

다축단조와 다축대각단조로 제조된 순동의 미세조직 및 경도 비교

이재근^{1,4} · 권상철² · 김순태² · 정효태² · 김용관³ · 박성혁^{4,#}

Comparison of Microstructure and Hardness of Pure Copper Fabricated by Multi-Axial Forging and Multi-Axial Diagonal Forging

J. K. Lee, S. C. Kwon, S. T. Kim, H. T. Jeong, Y. G. Kim, S. H. Park

(Received May 30, 2019 / Revised August 30, 2019 / Accepted September 2, 2019)

Abstract

Multi-axial forging (MAF), a severe plastic deformation technique, is known to be difficult to obtain materials with homogeneous microstructures. Recently, multi-axial diagonal forging (MADF) process has been developed to solve this problem. In this study, in order to compare the microstructural and mechanical homogeneities of the MAFed and MADFed samples, oxygen-free copper (OFC) cubes measuring 25 mm in length were deformed through MAF and MADF processes and the average grain size and hardness were measured at the edge, face, and center regions of the samples. In the MAFed samples, ultrafine grains were formed at the center region, but a considerable amount of coarse grains remain at the face region. Therefore, the MAFed samples showed a high inhomogeneity in regards to grain size and hardness. On the contrary, in the case of the MADFed sample, the grain sizes at the edge, face, and center regions were similar and the hardness in all the regions are almost similar. This indicates that the MADFed sample has a homogeneous microstructure and uniform mechanical properties, which can be attributed to the homogeneous distribution of the effective strain throughout the material. The results of this study suggests that the MADF is a suitable process in the fabrication of high-strength copper materials with a homogeneous and ultrafine grain structure.

Key Words : Multi-Axial Forging, Multi-Axial Diagonal Forging, Severe Plastic Deformation, Microstructural Homogeneity, Effective Strain

1. 서론

구리재료는 우수한 성형성, 내식성, 전기전도도, 향균성 등을 보유하고 있어 여러 산업분야에 사용되고 있다. 하지만 탄소강, 합금강, 알루미늄합금 등에 비하여 강도가 상대적으로 낮아 고강도 구조재료로 사용하기에는 한계가 있다. 따라서 구리재료의

적용 부품을 다양화하고 사용 범위를 확대하기 위해서는 강도 향상이 반드시 요구된다. 하지만 현재 양산에 적용중인 상용공법(압연, 압출, 인발 등)은 공정 중 부과되는 가공비(working ratio) 만큼 재료의 단면적이 줄어들기 때문에 소재에 부과할 수 있는 유효변형률(effective strain)이 제한적이다. 따라서, 상용공법으로는 변형을 통한 강도 증가에 한계가 있다. 이러한 한계를 극복하기 위한 공정방법으로 강소성 가공법(severe plastic deformation, SPD)이 도입될 수 있다. 강소성 가공법은 소재에 높은 변형률을 부과함으로써 높은 전위밀도와 입도 미세화를 통해

1. ㈜ 풍산

2. 강릉원주대학교

3. ㈜ 솔루션랩

4. 경북대학교

Corresponding Author : Kyungpook National University, E-mail: sh.park@knu.ac.kr

고강도의 물성을 야기할 수 있는 효과적인 가공법이다[1~4]. 강소성 가공법의 대표적인 방법으로는 등통로각압축(equal channel angular pressing, ECAP)[5~6], 고압비틀림(high pressure torsion)[7], 이속압연(differential speed rolling)[8] 등이 있다. 기존의 상용공법은 대부분 대칭가공인 반면, 강소성 가공법은 주로 비대칭가공으로 소재에 전단변형을 효과적으로 부여할 수 있고, 반복적인 가공을 통해 큰 변형률을 부과하여 강도를 획기적으로 증가시킬 수 있다[9~12]. 하지만, 대부분의 비대칭 가공법은 공정간 재료의 손실, 가공장치 구조의 복잡성, 가공공정의 난이성 등으로 실험실 수준의 연구로만 머물고 있는 실정이다. 이러한 단점을 보완할 수 있는 강소성 가공법으로 다축단조(multi-axial forging, MAF) 공법이 제시되고 있다. 이 공법은 가공의 각 패스(pass)마다 재료를 x, y, z축으로 90° 씩 회전하면서 반복 단조하는 방법으로, 재료의 손실이 없고 가공 장치와 공정이 단순하다는 장점을 가진다[13~15]. 하지만, MAF 공법은 공정 특성상 소재와 금형의 접촉부와 소재 내부 간의 미세조직적 편차[16]가 크게 발생하여 재료의 물성이 불균질(inhomogeneous)하며, 이로 인해 고강도 구조재료로의 사용에 있어 부적합할 수 있다. 이러한 MAF의 단점을 보완하기 위해 최근 다축대각단조(multi-axial diagonal forging, MADF) 공법이 개발되었다. MADF 공법은 MAF 공정에 대각단조(diagonal forging, DF) 공정을 추가한 공법이다. 즉, MAF는 면단조(plane forging, PF)와 복귀면단조(return-plane forging, R-PF)로 반복 가공이 수행되는 반면, MADF는 MAF 공정에 대각단조(diagonal forging, DF)와 복귀대각단조(return-diagonal forging, R-DF)를 추가하여 반복 가공이 수행된다.

