

Ti-45at%Al-1.6at%Mn 금속간화합물의 장시간 및 반복산화특성

金泳禎 · 崔文基* · 金睦淳

인하대학교 공과대학 금속공학과

*인하공업전문대학 금속과

Long Term and Cyclic Oxidation Behavior of Ti-45at%Al-1.6at%Mn Intermetallic Compounds

Young-Jin Kim, Moon-Ki Choi* and Mok-Soon Kim

Department of Metallurgical Engineering, Inha University, Incheon 402-751

*Department of Metallurgical Engineering, Inha Technical Junior College, Incheon 402-752

(1997년 10월 11일 받음, 1997년 11월 20일 최종수정본 받음.)

초 록 Ti-45at%Al-1.6at%Mn 조성을 갖는 금속간화합물의 장시간 및 반복산화 거동을 조사하기 위하여 반응소결법 및 플라즈마 아크 용해법으로 제조한 시편에 대하여 800°C와 900°C에서 600시간까지의 등온산화시험 및 30회까지의 반복산화시험을 행하였다. 800°C에서는 반응소결재와 용제재 모두 등온 및 반복산화에 대하여 우수한 저항성을 나타내었다. 900°C에서는 반응소결재의 경우에는 등온 및 반복산화에 대하여 우수한 저항성을 보였으며, 중량변화와 산화피막의 박리는 극히 적었다. 이에 비해 용제재의 경우에는 등온 및 반복산화에 의해 중량이 크게 변하였으며 피막의 박리도 극심하였다. 900°C에 있어서 두 재료간의 이러한 산화거동 차이는 기지/산화물 계면 부근에 형성된 산화층의 차이에 기인하는 것으로 간주하였다. 반응소결재의 경우에는 계면 부근에 연속적인 Al₂O₃층이 형성되며, 이러한 층이 산화에 대한 보호막으로 작용하는데 비하여 용제재에 있어서는 계면 부근에 Al₂O₃와 TiO₂의 혼합층이 형성되었다. 용제재의 반복산화시에 보여진 피막의 박리는 냉각시에 TiO₂와 기지간의 열팽창계수 차이에 기인하여 발생하는 열응력을 TiO₂가 견디지 못하고 박리를 초래한 것으로 해석하였다.

Abstract Isothermal(up to 600h) and cyclic(up to 30 cycles) oxidation behavior of Ti-45at%Al-1.6at%Mn intermetallics were investigated at 800 and 900°C, using both reactive-sintered and plasma arc melted specimens. At 800°C, both reactive-sintered and melted alloys showed a high resistance to isothermal and cyclic oxidation. At 900°C, the reactive-sintered alloy also exhibited a good resistance to isothermal and cyclic oxidation with a limited weight change and a little spalling of oxide scale. In contrast, the melted alloy showed remarkable weight change and vigorous spalling of oxide scale during isothermal and cyclic oxidation. Such difference in oxidation behavior at 900°C between two alloys was considered to be resulted from difference in the type of oxide layer formed near the matrix/oxide interface. In the case of the reactive-sintered alloy, a continuous alumina layer was formed near the interface, which may act as a strong barrier to oxidation. In contrast, the melted alloy had a combined oxide layer with alumina and rutile near the interface. A thermal stress analysis indicated that the spalling of oxide during cyclic oxidation of melted alloy can be originated from the rutile during cooling due to a thermal stress based upon the difference in the coefficient of thermal expansion between rutile and matrix.

1. 서 론

최근 자동차·항공기분야의 고성능·경량화의 요구가 증가함에 따라 고온에서 우수한 물성을 지닌 경량내열 신소재에 대한 기대가 증대되고 있다. Ni기 초합금이나 내열강등의 기존의 내열재료는 재료의 본질적인 면에서 이미 내열한계에 이르러 더 이상의 성능향상을 꾀하기가 곤란한 실정이다. 이러한 상황에서 기존의 내열재료에 비하여 반 정도의 낮은 밀도(3.9g/cm³)를 가지며, 고온강도와 내크리프 특성등의 고온물성이 우수한 TiAl계 금속간화합물이 경량내열재료로 기대되어, 본 화합물을 항공기, 자동차용 엔진부품(turbine blade¹⁾, turbo charger rotor²⁾, exhaust valve³⁾ 등에 적용하기 위한 연구가 활발히 진행되고 있다. 그

러나, 상온에서의 낮은 연성, 성형가공성의 부족 그리고 800°C 이상에서의 고온내산화성부족 등이 실용화의 문제점으로 지적되고 있다. 상온연성의 문제는 제3원소의 첨가(Mn⁴⁾, Cr⁵⁾, V⁶⁾) 및 조직제어⁷⁾ 등에 의해 개선되고 있으며, 성형가공성의 문제는 예를들어, 소성가공성이 풍부한 원소분말의 혼합체(Ti+Al)상태에서 목적형상을 부여한 후, Ti+Al→TiAl의 화합물반응을 이용하여 TiAl을 합성하는 소위 반응소결법의 적용⁸⁾ 등에 의해 극복되고 있다. 또한, 이러한 반응소결법에서는 용해과정을 거치지 않으므로 불균질하고 조대한 응고조직에 기인하는 연성저하등의 염려가 없을뿐 아니라, 유효한 미량원소를 원소분말중에 함유시키면 반응소결후에도 이러한 미량원소가 반응소결재내에 잔류하므로 미량원소, 미량입자의 첨가, 복합화가 용

Table 1. Chemical composition of experimental alloys

Specimen	Ti (at%)	Al (at%)	Mn (at%)	Mg (wt%)	Cl (wt%)	C (wt%)	O (wt%)
reactive -sintered TiAl-Mn	bal.	44.9	1.6	0.01	0.02	0.01	0.12
remelted TiAl-Mn	bal.	44.7	1.59	<0.001	<0.001	0.005	0.07

이하다.

