연구논문

마찰교반접합한 오스테나이트계 스테인리스강과 6013 알루미늄 합금 이종 접합부의 접합 특성 및 계면 성질

이원배* · Gehard Biallas** · Martin Schmuecker** · 정승부*

*성균관대학교 신소재공학과
**독일우주항공 센터 재료연구소

Joint properties and Interface Analysis of Friction Stir Welded Dissimilar Materials between Austenite Stainless Steel and 6013 Al Alloy

Won-Bae Lee*, Gehard Biallas**, Martin Schmuecker** and Seung-Boo Jung*

*Department of Advanced Materials Engineering, Sungkyunkwan University, Suwon 440-746, Koera
**DLR-German Aerospace Center, Institute of Materials Research, Koln D-51170, Germany

Abstract

Dissimilar joining of Al 6013-T4 alloys and austenite stainless steel was carried out using friction stir welding technique. Microstructures near the weld zone and mechanical properties of the joint have been investigated. Microstructures in the stainless steel side were composed of the heat affected zone and the plastically deformed zone, while those in the Al alloy side were composed of the recrystallized zone including stainless steel particles, the thermo-mechanically affected zone and the heat affected zone. TEM micrographs revealed that the interface region was composed of the mixed layers of elongated stainless steel and ultra-fine grained Al alloy with lamella structure and intermetallic compound layer. Thickness of the intermetallic layer was approximately 300nm and was identified as the Al4Fe with hexagonal close packed structure. Mechanical properties, such as tensile and fatigue strengths were lower than those of 6013 Al alloy base metal, because tool inserting location was deviated to Al alloy from the butt line, which resulted in the lack of the stirring.

* Corresponding author : sbjung@skku.ac.kr

(Received August 19, 2005)

Key Words : Friction stir welding, Dissimilar materials joint, TEM analysis, Tensile and fatigue strength

1. 서 론

비강도가 우수한 알루미늄 합금과 우수한 부식 특성, 높은 정적 혹은 동적 강도를 나타내는 스테인리스강의 이종재료 접합부는 경량이며 우수한 기계적 특성을 동시에 보유 할 수 있기 때문에 자동차 및 항공기 부품 제작에 적용이 기대 된다[1]. 그러나 아크[2], 레이저[3]등을 이용한 용융용접(fusion welding)법을 이종재료의 접합에 적용할 경우, 두 재료의 상이한 물성 차이로 인한 접합 계면에 취약한 금속간 화합물 및 기공이 형성되어 접합부 기계적인 특성을 저하시키는 문제점이 있다. 따라서 두 재료의 융점이하에서 접합을 수행할 수 있는 고상 접합(solid state bonding)에 대한 필요성이 증가 하고 있다[4-5].

마찰교반접합법(Friction Stir Welding, 이하 FSW)은 1991년 영국의 용접 연구소 (TWI)에서 개발된 이래, 용융용접이 곤란하다고 알려진 고강도 알루미늄 합금의 접합에 적용되어 결함이 없는 접합부 및 우수한 기계적인 특성을 얻을 수 있었으며, 동시에 접합부에 주조조직이 아닌 미세한 등축 재결정 조직을 형성 시킬 수 있다. 현재는 고강도 알루미늄 합금[6]의 접합은 물론, 마그네슘 합금[7-8], 티타늄 합금[9], 동 합금[10] 및 철계[11] 재료의 접합에도 적용 하는 등 용도를 넓혀 가고

있는 실정이다. 또한 두 가지의 기능을 동시에 보유 할 수 있는 이종재료의 접합에도 FSW를 이용하려는 연구가 활발히 진행되고 있다. FSW를 이용한 이종재료 접합의 경우, 다른 형태의 알루미늄 합금 및 마그네슘 합금 (dissimilar formed Al alloys or Mg alloy)의 접합 시[12-13] 기존 동종재료를 접합하는 경우와 동일한 공정으로서 접합이 가능하지만, 알루미늄 합금/마그네슘 합금[14], 알루미늄 합금/ 동 합금[15], 알루미늄 합금/ 탄소강[5] 등과 같은 이종재료 (dissimilar alloys)접합 시 에는 기존의 공정으로는 건전한 접합부를 쉽게 얻을 수 없다고 알려 졌다. 본 저자들에 의하면[15], 물리적인 성질이 상이한 재료를 FSW한 경우, 접합 툴(welding tool)의 삽입위치를 두 재료를 맞댄 면이 아닌 연질 재료 쪽으로 약간 이동하여 접합한 경우가 더욱 우수한 접합부 특성을 나타낸다고 보고 하였다. 또한 이동 거리(deviation distance from butt line)는 접합하고자 하는 재료에 따라 다르다.

FSW한 이종재료의 계면 생성물의 양은 고상접합법의 특성상 용융용접 한 경우에 비해 상당히 미미하며 매우 얇기 때문에 이에 대한 분석이 용이하지 않으며, 현재까지 이에 대한 보고가 거의 없다. 따라서 본 연구는 접합 툴의 삽입 위치를 이동하여 FSW한 오스테나이트계 스테인리스강과 알루미늄 합금 이종재료 접합부 근방의 미세조직 및 기계적 강도를 측정하여 접합 특성을 파악하고 투과 전자 현미경(Transmission Electron Microscopy, TEM)을 이용하여 계면 생성물 및 계면 근방의 조직 분석을 하고자 한다.

