

|||||||
論 文
|||||||

오스템퍼링 처리한 C/V 흑연 주철의 마모에 미치는 잔류 오스테나이트량의 영향에 관한 연구

주도재 · 김홍범 · 천병욱 · 최창옥

Effect of Retained Austenite Content on the Wear Properties of Austempered C/V Graphite Iron

Do-Jae Joo, Hong-Beom Kim, Byung-Wook Cheon and Chang-Ock Choi

Abstract

C/V graphite iron has superior tensile strength, toughness and ductility than grey iron, and better castability than ductile iron. The retained austenite content of C/V graphite iron by austempering treatment affects on the mechanical properties such as ductility, hardness, wear properties and machinability. C/V graphite iron alloyed with Cu and Mo were carried out on the austenitizing at 900°C for 1 hour, and the austempering at 240~400°C for 1 hr. And then the mechanical and wear properties of austempered C/V graphite iron have been investigated by the retained austenite content. In consequence, the retained austenite content was found to be 18.2% in austempering temperature at 240°C, and was increased 39.2% at 400°C. Tensile strength and hardness of austempered C/V graphite iron were decreased as the retained austenite content increased, but elongation was increased. The rolling wear loss were increased as the retained austenite content increased. The wear surface of as-cast became to be rough. The microstructure of austempered C/V graphite iron was became to be acicular ausferrite in austempering at 240°C, and feathery ausferrite at 400°C. (Received December 31, 1997)

1. 서 론

C/V 흑연 주철은 편상 흑연인 회주철보다 우수한 강도, 인성, 연성 및 내열성을 지니며[1-3] 구상 흑연 주철보다 주조성, 열전도성, 감쇠능 등이 우수하다. 더욱이 C/V 흑연 주철은 주조성이 우수하여 얇은 주물에 유리하고 구상 흑연 주철에 비하여 수축율이 적기 때문에 회수율도 높아 고속 전철의 disk brake, cylinder block, cylinder liner 및 valve body 등 강도나 열전도성이 동시에 요구되는 곳에 유용한 재료로 이용되고 있다[4-5]. 특히 자동차 부품의 재질로서 구상 흑연 주철이 많이 사용되고 있지만 강도면에 있어서는 실제 사용상 많은 여유가 있어 반드시 구상 흑연 주철을 필요로 하지 않는 경우도 있으나 적당한 강도를 가진 회주철이 없기 때문에 부득이 구상 흑연 주철을 사용하는 경우도 많다. 그러나 C/V 흑연 주철이 개발되므로서 이런 점이 많이 해소되어 그 특징을 인정받고

있다. 주철의 내마모성은 주로 기지 조직과 흑연 및 공정 조직에 의해서 좌우되므로 합금 원소를 첨가하여 기지 조직을 개선하거나 열처리에 의한 조직 변화의 강인화로서 내마모성을 향상시킬 수 있다. 이러한 기계적 성질은 오스템퍼링 후의 기지 조직, 즉 잔류 오스테나이트량과 매우 밀접한 관계를 가지고 있는 것으로 발표[6-10] 되고 있으나 잔류 오스테나이트의 정량적인 분석치와의 연관성에 대한 연구는 다소 미흡한 것으로 조사되었다. 따라서 본 연구에서는 Mo, Cu를 첨가한 C/V 흑연 주철을 제조하여 오스템퍼링 처리를 한 후 기계적 성질과 마모에 미치는 잔류 오스테나이트량의 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 시험편 제작

본 실험에 사용한 C/V 흑연 주철은 용량 15 kg의 고

Table 1. Chemical composition of C/V graphite iron specimens (wt %)

| TC | Si | Mn | P | S | Cu | Mo | Mg | CE |
|------|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|
| 3.45 | 2.65 | 0.19 | 0.03 | 0.009 | 0.844 | 0.222 | 0.031 | 4.33 |

주파 유도 용해로에서 주물용 선철(Sorel metal), 회수 철 및 강고철을 용해한 후 전기동(99.9%)과 Fe-Mo를 첨가하여 소정의 조성으로 한 후, 출탕하여 구상화 처리에 의하여 C/V 흑연 주철로 제조하였다.

구상화 처리는 Fe-Si-Mg계의 C/V용 구상화제를 첨가하여 Turndish ladle법으로 처리하였으며, Fe-Si계 접종제로 후접종하여 규산소오다계 자경성 주형사로 만든 Y-블록(KSD 4302 A호)형 주형에 주입하였다. 주조한 시험편의 화학 성분은 Table 1과 같다.

주조한 Y-블록의 하부를 절단하여 인장 시험편 (ASTM E-8M)과 마모 시험편(Amsler type)으로 가공하였으며 가공한 인장 및 마모 시험편을 900°C에서 1시간 동안 오스테나이트화한 후 240°C, 280°C, 320°C, 360°C 및 400°C의 염욕에서 각각 1시간 동안 오스테퍼링한 후 공냉하였으며 열처리 사이클은 Fig. 1에 표시하였다.

2.2 실험 방법

주방 상태 및 오스테퍼링 처리한 시험편의 현미경 조직을 관찰하였으며 마모 시험 후 마모면은 주사 전자 현미경으로 관찰하였다. 오스테퍼링한 시험편의 잔류 오스테나이트량의 측정은 X-ray diffractometer

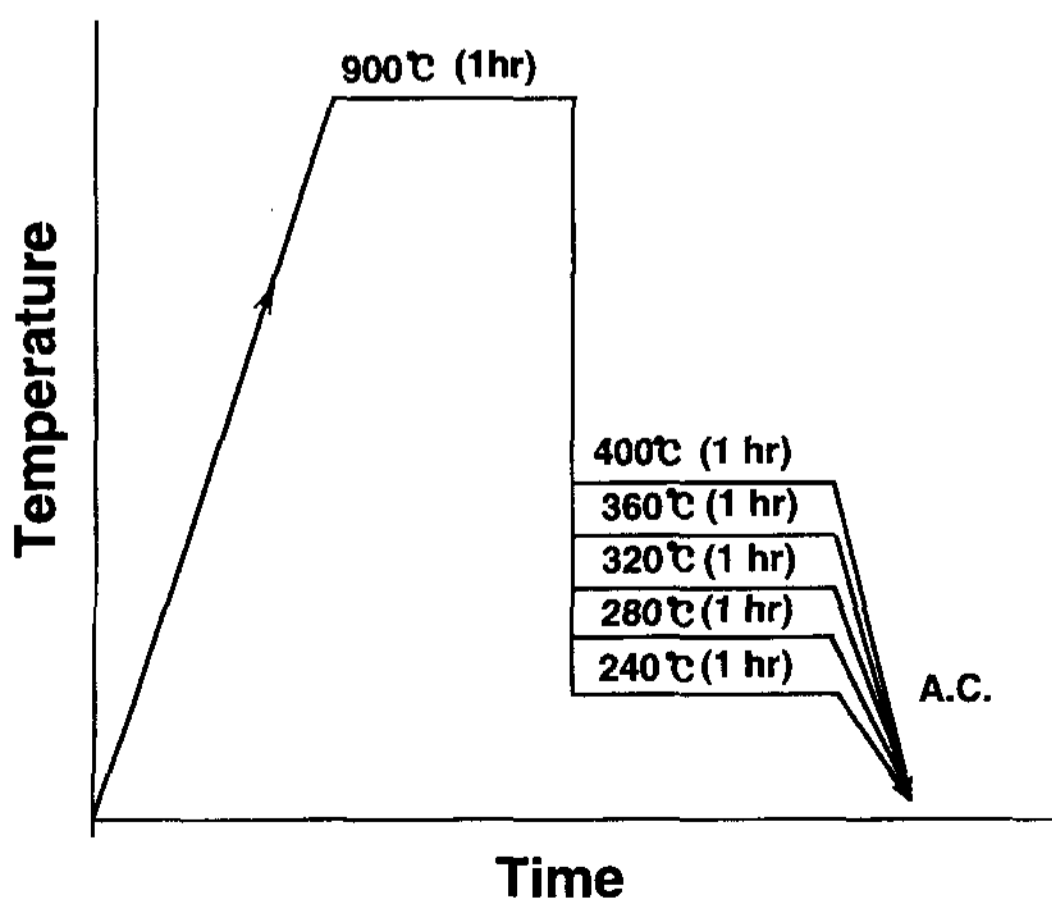


Fig. 1. Heat treatment cycle for austenitizing and austempering of C/V graphite iron.

