 논문

용융 접합한 주철 - Al 합금의 금속간화합물 층 형성 거동에 미치는 열처리의 영향

강성민 · 한광식 · 강용주 · 김광원 · 임예라 · 문지선 · 손광석 · 김동규[†]

동아대학교 신소재공학과

Effect of Heat Treatment on the Formation Behavior of Intermetallic Compound Layer in Fusion Bonding of Cast Iron and Al Alloy

Sung-Min Kang, Kwang-Sik Han, Yong-Joo Kang, Kwang-Won Kim, Ye-Ra Im,

Ji-Sun Moon, Kwang-Suk Son, and Dong-Gyu Kim[†]

Dept. of MASE, Dong-A University, Busan 604-714, Korea

Abstract

Fusion bonding of cast iron and Al alloy is an effective way to improve the properties such as low inertia, high efficiency and corrosion resistance in machinery parts. In case of fusion bonding, intermetallic compound layers are formed at the interface between cast iron and Al alloy interface. It is important to control the intermetallic compound layers for improving bonding strength. The formation behavior of intermetallic compound layer by heat treatment has been investigated. Heat treatment was performed at temperature from 600°C to 800°C with 100°C interval for an hour to investigate the phase transformation during heat treatment. Heat treated specimens were analyzed by using FE-SEM, EPMA and EDS. The EPMA/WDS results revealed that various phases were formed at the interface, which exhibited 4 distinct intermetallic compound layers such as τ_6 -Al_{4.5}FeSi, τ_2 -Al₃FeSi, τ_{11} -Al₃Fe₂Si and η -Al₃Fe₂. Also, fine precipitation of τ_1 -Al₂Fe₃Si₃ phase was formed between τ_{11} and η layer. The phase fraction in intermetallic compound layer was changed by heat treatment temperature. At 600°C, intermetallic compound layer of τ_6 phase was mainly formed with increasing heat treatment time. With increasing heat treatment temperature to 800°C, however, τ_2 phase was mainly distributed in intermetallic compound layer. τ_1 phase was remarkably decreased with increasing heat treatment time and temperature.

Key words : Intermetallics, Bonding, Phase transformation, Cast iron, Al alloy, Heat treatment.

(Received January 16, 2012 ; Accepted February 24, 2012)

1. 서 론

Al 합금과 철계 소재의 용융 접합 시 계면에 형성되는 접합층은 Al-Fe 2원계 또는 Al-Fe-Si 3원계로 이루어진 금속간화합물로 구성되어 있다. 특히, 탄소강에 순 알루미늄을 용융 알루미늄 도금할 경우, 금속간화합물 층은 화학성분비에 따라 2원계인 η -Fe₂Al₃와 θ -FeAl₃상이 주로 형성되며, 상의 종류에 따른 기계적 성질 및 열처리에 따른 상 분포의 변화가 나타난다[1-2]. 한편, 탄소강 또는 합금강을 Al-Si 합금으로 용융 알루미늄 도금 할 경우, 3원계의 금속간화합물 층은, τ_1 ~ τ_{11} 이 형성될 수

있으며[3], 특히 τ_1 -Al₂Fe₃Si₃, τ_5 -Al_{7.4}Fe₂Si, τ_6 -Al_{4.5}FeSi 그리고 τ_{11} -Fe₂Al₃Si 또는 η -Fe₂Al₃ 상이 주로 형성되는 것으로 알려져 있다[4-6]. 또한, τ_5 로 형성된 금속간화합물 층은 열처리 시간이 증가함에 따라 τ_6 , η 그리고 θ 상 등의 상변태 과정 후 최종적으로 Fe의 함량이 높은 β -FeAl과 Si의 함량이 높은 τ_1 상이 존재하는 것으로 보고되고 있다[5].

전술한 바와 같이, 지금까지 보고된 연구는 대부분 탄소강 또는 합금강에 Al 합금 층을 코팅하였을 때 금속간화합물 층의 형성 거동에 관한 연구가 주로 이루어졌다[1,4-7]. 그러나, 산업적으로 활용도가 높은 주철 소재와 주조성이 우수한 Al-Si

[†]Corresponding author: Dong-Gyu Kim

[Tel: +82-51-200-7755, E-mail : dgkim@dau.ac.kr]

합금의 용융접합에 대한 연구는 아직 충분히 이루어지지 않고 있으며, Al, Si 그리고 Fe 원자의 상호 치환확산을 통해 형성되는 금속간화합물 층의 제어를 위한 열처리 시 공급되는 Al과 Si의 함량이 제한적인 상태에서 수행되었다.

