

## 7175 알루미늄합금 형단조재의 미세조직 변화와 기계적 성질

이인기 · 유재선 · 강성수 · 이오연<sup>†</sup>  
전북대학교 신소재공학부, 자동차신기술연구센터

### Microstructural Changes and Mechanical Properties of 7175 Aluminum Alloy Die Forgings

I. G. Lee, J. S. You, S. S. Kang and O. Y. Lee<sup>†</sup>

School of Advanced Materials Engineering & AHTRC, Chonbuk National University, Chonju, Chonbuk, Korea

(2004년 1월 5일 받음, 2004년 2월 6일 최종수정본 받음)

**Abstract** The aim of this study is to investigate the effect of process conditions on the microstructural changes and mechanical properties of large 7175 aluminum die forgings. The cast billets of 370 and 720 mm in diameter were homogenized and die forged after direct chill casting. The size and volume fraction of second phase particles in 720 mm billet were larger than those of 370 mm billet. The interdendritic sites containing the second phase particles was considered to be a crack initiation region in the process of cold upsetting. The tensile and yield strength of die forged specimens of 720 mm billet in the direction of L and LT were higher than those of 370 mm billet. However, the tensile strength of these specimens were 5 to 10% lower than that of American military specification. The plane strain fracture toughness of die forged specimens of 370 mm cast billet showed almost the same level of 720 mm billet, which was die forged after free forging.

**Key words** 7175Al alloy, Microstructure, Mechanical properties, Cold upsetting, Die forging

#### 1. 서 론

7XXX Al합금은 비강도가 높아 항공기뿐만 아니라 유도탄의 기체 및 추진기관 경량화재료로서 많이 사용되고 있고 미국, 러시아 등 기술선진국에서는 재료특성에 따라 다양한 알루미늄합금 소재를 개발하여 사용하고 있다. 그 대표적인 합금이 7075Al 합금인데 이 합금은 T<sub>6</sub>처리시 좁고 고립된 슬립대를 형성하고 입계주위에 석출물이 존재하지 않는 무석출대(PFZ)를 형성하여 응력부식균열(SCC)에 대한 저항성이 낮다는 단점이 있다. 이러한 단점<sup>1-3)</sup>을 보완하기 위해 개발된 합금이 7175Al인데, 이 합금은 7075Al 합금보다 Fe 및 Si 등의 불순물 함량을 낮춘 것 이외에는 7075Al 합금과 동일한 화학조성을 갖고 있으며, T<sub>74</sub>와 같은 과시효 열처리를 행함으로써 고강도를 유지하면서 SCC 저항성, 파괴인성 및 피로특성을 향상시킨 재질이다.<sup>4,5)</sup>

그러나 대형 단조품을 제조하기 위해서는 370~720 mm 정도의 다양한 크기를 갖는 건전한 빌렛의 주조, 단조 및 열처리기술들이 요구되는데 현재 표준화된 제조공정 기술이 공개되어 있지 않아서 미국 국방성 규격을 상회하는 기계적 성질을 갖는 대형 7175Al 단조품 개발에 많은 어려움을 겪고 있다. 현재 국내에서 고강도 7175Al

합금 개발을 위한 제조기술 수준은 미국, 러시아등 선진국에 비하여 떨어지지만, 최근에 720 mm 주조빌렛트의 제조기술을 확보하였다. 그러나 빌렛트의 크기가 증가함에 따라 주조조직의 불균일 가능성이 증가되며 조대한 2차상 입자의 양적증가, cell size의 조대화 및 균질화처리시 열응력 이완과정에서 발생하는 균열 가능성 증가등 많은 문제점이 제기되고 있으며 후속공정인 단조공정에서 불량률의 원인이 되고 있다. 또한 대형 주조빌렛트는 국내 압출기 용량의 초과로 인해 형단조 전에 cogging 공정을 거치는데 이 단계에서 빌렛트 내부에 미세균열이 발생하고 있으며 링롤단조시에는 각종 결함이나 이방성이 크게 된다. 따라서 미세균열 제어와 우수한 기계적 성질을 얻기 위해서는 대형 빌렛트의 주조, 단조 및 열처리 등을 포함한 공정기술 개발이 필수적이다.

본 연구에서는 기계적 성질이 우수한 대형 단조품 개발을 위한 기초연구로써 Alcoa Korea사에서 Direct Chill 주조법으로 제조한  $\phi$ 370 mm와  $\phi$ 720 mm 빌렛트의 미세조직 변화를 조사하고, 자유단조공정에서 발생하는 균열 발생 요인을 파악하기 위해 소형시편을 업셋팅하여 분석하였다. 또한 국내에서 제조한 상기의 2종 빌렛트와 비교재료로서 미국 Alcoa사의  $\phi$ 720 mm 빌렛트를 사용하여 자유단조한 다음 대형 형단조품을 제작하여 인장시험, 충격시험 및 파괴인성 등의 기계적 물성을 비교평가 하였다.

