

# 누적압연접합 공정에 의해 제조된 초미세립 6061 Al 합금의 열적 안정성과 건식 미끄럼 마멸 거동

김용석<sup>#</sup>

## Thermal Stability and Dry Sliding Wear Behavior of Ultra-Fine Grained 6061 Al Alloy Processed by the Accumulative Roll-Bonding Process

Y. S. Kim

(Received December 15, 2004)

### Abstract

Thermal stability and dry sliding wear behavior of ultra-fine grained 6061 Al alloy fabricated by an accumulative roll-bonding (ARB) process have been investigated. After 4 ARB cycles, an ultra-fine grained microstructure of the 6061 Al alloy composed of grains with average size of 500nm, and separated mostly by high-angle boundaries was obtained. Though hardness and tensile strength of the ARB processed Al alloy increased with ARB cycles up to 4 cycles, the processed alloy exhibited decreased ductility and little strain hardening. Thermal stability of the ARB-processed microstructure was studied by annealing of the severely deformed alloy at 423K~573K. The refined microstructure of the alloy remained stable up to 473K, and the peak aging treatment of the alloy at 450K for 8 hrs increased the thermal stability of the alloy. Sliding-wear rates of the alloy increased with the number of ARB cycles in spite of the increased hardness with the cycles. Wear mechanisms of the ultra-fine grained alloy were investigated by examining worn surfaces, wear debris, and cross-sections by a scanning electron microscopy (SEM).

**Key Words :** Ultra Fine Grain, SPD, 6061 Al Alloy, Accumulative Roll-Bonding (ARB), Sliding Wear

### 1. 서론

인성의 큰 감소 없이 재료의 강도를 증가시키고자 하는 연구는 구조용 소재를 연구하는 측면에서 늘 중요한 연구 테마이었고, 많은 연구가 수행되어져 왔다. 구조용 소재의 기계적 성질을 향상시키는 전통적인 방법으로는 합금원소 첨가에 의한 방법, 열처리에 의한 미세조직 개선 등을 들 수 있다. 그러나, 합금원소 첨가에 의한 개선 방안은 그 우수한 효과에도 불구하고 경제성이 떨어지는 점과 재활용이 불가능한 점 등의 문제점을 지닌다. 소재의 미세조직을 개선하여 그 기계적 성질을 향상시키는 것은 고전적인 방법이지만, 경제성, 환경 친화적 측면에서 여전히 많은 장점을 지닌다. 특히 소재의 결정립을 미세화시키면 Hall-Petch 관계식에서 나타내지는 것처럼, 연성의 큰 감소 없이 강도를 매우 효과적으로 증가시킬 수 있음은 주지의 사실이다.

최근 소재의 결정립을 강소성 가공을 통하여 수백 나노미터 크기까지 미세화시키는 연구가 전

최근 소재의 결정립을 강소성 가공을 통하여 수백 나노미터 크기까지 미세화시키는 연구가 전

<sup>#</sup> 교신저자 : 국민대학교 신소재공학부  
E-mail : ykim@kookmin.ac.kr

세계적으로 활발하다. 소재의 결정립을 초미세화시키는 방안으로는 극한 비틀림변형(torsional straining), 구속전단가공 (ECAP(equal channel angular pressing)), 누적압연접합 공정(ARB(accumulative roll-bonding)) 등과 같은 강소성 가공법들이 보고 되어 있다[1]. 강소성 가공에 의해 초미세립을 지니게 된 소재는 우수한 상온 기계적 특성 외에, 상대적으로 빠른 변형률 속도와 낮은 온도에서의 초소성 거동을 또한 보이는 것으로 보고 되어 있다[2]. 강소성 가공 방법 가운데에서 누적압연접합(ARB) 공정은 단순한 압연을 통해 소재의 외부형태를 유지하면서 무한대의 소성변형을 소재에 가하여 수 백 나노미터 이하의 초미세 결정립 크기를 갖는 bulk 판재를 제조할 수 있는 이점을 지닌다[3~6].

소재의 마멸 특성은 구조용 소재의 광범위한 산업적 응용을 위하여는 필히 규명되어야 할 소재 특성이다. 일반적으로 높은 경도를 지닌 소재는 그 내마멸성 및 내마식성이 우수한 것으로 인식되고 있으나, 현재까지 강소성 가공에 의해 초미세립 미세조직을 지니게 된 소재의 마멸 특성 관련한 연구 결과는 국내외적으로 연구 보고 된 경우가 매우 드물다.

