

대형 복합재 연소관 Boss용 Al 합금 국산화 개발

손 영일* 임 성택 은 일상 (국방과학연구소)

장 창범 (삼선공업)

ABSTRACT

대형 복합재 연소관 금속 보스용 고강도 알루미늄 합금 7175-T74를 개발하기 위하여, 고순도 7175 합금을 이용하여 링롤 단조법으로 대형링을 제조하였으며, 열처리와 가공 조건을 정밀제어한 특수공정을 적용하여 기존의 재료와 재질 특성을 비교 분석하였다. 분석 결과 특수공정의 7175S-T74는 기존의 7175-T74 및 7075-T73에 비해 2차상 입자의 분율이 작고, 동일한 SCC특성(38% IACS) 수준에서 강도와 파괴인성이 동시에 증가한 이상적인 강도-인성-SCC 조합특성을 가졌다. 이는 특수공정에서의 고온열처리에 의한 2차상 입자의 재고용과 그에 따른 석출량 증가 때문이며, 결국 7175 합금, 링롤단조 그리고 T74 특수공정을 조합 적용하면 구조적 신뢰성과 경제성 면에서 유리한 보스용 대형링을 개발할 수 있다.

1. 서 론

최근 금속재료에 비해 비강도가 큰 고분자 섬유발에 따라 로켓트 추진기관의 경량화와 성능 개선을 위하여 복합재료를 이용한 연소관의 설계 및 제작에 관한 많은 연구개발이 이루어지고 있다. 그러나 현재 까지도 복합재 연소관은 섬유와 수지만으로 설계될 수 없으며, 전후방 개구부(opening)에는 노즐, 점화기, 기체 구조물과의 결합을 위하여 링 형태의 금속보스(boss) 및 스커트(skirt)를 필요로 한다. 따라서 이들 이종 재료간의 결합부 설계와 제작에 많은 어려움이 있다.

보스 및 스커트용 금속재는 복합재와의 양립성을 위해 유사한 비탄성을 가져야 하고, 경량화를 위해 높은 비강도가 요구되므로 Table.1에 나타낸 바와 같이 외국의 경우 2024-T4, 6061-T6, 7075-T7351, 7049-T73, 7175-T73 등과 같은 고강도 알루미늄 합금을 주로 단조형태로 사용하고 있으며[1-6], 미국의 스페이스 셔틀의 고체 로켓트 부스터와 ϕ 모타, 일본의 H-II 고체

로켓트 부스터와 같은 고성능 추진기관에는 보스 및 스커트는 물론 기초부품과 노즐의 구조재로서 7000계 알루미늄 합금을 주로 사용하고 있다(7-8). 7075-T6로 대표되는 7000계 알루미늄 합금은 그러나 강도수준은 매우 높지만 파괴인성의 저하가 심하고, 특히 응력부식균열(SCC : stress corrosion cracking)에 대한 저항성이 낮아 사용 또는 보관중 파괴되는 사례가 많이 발생하여 최근에는 7075 합금을 고순도화 하거나 합금 원소를 개량한 7175, 7475, 7050 등의 신합금을 적용하거나, 초고강도 수준인 T6 처리보다 강도가 10~15% 저하되더라도 SCC 저항성을 높인 T7X와 같은 과시효(overaging)처리를 적용하는 등 손상허용설계(DTD : damage tolerance design)개념의 재료를 사용하는 경향이 있다.

최근 국내에서도 복합재 연소관 개발시 보스 재료로서 7075-T6을 채택한 바 있으나 구조시험시 설계내압 이하에서 파괴된 바 있다. 주원인으로서 설계상의 문제와 7075합금의 낮은 파괴인성이 지적되었는데,

문제 해결 과정에서 7175 합금 관련 기술 즉, 고순도 알루미늄 합금의 제조기술과 단조기술 그리고 T73 또는 T74와 같은 정밀 열처리 기술 개발이 필요한 것으로 나타났다.

T74는 T73과 같은 정밀 과시효 열처리법이지만 T73에 비해 2단계 시효시간을 단축하여 SCC 특성(% IACS 38이상)을 만족하는 범위내에서 강도 수준을 최대로 높인 것이다. 특히 7175-T74는 7075-T6 수준의 높은 강도와 7075-T73 수준의 SCC 저항성 그리고 높은 파괴인성이 요구되는 특수열처리 기술로서 가공 및 열처리 조건이 상용조건과는 다르고 표준화된 공정이 알려져 있지 않은 기술적 노하우 분야이다.

한편, 복합재 연소관 알루미늄 보스는 완성된 후에도 경화(curing)공정으로 인한 추가적인 열취급(thermal cycling)을 받게 되는데, 이때 보스는 더욱 과시효되어 강도 저하 등 재질 변화가 수반될 수 있으며, 열팽창 계수가 큰 고유특성으로 인하여 치수변형의 가능성이 크다.

본 연구에서는 대형 복합재 연소관 개발에 필요한 대형(외경 620mm × 두께 100mm) 알루미늄 합금의 후방보스를 대상으로, 7175 빌렛의 제조, 링롤 단조(ring roll forging)에 의한 제품 성형 그리고 정밀 공정 제어에 의한 T74 특수열처리 기술을 적용하여 강도와 파괴인성이 개선된 7175-T74 단조품을 국산화 개발한 과정을 종합하였다.

2. 소요 기술 현황

개요

대형 복합재연소관용 후방 보스는 노즐과의 결합을 위한 연결 부품으로서 Fig.1과 같으며 대략 외경이 620mm × 두께 100mm 크기의 축 대칭의 링(ring) 형상을 갖는 대형단조품을 기계가공하여 제작한다. 이 부품의 재질은 높은 강도와 파괴인성 그리고 우수한 SCC 저항성이 동시에 요구되므로 신합금 계열의 7175합금과 과시효열처리인 T7X 처리를 조합한 7175-T7X로서 설계되었다. 또한 이들 부품의 국산화 개발을 위

해서는 7175 합금설계기술로 부터 최종가공에 이르기까지 다양한 공정기술개발이 필요하지만 이분야에 대한 국내의 연구실적과 기술수준은 크게 미흡하고, 특히 15인치 이상의 대형빌렛을 제조하기 위한 용해 및 단조기술과 단조품의 정밀 과시효열처리(T7X)기술이 확립되어 있지않다. 미국의 경우는 70년대 Alcoa에서 알루미늄 신합금 단조품의 관련기술을 특허화 하였으며(9), 일본의 경우도 80년대 초반에 7175-T74에 대한 연구를 실시하였으나(10), 현재까지 실용화하지못하고 우주발사체 H-II의 고체로켓 부스터에 7075-T73을 사용하고 있는 것으로 판단된다(8). 이와같은 알루미늄 신합금 단조품 개발에 필요한 기술의 특징은 높은 강도와 파괴인성 그리고 우수한 SCC저항성을 얻기위하여 소재의 용해 및 단조공정에서 부터 최종성형 및 열처리공정을 정밀하게 관리하는 것이다.