<sup>†</sup>E-Mail : oylee@chonbuk.ac.kr

## 2. 실험 방법

### 2.1. 형단소재의 주단조 및 열처리

용해는 Alcoa Korea사의 8톤 반사로에서 99.9%Al의 잉고트를 사용하여 7175Al 규격에 맞도록 합금성분을 첨가하여 용해한 후 합금원소가 균일하게 분포되도록 하기 위해서 반사로에 설치된 magnetic stirrer를 이용하여 용탕을 교반시켰으며, 7175Al 합금의 출탕온도는 745°C 이하가 되도록 유지하였다. 또한 용탕에 존재하는 수소가스 및 불순물을 효과적으로 제거하기 위해서 탕로에서 탈가스처리 후 ceramic filtering한 다음 곧바로 반연속 주조기에 용탕을 공급하여 14 mm/min의 속도로 주조하였다. 본 실험에 사용된 시편의 화학적 성분은 Table 1과 같다.

주조빌렛트의 균질화처리는 주조시 발생하는 내부응력을 제거하고 합금성분과 조직의 균질화 및 열간가공성을 향상시키기 위하여 반드시 필요한 공정이다. 균질화처리는 비평형상의 용해가 일어나지 않도록 300°C에서 3시간 유지한 후 30°C/hr 속도로 승온하여 460°C에서 24시간 가열 한 다음 승온하여 470°C에서 30시간 유지한 후 공냉하였다.

φ720 mm 빌렛트의 자유단조(cogging process)는 균질화처리된 φ720 mm 빌렛트를 φ680 mm로 황삭가공한 다음 420°C에서 21시간 soaking한 후 유압프레스에서 flat die와 round anvil을 사용하여 1회의 공정으로 빌렛트의 직경을 φ380 mm까지 감소시키는 자유단조공정(진변형률: 1.16)을 실시하였다. 이렇게 준비된 자유단조재와 φ370 mm 주조빌렛트는 임의의 길이로 절단한 후 유압프레스에서 예비성형한 다음 최종제품으로 형단조하여 하우스형 태의 대형 단조품을 제작하였다. 형단조품의 열처리는 470°C에서 용체화처리한 다음 3% 압축변형시킨 후, 107°C에서 7시간 유지한 후 177°C로 승온하여 6시간 열처리하는 T<sub>7452</sub> 시효처리를 실시하였다.

### 2.2. 소형시편의 업셋팅 실험

업셋팅 실험은 대형 빌렛트의 자유단조공정에서 발생하는 균열발생의 원인을 파악하기 위한 기초자료를 조사할 목적으로 실시하였다. 시편은 국내에서 제작한 φ720 mm 주조빌렛트를 균질화처리한 다음 R/2지점(R: 빌렛트 반경)에서 채취하였고, 열간 업셋팅 시편은 φ17×h23 mm, 냉간 업셋팅 시편은 φ40×h80 mm로 가공하였다. 이때 열간 업셋팅은 시편을 420°C로 가열 유지한 다음 20톤 프레스로, 냉간 업셋팅은 상온에서 300톤 프레스로 실시하였다.

### 2.3. 조직 관찰 및 기계적 성질 측정

광학현미경 조직은 시편을 정연마한 후 dilute Keller 시약으로 부식하여 관찰하였고, 2차상 입자의 분석은 화상분석기(OPTIPHOT-100, BMI-PLUS)를 이용하였다. 또한 SEM/EDS(JSM-6400)를 사용하여 소정의 개재물에 대한 정량분석을 실시하였으며, 충격파면도 관찰하였다.

인장시험은 시험편을 ASTM-E8 규격으로 Longitudinal (L), Long Transverse(LT), Short Transverse(ST) 3방향으로 가공하였으며, 2 mm/min의 인장속도로 시험하였다. 각각의 시편에 대하여 얻어진 하중-변위 곡선으로부터 인장강도, 0.2% 항복강도 및 연신율을 구하였다. 충격시험은 재료의 동적 파괴인성을 측정하기 위하여 노치가 있는 시험편에 충격력을 가해서 파괴시키고 시험편이 파괴될 때 까지의 흡수에너지를 계산하여 충격에너지를 구한다. 충격시험용 시편도 인장시험편과 마찬가지로 공칭별, 방향별로 ASTM-E23의 규격으로 제작하였다. 충격시험은 계장화된 Charpy 충격시험기(Tinius olsen)를 사용하였으며 시편에 가해지는 충격속도는 51.7 m/s로 하였다. 평면변형 파괴인성(K<sub>IC</sub>)은 표준 CT시편을 제작한 후 컴퓨터 제어 방식의 유압식 만능시험기(Instron-8516)를 사용하여 ASTM-E399 규정에 따라 시험하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1. 빌렛트 직경에 따른 주조조직의 변화

7XXX계 대형 알루미늄합금 빌렛트를 direct chill 주조법으로 제조할 때 빌렛트의 응고속도는 빠르기 때문에 비평형응고를 하게 되며, 이로 인하여 cell 내에 핵편석 현상이 나타난다. 더욱이 가장 늦게 응고되는 cell 경계는 비평형상의 저융점 공정화합물이나 제2상 입자들이 농축되며,<sup>6,7)</sup> 이러한 현상은 빌렛트 직경이 커질수록 증가되어 후속공정인 열간단조시 균열을 초래할 수 있다. 대형 주조빌렛트의 균질화처리는 주조시 발생하는 열응력의 완화, 용질원자의 편석 및 저융점 화합물을 감소시켜 가공성을 향상시킬 수 있기 때문에 반드시 필요한 공정이다. 이때 가열속도는 저융점 공정화합물을 가지내에 재고용시키고 재용해를 방지하기 위하여 서서히 가열해야 한다.