본 연구에서는 6061 Al 합금 판재를 누적압연접합(ARB) 가공한 후, ARB 공정 중의 6061 Al 합금의 미세조직 변화, 열적 안정성, 기계적 특성 및 상온 미끄럼 마멸 거동을 분석하였다. 열처리와 미세조직 변화와 마멸특성에 미치는 영향을 분석하는데 연구의 초점을 두었다.

## 2. 실험 방법

본 연구에 사용된 소재는 상업용 6061 Al 합금이다. 누적압연접합공정을 위하여 구입한 6061 Al 합금 판재를  $2 \times 30 \times 50 \text{mm}^3$  크기로 절단한 후, 절단된 시편을 802K에서 19시간 동안 열처리하였다. 열처리 후, ARB 공정 중의 우수한 표면 접합을 위하여 시편 표면을 와이어 브러싱(wire brushing) 하고 아세톤 세척을 행하였다. ARB 압연 전에 판재 시편 두 장을 겹치고 드릴로 각 모서리에 구멍을 뚫은 후, 가는 철사로 동여매어 압연공정 중 두 판재 간에 발생할 수 있는 미끄럼을 최소화하였다. 철사로 고정된 시편을 588K에서 10분간 예열하고 곧바로 50%의 압하율로 압연하였다. 압연 중의 압연속도는 7.5m/min. 이었다. 압연된 판재를 다시 동일 길이의 두 장의 판재로 절단하고, 위에

기술된 방법으로 50% 압하율 압연을 수 회 연속적으로 반복하여, 본래의 초기 시편 크기를 크게 변화시키지 않고, 시편에 가해지는 가공량(변형률)을 계속적으로 증가시킬 수 있었다. 본 연구에서는 누적압연 접합된 판재들 간의 박리는 관찰되지 않았다. 누적압연접합은 7회(누적변형률 5.6)까지 행하여졌다.

누적압연접합공정에 의해 제조된 초미세립 소재의 미세조직과 결정립 간의 방위각 차이를 투과전자현미경(TEM) 미세조직과 그에 상응하는 제한시야 회절패턴(SADP)을 통해 관찰하였다. TEM 미세조직 관찰을 위한 시편은 먼저 초미세립 판재를 두께 100m 까지 기계 가공 한 후 80%메틸알콜-20%퍼클로릭 산(perchloric acid) 용액으로 233 K의 온도에서 트윈젯(twin-jet) 연마를 하여 제조하였다. TEM 조직은 Jeol 1210 투과전자현미경을 사용하여 가속 전압 120KV로 관찰하였다. 누적압연접합 공정 전후 시편의 상온 인장특성과 미소비커스 경도를 측정하여 시편의 기계적 물성을 평가하였다. 인장시험 시편은 판재를 방전가공 하여, 표점거리 25.4mm의 축소(subsize)시편으로 제작되었다. 인장시험 중의 변형률속도는  $6 \times 10^{-4} / \text{sec}$ 로 일정하게 하였다.

ARB 공정에 의해 제조된 상용 6061 Al 합금의 열적 안정성을 평가하기 위하여, ARB 공정 4회(cycle)까지 누적 변형된 시편을 373K~573K의 온도 범위에서 각각 30분간 열처리한 후 각각의 미세조직을 TEM으로 관찰하였다. 시효 처리된 시편의 열적안정성도 비교 평가하기 위하여, 450K에서 30분간 최대 시효 처리된 시편의 열적 안정성도 함께 시험 평가하였다.

ARB 공정을 거친 시편의 미끄럼 마멸 시험을 핀온디스크(pin-on-disk) 마멸 시험기를 사용하여 각 ARB cycle 별로 상온 대기 중에서 실시하였다. 마멸상대재로는 HV 153의 경도를 지닌 스테인리스 304 강구(steel ball)를 사용하였고, 마멸 시험시 일정한 시험조건을 유지하기 위해서 마멸거리는 350m, 미끄럼 속도는 0.1m/sec로 일정하게 유지하였다. 마멸 하중은 1N~4N으로 변화되었고, 마멸 시험 전 후의 시편 무게 변화를 0.01mg의 정밀도를 지닌 전자저울로 측정하여 마멸속도를 산출하였다. 마멸속도는 측정된 무게 변화량을 시편의 이론 밀도로 나눈 후, 다시 미끄럼 거리로 나누어 계산되었다. 마멸시험 된 시편의 마멸면과 마멸단면을 각각 주사전자현미경(SEM)과 광학현

