

산화물 분산체가 포함된 Ni-3, 6, 9wt% Cr 합금의 산화기구

임한진 · 박상환* · 강성군

Han-Jin Lim · Sang-Whan Park* · Sung-Goon Kang

The Oxidation Mechanism of Ni-3, 6, 9wt.% Cr Alloys Containing Stable Oxide Dispersions.

Dept. of Materials Engineering, Hanyang University, Seoul

**Structural Ceramics Lab., Korea Institute of Science and Technology, Seoul*

The isothermal oxidation behavior of Ni-3, 6, 9 wt. % Cr alloys with and without 10vol. % Al_2O_3 was studied in 1 atm of oxygen at 1000 and 1100°C. The presence of stable oxide dispersion markedly increased the isothermal oxidation resistance compared to the Ni-Cr alloy without dispersions and also promoted the formation of a continuous and protective layer of Cr_2O_3 at a quite low Cr concentration of about 6wt.%Cr. Furthermore, the types of oxide dispersoids (Y_2O_3 , TiO_2 and Al_2O_3) had no marked effect on the oxidation behavior of Ni-9wt.%Cr alloy containing oxide dispersion. It is suggested that the oxide dispersion in Ni-3, 6, 9wt.%Cr alloys improved the oxidation properties of these alloys by promoting the selective oxidation of Cr and increasing the selective diffusion paths of Cr such as interphase boundary as well as grain boundary in these alloys.

1. 서 론

각종 고온 열기관의 구조재료로 사용되는 대부분
 의 금속합금은 고온산화에 의해 기계적 특성 및 합
 금으로서의 가치가 떨어지므로 이러한 고온산화를
 억제하기 위하여 고온산화시 금속합금표면에 Al_2O_3 ,
 Cr_2O_3 또는 SiO_2 등과 같은 낮은 성장속도를 갖는
 보호산화피막(protective oxide film)을 형성시켜
 합금을 산화분위기하에서 보호할 뿐만 아니라 이들
 보호피막을 통한 확산으로 산화속도를 낮출 수 있
 다.^{1, 2, 3)}

엔진 및 터빈 블레이드의 구조재료로 사용되는 Ni-
 Cr합금계에서는 30wt.% 이상의 Cr농도에서 합금표
 면에 연속적인 Cr_2O_3 보호산화피막이 형성되어 고
 온에서 내산화성을 지닌다.¹⁾ 최근에는 이러한 보호
 산화피막의 형성을 촉진하고, 연속적이고 균일하게
 성장시킬 목적으로 금속합금 기지내에 Al_2O_3 , Y_2O_3 ,
 ThO_2 및 TiN 등과 같은 안정한 산화물 또는 질화물
 을 균질하게 분산시켜 합금의 고온 내산화성을 향
 상시키는 연구가 보고되고 있다.^{4, 5)}

안정한 산화물이나 질화물 분산체를 포함하는 Ni-
 Cr합금의 산화속도는 분산체를 포함하지 않는 합금

계에 비해 감소하였으며 게다가 합금표면에서의 산화층의 adhesion도 개선되었다.

대표적인 분산체 Ni-Cr합금인 TDNiCr(Ni-20wt. %Cr-2vol.%ThO₂)의 경우(앞으로 표기하지 않는 합량은 wt.%로 한다) 900~1100°C 온도범위에서 합금 표면에 외부 Cr₂O₃ 보호산화피막이 형성되며, NiCr₂O₄ spinel이 부분적으로 산화층내에 관찰된다. TDNiCr의 산화속도는 Ni-30Cr합금에 비해 현저히 감소하였다.⁴⁾ 또한 합금내 산화물이나 질화물의 분산은 연속적인 Cr₂O₃ 보호산화피막을 형성시키는데 필요한 최소 Cr농도를 낮출 수 있다고 보고되었으 며⁶⁾, Whittle 등에 따르면⁷⁾ cobalt base합금계는 합금내 분산체로 산화물이 분포하는 경우 그렇지 않은 합금에 비해 연속적인 Cr₂O₃ 보호산화피막을 형성시키기 위한 Cr의 농도는 25wt.%에서 10wt.%미만까지 낮출 수 있었다.

고온산화과정에서 산화물 분산체의 효과를 설명하기 위해 각기 다른 model들이 많은 연구자들에 의해 제시되었다.^{4, 5, 8)} 제시된 산화기구에 의하면 (a) 산화시 산화층/합금 계면에 축적된(accumulated) 분산체가 산화층을 통한 이온의 수송(transportation)을 방해(blocking)하거나, (b)형성된 보호산화층내 전위와 같은 short circuit path의 제거 또는 blocking, (c)보호산화층의 결함구조에 분산상의 doping등이 산화층의 성장속도를 낮추어 합금의 산화속도를 떨어뜨린다고 설명되었다. 그러나 어떠한 model도 고온산화시 합금내 분산체의 효과를 공식적으로 인정될 만큼 완전히 설명하지 못하며, 여러 model들이 복합적으로 원인이 되어 산화속도가 감소하는 것으로 생각된다.

