

研究論文

大韓熔接學會誌
第8卷第4號 1990年 12月
Journal of the Korean
Welding Society
Vol. 8, No. 4, Dec., 1990

주철과 Fe-Mn-Al강 이종금속 용접부의 조직변화에 관한 연구

김경중* · 서정현**

A Study on the Microstructure Change during the Welding of a Cast Iron with a Fe-Mn-Al Steel Powder

K.J. Kim*, J.H. Seo**

Key Words : HAZ(용접열영향부), Filler Metal(용접재료), Shielding Gas(보호가스), Plasma Gas(플라즈마가스), Dwell Time(정지시간), Plasma Surface Overlaid Welding(플라즈마 표면육성 용접법)

Abstract

Casting are widely used nowadays as complicated and diversified forming materials due to its superior castability.

However the welding of cast iron has not been accompanied satisfactory resulting in a microstructure change happened in the heat affected zone(HAZ), especially the graphite are formed and shaped consecutively in the area and it has great impact on the crack occurring and growth together with martensite forming in this area.

In case of gray cast iron welding, it is required for pre-heat treatment or specific welding consumables to restrain forming the martensite in the HAZ.

In this study, by applying the plasma surface overlaid welding, Fe-Mn-Al steel powder has been used for improvement of anti-crackability in the HAZ and much attention has been paid to establish the overlaid welding method for gray cast iron so that optimum welding conditions may prevent the cracking.

With our experiments, we have found that to prevent defects which may occur in the HAZ, the overlaid welding technique for gray cast iron has been developed.

* 정회원, 해사기술연구소

** 정회원, 현대강관주식회사

1. 서 론

주철의 용접시에는 일반적으로 균열발생, 조직변화 등 많은 문제점을 내포하고 있다. 그 원인은 용접시, 열영향부(HAZ)가 국부적으로 용융상태에 도달되는 영역이 있으며 이 영역에서 후연상들이 상호연결된 형상으로 석출되어 급냉에 의하여 형성되는 마르텐사이트(martensite) 조직과 함께 균열발생 및 성장에 큰 영향을 미치기 때문이다.

또한 주철의 용접성은 예열, 후열처리 및 피닝(peening)이 필요할 정도로 어려운 편이다¹⁾.

그러나 생산현장에서는 보수 혹은 육성용접시 이러한 예열과 후열처리가 생산성 향상의 저해요인으로 지적되고 있다.

본 연구는 판상흑연주철인 회주철의 육성용접시 생산성 향상의 저해요인으로 지적되고 있는 예열, 후열처리 과정을 생략하고 용착효율을 올릴 수 있는 최적 용접방법을 개발하는데 중점을 두었으며 육성용접에 적합한 용접재료(filler metal)의 개발도 동시에 시도하였다. 최근 선진국에서는 회주철 육성 용접의 용접재료로서 오스테나이트(austenite) 계열의 합금강으로 많은 양의 Ni와 Mn을 함유하고 있는 것을 사용하고 있다²⁾. 그 이유는 주철은 탄소량이 2.4% 이상으로 높고 용점이 낮아 결정성장이 크므로 결정입계를 따라 응고 균열이 발생하기 쉽고, 또 탄소당량이 높기 때문에 급냉조직인 마르텐사이트 조직이 얻어져 조직변태응력에 의한 균열이 발생하기 쉽다. 이것을 방지하기 위해서는 인성(ductility)이 좋은 오스테나이트 기지의 용접층을 만드는 것이 좋기 때문이다. 다만 이 오스테나이트 기지는 용접금속의 응고시 얻어지는 결정입자 크기가 모재 주철과 비슷해야 하고 용점도 비슷해야 한다는 전제조건이 따른다⁴⁾.

본 연구의 육성용접에 사용된 용접기법은 플라즈마 표면육성용접법(plasma surface overlaid welding)으로서 이때 사용되는 용접재료(filler metal)는 분말 형태를 사용하였다.

플라즈마 표면육성용접법은 표면육성후 마무리 작업이 필요없을 정도로 정확하고 균일한 용접비이드(bead)가 얻어지며, 입열량의 조절에 의하여 용입의 조절이 가능하기 때문에 이종금속의 용접시 용접부의 결합방지가 이 입열량의 조절에 의하여 가능하다²⁾.

주철의 표면육성용접은 주로 내마모성 향상을 목적

으로 하므로 용접금속은 인성의 향상이 요구된다. 이를 위해서는 용접재료의 조성이 문제가 되는데 본 연구에서는 가격이 저렴하며 응고조직의 입자가 모재입자의 크기와 비슷한 Fe-Mn-Al강을 사용하였다^{5,6)}. 이 Fe-Mn-Al강과 주철의 용접시 발생가능한 고온균열에 대하여 그 감수성을 측정하고 균열예방법을 실험을 통하여 해결하고자 하였다.

본 연구는 Fe-Mn-Al강을 분말형태로 제조하여 플라즈마표면 육성 용접법으로 회주철인 판상흑연주철 표면에 예열없이 육성용접 하였을때, 용접부에서 관찰되어지는 조직변화와 그 문제점에 대하여 분석하고, 용착부 및 부분용융영역(partial melted region: PMR)에서의 고온균열 현상에 미치는 열영향부(HAZ)에서의 마르텐사이트 조직과 석출의 억제효과에 대하여 연구검토 하였다.