Fig. 1은 주조후 빌렛트를 300°C로 예열된 균질화처리료에 장입하여 3시간 유지한 다음 서열하여 460°C에서 24시간 균질화처리한 7175Al 빌렛트의 미세조직을 나타낸 것이다. cell 경계에 공정화합물이나 2차상 입자가 다량 존재하였으며, φ720 mm 빌렛트가 φ370 mm 빌렛트에 비하여 이들 2차상 입자의 양이 훨씬 크고 많았다.

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

Specimens	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	billet dia.	remark
Cast billet	0.03	0.05	1.61	0.01	2.60	0.20	5.61	0.01	370 mm	Alcoa Korea
Cog(A)	0.02	0.14	1.55	0.01	2.72	0.22	5.62	0.05	720 mm	
Cog(B)	0.07	0.13	1.59	0.02	2.56	0.20	5.73	0.02	720 mm	Alcoa (U.S.A)

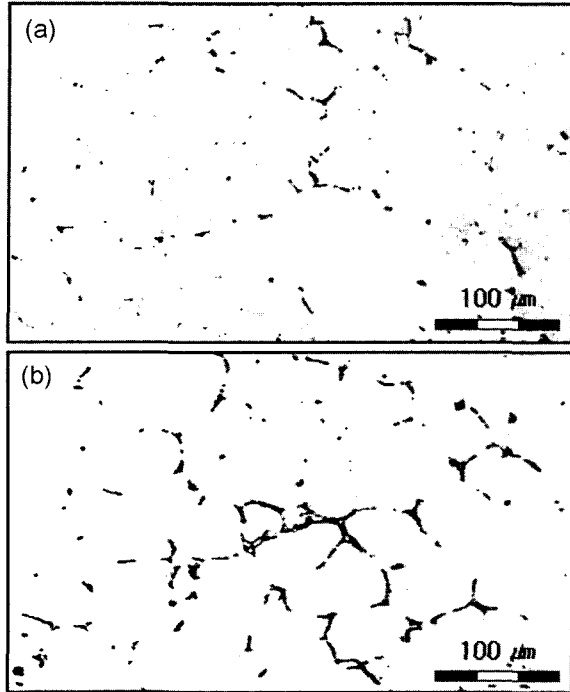


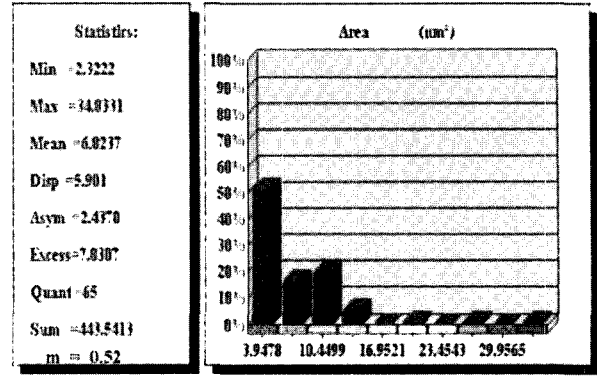
Fig. 1. Microstructure of 7175Al alloy cast billet homogenized at 460°C for 24 h. φ370 mm billet (a) and φ720 mm billet (b)

이러한 2차상 입자의 양을 감소시키기 위해서는 낮은 조성을 갖는 모합금을 사용하고 고온주조 및 결정화속도를 증가시키는 것이 바람직한 것으로 알려져있다. 또한 φ370 mm 빌렛트의 cell 크기는 50~100 μm 정도이지만, φ720 mm 빌렛트는 100~180 μm 으로서 φ370 mm 빌렛트의 경우보다 평균적으로 대략 1.5~2배 정도 크게 나타났다. 7XXX계 Al합금에서 2차상 입자의 존재는 파괴인성과 피로특성을 저하시키는 요인으로 작용<sup>8,9)</sup>하므로 대형 단조품을 제조할 때는 압출 및 단조공정에서 깨어지지 않기에 미세하게 분산되도록 변형량을 충분히 부여해야 하며 동시에 열처리공정에서 가용성의 2차상 입자들이 재고용되도록 해야한다.