본 실험에서는 분산체에 의해 Cr₂O₃ 보호산화피막이 형성되어 빠른 산화가 억제되는 입계Cr농도를 조사하기 위해 Ni-Cr 합금에 Al₂O₃ 분산체를 10vol. % 분산시켜 Cr농도를 달리하여 일반적인 분말야금법으로 시편을 제조하여 1기압 산소분위기 하에서 1000와 1100°C 온도에서 열중량분석법(thermogravimetric method)으로 산화속도를 측정하였으며, 내산화성과 밀접한 관련이 있는 연속상의 균일한 Cr₂O₃

보호산화피막의 형성 여부를 조사하였다. 또한 분산체의 종류에 따른 Ni-Cr합금의 고온산화거동은 Al₂O₃, TiO₂, Y₂O₃등으로 분산체를 달리하여 Ni-9Cr 합금에서 조사하였다.

2. 실험

2.1 시 편

실험에 사용된 분산체는 Al₂O₃, Y₂O₃, TiO₂분말이었으며, 각각 사용된 Ni, Cr 및 분산체의 일반적인 특성은 표. 1에 나타내었다.

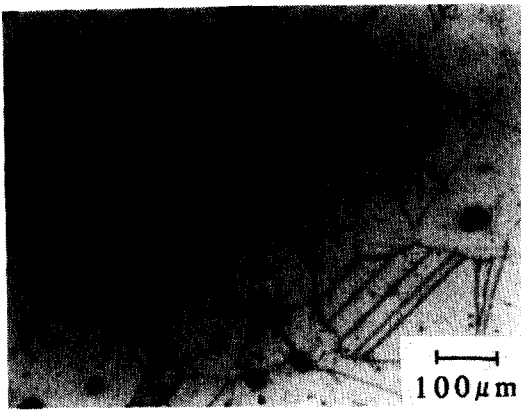
Table 1. The characteristics of powders

powder	supplier	size (μm)	purity (%)	etc.
Ni	INCO.	2.2~3.0	99.5	change-shape
Cr	Johnson & Mattethy	2	99.9	
Al ₂ O ₃	Buchler	0.05	99.5	γ-Alumina gold level
Y ₂ O ₃	Aldrich	1	99.99	
TiO ₂		10	99.9	

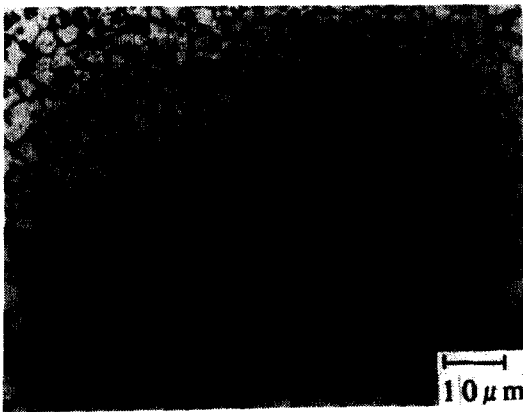
시편은 다음과 같은 제조과정을 거쳐 일반적인 분말야금법으로 제조되었다. Ni, Cr과 각 산화물 분말을 조성에 맞게 weighing한 후 알루미늄 막자사발을 사용하여 일정시간 혼합하였으며 분산체를 균질하게 분포시키기 위하여 WC용기 및 ball을 사용하여 3분간 최종 혼합하였다. 혼합된 분말을 600MPa의 압력으로 양단압축하여 직경 10mm의 시편으로 성형하였다. 성형된 시편은 quartz관에 넣어 10⁻²torr의 진공하에서 sealing하여 1250°C에서 50시간 동안 소결하였다. 소결시편의 밀도는 이론밀도의 90%이상이었다. 소결시편의 조직사진을 그림 1에 나타내었다. 분산체를 포함하는 Ni-Cr 합금은 입계가 크게 감소하였으며 분산체는 입계경계와 일부는 입계내에 고루 분포함을 알 수 있었다.

2.2 실험장치

산화속도측정에 사용된 실험장치는 무게변화측정부, 산소와 알곤가스의 유량조절부와 고온전기로 이루어진 열중량분석장치로 되어있다.



(a)



(b)

Fig. 1 The microstructure of Ni-Cr alloys with and without dispersoid after sintering at 1250°C for 50hrs.

(a) Ni-9Cr without dispersoid

(b) Ni-9Cr with 10vol.% Al₂O₃

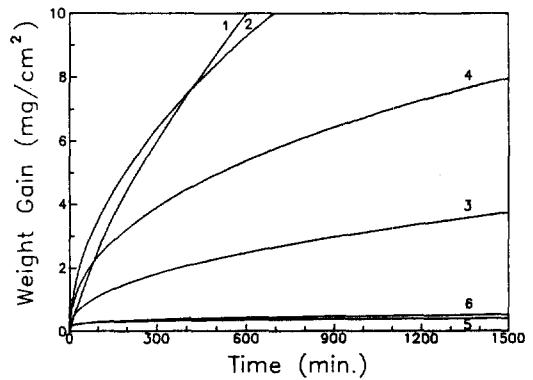
산화반응중 발생하는 무게변화는 10⁻⁶ g 까지 측정가능한 민감도를 갖는 electro-microbalance(Satorious model M-25DV)로 측정하였다. 산소와 알곤 가스는 silica gel과 P₂O₅로 건조하여 flowmeter를 사용하여 일정하게 silicovit발열체를 사용한 수직관 상로 반응부위에 흘려 주었다.

