연 구 논 문

인장전단시험을 이용한 TRIP1180강의 계면파단특성 평가

박상순* · 최영민** · 남대근*** · 김영석*** · 유지훈**** · 박영도*

*동의대학교 신소재공학과
**POSCO 기술연구소 자동차소재연구그룹
***한국생산기술연구원 동남권 기술지원본부
****한국기계연구원 부설 재료연구소

Evaluation of Resistance Spot Weld Interfacial Fractures in Tensile-Shear Tests of TRIP 1180 Steels

Sang-Soon Park*, Young-Min Choi**, Dae-Geun Nam***, Young-Seok Kim***, Ji-Hun Yu****, and Yeong-Do Park*

*Dept. of Advanced Material Engineering, Dong-eui University, Busan 614-714, Korea
**Automotive Steel Products Research Group, Technical Research Labs., POSCO, Gwangyang 545-090, Korea
***Division for Dongnam Area Technology Service, Korea Institute of Industrial Technology, Pusan 618-230, Korea
****Dept. of Powder Materials Research, Korea Institute of Materials Science, Changwon 641-831, Korea

*Corresponding author : ypark@deu.ac.kr
(Received October 8, 2008 ; Revised November 11, 2008 ; Accepted November 18, 2008)

Abstract

The weldability of resistance spot welding of TRIP1180 steels for automobile components investigated enhance in order to achieve understanding of weld fracture during tensile-shear strength (TSS) test. The main failure modes for spot welds of TRIP1180 steels were nugget pullout and interfacial fracture. The peak load to cause a weld interfacial failure was found to be related to fracture toughness of the weld and the weld diameter. Although interfacial fracture occurred in the spot welded samples, the load-carrying capacity of the weld was high and not significantly affected by the fracture mode. Substantial part of the weld exhibits the characteristic dimple (or elongated dimple) fractures on interfacial fractured surface also, dimple fracture areas were drawmatically increased with heat input which is propotional to the applied weld current. In spite of the high hardness values associated with the martensite microstructures due to high cooling rate. The high load-carrying ability of the weld is directly associated with the area of ductile fracture occurred in weld. Therefore, the judgment of the quality of resistance spot welds in TRIP1180 steels, the load-carrying capacity of the weld should be considered as an important factor than fracture mode.

Key Words : Trip steels (TRIP1180), Resistance spot weld, Interfacial fracture, Tensile-shear test

1. 서 론

점 용접은 간단한 원리와 저렴한 설비비로 인해 현재 자동차 차체의 조립공정에서 가장 널리 사용되는 접합 방법이다. 이러한 점 용접 공정에 최근 자동차 차체의 경량화가 이슈가 되면서 알루미늄과 같은 가벼운 소재의 적용이 증가되고 소재 자체의 강도를 높여 차체 중

량을 감소시키는 방법이 도입되고 있다. 특히 DP (Dual Phase)강, TRIP(Transformation Induced Plasticity)강과 같은 AHSS(Advanced High Strength Steel)의 적용이 증가하는 추세를 보이고 있으며 현재 600 MPa에서 1200 MPa급의 강도를 가진 판재가 주로 사용되고 있다.

그러나 AHSS의 사용으로 차체의 안정성과 경량화를 동시에 달성할 수 있음에도 불구하고 사용량 및 적용부위는 성형성과 용접성등의 한계로 인해 자동차 차체 일부에 한정되어 있다. TRIP강의 경우 강도와 충격 흡수능이 우수하며 높은 연신율을 가지지만 용접성이 문제점으로 지적되고 있다. 이와 같은 판단기준은 자동차용 판재에 가장 널리 적용되고 있는 점 용접의 특성 중 계면 파단이 쉽게 발생하는 TRIP강의 가용 전류 영역이 연강에 비해 좁은 것에 기인한다[1-3]. 이러한 TRIP강의 개면 파단 문제 개선하기 위하여 pulsed current, 2단 가압, Post annealing (Tempering pulse weld cycle)등을 적용한 연구들이 진행되었으나 현장공정에 적용하기에는 많은 어려움이 있는 것으로 알려져 있다[4-6].

TRIP강의 로브곡선은 연강보다 비교적 낮은 전류 영역에 형성되며 이는 연강에 비해 높은 TRIP강의 모재 저항에 의해 낮은 전류에서도 용융에 따른 너깃이 형성되기 때문이다. TRIP강의 로브폭이 좁게 나타나는 원인은 소재의 높은 강성으로 인한 영향과 계면파단의 발생에 기인한다. 강성이 높은 만큼 중간날림 발생이 용이해져 로브 상한선이 보다 낮은 전류 영역에서 형성되고 비교적 높은 전류에서도 계면파단이 쉽게 발생하여 로브 하한선이 높은 전류영역에서 형성된다는 점이 복합적으로 작용하여 최종적으로 가용 통전 전류 범위인 로브폭을 감소시킨다.

연강의 로브곡선에서는 최소 너깃경과 최소 인장전단강도가 동일한 영역에서 형성되기 때문에 계면파단의 발생을 용접불량으로 판단할 수 있다[7]. 하지만 TRIP강에 이러한 판단기준을 적용하는데 있어서는 많은 논란이 있다. 일반적으로 연강에서는 Fig. 1(a)와 같이 용접부에 요구되는 인장전단강도를 만족할 경우 $4\sqrt{t}$내지 $5\sqrt{t}$ 이상의 너깃 크기를 가지므로 용접성이 양호하다고 평가된다. 그러나 TRIP강의 경우 Fig. 1(b)에서 볼 수 있듯이 연강에서의 용접성 평가와는 다르게 용접부에서 요구하는 인장전단강도를 만족하지만 계면파단이 발생하여 용접불량으로 평가되는 구간이 존재한다. 해당 영역은 계면파단이 발생하지만 충분한 load- carrying capacity를 가지는 것으로 추측되며 TRIP강의 용접성 판단에 있어서 연강과는 다른 기준이 제시되어야 한다고 판단된다.

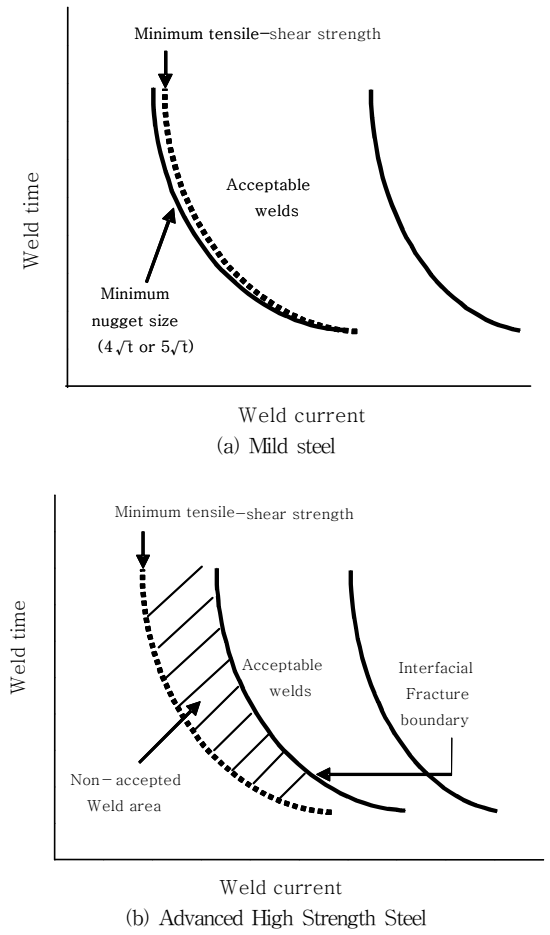

Fig. 1 Comparison of welding lobes for mild steel and AHSS with consideration of weldability evaluation; (a)mild steel, (b)AHSS

따라서 본 연구는 합금화 용융아연도금 된 1180 MPa급 TRIP강의 저항 점 용접품질의 판단기준 정립을 목적으로 진행되었다. Radakovic등은 AHSS의 경우, 계면파단이 발생한 조건에서의 load-carrying capacity가 full button pullout이 발생한 조건의 90 %이상이었음을 인장전단시험을 통해 확인하였으며 용융부의 load-carrying capacity와 파단형상은 상관관계가 없음을 주장하였다[8]. 즉, 연강에서의 계면파단은 용접부의 불충분한 용융에 의해 발생하지만 AHSS는 충분한 용융이 이루어져 높은 파괴인성을 가지더라도 용융부에 존재하는 마르텐사이트와 같은 경화조직에 기인한 높은 경도 때문에 계면파단이 발생한다.

