연 구 논 문

선급용 고장력강 FSW 접합부의 미세조직 및 기계적 성질

장 웅 성* · 최 기 용*

*포항산업과학연구원 용접연구센터

Microstructures and Mechanical Properties of Friction Stir Welded High Strength Steels for Shipbuilding

Woong-Seong Chang* and Ki-Yong Choi*

*Welding Research Center, RIST, Pohang Kyongbuk 790-600, Korea

Abstract

In an attempt to evaluate the feasibility of friction stir welding(FSW) for joining carbon steels, microstructures and mechanical properties of friction stir welded carbon steels with different grain structures were investigated. In comparison of O-type stir zone(SZ) appeared in various aluminium alloys, configuration of SZ in friction stir welded carbon steels displayed U-type. Plastically deformed pearlite band structure was identified to surround the SZ, indicating the existence of so-called thermo-mechanically affected zone(TMAZ). However, the TMAZ of carbon steels was much narrower than that of Al alloys. The microstructures of both stir zone and TMAZ revealed bainite matrix in a conventional carbon steel for shipbuilding, while, in the same region, ferrite matrix microstructures were formed in a low carbon fine grained steel. The conventional carbon steel showed superior stirring workability to that of the fine grained carbon steel. The yield and tensile strength of the friction stir welded joints were comparable to those of the base metals, and the elongation in welded joints demonstrated excellent ductility. Absorbed energy in SZ of the fine grained carbon steel was ten times higher than that obtained from conventional submerged arc weld metal of the same steel. Based on these results, the application FSW to carbon steels was found to be feasible.

(Received November 15, 2001)

Key Words: Friction stir welding(FSW), High strength steels for shipbuilding, Microstructure, Mechanical property

1. 서 론

Friction Stir Welding(이하 FSW)은 최근에 상당한 각광을 받고있는 새로운 용접공정이다. 이 용접 공정은 알루미늄을 비롯하여 동, 마그네슘, 아연 및 납 등의 경금속재료, 이들간의 이종금속 조합 및 주물재료와 플라스틱 등 적용분야가 넓다. 현재 FSW은 접합기술 개발수요가 높은 알루미늄합금들을 중심으로 응용연구가 활발히 진행되어 왔다[1-4]. 그러나 최근에는 철강재료 용접기술에 대한 FSW의 적용이 영국 및 미국 등의 선진국에서 진행되고 있다[5-7]. 영국 TWI에서는 최근 판두께 25mm의 일반강을 100~240mm/min의 속도로 양면접합하고 판두께 12mm의 12%Cr강을 1층 접합하여 건전한 접합부가 얻어짐을 보고한 바 있다[5]. 이와 같이 Al합금 이외에 탄소강 및 스테인리스강 등에 FSW의 적용이 최근 중요하게 부각되고 있다. 그 이유는 FSW가 다양한 장점을 가지고 있기 때문인데 특히, 기존의 용융용접에 비해 FSW는 입열량이 아주 낮아 탄소강 용접시 HAZ에서 야금학적인 변화가 적으며 변형 및 잔류응력을 상대적으로 최소화할 수 있다[6]. 또한 FSW는 고상접합이기 때문에 수소유기균열 등 용융용접에서 발생될 수 있는 결함 생성 및 열영향부를 최소화할 수 있으며 흄 및 스패터 등이 발생하지 않기 때문에 환경친화적인 접합방법이다. FSW는 자동화가 가능한 것 또한 큰 장점이며 FSW 공정이 탄소강 및 스테인리스강에 적용시키는 것이 중요한 매력을 끄는 또 다른 이유는 경제성 때문이다[7]. FSW 공정은 기존의 용융용접에 비해 용접준비시간 및 용접시간이 적게 소요되며 용접재료가 필요 없다. FSW의 비용절감효과는

피용접재의 판두께 증가에 따라 더욱더 커질 것으로 예상된다. 이러한 경제적 효과는 다양한 분야에서 탄소강에 FSW 공정의 적용이 매력을 끌기에 충분한 이유를 제공한다. 단, 이러한 효과가 발휘되기 위해서는 Al합금에 FSW를 적용했을 때와 같은 우수한 성능과 경제성을 갖춘 tool 개발 및 최적접합조건의 확립이 선행되어야 할 것으로 생각된다. 특히, 탄소강과 같이 기존의 용융용접으로 높은 생산성과 경제성을 얻을 수 있는 경우에는 FSW 적용의 성공여부는 앞서 언급한 이 공정의 장점과 아울러 기존의 용융용접에 필적하는 높은 생산성과 경제성을 어떻게 달성하느냐가 관건이 될 것이다.

