

## 강과 알루미늄의 레이저 접합에 관한 연구

## Part 2 : 접합 공정의 열 및 금속간 화합물 성장 해석

박 태 완\* · 조 정 호\*\* · 나 석 주\*\*

\*(주)현대자동차 플랫폼 개발팀

\*\*한국과학기술원 기계공학과

## A Study on Laser Joining of Low Carbon Steel and Aluminum Alloy

## Part 2 : Process Analysis

Tae-Wan Park\*, Jung-Ho Cho\*\* and Suck-Joo Na\*\*

\*Hyundai Motor Company, Platform Development Team, Seoul 137-938, Korea

\*\*Dept. of M.E., KAIST, Daejeon 305-701, Korea

## Abstract

In this part, thermal finite element analysis(FEA) is conducted for the experiments in part 1. The molten area of base metals are analyzed by FEA results and compared with experimental ones. Temperature data from FEA results are used to calculate the IMC layer thickness analytically at the interface. IMC layer is established as a function of time and temperature when there is an interaction between solid steel and molten aluminum. The IMC layer thickness is obtained by cumulative computations using the time-temperature data from FEA results.

\* Corresponding author : sjna@kaist.ac.kr

(Received August 5, 2005)

Key Words : Laser joining, IMC, Steel-Aluminum joining, FEA, Automobile industry

## 1. 유한요소법을 이용한 열해석

본 장에서는 접합부의 온도분포를 구하기 위하여 유한요소법을 이용한 열 해석을 수행하였다. 접합부의 형상은 실험 결과를 바탕으로 모델링하였다. 본 해석을 통하여 접합 계면에서의 온도 분포를 구하였으며, 이는 2장에서 금속간 화합물의 두께를 수학적으로 구하기 위한 데이터가 된다. 해석은 상용 유한요소 해석 틀인 ABAQUS를 사용하였고, 요소 유형은 열 해석 요소인 DC3D8을 사용하였다.

레이저를 이용한 접합 공정에서 시간과 위치에 따른 온도분포는 미분방정식으로 표현되는 열전달 지배방정식과 경계조건에 의해 결정된다. 다음의 열전달 지배방정식에서 온도에 의한 열변형은 미소하다고 가정하고 무시하였다<sup>1)</sup>. 따라서 열전달 지배방정식은 다음과 같다.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + q = \rho c \quad (1)$$

여기서,  $T$ : 온도 [K] $k$ : 열전도 계수 [W/mK] $q$ : 단위 체적당 열 발생량 [W/m<sup>3</sup>] $\rho$ : 밀도 [kg/m<sup>3</sup>] $c$ : 비열 [J/kg·K] $t$ : 시간 [sec]

본 연구에서는 레이저를 이용한 접합 과정 중 발생하는 화학반응(chemical reactions)과 금속의 증발을 무시하였으며, 이 때의 지배방정식은 다음과 같다.

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\nabla k) \quad (2)$$

경계조건은 표면 입열(heat flux)로써 Fourier 방정식으로 주어진다.

$$q'' = k\nabla T \tag{3}$$

초기조건(Initial condition)은 다음과 같다.

$$T(x, y, z, 0) = T_0(x, y, z) \tag{4}$$

여기서  $T_0$ : 초기온도 [K] 이다.

레이저의 열 입력 모델은 레이저가 조사되는 면에서의 명암을 측정함으로써 알 수 있다. 조사면에서 레이저 빔의 단면 분포 형태 측정을 위하여 Fig. 1과 같은 실험 장치를 구성하였다. 본 공정에 사용하는 레이저에 의해 조사면에서 생성되는 분포 형태를 CCD(Charge Coupled Device) 카메라를 이용하여 측정하였다. 레이저의 에너지 밀도가 CCD 카메라를 포화시킬 만큼 강하므로, 슬라이드 글래스를 사용하여 반사된 레이저 빔의 화상을 측정하였다. 레이저 빔은 대부분 슬라이드 글래스를 투과하며, 약 1% 정도의 레이저 빔이 슬라이드 글래스에 의해 반사된다. 슬라이드 글래스에 의해 반사된 레이저 빔은 작업에 사용되는 레이저 빔과 슬라이드 글래스를 기준으로 면대칭이며, 조사면에서 투과된 레이저 빔과 동일한 단면 분포를 갖는다.

