

구상흑연주철의 오스텨퍼링 변태조건에 따른 마멸특성에 관한 研究

전 태욱, 박 홍식(동아대), 서 영백*(동아대인)

1. 序 論

오스텨퍼링 한 低合金球狀黑鉛鑄鐵은 일반의 구상흑연주철의 기지조직을 베이나이트로 함으로써 值數變化가 적고, 龜裂의 위험성이 없으며 또한 強度 및 韌性이 좋은 특성을 지니고 있기 때문에 鋼에 필적할 만한 성질을 가진다는 것은 잘 알려져 있지만(1,2) 주철은 구조한 그대로 사용한다는 개념이 강하여 지금까지 거의 공업적으로 이용되지 않았다. 그런데 최근 이 주철이 高應力을 받는 기계부품에 적용되어 중형 및 대형의 gear wheel에 퍼얼라이트와 調質된 球狀黑鉛鑄鐵 및 鋼을 대체하게 되어 미국, 핀란드 및 영국 등에서는 자동차 後車軸의 링 기어, 피니언 기어 및 크랭크축에 이르기까지 사용되기 시작하였고, 그 결과 경제적으로도 鍛鋼品보다 오히려 유리하다고 보고되어(3~5) 오늘날 자동차공업 부문에서도 많은 주목을 모으고 있다.

그러나 오스텨퍼링 한 저합금구상흑연주철이 마찰에 의해 표면손상이 일어나는 자동차, 산업기계 부품 및 기계구조물 등에 사용될 때의 磨滅特性을 명확히 하는 것은 무척 중요하다고 생각된다.

지금까지 이 주철의 마멸특성에 관한 연구로서 Shepperson(6)은 250~400°C까지의 각 변태온도의 변화에 따른 현미경조직이 연삭마멸에 미치는 영향에 대하여 조사하였으며, Shah(7)은 오스텨퍼링 온도 370°C에서 유지시간의 변화에 따른 현미경조직이 浸蝕磨滅抵抗에 미치는 영향에 대하여 연구하였다. 그러나 이들의 연구는 현미경조직의 변화가 마멸에 미치는 영향만을 논하였지만 이 재료의 마멸특성에 미치는 미끄럼속도, 미끄럼거리, 기지조직의 변화 등과 같은 외적인자의 영향에 대하여서는 아직 많은 연구가 수행되어야 할 필요성이

있다고 생각된다. 따라서 우리나라에서도 기계부품 및 자동차공업 부문에 곧 실용화될 것으로 생각되는 오스텨퍼링한 저합금 구상흑연주철의 베이나이트 변태구역인 290~450°C까지의 온도와 각 유지시간에 따른 磨滅特性을 규명함으로써 구조 및 Tribology 설계에 대한 자료를 얻고자 하는데에 그 목적이 있다.

2. 實驗裝置 및 實驗方法

2.1 試料製作

시료는 Mg합금을 接種한 일반의 구상흑연주철 溶湯에 순도 99.9% Cu와 Ni 및 Fe-60% Mo를 첨가하여 용해한 후 충분한 押湯이 있는 Y형 生砂型에 주입하여 직경 22 mm, 길이 230 mm의 환봉 시료를 얻었다. 마찰실험을 위한 상대재료는 기계구조물 및 기계부품에 널리 사용되는 市販의 SM45C를 사용하였으며, 실험재료 및 상대재료의 화학성분은 Table 1.과 같다. 또한 兩 실험재료는 Fig. 1과 같이 가공하여 鹽浴爐에서 열처리 하였으며, 열처리 사이클과 열처리 후의 기계적 성질은 Table 2와 같다.

열처리에 사용한 鹽은 고온의 오스테나이트 처리를 위하여 55% NaCl - 45% KCl의 中性鹽을 사용하였다. 열처리 과정중 정확한 온도의 조절을 위하여 入力電壓安定裝置와 디지털 온도계를 이용하였다. 이때 측정된 온도의 오차는 $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 의 범위내로 하였다.