본 연구의 선행 연구에서 보고한 바와 같이, 탄소함량이 높은 주철과 알루미늄 합금 계면에서 생성되는 금속간화합물은 탄소함량이 낮은 탄소강과 알루미늄 합금 계면에서 생성되는 금속간화합물과 비교하여 성장형태와 두께가 변화하고 있으며, Si 함량이 증가할수록 금속간화합물의 두께는 현저히 감소하였다[13]. 또한, 과공정 Al-Si 합금의 경우 용고 시 정출하는 초정 Si 입자로 인하여 용고 수축이 감소하기 때문에 접합계면에 발생하는 수축응력을 감소시킬 수 있을 것으로 판단된다. 한편, 열처리를 통한 금속간화합물 층의 두께 및 분포 변화는 계면의 응력 분포를 변화시켜 접합 거동에도 영향을 미칠 것으로 판단된다.

따라서, 본 연구에서는 주철과 과공정 Al-Si 합금의 용융 접합 계면에 형성된 금속간화합물 층의 형성 거동에 미치는 열처리의 영향을 조사하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 주철의 화학조성은 Fe-3.5C-2.4Si-1.1Mn-0.6Cr이며 시험편은 60×90×10 mm의 판재로 가공하였다. 용융 접합 공정은 주철 시험편의 표면을 경면 연마하고 칸탈산을 발열체로 하는 전기용해로에서 800°C의 Al-17%Si 합금 용탕에 3분간 침지한 후, 금형에 삽입한 뒤 침지한 Al-Si 합금과 동일한 조성의 용탕을 주입하는 공정으로 제작되었으며 별도의 용탕 처리 및 플럭스 처리는 시행하지 않았다. 연구에 사용된 주철과 과공정 Al-Si 합금의 화학조성은 GDA 분광분석기를 사용하여 분석하였으며 Table 1에 나타내었다.

주입이 완료된 용융 접합 시험편은 400°C로 예열된 로에서 1시간 동안 유지한 후 상온까지 냉각하였다. 냉각이 완료된 용융 접합 시험편은 10×10×20 mm 두께로 와이어 방전가공을 한 후 열처리 전 접합 계면을 분석하였다(Fig. 1(a)). 이때 열처리에 사용된 시험편은 초기 균열이 존재하지 않는 완전한 접합 시험편을 사용하였으며, 열처리 조건은 Fig. 1 (b)에 나타내었다. 열처리 온도는 600°C에서 800°C까지 100°C 간격으로 시행하였으며, 이때 열처리 시간은 5분, 10분, 30분, 60분 동

Fig. 1. Schematic illustration of (a) specimen and (b) heat treatment cycle.

안 수행하였다. 열처리가 완료된 시험편의 미세조직 관찰을 위하여 광학현미경, FE-SEM/EDS 그리고 EPMA/WDS 분석을 시행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 용융 접합 시험편의 단면 미세조직

Fig. 2에 용융 접합한 Al-17%Si 합금과 주철의 접합 계면의 미세조직 사진을 나타내었다. Fig. 2의 (a)~(c)에 나타나는 바와 같이 금속간화합물 층 중 주철 방향에 가까운 쪽에서 주로 균열이 발생하였다. 이때, 균열은 분리형(Fig. 2(a)), 균열형(Fig. 2(b)), 미세균열형(Fig. 2(c)) 형태로 나타났으며, 균열의 형성 형태는 금형 벽에 가까울수록 완전히 분리된 형태로 존재하였다. 금형 벽에 가까울수록 완전히 분리된 형태로 균열이 발생한 것은 온도가 낮은 금형 외벽부터 용융 Al-Si 합금이 용고를 시작한 것에 기인한 것으로 판단된다. 즉, 먼저 용고가 일어난 금형 쪽 Al-Si 합금은 최종 용고부인 중심부가 용고할 때 발생하는 수축응력에 의해 균열의 크기 및 발생 빈도가 증가한 것으로 판단된다. 한편, Fig. 2(d)에서 나타나는 바와 같이 Al 합금과 주철의 용융접합 시 금속간화합물 층이 주철과 Al-Si 합금 계면에 존재한다.