2. 3 실험방법

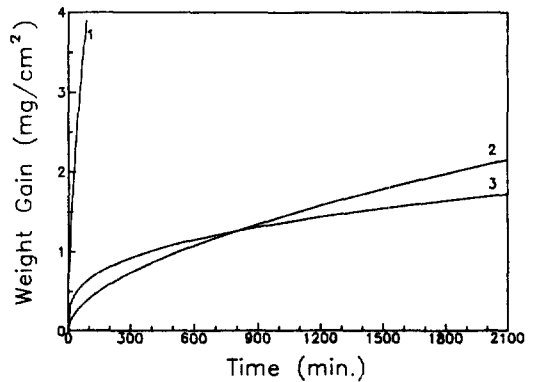
시편 표면의 상태를 균일하게 하기 위해 SiC emery

paper로 600grit까지 연마한 후 아세톤으로 초음파 세척하였다. 세척된 시편은 Pt wire를 지지선으로 microbalance에 연결하여 반응온도부위에 위치 시켰다.

반응로 내부는 승온과정동안 불활성 분위기를 유지시키기 위해 알곤가스를 일정유량 흘려주었으며 실험온도에 도달한 후에는 알곤가스를 잠그고 산소 가스를 1기압하에서 분당 50cc로 흘려주었다. 산화



(a)



(b)

Fig. 2 The effect of dispersoid on oxidation kinetics of Ni-Cr-10vol.% Al₂O₃ alloys in 1atm. O₂ (a) at 1000°C and (b) at 1100°C as a function of Cr contents.

(a) 1 : Ni-3Cr 2 : Ni-6Cr 3 : Ni-9Cr

4 : Ni-3Cr-10vol.% Al₂O₃

5 : Ni-6Cr-10vol.% Al₂O₃

6 : Ni-9Cr-10vol.% Al₂O₃

(b) 1 : Ni-3Cr-10vol.% Al₂O₃

2 : Ni-6Cr-10vol.% Al₂O₃

3 : Ni-9Cr-10vol.% Al₂O₃

실험은 1000와 1100°C에서 24시간 이루어졌으며 일부 시편은 48시간 유지시켰다. 산화실험이 끝난 시편은 냉각부위로 올려져 급냉되었으며, 냉각후 시편에 형성된 산화피막의 spalling여부를 확인하기 위하여 시편의 무게를 측정하였다.

산화된 시편에 형성된 산화물의 성분은 XRD로 조사하였다. 또한 SEM을 이용하여 산화피막의 표면 및 단면을 관찰하였으며 미세조직의 부위별 성분분석을 하기 위하여 EDS를 이용하였다.

3. 실험결과 및 고찰

Ni-Cr 및 Ni-Cr-10vol.% Al₂O₃합금계의 Cr함량에 따른 1000와 1100°C에서의 고온산화거동을 시간에 따른 단위면적당 무게변화로 그림. 2에 나타내었다. Ni-Cr 및 Ni-Cr-10vol.% Al₂O₃ 합금계 모두 포물선 산화거동을 보였으며 Al₂O₃ 분산체의 첨가는 Ni-Cr 합금의 산화에 따른 무게증가를 현저히 감소시켰다.

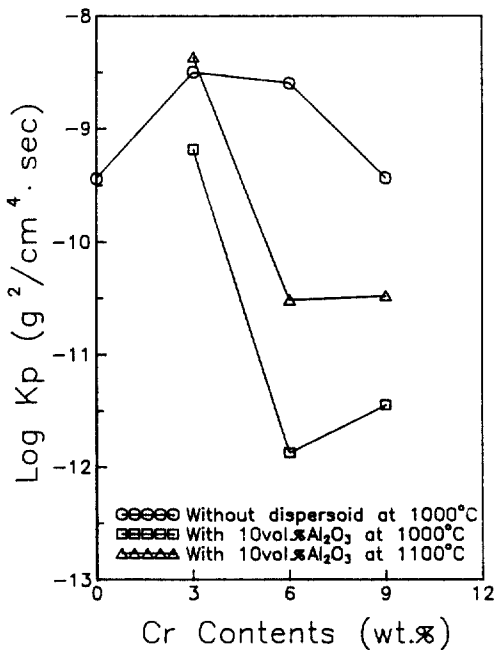


Fig. 3 Parabolic rate constant versus Cr content for Ni-Cr-10vol.%Al₂O₃ alloys.

이들 합금의 산화속도, K_p(parabolic rate constant), 는 합금내 Cr함량의 함수로 그림. 3에 나타내었다. Ni-Cr합금은 Atkinson³⁾ 및 Wagner⁹⁾등에 의해 보고된 것과 같이, 저Cr합금에서는 형성된 Cr₂O₃의

