

AISI 9260 강의 구상화 열처리에 따른 미세 조직 및 기계적 성질

鄭 來 雲 · 鄭 洪 相 *

(주) 풍산 안강공장 기술부

*경북대학교 공과대학 금속공학과

Microstructures and Mechanical Properties of
 AISI 9260 Steel by Spheroidizing Heat Treatment

Rae-Un Joung and In-Sang Chung*

Technical Department, Angang Plant, Poongsan Corporation, Angang 788-800

*Department of Metallurgical Engineering, Kyungpook National University, Taegu 702-701

ABSTRACT

After initial structure of AISI 9260 steel is changed into pearlite and martensite, one is isothermally annealed at 700℃ below of A_1 transformation point and the other is isothermally annealed at the same condition after 3 cycles of heating and cooling between 680℃ and 780℃ of A_1 transformation point. Analyzing the changes of microstructure, mechanical properties and fractography of tension test, we obtained result as follows.

The fastest spheroidization rate by changes of initial structure and heat treatment cycles is appeared at the heat treatment cycle which is isothermally annealed after 3 cycles of heating and cooling at below and above A_1 transformation point for martensite.

At the above condition, the perfect spheroidization structure is appeared after 60hrs and after then, globular carbide is being coarsened. The mean diameter of globular carbide is $2.4 \times 10^{-3} \text{mm}$ after 90hrs.

The changes of tension strength during spheroidization heat treatment follows Orwan function, $\sigma_0 = \sigma_1 + Gb/l$, where l is interspacing of carbide particles and at the above condition, $\sigma_0 = 70.48 + 2.5 \times 10^{-3}/l$ (kg/mm^2).

Fractography of fracture of spheroidization structure in tension test is appeared as dimple which is ductile rupture type by nucleation and growth of void, size of dimple is larger and deeper with increasing of heat treatment time.

1. 서 론

일반적으로 탄소의 함량이 비교적 많은 강에서 연성이 크고 성형성이 좋으며, 소성가공 후 강도와 인성을 동시에 가질 수 있는 조건은, 강의 결정립이 미세하고, 구상화된 탄화물이 기지에 균일하게 분포되어 있어야 한다는 것은 잘 알려져 있다. 이러한 조직은 열처리에 의하여 얻을 수 있으며 이에 관한 열처리 방법 중 지금까지 알려진 방법은¹⁻⁷⁾ (1) A_1 변태점 직하의 온도에서 장시간 유지하는 방법(isothermal annealing), (2) A_1 변태점 직상과 직하의 온도에서 가열과 냉각을 되풀이하는 방법(dynamic annealing)과 (3) 탄화물이 고용될 수 있는 최저 온도로 가열한 후, 탄화물의 재석출을 막기 위해 급냉하여 (1), (2)의 방법으로 재가열하는 방법 등이 있다.

이와 같은 구상화 열처리 방법은 기본적으로 다른 두 가지 탄화물의 구상화 구동력(driving force)을 활용하는 것이다. 즉, 하나는 오스테나이트화 후 서냉에 의한 펄라이트 조직을 만들어 펄라이트에 존재하는 층상 시멘타이트의 계면 에너지의 구동력을 이용하는 방법이고, 다른 하나는 급냉에 의한 마르텐사이트 조직을 만들어 변태시 도입된 매우 불안정한 기지의 변형 에너지와 과포화된 탄소의 화학적 에너지의 구동력을 이용하는 방법이다.

강의 구상화 열처리에 관해서는 다양한 열처리 방법과 열처리 선도가 개발되어 구상화 기구와 구상화 속도에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 그러나 초기 조직을 펄라이트로 한정하여 정적 어닐링 상태에서 구상화되는 데 관한 연구 결과와 그에 관한 기구 및 속도에 대한 보고는 많으나⁸⁻¹⁴⁾, 이에 관련된 소성의 변형 정도를 예측할 수 있는 연신율, 단면감소율, 굽힘강도와 같은 기계적 성질에 대한 보고는 거의 없다.

본 연구는 AISI 9260 강에 대하여 상기의 (1), (2), (3) 방법에 따라 합금의 초기 조직을 각각 펄라이트와 마르텐사이트로 다르게 변화시킨 후 구상화 열처리에 따라 탄화물 상태가 어떻게 달라지며, 또한 열처

리 시간을 단축시키는 조건은 무엇이고, 이들 열처리 조건이 소성변형에 어떻게 영향을 미치는가를 검토, 분석하여 재료의 특성과 열처리 조건을 규명코자 하였다.

2. 실험방법

2.1 시료 준비

본 연구에 사용된 재료는 삼미특수강(주) 빌렛으로 131mm각, 결정입도 ASTM NO.7(평균 입자 크기: 30 μ m)인 AISI 9260이다. 이 강의 A_1 변태점은 727 $^{\circ}$ C이며, Ac_1 점과 Ar_1 점은 각각 743 $^{\circ}$ C 및 712 $^{\circ}$ C이고, 화학 조성은 Table 1과 같다. 구상화 열처리시의 탈탄층의 영향을 고려하여 표면층 깊이 0.5mm를 제거한 후 시편을 가로 20mm, 세로 20mm, 길이 180mm로 준비하였다.

Table 1. Chemical composition of AISI 9260 steel.

Element	C	Mn	P	S	Si	Fe
wt%	0.62	0.93	0.018	0.015	1.87	bal

2.2 시편의 열처리

시편의 조성구와 조직을 균질화시키기 위하여 모든 시편은 10 $^{\circ}$ C/min 속도로 가열하여 900 $^{\circ}$ C에서 1시간 동안 유지하여 오스테나이트화 처리하였다. 그 후 구상화 처리 전의 초기 조직을 변화시키기 위하여 세 가지 냉각속도 즉, 노냉(약 5 \times 10⁻³ $^{\circ}$ C/sec), 공냉(약 0.04 $^{\circ}$ C/sec) 및 유냉(약 80 $^{\circ}$ C/sec)하였으며, oil 냉각제는 (주)한국하우톤의 불용성 소입유인 houghto quench G를 사용하였다. 구상화 열처리는 비교를 위한 표준 방법으로 700 $^{\circ}$ C에서 정적인 어닐링처리와 A_1 변태점 상하 50~60 $^{\circ}$ C 사이를 3회 반복 가열 후 700 $^{\circ}$ C에서 열처리하였으며, 시편의 열처리 조건은 다음과 같고, 구체적 열처리 과정은 Fig. 1에 나타내었다.