또한, Radakovic 등과 Marya 등은 DP강과 TRIP강의 점 용접에서 발생하는 계면파단은 판재의 두께와 소재의 강도 그리고 용접 너깃의 크기와 같은 영향인자 중에서 너깃의 크기에 가장 큰 영향을 받는다고 보고하였다[8,9]. Radakovic 등이 유한요소해석을 통해 분석한 바에 의하면 AHSS에서 임계 용접 너깃 크기 이상에서는

너깃의 외각으로 소성변형이 집중되어 용융부의 가장자리에서 네킹과 파단이 발생한다. 또한 임계 크기 이상의 용접부가 최대하중과 흡수에너지의 비선형적인 증가를 야기한다는 것을 Xin Sun등의 연구결과에서 알 수 있다[10].

Marya 등은 짧은 용접 시간과 높은 전류 조건의 DP강 점 용접 시 강판 아연코팅에 존재하는 아연이 용융부로 유입되어 응고균열(Solidification cracking)을 발생시킨다고 주장하였다[8]. 유입된 아연에 의한 미세균열은 전단응력 하에서 연계적인 파단의 행로로 작용하여 계면파괴의 원인으로 작용하게 된다. 따라서 load-carrying capacity에 대한 분석과 동시에 계면파단조건에서 전류 상승에 따른 열영향부 잔류 아연의 확인도 필요하다고 사료된다[11].

TRIP강을 포함한 AHSS에서는 계면파단이 발생하더라도 최대하중과 load-carrying capacity가 높은 수준으로 관찰되며 본 실험에 앞서 진행된 590 MPa급 TRIP강판에서의 실험결과에서는 그 원인이 너깃 직경과 연관성이 있다고 판단하였다[12]. 따라서 본 연구에서는 1180 MPa급 TRIP강을 소재로 광학현미경과 SEM을 이용한 미세조직 관찰과 기계적 특성 분석을 통하여 계면파단의 발생과 load-carrying capacity 사이의 상관관계를 규명하고자 한다.

2. 실험방법

실험에 사용된 판재는 두께 1.2 mm의 TRIP1180 합금화 용융아연도금강판이며 그 화학성분 및 기계적 특성을 Table 1과 Table 2에 각각 나타내었다. 점 용접의 실험에 앞서 조직시험샘플과 인장시험샘플들은 길이 100 mm, 폭 30 mm의 동일한 규격으로 절단하고 에틸알코올을 사용하여 깨끗하게 세척하였다. 용접기는 단상교류 공압정치식 (75 kVA)을 사용하였으며 냉각수는 8 ℓ/min으로 일정하게 공급되었다. 전극은 dome형태의 선단지름 6 mm인 Cu-Cr재를 상하단에 동일하게 적용하였다.

Table 3에 실험에 사용된 용접 조건을 표시하였으며, 적용된 전류값은 고정 가압력(3.5 kN)에서 용접 후 peel test로 계면파단이 발생하는 전류값 이하를 기준으로 하였다. 각각의 용접은 Table 3의 계면파단 용접조건을 기준으로, 4.6 kA에서 5.4 kA까지 0.2 kA의 전류 간격으로 실시하였고 각 전류조건마다 조직샘플 1 set와 인장샘플 3 set를 채취하였다.

Table 1 Chemical compositions of base metals (unit: wt%)

	C	Si	Mn	P	Ti	Al	S
Chemical compositions	0.285	1.61	2.15	0.018	·	·	0.001

Table 2 Mechanical properties of base metals

	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
Mechanical properties	655	1204	16

계면파단 용접조건에서의 용접부 직경과 형상 그리고 계면파단의 상관관계를 알아보기 위해 미세조직을 관찰하였다. 각 전류조건의 점 용접 조직샘플은 용접부 단면을 버튼의 수직방향으로 절단한 후 마운팅하여 grinding과 polishing, picric acid 용액에서의 수 초간 에칭으로 용접부의 너깃 형상과 미세조직을 실체현미경과 광학현미경으로 관찰하였다.

미세조직 관찰 후 AWS D8.9-97 규격에 따라 너깃의 중심에서 모재부위까지 대각선 방향으로 미소경도를 측정하였다[13]. 경도 측정은 비커스 경도기를 사용하였고 측정 조건은 200 g / 13 sec이다.

인장전단하중 실험은 5 ton 용량의 만능시험기로 3 mm/min의 인장속도에서 실시하였다. 계면파단조건에서 통전전류에 대한 인장강도와 load-carrying capacity 비교를 위해, 각 전류 조건에서 얻은 인장전단하중 그래프에서 최대하중을 기준으로 각각의 흡수 에너지를 계산하여 비교하였다. 또한 용접부 직경에 따른 load-carrying capacity 비교를 위해, 미세조직 관찰에서 얻어

Table 3 Resistance spot welding parameters for GA1180TR

Sheet	Weld Force (kN)	Weld Time (cycle)	Hold Time (cycle)	Squeeze time (cycle)	Water flow rate (ℓ /min)	Current (kA)
GA590TR	3.5	15	5	70	8	4.6~5.4

진 각 전류조건 별 너깃 직경과 인장시험에서 계산된 흡수 에너지를 비교하였다.

계면파단 용접조건에서의 용점품질 평가의 또 다른 접근방법으로 전단인장시험 후 용접 파단부 형상을 SEM으로 관찰하여, 동일 용접 조건과 전극에서 얻은 조직시편의 미세조직에서 관찰한 용접부 및 열영향부와 대조하여 비교 분석하였다. 또한 계면파단 용접조건에서 통전 전류 차이에 따른 파단부 용접 금속부와 열영향부의 아연 침투량 비교를 위해 EDS 면분석(Mapping)을 실시하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 계면파단 조건의 높은 load-carrying capacity

계면파단이 발생하는 전류 영역에서 보이는 높은 load-carrying capacity의 원인분석을 위해 계면파단조건에서 전류과 너깃 직경 증가에 따른 최대하중의 변화를 Fig. 2와 3에 각각 나타내었다. 시험편들은 4.6 kA에서 5.4 kA까지 0.2kA단위로 용접을 실시한 후 전단인장시험을 실시하였다. Fig. 2에 나타낸 전류조건 중 4.6 kA에서 5.0 kA까지의 영역에서는 모두 계면파단이 발생하였으며 5.2 kA이상의 전류조건에서는 button pullout이 발생하였다. 해당 판재에서 요구하는 규격상의 일반부위 하중은 8.68 kN (KS B 0850)이상이며 4.6 kA와 5.0 kA의 전류조건에서는 계면파단이 발생하였으나 규격조건 이상의 최대하중을 보였다. 또한 4.6 kA에서 5.0 kA까지는 최대하중이 선형적인 증가를 보인 반면 button pullout이 발생한 5.2 kA이후의 전류조건에서는 최대하중이 보다 큰 기울기로 증가했음을 알 수 있다.