2. 용접시편의 준비 및 실험방법

2.1. 용접시편의 준비

본 실험에 사용된 시험재는 판두께 60mm의 회주철(gray cast iron)로서 그 화학성분 및 기계적성질은 Table 1 과 같다.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties

(a) Chemical compositions(wt %)

C	Si	Mn	P	S	B
3.2	1.1	0.7	0.25	0.02	0.03

(b) Mechanical properties

Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Brinell hardness (H _B)
37	0.23	210

시험편은 Fig. 1과 같이 250×300mm의 크기로 절단하여 표면을 평면으로 연마한 후 알코올로 세척하여 표면의 이물질을 제거하였고 그 위에 plasma surface overlaid welding으로 1층 및 2층용접을 실시하였다.

Fig. 2는 plasma surface overlaid welding 장치의 개략도로서 용접용 재료는 분말을 사용하였고 보호가스(shielding gas) 및 플라즈마 가스(plasma gas)는 100% Ar을 사용하였다.

용접용 분말은 용접시 용착부에서 발생하는 모재와

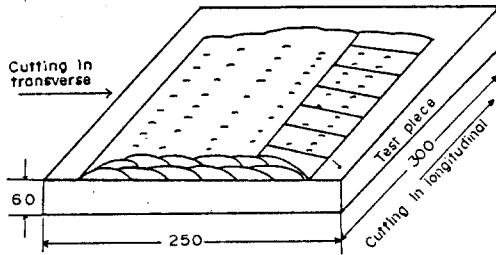


Fig.1 Shape of test plate

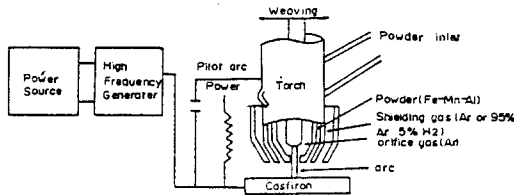


Fig.2 Schematic diagram of plasma surface overlaid welding machine

용착금속간의 회석에 의하여 생성되는 조직이 균열을 억제할 수 있도록 설계되어야 하며 다층용접시에는 초층에서 형성된 용접경계지역의 응력집중을 다음층 용접부로 이동시킬때 이것을 수용 할 수 있는 고인성의 용접금속이 요구된다. 또한 내균열성도 높아야 한다⁴⁾.

여기에 적합한 용접분말의 제조를 위하여 선정기준을 다음과 같이 정하였다.

즉, 모재와 열팽창계수의 상호관계, 균열감수성이 높은 조직의 석출방지, 고용온도와의 관계, 후열처리의 생략 등이다.

이러한 선정기준에 따라 실험에 사용된 분말의 조성은 Table 2와 같다.

Table 2 Chemical compositions of welding powder(wt%)

Powder No.	C	Si	Mn	P	S	Al	Fe
1	1.02	1.31	32.94	0.03	0.01	7.56	Bal.
2	1.02	1.37	34.66	0.09	0.04	10.00	Bal.
3	0.97	0.46	34.25	0.03	0.01	6.25	Bal.
4	1.15	1.16	36.93	0.08	0.03	8.01	Bal.

용접용 분말의 제조는 고주파 유도로서 용해하여 주조한 후 4~5kg의 잉곳트를 만들었다. 이 잉곳트를 다시 분말로 제조하기 위하여 수분사법(water atomization)을 이용하였으며, 이때 재용해로는 고주파 유도로를 이용하였다. 고주파 용해로의 용해온도는 1450℃를 유지시켰다.

제조된 분말은 건조기에서 습기를 제거한 후 분말입자의 크기별로 분류하였다. 분말의 크기는 50~500 μ 범위내로 하였다.

제조된 분말의 물성을 조사한 결과 Table 3과 같으며 분말4의 경우 모재와 거의 동일함을 알 수 있다.

표면육성용접에 사용된 표준용접변수는 Table 4와

Table 3 Metallurgical properties of welding powder and base metal

Powder No.	Solidification temperature of liquid phase (°K,t)	Solidification temperature of solid phase (°K,t)	Coefficient of heat expansion CTE(10 ⁻⁶ m/m°C)	Size of grain (μ)
1	1605	1470	3.85<	260
2	1582	1425	3.167<	316
3	1619	1494	4.223<	237
4	1551	1369	2.742<	365
Base metal	1440	1260	2.72	368

Table 4 Standard welding conditions of plasma surface overlaid welding

Welding current (A)	Welding voltage (V)	Welding speed (IPM)	Speed of shielding gas (CFH)
300	22	2	20
Speed of plasma gas (CFH)	Speed of welding powder (g/min)	Speed of torch weaving (IPM)	Width of weaving (inch)
3	40	7	3/8

같으며 이 변수를 어느 일정범위내로 변화시켰다. 용접시 종류가 다른 분말의 사용시에는 교환시 혼입에 의한 성분변화를 방지하기 위하여 호퍼와 호스 및 토치를 압축공기를 이용하여 깨끗이 청소하였다.

초층용접후 후속용접은 초층용접부가 상온(마르텐사이트 변태온도)으로 떨어지기 전에 용접하여 용접경계부의 마르텐사이트 핵생성을 억제하도록 하였다.

2.2. 실험방법 및 분석

2.2.1. 용접변수의 영향

회주철의 표면에 이중 용접재료인 Fe-Mn-Al강의 육성용접시 필요한 적정용접변수 및 용접변수의 영향을 파악하기 위하여 주요변수인 용접전류, 용접전압, 용접속도, plasma gas 속도, shielding gas 속도, 분말송급속도, 토치운봉속도와 토치정지시간(dwelling time) 및 운봉폭을 변화시켰다. 이 변화를 통하여 아아크의 안정성과 육성용접부의 형태에 대한 영향을 파악하였다.