슬라이드 글래스에 의해 반사된 빔의 화상 처리를 통하여 조사면에서의 빔 단면 분포를 Fig. 2와 같이 구하였다. 레이저 빔 초점의 중심을 통과하는 선을 따라 명암도를 조사하여 Gaussian 분포와 비교하였다. Fig. 2에서 알 수 있듯이 조사면에서 열원의 분포는 Gaussian 함수의 분포 형태와 유사하며, 따라서 본 해석에서의 레이저에 의한 에너지는 Gaussian 분포의 에너지 밀도를 가지는 것으로 가정하였다. Gaussian 분포의 에너지 밀도를 가지는 열입력은 다음과 같이 수식화 될 수 있다<sup>2)</sup>.

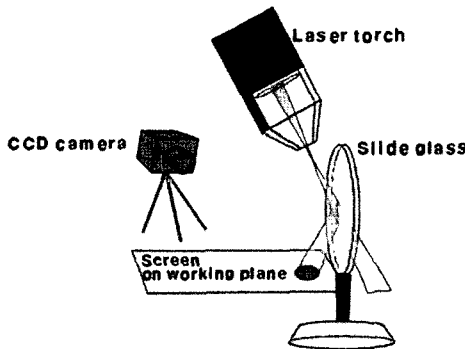


Fig. 1 Experimental setup for beam profiling

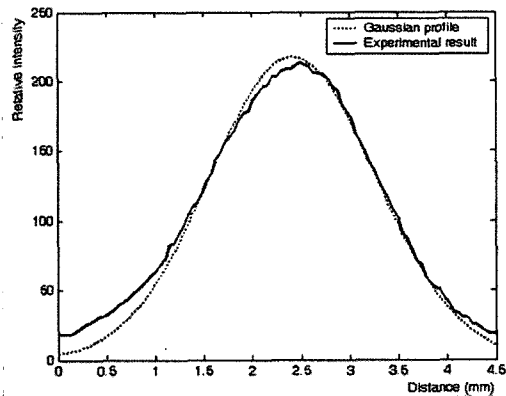
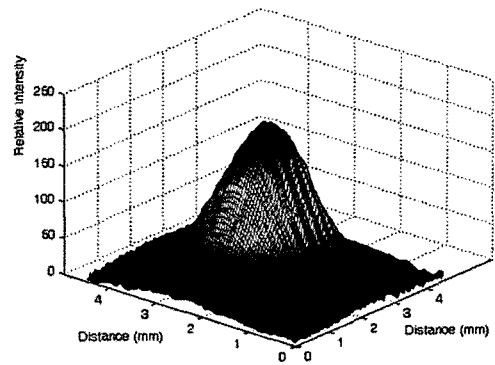


Fig. 2 3D beam profile by image processing and cross sectional comparison with Gaussian profile

$$I(r) = I(x, y) = 3 \frac{aP}{\pi r_0^2} \exp\left(-c^2 \frac{r^2}{r_0^2}\right) \tag{5}$$

여기서,  $r^2 = x^2 + y^2$ ,

$I$  : 레이저 에너지 밀도,

$P$  : 레이저 출력,

$a$  : 재료에 대한 레이저 빔의 흡수율,

$r_0$  : 빔의 유효반경

이고,  $c = \sqrt{3}$  으로 하여 95%의 에너지가 유효반경 내에 들어오는 것으로 가정하였다. 본 연구에서는 레이저 빔을 디포커스하여 유효직경으로 3.5mm, 4mm, 4.5mm 세 가지 경우를 사용하였다.

본 연구에서는 펄스 Nd:YAG 레이저를 사용하였다. 레이저의 평균 출력은 780W이고, 펄스 폭은 7ms, 펄스 빈도수는 15Hz로 실험을 수행하였다. 본 연구에서 사용된 레이저의 펄스는 Fig. 3과 같이 직사각형으로 가정하였다. 실제 펄스 레이저의 경우 각 펄스는 시간 영역에서 직사각형이 수많은 불규칙한 피크의 구성으로 하나의 펄스를 이루고 있다<sup>3)</sup>. 하지만, FEM 해석에서의 펄스 레이저의 피크형 모델링은 불가능하고, 레이저

의 평균 출력에는 영향을 미치지 않으므로 무시하였다. 또한 각 펄스가 시작될 때와 끝날 때 레이저 출력이 증가하고 감소하는 구간이 있는데, 이는 레이저 제조사의 설계서에 의하면,  $\mu s$ 단위로 실제 펄스 길이인  $ms$ 단위보다 1000배 정도 작은 단위이므로, 무시하여도 해석 결과에 영향을 미치지 않는다고 가정하였다.