TiAl의 내산화성에 관해서는 Nb⁹⁾, Si¹⁰⁾, Mo¹¹⁾, P¹²⁾ 등의 제3원소첨가, 저산소분압하 열처리¹³⁾, 확산침투처리¹⁴⁾ 등이 시도되고 있다. 또한, 최근에 저자등은 반응소결법으로 제조한 TiAl기 합금의 단시간 등온산화시험을 통하여, 시편내에 Cl과 C등의 원소를 미량 함유하는 경우에 내산화성이 1000°C까지 확보됨을 보고하였다¹⁵⁾.

본 연구에서는 실온과 고온에서 양호한 기계적성질을 갖는 Ti-45at%Al-1.6at%Mn 조성의 합금⁹⁾을 반응소결법 및 플라즈마 아크 용해를 이용한 용제법에 의해 제조하여 장시간등온산화 및 반복산화특성을 조사하였다.

2. 실험방법

시편제조

Cl과 C를 함유하는 반응소결재를 얻기 위하여 원소Ti 분말로써 Kroll법(Mg 환원법)으로 제조한 스폰지 Ti을 수소화-탈수소화시킨 분말(Toho Titanium사 제품, 입경 149 μm 이하)을 사용하였다. 제조회사의 분석치에 의하면 Ti분말중에 Cl 및 C는 각각 300 및 150wt.ppm 함유되어 있다. 이러한 Ti분말과 He gas atomization법으로 제조한 Al-3.6at%Mn 합금분말(입경 149 μm 이하)을 Ti-45at%Al-1.6at%Mn의 조성이 되게 혼합하여, 그림 1에 나타낸 바와같이 알루미늄캔봉입→진공탈가스→압출과 단조에 의한 치밀화(형상부여)를 행하였다. 압출은 400°C에서 압출비 9의 조건으로 실시하였으며, 압출후에 냉간단조를 행하여 총 단면감소율이 98%에 이르는 봉상의 성형체를 제작하였다. 성형체표면에 부착되어 있는 알루미늄캔을 기계가공으로 제거한 후, 성형체를 HIP(Hot Isostatic Pressing)중에서 1300°C/2h/150MPa의 유지조건으로 반응소결을 실시하였다. 한편, 반응소결재의 일부는 플라즈마 아크 용해법으로 3회에 걸쳐 재용해하여 잉고트를 만든 후, 1000°C/10⁻³Pa의 진공분위기에서 24시간동안 균질화처리를 실시하여 용제재 시편으로 사용하였다. 이와 같이 제조된 반응소결재와 용제재의 미세조직을 그림 2에, 화학성분 분석치를 표 1에 나타내었다. 반응소결재(그림 2(a))는 층상조직(lamellar structure)과 등축 γ 립으로 이루어진 복합조직(duplex structure)을 보이며, 용제재(그림 2(b))는 조대한 결정립을 갖는 완전층상조직(fully lamellar structure)을 보이고 있다. 표 1로부터 용제재에 있어서는 Cl 및 C등의 미량원소의 함유량이 매우 낮아졌음을

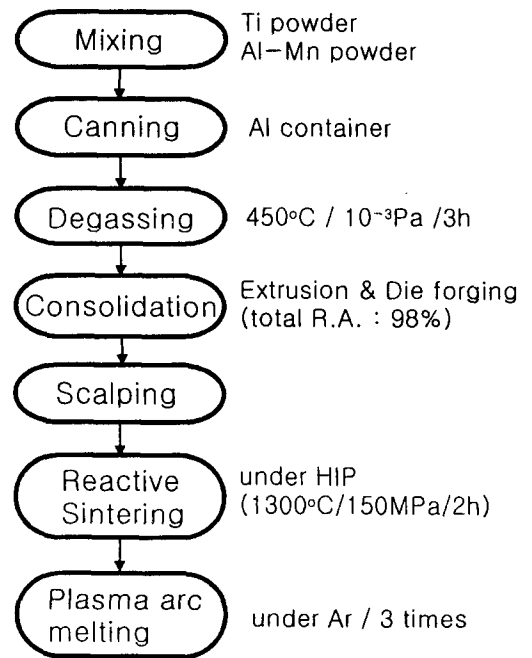


Fig. 1. Flow chart of experimental procedure.

볼 수 있다.