이러한 배경아래 탄소강 중에서 우선 선급용 고장력강에 대하여 FSW 공정을 적용하여 여러 가지 시험을 행하였다. 본 연구는 선급용 고장력강 FSW 접합부의 미세조직과 인장 및 충격인성을 평가한 뒤 선급용 고장력강에 대한 FSW 공정의 적용 가능성을 검토하는 것을 본 연구의 우선적인 목적으로 하였다.

2. 사용재료 및 실험방법

본 연구에 사용된 선급용 고장력강(high strength steel for shipbuilding)의 화학조성을 Table 1에 나타내었다. A강은 AH32 규격에 해당하는 선급용 탄소강이며 B강은 저탄소 세립압연강(low carbon grain refined steel)이다. A강은 B강에 비해 탄소함량이 약 0.05% 높으며 Ti의 함량은 B강이 더 높은 것이 특징이며 그 이외의 합금성분은 큰 차이가 없다.

Table 1 Chemical composition of carbon steel used. (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ti	Thick-ness (mm)	Fe
A	0.14	0.25	1.10	0.010	0.004	0.010	11	bal.
B	0.09	0.12	1.48	0.0006	0.030	0.019	12	bal.

A, B강 모두 FSW 접합공정 중 주요 변수인 tool 회전속도(tool rotation speed), 접합속도(travel speed) 및 수직하중(down load) 등은 Table 2에 나타낸 조건으로 동일하게 접합하였다. A강 및 B강의 tool은 pin의 그루브(groove) 형상이 조금 다른 것을 사용하였다. 접합부 비드(bead) 표면의 조도는 3차원 표면조도측정장치인 RM600-S(Rodenstock사)을 이용하여 10mm/min의 속도로 표면 거칠기를 측정하였다. 탄소강 FSW 접합부의 미세조직적 특징은 광학현미경을 사용하여 관찰하였다. 접합부의 기계적 성질은 경도시험(10kgf, 15sec), 인장시험(BS EN 10002-1: 1990) 및 샤르피 충격시험(ASTM E23-82)을 실시하여 평가하였다. 접합부에 존재하는 밴드층(band layer)이 충격흡수에너지(impact absorbed energy)에 영향을 미치지 않도록 충격시험편의 크기는 subsize(10mm ×5mm)로 가공하였다.

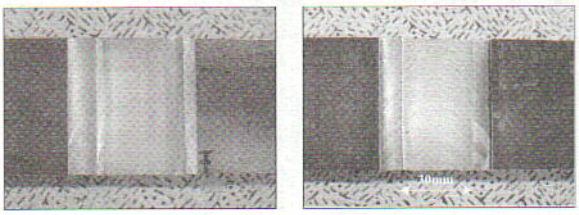
Table 2 Friction stir welding conditions applied

Parameters	Tool rotation speed	Travel speed	Down load
Conditions	400rpm	120mm/min	50kN

3. 결과 및 고찰

3.1 비드형상과 작업성

아래 Fig. 1은 FSW에 의해 A강 및 B강의 두 피용접재에 형성된 접합부의 표면형상을 나타낸 사진이다. 두 접합부 모두 양호한 비드를 형성하고 있으며 거칠기가 서로 다른 것을 관찰할 수 있다.



a) Steel A (b) Steel B

Fig. 1 Macrographs of friction stir welded carbon steels

두 강에 대한 FSW 접합부의 표면 거칠기를 측정한 결과를 Fig. 2에 나타내었다. A강의 표면 거칠기는 75~100㎛ 정도의 일정한 높이와 0.32~0.35mm정도의 일정한 간격으로 규칙적으로 형성되어 있다. 이에 비해 B강의 표면 거칠기는 15~130㎛ 범위의 높이와 0.12~0.56mm범위의 간격을 보여 A강에 비해 상대적으로 불규칙적으로 형성됨을 보인다. 이 경우, 두 강에 적용한 tool은 pin의 직경과 깊이가 동일하면서 가공형상을 다소 변화시킨 것인데 예비실험을 통해 동일한 강에 있어서 접합부 건전성과 비드 형상에 미치는 영향이 동일한 것으로 확인되었으므로 본 실험에서는 pin 형상에 따른 접합부 특성 변화는 고려하지 않아도 될 것으로 생각된다. 따라서 동일한 접합조건에서 비드 형상의 차이는 tool형상의 차이와는 관련이 없으며 두 재료 고유의 변형저항의 차이와 밀접한 관련이 있는 것으로 생각된다. 일반적으로 저탄소강에 있어서 페라이트 결정립이 미세할수록 그리고 Ti의 함량이 높을수록