Fig. 3에서 보듯이 각 펄스에서 레이저 출력은 780W가 아니다. 위 식에서의 레이저 출력  $P$ 는 평균 출력이며, 따라서 펄스 레이저를 FEM 해석에 적용하기 위해서는 실제 레이저 조사시간을 고려하여 각 펄스의 평균 출력을 결정하여야 하며, 다음과 같다.

$$15(Hz) \times \frac{7ms.}{1sec.} \times P_{pulse} = P \tag{6}$$

$$P_{pulse} = P \times \frac{1sec.}{15 \times 7msec.} \tag{7}$$

$P$ 값에 레이저의 평균 출력 780W를 대입하면, 각 펄스의 평균 출력,  $P_{pulse}$ 는 약 7428.57W가 된다. 따라서 각 펄스는 7428.57W의 평균 출력으로 7ms 동안 조사되고, 15Hz의 주기로 반복된다.

레이저의 흡수율은 재료, 표면 거칠기, 온도 및 레이저 파장 등에 따라 크게 변화한다. 일반적으로 적외선 파장대의 레이저는 금속에 대한 흡수율이 낮은 편이며, 상온에서의 금속에 대한 다양한 파장대의 흡수율이 Fig. 4에 나타나 있다.

Nd:YAG 레이저의 경우에는 알루미늄 표면에서는 약 5% 정도의 흡수율을 가짐을 알 수 있고, Steel의 경우에는 약 30% 정도의 흡수율을 가짐을 알 수 있다. 흡수율은 온도의 증가에 따라 점점 증가하는데, 용융상태의 알루미늄은 약 20% 이상까지 흡수율이 증가한다고 알려져 있다. J. Xie는 용융상태 녹는점에서의 알루

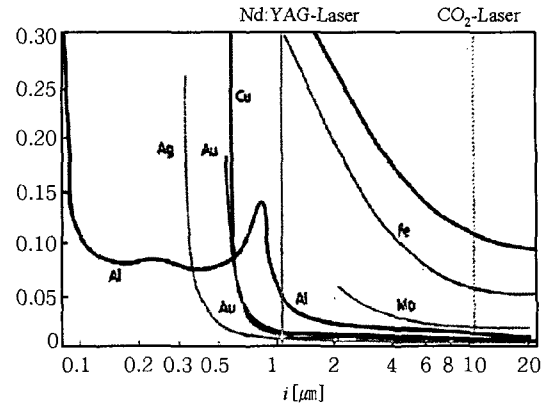


Fig. 4 Absorption rate of various materials

미늄의 흡수율이 20.2%로 밝히고 있다<sup>4)</sup>.

흡수율은 금속의 표면 거칠기와 플럭스의 사용에 의해서도 영향을 받는다. 금속의 표면 거칠기가 거칠어지면 흡수율이 증가하며, 플럭스가 존재할 경우에도 흡수율이 증가한다는 연구가 있다. 하지만 금속이 용융상태일 경우 플럭스에 의한 금속의 흡수율의 변화에 대한 연구는 거의 이루어지지 않았으며, 표면 거칠기와 플럭스가 흡수율에 복합적으로 미치는 영향을 고려하기에는 어려움이 있다. 따라서 본 연구에서는 표면 거칠기와 플럭스에 의한 금속 흡수율의 변화를 무시하고, 강 표면에서의 레이저 흡수율은 30%, 알루미늄 표면에서의 흡수율은 20%를 사용하였다.

본 유한요소 해석은 열전달 해석이며, 따라서 온도에 따라 변하는 물성치를 사용하였다<sup>5)</sup>. 열전달 해석에 사용되는 물성치는 밀도, 열전도율, 용융 잠열 등이 있으며 그 값은 Fig. 5, Fig. 6과 같고, 알루미늄의 용융점은 645-660°C, 용융 잠열은 397kJ/kg이다.

