

3Cr-1Mo강/STS-309L 오버레이 용접부의 천이영역 조직에 미치는 용접조건에의 영향

김동진* · 김병훈* · 지병하* · 김정태* · 김성곤** · 강정윤** · 박화순***

*한국중공업(주)

**부산대학교 금속공학과

***부경대학교

Effect of Welding Condition on Microstructure of Transient Zone in Overlay Weld of 3Cr-1Mo Steel/STS-309L

Dong-Jin Kim*, Byung-Hun Kim*, Byung-Ha Chi*, Jeong-Tae Kim*, Sung-Gon Kim**,
Chung-Yun Kang** and Hwa-Soon Park***

*Hanjung Co., LTD, Research and Development Center, Changwon 641-792, Korea

**Dept. of Metall. Eng., Pusan National University, Pusan 609-735-Korea

***Div. of Materials Sci. Eng., Pukyong National University, Pusan 608-739, Korea

Abstract

Recently developed Austenite stainless steel, 309L was used to overlay on 3Cr-1Mo-V-Ti-B steels, using Electroslag welding process, which wide electrodes were adopted. Transition region in welding interlayer relating to disbonding crack was investigated. Also, the effect of welding condition on the width of transition region and coarsening grains of the austenite were studied.

- 1) With increasing welding speed the width of martensite at transient region was increased, but the amount of delta ferrite in weld metal was reduced, being fine grained.
- 2) The form of martensite at the transition region was occurred by reversible transformation during cooling since the interdiffusion of Cr and Ni from weld metal and Fe and C from base metals at the transition region, causes to lowering the concentration of Cr and Ni at the transition region, leading to increasing Ms point.
- 3) With increasing welding speed, the grain of austenite formed at the welding interface was finer. With increasing welding current under the same welding speed, the grain size of the austenite was finer. At high current, original grain size of the austenite is coarse, but the austenite has fine grains because the austenite was transformed to martensite during cooling.
- 4) In the case of high welding speed, the width of martensite at the welding interface was increased, but the grain size of austenite at the welding interface was finer. This indicates that the inhibition of disbonding crack may be achieved through dispersing fine carbides in the grain boundary.

(Received August 3, 1999)

Key Words : 3Cr-1Mo steel, 309L Austenite stainless steel, Electro slag welding, Overlay welding, Welding speed, Welding current, Transient region, Martensite, Coarse austenite grain, δ ferrite

1. 서 론

석유화학 공업분야에 사용되는 직접 탈황 리액터(reactor)는 운전온도가 높기 때문에, 고온강도가 높은 2.25%Cr-1%Mo강을 모재로 하고, 그 내면에 내식성을 고려해서, 초층에 309L, 2층에 347L 오스테나이트계 스테인레스강을 오버레이 용접하여 적용하고 있다¹⁻²⁾. 현재, 리액터와 같은 넓은 면적에서 균일한 품질과 고능률의 오버레이 용접 방법으로는 광폭의 대상전극을 이용한 오버레이용접 방법이 가장 적절한 방법으로 생각되어지고, 생산성 면에서는 일렉트로 스패그용접(ESW)가 가장 유망한 것으로 예상된다.

직접 탈황 리액터는 운전온도가 높고 또한 수소분압이 높기 때문에 종래에는 관찰되지 않았던 재료상의 문제가 발생하고 있다. 그 가운데서도 모재의 문제점으로는 장시간 사용에 의한 뜨임 취화 및 수소 취화이다³⁻⁴⁾. 최근, 이러한 모재의 문제점을 해결할 수 있고, 석유정제용의 고온고압화에 따른 고온강도 및 내수소침식성 개선을 위한 재료 개발이 활발히 전개되어, 3Cr-1Mo-V-Ti-B강이 개발되었다⁵⁾. 용접부의 문제점으로는 첫째, 오스테나이트계 스테인레스강 용접금속의 수소 취화, 둘째 스테인레스강 오버레이 용접금속과 모재의 경계부에 있어서의 박리균열이다⁶⁻¹⁰⁾.

박리균열은 용접 경계부의 조대 오스테나이트 결정입계에서 발생하는 것으로 알려져 있다. 또한 조대 결정립에는 탄화물($M_{23}C_6$)이 석출됨으로 인해서 박리균열 저항성이 현저히 저하되고, 박리균열의 파면은 전형적인 입계 파면을 나타내는 것으로 알려져 있다¹¹⁾.

한편, 박리균열을 저감시키는 대책 방안 중 용접부 계면의 조직을 제어하는 방안이 가장 효과적인 것으로 알려져 있다^{12,13)}. 즉 계면 조직을 오스테나이트와 마르텐사이트 2상 혼합조직이 되도록 용접공정을 제어하면, 오스테나이트의 결정립이 조대화 되지 않고, 수소의 집적이 어렵고, 잔류응력이 저감되기 때문에 박리균열 감수성이 개선되는 것으로 알려져 있다.