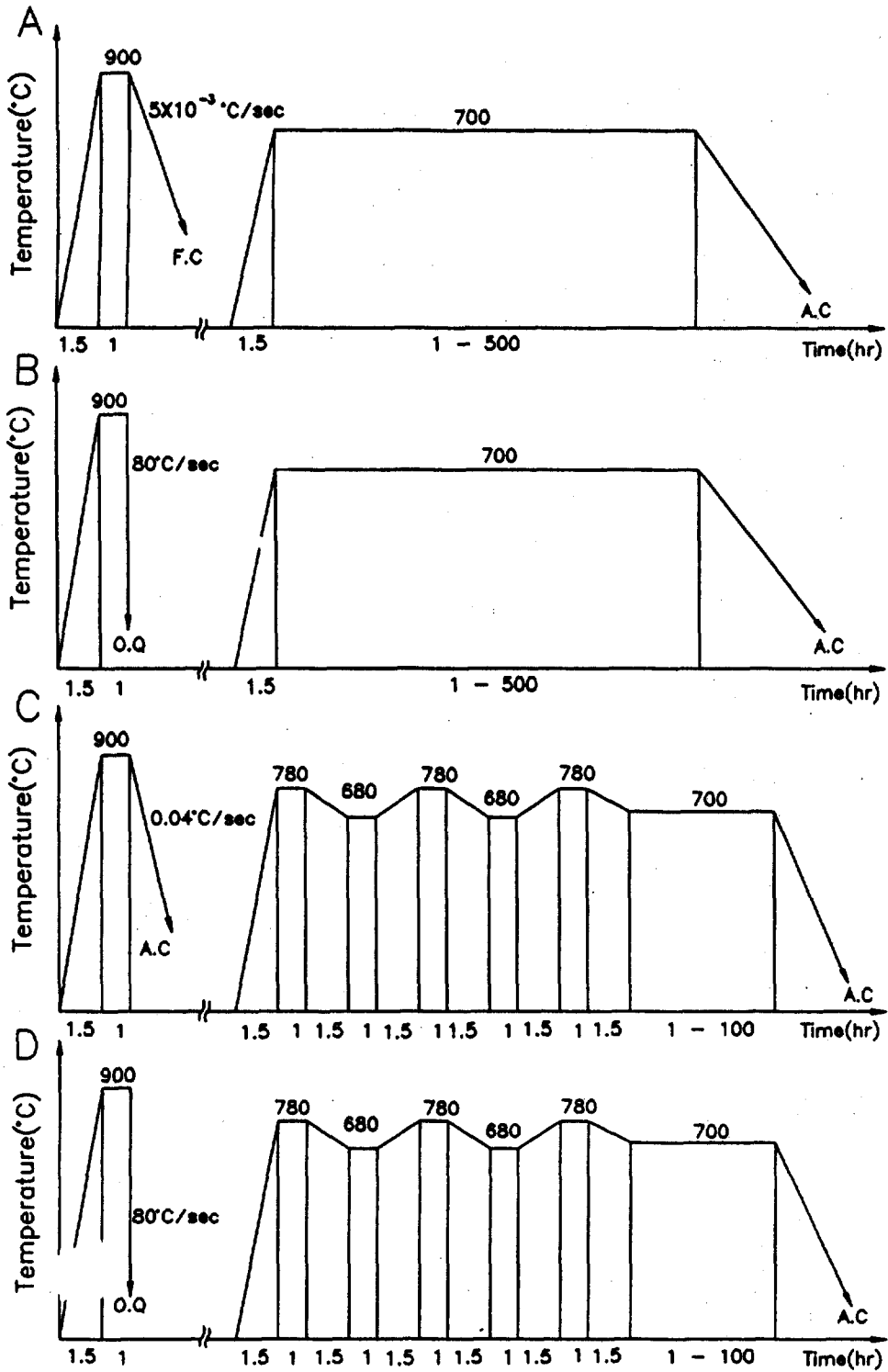


Fig. 1 Heat treatment cycles for each condition

조건 A : 오스테나이트화 처리 후 냉각시켜 700℃에서 1~500시간 동안 열처리

조건 B : 오스테나이트화 처리 후 급냉시켜 700℃에서 1~500시간 동안 열처리

조건 C : 오스테나이트화 처리 후 공냉시켜 A₁ 변태점 상하 50~60℃ 사이를 3회 반복 가열 후 700℃에서 1~100시간 동안 열처리

조건 D : 오스테나이트화 처리 후 급냉시켜 A₁ 변태점 상하 50~60℃ 사이를 3회 반복 가열 후 700℃에서 1~100시간 동안 열처리

조건 A와 B는 초기 조직을 각각 펄라이트와 마르텐사이트로 만들어 탄화물의 형상 차이에 의한 정적 어닐링 상태에서 구상화 과정을 비교하였으며, 조건 C와 D는 초기 조직을 펄라이트와 마르텐사이트로 만든 다음 다시 A₁ 변태점 상하를 반복 가열 냉각함으로써 탄화물 형상을 변화시켜 조건 A, B와의 구상화 거동을 비교하였다. A₁ 변태점 상하를 반복 가열과 냉각 횟수는 3회 이상은 별 영향이 없는 것으로 알려져 있으므로¹⁵⁾, 본 실험에서는 3회까지만 반복 가열하였다.

2.3 조직 관찰

켄칭 및 노말라이징 조직의 관찰은 탈탄층을 제거한 다음 시편을 연마하여 부식액으로 질산과 메칠알콜로 혼합한 nital 3% 용액을 사용하였다. 구상화 조직은 피클린산 4g을 메칠알콜 100cc에 혼합한 picral로 부식시켜 1000배로 관찰하였다. 탄화물의 평균 직경을 구하기 위해 이것을 3배로 확대하여 구상화 입자의 단축과 장축의 비가 1/3 이상인 것을 구상 탄화물 입자로 가정하여 다음 식에 의해 평균 직경을 계산하였다.

$$R = \sum n_i d_i / \sum n_i \quad (1)$$

여기서 R은 평균 직경이고, n_i는 그 직경을 갖는 입자의 수, d_i는 측정된 직경이다. 측정된 직경으로 단위 면적당 구상화 탄화물이 차지하는 면적비를 계산하여, 그 값을 각 열처리 조건 및 시간에서 탄화물이

구상 탄화물로 변환한 양으로 간주하였다. 즉, 구상 탄화물의 양은 $\{(\text{구상탄화물 반경})^2 \times \pi \times \text{구상탄화물 갯수}\} / \text{단위면적}(\text{mm}^2)$ 의 식에 의해 구해지며, 탄화물 및 구상화 입자들의 간격 측정은 조직 사진 상에서 선분법으로 측정하였다. 인장시험 후 파면은 주사 전자현미경(SEM)으로 관찰하였다.

2.4 물성 시험

인장 시험은 ASTM E8에 따라 시편을 제작하여 Instron type 인장기로 5mm/min crosshead speed로 시험하여 인장 강도, 항복 강도, 연신율 및 단면감소율을 3회 측정하여 산술 평균치를 구하였다. 경도 시험은 시험 하중 100kg Rockwell 경도계로 각 시편을 5회 측정, 산술 평균을 구하였고, 굽힘 시험은 KS B 0840에 따라 시편을 제작하여 Instron type 만능시험기로 10mm/min 하중으로 3점 굽힘시험하였으며, 굽힘응력 σ 는 식 (2)로 표시된다.

$$\sigma = 1.5PL/WB^2 \quad (2)$$

여기서 σ 는 굽힘 응력, P는 굽힘 하중, L은 시편 지지점 사이의 거리, B는 시편의 두께, W는 시편의 폭이다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 열처리 조건에 따른 미세 조직

3.1.1 어닐링에 따른 초기 조직의 변화

Photo 1은 어닐링 처리후 냉각속도가 각각 냉, 공냉 및 유냉인 미세조직을 나타내고 있다. (a), (b)는 각각 900℃에서 1시간 동안 유지하여 오스테나이트한 후 냉 및 공냉시킨 것으로 공석 펄라이트 조직을 보여 주고 있다.