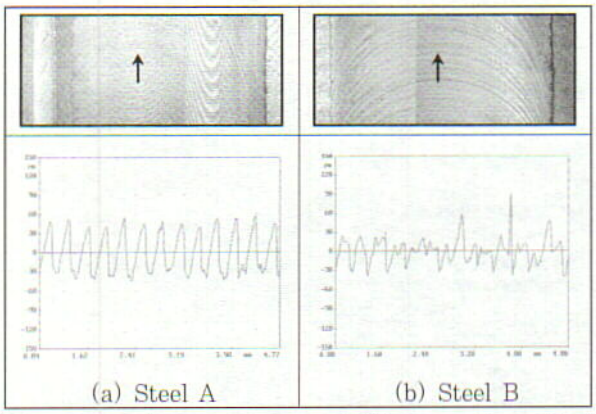


Fig. 2 Surface roughness of friction stir welded carbon steels(X-axis mm, Y-axis ㎛)

변형저항이 높은 것으로 알려져 있다[8]. 따라서, 결정립 미세화를 목적으로 저온 2상역압연을 통해 페라이트 결정립을 상대적으로 미세화시키고 용접시 열영향부의 결정립조대화를 억제하기 위하여 Ti의 함량을 높게 설계한 B강은 A강에 비해 FSW 접합이 이루어지는 오스테나이트 온도역에서의 변형저항이 상대적으로 높아진다. FSW 공정은 tool의 pin 부분이 삽입되어 tool과 접합재의 상대적 운동에 의해 마찰열을 발생시켜 접합재의 변형저항을 낮추어 연화시키고 이 부분에 기계적 가공이 조합되어 접합이 이루어지는 것이다. 따라서, B강의 변형저항이 높다는 것은 동일한 FSW 접합조건에서 B강의 소성유동이 A강에 비해 상대적으로 어려워진다는 것을 의미한다. 다시 말하면, 접합온도역에서 A강의 변형저항이 낮으므로 인해서 접합속도를 B강에 비해 상대적으로 빠르게 할 수 있으며 이는 A강의 작업성이 B강에 비해 상대적으로 우수함을 의미한다. 참고로 Hennecke 등[9,10]은 탄소 함량의 영향과 관련하여 함량 증가에 따라 변형저항이 증가한다고 주장하고 있으며 이에 비해 Sakai 등[11]은 탄소함량 증가시 변형저항이 오히려 감소한다고 보고하였는가 하면 大森 등[12]은 심지어 변화가 없다는 실험결과를 제시한 바 있다. 따라서, 두 선급용 고장력강의 변형저항에 미치는 탄소함량의 영향에 대해서는 지금까지의 연구결과만으로는 결론지을 수 없다.

3.2 거시조직

탄소강 FSW 접합부의 거시조직을 기존의 Al합금과 비교하기 위해 6061 Al 합금과 함께 Fig. 3에 나타낸다. Fig. 3 (b) 및 (c)에서 보는바와 같이 A, B 두 탄소강 FSW 접합부는 전반적으로 결함이 없는 건전한 이음부를 형성하고있다. 두 탄소강 모두 SZ(Stir Zone, Weld nugget)의 상부에 밴드층 a, advancing side의 TMAZ(Thermomechanically Affected Zone)에 인접한 SZ에 밴드층 b가 각각 존재하는 것이 특징이다. 밴드층의 위치와 형상으로 보아 밴드층 a는 shoulder의 마모에 의해, 밴드층 b는 pin의 마모에 의해 형성된 것으로 판단된다. 밴드층 a는 A강의 경우 얇고 B강에 비하여 비교적 깊은 곳에 형성되어 있고, B강의 경우 표면 가까이에서 넓은 부위에 걸쳐서 형성되어 있다. A, B 두 강에 있어서 밴드층 a의 깊이 차이는 표면 거칠기와 직접적인 관련이 있는 것으로 판단된다. 밴드층 b는 A강의 경우 층상의 형상이 뚜렷하며 B강에서는 층상형상이 상대적으로 뚜렷하지 못하다. 이러한 b 밴드층 형상의 차이는 A강과 B강에 사용된 pin의 형상 차이 때문인 것으로 생각된다. SZ 및 TMAZ의 형상과 크기는 Fig. 3 (a)의 6061 Al합금과 비교해 볼 때 마크로조직상에 큰 차이가 있음을 볼 수 있다. 이러한 밴드층은 3.4절에서 논의되겠지만 모든 인장시험편의 파단이 모재측에서 일어난 것으로 미루어 볼 때 인장성질에는 영향을 미치지 않는다. 그러나 밴드층 그 자체가 tool 마모와 관련하여 tool 합금원소가 모재로 침입하여 편석되는 결함이라고 할 수 있다. 이러한 밴드층을 제거하고 동시에 tool의 수명을 향상시키는 방법은 크게 두 가지 방법으로 나눌 수 있다. 첫째, 내마모성이 우수한 tool을 개발하는 방법[13]이 있다. 둘째, 피접합재 전면에서 예열을 실시[14,15]하거나 tool 내부로 냉각수를 주입하는 방법[16]이 특허로 보고되고 있다.

