

|||||||
論 文
 |||||

주조접합법에 의한 TaC 직접합성에 관한 연구

박흥일 · 이성열*

A Study on the Direct Synthesis of TaC by Cast-bonding

Heung-Il Park and Sung-Youl Lee*

Abstract

The study for direct synthesis of TaC carbide which was a reaction product of tantalum and carbon in the cast iron was performed. Cast iron which has hypo-eutectic composition was cast bonded in the metal mold with tantalum thin sheet of thickness of 100 μm . The contents of carbon and silicon of cast iron matrix was controlled to have constant carbon equivalent of 3.6. The characteristics of microstructure and the formation mechanism of TaC carbide in the interfacial reaction layer in the cast iron/tantalum thin sheet heat treated isothermally at 950°C for various time were examined. TaC carbide reaction layer was grown to the dendritic morphology in the cast iron/tantalum thin sheet interface by the isothermal heat treatment. The composition of TaC carbide was 48.5 at.% Ta-48.6 at.% C-2.8 at.% Fe. The hardness of reaction layer was MHV 1100~1200. The thickness of reaction layer linearly increased with increasing the total content of carbon in the cast iron matrix and isothermal heat treating time. The growth constant for TaC reaction layer was proportional to the $\log[C]$ of the matrix. The formation mechanism of TaC reaction layer at the interface of cast iron/tantalum thin sheet was proved to be the interfacial reaction.

(Received April 22, 1997)

1. 서 론

주철은 가격이 저렴하고, 주조성, 절삭성이 우수하며, 기지의 흑연조직에 의한 건식내마모성이 우수하기 때문에 각종 공업재료로 가장 널리 사용된다. 그리고 주철은 강의 기지속에 체적분율로 약 10%의 흑연이 함유되어 있는 흑연복합재료로 볼 수 있다[1]. 내마모주철의 제조법으로 널리 연구되고 있는 방법에는 주철의 비평형응고를 촉진시키는 chill casting법[2], 레이저 등의 고밀도 에너지를 이용하는 표면재용융 급냉법[3] 또는 표면합금법[4, 5], P를 첨가하여 경질상의 공정인화물을 형성시키는 합금법[6, 7], 주철용탕을 주입한후 주강을 백업시키는 이중주입법[8], TiC, WC, WC-Co분말 또는 성형체의 주조복합법[9], 내마모특성을 갖는 재료를 주형속에 미리 설치하고 용탕을 주입하여 계면을 접합시키는 주조접합법[10]등이 있다.

주철의 급냉조직인 ledeburite는 고온에서 사용될 경우 tempering 효과로 연화되어 표면경도가 저하하며,

고인주철의 경우 공정인화물 자체의 미소수축공 발생으로 강도 및 내마모성의 저하를 초래하기도 한다. 한편 이중주입법은 앞서 주입된 용탕과 후속 주입되는 용탕의 정확한 주입온도나 주입시기를 제어하기 어렵고, 경질상의 입자를 주조복합시킬 경우 경질입자의 균일복합화에 어려움이 있다. 그리고 주조접합법에서는 미리 삽입된 경질소재가 후속주입되는 용탕에 의하여 재질이 변태열화되는 문제를 안고 있다.

저자들은 합금법이나 주조복합법, 주조접합법의 개념과는 달리 주철속에 다량으로 존재하는 탄소를 이용하여 고경도의 반응생성물을 필요한 부분의 기지속에 직접합성시키려는 기초연구로 백주철기지에 W 와이어를 주조접합시키고 항온열처리에 의한 WC의 생성기구[10]를 고찰한 바 있다. 본 연구에서는 탄화물 형성능이 강력한 Ta 박판을 주철기지속에 주조접합하고 항온열처리하여, 주철중의 탄소와 Ta의 반응합성으로 생성될 것으로 판단되는 TaC 탄화물의 생성거동 및 조직특성을 고찰하였다.

부경대학교 생산가공공학과 (Pukyong National University, Dept. of Production and Joining Eng.)

*한국해양대학교 재료공학과 (Korea Marine University, Dept. of Materials Eng.)

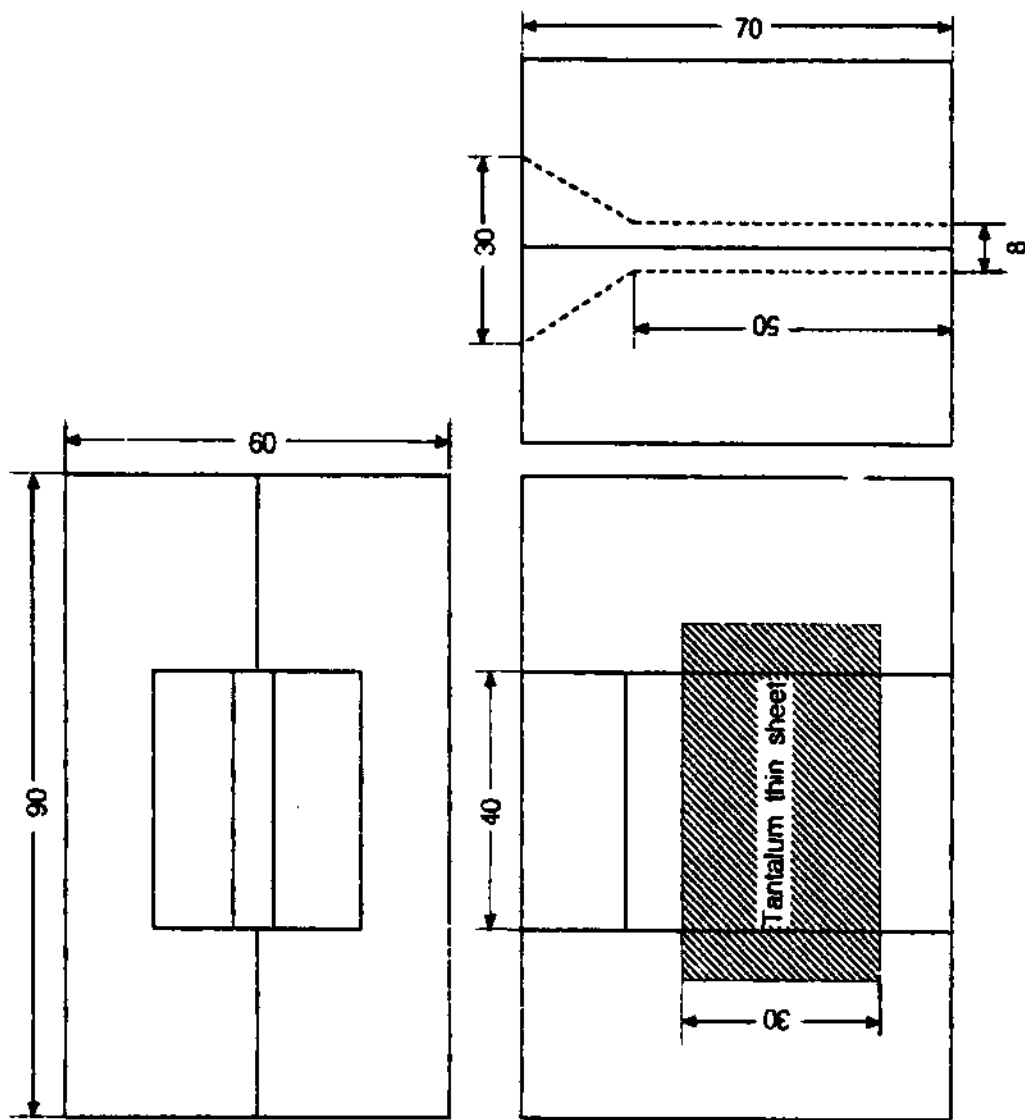


Fig. 1 Schematic drawing of metal mold for cast-bonding.