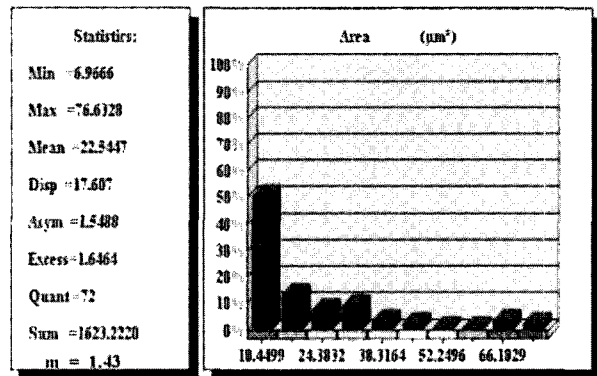
Fig. 2는 Fig. 1(a), (b)의 조직을 상분석기로 분석한 것으로서 x축에는 2차상 입자의 크기 분포를 나타내는 면적(μm<sup>2</sup>)을, y축에는 그 분율(%)을 나타낸 것이다. φ720 mm와 φ370 mm 빌렛트의 2차상 입자의 양(m)은 각각 1.43%, 0.52%로서 대형 빌렛트가 약 3배 정도 많았고, 그 크기도 훨씬 크게 나타났다. 이것은 빌렛트의 직경이 클수록 재료 내외부의 응고속도의 차이가 심하고 냉각속도가 느리기 때문에 cell 크기가 조대화되며 특히 늦게 응고되는 cell 입계에는 Fe, Cu 등의 편석이 증가되는데 기인한다고 생각된다. 한편 Alcoa (U.S.A)에서 구입한 φ720 mm 주조빌렛트의 cell 크기는 80~180 μm 으로서 국내에서 주조한 φ720 mm 빌렛트와 유사하였으나, 2차상 입자의 양은 1.25%로서 다소 낮은 값을 보였다.

### 3.2. 업셋팅에 의한 조직변화와 균열발생

대형 주조빌렛트(φ720 mm)는 직접 압출할 수 없기 때



(a) φ 370mm billet



(b) φ 720mm billet

Fig. 2. The area fraction of second phase particles in 7175Al cast billet.

문에 단면적을 감소시키기 위해 cogging과 같은 자유단 조공정을 거치는데 이 과정에서 빌렛트 내부에 균열이 발생한다. 따라서 균열발생 원인을 간접적으로 조사하기 위해 균질화처리된 φ720 mm 빌렛트에서 소형시편을 제작하여 업셋팅하였다. Fig. 3은 420°C에서 진변형을 0.4까지 열간 업셋팅한 시편에 대한 변형영역 및 모식도(A)와 함께 미세조직의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 3(A)에서 (a),(c),(e)부분은 전단밴드(shear band)가 나타나는 영역이고, (b)부분은 금형과 접촉되는 부동영역(dead metal zone, DMZ)으로서 이들 변형영역에 해당되는 미세조직을 Fig. 3(B)에 나타내었다. 이 시편은 ε=0.4(단면감소율 33%)의 소성변형을 받았음에도 불구하고 (b)부분의 미세조직은 균질화처리 상태의 조직과 같이 거의 변형되지 않은 등축정 조직을 나타내는데, 이것은 금형과 시편간의 접촉계면에서 일어나는 마찰효과로 인해 부동영역이 형성되기 때문이다. 그러나 시편 중앙부인 (e)부분의 조직은 하중과 수직인 방향으로 심하게 연신되는 변형 집중화(strain localization) 현상이 뚜렷하고 2차상 입자들도 깨어져 미세하게 분포되어 있다. 이때 결정립의 길이에 대한 폭연신비는 10:1 정도로써 실제로 (e)부분의 소성변형율은 업셋팅시 거시적인 평균소성변형율(33%의 단면감소율)보다 3배 이상의 변형집중이 일어난 것으로 볼 수 있다. 그러나 (d), (f) 영역에서는 결정립의 길이에 대