기지조직을 관찰하기 위하여 시험편은 열간마운팅하여 정밀연마한 후, 부식액으로 에칭하여 주사전자현미경으로 기지조직을 관찰하였다. 그리고 기지조직내의 베이나이트와 오스테나이트의 體積

分率은 각각 포인트 카운팅법과 X선 회절시험기로 측정하였으며, 마르텐사이트의 체적분율은 全體積率에서 베이나이트와 잔류오스테나이트의 체적분율의 차로써 하였다.

2.2 磨滅實驗

마멸실험을 위하여 마찰마멸시험기를 사용하였으며, Fig. 2에는 이의 線圖를 나타내었다.

Fig. 1과 같은 兩시험편을 에머리 페이퍼 #1200으로 磨滅面粗度를 $R_{max} = 0.1\mu m$ 로 정밀연마한 후 즉시 3분간 超音波洗淨 후 건조시켜 상대재료인 SM45C를 하부에, 실험재료를 상부에 고정하여 각 실험조건에 따라 하부 시험편을 회전시켜 그 단면이 순수 미끄럼마찰이 되도록 하였다. 실험 후에는 마찰면에 부착된 磨滅粉을 제거하기 위하여 다시 3분간 초음파세정 후 건조시켜 感度 0.1 mg의 디지털천칭으로 그 중량감소량을 측정하였으며, 주사전자현미경을 사용하여 마찰면을 관찰하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 顯微鏡 組織變化

3.1.1 오스테퍼링 前의 組織

Fig. 3는 구상흑연 주철의 오스테퍼링 전의 鑄造狀態의 현미경조직을 나타내었다. 대부분의 흑연은 球狀으로 존재하지만, 부분적으로는 소량의 흑연이 塊狀으로 존재하고 있으며, 기지조직은 흑연입자 주위에 페라이트가 형성되어 있고 흑연입자와 떨어진 부위에서는 미세한 퍼얼라이트와 탄화물입자가 존재하는 볼즈아이(bull's eye) 조직을 나타내고 있는 것을 볼 수 있다.

3.1.2 오스테퍼링 後의 組織

구상흑연주철의 오스테퍼링 처리에 있어서는 오스테나이트화 하기 위한 가열이 필요하며, 이 온도의 범위는 재료의 성분에 따라 다르지만 구상흑연주철의 경우 일반적으로 850~950°C가 적당하다고 알려져 있다(8, 9). 그러나 낮은 오스테나이트화 온도는 오스테나이트중의 탄소량이 균일하게 될 때까지 長時間을 요하며 한편 높은 오스테나이트

트화 온도는 기지조직내의 탄소량을 증가시켜 오스테퍼링 반응을 지연시키지만, 오스테나이트의 結晶粒의 粗大化에 영향을 미쳐 기계적 성질이 저하하므로 본 연구에서는 900°C에서 행하였고 기지조직내의 탄소량이 평형에 도달할 수 있게하기 위하여 1시간동안 유지하였다.

Fig. 4는 오스테퍼링 온도 290°C, 330°C, 370°C, 410°C 및 450°C에서 각각 1시간 동안 유지하였을 때의 현미경조직을 나타낸 것이다. 오스테퍼링 온도가 290°C인 (a)와 330°C인 (b)의 경우 기지조직은 전부분에 걸쳐 미세한 침상의 하부 베이나이트로 구성되어 있으며 소량의 잔류오스테나이트가 존재하며 370°C인 (c)의 경우에는 미세한 침상의 하부베이나이트와 조대한 침상 및 판상의 베이나이트가 형성되어 있으며 기지조직내의 잔류오스테나이트량이 증가한 것을 볼 수 있다. 그리고 410°C인 (d)와 450°C인 (e)의 경우에는 오스테퍼링 온도의 상승과 더불어 판상의 상부 베이나이트 형태를 나타내고 있는 것을 알 수 있다.

본 연구에서는 오스테퍼링 온도가 370°C부근이 하부베이나이트에서 상부베이나이트로 성장하는 천이온도라고 생각된다.

