

# 저탄소 박판강재의 레이저 용접과정에서 열영향부에 존재하는 탄화물 입자의 분해 거동

김기철\* · 조홍규\* · 정호신\*\*

\*포항산업과학연구원

\*\*부경대학교

## Dissolution of Carbide Particles at the Heat Affected Zone of Laser Welded Low Carbon Steel

Ki Chol Kim\*, Heung Kyu Cho\* and Ho Shin Jeong\*\*

\*Research Institute of Industrial Science & Technology, Pohang 790-600, Korea

\*Pukyong National University, Busan 608-759, Korea

### Abstract

Metallurgical behavior of laser welded cold rolled low carbon steel was investigated. Welding was performed with CW Nd:YAG laser system. Applied laser power, travel speed and nitrogen blowing pressure were 720W CW, 17mm/s and 196kPa, respectively.

According to the test results, many carbide particles were observed on the base metal surface that was polished and etched with nital solution. The carbide particles at the welding heat affected zone were thought to be dissolved during welding process. Microstructural inspection revealed that dissolved carbide particles formed mixed phase of very fine martensite and bainite.

Test results also demonstrated that the hardness of matrix remained constant value of around 160Hv over the welding heat affected zone. Dissolved carbide particles, however, showed higher average hardness values of around 276Hv near the fusion boundary and 700Hv at the welding heat affected zone of 0.4mm apart from the fusion line. It was considered that care should be given to minimize the test error when measuring the hardness value since many of the dissolved particles were so small that it was not easy to aim the indenter of the testing machine just on the objects.

(Received April 1, 2002)

Key Words : Low carbon steel, Sheet steel, Phase change, Laser welding, CW Nd:YAG laser, Welding heat affected zone

## 1. 서 론

레이저 용접은 매우 높은 입열 밀도와 그에 따른 급격한 온도 기울기를 나타내는 용접 방법이다. 따라서 재료공학적인 측면에서 레이저 용접 열영향부의 상조직은 급격한 가열 및 냉각특성의 영향을 받아 종래의 용접공정에서는 볼 수 없는 용접부 경화와 불완전한 변태 조직을 나타내는 것으로 보고되고 있다<sup>1-3)</sup>. 또 레이저 용접은 대부분의 경우 용접재료를 사용하지 않는 제

살용접이기 때문에 용접조건이 결정되면 용접부의 특성이 모재의 조성에 크게 의존된다. 박판 강재 레이저 용접부의 조직특성은 용접 후공정 특히 성형성 등에 영향을 미치기 때문에 중요한 연구의 대상이 되고 있다.

레이저 용접공정에서 열사이클을 측정 한 보고는 많지 않으나 용접부의 냉각특성을 구하려는 연구<sup>4-8)</sup>와 용접부의 변태 또는 조직예측을 목표로 하는 연구<sup>9-14)</sup>로 구분할 수가 있다. 그러한 연구에서는 용접 입열량을 기초로 이동 선열원 근사식을 써서 용접부 냉각특성을 추정함으로써 용융폭과 800~500°C 냉각시간과의 관계

를 설정하고자 하고 있다. 그러나 박판의 완전용입 용접에서는 용융부 폭이 좁고 냉각특성이 후판과는 다르기 때문에 실험 결과를 연장하여야하는 제한점을 있다. 또 박판의 관통용접에서 용접부 최고온도와 냉각특성의 상관성을 두께 방향으로 균일한 2차원 선열원을 가정하여 용접부 중심으로부터의 거리에 따른 온도분포를 산출한 연구에서는 HAZ의 열사이클과 탄소의 확산특성을 정의하여 열영향부의 경도예측에 이용한다. 그러나 레이저 열원의 흡수특성에 관한 항목이 고려되어야 하므로 저탄소 박판강재의 관통용접에서 용접부의 거리와 시간에 따른 온도상승을 계산한 연구에서는<sup>4)</sup> 레이저 에너지 흡수율을 감안하여 HAZ의 가열 및 냉각속도와 미세조직과의 상관성을 유도함으로써 오차요인을 감소시키려 하였다.

본 연구에서는 이상과 같은 기존의 발표를 기초로 하여 저탄소 박판강재의 조직에 존재하는 미세 탄화물이 레이저 용접과정에서 어떠한 거동을 보이는지에 대하여 살펴봄으로서 고급강 설계 및 가공에 필요한 자료를 제공하고자 하였다.