2. 시편제작 및 실험방법

2.1 백주철기지/Ta 박판의 주조접합재

두께 100 μm × 폭 30 mm의 시편의 Ta박판(시편용 99.9 wt.% Ta)을 금형(Fig. 1)의 중심부에 설치하고, 백주철기지에 Ta 박판이 삽입접합된 판상시료(폭 40 mm × 높이 50 mm × 두께 8 mm)를 주조하였다. 시험용탕은 유도용해로(25 kg, 3 kHz)를 사용하여 용해하였으며, 선철(Sorel metal), 전해철 및 합금철(Fe-75% Si)을 배합하고 C 및 Si 함량을 각각 2.8~3.2 wt.% C, 1.4~2.6 wt.% Si 범위로 변화시켜 일정한 목표치의 탄소당량값(CE 3.6)이 되도록 하였다. 이 때 금형은 200°C로 예열하였으며, 용탕의 주입온도는 1400°C 전후이었다.

2.2 실험방법

Table 1은 주철기지에 Ta 박판이 주조접합된 시료 모재 화학성분을 나타낸다. 각각의 시료로부터 조직 관찰용 시편과 항온열처리용 시편을 채취하였다. 항온열처리는 진공분위기의 고온관상로를 사용하였으며, 열처리 조건은 950°C에서 각각 3시간, 6시간, 9시간, 12시간 및 24시간 동안 유지한 후 공냉 또는 노냉하였으며, 950°C까지의 승온시간은 30분으로 일정하게 하였다. 그리고 주철기지/Ta 박판계면에서 생성되는 반응층의 조직특성과 생성기구를 고찰하기 위하여

Table 1. Chemical compositions of base materials, wt.%

Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	CE
WT1	2.80	2.60	0.05	0.035	0.008	3.67
WT2	2.89	2.30	0.05	0.034	0.008	3.66
WT3	3.01	1.90	0.05	0.034	0.008	3.64
WT4	3.20	1.40	0.05	0.034	0.008	3.66

* CE(Carbon Equivalent)=(C+Si/3) wt.%

광학현미경 및 SEM 관찰(HITACHI, S-2700), EPMA 분석(JEOL, JKA-8600 Superprobe), 미소경도측정 및 미소 X선회절분석(RIGAKU, PSPC/MDG system)을 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 주철/Ta 박판 주조접합재의 응고조직 및 항온 열처리 조직

Fig. 2는 C 및 Si 함량이 각기 다르면서 CE값이 일정한 아공정조성의 주철기지속에 Ta박판이 주조접합된 시료의 응고조직을 나타낸다. 모든 시료에서 Ta 박판의 주조접합상태는 양호하였다. Ta 박판접합부의 계면응고조직을 보면 주입용탕의 C의 함량이 낮고 Si의 함량이 높은 WT1, WT2 시편에서는 접합계면부가 미세한 ledeburite 조직으로 응고하였으나, C 함량이 높고 Si 함량이 낮은 WT3, WT4 시편에서는 과냉상의 D-type 흑연이 접합계면부에 정출하였다. 모든

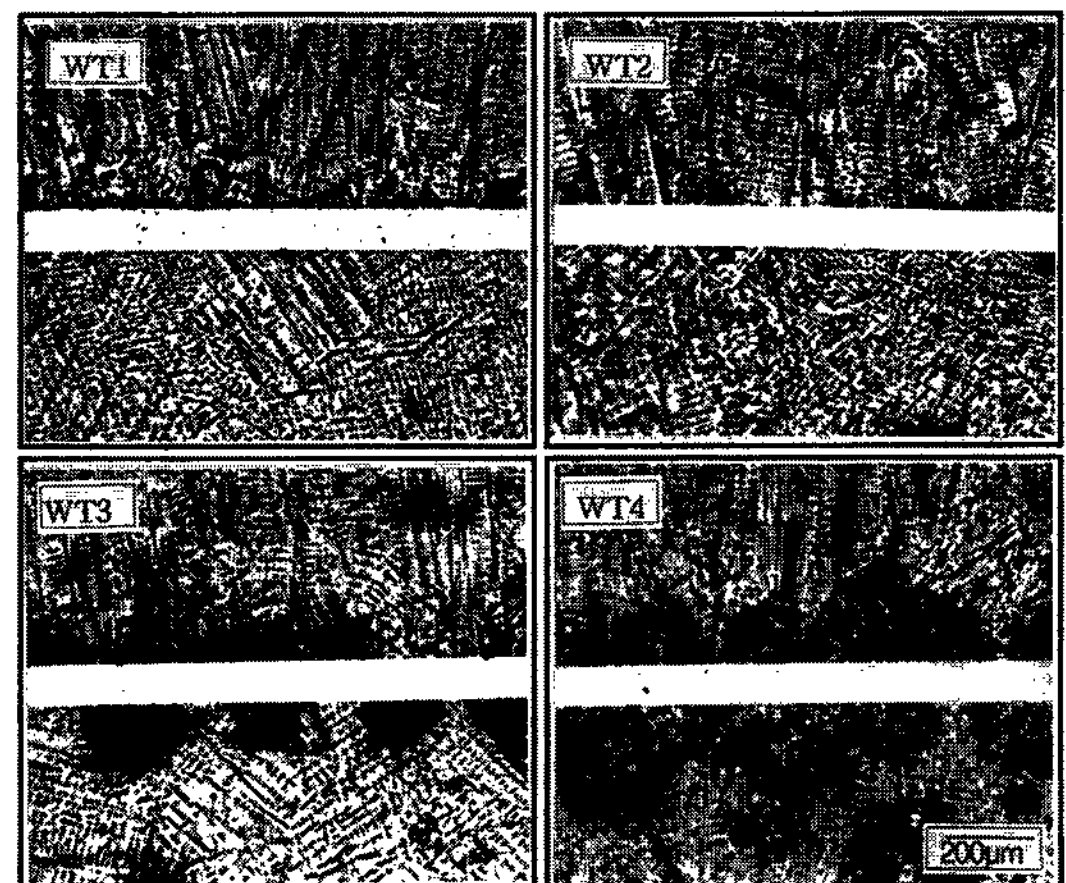


Fig. 2. Microstructures of as-cast bonded cast iron/tantalum thin sheet.

