

TiAl 금속간화합물의 공식거동에 미치는 합금원소의 영향

李 昊 宗, 崔 漢 喆*

順天大學校 金屬工學科, *光陽大學 製鐵金屬學科

Effects of Alloying Elements on the Pitting Behavior of Ti-Al Intermetallic Compounds

H. J. Lee and H. C. Choe*

Department of Materials Science & Metallurgical Engineering,
Sunchon National University, Sunchon, 540-742, Korea

*Department of Iron Manufacture and Metallurgical Eng., Kwangyang College,
Kwangyang City, Chonnam 545-800, Korea

Abstract

Effects of alloying elements on the pitting behavior of Ti-Al intermetallic compounds in the electrolytic solution containing Cl^- were investigated through electrochemical tests and corrosion morphologies.

Corrosion potential increased in the case of Cr addition to Ti-48at%Al, whereas it decreased in the case of Si and B addition. The simultaneous addition of Cr and Si increased passive current density and decreased corrosion potential. The passive current density of N addition was higher than that of B addition in H_2SO_4 solution. With the addition of alloying elements, the pitting resistance decreased in order of TiAl > TiAlSi > TiAlN > TiAlB > TiAlCr and with simultaneous addition, it decreased in order of TiAlCrSi > TiAlCrBN > TiAlCrN. The surface morphology after pitting test showed that the TiAl containing Si had far fewer pits than that containing Cr and N simultaneously.

1. 서 론

금속간화합물은 낮은 재료비, 저비중 등 유용한 성질을 가지며 고온에서 내산화성 및 내황화성이 우수하여 새로운 구조용재료로 잠재력을 갖고 있음에도 실온에서의 연성이 낮다는 점이 결점¹⁾으로 되어 왔다. 금속간화합물중에서도 TiAl계는 강의

밀도 $6.8g/cm^3$ 에 비하여 $3.8g/cm^3$ 으로 경량이며 내산화성이 우수하고 $850-900^\circ C$ 에서 사용이 가능하여 자동차엔진부품 및 항공기, 잠수함 등의 구조용재료로 사용될 수 있는 차세대 경량재료로 기대되고 있으나 상온연성과 $800^\circ C$ 부근에서 항복강도와 크리프특성이 감소하는 결점이 있다. 따라서 상온연성을 개선하기 위하여 합금원소를 첨가하는

방법²⁻³⁾을 주로 행해 오고 있다. 즉 치환형원소인 Cr, Mn 및 V 등과 함께 B, C 및 N 등의 침입형 원소를 복합 첨가하여 결정립이 미세화됨으로써 상온 연성이 개선되고 반면에 크리프성질은 완전 응상조직에서 결정립이 조대할수록, 응상간격이 클수록 우수한 경향을 나타내어 상온연성과 고온 크리프성질을 동시에 개선하는데는 어려운 문제점이 있다. 또 Si는 파괴인성을 저하하고 1.0at% 이하에서는 크리프성질이 개선되나 그 이상에서는 저하되는 특성이 있다고 보고되었다.⁴⁾ 그러나 TiAl금속간화합물의 응용이 주로 고온에서 이루어 지므로 크리프강도와 산화거동에 대한 연구⁵⁻⁷⁾가 시도되었을 뿐 Cl⁻을 함유한 수용액에서의 연구는 거의 이루어지지 않았다. 특히 우주항공기에 사용되는 재료나 잠수함에 응용되는 TiAl금속간화합물은 연속적 또는 주기적으로 Cl⁻을 함유한 습한 분위기에 노출되기 때문에 수용액에서의 부식기구를 고찰함이 필요하다 따라서 본 연구에서는 TiAl금속간화합물에 B 및 N 등과 같은 침입형원소를 미량첨가하여 결정립을 미세화하고 상온연성과 고온 크리프특성을 개선하여 그 때 첨가된 각 합금원소가 Cl⁻을 함유한 수용액에서 TiAl금속간화합물의 공식거동에 어떠한 영향을 미치는가를 전기화학적인 방법으로 조사하였다.

2. 실험방법

본 실험에서는 고순도의 Ti, Al, Cr 및 Si를 사용하여 Table 1과 같은 화학조성이 되도록 일정한 조성비로 배합한 후 진공아크로에서 용해하여 18g의 잉곳형태의 시료를 제작하였고 5×10^{-6} torr의 진공아크 용해시 재료의 균일화가 이루어지도록 시료당 5회의 용해를 실시하였으며 용해전후의 무게변화가 거의 없으므로 목표조성을 실제 조성치로 사용하였다.