## 2. 실험

### 2.1 시험재

시험재는 Table 1에 보인바와 같이 탄소함량 0.036wt%를 함유하는 두께 0.5mm의 강재였다. 냉간 압연 공정에서 채취한 시험용 소재는 제조 후 별도의 표면처리를 실시하지 않았으며 용접을 위하여 300×300mm로 절단하였다.

Table 1 Chemical compositions of base metal(wt%)

C	Mn	Si	Al	Cu	Cr	Ni	P	S
0.036	0.17	0.014	0.038	0.020	0.012	0.009	0.015	0.011

### 2.2 실험방법

준비된 시험재는 Nd:YAG 레이저 용접장치를 이용하여 용접되었으며 용접조건은 Table 2에 보였다. 용접이 완료된 시험재는 소정의 크기로 절단하여 연마한 다음 4% nital 또는 picral 용액으로 부식시켜 필요한 조직을 관찰하였다. 용접열영향부에 존재하는 탄화물과 그 주위에 형성된 변태조직은 FE-SEM, TEM 등을 이용한 정밀 실험을 실시하였다.

Table 2 Laser welding conditions

Applied laser power	720W
Travel speed	17mm/s
Shielding gas	N <sub>2</sub>
Shielding gas pressure	196kPA
Position of focus	-0.5mm
Joint configuration	overlap

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 용접열영향부의 조직과 경도

Fig. 1은 광학현미경을 이용하여 촬영한 모재의 조직을 나타낸 것이다. 이 사진은 모재의 기지조직에 형성되어 있는 Fe-C계 탄화물 입자들의 모양과 분산정도를 확인하기 위하여 비교적 장시간 부식시킨 다음 높은 배율로 관찰한 것이다. 탄소 함량이 300ppm 정도의 저탄소 박판 강재에서는 기지 조직내에서 탄소가 펄라이트를 형성하지 않고 고용되거나 탄화물로 존재하는 것으로 알려져 있다. 그 결과 이 사진에서도 알 수 있듯이 페라이트 기지조직 안에 폭 1~2 $\mu$ m 최대길이 약 10 $\mu$ m 정도의 탄화물 입자들이 상당수 산재하여 있음이 확인된다.



Fig. 1 Optical micrograph showing carbide particles in the ferrite matrix

한편 Fig. 2는 용접부 미세조직을 보여주는 광학현미경 사진이다. 그림에서 (a)는 낮은 배율로 촬영한 것으로 사진을 살펴보면 용접 열영향부에 많은 수의 검은 점들이 보인다. (b)는 그림 (a)의 A부분을 확대한 것이며 여기서 알 수 있듯이 점조직들은 모재쪽에서 용융 금속 방향으로 갈수록 분해되어 그 크기가 확대되고 있다. 또 Fig. 3은 용접부의 미소경도를 1.96N의 하중으로 측정하는 것이다. 이 실험 결과에 따르면 모재부의 평균 경도는 160Hv 정도이며 용융부와 열영향부는 모두 180~210Hv의 범위에 있으나 그림의 위 부분 사

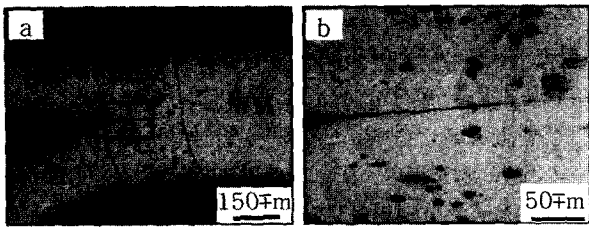


Fig. 2 Optical micrograph(a) showing base metal (BM), heat affected zone(HAZ) and weld metal(WM), and high magnification optical micrograph(b) showing carbide dissolution at the HAZ

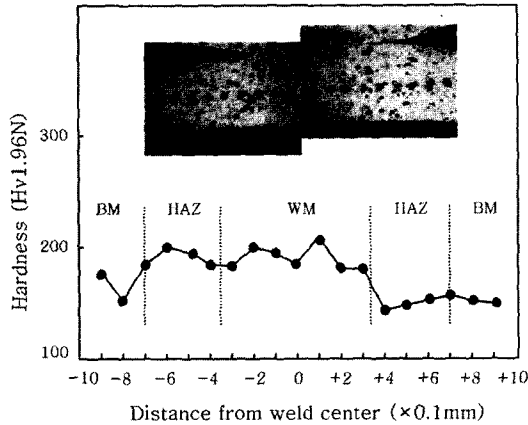


Fig. 3 Weld microhardness distribution

진에서 알 수 있는 바와 같이 압입 하중이 지나치게 높아서 압흔이 열영향부에 존재하는 탄화물 분해 입자를 포함하고 있으면서도 그것들이 미소경도에 미치는 영향은 측정이 불가능하였다.