Fig. 3은 너깃 직경의 증가에 따른 최대하중 변화를

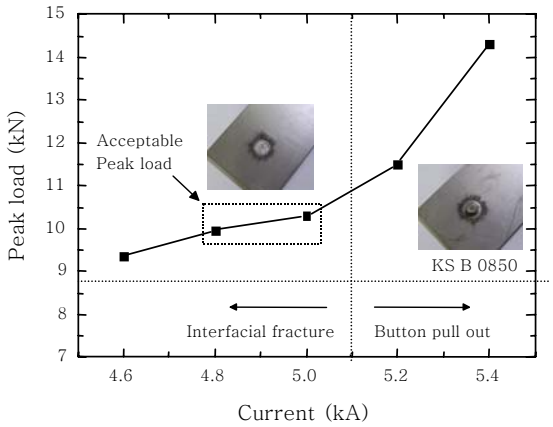

Fig. 2 Peak load as a function of the weld current of TRIP1180 steels in the analysis of the tensile-shear test

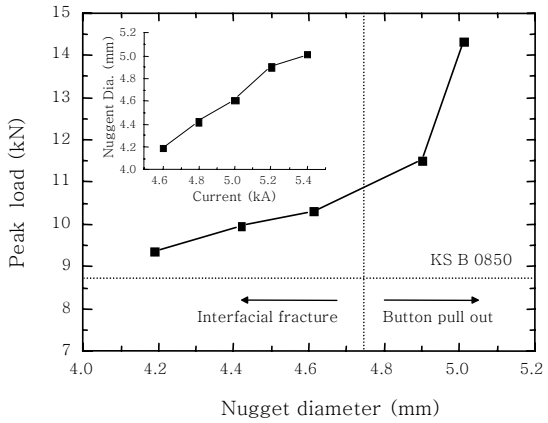

Fig. 3 Peak load as a function of the weld nugget diameter for TRIP1180 steels. The inset shows nugget diameter changes with the increased welding current. (15 cycle weld time and 3.5 kN weld force)

나타낸 것으로 전류에 대한 너깃 직경 증가가 비선형적이란 점에 기인하여 비교한 결과이다. 4.6 kA에서 5.0 kA까지는 너깃 직경과 최대하중이 각각 약 0.2 mm와 0.5 kN의 선형적인 증가를 보이지만 button pullout 발생 조건인 5.2 kA이상에서는 0.1 mm의 너깃 직경 증가에 의한 최대하중 증가가 약 3 kN으로 크게 증가하는 것이 관찰되었다. 너깃 직경이 최대하중에 대한 영향이 크다는 것을 Fig. 2와 3의 비교로 알 수 있으며 계면파단이 발생하는 조건에서 규격조건 이상의 최대하중을 보이는 영역인 4.6 kA와 4.8 kA 그리고 5.0 kA조건은 비교적 높은 load-carrying capacity를 가지는 것으로 판단된다. 즉, 계면파단이 발생하더라도 높은 최대하중을 가지는 전류 영역은 Lobe곡선에서 적정 용접 전류 조건의 용접부와 유사한 load-carrying capacity를 가지는 것으로 해석 가능하다.

0.2 kA 간격의 각 용접전류조건 별 너깃 직경과 그에 따른 흡수에너지 비교를 Fig. 4에 나타내었다. 너깃 직경과 흡수에너지의 비교에서도 앞선 결과와 유사한 경향이 관찰되었다. 4.2 mm (4.6 kA)에서 4.6 mm (5.0 kA)로 너깃 직경 증가 시 흡수에너지는 약 15 N·m정도 증가한 반면, 너깃 직경이 4.6 mm (5.0 kA)에서 5 mm (5.4 kA)로 증가 시 흡수에너지는 약 70 N·m정도의 급격한 증가를 보였다. 즉 너깃 직경의 증가는 용융된 접합부 체적이 증가되었음을 의미하며 너깃 직경 증가에 따라 관찰되는 흡수에너지의 비선형적인 증가는 용융부의 체적 증가와 상관관계가 있는 것으로 사료된다.

이상의 결과로부터 TRIP강의 계면파단 조건에서 보이는 높은 load-carrying capacity는 용융부의 너깃 직

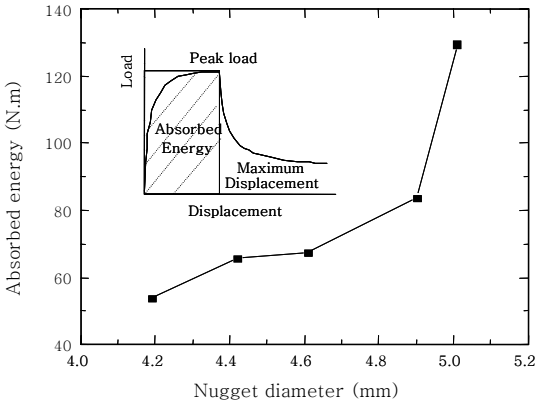

Fig. 4 Absorbed energy (Lap shear energy) as a function of weld diameter for TRIP1180 steels. The inset represents the typical load versus displacement curve for advanced high strength steels. (15 cycle weld time and 3.5 kN weld force)

경과 연관성이 있음을 알 수 있다. 따라서 고강도강에서는 계면파단의 발생을 용접 품질 판단 기준으로 판단하는 것보다 load-carrying capacity을 통한 판단이 더 신뢰성을 가지는 것으로 사료된다.

3.2 TRIP강의 계면파단 원인 분석

본 실험에서는 높은 load-carrying capacity를 가지는 전류조건에서 계면파단이 발생하는 원인 분석을 위해 전류조건 각각의 용접부 파단면과 단면조직을 비교하고 미소경도 측정을 실시하였다. Fig. 5는 4.6 kA에서 5.4 kA까지의 전류조건에서 채취한 조직시편의 단면 조직 중 너깃과 열영향부 경계영역을 광학현미경으로 촬영한 것으로 열영향부와 모재 조직사진에서 관찰된 두 판재의 겹침에 의해 생성된 노치와 미용융 접합이 이루어진 불균일 접합면을 나타내었다. 모든 전류 조건에서 관찰되는 이러한 노치와 불균일 접합면은 역학적 관점에서 응력집중과 계면파단을 발생시키는데 영향을 미칠 것으로 판단된다. Fig. 5의 열영향부와 모재 조직사진에서 전류가 증가할수록 용융부와 노치 사이의 균열 길이가 감소하는 것이 관찰되었다. 파괴역학 관점에서 볼 때 모든 전류조건에서 관찰된 노치는 전단응력이나 충격 하에서 응력의 집중을 유발하게 되며 용융부와 노치 사이의 균열길이가 길수록 쉽게 파단이 발생한다. 이러한 현상은 고강도강 뿐만 아니라 연강에서도 관찰되지만 연강의 경우 노치에서 전파된 균열이 모재의 낮은 강성으로 인한 응력의 분산효과에 의해 균열 전파에 대한 저항이 큰 것으로 사료된다. 반면, 고강도강의 경우 높은 모재의 강성으로 인해 용융부와 균열이 맞닿은 곳에 응