실험에 사용된 주요변수의 변화는 다음과 같이 하였다.

(1) 용접전류를 200~300A, 용접전압을 18~25V로 각각 변화시켜 전류, 전압이 용접부 및 용접금속의 형태에 미치는 영향을 조사하였다.

(2) 용접속도의 영향을 파악하기 위하여 다른 변수는 고정시키고 속도만을 1 IPM에서 5 IPM으로 변화시키며 용접부의 형태변화를 조사하였다.

(3) Gas속도가 비이드의 형상에 미치는 영향을 조사하기 위하여 다른 변수는 고정시킨 상태에서 plasma gas속도를 0에서 5 CFH까지 변화시켰다. 동시에 shielding gas의 속도를 0에서 50 CFH로 증가시키며 용접전류, 용접전압의 변화를 측정하였다.

(4) 토치운봉속도와 dwelling time을 각각 2~20 IPM 및 0~1초로 변화시켜 가며 용접속도와 관련하여 용접부의 형태를 관찰했다.

(5) 토치의 운봉폭은 6mm에서 25mm 정도로 변화시켜 적정수준을 선택하였다.

(6) 분말의 송급속도는 분말송급 gas의 속도를 조정하여 아아크 상태에 영향을 미치지 않는 범위내에서 비이드 형상이 적절한 송급량을 선택하였다.

최종적으로 이러한 영향들을 고려하여 Fe-Mn-Al강 분말을 이용한 주철표면의 육성용접시 최적의 용접조건을 결정하였다.

2.2.2. 화학성분의 분석

모재인 판상흑연 주철과 용접재료인 Fe-Mn-Al강 잉곳 및 Fe-Mn-Al강 분말의 성분을 습식분석을 통하여 분석했다.

분말의 경우 입도가 50~500 μ 의 크기로 그 범위가 넓고 그 크기가 작아질수록 분말의 색깔이 회갈색에서 짙은 검은 갈색으로 변하고 있으므로 성분분석의 시료는 분말의 입도가 큰 150~250 μ 의 것과 작은 입도인 50~80 μ 의 것을 선택하였다.

용착금속의 화학성분은 단층용접부와 다층용접부로 나누어 분석을 실시했다.

용착금속의 분석용 시료채취부위는 Fig. 1에 나타내었다. 용착금속의 시료제작을 위한 용접은 Table 4의 표준용접조건을 적용하였다.

2.2.3. 조직분석 및 인장시험

모재와 용접재료인 Fe-Mn-Al강 잉곳에 대한 조직을 광학현미경으로 조사하였다. 또한 판상흑연주철인 모재표면에 육성용접한 단층 육성용접부와 다층 육성용접부를 비교 관찰하였다. 용접부의 시편은 Fig. 1에서와 같이 육성 용접부와 평행한 방향 및 횡방향으로 절단해 단면의 조직을 관찰했다.

조직시편은 600mech의 사포로 연마한 후 5% Nital에 4초동안 etching하였고, 그 후 ultrasonic cleaner를 이용하여 표면청정후 아세톤으로 세척했다.

조직관찰 시편은 조직관찰 후 Micro Vickers경도계(하중 1kg) 및 Rockwell "C" 경도계를 이용하여 모재와 용접재료인 잉곳 및 육성용접부의 경도를 측정했다.

인장시험은 모재 및 잉곳 1, 2, 3에 대하여 행하였으며 시험에 사용된 인장시편의 형상은 Fig. 3과 같다.

인장시험에 사용된 시험기는 최대 하중 12 ton의 만능시험기(Trebel사)를 사용하였고, strain gage length 및 연신눈금은 각각 12.7 mm와 1/10 mm를 이

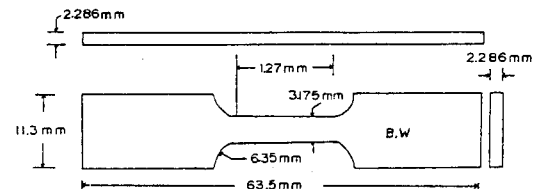


Fig. 3 Shape of tensile test piece

용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 용접변수의 영향

용접전류와 용접전압이 낮을 경우 용접금속의 형상이 불완전해지고 비이드형상이 불규칙해지며 열량의 저하로 미용용 분말이 육성용접금속에 존재하게 되며 이들은 응력집중부인 notch로 작용하게 된다. 반면에 전류와 전압이 너무 높아지면 용입이 깊어져 용접후 변형과 취약조직의 형성가능성이 높아진다.

실험결과 적정 용입깊이는 1~2mm였으며 안정된 용접금속의 형성 및 최적 용입에 필요한 용접전류, 용접전압은 300~320A, 22~24V였다.

분말의 송급속도 및 전류, 전압을 고정시킨 경우 용접속도가 늦고 빨라짐에 따라 피복층의 두께가 두꺼워지거나 얇아졌다.

또한 주어진 용접속도하에서 토치의 운봉 속도가 빨라지면 피복층의 두께는 얇아졌다. 또 토치의 dwell time을 증가시키면 convex형의 비이드 형태가 평면 형태로 바뀌어졌다.

Gas송급속도의 영향은 속도가 증가되면 용접전류와 용접전압이 증가하는 경향을 보였다.

즉 plasma gas속도를 0에서 5 CFH로 증가하고 shielding gas 속도를 0에서 50 CFH로 증가시킬 때 전류는 10A 정도 전압은 1V 정도가 증가되었다.