한편 Fig. 4는 하중을 0.196N으로 낮추고 열영향부에 존재하는 탄화물 중에서 실험이 가능한 모든 입자를 대상으로 미소경도를 측정하고 그들의 대표값들을 보인 것이다. 이 사진에서는 분해된 입자들의 형태에 따라 편의상 열영향부를 0.1mm 간격으로 4등분하였고 구분된 부분은 모재에서부터 각각 HAZ-1~HAZ-4로 나누었다. 기존의 보고<sup>4-8)</sup>들을 기초로 할 때 이곳의 최고 가열온도는 각각 830, 1,050, 1,300, 1,530°C에 해당하는 등온영역이다. 그림의 (a)는 기지조직의 미소경도 측정치만 표시한 것으로 용융선으로부터의 거리에 관계없이 155~166Hv를 보이고 있다. 한편 (b)와 (c)에 보인 경도값들은 분해되었거나 분해도중의 탄화물입자 하나하나에 대하여 측정한 것의 일부로서 (b)는 500Hv 미만의 결과를 나타낸 것이며 (c)는 500Hv 이상의 측정치들이다. 이와 같이 높은 경도를 보이는 측정치를 별도로 구분한 이유는, 이 영역의 탄화물 입자들은 많은 경우 미분해로 남아 있는 곳이 넓어 측정된

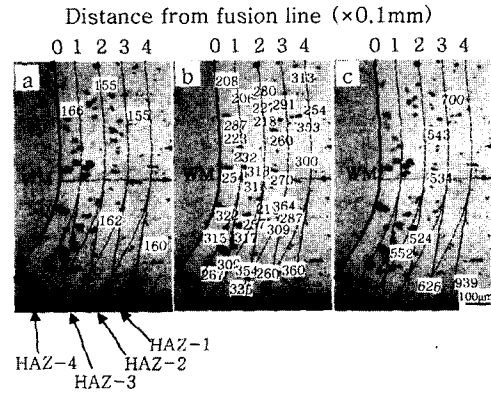


Fig. 4 Microhardness of transformed particles at HAZ

a: ferrite matrix b: particles showing 200<Hv<400 and c: particles showing 500<Hv<700

경도값이 분해 생성물의 값으로 보기 어려웠고 또 편차도 심하기 때문이었다.

실제로 탄화물 입자의 크기는 분해되었을 경우에도 장경 20 μm 정도를 초과하는 예가 많지 않았다. 미소경도 측정시 압흔의 대각선 길이는 대략 10~20 μm 정도이므로 실험에서 아무리 주의하여 경도를 측정한다고 하더라도 압자를 분해생성물 입자안에 완벽하게 포함시키는 것은 매우 어려웠다. 또 분해되었거나 분해도중의 탄화물 입자들은 그 크기와 모양이 다양하며 압자의 직경에 비하여 면적이 작은 경우가 많았기 때문에 경도기의 압자를 정확히 입자에 맞추는 것도 쉬운 일이 아니었다. 따라서 그림 (c)에 나타난 바와 같이 극히 높은 경도를 나타내는 경우는 입자 크기가 상대적으로 크고 분해된 정도가 낮아서 탄화물 그대로의 형태를 이루고 있거나 또는 분해는 어느 정도 이루어졌으며 직경이 큰 입자의 중앙에 압자가 위치하였던 조건의 측정치에 해당된 것으로 생각할 수 있다. 한편, 용접 열에 의한 탄화물 입자의 분해는 그 속에 존재하는 탄소의 확산에 의하여 지배를 받을 것이며 용융선으로부터의 거리에 따라 분해정도가 동일하게 이루어질 수는 없다. 그 결과 하나의 입자 안에서도 위치에 따라 탄소 농도와 그에 의한 경도값의 차이는 클 것이 예상되지만 현존하는 측정방법으로 그 정도의 미소 영역에 대한 계측은 곤란하였으며 후술하는 전자현미경 분석에서도 동일한 문제점이 있었다.