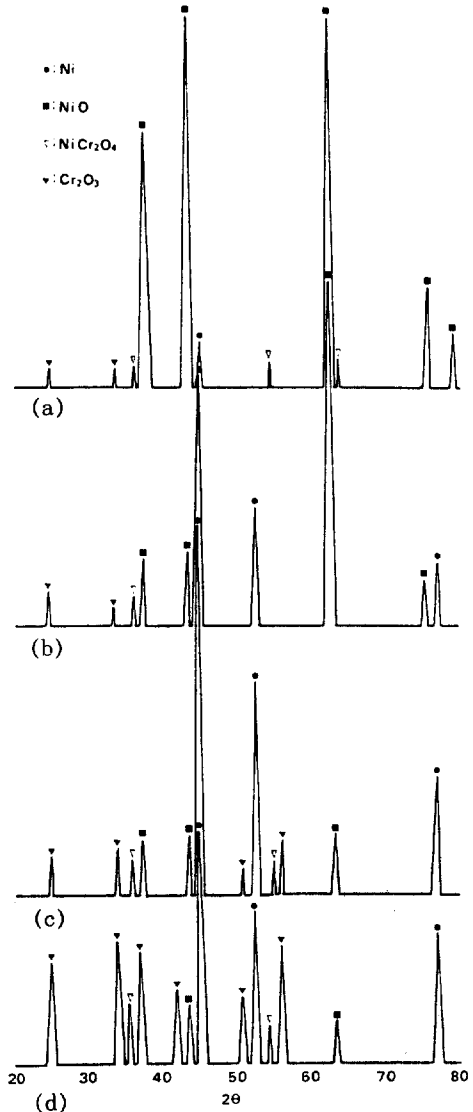


Fig. 4 X-ray diffraction patterns for the oxide scale formed on Ni-Cr alloys with and without dispersoid at 1000°C

- (a) Ni-6Cr without dispersoid
- (b) Ni-3Cr-10vol.% Al₂O₃
- (c) Ni-6Cr-10vol.% Al₂O₃
- (d) Ni-9Cr-10vol.% Al₂O₃

dopping효과에 의해 보호피막인 NiO내 결함(Ni^{2+} vacancy)밀도의 증가에 따라 Ni-Cr합금의 산화속도는 순수 Ni에 비해 크게 증가하였다. Al_2O_3 분산체의 첨가는 Ni-Cr합금의 산화속도를 현저히 감소시켰으며, Ni-6Cr합금에서 분산체 효과가 가장 크게 나타났다. Ni-3Cr-10vol.% Al_2O_3 합금의 산화속도는 $1000^{\circ}C$ 에서 $6.55 \times 10^{-10} g^2/cm^4 \cdot sec$ 로 Ni-3Cr합금에 비해 10배정도 낮아졌으며, Ni-6, 9Cr-10vol.% Al_2O_3 합금은 $1000^{\circ}C$ 에서 $\sim 10^{-12} g^2/cm^2 \cdot sec$, $1100^{\circ}C$ 에서 $\sim 10^{-11} g^2/cm^2 \cdot sec$ 로 Ni-20Cr 합금 및 순수 Cr보다도 낮은 산화속도를 나타냈다.

XRD 결과에 따르면 Ni-6Cr 및 Ni-3Cr-10vol.% Al_2O_3 합금에 형성된 산화피막은 대부분 NiO가 주

요산화물이었으며, Cr_2O_3 및 고상반응으로 형성된 $NiCr_2O_4$ 도 일부 나타났다.(그림. 4) Ni-Cr-10vol.% Al_2O_3 합금계에서는 합금내 Cr함량이 증가함에 따라 산화피막내 $NiCr_2O_4$,와 Cr_2O_3/NiO 비율이 그림.4에서 보여주는 것과 같이 증가하였으며, Ni-6, 9Cr-10vol.% Al_2O_3 합금내에서는 Cr_2O_3 및 $NiCr_2O_4$ 가 주산화물이었다.

Ni-6,9Cr 및 Ni-6,9Cr-10vol.% Al_2O_3 합금의 $1000^{\circ}C$ 에서 형성된 산화피막의 표면 SEM사진은 그림. 5에서 보여진다. Ni-Cr합금에 형성된 산화피막의 표면에서는 NiO결정립이 크게 성장하였으나, Al_2O_3 분산체가 첨가된 합금에서는 산화초기 표면에 형성된 NiO결정립은 산화가 진행됨에 따라 NiO산화층