실제 접합 과정에서 일어나는 현상을 시간에 따라 단순히 정리하면 다음과 같다. 레이저 빔에 의해 강 부분은 고체 상태에서 온도가 상승하며, 알루미늄은 레이저

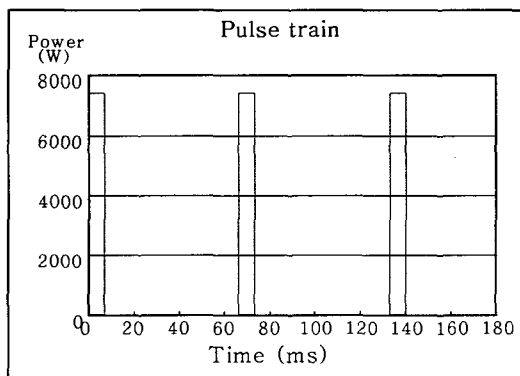


Fig. 3 Pulsed laser heat source

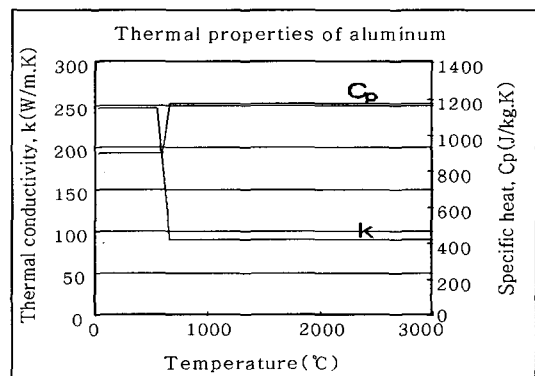


Fig. 5 Thermal properties of aluminum

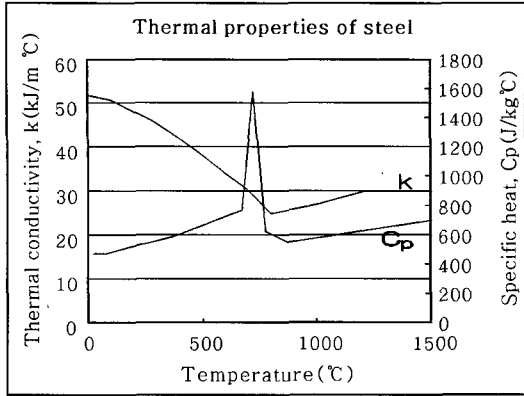


Fig. 6 Thermal properties of steel

를 받는 부분의 표면부터 녹기 시작한다. 그리고 알루미늄이 점점 많이 녹음에 따라 보호 가스에 의한 압력, 중력, 그리고 표면에너지에 따른 유동이 발생하며, 강 표면에 접촉하게 되면 젖음이 발생하고 접합부를 형성하게 된다.

본 연구에서는 접합 공정의 열 해석에 초점을 맞추어 유동해석은 제외하였으며, Fig. 7에서와 같이 레이저 빔의 조사 후 용융으로 인해 흘러내리는 부분은 유한 요소를 제거하고, 용융되어 흘러내려 접합부를 형성하는 알루미늄 부분은 유한요소를 추가하여 유동을 모사하였다. Fig. 7에서 유동에 의한 요소의 제거와 생성이 일어나는 위치는 각각의 레이저 펄스가 가해진 후, 레이저 중심에서부터 펄스 주기 동안의 진행 거리로 결정하였다. 이는 용융 알루미늄이 강 표면에서 젖음을 발생시키기 위한 최소조건, 즉 강 표면에서의 온도가 660°C 이상 되어야 하는 조건을 만족시킨다. 열 해석 결과를 얻기 위해서 제거되는 유한 요소가 가지고 있는 에너지를 생성되는 유한 요소가 갖게 하여, 유동의 모사에 의한 에너지의 손실이 발생하지 않게 하였다. 실제 사용한 유한요소 툴인 ABAQUS 의 격자는 Fig. 8 과 같다.

