

고강도 7175Al 형단조재의 기계적 성질에 미치는 제조공정의 영향

이인기 · 강성수 · 이오연[†]

전북대학교 신소재공학부, 신소재개발연구센터

Effect of Fabrication Process on the Mechanical Properties of High Strength 7175Al Die Forgings

I. G. Lee, S. S. Kang and O. Y. Lee[†]

School of Advanced Materials Engineering & RCAMD, Chonbuk National University, Chonju, Korea 561-756

(2003년 10월 20일 받음, 2003년 11월 19일 최종수정본 받음)

Abstract The aim of this study is to investigate the fabrication processes on the microstructural changes and mechanical properties of large 7175 aluminum die forgings. The billets range from 370 to 720 mm in diameter were homogenized and hot forged after direct chill casting. The strength and elongation of the homogenized cast billets were revealed nearly same level independent of the billet diameter. However, these properties of $\phi 370$ mm cast billet were superior to those of $\phi 720$ mm billet under T_6 condition. The tensile strength of die forged specimens under T_6 condition increased up to 20% than that of solution treatment, however, the elongation was reduced to 50%. The fracture toughness of die forged specimens under T_6 condition was 35.6~39.0 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ irrespective of the billet size and free forging processes, but this property increased up to 10% by T_{74} treatment. The fracture toughness of die forged specimen manufactured with $\phi 370$ mm cast billet showed nearly same level of $\phi 720$ mm billet which was processed using MF or Cog free forging followed by die forging.

Key words 7175Al alloy, Die forgings, Multi-axial forging, Tensile properties, Fracture toughness

1. 서 론

7XXX Al합금은 비강도가 높아 항공기뿐만 아니라 유도탄의 기체 및 추진기관 경량화 재료로서 많이 사용되고 있고 미국, 러시아 등 기술선진국에서는 재료특성에 따라 다양한 알루미늄합금 소재를 개발하여 사용하고 있다. 그 대표적인 합금이 500 MPa 이상의 인장강도를 갖는 7075Al 합금이다. 이 합금은 1950년대 Alcoa社에 의해 개발되어 비행기의 동체, 칸막이, 날개 및 착륙기아 지지대 등에 널리 쓰이고 있으며 군사적인 목적으로 F-111, C-141등의 날개부위 및 미사일에 사용되고 있다.^{1,2)} 하지만 T_6 처리시 좁고 고립된 슬립대를 형성하고 입계 주위에 석출물이 존재하지 않는 무석출대(PFZ)를 형성하여 응력부식균열(SCC)에 대한 저항성이 낮다는 단점이 있다. 이러한 7075Al의 단점을 보완하기 위해 개발된 합금이 7175Al이다. 이 합금은 7075Al 합금보다 Fe 및 Si등의 불순물 함량을 낮춘 것 이외에는 7075Al 합금과 동일한 화학조성을 갖으며, T_{74} 와 같은 과시효 열처리를 행함으로써 고강도를 유지하면서 SCC저항성, 파괴인성 및 피로특성을 향상시킨 재질이다.^{3,4)}

추진복합기술에서 대형 형단조제품은 단위 체적이 크기 때문에 부품의 성형을 가능토록 하고, 강도 및 파괴인성

등의 신뢰도를 확보하기 위하여 $\phi 720$ mm급인 7175Al 합금 대형 빌렛트가 요구된다. 고강도 7XXX계 Al합금의 대형 빌렛트는 D.C. 반연속 주조방식으로 제조되며 과거 국내기술로 제작 가능한 빌렛트의 크기는 $\phi 370$ mm 수준이었다. 그러나 국내 항공우주산업분야의 기반기술인 고강도 Al합금 소재개발을 위해 러시아에서 대형 빌렛트의 용해/주조 기술을 도입하고, 지난 10년 동안 국내에서 지속적인 연구개발을 통하여 $\phi 720$ mm급 대형 빌렛트의 국산화 기술이 확보되었다. 그러나 대형 빌렛트는 주조시 과대한 열응력 발생으로 주조균열이 발생하기 쉬우며 이를 억제하기 위해 주조속도를 낮게 유지하게 되는데, 이러한 낮은 응고속도는 내부의 조직을 조대하게 만들고 다량의 공정 조직과 비평형 응고상을 수반하여 열간 성형성을 떨어뜨리고 최종 제품의 기계적 성질을 저하시키게 된다. 대형 형단조제품을 제조하기 위해서는 $\phi 370 \sim 720$ mm 정도의 다양한 크기를 갖는 대형 빌렛트의 용해/주조기술, 예비단조/형단조 기술, 정밀열처리 기술, 잔류응력제거처리 기술 등이 요구되어지며, 대형 단조부품개발을 위한 기반기술의 실용화 및 상용화를 위해서는 최적 제조공정의 규격화와 공정변수에 따른 물성평가 필수적이다. 본 연구에서는 상용단계의 형단조제품 제작을 위해 Cog 또는 다축예비단조한 $\phi 720$ mm 대형 빌렛트와 $\phi 370$ mm 주조빌렛트로 제조된 형단조제품의 제조공정별 기계적 성질을 평가하였다.