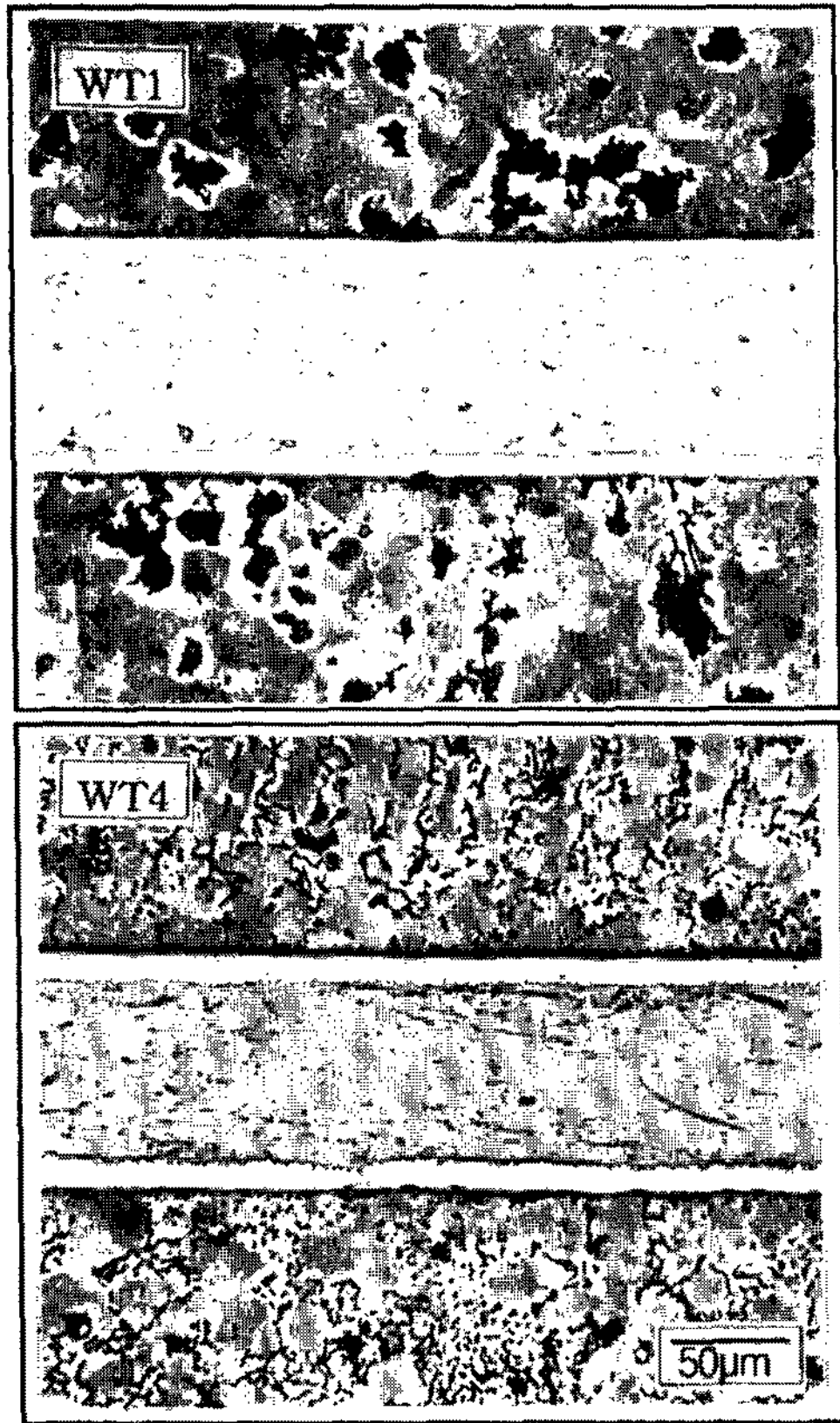


Fig. 3. Typical microstructures of isothermal heat treated WT1 and WT4 specimens at 950°C for 12 hours.

시편에서 두께 수 µm 이하의 초기 반응층이 매우 드물게 관찰되기도 하였다.

Fig. 3은 Ta 접합계면의 기지가 ledeburite로 응고한 WT1(2.8 wt.% C~2.6 wt.% Si)시편과 Ta 접합계면의 기지가 미세편상흑연(D-type)으로 응고한 WT4(3.2 wt.% C~1.4 wt.% Si)시편을 950°C에서 12시간 동안 항온열처리하여 대표적인 미세조직을 나타낸다. 모든 시편의 Ta 접합계면에서 반응층이 관찰되었다. WT1의 경우 계면반응층은 ledeburite의 분해로 생성된 과상의 유리탄소(temper carbon)가 석출된 기지와 접촉되어 있고, WT4의 경우는 계면반응층은 과냉상 미세흑연이 정출된 기지와 접촉되어 있다.

Fig. 4는 WT4 시편의 계면반응층(950°C에서 12시간 항온열처리)을 SEM으로 관찰한 것이다. SEM조직에서 반응생성층의 기지쪽 계면형상은 평활한데 비하여, Ta 박판중심쪽의 계면형상은 심한 요철을 보이면서, 반응층의 내부에는 미세한 균열이 관찰되었다. 그

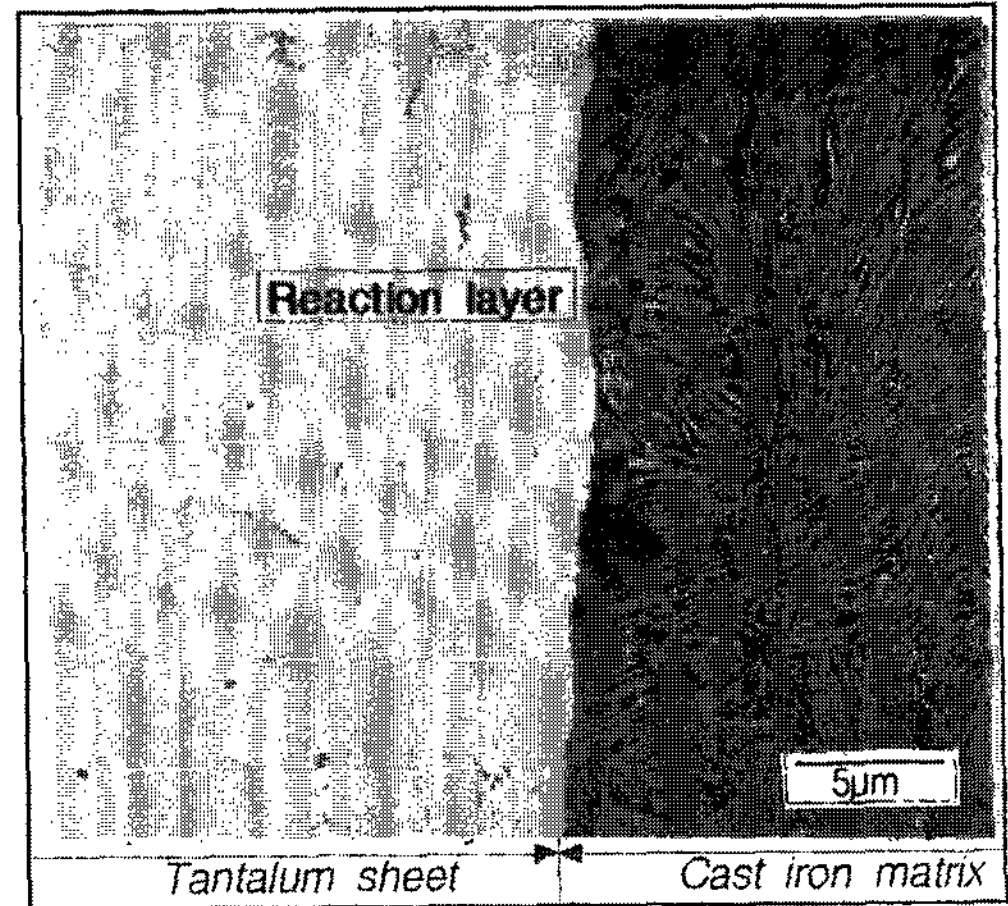


Fig. 4. SEM morphology of reaction layer for WT4 specimen heat treated at 950°C for 12 hours.

리고 이 반응층의 미소경도값을 측정한 결과 MHV 1100~1200 정도로 높았다.