금속간화합물 층에 발생한 균열 발생위치의 면밀한 분석을 위해 EPMA/WDS 선 분석 및 EDS 점 분석한 결과를 Fig. 3과 Table 2에 나타내었다. 용융접합 시 형성된 금속간화합물 층을 BEI 모드로 관찰한 결과 금속간화합물 층은 4개의 층((1)~(3), (5))으로 형성되어 있으며, 3번과 5번 영역 사이에 밝은색의 띠 ((4))가 관찰되었다(Fig. 3(a)). 각 영역의 점 분석

Table 1. Chemical composition of cast iron and hypereutectic Al-Si alloy (wt.%).

	C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo	Sn	Fe
cast iron	3.56	2.48	1.16	0.63	0.14	0.06	0.80	Bal.
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Al
hypereutectic Al-Si alloy	0.02	0.4	0.01	16.8	0.6	0.01	0.1	Bal.

Fig. 2. Cross-sectional microstructure of fusion bonded Al-17%Si alloy with cast iron specimen before heat treatment. (a) separated region (b) cracking region (c) hairline crack region (d) bonded region.

Fig. 3. EPMA/WDS analysis of intermetallic compound layer formed between Al-17%Si alloy and cast iron before heat treatment. (a) back scattered electron image (b) phase fraction.

Table 2. Phases formed in this study compared with reference [3] for Fe-Al-Si system.

No.	Phase	Reference [3]	This study
(1)	τ_6 -Al _{4.5} FeSi	Al _{64.5-67.5} Fe _{15.5-16.5} Si ₁₇₋₁₉	Al _{68.35} Fe _{14.78} Si _{16.86}
(2)	τ_2 -Al ₃ FeSi	Al _{53.9-65.3} Fe _{19.5-20.5} Si _{15.2-25.6}	Al _{61.72} Fe _{21.29} Si _{16.98}
(3)	τ_{11} -Al ₃ Fe ₂ Si	Al _{64-66.5} Fe ₂₄₋₂₅ Si _{9.5-11}	Al _{63.06} Fe _{29.10} Si _{7.84}
(4)	τ_1 -Al ₂ Fe ₃ Si ₃	Al _{24.5-45} Fe _{36.5-37.5} Si _{8.5-41.5}	-
(5)	η -Al ₅ Fe ₂	-	Al _{67.51} Fe _{29.67} Si _{2.82}

결과와 이전 연구에서 밝혀진 3원계 Al-Fe-Si 금속간화합물 들의 성분비를 비교한 결과[3], 1번 영역은 τ_6 , 2번 영역은 τ_2 , 3번 영역은 τ_{11} 그리고 5번 영역은 η 상으로 나타났다(Table 2). Kostka 등 [7]에 따르면, 금속간화합물 층은 Al 합금과 Fe 기지조직 계면에 두 개의 층으로 형성되며 주철 방향에 가까운 쪽은 η -Fe₂Al₃ 또는 τ_{11} -Fe₂Al₃Si으로, Al-Si 합금 방향에 가까운 쪽은 τ_5 -Al₇Fe₂Si 또는 τ_6 -Al_{4.5}FeSi 상으로 이루어져 있다고 보고하였다. 특히, Fe 기지조직에 가까운 η 상 또는 τ_{11} 상으로

구성된 금속간화합물 층은 τ_5 또는 τ_6 상으로 구성된 금속간화합물 층에 비해 Si의 함량이 낮은 층으로, η 상의 경우 1.5%~7.6 at%, τ_{11} 상의 경우 9.5~11at%의 Si 고용량을 가지고 있다[3,8,9].