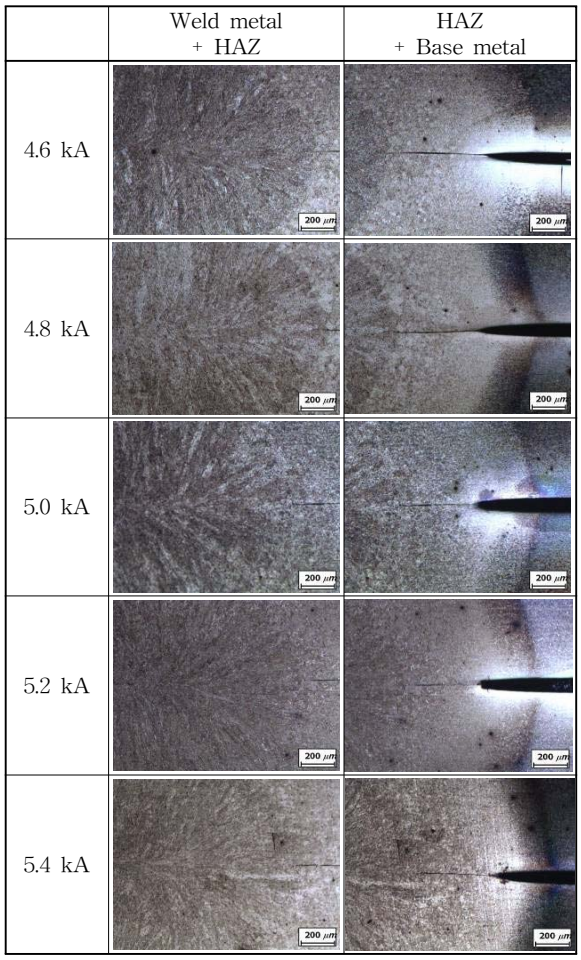

Fig. 5 Metallurgical cross section of TRIP1180 steel welds with weld current ranging from 4.6 kA to 5.4 kA

력집중이 발생하여 용융부로 보다 쉽게 균열이 전파된 것으로 판단된다. 따라서 1180 MPa급 TRIP강의 용접부 단면에서 관찰된 노치와 균열은 높은 load-carrying capacity를 가지는 전류조건에서 발생한 계면파단에 영향을 미치는 것으로 사료된다.

5.0 kA 전류조건에서 점 용접한 시편의 인장전단시험 파단면을 SEM으로 관찰하여 Fig. 6과 같이 정리하였다. Fig. 6(a)와 Fig. 6(g)는 용접부 중앙에서 관찰되는 균열과 수축공을 나타낸 것으로 용융과 응고를 거치는 과정에서 상변태에 따른 체적변화와 그에 수반되어 발생하는 내부응력변화에 의해 생성된 것이다. Fig. 6(a)은 파단부에 존재하는 균열을 확대한 것으로 전형적인 수지상 응고조직을 보이며 균열의 전파가 수지상의 경계면을 따라 연속적으로 진행되는 응고균열(solidification cracking)의 형상을 보인다. 이러한 조직은 외부로부터의 응력에 매우 민감하게 반응하는 것으로 알려져 있으며[9] 용접부에 전단하중이 가해질 경우 앞서 언급된 노치에 의한 영향 외에 수축공 인근에 존재하는 내부 균

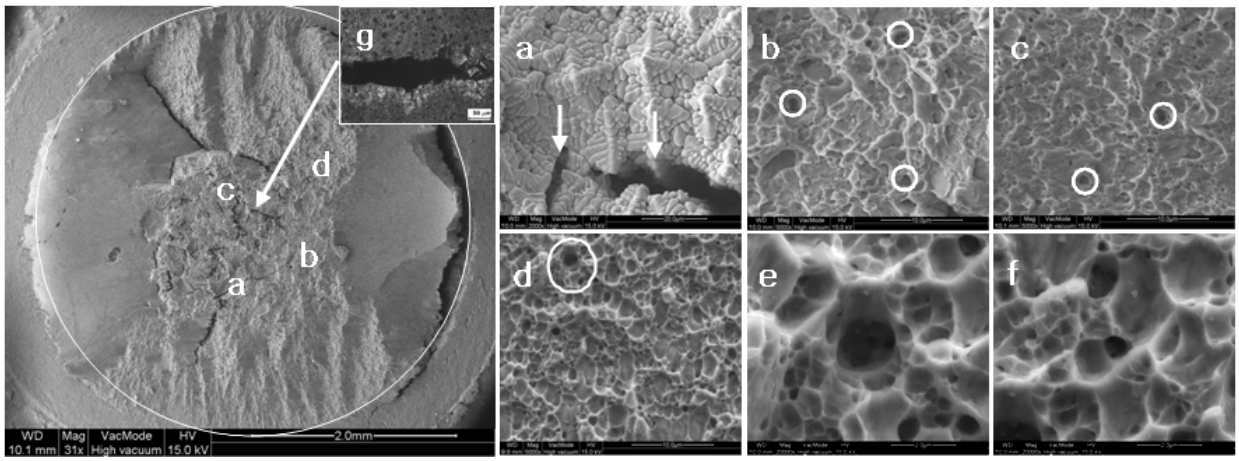

Fig. 6 SEM images of an interfacially failed spot weld in GA1180TR steel. (5.0 kA current, 15 cycle weld time, 3.5 kN weld force)

열로부터 파단의 진전 또한 발생할 것으로 판단된다. Fig. 6(b)와 (c) 그리고 (d)는 균열 생성영역의 외각부를 확대한 것으로 연성파단조직과 벽계파단조직의 공존과 다수의 미세한 구멍이 연성조직 내부에서 관찰되었으며 이를 확대한 Fig. 6(e)와 Fig. 6(f)를 통해 내부 표면이 매끈한 기공임을 확인하였다[14].

$$C_{eq\,0.24\,\mathrm{limit}} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + 2P + 4S \qquad (1)$$

본 실험에서 사용된 판재의 탄소당량(C_{eq})을 구하기 위해 사용된 수식을 (1)에 나타내었다[9].

수식 (1)을 통해 계산된 1180 MPa급 TRIP강의 탄소당량은 상한치 0.24의 약 2배인 0.49로 매우 높게 측정되었다. 높은 탄소당량으로 볼 때 1180MPa급 TRIP강은 전단응력이나 충격이 주어질 경우 높은 용접균열 감수성 및 민감도에 의해 균열의 발생과 전파가 급격하게 진행될 것으로 사료된다. 따라서 TRIP강의 점 용접 시 충분한 최대하중을 가지는 조건에서 계면파단이 일어나는 이유는 앞서 언급한 역학적, 재료학적 관점에서 본 노치의 영향과 용융부 중심의 수축공 및 너깃 전반에 존재하는 기공에 의한 균열전파등과 같은 금속야금학적 요인들이 작용했기 때문으로 판단된다.