본 연구에서는 용접부 문제점 중의 하나인 박리균열의 저항성을 개선할 수 있는 용접 공정을 개발하기 위

한 일환으로서, 광폭의 전극을 사용하는 ESW용접으로 3Cr-1Mo-V-Ti-B강에 309L 오스테나이트계 스테인레스강을 오버레이 용접하여, 박리균열과 밀접한 관계가 있는 천이영역에서 미세조직의 형성기구를 규명하고, 천이영역의 폭 및 조대 오스테나이트 결정립 크기에 미치는 용접조건의 영향을 파악하는 것을 목적으로 수행하였다. 특히 고속용접의 효과를 파악하고자 하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용되어진 모재 및 용접재료의 화학 조성은 표 1과 같다. 모재는 3%Cr-1%Mo 저합금 내열강이고, 단조공정을 거친 후 불림(1223K×10hr.)→담금질(1273K×8.5hr.)→뜨임(948K×10hr.) 열처리한 강재를 사용하였다. 오버레이 용접에 사용한 용접재는 150mm(w)×0.4 mm(l) 크기의 대상인 309L 오스테나이트 스테인레스강을 사용하였다.

용접은 ESW법으로 하였고, 정전압 특성의 직류 역극성으로 하였다. 전압을 27V로 일정하게 하고, 용접 전류 1200A에서는 10~25cm/min의 용접속도로, 1500A에서는 10~30cm/min의 용접속도로, 2000A에서는 15~40cm/min의 용접속도로 변화시켰다. 예열 및 페이스간의 온도는 373~423K로 하였다. 플럭스는 $CaF_2-Al_2O_3$ 계를 사용하였다.

용접부의 조직은 용접면에 수직한 방향으로 절단하고, 연마하여, 초음파 세척한 후, 왕수 + 알콜 부식액으로 부식하여 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다. 육성용접부 계면 근방의 원소분포와 상의 성분은 SEM/EDX 및 EPMA로 분석하였다.

또한 천이영역 조직을 재현하기 위하여, 용접재 STS309L에 Cr-Mo강을 25wt%~60wt%로 각각 혼합한 후, 아크 유도 용해로 용해하였고, 1회 용해합금은 약 200g이었다. 이 시험편들의 미세조직을 관찰하고, Ms점을 DSC 열분석기로 측정하였다.

용접부 근방의 경도분포는 미소경도기(Micro Vickers Hardness)를 사용하여 측정하였고, 하중은 200g, 유지시간은 15sec로 하였다.

Table 1 Chemical compositions of base metal and electrode(wt.%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Cu	Ni	Ti	B	Al	Ca
Base metal	0.14	0.11	0.41	0.009	0.003	2.9	0.95	0.3	0.03	0.1	0.031	0.002	0.001	0.003
Electrode	0.02	0.82	1.60	-	-	22.6	-	-	-	11.42	-	-	-	-