미경을 통하여 관찰하여, ARB 공정으로 초미세립 미세조직을 갖게 된 6061 Al 합금의 마멸 기구를 분석하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 ARB 공정에 따른 미세조직변화

ARB 공정에 따른 미세조직변화와 미세 결정립 간의 상대적인 방위각 차이를 규명하기 위하여, ARB 공정을 거친 6061 Al 합금 판재의 TEM 미세 조직사진을 ARB cycle 별로 분석하였다(Fig. 1). ARB 공정 1 cycle(누적변형율, 0.8) 후의 미세조직(Fig. 1 (a))은 전위들이 모여 형성된 전위셀과 높은 전위밀도를 보인다. 전위셀 경계에 비하여 전위셀 내부의 전위밀도가 상대적으로 낮은 것을 볼 수 있다. 이와 같은 전위셀과 높은 전위밀도의 미세 조직은 ARB 공정 3cycle까지 유지되었다. 그러나, ARB 공정 4 cycle에 이르러서는 초기에 생성되었던 전위셀 조직이 점차 사라지고, 약 500nm 크기의 초미세립들이 생성되었다(Fig. 1 (b)). 또한 결정립들 간의 방위각 차이가 증가하였음을 SADP 분석을 통하여 확인할 수 있었다. 이 같은, 초미세립 생성과 결정립 사이의 방위각 증가는 누적 변형량이 증가하면서 시편 내의 전위밀도가 증가하고 이에 따른 동적 회복에 의해서 전위들이 재배열하여 발생한 것으로 설명된다[7]. 그러나, ARB 5 cycle 이후에는 누적되는 변형량이 증가하면서 오히려 결정립과 석출물이 성장하였고(Fig. 1(c)), ARB 7 cycle 후에는 결정립과 석출물의 크기가 매우 조대해졌다(Fig. 1 (d)). 이와 같은 미세조직의 조대화는 소성 가공량이 증가하면서, 재료의 회복 및 재결정의 구동력이 되는 재료 내부의 변형축적에너지가 증가하여 재결정 온도와 재결정에 필요한 활성화 에너지를 감소시킨 때문으로 고찰된다.

#### 3.2 상온 기계적 특성

ARB 공정 cycle에 따른 미소경도와 상온 인장특성을 Table 1에 나타내었다. ARB 공정 4 cycle까지 변형량의 증가와 함께 시편의 경도가 증가하였다. ARB 2 cycle까지는 전위밀도의 증가에 의해, 그 이후는 초미세 결정립의 생성에 의해 경도가 증가한 것으로 설명된다. ARB 공정 5 cycle 이후에는 결정립과 석출물이 조대화되며, 경도값이 감소하였다.

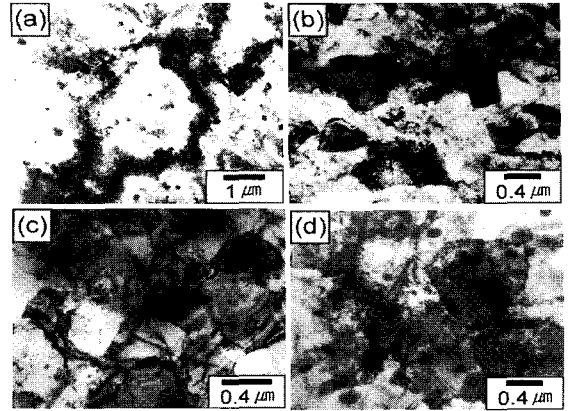


Fig. 1 TEM micrographs of 6061 Al alloy ARB processed at 588K: (a) 1 cycle, (b) 4 cycles, (c) 5 cycles, and (d) 7 cycles

Table 1 Hardness (H), yield stress ( $\sigma_{0.2}$ ), tensile strength ( $\sigma_{uts}$ ), and elongation (EI) of the ARB processed 6061 Al alloy

Number of ARB cycles	H [HV]	$\sigma_{0.2}$ [MPa]	$\sigma_{uts}$ [MPa]	EI [%]
As-received	82.7	135.1	279.3	17.4
1	107.5	267.8	288.8	3.1
2	108.7	361.9	381.1	3.1
3	119.8	318.1	336.1	3.7
4	137.4	322.6	351.3	2.9
5	86.8	261.1	294.1	2.1
6	84.4	200.1	233.6	2.1
7	80.2	218.3	244.1	2.8

