

冷間成形用 Die鋼의 磨滅特性에 관한 研究

류 경곤* 전 태욱·박 홍식
(창와기능대학) (동아대)

1. 序 論

金型을 이용하는 塑性加工에서는 型 사이에서 성형되는 素材가 소성변형되지만 이때 소재는 型の 표면을 따라 미끄러지면서 유동하므로 型材料와 素材間에는 큰 마찰력이 작용하고, 型材料는 이 마찰력에 의하여 전단응력이 작용하게 된다. 따라서 이러한 전단응력이 반복하여 작용하는 프레스가공 등에서는 型的 壽命이 항상 문제가 된다. 물론 型的 壽命은 型材料가 프레스압력에 견디지 못하여 型이 균열되거나 펀치가 절단되는 것 같은 型材料의 強韌성이 불충분하기 때문에 비교적 早期에 일어나는 파손에 의하여 壽命의 대상으로 되는 경우도 있지만 무엇보다도 型的 壽命을 좌우하는 가장 중요한 사항은 型材料의 耐磨滅性이다.(1)

型材料의 내마멸성을 결정하는 因子로서 하나는 마찰하는 두 고체의 親和性 즉 두 고체의 相互溶解度이며 다른 하나는 재료의 化學的活性 즉 대기중 酸素나 吸着物質과 反應性이다.(2) 塑性加工에서 引拔의 경우와 같이 Dies面이 素材에 의하여 연속적으로 長距離 마찰미끄럼을 받은 경우와 板材成形 혹은 鍛造와 같이 1회의 가공에 있어서 상대 미끄럼거리는 짧지만, 工具面이 間歇的으로 多數回의 반복마찰을 받는 경우가 있다. 前者의 경우 미끄럼거리의 증가에 따라 공구면으로의 素材의 凝着累積 및 마찰면 온도 상승 등에 의하여 마찰계수의 증대 또는 燒着등으로 마찰상태의 劣化가 생기는 경우가 많다. 이것에 대하여 後者의 경우에는 반복마찰회수의 증가에 수반하여 마찰상태의 劣化가 생기는 반면에 마찰조건에 따라 減磨作用이 나타나는 경우가 있다는 것이 지적되고 있다.(3)

따라서 본 연구에서는 이들 諸因子를 고려하여 Die 및 Punch의 재료로 널리 사용되는 冷間成形用 Die鋼인 STD 11의 磨滅特性을 알기 위하여 미끄럼速度, 接觸壓力 및 미끄럼距離 등을 변화시켜 耐磨滅性을 나타내는 最適使用條件을 찾고자 하는 것을 목적으로 하였다.

2. 實驗裝置 및 實驗方法

2.1 實驗材料

本 實驗에 사용한 실험재료는 冷間成形用 Die鋼인 STD 11이며, 이를 Fig.1 과 같이 실린더형의 시험편으로 가공하였으며, 이의 化學的成分은 Table 1 과 같다. 그리고 시험편은 熱處理時 脫炭의 방지를 위하여 爐內에 Ar gas를 주입하여 1030°C에서 15분간 유지후 油冷하였고, 이를 다시 200°C, 400°C, 500°C 및 600°C로 30분간 Tempering하였으며, 열처리사이클 및 경도는 Table 2에 나타내었다. 그리고 마멸실험의 相對材는 Tempering온도 200°C의 시험편을 사용하였다.

2.2 實驗方法

마멸실험을 위하여 Milling M/C 에 설계 제작한 마찰시험장치를 부착하였으며, Fig.2 에는 이의 線圖를 나타내었다. Fig.1 과 같은 兩 시험편을 에머리페이퍼 #1200으로 마찰면조도 $R_{max} = 0.1\mu m$ 로 정밀연마한 후 즉시 3분간 초음파세정 후 건조시켜 상대재인 Tempering온도 200°C의 것을 下部에, 실험재료는 上部에 고정하여 각 실험조건에 따라 上部시험편을 회전시켜 그 단면이 순수 미끄럼 마찰이 되도록 하였다. 실험 후에는 마찰면에 부착된 磨滅粉 및 酸化물을 제거하기 위하여 다시 3분간 초음파세정 후 건조시켜 感度 0.1mg의 디지털천칭으로 그 重量減少量을 측정하였다.