Fig. 3의 단면사진을 각각의 조직별로 구분하여

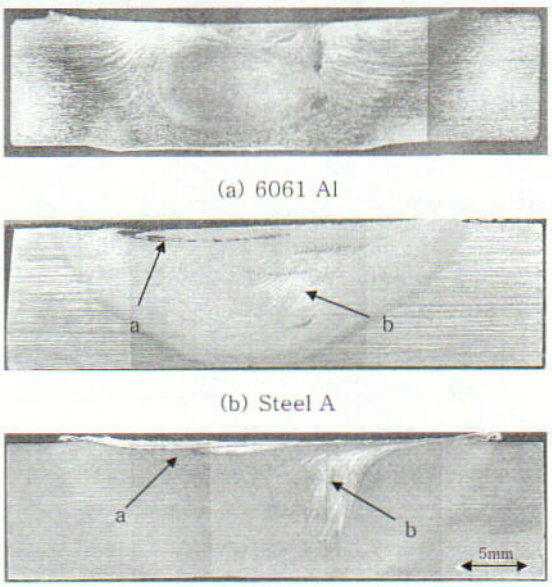


Fig. 3 Macrostructures of FS welds in carbon steel and Al alloy

Fig. 4에 나타내었다. 가장 큰 특징으로, SZ의 형상은 종래의 Al합금의 경우 합금의 종류에 따라 형상의 차이가 있지만 onion rings[17] 형상의 구형이 가장 일반적으로 관찰된다. 이에 비해, 탄소강의 경우 끝이 벌어진 U형상을 하고 있다. Fig. 4에서 알 수 있듯이 마찰교반접합한 고장력강 A, B의 접합부에 나타나는 TMAZ는 Al 합금에 비해 상대적으로 좁은 영역을 가지는 것이 특징이다. 두 탄소강의 HAZ폭은 기존의 Al합금과 비교할 수 없을 정도로 서로 차이가 나며 B강은 A강에 비해 HAZ의 폭이 크다. 동일한 용접조건 하에서 HAZ 크기가 다른 것은 두 강종의 미세조직과 변형저항 차이에서 기인하는 것으로 생각된다.

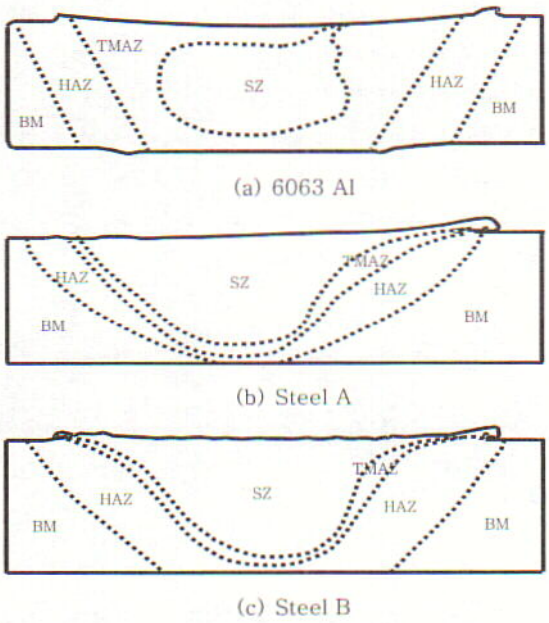


Fig. 4 Schematic distinctions on microstructural regions of friction stir welded carbon steels and Al alloy.