변형율에 따라 인장강도와 항복강도는 정도와 유사하게 변화하였다. 누적압연접합 공정을 거친 시편에서 가공경화 거동은 거의 관찰되지 않았다. ARB 공정을 거친 시편의 신율은 ARB 공정 1 cycle 후 급격히 감소하였고, 이후 크게 변화하지 않고 낮게 유지되었다. ARB 공정 5 cycle 이후 인장강도와 항복강도가 급격히 감소하고 신율이 낮은 것은, 경도의 경우에서와 같이, 조직 내 석출물이 조대해지고 미세조직이 불안정한 때문으로 설명된다[8].

#### 3.3 열적안정성 및 최대시효의 영향

4 cycle의 ARB 공정을 거친 시편을 423K~573K의 온도에서 각각 0.5시간 동안 열처리하고 그 미세조직을 TEM으로 관찰한 결과를 Fig. 2에 나타내었다.

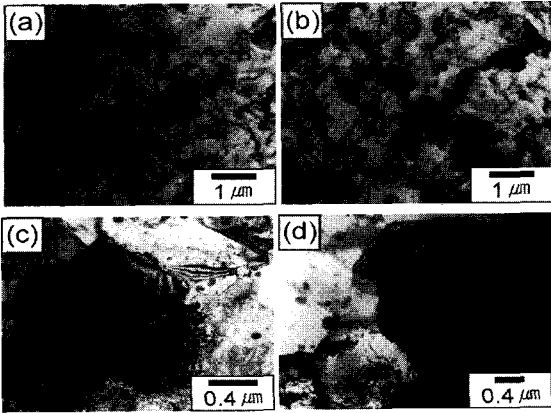


Fig. 2 TEM micrographs showing the microstructural change of the ARB 4 cycle processed 6061 Al alloy annealed at various temperatures for 0.5 hr: (a) 423K, (b) 473K, (c) 523K, and (d) 573K

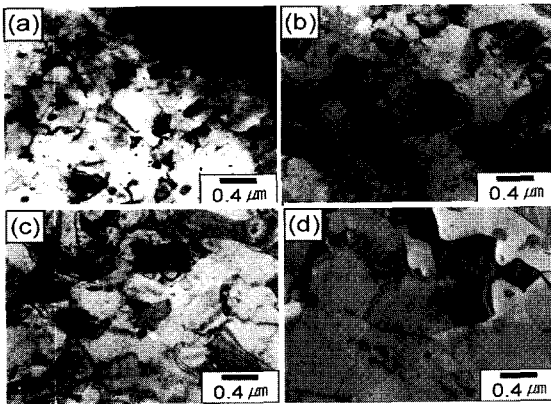


Fig. 3 TEM micrographs showing the effect of a peak aging treatment on the annealed microstructure of the 4 cycle ARB-processed 6061 Al alloy: (a) peak aged, at 450K for 8hrs; peak aged and annealed for 0.5 hr at (b) 473K, (c) 523K, and (d) 573K

473K 이하의 온도에서 정적 어닐링(annealing)된 시편의 미세조직은 열처리되기 전과 거의 유사하였다. 비슷한 결정립 크기를 보였고, 결정립 내의 전위밀도는 감소하였으며, 결정립계가 더욱 명확해졌다. ARB 공정 조건 하에서 제조된 초미세립 상용 6061 Al 합금의 미세조직이 473K까지의 온도에서는 열적으로 안정하다는 것을 Fig. 2는 확인시켜 준다.

4 cycle ARB된 시편을 450K의 온도에서 8 시간

동안 최대시효 열처리하고, 이후 어닐링 처리하여, 두 열처리가 초미세립 미세조직에 미치는 영향을 평가하였고, 그 결과를 Fig. 3에 보였다.