Fig. 1은 MADF 공정의 개략도를 나타내고 있으며, 1사이클의 MADF 공정은 소재의 각 면에서 부과되는 PF와 R-PF 공정 각 3회(총 6패스)와 소재의 대각 방향으로 부과되는 DF와 R-DF 공정 각 3회(총 6패스)로 총 12패스의 단조공정으로 구성된다. DF와 R-DF 공정시에 모서리와 면의 위치를 완전히 바꿀 수 있기 때문에 MAF 공정의 단점인 불균질한 미세조직을 보완할 수 있을 것이라 예상할 수 있다. MADF 공법이 개발된 이후 구리와 알루미늄합금에 대해 MADF가 적용된 연구 결과들이 본 논문의 저자들에 의해 발표[17~20]되었으나, MAF와 MADF로 각각 제조된 순동의 미세조직에 대한 비교분석 연구 결과

는 보고된 것이 없다. 따라서, 본 연구에서는 순동 재료를 적용하여 강소성 가공법 중 양산적용 가능성이 높은 MAF 공정과 MADF 공정에 대한 유한요소해석(finite element analysis, FEA)과 더불어 각 공정으로 제조된 시편의 미세조직과 경도 분석을 통해 두 공정을 비교하고자 한다.

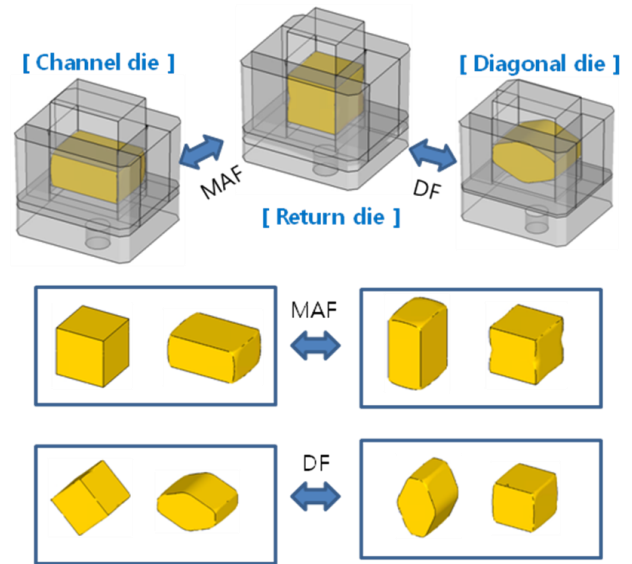


Fig. 1 Schematic illustration of MADF process

2. 시험 방법

2.1 MADF 공정

본 연구에서는 45 mm의 직경을 가지는 순도 99.96% 이상인 무산소동(oxygen free copper) 압출 봉 재료부터 MADF 시험을 위해 한번의 길이 25 mm인 정육면체(cube)로 절삭 가공하였다. 금형은 대각단조각(diagonal forging angle)을 135°, 각 패스당 두께감소율을 30%로 설정하여 MAF와 MADF 각 공정시마다 변형률이 유사하게 될 수 있도록 설계하였다. MADF 공정은 무윤활 상태로 상하복동식 200톤 프레스를 적용하여 수행하였다. MAF와 MADF 비교를 위해 Table 1과 같이 경로를 구분하여 시편을 제작하였다. 경로 A-6은 MAF 공정으로 PF와 R-PF를 각 축별 3회 반복하였고, 경로 A-12는 상기 경로 A-6의 MAF 공정을 2회 반복한 것이며, 경로 B-12는 MADF 공정으로 경로 A-6 수행 후 DF와 R-DF를 각 방향별 3회 반복하였다. 경로 A-12는 소재에 부과된 총 유효변형률이 경로 B-12와 유사하도록 하

기 위해 설계하여 수행한 조건이다. Fig. 2는 실험에 사용된 초기 시편과 각 경로에 따라 MAF와 MADF 공정을 수행한 후의 시편 사진이다.

Table 1 Details of MAF and MADF process routes

Route	Number of pass	Sample condition
A-6	6	MAF
A-12	12	MAF + MAF
B-12	12	MAF + DF (MADF)