제조된 잉곳은 10mm×10mm가 되도록 절단한 다

Table 1. Chemical composition of Ti-48at%Al inter-metallic compounds

Intermetallic compound	Chemical Composition (at.%)					
	Al	Cr	Si	N	B	Ti
TiAl	48	-	-	-	-	bal.
TiAlSi	48	-	0.5	-	-	bal.
TiAlB	48	-	-	-	0.5	bal.
TiAlN	48	-	-	0.75	-	bal.
TiAlCr	48	2	-	-	-	bal.
TiAlCrSi	48	2	0.5	-	-	bal.
TiAlCrN	48	2	-	0.75	-	bal.
TiAlCrBN	48	2	-	0.75	0.5	bal.

음, #600의 SiC연마지에 연마하여 부식시험의 작업전극으로 사용하였으며 기준전극은 포화칼로멜 전극을, 보조전극은 고밀도 탄소전극을 각각 사용하였다. 실험에서 사용한 각 전해액은 고순도 Ar 가스를 사용하여 시험 60분전 부터 시험이 끝날때 까지 흘려 보내 용존산소를 충분히 제거하였으며 25℃의 일정온도로 유지시켰다.

TiAl금속간화합물에 첨가된 합금원소가 양극분극특성에 미치는 영향은 0.1M H₂SO₄용액에서 동전위법 (potentiodynamic method)에 의해, 시편의 공식특성시험은 순환동전위법 (CPPT : cyclic potentiodynamic polarization test), 정전위법 (PS : potentiostatic) 및 정전류법 (GS : galvanostatic)으로 조사하였다.

CPPT는 0.1M HCl용액에서 공식전위와 재부동태전위를 조사하였고 펄트의 성장은 PS 및 GS방법으로 조사였다. PS방법에서는 0.1M의 황산용액에 0.1M HCl을 첨가하여 1000mV의 정전압으로 전류-시간곡선을 구하였으며 GS방법에서는 0.1M HCl을 첨가하여 전류밀도를 1.0mA/cm²로 일정하게 유지하면서 전위-시간곡선을 얻었다. 부식시험이 끝난 시편은 광학현미경을 통하여 공식 morphology를 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 H₂SO₄용액에서 TiAl계 금속간화합물의 양극 분극특성에 미치는 합금원소의 영향

Fig. 1은 0.1M H₂SO₄용액에서 Ti-48at%Al에 Cr, Si, B 및 N을 첨가하여 동전위방법으로 측정 한 분극곡선이며 모든 분극곡선에서 부동태영역이 뚜렷이 나타나며 전위가 2000mV 이상 되어도 일정한 부동태전류밀도를 보인다. 이는 부식표면에 최외각에서는 TiO₂가 형성되고 그 내부에는 TiO₂+Al₂O₃가 형성되어 안정한 부동태피막을 형성하기 때문이다.⁸⁻¹⁰⁾ Sfarian 등¹⁰⁾에 의하면 Na₂SO₄용액에서 2500mV 이상에서도 변하지 않고 일정한 부동태전류밀도값을 유지하며 SO₄²⁻용액에서 공식 전위나 공식거동은 나타나지 않는다는 내용과 잘 일치한다. 합금원소가 첨가되지 않은 TiAl 금속간화합물의 곡선인 TiAl을 보면 부식전위가 낮고 부동태영역에서 전류밀도의 변화가 불규칙한 형태를 보이고 있다. 또 2at%의 Cr이 첨가된 TiAlCr의 경우 부식전위가 증가되고 부동태영역에서 안정된 양극거동을 보이는데 이는 표면에서 Cr이 Cr(OH)₃나 Cr₂O₃의 부동태피막을 형성¹¹⁾하는데 기여하였기 때문으로 생각된다. Si와 B가 첨가된 경우는 부식전위는 낮고 부동태전류밀도가 크게 감소함을 보인다.