(Rigaku Co. D-maxIIA)에 의해서 Cu Kα을 사용하여 γ-Fe의 양을 Miller 법에 의하여 식(1)과 같이 계산하였다. 만능 재료 시험기(미국, Tinius Olsen Co. 30t)를 사용하여 인장 강도와 연신율을 측정하였으며 경도값은 브리넬 경도기(일본, Nakaiseiki Co. 3500 kg)로 각 시험편을 3회 측정하여 평균값을 구하였다. 마모 시험은 Amsler type 전식 로링 시험기를 사용하여 Fig. 2와 같이 장치하고 슬립율(슬립비)은 상하의 시험편의 회전수의 차이가 9.09%를 이용하였다. 상대 마모 시험편인 하부 시험편은 탄소강(SM45C)을 사용하였으며 질탄화 처리로 표면 경도를 HRC 55 이상이 되도록 하였다. 마모 시험에 있어서 상하 시험편의 압축 하중은 30, 50 및 70 Kg으로 하고 각 하중에서 회전수는 초기 10⁴ 회전에서 매 2×10⁴ 회전씩 증가시키면서 회전이 끝나면 마찰면을 초음파 세정기로 불순물과 마모분을 제거하여 중량 감소량을 측정하였다.

$$V_{\gamma} = I_{\gamma}R_{\alpha} / I_{\gamma}R_{\alpha} + I_{\alpha}R_{\gamma} \tag{1}$$

- V_γ : 잔류 오스테나이트의 체적
- I_γ : 잔류 오스테나이트의 적분 강도
- I_α : α-Fe의 적분 강도
- R_α, R_γ : 상수

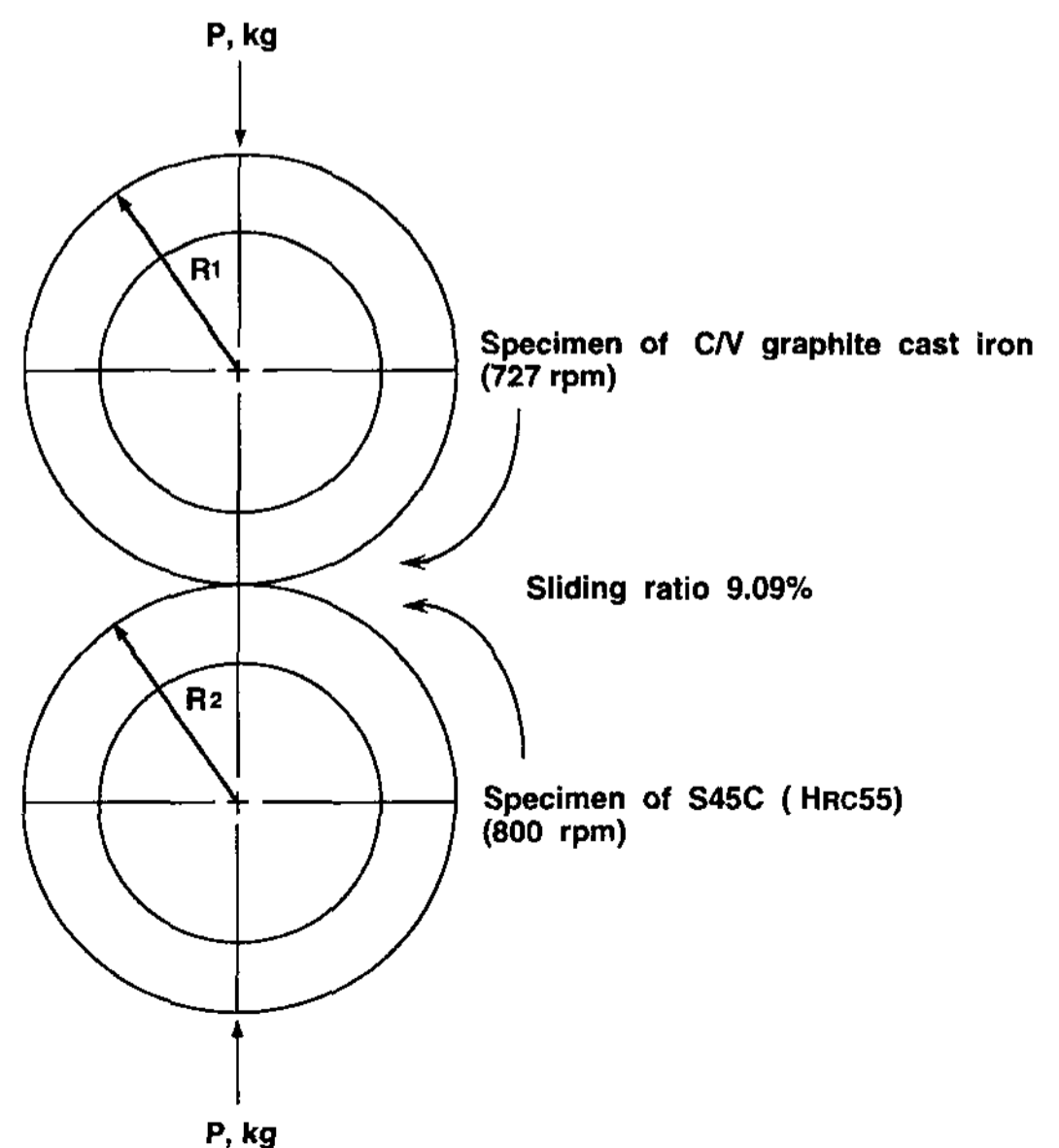


Fig. 2. Schematic representation of Amsler type wear test.

3. 실험 결과 및 검토

3.1 오스템퍼링 온도에 의한 조직 변화

주조한 C/V 흑연 주철의 주방 상태와 오스템퍼링 처리한 시험편의 현미경 조직을 Photo 1에 나타내었다. 주방 상태에서의 조직은 흑연 주위에 페라이트가 존재하는 퍼얼라이트 조직을 나타내었으나 이를 240°C에서 오스템퍼링하면 오스테나이트상이 침상의 페라이트 조직과 미량의 잔류 오스테나이트로 된 오스페라이트 조직을 나타내었으며, 280°C에서 오스템

퍼링하면 침상의 페라이트와 잔류 오스테나이트로 된 오스페라이트 조직을 나타내었다. 또한 320°C에서 오스템퍼링하면 침상의 페라이트와 우모상의 페라이트 및 잔류 오스테나이트의 조직으로 된 오스페라이트로 되었으며, 360°C에서 오스템퍼링하면 페라이트의 선단이 많이 둔화된 전형적인 고온에서 오스템퍼링 처리 한 경우의 페라이트와 잔류 오스테나이트로 된 오스페라이트로 되었다. 또한 400°C에서 오스템퍼링하면 조대한 페라이트와 잔류 오스테나이트의 오스페라이트 조직으로 관찰되었다. 따라서 360°C 및 400°C에