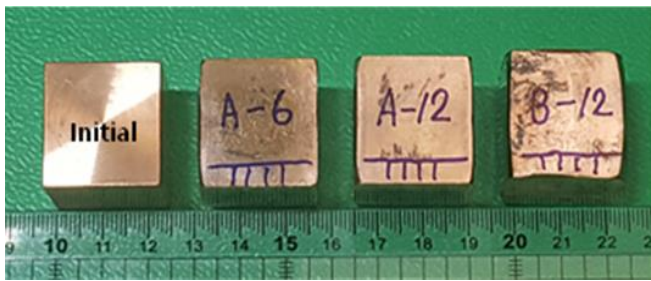


Fig. 2 Image showing initial specimen and MAFed and MADFed specimens

2.2 유한요소해석

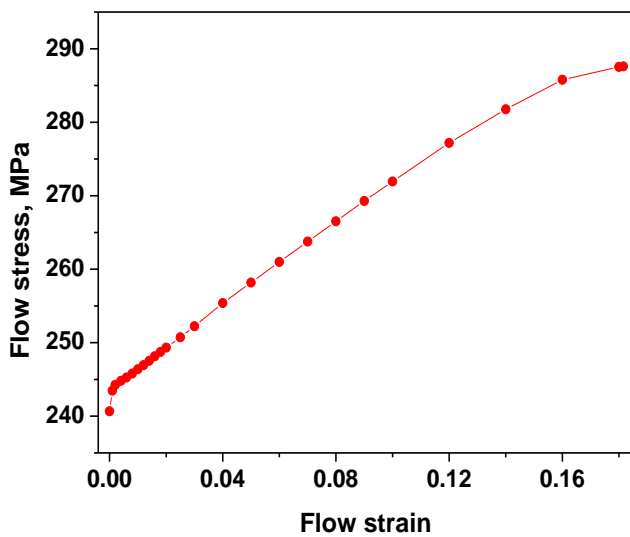


Fig. 3 Flow stress-strain curve for FEA

상용 유한요소해석 프로그램인 DEFORM™을 이용하여 Table 1과 같이 경로를 구분하여 공정해석을 수행하였다. 공정해석 조건으로 순동재료는 강소성 (rigid-plastic), 펀치와 다이는 강체(rigid), 마찰조건은 쿨롱마찰계수(Coulomb friction coefficient) 0.3[19]을 설정하였고, 변형 중 야기되는 온도의 변화는 고려하지 않았다. 또한 원소재의 인장시험 결과를 바탕으로 유동 응력-변형률 곡선을 Fig. 3과 같이 도출하여 해석에 적용하였다.

2.3 미세조직 및 경도 분석

미세조직을 관찰하기 위하여 전자후방산란회절 (electron backscatter diffraction, EBSD) 장비를 사용하여 시편 단조방향과 평행한 방향으로 시편을 절단하여 단면부를 분석하였으며, 소재의 미세조직 균질도(homogeneity) 확인을 위해 MADF 공정의 대칭성을 고려하여 Fig. 4 와 같이 단면부의 모서리(edge), 면(face), 중심(center) 영역에 대해 각각 EBSD 를 측정하였다. 또한, 시편의 물성 균질도를 확인하고자, 단면부의 각 영역에서 비커스 경도(Vicker ' s hardness)를 측정하였으며, 하중 100 gf 조건으로 12 회 측정 후 최대값과 최소값을 제외하고 평균하였다.

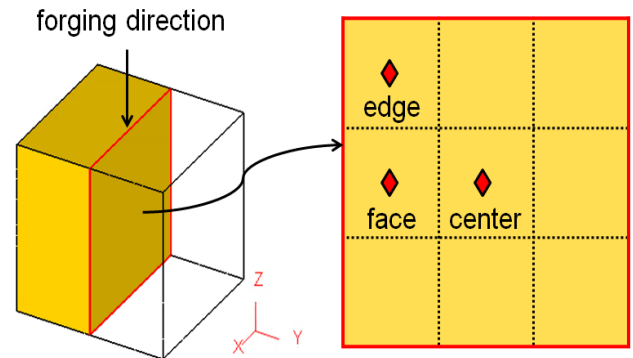


Fig. 4 Schematic illustration showing analyzed positions

3. 결과 및 고찰

3.1 유한요소해석

Fig. 5는 각 경로에 따라 수행된 최종 시편들의 x, y, z 각 단면에서의 유효변형률 분포를 보여주는 유한요소해석 결과이다. Fig. 5(a)는 경로 A-6의 결과로 유효변형률이 소재 중심부와 모서리부(단면의 코너

부)에서 높고, 면부(단면의 상하면과 측면)의 가운데 영역에서 낮게 나타났다. Fig. 5(b)는 경로 A-12의 결과로 소재 중심부에서 유효변형률이 가장 높고, 최종심 주변부와 모서리부에서 유효변형률이 다소 높은 값을 보이며, 면부의 가운데 영역에서 유효변형률이 낮게 나타났다. 경로 A-12는 경로 A-6을 2회 반복한 공정이므로 경로 A-6의 결과보다 유효변형률 편차가 더욱 심해졌음을 알 수 있다. Fig. 5(c)는 경로 B-12의 결과로 중심부에서 가장 높은 유효변형률을 나타내고, 그 외 부분에서는 각 면에 따라 유효변형률의 분포가 다소 차이를 보이긴 하지만, 경로 A-12의 결과와 달리 위치에 따른 유효변형률 편차가 매우 작음을 확인할 수 있다. 이는 MADF 공정이 소재 내에 균일한 변형을 부과할 수 있다는 것을 보여준다.

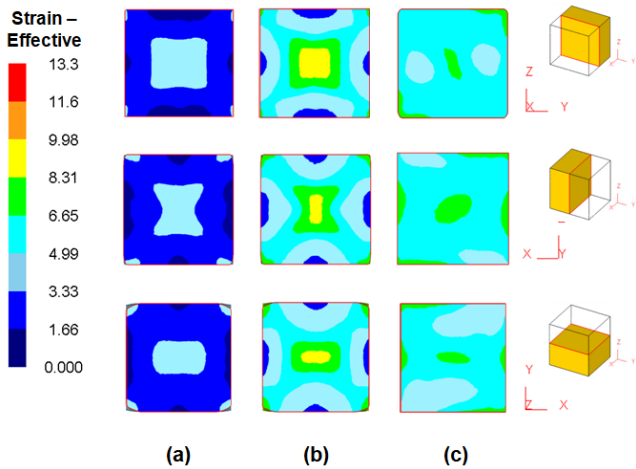


Fig. 5 Distribution of effective strain on cross-sectional areas after MAF and MADF processes: (a) route A-6, (b) route A-12, and (c) route B-12

Fig. 6은 경로 A-12와 경로 B-12에서 8패스, 10패스, 12패스 변형 후 x, y, z 단면에서 화살표 방향으로 위치별 유효변형률의 변화를 보여주는 유한요소해석 결과이다. 경로 A-12의 경우, 면과 방향에 관계없이 패스가 증가할수록 면부에 비해 중심부의 유효변형률이 더 큰 폭으로 증가하여 중심부와 면부의 편차가 더욱 증가하였다. 특히 x면 y방향 (Fig. 6(b))에서 유효변형률이 중심부 8.82, 면부 2.53으로 중심부의 유효변형률이 면부에 비해 약 3.5배 높아 변형률 분포의 불균질성이 매우 컸다. 이에 반하여, 경로 B-

12의 경우, 패스가 증가할수록 중심부와 면부에서 동시에 유효변형률이 증가하며 위치별 유효변형률의 편차가 경로 A-12에 비해 작음을 알 수 있다.