Fig. 7은 용접이 진행된 4.6 kA에서 5.4 kA까지의 전류조건 별 경도 측정 결과이다. 경도 측정 간격은 200 ㎛이며 용접 너깃의 중앙을 기준으로 Fig. 8(h)와 같이 대각선으로 모재 경도가 측정될 때까지 실시하였다. 모재 경도는 약 330 Hv이며 모든 전류조건에서 용융부와 열영향부의 경도는 약 520 Hv로 전류 변화에 따른 큰 차이를 보이지 않았다. 모든 전류 조건의 경도 분포를 살펴보면 용융부와 열영향부의 경도가 가장 높으며 모재쪽으로 갈수록 경도가 감소하는 경향을 보인다. 이러한 용융부와 열영향부의 높은 경도는 빠른 냉각속도로 인해 형성된 급랭조직에 의한 것으로 사료된다. 모든 전류 조건에서 모재에 인접한 열영향부의 급격한 경도 하락이 관찰되며 그 원인은 용접부의 각 영역별 최대 상승온도 차이에 따라 최종적으로 형성된 미세조직에 차이가 존재하기 때문이다. Fig. 7 그림의 하단에 표시된 선은 각 전류 조건 별 용융부와 열영향부 그리고 모재 영역을 표시한 것으로 전류가 증가할수록 용융부 영역은 증가하는 반면 열영향부 영역은 좁아지는 것을 알 수 있다. Fig. 5에서도 전류가 증가함에 따라 너깃의 직

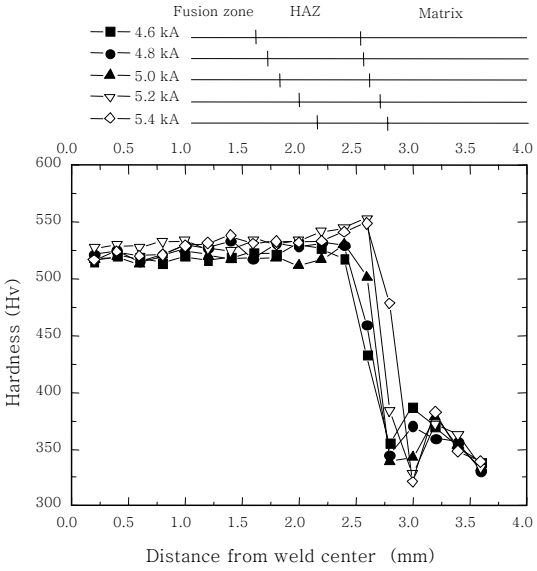

Fig. 7 Microhardness profiles for welds in TRIP1180 steels with weld current range 4.6 kA to 5.4 kA

경은 증가하는 반면 열영향부의 폭과 코로나 본드는 감소하는 것이 관찰되었다. 이러한 현상은 상승된 전류에 의한 입열량 증가로 인해 열영향부와 모재 사이 계면이 판재 길이 방향으로 성장하는 것보다 용융부 계면의 증가분이 더 크기 때문에 발생하는 현상으로 사료된다[12].

경도측정결과에서 관찰된 모재와 용접부의 큰 경도 차이와 그 원인 분석을 위해 용융부에서 모재경계까지의 단면미세조직을 분석하였다. Fig. 8(a)은 5.2 kA의 전류조건에서 생성된 용융부의 조직사진이다. 용융부는 Fig. 8(h)의 저경도측정결과에서 관찰된 모재와 용접부의 큰 경도 차이와 그 원인 분석을 위해 용융부에서 모재경계까지의 단면미세조직을 분석하였다. Fig. 8(a)은 5.2 kA의 전류조건에서 생성된 용융부의 조직사진이다. 용융부는 Fig. 8(h)의 저배율 조직사진과 같이 뚜렷하게 보이진 않지만 빠른 냉각속도에 기인하여 열방산 방향으로 성장한 주상정이 관찰되었으며 Fig. 8(a)의 고배율 조직에서는 구 오스테나이트 결정립의 흔적과 침상의 마르텐사이트 조직을 확인하였다. Fig. 8(b)는 용융부 경계의 미세조직으로 부분적인 용융이 발생했음을 알 수 있다. 용융부와 마찬가지로 마르텐사이트 조직이 주를 이루고 있으나 Color Tint- Etching을 사용한 착색에서 청색의 상이 소량 관찰된 것으로 보아 부분적으로 베이나이트 조직이 존재하는 것으로 판단된다[15]. Fig. 8(c)는 부분 용융부에서 벗어나 열영향부가 시작되는 영역으로 열영향부의 가운데 영역인 Fig. 8(d)과 유사한 조대 결정립 형상이 나타났다. Fig. 8(e)은 열영향부 중 모재에 인접한 영역으로 Fig. 8(d)와 유사한 형상이지만 결정립의 크기가 줄어든 조직이 관찰되었다. TRIP강과 같은 고강도강의 점 용접에서는 전극에 흐르는 냉각수로 인해 주요 상변태 구간인 800 ℃~500 ℃ 사이에서 약 3000 ℃·s^{-1} 이상의 냉각속도를 가지므로 용융부와 열영향부에 형성되는 대부분의 조직이 마르텐사이트인 것으로 알려져 있다[16]. 따라서 Fig. 7의 경도측정결과와의 비교로 알 수 있듯이 Fig. 8(d)와 Fig. 8(e) 대부분의 조직은 마르텐사이트임을 알 수 있다. Fig. 8(f)는 미세 열영향부와 모재의 경계영역으로 흰색의 페라이트상을 비롯하여 베이나이트와 마르텐사이트 그리고 잔류오스테나이트가 혼재된 상태로 존재하며 모재 경계영역에서 모재쪽으로 갈수록 페라이트의 양이 증가하고 베이나이트의 크기가 줄어드는 것이 관찰되었다. 따라서 Fig. 7에서 관찰된 경도구간과 Fig. 8의 미세조직의 비교로, 미세 열영향부와 모재의 경계면에서 발생하는 연화현상은 Fig. 8(f)에서 보이듯이 페라이트의 양적 증가와 급랭조직의 감소에 의한 것으로 판단된다.

경도측정결과인 Fig. 7을 보면 미세 열영향부의 경도가 소폭 증가하는 구간이 존재하는데 5.2 kA이상의 전류조건에서 관찰되는 이와 같은 현상은 아직 명확한 규명이 이루어지지 않았다. 다만 입열량에 따른 용접부 최고 온도 차이에 의한 영향으로, 높은 전류 조건의 경우보다 큰 과냉에 의한 결정립 미세화로 경도가 상승한 것으로 추정된다.

미세조직에서 관찰된 용접부 전반에 걸쳐 존재하는 마르텐사이트 조직은 전단하중이 주어질 경우 매우 높은 취성을 보인다. 임계온도 이상의 구간에서 용융이 진행된 너깃과 비교하여 판재 접합계면의 열영향부는 미용융된 불완전한 접합을 이루고 있음을 Fig. 5의 저배율 조직사진으로 알 수 있다. 따라서 상하부 판재에서 형성된 열영향부에 비하여 판재계면에서 불완전한 접합을 이루고 있는 열영향부 마르텐사이트 조직은 충격과 전단하중에 취약한 특성을 가질 것으로 판단되며 전단하

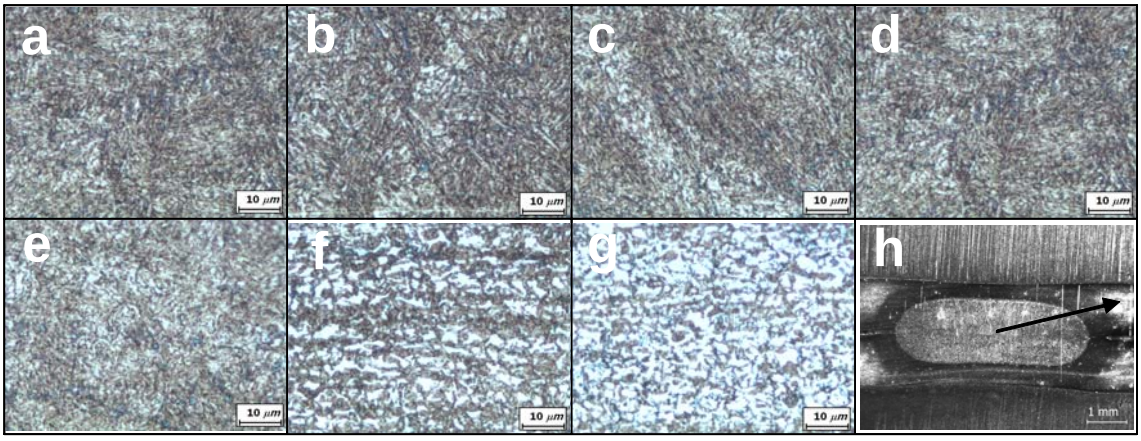

Fig. 8 Optical micrographs of microstructures in a spot weld made in TRIP1180 steel. (5.0 kA weld current and 15 cycle weld time)

중 하에서 용융부에 존재하는 내부 균열의 전파에 미소 기공과 더불어 복합적인 영향을 줄 것으로 사료된다.