Fig. 2는 0.1M H₂SO₄용액에서 Ti-48at%Al에 Cr, Si, B 및 N을 복합하여 첨가한 경우 동전위방

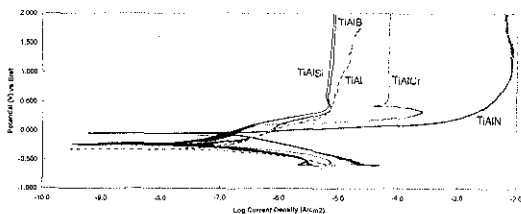


Fig. 1 Anodic polarization curves for TiAl, TiAlCr, TiAlB, TiAlN, and TiAlSi samples in 0.1M H₂SO₄ solution at 25°C.

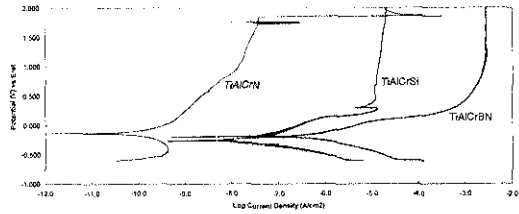


Fig. 2 Anodic polarization curves for TiAlCrN, TiAlCrSi, and TiAlCrBN samples in 0.1M H₂SO₄ solution at 25°C.

법으로 측정 한 분극곡선이며 그림에서와 같이 Cr이 첨가된 TiAlCrSi의 경우 Fig. 1에서 나타낸 TiAlCr의 $7.0 \times 10^{-6} \text{A/cm}^2$ 보다 부동태전류밀도가 증가한 $1.2 \times 10^{-5} \text{A/cm}^2$ 을 나타내는데 이는 Cr이 첨가됨으로써 Ti₅(Si, Al)₃의 형성보다는 크기가 큰 석출물인 (Ti, Cr)₃(Si, Al)₃를 형성²⁾함으로써 부식 전위도 -225mV보다 낮은 -260mV를 보이는 것으로 생각된다. N과 Cr이 첨가된 TiAlCrBN는 Fig. 1에 나타난 TiAlB에 비하여 부동태전류밀도가 높은 값을 보이는데 이는 TiAlB의 경우 단지 B에 의한 TiB나 TiB₂를 형성¹²⁾하였기 때문이지만 질소가 첨가되면 결정립의 미세화와 함께 Ti₃AlN과 Ti₅AlN 등의 석출³⁾로 인하여 전류밀도가 높아진 것으로 생각된다. Table 2는 위에서 얻은 데이터를 정리하

Table 2 Corrosion (E_{corr}), transpassive (E_{trans}), primary passive potential (E_{pp}), critical current density for passivation (i_p) and critical current density for passive region (i_{ps}) of Ti-48at% Al intermetallic compounds with alloying elements after anodic polarization measurement in 0.1M H₂SO₄ solution

Intermetallic compounds	E_{corr} (mV vs. SCE)	E_{trans} (mV vs. SCE)	i_p (A/cm ²)	i_{ps} (A/cm ²)
TiAl	-300	N.D.	9.0×10^{-6}	1.5×10^{-5}
TiAlSi	-225	N.D.	7.5×10^{-6}	7.0×10^{-6}
TiAlB	-250	N.D.	8.5×10^{-6}	7.5×10^{-6}
TiAlN	-80	N.D.	9.0×10^{-3}	8.5×10^{-3}
TiAlCr	-200	N.D.	3.5×10^{-4}	8.0×10^{-4}
TiAlCrSi	-260	N.D.	1.5×10^{-5}	1.2×10^{-5}
TiAlCrN	-130	N.D.	N.D.	2.0×10^{-8}
TiAlCrBN	-200	N.D.	3.5×10^{-3}	2.5×10^{-3}

여 부식전위, 부동태전이전위, 활성태전류밀도 및 부동태전류밀도를 각각 시편별로 나타낸 것이다.