2. 실험 방법

Table 1은 본 실험에 사용된 두 재료의 화학적 조성을 나타낸다. 4mm 두께의 6013-T4 알루미늄 합금과 304 스테인리스강의 접합은 TWI 특허를 기본으로 하여 DLR (Deutschen Zentrum für Luftund Raumfahrt, German Aerospace Center)내 밀링머신을 개조하여 제작한 마찰교반접합기를 이용하여 실시하였다. 접합조건은 툴 회전속도 800 rpm, 접합속도 80 mm/min 이었으며 접합 방향은 알루미늄 합금의 압연 방향과 평행한 방향으로 실시하였다. Fig. 1은

Table. 1 Chemical composition of 6013 Al alloy and stainless steel

	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Ni	C	Al
6013 -T4	1	0.9	0.5	0.3	0.8	0.1	0.1	0.1	-	-	Bal.
304	-	-	1.45	Bal.	0.75	-	-	18	10	0.02	-

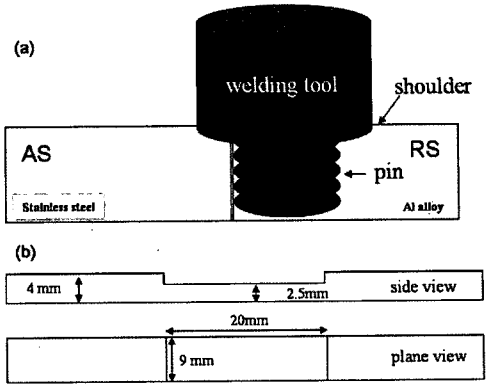

Fig. 1 Schematic illustrations of friction stir welding process (a) applied to dissimilar metal joints between stainless steel and Al alloy and tensile (or fatigue) test specimen (b)

본 연구에서 적용한 접합 공정 및 인장 피로 시험편의 형상을 나타낸다. 이종재료의 마찰교반접합은 일반적인 동종재료의 접합방식과는 다르게 접합 툴의 삽입 위치를 두 재료의 맞댄 면에서 연질인 알루미늄 합금 쪽으로 약 2mm이동하였다. 주로 알루미늄 합금을 교반 시켜 알루미늄 합금의 과열 및 툴 마모현상을 방지 하였으며 접합 핀의 가장 자리 부분만이 스테인리스강의 교반에 관여 하였다.

접합 후, 접합부 근방의 조직학적인 특성을 분석하기 위해 광학현미경을 이용하였으며, 계면 특성을 파악하기 위해 주사전자현미경 (Scanning Electron Microscopy, SEM)과 TEM을 이용하여 관찰 하였다. FSW한 이종재료의 접합 계면은 두 재료 내 성분 원소의 상호 확산이 일어날 만한 온도 및 시간이 충분하지 않기 때문에 계면 생성물의 범위가 매우 작다. 따라서 분석 영역이 매우 협소하기 때문에 광학 및 주사 전자현미경을 이용한 분석이 거의 불가능하다. 따라서 높은 분해능을 가지고 있는 TEM (Philips EM 430, 300kV)을 이용하여 계면의 조직 및 상 분석을 행 하였다. TEM 분석을 위해, 방전 가공기를 이용하여 접합부를 판재의 형태로 절단 한 후 두께가 약 0.5mm가 되도록 기계 연마였다. 연마 후 디스크 펀치 (disc punch)를 이용하여 계면이 중앙에 오도록 위치시켜 직경 3mm의 디스크를 제작하였다. 이 시편을 다시 연마 하여 약 50㎛ 두께로 만든 후 이온 빔 연마기(GATAN PIPS)를 이용하여 계면을 최대한 얇게 연마하여 분석 영역을 확보하였다.

기계적인 특성 평가는 경도, 인장강도, 피로강도시험을 행하였다. 경도시험은 비커스 경도계를 이용하였으며, 접합방향에 수직인 단면을 절단하여 1kg 하중 하에서 30초 동안 실시하였다. 인장시험은 Instron Type 인

장 시험기를 사용하였으며 시험 속도는 1mm/min 이었다. S-N 피로 시험은 일정 하중진폭 (constant load amplitude)하에서, 응력비 (stress ratio, R)=0.1 와 주파수 (frequency)=62.5Hz의 조건에서 최대하중 100kN인 피로 시험기를 이용하였다. Fig. 1에서 알 수 있듯이 인장 및 피로시험편은 동일하게 사각형 형태이며, 접합라인에 수직으로 절취하였으며 게이지 영역은 길이 20mm, 넓이 9mm, 두께 2.5mm였다. 접합부 아래 부분의 미 교반 부위 (unstirred zone)는 결함이 없는 이종재료 접합부의 기계적 특성을 파악하기 위해 제거 하였다. 위의 시험편 형태는 ASTM 규격에 없으며 단지 실험용 규격이다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 조직 관찰