층상 조직은 공석 반응에 의한 페라이트와 시멘타이트가 교대로 배열된 것으로 상의 배열 방향과 간격이 각기 다른 판들이 콜로니를 이루고 있다. 층상 조직의 층간 간격은 변태 온도 이하의 과냉각도와 관련이 있으며, 이에 관한 여러 관계식 중에서 Zener와 Hillert

에 의하면¹⁶⁾ 층간 간격은 식 (3)과 같이 나타난다.

$$S = \frac{4\sigma(a/Fe_3C \text{ at } TE)}{\Delta H_V \Delta T} \quad (3)$$

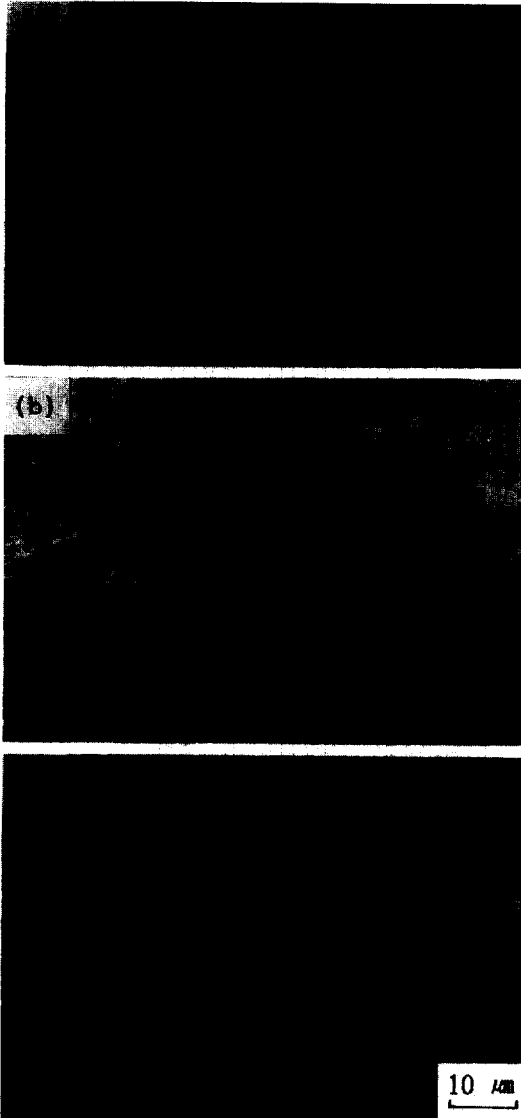


Photo 1. Optical microstructures of the AISI 9260 steel after austenizing (900°C × 1hr)
 (a) furnace cooled, (b) air cooled,
 (c) oil quenched

여기서 S는 층간 간격(a층 두께와 Fe₃C층 두께의 합), σ(a/Fe₃C)는 a/Fe₃C 경계면의 단위 면적당 에너지, TE는 평형 온도(Fe-C합금의 경우 A₁ 변태점), ΔH_V는 오스테나이트와 페라이트, 시멘타이트 혼합상의 단위 체적당 엔탈피 차이, ΔT는 A₁ 변태점 이하의 과냉각 폭이다.

Photo 1의 (a)는 층간 간격이 2~3μm 정도이며 (b)의 층간 간격은 0.2~0.5μm로서 이것은 냉각 속도가 5 × 10⁻³°C/sec에서 0.04°C/sec으로 빨라진 데 따른 ΔT의 증가에 그 원인이 있다.

Photo 1의 (c)는 900°C에서 1시간 동안 유지하여 오스테나이트화한 후 80°C/sec의 냉각 속도로 유냉 시킨 것으로 (a)와 (b)의 조직과는 달리 마르텐사이트 조직을 나타내고 있으며 흰 부분은 잔류 오스테나이트를 나타낸다.

마르텐사이트 조직은 준 안정상으로, 조직이 안정하지 못한 것은 fcc에서 bct로 변태되면서 고용도의 차이에 기인된 탄소 원자의 과포화, 마르텐사이트 변태에 따른 전위나 쌍정 조직의 도입과 이에 관련된 높은 스트레인 에너지의 형성, 미세한 래스 마르텐사이트와 플레이트 마르텐사이트 사이의 경계와 관련된 고밀도의 계면 에너지 증가, 미 변태된 오스테나이트 등에 기인한다.

이와 같이 증대된 내부에너지는 이후의 구상화처리에서 각종 역할을 담당한다. 즉, 탄소 원자의 과포화는 탄화물 형성을 위한 구동력을 제공하며, 높은 변형 에너지는 회복의 구동력이 되고, 높은 계면 에너지는 결정립 성장이나 페라이트 기지의 조대화를 위한 구동력으로 작용한다.

3.1.2 초기 조직의 차이에 따른 구상화 조직 변화

Photo 2, 3, 4, 5, 6은 각 열처리 조건에 의한 구상화 열처리시 시간의 경과에 따른 구상화 과정을 나타내고 있으며, 구상화 탄화물의 평균 직경 및 탄화물의 양은 Fig. 2와 3에, 구상 탄화물의 수와 탄화물간의 간격은 Fig. 4와 5에 각각 나타내었다.



Photo 2. Optical microstructures of the AISI 9260 steel spheroidized for 10 hrs.
 (a) condition A, (b) condition B, (c) condition C, and (d) condition D

열처리 조건 A에서 10시간 동안 구상화 열처리한 시료의 조직 사진 Photo 2의 (a)는 Photo 1의 (a)의 층상 시멘타이트가 열처리 시간의 증가에 따라 부분적으로 성장 또는 단절되면서 단층부에서 떨어져 나가 보다 작은 층상 또는 구상 탄화물 입자로 붕괴되어 구상화가 진행되는 과정을 보여 준다. 이것은 펄라이트 내에 존재하는 층상 시멘타이트 입자들이 단위 부피당 매우 큰 계면적을 가지고 있으므로 총 계면을 줄임으로써 내부 에너지를 감소시키려 하기 때문이다. 층상의 시멘타이트는 결국 구상 모양을 갖게 되는

작은 입자로 분리되어 분산 조직으로 변하게 된다.

Photo 3의 (a)에서는 층상 시멘타이트가 더욱 작은 입자들로 나누어진 것을 볼 수 있으며, Photo 4 (a) 및 Photo 5 (a)에서 알 수 있는 대로 열처리 시간의 경과에 따라 작은 구상의 입자는 계면 에너지를 줄이기 위하여 용해되어 큰 입자를 형성한다. 이것은 Ostwald ripening에 의하여 큰 시멘타이트 입자가 작은 입자를 소모하여 더 큰 입자로 성장하여 점차적으로 구형의 시멘타이트가 되는 것을 보여 주는 것이다. 또한 Fig. 2에서 각 조건에서 직선의 기울기가 점