한편, 4번 영역의 밝은색 띠는 미세한 석출물 형태의 금속간화합물인 τ_1 -Al₂Fe₃Si₃으로 판단된다[5,7]. τ_1 은 η 또는 τ_{11} 상에 비해 높은 Si 고용량을 가지고 있으며, η 또는 τ_{11} 상이 형성될 때 고용되지 못한 Si이 η 또는 τ_{11} 층 내에 응집되어 형성 된다. Y. Du 등[10]의 연구에 따르면, 본 연구의 실험 조건인 800°C에서 금속간화합물의 형성은 다양한 상변태 거동이 있을 것으로 예상되나, Fig. 3과 Table 2의 결과와 비교하였을 때 $L + Al_{13}Fe_4 + \tau_{11}$ 영역에서 $L + \tau_{11} = \tau_{11} + Al_{13}Fe_4 + \tau_2$ 로의 상변태가 발생하며, 이때 τ_{11} 과 τ_2 상은 Si와 Fe의 함량 차이가 가장 크다. 따라서, Si와 Fe 농도가 주된 상변태의 요인일 것으로 판단된다. 이후 냉각 과정 중, 650°C 부근에서 $L + \tau_2 = \tau_5 + \tau_6$ 의 1차 상변태와 610°C에서 $L + \tau_5 = (Al) + \tau_6$ 의 2차 상변태를 거친 후 최종적으로 570°C 부근에서 $L = (Al) + (Si) + \tau_6$ 상변태를 종료할 것으로 예상된다. 그러나 Fig. 3에서 나타나는 바와 같이 모든 상이 τ_6 로 변태하지 않은

것은 비평형 반응에 의한 것으로 판단된다.

일반적으로, Al 또는 Si 원자와 Fe 원자의 상호 치환확산을 통해 형성되는 금속간화합물 층은 매우 높은 취성을 가지고 있어서 기계적 성질이 낮은 것으로 알려져 있다[1]. 그러나, Fig. 2와 Fig. 3을 비교하면, 균열의 발생위치는 주철방향에 인접한 η 상으로 이루어진 층에서 주로 발생하였으며, 이는 전술한 τ_1 상의 석출에 의한 것으로 판단된다. 즉, 취성이 높은 금속간화합물 층에 미세한 τ_1 상이 석출될 때 국부적으로 응력이 증가하는 영역을 형성시키고, 결과적으로 이종 소재의 서로 다른 열팽창 계수 및 용융 Al 합금의 응고 시 발생하는 수축 응력에 상대적으로 더욱 민감할 것으로 예상된다. 따라서, 이종접합된 소재의 접합력을 향상시키기 위해서는 τ_1 상의 형성을 제어하기 위한 열처리가 필요할 것으로 판단된다.

3.2 열처리에 따른 금속간화합물 층의 상 변태 거동

Fig. 4는 600°C에서 5분과 30분 동안 열처리 한 접합 시험편의 EPMA 분석 결과이다. 600°C에서 5분간 열처리를 실시한 경우, Fig. 3과 비교하였을 때 금속간화합물 층의 형상 변화 및 상 변태는 관찰되지 않았으나 τ_1 의 분율은 다소 감소한 것으로 나타났다(Fig. 4 (a)). 그러나, Fig. 4(b)에서 나타나는 바와 같이, 600°C에서 30분간 열처리 한 시험편은 금속간화합물 층의 두께가 증가하고 고상확산에 의한 상 분율의 변화가 관찰되었다. 600°C에서 30분간 열처리 하였을 때 두께가 증가한 것은 부분적으로 Al-Si 합금이 액상상태가 되어 Al과 Si 원자가 금속간화합물 층으로 확산하는 양이 증가함에 따른 것으로 판단된다. 한편, 금속간화합물 층을 구성하는 상이 $\tau_2 + \tau_6$ 에서 τ_6 로 변태한 것은, 600°C에서 불안정한 상인 τ_2 상이 증가된

열처리 시간 동안 600°C에서 안정한 상인 τ_6 로 상변태가 일어난 결과로 판단된다[10]. 한편, τ_1 은 600°C에서 5분간 열처리 한 경우와 달리 30분간 열처리를 실시하였을 경우 형성 영역이 관찰되지 않았으며, 이는 열처리 시간이 증가함에 따른 분율 감소에 의한 것으로 판단된다.

Fig. 5에 용융 접합된 시험편을 800°C에서 5분과 30분 동안 열처리를 시행한 시험편의 EPMA 분석 결과를 나타내었다. Fig. 5(a)는 800°C에서 5분간 열처리를 시행한 시험편의 EPMA 분석결과로서, 600°C에서 5분간 열처리한 경우와 같이 상변태 거동은 관찰되지 않고 두께만 다소 증가한 것으로 관찰되었다. 이때, τ_1 상이 EPMA 선 분석에서는 뚜렷하게 관찰되지 않은 것은 형성 분율의 감소에 의한 것으로 판단된다. 반면, 30분간 열처리한 경우 금속간화합물 층의 두께는 매우 증가한 것으로 관찰되었으며, 금속간화합물 층을 형성하는 상 분포도는 600°C에서 30분간 열처리한 경우와 달리 τ_2 상의 영역은 증가하고 τ_6 상은 상대적으로 좁은 영역에서 층을 형성하고 있는 것으로 나타났다. 또한, τ_1 은 주철 계면에 매우 인접한 영역에서만 형성되었다. 이와 같이, τ_2 상이 주로 분포하는 것은 800°C에서 열처리를 할 경우 τ_6 에 비해 τ_2 상이 더욱 안정한 상태이기 때문으로 판단되며 열처리 후 대기 중에서 냉각하였으므로 추가적인 상변태는 발생하지 않은 것으로 판단된다.