3.2 계면반응층의 조성분석

Fig. 5는 950°C에서 24시간 항온열처리한 연마상태

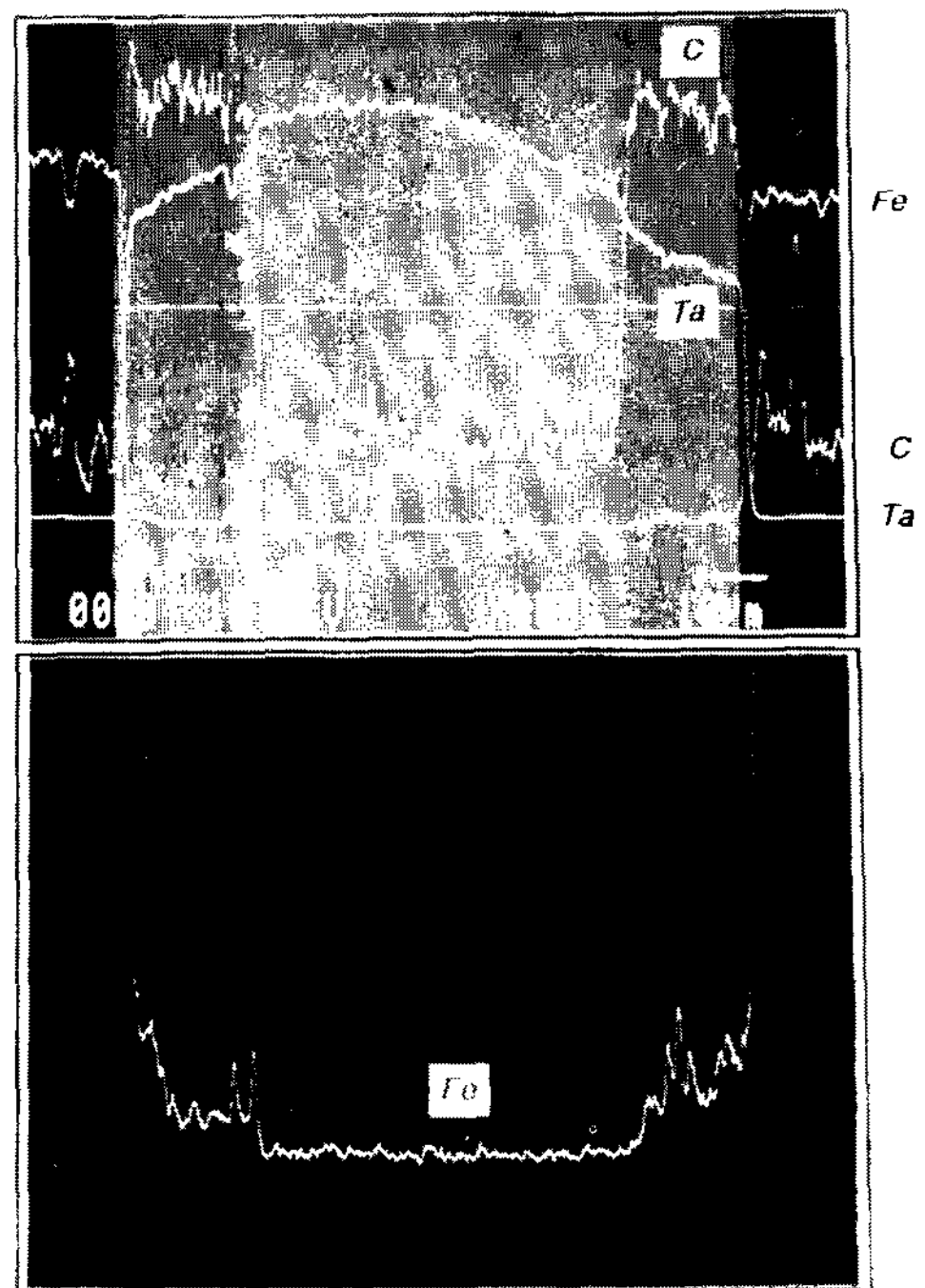


Fig. 5. EPMA line analysis of Fe, C and Ta elements on the reaction layer for WT4 specimen heat treated at 950°C for 24 hours.

의 WT4 시편의 계면반응층에 대한 Fe-K α , C-K α , Ta-K α 의 EPMA 강도분포를 나타낸다. 계면반응층에 EPMA 선분석결과 탄소농도는 반응층의 위치에 관계 없이 거의 일정한 농도분포를 나타내었다. Fe는 기저와의 계면에서 Ta 박판쪽으로 진행함에 따라 매우 완만하게 그 농도가 감소되고 있으나, Ta층의 background 강도보다 약간 높게 나타났다. Fig. 5에서 Si분석결과를 나타내지 않았으나, EPMA 면분석 결과 Ta층의 Si 농도는 분석되지 않았으며, 이는 Ta-Si 평형상태도[12]에서도 Si의 용해도는 거의 무시할 수 있음을 알 수 있다. 또한 EPMA 정량분석에서 계면반응층의 조성은 48.5 at.% Ti~48.6 at.% C~2.8 at.% Fe임이 확인되었다.

Fig. 6은 동일한 시편의 계면반응층에 대한 미소 X선회절 분석결과이다. X선회절분석에서 계면반응층은 주요 구성물질은 TaC로 나타났으며, Ta, α Fe도 분석되었다. 이상의 반응생성층에 대한 정성 및 정량분석 결과로 부터 반응층의 화학조성은(Ta-C-미량의 Fe)로 구성되어 있고, Ti 및 C이 1:1의 원자비율로 구성된 TaC 탄화물임을 알 수 있다. 그리고 Fig. 6에서 분석된 Ta, α Fe는 TaC와 인접한 기저 또는 Ta박막의 일부도 동시 분석된 것으로 보인다. 그리고 Ta-C 2원계 평형상태도[13]에 의하면 950°C에서 TaC와 Ta₂C가 존재하고 있지만 본 실험의 주철/Ta 박판 주조접합재의 항온열처리에서는 Ta₂C상이 나타나지 않고 TaC상만이 관찰되고 있다. 이 원인에 대하여는 보다 상세한 연구가 필요하다.

한편 Fig. 4의 항온열처리조직에서 형성된 TaC층의 Ta 박판쪽 계면형태는 dendrite 성장형태를 나타낸다. 이는 TaC가 Ta 보다 표면장력이 더 큼을 의미한다.

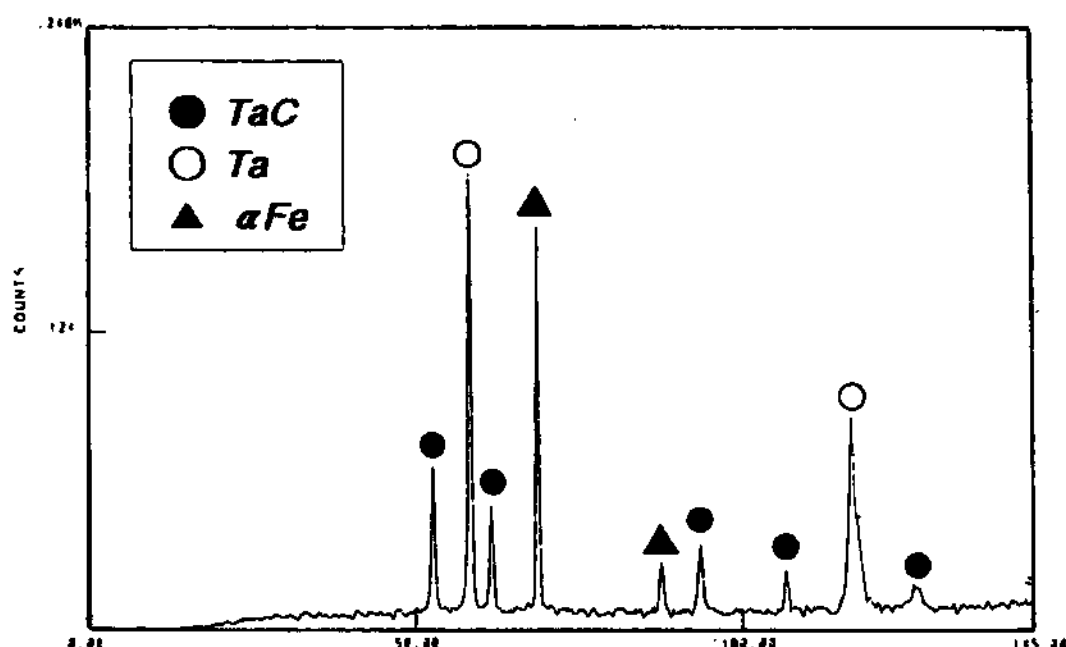


Fig. 6. X-ray diffraction pattern of reaction layer for WT4 specimen heat treated at 950°C for 24 hours.

또한 반응층에서 관찰된 미세균열은 Ta가 탄소와 결합하여 TaC가 형성됨에 따른 체적팽창에 기인한 것으로 여겨진다.