3.2 HCl용액에서 TiAl계 금속간화합물의 공식특성에 미치는 합금원소의 영향

Fig. 3은 Ti-48at%Al에 Cr, Si, B 및 N을 첨가하여 제조한 시편의 공식특성을 조사하기 위하여 0.1M HCl용액에서 측정된 CPPT곡선이다. 공식전위와 부식전위가 TiAl시편에서 높게 나타나고 부동태영역에서의 전류밀도는 큰 값을 보인다. 여기에 Cr이 첨가됨으로써 부동태전류밀도가 TiAl보다 크게 감소됨을 보여 첨가된 Cr이 부동태피막형성에 기여 하였을 것으로 생각된다. 그러나 Si와 N이 첨가되면 공식전위가 200mV정도로 높게 나타나는데 이는 Si와 질소가 석출물을 형성하는데 기여하지만 Cl⁻함유한 전해액에서 공식전위를 증가시키는 원소¹³⁾이기 때문이며 부동태전류밀도값은 Cr을 첨가한 경우 보다 증가하여 부동태피막의 안정성이 감소되는 결과를 보이는데 이는 결정립의 미세화나 층상조직의 형성 등의 영향²⁻³⁾인 것으로 생각된다. 또한 Ti₃(Si,Al)₃과 Ti₂AlN 및 Ti₃AlN 등의 석출물³⁾이 존재하여 부동태영역의 전류밀도가 증가된 것으로 생각된다. B가 첨가되면 CPPT곡선에서 알 수 있듯이 부동태피막의 영역도 뚜렷하고 전류밀도가 갑자기 증가되는 양상을 보이는데 이는 표면의 전체에서 형성되었던 안정된 피막이 갑자기 파괴됨을 뜻하며 TiB나 TiB₂ 등의 석출물¹²⁾이 존재한 자리에서 피트의 핵생성이

되고 그 주위가 순간적으로 Cl⁻이온에 의하여 파괴되기 때문이다. 그러나 재부동태화를 시켰을 때 재부동태화전위는 -110mV로 가장 높은 값을 보여 B를 첨가하지 않은 경우에 비해 높게 나타나는데 이는 합금내에 존재한 B가 용출되어 B₂O₃²⁻를 형성¹⁴⁾하고 이 이온이 Cl⁻에 대한 공식억제제¹⁵⁻¹⁶⁾로 작용하기 때문으로 생각된다. 또 공식과 틸부식을 포함한 국부부식에 대한 저항성은 $|E_{rep}-E_{corr}|$ 의 값 또는 $|E_{pr}-E_{corr}|$ ¹⁷⁾로 평가할 수 있는데 B가 첨가된 경우 $|E_{rep}-E_{corr}|$ 가 335mV로 높은 값을 나타내고 있다. $|E_{rep}-E_{corr}|$ 의 값이 높은 경우가 공식과 틸부식 같은 국부부식에 대해 저항성이 강하고 재부동태화하는 능력이 좋다고¹⁸⁾볼 수 있는데 B이 첨가된 경우는 B₂O₃²⁻의 공식억제영향으로 국부부식에 대한 저항성과 재부동태화능력이 큰 것을 알 수 있다.

Fig. 4는 Ti-48at%Al에 Cr, Si, B 및 N을 복합하여 첨가한 TiAlCrBN, TiAlCrN 및 TiAlCrSi시편의 공식특성을 조사하기 위하여 0.1M HCl용액에서 측정된 CPPT곡선이다. 여기에서 보면 TiAl에 Cr과 질소, Si, 및 B를 함께 첨가하면 피트 발생시 앞의 Fig. 3의 TiAlB와 같이 갑작스런 전류밀도의 증가는 나타나지 않고 있다. 이는 부동태피막이 동시에 파괴되고 있는 것이 아니라 크기가 큰 석출물²⁾ 존재부위가 TiO₂와 Al₂O₃ 등의 보호피막의 형성이 이루어지지 못하고 그 부위가 집중적으로 Cl⁻에 의하여 attack받고 있기 때문으로 생각된다. Si와 Cr이 복합적으로 첨가되면 공식전위

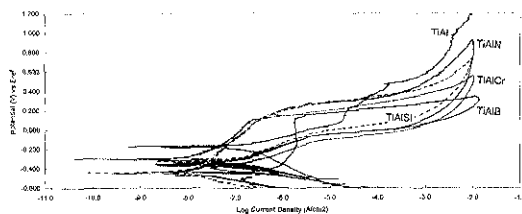


Fig. 3 Cyclic potentiodynamic polarization curves for TiAl, TiAlCr, TiAlB, TiAlN, and TiAlSi samples in 0.1M HCl solution at 25°C.

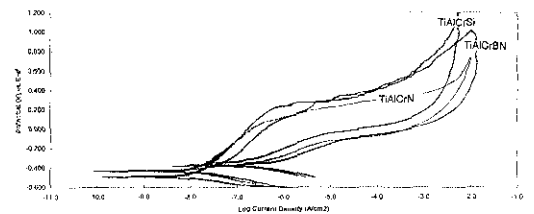


Fig. 4 Cyclic potentiodynamic polarization curves for TiAlCrN, TiAlCrSi, and TiAlCrBN samples in 0.1M HCl solution at 25°C.