Fig. 5은 오스테퍼링 온도를 370°C로 일정하게 한 후 유지시간을 단계적으로 변화시켰을 때의 베이나이트변태 과정을 나타내고 있으며, Fig. 6은 기지조직내에 나타나는 각 상의 체적분율을 표시한 것이다. Fig. 5의 (a)는 유지시간이 2분인 경우로서 침상페라이트가 오스테나이트의 결정입계에서 성장한 것을 알 수 있으며, 변태되지 않은 대부분의 오스테나이트는 점차적으로 탄소량이 증가되어 냉각후의 기지조직은 소량의 미세한 침상베이나이트와 대부분의 마르텐사이트로 된다. 유지시간의 증가와 더불어 Fig. 6과 같이 베이나이트의 반응속도는 급격히 증가하게 되어 유지시간이 10분인 (b)는 베이나이트가 성장을 계속하며, 탄소를 많이 함유한 오스테나이트와 마르텐사이트량은 감소하여 잔류오스테나이트량은 점차로 증가하게 된다. 유지시간이 40분인 (c)는 Fig. 6과 같이 베이나이트의 반응속도가 늦으며 변태가 계속 진행됨에 따라서 미세한 침상베이나이트는 조대한 침상베이나이트로 성장하고 탄소가 풍부한 안정된

잔류오스테나이트량이 최대가 되어 냉각후에도 마르텐사이트로 변태하지 못하게 되므로 마르텐사이트량은 계속 감소하게 된다. 그리고 유지시간이 2시간인 (d)의 경우 변태가 계속 진행됨에 따라서 조대한 침상베이나이트가 판상베이나이트로 성장하며 잔류오스테나이트량은 약간 감소하고 있음을 알 수 있다. 잔류오스테나이트량의 감소는 전술한 바와 같이 조대한 침상베이나이트에서 판상베이나이트의 성장에 기인하기 때문이라고 생각된다.

3.2 미끄럼마멸

3.2.1 미끄럼속도에 따른 마멸특성

Fig. 7은 C材의 경우에 하중 P 를 1.45kgf, 2.45kgf 및 4.45kgf로 각각 일정하게 하고 미끄럼속도 V 를 단계적으로 변화시켰을 때의 마멸량 W_d 를, Fig. 8에는 比磨減率 W_s 를 나타내었다. 여기서 W_s 는 다음 식으로 구하였으며 A 는 겉보기 접촉면적이다.

$$W_s = W_d / A \cdot L \cdot P \text{ ----- (1)}$$

Fig. 7에서 처럼 W_d 는 미끄럼속도 V 가 0.2m/sec 부근의 低速領域에서와, 1.2m/sec 이상의 高速領域에서는 적고, 그 중간속도인 0.7m/sec 부근에서는 극대치를 나타내고 있다. 그리고 P 의 상승과 함께 W_d 도 증가하지만, W_d 의 극대치를 나타내는 V 가 低速側으로 이행하는 것을 알 수 있다. V 가 0.2m/sec 부근의 저속 영역에서는 미세한 마멸분이 즉시 산화하여 적갈색의 酸化鐵微粉이 되어 마찰면의 凹凸에 덮여 두 면의 금속접촉을 방지하여 磨粒마멸을 감소시키는 경마멸(mild wear)이 되므로 W_d 는 적다고 생각된다. 그러나 중간속도 영역인 0.7m/sec 부근에서는 V 가 증가함에 따라 마멸속도가 마찰면의 마멸에 의한 新生面이 다음의 접촉을 할 동안 산소의 흡착을 행하는데에 요하는 시간인 산화반응속도보다 마멸속도가 빠르게 진행되어 산화물의 생성은 극히 적고, 兩金屬간의 미소돌기부의 연속적인 磨粒이 일어나 이들의 전단에 의하여 생성된 마멸분이 랩제(lapping powder)와 같은 역할을 하게 되므로 마찰면은 금속광택을 나타내는 중마멸(severe wear)이 되어 W_d 는 극대가 된다. 또한 1.2m/sec 이상의 고속 영역에서 W_d 가 감소하는 것은 마찰면 온도가 상승하여 다시