Fig. 2는 FSW한 이종 알루미늄 합금과 스테인리스강 접합부의 거시 조직 및 알루미늄 합금 측의 미세조직을 나타낸다. 접합 툴의 삽입 위치가 맞댄 면에서 알루미늄 합금 측으로 이동하였기 때문에 두 재료의 계면과 일치하지 않으며 불규칙한 접합계면이 형성됨을 확인할 수 있다. 또한 접합계면 아래 부분에 미 접합 영역(unbonded region)이 존재하는데 이는 회전하는 접합 핀의 가장 자리 만이 스테인리스강을 교반시켜 계면 아래 부분에서는 교반 효과가 미치지 못했기 때문이다. 이러한 문제를 해결하기 위해서 접합 툴의 삽입 위치를

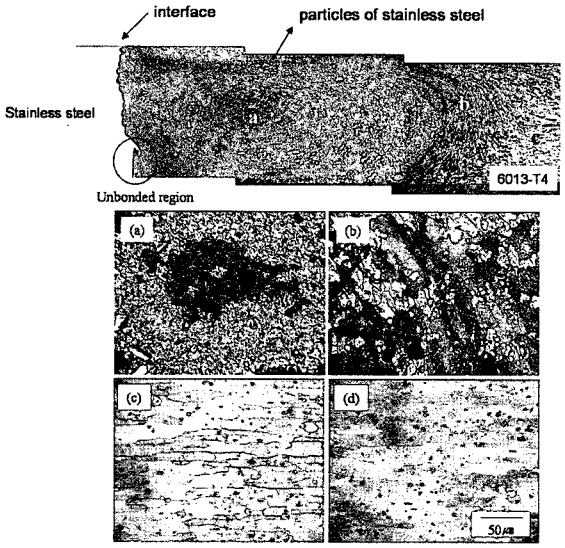

Fig. 2 Macrostructure (upper) of FSWed dissimilar materials joints and microstructures on Al alloy side : (a) FSW center, (b) TMAZ (thermo-mechanically affected zone), (c) HAZ (heat affected zone) and (d) 6013 base metal

스테인리스 강 쪽으로 이동 시켰으나 툴의 마모 및 과열에 의해 건전한 접합부를 얻을 수 없었다. 따라서 접합계면 아래 부분의 미 접합 영역이 형성되지 않기 위해서는 동일한 접합 툴 삽입위치에서 아래 부분까지 교반효과가 미칠 수 있도록 특별하게 설계된 접합 툴을 이용해야 한다고 생각된다. 접합 중심부에서는 툴의 교반 작용에 의해 맞댄 면에서 탈락한 스테인리스 강 입자들이 분산되어 있으며, 복합재료(composite)와 같은 조직을 형성하였다. 6013 알루미늄 합금 모재(d)는 재료의 압연 방향과 평행하게 연신된(elongated)조직이 관찰되고 있으며, 제2상들이 입내에 골고루 분포하고 있음을 알 수 있다. 회전하는 접합 툴의 직접적인 소성변형의 영향은 받지 않고, 발생하는 마찰열의 영향을 받는 열 영향부(c)에서는 모재와 거의 유사한 조직을 유지하고 있었다. 열 및 기계적인 영향부(b)에서는 모재와 전혀 다른 방향으로 연신된 조직이 형성 되었으며, 국부적인 영역에서 매우 미세한 재결정 조직들이 관찰되었다. 이 영역은 완전한 재결정이 일어날 만큼 충분한 소성변형 및 온도 조건에 이르지 못하기 때문에, 원래 모재의 결정립이 연신되며, 소성 변형하는 동안 전위의 이동 (climb)과 활주(glide)에 의한 등축의 저경각입계의 아 결정립들이 형성된 동적 회복 (dynamic recovery)된 조직이 주를 이루고 있으며 국부적인 영역에서만 재결정 조직이 형성된다고 보고 된다[6]. 접합 툴 삽입영역 (a, 교반부)은 모재와 전혀 다른 등축의 미세한 재결정 조직이 형성되었으며, 접합계면 근방에서 탈락된 스테인리스 입자도 동시에 관찰되었다.

Fig. 3은 접합부 근방 스테인리스강의 미세조직 변화를 나타내고 있다. 접합 계면에서 약 10㎛ 이내의 영역

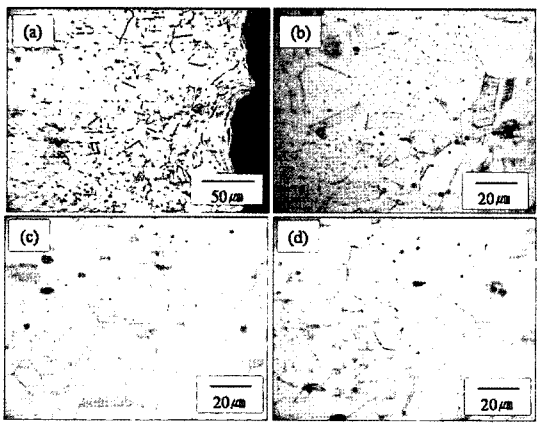

Fig. 3 Microstructures on the stainless steel side: (a) lower magnification image of stainless steel at the interface, (b) higher magnification image of stainless steel at the interface, (c) region in 1mm away from the interface and (d) stainless steel base metal