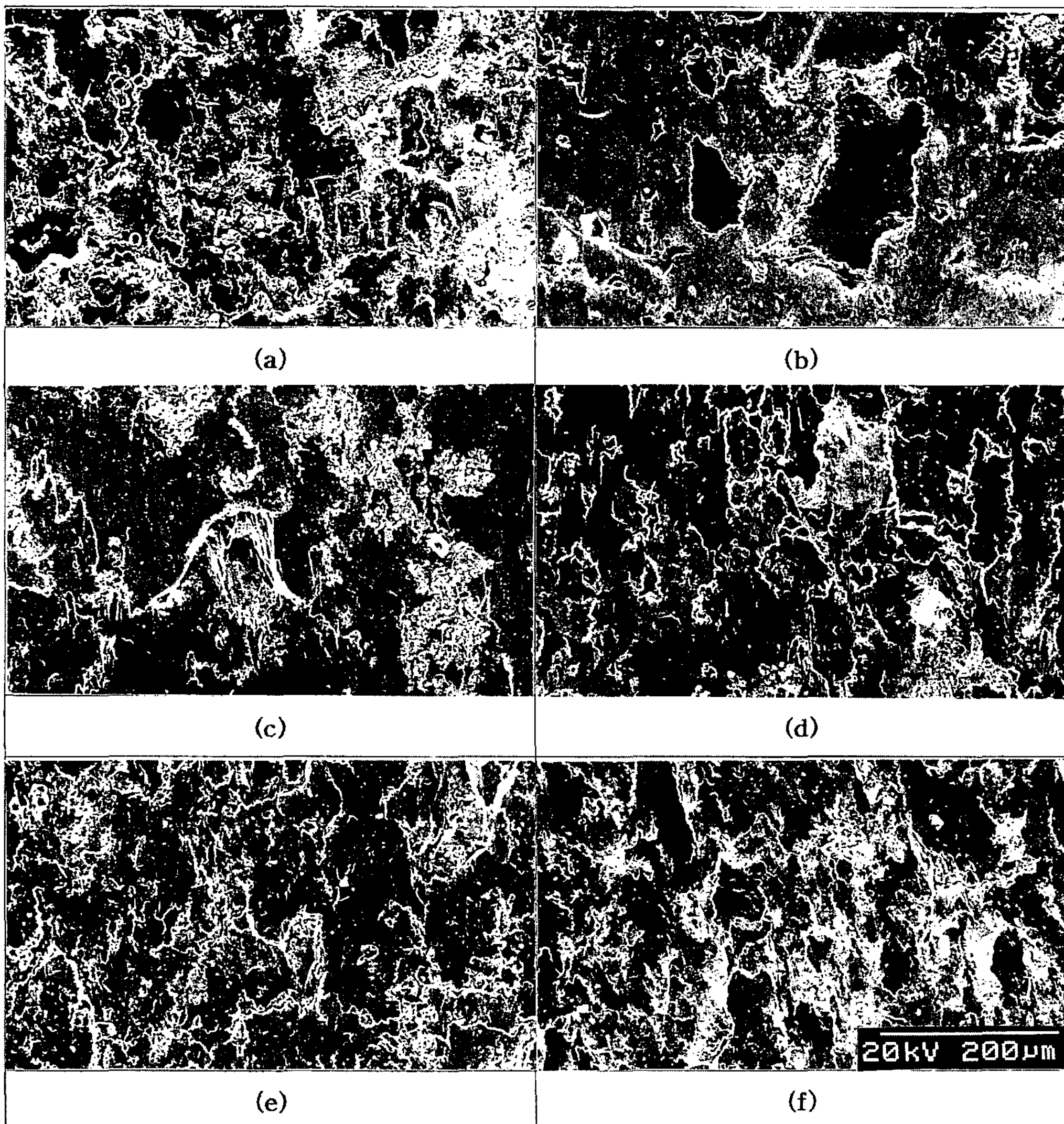


Photo 1. Microstructure of austempered C/V graphite iron, austenitizing at 900°C for 1 hr, (a) as-cast, austempering at (b) 240°C (c) 280°C (d) 320°C (e) 360°C and (f) 400°C for 1 hr.

서는 조대한 페라이트가 생성하며 잔류 오스테나이트량이 증가하였다. 이는 낮은 온도에서 오스템퍼링 처리하면 페라이트의 핵생성 속도는 빠르나, 탄소의 확산속도가 느려 성장속도는 고온에 비해 느리기 때문이다. 즉, 온도가 높으면 페라이트에서 오스테나이트 쪽으로 탄소의 확산속도가 증가되어 페라이트의 성장을 촉진시키기 때문에 조대한 페라이트가 생성되며 페라이트 주변의 오스테나이트는 Fe_3C 를 석출시킴으로서 탄소농도가 감소하게 되어 페라이트로 계속 성장하게 된다. 페라이트가 성장함에 따라 페라이트 사이의 오

스테나이트 내로 탄소가 확산되어 고탄소 오스테나이트로 된다. 고탄소 오스테나이트는 매우 안정하여 오스템퍼링 처리후 잔류 오스테나이트로 남게 되어 인성을 증가시킨다. 오스템퍼링 온도가 낮은 경우에는 탄소의 확산이 느리므로 계면에서 페라이트내에 탄화물의 석출로 인해 계면에 가까운 오스테나이트 내의 과잉 탄소가 제거되어 탄소농도가 다시 높아지기 전에 계면이 약간 전진하게 되는 과정이 반복되어 침상의 페라이트가 빠르게 성장하며 고탄소 오스테나이트의 탄소농도가 고온의 경우보다 적고 불안정한 상태를 유

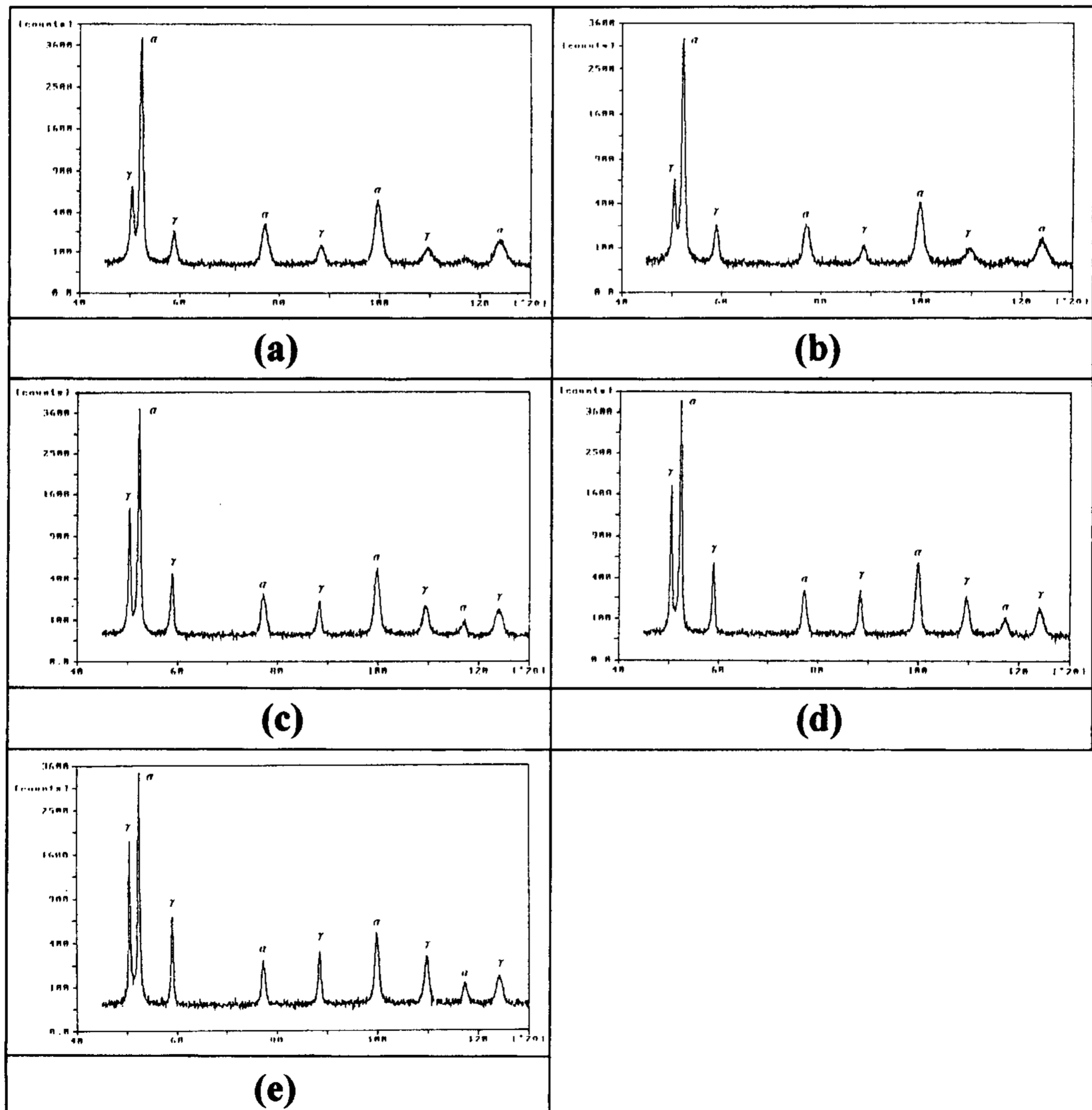


Fig. 3. X-ray diffraction pattern for austempered C/V graphite iron, austenitizing at 900°C for 1 hr., austempering at (a) 240°C (b) 280°C (c) 320°C (d) 360°C and (e) 400°C for 1 hr.