[†]E-Mail : oylee@moak.chonbuk.ac.kr

2. 실험 방법

2.1 시편제조 및 열처리

용해는 Alcoa Korea사의 8톤 반사로서 99.9%Al 잉고트를 사용하여 7175Al 규격에 맞도록 합금성분을 첨가하여 용해한 후 반연속 주조하여 $\Phi 370$ mm와 $\Phi 720$ mm의 빌렛트를 제조하였다. 시편의 화학성분은 Table 1과 같다.

주조빌렛트의 균질화처리는 비평형상의 용해가 일어나지 않도록 300°C에서 3시간 유지한 후 30°C/hr 속도로 승온하여 460°C에서 16시간 가열한 다음 다시 승온하여 470°C에서 24시간 유지한 후 공냉하였다.

형단조품의 기계적 성질에 미치는 제조공정의 영향을 조사하기 위해 $\Phi 370$ mm 주조빌렛트는 균질화처리후 형단조하였고, $\Phi 720$ mm 빌렛트는 $\Phi 680$ mm로 황삭가공한 다음 중간단조공정인 Cogging 또는 다축단조(multi-axial forging, MF)공정을 거쳐 형단조하였다. Cog공정은 $\Phi 680$ mm 빌렛트를 일정시간 가열한 후 유압프레스로 $\Phi 380$ mm까지 단계적으로 단면적을 감소(진변형률:1.16)시켰고, MF공정은 Fig. 1과 같은 공정을 거쳐 $\Phi 820 \times 105$ mm크기로 열간단조(진변형률:4.65) 하였다.

이와 같이 제조된 주조빌렛트($\Phi 370$ mm) 또는 중간단조재($\Phi 720$ mm 빌렛트를 Cog 또는 MF)를 일정한 길이로 절단한 후 6,000 ton 유압프레스에서 형단조하여 하우징 형태의 단조품으로 제작하였다. 제조공정을 변화시켜 제조된 형단조품의 열처리는 T_6 와 T_{74} 처리하였다. T_6 처리는 470°C에서 3시간 유지한 후 용체화처리한 다음 121°C에서 24시간 시효처리 하였고, T_{74} 처리는 T_6 처리후 165°C에서 20시간 시효처리 하였다.

2.2 조직관찰 및 기계적 성질 측정

광학현미경 조직은 시편을 정연마한 후 dilute Keller 시약으로 부식하여 관찰하였고, 2차상입자의 분석은 주사전자현미경을 이용하였다. 인장시험은 시험편을 ASTM E-8 규격으로 제작한 다음 5 mm/min의 인장속도로 실시하여 항복강도, 인장강도 및 연신율을 구하였다. 평면변형 파괴인성(K_{IC})은 표준 CT시편을 제작한 후 컴퓨터 제어방식의 유압탄성시험기(Instron 8516)를 사용하여 ASTM E-399 규정에 따라 시험하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 미세조직

7175Al 합금 대형 빌렛트는 D.C. 주조법으로 제조하는데 열응력에 의한 주조균열의 발생을 억제하기 위해 비교적 낮은 속도 (13~14 mm/min)로 주조하고 있다. 그러나 응고속도가 느릴수록 cell 크기가 커지며, 최종 응고부인 cell 입계는 주강화원소(Zn, Mg, Cu)와 불순물원소(Fe, Si)가 농축되면서 비평형상의 공정화합물이나 제2상입자를 형성하게 된다. 이러한 현상은 빌렛트의 표면부보다 중심부 쪽으로 갈수록 그리고 빌렛트 직경이 클수록 증가되는데 이들 화합물은 쉽게 고용되거나 소멸되지 않는 것으로^{5,6)} 알려져 있다. 주조 빌렛트는 열간가공전에 균질화처리를 하는데 이 과정에서 주강화정출상은 대부분 고용되어 열간가공성이 향상된다. 따라서 대형 주조빌렛트의 균질화처리는 주조시에 발생하는 열응력의 완화와 합금원소들의 편석을 방지하고 E상($Al_{18}Cr_2Mg_3$)을 미세하게 석출시켜⁷⁻⁹⁾ 후속공정에서 결정립 조대화를 억제하기 위해서 반드시 필요한 공정이다.

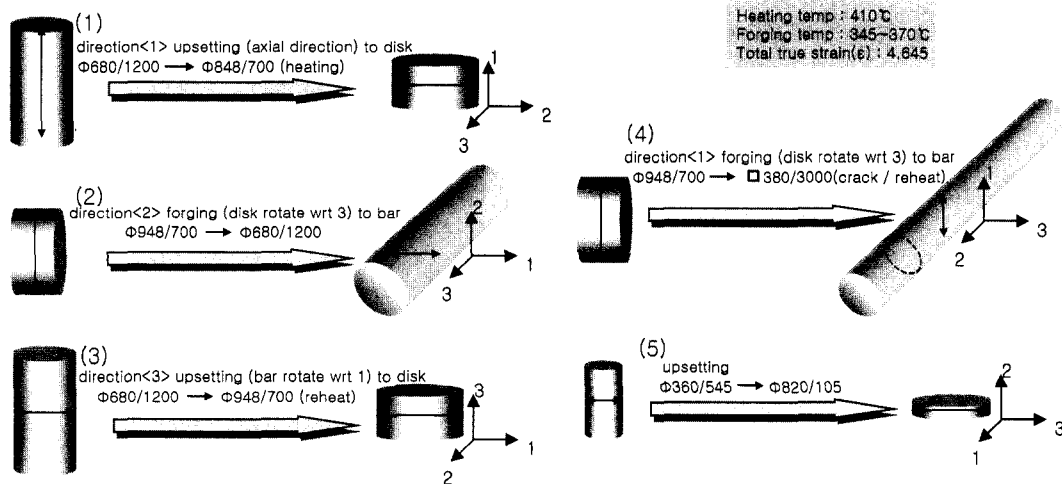


Fig. 1. Schematic drawing of billet making sequence of multi-axial forging (MF).