산화반응속도가 마멸속도보다 증가되어 마멸분의 산화가 급속히 진행하여 이것이 흑색의 산화물로 되어 이들이 마찰면상에서 보호피막을 형성하여 소성유동을 쉽게 일어나게 하므로 한층 양호한 윤활계의 역할을 하여 경마멸이 되기 때문이라 생각된다. 미끄럼속도의 변화에 따라 마찰면에 생성되는 유색의 산화물에 대하여 Quinn⁽¹⁰⁾은 철강재료의 마찰중 저속, 저하중에서 생성되는 적갈색의 산화물은 금속성 입자에서 생겨 그것이 Fe_2O_3 로 구성되어 있으며 고속, 고하중에서 생성되는 흑색의 산화물은 Fe_3O_4 가 주성분이라고 보고하고 있다. Fig. 9는 V 의 변화에 따른 마찰면을 나타낸 것으로서 V 가 0.2m/sec인 (a)와 1.5m/sec인 (c)에서는 적갈색 및 흑색의 산화물이 마찰면 전영역에 걸쳐 분포되어 있고, 흑연의 일부가 유출된 경마멸 상태인 것을 볼 수 있지만, 0.7m/sec인 (b)에서의 마찰면에서는 유색의 산화물을 거의 찾아볼 수 없으며 磨粒마멸로 인한 심한 凹凸면과 깊게 파인 홈이 미끄럼방향(→표)으로 분포되어 있는 중마멸 상태인 것을 알 수 있다.

또한 P 가 증가하면 W_d 의 증가와 함께 마멸의 극대치를 나타내는 임계속도가 저속측으로 이행하는 것은 접촉압력이 증가함에 따라 실제접촉점의 수와 실제접촉면적 A_r 이 크게 되어 W_d 는 증가하며, P 가 증가함에 따라서 실제접촉부의 온도가 상승하여 산화반응속도에 영향을 주기 때문이라고 생각된다.

그러나 Fig. 7에서 처럼 W_d 의 극대가 되는 V 는 P 에 따라 변화하지만 Fig. 8에서와 같이 P 에 대한 W_s 의 극대치가 거의 일정치로 되는 것은 W_d 가 P 에 거의 비례하기 때문이라는 것을 알 수 있다.

Fig. 10에는 오스템퍼링 온도를 변화시킨 A, B, D 및 E재에 대하여 V 를 단계적으로 변화시켰을 때의 W_d 를 나타내었다. 각 시험편의 W_d 는 Fig. 7의 C재와 유사한 경향을 나타내고 있으나 Fig. 10에서 처럼 D 및 E재가 대체로 크고 A재가 적다는 것을 알 수 있다. 이것은 A재의 경우 인장강도가 145 kgf/mm²이며 경도(Hv)가 498로서 강도와 경도가 높기 때문에 Hv가 증가하면 磨粒 저항이 증가하여 W_d 는 반대로 감소한다는 것을 알 수 있다.

3.2.2 마멸에 미치는 상대재료의 경도 영향

Fig. 11은 C재의 경우 상대재료의 경도 Hv를 변화시켰을 때의 Wd를 나타낸 것이다. Wd에 미치는 상대재료의 경도변화의 영향은 V에 따라 크게 다르지만 Wd는 Hv가 클수록 감소하며, 특히 Fig. 8에서처럼 Ws의 극대치를 나타내는 0.7m/sec의 V에서 Hv 증가에 따른 Wd의 저하가 현저하다는 것을 알 수 있다. 표면이 경화되어 Hv가 큰 금속은 원자간결합이 강하므로 표면에너지 및 원자격자의 탄성적인 비틀림으로 인하여 내부응력이 증가하게 되며 相變態가 일어나게 된다.⁽¹¹⁾ 따라서 상대재료의 경도가 증가함에 따라 마멸상태가 중마멸에서 산화물의 응착이 용이하게 되어 경마멸로 천이가 쉽게 일어나기 때문이라고 생각된다. 물론 Wd를 지배하는 재질적 인자는 경도 뿐만이 아니지만 대체로 마찰되는 兩材料를 경하게 할수록 Wd는 적어지지만, 兩材料를 모두 경하게 할수 없는 경우에는 한쪽만을 경하게 하므로써 Wd를 상당히 감소시킬 수 있다는 것을 알 수 있다.