### 3.2 열영향부 등온영역의 보정과 미소경도

박판강재의 겹치기 용접에서 완전용입 용접 조건에서도 입열량이 다소 낮으면 비드 단면의 모양이 아래가 좁은 사다리꼴로 되기 쉽다. 그러한 경우 키홀의 깊이

에 따른 에너지 밀도 또는 냉각조건의 차이에 의하여 용접부의 위쪽에서는 기존의 연구 결과<sup>1,4)</sup>들을 이용하여 용융선에 평행한 등간격 구분선을 긋는 것이 가능하였으나 하부에서는 용융선 부근 열영향부의 온도 기울기가 낮아질 수 있기 때문에 탄화물 입자의 분해 범위도 눈에 띄게 넓어지고 있었다. 그 결과 열영향부의 조직형태를 기준으로 하여 HAZ-4의 폭을 Fig. 4에 보인바와 같이 넓혀야 하였으며 그림에서는 하부의 폭선부분을 직선으로 표시하였다.

Fig. 5는 기존의 연구 결과와 현미경 조직을 기초로 하여 보정한 위치에서 분해생성물 입자들의 미소경도를 열영향부 위치에 따라 정리한 것이다. 그림을 살펴보면 전체적으로 용융선에서 멀어질수록 미소경도값은 상승하고 있다. 또 HAZ-4의 경도값은 변화폭이 좁으나 HAZ-1의 경도값 분포는 상대적으로 매우 넓게 나타나 있다. 이러한 결과는 HAZ-1에서 직경이 큰 미분해 입자 하나의 경도값이 특히 높았기 때문이었다. 뿐만 아니라 HAZ-1에서는 거의 분해되지 않은 탄화물들이 많았기 때문에 경도 측정시 압자의 위치 결정이 매우 어려웠던 것도 측정치 산포의 주요 원인으로 생각되었으며 그 입자들은 대부분 500Hv 보다 낮은 값을 보이고 있었다.

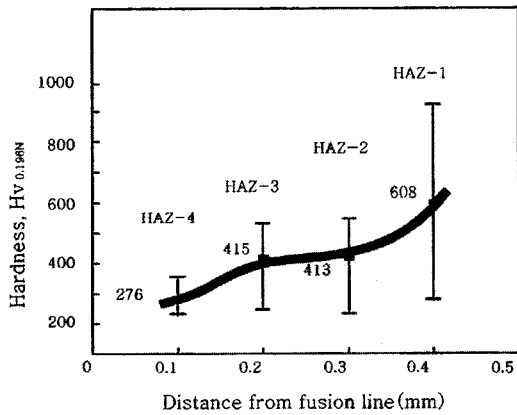


Fig. 5 Microscopically compensated HAZ hardness

그러한 오차 요인을 경감시키고 또, 분해가 상당히 이루어진 입자들에서 얻을 수 있는 경도값(Hv<500)을 나타내는 결과들만 선택하여 Fig. 6에 정리하였다. 이 그림에서 알 수 있듯이 전체적으로 경도의 평균값은 용융선 부근에서 276Hv이며 거리가 멀어질수록 증가하여 0.3mm 떨어진 위치에서는 284Hv를 보이다가 모재에 근접한 열영향부에서는 314Hv를 보이고 있다. 그러나 어느 경우 다같이 경도의 산포도는 컸으며 그것은 전술하였듯이 입자의 모양, 크기, 분해정도가 다르기 때문에 발생하는 경도계 입자의 위치 설정 오차에 원인이 있다고 생각된다.

본 실험과 유사한 조건인 탄소함량 300ppm 정도의 저탄소 박판강재를 이용하여 용접속도 15mm/s로 레이저 관통용접을 실시하였을 때 용접열영향부의 조직특성을 연구한 보고<sup>10)</sup>를 참고로 하면 열영향부의 평균 경도는 235Hv 정도였다. 또 그 때의 미세조직은 마르텐사이트와 bainitic 페라이트가 각각 약15%와 약60% 정도로 구성되어 있으며 그 나머지는 polygonal 페라이트였던 것으로 보고하고 있다. 본 실험의 경우도 평균 경도값은 이 범위에 속하거나 약간 높은 경향을 보이고 있지만 그것은 본 실험이 열영향부에서 무작위 실험을 행한 것이 아니라 분해된 입자만을 골라서 측정하였기 때문이며 그 결과 최저 경도값은 위치에서 따라 206~287Hv인 반면 최고 경도값은 335~365Hv 범위로 높게 나타났다.