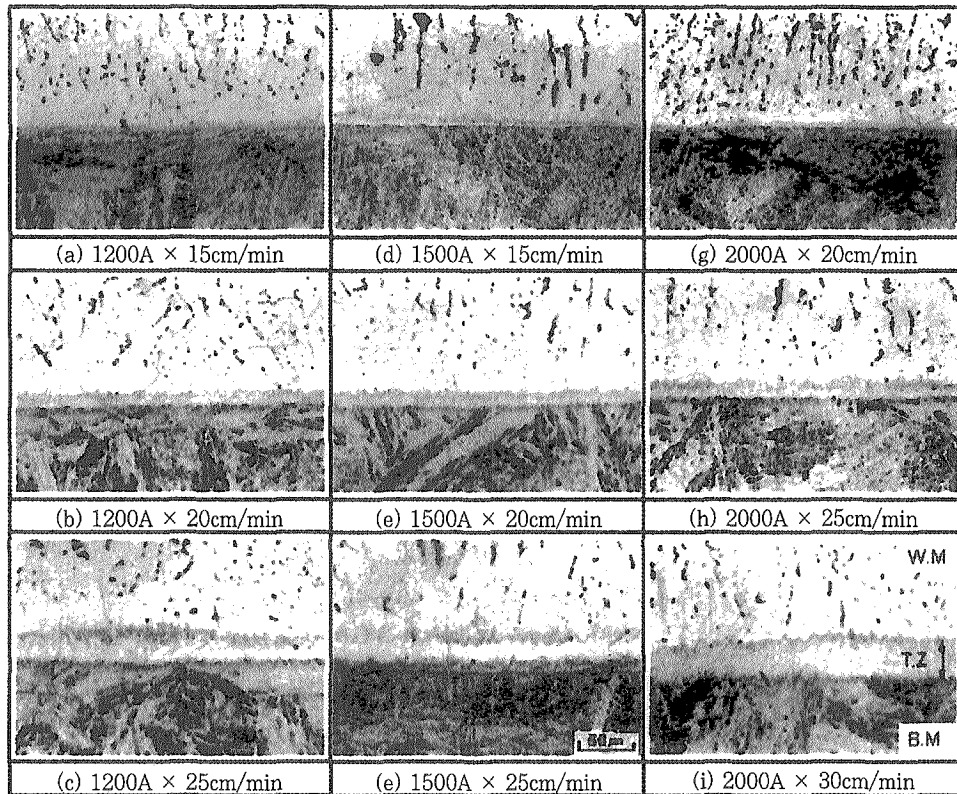


Fig. 1 Effect of with welding condition on microstructures of the welded interlayer

3 결과 및 고찰

3.1 용접계면 조직에 미치는 용접조건 영향

그림 1은 용접조건을 달리한 경우, 모재와 용접부 계면 근방의 대표적인 미세조직을 나타낸 것이다. 용접부 계면은 Cr-Mo강 모재(B.M), 용착금속(W.M), 천이영역(T.Z)으로 분류된다. 용착금속부는 오스트나이트 조직인 기지 조직과, 검은 상으로 나타나는 δ페라이트 조직으로 구성되어 있음을 알 수 있다. 모재는 주로 배이나이트 조직을 이루고 있다. 계면에 침상조직으로 된 천이영역이 나타나는 것이 특징이다. 용접속도가 증가함에 따라서, 천이영역의 폭이 증가하고, δ페라이트 량이 감소하고, 미세화 되는 경향이 있다. 또한 용접속도가 느린 경우에는 계면에 조대한 오스트나이트 결정립이 관찰되지만, 용접속도가 빠른 것은 조대 결정립이 관찰되지 않는 것이 특징이다.

그림 2는 오버레이 용접부 계면의 대표적인 SEM 조직과 경도 분포를 나타낸 것이다. 왼쪽이 용접금속이고, 오른쪽이 모재이며 가운데 부분에 천이영역이 형성되어 있다. 경도값을 살펴보면 용접금속 쪽이 Hv 300이하이고 천이영역이 Hv 400정도이며 모재쪽은 Hv 300이상의 값을 가진다. 일반적으로 스테인리스

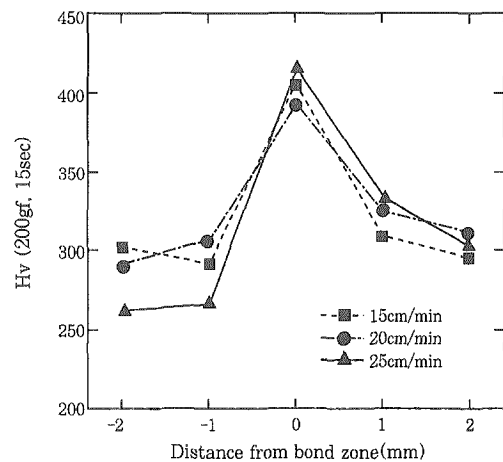
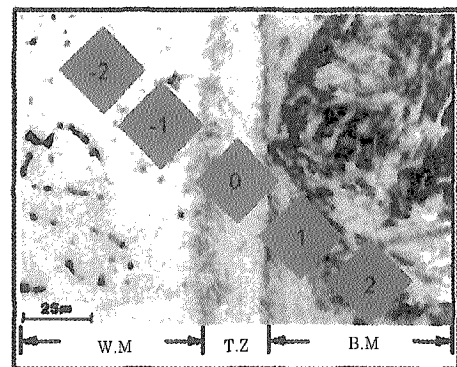


Fig. 2 Typical microstructure and hardness distribution of welded interlayer with welding speed(welding current : 1200A)

강 마르텐사이트조직의 경도값이 약 Hv 400인 것을 감안하면, 천이영역의 조직은 마르텐사이트 조직임을 알 수 있다.

그림 3 및 그림 4는 용접전류 및 용접속도에 따른 천이영역에서 마르텐사이트 조직의 두께 변화를 용접속도와 용접 입열량으로 정리한 결과를 나타낸 것이다. 두께의 관찰은 시편전체에 걸쳐 0.5mm 간격으로 20 곳을 측정하여 평균값으로 나타내었다. 용접속도가 증가함에 따라서, 천이영역의 두께가 점차 증가하고, 입열량이 증가함에 따라서 감소하고 있음을 알 수 있다.