산화시험

반응소결재는 6mm ϕ ×6±2mmL의 크기로, 용제재는 육면체 형상으로 절단한 후, 사포 #1000까지 연마한 다음 아세톤 세척, 건조를 행하여 산화시편으로 사용하였다. 등온산화시험은 대기중에서 800 및 900°C에서 24~600h 동안 실시하였으며, 목적온도 이하의 온도에서 산화되는 것을 최대한 방지하기 위하여 먼저 로내의 온도를 목적온도로 승온시킨 후에 시료를 장입하고, 목적온도 도달후 소정시간 유지한 다음 로냉하였다. 산화시험중 박리된 산화막이 이탈되는 것을 방지하기 위하여 산화시험편을 고순도 알루미늄도가니에 장입하여 실험을 행하였다. 또한, 산화시험후 박리된 산화피막은 모두 수거하여 시료와 함께 중량을 측정하였다. 산화시험 전·후의 중량차이를 산화시험전의 표면적으로 나누어 산화증량을 구하였다. 반복산화시험은 800 및 900°C의 대기분위기에서 승온속도 : 98°C/min, 유지시간 : 2h, 냉각속도 : 89°C/min를 1주기로 총 30회에 걸쳐 행하였으며, 박리된 산화피막은 제외하고 중량을 측정하였다. 산화피막의 관찰·분석을 위하여, 광학현미경, XRD(X-

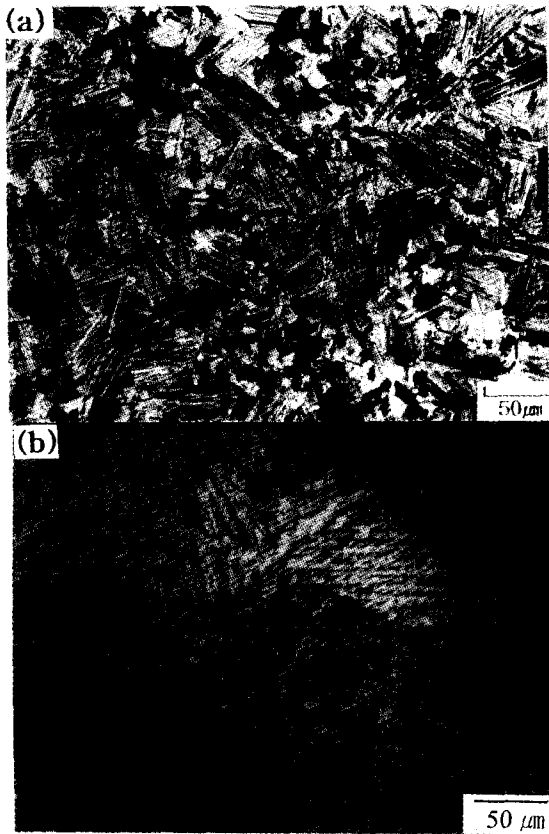


Fig. 2. Microstructures of (a) reactive-sintered and (b) remelted TiAl-Mn specimens.

Ray Diffractometer), SEM (Scanning Electron Microscope) 및 EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) 등의 장비를 이용하였으며, 산화피막의 조사를 위해 산화된 시편을 가공할 때 산화피막의 박리를 방지하기 위하여 시편의 표면을 납(Pb)으로 코팅처리 하였다.

3. 결과 및 고찰

장시간등온산화특성

800 °C와 900 °C에서 24, 200 및 600시간 동안 등온산화 시험을 행한 반응소결재와 용제재의 산화증량을 그림 3에 나타내었다. 800 °C에서는 두 재료 모두 산화시간이 증가하여도 산화증량의 증가는 극히 적으며, 동일한 시간에서 두 재료간의 산화증량의 차이는 거의 없음을 볼 수 있다. 따라서, 800 °C에서는 두 재료 모두 600시간까지 우수한 내산화성을 유지하고 있음이 판명되었다. 그러나, 900 °C에서는 용제재의 산화증량은 24시간부터 증가하기 시작하여, 200 및 600시간에서는 매우 높은 산화증량을 보이고 있다. 반면에 반응소결재에 있어서는 200시간까지도 800 °C의 경우와 유사하게 극히 낮은 산화증량을 보이며, 600시간까지 산화시간이 경과하여도 산화증량은 비교적 낮은 값을 유지하고 있다. 따라서, 900 °C에서는 반응소결재의 내산화성이 용제재보다 매우 우수하며, 시간이 길어질수록 반응소결재와 용제재간의 내산화성 차이는 더욱 커짐을 알 수 있다. 산화시험후 시험편의 외관형상을 관찰한 결과, 낮은 산화증

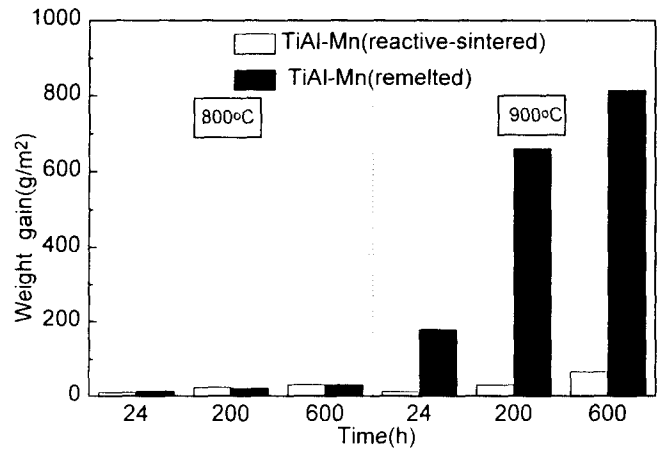


Fig. 3. Comparison of weight gain between reactive-sintered and remelted specimens oxidized at 800 and 900 °C for 24, 200 and 600h.