보스 성형공정

Table2는 보스를 제작할 수 있는 성형공정에 따른 각종 특성을 비교하여 나타낸 것이며 Fig.2는 각종 성형공정을 나타낸 그림이다. 보스를 제작할 수 있는 성형공정으로 는 링단조(ring forging), 링롤단조(ring roll forging), 형상링롤단조(shape ring roll forging), 형단조(die forging) 등이 있다. 형단조는 제품형상과 금속유동(metal flow)이 일치하여 물성면에서 유리하지만 보스 단조재의 외경이 620mm일 때 형단조를 위한 프레스 하중이 약 13,000톤으로 판단되어 국내 보유장비의 용량(최대 5000톤)으로는 단조가 불가능할 뿐아니라 금형비가 고가이고, 개발시에 치수변경등이 용이하지 않은 단점이 있다. 형상링롤단조 역시 고가의 치공구 및 치수변경의 문제점과 낮은 국내 기술수준으로 본 연구에서는 고려하지 않았다. 링 단조는 자유단조법의 하나로서 해머나 프레스를 이용하여 단순한 형상의 링을 제작하는 것으로 형단조가 힘든 대형 단조재 또는 수량이 적은 경우에 사용한다. 그러나 이 방법은 치수의 정밀도가 떨어지고 숙련된 기술자와 긴 작업시간이 필요하

며 재료 손실이 많다는 결점이 있다. 이에 반하여 링롤단조는 링 단조를 자동화시킨 것으로 main roll, idler 및 edging roll을 이용하여 링을 만드는 자유단조법이며 공정시간이 짧고 작은 성형력으로 큰 치수의 링을 저렴하게 제작할 수 있으며, 치수정밀도가 상대적으로 우수하고 치수 변경이 용이한 장점이 있다. 따라서 본 연구에서는 링롤 단조공정을 선택하였다.

링롤단조는 도우넛 모양의 소재를 사용하여 단면적을 감소시키고 직경을 증가시켜서 이음매가 없는 고강도의 링을 생산하는 특수한 형태의 압연공정이며, 링롤단조 작업시에는 idler roll의 직경보다 큰 구멍을 가진 도우넛 형상의 예비성형체가 장착된 후에 idler roll과 main roll의 간격이 좁아지면서 성형이 일어난다.

7175-T7X 합금 설계 개념

본 연구에 사용된 7175 합금은 기존의 7075 보다 Fe와 Si를 크게 낮추어 소성가공성과 파괴인성을 개선한 고순도 고강도 Al-Zn-Mg-Cu계 단조용 알루미늄 합금으로서 다음과 같은 재료 설계 개념을 가지고 있다(12-14).

- Fe와 Si량을 줄여 2차상 입자의 체적분율을 감소시키면 파괴인성과 피로특성을 개선할 수 있다. 또한 Al₇Cu₂Fe, Mg₂Si 등과 같은 2차상 입자에 묶여 있던 Cu와 Mg 등의 강화원소들이 유효하게 강화에 기여하므로 강도도 증가한다.

- 균질화처리, 가공, 열처리 등을 특수한 조건으로 관리하여 가용성 2차상 입자의 체적분율을 최소화하면 역시 파괴인성과 강도를 증가시킬 수 있다.(특수 열처리 기술의 적용)

- 2차 과시효처리(T7X)로서 SCC 저항성을 증대시킨다. 특히 2단 시효시간을 단축한 T74 처리는 강도와 SCC 저항성 모두를 높일 수 있다.

T7X 과시효 열처리는 60년대 초 1% 이상의 Cu를 함유하는 7000계 합금의 SCC 저항성을 증대시키기 위하여 개발되었다. 기존의 T6 열처리는 7075 합금에서 ST방향의

낮은 SCC 저항성이 문제가 있기 때문에 이것에 대한 개선방안으로서 개발되었다. 2단 과시효 열처리는 우선 낮은 온도에서 1차 시효하여 고온에서도 안정한 다수의 G.P.Zone을 형성시킨 후에 160~180°C의 높은 온도에서 2차 시효시키므로써 G.P.Zone들을 중간 석출상이나 평형 안정상 η (MgZn₂)로 성장시키는 것이다.

이와 같은 2단 과시효 열처리에는 T73, T74, T76 등이 있으며, T73은 T6 보다 강도 수준을 낮추었지만 파괴인성 및 SCC 저항성을 높인 것이며, T76은 판재 박리부식 저항성을 높이기 위하여 개발되었고, T74는 T6 수준의 강도와 우수한 파괴인성 및 SCC 저항성을 나타내는 열처리로 7175 합금에서 T73 처리보다 2차 시효처리 시간을 단축시킨 방법이다. 이러한 T74 열처리는 7175 합금에서 정밀공정 제어에 의한 고온 열처리로서 7000계 합금에서 존재하는 2차상 입자를 최대한 고용시켜 강도 및 파괴인성을 향상시킨 방법으로서 이것은 용해시 불순물을 낮게 관리한 원자재 사용, 주조시 일정한 주조 속도와 작은 수지상 cell의 크기 제어, 압출시의 높은 압출비와 고온 균질 열처리, 고온 단조온도 및 고온 용체화 처리 등을 정밀하게 관리하여 제품의 물성을 향상시키는 방법으로서 단조재나 압연재의 경우에 적용하고 있다.

7175-T74 합금의 재반 물성

Fig.3은 7175-T74 단조재의 설계 강도와 전형적인 파괴인성값을 7075-T6, 7075-T73 및 유사계열의 신합금인 7050-T7452와 비교하여 나타낸 것이다. 7175-T74의 설계 요구 강도는 기존의 신합금인 7075-T73보다 크게 높고, 신합금인 7050-T7452 보다도 약간 높으며 특히 7075-T6 수준 이상이며, 파괴인성 역시 7075-T6, T73보다 높다. 또한 ST 방향의 SCC 저항성도 7075-T73 보다는 다소 등급이 낮지만 7050-T7452 수준으로 요구하고 있다. 이로부터 7175-T74 단조재의 규격 요구 물성이 매우 까다로우를 알 수 있다. 한편 7000계 합금의 SCC 특성은 최근 전기전도도를 측정하여 간접

평가되고 있으며, 7175-T74의 경우 38% IACS 이상으로 규격화 되어 있다.