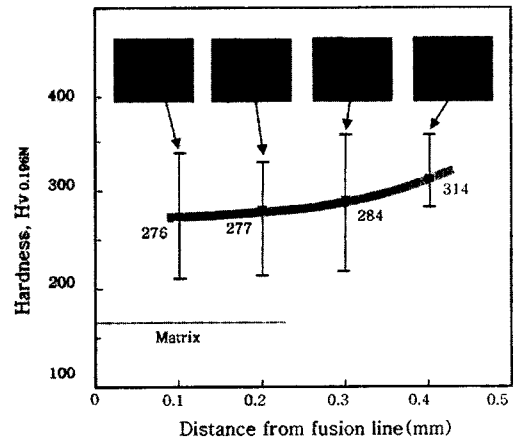


Fig. 6 Hardness distribution of microscopically compensated HAZ(Hv<500)

용융선에 극히 가까운 일부를 제외한다면 어느 경우 다같이 탄화물 입자는 용접시 탄소의 확산에 따른 변태와 경도 상승을 유발할 필요조건 즉 소정의 온도에서 유지된 시간이 부족하였을 것이며 그 결과 확산거리가 매우 제한되었을 것으로 판단된다. 그러한 근거는 연구 발표에 나타난 탄소의 확산 거리 조사<sup>7)</sup>를 참고로 할 때 본 실험의 용융선 근처 즉 최고 가열온도 1,300°C 이상인 영역에서 8μm 정도이며 0.1mm 위치에서 약 4μm이지만 HAZ-1에 해당하는 0.4mm 위치에서는 거의 확산이 이루어지지 않는다. Fig. 6의 상단에는 열영향부에서 분해되고 있는 탄화물의 광학현미경 관측 결과를 나타내고 있는데 이 사진에서도 HAZ-1의 입자들은 분해가 거의 이루어지지 않고 있음이 확인 가능하다.

### 3.3 탄화물 입자의 분해 거동

Fig. 7은 모재 및 용접열영향부 조직내에 존재하는 탄화물 입자의 형태를 나타낸 것이다. 그림의 (a)는 모

재 조직에 있는 탄화물을 SEM으로 관찰한 결과이며 이 사진에서는 약 $1\mu\text{m}$ 의 폭과 약 $15\mu\text{m}$ 의 길이를 보이는 막대모양의 입자가 나타나 있지만 현미경 시야를 관찰할 때 막대모양 탄화물 이외에도 둥근모양 또는 불규칙한 입자들이 상당한 비율로 존재하였다. 사진의 (b)는 HAZ-1의 중앙 부근(용융선에서  $0.3\sim 0.4\text{mm}$  영역)에서 채취된 막대모양 탄화물로서 페라이트 기지와 탄화물의 경계면에서 분해가 시작되어 있으며 분해된 평균 거리는 약  $1\mu\text{m}$  정도임을 알 수 있다.

한편 사진(c)는 불규칙한 탄화물들이 모여있는 입자군의 모습을 보인 것으로 HAZ-2 영역 즉 용융선에서  $0.3\text{mm}$  이내 위치에 존재하는 입자의 현미경 관찰상이다. 이 경우에도 사진 (b)에서 보았던 정도의 입자 분해가 이루어졌으며 각각의 입자들은 그 중심부에 미분해 탄화물 덩어리를 유지하고 있음이 확인된다. 그러나 사진 (d)에서 알 수 있는 것과 같이 HAZ-3에서 관찰된 원형입자는 상당히 많은 부분이 이미 분해되어 본래의 탄화물은 매우 적은 양이 그 중심부에 존재하고 있다. 이 결과에서 탄화물 입자의 분해 거리, 즉 입자의 중심에서 가장자리까지의 거리는 대략  $6\mu\text{m}$  정도로 측정되었다. 사진에 나타나 있는 것처럼 입자 중심으로부터 변태된 상의 가장자리까지 거리를 그대로 입자내의 탄소 확산 거리라고는 할 수 없지만 본 실험에 사용된 소재와 같이 합금 원소가 거의 없는 강재의 경우에 열영향부에서 상변태가 일어났다는 현상은 그 영역 안에서 탄소의 이동이 반드시 있어야 한다는 사실과 같은 뜻을 내포하고 있다.