가 280mV를 나타내어 가장 높은 값을 보이는데 이는 Si가 공식전위를 상승시키는 원소¹³⁾이기 때문으로 생각된다.

질소와 Cr이 동시에 첨가되면 결정립의 미세화 효과가 크고 그 결정입계에서 석출물의 형성으로 인하여 공식전위가 120mV까지 감소함을 보이며 Cr, B 및 N이 동시에 첨가되면 B의 영향으로 공식전위가 240mV로 높은 값을 보여 전해액에서 B의 효과¹⁴⁾가 크게 나타남을 보인다.

따라서 복합첨가된 경우는 $TiAlCrSi > TiAlCrBN > TiAlCrN$ 순으로 공식전위가 감소함을 알 수 있다. 또한 $|E_{rep} - E_{corr}|$ 의 값은 B가 첨가된 경우가 110mV로 크게 나타나 여기에서도 $B_2O_3^{2-}$ 의 공식억제영향이 나타나고 있음을 알 수 있다. Table 3은 공식전위, 부식전위 및 $E_{rep} - E_{corr}$ 의 값을 표로 나타낸 것이다.

Fig. 5는 1000mV의 정전위에서 0.1M의 황산용액에 0.1M HCl을 첨가하여 얻은 TiAlB, TiAlSi, TiAlN 및 TiAl의 전류-시간곡선으로 여기에서 보면 시간이 경과함에 따라 TiAl의 경우 전류밀도가 일정함을 보여 부동태피막이 안정되어 있음을 보이며 TiAl에 B가 첨가된 경우 초기에는 TiAl에 Si가 첨가된 경우와 같이 전류밀도의 증가를 보이다

Table 3. Fitting potential (E_{fit}), repassivation potential (E_{rep}), corrosion potential (E_{corr}), and $|E_{rep} - E_{corr}|$ of Ti-48at%Al intermetallic compounds with alloying elements after cyclic potentiodynamic polarization measurement in 0.1M HCl solution

Intermetallic compounds	E_{corr} (mV vs. SCE)	E_{fit} (mV vs. SCE)	i_c (A/cm ²)	i_p (A/cm ²)
TiAl	220	N.D	-180	N.D
TiAlSi	200	-300	-440	140
TiAlB	110	-110	-445	335
TiAlN	190	-360	-450	90
TiAlCr	140	-390	-310	80
TiAlCrSi	280	-350	-420	70
TiAlCrN	120	-370	-430	60
TiAlCrBN	240	-390	-500	110

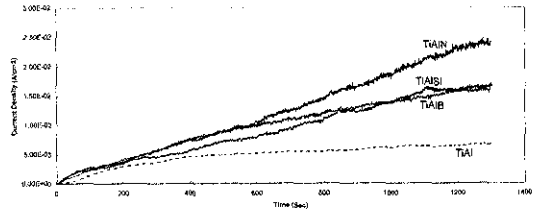


Fig. 5 Current-time curves for TiAl, TiAlB, TiAlN and TiAlSi samples at constant potential (1000mV:SCE) in 0.1M H₂SO₄+0.1M HCl solution at 25°C.

600sec이상되면 전류밀도의 증가속도가 감소된다. 이는 앞에서 고찰한 바와 같이 B와 Si가 공식저항을 증가시키는 것과 관련이 있다는 내용¹³⁾을 한번 더 확인할 수 있다. 또 질소가 첨가되면 결정립의 미세화와 석출물의 영향으로 시간이 경과함에 따라 전류밀도가 크게 증가되고 있어 내공식성이 약함을 알 수 있다.

Fig. 6은 정전위방법으로 1000mV의 전위에서 0.1M H₂SO₄용액에 0.1M HCl을 첨가하여 얻은 TiAlCrBN, TiAlCrSi 및 TiAlCrN의 전류-시간곡선으로 Cr과 질소가 동시에 첨가된 경우는 전류밀도가 크게 증가됨을 보이는데 이는 Cr에 질소가 많아지면 조직이 미세화하고 동시에 Ti₃AlN, Ti₂AlN 등의 석출물이 많이 입계에 존재하여 핏트의 핵생성과 성장이 촉진으로 인하여 공식에 대한 저항성이 크게 감소하기 때문이다. 그러나 TiAl에 C, B, N을 첨가한 경우와 Si를 첨가한 경우는 전류밀도가 감소함을 보인다.