Table 1. Chemical composition of 7175Al alloys (wt.%)

Specimens	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
$\Phi 370$ mm	0.054	0.102	1.42	0.003	2.21	0.19	5.99	0.018	bal.
$\Phi 720$ mm	0.059	0.096	1.30	0.003	2.26	0.18	5.95	0.015	bal.

Fig. 2는 균질화처리 및 T₆ 처리한 7175Al 빌렛트의 미세조직을 나타낸 것이다. 균질화처리후에도 cell 입계에 공정화합물이나 2차상 입자가 다량 존재하였는데, Φ370 mm 빌렛트가 Φ720 mm 빌렛트(대형 빌렛트)에 비하여 그 양이 적고 입계 삼중점에서 관찰되는 기공크기도 작음을 알 수 있다. Φ370 mm 빌렛트나 대형 빌렛트를 고온 균질화처리할 때 두 빌렛트 모두 주용질원자들의 체적 확산은 동일한 수준이겠지만 고온에서는 입계 확산이 주요 기구가 되기 때문에 단위 체적당 입계 면적이 큰 Φ370 mm 빌렛트가 대형 빌렛트보다 입계에 존재하는 조대석출물의 감소율이 클 것으로 생각된다. 또한 Φ370 mm 빌렛트의 cell크기는 60 μm 정도이지만, 대형 빌렛트는 120 μm로서 Φ370 mm 빌렛트의 경우보다 대략 2배정도 큰 것으로 나타났다. 이것은 빌렛트 직경이 클수록 냉각속도가 느리기 때문에 입자성장에 의해 cell size가 조대화 된다고 생각된다. 특히 대형 빌렛트는 주조나 균질화처리시 재료 내외부의 냉각속도 차이가 심하여 빌렛트의 위치에 따라 cell size나 입계석출물의 분포양상도 상당한 차이가 있을 것으로 예측된다.

한편 T₆ 처리를 하면 결정립은 균질화처리 상태보다 20~30 μm 정도 증가하지만, 입계에 존재하는 가용성의 조대석출물은 급냉효과로 인해 대부분 기지금속내에 고용되어 소멸되며 입계가 뚜렷하고 직선화되는 경향을 보인다. 또한 원래 cell 입계에 존재하고 있던 2차상 입자들이 입내에서도 관찰(대형 빌렛트)되는데, 이러한 현상은 T₆ 처리에 의해 결정립이 성장하고 합체되면서 입계가 이동하기 때문이다.

Fig. 3은 균질화처리한 대형 주조빌렛트의 SEM/EDS

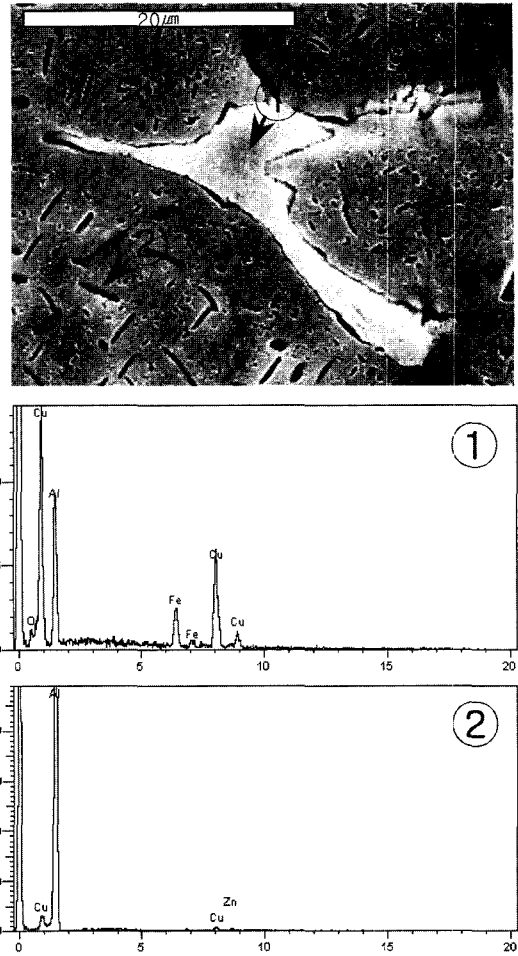


Fig. 3. SEM/EDS analysis of homogenized Φ720 mm cast billet.