Table 3은 7175-T74 합금의 두께에 따른 규격 강도를 나타낸 것으로 두께가 두꺼워질수록 기준 강도 수준이 많이 낮아지고 있음을 알 수 있다. 이와 같은 이유는 7175는 입자 미세화 원소로 Cr 원소를 첨가한 합금이어서 급냉민감성(Quench Sensitivity)이 높기 때문에 용체화처리 후의 냉각속도에 따라서 강도수준이 낮아지는 현상이 있다. Cr은 입계석출물의 발생을 강력히 저지하고, 조직입자를 미세화 시키기 위하여 첨가하는 중요한 원소이나, 용체화 처리 후 냉각속도가 느리면 강화에 기여하지 못하는 조대 석출물의 석출 반응을 촉진하기 때문에 최대강도를 저하시킨다.

3. 실험 방법

시료 제작

Fig.4는 본 연구에 사용된 후방보스 단조품 시료를 제작한 과정을 나타내었다. 삼선공업(주)의 8 Ton 반사로에서 Fe, Si 함량 제어를 위해 99.9% Al의 잉고트를 이용, 7175 규격 조성에 맞추어 용해한 후 DC법으로 직경 15"의 빌렛트를 제조하였다. 또한 7175와의 비교 평가를 위하여 Fe, Si가 높은 7075 합금을 같은 방법으로 제조하였다. Table 4는 이 두 합금의 성분 분석 결과이다. 이 빌렛트를 460°C에서 36시간 균질화 처리하여 직경 200mm로 압출하였고, 이를 다시 링롤 단조기(ring roller)를 이용하여 외경 620mm, 내경 420mm, 두께 100mm의 대형 링으로 제작하였다. 그리고 대형링을 길이 100mm 단위로 절단하여 용체화 처리한 후 수냉하였으며, 107°C에서 7시간 1단계 시효, 177°C에서 1~9시간 2차 시효하는 2단 과시효처리를 하였다. 특히 Fig.4에서 나타낸 바와 같이 일반공정(7175, 7075)과 특수공정(7175)으로 구분하여 특수 공정의 경우 일반공정과 다르게 압출직후에 고온 균질화처리(510°C)를 추가하고 또한 고온 용체화 처리(510°C)를 적용하였고, 압출 및 단조 온도를 30~50°C 정도 높게 관리하였다.

2단 과시효 거동

1차 시효조건을 107°C×7hr 으로 고정했을 때 2차 시효온도 177°C에서 시간에 따른 로크웰 B 경도값과 전기전도도의 변화를 관찰하였다. 여기서 전기전도도는 SCC 특성의 간접적 측정 방법으로서 본 연구에서는 Eddy Current법에 의해 % IACS로 측정하였다.

기계적 성질 측정

기계적 성질 측정은 인장, 충격, 파괴인성 시험을 하였다. 인장시험은 20 ton 만능인장시험기(INSTRON)에서 ASTM E 8의 subsize 규격으로 하였으며, 충격치 측정은 용량이 30kg-m (259J)인 계장화된 충격시험기(UONEKURA, YC-30)를 사용하여 ASTM E 23의 샤르피 충격 시험하였으며, 시험기에 부착된 X-Y recorder로 부터 얻은 하중-변위곡선으로 부터 충격흡수 에너지(Et)를 구하였다.

파괴인성시험은 ST 방향의 표준 CT(compact Tension) 시편을 제작한 후 10 Ton 동적하중시험기(Instron)에 ASTM E-399에 주어진 규정에 따라 시험하였다.

미세조직관찰과 파면 분석

광학현미경 조직 관찰용 시편은 keller 시약으로 부식하여 관찰하였다. 또한 2차상 입자의 크기분포 및 분율은 image analyzer를 이용하였다.

충격시편 파단면 관찰은 주사 전자현미경(JEOL 840A)을 이용하였으며, 충격 파면조직에 나타난 제 2차상 입자를 EDS를 사용하여 정성 분석하였다.

모의 경화 시험

경화에 의한 보스 재료의 재질 변화를 예측하기 위하여 완성된 7175-T74 합금을 165°C×8hr 과 177°C×2hr 조건으로 추가적으로 시효시켜 인장시험을 실시하였다.

4. 실험결과 및 고찰

미세조직 및 2차상입자의 거동

Fig.5는 일반 공정인 7075-T73과 7175-T74 그리고 특수 공정인 7175S-T74

단조재의 미세조직을 나타낸 것이다. 모든 합금에서 링롤단조 가공방향(L방향)으로 결정립과 2차상 입자들이 배열되어 있음을 알 수 있다. L단면에서의 입자크기는 7075에서는 약 70 μm , 7175합금 및 수입단조재에서는 약 100 μm 로서 7075의 경우가 다소 미세 하였으나 전반적으로 큰 결정립을 나타냈고 특히 일부의 압출 조직이 잔류되어 압출 및 단조가공비가 작은 대형단조재를 제조할 때에는 재질 특성의 저하를 피할수 없음을 예상할 수 있으며 7175S-T74는 510 $^{\circ}\text{C}$ 의 고온에서 2회의 열처리를 하였음에도 불구하고 일부의 작은 아결정의 생성 이외에는 다른 재료와 마찬가지로 가공조직을 유지하고 있었다. 그러나 2차상 입자의 크기와 분포는 매우 큰 차이를 나타냈다.

Fig.6은 각 경우의 전형적인 2차상 입자의 크기 및 분포를 비교하기위한 미세조직을 나타냈다. 앞서 Fig.5에서도 2차상입자의 차이가 확인되었지만 본 시험에서는 2차상 입자의 정량 분석이 가능하도록 회석된 keller's 시약을 사용하여 부식하였다. 2차상 입자의 크기와 분포는 세합금에서 뚜렷한 차이를 나타내었으며, Fe+Si량이 0.50%인 7075-T73에서 약 20 μm 크기의 조대한 2차상 입자들이 가공방향으로 배열되어 있고, Fe+Si=0.08%인 7175-T74에서는 입자의 크기가 감소(~10 μm)하였으나 방향성을 갖고 있으며, 같은 Fe+Si량을 가진 7175S-T74에서는 2차상 입자의 크기가 매우 작고 방향성이 없는 분포를 하고 있다.