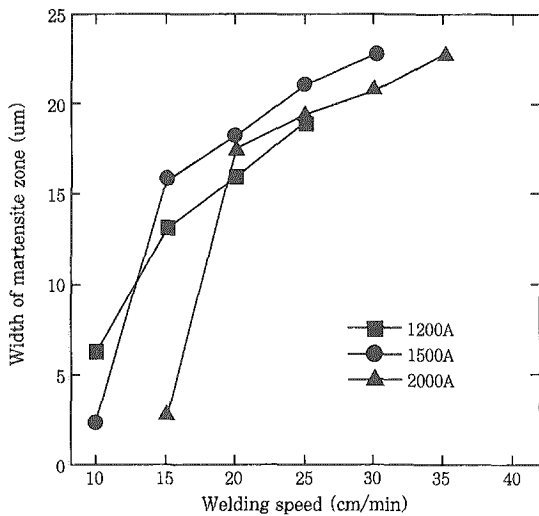


Fig. 3 Effect of welding condition on width of martensite in the welded interlayer

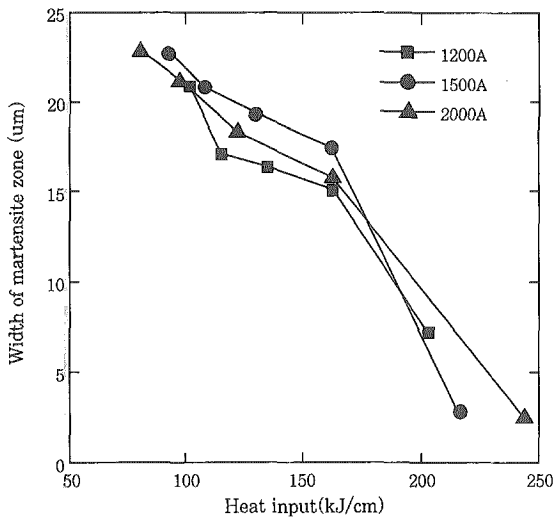


Fig. 4 Effect of heat input on width of martensite in the welded interlayer

3.2 천이영역에서 마르텐사이트의 형성기구

천이영역에서 마르텐사이트의 형성기구를 규명하고, 용접속도가 증가하면 마르텐사이트가 존재하는 천이

영역이 증가하는 이유를 규명하기 위하여, 용접부 계면을 EPMA로 분석하고, 시차열분석(DSC)을 사용하여 Ms점을 측정한 결과와 Schaeffler diagram으로부터 고찰하여 보았다.

그림 5는 1200A의 용접전류에서 15cm/min 및 25cm/min의 용접속도로 한 경우, 용접부 계면의 SEM조직과 계면에서 Cr 및 Ni의 농도분포를 나타낸 것이다. 25cm/min로 용접한 시편이 15cm/min로 용접한 시편보다 용접금속층에서 Ni 및 Cr의 농도가 낮고, 계면에서 용접금속 쪽으로 갈수록 Cr과 Ni의 농도가 급격히 감소하는 천이영역이 존재하고 있음을 볼 수 있다. 이와 같은 원인은 저항열에 의해 용접재(전극)과 모재가 동시에 용융하여 용융지를 형성하고, 전극이 이동한 후에도 용융금속의 열로 인하여 고체의 모재 표면 일부가 용융하여, 반응용 영역이 형성된다. 이 반응용 영역에서는 용접금속 내 Cr, Ni 등과 같은 원소와 Fe, C와 같은 모재 원소가 서로 상호확산을 일으켜 농도 기울기를 갖는 천이영역이 생기는 것으로 생각된다.

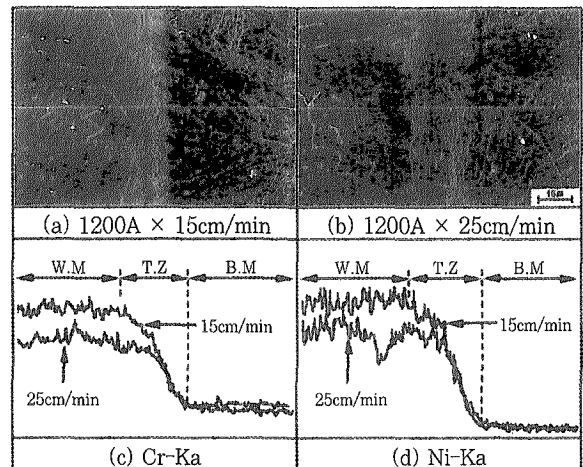


Fig. 5 Variation of Cr and Ni concentration in welded interlayer with welding speed

그림 6은 Schaeffler diagram 상에 STS 309L에 대한 3%Cr-1%Mo강의 wt%비(혼합비)로부터 Cr당량 및 Ni당량을 구하여, 혼합비에 따른 조직을 동시에 표시한 것이다. 이것으로부터 Cr-Mo강의 혼합비(wt%비)에 따라, Cr당량과 Ni당량과의 관계는 직선적으로 변화함을 알 수 있다. 또한 혼합비가 약 40%~50%이면 단상 마르텐사이트(M) 조직, 약 25%~40%이면 오스트나이트(A)+마르텐사이트(M)+페라이트(F)의 혼합조직, 약 25% 이하에서는 오스트나이트+페라이트(F)의 혼합조직이 되는 것을 알 수 있다. 따라서, 용접부에서 마르텐사이트 조직이 존재하기 위