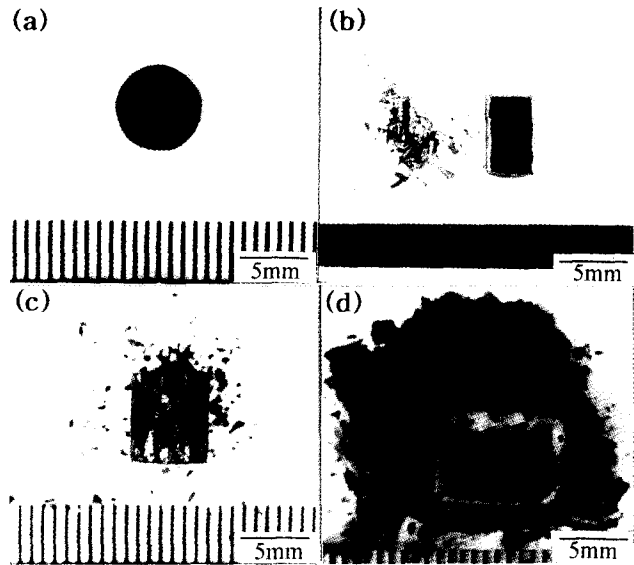


Fig. 4. Surface morphologies of reactive-sintered and remelted specimens.

- (a) reactive-sintered specimen oxidized at 900 °C for 24h
- (b) remelted specimen oxidized at 900 °C for 24h
- (c) reactive-sintered specimen oxidized at 900 °C for 600h
- (d) remelted specimen oxidized at 900 °C for 600h

량을 보인 800 °C 시험편의 경우, 반응소결재와 용제재 모두 600시간 시험후에도 피막의 박리가 거의 없이 건전한 외관이 유지되어 있었다. 이것에 비하여 높은 산화증량을 보였던 900 °C에서 산화된 용제재의 경우, 24시간에서도 산화피막의 박리가 관찰되며(그림 4(b)), 시간이 경과할수록 박리의 정도는 심해져, 600시간에서는 매우 극심한 박리를 보이고 있다(그림 4(d)). 한편, 900 °C에서도 비교적 낮은 산화증량을 보였던 반응소결재의 경우, 24시간(그림 4(a))과 200시간 산화에서는 피막의 박리없이 건전한 형상이 유지되어 있으며, 600시간까지 산화된 경우(그림 4(c))에는 약간의 피막박리가 관찰되나 같은 조건에서 산화된 용제재(그림 4(d))와 비교해보면 그 박리정도는 매우 적은 것임을 알 수 있다.

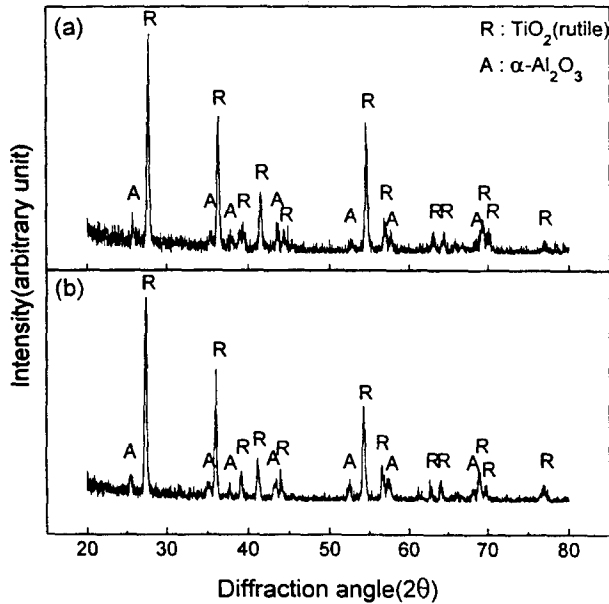


Fig. 5. X-ray diffraction spectra of (a) reactive-sintered and (b) remelted specimens oxidized at 900°C for 24h.

그림 5(a)와 (b)는 900°C에서 24시간동안 산화시킨 반응소결재와 용제재 시편의 표면을 XRD 분석한 결과로, 두 재료 모두 TiO₂(rutile)와 α-Al₂O₃상이 주로 관찰되었다. 반응소결재의 경우는 다른 모든 산화조건에서도, 용제재의 경우는 800°C의 모든 산화시간에서도 그림 5와 유사하게 TiO₂와 Al₂O₃상이 주로 관찰되었다. 한편, 900°C에서 200시간 이상 산화된 용제재는 앞서 언급한 바와같이 산화피막의 박리가 극심하였으므로 XRD 분석은 행하지 않았다.