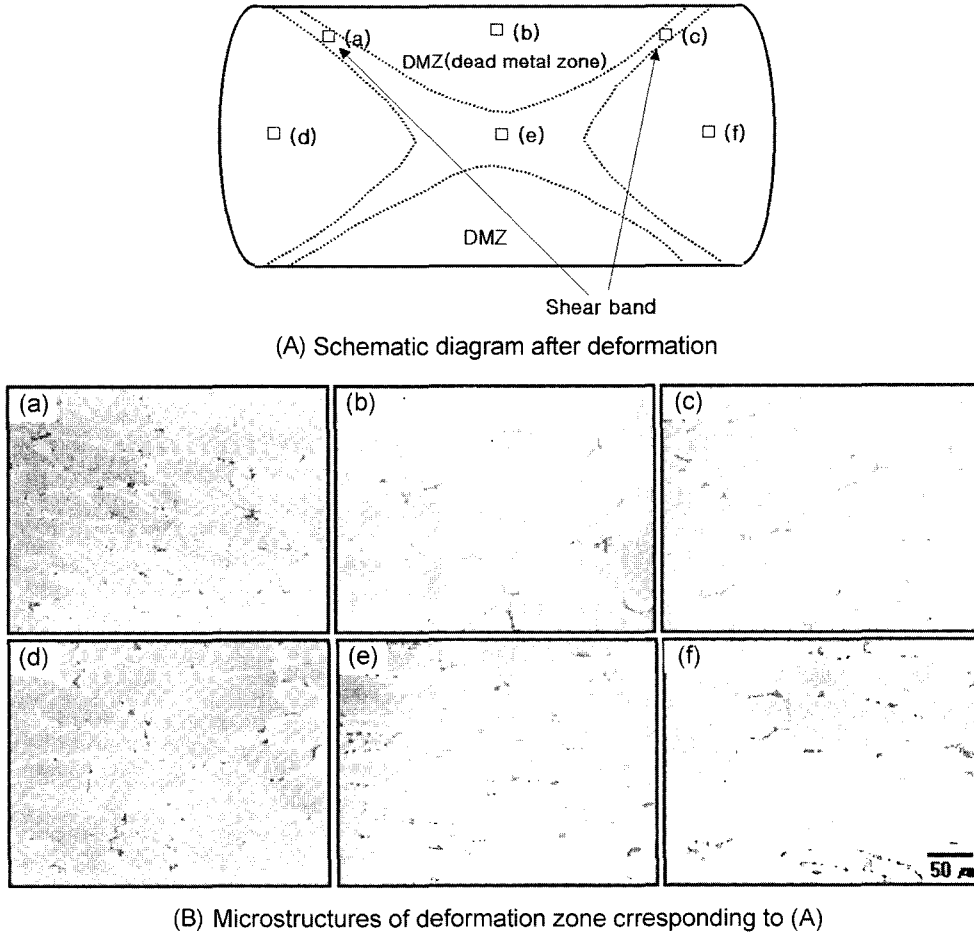


Fig. 3. Schematic diagram of deformation zone geometry after upsetting (A) and micrographs of hot upsetting specimen (B).

한 쪽 연신비가 3:1 정도로서 이 시편의 거시적 평균 소성변형율과 동일한 소성유동을 보였다. 또한 (d), (f) 영역의 미세조직을 보면 cell 경계에 존재하는 2차상 입자들은 일부 깨어져 분산되어 있으나 상당히 많은 양이 입계 삼중점에 균집화되어 있었다.

냉간 업셋팅 실험은 Fig. 3에서 관찰되듯이 전단밴드나 시편 중앙부와 같은 영역의 변형집중 또는 결함 형성을 촉진시켜 균열발생 장소 및 그 원인을 분석하기 위한 것이다. 진변형율로 0.2~0.8까지 단계별로 냉간 업셋팅한 시편을 육안으로 관찰한 결과  $\epsilon=0.6$ 까지는 외관상의 균열은 발견되지 않았으나,  $\epsilon=0.8$ 에서는 최대전단 응력 방향으로 다수의 전단균열이 발생하였다. Fig. 4는  $\epsilon=0.8$ 까지 냉간 업셋팅한 시편에 나타난 균열발생 장소와 진전경로를 보여주는 광학조직(a)과 주사전자현미경사진(b)으로써 균열은 취약한 2차상 입자들 주위에서 발생하며 cell 경계를 따라 진전되고 있음을 알 수 있다. Fig. 4(b)에서 화살표로 표시된 균열진전 주위의 cell 경계를 SEM/EDS로 분석한 결과 S상(Al-Cu-Mg계)과 Fe-Cu계 화합물이 검출되었다. 일반적으로 대형 빌렛 주조시 최종 응고부인 cell 입계에는 주강화원소(Cu, Zn, Mg)와 불순물원소(Fe, Si)가 농축되면서 비평형상의 공정화합물이나 2차상 입자를 형성하여<sup>6,7)</sup> 열간가공시 균열발생 가

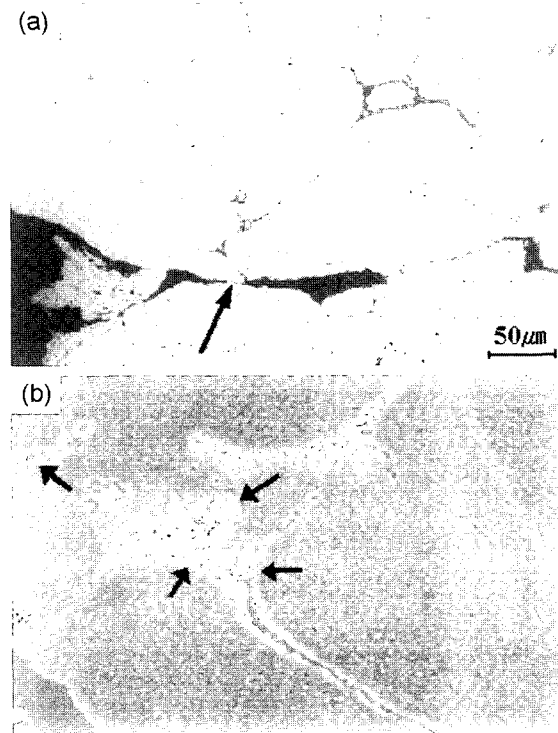


Fig. 4. Optical (a) and scanning electron micrographs (b) showing the crack propagation for cold upsetting specimens.