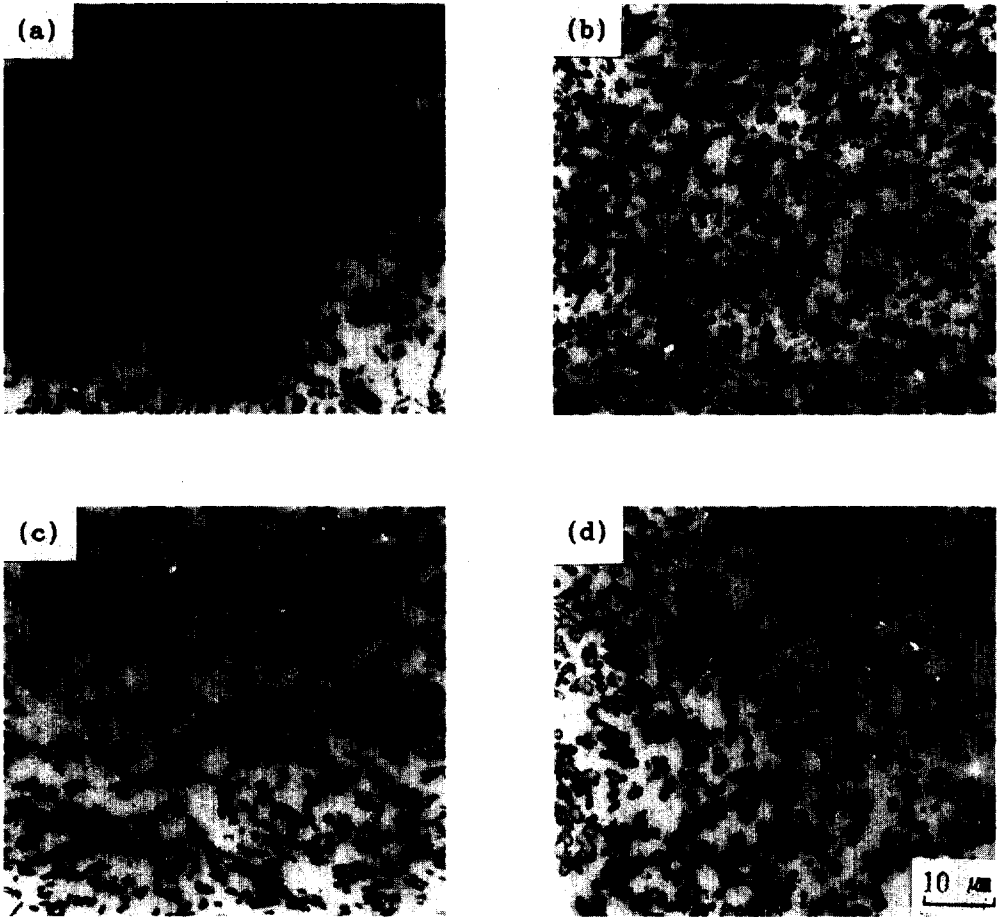


Photo 3. Optical microstructures of the AISI 9260 steel spheroidized for 30 hrs.
 (a) condition A, (b) condition B, (c) condition C, and (d) condition D

차적으로 적어지는 것은 구상화된 조직의 조대화 속도는 구상화 입자들의 평균 크기가 증가할 때 구상화 속도가 느려지는 것을 보여 주고 있다.

Photo 6의 (a)는 500시간 열처리시의 구상화조직을 나타내며, Fig. 2에 구상화된 입자의 크기가 $1 \times 10^{-3} \mu\text{m}$ 로 크지 않음을 볼 수 있으며, 이는 정적인 어닐링 상태에서 펄라이트 조직의 구상화는 다른 조건들보다 가장 느리며 특히 시멘타이트간의 층간 간격이 클수록 더 많은 시간이 걸리는 것으로 알려져 있으며¹⁷⁻¹⁹⁾, 구상화시키는 데 수백 시간이 소요됨을 보

여 준다.

열처리 조건 B에서의 Photo 2의 (b)는 700℃에서 10시간 동안 열처리시 침상의 마르텐사이트들이 페라이트와 구상의 시멘타이트로 변화되며 잔류 오스테나이트가 페라이트와 시멘타이트로 분해되는 것이 관찰되며 Photo 4의 (b)에서는 과포화된 탄소 원자와 침상의 마르텐사이트 조직이 구상 탄화물의 핵생성을 촉진시켜 구상화가 빨리 진행되며, 구상화 입자들이 조건 A에서 보다 균일하게 분포되어 있다. Photo 5의 (b)에서는 완전한 구상화 조직을 관찰할 수 있으며

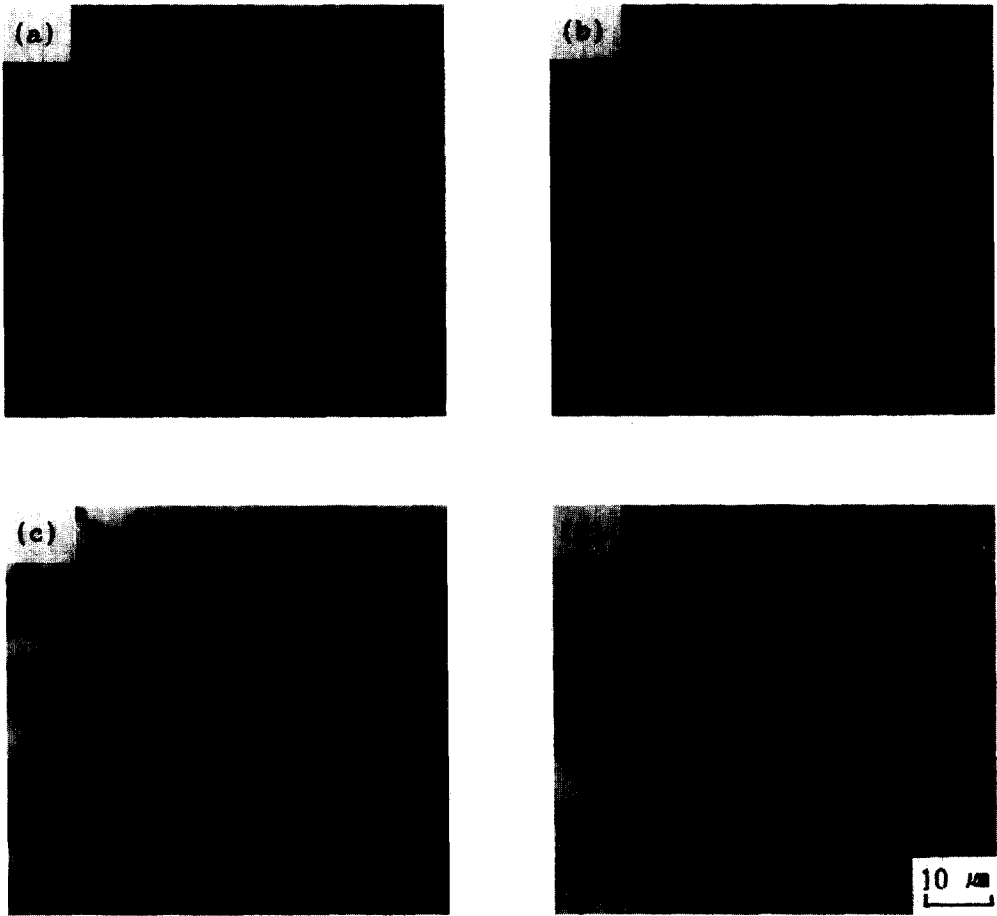


Photo 4. Optical microstructures of the AISI 9260 steel spheroidized for 60 hrs.
 (a) condition A, (b) condition B, (c) condition C, and (d) condition D

Photo 6의 (b)는 시간이 경과함에 구상화 입자의 크기가 조건 A에서보다 2배 정도 크기가 증대됨이 관찰되어진다.

열처리 조건 C에서는 미세 펄라이트 조직을 3회에 걸쳐 반복 냉각, 가열함으로써 층상 조직이 단절된다. 즉 탄화물은 계면 에너지를 최소화 하기 때문에 항상 구상이 되려는 경향을 갖는다. 따라서 표면에 요철이 있는 경우에는 그 곡률 반경에 의해 용해도를 달리하고 곡률이 작을수록 고용하기 쉽다. 그래서 이것을 A_1 변태점 이상 온도로 가열하면 부분적으로 고

용이 진행되며 층상 탄화물이 단절된다. 냉각 때 고용한 부분은 다시 잔류 탄화물이 표면에 석출하여 한층 구상화가 촉진된다. 층상조직이 단절된 것이 Photo 2의 (c)에 나타나 있으며, Photo 3의 (c)와 Photo 4의 (c)에서 단절된 시멘타이트가 조건 A에서보다 빨리 구상화되는 것을 볼 수 있으나 조건 B보다는 느리고 Photo 5의 (c)에서는 90시간이 지난 후에도 완전한 구상화 조직을 얻을 수 없음을 알 수 있으며, Fig. 3에 탄화물의 양이 단위 면적당(mm^2) 16.4×10^{-2} 로 조건 A의 4.4×10^{-2} 보다는 매우 많다.