본 열처리 실험은 모두 고상의 금속간화합물 층이 형성된 시험편을 상온에서 실험온도까지 승온하여 열처리를 실시하였다. 그러므로, 최초 용융 접합시 액상의 Al-Si 합금과 주철 기지조직의 직접적인 반응에 의한 금속간화합물 층의 형성거동과는 달리 액상의 Al-Si 합금과 주철 기지조직 계면에 형성된 고상의 금속간화합물 층을 이루고 있는 용질원자인 Al, Si 그리고

Fig. 4. EPMA/WDS analysis of intermetallic compound layer after heat treatment of fusion bonded specimen at 600°C for (a) 5min and (b) 30min.

Fig. 5. EPMA/WDS analysis of intermetallic compound layer after heat treatment of fusion bonded specimen at 800°C for (a) 5min and (b) 30min.

Fig. 6. Cross-sectional microstructure of heat treated specimen at (a) 600°C and (b) 800°C for 60min.

Fe가 고산화물을 하여 상변태 거동을 나타낼 것으로 예상하였다. 특히, τ_2 와 τ_6 의 금속간화합물 층 형성 시 Al의 성분비는 큰 변화를 나타내지 않았기 때문에 주된 요인이 되지 않을 것으로 판단하였다. 따라서 고산화물에 의한 상변태 거동은 Si 또는 Fe의 확산에 따를 것으로 예상하였으며, 고상상태에서 Fe 용질원자의 확산속도는 약 $1.35 \times 10^{-2} \text{ m}^2/\text{s}$ 이고 Si의 확산 속도는 $2.02 \times 10^{-4} \text{ m}^2/\text{s}$ 이므로 Fe 원자의 확산이 주된 상변태 요인이 될 것으로 판단하였다[11]. 즉, 전술한 바와 같이 고상의 금속간화합물 층에서 주된 상변태 기구인 Fe 용질 원자의 확산은 열처리를 실시할 경우 모든 온도 구간에서 Fe의 함량이 상대적으로 높은 τ_2 상의 Fe 용질원자가 Fe의 함량이 낮은 τ_6 상으로 확산되어 τ_2 상의 영역은 감소하고 τ_6 상의 영역이 주로 분포할 것으로 예상하였다. 그러나 Fig. 4와 Fig. 5에서 나타나는 바와 같이, 실험온도에서 5분간 열처리를 할 경우 상변화가 관찰

되지 않았으나 600°C에서 30분간 열처리를 실시한 경우와 같이 금속간화합물 층은 τ_6 상이 주로 분포하고 800°C에서는 τ_2 상이 주로 형성되는 것은 열처리 시간이 증가함에 따라 기지조직에서 금속간화합물 층으로 확산되는 Fe 확산량이 증가에 의한 것으로 판단된다.

Fig. 6은 600°C와 800°C에서 60분 동안 열처리 한 시험편의 단면 미세조직 사진으로, Al-Si 합금층에 잔류하는 흑연의 분포도를 볼 때 600°C에 비해 800°C가 더 많은 양의 침식이 발생한 것을 확인할 수 있다. 주철 표면의 침식 현상은 본 연구의 선행 연구[14]에서 다음과 같이 보고하였다. 알루미늄 합금 용탕과 주철의 접촉 시 Al과 Si는 주철 표면에서 내부로, 그리고 Fe는 Al쪽으로 상호 확산 하면서, 주철 내부에 금속간화합물 층을 형성한다. 침지시간이 길어지면 금속간화합물 층은 점차 내부로 이동하고, 주철 표층부의 Al 및 Si의 함량이 증가

하면 용융 온도가 감소하여 액상으로 변태한다. 이 액상은 침지 후 냉각 시 고상으로 응고하게 되어, 정출 흑연은 금속간 화합물 층 및 용융 재 응고 지역에 함께 존재하게 된다.