적정 용접속도하에서 주철표면의 초층용접시 운봉폭이 커짐에 따라 횡균열발생율이 증가했다. 이러한 균열은 비이드 단면에서 볼 때 비이드 끝부에서 발생되고 있는데 이것은 bead 양끝의 응력집중에 의하여 발생되는 것으로 이 균열을 없애기 위해서는 적정 운봉폭이 필요하다. 이 운봉폭은 용접부의 조직검사와 인장시험을 통하여 선정했다. 즉 용착부와 HAZ부별 형성하는 조직의 입도차를 관찰해서 특정 온도구간에서의

열팽창 계수와 측정된 용착부와 HAZ부의 폭의 팽창 길이를 구해, 그 팽창길이가 모재인 판상흑연주철의 탄성한계내의 연신범위내 있는지를 조사하므로써 균열 발생 가능성을 판정 할 수 있고 이에 따라 용착부의 폭이 결정된다. 즉 토치의 운봉폭이 결정된다. 단층 용접부에서는 7 mm이하, 다층 용접부에서는 24 mm 이하의 운봉폭이 적당했다. 또 용접분말의 송급속도는 육성층의 두께에 가장 큰 영향을 미치는 인자로서 최적 용접속도 및 토치 운봉속도 전류 전압이 선정되었을 때 가장 이상적인 비이드를 가져올 수 있는 40 g/min의 송급속도가 선정되었다.

3.2. 화학성분의 분석

모재인 판상흑연주철과 용접재료의 분석결과를 Table 5에 나타내었다.

Table 5에서 알 수 있는 바와 같이 상온에서도 용착금속의 조직이 오스테나이트상을 유지할 수 있도록 Mn이 다량첨가 되어 있음을 알 수 있다.

또 C량은 Mn의 1.5% 이상이 될 때 용착금속의 응고시 C분포의 균일화가 얻어졌다. 그러나 응고조직에서 저용점 석출물의 생성을 억제하기 위하여 C은 1.5% 이하가 적당하였다.

Al과 Si은 강도를 높이고 조직을 치밀하게 하기 위하여 첨가되는데 Al의 경우 입계에서 페라이트상 및 순수한 Al의 석출이 생기게 되고 이것은 금속의 취성을 높히게 된다. 따라서 Al의 첨가량은 제한을 받는데 오스테나이트상에서 페라이트상의 석출이 억제되는 7~9 wt%의 첨가가 적당하였고 Si량은 Al량의 15% 이내로 첨가되었다. Table 6는 잉곳트의 조성과 분말의 조성을 비교한 것으로 그 성분차는 Si과 Al, C 등에서 별다른 변화를 나타내지 않고 있으며, 분말크기에 따른 조성차도 무시할 정도로 작았다.

육성 용접재료인 분말 1, 2, 3을 사용하여 주철표면에 육성 용접한 용착금속의 분석결과를 Table 7에 나타내었다.

Table 5 Chemical compositions of gray cast iron and Fe-Mn-Al steel ingot

Kinds	Components						
	C	Si	Mn	Al	Mg	S	P
Gray cast iron	2.40	1.20	0.80	—	0.05	—	—
Fe-Mn-Al steel 1	1.02	1.31	32.94	7.56	—	—	—
Fe-Mn-Al steel 2	1.02	1.37	34.66	10.04	—	0.042	0.092
Fe-Mn-Al steel 3	0.97	0.46	34.25	6.25	—	—	—
Fe-Mn-Al steel 4	1.15	1.16	36.93	8.01	—	0.036	0.081

Table 6 Chemical analysis results according to powder size

Kinds		Components	C	Si	Mn	Al
Ingot	Fe-Mn-Al steel 1		1.02	1.31	32.94	7.56
Powder	125~250 μ		0.97	0.69	31.99	8.48
	<80 μ		0.93	0.89	31.75	8.68
Ingot	Fe-Mn-Al steel 3		0.97	0.46	34.25	6.25
Powder	125~250 μ		0.98	0.48	34.06	6.45
	<80 μ		0.96	0.43	33.24	7.06

Table 7 Chemical composition of weldmetals

Kinds	Components	C	Si	Mn	Al	S	P
Fe-Mn-Al steel 1 1st layer		2.05	1.08	15.4	2.95	0.079	0.14
Fe-Mn-Al steel 1 2nd layer		1.70	1.01	19.72	4.21	0.081	0.15
Fe-Mn-Al steel 2 2nd layer		1.70	1.06	19.82	4.82	0.074	0.12
Fe-Mn-Al steel 3 2nd layer		1.78	0.78	19.33	3.31	0.074	0.11

용접재분말¹의 경우 모재와 분말, 단층용착금속의 성분분석을 통해 모재의 희석(dilution)량을 계산한 결과 약 50%였다. 또한 같은 용접조건을 적용하여 이미 형성된 단층 용착금속 위에 한층을 더 용접한 후 그 용착금속에 대한 성분분석을 한 결과와 단층 용착금속 및 분말용접재료¹의 성분 차이를 비교한 결과 이층 용착금속의 모재 혼입량은 약 25%였다. 즉 용접층수가 증가 될수록 모재의 희석율이 낮아져 용착금속의 조성은 용접재료 분말의 조성에 가까워 짐을 알 수 있다.