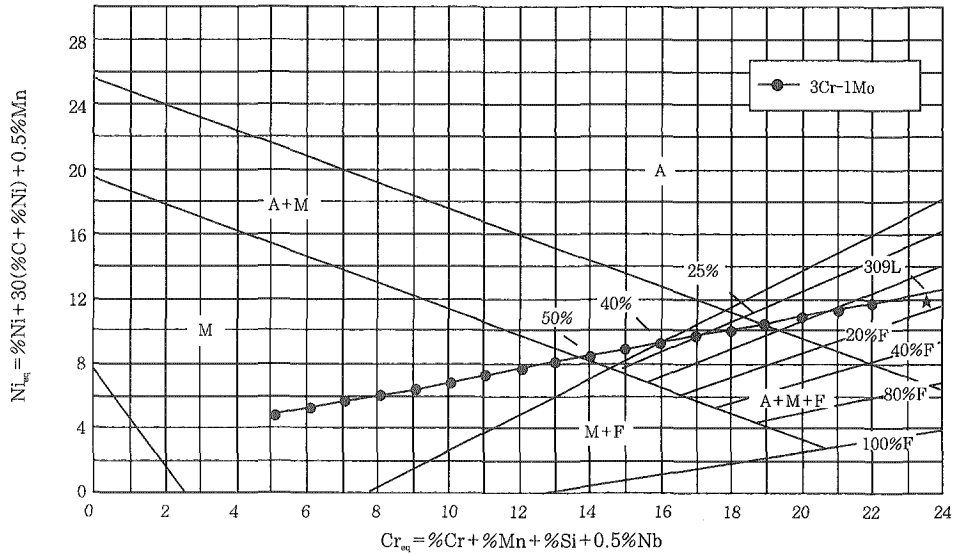


Fig. 6 Relationship between mixing ratio of 3Cr-1Mo steel in STS309 and constituent ratio of microstructure on Schaeffler diagram

해서는 희석율이 적어도 25% 이상이 되어야 가능할 것이다. 또한 희석율에 따라서 Cr당량은 Ni당량보다 변화율이 크고, Cr당량이 낮아질수록 마르텐사이트 조직량은 증가할 것이다.

실제 3%Cr-1%Mo강과 STS 309L을 혼합하고 용해하여 미세조직 및 경도를 측정하여 검증하여 보았다. 그림 7은 Cr-Mo 강과의 혼합비에 따른 미세조직을 나타낸 것이다. 표 2는 혼합비에 따른 경도 변화를 나타낸 것이다. 미세조직과 경도 값으로부터, 30%이하

에서는 A+F 혼합조직, 35%에서는 A+F+M 혼합조직, 40%에서는 A+M 혼합조직, 60%에서는 M 단상조직으로 되어 있음을 알 수 있다.

이들 결과를 종합하여 보면, 모재/용접금속 계면부의 천이영역에서는 용접금속 중심부보다 Cr 및 Ni의 농도가 낮기 때문에, 즉 Cr당량 및 Ni당량이 감소하기 때문에, 성분상으로 상온에서 마르텐사이트가 생성될 수 있음을 Schaeffler diagram으로부터 예측할 수 있다.

일반적으로 스테인리스강에서 마르텐사이트 조직의 생성은 냉각속도와 성분변화에 따라서 결정된다. 동일 용접진류로 용접하는 경우, 용접속도가 증가하면, 입열량이 감소하므로 냉각속도가 증가하게 될 것이다. 또한 성분이 변화함으로써 M_s점도 변화하게 된다. 그래서 3%Cr-1%Mo강의 혼합비에 따른 M_s점의 변화를 조사하여 보았다. 그림 8은 Cr-Mo강을 각각 30wt% 및 40wt%로 STS309L과 혼합하여 용해한 시편을 시차열분석(DSC)한 결과이다. 이것으로부터 A+F+M 조직으로 구성된 30wt%의 시편은 상온 이상에서 M_s점이 나타나지 않지만, A+50%M 조직으로 구성된 40wt%의 시편은 약 533K 부근에서 M_s점이 나타나는 것을 알 수 있다. 30wt% 시험편에서 마르텐사이트 조직이 존재하지만, M_s점이 나타나지 않은 이유는 마르텐사이트량이 너무 적기 때문인 것으로 생각되고, 30-40wt%의 조성범위에서 M_s점은 298-533K 사이에 있을 것으로 예상된다.