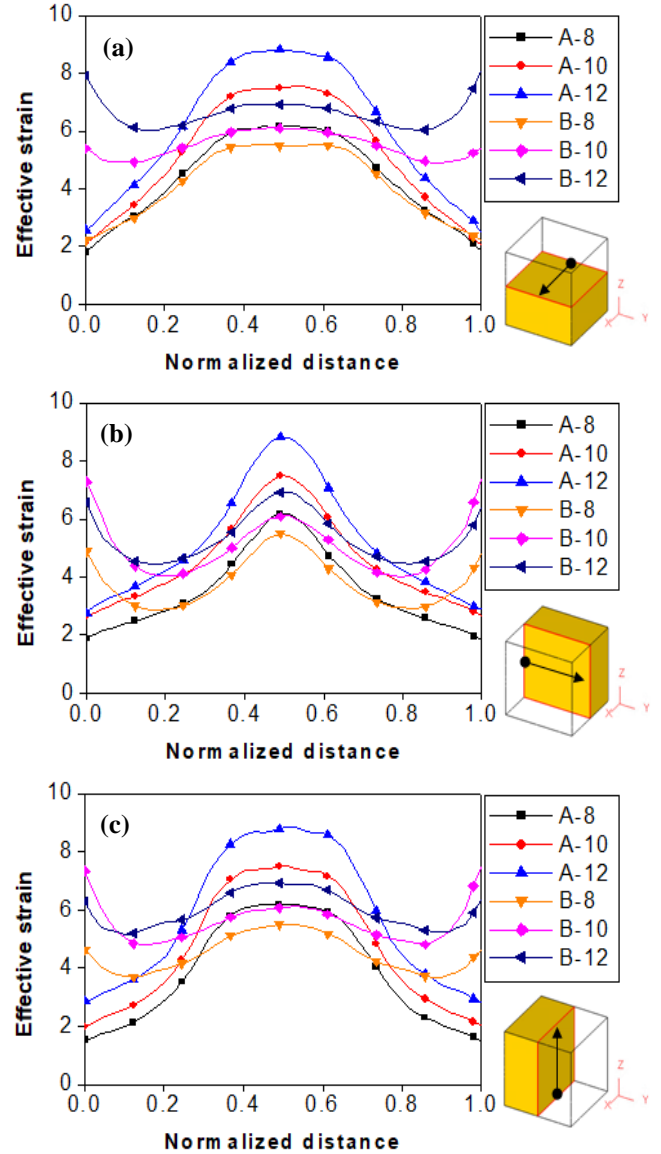


Fig. 6 Distribution of effective strain on cross-sectional areas after 8, 10, and 12 passes of route A-12 and route B-12 processes: (a) x direction on z plane, (b) y direction on x plane, and (c) z direction on y plane

3.2 미세조직

Fig. 7은 초기 소재로 사용된 순동 압출재의 표면부와 중심에서 관찰한 EBSD 역극점도지도(inverse

pole figure map, IPF map)를 보여준다. 표면부에 높은 변형이 야기되는 열간 압출공정의 특성으로 인해 초기 소재의 표면부에서의 결정립 크기가 중심부에 비해 미세한 것을 알 수 있다.

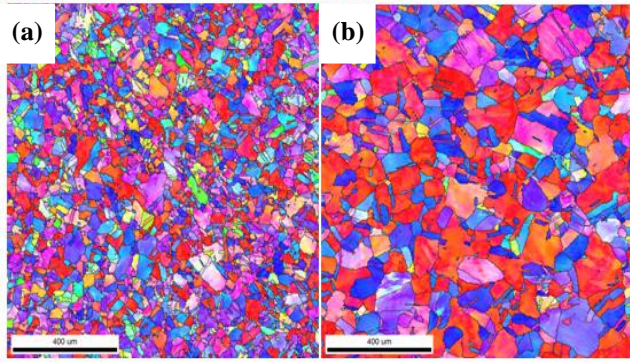


Fig. 7 IPF map of initial pure copper: (a) near surface and (b) center

Fig. 8~10은 경로 A-6, 경로 A-12, 경로 B-12 공정으로 제조된 시편들의 모서리부, 면부, 중심부에서의 미세조직을 보여주는 역극점도지도를 각각 나타내었다. 경로 A-12와 경로 B-12의 중간 공정에 해당되는 경로 A-6의 경우, 시편의 중심부에서 초미세립이 일부 관찰되지만, 경로 A-12와 경로 B-12에 비해 결정립 미세화가 많이 진전되지 못하였으며, 특히 면부에는 조대한 결정립이 대부분 남아있다 (Fig. 8). 경로 A-12의 경우, 시편 중심부에서는 균질한 초미세립들이 전반적으로 형성되어 있고, 모서리부에서는 중심부보다는 조직이 불균질하고 연신된 결정립들이 다수 존재하지만 상당량의 초미세립들이 형성되었다 (Fig. 9(a)와 9(c)). 하지만 면부에서는 경로 A-6과 마찬가지로 조대한 결정립이 대부분 그대로 남아 있어 중심부와 면부의 결정립 편차가 매우 크게 된다 (Fig. 9(b)). 경로 A-6과 경로 A-12로 제조된 시편의 미세조직을 통해, MAF 공정에서는 반복 가공의 횟수가 증가함에 따라 시편의 중심부와 면부에서의 결정립 크기 편차가 점점 증가한다는 것을 알 수 있다. 반면, 경로 B-12의 경우, 시편 전반에 걸쳐 동시에 결정립 미세화가 비교적 균일하게 발생하였으며, 특히 면부에서의 미세조직을 보면 MAF 공정 시편들의 면부에 비해 결정립 미세화가 활발