3.3. 육성용접시 모재와 용접부의 팽창을 차에 의한 균열 감수성의 분석

모재와 용접부에서 온도변화에 따른 팽창율의 차이로 인하여 발생하는 응력집중은 균열감수성의 증가 및 용접부의 변형을 초래하게 된다. 이런 팽창율의 차이는 모재와 용접부와의 성분 차로 인해 발생되는데, 일반적으로 온도변화에 따른 조직을 구성하는 결합원자 간격의 변화 및 결정립의 경계를 이루는 전위(dislocation)와 결정내의 공공(vacancy) 및 기공들이 결정내에서 소멸되지 않고 이동함으로써 팽창 및 수축이 발생된다⁵⁾. 따라서 온도의 감소 및 증가에 따른 격자간격의 변화와 전위의 이동 및 이로 인한 용접부의 수축 팽창을 각 부위별로 측정할 수 있다면 용접부 전체의 팽창 수축율을 구할 수 있으나 실제적으로는 용접부의 조직이 형성되는 고온과정에서 부터 용착부 열영향부 모재 등의 각부위별로의 측정은 거의 불가능하

다. 따라서 최종적으로 분석 측정할 수 있는 상온조직의 조사를 통하여 용접부의 팽창 또는 수축율을 얻어 균열발생의 지표가 될 수 있는 탄성한계 내에서의 연신율과 비교해 용접부에서의 응력집중에 의한 균열발생 감수성을 추정할 수 있다고 본다.

결정립에서 입계가 차지하는 비율을 체적비로 나타내면 다음과 같다.

Fig.4에서와 같이 평면상 결정립의 경제지역에서 전위만큼의 원자수는 $2\pi R/d$ 로 나타내어진다⁵⁾.

또 결정립의 원자수 총합은 $2\pi \sum_{N=1}^N N$ {단 $N=(R/d)-1$ }로 나타내어 진다.

따라서 단위 결정립에서의 결정입계 전위에 대한 체적비는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

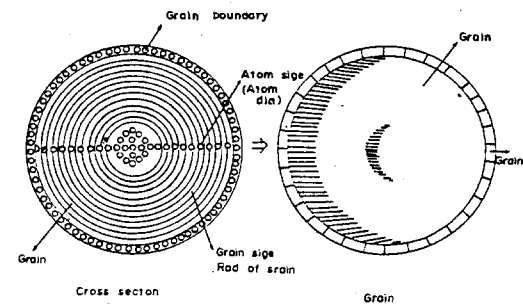


Fig.4 Schematic diagram of grain(cross section and solid)

$$2 \sum_{N=1}^{N=R/d} 2\pi N / 2 \sum_{N=1}^{N=R/d} 2\pi \sum_{N=1}^{N=(R/d)-1} N = R/d / \sum_{N=1}^{N=(R/d)-1} N$$

$$= R/d / R/d \left(\frac{(R/d)-1}{2} \right) = 2 \cdot d/R-d.$$

$d \ll R$ 인 경우 $2 \cdot d/R-d = 2d/R$ 이 된다.

즉 단위 결정립에서 결정입계의 전위에 대한 체적비는 결정립을 구성하는 원자의 크기와 결정립의 크기에 의하여 결정되어진다.

또 Fig. 5에서와 같이 표면 육성 용접부의 형상에서 판단하면 조직의 응력분포는 면적이 가장 넓은 Y방향으로 조직의 수축이 가장크게 발생한다. 이와 반대로 Y방향 응력증가에 대해 감소현상을 주는 Z방향의 응력은 육성용접부의 두께가 폭에 비해 훨씬 작기 때문에 무시할 정도이다. 또한 X방향의 경우는 용착부 조직의 성장방향과 수직이므로 조직의 수축에 따른 X방향의 응력분포는 국부적으로 용접부 길이증가와되는 무시할 정도로 작다. 따라서 표면육성 용접후 용접부에서 발생하는 수축응력에 따른 균열감수성의 증가는 용접방향과 수직인 Y방향에서 발생할 가능성이 가장크다.

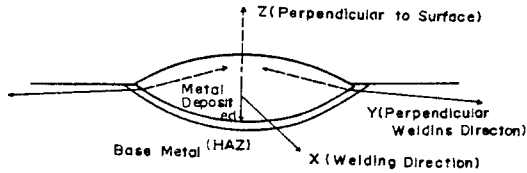


Fig.5 Cross section of weldment

그리고 기계적 성질에서 조직이 탄성한계를 넘어서면 균열발생의 원인인 전위의 이동이 일어나게 되는데 이 탄성한계를 측정하여 균열발생 감수성의 지표로 삼을 수 있다. 탄성한계의 측정은 응력외에 연신율로도 가능하므로 조직의 조사를 통하여 탄성한계 내에서의 연신율을 구하여 균열발생 감수성을 나타내는 지표로 사용될 수 있다.

육성용접시 모재와 용접부의 팽창율 차에 의한 균열 감수성 분석은 분실험을 통하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

단층육성 용접의 경우 비이드폭이 14mm, HAZ폭이 0.5mm였는데 이때 용착금속과 HAZ에서는 각각 입도크기가 10~20 μ 정도의 subgrain과 1~2 μ 정도의 마르텐사이트의 조직이 나타났다.

Subgrain과 마르텐사이트의 원자직경(d)을 2.5A°

으로 적용하면 팽창율은 subrain의 경우

$$2d(\text{원자직경})/R_s(\text{subgrain반경})$$

$$= 2 \times 2.5A^\circ / 15/2\mu$$

$$= 5A^\circ / 75000A^\circ = 6.6 \times 10^{-5} \times (\text{온도변화구간 : 응고온도-상온})$$

$$= 6.6 \times 10^{-5} / ^\circ\text{C} \times 1150^\circ\text{C}$$

$$= 0.0759$$

가 되고 마르텐사이트의 경우는

$$2d/R_M(\text{마르텐사이트직경}) = 2 \times 2.5A^\circ / 1.5/2\mu$$

$$= 5A^\circ / 7500A^\circ = 6.6 \times 10^{-4} / ^\circ\text{C} \times (\text{온도변화구간 : 응고온도-상온})$$

$$= 6.6 \times 10^{-4} / ^\circ\text{C} \times 1100^\circ\text{C}$$

$$= 0.726$$

가 된다.