즉, 기지조직에서 공급되는 Fe 원자의 양은 600°C가 800°C 보다 작을 것으로 판단된다. 따라서, τ_2 상이 600°C에서 안정한 상인 τ_6 로 상변태 하기 위해 Fe 함량이 낮은 Al-Si 합금 ($\tau_2 \rightarrow \tau_6$) 방향으로 확산되는 속도가 기지조직에서 금속간화합물 층 (주철 기지조직 $\rightarrow \tau_2$) 방향으로 확산되는 Fe 확산 속도보다 더 빠르다고 가정할 경우, 이와 같이 τ_6 상으로 균질화 된 것으로 판단된다. 반면 800°C에서는 τ_6 에 비해 τ_2 가 안정한 상으로서 τ_6 상이 τ_2 상으로 변태하기 위해서는 충분한 Fe 원자의 공급이 필요하며, 이는 Fig. 6에서 나타난 바와 같이 기지조직에서 충분한 량의 Fe 원자가 확산되었으므로 τ_2 상이 균질하게 분포한 것으로 판단된다.

Fig. 7은 반응 온도와 시간에 따른 금속간화합물 층의 두께 및 성장 속도 상수 k 를 도식화 한 것이다. 금속간화합물의 성장은 $y^2 = kt$ 로 계산하였으며, y 는 금속간화합물의 두께, k 는 성장속도 상수, 그리고 t 는 시간을 나타낸다. Fig. 7(a)에서 나

타나는 바와 같이 금속간화합물 층의 두께는 600°C와 700°C의 경우, 300초부터 1800초 까지는 큰 변화가 나타나지 않았으나, 800°C의 경우는 1800초에서 급격하게 두께가 성장하는 것으로 나타났다. 한편, 성장 속도 상수 k 는 300초에서 600초까지는 모든 온도구간에서 평균 $0.033 \mu\text{m}^2/\text{sec}$ 이었으며, 600°C와 700°C의 경우 1800초와 3600초에서는 약 $0.045 \mu\text{m}^2/\text{sec}$ 와 $0.170 \mu\text{m}^2/\text{sec}$ 였다. 그러나 800°C는 1800초에서 $1.03 \mu\text{m}^2/\text{sec}$ 그리고 3600초에서 $1.009 \mu\text{m}^2/\text{sec}$ 으로 600°C와 700°C에 비해 매우 높은 것으로 나타났다. 즉, 금속간화합물 층의 성장은 시간에 따른 영향 보다 온도 증가에 따른 주철과 용융 Al-Si 합금 계면부의 Fe 농도 증가에 의한 영향이 더욱 큰 것으로 판단된다. 이는 전술한 결과와 비교할 때, 금속간화합물 층의 성장은 Fe의 함량이 높은 Al-Fe-Si 3원계 상으로 구성될 때 급격하게 일어나기 때문에, 단위 시간 당 주철 기지에서 확산되는 Fe의 확산속도가 가장 높을 것으로 예상되는 800°C에서 이와 같이 급격한 성장이 일어난 것으로 판단된다.

4. 결 론

주철과 Al 합금의 용융 접합 후 열처리에 따른 금속간화합물 층의 형성거동을 조사한 결과를 다음과 같이 요약하였다.

1) 액상의 Al 합금과 고상의 주철소재의 용융 접합 시 형성되는 금속간화합물 층은 τ_2 , τ_6 , τ_{11} 그리고 η 상으로 구성되어 있다. 이때, τ_2 와 τ_6 로 구성된 층은 Al-Si 합금 방향으로 넓은 영역으로 존재하고 있지만 τ_{11} 또는 η 상으로 구성된 층은 주철 계면에 인접하여 좁은 영역에 형성된다.

2) 모든 실험온도 구간에서 짧은 열처리 시간 동안에는 초기에 형성된 상 분율의 변화가 나타나지 않았다. 그러나 600°C에서 30분 이상 열처리를 하였을 경우 τ_6 상이 주로 형성되었으며, 800°C에서 30분간 열처리를 하였을 때는 τ_2 상이 주로 형성되었다. 이는, 주철 기지조직에서 금속간화합물 층으로 확산되는 Fe 용질원자의 확산량에 기인한 것으로 판단된다.