히 발생한 것을 알 수 있다 (Fig. 10). 이러한 결과들은 MADF 공정으로 반복 가공을 할 경우 MAF 공정과 달리 시편의 전 영역에 걸쳐 균질한 미세조직을 얻을 수 있다는 것을 보여준다.

Table 2와 Fig. 11은 방위차(misorientation angle) 5° 이상을 결정립계로 설정하여 측정된 초기 소재와 각 경로로 제조된 시편의 위치별 평균 결정립 크기와 전체 평균값을 나타낸 것이다. 초기 소재에서는 열간 압출재의 특성상 중심부의 결정립이 가장 조대하였으나, MAF와 MADF 공정을 통해 중심부에서 결정립 크기가 가장 큰 폭으로 감소되었다. 경로 A-6의 경우, 시편 중심부의 결정립 크기가 초기 소재 $78.6 \mu\text{m}$ 에서 $3.1 \mu\text{m}$ 로 급격히 감소되었으나, 면부에서는 $35.3 \mu\text{m}$ 에서 $17.5 \mu\text{m}$ 로 비교적 소량 감소하였다. 경로 A-12의 경우, 경로 A-6 공정을 두 번 반복한 공정임에도 불구하고, 시편의 중심부에 비해 면부의 결정립 크기가 크게 감소되지 않았다. 이것은 유한요소해석 결과인 유효변형률 분포와 일치되는 내용으로, 소재와 금형의 접촉부에서는 소성 변형을 효과적으로 부과할 수 없기 때문에 결정립 크기가 큰 폭으로 감소되기 어렵다. 반면, 경로 A-12와 유효변형률이 전반적으로 유사한 경로 B-12의 경우, 시편 중심부에서의 결정립 크기가 경로 A-12의 중심부 결정립에 비해 약간 컸지만, 면부에서는 경로 A-6과 A-12에 비해 큰 폭으로 감소되었다. 이 또한 유한요소해석 결과인 유효변형률 분포와 일치되는 내용으로, 기존 MAF 공정에서는 면부에서의 유효변형률이 중심부와 모서리부에 비해 낮아 결정립 미세화가 적게 발생하고 이로 인해 위치별 결정립 편차가 크게 된다. 반면, DF와 R-DF 공정을 통해 모서리부와 면부의 위치가 서로 변하게 되는 MADF 공정에서는 소재에 부과된 유효변형률이 위치에 따라 큰 차이를 보이지 않으므로 가공 후 소재 전반에 걸쳐 균일한 결정립 크기를 가지게 된다. 각 경로에 따른 시편의 전체 평균 결정립 크기를 비교한 결과, 면부에서의 효과적인 결정립 미세화로 인해 경로 B-12 시편의 평균 결정립 크기가 $3.4 \mu\text{m}$ 로 경로 A-6 시편의 $10.1 \mu\text{m}$ 와 경로 A-12 시편의 $6.4 \mu\text{m}$ 에 비해 작게 나타났다. 각 측정 위치에서의 결정립 크기에 대한 표준편차는 경로 A-12의 경우, 시편 중심부에서 가장 작고 면부와 모서리부에서 크게 나타났다.

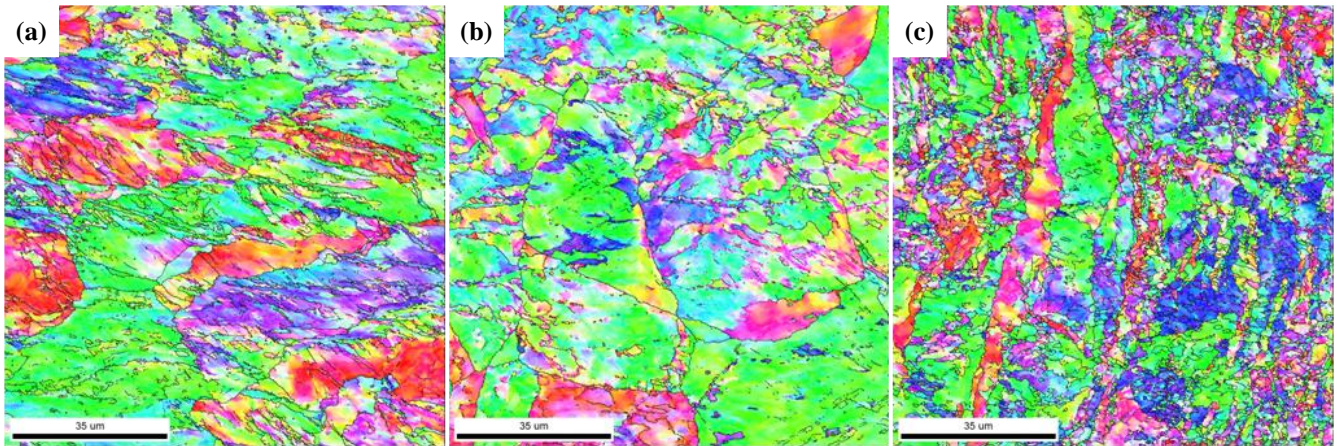


Fig. 8 IPF map of MAFed sample with route A-6: (a) edge, (b) face, and (c) center