Fig.7은 Fig.6과 같은 현미경 조직시험을 많은 시야로서 관찰한 후 image analyzer에 의해 2차상 입자의 크기 분포를 histogram으로 나타낸 것이다. 조대한 2차상 입자의 발생 빈도는 7075-T73이 가장 높으며 7175-T74 및 7175S-T74순으로 적아졌다. 또한 2차상입자의 평균크기(S) 및 면적분율(m)도 같은 경향을 나타냈다. 특히 특수공정의 7175S-T74에서는 2차상입자가 크기별로 거의 균등한 분포를 하고있으며, 입자의 평균크기도 가장 작고 면적분율(m) 0.8%로서 7075-T73(3.9%)의 1/5, 7175-T74(1.6%)

의 1/2수준으로 크게 낮았다. 이와 같은 결과는 본 연구에서 적용한 특수공정에서 압출후와 링롤단조후에 각각 고온에서 열처리하므로써 2차상입자들을 미세분산시킨 다음에 다시 모상으로 고용시켰기 때문으로 판단된다.

2단 과시효 거동

Fig.8은 1차 시효시간을 107 $^{\circ}\text{C} \times 7\text{hr}$ 으로 고정했을 때 2차 시효온도 177 $^{\circ}\text{C}$ 에서 시간에 따른 경도와 전기전도도의 변화를 세가지 재질에 대하여 각각 나타낸 것이다. 2차 시효시간이 증가할수록 세합금 모두 경도는 감소하고 전기전도도는 증가하는 전형적인 과시효 거동을 나타냈다. 이것은 시효가 진행됨에 따라서 입내 석출물이 성장하여 비정할 상태로 되면서 석출물간의 간격이 넓어지기 때문이다. 또한 특수 공정인 7175S-T74는 어느 시효시간에서도 7075-T73과 7175-T74에 비해 매우 높은 경도수준을 나타냈으며, 7175-T74보다 약간 낮으나 7075-T73보다는 매우 높은 전기전도도를 나타냈다. 다만 현상적으로 위 실험결과를 설명하기 위하여 %ACS의 변화에 따른 경도변화를 3합금별로 비교하여 Fig.9에 나타냈다. Fig.9에서 규격에 따라 SCC 저항성을 보장하기 위하여 필요한 38% IACS에서 경도는 7075-T73, 7175-T74, 7175S-T74 순으로 증가되었으므로 7175S-T74의 강도가 가장 우수할 것으로 예측된다. 이것은 7175S-T74의 경우 고온 균열열처리 및 고온용체화처리에 의하여 2차상 입자의 크기 및 분포가 작아졌기 때문이다. 이것은 Fe+Si 함량이 많은 7075는 Fe 및 Si가 강화원소들과 결합하여 2차상 입자를 형성하므로 경도가 7175보다 떨어지는 반면에 7175S는 2차상들의 재고용에 의하여 강화상의 석출이 상대적으로 증가되기 때문에 경도가 상승된다고 판단된다.

Fig.8에서 보면 SCC 저항성을 만족시킬 수 있는 38% IACS를 기준으로 하였을 경우 7075는 9시간, 7175는 5시간, 7175S는 6시간의 2차 시효에 의하여 만족된다. 또한 7075는 시효시간이 진행될수록 7175 및

7175S와 %IACS의 간격이 더욱 더 벌어지는 것을 알 수 있다. 따라서 7075의 경우 SCC 저항성을 만족시키려면 최소한 9시간 이상의 2차 시효가 필요하게 되므로 T73 열처리 규격을 채택해야 한다. 반면에 7175 및 7175S의 경우에는 7075보다 단축된 6시간의 2차 시효(T74)처리 만으로 SCC 저항성을 만족시킬 수 있는 38% IACS에 도달된다. 따라서 1차 시효 조건은 107°C×6hr으로 고정했을 때 2차 시효 조건은 7075의 경우 177°C×9hr (T73), 7175와 7175S 경우에는 177°C×6hr (T74)으로 정하였으며, 다음의 인장 및 파괴인성 시료에 적용하였다.

인장성질

Fig.10은 각 합금의 링롤단조재에서 가공 방향별 인장시험결과를 나타낸 것이다. 강도는 7075-T73, 7175-T74, 7175S-T74 순으로 증가하였고 특히 L방향에서 증가폭이 뚜렷하며 7175S-T74의 강도가 7175-T74 및 7075-T73보다 각각 8%와 15% 증가되어 7075-T6 수준과 비슷함을 알 수 있다. 이와 같은 현상은 특수공정에 의한 Fe 및 Si 2차상입자의 고용과 강화기여원소량의 증가로 인한 석출강화상의 증가 때문으로 설명될 수 있다. 또한 ST방향에서 7075-T73의 신율이 7175-T74 및 7175S-T74보다 크게 떨어지는 것을 보여주고 있는데 이것은 7075-T73의 경우 ST방향에 존재하는 조대한 입계석출물에 의해 균열이 전파되기 때문인 것으로 판단된다.

파괴인성

Fig.11은 7075-T6 및 T73과 7175-T74 및 7175S-T74 단조재의 방향별 충격치를 비교 평가하기 위하여 상온에서 계장화 살피충격 시험을 하여 얻은 충격흡수에너지(Et)를 균열생성에너지(Ei)와 균열전파에너지(Ep)로 구분하여 나타낸 것이며 Fig.12는 ST-L 방향의 파괴인성치를 나타낸 것이다. 모든 경우에 충격흡수에너지 및 파괴인성치가 에너지의 값은 7075-T73, 7175-T74 및 7175S-T74순으로 증가하였다. 이러한 결과는 파괴인성에 악영향을 주는 2차상 입자의

크기 및 분포와 관련이 있다고 판단된다. 입계에 석출된 조대한 2차상 입자는 응력을 받으면 쉽게 깨어져서 크랙의 우선 경로로 작용한다. Fig.7에서 알 수 있는 바와 같이 2차상입자는 7075-T73, 7175-T74 및 7175S-T74순으로 평균크기 및 분포가 감소 되었으므로 파괴인성치는 그 결과에 따라 증가하게 된다. 또한 충격특성시험에서 같은 합금이 방향에 따라 극심한 에너지값의 차이를 보이는데 이것은 단조방향으로 늘어난 결정립의 변형과 입계 주위의 PFZ의 영향으로 판단된다.

파면 관찰 및 EDS 분석

Fig.13은 7075-T73, 7175-T74 및 7175S-T74의 동적파괴인성을 평가하기 위하여 충격시험시편의 파면을 관찰한 것이다. 7075-T73의 경우는 L방향은 입내파괴가 지배적이며, 약 10 μ m 크기의 dimple들이 다수 관찰되는데 이 dimple은 조대한 2차상입자들에 기인하는 것으로 판단된다. 반면에 ST방향은 크기가 10 μ m 이상인 큰 dimple들이 입계를 따라 일방향으로 배열되어 있고 주변에 미세균열이 수반된 벽개 파괴 양상을 나타내며, 입계파괴가 지배적인 것을 알 수 있다. 그러나 7175-T74 및 7175S-T74의 경우에는 7075-T73과 대조적으로 L방향에서 비교적 평탄한 입내 파괴를 보이며, ST방향에서도 입내파괴가 지배적임을 알 수 있다. 그리고 7075에 비해 2차상 입자의 크기 및 체적 분포가 작기 때문에 큰 dimple들의 수도 감소되었다. 또한 7175S-T74는 7175-T74에 비해 ST방향에서 2차상 입자와 관련된 dimple의 양이 적고 크기가 작은 것을 알 수 있는데 이것은 충격 시험 결과와 일치한다.