그림 6에 산화피막의 대표적인 단면미세조직을 나타냈으며, EPMA에 의한 피막분석결과도 함께 명시하였다. (a)는 900°C에서 24시간 산화된 반응소결재, (b)는 900°C에서 24시간 산화된 용제재, (c)는 900°C에서 600시간 산화된 반응소결재의 경우이다. 반응소결재에 있어서는 그림 6(a) 또는 (c)에서 보듯이, 산화피막의 평균 두께가 5μm 또는 15μm 정도로 얇고 치밀하며, 기지/산화피막 계면부근의 산화피막에는 연속적인 Al₂O₃층이 형성되어 있다. 반면에 그림 6(b)의 용제재에 형성된 산화피막은 두께가 100μm 정도로 두껍고 다공질이며, 기지/산화피막 계면 부근의 산화피막에는 Al₂O₃와 TiO₂의 혼합층이 존재하고 있다. 그림 6(a)와 유사한 산화피막은 800°C에서 산화된 모든 시편과 900°C에서 200시간 동안 산화된 반응소결재에서도 관찰되었다. Diffusion marker를 이용한 산화기구에 관한 연구를 통하여¹⁵⁾, 기지/산화피막 계면에 형성된 연속적인 Al₂O₃층은 산소이온 및 금속이온등의 물질이동을 유효하게 저지하는 보호막으로 작용하여 TiAl기 합금의 내산화성 향상에 결정적인 역할을 한다는 사실이 알려져 있다. 본 실험결과, 800°C에 있어서는 반응소결재와 용제재 모두 600시간까지 산화된 경우에도 기지/산화피막 계면 부근에 연속적인 Al₂O₃층이 관찰되며, 낮은 산화증량을 보였다. 따라서, 이러한 온도 조건에서는 장시간 산화에 있어서도 보호성이 높은

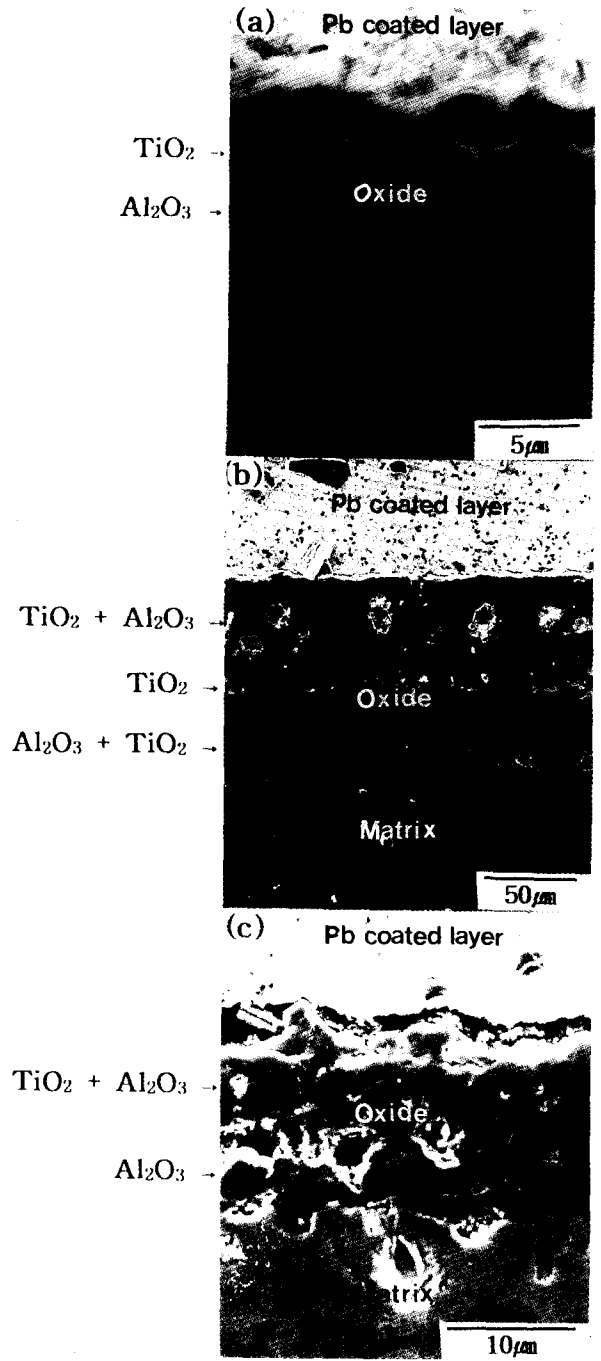


Fig. 6. SEM micrographs for the cross-sections of oxide scale. (a) reactive-sintered specimen oxidized at 900°C for 24h (b) remelted specimen oxidized at 900°C for 24h (c) reactive-sintered specimen oxidized at 900°C for 600h

Al₂O₃층이 기지/산화피막 계면 부근에 용이하게 형성되어 내산화성이 유지된 것으로 판단된다.

한편, TiO₂의 성장속도가 커지는 900°C에 있어서는¹⁶⁾, 용제재의 경우 연속적인 Al₂O₃층의 형성이 어려워(그림 6(b)) 24시간에서부터 산화증량이 어느 정도 증가하기 시작하여 200시간 이상에서 급격한 산화증량을 나타낸 것으로 보인다. 200시간 이상 산화된 용제재는 피막의 박리가 극심하여 피막단면 관찰은 곤란하였으나, 그림 6(b)와 유