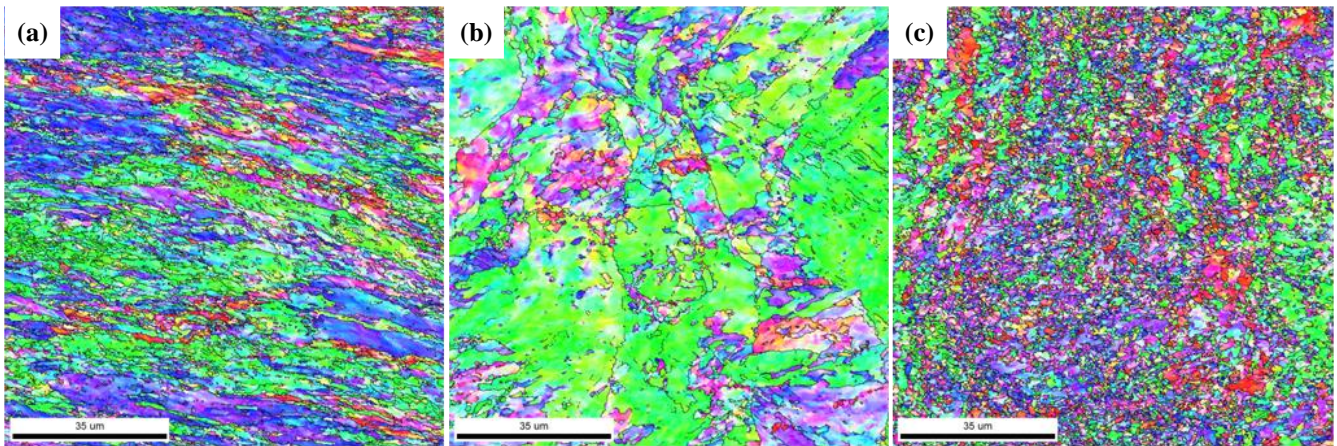


Fig. 9 IPF map of MAFed sample with route A-12: (a) edge, (b) face, and (c) center

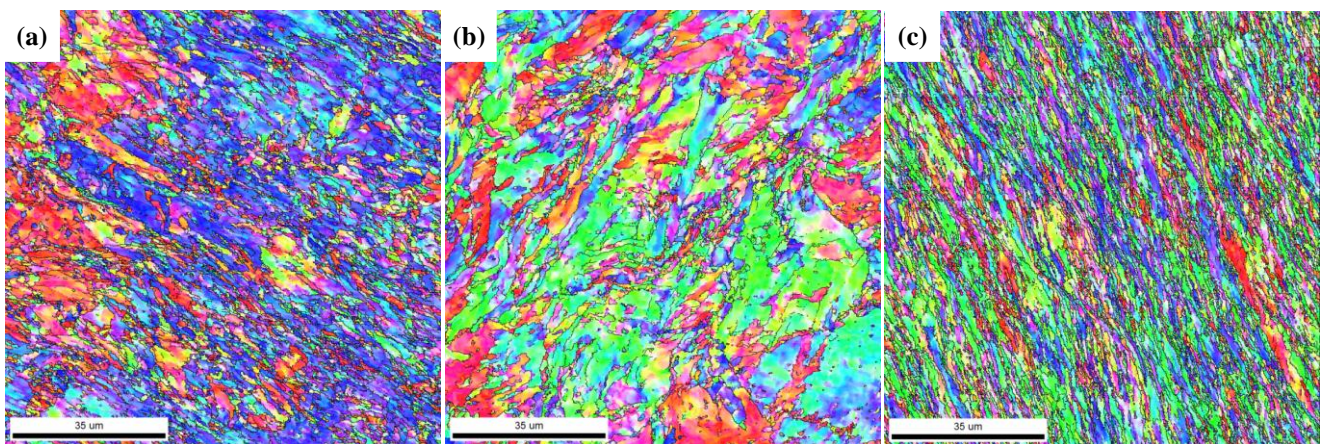


Fig. 10 IPF map of MADFed sample with route B-12: (a) edge, (b) face, and (c) center

Table 2 Average grain sizes of initial, MAFed, and MADFed samples (μm)

Sample	Edge	Face	Center	Average
Initial	-	35.3	78.6	57.0
A-6	9.7	17.5	3.1	10.1
A-12	2.6	15.4	1.2	6.4
B-12	2.3	6.4	1.6	3.4

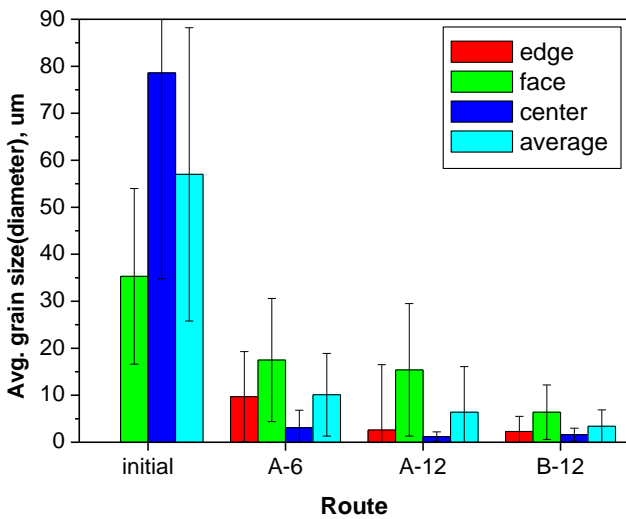


Fig. 11 Average grain sizes at edge, face, and center regions and their average value of initial, MAFed, and MADFed samples