Fig.14는 7075-T73 충격시험시편의 파단사전에서 크기가 약 10 μ m인 조대한 2차상 입자와 관련된 큰 dimple의 SEM사진과 EDS에 의한 입자의 성분분석 결과를 나타낸 것이다. Fig.14의 a1),a2)에서 Fe와 Cu-rich한 입자는 Al₇Cu₂Fe 또는 (Fe, Mn, Cu)Al₆로 추정되며, Fig.14의 b1),b2)에서 Mg와 Si이 rich한 입자는 Mg₂Si이고 Cu가

rich한 입자는 $CuAl_2$ 또는 Al_2CuMg 으로 추정된다.

경화처리에 의한 보스 성질 변화

모의 경화처리 후 보스의 인장성질 변화는 Table.5와 같다. 열처리 완료된 7175-T74 합금을 예상 경화온도인 165°C에서 8시간 처리했을 때 인장강도가 4% 감소하였으며, 경화처리로의 온도 정밀성을 감안한 177°C에서 2시간 처리후에는 6.5% 감소하였다. 이때의 인장강도는 관리목표인 50kg/mm²를 밑도는 수준이므로 보스의 설계와 제작 시에는 이 점을 반드시 감안하여야 한다.

5. 결론

1) 열처리와 가공 조건을 정밀제어한 특수공정의 7175S-T74는 기존의 7175-T74 및 7075-T73에 비해 2차상 입자의 분율이 작고, 동일한 SCC 특성(38% IACS) 수준에서 강도와 파괴인성값이 동시에 증가한 이상적인 강도-인성-SCC 조합 특성을 갖는다. 이는 조대한 2차상 입자들이 특수공정에 의하여 모상으로 고용되므로서 강화원소인 Cu, Mg량이 실질적으로 증가하여 석출에 기여했기 때문이다.

2) 따라서 고순도 7175 합금과 치수변경이 용이하고 대형 링제작이 가능한 링롤 단조기술, 그리고 개발된 특수공정을 적용하면 구조적 신뢰성과 경제성 면에서 유리한 대형 복합재 연소관용 대형 알루미늄 보스를 개발할 수 있다.

3) 7175-T74 합금은 후속 경화공정에서 추가 시효로 인한 최대 6% 정도의 강도 저하가 예상되므로 경화조건 선정 및 관리에 유의해야 한다.

참고문헌

1. C.A.Chase : "IUS Flight Motor Design and Full-Scale Development Program", AIAA-78-1017
2. R.W.Magness, J.W.Gasaway : "Development of a High Performance Rocket Motor for the VT-1 Tactical Missile", AIAA-88-3325
3. W.S.Adams & T.J.Lestor : " Small Diameter

Rocket Motor Cases", ABL-TR-67-26,(1967)

4. O.C.Wright: "Development of a high Performance PRD-49-III Filament-Wound Chamber for Trident I (C4) Third Stage", AIAA-73-1259

5. S.Kessler & D.Carson : "Development of an Advanced Motor for the Third Stage of the Scout Launch Vehicle", AIAA-79-1294

6. R.W.Gast : "Structural Analysis and Pressure Testing Investigation of Cracks in Kevlar/Epoxy Composite Rocket Motor Cases", AIAA-87-799

7. A.R.Canfield, E.E.Anderson : "Space Shuttle Nozzle Development", AIAA-78-951

8. C.Ouchi et al.:"Development of Heavy Forgings of High Strength Aluminum Alloys", NKK Technical Review No.55(1989)

9. P.W.Kroger : U.S. Patent 3,791,876

10. K.Takada et al.: " Fracture Characteristics of 7175-T736 Aluminum Alloy for Die Forgings Applications", Kobe Research & Development, Vol.32, (1982), No.2, P.17

11. 馬場義雄 : 輕金屬 , Vol.39, (1989), P.378

12. J.T.Staley : Met. Eng. Quar., Vol.16,(1976), P.137~142

13. M.V.Hyatt et al : Metal Progress, Vol.9, No.3,(1977), P.56

Table.1 Aluminum alloys used for foreign propulsion system

Motor	Material Heat Treatment				크기 (외경)	제작년도
	Boss	Skirt	Nozzle	기초부품		
Experimental Case	2024-T4	-	-	-	82 (Boss)	1967
Antares III	7075-T7351	7075-T7352	Ti housing	unknown	1490 (Skirt)	1979
VI-I Motor Case	7075-T73	7075-T73	7075-T73 (BT,Exit cone)	-	166 (Skirt)	1988
Trident I (3rd stage)	7049-T73	7049-T73	unknown	unknown	401 (Boss) 762 (Skirt)	1973
Space Shuttle	7075-T7352 (prototype) 7175-T73	6061-T6 7075-T73	D6AC 7075-T73	7075-T74 7075-T73	1606 (Skirt) 2286 (Skirt)	1978
A L T M	7075-T7351	6061-T6 (fwd skirt)	unknown	unknown		
♠	Aluminum	7075-T73	7175-T74	7175-T74		1972

Table.2 Characteristic difference of boss fabrication process

소성공정	금형 사용여부	제작기간	Cost	치수정밀도	사용장비	장비용량	기계가공량	Grain flow
링단조	×	3개월	○	×	Press	중형	×	×
형단조	○	6~12개월	×	○	Press	대형	○	○
링롤링	×	3개월	○	△	Ring Roller	중형	△	×
형상 링롤링	○	6~12개월	×	○	Ring Roller	중형	○	○

○ : good △ : average × : bad

Table.3 Specification strength of 7175-T74 alloy

소재두께 (mm)	방향	T-S (kg/mm ²)	Y-S (kg/mm ²)	ε (%)
76 이하	L	51.34	44.30	9
	LT	49.93	42.19	5
	ST	48.52	42.19	4
76 ~ 102	L	49.93	42.90	9
	LT	49.23	40.79	5
	ST	47.82	40.08	4
102 ~ 107	L	47.82	40.08	8
	LT	47.12	39.38	5
	ST	46.41	38.68	4
127 ~ 152	L	45.74	37.97	8
	LT	45.01	36.57	5
	ST	44.30	36.57	4

Table.4 Chemical composition of 7075, 7175

Alloy	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Be	Al
7075	0.15	0.35	1.59	0.005	2.70	0.19	5.70	-	bal.
7175	0.03	0.08	1.66	0.005	2.74	0.20	5.40	-	bal.