그리고 마찰면의 마멸과정을 관찰하기 위하여 마찰면 관찰은 走査電子顯微鏡을, 마찰면 下方의 變質層의 硬度측정은 마이크로 비커스 硬度計를 이용하였으며, 또한 磨滅粉 및 酸化物的의 成分分析은 X-線回折機를 사용하였다.

3. 實驗結果 및 考察

3.1 미끄럼速度에 따른 磨滅特性

Fig.3는 접촉압력 P 를 5kgf/cm^2 및 미끄럼거리 L 을 1km 로 일정하게 하고 미끄럼속도 V 를 단계적으로 변화시켰을 때 Tempering溫度를 달리한 각 재료의 마멸량 W 를 나타낸 것이다. 그림에서 처럼 각 재료에서 W 는 미끄럼속도 V 가 0.2m/sec 이하의 速度領域에서와 1m/sec 이상의 高速領域에서는 적고, 대체로 0.3m/sec 부근에서 W 가 極大值를 나타내고 있지만, Tempering온도가 600°C 의 경우는 0.4m/sec 에서 W 의 極大值를 가진다는 것을 알 수 있다. 또한 Tempering 온도가 500°C 인 재료가 400°C 인 재료보다 각 V 에서 W 가 적게 나타나는 것을 볼 수 있다. 그리고 마멸실험 후 마찰면에는 0.2m/sec 이하의 속도영역에서는 赤褐色의 산화물이, 1.0m/sec 이상의 속도영역에서는 黑色의 산화물이 마찰면 全領域에 분포되어 있었으나 0.3m/sec 및 0.4m/sec 의 速度域에서는 有色的 산화물은 거의 보이지 않고 金屬凝着에 따른 金屬特有的 광택이 나타나 있었다.

V 가 0.2m/sec 의 速度域에서 W 가 적은 것은 마찰에 의하여 생성된 미세한 마멸분이 酸素의 吸着으로 즉시 산화하여 赤褐色의 酸化鐵微粉이 되어 마찰면의 凹凸을 덮어 이것이 剪斷強度가 낮은 境界潤滑劑의 역할을 하여 금속접촉을 방지하는 mild wear가 되므로 W 는 적다고 생각된다. 그러나 V 가 0.3m/sec 와 0.4m/sec 의 경우에서는 V 가 증가함에 따라 兩金屬間의 微小突起部의 연속적인 응착이 일어나 이들의 전단으로 마멸되는 磨滅速度가 兩金屬의 미소돌기가 다음 접촉을 할 동안 산소의 흡착을 행하는데 요하는 시간인 酸化反應速度보다 더 빠르게 진행되기 때문에 마찰면에는 有色的 산화물 생성은 극히 적고 금속광택을 나타내는 severe wear가 되므로 W 는 극대치를 가지게 된다. 그리고 V 가 1.0m/sec 이상의 고속영역에서는 마찰속도가 증가함에 따라 마찰면온도가 상승하여 다시 산화반응속도가 마멸속도보다 증가되어 미세한 마멸분의 산화가 급속히 진행되어 이것이 흑색의 산화물이 되어 이들이 마찰면상에서 境界潤滑膜을 형성하여 소성유동을 쉽게 일어나게 하므로 한층 양호한 윤활제의 역할을 하여 다시 mild wear가 되므로 W 는 적다고 생각된다. 이처럼 미끄럼속도에 따른 산화물의 生成有無가 W 에 직접적인 영향을 미친다는 것을 알 수 있다.