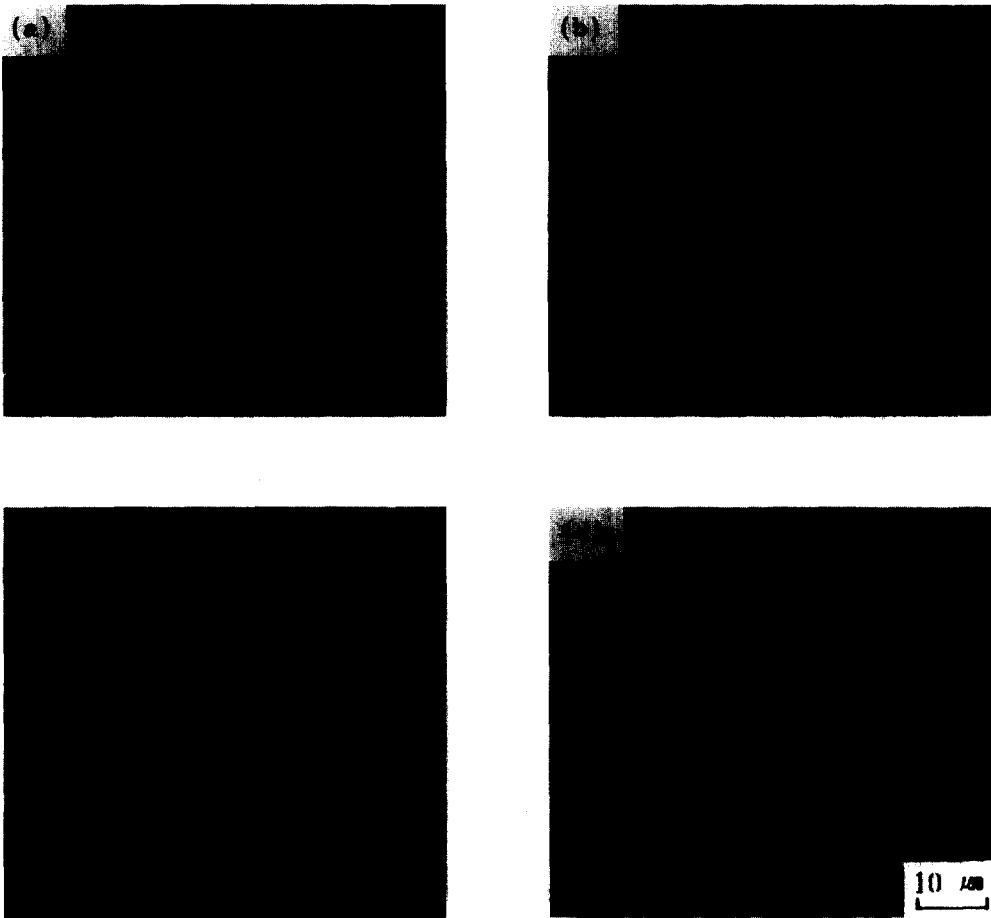


Photo 5. Optical microstructures of the AISI 9260 steel spheroidized for 90 hrs.
(a) condition A, (b) condition B, (c) condition C, and (d) condition D

열처리 조건 D에서는 Photo 3의 (d)가 열처리 조건 A, B, C보다 구상화가 가장 빠르며, 즉 초기 조직이 마르텐사이트로 미세한 래스 계면을 따라 오스테나이트가 핵생성되므로 더욱 미세한 마르텐사이트 입자를 얻을 수 있으므로 구상화 입자가 균일하게 분포되어 있으며, Photo 4의 (d)에서는 60시간이 경과한 후에는 Fig. 3에 탄화물 양이 $24.79 \times 10^{-2}/\text{mm}^2$ 로서 완전한 구상화 조직을 관찰할 수 있다. 90시간이 경과한 Photo 5의 (d)는 Fig. 2에 탄화물 평균 직경이 $2.4 \times 10^{-3}/\text{mm}$ 로 조대화가 일어나고 단위 면적당 구상화 입

자 수는 Fig. 4와 같이 처음에는 증가하다가 나중에는 조대화에 의하여 줄어들고 탄화물간의 거리는 Fig. 5와 같이 증가하고 있음이 관찰된다.

3.2 열처리에 따른 기계적 성질

구상화 열처리 조건에 따른 조직의 변화에 의한 소성변형 척도를 알아보기 위하여 인장 시험, 경도 시험, 굽힘 시험을 하였다.

Fig. 6의 (a)와 (b)는 각 열처리 조건에서 시멘타이트의 구상화에 따른 인장 강도 및 항복 강도를 나타



Photo 6. Optical microstructures of the AISI 9260 steel spheroidized for 500 hrs. (a) condition A, and (b) condition B

에 기인하여 인장 강도 및 항복 강도가 감소하는 것을 나타내고 있다. 또한 이것은 탄화물 입자간의 거리가 증가함에 따라 전위와 탄화물 입자와의 상호관계에 의한 Orowan^{20,21)} 기구에 의하여 설명할 수 있으며, 즉 $\sigma_0 = \sigma_i + Gb/l$ 로 나타내며 이는 다음과 같이 표시할 수 있다.

조건 A의 경우는

$$\sigma_0 = 61.38 + 3.3 \times 10^{-3} / l \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

조건 B의 경우는

$$\sigma_0 = 57.27 + 5.3 \times 10^{-3} / l \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

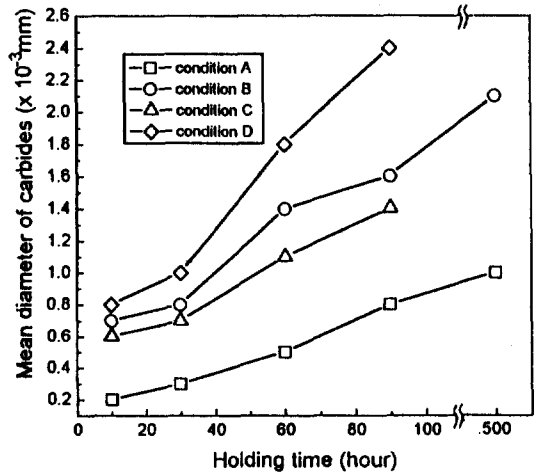


Fig. 2 Mean diameter of spheroidal carbide particles of the steels in each heat treatment conditions.

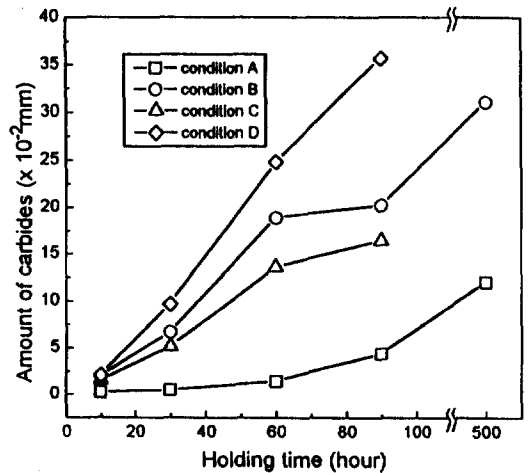


Fig. 3 Amount of spheroidal carbides in spheroidization of the steels in each heat treatment conditions.