에서 소성유동조직이 관찰되었다. 그러나 접합 툴에 의한 소성변형이 미미하기 때문에 광범위한 조직 변화는 확인 할 수 없었다. Fig. 3 (b-d) 는 각각 계면, 접합부에서 약 1mm 떨어진 영역, 스테인리스 강 모재의 광학 조직을 나타낸다. 스테인리스강 모재의 경우, 오스테나이트 조직을 나타내고 있으며, 쌍정(twin)조직도 관찰되었다. 접합부 계면 및 열영향부의 경우, 결정립 크기의 변화는 관찰할 수 없었으나, 쌍정의 밀도가 증가함을 알 수 있다. 계면에서 쌍정밀도 증가는 주로 소성변형 및 이에 동반하는 마찰열에 의한 어닐링 쌍정(annealing twin)이 주요 형성 기구라 생각된다. 쌍정의 형성은 FCC 구조를 한 오스테나이트계 스테인리스강의 낮은 적층결함 에너지 (stacking fault energy)에 기인한다. 적층결함에너지가 낮기 때문에 변형이 전위의 교차 슬립 및 용이 활주에 의한 회복 보다는 쌍정 형성을 통해 변형의 연속성을 유지한다. 접합부 근방의 경우, 미세한 입자의 밀도가 모재와 열영향부에 비해 상당히 증가함을 알 수 있다.

Fig. 4는 접합부 근방의 스테인리스강의 경도 분포를 나타내고 있다. 알루미늄 합금 측의 경도 분포는 FSW

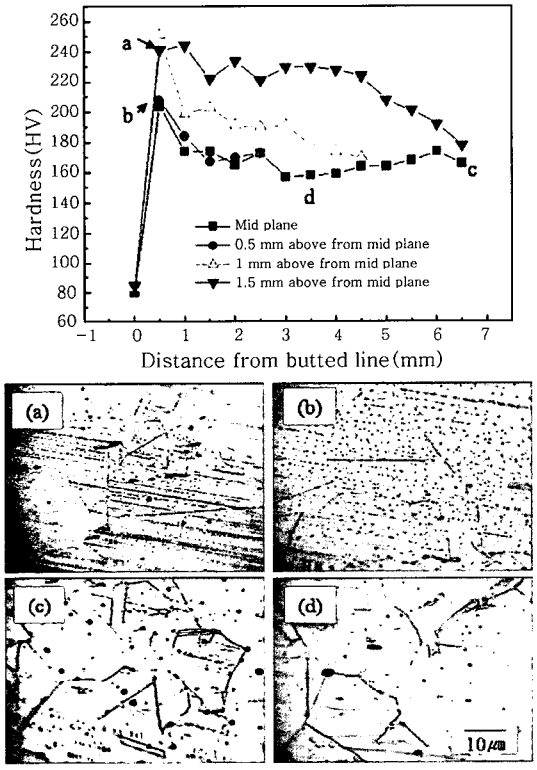

Fig. 4 Hardness distribution near stainless steel side of FSWed dissimilar joints and micros tructures related to hardness measuring points: (a and b) stainless steel parts within 0.5 mm from the interface, (c) unaffected 304 base metal and (d) heat affected zone

한 석출 경화형 합금의 일반적인 경도분포와 유사하게 접합부 근방에서 연화된 영역이 형성되며 교반부에서는 열 영향부에 비해 약간 상승하였으며 계면에서 탈락한 스테인리스강 입자가 존재하는 영역에서 매우 높은 경도가 측정 되었다[4].

스테인리스강의 경도는 접합계면에서 모재 방향으로 판 두께 중심부 (mid plane)와 중심부에서 윗면으로 각각 0.5, 1 과 1.5mm로 이동하여 측정 하였다. 접합계면 근방 스테인리스강의 경도는 판두께 중심부에서 윗면으로 갈수록 전체적으로 상승하고 있음을 알 수 있다. 판 두께 중심부의 경우, 계면에서만 경도가 상승하였고, 모재에 비해 경도가 현저하게 낮은 열영향부(d)가 존재하였다. 접합 계면 위 부분으로 이동할수록, 계면 근방의 경도가 상승하는 경향을 보였으며, 계면에서 4-5mm 떨어진 영역, 즉 접합 툴 숄더 (shoulder)의 영향을 받은 영역에서도 모재에 비해 높은 경도가 측정되었다. 모재에 비해 경도가 높았던 (a) 와 (b) 영역의 조직을 관찰해 본 결과, 모재에 비해 미세한 검은 입자들이 결정립 내에 상당히 높은 밀도로 분포하고 있음을 확인하였으며, 모재에 비해 낮은 영역의 경우 약간의 결정립 조대화가 발생함을 알 수 있다. 계면 근방 및 접합부 위부분의 검은 입자 생성 및 밀도 증가는 두 가지 원인으로 유추 할 수 있다. 첫 번째, 접합 툴에 의한 소성변형 및 온도의 상승으로 인한 제2상 즉 시그마 상 (sigma phase)[16]혹은 탄화물이 형성되었기 때문으로 생각된다. Chen 등에 의하면[5], 동일한 FSW 공정으로 6061 알루미늄 합금과 AISI 1018 강을 접합한 경우, AISI 1018강의 온도는 최고 631℃까지 상승한다고 보고 하였다. 본 실험에서도 이와 유사하게 온도가 상승한다면 탄화물이 석출되기 위한 온도가 충분하지만 유지 시간이 매우 짧기 때문에 단지 온도상승에 의한 탄화물의 생성이 아닌 강 소성변형의 도입으로 인해 고온에서 짧은 유지시간에도 불구하고 제2상의 석출이 가능하리라 생각된다. 다른 하나는 소성변형에 의한 전위밀도증가이다. 전위가 많은 영역은 그 주위의 영역에 비해 화학 액에 대한 반응속도가 빠르기 때문에 이와 같이 점의 형태로 재료 내부에서 관찰될 수 있다[17]. 두 가지의 원인 모두 재료를 경화 시킬 수 있기 때문에, 접합부 계면 근방 및 위부분에서 모재에 비해 높은 경도가 측정되었을 것으로 사료 된다.