Fig.4에는 Tempering온도가 200°C 인 재료의 각 미끄럼속도에서 마찰면에 생성된 有色的 산화물의 주성분을 X-線回折法에 의하여 나타낸 것이다. 그림 (a)에서 V 가 0.1m/sec 에서는 Fe_2O_3 가, (b)에서 V 가 1.0m/sec 에서는 Fe_3O_4 가 酸化物的의 主成分으로서 이것이 前述한 바와같이 STD 11의 마멸에 큰 영향을 미친다는 것을 알 수 있다. 그리고 Fig.5에는 Tempering온도가 200°C 인 재료의 접촉압력 P 가 5kgf/cm^2 의 경우 V 의 변화에 따른 마찰면의 性狀을 나타낸 것으로서 V 가 0.1m/sec 인 (a)는 적갈색의 산화물이, 그리고 1.0m/sec 인 (c)에서는 黑色의 산화물이 마찰면 全領域에 걸쳐 분포되어 있고, 특히 1.0m/sec 의 고속영역에서 생성되는 Fe_3O_4 의 산화물은 0.1m/sec 에서 생성되는 Fe_2O_3 보다 그 부착영역이 훨씬 넓게 형성되어 있는 것을 볼 수 있다. 이처럼 저속영역과 고속영역에 界面에 생성된 산화물은 母地金屬보다 결합력이 약하므로 쉽게 전단 파괴되거나 산화물의 생성이 계속되기 때문에 mild wear가 계속된다고 생각된다. 그러나 V 가 0.3m/sec 인 (b)에서의 마찰면에는 有色的 산화물은 거의 찾아 볼 수 없으며, 금속응착으로 인하여 마찰방향(→표)으로 凹凸면이 분포되어 있는 severe wear 상태인 것을 알 수 있다. 특히 Tempering 온도가 500°C 인 재료가 400°C 인 재료보다 W 가 적게 나타나는 현상은 냉간성형용 Die鋼인 STD 11은 Tempering 온도가 400°C 를 넘으면 殘留오

스테나이트가 냉각 도중에 마르텐사이트로 변태하여 2차 硬化⁽⁴⁾를 일으키기 때문이라고 생각된다.

Fig.6에는 Tempering온도가 200°C인 경우 미끄럼속도 V 의 변화에 따른 각 접촉압력 P 의 마멸량 W 을, Fig.7에는 이때의 比磨減率 W_c 를 나타낸 것이다. 여기서 W_c 는 다음 식으로 구하였으며 A 는 겉보기 접촉면적, F 는 접촉하중이며 L 은 미끄럼거리를 표시한다.

$$W_c = W/A \cdot F \cdot L \text{ ----- (1)}$$

Fig.6에서 P 가 2.5kgf/cm²에서는 V 가 0.4m/sec, 5kgf/cm²에서는 0.3m/sec 그리고 7.5kgf/cm²에서는 0.2m/sec에서 W 는 極大值를 나타내고 있으며 특히 P 가 7.5kgf/cm²의 경우가 2.5kgf/cm²보다 약 2배 이상으로 W 가 많다는 것을 알 수 있다. 그리고 P 가 증가함에 따라서 W 의 극대치를 나타내는 臨界速度가 低速側으로 移行하고 있는 것을 볼 수 있다. 이것은 P 가 증가함에 따라 결합부의 전단파괴를 일으키는 데에 필요한 마찰일이 증가하기 때문이며, 또한 P 가 증가함에 따라 兩金屬間의 實接觸點의 數와 實接觸面積이 크게되어 이에 따라 實接觸部의 온도가 상승하여 각 속도에 따른 酸化反應速度에 영향을 주기 때문이라고 생각된다. 그러나 산화반응속도는 실접촉부의 온도에 따라 발생한 마멸분의 산화과정이 다르고, 또한 산화물층의 파괴속도 및 회복속도, 산화물의 형태 및 성질에 의하여 마멸을 방지하는 효과가 변화하게 된다.⁽⁵⁾ 그리고 Fig.6에서 처럼 W 의 극대치를 나타내는 V 는 P 에 따라 크게 변화하지만 Fig.7에서와 같이 P 에 대한 W_c 의 극대치가 거의 비슷한 값을 표시하는 것은 W 가 P 에 거의 비례하기 때문이라는 것을 나타내고 있다. V 가 증가함에 따라 Fig.7의 W_c 가 다시 저하하는 것은 고온이 됨에 따라 응착결합부의 강도가 저하함과 함께 생성된 산화물층의 파괴속도가 회복속도보다 느리게 진행된다는 것을 의미하고 있다.