이상의 결과로부터, 천이영역에서 마르텐사이트가 생기는 원인을 정리하면 다음과 같다. 천이영역은 반

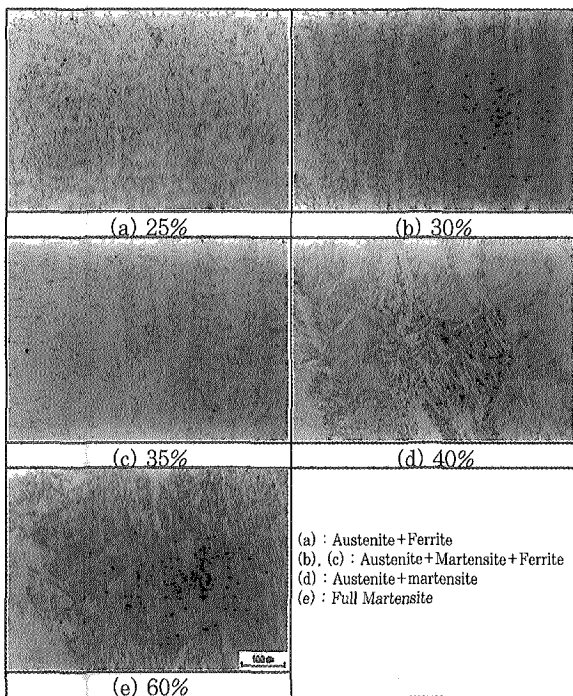


Fig. 7 Change of the microstructures with mixing ratio of 3Cr-1Mo steel in STS309L

Table 2 Change of hardness with mixing ratio of Cr-Mo steel in STS309L

Mixing ratio	Hv(100g, 15sec)
25	161
30	160
35	275
40	320
60	410

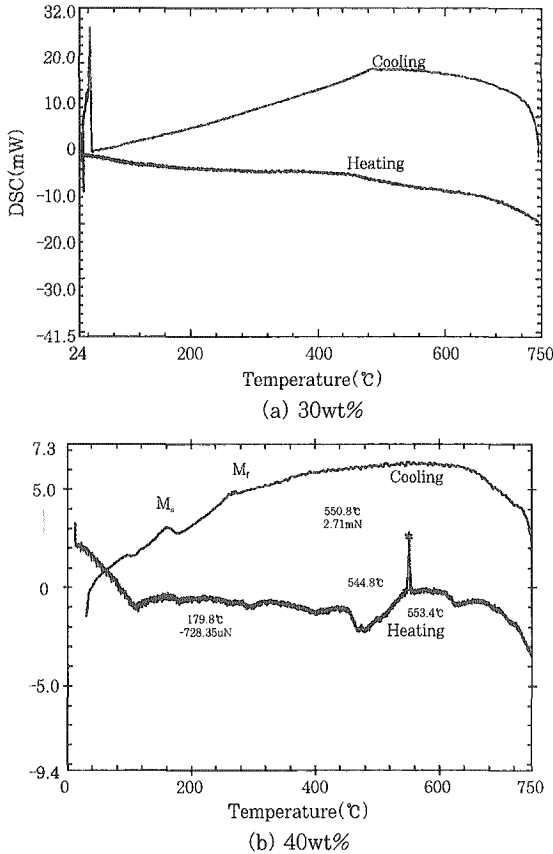


Fig. 8 Results of DSC analysis for alloy added 3Cr-1Mo steel in STS309L

용융 영역이고, 이 영역에서는 용접재 성분인 Cr, Ni 이 모재 성분인 Fe, C이 서로 상호확산에 의하여 Cr 및 Ni의 농도가 낮아짐에 따라, M_s 점이 상온 이상으로 증가하여 냉각도중에 마르텐사이트 변태가 일어나 마르텐사이트가 형성된다. 또한, 용접속도가 빠르면, 냉각속도가 빠르기 때문에 마르텐사이트의 생성량이 증가하는 것으로 생각된다.

3.4 조대 Austenite조직에 미치는 용접조건 영향

Cr-Mo강/오스테나이트 스테인리스강 오버레이 용접 부에서 박리균열의 원인 중에는 용착금속/모재 계면부

의 조대 오스테나이트 존재이다. 이것은 조대 오스테나이트의 입계에 존재하는 탄화물들이 고온 수소분위기 중에서 수소와 반응하여 메탄가스(CH_4)를 형성하여 입계파괴를 유발하기 때문인 것으로 알려져 있다⁶⁾. 이러한 배경 하에 용착금속/모재 계면에 형성되는 조대 오스테나이트 결정립 크기에 미치는 용접조건 영향의 영향을 조사하여 보았다.