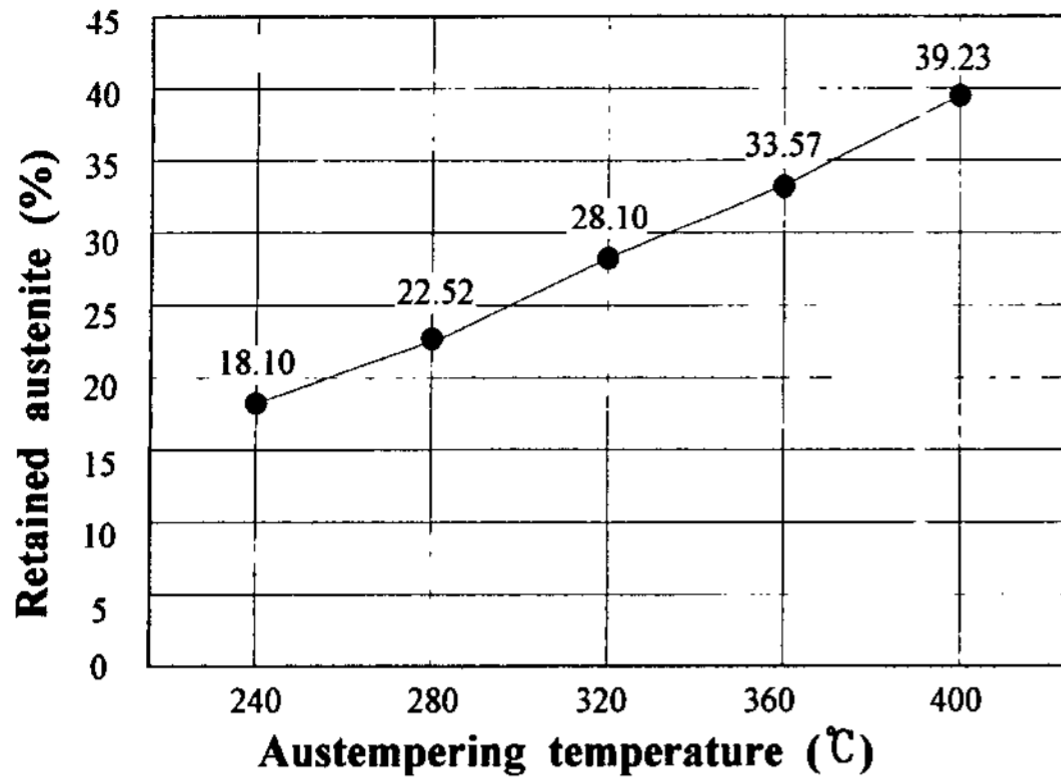


Fig. 4. Variation of retained austenite content on austempering temperatures for austempered C/V graphite iron.

지하며 페라이트 사이의 간격도 좁은 관계로 잔류 오스테나이트량이 감소한다[11-12].

따라서 이러한 조직 특성은 오스테퍼링 과정 중에 페라이트가 미세하게 침상으로 석출되어 오스테나이트 영역으로 확산되어 들어간 것으로 생각되며 저온의 오스테퍼링 온도에서는 냉각 속도가 빨라 페라이트의 핵생성 수가 많고 성장 속도가 느리기 때문에 페라이트의 모양은 날카롭고 치밀하게 되고 잔류 오스테나이트는 소량으로 잔류하게 되며, 다량의 탄소가 페라이트 사이의 오스테나이트로 확산함으로써 핵 생성수가 작아지기 때문인 것[10]으로 사료되었다.

오스테퍼링 온도에 따른 X-선 시험 결과를 Fig. 3에 나타내었으며 X-선 회절 결과로부터 얻은 α -Fe과 γ -Fe의 정량적인 분석 결과로부터 잔류 오스테나이트량을 Fig. 4에 나타내었다. 따라서 C/V 흑연 주철은 240, 280, 320, 360 및 400°C의 오스테퍼링 온도에서 생성된 잔류 오스테나이트량은 각각 18.16, 22.52, 28.10, 33.57 및 39.23%로, 오스테퍼링 온도가 상승함에 따라 잔류 오스테나이트량은 증가하였다. 이는 오스테퍼링 조직으로변태할 때 온도가 상승할수록 탄소의 확산 속도가 빨라져 페라이트에 인접한 오스테나이트에 탄소 농도가 증가하게 되어 페라이트로의 변태가 억제되기 때문에 잔류 오스테나이트량이 증가하는 것[13]으로 사료되었다.

3.2 잔류 오스테나이트량에 의한 기계적 성질의 변화

오스테퍼링 온도와 기계적 성질과의 관계를 Fig. 5에 나타내었다. 주방 상태의 인장 강도는 43 Kg·f/

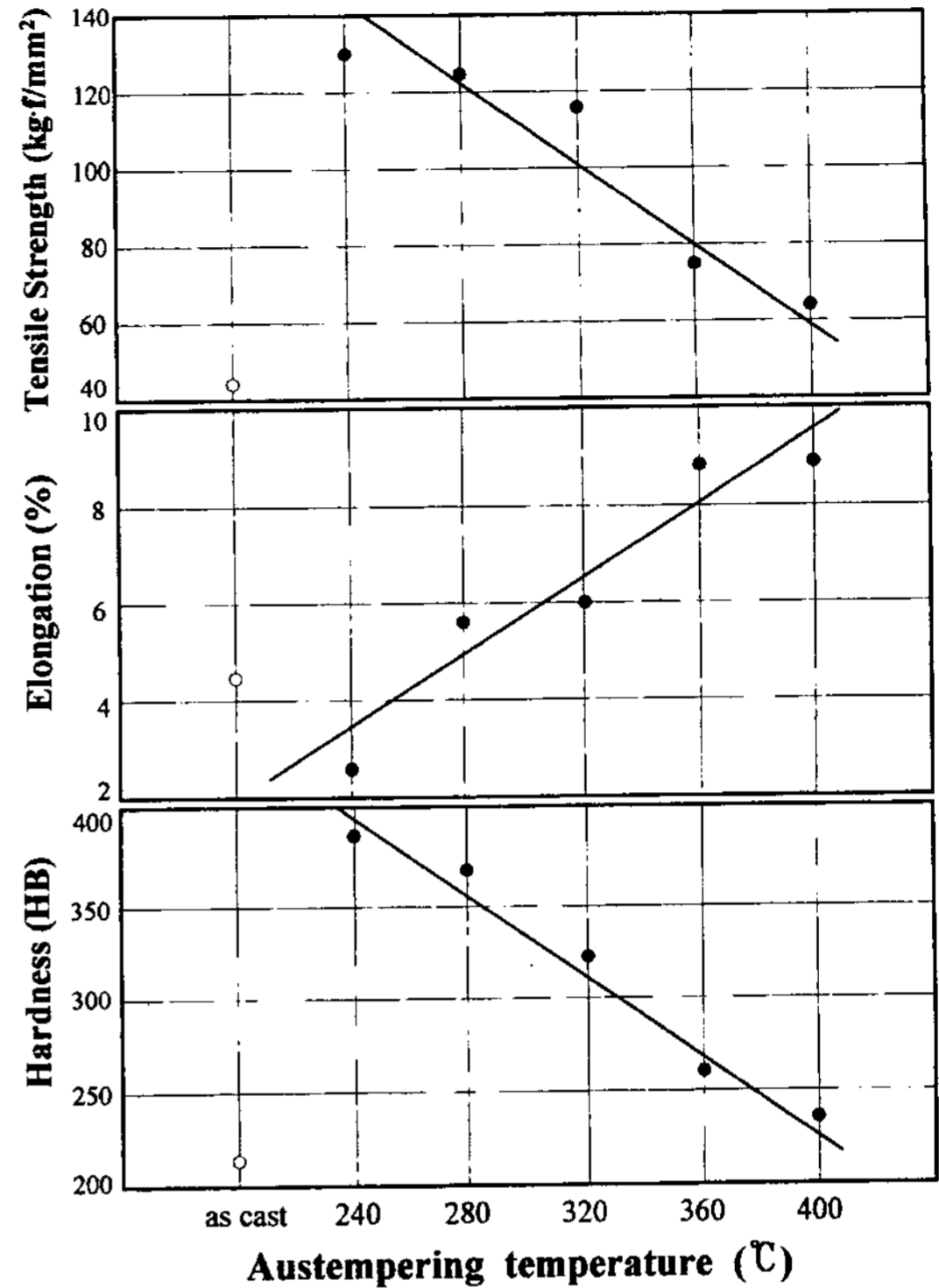


Fig. 5. Variation of mechanical properties on austempering temperature for austempered C/V graphite iron.

mm²이었으나 오스테퍼링 온도 240°C에서의 인장 강도는 132 Kg·f/mm²로 최고값을 나타내었으며 오스테퍼링 온도가 상승함에 따라 인장 강도는 점차 감소하였다. 이는 저온에서는 페라이트의 핵생성속도가 성장속도보다 빨라서 미세한 침상을 이루게 되며, 입자 내에 미세한 Fe₃C가 분산되어 강화 효과를 일으키고 고온이 되면 페라이트의 성장속도가 핵생성속도보다 빨라서 조대한 우모상의 페라이트를 형성하기 때문이라 사료되었다. 연신율은 주방 상태에서는 4~5%로 비교적 낮은 값이었으나 오스테퍼링 온도의 상승에 따라 점차 증가하여 오스테퍼링 온도 400°C에서는 9~10%로 증가하였다. 이는 오스테퍼링 온도가 상승하면 잔류 오스테나이트내 탄소의 농축이 커지므로 잔류 오스테나이트량이 적은 경우와 비교하여 격자 변형에 의한 소성 변태 유기 마르텐사이트가 생성되기 어렵기 때문에 연신율이 증가하는 것으로 사료되었다 [13]. 주방 상태의 경도는 HB 210 정도로 낮았으나 오스테퍼링 온도 240°C일 때 HB 390로 최고의 경도값을 나타내었고 오스테퍼링 온도가 높아질수록 경도는 점차 감소하였다. 이는 오스테퍼링 온도가 낮을수록