Fig. 5는 이종 접합부의 계면 SEM 사진 및 EDS 선 분석 결과이다. 계면 근방 스테인리스강에서 기계적인 교반에 의해 두 재료의 적층된 조직을 관찰 할 수 있었으며 Al, Fe의 상호 확산 거동은 확인 할 수 없었다. 영역 9와 10의 위치에서는 Fe와 Al이 일정 비율

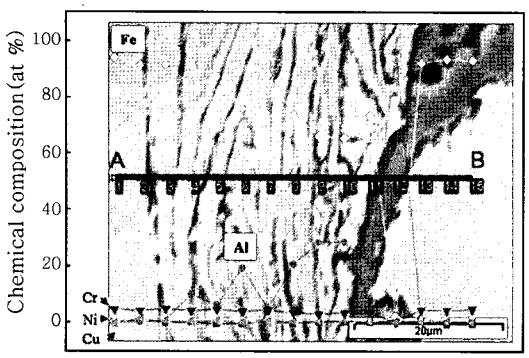

Fig. 5 SEM image of the interface between FSWed stainless steel and Al alloys and EDS elements line profile

로 검출되었으며, 금속간 화합물의 생성 가능성이 있음을 알 수 있다. 그러나 SEM의 분해능 한계로 인해 신뢰할 수 있는 분석은 어렵기 때문에, 고배율의 TEM이용하여 분석을 하였다.

Fig. 6은 TEM을 이용한 계면근방의 조직 사진 및 EDS결과를 나타낸다. 매우 복잡한 계면 양상을 나타내고 있음을 알 수 있으며 전체적인 계면 반응층의 두께는 약 3㎛ 정도임을 확인하였다. 점 1은 스테인리스강과 동일한 화학 조성을 나타내고 있으며, 알루미늄의 확산이 미치지 않는 영역임을 알 수 있다. 점 2 와 4의 영역에서는 스테인리스강을 구성하는 원소가 주로 검출되었으며 미량의 알루미늄 원소도 포함되어 있음을 확인 하였다. 이 영역은 마찰교반에 의한 스테인리스강의 변형 조직임을 확인하였다. 그러나 점 3의 경우 알루미늄 원소가 주로 검출 되었으며 미량의 Fe, Ni, Cr 과 Mn등 스테인리스강의 원소들도 검출 되었으며 스테인리스강에서 알루미늄 합금 측으로 확산이 일어난 변형 조직임을 확인 하였다. 점 5 영역에서는 Al 과 Fe가 일정한 비율로 검출 되었으며 두 원소의 상호 확산에 의한 금속간 화합물이 형성된 영역이라 생각된다. 스테인리스강과 금속간화합물층 사이의 영역에서는 툴의 교반에 의한 소용돌이 형태(swirl or vortex)의 적층(lamella) 조직이 관찰 되었다. 점 6 영역에서는 알루미늄 합금의 성분 원소만이 검출 되었다. 위의 결과를 통해 FSW한 알루미늄 합금과 스테인리스강 이종재료 계면에서는 소성 유동된 스테인리스강/ 소성변형에 의한 알루미늄 합금과 스테인리스강의 적층 영역/ 금속간 화합물 층(intermetallic compound layer)/ 재결정된 알루미늄 합금의 순서로 형성됨을 확인 하였다.

Fig. 7은 계면 근방의 알루미늄 합금과 스테인리스강의 적층영역에 대한 고 배율 TEM 사진 및 회절 패턴을 나타낸다. 혼합 층 (mixed layer)내에서는 각각 초미세 등축 결정립(ultra-fine equaxied grain) 과 연신된 결정립의 생성을 확인 하였다. 초미세 결정립의 경우 (점 1과 4), 주로 6013 알루미늄 합금 원소로 구성되어 있으며 미량의 Fe 가 동시에 검출 되었다. 초미세 등축결정립의 형성은 툴의 교반 및 마찰열에 의한 동적재결정 및 Fe의 확산으로 인한 입자 미세화 효과에 의한 것으로 사료된다. 연신된 결정립의 영역(점 3과 5)에서는 주로 스테인리스강 성분 원소가 검출 되었으며, 연신된 형태의 스테인리스강 조직은 강자성(ferromagnetism)의 형성에 의한 강한 수차(astigmatism)에 기인한다고 사료된다. 강자성의 형성은 FSW 도중, 강한 변형 및 온도 이력에 의해 원래 모재가 가지고 있던 비자성의 오스테나이트조직이 강자성을 갖는 페라이트조직으로 변태가 일어난 것으로 사료된다. 이 영역에서 얻은 회절 패턴을 분석한 결과 FCC 결정 구조 보다는 BCC 결정구조에 기인한 패턴이 강하게 형성됨을 확인 하였다. 또한 이 영역에서 미량의 Al이 검출 되었는데 페라이트 안정화 원소로 알려진 Al 원소의 확산으로 인한 오스테나이트와 페라이트의 이상 (duplex) 스테인리스강으로 조직 변태가 일어난 것으로 사료된다. Fugiwara 등에 의하면[18], 316L 스테인리스강 분말을 50℃의 매우 낮은 밀링 온도에서 기계적인 합금화(mechanical alloying)한 경우 분말의 외주부에 초미세 결정립의 페