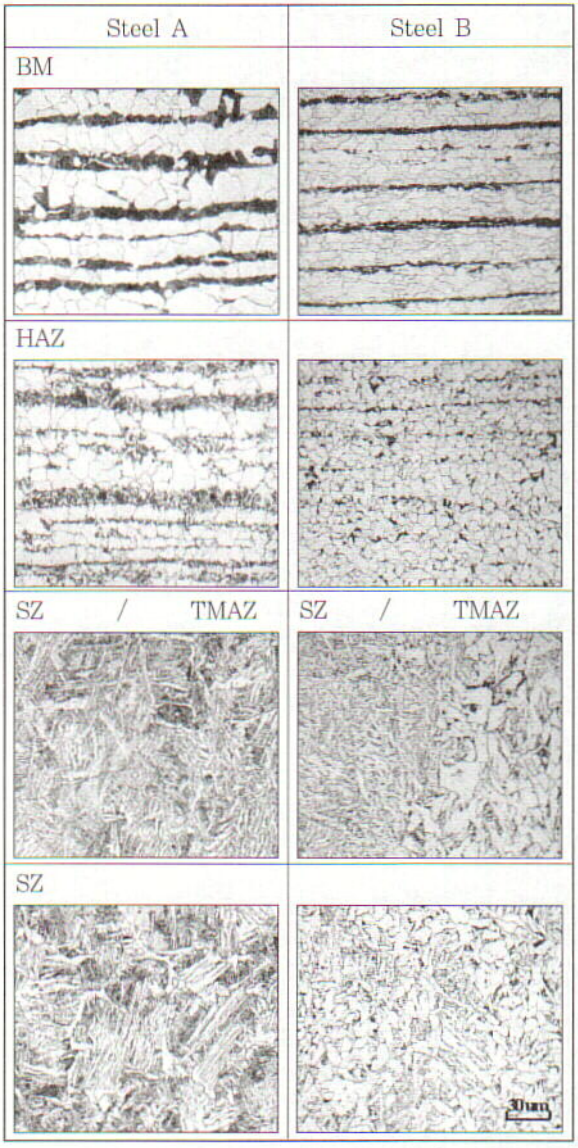


Fig. 5 Microstructural variations with locations in FS welded joint of carbon steels

3.3 미세조직

Fig. 5에 A, B강 각각의 FSW 접합부 단면의 미세조직을 나타낸다. 모재의 경우, A강 및 B강은 탄소 함량의 차이에 따라서 펄라이트 조직 분율의 차이는 있지만 모두 페라이트와 펄라이트로 구성된 층상조직을 나타낸다. 페라이트 결정립 크기는 B강이 약 5㎛ 정도로 A강의 20㎛ 수준에 비해 훨씬 미세하다. HAZ에서는 두 탄소강 모두 펄라이트 밴드층의 분해현상이 발생하며 분해 정도는 B강에서 더욱 현저하게 관찰되었다. 이러한 특징은 Fig. 4에서 나타내었듯이 거시조직에서 B강의 HAZ 폭이 A강보다 넓게 형성된다는 점과 관련이 있다고 생각된다. 그리고 B강은 HAZ에서 페라이트 결정립이 약간 조대화되는 것을 볼 수 있다. SZ 및 TMAZ에서의 미세조직은 A강의 경우 경화성이 높은 베이나이트 주체의 조직이며 B강의 경우 페라이트 주체의 조직을 보인다. 이와 같이 두 강에 있어서 SZ 및 TMAZ에서 미세조직적 차이는 탄소함량의 차이와 직접적인 연관성이 있는 것으로 생각된다. 즉, 오스테나이트 온도영역으로 가열되어 접합이 이루어진 후 냉각되는 과정에서 탄소 함량이 0.14%로 높은 A 강의 경우 경화성이 높으므로 베이나이트 조직으로 변태가 일어나며 탄소함량이 0.09%로 낮은 B강의 경우 동일한 냉각조건에서 페라이트 변태가 일어나게 된다.그러나, 두 강 모두 이 영역에서의 미세조직 변화는 마찰교반접합이 일어나는 오스테나이트 영역으로 가열된 후 냉각되면서 변태과정을 통하여 형성된 조직임을 알 수 있다.

따라서, 접합과정 중 상의 변화가 없는 오스테나이트계 재료에 대한 FSW 접합부에 비해서 조직 특성이 복잡해진다.

Konkol 등에 의하면 Al합금에 형성되는 TMAZ는 탄소강에는 존재하지 않을 수 있다고 보고하고 있다[18]. 이러한 TMAZ 조직의 부재에 대해 그들은 탄소강의 FSW 접합이 페라이트-오스테나이트 변태온도(A_{c3}) 이상에서 일어나므로 마찰교반접합이 이루어진 후 냉각되는 과정에서 기계적변형을 받은 TMAZ 조직이 오스테나이트-페라이트 조직변태를 거치면서 변형조직이 회복되기 때문이라고 주장하였다. Konkol 등이 주장한 TMAZ 조직의 부재 여부를 검증하기 위해 SZ와 TMAZ의 경계인 Stir Line(SL)의 미세조직을 관찰한 결과를 Fig. 6에 나타낸다. 이 미세조직은 metal flow를 관찰하기 위해 피크린산(picric acid)으로 에칭한 조직이다. SL 근방의 TMAZ로 표시된 영역 내에서 열영향에 의해 일부 펄라이트 밴드층이 분해되었지만 펄라이트 밴드층이 90° 또는 그 이상으로 소성변형이 진행된 흔적이 명확히 관찰된다. 이 결과로부터 Al합금과 비교하면 그 존재영역이 매우 좁지만 탄소강 FSW 접합부에도 TMAZ가 존재하고 있음을 확인할 수 있었다.