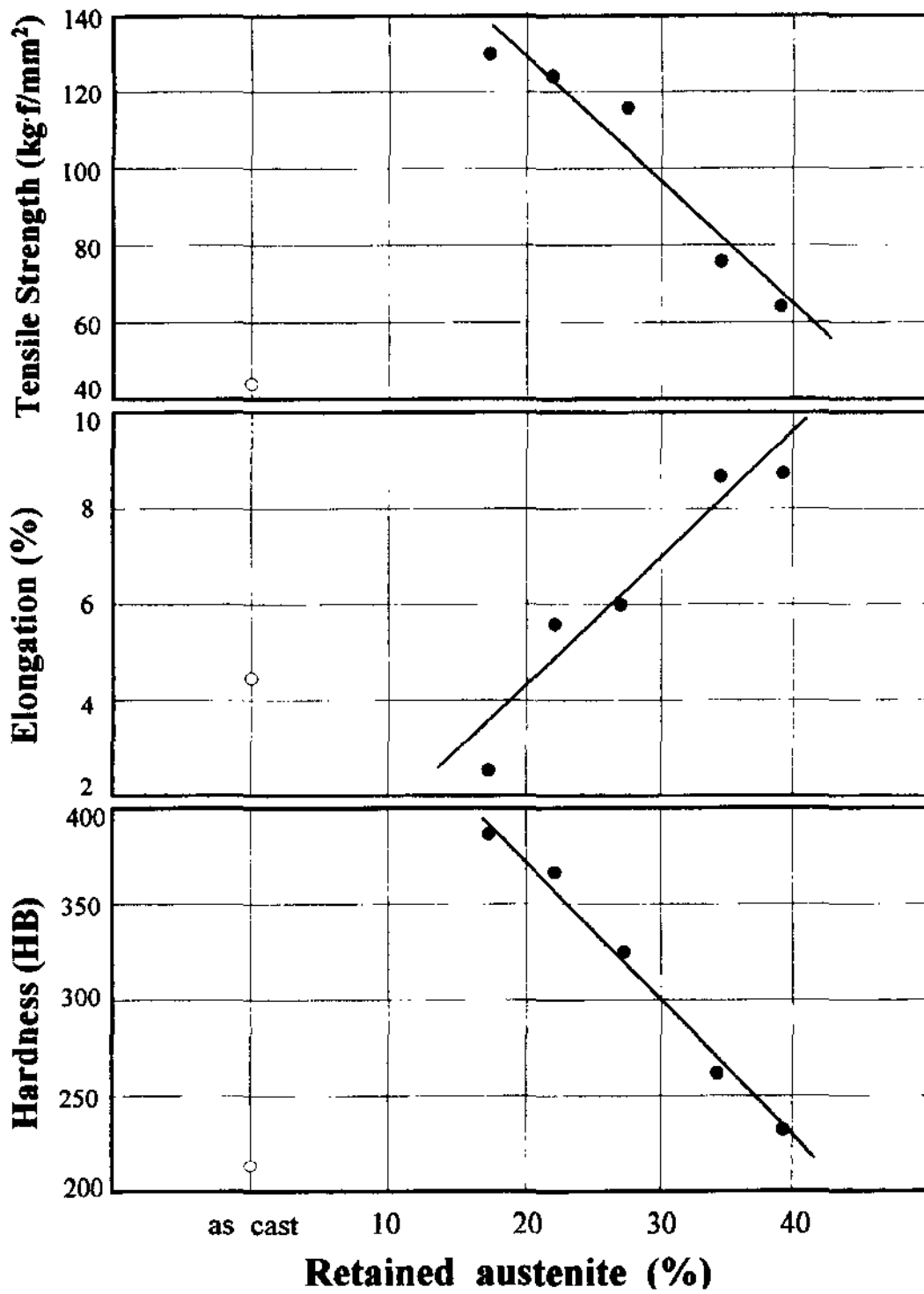


Fig. 6. Relationship between the retained austenite content and mechanical properties for austempered C/V graphite iron.

페라이트의 핵생성속도가 성장속도보다 빨라서 미세한 침상을 이루게 되며, 입자내에 미세한 Fe₃C가 분산되어 강화 효과를 일으키므로 페라이트 입자가 미세해지며 잔류 오스테나이트량이 적어 경도가 높아지고 페라이트 내에 미세한 탄화물이 석출되어 내부응력이 증가되어 높은 경도값을 나타내는 것으로 사료되었다.

잔류 오스테나이트량에 의한 인장 강도, 경도 및 연신율과의 관계를 Fig. 6에 나타내었다. 잔류 오스테나이트량이 많아질수록 인장 강도 및 경도는 감소하는 반면 연신율은 증가하였다. 이는 잔류 오스테나이트가 연성의 성질에 관여하고 있는 것으로 연성의 잔류 오스테나이트량이 증가하면 균열 전파를 둔화시키기 때문에 충격 인성 및 연신율이 증가하며 잔류 오스테나이트량이 적은 시험편에서는 우선 결정립이 미세하여 전위의 이동을 방해하고 잔류 오스테나이트내 탄소 농도가 낮아 작은 응력하에서도 잔류 오스테나이트내 격자 결함이 변형 유기 변태되어 페라이트보다 강한 마르텐사이트가 균열 선단에 발생되기 때문에 인장 강도 및 경도가 증가하는 것으로 사료되었다[14-15].

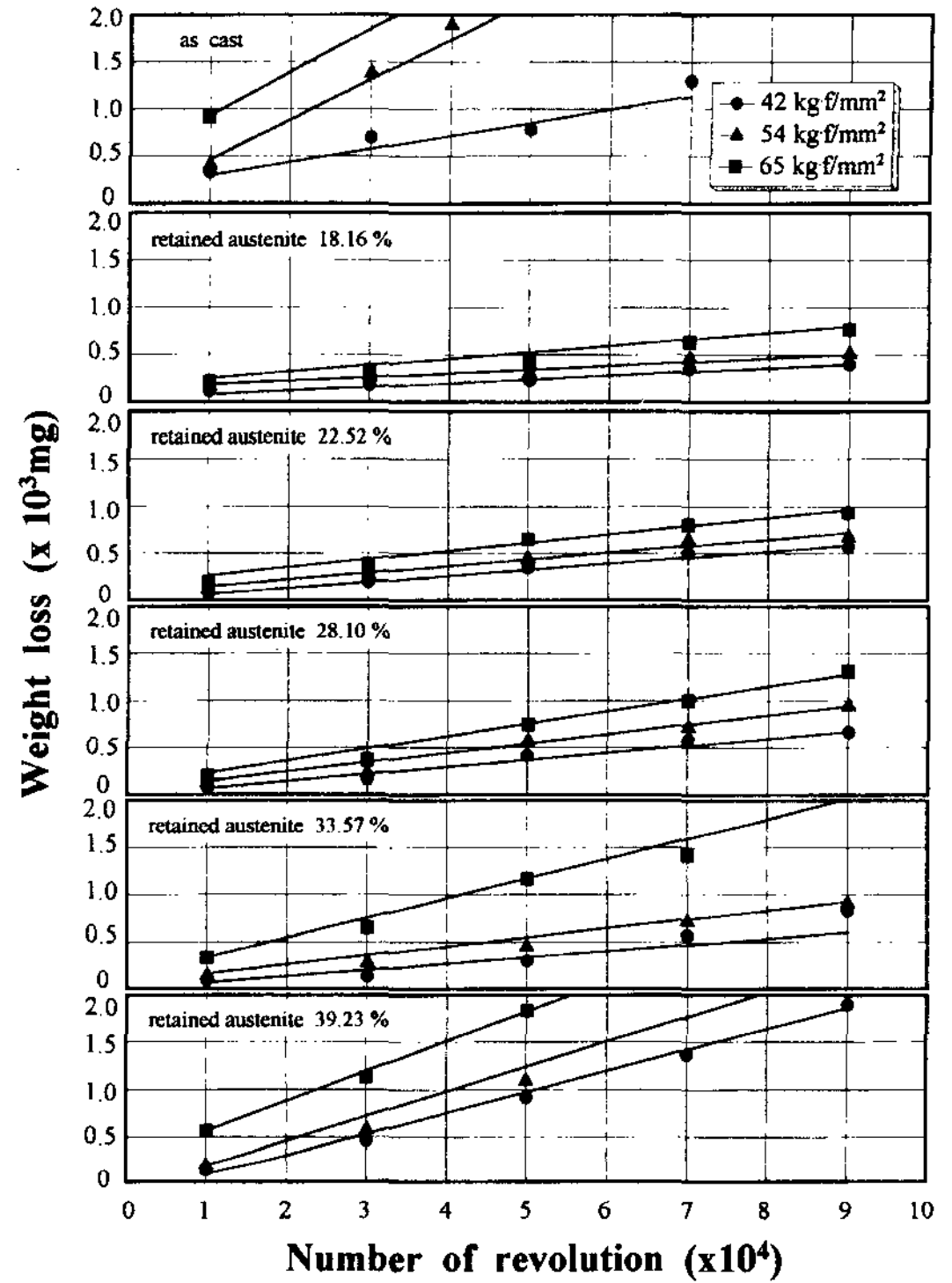


Fig. 7. Relationship between weight loss and number of revolution for austempered C/V graphite iron.