3.2.3 기지조직의 체적분율이 마멸에 미치는 영향

오스템퍼링 한 저합금구상흑연주철의 기지조직은 다상혼합조직이지만 기지조직의 체적분율 변화에 따른 Wd를 알기 위하여 오스템퍼링 유지시간을 변화시켰다. Table 3.에는 C재의 각 상의 체적분율을 표시하였고 이때의 Wd는 Fig. 12에 나타내었다. 유지시간이 증가함에 따라 각 V에서 마르텐사이트의 체적분율이 감소하고, 베이나이트와 잔류오스테나이트의 체적분율이 증가할수록 Wd는 증가하지만 유지시간이 40분일 때, 즉 잔류오스테나이트량이 최대 (24%)가 될 때 극대치를 나타내며 베이나이트의 체적분율이 80% 이상이 되는 유지시간 1시간 이상이 되면 Wd는 거의 변화가 없다는 것을 알 수 있다. 철강재료의 담금질시에 나타나는 잔류오스테나이트가 마멸에 미치는 영향에 대하여 Siepak⁽¹²⁾은 미끄럼접촉에서 浸炭鋼의 잔류오스테나이트량이 40%가 되어 臨界應力 이상의 응력이 작용하면 피로크랙의 핵생성과 전파를 방해하므로 마멸저항이 25% 더 증가되어 양호한 효과가 있다고 하였지만, 본 실험에서는 그와 같은 현상은 찾을 수 없었고 오스템퍼링 한 구상흑

연주철의 안정된 잔류오스테나이트는 연질조직으로서 마찰중 표면층을 연화시킨다고 생각되므로 Wd에 미치는 영향이 크다는 것을 알 수 있다. 베이나이트변태의 초기단계인 유지시간이 2분인 경우에 Wd가 가장적게 나타나는 것은 기지조직의 대부분이 單相의 마르텐사이트이므로 경도 증가에 따른 응착저항이 크기 때문이며, 베이나이트는 강도와 인성이 뛰어난 조직이므로 베이나이트량이 80%가 되면 침상페라이트의 粒界에서 경한 탄화물이 석출되어 응착저항에 강한 영향을 미치기 때문이라고 생각된다.

3.2.4 미끄럼거리에 따른 마멸특성

Fig. 13에는 V를 0.7m/sec로 일정하게 하고 미끄럼거리 L을 단계적으로 변화시켰을 때 각 시험편의 磨滅進行曲線의 Wd를 나타낸 것이다. 각 시험편은 대체로 L이 300 m까지는 Wd가 L에 비례하며 급격히 증가하지만 그 이상의 L에서는 완만히 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 이와같은 현상은 L이 300 m 부근까지는 금속간의 응착에 의하여 微小突起部の 소성변형이 진전되어 다량의 금속성 입자인 마멸분이 생성되고 마찰면은 초기마멸상태가 되며, 그 이상에서는 L의 증가와 더불어 섬광온도의 상승으로 인하여 마멸분이 산화물로 되어 마찰면을 덮어 응착을 방지하는 보호피막의 역할을 하여 경마멸 상태가 되기 때문이라고 생각된다. 마멸형태가 중마멸에서 경마멸로 천이하는 임계미끄럼거리 Lcr은 대체로 300 m 정도인 것을 알 수 있고, Lcr의 크기는 경마멸이 나타나기 위한 잠복기간이며, 산화마멸입자의 생성과 그것으로 인한 산화물층의 형성에 의존된다고 생각된다. 그리고 Lcr은 마찰조건과 상대재료의 경도에 따라 다르지만 같은 마찰조건이라면 상대재료의 경도 증가에 따라 짧아진다.