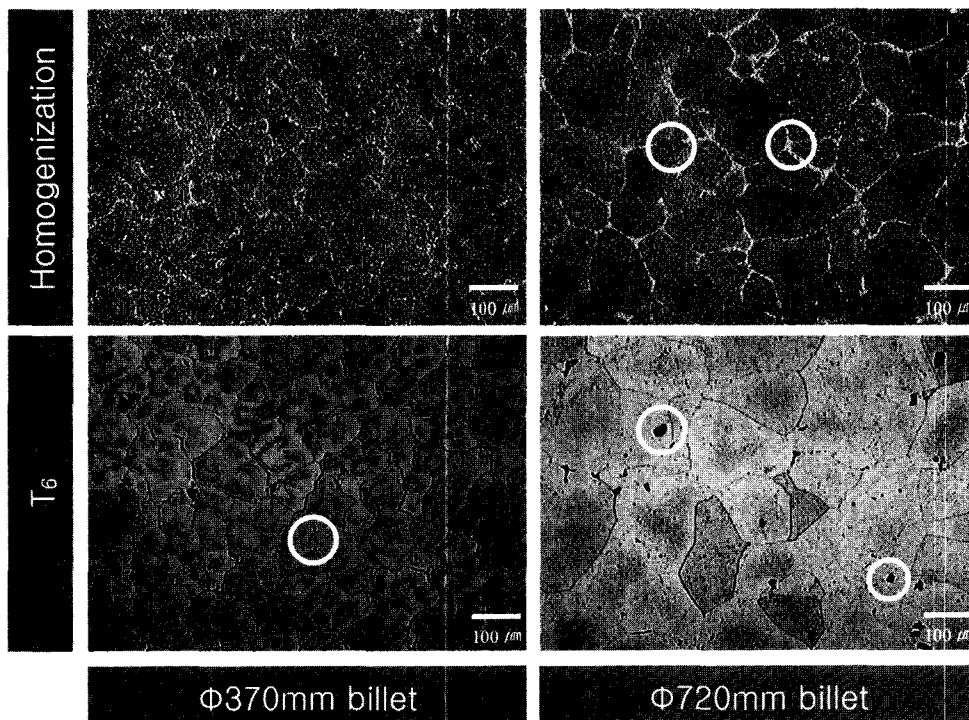


Fig. 2. Optical microstructures of homogenized and T₆ treated cast billets.

분석결과로서 입내에 크고 작은 봉상 또는 판상 형태 ②의 M상(MgZn₂)이 관찰되고 있다. M상은 hcp구조를 갖는 안정상으로서 균질화처리나 장시간 시효시 생성되며, 격자상수는 $a = 5.21\text{\AA}$, $c = 8.60\text{\AA}$ 으로 알려져 있다. Fig. 3에서 ①의 조대 정출물은 Al합금에서 입계에 흔히 나타나는 Cu-Fe계 화합물이며, Al합금의 기계적 성질 특히 파괴인성을 저하시키는 요인^{10,11)}으로 작용하므로 열간가공공정에서 깨어져 기지내에 미세하게 분산되도록 변형량을 충분히 부여해야 한다.

Fig. 4는 대형 빌렛트를 Cog 또는 MF한 중간단조재의 미세조직으로서 R(반경) 방향에서는 비교적 등축정의 형상이며, L(길이) 방향으로 길게 연신된 조직을 보여주고 있다. R방향에서 Cog재의 결정립은 20~30 μm , MF재는 40~50 μm 으로서 주조빌렛트의 조직에 비해 전자는 4~5배, 후자는 2~3배 감소하였다. MF재가 Cog재 보다 소성변형량이 훨씬 큰데도 불구하고 조직이 조대화된 것은 3회의 가열공정에 의해 결정립의 성장이 일어났기 때문이다.

Fig. 5는 MF재를 사용하여 390°C에서 예비단조한 다

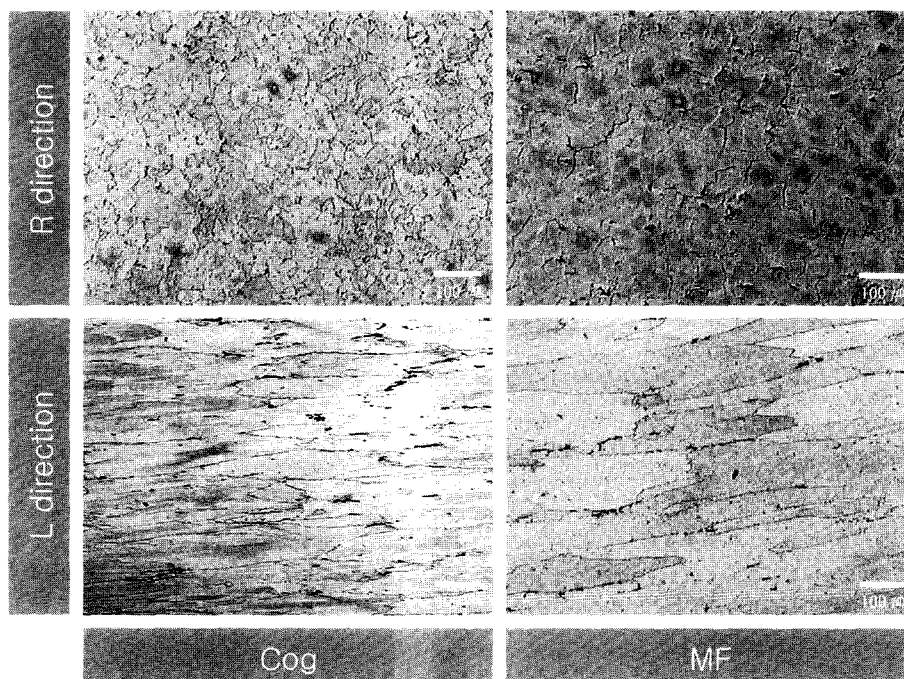


Fig. 4. Optical microstructures showing billet making processed specimens (Cog/MF).