사한 구조의 다공질 피막이었을 것으로 추정된다. 반면에, 반응소결재는 900°C에서 산화된 경우에도 그림 6(a)와 (c)에 나타냈듯이 연속적인 Al₂O₃층이 기지/산화피막 계면 부근에 형성된다. 이전의 보고를 통하여 Cl⁻ 이온이 TiO₂의 산소이온 공공(vacancy)에 침투하여 TiO₂내의 산소이온의 확산이 저지되면 TiO₂의 성장이 억제된다는 것¹⁷⁾, 아울러 Cl₂와 C, 또는 Cl₂와 CO에 의해 TiO₂가 TiCl₄와 CO, 또는 TiCl₄와 CO₂가스로 분해되면 역시 TiO₂의 성장이 억제된다는 것을 제안하였다¹⁵⁾. 표 1에서 보듯이 반응소결재는 Cl과 C를 함유하고 있으므로, 연속적인 Al₂O₃층은 이러한 미량원소의 효과에 의해 TiO₂의 성장이 억제된 결과 형성된 것이며, 이러한 보호성이 높은 Al₂O₃피막이 900°C의 고온에서 600시간 동안의 장시간산화에서도 형성될 수 있었던 결과 우수한 내산화성이 확보된 것으로 사려된다.

반복산화특성

그림 7은 800°C 및 900°C에서 반응소결재와 용제재를

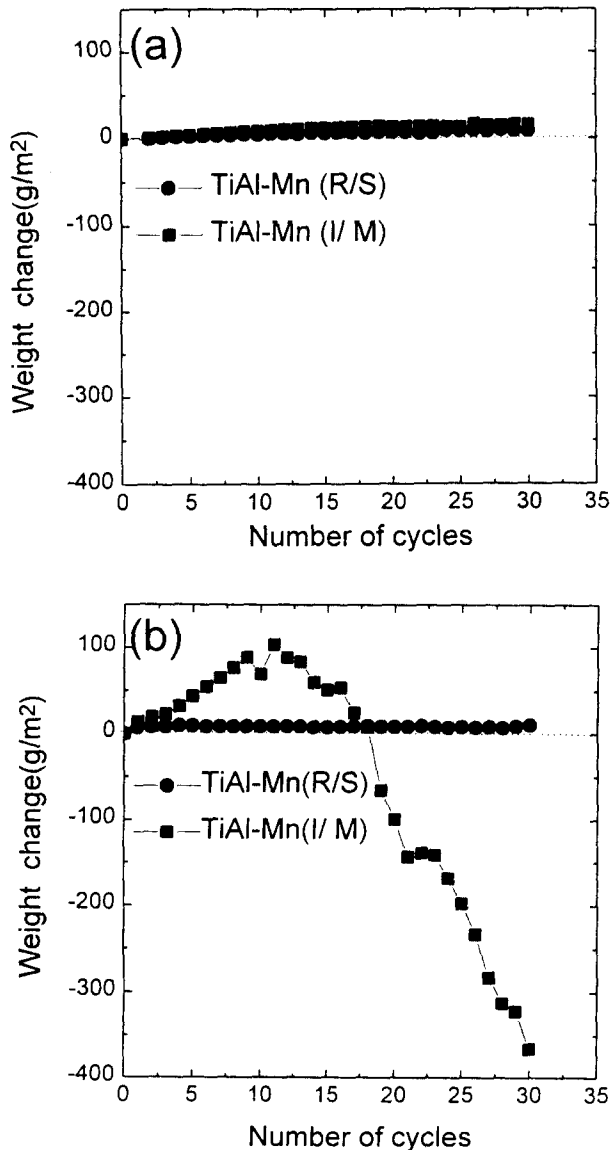


Fig. 7. Weight change as a function of the number of cycles for reactive-sintered and remelted specimens oxidized at (a) 800°C and (b) 900°C.

반복산화시험한 결과를 나타낸 것이다. 800°C(그림 7(a))에서는 두 재료 모두 반복회수가 증가하여도 중량의 변화는 극히 작으나, 900°C(그림 7(b))에서는 용제재의 경우 약 10회 부근까지 중량이 증가하는 경향을 보인 다음 이후에서는 중량감소가 일어나기 시작하여 약 15회부터는 급격한 중량감소가 발생하였다. 반면에 반응소결재의 경우에는 900°C에서도 800°C의 결과와 유사하게 반복회수가 증가하여도 중량의 변화는 극히 작아, 900°C까지도 우수한 내반복산화성을 유지하고 있음을 알 수 있다. 그림 8은 800°C와 900°C에서 30회 동안 반복산화시험을 행한 시험편의 외관형상을 나타낸 것이다. 반응소결재는 800°C(그림 8(a))와 900°C(그림 8(c))의 어느 경우에 있어서도 피막의 박리없이 건전한 형상을 보이고 있다. 한편, 용제재는 800°C(그림 8(b))에서 약간의 피막박리가 관찰되며, 900°C(그림 8(d))에서는 피막의 박리가 심하게 일어났다. 이와같은 반복산화거동은 산화피막의 구조와 밀접한 관련이 있을 것이다. 앞에서 언급한 바와 같이 800°C에서는 반응소결재와 용제재 모두, 900°C에서는 반응소결재에 있어서 600시간의 장시간 산화에서도 기지/피막 계면 부근에 연속적인 Al₂O₃층이 형성되는 반면, 900°C의 용제재에 있어서는 24시간 산화된 경우에도 기지/피막 계면 부근에 Al₂O₃와 TiO₂의 혼합층이 형성된다. 그림 7(b)에서 보는 바와같이 900°C에서 용제재가 질량감소를 보이기 시작하는 것은 반복회수가 약 10회 정도 부터이며, 시간으로는 약 20시간에 상당한다. 그러므로, 반복회수 10회에서의 산화피막구조는 900°C에서 24시간 동안 등온산화된 경우(그림 6(b))와 유사할 것으로 생각된다. 이러한 근거를 바탕으로, 900°C에 있어서의 반응소결재와 용제재의 피막 박리거동에 대해 고찰해 보고자 한다. 가열·냉각의 반복 및 급열·