Fig. 3(a)와 (b)는 ARB 공정 4 cycle 후 450K에서 8 시간 동안 최대시효 열처리를 행한 시편, 그리고 최대시효 열처리한 시편을 다시 473K의 온도에서 0.5 시간 동안 정적 어닐링을 행한 시편의 미세조직을 보인다. 300nm 크기의 미세한 결정립이 관찰되고 있으며, Fig. 2 (b)의 미세조직과 매우 유사한 조직을 보인다. 최대시효 열처리한 시편을 573K의 온도까지 어닐링한 경우(Fig. 3 (d))에도 그 미세조직은 크게 변화하지 않았다. Fig. 2와 Fig. 3을 비교하면, 후속 어닐링 열처리 동안에, 최대시효 열처리를 거친 시편의 미세조직이 최대시효 열처리를 거치지 않은 시편의 그것에 비하여 더욱 안정한 것을 알 수 있다. 이것은 최대시효 열처리 과정 중에 석출된 미세 석출물들의 영향으로 고찰된다. ARB 공정 중에도 미세 석출물이 생성되기는 하였으나, 그 석출물들은 매우 조대하였다. 최대시효 열처리 과정 중에 석출된 석출물들은 매우 미세하였고, 이들이 미세조직을 안정화시키는데 좀 더 효과적이었음을 알 수 있다.

구속전단가공(ECAP) 후에 최대 시효를 통해서 상온 경도가 증가한 결과가 보고 되어 있다[11]. 본 연구에서도, 다른 조건으로 열처리된 ARB 시편의 경도를 측정하여, Fig. 2와 Fig. 3의 비교로 제시된 최대시효 열처리의 미세조직 안정화 효과를 확인하였다. 최대시효 열처리를 거치지 않고 어닐링된 시편의 경도와 최대시효 열처리를 거친 후에 어닐링된 시편의 경도를 어닐링 온도를 변수로 Fig. 4에 비교하였다.

Fig. 2에서 확인된, 열적으로 안정한 온도인 473K 이하의 온도에서 어닐링된 시편의 경도를 비교하면, 최대시효 열처리 없이 어닐링된 시편의 경도가 최대시효 열처리 후, 어닐링된 시편의 경도보다 약간 더 높은 것을 볼 수 있다. 그러나, 열적으로 불안정한 473K 이상의 온도에서 어닐링된 시편의 경도를 비교하면, 어닐링 온도 증가에 따른 경도의 감소량이 450K에서 8 시간 동안 최대시효 열처리 후 어닐링된 시편의 경우가 최대시효를 거치지 않은 시편의 경도 감소량보다 더 낮다. 이 결과는 앞에서 고찰된 것과 같이, ARB 공정 중에 생성된 조대한 석출물보다는 최대시효 열처리 과정 중에 형성된 미세 석출물이 어닐링 중의 결정립 성장을 저지하는데 좀 더 효

과적이었음을 보여준다.

### 3.4 상온 마멸 특성

ARB 공정을 거친 6061 Al 합금 판재의 마멸하중 변화에 따른 마멸속도의 변화를 ARB cycle의 함수로 Fig. 5에 나타내었다.

ARB 공정에 의해 증가한 경도에도 불구하고, ARB 4 cycle 까지, 시편의 마멸속도는 ARB 공정을 거치지 않은 시편과 유사하였다. 오히려, ARB 공정 5 cycle부터 ARB 공정을 거친 시편의 마멸속도는 증가하였다 (마멸 저항성이 감소하였다).

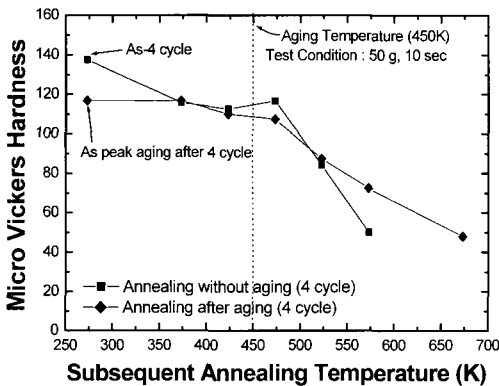


Fig. 4 Variation of micro-Vickers hardness as a function of annealing temperatures of the ARB-processed 6061 Al alloy annealed with and without the peak-aging heat treatment

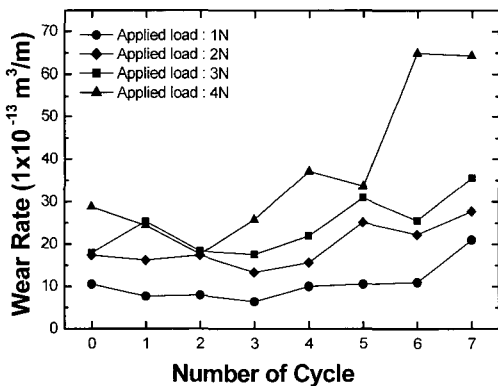


Fig. 5 Variation of wear rates of the ARB-processed 6061 Al alloy for various loads as a function of ARB cycles