3) 금속간화합물 층의 균열 발생에 영향을 미치는 τ_1 상은 열처리 온도와 시간이 증가함에 따라 상 분율이 감소하였다.

4) 금속간화합물 층의 두께는 600°C와 700°C의 경우 1시간 동안 열처리를 실시하였을 경우 다소 증가하였으나, 800°C에서는 1800초에서 급격한 성장이 관찰되었다. 이는, 600°C와 800°C 각 각 에서 Al 및 Si 원자와 Fe 원자의 상호치환 확산량을 고려할 때, 600°C에 비해 높은 확산량을 갖는 800°C의 경우 금속간화합물 층의 형성이 용이하여 두께의 급격한 증가가 발생한 것으로 판단된다.

감사의 글

이 논문은 2011년도 정부(교육과학기술부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(No. 2011-0017033).

Fig. 7. Effects of heat treatment time and temperature on the growth of intermetallic compound layer and rate constant (K).

참고문헌

- [1] S. Kobayashi and T. Yakou : Mater. Sci. Eng. A, "Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment", 338 (2002) 44-53
- [2] W. J. Cheng, Y. Y. Chang and C. J. Wang : Surf. Coat. Tech., "Observation of high-temperature phase transformation in the aluminide Cr-Mo steel using EBSD", 203 (2008) 401-406
- [3] N. Krendelsberger, F. Weitzer and J. C. Schuster : Metall. Mater. Trans. A, "On the Reaction Scheme and Liquidus Surface in the Ternary System Al-Fe-Si", 38A (2007) 1681-1691
- [4] N. A. El-Mahallawy, M. A. Taha, M. A. Shady, A. R. El-Sissi, A. N. Attia and W. Reif : Mater. Sci. Tech., "Analysis of coating layer formed on steel strips during aluminizing by Hot dipping in Al-Si baths", 13 (1997) 832-839
- [5] W. J. Cheng and C. J. Wang : Mater. Charact., "Observation of high-temperature phase transformation in the Si-modified aluminide coating on mild steel using EBSD", 61 (2010) 467-473
- [6] R. W. Richards, R. D. Jones, P. D. Clements and H. Clarke : Int. Mater. Rev., "Metallurgy of continuous hot dip aluminizing", 39 (1994) 191-212
- [7] H. Springer, A. Kostka, E. J. Payton, D. Raabe, A. Kaysser-Pyzalla and G. Eggeler : Acta mater., "On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys", 59 (2011) 1586-1600
- [8] S. P. Gupta : Mater. Charact., "Intermetallic compound formation in Fe-Al-Si ternary system: Part I", 49 (2002) 269-291
- [9] T. Maitra and S. P. Gupta : Mater. Charact., "Intermetallic compound formation in Fe-Al-Si ternary system: Part II", 49 (2002) 293-311
- [10] Y. Du, J. C. Schuster, Z. K. Liu, R. Hu, P. Nash, W. Sun, W. Zhang, J. Wang, L. Zhang, C. Tang, Z. Zhu, S. Liu, Y. Ouyang, W. Zhang and N. Krendelsberger : Intermetallics. "A thermodynamic description of the Al-Fe-Si system over the whole composition and temperature ranges via a hybrid approach of CALPHAD and key experiments", 16 (2008) 554-570
- [11] B. Dutta and M. Rettenmayr, Mater. Sci. Eng. A : "Effect of cooling rate on the solidification behaviour of Al-Fe-Si alloys", 283 (2000) 218-224
- [12] C. H. Kim, D. H. Joo, M. H. Kim, E. P. Yoon, W. Y. Yoon and K. H. Kim : J. of KFS "Effect of Si Particle Size on the Thermal Properties of Hyper-eutectic Al-Si Alloys", 23 (2003) 195-203
- [13] S. M. Kang, K. S. Han, K. W. Kim, Y. J. Kang, K. S. Son and D. G. Kim : ISIJ International, "Formation Behavior of an Intermetallic Compound Layer during the Hot Dip Aluminizing of Cast Iron", ISIJ Int'l, accepted
- [14] K. S. Han, Y. J. Kang, M. S. Kang, S. M. Kang, J. S. Kim, K. S. Son and D. G. Kim : J. of KFS "Behavior of Graphite and Formation of Intermetallic Compound Layer in Hot Dip Aluminizing of Cast Iron", 31 (2011) 66-70