그림 9는 1500A에서 15m/cm의 용접속도로 오버레이 용접한 시험편의 용착금속/모재 계면부근의 광학 현미경 미세조직 사진(a)과 조대 오스테나이트의 입계를 SEM으로 확대한 사진(b)을 나타내고, 입계에 존재하는 상을 EDX로 분석한 결과(c,d)를 나타낸 것이다. 사진 (a)에서 계면과 수평방향으로 성장한 아주 조대한 오스테나이트 결정립이 존재하고, 사진 (b)에서 입계에 미세한 하얀상(Part B)들이 집적되어 있음을 볼 수 있다. 결정입계에 존재하는 하얀 상과 기지조직의 EDX분석 결과를 비교하여 보면, 미세한 하얀상은 Cr 피크가 제일 크게 나타나고 있다. 이것으로부터 오스테나이트의 입계에 존재하는 미세한 석출물들은 Cr 탄화물($Cr_{23}C_6$)로 추정된다.

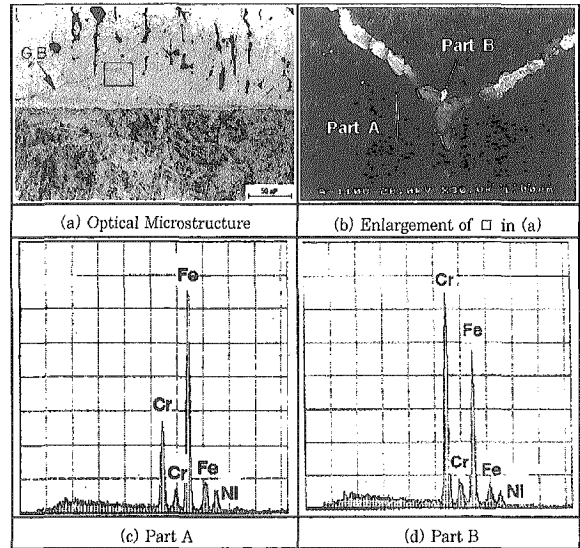


Fig. 9 Optical microstructure and SEM structure in welded interlayer and EDX analysis of matrix and phase existing in coarse austenite boundary

그림 10은 용착금속/모재 계면에 존재하는 조대 오스테나이트 결정립의 장축 길이를 용접속도의 변화에 따라 정량화 하여 나타낸 것이다. 여기서 결정립의 크기는 장축의 길이로 정의하고, 측정은 시편전체에 걸쳐 0.5mm 간격으로 20 곳을 측정하여 평균하였다. 용접속도가 증가함에 따라 모든 용접전류 조건에서 조대 오스테나이트 결정립의 장축 길이는 감소하고 있음

을 알 수 있다.

용접속도에 따라 오스테나이트 결정립 크기가 다른 이유를 고찰하면 다음과 같이 생각되어진다. ESW의 육성용접시 1200A, 16cm/min조건인 경우 1373K 까지 냉각되는 시간은 약 0.7초이며, 2000A, 32cm/min조건인 경우 약 0.3초로 고속용접의 냉각속도가 약 2배정도 빠르다고 보고하고 있다¹⁴⁾. 또한 오스테나이트 성장은 주로 1373K 이상의 온도에서 60-80% 정도 이루어진다^{15, 16)}. 따라서 용접속도가 느리면, 냉각속도가 느려지므로, 결정립이 성장할 수 있는 시간이 길게 되어 조대화가 일어나는 것으로 생각된다. 한편, 같은 용접속도에서 용접전류가 작을수록 결정립의 크기가 큰 것을 알 수 있다. 이것은 입열량만을 생각하면, 용접전류가 클수록 커져야 하지만, 고온에서 오스테나이트가 생성되고, 천이영역에서 Cr 양이 적어 냉각 시에 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태되기 때문에, 실온에서는 변태되지 않은 오스테나이트 결정립만이 보이므로 미세화 되는 것으로 생각된다.

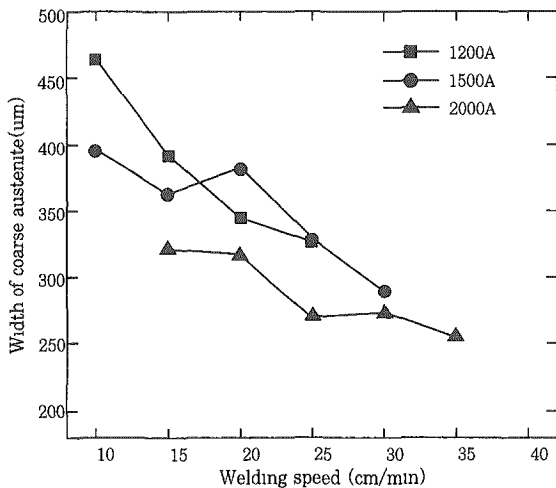


Fig. 10 Effect of welding speed on the width of coarse austenite grain in welded interlayer

이상의 결과로부터 고속으로 용접하면, 용착금속/모재 계면에 마르텐사이트의 생성폭의 증가로 계면의 오스테나이트의 결정립 크기는 미세화된다. 따라서, 박리균열의 주요 요인이 되는 탄화물이 분산되므로써, 박리균열을 억제할 수 있을 것으로 생각된다.