3.3 최대 압축 하중과 마모량과의 관계

마모 시험은 상하 시험편의 미끄럼 마찰 속도를 0.78 m/sec로 하고 압축 하중을 각각 30, 50 및 70 kg으로 가하였을 때 압축 하중에 따른 마모량의 변화를 조사하였다. 접촉 하중 P와 최대 압축 응력 σ_{max} 사이에는 다음 식 (2)와 같은 관계가 성립한다.

$$\sigma_{max} = 0.418 \sqrt{\frac{P \cdot E}{b} \left(\frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right)} \quad (2)$$

여기서 σ_{max} : Maximum compressive stress : Kg f/mm²

P : Load : kg

E : Modulus of elasticity of test specimen
: 20,000 Kg f/mm²

r₁ : Radius of upper side test specimen
: 15 mm

r₂ : Radius of lower side test specimen
: 15 mm

b : Width of test specimen : 8 mm

마모량에 미치는 잔류 오스테나이트량의 영향을

Fig. 7에 나타내었다. 마모 시험 조건은 최대 압축 응력 σ_{max} 이 42, 54 및 65 Kg f/mm² 일 때 시험편의 회전수를 1~9×10⁴으로 하면 주방 상태 시험편의 초기 마모량은 적으나 회전수와 하중이 증가함에 따라서 마모량이 급증하고 마모의 폭도 큰 차이가 있었다. 잔류 오스테나이트 량이 18.16% 일 때 마모량이 가장 작았으며, 잔류 오스테나이트 량이 증가할수록 마모량이 점차 증가하여 잔류 오스테나이트 량이 39.23%일 때 마모량은 급속히 증가하였다.

Fig. 8은 각 조건 하에서 마모율과 회전수와의 관계를 잔류 오스테나이트량에 의하여 나타내었다. 주방 상태의 마모율이 가장 높았으며 잔류 오스테나이트량이 감소할수록 마모율이 감소하였다. 또한 압축 하중이 증가할수록 마모율은 증가하였다. 이는 주방상태의 경우 기지조직내의 페라이트의 석출은 통상 흑연의 주위에서부터 시작하여 퍼얼라이트와 함께 bull's eye 조직으로 나타나므로 초기마모에는 상호 마모분의 응착과 흑연의 고체 윤활제 작용으로 미끌림 마모가 진행되어 초기 마모량은 적으나, 최대 압축 응력과 회전수가 증가함에 따라 기반이 약한 기지조직으로

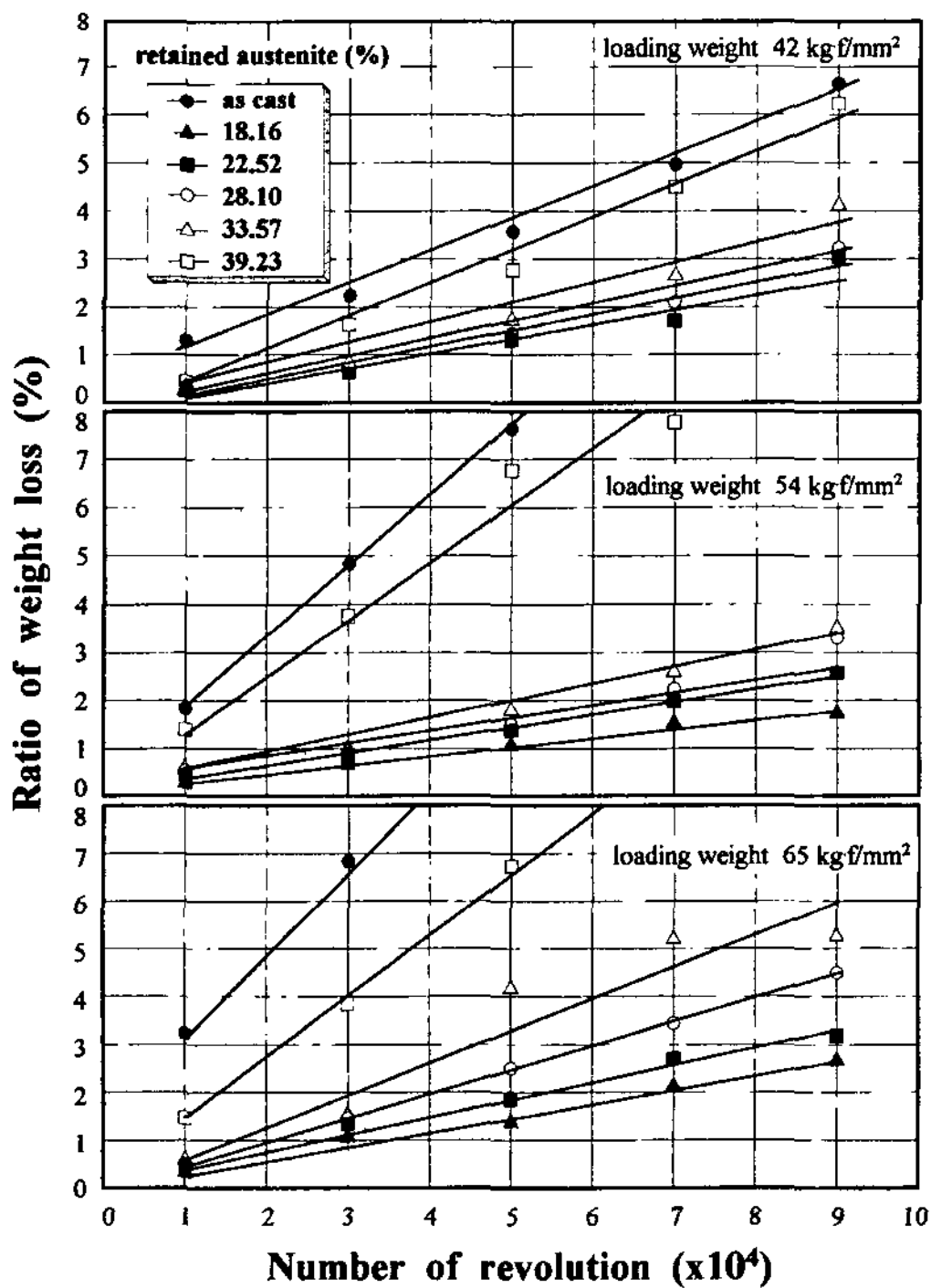


Fig. 8. Relationship between ratio of weight loss and the number of revolution for various specimens of austempered C/V graphite iron (sliding ratio 9.09%).