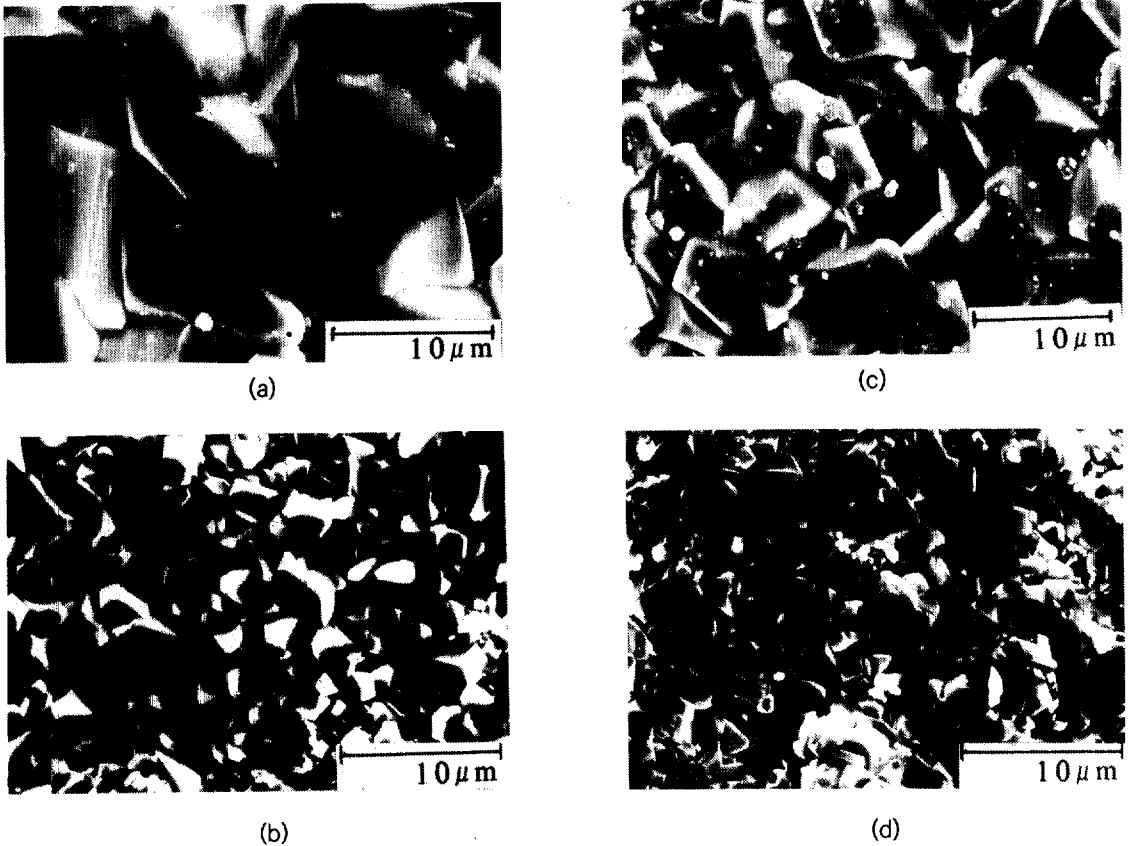


Fig. 5 The surface topography of the oxide scale formed on Ni-Cr alloys with and without dispersoid at $1000^{\circ}C$
 (a)Ni-6Cr without dispersoid (b)Ni-6Cr-10vol.% Al_2O_3
 (c)Ni-9Cr without dispersoid (d)Ni-9Cr-10vol.% Al_2O_3

밑에 inner oxide층으로 Cr_2O_3 또는 $\text{Cr}_2\text{O}_3/\text{NiCr}_2\text{O}_4$ 보호피막이 형성되므로 그림 5에 (c)와 (d)에서 보여주는 것과 같이 Ni이온의 공급이 차단되어 충분히 성장하지 못하고 각이진(facet)형태를 가졌다.

그림. 6은 1000°C 에서 형성된 Ni-3,6 Cr-10vol.%

Al_2O_3 합금의 산화피막의 단면 SEM사진 및 EDS X-ray map사진이다. Ni-3Cr-10vol.% Al_2O_3 합금에서는 연속적인 Cr_2O_3 보호산화피막이 형성되지 않았으며, Ni-6Cr-10vol.% Al_2O_3 합금에 형성된 산화피막은 얇은 NiO 외부산화피막과 균일한 Cr_2O_3 내