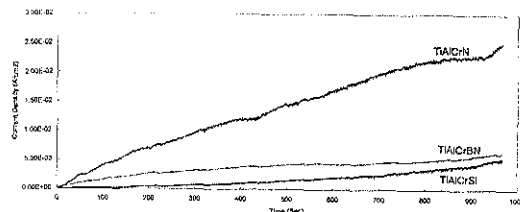


Fig. 6 Current-time curves for TiAlCrN, TiAlCrSi, and TiAlCrBN samples at constant potential (1000mV:SCE) in 0.1M H₂SO₄+0.1M HCl solution at 25°C.

Fig. 7은 0.1M H_2SO_4 용액에 0.1M HCl을 첨가하여 전류밀도를 $1.0mA/cm^2$ 로 일정하게 유지하면서 얻은 TiAlCrBN, TiAlCrS 및 TiAlCrN의 전위-시간곡선이다. 여기에서도 Ti-48Al-2Cr에 Si와 B를 첨가한 경우가 부동태피막이 안정함을 보이며 질소가 첨가된 경우가 가장 낮은 값을 보인다.

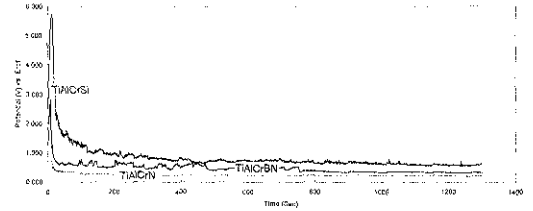


Fig. 7 Potential-time curves for TiAlCrN, TiAlCrSi, and TiAlCrBN samples at constant current density ($1.0mA/cm^2$) in 0.1M H_2SO_4 +0.1M HCl solution at 25°C.

3.3 Si, Cr, B 및 N이 첨가된 TiAl계 금속간화합물의 부식표면

Fig. 8은 Ti-48at%Al에 Si, Cr, N 및 B를 첨가한 시편을 0.1M HCl용액에서 CPPT시험후 촬영한 광학현미경사진으로 (a)는 Ti-48Al의 것이며

(b)는 Ti-48Al-0.5Si의 것을, (c)는 Ti-48Al-0.75N의 것 및 (d)는 Ti-48Al-2Cr의 것을 각각 나타낸 사진이다. 여기에서 보면 Cl⁻에 의해 많은