각 시험편에 있어서 Lcr 이상이 되는 경마멸 영역에서 Wd가 거의 0이 되지 않고 완만한 상승을 하는것은 산화물층의 파괴와 회복이 항상 반복되기 때문이며 만약 파괴속도가 회복속도보다 빠르게 되면 다시 중마멸로 천이가 일어나지만, Fig. 13에서 처럼 경마멸 영역에서는 산화물층의 파괴속도보다 늦기 때문에 경마멸이 계속된다고 생각된

다. 그리고 마멸진행곡선에서 A재의 Wd가 적은 것은 전술한 바와 같이 기지조직이 경도와 강도가 큰 미세한 침상의 하부베이나이트 조직이며 잔류 오스테나이트의 체적분율이 적으므로 응착저항이 증가되어 초기마멸이 적기 때문이라고 생각된다.

4. 結論

구상흑연주철의 오스텨퍼링 변태조건 변화에 따른 磨減特性을 알기 위하여 熱處理하여 경화된 SM45C를 상대재료로 하여 미끄럼速度, 接觸荷重, 相對材料的 硬度 및 미끄럼距離등의 諸因子를 변화시켜 실험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 미끄럼마멸에 있어서 重磨減상태에서 輕磨減상태로 천이되는 臨界미끄럼速度는 0.7 m/sec 부근이며, 이것은 酸化反應速度에 크게 의존한다.
2. 상대재료의 경도가 硬할수록 金屬間擦着抵抗의 증대로 마멸율은 감소한다.
3. 微細한 針狀의 下部베이나이트조직이 粗大한 針狀 및 板狀의 上部베이나이트 조직보다 原子間結合이 강하고 表面에너지의 증가로 囊着抵抗이 크며, 잔류오스테나이트의 체적분율의 증가는 重磨減 영역에서 摩擦表面層을 軟化시키므로 磨減을 촉진시키는 경향이 있다.
4. 初期磨減에서 定常磨減로 천이하는 臨界미끄럼距離는 약 300 m 정도이다.

參考文獻 省略

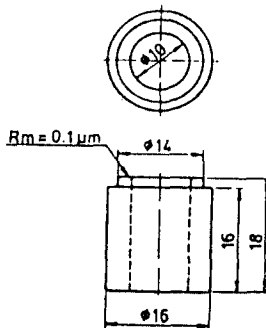


Fig. 1 Shape and dimension of wear testing specimen

Table 1. Chemical composition of the testing materials

Material	Composition (wt. %)								
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Ni	Mg
Ductile cast iron	3.52	2.74	0.25	0.03	0.02	0.32	0.23	1.38	0.05
SM 45 C	0.47	0.31	0.73	0.02	0.02	-	-	-	-

Table 2. Heat treatment condition and mechanical properties of the testing materials

Material	Heat treatment	Mechanical properties		
		Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Hardness (Hr)
Austenitized ductile cast iron	A 900°C × 1hr → 290°C × 1hr V.Q.	145	1.7	498
	B 900°C × 1hr → 330°C × 1hr V.Q.	124	2.7	438
	C 900°C × 1hr → 370°C × 1hr V.Q.	125	4.9	384
	D 900°C × 1hr → 410°C × 1hr V.Q.	75	2.3	325
	E 900°C × 1hr → 450°C × 1hr V.Q.	69	2.8	310
	F 900°C × 1hr → 370°C × 2min V.Q.	51	0.3	596
	G 900°C × 1hr → 370°C × 10min V.Q.	85	1.0	501
	H 900°C × 1hr → 370°C × 40min V.Q.	126	5.1	402
	I 900°C × 1hr → 370°C × 2hr V.Q.	120	4.4	400
SM45C	840°C × 30min → 200°C × 30min V.Q.	105	13	496