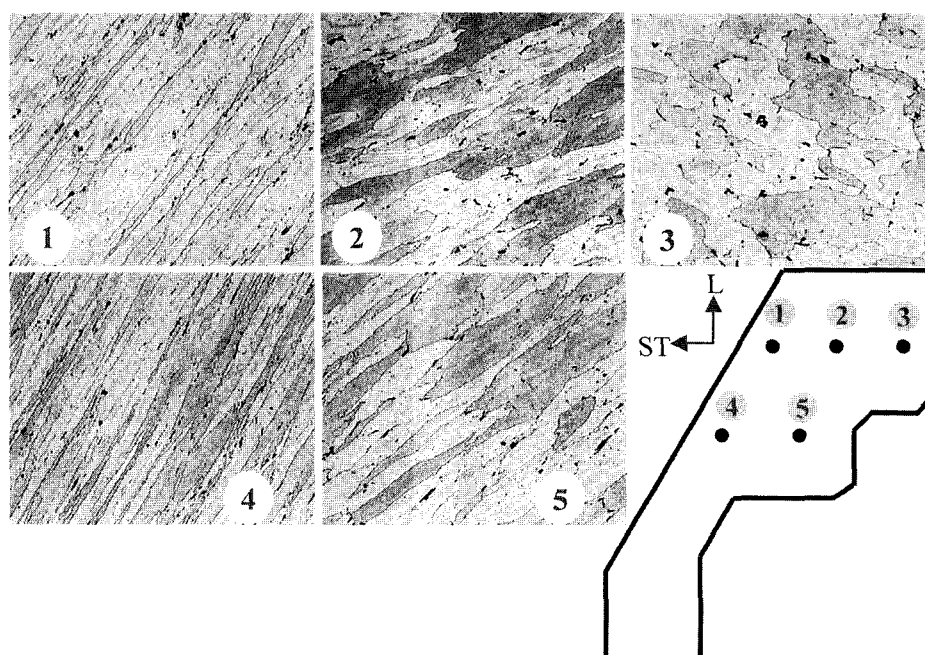


Fig. 5. Microstructural changes of closed die forged specimen.

음 380°C에서 최종 단조한 형단조품의 위치별 미세조직을 나타낸 것이다. 유압프레스의 상부 펀치에 인접한 부분(①,④)의 조직은 펀치 경사각과 평행한 방향으로 소성유동이 일어나지만, 하부금형과 접촉하는 계면부근(③)은 오히려 등축정에 가까운 형상을 보였다. 이와 같은 형단조품의 조직은 위치에 따라 소성유동 방향이 현저하게 변화하며 시편중앙부는 대부분 pancake상으로 조대하게 연신된 조직이었다.

3.2 인장성질

Fig. 6~8은 각 공정별, 방향별에 따른 인장시험 결과를 보여주고 있다. 균질화처리 상태에서는 Fig. 6에서 알 수 있듯이 $\Phi 370$ mm 빌렛트나 대형 빌렛트 모두 항복강도와 인장강도는 각각 91 MPa, 210 MPa 정도였으며, $\Phi 370$ mm 빌렛트의 연신율은 18%로서 대형 빌렛트 보다 약 2% 높은값을 나타냈다. 한편 이들 주조빌렛트를 T₆ 처리하면 Al합금 특유의 석출강화효과에 의해 강도가 현저하게 상승하였다. 예를 들면 균질화처리 상태에서 $\Phi 370$ mm 주조빌렛트의 항복강도는 91 MPa이지만, T₆ 상태에서는 435 MPa로서 약 4.8배 증가하였다. 이와 같이 시효열처리에 의해 Zn과 Mg은 미세조밀분포를 갖는 시효석출물인 MgZn₂를 형성하여 시효경화에 기여한다. 7175Al 합금에서 주강화원소인 Cu는 인장특성을 향상시킬 뿐만 아니라 시효과정에서 형성되는 GP Zones과 η' 의 핵생성 및 안정화에 큰 영향을 미친다. η' 상은 기지와 정합상태를 이루며 격자상수가 a = 4.96Å, c = 8.68Å의 hcp구조를 갖는 구상형태의 준안정상^{12,13}으로 알려져 있다.

T₆ 처리한 대형 빌렛트의 인장강도 및 연신율은 각각 485 MPa과 6.7%이었지만, $\Phi 370$ mm 빌렛트는 각각 515 MPa과 13% 수준으로서 강도·연성조합이 매우 우수하였다. 이것은 앞서 기술한 바와 같이 $\Phi 370$ mm 빌렛트는 대형 빌렛트에 비하여 cell 입계에 정출된 조대한 S 상(Al₂CuMg)이나 공정화합물의 양이 적어서 그만큼 주강화 원소에 의한 시효석출특성이 우수한 것으로 생각되며 또한 Al 합금에서 흔히 관찰되는 기공도 대형 빌렛트보다 작고 결정립의 크기효과도 인장특성을 향상시킨 요인이 될 것이다.

Fig. 7은 대형 빌렛트를 Cog 또는 MF공정을 거친 후 T₆ 처리한 중간단조재의 인장시험 결과이며, 소성유동 특성상 R 방향보다 L방향의 강도가 높게 나타났다. 즉 Cog재에서 R 방향의 인장강도는 476 MPa인데 비하여 L방향은 528 MPa로서 약 10%의 강도차이를 보였다. 그러나 MF재에서는 R 방향과 L방향의 인장강도는 각각 526 MPa과 554 MPa로서 Cog재보다 훨씬 낮은 이방성을 나타냈다.