따라서 용접부(용착금속+HAZ)에서의 수축길이는 용착금속에서

$$0.076 \times 14\text{mm} = 1.064\text{mm}$$

이며 HAZ에서는

$$0.726 \times 1\text{mm} = 0.726\text{mm}$$

이것을 합하여 보면

$$1.064\text{mm} + 0.726\text{mm}$$

$$= 1.79\text{mm}$$

이 된다. 즉, 용접부의 수축길이는 1.79mm이다.

3. 4. 조직분석 및 인장시험 결과

판상흑연주철 모재의 조직은 Photo. 1에서 보듯이 판상흑연 (A)와 퍼얼라이트 (B) 및 카바이드 (C)로 구성되어있다.

판상 흑연 주철의 경도는 7~8HRC 정도로 측정했다. 육성용접재료인 Fe-Mn-Al강 잉곳트 1, 2, 3, 4의 조직을 Photo. 2, 3, 4, 5에 각각 나타내었다.



Photo. 1 Microstructure of gray cast iron $\times 200$

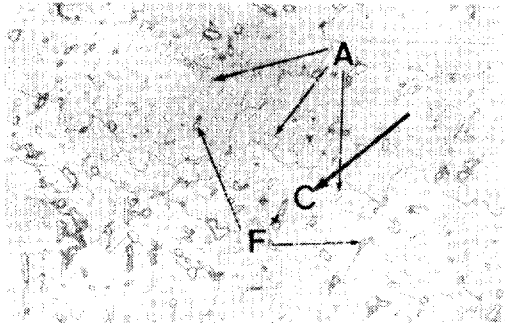


Photo. 2 Microstructure of Fe-Mn-Al steel ingot(Al : 7.56%) $\times 200$

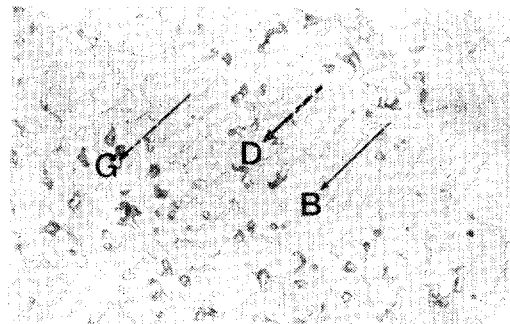


Photo. 3 Microstructure of Fe-Mn-Al steel ingot(Al : 10.00%) $\times 200$

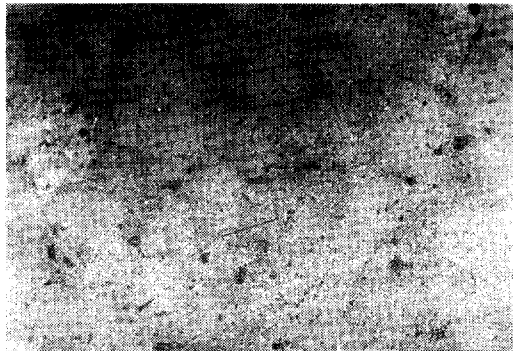


Photo. 4 Microstructure of Fe-Mn-Al steel ingot (Al : 6.25%) $\times 200$



Photo. 5 Microstructure of Fe-Mn-Al steel ingot(Al : 8.01%) $\times 200$

Photo. 2, 3, 5에서는 고용화 과정중 생성된 페라이트가 (A)와 (B)에 그리고 약간의 카바이드가 (F), (G)와 (H)에 각각 나타나 있으며, (C)는 기지소재, (D)와 (E)는 오스테나이트 조직을 나타낸다.

Photo. 4는 전체가 오스테나이트 조직으로 된것을 보여주고 있다. 잉곳트 1, 2, 3, 4에 대한 HRC 경도값은 각각 25~38, 40~45, 18~20, 38~40 정도를 나타내었다.

Fe-Mn-Al강 분말 1과 판상흑연주철 사이에 단층육성 용접부와 다층(이층)육성 용접부의 조직을 관찰한 결과 폭이 약 500μ 정도인 단층육성용접부의 HAZ에서 균열이 발견되었다. 이것은 **Photo. 7**의 단층육성용접부에서 볼 수 있는 바와같이 카바이드(A)와 공정조직인 레테부라이트(B)외에 침상형 마르텐사이트(C)및 연결된 흑연상(D)들로 인하여 균열이 발생한 것이다. 단층육성용접부에서 용착금속은 **Photo. 6**에서의 보는 바와 같이 cellular형의 오스테나이트(E)와 카바이드(F)로 이루어져 있음을 알 수

있으며 이 조직에서는 균열발생을 발견할 수 없었다. 다층(이층)용접의 경우는 단층용접과는 달리 HAZ에서 균열이 발생하지 않았다. 다만 **Photo. 8**에서 보는 바와 같이 침상형 마르텐사이트조직(A)이 부분적으로 고립분산되어 존재하고 있음을 알 수 있으며 오스테나이트상(B)와 카바이트상(C)및 공정흑연상(D)이 보여지고 있다. 다층육성 용착금속 역시 오스테나이트상(E)와 카바이트상(F)으로 이루어져 있으며 미세구상 흑연상(G)이 조금 보여졌다.