ARB cycle 별로 관찰한 마멸면의 SEM 미세조직 사진(Fig. 6)은 ARB 공정을 거친 6061 Al 합금의 마멸이 표면변형과 연삭에 의해서 진행되었음을 보인다. ARB 공정 후, 경도와 강도가 증가하였음에도 불구하고 그 마멸속도가 낮아지지 않은 것은 ARB 공정을 거친 시편의 낮은 가공 경화능 때문으로 유추된다. 일반적으로 가공경화지수가 낮은 소재는 마멸시험 중 두꺼운 표면 변형층을 생성하고, 그로 인해 마멸 저항성이 낮은 것으로 알려져 있다[12]. ARB 공정 5 cycle 이후, 마멸 하중이 증가하면서 마멸속도가 급격히 증가한 것은, 표 1에서 보인 것과 같이 ARB 공정 5 cycle 이후에 시편 경도가 급격히 감소하고 연신율은 여전히 낮아서, 마멸에 대한 임계 변형율이 쉽게 도달된 때문으로 설명될 수 있다. 임계 변형율에 쉽게 이른다는 것은 마멸면 직하에서 변형이 쉽게 발생하고, 마멸면 직하에서 균열이 쉽게 발생했다는 것으로 또한 해석될 수 있다.

Fig. 6에 동일한 하중(4N)으로 마멸시험된 ARB 공정을 거치지 않은 시편(Fig. 6(a))과 ARB 공정을 거친 시편 (Fig. 6(b), (c))의 마멸면을 나타내었다. Fig. 5에서 높은 마멸속도를 보인 7 cycle 시편의 마멸면(Fig. 6(c))은 마멸 중 변형층이 넓게 형성되었고 변형층이 쉽게 박리된 것을 보인다. 그러나 ARB 공정을 거치지 않은 시편의 높은 가공 경화능과 ARB 공정 2cycle 시편의 높은 경도는 이들 시편에서 변형층이 형성되고 박리되는 것을 억제한 것으로 생각된다. 이들 시편에서는 마멸

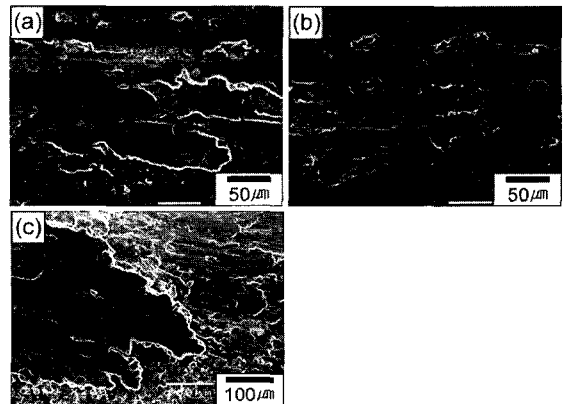


Fig. 6 SEM micrographs of worn surfaces of as-received and ARB-processed 6061 Al alloy, tested at the load of 4N and sliding speed of 0.05 m/sec: (a) As-received, (b) ARB 2 cycles, (c) ARB 7 cycles

면에 형성된 표면 변형층의 두께가 얇았고, 박리 또한 광범위하지 않았다. Fig. 7은, ARB 공정을 거치지 않은 시편과 ARB 공정 2 cycle, 7 cycle 시편을 4N의 하중으로 마멸시험 하는 동안 채취한 마멸입자의 SEM 사진들이다. 마멸속도가 낮았던 ARB 공정을 거치지 않은 시편과 ARB 공정 2 cycle 시편의 마멸입자는 아주 미세하였다 (Fig. 7 (a), (b)). 그러나, 마멸속도가 높았던 ARB 공정 7 cycle 시편의 마멸입자는 매우 조대하였고, 형태 또한 표면 변형층이 쉽게 박리되었음을 나타내는 관상이었다. 이들 시편의 마멸단면을 관찰한 결과 역시 마멸입자의 관찰결과와 일치하였다. 마멸속도가 낮은 시편의 마멸단면에서는 낮은 깊이에서 마멸 중 생성된 균열이 관찰되었고, 균열 성장 길이가 짧았다. 이에 반하여, 마멸속도가 높은 ARB 공정 7 cycle 시편의 마멸단면에서는 균열 발생 깊이가 매우 깊었고, 균열은 길게 전파하였다. 이 같은 결과는, ARB 공정 7 cycle을 거친 시편에서는 낮은 가공경화능과 경도에 의하여 마멸에 대한 임계 변형율이 낮아 마멸 중 변형층이 쉽게 발생하였고 변형층의 크기가 커서, 균열 생성이 용이하였고, 생성된 균열은 길게 전파하여 마멸속도가 높아졌음을 잘 나타낸다[9].