Fig. 7은 TaC층의 생성에 미치는 항온유지시간의 의존성을 나타낸 것이다. 반응층의 두께는 진공분위기의 고온관상로에서 950°C에서 3시간, 6시간, 9시간, 12시간 및 24시간 유지시킨 시료의 SEM 조직에서 실측한 평균값을 취하였다. 본 실험에 사용된 시편의 조성범위 및 항온열처리 조건하에서 탄소함량이 가장 낮고, Ta 박판의 접합기지조직이 ledeburite조직으로 응고된 WT1(2.8 wt.% C)의 경우 항온유지시간이 3시간일 때, TaC층의 두께는 1.4 μ m, 24시간일 경우는 19.0 μ m 이었다. 그리고 탄소함량이 가장 높고, 접합기지가 미세한 D-type의 흑연으로 정출된 WT4(3.2 wt.% C)의 경우 TaC층의 두께는 항온유지시간이 3시간일 때는 3.8 μ m, 24시간일 때는 27.3 μ m이었다. 모든 시편에서 항온유지시간에 따른 TaC층의 두께는 직선적으로 증가하였으며, 항온유지시간이 일정할 경우는 탄소함량이 높을수록 TaC층의 두께가 증가하였다. 이와같이 주철용탕속에 Ta 박판이 삽입접합된 시료에서 TaC층의 두께가 항온열처리 유지시간에 거의 직선적으로 비례하는 것은 TaC층의 성장기구가 계면반응임을 의미한다[13].

Fig. 7에서 각 시료에 대한 TaC층의 두께, D_{TaC} 는 다음의 형태로 표시할 수 있다.

$$D_{TaC} = k \cdot t + D_0 \quad (1)$$

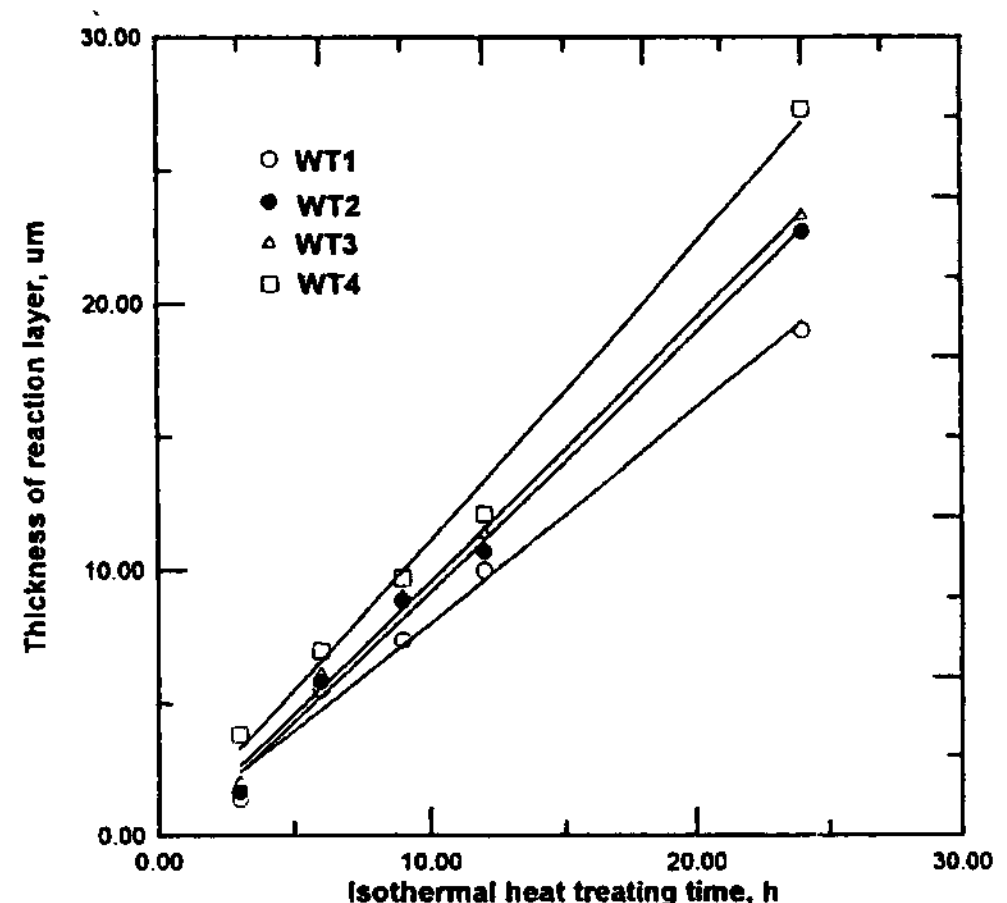


Fig. 7. Thickness changes of reaction layer with isothermal heat-treating times at 950°C.

여기서, t 는 항온유지시간(h), D_0 는 주조접합상태에서 형성된 초기상태의 TaC 층두께이며, k 는 TaC 층성장속의 속도상수이다. Fig. 7로부터 WT1의 k 값은 $0.808 \mu\text{m/h}$ 이며, WT4의 k 값은 $1.119 \mu\text{m/h}$ 로 구해졌고, 시료중의 C농도가 높을수록 큰 값을 나타내었다.

이상의 분석결과와 고찰로부터 주철기지에 Ta 박판을 주조접합시켜 항온열처리하는 반응합성법으로 고경도의 안정한 TaC 탄화물을 주철기지에 직접 합성시킬 수 있음이 확인되었다.

3.3 TaC 반응층의 생성기구

일반적으로(Fe-C)계 합금중 C원자의 화학적 포텐셜은 실험적으로 식(2)와 같이 주어진다.

$$\mu_C^\gamma = G_C^{\gamma} + RT \ln a_C^\gamma \quad (2)$$

여기서, μ_C^γ 는 γ 상(Fe-Si-C)합금중 탄소의 화학적 포텐셜, G_C^{γ} 는 흑연의 mol당 Gibbs 자유에너지, R 은 기체상수, T 는 절대온도, a_C^γ 는 합금중 탄소의 활동도이다. 西澤[14]에 의하면(Fe-C-Si)계 합금 C원자의 화학적 포텐셜은 규칙용액모델을 적용할 경우 식(3)과 같이 표시된다.

$$\mu_C^\gamma = G_C^\gamma + \Omega_{\text{FeC}}^\gamma (1 - X_C^\gamma)^2 + \Omega_{\text{FeSi}}^\gamma (X_{\text{Si}}^\gamma)^2 + W_{\text{SiC}}^\gamma (1 - X_C^\gamma) X_{\text{Si}}^\gamma + RT \ln X_C^\gamma \quad (3)$$

여기서, G_C^γ 는 γ 상(Fe-C-Si)합금의 탄소 1 mol 당 Gibbs 자유 에너지이다.

$\Omega_{\text{FeC}}^\gamma$, $\Omega_{\text{FeSi}}^\gamma$ 및 W_{SiC}^γ 는 1000°C 에서 각각 주어진 합금에 대한 구성원자간의 상호작용을 표시하는 parameter로서 西澤에 의하면 다음과 같이 주어진다. $\Omega_{\text{FeC}}^\gamma$ 는 (Fe-C) 2원계 γ 상중의 Fe 원자와 C 원자간의 상호작용 parameter로서 -12400 cal/mol , $\Omega_{\text{FeSi}}^\gamma$ 는 (Fe-Si) 2원계 γ 상중의 Fe 원자와 Si 원자간의 상호작용 parameter이며 -45000 cal/mol 이다. W_{SiC}^γ 는 (Fe-Si-C)의 3원계합금중의 Si 원자와 C 원자간의 상호작용을 표시하는 parameter로서 30000 cal/mol 이다. 한편, X_C^γ 및 X_{Si}^γ 는 (Fe-C-Si)의 3원계합금중 각각 C성분과 Si성분에 대한 mol 분율 농도이다. 단, 1000°C 에서 $(G_C^\gamma - G_C^\gamma)$ 는 17600 cal/mol 로 주어진다.