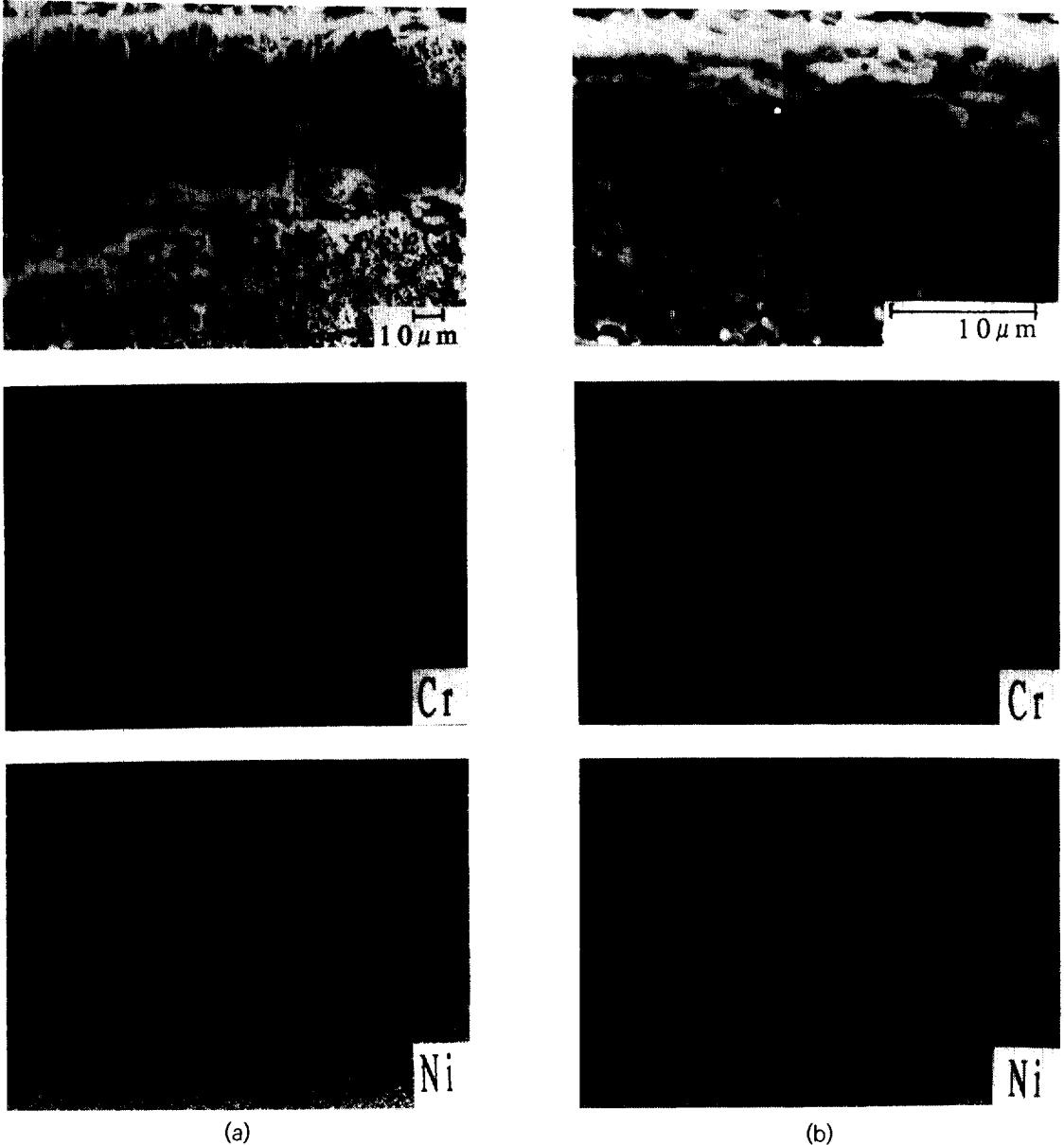


Fig. 6 The cross sections of the scale formed on Ni-Cr alloys with dispersoid at 1000°C
 (a) Ni-3Cr-10vol.% Al_2O_3 (b) Ni-6Cr-10vol.% Al_2O_3

부 보호산화피막으로 이루어졌음을 알 수 있었다. 1100°C에서 Ni-6,9Cr-10vol.%Al₂O₃ 합금에 형성된 산화피막은 외부 NiO층과 내부의 연속상의 균일한 Cr₂O₃ 보호산화층으로 이루어졌음을 단면 SEM사진

및 EDS X-ray map사진(그림. 7)으로 확인되었다.

Wright등에 의하면¹⁰⁾ Ni-Cr합금계에서는 Cr₂O₃ 보호산화피막을 형성하기 위한 최소 Cr함량은 1000°C에서 12.3~18.1wt.%였으나 Al₂O₃ 분산체가 첨가

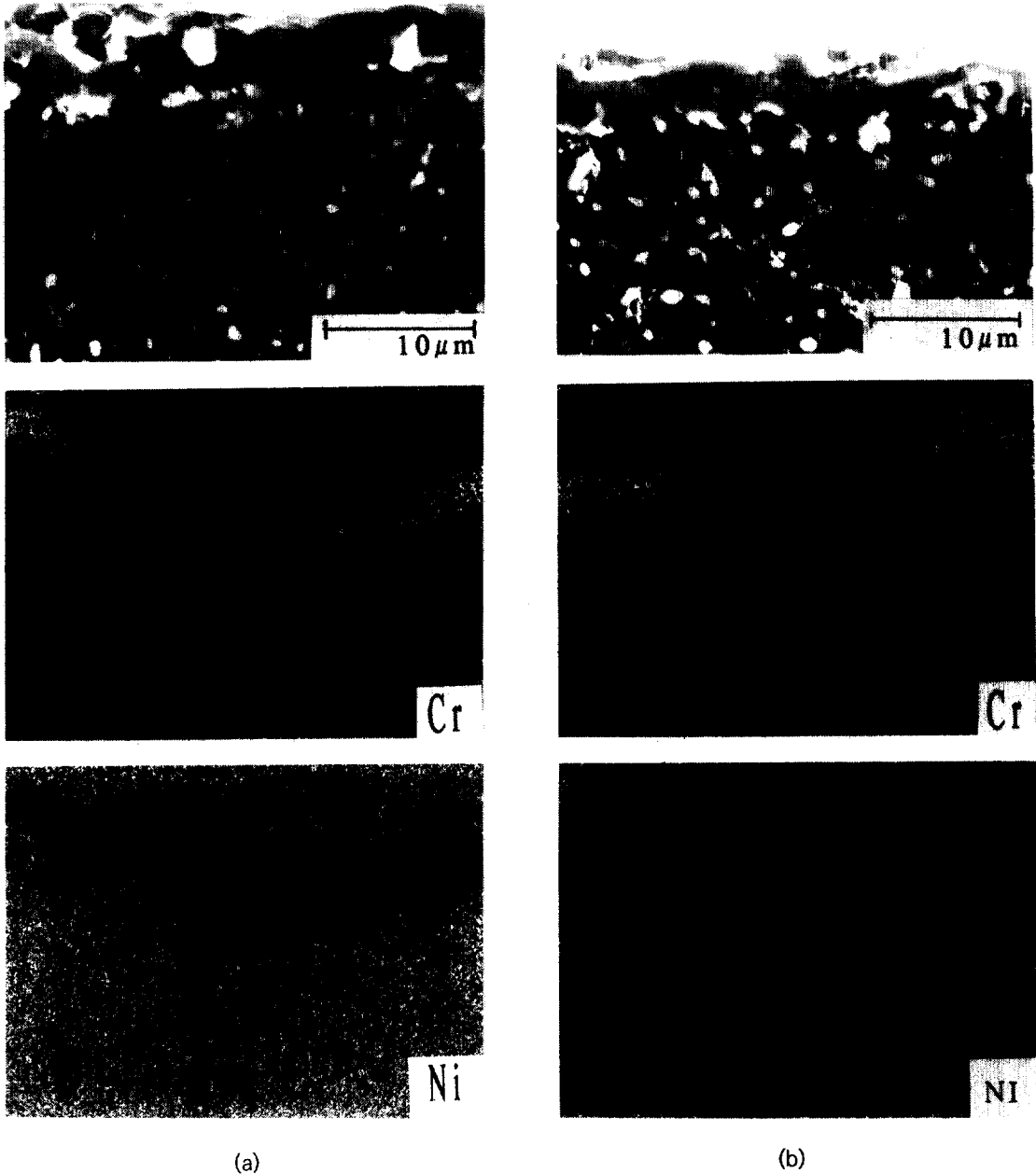


Fig. 7 The cross sections of the scale formed on Ni-Cr alloys with dispersoid at 1100°C
 (a) Ni-6Cr-10vol.%Al₂O₃ (b) Ni-9Cr-10vol.%Al₂O₃