3.2.1 SEM과 실체현미경을 이용한 용접 파단부 분석

Fig. 9(β)와 Fig. 10(β)은 점 용접 시 계면파단 조건인 4.6 kA 및 5.0 kA에서 채취한 시편을 전단인장시험하여 그 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. Fig. 9(α)와 Fig 10(α)는 4.6 kA와 5.0 kA의 전류조건에서 채취한 조직샘플의 단면사진이며 나이탈 에칭을 통해 형성된 너깃과 열영향부 그리고 모재 경계를 구분하였다. 각 전류 조건에서 측정된 α와 β의 용접부 직경 비교는 SEM을 통해 용접부 파단면을 관찰하던 중 파단면 중앙에 형성된 일정한 크기의 파단 경계 직경이 같은 스케일의 단면조직에서 측정된 너깃 직경과 일치함을 근거로 진행되었다.

실체현미경에서 관찰된 용접부의 영역을 나누어 너깃 경계는 가는 점선, 조대 열영향부와 미세 열영향부의 경계는 굵은 점선 그리고 모재 경계는 실선으로 각각 표시하였다. 앞선 방법으로 만들어진 경계선을 동일한 스케일에서 SEM으로 촬영한 용접부 파단면에 대조한 결과 파단면에 형성된 일련의 경계들과 정확히 일치하였다. 이러한 실험 결과를 바탕으로 전류 증가에 따른 각 원들의 직경변화와 파단면 미세조직을 비교하였다.

계면파단조건의 너깃 단면 사진 Fig. 9(α)와 Fig. 10(α)의 비교로 용접전류가 상승함에 따라 너깃 직경이 4.2 mm에서 4.6 mm로 0.4 mm 증가했음을 알 수 있으며 실선영역인 최외각 모재 경계는 변화가 없는 것으로 나타났다. 또한 좁아진 열영향부에 비례하여 조대 열영향부와 미세 열영향부의 경계를 나타내는 원의 직경도 증가하였다.

Fig. 9(β)a는 용접부 파단면 중앙을 확대한 사진으로 TRIP강의 용융부 수축공 인근에서 전형적으로 볼 수 있는 수지상 벽계 파단이 관찰되었다. 그러나 용융부 중 외각영역인 Fig. 9(β)b와 Fig. 9(β)c에서는 대부분 연성파단에 가까운 조직이 관찰되었으며 Fig. 9(β)d에서는 연성파단조직과 벽계파단조직이 공존하는 형상을 나타내었다. 이러한 연성파단조직은 용접 너깃 영역 전반에서 관찰되며 너깃 경계에 가까울수록 벽계파단조직의 비율이 증가하다가 조대 열영향부 영역에 이르러서는 Fig. 9(β)e의 조직처럼 벽계파단형상과 동시에 박리가 발생한 흔적이 관찰되었다. 또한 너깃영역 내의 연성파단조직은 Fig. 9(β)b와 Fig. 9(β)c조직과 같이 일부의 기공을 포함하고 있는 것이 관찰되었다. Fig. 9(β)f와 Fig. 9(β)g는 조대 열영향부 외각에서 미세. 9(β)g는 조대 열영향부 외각에서 미세 열영향부에 걸쳐 관찰된 미세조직으로 부분적으로 용융된 아연의 결정상이 관찰되었다. 조대 열영향부에서는 충분한 입열이 이루어지지 않아 판재간에 적절한 접합이 형성되지 못한 것으로 판단되며 해당 영역부터는 판재간의 접합이 아닌 아연층간의 접합이 발생하여 파단 시 아연의 결정상과 박리형

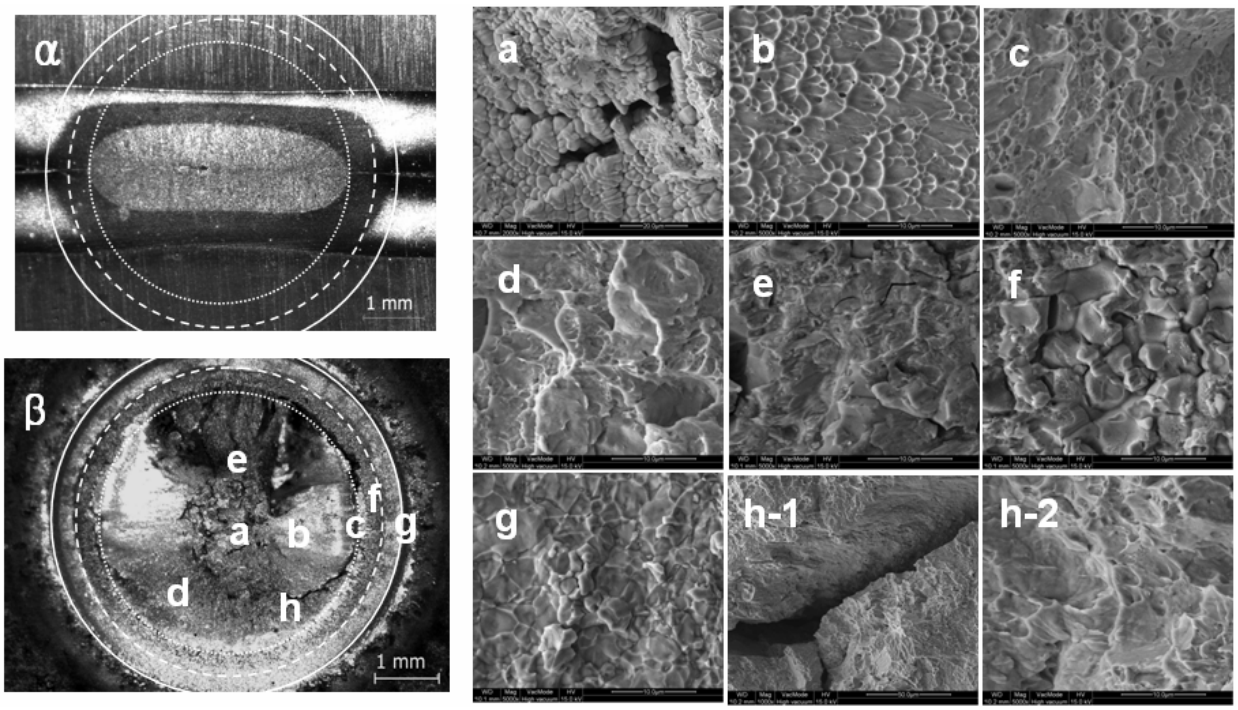

Fig. 9 SEM images of interfacially fractured surface on resistance spot weld with weld current of 4.6 kA

상을 보인 것으로 사료된다. Fig. 9(β)h-1은 너깃과 열영향부의 경계에서 관찰된 균열의 일부이며 Fig. 9(β)h-2는 Fig. 9(β)h-1 파단면 인접부위의 확대 사진이다. Fig. 9(β)h-2에서 보이는 바와 같이 파단면은 연성파단과 벽계파단이 복합적으로 진행된 형상을 보이며 이러한 조직특성과 Fig. 2의 4.6 kA 전류조건에서 형성되는 용접부의 최대하중이 규격 하한을 상회하는 9.36 kN라는 점을 고려해 볼 때, 4.6 kA의 낮은 전류조건에서 형성된 용접부 역시 비교적 높은 load-carrying capacity를 가지는 것으로 사료된다.