능성이 가장 높게된다. 또한 Fig. 5에서 관찰되듯이 cell 삼중점에 존재하는 입계 이상의 크기를 갖는 기공은 단조시 압착되지 않고 큰 압축응력 상태에 놓이게 되므로써 취약한 cell 입계를 따라 균열이 진전될 수 있다.

3.3. 형단조재의 기계적 성질

Fig. 6은 제조공정을 달리한 T<sub>7452</sub> 상태의 형단조 시편에 대한 방향별 인장시험 결과로서 대형 빌렛 소재를 형단조한 Cog(A)와 Cog(B) 시편의 인장강도와 항복강도가  $\phi 370$  mm 주조빌렛트를 직접 형단조한 시편보다 L 및 LT방향에서 30~60 MPa 정도 높게 나타났다. 또한 비교재로 사용된 미국 Alcoa사의 대형 빌렛으로 제조된 Cog(B)시편의 강도와 연성이 시편채취 방향에 따라 다르지만, 국산제품인 Cog(A)시편과 동등한 수준 또는 그 이상인 것으로 보아 국내에서 제조한 대형 주조빌렛트의 품질수준이 약간 열등한 것으로 판단된다.  $\phi 370$  mm 빌렛트 소재로 형단조한 제품의 인장성질은 비록 자유단조공정을 거치지 않았어도 상당히 우수하였다. 이것은  $\phi 370$  mm의 품질수준이  $\phi 720$  mm 빌렛트 보다 제2상 입자의 양이 적을 뿐만 아니라 cell 크기도 훨씬 미세함에

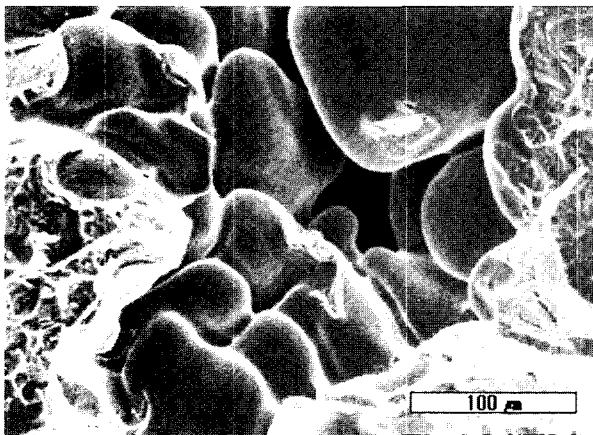


Fig. 5. Scanning electron micrograph showing the dendrites and pore formed at cell boundary.

기인한다고 생각된다. 그러나 이들 형단조제품의 인장강도 및 항복강도는 military spec. (MIL-A-227710 7175-T<sub>74</sub> Die forging)에 비하여 5~10% 정도 낮았으며 연신율은 1.8 배 이상인 것으로 나타났다. 이것은 대형 형단조제품( $\phi 900 \times t120$  mm)의 용체화처리시 냉각탱크 용량의 한계로 충분히 급냉되지 못하여 적정한 시효석출 효과를 얻을 수 없었기 때문이라고 생각된다.

Fig. 7은 제조공정별 형단조시편에 대한 방향별 충격치를 나타낸 것으로서 자유단조공정을 거친 Cog(A)와 Cog(B) 시편의 경우 L방향이 가장 크고, ST방향이 가장 작았다. 이것은 자유단조시 형성된 결정립 연신방향과 형단조시의 입자유동이 중첩되어 나타난 결과이며, ST방향인 두께방향으로의 소성유동이 비교적 작기 때문이다. Fig. 8은 충격시험후 L방향과 ST방향의 파단면에 대

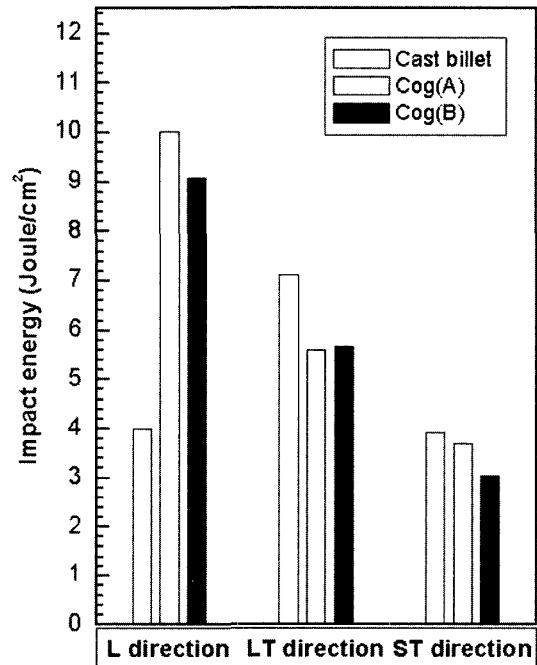


Fig. 7. Effect of fabrication process on the impact energy of closed die forged specimens.