Table.5 Variation of tensile properties under simulated curing condition.

Alloy	Curing Cond.	Tensile Properties		
		T-S(kg/mm ²)	Y-S(kg/mm ²)	Elong.
7175-T74 (107°C × 7hr + 177°C × 6hr)	Without Curing	51.08	43.27	14.13
	After 165°C × 8hr	49.12 (4% ↓)	41.13	17.54
	After 177°C × 2hr	47.99 (6.5% ↓)	40.07	14.33

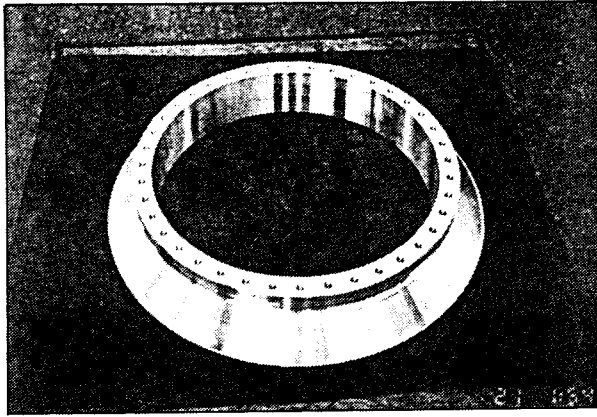


Fig.1 AFT Boss of Composite Motor Case

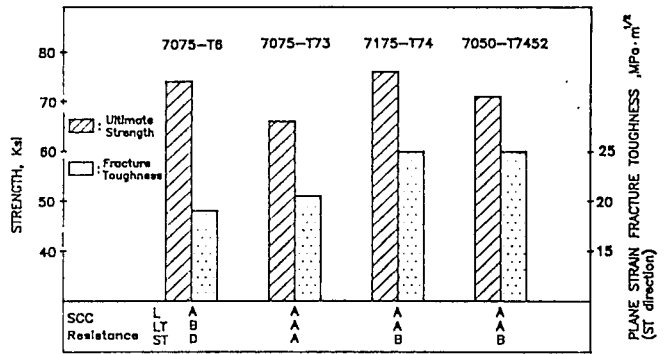


Fig.3 Design ultimate strength and typical fracture toughness of 7000 Aluminum alloy forgings

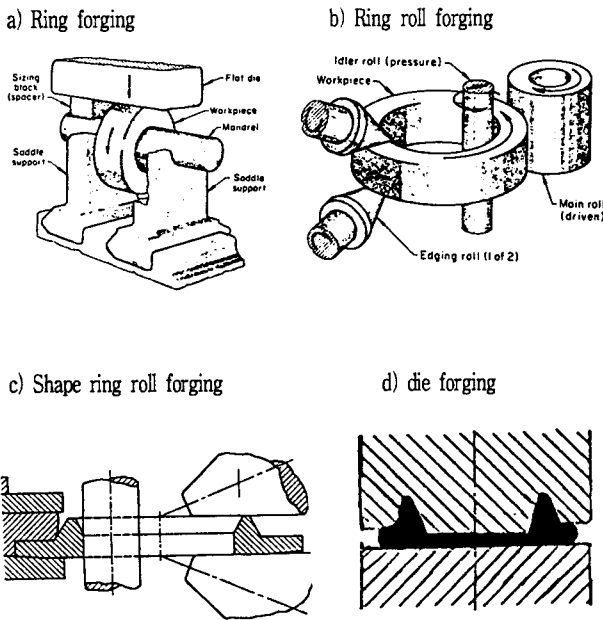


Fig.2 Various fabrication process of Boss

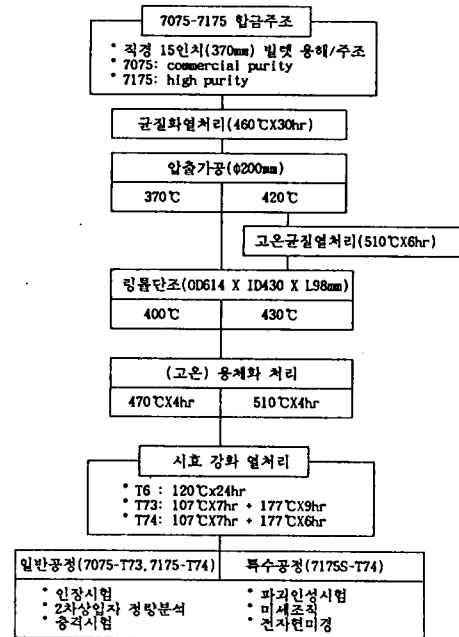


Fig.4 Process flow chart of 7175 forging samples

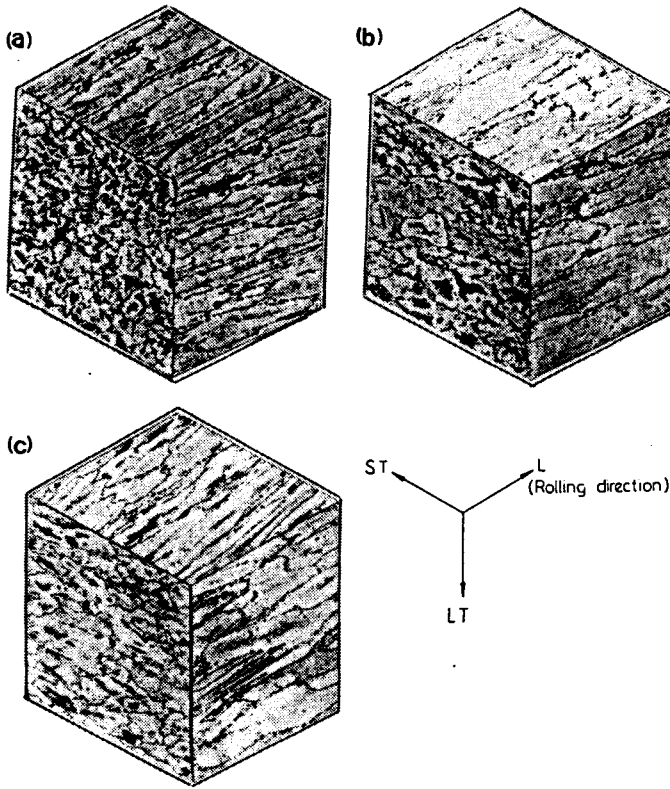


Fig.5 Three dimensional micrographs of the forgings showing grain structure and second phase distribution : a) 7075-T73, b) 7175-T74, c) 7175S-T74