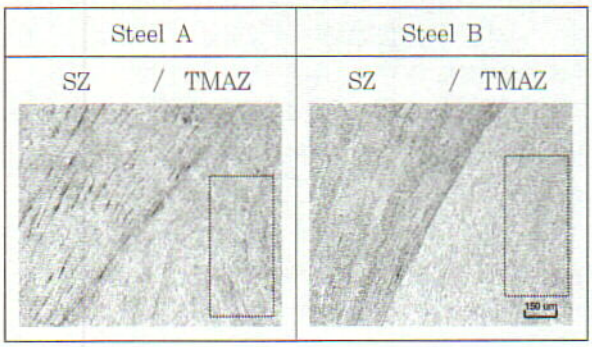


Fig. 6 TMAZ Microstructures near stir line showing deformed pearlitic bands

3.4 기계적 성질

Fig. 7은 A강과 B강의 FSW 접합부 단면의 연속경도분포를 나타낸 것이다. A강의 경도분포는 모재에서 HAZ 및 TMAZ로 갈수록 증가하며 SL 근방의 TMAZ에서 250 이상의 최고경도를 보인다. 한편, B강의 경도분포는 모재에서 HAZ로 갈수록 경도가 감소한 후 다시 증가하며 SL 부근의 TMAZ에서 역시 최고 경도를 보인다. 여기서 B강의 HAZ에서 경도가 감소하는 연화현상은 앞서 Fig. 5에서 나타냈듯이 HAZ에서 페라이트 결정립이 조대화된다는 점과 밀접한 관련이 있는 것으로 판단된다. A강의 경우 FSW 접합부 단면에서 SZ의 경도는 약 Hv 250 수준인데 비해 B강의 경도는 약 200정도 수준으로 A강의 경우, 약 50정도 높은 값을 보인다. 이러한 경도 차이는 주로 탄소함량의 차이에 기인하여 SZ 미세조직이 A강은 경한 베이나이트 주체의 조직이 생기고 B강은 페라이트 주체의 조직이 형성되기 때문인 것으로 생각된다.

두 탄소강 FSW 접합부의 인장시험결과를 Fig. 8에 나타낸다. 인장시험 결과, 파단은 모두 모재에서 발생하였다. 두 강 접합부의 인장강도 및 항복강도는 모두 vv모재와 유사한 강도값을 나타내고, 연신율은 모재에 비해 조금 감소하지만 A강 접합부는 모재의 65% 수준

