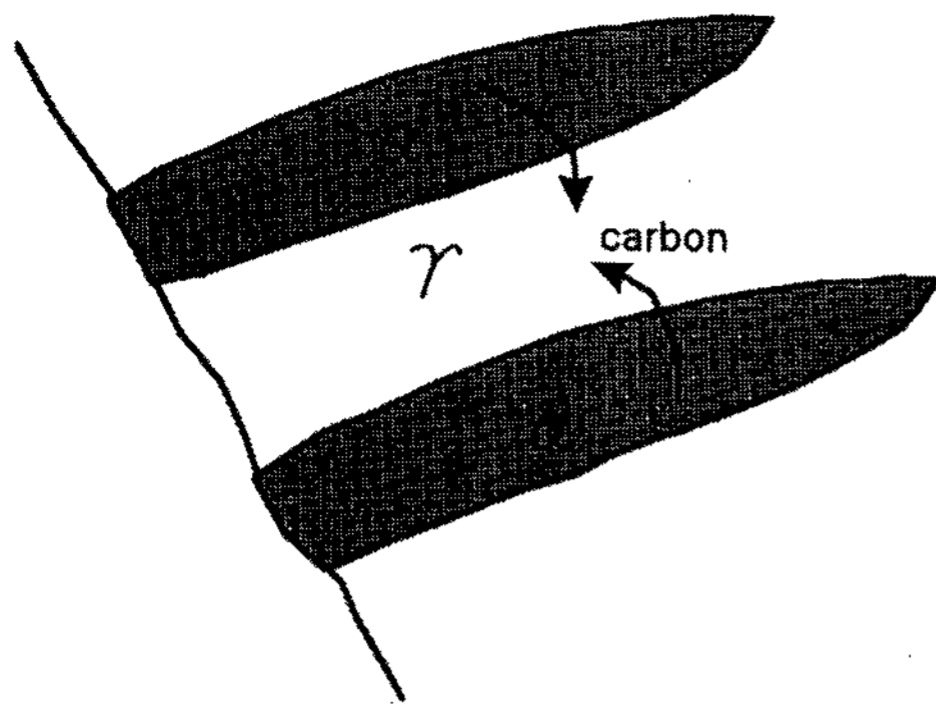


Fig. 6. Schematic diagram showing the formation of upper bainite.

Table 2. Comparison of Wear Ratio Between 2.3 and 2.9% Si under 380°C and 2 hrs Heat Treatment

구분	마모속도(m/sec)				성분 (%Si)
	0.065	0.94	1.98	4.39	
마모량 (mm ³)	0.02	0.032	0.037	0.206	2.3
	0.014	0.022	0.041	0.264	2.9

마르텐사이트는 짙은 녹색으로 나타난다.

Fig. 6은 상부 베이나이트 변태의 개략도를 보여주고 있다. 페라이트가 성장함에 따라 과포화된 탄소가 페라이트 lath사이의 오스테나이트로 확산된다. 이때 Si 함량이 많으면 오스테나이트는 상온에서도 안정하나 Si함량이 적으면 불안정한 상태로 존재하게 된다. Si는 탄화물 형성 억제 원소로서 베이나이트 변태시 침상의 페라이트에서 오스테나이트 기지조직으로 확산된 탄소들이 탄화물을 형성하지 못하게 방해하여 탄화물의 형성없이 베이나이트 기지 조직내의 탄소농도를 증가시켜 안정된 페라이트/고탄소 오스테나이트의 2상조직을 이루게 한다. 최적의 인성을 갖는 ADI의 베이나이트 기지조직은 침상 또는 깃털상의 페라이트와 고탄소 오스테나이트로 구성되는데[8] Si양이 부족하면 상온 변태시 오스테나이트내의 탄소농도가 떨어져 공냉후 불안정한 미변태 오스테나이트로 잔류하거나 마르텐사이트로 변태된다. 미변태 오스테나이트는 상온에서 불안정하여 가공시 소성유기 마르텐사이트로 변태되어[9] 공냉시 생성된 마르텐사이트와 더불어 기계적 성질을 저하시킨다.