4. 결 론

광폭의 전극을 사용하는 ESW용접법으로 최근 개발된 3Cr-1Mo-V-Ti-B강에 309L 오스테나이트계

스테인레스강을 오버레이 용접하여, 박리균열과 밀접한 관계가 있는 천이영역의 형성기구를 검토하고, 천이영역의 폭 및 조대 오스테나이트 결정립 크기에 미치는 용접조건 영향 검토하였다. 얻어진 결과는 다음과 같다.

- 1) 용접부 계면은 베이나이트 조직인 모재, 오스테나이트 기지 조직과 δ페라이트 조직으로 구성된 용착금속 및 마르텐사이트 조직을 갖는 천이영역으로 분류된다.
- 2) 용접속도가 증가함에 따라, 마르텐사이트의 폭이 증가하고, δ페라이트 양이 감소하고, 미세화 되었다.
- 3) 천이영역에서는 상호확산에 의하여, Cr 및 Ni의 농도가 낮아져, Ms점이 상온 이상으로 되고, 냉각시 변태에 의하여 마르텐사이트가 형성된다. 또한, 용접속도가 빠르면, 냉각속도가 증가하여 마르텐사이트의 생성량이 증가하는 것으로 생각된다.
- 4) 용접전류와 용접속도가 증가함에 따라서 용접부 계면의 생성된 오스테나이트 결정립은 미세화된다. 이것은 입열량만을 생각하면, 용접전류가 클수록 결정립이 커져야 하지만, 고온에서 생성된 오스테나이트가 냉각 시에 마르텐사이트로 변태되기 때문에 잔류된 오스테나이트의 결정립의 크기는 미세화된 것처럼 보인다.
- 5) 고속으로 용접하면, 용접부 계면에 마르텐사이트의 생성폭의 증가하여, 계면의 오스테나이트의 결정립 크기가 미세화 되므로 박리균열의 주요 요인이 되는 탄화물이 분산되기 때문에 박리균열을 억제할 수 있을 것으로 예상된다.

참 고 문 헌

- 1 佐伯, 田原, 藤岡, 徳田, 美馬 . 最近における壓力容器的設計製作技術, 日本製鋼所技報, No 38(1978), 5
- 2 渡, 大西, 千葉 . 高温高壓水素による壓力容器的損傷對策, 高壓ガス, 13-11(1976), 430
- 3 渡, 大西, 千葉 . オーステナイト系ステンレス溶接金屬の水素ぜい化, 壓力技術, 18-5(1980), 564
- 4 大西 : 剝離龜裂の展望, 溶接學會誌, 54-3(1985), 154
- 5 Anon . Technical Data Sheet of 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B Steel for Elevated Temperature Applications, Report No MR83-3, The Japan Steel Works, Muroran, Japan, August, 1983, 134
- 6 村上, 大西, "低合金鋼における焼もどし脆化と水素脆化の關聯性, 日本金屬學會會報, 20-3(1981), 784
- 7 酒井, 淺見, 高田, 田中 . 壓力容器におけるステンレスパレイ部の水素による剝離とその防止法, 日本溶接協會, 第118回 化學機械溶接委資料(1981), 120

8. J. Watanabe, K. Ohnishi, et al. : Hydrogen induced disbonding of stainless weld overlay found in hydro-desulfurizing reactor, ASTM/MPC., Conference, Denver, Colorado, June(1981), 422
9. M.R. Ruthan & R.G. Derrick : Hydrogen transport in autenitic stainless Steel, Corrosion science, 15-6(1975), 565-577
10. 富士, 島崎, 工藤, 眞野, 高橋 : 스테น리스강オーバーレイ溶接部の性狀, 日本溶接學會講演概要集, 35(1984), 134
11. 富士, 工藤, 高橋 : 스테น리스강オーバーレイ溶接部のはく離びに炭化物の性狀, 溶接學會論文集, 4-2(1986), 118
12. 大西 : 스테น리스강オーバーレイ溶接部のはく離抵抗性および溶接條件の影響, 溶接學會論文集, 1-3(1983), 377
13. 菊田, 荒木, 米田, 野, 西川 : 오스테나이트系스테인리스강オーバーレイ溶接部における水素 剝離割れの防止, 日本溶接學會論文集, 2-3(1984), 470
14. 富士, 工藤, 高橋 : 水素を吸藏した스테인리스강オーバーレイ溶接部境界部の強度, 溶接學會論文集, 4-2(1986), 112
15. 井川, 新, 大重, 野井 : 溶接熱影響部の結晶粒粗大化に關한する研究(第1報), 溶接學會誌, 44-2(1973), 162
16. 井川, 新, 大重, 野井 : 溶接熱影響部の結晶粒粗大化に關한する研究(第2報), 溶接學會誌, 44-2(1973), 171