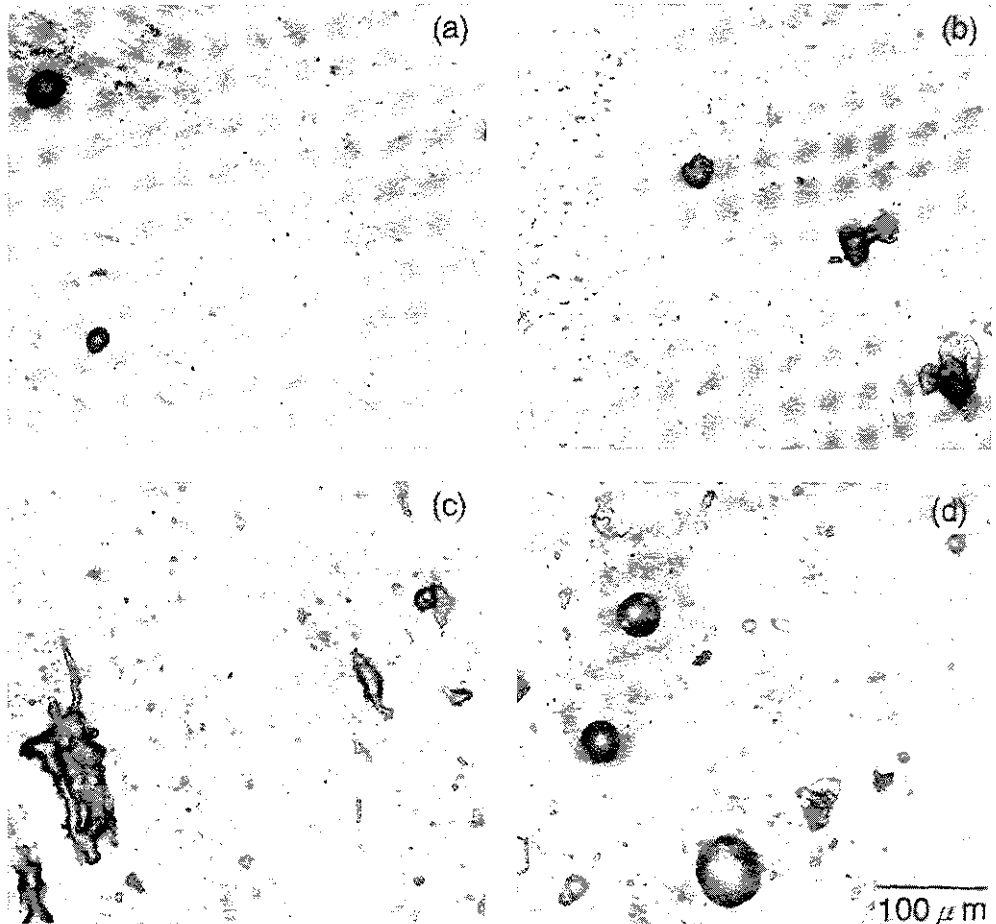


Fig. 8 Optical micrographs showing pitting corrosion behavior after CPPT in 0.1M HCl solution at 25°C : (a) TiAl (b) TiAlSi (c) TiAlN (d) TiAlCr

핏트가 관찰되나 Cr이나 질소가 첨가되면 핏트의 크기나 수가 증가함을 보이며 Si가 첨가된 (b)의 경우는 핏트의 수가 감소함을 보이는데 이는 Si가 공식저항성을 향상시킨다는 것¹³⁾과 잘 일치함을 보인다. 또한 TiAl의 경우는 미세한 핏트가 거의 관찰되지 않고 큰 핏트만 보이고 있다.

Fig. 9는 TiAlCrSi, TiAlCrN 및 TiAlCrBN시편의 사진으로 앞의 CPPT곡선이나 정전위 및 정전류곡선의 결과와 잘 일치하고 있으며 TiAl에 Cr과 N가 동시에 첨가된 경우는 입체의 미세화와 석출물의 존재로 많은 핏트가 형성되었음을 알 수 있다.

4. 결 론

Ti-48at%Al 금속간화합물의 공식저동에 미치는 Cr, Si, N 및 B의 영향을 조사하기 위하여 H₂SO₄ 및 HCl 용액에서 전기화학적방법과 현미경으로 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) Ti-48at%Al의 양극분극특성을 조사한 결과, Cr이 첨가된 경우 부식전위는 증가되고 부동태영역에서도 안정된 양극거동을 보이며 Si와 B가 첨가된 경우는 부식전위는 낮고 부동태전류밀도가 크게 감소함을 보인다. Ti-48at%Al에 Cr와 Si를 복합첨가한 경우, 부동태전류밀도가 증가하고 부식전위가 낮아진다. B가 첨가된 경우, 부동태전류밀도가 낮고 질소가 첨가되면 전류밀도가 크게 증가한다.

2) 합금원소첨가에 따른 Ti-48at%Al의 공식특성을 조사한 결과, 공식저항성은 TiAl>TiAlSi>TiAlN>TiAlB>TiAlCr순으로 감소하고 복합적으로 첨가된 경우는 TiAlCrSi>TiAlCrBN>TiAlCrN순으로 공식저항이 감소한다.