Fig. 7은 인장시편 파단면을 주사전자현미경으로 관찰한 것으로 2.3%Si의 경우는 흑연 주위를 제외하고는 대부분 벽개 파괴의 형태를 지녀서 인성이 낮으나

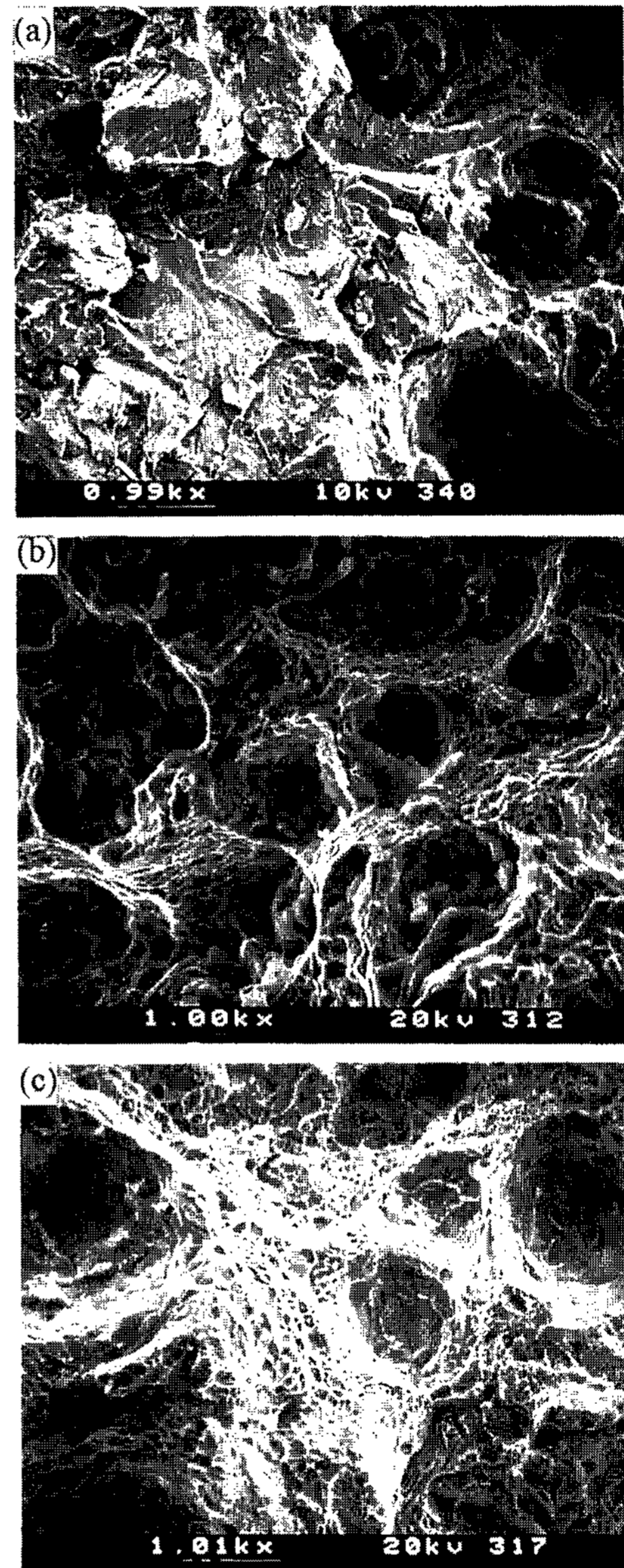


Fig. 7. SEM micrographs showing the fracture surface of specimens with (a) 2.3, (b) 2.6 and (c) 2.9%Si austenitized at 890°C for 2 hrs followed by austempering at 380°C for 2 hr.