한편 Cog재와 MF재의 강도와 연신율을 비교하여 보면 시편채취 방향(R과 L방향)에 따라 다소 차이는 있지만 MF재는 Cog재보다 30~50 MPa 정도의 강도증가 현상을 보였으며, 연신율도 높게 나타났다. 또한 균질화처

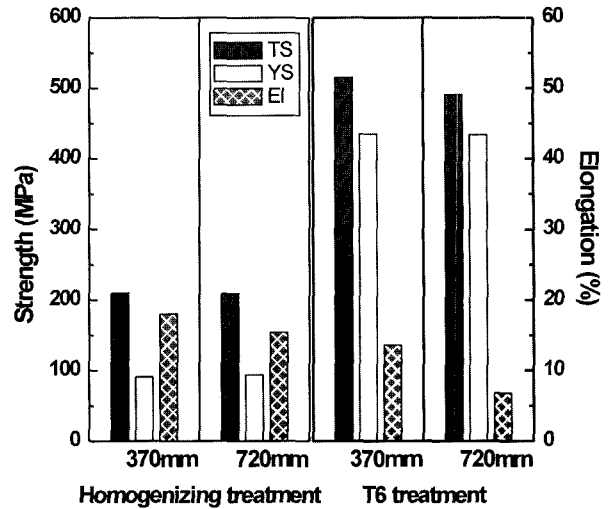


Fig. 6. Effect of billet size and heat treatment conditions on the tensile properties in cast billet.

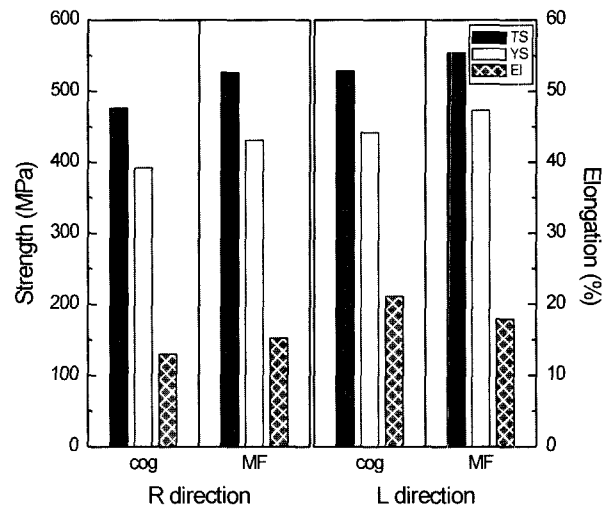


Fig. 7. Tensile properties of T₆ treated specimens after Cog and MF process.

리후 T₆ 처리한 대형 주조빌렛트의 R방향 연신율은 6.7%이었으나, Cog재와 MF재의 연신율은 각각 13%와 15.2%로서 중간단조가공에 의해 연성이 크게 향상됨을 알 수 있었다. 그러나 $\Phi 370$ mm 주조빌렛트는 중간단조 공정을 생략한 상태에서도 MF재에 근접한 우수한 인장특성을 보였다.

Fig. 8은 $\Phi 370$ mm와 $\Phi 720$ mm 빌렛트를 사용하여 제조한 형단조품의 인장성질에 미치는 제조공정의 영향을 나타낸 것이다. T₆ 상태에서 L-ST방향의 인장강도와 연신율은 각각 539 MPa, 11.2~12.3% 정도로써 제조공정이 다른 3종의 형단조품 모두 비슷한 값을 보였으나, ST-L방향의 연신율은 $\Phi 370$ mm 빌렛트를 사용한 형단조품이 21.2%로서 대형 빌렛트로 제조한 Cog재 또는 MF재(13.3%)에 비하여 매우 높게 나타났다.

또한 MF재를 사용한 형단조품의 경우 용체화처리(SHT)

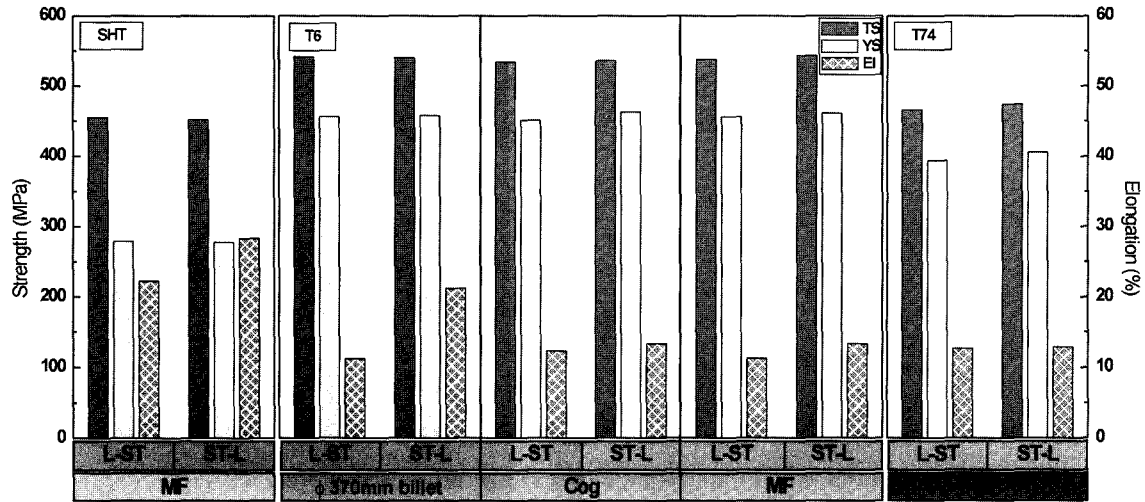


Fig. 8. Effect of fabrication process and heat treatment conditions on the tensile properties in closed die forged specimens.