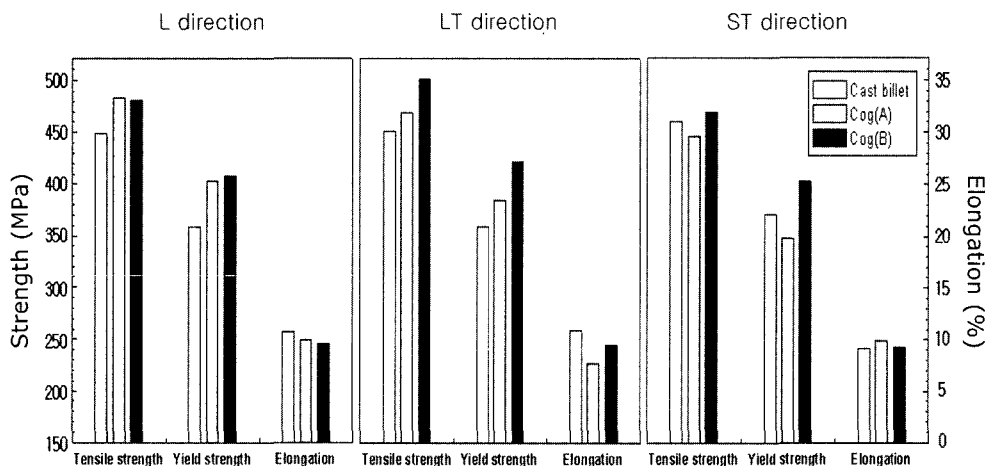


Fig. 6. Effect of fabrication process on the tensile properties of closed die forged specimens.

한 SEM 사진으로써 충격치가 높았던 L방향의 파단면중 Cog(A)와 Cog(B) 시편은 깊은 덩플이 관찰되고 있는데 비하여 ST방향의 파단면은 얇은 덩플을 갖는 입내파괴와 부분적으로 입계파괴 양상이 혼재된 것으로 보아 Fig. 7에 나타난 충격시험 결과와 일치하였다.

불순물원소인 Fe 및 Si등은 7XXX계 Al합금의 파괴인성에 큰 영향을 주게되며, 주조 및 응고 과정에서 Al 및 다른 합금원소들과 결합하여 S상이나 Fe-Cu계 등의 조대한 2차상 입자를 형성하게 되는데 주조상태에서는 대부분 cell 경계에 존재하게 된다. 이들 입자들은 균질화 처리와 가공공정에서 일부 고용되기도 하지만 가공방향으로 변형되어 방향성을 갖게 되며 이에 수직한 방향의 응력을 받을 때 인성저하의 요인으로 작용한다. 또한 2차상 입자들은 상당히 취약하여 비교적 낮은 응력을 받아도 쉽게 파단되는 등 균열발생장소가 되는 물론이고 균열전파의 경로로도 작용한다. 따라서 이들 취약한 2차상 입자의 존재는 Al합금 단조제의 파괴인성을 저하시키는 원인<sup>7-9)</sup>이 된다.

Fig. 9는 시편 채취방향(L-LT, LT-ST)에 따른 형단조품의 평면변형 파괴인성값으로서 35~38MPa·m<sup>1/2</sup> 정도를 나타내었다. Cog재의 파괴인성은 자유단조공정에서 형성된 금속유동 특성으로 인하여 이방성이 나타나지만, ϕ370 mm 주조빌렛트는 자유단조공정을 거치지 않고 형단조하였기 때문에 L 및 LT방향의 파괴인성은 거의 비슷하였다. 그리고 빌렛트의 품질수준이 우수한 것으로 판단되는 Cog(B)시편이 Cog(A)시편보다 평면변형 파괴인성값이 조금 우수한 경향을 보였다. 특히 ϕ370 mm 빌렛트를 사용한 시편은 충격인성과 달리 이방성은 나타나지 않고 있으며, 자유단조공정을 거친 Cog(A)와 Cog(B) 시편과 동등한 수준의 파괴인성값을 보였다. 이것은 고강도 7175Al합금에서 평면변형 파괴인성값이 제2상 입자의 크기나 부피분율에 크게 의존<sup>10,11)</sup>하고 있음을 간접적으로 뒷받침 해주고 있다.

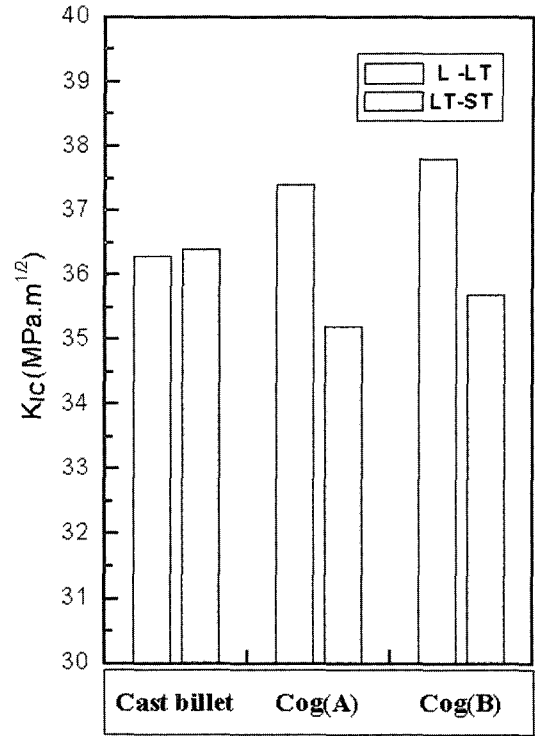


Fig. 9. Effect of fabrication process on the plane strain fracture toughness of closed die forged specimens.