경로 B-12의 경우, 시편 중심부에서는 경로 A-12에 비해 다소 컸지만, 면부와 모서리부에서는 훨씬 작게 나타났다. 표준편차의 평균값 또한 경로 B-12 시편이 경로 A-6과 경로 A-12 시편에 비해 크게 작으며, 이는 미세조직 균질도가 MAF 시편에 비해 MADF 시편이 높은 것을 의미한다. 상기 결과로부터 MADF 공정으로 반복 가공시 결정립 크기가 더욱 균질하게 미세화될 수 있을 것으로 판단되며, 이러한 미세조직의 특성을 미루어 볼 때, MADF 공정으로 제조된 시편의 경우 균질한 기계적 물성을 얻을 수 있을 것으로 예상할 수 있다.

3.3 경도

초기 소재와 각 경로로 제조된 시편의 위치별 경도 측정 결과를 Table 3과 Fig. 12에 나타내었다. 시편

의 평균 경도값은 초기 소재의 86.0 HV에서 경로 A-6 공정 후에는 130.6 HV로 큰 폭으로 증가하였고, 경로 A-6 공정 후 추가적인 변형이 부과된 경로 A-12와 경로 B-12 시편에서는 각각 136.1 HV과 134.5 HV로 소폭 증가하였다. 경로 A-12의 경우, 시편의 평균 경도값이 136.1 HV로 가장 높았으나, 중심부와 면부의 경도 차이가 13.6 HV로 큰 반면, 경로 B-12의 경우, 위치별 경도 차이가 0.6 HV이하로 거의 동일한 경도를 나타내었다.

이와 같이 MADF 공정으로 반복 가공을 하게 되면 결정립을 효과적으로 미세화시켜 큰 강도 향상을 야기할 수 있을 뿐만 아니라, 균일한 변형을 소재 전반에 부과하여 균질한 미세조직과 물성을 가지는 소재를 제조할 수 있으므로 MAF 공정에 비해 고강도 구조재료 개발에 더 적합한 공정으로 판단된다.

Table 3 Average hardness values of initial, MAFed, and MADFed samples (HV)

Sample	Edge	Face	Center	Average
initial	88.4	87.2	82.5	86.0
A-6	134.2	122.2	135.5	130.6
A-12	139.8	127.4	141.0	136.1
B-12	134.8	134.6	134.2	134.5

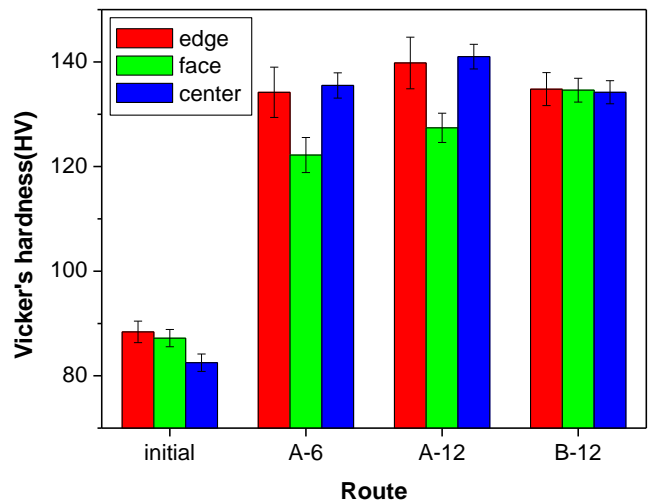


Fig. 12 Average hardness values at edge, face, and center regions of initial, MAFed, and MADFed samples

4. 결 론

본 연구에서는 한변의 길이가 25 mm인 정육면체 순동 재료로 MAF 와 MADF 공정에 대한 유한요소 해석과 실제 가공을 수행하였다. 각 공정 경로 및 소재 위치에 따른 유효변형률 분포, 미세조직 및 경도 변화를 관찰하여 결정립 크기와 경도의 균질성을 비교하였고, 유효변형률과의 상관관계를 분석하였다.

(1) MAF(경로 A-12) 공정 적용을 통해, 시편 중심부는 초미세 결정립으로 이루어진 조직을 얻을 수 있었지만, 면부에는 초기 조대한 결정립이 대부분 남아있어 결정립의 불균질성이 매우 컸다. 이것은 금형과 소재의 접촉부에서는 효과적인 유효변형률을 부과하기가 어렵기 때문이다.

(2) MADF(경로 B-12) 공정은 MAF(경로 A-12) 공정에 비해 균일한 결정립 크기 분포를 얻을 수 있었으며, 이것은 모서리부와 면부의 위치를 바꾸어 주는 대각단조 가공으로 인해 유효변형률이 소재 전반적으로 고르게 분포하기 때문이다.

(3) MAF 와 MADF 공정 모두 초기 소재에 비해 56% 가량 향상된 경도를 보였으나, MAF 공정의 경우 위치에 따른 경도 편차가 컸다. 반면, MADF 공정은 소재 중심부와 모서리부의 경도가 MAF 공정에 비해 소폭 낮았으나, 위치별 편차 없이 거의 동일한 경도를 보였다.