따라서 식(2)과 식(3)으로부터 주어진(Fe-C-Si)계 백주철을 1000°C 에서 열역학적으로 불안정한 고용체라고 가정하여 식(2)와 식(3)로부터 C의 활동도를 계산하여 탄소의 mol 분율과 C의 활동도와와의 관계를 Fig. 8에

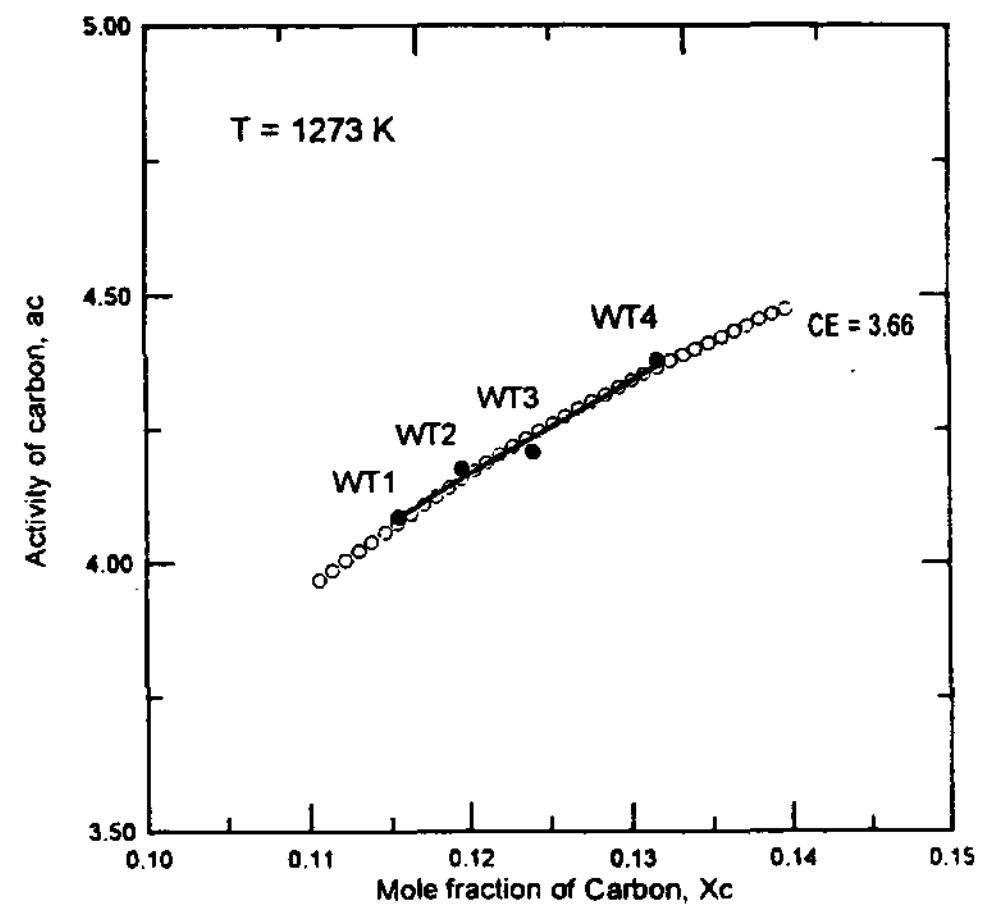


Fig. 8. Relation between carbon concentration and calculated activity of carbon.

표시하였으며, 이들 사이에는 거의 직선적인 비례관계를 보이고 있다. 한편 탄소당량이 대략 3.66인(Fe-C-Si)합금에 대하여 식(2)와 식(3)의 관계식으로 부터 계산된 C의 활동도를 Fig. 8에 함께 표시하고 있으며, 이 경우에는 완만한 곡선성을 나타내고 있다. 따라서 950°C 에서도 C의 활동도와 C의 농도사이에는 Fig. 8과 같은 관계가 성립될 것이라고 가정할 수 있다.

백주철과 순Ta박판 주조접합재의 950°C 항온열처리 과정에서 형성된 TaC층 부근의 C-Ka 강도(Fig. 5 참조)로부터 알 수 있는 바와 같이, TaC/ γ 계면부근에 위치하는 γ 상중의 탄소농도는 백주철의 기지보다 작음을 알 수 있다. 더욱이 접합계면의 Ta중에는 TaC층만이 형성되고 있다. 따라서 본 연구에 사용된(Fe-C-Si) 합금을(Fe-C) 합금으로 간주하면, 950°C 에서 TaC/ γ 계면부근에 대한 Gibbs 자유에너지 변화를 Fig. 9와 같이 도식화할 수 있다. TaC/ γ 계면부근의 TaC상과 γ 상은 열역학적인 평형관계가 성립되므로 (Fe-C)합금에 대한 Gibbs 자유에너지 변화곡선 G^{TaC} 와 TaC상에 대한 Gibbs 자유에너지 변화곡선 G^{TaC} 사이에는 공통접면이 존재하며, 이 공통접면과 순수한 C층의 Gibbs 자유에너지축과의 교점은 TaC/ γ 계면부근의 TaC상과 γ 상에 대한 각각의 탄소성분의 화학적 포텐셜인 $\mu_C^{\text{TaC}/\gamma}$ 및 $\mu_C^{\text{TaC}/\gamma}$ 값은 서로 같다. 한편 $\mu_C^\gamma(X_C)$ 는 탄소농도가 X_C 인 백주철(Fe-C) 합금의 기지가 불안정한 γ 상으로 존재한다고 가정했을 때의 (Fe-C) 합금중 탄소성분의 화학적 포텐셜을 표시한다.

이상의 각각의 탄소원자에 대한 화학적 포텐셜이

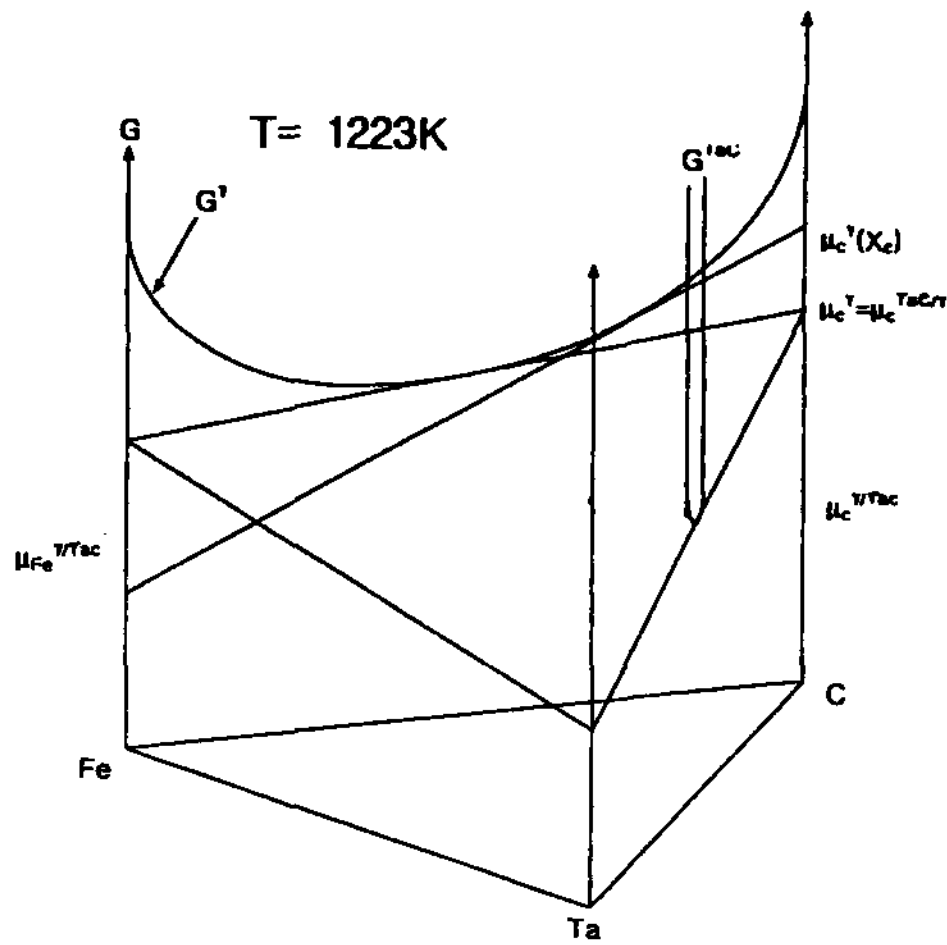


Fig. 9. Schematic diagram of free energies for and TaC phases in cast-bonded white cast iron/Tantalum thin sheet.