* V. Q. : Water quenching

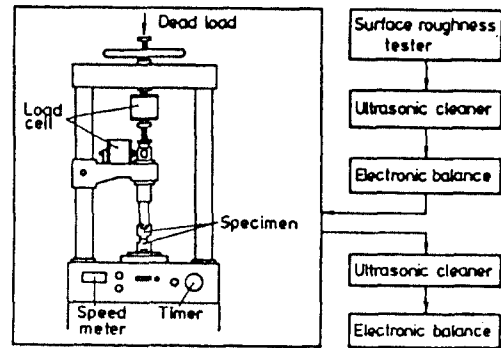


Fig. 2 Block diagram of experimental apparatus

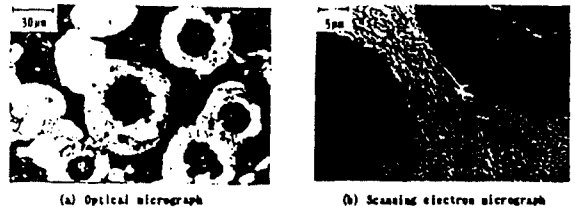


Fig. 3 Micrographs of as cast ductile iron

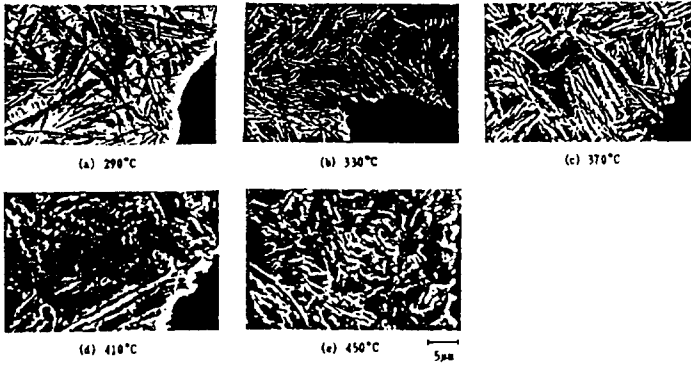


Fig. 4 Scanning electron micrographs of specimens which were austempered at different temperature for 1 hr

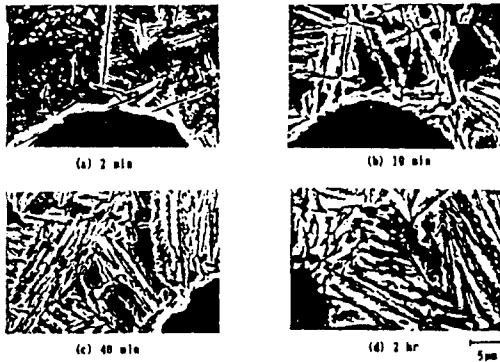


Fig. 5 Scanning electron micrographs of austempered specimen maintained at 370°C for different holding time

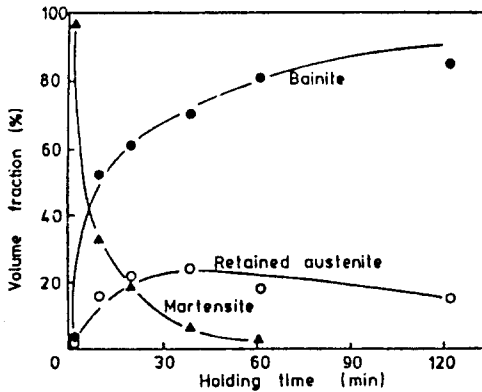


Fig. 6 Dependence of volume fraction of various phase in matrix on the holding time at 370°C