2.6%Si의 경우는 미세 Microvoid를 지닌 Dimple 형태를 보여서 인성이 높음을 알 수 있다. 한편 2.9%Si는 Dimple과 약간의 벽개파괴가 혼합된 형태를 보여주고 있다. 표 2는 2.3 및 2.9%Si에 대해 380°C에서 2hr 상온 변태시의 마모량을 보여주고 있다. 마모속도가 낮은 경우는 2.3%Si 시편의 마모량이 크나, 높은 경우는

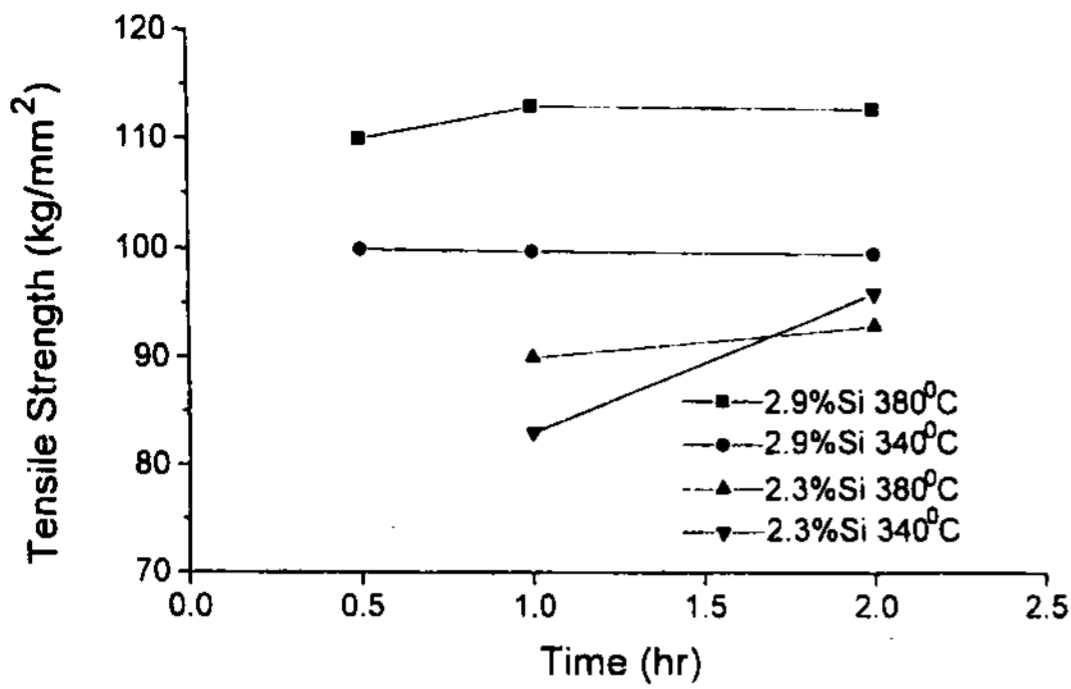


Fig. 8. The effect of austempering time temperature on the tensile strength of specimens with 2.3 and 2.9%Si.