열 해석 결과로 얻어진 접합 계면에서의 온도 분포는 다음 장에서 금속간 화합물의 두께를 계산하는데 사용

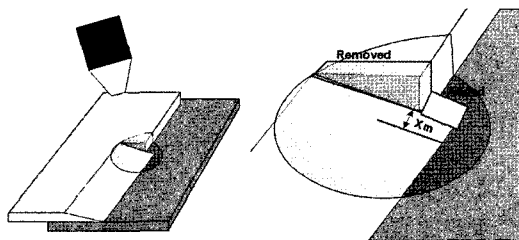


Fig. 7 Schematic of the FEA procedure and model change during laser irradiation

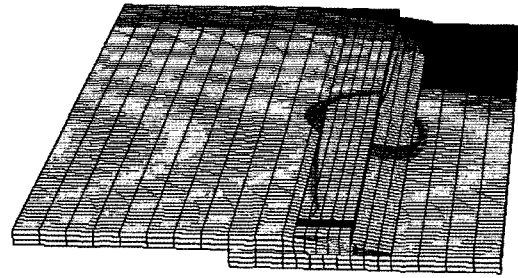


Fig. 8 FE analysis using ABAQ

될 것이다. 열 해석 결과 약 2.3 초 후에 온도분포가 준정상 상태가 됨을 확인할 수 있었고 따라서 약 2.5 초 후에 접합부의 단면을 관찰하였다. 준정상 상태에서 레이저가 조사된 후, 접합부의 온도가 최고일 때의 온도분포를 구할 수 있었으며, 이를 알루미늄 용융온도 이상인 영역과 강 용융온도 이상인 영역으로 등온선을 단순화시켜 Fig. 9와 같이 같은 조건에서의 실험과 비교하였다. 단면 사진에서의 실선은 해석에 의한 알루미늄

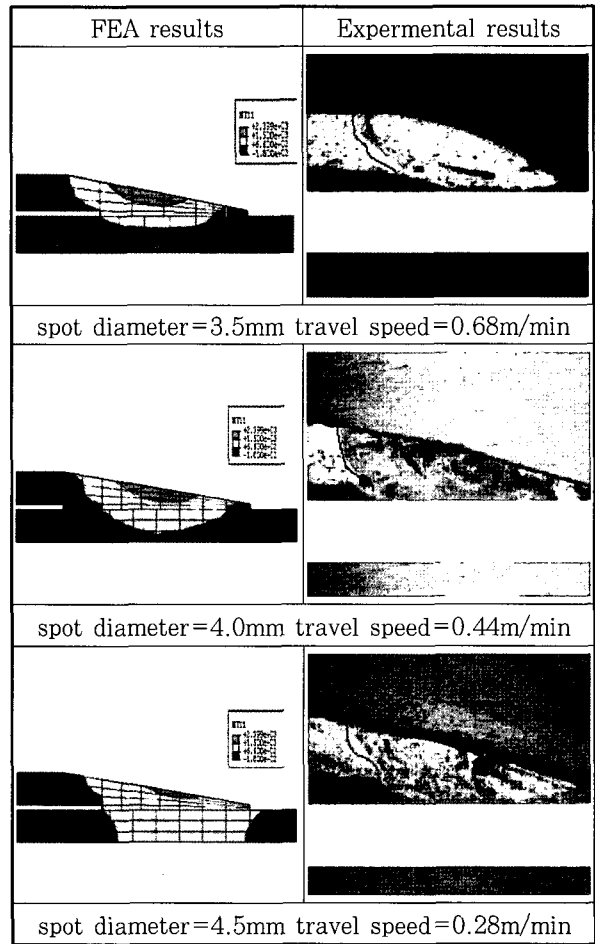


Fig. 9 Temperature distribution of analysis results and analyzed fusion line with real experimental results

높은 용융부를 나타내는데, 알루미늄 용융부의 크기는 실험과 거의 비슷한 경향을 보임을 알 수 있다.

## 2. 접합계면에서의 IMC의 성장

본 연구에서는 레이저에 의해 알루미늄의 용융이 발생하며, 강은 고체 상태에서 표면의 온도가 올라가는 범위에서 다루고 있다. 따라서 접합 계면에서는 용융된 알루미늄과 고체 상태 강의 상호작용(kinetic interactions)이 발생하게 되며, 금속간 화합물이 발생한다. 금속간 화합물은 용접이나 표면 처리 공정과 같은 다양한 재료의 가공 공정에서 응용될 수 있기 때문에, 많은 선행 연구자들에 의해 연구가 이루어졌다.