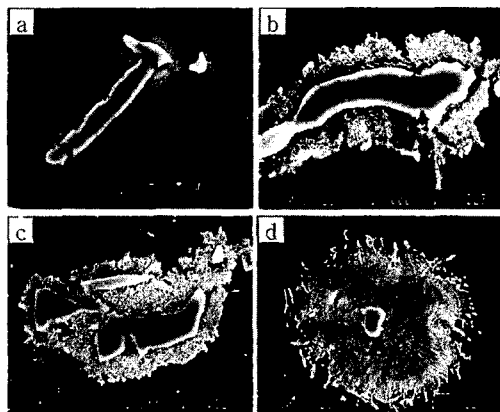


Fig. 7 SEM micrographs showing unstable transformation of carbide particle

한편 이 조직 사진에서 나타난 분해 거리는 전술한 바와 같이 문헌<sup>7)</sup>에 나타나 있는 탄소 이동거리  $2\sim 4\mu\text{m}$ 보다 다소 큰 값을 보이고 있으며 그것은 촬영된 탄화물 분해 입자의 최초 직경을 알 수 없었기 때문에 발생

한 오차로 생각된다. 즉 용접 열에 의하여 탄소가 이동할 경우 탄화물 입자의 가장자리에 존재한 탄소부터 차례로 확산하여 나갈 것이며 그 거리는 현미경에서 관찰된 분해 거리보다 훨씬 단축될 것으로 판단된다.

Fig. 8(a)는 용융선에 가까운 열영향부 즉 HAZ-4의 중간영역에 존재하는 입자의 분해 모습을 촬영한 것이며 탄화물 본래의 형태가 전혀 보이지 않는 정도로 분해되어 있음을 알 수 있다. 한편 Fig. 8(b)는 사진의 A부분을 확대한 것으로 입자의 선단에서 경쟁적으로 변태 생성조직이 성장하고 있음을 보여주고 있다. 또 Fig. 9(a)는 HAZ-4에서 용융선에 더욱 인접하여 존재하던 탄화물 입자의 모양을 나타낸 것으로 완전하게 분해되어 기지조직에 흡수되어 있는 모습을 확인할 수 있다. 이러한 변태 생성조직을 해상도가 높은 FE-SEM으로 내부를 확대하여 본 사진이 그림의 (b)와 (c)이다. 사진의 (b)에서는 베이나이트로 판단되는 조직 속에 마르텐사이트 형태가 확인되고 있으며 사진 (c)에서는 페라이트 기지 속에 베이나이트가 혼합 및 분산되어 있는 모습을 볼 수 있다.

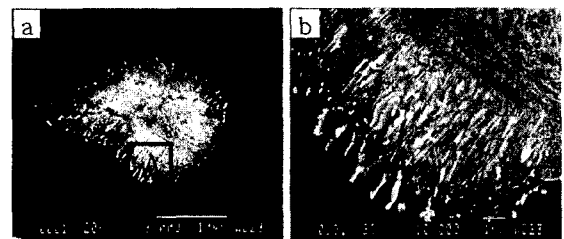


Fig. 8 SEM micrographs showing dissolution of a carbide particle at the HAZ-4

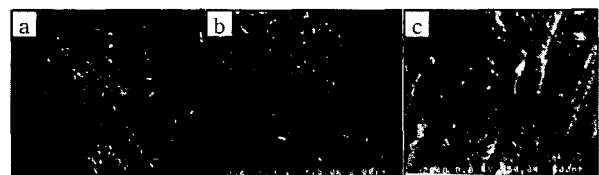


Fig. 9 FE-SEM micrograph showing carbide dissolution(a) and mixture of microstructures (b, c) at the interface between HAZ-4 and fusion boundary

이러한 영역의 미세조직 확인은 투과전자현미경을 이용하였으며, Fig. 10과 Fig. 11은 각각 HAZ-4에서 채취한 시료에서 박막을 만들어 조사한 실험 결과이다. Fig. 10에서 알 수 있는 바와 같이 이 영역에서는 마르텐사이트의 점유비가 높은 미세조직이 발견되었으며 그곳과 인접한 다른 부분에서는 Fig. 11에 보인 것과 같은 베이나이트 조직이 관찰되었다. 그러나 열영향부에서 변태 성장한 탄화물 입자의 조직은 장소와 관계없



Fig. 10 TEM micrograph showing martensite structure at HAZ-4



Fig. 11 TEM micrograph showing bainite structure at HAZ-4

이 매우 미세하였고 여러 가지 서로 다른 미세조직들이 혼재되어 있어서 그 형태를 한마디로 정의할 수 없었다.