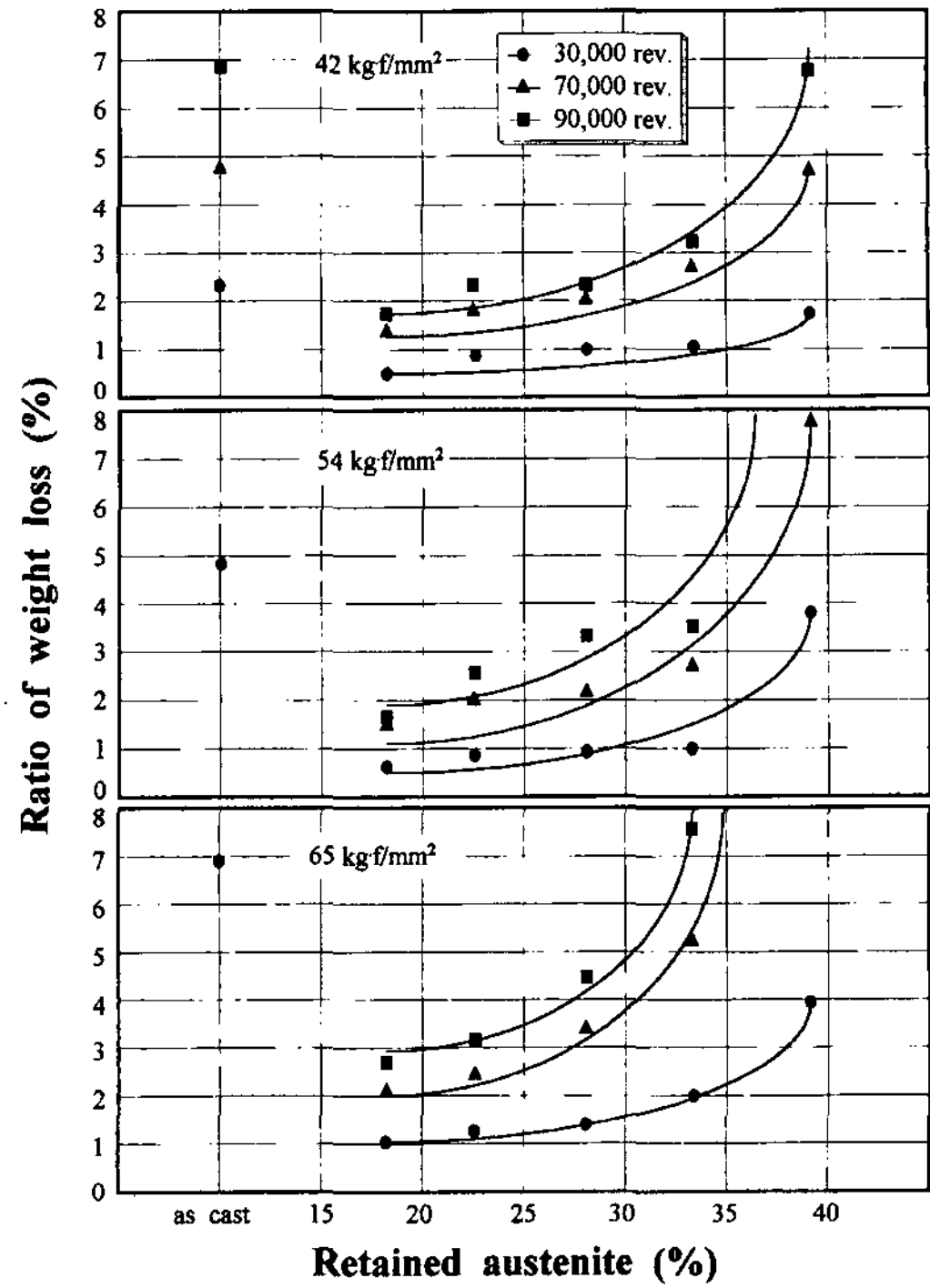


Fig. 9. Relationship between ratio of weight loss and amount of retained austenite content for austempered C/V graphite iron.

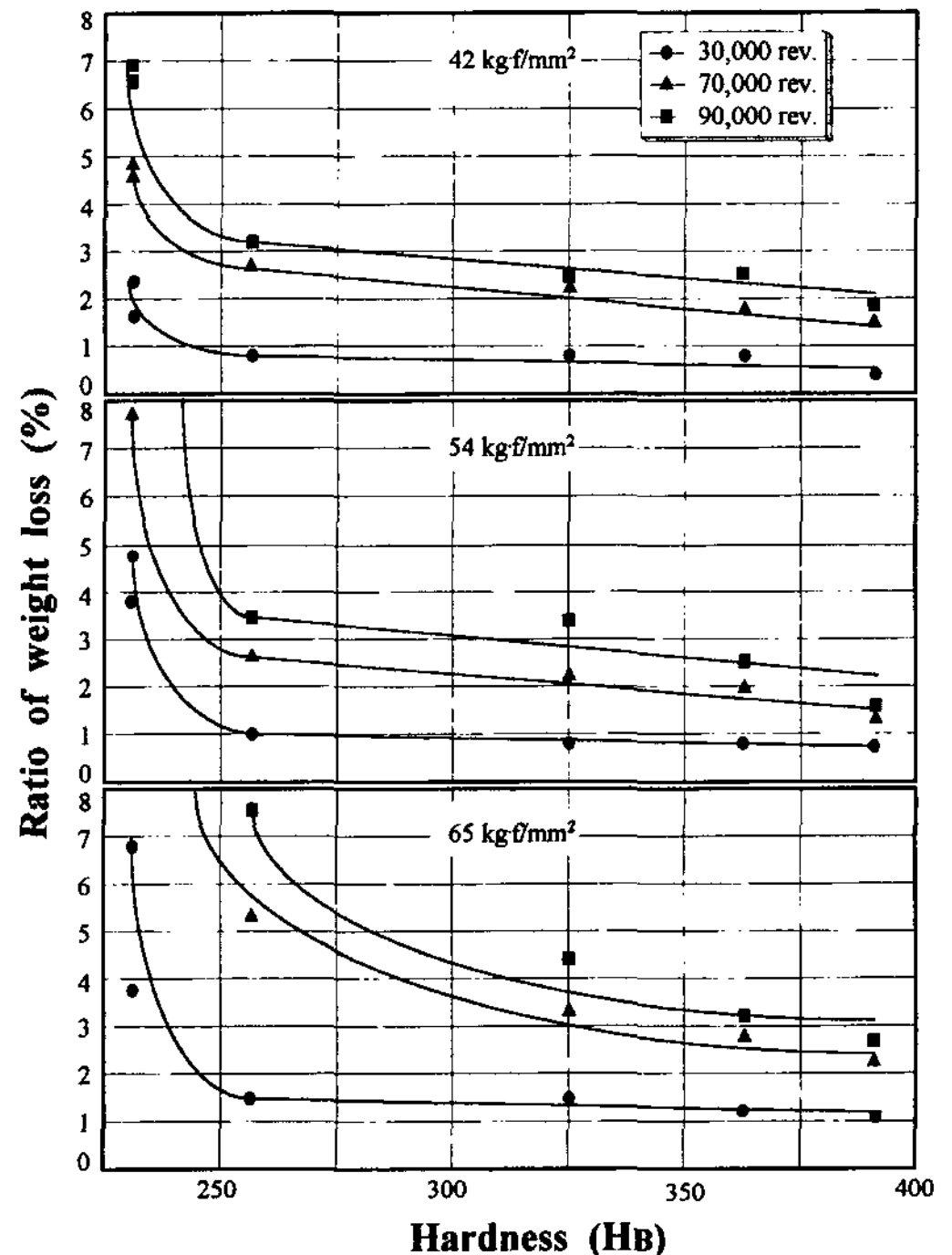


Fig. 10. Relationship between ratio of weight loss and hardness for austempered C/V graphite iron.

인하여 흑연이 빠져나간 자리에서 pitting 현상이 발생하여 미소균열이 전파되어 기계적 파괴마모가 진행되므로 마모량이 증가하였으며 오스템퍼링 처리한 경우 주방상태의 기지조직에 비해 강한 오스페라이트 기지조직으로 인하여 흑연의 고체 윤활제로서 강력하게 작용하였으며, 한편 연성의 잔류 오스테나이트량이 증가할수록 또한 최대 압축 응력 및 회전수가 증가함에 따라 마모면에 작용하는 반복 피로 응력에 의해 흑연이 빠져나간 자리에서 발생하는 균열에 의한

pitting 현상으로 극심한 기계적 파괴 마모가 일어남과 함께 응착마모가 일어나므로 마모율이 급증하는 것으로 사료되었다.

3.4 잔류 오스테나이트량과 마모특성

주철은 기지 조직의 형태에 따라 마모의 양상이 크게 변화하며 잔류 오스테나이트량에 따라 마모 양상도 크게 좌우된다.