또한 다층용접시 HAZ에서 국부적으로 용융상태에 도달된 지역이 나타났으며 이것은 **Photo. 9** (A)에서 볼 수 있다. 이때 HAZ의 폭은 1500μ 정도였다.

다층 용접부조직의 입도가 단층용접부 조직입도보다 훨씬 조대해지는 것은 **Photo. 9**와 **Photo. 10**의 단면 조직 비교해서 잘 알 수 있다.

특히 용착금속보다 HAZ에서의 차이가 뚜렷할 정도로 크게 나타나고 있다.

다층용접시 용착부에서는 용융금속의 냉각속도에 영

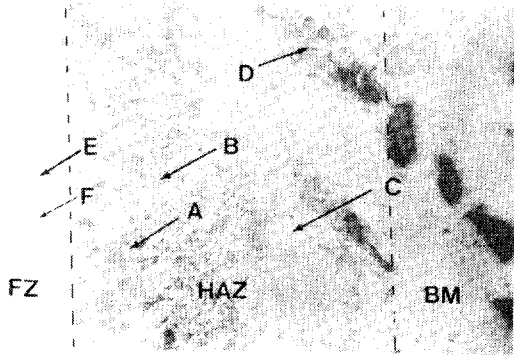


Photo. 6 Microstructure of cross section in the single layer weldment $\times 200$

BM : Base Metal
HAZ : Heat Affected Zone
FZ : Fusion Zone
(weld metal)

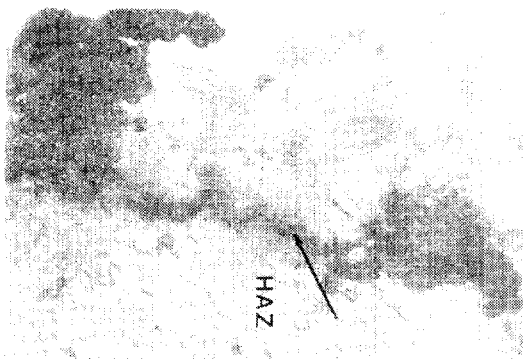


Photo. 7 Microstructure of cross section in the single layer weldment with crack appearances $\times 400$



Photo. 8 Microstructure of cross section in the multilayer weldment $\times 200$

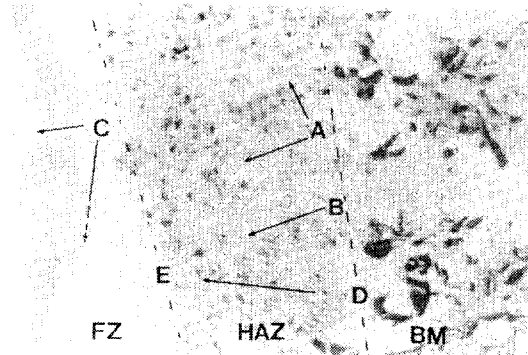


Photo. 9 Microstructure of cross section in the multilayer weldment (in case of large HAZ area) $\times 50$

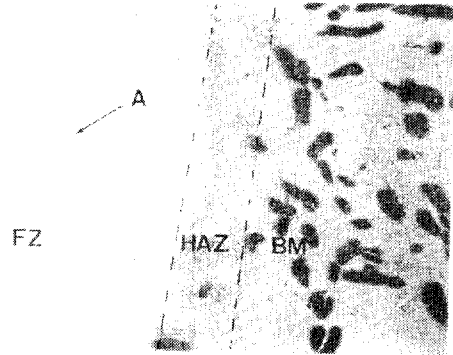


Photo. 10 Microstructure of cross section in the single layer weldment (in case of small HAZ area) $\times 50$

향을 미치는 입열량외에도 육성층수의 증가에 따른 모재 성분 회석량의 감소 변화, 특히 C량의 감소가 용착부조직(subgrain)의 입도 조대화에 큰 영향을 미친 것으로 판단된다.

열영향부에서는 C함량의 감소로 인한 영향보다 단층용접시에 비하여 증가된 입열량(냉각속도가 늦어짐)의 영향으로 입도의 조대화가 이루어진 것으로 판단된다(Photo. 9B).

또한 단층과 다층용접후 성분의 회석을 변화로 인하여 나타나는 응고조직인 subgrain에서 입도크기의 변화는 C의 경우 그 명확한 차이를 볼 수 있는데 이것을 Photo. 9의 (A)와 (C) 및 Photo. 10의 (A)에서 잘 확인 할 수 있다.

Photo. 9의 (D)와 (E)에서 알 수 있는 바와같이 단층용접한 용접부위에 다층용접을 실시한 후 용착금

Table 8 Tensile strength of Gray cast iron and Fe-Mn-Al steel 1,2,3

Kinds	Mechanical Properties	Yield strength (KSi)	Tensile strength (KSi)	Elongation (%)
Gray Cast Iron		—	30	—
Fe-Mn-Al steel 1		—	52	—
Fe-Mn-Al steel 2		—	30	—
Fe-Mn-Al steel 3		83	91	25

속의 경계선의 이동이 있음을 확인하였는데 이것은 두 용접부의 HAZ쪽 차와 조직관찰 즉 HAZ부와 모재에서 판상흑연주철의 용융상태의 관찰을 통하여 알 수 있다. 이결과 경계선은 Photo. 9의 (D)에서 (E)로 이동했음을 알 수 있다.

이러한 용착부 경계선의 이동은 이지역에서 경도측정을 한 결과에서도 나타나고 있다. 즉 단층용성용접시 HAZ부의 경도는 56~60RC 정도로 나타났고 용착금속은 45RC였으나 다층용접후 HAZ부의 경도가 35~38RC, 용착금속이 35~40RC로 낮아지는 것이 관찰됐다.