3.2 磨減進行曲線의 미끄럼距離特性

Fig.8은 접촉압력 P 를 5kgf/cm² 그리고 미끄럼속도 V 를 0.4m/sec로 일정하게 하고 미끄럼거리 L 을 단계적으로 변화시켰을 때 Tempering 온도를 달리한 각 재료의 마멸진행 곡선의 마멸량 W 를 나타낸 것이다. 각 재료는 대체로 V 가 1km 까지는 W 가 L 에 비례하며 급격히 증가하지만 그 이상의 L 에서는 천이를 일으키며 실험조건의 L 이 끝날때까지 완만히 증가하고 있는 것을 알 수 있다. 이와같은 현상은 L 이 1km 까지는 금속간 응착에 의하여 兩金屬間의 미소돌기부의 소성변형이 진전되어 다량의 금속성입자인 마멸분이 생성되고 마찰면은 初期磨減상태가 되어 산화물의 생성이 극히 적은 severe wear 상태가 되며, L 이 1km 이상에서는 L 의 증가와 더불어 閃光溫度의 상승으로 인하여 미세한 마멸분이 산화물로 되어 마찰면을 덮어 응착을 방지하는 보호피막의 역할을 하여 정상상태의 마멸인 mild wear가 되기 때문이라고 생각된다. 이처럼 Tempering온도를 달리한 각 재료에서 초기마멸 영역과 정상마멸 영역에서의 마멸분의 형상을 Fig.9에 나타내었다. 그림 (a) 에서 L 이 0.5km의 초기마멸영역에서는 界面에서 전단된 粒度가 큰 마멸분을, L 이 2.0km인 (b) 의 경우는 부분적으로 금속성입자가 포함되어 있지만 대부분은 미세한 마멸분이 산화되어 이들이 응착된 밀집부분을 볼 수 있다. 그림 (c) 에서는 (b)의 미세한 마멸분이 산화된 밀집부분을 확대하여 나타낸 것으로서 그 粒度는 약 1 μ m 정도가 된다는 것을 알 수 있다. 遠藤⁽⁶⁾은 내산화성이 좋은 Cr鋼은 동일한 경도를 가지는 탄소강에 비하여 mild wear가 되기 어렵고 초기 severe wear가 되는 거리가 길다고 하였지만 본 실험에서 STD 11의 마멸형태가 severe wear에서 mild wear로 천이하는 臨界미끄럼거리 L_{cr} 은 대체로 1km 정도인 것을 알 수 있고, 임계미끄럼 거리는 mild wear가 나타나기 위한 잠복기간이며, 이것은 산화마멸입자의 생성과 그것으로 인한 산화물층의 형성에 의존된다고 생각된다. 이처럼 미끄럼거리에 따른 severe wear와 mild wear 상태를 나타내는 마찰면의 stereo 사진을 Fig.10에 나타내었다. 그림

(a) $L=0.5$ Km의 경우에는 severe wear 상태로서 마찰면 하방의 조직의 변화는 보이지 않지만 마찰면에는 금속응착의 양상을 볼 수 있고, 그림 (b) $L=2$ Km 에서의 mild wear 상태에서는 흑색의 산화물층이 분포되어 있는 것을 알 수 있다. 마멸진행과정에서 나타나는 severe wear 영역에서는 금속성입자가 界面에 존재하기 때문에 시험편의 兩물기부간의 간격이 상대적으로 크게 되며, mild wear로 천이하기 위해서는 界面에서의 금속간 접촉을 방지하여 하중을 지지하는데 충분한 양의 산화물층이 필요하게 된다. 따라서 미세한 마멸분이 산화되어 산화물층이 전체표면에 걸쳐 생성되면 실제 접촉압력이 증대하기 때문에 실제접촉부의 접촉압력이 저하하여 접촉에서 다음 접촉에 이르기까지의 시간이 길어지므로 계속적인 산화막의 형성이 가능하게 된다고 생각된다. Quinn⁽⁷⁾은 이러한 산화막의 형성에 대하여 공기 중에서 靜的으로 생성된 산화막은 100Å 이하 정도로 대단이 얇기 때문에 미끄럼마멸의 초기단계에서는 마멸방지 작용을 하지 못하지만, 마찰중에는 실제접촉부에 2~3μm 정도의 두꺼운 산화막의 생성유무에 따라서 mild wear의 가능성을 표시하는 지표가 된다고 하였다. 한편 각 시험편에 있어서 L_{cr} 이상이 되는 mild wear 영역에서 W 가 거의 0이 되지않고 완만한 상승을 하는 것은 산화물층의 파괴와 회복이 항상 반복되기 때문이며 만약 파괴속도가 회복속도보다 빠르게 되면 다시 severe wear로 천이가 일어나지만 Fig.8에서 처럼 mild wear 영역에서는 산화물층의 파괴속도가 회복속도보다 늦기 때문에 mild wear 상태가 계속된다고 생각된다.