알루미늄과 강 사이에 발생하는 금속간 화합물은 여러 종류가 있으며, 취성의 금속간 화합물과 연성의 금속간 화합물로 나눌 수 있다. 취성의 금속간 화합물은 상대적으로 Al의 함량이 많은 금속간 화합물로  $FeAl_2$ ,  $FeAl_3$ ,  $Fe_2Al_5$ 가 주로 발생하는 것으로 알려져 있다. 반면, 연성의 금속간 화합물은 Fe의 함량이 많은 금속간 화합물로  $Fe_3Al$ 과  $FeAl$ 이 주로 발생하는 것으로 알려져 있다. 그리고, 본 연구에서는 선행 연구의 결과와 마찬가지로 취성의 금속간 화합물이 주로 발생하였다.

금속간 화합물의 성장 이론에 대해서는 A. Bouayad et al., Shigeaki Kobayashi et al., H. Mehrer et al. 등 많은 연구자들에 대해 선행 연구가 이루어져 왔다<sup>6,7,8</sup>). 금속간 화합물의 성장 속도를 설명하는 모델은 포물선 식, 선형 식 등 여러 가지가 있으나, 본 연구에서 주로 발생하는  $Fe_2Al_5$ 와  $FeAl_3$ 는 Dybkov가 제안한 parabolic 식을 따른다는 연구 결과를 바탕으로 하였다<sup>9</sup>). A. Bouayad et al.은 Fe-Al 계면에서 발생하는  $Fe_2Al_5$ 와  $FeAl_3$ 의 성장 속도를 포물선 식을 이용하여 각 온도에서의 금속간 화합물의 성장 속도를 예측할 수 있게 하였다<sup>6</sup>).

본 연구에서는  $Fe_2Al_5$ 가 주로 생성되는 금속간 화합물이며,  $FeAl_3$ 가 생성되는 두께는 A. Bouayad et al.에 의해 다음의 식을 따른다.

$$y = 6.4 \times 10^{-9} t + 2.217 \times 10^{-9} (m) \quad (8)$$

위의 식은 짧은 시간 동안 일어나는 반응에 대해서는 설명하지 못하며, 따라서 본 연구에서  $FeAl_3$ 는 2.2  $\mu m$  이내에서 생성된다고 가정하였다.

일반적인 포물선 식은 다음과 같이 간단히 표현 가능하다.

$$X^2 = K^2 t \quad (9)$$

여기서,  $K$  : 비율 상수

$X$  : 금속간 화합물의 두께

$t$  : 시간

비율 상수는 온도의 함수로 다음과 같이 Arrhenius 방정식으로 표현될 수 있다.

$$K^2 = K_0^2 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (10)$$

여기서,  $K_0^2$  : frequency factor

$Q$  : 활성화 에너지

$R = 8.31(\text{J/mol} \cdot \text{K})$  : 기체 상수

$T$  : 절대 온도 (K)

이상에서 A. Bouayad et al.이  $Fe_2Al_5$ 의 성장 속도를 구하기 위해 실험을 통해 얻은 값은  $Q = 74.1$  (kJ/mol)이었으며, 이때의 frequency factor는 다음과 같다.

$$K_0^2 = 2 \times k_1 = 1.81 \times 10^{-10} m^2 s \quad (11)$$

위에서 설명한 금속간 화합물의 성장 속도에 관한 이론은 일정한 온도 조건하에서 이루어진 실험을 통하여 얻어진 결론이다. 강 시편과 용융 알루미늄을 로(furnace) 등을 이용하여 가열 한 후에, 그 온도를 일정하게 유지하며 금속간 화합물의 성장 속도를 측정된 선행 연구의 결과이다. 반면 본 연구의 유한 요소 해석 결과는 시간에 따라 온도가 변화한다. 따라서 변화하는 온도에서의 금속간 화합물의 성장을 예측하기 위하여 단위시간당 평균 온도에 따른 금속간 화합물의 두께를 누적 계산하는 방법을 고안하였다.