Fig. 9(β)보다 0.4 kA 높은 전류조건에서 점 용접한 Fig. 10(β)의 5.0 kA 조건 파단면에서도 Fig. 9(β)에서와 거의 동일한 파단형상이 관찰되었다. Fig. 10(β)a-d는 너깃 영역 내의 미세조직으로 대부분 연성파단형상을 보였으며 4.6 kA의 전류조건 너깃영역에서 관찰된 것과 동일한 형태의 미세기공이 존재하였다. Fig. 10(β)e 또한 Fig. 9(β)h와 동일한 파단형상을 보였다. 조대 열영향부와 미세 열영향부의 경계인 Fig. 10(β)f의 조직 역시 Fig. 9(β)d와 Fig. 9(β)e에서 관찰된 아연 결정상이 형성되었다. 이러한 조직을 보이는 영역은 판재 계면에서 접합이 아닌 아연층간 박리가 일어났을 가능성이 큰 것으로 사료되며 보다 정확한 분석을 위해 EDS Mapping을 실시하여 다음 장에 기술하였다.

4.6 kA와 5.0 kA의 전류조건에서 생성된 파단면을 비교해보면 5.0 kA 조건의 너깃 면적이 보다 넓음을 알 수 있으며 그에 따른 연성조직 또한 5.0 kA 조건의 파단면에 보다 넓게 존재한다는 것을 추론할 수 있다. SEM의 파단면 분석을 통해 너깃 영역은 거시적으로는 계면파단이 발생하였으나 파단면 분석 결과 연성파단의 형태로 진행되었음을 알 수 있다. 따라서 1180 MPa급의 TRIP강에서 계면파단이 발생하더라도 높은 load-carry capacity와 흡수에너지를 보이는 이유는 너깃의 체적 증가로 인해 연성파단조직이 증가하여 전단하중과 충격에 대한 저항을 증가시켰기 때문으로 사료된다.

결론적으로 TRIP강을 포함한 AHSS는 계면파단 발생 유무에 주안을 두는 용접성 평가보다는 너깃 크기를 기준으로 하는 용접성 평가가 필요하다고 판단된다. 하지만 현재로서는 생산라인에서 너깃의 크기를 판단하기 위한 테스트 방법이 전무하기 때문에 이에 관한 지속적인 연구와 개발이 진행되어야 할 것이다.

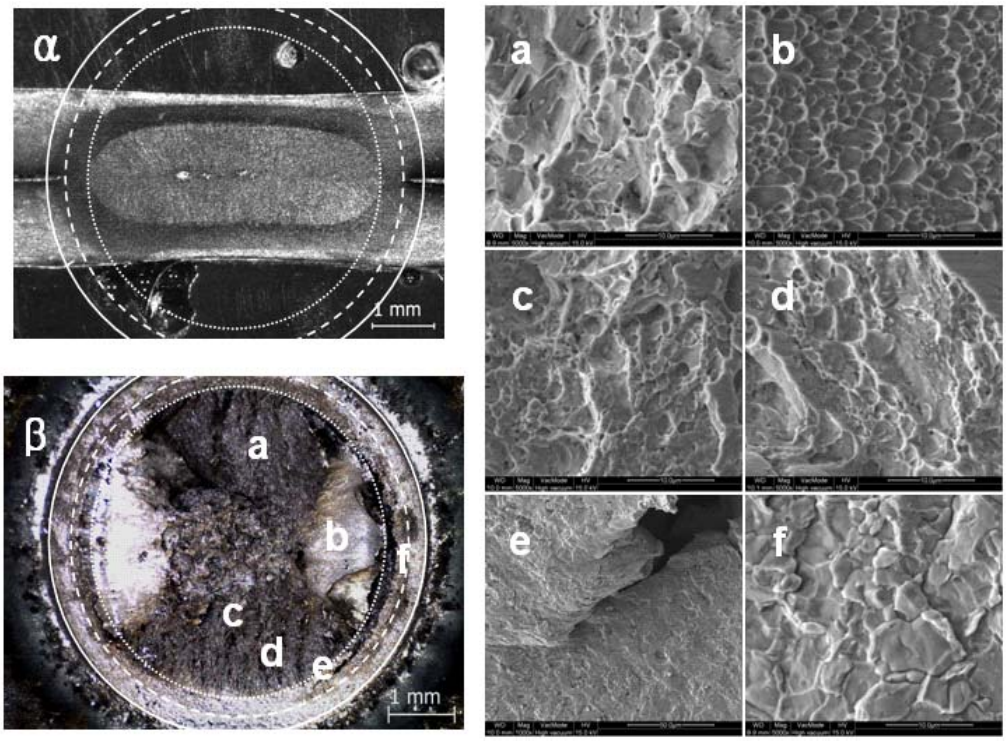

Fig. 10 SEM images of interfacially fractured surface on resistance spot weld with weld current of 5.0 kA

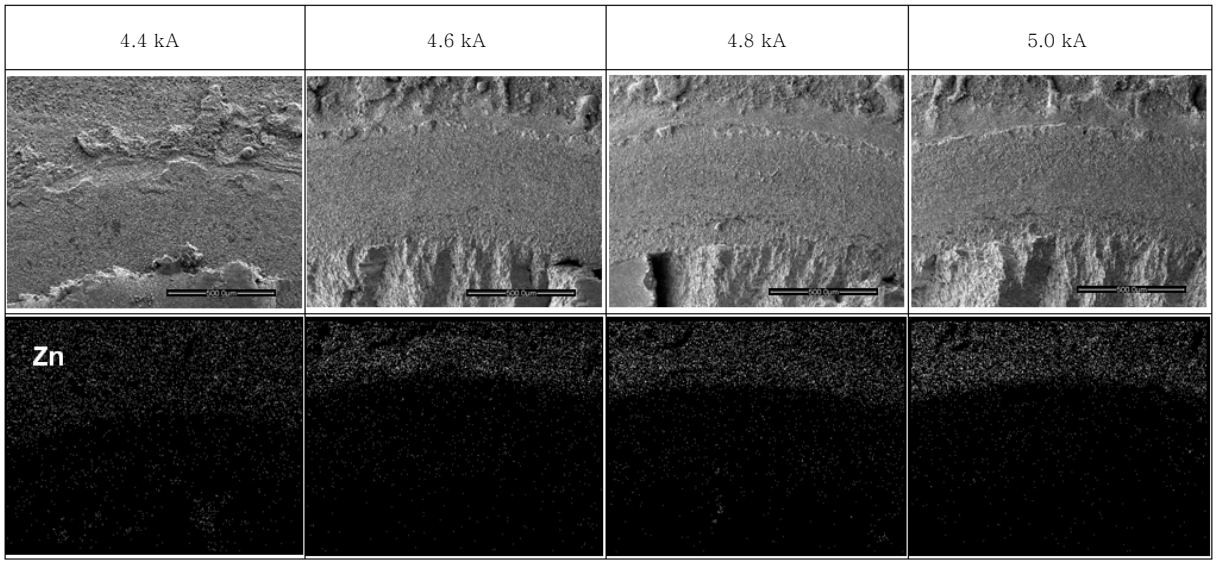

Fig. 11 SEM images of interfacially fractured surface for spot welds made with 4.4 kA, and 5.0 kA weld current, and EDS mapping results revealing the difference of Zn distribution around HAZ

3.2.2 전류차에 의한 아연 침투량 비교(EDS MAPPING)

4.4 kA에서 5.0 kA까지의 전류조건에서 관찰한 용접부 파단면 중 일부에 실시한 EDS Mapping 결과를 Fig. 11에 나타내었다. Fig. 9와 Fig. 10의 SEM 파단면 분석을 통해 모재에 인접한 열영향부 조직이 아연 결정상 형태를 가지며 접합이 아닌 박리가 발생했음을 확인하였다. 이 분석은 계면파단 전류 조건에서 열영향부에 존재하는 아연의 분포를 확인하고 계면파단과의 상관관계를 규명하기 위해 진행되었다.