3) 부식시험후 현미경에 의한 표면관찰결과, 모든 시편은 0.1M HCl용액에서 Cl⁻에 의해 많은 핏

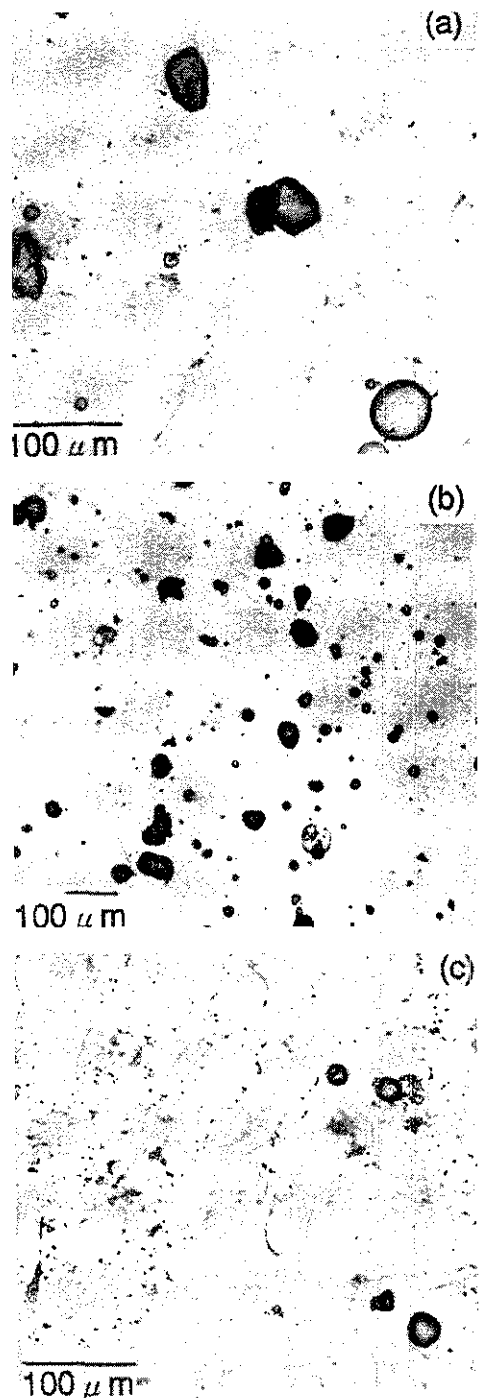


Fig. 9 Optical micrographs showing pitting corrosion behavior after CPPT in 0.1M HCl solution at 25°C : (a) TiAlCrSi (b) TiAlCrN (c) TiAlCrBN

트가 관찰되나 단독으로 Si가 첨가되면 핏트가 감소하고 Cr과 N이 복합첨가되면 많은 핏트가 석출물이 존재한 부위가 많이 관찰된다.

후 기

이 연구는 1997년도 순천대학교 공과대학 학술재단연구비에 의해서 연구되었음.

참고문헌

1. N. S. Stoloff and C. T. Liu : Intermetallics, Elsevier Science, Great Britain, 2 (1994) 75
2. 이호종, 이병택, 최담천 : 대한금속학회지, 35 (1997) 951
3. 이호종 : 한국주조공학회지, 15 (1995) 596
4. S. Tsuyama, S. Mitao, and K. Minakawa : Materials Science and Engineering, A, 153 (1992) 451
5. Yoshinori Murata, Yutaka Shimamura, Takayuki Ishida, and Masahiko Morinaga : J. Japan Inst. Metals, 61 (1997) 702
6. J. L. Smialek, J. Doychak, and D. J. Gaydos : Oxidation of Metals, 34 (1990) 259
7. A. Gil, H. Hoven, E. Wallura, and W. L. Quadackers : Corrosion Science, 34 (1993) 615
8. K. W. Gao, J. W. Jin, L. J. Qiao, W. Y. Chu, and C. M. Hsiao : Corrosion, 52 (1996) 3
9. Yukiharu Suzuki, Tetsuya Suzuki, and Tokuzou Tsujimoto : J. Japan Inst. Metals, 61 (1997) 678
10. H. M. Saffarian, Q. Gan, R. Hadcar, and G. W. Warren : Corrosion, 52 (1996) 627
11. L. L. Shreir : CORROSION Vol. 1, Metal/Environment Reactions, Newnes-Butterworths, Eds., (1979) 1:110
12. M. E. Hyman, C. McCullough, J. J. Valencia, C. G. Levi, and R. Mehrabian : Metallurgical Transactions 20A, (1989) 1847
13. Z. Szklaska-Smialowska : "Pitting Corrosion of Metals " NACE, (1986) 144
14. H. C. Choe, D. C. Choi, K. H. Kim, and S. G. Hong : Corrosion Engineering, 45 (1996) 137
15. F. Mancia and A. Tamba : Corrosion, 44 (1988) 88
16. R. Otterberg : Swedish Inst. for Metals Research Report No.1753 (1983)
17. R. Qvarfort : Corrosion Science, 29 (1989) 987
18. 최한철, 김관휴 : 한국부식학회지, 26 (1997) 7