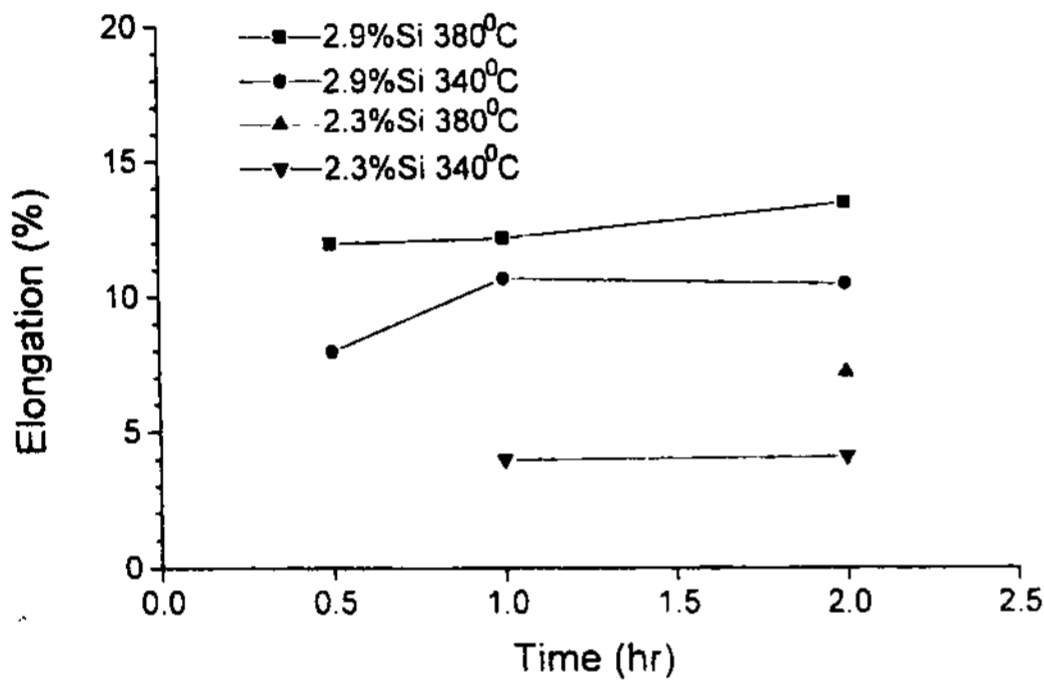


Fig. 9. The effect of austempering time and temperature on the elongation of specimens with specimens with 2.3 and 2.9%Si.

2.9%Si 시편의 마모량이 더 컸다.

3.2 Austempering 온도 및 시간의 영향

Fig. 8과 Fig. 9는 380 및 340°C에서 0.5, 1, 및 2 hrs 향온 변태시 2.3 및 2.9%Si 조성의 시편에 대한 인장 강도와 연신율을 각각 보여주고 있다. 동일한 열처리 시간에서 인장강도는 340°C에서의 등온처리 했을 때 가 380°C 경우보다 크나, 연신율은 380°C에서의 등온 처리 했을 때 가 340°C 경우보다 큼을 알 수 있다. 변태 온도가 높을수록 탄소의 확산속도가 빨라서 페라이트에서 주변 오스테나이트로 축출되는 탄소의 양이 많아지고 잔류 오스테나이트내의 탄소 함량이 높아져 잔류 오스테나이트의 안정화를 가져온다. 표 3은 등온 처리 시간의 변화에 따른 340 및 380°C에서의 잔류 오스테나이트의 양을 보여주고 있는데 잔류 오스테나이트양이 380°C에서 등온 처리한 경우가 340°C의 경우보다 높은 것을 알 수 있다. 한편 온도가 높을수록