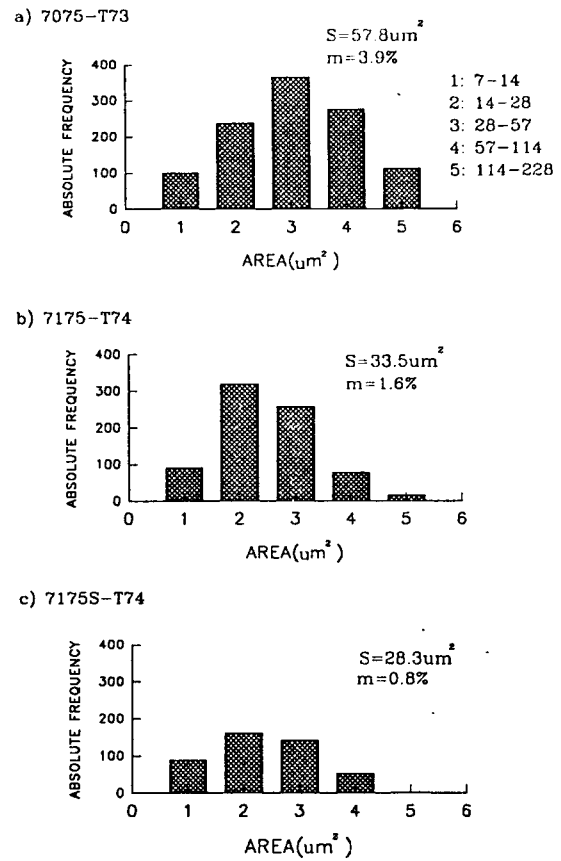


Fig.7 Typical histograms of coarse constituent particles areas on polished sections of a) 7075-T73, b) 7175-T74, c) 7175S-T74

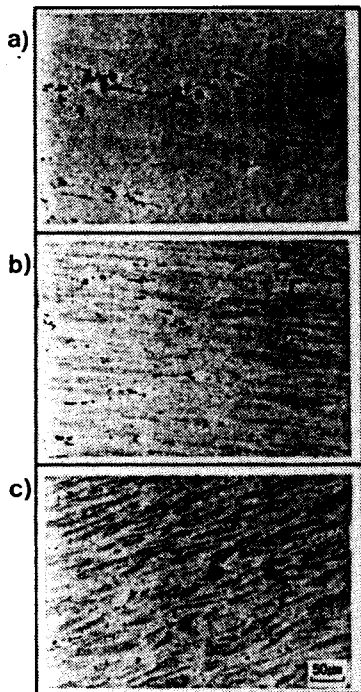


Fig.6 Typical micrographs showing the size and distribution of the second phase particles in Aluminum alloy forgings: a) 7075-T73, b) 7175-T74, c) 7175S-T74 dilute keller etch

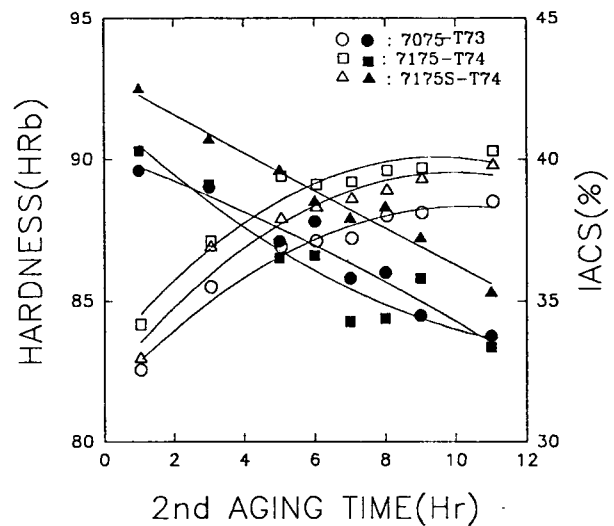


Fig.8 Variations of electrical conductivity(emph) and Rockwell hardness(filled) with 2nd aging time at 177°C in the 7075-T73, 7175-T74, and 7175S-T74 forgings.

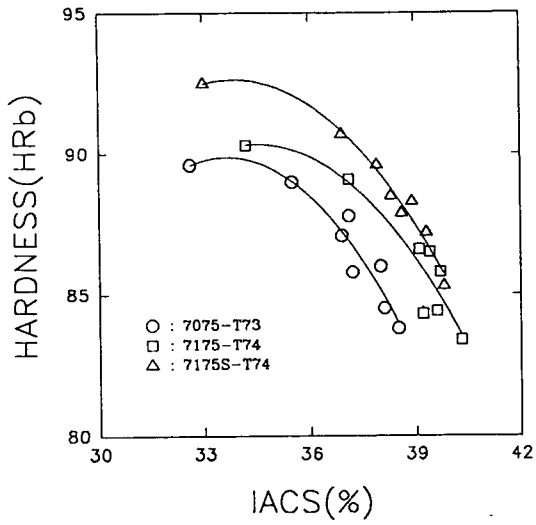


Fig.9 Relationship between electrical conductivity and hardness of 7075-T73, 7175-T74 and 7175S-T74 forgings.

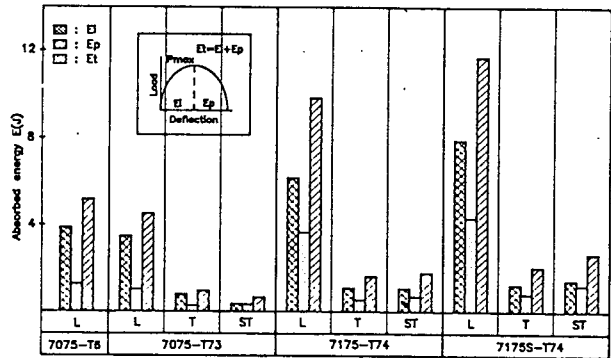


Fig.11 Comparison of absorbed energy of 7075-T6/T73, 7175-T74, 7175S-T74 at L, T, ST Direction