Fig.11에는 미끄럼속도 V 의 접촉압력 P 에 따른 臨界미끄럼거리 L_{cr} 의 변화를 나타낸 것이다. 여기서 各速度曲線의 上部는 mild wear 영역을, 下部는 severe wear 영역을 표시한다. 각 속도에서 P 가 증가함에 따라 L_{cr} 도 거의 직선적으로 증가하며 V 가 0.4m/sec인 경우가 0.1m/sec 와 1.0m/sec에 비하여 severe wear 영역을 나타내는 L_{cr} 이 훨씬 길어진다는 것을 알 수 있다. 이러한 현상은 P 가 상승함에 따라 실제접촉면적이 증가하여 접촉계면의 연이은 소성변형으로 금속응착마멸이 지배적으로 작용하여 마멸속도가 산화물의 생성속도보다 증가하기 때문에 severe wear 영역을 나타내는 L_{cr} 이 길어진다고 생각된다.

3.3 미끄럼距離에 따른 表面下方의 硬度變化

Fig.12는 접촉압력 P 를 5kgf/cm², 미끄럼속도 V 를 0.4m/sec로 일정하게 한 경우 미끄럼거리 L 에 따른 접촉표면 下方의 경도(Hv)의 변화를 나타낸 것이다. 접촉표면으로 부터의 경도는 접촉표면 下方의 어떤 깊이의 위치 d 에서 極大值를 나타내고 그 값은 미끄럼거리가 길어질수록 증가하고 있다는 것을 알 수 있다. 즉 反復回數의 증가에 따라서 상승하며 대체로 d 가 150μm 이하가 되면 미끄럼거리에 관계없이 母材와 거의 같은 경도를 나타내고 있다. Rosenfield⁽¹⁰⁾는 미끄럼 마찰시 접촉계면 하방 어느 위치에서 剪斷이 먼저 우선적으로 일어난다고 하는것 처럼 접촉계면 하방의 깊이의 위치에 따른 경도의 분포는 표면하에서 소성유동이 시작되어 접촉압력의 반복작용으로 소성영역이 확대되면서 加工硬化가 일어나기 때문이라고 생각된다. 그리고 그림에서 처럼 最大硬度值는 표시하는 접촉표면 下方의 위치 d 는 應力反復回數가 증가하여도 대체로 同一位置에 나타나며 거의 접촉계면에서 하방으로 60μm 위치에서 나타난다는 것을 알 수 있다. 서로 상대하는 兩材料의 마찰면의 1개의 돌기에 작용하는 수직하중에 의한 法線應力 σ 와 마찰력에 의한 剪斷應力 τ 는 Tresca의 항복조건⁽¹¹⁾에 따르면

$$\sigma^2 + 4\tau^2 = Y^2 \text{ ----- (2)}$$

이 된다. 여기서 Y 는 연질재료의 單軸應力の 降伏點에 상당한다. 따라서 最大硬度值를 나타내는 접촉표면下의 깊이의 위치는 식(2)에서처럼 전단응력이 최대가 되는 위치에 나타나게 되며⁽¹²⁾ 이 위치에서 가공경화가 최대가 되어 硬度의 최대치가 나타난다고

생각된다.

4. 結論

冷間成形用 Die鋼인 STD 11의 磨滅特性을 알기 위하여 미끄럼速度, 接觸荷重 및 미끄럼距離 등을 변화시켜 미끄럼 마멸실험을 한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 미끄럼속도에 따른 STD 11의 磨滅量 W 는 0.3m/sec 부근에서 극대치를 가지며 그 이하와 이상의 速度域에서는 境界潤滑膜의 형성으로 W 는 감소한다.
2. 比磨滅率의 극대치를 나타내는 臨界速度는 接觸압력이 증가함에 따라 低速側으로 이행한다.
3. Severe wear에서 Mild wear로 전이하는 임계미끄럼거리는 약 1 Km 정도이며 이는 酸化反應速度에 크게 의존한다.
4. 應力反復回數에 따른 최대 경도를 표시하는 表面層下方의 깊이는 加工硬化되어 剪斷應力이 최대가 되는 60 μ m 정도에서 나타난다.