EDS Mapping은 용접부 파단면 중 Fig. 11 상단에 나타낸 SEM사진과 같이 너깃과 열영향부 그리고 모재의 일부를 포함하는 영역에 걸쳐 실시하였다. 분석된 아연의 분포를 살펴보면 너깃 영역에서는 전혀 보이지 않았으며 열영향부 영역에서는 Fig. 11(a)와 같이 결정화된 아연이 소량 분산된 형태로 관찰되었다. 열영향부에서 관찰된 아연은 조대 열영향부에서 미세 열영향부 방향으로 점차 증가하는 분포형태를 보이며 모재 인근의 열영향부, 즉 모재와 열영향부 경계영역에 이르러서는 모재와 동일한 아연분포를 보였다. 4.6 kA와 5.0 kA 전류조건의 아연분포 비교를 통해 계면파단 조건의 점 용접에서는 전류가 증가하더라도 열영향부와 모재 경계영역에는 잔류된 아연이 존재함을 알 수 있다. 잔류 아연이 열영향부에 존재하는 이유는 Fe와의 합금화를 통해 고용되었거나 점 용접 시 기화된 아연이 미세균열에 침투하여 잔존했기 때문으로 사료된다. 이와 같이 잔류된 아연상은 용접부 조직과 비교하여 취약한 특성을 가지며 전단하중과 충격하중 하에서 균열의 발생과 전파에 영향을 미칠 것으로 판단된다.

4. 결 론

1) 최대하중 및 흡수에너지를 비교한 결과, 계면파단이 발생한 TRIP강이 높은 load-carrying capacity를 가지는 경우의 점 용접 시 용접 품질은 너깃 직경의 크기와 밀접한 연관이 있는 것으로 판단된다.

2) 높은 load-carrying capacity를 가지는 용접부가 계면파단이 발생하는 원인은 노치에 의한 응력집중과 수축공에서 진전된 균열 그리고 미세기공의 존재로 인한 균열 민감도 상승에 있다고 판단되며 용접부 전반에 관찰되는 마르텐사이트상에 의한 취성 또한 복합적으로 작용했음을 알 수 있다.

3) 계면파단조건의 SEM 용접부 파단면 분석을 통해 너깃영역의 파단조직이 대부분 연성파단조직인 것으로 확인되었다. 이러한 연성파단조직이 너깃의 직경 증가와 더불어 급격히 증가하는 것을 확인했으며 계면파단조건에서 관찰된 높은 load-carrying capacity는 너깃의 직경과 더불어 증가한 연성파단조직에 기인한 것으로 사료된다.

4) 계면파단 전류조건의 EDS MAPPING 분석에서 열영향부와 모재경계영역에 존재하는 잔류 아연을 확인하였으며 전류가 상승하더라도 해당 영역의 아연분포는 큰 변화가 없는 것을 확인하였다.

GA1180TR의 계면파단특성 실험결과, 선행된 GA590TR의 계면파단특성 평가에서와 동일하게 계면파

단이 발생하는 전류조건에서 높은 load-carrying capacity를 가지는 영역이 존재하였다. 기존의 용접성 평가 규격기준으로 해당영역의 정확한 판단이 어려우므로 고강도강의 용접성 평가에 적절한 새로운 규격기준이 필요하다고 사료된다.

참 고 문 헌

1. B. Yan, H. Zhu, SH. Lalam: Spot Weld Fatigue of Dual Phase Steels, SAE technical paper series, 1 (2004), 0511
2. Yuh J. Chao: Ultimate Strength and Failure Mechanism of Resistance Spot Weld Subjected to Tensile, Shear, or Combined Tensile/Shear Loads, Journal of Engineering Materials and Technology, 125 (2003), 125-132
3. T. B. Hilditch, J. G. Speer and D. K. Matlock: Effect of susceptibility to interfacial fracture on fatigue properties of spot-welded high strength sheet steel, Materials & Design, 28 (2007), 2566-2576
4. Marcio Milititsky, Eric Pakalnines: On Characteristics of DP600 Resistance Spot Welds, SAE technical paper series, 1 (2003), 0520
5. B Girvin, W Peterson, J Gould: Development of Appropriate Spot Welding Practice for Advanced High Strength Steels (TRP 0114), American Iron and Steel Institute, 27 (2007), A10-A17
6. J. Y. Baek, J. G. Lee, S. H. Rhee: A Study of Dynamic Characteristic for Resistance Spot Welding Process Using Servo-gun System, Journal of KWS, 23-3 (2005), 40-46. (in Korea)
7. T. H Kim, H. S. Park, Y. S. Lee, S. H. Rhee: A Strudy of TRIP Steel Weldability Evaluation for Light Body Car in Resistance Spot Welding, Proc. J. KSAE, 2 (2003), 1239-1246. (in Korea)
8. D. J. Radakovic, M. Tumuluru: Predicting Resistance Spot Weld Failure Modes in Shear Tension Tests of Advanced High-Strength Automotive Steels, American Welding Journal, 87-4 (2008), 96-s to 105-s
9. M. Marya, X. Q. Gayden: Development of Requirements for Resistance Spot Welding Dual-Phase(DP600) Steels Part 1-The Causes of Interfacial Fracture, American Welding Journal, 84-11 (2005), 172-s to 182-s
10. Xin Sun, Elizabeth V. Stephens, Mohammad A.Khaleel: Effects of fusion zone size and failure mode on peak load and energy absorption of advanced high strength steel spot welds under lap shear loading conditions, Engineering Failure analysis, 15 (2008), 356-367
11. K. C. Kim, J. H. Cha, H. S. Park: Resistance Spot Weldability of Coated Steels for Automobile Applications, Kor. Journal of Materials Research, 14-4 (2004), 239-245. (in Korea)
12. S. S .Park, S. M. Lee, Y. M. Choi, N. H. Kang, J. H. Yu, Y. S. Kim, Y. D. Park: Evaluation of Resistance Spot Weld Interfacial Fractures in Tensile-Shear tests of TRIP590 Steels, J. Kor. Inst. Met. & Mater, 46-10 (2008). (in Korea)
13. AWS D8.9-97: Recommended Practices for Test Methods for Evaluating the Resistance Spot Wedling Behavior of Automotive Sheet Steel Materials, AWS, 33-34
14. Hongyan Zhang, Jacek Senkara: Resistance welding: Fundamentals and Applications, Taylor & Francis Group, 2006, 70-79
15. AK De, JG Speer, DK Mattock: Color Tint-Etching for Multiphase Steels, Advanced Materials & Processes, 161(2003) 27-30
16. M. Tumuluru: The Effect of Coatings on the Resistance Spot Welding Behavior of 780MPa Dual-Phase Steel, American Welding Journal, 86-6 (2007), 161s-169s