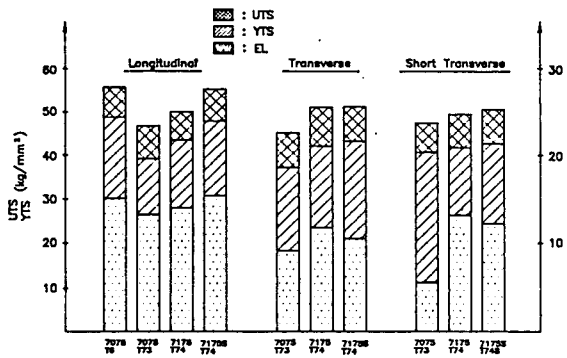


Fig.10 Comparison of mechanical properties measured on 7075-T6/T73, 7175-T74, 7175S-T74

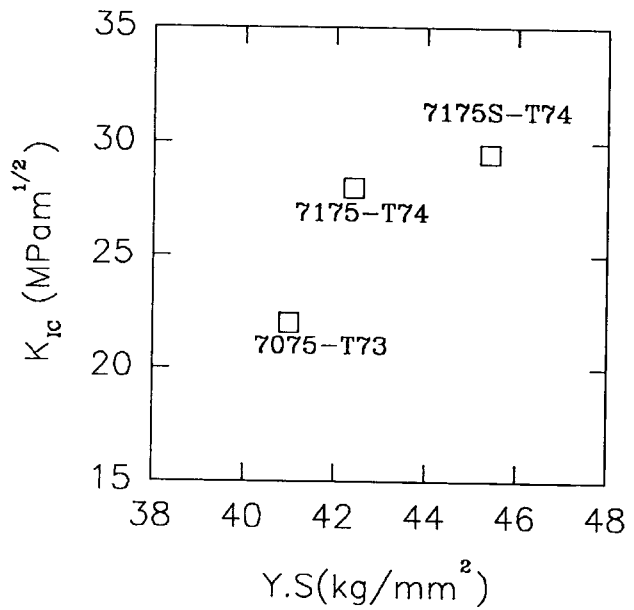


Fig.12 Comparison of fracture toughness measured on 7075-T73, 7175-T74, 7175S-T74

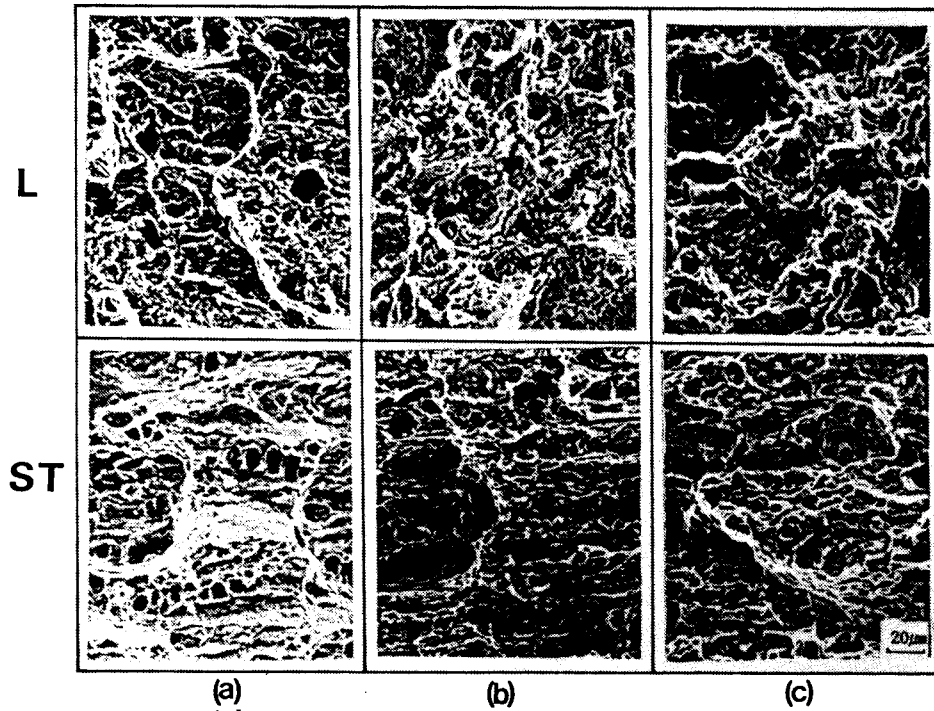


Fig.13 Scanning electron fractographs of fractured Charpy V-Notch specimens:
 a) 7075-T73, b) 717-T74 and c) 7175S-T74 forgings.

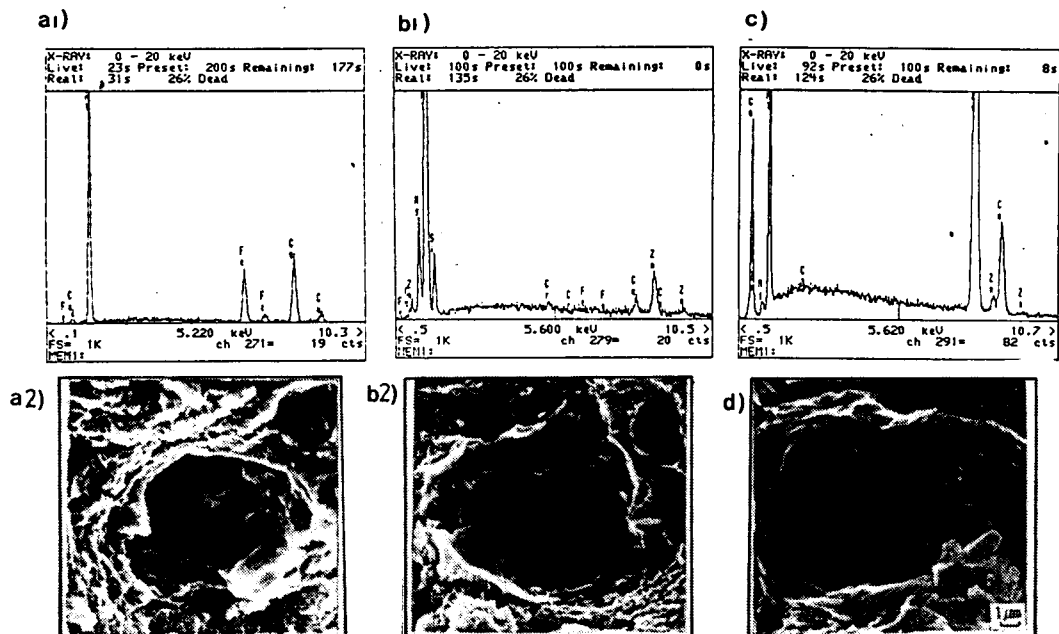


Fig.14 Scanning electron fractographs of coarse particles in dimples of 7075 alloys and their EDS analysis :
 a1)~a2) Fe, Cu-rich b1)~b2) Mg, Si-rich c) Cu-rich d) Fe, Cu-rich particle with matrix crack