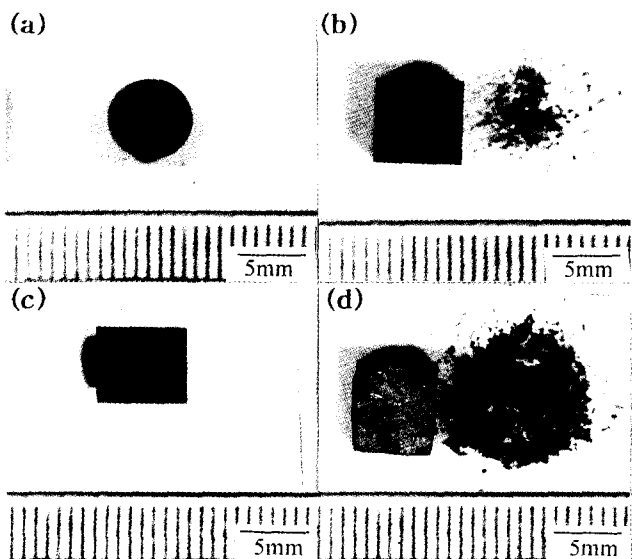


Fig. 8. Surface morphologies of reactive-sintered and remelted specimens after cyclic oxidation at 800 and 900°C for 30 cycles. (a) reactive-sintered specimen oxidized at 800°C (b) remelted specimen oxidized at 800°C (c) reactive-sintered specimen oxidized at 900°C (d) remelted specimen oxidized at 900°C

급냉등의 가혹한 조건하에서 행해지는 반복산화시험에서는 특히, 산화온도에서 냉각시에 기지와 산화물의 열팽창계수 차이에 의해 발생하는 열응력(thermal stress)이 피막박리의 주요한 원인으로 작용한다는 사실이 알려져있다. 시험온도와 실온과의 온도차 ΔT 에 의하여 산화물중에 발생하는 열응력 σ_0 는 아래의 식으로 나타낼 수 있음이 보고되어 있다¹⁹⁾.

$$\sigma_0 = \frac{E_o(\alpha_o - \alpha_m) \Delta T}{1 + 2 \left(\frac{E_o}{E_m} \right) \left(\frac{\tau_o}{\tau_m} \right)}$$

α 는 산화온도와 실온과의 온도차 ΔT 에서의 평균열팽창계수, E 는 탄성율, 그리고 τ 는 두께를 나타낸다. 아래첨자로 표시한 o 와 m 은 각각 산화피막과 기지를 나타낸다. 반응소결재의 경우에는 Al_2O_3 층이 기지/피막 계면 부근에 존재하므로 o 는 Al_2O_3 , m 은 $TiAl$ 을 나타낸다. Al_2O_3 의 탄성율과 열팽창계수는 각각 $395GPa^{19)}$ 과 $8.0 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ²⁰⁾, $TiAl$ 의 탄성율과 열팽창계수는 각각 $176GPa^{21)}$, $11 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ²²⁾, ΔT 는 875°C , 그리고 τ_o/τ_m 은 기지의 두께에 대한 산화피막의 두께비로 3.3×10^{-4} 의 값이다. 이러한 수치를 윗식에 대입하면 열응력은 -1035MPa 이 된다. 열응력이 -부호값을 갖는 것은 압축응력이 발생한다는 것을 의미한다. 이와 같이 Al_2O_3 에 발생하는 열응력은 압축응력으로 그 값(1035MPa)은 Al_2O_3 의 압축강도 $2940\text{MPa}^{23)}$ 보다 현저히 낮다. 따라서 Al_2O_3 층은 반복산화시 발생하는 열응력에 충분히 견딜 수 있으므로 피막의 박리가 억제된 것으로 판단된다. 이에 비해 용제재의 경우에는 기지/피막 계면 가까이에 TiO_2 와 Al_2O_3 의 혼합층이 생성되는데, 앞서 언급한 대로 Al_2O_3 에 발생하는 열응력은 산화피막의 박리를 가져오지 않을 것이다. TiO_2 에 발생하는 열응력은 TiO_2 의 탄성율과 열팽창계수가 각각 $284.2GPa^{23)}$ 과 $9.1 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ²⁴⁾, τ_o/τ_m 가 6.25×10^{-3} 이므로 이러한 값들을 윗식에 대입하면 -463MPa 가 된다. 이와같이 TiO_2 에 발생하는 열응력은 압축응력으로 그 값(463MPa)은 TiO_2 의 압축강도 $245\text{MPa}^{23)}$ 보다 월등히 높다. 따라서, 기지/피막 계면에 존재하는 void 등의 결함 및 기지 또는 피막의 소성변형을 무시한다면, TiO_2 는 반복산화시 발생하는 열응력에 견디지 못하고 기지/피막 계면 부근에서 피막의 박리를 초래한 결과 용제재의 중량이 급격히 감소된 것으로 결론지을 수 있다.