앞에서 설명한 바와 같이 금속간 화합물의 두께는 다음의 식에 의하여 결정된다.

$$X = K \sqrt{t} \quad (12)$$

앞에서 우리는 유한 요소 열해석을 통하여 접합 계면에서의 구한 시간에 따른 온도의 데이터를 구하였으며, 그 데이터를 작은 단위 시간당 평균 온도로 근사화시킬 수 있다. 유한 요소 해석에서의 시간 변화 단위인 단위 시간을  $t_1, t_2, t_3, \dots, t_n$ 으로 놓을 때, 각 단위 시간 구간에서의 평균온도를  $T_1, T_2, T_3, \dots, T_n$ 으로 놓을 수 있다.  $K$ 는 온도의 함수이므로 각 온도에서의 값은  $K_1, K_2, K_3, \dots, K_n$ 으로 놓는다.  $n$ 번째 단위 시간이 지나고 동안 발생하는 금속간 화합물의 전체 누적 두께를  $X_n$ 이라 놓으면, 첫

번째 단위 시간  $t_1$ 이 지난 후 발생한 금속간 화합물의 두께는 다음과 같다.

$$X_1 = K_1 \sqrt{t_1} \tag{13}$$

두 번째 단위 시간  $t_2$ 가 지난 후의 금속간 화합물의 두께  $X_2$ 를 구하기 위해서는, 금속간 화합물이  $X_1$ 만큼 성장한 이후의 성장 속도를 따라야 한다. 따라서 두 번째 단위시간  $t_2$ 에 의한 금속간 화합물의 두께를 구하기 위해서는  $X_1$ 이  $t_2$ 구간에서의 평균온도  $T_2$ 의 조건에서 발생하는데 걸리는 등가시간  $t'_2$ 을 구할 필요가 있다. 그리고 전체 누적시간  $t_1 + t_2$ 가 지난 후의 전체 금속간 화합물의 두께  $X_2$ 는 다음과 같다.

$$t'_1 = \frac{X_1^2}{K_2^2} \tag{14}$$

$$X_2 = K_2 \sqrt{(t'_1 + t_2)} \tag{15}$$

마찬가지 방식으로 세 번째 단위 시간  $t_3$ 가 지난 후의 전체 누적 시간  $t_1 + t_2 + t_3$ 가 지난 후의 금속간 화합물의 전체 두께  $X_3$ 는 다음 식에 의해 결정된다.  $t_2$ 은 단위 시간  $t_3$ 를 적용하기 이전까지 발생한 전체 금속간 화합물의 두께  $X_2$ 가 새로운 평균온도 조건  $T_3$ 에서의 등가 시간이다.

$$t'_2 = \frac{X_2^2}{K_3^2} \tag{16}$$

$$X_3 = K_3 \sqrt{(t'_2 + t_3)} \tag{17}$$

$n$ 번째 단위 시간이 지난 후의 금속간 화합물의 두께로 식을 일반화 시키면 다음과 같다.

$$X_n = K_n \sqrt{(t'_{n-1} + t_n)} \tag{18}$$

$$t'_{n-1} = \frac{X_{n-1}^2}{K_n^2} \tag{19}$$

### 3. 결과 및 고찰

식 (18), (19)를 바탕으로 1장에서 유한요소 해석을 통한 접합 계면에서의 시간에 따른 온도 데이터를 바탕으로 금속간 화합물의 두께를 계산하였다. 초점 직경이