된 Ni-Cr합금계에서는 균일한 Cr_2O_3 보호피막을 형성하는데 요구되는 최소 Cr함량은 6wt.%로 나타났다. Stringer등은^{4,5)} Ni-20Cr합금에 첨가된 안정한 산화물 분산체는 Cr_2O_3 핵생성의 선택적인 위치로 작용하여 산화초기에 형성된 Cr_2O_3 핵간의 거리를 줄여주어 짧은 시간내에 연속적인 Cr_2O_3 보호산화피막을 형성하게 한다고 제안하였다. 따라서 분산체가 포함된 저Cr합금에서도 분산체는 Cr_2O_3 의 선택적인 핵생성 site로 작용할 것이며, 또한 그림. 1에서 보여주는 것과 같이 Al_2O_3 분산체의 첨가는 합금의 grain size를 감소시켜 합금표면에서 산화물의 핵생성 site 밀도는 증가된다.

산화물 분산체가 첨가된 Ni-Cr 합금계에서 이러한 Cr_2O_3 핵생성 site 밀도의 증가요인은 저Cr합금에서의 균질한 보호산화피막의 형성기구를 충분히 설명할 수 없다. Hughes등에 의하면¹¹⁾ Ni-Cr합금 내 입계경계는 고온산화시 Cr의 선택적인 확산경로로 알려져 있으며, Park등에 따르면⁶⁾ 입계 뿐만 아니라 분산체/합금 계면도 Cr의 선택적인 확산경로로 작용하여 선택적으로 분산체/합금계면에 핵생성된 Cr_2O_3 가 우선적으로 성장한다고 보고되었다. 따라서 Ni-Cr 합금에 Al_2O_3 분산체의 첨가는 산화시 합금표면에서의 Cr_2O_3 핵생성 위치밀도를 증가시켜 생성된 Cr_2O_3 핵간의 거리를 감소시킬 뿐만 아니라 합금내 Cr의 선택적 확산경로를 증가시켜 저Cr합금계에서도 균일한 연속상의 Cr_2O_3 보호산화피막을 생성한다고 생각되어진다.

그림. 8은 Al_2O_3 분산체가 첨가된 저Cr의 Ni-Cr

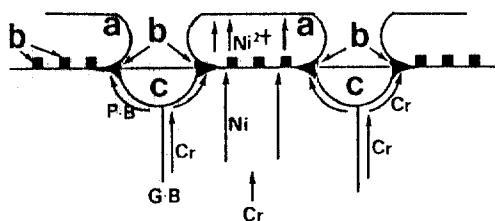


Fig. 8 Schematics of the oxide formation on the Ni-Cr alloys containing oxide dispersions during initial oxidation periods.

(a) NiO scale (b) Cr_2O_3 scale (c) Al_2O_3 dispersoid
G.B.: Grain boundary P.B.: phase boundary

합금에서 균질한 Cr_2O_3 보호산화피막을 형성하는 산화초기의 피막형성기구를 개략적으로 나타내었다.

Cr함량에 따른 K_p 의 변화를 관찰해 보면(그림. 3), Ni-6Cr-10vol.% Al_2O_3 합금에서 가장 낮은 산화속도를 갖는데 이는 산화피막내부에 연속상의 Cr_2O_3 보호산화층이 형성되었기 때문이었다. 균일한 연속상의 Cr_2O_3 보호산화피막이 형성되면, 산화속도는 이층을 통한 Cr이온의 확산에 의해 지배되므로 Cr함량이 증가할수록 확산할 수 있는 합금/산화피막 계

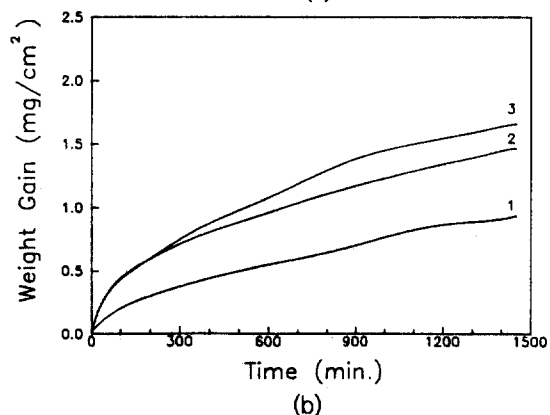
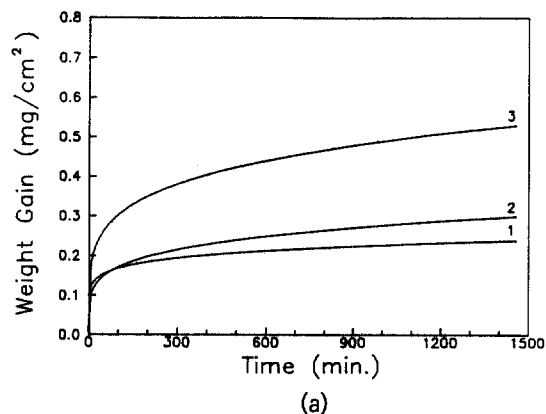