#### 4. 결 론

본 연구는 direct chill 주조법으로 제조한 ϕ370 mm와 ϕ720 mm 대형 주조빌렛트의 미세조직을 관찰하고 자유단조 공정에서 발생하는 균열발생장소와 그 원인을 조사하였다. 또한 대형 빌렛트를 사용하여 제조한 형단조품의 기계적 성질에 미치는 공정조건의 영향을 검토하였다. 균질화처리한 ϕ370 mm 주조빌렛트의 cell 크기나 2차상 입자의 양은 ϕ720 mm 빌렛트에 비하여 훨씬 작았다. 냉간 엷셋팅시 균열은 최종 응고부인 cell 입계에 농

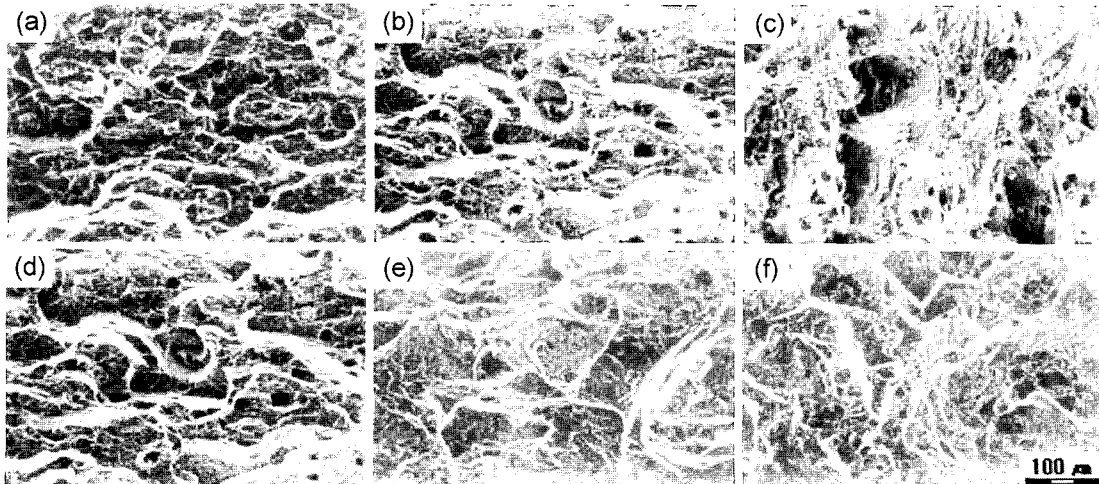


Fig. 8. SEM fractographs of closed die forged specimens after impact test. cast billet-L direction Cog(A)-L direction Cog(B)-L direction cast billet-ST direction Cog(A)-ST direction and Cog(B)-ST direction.

축된 취약한 2차상 입자들 주위에서 발생하며 cell 경계를 따라 진전되었다.  $\phi 720$  mm 빌렛으로 형단조한 시편의 인장강도와 항복강도는  $\phi 370$  mm 주조빌렛을 직접 형단조한 시편보다 L 및 LT 방향에서 30~60 MPa 정도 높게 나타났다. 그러나 이들 형단조품의 인장강도와 항복강도는 미국 국방성 규격값에 비하여 5~10%정도 낮았다.  $\phi 370$  mm 빌렛으로 제조한 형단조 시편의 평면변형 파괴인성은 자유단조공정을 거치지 않고 형단조 하였음에도 불구하고  $\phi 720$  mm 빌렛을 자유단조한 다음 형단조한 시편의 파괴인성과 동등한 수준을 나타내었다.

### 참 고 문 헌

1. A. J. Sedrikes, P. W. Slatteuy and E. N. Pugh, Trans, ASM, **62**, 238 (1969).
2. A. J. DeArdo and R. W. Townsend, Metall. Trans., **1**, 2573 (1979).
3. H. A. Hall, J. Inst. Met. **6**, 631 (1975).
4. U. S. Patent 3198676 (1965).
5. M. V. Hyatt, Metal Progress, **9**, 56 (1977).
6. K. Higashi, Y. Hirai and T. Ohnishi, Light Metals, **35**, 520 (1985).
7. Y. Baba, Light Metals, **39**, 378 (1989).
8. G. G. Garrett and J. F. Kontt, Metall. Trans., **9**, 1187 (1978).
9. M. Gao, P. S. Pao and R. P. Wei, Metall. Trans., **19**, 1739 (1988).
10. J. S. Santner, Metall. Trans, **9**, 769 (1978).
11. G. T. Hahn and A. R. Rosenfield, Metall. Trans., **3**, 1992 (1973).

1. A. J. Sedrikes, P. W. Slatteuy and E. N. Pugh, Trans,