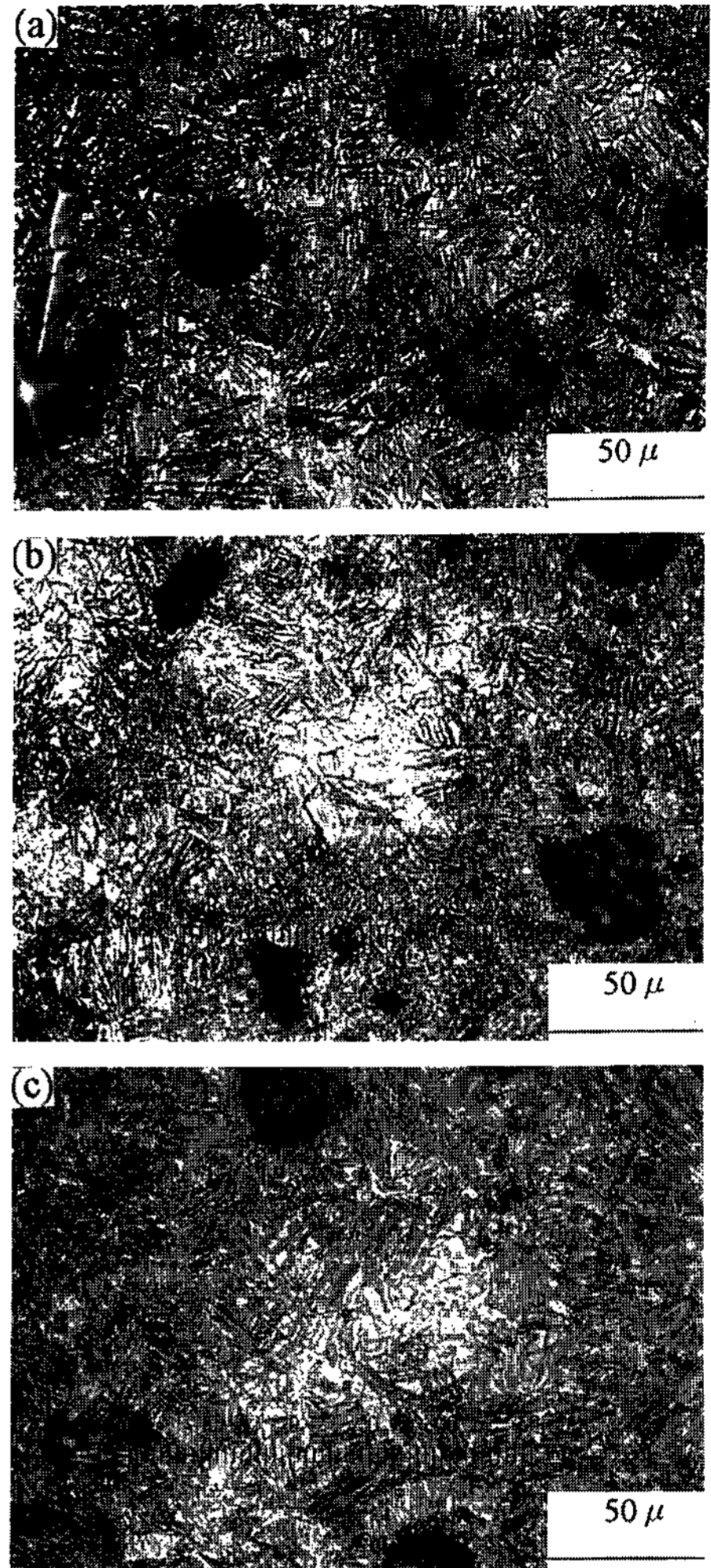


Fig. 10. Microstructure of specimen with 2.9%Si austenitized at 890°C for 2 hrs, then austempered at 380°C for (a) 0.5, (b) 1 and (c) 2 hrs heat treatment.

베이나이트 입자의 크기가 커져서 [10] 인장강도의 저하를 가져온다. 따라서 380°C에서의 인장강도는 떨어지나 잔류 오스테나이트의 증가로 연신율이 340°C보다 높음을 알 수 있다.

변태 유지 시간에 따른 인장특성은 Fig. 8과 Fig. 9에서와 같이 크게 변화지 않음을 알 수 있다. 한편 변태시간이 짧으면 적절한 베이나이트 변태가 이루어지지 않으므로 베이나이트 페라이트가 기지조직내에 불균일하게 분포하고 잔류 오스테나이트 내의 탄소함량이 낮아 가공시 마르텐사이트로 되어 기계적 성질을 저하시킬 수 있다. 반면에 유지 시간이 길면 잔류 오

Table 3. The Amount of Retained Austenite with Different Austempering Temperature of 380°C and 340°C at 2.9%Si

	Austempering 온도	Austempering 시간 (hr)		
		0.5	1	2
잔류 γ 양 (%)	380°C	23	26	25
	340°C	18	14	17