상태의 항복강도는 455 MPa 수준이었으나, T₆ 처리에 의해 538 MPa로서 약 20% 상승하였다. 이것은 저온시효 (121°C×24 h)를 통해 다량의 GP Zones을 미세하고 균일하게 분포시켜 석출경화에 의한 강도특성이 향상되는데 기인한다. 그러나 T₇₄처리에 의해 인장강도는 466 MPa로서 약 13% 저하되었다. 일반적으로 7XXX계 고강도 Al합금은 SCC특성을 개선하기 위해 T_{7x}와 같이 과시효 처리하여 사용하지만 인장강도가 T₆ 상태보다 10~15%정도 낮아진다. 2단시효 과정에서는 고온시효(165°C×20 h)를 통해 균일하고 미세하게 분포된 다량의 GP Zones이 석출물로 성장하게 되며 과시효가 진행될수록 석출물이 점차 조대화되며 그 간격이 넓어져 강도저하를 초래하지만, 이 과정에서 응력부식균열(SCC) 저항성이 향상되므로 고강도 Al합금 단조제는 대부분 T₇₄처리와 같은 과시효 열처리를 실시한다.

3.3 평면변형 파괴인성

균열과 같은 결함을 갖는 재료에 하중이 가해지면 균열을 기점으로 해서 급격히 균열전파 및 파괴가 일어나는데, 이와 같이 균열재의 일방향 부하에 대한 저항치를 파괴인성이라 한다. 일반적으로 고강도재료는 파괴인성이 작기 때문에 입계크기 이상의 균열이 존재하면 강도가 낮은 재료보다 훨씬 낮은 파괴인성을 나타낸다. 따라서 고강도재료를 사용해서 안전설계를 했어도 재료중에 결함이 존재하든지 어떤 원인으로 균열이 발생하는 경우에는 역으로 위험한 설계를 한 것이 되고, 이러한 재료설계는 파괴사고의 원인이 될 수 있다. 따라서 7175Al합금과 같은 고강도재료에서는 안전설계 차원에서 파괴인성을 고려해야한다.

Fig. 9는 균질화처리한 $\Phi 370$ mm 주조빌렛과 중간단조제(Cog/MF)의 방향별 평면변형 파괴인성값을 나타낸 것으로 R방향의 파괴인성은 MF재가 $38.0 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 으로서 가장높고, $\Phi 370$ mm 주조빌렛, Cog재 순서로 나타났

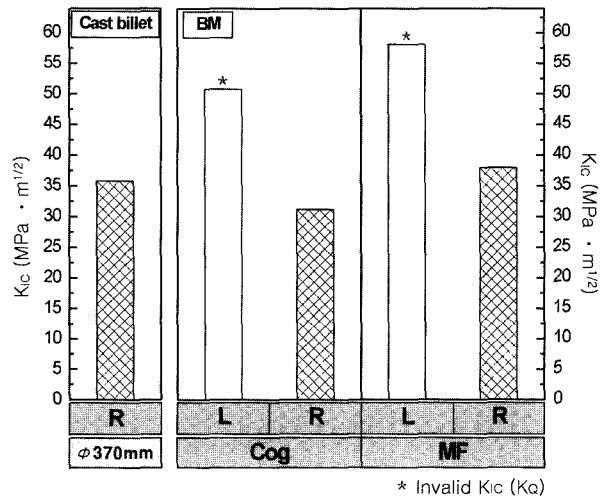


Fig. 9. Effect of billet making process on the fracture toughness.

다. 이것은 MF재가 Fig. 4의 조직사진에서 볼 수 있듯이 Cog재보다 조대한 결정립을 보이지만 R방향에서도 상당히 큰 소성변형을 받았기 때문에 입계에서 관찰되는 취약한 조대화합물들이 깨어지고 가용성 2차상입자들이 고용되어 미세하게 분산되어 있는 비교적 균일한 조직을 갖고 있기 때문이라고 생각된다. Cog재의 경우는 일방향 단조이므로 MF재보다 R방향 소성변형량이 훨씬 작고 입계화합물들도 L방향에 평행한 결정입계를 따라 균집한 형태로 분포되어 파괴인성이 낮은 것으로 판단된다.

한편, 중간단조제인 Cog재와 MF재의 L방향 파괴인성값은 각각 $50.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, $58.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 로서 R방향에 비하여 현저하게 높는데, 이것은 앞에서 지적한바와 같이 L방향으로 연신된 결정립구조를 갖기 때문이다. L방향의 파괴인성값은 $B,a \geq 2.5(K_{IC}/\sigma_y)^2$ 조건을 만족하는, 즉 ASTM-E399규격에 적합한 K_{IC}값은 아니며 K_Q값에 해당되는 값이다.