Fig. 8에, ARB 공정을 거치지 않은 시편과 ARB 공정 2 cycle, 7 cycle을 거친 시편의 마멸시험 중 측정된 마찰계수의 변화를 마멸거리의 함수로 나타내었다. 일반적으로 Al 및 Al 합금의 마멸 시험 중의 마찰계수 변화는 세 단계로 나누어서 설명을 할 수 있다. 마찰계수 변화는 초기에 변형이 발생하며 표면 변형층이 형성되면서 마찰계수가 감소하는 영역(영역 I)과 정상상태로의 천이영역(영역 II), 그리고 마찰계수가 일정한 정상상태영역(영역 III)으로 나뉜다[10]. Fig. 8 (a)는 ARB 공정을 거치지 않은 시편의 마찰계수의 변화를 나타내고 있는데, 본 실험 조건 하에서는 마찰계수의 변화가 영역 II까지만 관찰되었다. ARB 공정 2 cycle을 거친 시편의 마찰계수 변화는, 그 마멸면에서와 같이, ARB 공정을 거치지 않은 시편의 그것과 유사하였다. Fig. 8(a)와 (b)는 두 시편 모두에서 마멸 초기에 표면 변형이 그리 많지 않았음을 보인다. 그러나, 심한 표면 변형과 함께 높은 마멸속도를 보였던 ARB 공정 7 cycle 시편의 마멸 거리에 따른 마찰계수의 변화(Fig. 8(c))는, ARB 공정을 거치지 않은 시편과 ARB 공정 2 cycle을 거친 시편에 비해, 영역 I이 상대적으로 매우 긴 마멸

거리에 걸쳐 나타나는 것을 보인다. 또한, 영역 I에서의 마찰계수의 변화 진폭도 매우 컸다. 이 같은 결과는 ARB 공정 수가 증가할수록 마멸 시, 초기에 안정한 표면 변형층이 형성될 때까지 더 긴 마멸 거리가 요구되고, 또한 영역 I에서 마멸 하중에 대한 수평방향 힘 (tangential force) 변화가 더 심해진다는 것을 보인다. 영역 I이 증가하는 현상과 그 원인에 관하여는 좀 더 깊은 연구가 필요하나, 일차적으로, ARB 공정 수의 증가에 따라 좀 더 많이 형성되는 불안정한 대각각립계(high angle grain boundary)의 분율과 관계가 있는 것으로 추정된다.

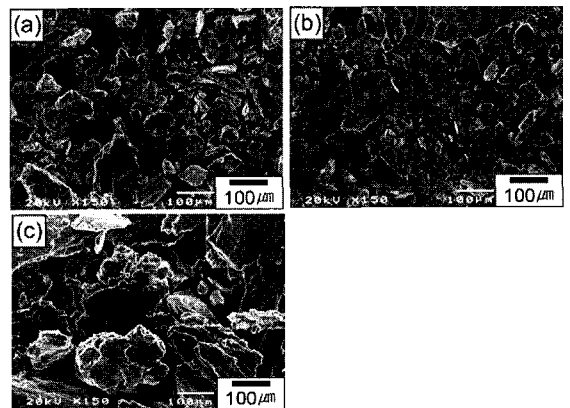


Fig. 7 SEM micrographs of wear debris of as-received and ARB-processed 6061 Al alloy, tested at the load of 4N and sliding speed of 0.05 m/sec: (a) As-received, (b) ARB 2 cycles, (c) ARB 7 cycles