參考文獻 省略

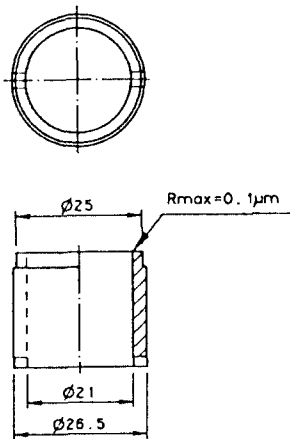


Fig. 1 Shape and dimension of wear specimen

Table 1. Chemical composition of the STD 11 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al
1.550	0.250	0.270	0.020	0.004	0.130	11.79	0.930	0.280	0.009

Table 2 Heat treatment condition and hardness of the testing materials

Heat treatment	Hardness(Hrc)
1030°C 0.C → 200°C A.C	59
1030°C 0.C → 400°C 0.C	56
1030°C 0.C → 500°C 0.C	57
1030°C 0.C → 600°C 0.C	46

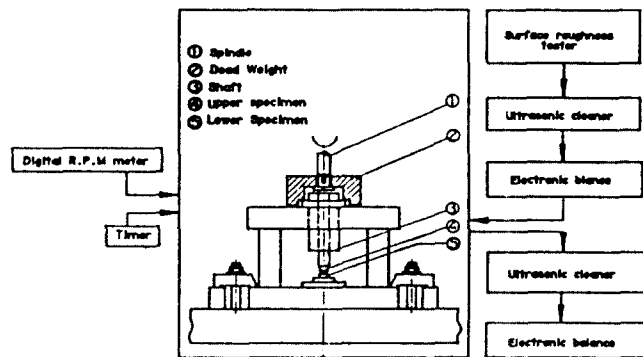


Fig. 2 Diagram of experimental apparatus

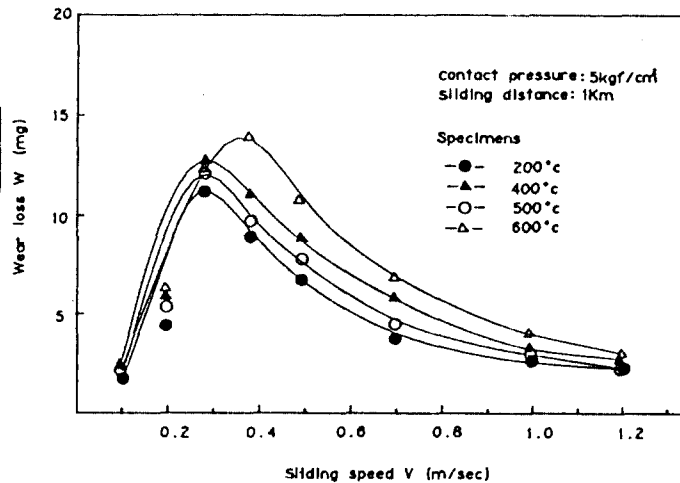


Fig. 3 Relation between wear loss and sliding speed

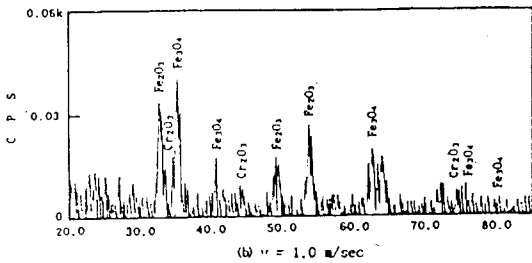
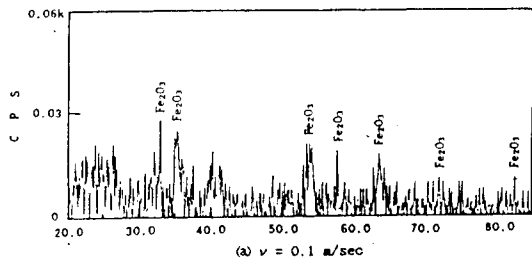