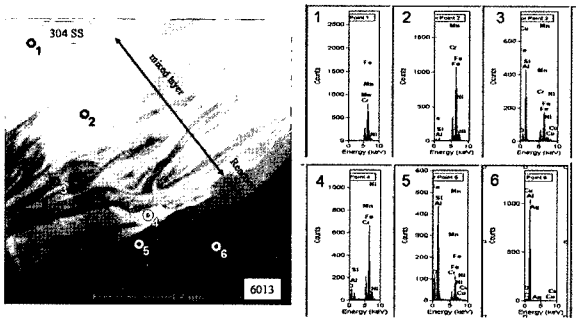

Fig. 6 TEM micrograph including interface region between FSWed stainless steel (upper) and Al alloy(lower) and EDS point analysis of each region

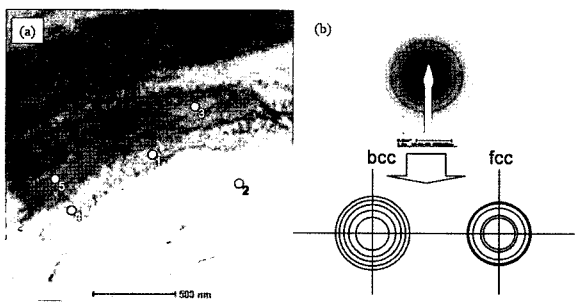

Fig. 7 Higher magnification TEM micrograph (a) including interface region and electron diffraction pattern (Scherrer ring, b) on the elongated stainless steel region (point 3 and 5)

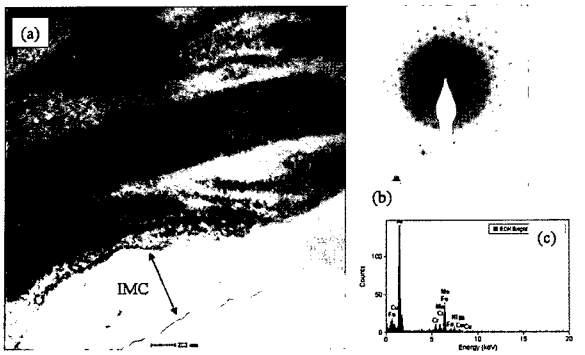

Fig. 8 TEM micrograph (a), selected area diffraction patterns (b) and EDS analysis (c) of the reaction layer

라이트 상이 형성된다고 보고 하였으며 이를 응력유기 페라이트변태(strain-induced ferrite formation)라 하였다. 기계적인 합금화와 유사하게, FSW와 같이 매우 빠른 속도로 변형이 가해지는 공정에서도 비교적 낮은 온도에서 변형유기페라이트상이 생성될 수 있다고 판단된다. 따라서 강자성에 기인한 수차, BCC 결정 구조, 페라이트 안정화 원소인 Al의 확산을 통해 페라이트 상변태가 일어났음을 예상 할 수 있으나, 이에 대한 분석은 계속 진행 중에 있다.

Fig. 8은 금속간화합물층의 고 배율 TEM 사진, 회절(Selected Area Diffraction) 패턴 및 EDS 결과를 나타낸다. 금속간화합물층의 두께는 평균 약 300nm정도 이고, 주로 Al과 Fe로 구성되어 있으며 미량의 Cr, Ni, Mn이 검출되었다. 회절 패턴 분석을 통해 금속간화합물층은 격자 상수 (lattice parameter, a)가 약 1.1nm인 조밀육방정(hexagonal close packed structure) 구조를 가지고 있음을 알 수 있다. 회절 패턴 및 EDS 결과를 통해 Cr, Ni, Mn이 고용된 Al_4Fe 금속간 화합물로 동정 할 수 있다.