TaC층 성장속도에 미치는 영향은 다음과 같이 해석할 수 있다. TaC층은 항온유지시간 증가에 따라 Ta층으로 성장해가며, TaC층의 두께와 잔류 Ta층의 두께와의 합은 초기상태의 Ta층의 두께와 거의 같으므로 백주철 기지로 부터의 탄소원자공급이 TaC층 성장에 직접적으로 관계됨을 알 수 있다.

따라서 C원자의 이동경로를 TaC층의 성장방향과 관련하여 다음의 4가지 단계로 고려할 수 있다.

첫째, TaC/\gamma 계면부근의 \gamma상중의 C 농도는 이 계면에서 멀리 떨어진 백주철 기지중 C의 평균농도보다 낮으므로 탄소농도 기울기에 의하여 C원자가 TaC/\gamma 계면부근의 \gamma상 영역으로 확산한다. Fe합금중의 C 원자확산 기구는 침입형확산이므로 위 확산경로의 C원자 확산속도는 매우 빠르다.

둘째, TaC/\gamma 계면부근의 \gamma상중에 존재하는 C원자는 TaC/\gamma 계면을 통과하기 위하여 열적활성화과정으로 단범위의 이동거리로 이동하여 TaC층에 부착된다.

셋째, TaC층에 부착된 C원자는 TaC층 중으로 확산하여 Ta/TaC 계면까지 이동한다.

넷째, Ta/TaC 계면부근의 TaC층에 존재하는 C원자는 Ta층으로 이동하고, Ta원자와 반응하여 새로운 TaC층을 형성하는 과정으로 TaC층이 성장해 간다고 할 수 있다.

여기서 만일 TaC층내를 이동하는 C원자의 확산이 TaC층 성장의 율속과정이라면, TaC층 두께변화에 미치는 항온 열처리시간의 제곱근에 비례하여 나타날

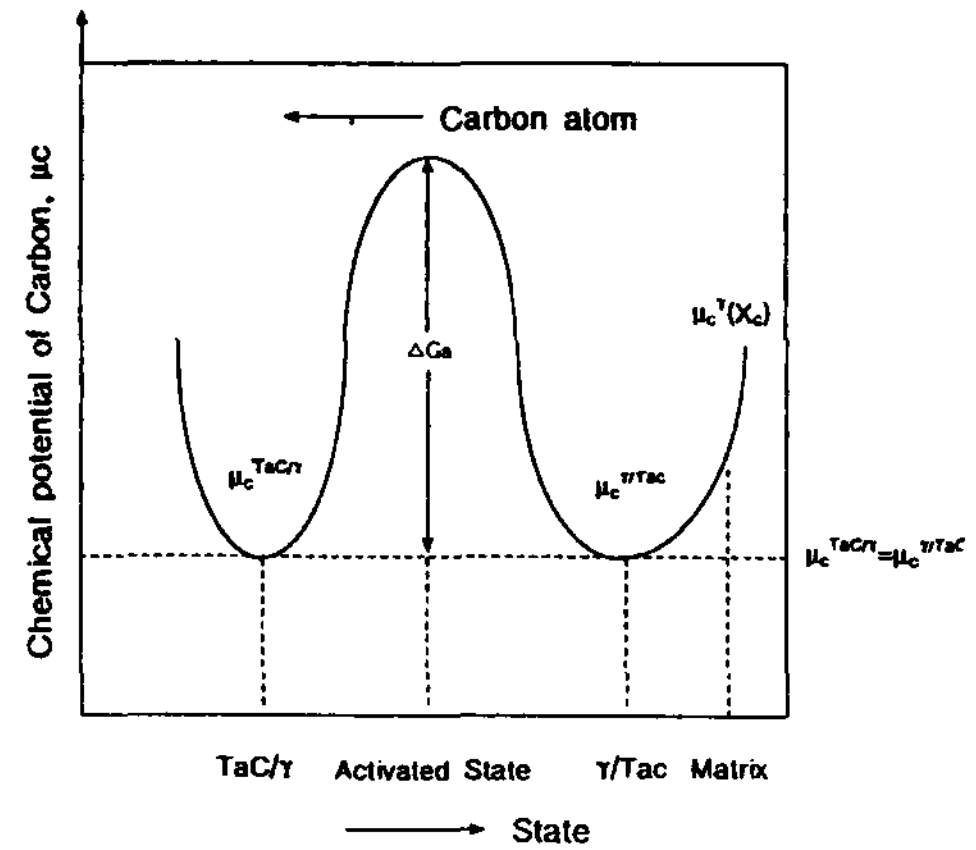


Fig. 10. Chemical potential changes of carbon during the growth process of TaC reaction layer.

것이다[15]. 한편 위의 넷째과정이 TaC층 성장의 율속 과정이라면, Ta/TaC 계면부근의 TaC층중의 C농도가 일정하므로 TaC층 성장속도는 기지중의 C농도에 무관할 것이다. 그러나 Fig. 7에 표시된 바와 같이 기지중의 C농도가 증가할수록 TaC층 성장속도가 증가하고 있으므로 기지중의 C농도가 TaC층 성장속도에 영향을 미치고 있다. 이러한 경향은 철강재료/Ti 접합재의 접합계면에 형성되는 TiC층의 성장에 미치는 철강재료중의 C농도의 영향과 일치하게 나타나고 있으나, 이에 대한 원인이 확실하게 규명되지 않고 있다[16]. 따라서 TaC층 성장속도에는 위의 첫째과정과 둘째과정이 복합적으로 작용하는 것으로 생각된다.

일반적으로 이상계면(異相界面) 부근의 어떤 상중의 원자가 열적활성화에 의하여 다른 상중으로 단범위의 이동거리로 이동할 때 원자의 이동속도식은 다음과 같이 주어진다[17].

$$v = \lambda v \exp(-\Delta G_a/RT) \tag{4}$$

여기서, λ 는 비례상수, v 는 평균진동수, ΔG_a 는 이상계면에서의 원자이동을 위한 활성화 자유 에너지, R 은 기체상수이다. 그러나 TaC층 성장속도상수는 백주철 기지중의 C농도에 영향을 받으므로 식(4)만으로는 그 원인을 설명할 수 없다.

이에 대한 설명을 용이하게 하기 위하여 본 연구에서는 C 원자이동속도를 C 원자의 화학적 포텐셜과 관련하여 Fig. 10과 같은 모식도를 설정하였다. TaC/\gamma 계면부근에서 TaC과 \gamma상은 열역학적으로 평형상태에 있으므로 각각의 상에대한 C 원자의 화학적 포텐셜

$\mu_c^{TaC/\gamma}$ 와 $\mu_c^{\gamma/TaC}$ 는 서로 같으며, 이들 값은 각 합금계에 대한 Gibbs 자유에너지 변화를 도식한 Fig. 9로부터 구해질 수 있다. Fig. 10의 ΔG_a 는 TaC/ γ 계면부근의 γ 상중의 C원자가 TaC상으로 원자이동을 위한 활성화 자유에너지이다. TaC/ γ 계면부근의 γ 상중의 C농도는 TaC층 생성과정에서 항상 일정하므로 TaC층성장을 위한 C원자의 공급은 TaC/ γ 계면부근으로 멀리 떨어진 C농도 X_c 인 백주철 기지로 부터 공급된다. 백주철 기지중의 C원자에 대한 화학적 포텐셜은 Fig. 9에 표시된 바와 같이 950°C에서 가상적인 불안정 v 상에 대한 $\mu_c^v(X_c)$ 로 평가할 수 있다.