(4) 유한요소해석 결과와 실시험 결과로부터, MAF 공정보다는 MADF 공정을 통해 소재 내에 보다 균일한 변형을 부과하고 이로 인해 균질한 미세조직과 물성을 가지는 소재를 제조할 수 있음을 확인하였다. 따라서, 고강도 구조재료용 초미세립 순동 개발을 위해서 MADF 공정이 기존의 MAF 공정보다 더 적합한 것으로 판단된다.

REFERENCES

- [1] R. Z. Valiev, 2004, Nanostructuring of Metals by Severe Plastic Deformation for Advanced Properties, *Nat. Mater.*, Vol. 3, No. 8, pp. 511~516.
- [2] R. Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. G. Langdon, M. J. Zechetbauer, Y. T. Zhu, 2006, Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation, *JOM*, Vol. 58, No. 4, pp. 33~39.
- [3] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov, 2000, Bulk Nanostructured Materials from Severe Plastic Deformation, *Prog. Mater. Sci.*, Vol. 45, pp. 103~189.
- [4] R. Z. Valiev, I. V. Alexandrov, Y. T. Zhu, T. C. Lowe, 2002, Paradox of Strength and Ductility in Metals Processed by Severe Plastic Deformation, *J. Mater. Res.*, Vol. 17, No. 1, pp. 5~8.
- [5] K. H. Song, H. S. Kim, W. Y. Kim, 2011, Enhancement of Mechanical Properties and Grain Refinement in ECAP 6/4 Brass, *Rev. Adv. Mater. Sci.*, Vol. 28, pp. 158~161.
- [6] E. A. El-Danaf, M. S. Soliman, A. A. Almajid, M. M. El-Rayes, 2007, Enhancement of Mechanical Properties and Grain Size Refinement of Commercial Purity Aluminum 1050 Processed by ECAP, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 458, pp. 226~234.
- [7] A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon, 2008, Using High-Pressure Torsion for Metal Processing: Fundamentals and Applications, *Prog. Mater. Sci.*, Vol. 53, No. 6, pp. 893~979.
- [8] W. J. Kim, K. E. Lee, S. H. Choi, 2009, Mechanical Properties and Microstructure of Ultra Fine-Grained Copper Prepared by a High-Speed-Ratio Differential Speed Rolling, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 506, pp. 71~79.
- [9] A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D.Y. Yang, F. Micari, G.D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski, A. Yanagida, 2008, Severe Plastic Deformation (SPD) Processes for Metals, *CIRP Ann.*, Vol. 57, No. 2, pp. 716~735.
- [10] Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, 1998, The Process of Grain Refinement in Equal-Channel Angular Pressing. *Acta Mater.*, Vol. 46, No. 9, pp. 3317~3331.
- [11] Y. M. Hwang, G. Y. Tzou, 1997, Analytical and Experimental Study on Asymmetrical Sheet Rolling, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 39, No. 3, pp. 289~303.
- [12] S. H. Lee, D. N. Lee, 2001, Analysis of Deformation Textures of Asymmetrically Rolled Steel Sheets, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 43, No. 9, pp. 1997~2015.
- [13] Q. Chen, D. Shu, C. Hu, Z. Zhao, B. Yuan, 2012, Grain Refinement in an As-Cast AZ61 Magnesium Alloy Processed by Multi-Axial Forging under the Multi Temperature Processing Procedure, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 541, pp. 98~104.

- [14] R. Kapoor, A. Sarkar, R. Yogi, S. K. Shekhawat, I. Samajdar, J. K. Chakravarty, 2013, Softening of Al during Multi-Axial Forging in a Channel Die, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 560, pp. 404~412.
- [15] Z. Hussain, F. A. Al-Mufadi, S. Subbarayan, O. M. Irfan, 2018, Microstructure and Mechanical Properties Investigation on Nanostructured Nickel 200 Alloy Using Multi-Axial Forging, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. 712, pp. 772~779.
- [16] Q. F. Zhu, L. Li, C. Y. Ban, Z. H. Zhao, Y. B. Zuo, J. Z. Cui, 2014, Structure Uniformity and Limits of Grain Refinement of High Purity Aluminum during Multi-Directional Forging Process at Room Temperature, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, Vol. 24, No. 5, pp. 1301~1306.
- [17] S. T. Kim, S. C. Kwon, D. V. Kim, S. Lee, S. H. Choi, H. T. Jeong, 2018, Microstructural Changes of OFC According to the Processing Number of Multi-Axial Diagonal Forging (MADF), *Trans. Mater. Process*, Vol. 27, No. 6, pp. 347~355.
- [18] S. C. Kwon, S. T. Kim, D. V. Kim, J. K. Lee, S. J. Seo, T. S. Yoon, H. T. Jeong, 2018, Mechanical Properties of OFC Copper Fabricated by Multi-Axial Diagonal Forging (MADF), *Trans. Mater. Process*, Vol. 27, No. 4, pp. 250~256.
- [19] H. T. Jeong, M. S. Kim, S. C. Kwon, S. T. Kim, S. Lee, S. H. Choi, 2019, Comparison Between Multi-Axial Forging and Multi-Axial Diagonal Forging of AA1100 Using Finite Element Analysis, *Korean J. Met. Mater.*, Vol. 57, No. 1, pp. 18~27.
- [20] M. S. Kim, S. C. Kwon, S. T. Kim, S. Lee, H. T. Jeong, S. H. Choi, 2019, Effect of Forging Type on the Deformation Heterogeneities in Multi-Axial Diagonal Forged AA1100, *Met. Mater. Int.*, Vol. 25, No. 3, pp. 779~793.