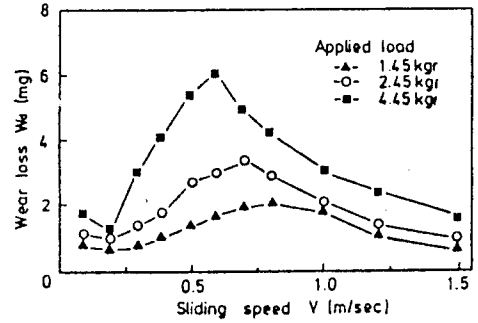


Fig. 7 Relation between wear loss and sliding speed for specimen C

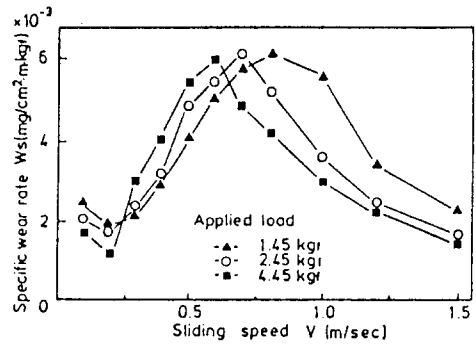


Fig. 8 Effect of sliding speed on the specific wear rate of specimen C

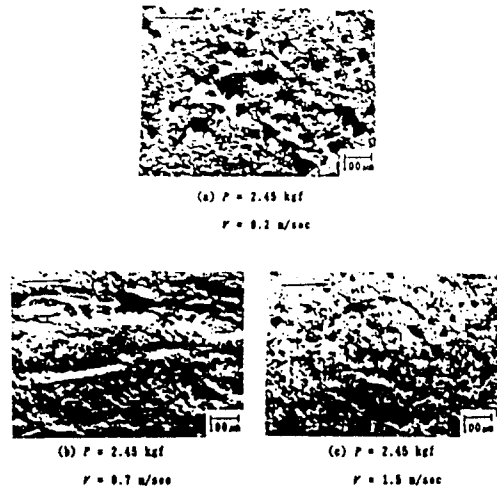


Fig. 9 Photographs of the rubbed surface for specimen C

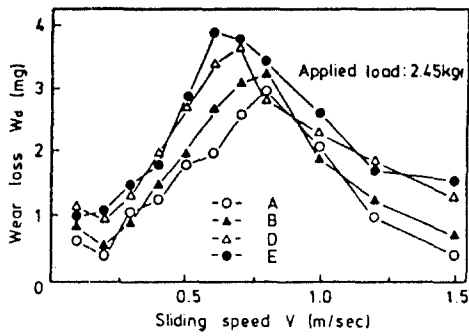


Fig. 10 Relation between wear loss and sliding speed for specimen A, B, D and E

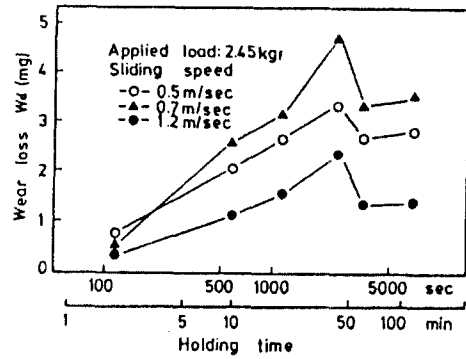


Fig. 12 Influence of austempering holding time on the wear loss of specimen C

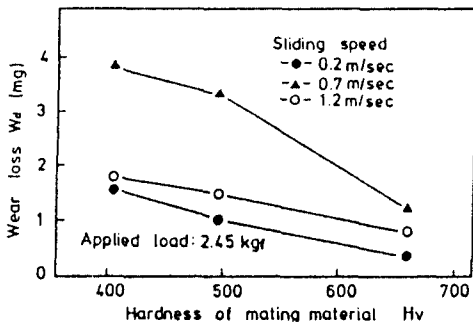


Fig. 11 Variation in wear loss with hardness of mating material for specimen C

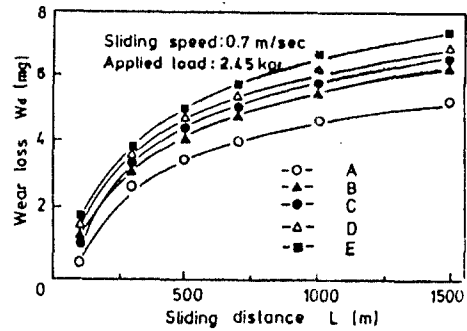


Fig. 13 Wear curves in wear loss with sliding distance for specimen A, B, C, D and E

Table 3. Volume fraction of matrix for specimen C (wt. %)

Structures	Holding time (min)				
	2	10	40	60	120
Martensite	96.8	32.1	6.8	2.4	—
Bainite	2.1	52.4	70.0	80.1	84.8
Retained austenite	1.1	15.5	24.0	17.5	15.2