조건 C의 경우는

$$\sigma_0 = 67/16 + 2.8 \times 10^{-3} / l \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

조건 D의 경우는

$$\sigma_0 = 70.48 + 2.5 \times 10^{-3} / l \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

σ_0 는 기지의 차이에 의해서 값이 다르게 나타나며

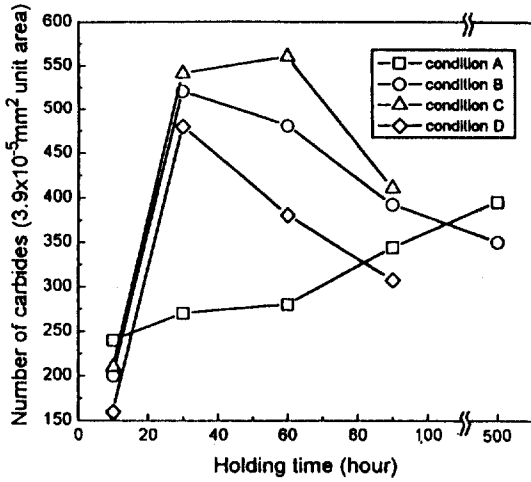


Fig. 4 Number of spheroidal carbide particles of the steels in each heat treatment conditions.

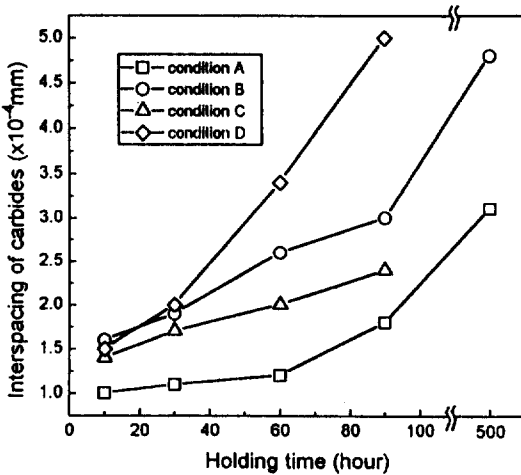


Fig. 5 Interspacing of carbide particles of the steels in each heat treatment conditions.

조건 C와 D가 조건 A와 B보다 큰 것은 A₁ 변태점 상하를 반복 가열함으로써 탄화물이 균일하게 분포함에 기인한 것이다.

열처리 조건 B와 D에서의 급냉시편은 매우 경도가 높아 시편 가공이 불가능하였으며 Photo 1의 (c)의 조직 사진은 마르텐사이트 조직으로 매우 경도가 높

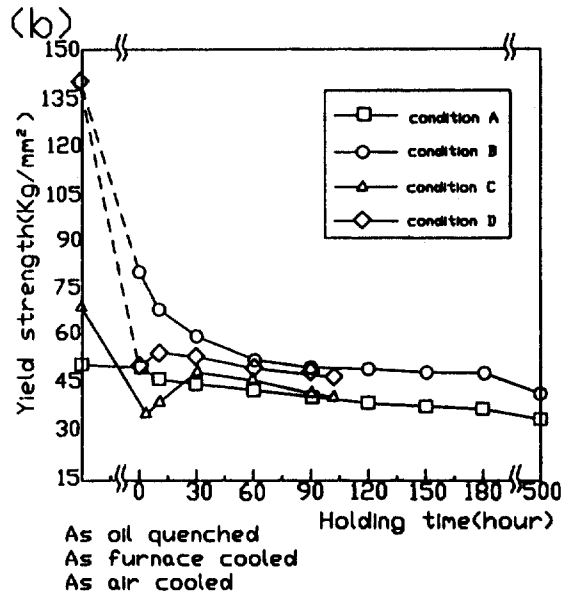
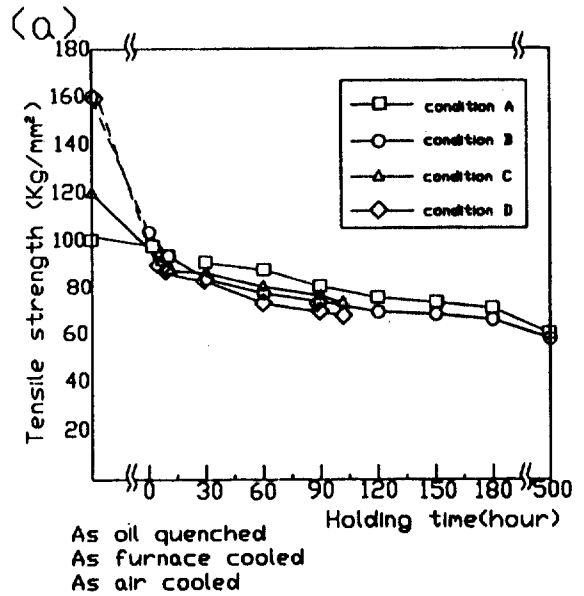


Fig. 6 Change of tensile strength (d) and yield strength (b) for heat treatment conditions of AISI9260 steel.

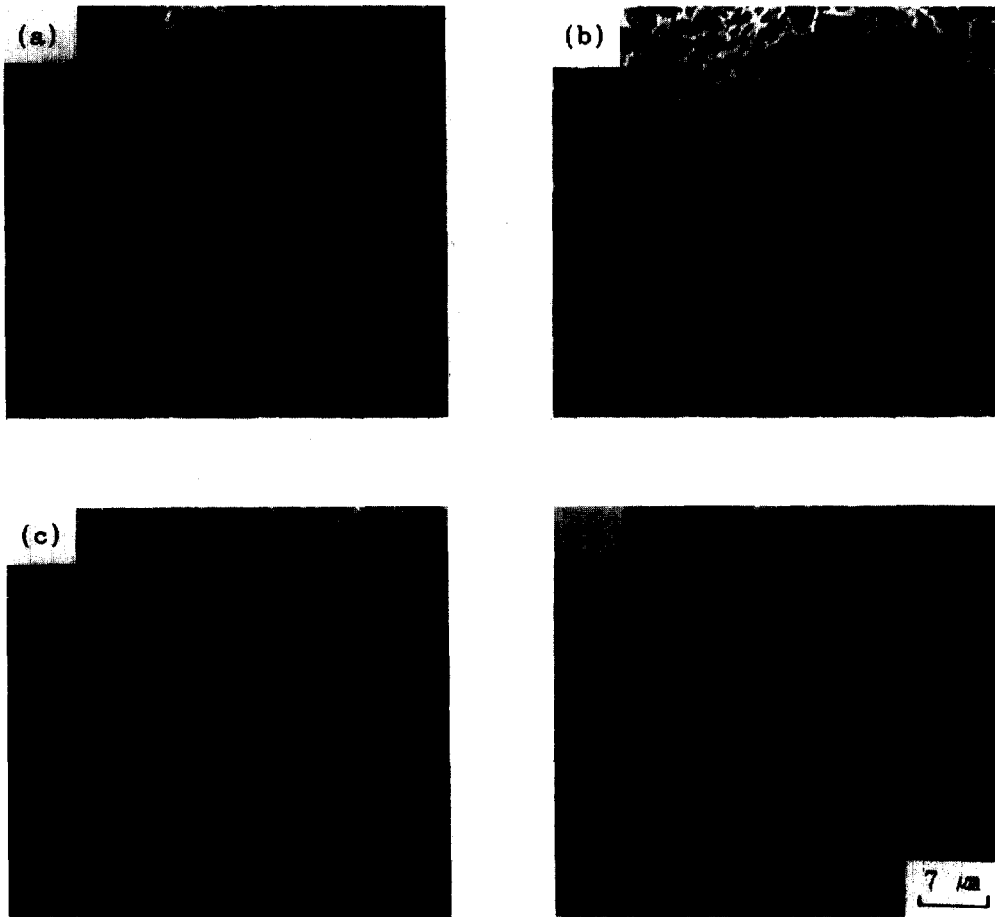


Photo 7. Tensile fractographs for heat treatment of AISI 9260 steel (condition C)
(a) 5 hrs, (b) 30 hrs, (c) 60 hrs, and (d) 90 hrs

음을 알 수 있다. 구상화 열처리가 10시간 경과 후의 인장 강도 및 항복 강도의 물성치가 조건 C와 D에서 증가함은 A_1 변태점 상하에서 반복 열처리함에 기인된 현상으로 볼 수 있으며, 그 이후의 열처리 시간에 따른 물성치는 모두 그 값들이 감소함을 알 수 있다. 한편 인장 강도는 열처리 조건 A와 C가 높았으며, 항복 강도는 조건 B와 D가 높음을 볼 수 있다. 이는 각 열처리 조건에 따라 기지의 조직 차이에 따른 것으로 볼 수 있다.