앞에서도 언급하였듯이 분해된 변태 생성물에서 탄소 농도 변화를 측정하는 것이 탄화물 분해거동을 규명하는 가장 바람직한 방법이라고 생각되지만 입자의 크기가 작을 뿐만 아니라 그 중의 한 부분을 실험영역으로 정하는 것은 더욱 어려웠다. 그래서 분해된 입자 전체에 대한 분석만을 실시하는 것으로 실험을 제한하였다. Fig. 12와 Fig. 13은 HAZ-4에 존재하는 탄화물 분해 입자의 조성을 알아보기 위하여 EPMA를 이용한 분석을 실시한 결과이다. Fig. 12(a)는 시험편의 채취 위

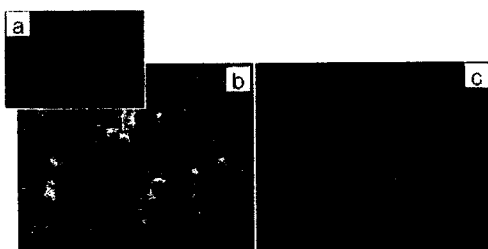


Fig. 12 EPMA analysis of particles at HAZ-4

치를 표시한 것이며 그림의 (b)와 (c)는 각각 SEM 영상과 면분석 결과를 나타내고 있다.

이 실험에서 알 수 있듯이 분해된 입자에서는 매우 높은 농도의 탄소 분석치가 얻어졌다. 또, 비록 미량이기는 하지만 실험에 사용된 강재에 함유되어 있는 다른 원소가 분해된 입자에 농축되어 있는지를 확인할 목적으로 Fe를 포함하여 Mn, Si 등의 원소를 탄소와 함께 측정된 결과는 Fig. 13에 제시되어 있다. 이 실험에서 확인할 수 있듯이 입자의 분해 생성물 내부에서는 다른 원소의 측정치가 모두 계측 잡음 수준임을 볼 때 탄소 이외는 사실상 존재하지 않는다는 것을 알 수 있다.

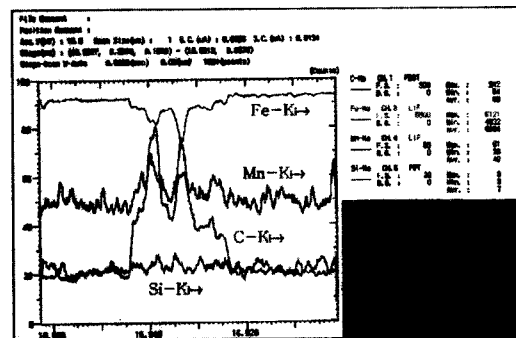


Fig. 13 Analytical results of a particle at HAZ-4

#### 4. 결 론

탄소함량 0.036wt%인 냉연 박판 강재를 Nd:YAG 레이저로 용접할 때 용접 열영향부에서 관찰되었던 검은 입자들을 금속조직학적인 관점에서 조사한 결과를 요약하면 다음과 같다.

1) 모재의 기조직 안에서는 막대형 또는 불규칙한 입자들이 모인 형태의 탄화물을 상당수 발견할 수 있었으며 모재의 미소경도 평균값 160Hv에 대하여 탄화물 입자의 경도는 최고 900Hv에 달하였다. 용접 열에 의하여 분해된 입자들의 형태에 따라 열영향부를 구분한 다음 각 영역의 경도를 측정된 결과, 기조직의 경도는 위치에 관계없이 낮은 값을 보였으나 탄화물 분해에 의하여 생성된 입자의 경도는 최저 206Hv에서 최고 700Hv 까지 광범위하게 나타났다. 또 500Hv 이상의 측정값을 보이는 경우는 대부분 미분해 탄화물 입자에서 측정된 값들이었다

2) 박판의 완전용입 용접에서 입열량이 다소 낮아 비드가 사다리꼴로 되었을 경우 용접부 아래 부분에서는 에너지 밀도의 저하 등에 의한 냉각속도의 감소로 용융선에 인접한 열영향부의 등온구간이 넓어지며 그 결과 탄화물 입자의 분해 범위도 눈에 띄게 넓어서 기존 문

현에 나타나 있는 것과 같이 열영향부를 온도분포 계산에 의하여 단순히 구분하는 방법은 적용할 수가 없었다.