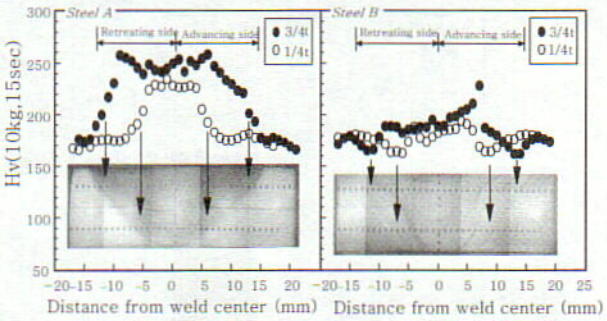


Fig. 7 Hardness distribution across FS welded joint of carbon steels

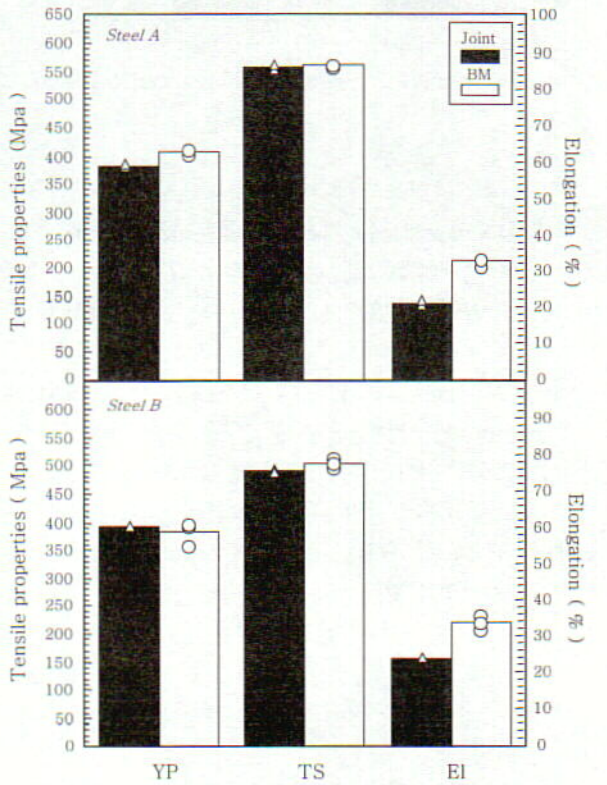


Fig. 8 Comparison of tensile properties between FS welded joints and base metal

인 21.5%이며 B강 접합부는 모재의 70%인 수준인 24%로서 우수한 접합부 성능을 나타내었다. 즉, SZ에 존재하던 밴드층 a 및 b는 기계적 성질에는 큰 영향을 미치지 않는 것을 알 수 있다.

Fig. 9에 두 탄소강의 모재와 SZ의 충격시험결과를 정리하였다. A강은 모재의 충격치는 약 63J인데 비해 B강의 모재 충격치는 약 246J 정도로 A강에 비해 높은 값을 가지는 것은 B강의 결정립이 A강에 비해 매우 미세하고 탄소함량이 낮기 때문인 것으로 생각된다. SZ의 충격흡수에너지(J)는 A강에서는 모재의 80% 수준이며 B강의 경우 모재의 85% 정도의 우수한 흡수에너지를 나타내고 있다.

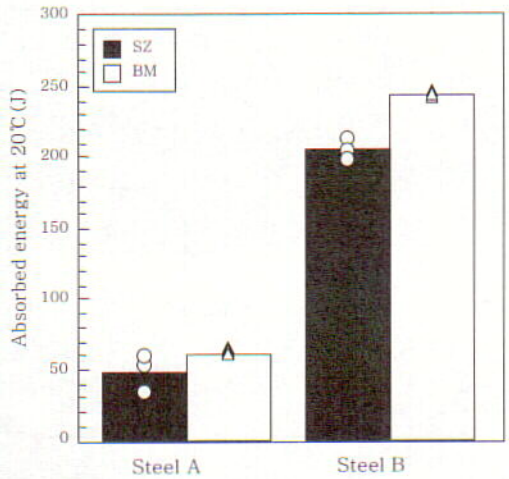


Fig. 9 Comparison of absorbed energy between SZ and base metal

SZ의 충격인성을 기존 아크 용접에서의 용착금속의 충격인성과 비교해보는 것은 흥미로운 일이다. Fig. 10은 B강에 대해 FSW를 실시한 경우 SZ의 충격흡수에너지를 모재의 충격흡수에너지로 나눈 값과 SAW을 실시한 경우 용착금속의 충격흡수에너지를 모재의 충격흡수에너지로 나눈 값을 비교한 결과이다. 이때, SAW의 경우 12mm 판두께의 강에 입열량은 70kJ/cm로 단층 용접을 적용한 결과이다. SZ의 충격흡수에너지는 모재의 85%에 육박하지만 용착금속의 충격흡수에너지는 모재의 8%에 불과하다. 이 결과로부터 FSW에 의한 SZ의 충격인성은 기존의 용융용접인 SAW에 의한 용착금속의 충격인성보다 훨씬 우수한 충격인성을 확보할 수 있음을 알 수 있다. 이러한 장점은 용접재료를 필요로 하는 용융용접에 의해 용접부 성능을 확보해야하는 경우에 비해 재료의 선정이나 적정 용접조건 설정 등과 같은 기술적 과제가 상당 부분 해소될 수 있음을 의미한다.

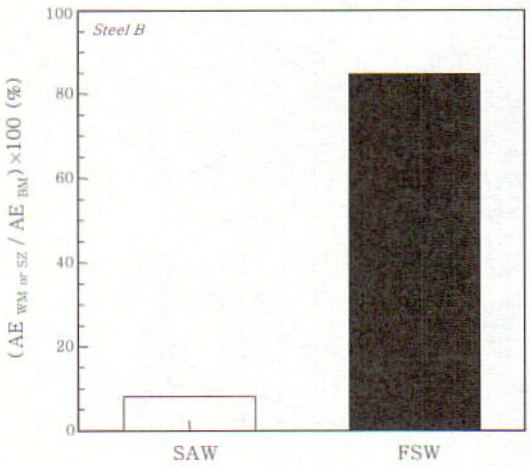


Fig. 10 Degradation of absorbed energy by FSW and SAW compared by the ratio of stir zone(or weld metal) energy to base metal energy

4. 결 론

두 탄소강(선급용 일반강 A 및 저탄소 세립압연강 B)을 FSW 공정에 의해 접합한 후 미세조직 및 기계적 성질을 평가한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다

1) 탄소강 FSW 접합부의 거시조직은 SZ의 경우 기존의 Al 접합부가 구형인데 반하여 끝이 벌어진 U자 형상을 하고 있었고 펄라이트 밴드층이 90° 또는 그 이상 소성변형된 TMAZ가 존재하였고 기존의 Al 접합부에 비해 TMAZ 폭이 좁음을 확인하였다.