3.2 기계적 특성 평가

Fig. 9는 스테인리스강과 알루미늄 합금의 이종재료 접합부의 인장강도 시험 결과 및 파단 후 시편의 형상을 나타낸다. 인장 파단은 계면 반응층과 알루미늄 합금 측에서 동시에 일어남을 알 수 있다. Curve A는 시험편 전체의 인장 특성을 나타낸 것으로서, 최대 인장강도는 229MPa 이고, 파괴 시 변형률은 약 0.833% 이었다. Curve B는 파괴가 일어난 영역에서의 인장특성으로, 최대인장강도는 A와 유사하고, 파괴 시 변형률은 약간 감소한 0.728% 이었다. Curve C는 최대 변형이 일어난 영역에서의 인장특성을 나타내고 있으며, 최대 파괴 변형률은 약 6.14%이고 이는 B와 C에 비

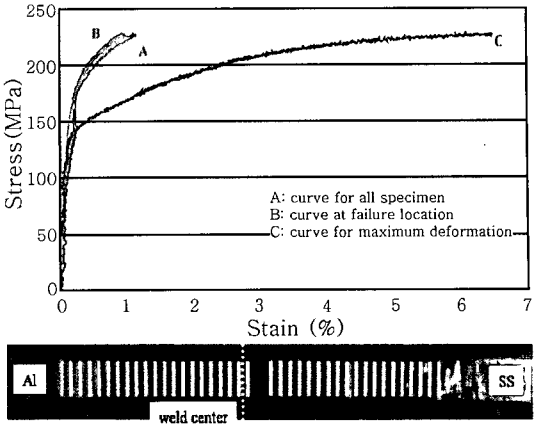

Fig. 9 Strain-stress curve for the FSWed dissimilar joints (a) and fractured specimens (b)

해 약 8배 이상의 값을 나타낸다. 최대 변형 영역은 6013-T4 합금에 제한된다.

Fig. 10은 스테인리스강과 알루미늄 합금의 접합부 및 6013-T4 모재의 피로특성을 나타낸 그래프 및 시험 후 파단 된 시험편을 나타낸다. 접합중심부와 피로파괴가 일어난 영역은 일치하고 있지 않음을 알 수 있다. 6013-T4 모재 피로 특성과 비교한 결과, 이종재료 접합부의 피로 특성은 알루미늄 모재에 비해 약 40% 정도 감소함을 알 수 있었으며, 고 주기 (number of cycle)영역으로 갈수록 차이는 커 짐을 알 수 있다. FSW된 스테인리스강과 알루미늄 합금 접합부는 접합툴의 삽입 위치가 알루미늄 합금 측으로 이동되어 있기

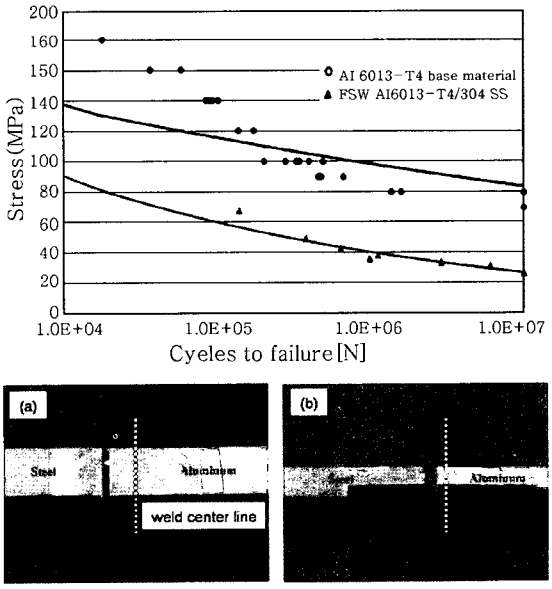

Fig. 10 S-N curves for Al 6013-T4/stainless steel joint and Al 6013-T4 base metal and macroscopic views from : (a) top and (b) lateral of fatigue failure specimen

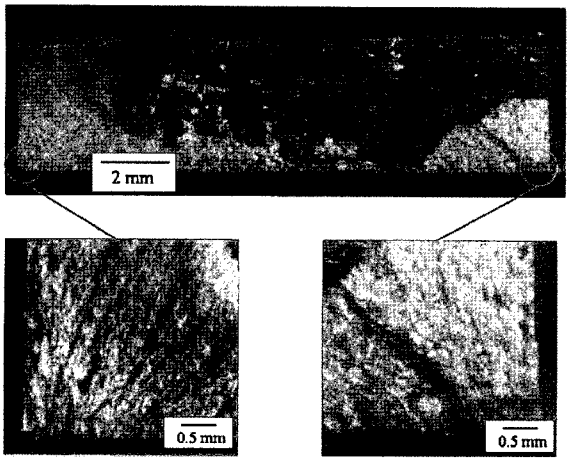

Fig. 11 Fractured surfaces showing the fatigue crack initiation site

때문에 계면에서는 교반 부족(lack of stirring)이 현상이 나타나는데, 이 부위에서 균열이 시작되고 파괴가 진행됨을 알 수 있다. 따라서 툴 삽입위치의 이동으로 건전한 접합부를 얻을 수 있었으나, 교반 부족으로 인해 접합부 강도에 악 영향을 미치고 있음을 알 수 있다. Fig. 11은 피로시험 후 파단면 사진으로 피로파괴가 발생하는 균열시작 부(crack initiation site)를 나타내고 있다. 파단면은 6013-T4 알루미늄 합금과 스테인리스강 상호 교반 부족의 양상을 나타내고 있으며 결과적으로 이른(premature) 피로파괴특성을 나타낸다.