3) 용융선에서 0.3~0.4mm 거리에 있는 탄화물 입자는 기지조직과의 경계에서 분해가 시작되며 분해된 평균 거리는 약 1 $\mu$ m 정도였으나 용융선에 근접할수록 그 거리가 증가하며, 0.1mm 위치에서는 입자 중심에서 가장자리까지 약 6 $\mu$ m의 분해거리가 측정되었다. 이러한 측정치는 이미 알려진 탄소의 확산거리 보다 다소 큰 값이었는데 그것은 확산에서 원소의 이동이 입자의 가장자리에 존재한 탄소부터 차례로 일어나겠지만 조직 관찰에서는 그 거리를 직접 측정할 수가 없으므로 실제로 분해된 거리보다 확산거리는 단축될 것으로 생각되었다.

4) 완전히 분해된 탄화물 입자에는 페라이트와 베이 나이트 및 마르텐사이트 조직이 혼재되어 있으나 시험편 채취 위치에 관계없이 이러한 조직들은 매우 미세하여 서로 구분이 어려웠다. 또 성분 분석 결과 입자의 분해 생성물 내부와 그 주변에는 탄소 이외의 원소가 사실상 존재하지 않음을 알 수 있었다.

## 참 고 문 헌

- Muneharu Kutsuna, Atsuo Kikuchi: Thermal cycle and microstructures in laser welding of carbon steel, IIW Doc., IV-597-93 (1993)
- Isao Masumoto, Muneharu Kutsuna, Chen zhong Xiao: Some special structures of HAZ by laser welding, Proc. of the International Conference Joining of Metals, JOM-3 (1993), 256-260
- Ki Chol Kim, Eui Pak Yoon: Metallurgical characteristics of CO<sub>2</sub> laser welded structural steel, Jour. of the Joining of Materials, 4, 2 (1992), 60-67
- Muneharu Kutsuna, Kazuo Uetani: Consideration on CCT diagram for estimation of microstructure and hardness of laser welds of low carbon steels, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 63 (1998), 278-279 (in Japanese)
- Muneharu Kutsuna, Yasuhiro Kondoh: Study on microstructure and phase transformation of laser welds of ultra low carbon steels, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 58 (1996), 188-189 (in Japanese)
- Muneharu Kutsuna, Yasuhiro Kondoh: Study on microstructure and hardness of laser welds of carbon steels, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 57 (1995), 420-421 (in Japanese)
- Muneharu Kutsuna, Atsuo Kikuchi: Microstructural change of HAZ heated and cooled rapidly in laser welding of carbon steels, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 46 (1990), 108-109 (in Japanese)
- Koichi Yasuda, Yasushi Kitani: Metallurgical Characteristics of laser weld metal for heavy plate, Quarterly Journal of the J. W. S. 18, 1 (2000), 95-101 (in Japanese)
- Masahiro Ohara, Yasunobu Miyazaki: Microstructure and hardness of laser welded steel sheets, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 62 (1998), F9-F12 (in Japanese)
- Muneharu Kutsuna, Kazuo Uetani, Yasuhiro Kondoh: Effect of cooling rates on phase transformation of ultra low carbon steels welds, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 60 (1997), 90-91 (in Japanese)
- Muneharu Kutsuna, Kazuo Uetani: Effect of cooling rates and chemical composition on hardness of laser welds of ultra low carbon steels, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 61 (1997), 362-363 (in Japanese)
- Tomohiro Tsuchida, Seiji Katayama, Akira Matsunawa: Microstructural features and hardnesses of laser welded carbon steels, Preprints of the National Meeting of J.W.S. No. 61 (1997), 364-365 (in Japanese)
- A. V. Surkov, V. V. Kovalev: Special features of the metallurgy of laser welding, Welding Production, May (1984), 15-16
- P. R. Strutt: Microstructural refinement of hard iron base materials by laser and electron beam surface melting, Metals Forum, 4, 1 (1981), 117-122
- E. A. Metzbowler.: Laser beam welding-Thermal profiles and HAZ hardness, Welding Journal, July (1990), 272s-278s
- M. F. Ashby, K. E. Easterling: A first report on diagrams for grain growth in welds, Acta Metall. 30 (1978), 1969-1978
- J. C. Ion, K. E. Easterling, M. F. Ashby: A second report on diagrams of microstructure and hardness for heat-affected zones in weld, Acta metall., 32, 11 (1984), 1949-1962
- M. F. Ashby, K. E. Easterling: The transformation hardening of steel surface by laser beams: Hypo-eutectoid steels, Acta metall., 32, 11 (1984), 1935-1948