2) SZ 및 TMAZ의 미세조직은 A강의 경우 베이나이트 주체의 조직이었고 B강의 경우 페라이트 주체의 조직이었다.

3) FSW 작업성은 A강이 B강에 비해 우수한데 이는 두 강의 고온변형저항 차이에 기인한 것으로 생각된다.

4) 두 탄소강 FSW 접합부의 인장강도 및 항복강도는 모재의 수준에 육박하였으며 연신율은 약간 감소하지만 이는 규격을 만족하였다.

5) SZ의 충격인성은 기존의 아크 용접 시 용착금속의 충격인성에 비해 10배 이상 높음을 알 수 있었다.

이상의 실험결과 탄소강에 FSW 공정의 적용은 충분한 가능성이 있음을 확인할 수 있었다.

참 고 문 헌

1. W.M. Thomas, C. Dawes, M. Gittos and D. Andrews : Friction Stir-Where We Are, and Where We're Going, TWI Bulletin, **39-5/6**(1998), 44-55
2. S. Kallee, D. Nicholas : Application of Friction Stir Welding to Lightweight Vehicles, Proc. of IBEC 98, Detroit, Michigan, 29 Sept-1 Oct., 1998, SAE P-335, **5**, 191-198

3. O.T. Midling and O. Dahl : Industrialization of the Friction Stir Welding Technology in Panels Production for the Maritime Sector, Proc. of the 1st FSW Symposium, Thousand Oaks, CA, USA, **14-16 June**, 1999
4. M.R. Johnsen : Friction Stir Welding Takes off at Boeing, Welding Journal, **78-2** (1999), 35-39
5. W.M. Thomas, P.L. Threadgill and E.D. Nicholas : Feasibility of Friction Stir Welding Steel, Science and Technology of Welding and Joining, **4-6** (1999), 365-372
6. T.J. Lienert and J.E. Gould : Friction Stir Welding of Mild Steel, Proc. of the 1st FSW Symposium, Thousand Oaks, CA, USA, **14-16 June**, 1999
7. W.M. Thomas : Friction Stir Welding of Ferrous Materials; A Feasibility Study, Friction Proceedings of the 1st FSW Symposium, Thousand Oaks, CA, USA, **14-16 June**, 1999
8. C. Ouchi and T. Okita : Hot Deformation Strength during Controlled Rolling in High Strength Low Alloy Steel, Metallurgy in Hot Deformation of Steels, 日本鐵鋼協會, 1982, 190-197 (in Japanese)
9. K. Hennecke : Stahl und Eisen, **48-10**(1928), 315 (in German)
10. Y. Misaka and T. Yoshimoto : Formularization of Mean Resistance to Deformation of Plain Carbon Steels at Elevated Temperature, Sosei To Kakou, **8-79**(1967), 414-422 (in Japanese)
11. T. Sakai and M. Ohashi : The Effect of Temperature, Strain Rate, and Carbon Content on Hot Deformation of Carbon Steels, Tetsu To Hagane, **67-11** (1981) 2000-2009 (in Japanese)
12. 大森正信 : High Temperature Deformation and Fracture, 鐵鋼基礎共同研究會高溫変形部會編(日本鐵鋼協會), 1981, p63 (in Japanese)
13. C. D. Sorensen, T. W. Nelson and S. M. Packer : Tool Material Testing for FSW of High-Temperature Alloys, Friction Stir Welding Third International Symposium, Kobe, Japan, **27-28 Sep.**, 2001
14. K. Knipstrōm et al. : Method and Apparatus for Friction Stir Welding, WO Patent Application 9845080, **03 April**, 1998
15. O.T. Midling et al. : Modified Friction Stir Welding, WO Patent Application 9939861, **08 Feb.**, 1999
16. K. J. Colligan : Friction Stir Welding with Simultaneous Cooling, EP Patent Application 0810056, **16 May.**, 1997
17. C. J. Dawes : Seam Welding Aluminium Sheet and Plate, Using the Friction Stir Welding Process, Proc. of the 6th International Symposium JWS, Nagoya, Japan, 1996, 711-717.
18. P.J. Konkol et al. : Friction Stir Welding of HSLA-65 Steel for Shipbuilding, Friction Stir Welding Third International Symposium, Kobe, Japan, **27-28 Sep.**, 2001