따라서 Fig. 10에서 백주철 기지로 부터 C원자가 TaC/ γ 계면의 TaC상으로 이동하는 속도를 식(4)의 형태로 표시하면 식(5)와 같이 나타낼 수 있다.

$$v = \lambda v \exp\{-[\Delta G_a - (\mu_c^v(X_c) - \mu_c^{\gamma/TaC})/RT]\} \quad (5)$$

식(5)에서 $\exp\{\mu_c^v(X_c) - \mu_c^{\gamma/TaC}\}/RT$ 항에 Taylor 급수법을 적용한 근사값은 식(6)으로 구할 수 있다.

$$\exp\{\mu_c^v(X_c) - \mu_c^{\gamma/TaC}\}/RT \approx \{1 + (\mu_c^v(X_c) - \mu_c^{\gamma/TaC})/RT\} \quad (6)$$

한편, C의 화학적 포텐셜은 식(2)에 의하여 C의 활동도 값으로 표시되므로, 식(5)를 적용한 식(4)는 식(7)과 같이 표시된다.

$$v \approx \lambda v \exp(-\Delta G_a/RT) \cdot [1 + \ln X_c + \ln \gamma_c - \ln a_c^{\gamma/TaC}] \quad (7)$$

여기서, γ_c 는 C농도가 X_c 인 기지의 C에 대한 활동도 상수이며 본 실험에서 사용한 백주철 기지중의 γ_c 는

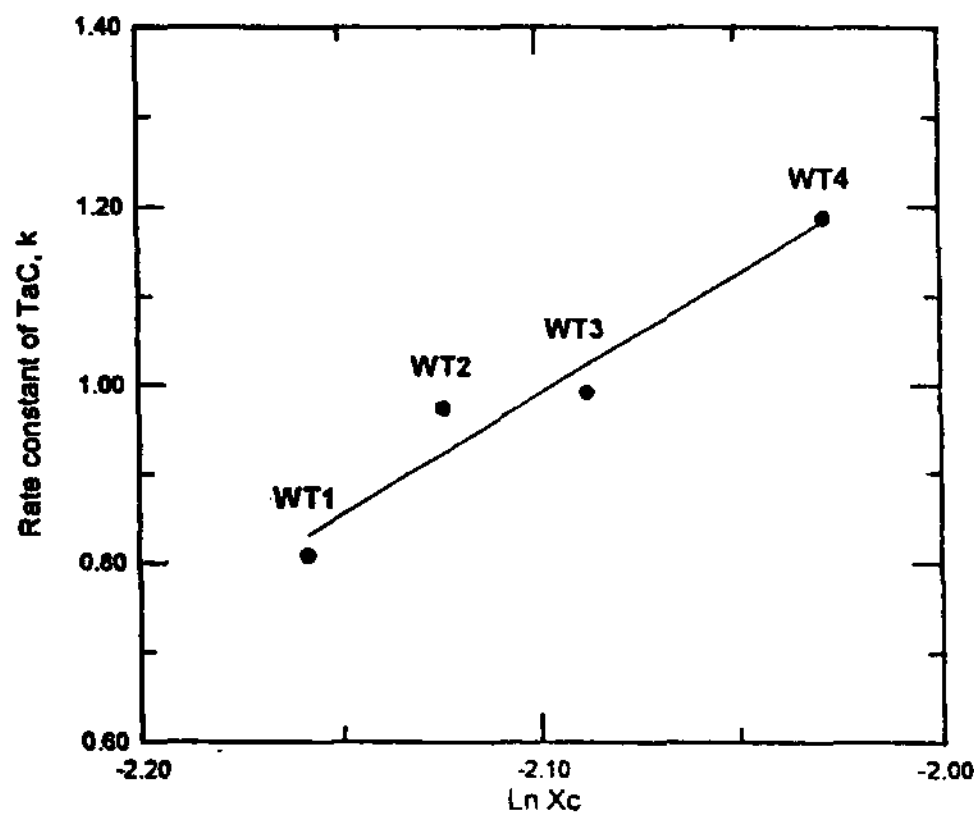


Fig. 11. Effect of carbon concentration on the growth rate constant of TaC layer.

Fig. 11에 나타난 바와 같이 일정한 값을 갖는다. 그리고 $a_c^{\gamma/TaC}$ 는 TaC/ γ 계면에 인접한 γ 상중 C원자에 대한 활동도이며, 일정한 값을 갖는다. 따라서 항온유지시간에 직선적으로 증가하는 TaC층의 성장속도상수는 식(7)에 의하여 기지중 C농도의 대수값에 비례하게 된다. Fig. 11은 본 실험에서 사용된 WT1, WT2, WT3 및 WT4시료의 TaC층 성장속도 상수가 $\ln X_c$ 에 대하여 직선적인 비례관계가 성립되므로 식(7)으로 표시된 TaC층 성장속도식이 적용될 수 있음을 알 수 있다.

4. 결 론

일정한 탄소당량값(CE=3.6)을 갖도록 C 및 Si의 함량을 변화시킨 아공정 조성의 주철기지에 Ta 박판이 주조접합된 판상의 시료를 금형주조하고, 이들 시료를 950°C에서 일정시간 항온유지할 때 주철/Ta의 주조접합재의 계면에서 생성되는 TaC 탄화물의 조직특성 및 생성거동을 고찰한 결과는 다음과 같다.

1) CE값이 일정한 주철/Ta박판 주조접합재의 계면 응고조직은 C 함량이 낮고 Si의 함량이 높을 경우 접합계면부는 미세한 ledeburite 조직으로 응고하고, C 함량이 높고 Si 함량이 낮을 경우 접합계면부에 과냉상의 미세흑연이 정출하였다. 그리고 항온열처리시 형성된 주철/Ta 접합계면에서 dendrite 형태로 성장하는 TaC 탄화물의 반응층(MHV 1100~1200)이 생성되었으며, 그 조성은 48.5 at.% Ti~48.6 at.% C~2.8 at.% Fe이었다.

2) TaC 반응층의 생성두께는 접합계면의 흑연형태에 관계없이 주철기지의 전탄소함량이 높을수록, 그리고 항온유지시간이 길수록 직선적으로 증가하였다. 그리고 항온유지시간에 직선적으로 증가하는 TaC 반응층의 성장속도상수는 주철기지의 탄소농도의 대수값에 비례하였다.

3) TaC 반응층 생성두께(D_{TaC})의 시간의존성은 $D_{TaC} = k \cdot t + D_0$ 으로 나타났으며, 이는 TaC층의 생성기구가 계면반응임을 의미한다. 여기서, t 는 항온유지시간(h), D_0 는 주조접합상태에서 형성된 초기상태의 TaC 층두께이다.

후 기

본 연구는 1995년도 한국학술진흥재단 공모과제 연

구비 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

[1] R. Elliot : Cast Iron Technology, Butterworths (1982) 102
 [2] A. Kenneth McDonald : JOM (1994) 48
 [3] C. H. Chen, C. J. Altsteller, J. M. Rigsbee : Metallurgical transactions, 15A (1984) 719
 [4] 박흥일, 富田, 大野, 中田 : 日本溶接學會全國大會講演概要. 第 59 輯 (1996) 388
 [5] 박흥일, 富田, 大野, 中田 : 日本溶接學會全國大會講演概要. 第 59 輯 (1996) 390
 [6] 박홍일, 김우열, 배차현, 김명호 : 한국주조공학회지, 13 (1993) 323
 [7] 박홍일, 김명호 : 한국주조공학회지, 9 (1989) 311
 [8] Y. Kakenaka, T. Tsujimura : Imono, 60 (1988) 419
 [9] K. G. Davis, J. G. Magny : AFS transactions, 89 (1981) 385
 [10] T. Heijkoop, I. R. Sara : CAST METALS, 2 (1989) 160
 [11] 박홍일, 김창업, 허보영, 이성열, 김창규 : 한국주조공학회지, 15 (1995) 272
 [12] T. B. Massalski et al., Binary Alloy Phase Diagrams : ASM, Metal park, Ohio (1986) 2050
 [13] H. Backer, Alloy Phase Diagrams : ASM Handbook Vol. 3, Metal park, Ohio (1992) 2. 113
 [14] 西澤 泰二 : 日本金屬學會會報, 12 (1973) 401
 [15] G. V. Kidson, J. Nucl : Mater., 3 (1961) 21
 [16] 桃野 正外 : 鐵と鋼, 73 (1987) 1590
 [17] R. E. Read-Hill and R. Abbaschian : Physical Metallurgy Principles, 3rd ed., PWS-Kent Pub. Co. (1992) 498