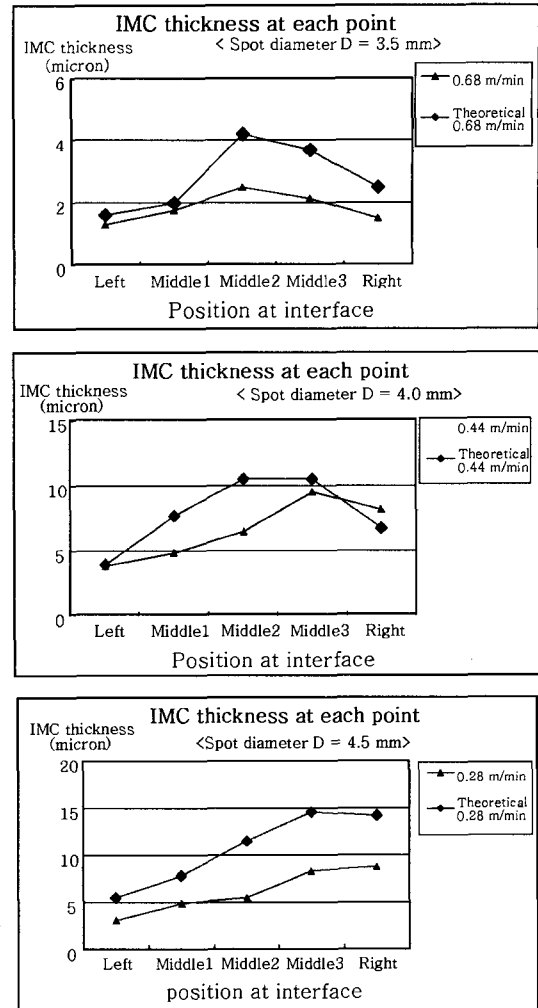


Fig. 10 IMC thickness by analytic method and experimental results

3.5mm, 4.0mm, 4.5mm 인 경우에 대해 유한요소 해석을 수행하였고, 금속간 화합물의 두께를 계산하였다. Fig. 10과 같이 해석과 실험간에는 오차는 존재하지만, 비슷한 경향의 결과를 얻을 수 있었다.

해석과 실험간의 금속간 화합물의 두께가 다른 이유는 다음의 세 가지 이유를 들 수 있다. 첫째, FEM에 의한 해석에서 용융된 알루미늄의 유동이 무시되었기 때문이다. 해석에서 요소의 생성과 제거과정을 통하여 유동을 모사하였지만, 실제 유동에 의한 온도 분포와의 차이가 존재할 것이다. 따라서 접합부의 금속간 화합물의 성장속도에도 오차가 발생하게 된다. 둘째, 금속간 화합물의 이론값들은 준정상 상태에서 상대적으로 오랜 시간 동안의 반응에 의한 값들이다. 하지만 본 연구에서는 접합부의 온도는 매우 짧은 시간 동안 급격히 변화를 가지기 때문에 오차가 존재한다. 셋째로, 금속간 화합물의 성장 속도는 순철에 의한 데이터이므로, 본 연구에 사용된 탄소강과는 차이가 있다.

#### 4. 결 론

본 연구에서 우리는 알루미늄을 용융시켜 고체의 강 표면에 접합시키는 방법을 제안하였고, 알루미늄과 강의 금속간 화합물 두께를 10 $\mu$ m 이내로 조절할 수 있는 공정 조건을 제시하여 충분한 접합 강도를 얻을 수 있음을 입증하였다. 또한, 유한 요소법을 이용한 열해석으로 본 접합 공정의 해석적 근거를 마련하였고, 이 결과를 바탕으로 알루미늄-강 금속간 화합물의 두께를 해석적으로 계산할 수 있는 방법을 제안하였다.

#### 후 기

본 연구는 BK21 사업의 연구비 지원에 의해서 수행되었습니다.

#### 참 고 문 헌

1. S.-H. Yoon, "A study on the automation of laser brazing process and its application to rapid laminate tooling", (2004), Ph.D. Dissertation, Korea Advanced Institute of Science and Technology
2. W.-S. Chang, "A study on the three-dimensional analysis of micro-scale deformation and the laser speckle measurement in the laser precision joining of small structure", (2001), Ph.D. Dissertation, Korea Advanced Institute of Science and Technology
3. J.F. Ready, "Industrial applications of lasers", (1997), Second edition, Academic Press, 90 - 102.
4. J. Xie et al., "Laser welding of thin sheet steel with surface oxidation", *Welding Journal*, **78** (1999), 343-348
5. "Metals handbook", (1979), Vol.1, Ninth edition, American Society of Metals
6. A. Bouayad et al., "Kinetic interactions between solid iron and molten aluminum", *Materials Science and Engineering*, A363 (2003), 53-61
7. H. Mehrer et al., "Diffusion in intermetallic phases of the Fe-Al and Fe-Si systems", *Materials Science and Engineering*, A239-240 (1997), 889-898.
8. S. Kobayashi et al., "Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment", *Materials Science and Engineering*, A338 (2002), 44-53
9. V.I. Dybkov, "Reaction diffusion in heterogeneous binary systems. Part II Growth of the chemical compound layers at the interface between two elementary substances: two compound layers", *Journal of Materials Science*, **21** (1986), 3085 - 3090