잔류 오스테나이트량과 마모율과의 관계를 Fig. 9에

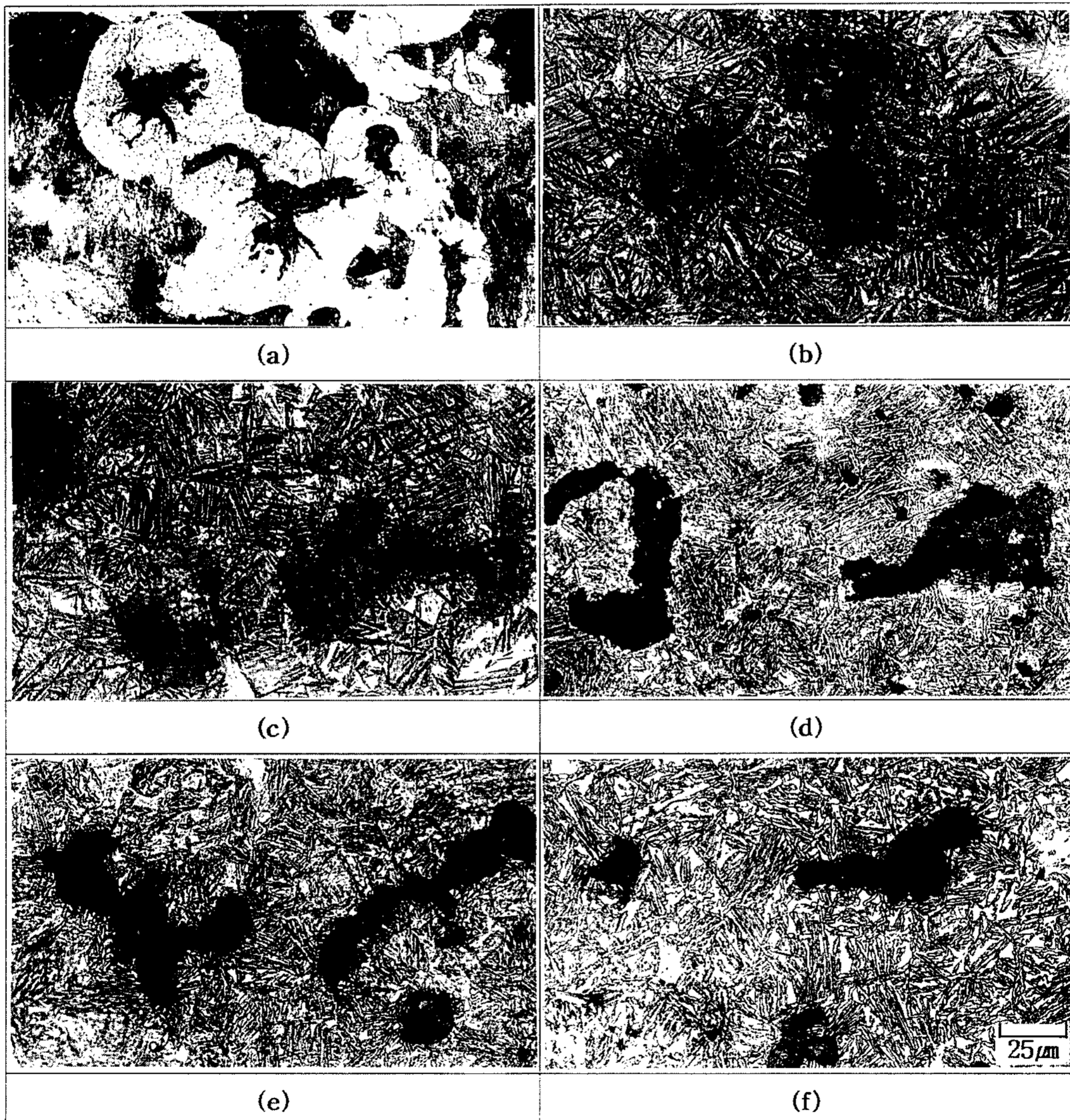


Photo 2. SEM of wear surface austempered C/V graphite iron at 5×10^4 revolution ($\sigma_{max} = 54 \text{ kg} \cdot \text{f}/\text{mm}^2$, austenitizing at 900°C for 1 hr), (a) as cast, austempering at (b) 240°C , (retained austenite: 18.2%), (c) 280°C (retained austenite: 22.5%), (d) 320°C (retained austenite: 28.1%), (e) 360°C (retained austenite: 33.6%) and (f) 400°C (retained austenite: 39.2%) for 1 hr.

최대 압축 응력과 회전수에 따라 나타내었다. 따라서 최대 압축 응력에 있어서 고회전일수록 마모율이 증가하며 또한 잔류 오스테나이트량이 많을수록 마모율이 증가하였으며, 잔류 오스테나이트량이 35% 이상이면 마모율이 급격히 증가하였다. 이는 오스템퍼링 온도가 증가할수록 선단이 둔화된 우모상의 페라이트가 나타남으로서 연성의 잔류 오스테나이트량이 많아지기 때문에 강도와 경도는 감소하고 응착 마모 현상이 발생하여 마모율이 증가하는 것으로 사료되었다.

또한 Fig. 10에 경도와 마모율과의 관계를 최대 압축 응력과 회전수에 의하여 나타낸 것으로 최대 압축 응력하에서 경도값이 증가할수록 마모율이 감소하고 9.09%의 슬립율에서 고회전일수록 마모율이 증가하였다. 기계적 성질 중 경도는 마모에 미치는 가장 중요한 인자로서 일반적으로 윤활의 유무에 관계없이 마모량은 경도의 상승과 함께 감소하지만 로링 마모에서는 이러한 이론에 완전 일치하지 않은 것으로 보고되고 있으며[16] 고하중, 고회전수 일수록 취성을 갖고 있는 재료는 경도가 높다 하여도 마모면에 발생하는 균열의 전파 속도가 빨라 심한 pitting 현상이 나타나며 흑연이 고체 윤활제로 작용하여 마모량에 영향을 미치는 것으로 사료되었다.

Photo 2는 주방 상태 및 오스템퍼링 처리한 C/V 흑연 주철의 마모 표면의 SEM 사진으로 최대 압축 응력 54 Kg·f/mm²에서 50,000번 회전하였을 때 마모 표면을 나타내었다. (a)는 주방 상태로서 마모면이 매우 거칠어짐을 알 수 있으며 (b), (c)는 소량의 잔류 오스테나이트량으로 경도가 높아 마모면이 미려하며 (d), (e), (f)로 갈수록 잔류 오스테나이트량이 증가할수록 마모량이 증가한 것으로 나타내었다.

4 결 론

C/V 흑연 주철을 제조하여 오스테나이트화 와 오스템퍼링 처리 후 조직 및 기계적 성질과 마모에 미치는 잔류 오스테나이트량의 영향에 대하여 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 오스템퍼링 온도가 상승하면 미세한 침상의 페라이트는 우모상의 페라이트로 변태하여 오스페라이트로 되며 잔류 오스테나이트량이 증가하면 페라이트 lath는 조대화하였다.
2. 오스템퍼링 온도가 상승하면 잔류 오스테나이트량이 증가하며 잔류 오스테나이트량이 증가하면 인장강도와 경도는 감소하고 연신율은 증가하였다.
3. 잔류 오스테나이트량이 증가할수록 마모율은 증가하고 또한 마찰면의 마모상태도 거칠었다.
4. 잔류오스테나이트량이 적은 우수한 내마모성의 오스페라이트 기지로 제조하기 위해서는 낮은 온도에서 오스템퍼링 처리를 필요로 하였다.

후 기

본 연구는 1996년도 동아대학교 교비국외파견에 의하여 수행한 결과의 일부로서 지원에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- [1] 김창규, 최창욱 : 주조, 11 (1991) 228.
- [2] 山田淑完, 生田浩之 : 鑄物, 57 (1985) 11, 728.
- [3] 백상호, 김홍범, 김창규, 최창욱 : 주조, 14 (1994) 52.
- [4] 백승호, 강인찬 : 대한금속학회지, 27 (1989) 5, 32.
- [5] 鹽川忠 : 鑄物, 60 (1988) 3, 179.
- [6] 신호철, 이종훈, 김홍범, 김창규, 최창욱 : 주조, 14 (1994) 548.
- [7] R. A. Herding and G. N. Gilbert : The British Foundryman, 12 (1986) 12, 823.
- [8] 김창규, 이성렬, 최창욱 : 주조, 13 (1993) 50.
- [9] T. N. Pouns and K. B. Randman, AFS Trans, 91, 99. 815-840 (1984).
- [10] R. Gundlach, J. Janowak : 2nd International Conference on ADI, Univ. of Michigan (1989), 23.
- [11] 김홍범, 주조재, 최창욱 : 주조, 13 (1996), 6, 57.
- [12] 김덕률, 천병욱, 김창규, 최창욱 : 주조, 13 (1993), 1, 50.
- [13] G. Wilknsn and H. Yamamoto : Metal. Trans., 19A (1988) 319.
- [14] 日本鑄物協會發行 : 鑄物分科委員會 報告書 (1984) 63.
- [15] 日本鑄物協會發行 : 鑄物分科委員會 報告書 (1984) 5.
- [16] N. P. Suh : Wear 25, (1973) 111