Fig.4 X-ray diffraction of wear debris with variation of sliding speed

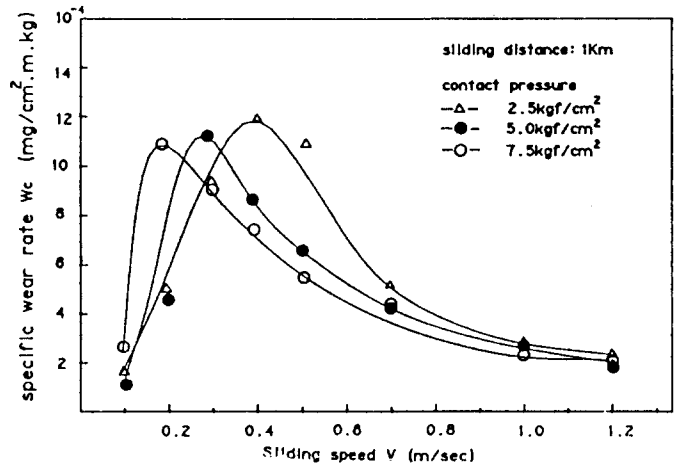


Fig.7 Effect of sliding on the specific wear rate

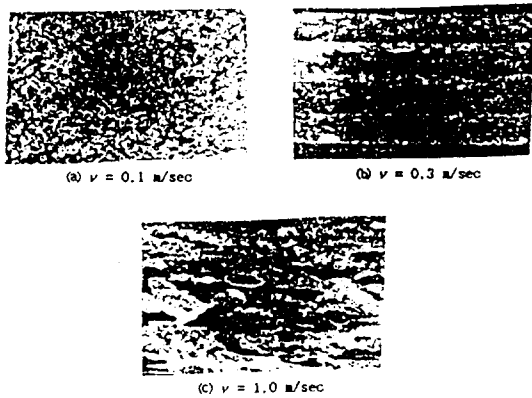


Fig.5 Photographs of the rubbed surface: $P = 5.0 \text{ kgf/cm}^2$, $L = 1.0 \text{ km}$