4. 결 론

마찰교반접합법을 적용하여 오스테나이트계 스테인리스강과 알루미늄 합금 이종재료를 접합시켜 다음과 같은 결과를 얻을 수 있었다

1) 접합 툴의 삽입 위치를 두 재료를 맞댄 면에서 알루미늄 합금 측으로 이동시켜, 물성차가 큰 이종재료의 접합을 행하였으며, 접합부 아래 부분의 미 접합 부위를 제외한 건전한 접합부를 얻었다.

2) 접합부는 소성 유동된 스테인리스강, 툴의 교반 및 열 영향을 받은 스테인리스강과 알루미늄 합금의 적층 조직, 금속간 화합물 층, 계면에서 탈락한 스테인리스강 입자를 포함하는 재결정 알루미늄 조직, 열 및 기계적인 변형 조직, 열영향부로 이루어짐을 알 수 있다.

3) 계면 반응층 근방의 스테인리스강 측에서는 강한 소성 변형 및 마찰열, 페라이트 안정화 원소인 Al의 확산으로 인해 모재의 오스테나이트상과 다른 강자성을 띠고 체심입방정구조를 가지고 있는 페라이트 상이라 사료되는 조직이 형성되었다.

4) 금속간 화합물 층은 조밀육방정구조를 가지고 있으며, Cr, Ni, Mn이 약간 고용된 Al_4Fe상으로 동정되었으며, 두께는 약 300nm이었다.

5) 이종재료 접합부의 기계적인 강도는 알루미늄 합금 모재의 약 60-70%였으며, 툴 삽입위치의 이동으로 인한 교반 부족의 영향으로 사료된다.

후 기

이 논문은 한국과학재단에서 지원한 해외공동연구과제 수행결과입니다.

참 고 문 헌

1. Joining forces for multiple properties, Eurecka February 2003 Available from: www.eurekamagazine.co.uk
2. S. Ramasamy: Drawn arc stud welding: Crossing over from steel to aluminum, Welding Journal, **2** (2003), 35-39
3. K. Richter, G. Bostanjoglo, R. Dommaschk, R. Mayrhofer, D. Weber and H. Weber: Comparative study on aluminum and steel welding with cw and repetitively Q-switched Nd-YAG lasers, SPIE, 2789-12 (1996), 12-20
4. H. Uzun, C. D. Donne, A. Argagnotto, T. Ghidini and C. Gambaro: Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel, Materials and Design, **26** (2005), 41-46
5. C.M. Chen and R. Kovacevic: Joining of Al 6061 to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding, International Journal of Machine Tools and Manufacture, **44** (2004), 1205-1214
6. J. -Q. Su, T. W. Nelson, R. Mishra and M. Mahoney: Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium, Acta Materialia, **52-3** (2003), 713-729
7. Wonbae Lee, Jongwoong Kim, Yunmo Yeon, Senugboo Jung : The joint characteristics of Friction Stir Welded AZ 91 D Magnesium Alloy, Materials Transaction (JIM), **44-5** (2003), 917-923
8. Wonbae Lee, Yunmo Yeon and Seungboo Jung : Joint properties of friction stir welded AZ31B-H24 magnesium alloy, Materials Science and Technology, **19** (2003), 785-790
9. Wonbae Lee, Changyoung Lee, Woongseong Chang, Yunmo Yeon and Seungboo Jung: Microstructural investigation of friction stir welded pure titanium, Materials Letters, **59**(2005), 3315-3318
10. Hwasoon Park, T. Kimura, T. Murakami, Y. Nagano, K. Nakata and M. Ushio: Microstructures and mechanical properties of friction stir welds of 60% Cu - 40% Zn copper alloy, Materials Science and Engineering A, **371**(2004), 160-169
11. A. P. Reynolds, Wei Tang, T. Gnaupel-Herold and H. Prask: Structure, properties, and residual stress

of 304L stainless steel friction stir welds, Scripta Materialia, **48-9**(2003), 1289-1294
12. Wonbae Lee, Yunmo Yeon and Seungboo Jung: The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials, Scripta Materialia, 49-5 (2003), 423-428
13. Changyong Lee, Wonbae Lee, Yunmo Yeon and Seungboo Jung: Friction Stir Welding of Dissimilar Formed Mg alloys (AZ31/AZ91), Materials Science Forum, **486-487** (2005), 249-252
14. Y. S. Sato, S. H. C. Park , M. Michiuchi and H. Kokawa : Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys, Scripta Materialia, **50-9** (2004), 1233-1236
15. Won-Bae Lee, Seung-Boo Jung: Void free friction stir weld zone of the dissimilar 6061 aluminum and copper joint by the shift of tool inserting location, Materials Research Innovation, 8-2 (2004), 93-96
16. S. H. C. Park, Y. S. Sato, H. Kokawa, K. Okamoto, S. Hirano and M. Inagaki: Rapid formation of the sigma phase in 304 stainless steel during friction stir welding, Scripta Materialia, **490-12** (2003), 1175-1180
17. G.E. Dieter: Mechanical metallurgy, McGRAW HILL BOOK Co., 1988, 195-196
18. H. Fujiwara , H. Inomoto, R. Sanada and K. Ameyama: Nano-ferrite formation and strain-induced-ferrite transformation in an SUS 316L austenitic stainless steel. Scripta Materialia, **44** (2001), 2039-2042