Photo 7과 8은 열처리 조건 C와 D에서 인장시험

후 파단면을 관찰한 결과 시간이 경과함에 따라 모두 dimple이 형성되어 있어 void 핵생성 및 성장에 의한 연성 파괴 형태임을 알 수 있다^{22,23)}.

초기 조직이 펄라이트인 경우인 조건 C에서는 초기 조직을 마르텐사이트로 한 조건 D에서보다 dimple 형태가 크기가 작고 깊이가 얇았다. 또한 두 조건 모두 구상화될수록 dimple의 크기가 크고 깊이가 깊었다.

이러한 현상은 초기 조직을 펄라이트로 하면 초기 조직이 마르텐사이트보다 void가 발생하는 장소가 많

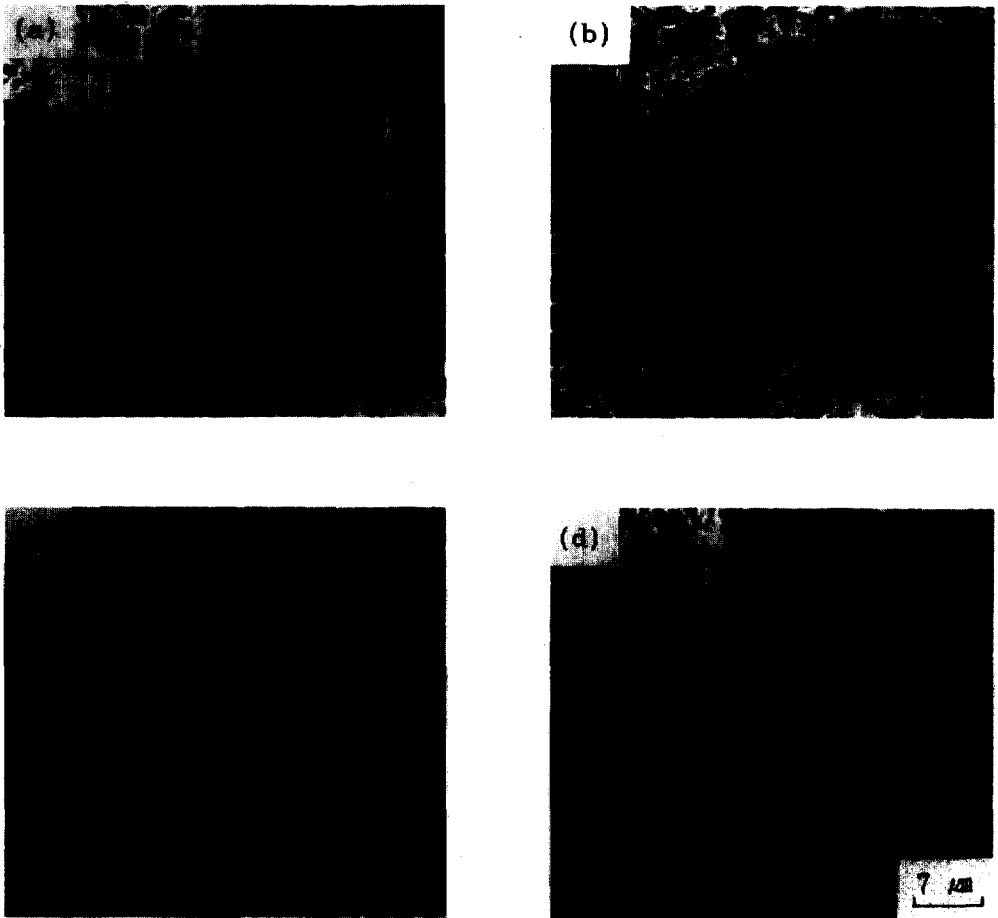


Photo 8. Tensile fractographs for heat treatment of AISI 9260 steel (condition D)
 (a) 5 hrs, (b) 30 hrs, (c) 60 hrs, and (d) 90 hrs

기 때문이며, 구상화가 진행됨에 따라 연성이 증가했기 때문이다.

Fig. 7은 인장시험시 연신율과 단면 감소율을 나타낸 것으로 열처리 시간이 경과함에 따라 연신율과 단면 감소율이 높아지며, 열처리 조건 D가 가장 높은 것을 볼 수 있다. 연성은 주로 페라이트 기지의 성질에 의해서 지배되기 때문에 페라이트의 기지 상태가 매우 중요하다. 초기 조직이 펄라이트에서 연신율이 개선된 이유는 열처리함으로써 층상 시멘타이트가 분해되어 단위면적당 입자 수가 많기 때문이며, 입체

및 입내에 존재하는 탄화물이 구상화됨에 따라 페라이트 기지가 깨끗함에 기인한 것이다. 초기 조직이 마르텐사이트인 경우 열처리함으로써 연신율이 크게 향상된 이유는 반복가열 냉각 열처리한 시료가 단위면적당 입자 수가 많기 때문이며, 탄화물이 상대적으로 고립된 상태로 존재함으로써 소성변형시 페라이트 기지의 전위 유동에 방해될 받을 기회가 적기 때문이라고 생각된다.