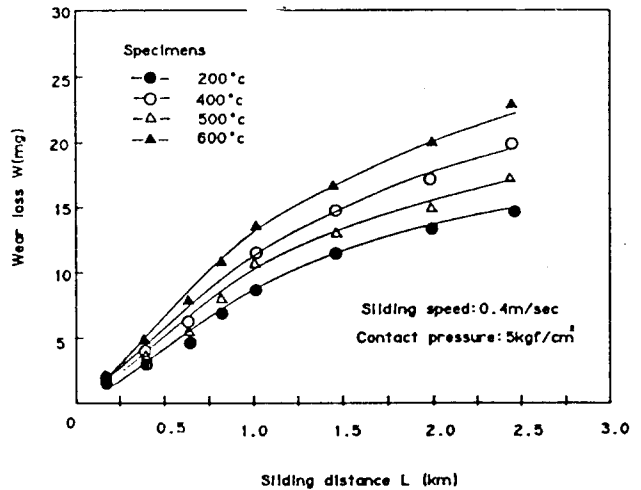


Fig.8 Wear curves in wear loss with sliding distance

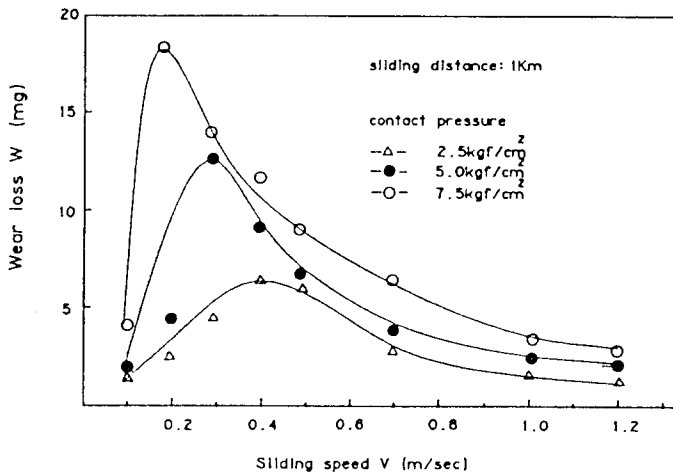


Fig.6 Relation between wear loss and sliding speed

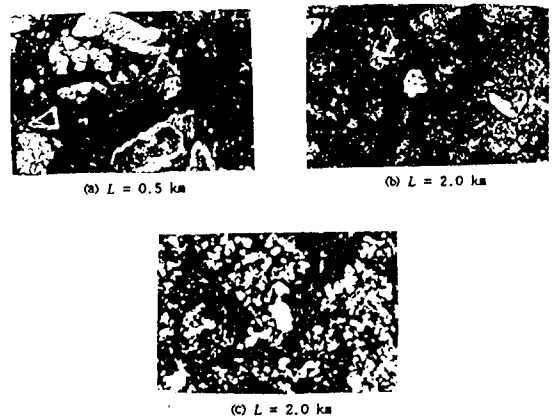
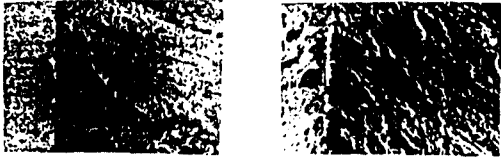


Fig.9 Photographs of separated wear debris: $P = 5.0 \text{ kgf/cm}^2$, $v = 0.4 \text{ m/sec}$



(a) $P = 5.0 \text{ kgf/cm}^2$
 $L = 0.5 \text{ km}$

(b) $P = 5.0 \text{ kgf/cm}^2$
 $L = 2.0 \text{ km}$

Fig.10 Stereo Photographs of the rubbed surface;
(a) severe wear, (b) mild wear

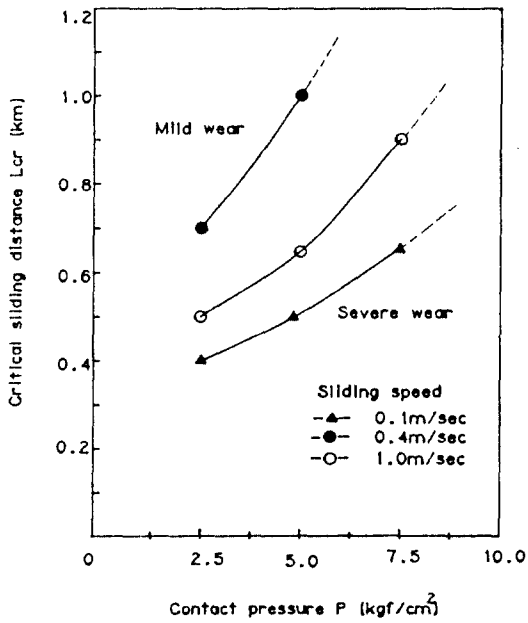


Fig.11 Variation in the critical sliding distance with contact pressure

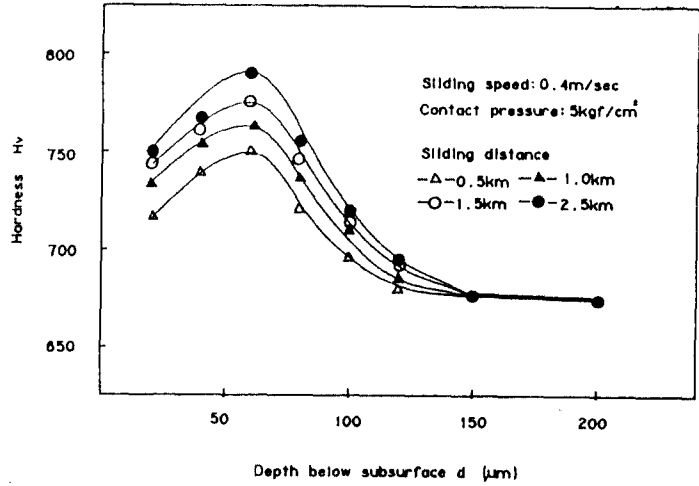


Fig.12 Hardness distribution depending on the depth below subsurface