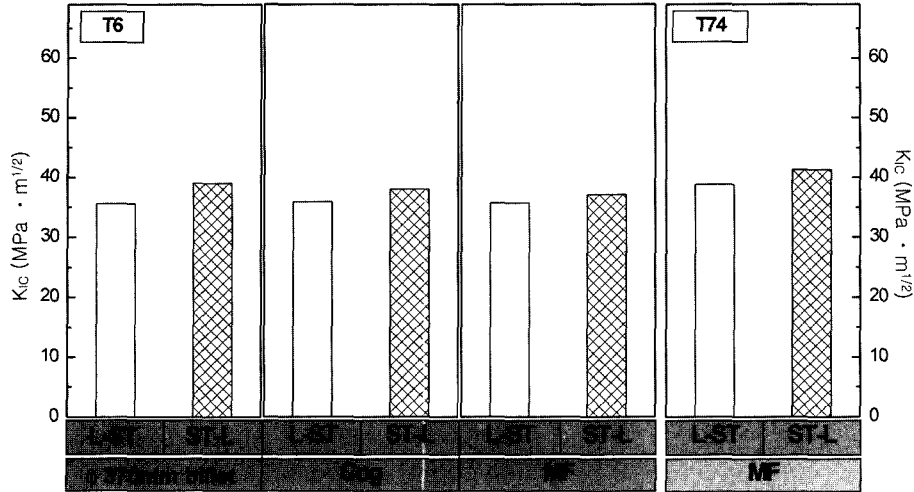


Fig.10. Effect of fabrication process and heat treatment conditions on the fracture toughness in closed die forged specimens.

Fig. 10은 T₆ 및 T₇₄처리한 형단조품의 제조공정에 따른 파괴인성의 변화를 나타낸 것으로 T₆ 상태의 파괴인성은 35.6~39 MPa·m^{1/2} 정도를 나타내었는데, ST-L 방향의 파괴인성값이 L-ST 방향보다 약간 높은 값을 보였다. 이것은 Fig. 5의 미세조직에서 알 수 있듯이 파괴인성시편의 노치부근에서 결정립의 연신방향이 L-ST 방향보다는 ST-L 방향으로 기울어져 나타나는 현상으로 생각된다. 한편 MF공정을 거친 형단조품의 파괴인성을 보면 T₇₄처리재가 T₆ 상태보다 약 10% 향상됨을 알 수 있는데, 이것은 과시효에 의해 미세석출물의 크기가 증가하면서 석출물의 간격이 넓어지고 그 분포가 균일해지기 때문이며, 이 과정에서 강도는 저하하지만 파괴인성과 SCC 특성은 향상된다.

4. 결 론

본 연구에서는 $\Phi 370$ mm와 $\Phi 720$ mm 대형 7175Al합금 빌렛트를 사용하여 제조한 형단조품의 미세조직, 인장성질 및 파괴인성 등의 기계적 성질에 미치는 제조공정인자의 영향을 분석하였다. 균질화처리한 주조빌렛트의 강도와 연신율은 빌렛트 크기에 관계없이 비슷한 값들을 보이지만, T₆ 상태에서는 $\Phi 370$ mm 빌렛트가 대형 빌렛트보다 인장강도 30 MPa, 연신율 2배 이상 증가된 것으로 볼 때 주조빌렛트의 품질이 시효석출특성에 상당한 영향을 미치는 것으로 판단된다. T₆처리한 형단조재의 인장강도는 용체화처리 상태보다 20% 정도 상승하지만, 연신율은 50% 감소하였다. 그러나 T₇₄처리하면 인장강도

는 T₆ 상태에서보다 13% 감소되며, 연신율은 비슷한 값을 보였다. 한편 T₇₄처리한 형단조재의 평면변형 파괴인성은 T₆ 상태보다 약 10% 상승하였다. 또한 $\Phi 370$ mm 빌렛트로 제조한 형단조품의 파괴인성은 중간단조 공정을 거치지 않고 형단조 하였음에도 불구하고 $\Phi 720$ mm 빌렛트를 MF 또는 Cog 등의 중간단조 공정을 거쳐 제조한 형단조품의 파괴인성과 동등한 수준을 나타냈다.

참 고 문 헌

1. S. G. Pyo, J. J. Kim and N. J. Kim, J. Kor. Met & Mater. **37**, 904 (1999).
2. E. W. Lee, T. R. Mcnelley and A. F. Stengel, Metall. Trans., **17**, 1043 (1986).
3. U. S. Patent 3198676 (1965).
4. M. V. Hyatt, Metal Progress, **9**, 56 (1977).
5. K. Higashi, Y. Hirai and T. Ohnishi, Light Metals, **35**, 520 (1985).
6. Y. Baba, Light Metals, **39**, 378 (1989).
7. G. T. Hahn and A. R. Rosenfield, Metall. Trans., **6**, 653 (1975).
8. J. H. Santner, Metall. Trans., **9**, 769 (1978).
9. H. Suzuki and H. Saitoh, Light metals, **36**, 3 (1986).
10. K. Higashi, T. Ohnishi, N. Seko and S. Kikuchi, Light Metals, **36**, 274 (1986).
11. M. Ninomi, H. Hanyu and T. Kobayashi, Light Metals, **35**, 515 (1985).
12. L. F. Mondolfo, N. A. Gjostein and D. W. Levinson, Trans. AIME, **206**, 1378 (1956).
13. G. W. Lorimer and R. B. Nicholson, Acta Metall., **14**, 1009 (1966).