Fig. 8의 (a)는 경도의 변화를 나타낸 것으로 경도 값은 열처리 조건에 따라 큰 차이가 없는 것으로 나

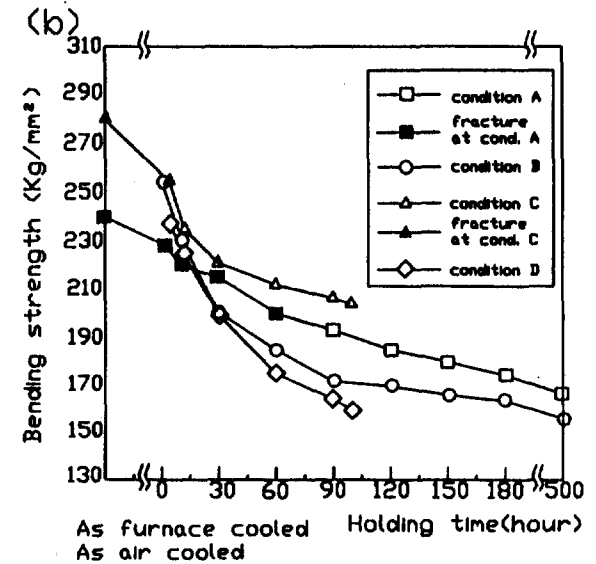
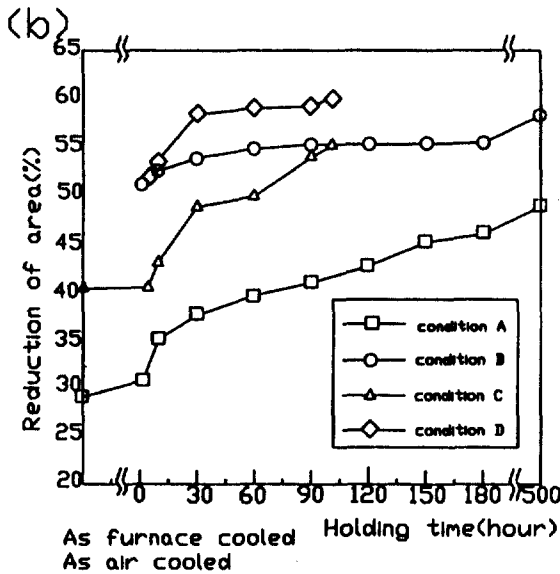
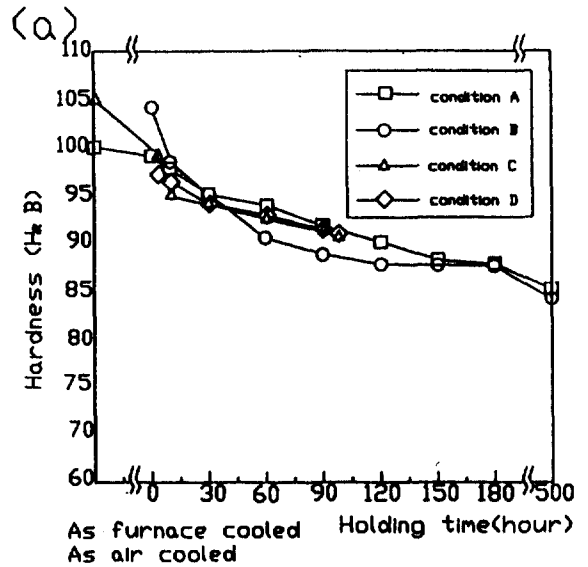
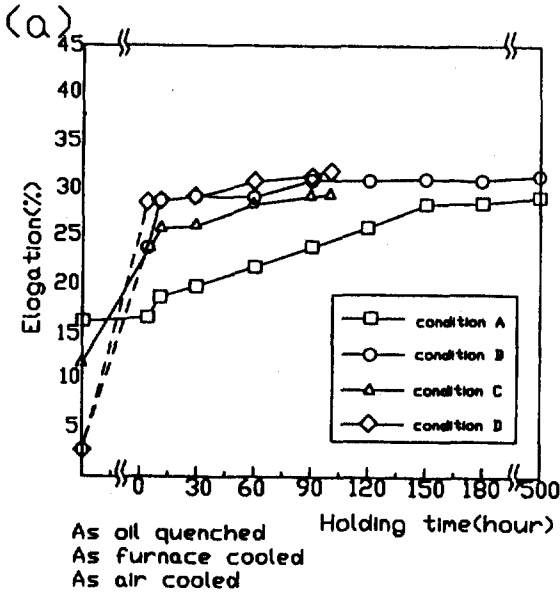


Fig. 7 Change of elongation (a) and reduction of area (b) for heat treatment conditions of AISI 9260 steel.

Fig. 8 Change of hardness (a) and bending strength (b) for heat treatment conditions of AISI 9260 steel.

타났으며, Fig. 8의 (b)는 소성변형의 정도를 가장 잘 예측할 수 있는 응력 상태로 실제 현장 적용시 직접 응용할 수 있는 굽힘 시험의 물성치를 나타낸다. 열처리 시간이 경과함에 따라 변형 저항은 감소하는 추세이며 dark area 표시는 굽힘시험시 파괴가 일어났다. 이는 초기 조직에 따라 큰 차이를 나타내며 펄라이트 조직은 소성변형시 변형 저항이 매우 큰 것을 의미하며 소성변형을 좋게 하기 위해서는 초기 조직을 마르텐사이트 조직으로 만들어야 하며 열처리 조건 D가 굽힘 강도가 가장 적은 것으로 나타났다.

4. 결 론

AISI 9260 합금강의 초기 조직을 펄라이트와 마르텐사이트로 변화시켜 여러가지 열처리선도에 따라 구상화 열처리시 미세 조직의 변화, 기계적 성질 및 인장시험 후 파면을 조사 분석한 결과 아래와 같은 결론을 얻었다.

1. 초기 조직의 변화에 따른 구상화 속도는 마르텐사이트를 A₁ 변태점 상하에서 반복 가열 후 열처리한 조건 D가 가장 좋은 것으로 나타났다.
2. 열처리 조건 D에서 완전한 구상화 조직은 60시간 열처리시 나타났으며, 60시간이 경과 후에는 탄화물의 조대화가 일어나며, 90시간 이후 구상 탄화물의 평균 직경은 $2.4 \times 10^{-3} \text{mm}$ 이었다.
3. 구상화 열처리 동안 인장 강도 변화는 탄화물 입자 간격 l 에 따라 $\sigma_0 = 70.48 + 2.5 \times 10^{-3} l (\text{kg/mm}^2)$ 이다.
4. 냉간성형성의 결정 인자인 연신율, 단면 감소율, 굽힘 강도는 열처리 조건 D에서 가장 좋게 나타났다.
5. 구상화가 진행됨에 따라 인장시험시 파면은 void 핵생성 및 성장에 의한 연성 파괴 형태인 dimple이 보이며, 시간이 경과함에 따라 dimple의 크기가 크고 깊이가 깊어졌다.

참고문헌

1. 魏明鏞 : 대한금속학회지, 27 (1989) 83.
2. Y.L. Tian and R.W. Draft : Met. Trans., 18A (1987) 403.
3. 石田清仁, 大久保誠人, 魏明鏞, 西澤泰二 : 日本金屬學會誌, 52 (1988) 388.
4. H.C. Zou, Y.L. Lou and Y.A. Ahang : Mater. Sci. Eng., 62 (1984) 163.
5. 大森正信, 田中茂 : 日本金屬學會誌, 48 (1984) 529.
6. A.K. Gogia and A.M. Gokhale : Met. Trans., 11A (1980) 1077.
7. K. Azuma, S. Goto and N. Takebe : Nippon Kogyo Kaishi, 86 (1970) 935.
8. T. Rosenqvist : J. Iron Steel Inst., 176 (1954) 37.
9. C.H.P. Lupis and J.F. Elliott : Acta Met., 14(1966) 529.
10. C.W. Bale and J.M. Toquri : Can. Met. Quart., 15 (1976) 305.
11. R.A. Grange : Met. Trans., 2 (1971) 65.
12. K.M. Vedula, R.W. Heckel : Met. Trans., 1 (1970) 9.
13. O. Bannyh, H. Modin : Jernkontorets Ann., 146 (1962) 744.
14. R.W. Heckel, F.L. Degregorio : Trans. AIME, 233 (1965) 2001.
15. 日本鐵鋼協會 : 剛의 熱處理, (1989) 44.16.M. Hillert : *The Formation of Pearlite in Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, V.F. Aackay and H.I. Aaronson (Eds.), Interscience, New York, (1962) 197.
17. R.L. Fullman : Trans. AIME, 197 (1953) 447.

18. P. Pavson, W.L. Hodapp and J. Leeder :
Trans. ASM, 28 (1940) 306.
19. S. Chattopakhay, C.M. Sellars : *Metallography*, 10 (1977) 89.
20. E. Orowan : "*Symposium on Internal Stress*",
Inst. Metals, London (1948) 451.
21. N.J. Petch, J. Iron Steel Inst., 173 (1953) 25.
22. R.J. Olsen, G.S. Ansell : Trans. ASM, 62
(1969) 711.
23. E. Ruedo : J. Mater. Sci., 4 (1969) 814.