4. 결 론

Ti-45at%Al-1.6at%Mn 금속산화합물의 장시간산화특성 및 반복산화거동을 조사하기 위하여 반응소결법 및 플라즈마 아크 용해법으로 제조한 산화시편에 대하여 800°C 와 900°C 에서 600시간 까지의 등온산화시험 및 30회 까지의 반복산화시험을 행한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 등온산화시험결과, 800°C 에서는 반응소결재와 용제재 모두 600시간까지 우수한 내산화성을 보였다. 900°C 에

서는 반응소결재만이 600시간의 장시간까지도 우수한 내산화성이 유지되는 반면, 용제재의 내산화성은 20시간 부근에서 저하하였으며 200시간 이상에서는 현저한 감소를 보였다. 900°C 에서 반응소결재의 경우는 기지/피막 계면 부근에 연속적인 Al_2O_3 층을 갖는 치밀한 피막이 관찰되는데 비해, 용제재에서는 기지/피막 계면 부근이 Al_2O_3 와 TiO_2 의 혼합 층으로 구성된 다공질 피막이 관찰되었다.

2) 반복산화시험 결과, 800°C 에서는 반응소결재와 용제재 모두, 900°C 에서는 반응소결재의 경우에 피막의 박리가 거의 없이 반복산화에 대해 우수한 저항성을 나타내었다. 반면에 900°C 에서 시험한 용제재의 경우, 극심한 피막박리와 함께 현저한 중량의 감소가 발생하였는데, 이것은 기지/피막 계면 가까이에 존재하는 TiO_2 가 냉각시 발생하는 열응력에 견디지 못하고 기지/피막 계면 부근에서 피막의 박리를 초래한 결과라고 해석하였다.

감사의 글

본 연구의 일부는 1996년도 인하대학교 교내연구비에 의해 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. P. Bartolotta, J. Barrett, T. Kelly and R. Smashey, JOM, 49, 48 (1997)
2. Y. Nishiyama, T. Miyashita, S. Isobe and T. Noda, High Temperature Aluminides and Intermetallics, ed., by S. H. Whang, C. T. Liu, D. P. Pope and J. O. Stiegler, TMS, 557 (1990)
3. W. E. Dowling, Jr., J. E. Alison, L. R. Swank and A. M. Sherman, SAE paper 930620, Warrendale, 143 (1993)
4. K. Hashimoto, H. Doi, K. Kasahara, W. Nakano, T. Tsujimoto and T. Suzuki, J. Japan Inst. Metals, 52, 1159 (1988)
5. T. Kawabata, M. Tamura and O. Izumi, MRS Symp. Proc., 133, 329 (1989)
6. M. J. Blackburn and M. P. Smith, U. S. Patent, No. 4292077 (1981)
7. Y. W. Kim and D. M. Dimiduk, JOM, 43, 40 (1991)
8. M. S. Kim and K. Shibue, Proc. of Int. Symp. on Light Materials for Transportation Systems, ed. by N. J. Kim, CAAM, 295 (1993)
9. K. Tsurumi, H. Hino, J. Hugioka and Y. Nishiyama, Report of the 123rd Committee on Heat-Resisting Metals and Alloys, Japan Soc. for Promotion of Science, 29, 77 (1988)
10. K. Kasahara, T. Hashimoto, H. Doi and T. Tsujimoto, J. Japan Inst. Metals, 54, 77 (1990)
11. H. Anada and Y. Shida, Proc. of Int. Symp. on Intermetallic Compounds, ed. by O. Izumi, JIM, 731 (1991)

12. Y. Ikematsu, T. Hanamura, H. Morikawa, M. Tanino and J. Takamura, Proc. of Int. Symp. on Intermetallic Compounds, ed. by O. Izumi, JIM, 191 (1991)
13. I. Kobayashi, M. Yoshihara and R. Tanaka, J. Japan Inst. Metals, 53, 251 (1989)
14. A. Takei and A. Ishida, Report of the 123rd Committee on Heat-Resisting Metals and Alloys, Japan Soc. for Promotion of Science, 31, 327 (1990)
15. 김영진, 최문기, 김목순, 대한금속학회지, 인쇄중
16. J. A. Nesbitt, and C. E. Lowell, MRS Symp. Proc., 288, 107 (1993)
17. M. Kumagai, K. Shibue, M. S. Kim and M. Yonemitsu, Intermetallics, 4, 557 (1996)
18. G. D. Oxx, Prod. Eng., 29, 61 (1958)
19. D. H. Chung. and W. R. Buessem, J. Appl. Phys., 39, 2775 (1938)
20. A. T. Tumanov. and K. I. Portnyi, ed., Refractory Materials in Machinery Construction (Handbook) [in Russian], Izd. Mashinostroenie, Moscow (1967)
21. 辻本得歳, 未來を拓く構造用金屬間化合物, 素形材センター, 32 (1990)
22. A. K. Vasudevan and J. J. Petrovic, Mater. Sci. and Eng., A155, 1 (1995)
23. Samsnov. G. V., ed., The Oxide Handbook, IFI/Plenum, New York (1973)
24. R. E. Krzhizhanovskii and Z. Yu. Shtern, Thermophysical Properties of Non-metallic Materials [in Russian], Éuergiya, Leningrad (1973)