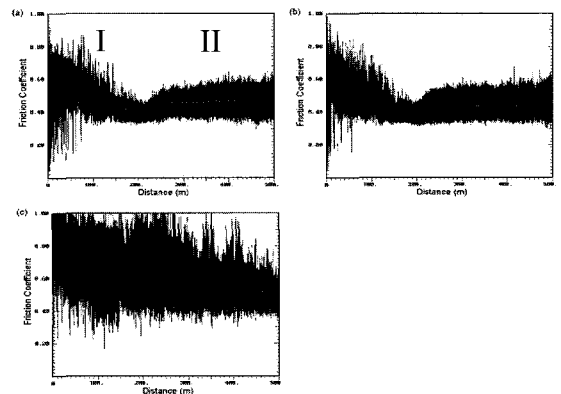


Fig. 8 Variation of friction coefficient of as-received and ARB-processed 6061 Al alloy as a function of sliding distance. Specimens were tested at the load of 4N and sliding speed of 0.05 m/sec: (a) As-received, (b) ARB 2 cycle, (c) ARB 7 cycle

#### 4. 결론

ARB 공정을 통하여 6061 Al 합금의 결정립을 미세화시키고, 그 열적 안정성과 마멸특성을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) ARB 공정 초기에는 아결정립계와 전위쌍이 관찰되었고, 아결정립계는 ARB cycle 수의 증가와 함께 대경각립계로 점차 변환되었다. ARB 5 cycle 이후에는 결정립 내의 전위밀도가 감소하였고, 결정립과 석출물의 크기가 증가하였다.

(2) ARB 공정 4 cycle 까지는 경도, 인장강도 및 항복강도가 증가하였으나, 연성과 가공경화능이 낮았다. ARB 공정 5cycle 이후에는 미세조직의 열화와 함께 강도가 감소하였다.

(3) ARB 공정을 거친 초미세립 6061 Al 합금 판재의 미세조직은 열처리 온도 473K 까지 안정하였다. ARB 공정 후의 최대시효 열처리는 초미세립 6061 Al 합금 판재의 미세조직 열적 안정성을 증가시켰다.

(4) 경도 및 강도가 증가한 초미세립 Al 합금의 마멸 저항성은 높지 않았고, 이는 ARB 공정을 통해 얻어진 초미세립 결정립계의 불안정성, 낮은 가공경화능 때문으로 설명되었다.

#### 참 고 문 헌

[1] R. Z. Valiev, A. V. Korznikov, P. R. Mulyukov, 1993, Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A168, pp. 141~148.

[2] Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, A. J. Barnes, T. G. Langdon, 2000, Superplastic forming at high strain rate after severe plastic deformation, *Acta Mater.*, Vol. 48, pp. 3633~3640.

[3] Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, R. G. Hong, 1998, Ultra-fine grained bulk aluminum

produced by accumulative roll-bonding (ARB) process, *Scripta Mater.*, Vol. 39, pp. 1221~1227.

[4] N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito, Y. Minamino, 2002, Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing, *Scripta Mater.*, Vol. 47, pp. 893~899.

[5] Y. S. Kim, J. S. Ha, W. J. Kim, 2004, Dry sliding wear characteristics of severely deformed 6061 aluminum and AZ61 magnesium alloys, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 449-452, pp. 597~600.

[6] Y. S. Kim, T. O. Lee, D. H. Shin, 2004, Microstructural evolution and mechanical properties of ultrafine grained commercially pure 1100 aluminum alloy processed by accumulative roll-bonding (ARB), *Mater. Sci. Forum*, Vol. 449-452, pp. 625~628.

[7] C. P. Chang, P. L. Sun, P. W. Kao, 2000, Deformation induced grain boundaries in commercially pure aluminium, *Acta Mater.*, Vol. 48, pp. 3377~3385.

[8] S. Lee et al., 1999, Developing superplastic properties in an aluminum alloy through severe plastic deformation, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A272, pp. 63~72.

[9] J. K. Kim, H. G. Jeong, S. I. Hong, Y. S. Kim, W. J. Kim, 2001, Effect of aging treatment on heavily deformed microstructure of a 6061 aluminum alloy after equal channel angular pressing, *Scripta Mater.*, Vol. 45, pp. 901~907.

[10] Z. N. Farhat, 2001, Contribution of crystallographic texturing to the sliding friction behaviour of fcc and hcp metals, *Wear.*, Vol. 250, pp. 401~408.

[11] Y. S. Kim, J. H. Song, Y. W. Chang, 1997, Erosion behavior of Fe-Al intermetallic alloys, *Scripta Mater.*, Vol. 36, pp. 829~834.

[12] Y. S. Kim, Y. H. Kim, 1997, Sliding wear behavior of Fe<sub>3</sub>Al-based alloys, *Mater. Sci. Eng.*, Vol. A258, pp. 319~324.