스테나이트의 탄소농도가 증가하여 세멘타이트가 형성되어 기계적 성질을 저하시킨다. 세멘타이트는 변태가 진행됨에 따라 탄소가 주위의 기지조직으로 확산되어 페라이트/오스테나이트 계면의 오스테나이트 조직내에 탄소가 축적되어 형성되는데, 세멘타이트가 형성되면 기계적 성질에 악영향을 주므로[11] 세멘타이트가 형성되기 전에 열처리를 끝내야 한다. Fig. 10은 2.9%Si 조성의 시편을 340°C에서 0.5, 1, 및 2 hrs 동안 항온 변태시의 조직 변화를 나타내었다. 본 그림에서 세멘타이트의 구분은 어려우나 변태시간이 증가함에 따라 인장강도 및 연신율이 떨어지지 않음을 미루어 세멘타이트의 형성이 2 hrs까지는 없는 것으로 사료된다. 잔류 오스테나이트의 양은 표 3에서 보여주듯이 항온 변태 시간에 따라 변화를 발견할 수 없었다. 한편 동일한 열처리 조건에서 Si의 성분이 많은경우가 낮은 경우에 비해 베이나이트가 조대해지며 마르텐사이트의 생성량이 작아 우수한 기계적 성질을 얻기위한 항온변태 유지시간 및 온도가 감소하는 것으로 나타났다.

4. 결 론

인장강도 90 kg/mm² 및 연신율 8% 이상의 ADI 소재 개발을 위하여 Si양과 열처리 조건에 따른 기계적 특성의 변화를 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Si양이 증가함에 따라 기계적 성질은 향상되었으

며 2.6%Si에서 연신율 및 충격 인성치는 최대를 나타냈다.

2. 등온처리 시간에 관계없이 380°C에서 열처리시 인장강도는 340°C보다 떨어졌으나 연신율은 증가하였다. 한편 등온처리 시간이 증가할수록 인장강도 및 연신율은 증가하였으며 2 hrs의 경우가 최적조건으로 나타났다.

참 고 문 헌

- [1] R. Laub : Adv. Mater. Process, Vol. 145, No. 2, (1994), 40-43.
- [2] A. Nauafi-Zadeh, M.A. Golozar : "Conf. on Strength of Materials", ICSMA 10, Sendai, Japan, 22-26 Aug., 1994.
- [3] M.N. Ahmadabadi, Y. Ohide, E. Nuyama : Cast Metals, Vol. 5, No. 2, (1992), 62-72.
- [4] S.M.A. Boutorabi, J.M. Young and V. Kondic : "1991 World Conf. on Autempered Ductile Iron", Vol. 2, IL., U.S.A., 12-14 Mar., 1991.
- [5] C.S. Shieh, T.A. Din, T.S. Lui and L.H. Chen: "Transactions of the American Foundrymen's Society", Vol. 101, IL., U.S.A., 24-27 Apr., 1993.
- [6] L. Bartosiewicz, I. Singh, F.A. Albert, A.R. Krause, and S.K. Putatunda : J. of Mater. Eng. Perform., Vol. 4, No. 1, (1995), 90-101.
- [7] H.K. Park, S.H. Park, W.S. Lee, I.C. Kang: J. of Korean Institute of Metals and Materials, Vol. 29, No. 7, (1991), 665-670.
- [8] T. Kobayashi, M. Aoyama: J. of the Japan Society for Heat Treatment, Vol. 32, No. 1, (1992), 38-42.
- [9] M. Takita, Y. Ueda, K. Shibayama, H. Hiramitsu : "Conf. on Physical Metallurgy of Cast Iron IV", Tokyo, Japan, 4-6 Sept., 1989.
- [10] 鹽川 忠 : 鑄鍛造 と 熱處理, Vol. 3, (1980), 73-85.
- [11] H.L. Morgan : Br. Foundryman, Vol. 80, No. 2, (1987), 98-108.