동일 용접조건하에서 다른 용접재인 Fe-Mn-Al강 분말 2, 3, 4를 사용하여 다층용접하였을 때 용착금속의 경도는 각각 HRC 35~40, 30~35, 40 정도로 나타났다.

모재인 판상흑연 주철과 용접재인 Fe-Mn-Al강 잉곳트 1, 2, 3, 4에 대한 기계적 성질 시험결과를 Table 8에 나타내었다.

판상흑연주철과 Fe-Mn-Al강 잉곳트 1, 2의 경우는 연신율이 거의 나타나지 않았는데 이것은 판상흑연 주철의 경우 판상흑연과 취성이 큰 퍼얼라이트의 영향 때문이며 Fe-Mn-Al강 잉곳트 1, 2의 경우는 카바이드의 석출이 연성을 낮추는 주원인으로 작용하였기 때문이다.

판상흑연주철의 인장시험결과 얻어진 파단까지의 연신길이는 1.3~1.4mm였다. 이와 비교해 균열감수성의 분석에서 용착금속과 HAZ로 구성된 용접부의 수축길이는 1.79mm였다.

따라서 판상흑연주철표면에 Fe-Mn-Al강을 용성용접 할 경우 비이드폭이 13~14mm 정도일때 단층용성용접부에서의 균열발생은 예상할 수 있는 결과이다.

그러나 다층 용성용접의 경우 Y방향으로 비이드 폭이 14mm이고 HAZ 폭이 1.5mm인 경우는 입도크기가 20~30 μ 인 subgrain과 50~10 μ 인 오스테나이트 결정입계였던 결정립으로 구성되어 있다.

Subgrain과 오스테나이트상 결정입계였던 결정립에서의 팽창율은 각각 다음과 같이 구해진다.

즉, subgrain에서는

$$2d/R_s = 5A^\circ/25/2\mu$$

$$= 5A^\circ/125000A^\circ$$

$$= 4 \times 10^{-5}/^\circ\text{C} \times 1160^\circ\text{C}$$

$$= 0.0464$$

이고, 오스테나이트 결정입계였던 결정립에서는

$$2d/R_p = 5A^\circ/75/2\mu$$

$$= 5A^\circ/375000A^\circ$$

$$= 1.33 \times 10^{-5}/^\circ\text{C} \times 1100^\circ\text{C}$$

$$= 0.01463$$

로 나타난다.

따라서, 다층용성용접부에서의 수축길이는

$$0.0464 \times 14\text{mm} + 0.01463 \times 3\text{mm}$$

$$= 0.6496 + 0.0438\text{mm}$$

$$= 0.6934\text{mm}$$

가 된다.

그러므로 판상흑연주철의 파단시 얻어지는 연신길이가 1.3~1.4mm보다 훨씬 적기 때문에 균열의 발생이 억제되었다고 생각된다.

4. 결 론

상온에서도 오스테나이트 조직을 유지하는 Fe-Mn-Al강을 판상흑연의 주철표면에 plasma surface overlaid welding한 경우 용접부의 조직변화와 그 문제점에 대하여 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 판상흑연주철 표면에 Fe-Mn-Al강을 용성용접한 경우 단층용성용접의 경우에는 용접부의 폭을 6~7mm이하로, 다층용성용접의 경우는 20~24mm이하로 하는 것이 좋다. 이렇게하면 비이드 끝에서 발생하는 평균열을 막을 수 있다.

(2) 표면용성용접시 초층이 상온으로 떨어져 모재인

판상흑연주철의 열영향부에서 마르텐사이트가 형성되기 전에 후속용접이 실시될 수 있으면 예열을 생략할 수 있다. 일단 균열이 없는 육성층이 얻어지면 후속 육성용접은 내마모성 및 경도등을 고려하여 회석율의 감소에 중점을 두어야 한다.

(3) 육성용접시에는 용입깊이와 함께 용착금속부와 HAZ경계면을 일정하게 유지할 수 있어야만 돌발적인 비이드 끝균열을 방지할 수 있다.

(4) 모재가 대형인 재료의 육성용접시에는 용접시간 단축을 위해 판상흑연주철의 표면위에 다전극 용접에 의한 2층 용접을 하여 일단 균열감수성을 낮추고 그 위에는 가능한 비이드 폭이 넓은 후속육성용접을 하는 용접 시공법이 필요하다.

(5) 초층용접후 판상흑연주철의 열영향부에서 마르텐사이트의 석출을 방지하거나 분산 고립시키기 위하여 실시되는 후속용접은 초층용접시 적용된 용접조건보다 회석율 감소를 위해 약간 낮출 필요가 있다.

참고문헌

1. J.H. Devletian: Weldability of gray iron using

fluxless gray iron electrodes for SMAW, W.J., July, (1978), p.138s.

2. T. Ishida: A microstructural study of local melting of gray cast Iron with a stationary plasma arc, W.J., August, (1985), p.232s.

3. T.J. Kelly, et al: Welding of ductile iron with Ni-Fe-Mn filler metal, W.J., March, (1985), p. 79s.

4. J.A. Self, et al: An evaluation of austenitic Fe-Mn-Ni weld metal for dissimilar metal welding, W.J., September, (1984), p.282s

5. J.H. Seo: A study for the characteristics of Fe-Mn-Al steel, A Dissertation, Clarkson Univ. U.S., (1988).

6. D.K. Aidun, et al: Effect of silicon on the weldability of Fe-Mn-Al steel, Advances in welding science and technology, ASM International, May, (1986), p.151~157.