Fig. 9 The effect of types of dispersoids on oxidation behavior of Ni-9Cr alloys containing oxide dispersions in 1atm. O_2 (a) at 1000°C and (b) at 1100°C

- (a) 1: Ni-9Cr-10vol.% TiO_2
2: Ni-9Cr-10vol.% Y_2O_3
3: Ni-9Cr-10vol.% Al_2O_3
(b) 1: Ni-9Cr-10vol.% Y_2O_3
2: Ni-9Cr-10vol.% TiO_2
3: Ni-9Cr-10vol.% Al_2O_3

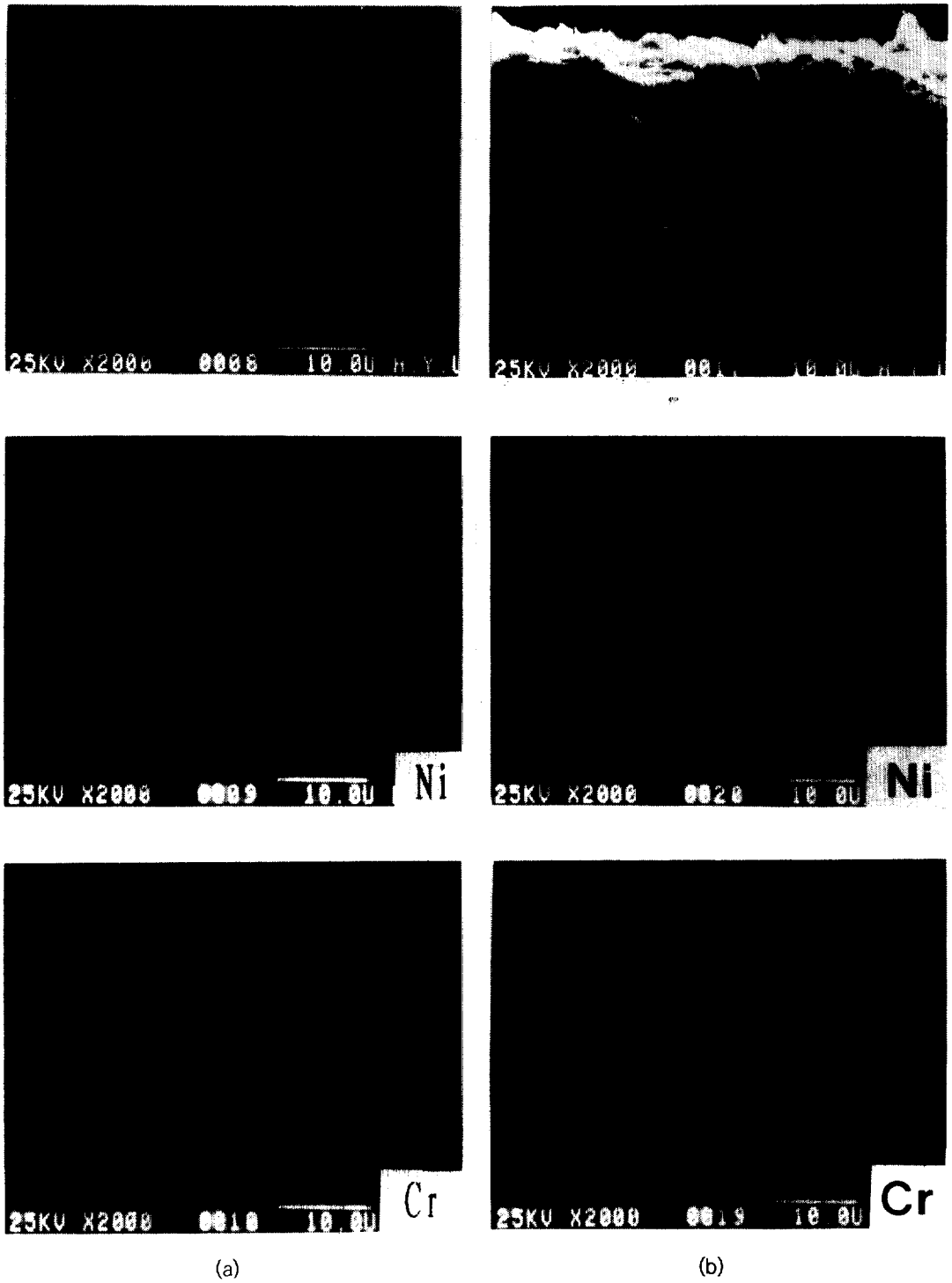


Fig. 10 The cross of the oxide scale formed on Ni-9Cr-10vol.%TiO₂ alloys
 (a) at 1000°C and (b) at 1100°C (a) 1000°C (b) 1100°C

면에서의 Cr 농도구배가 산화속도를 결정할 것으로 생각되었다. 따라서 임계 Cr함량을 갖는 Ni-6Cr-10vol. %Al₂O₃ 합금에서 가장 낮은 산화속도(K_r)를 나타내는 것을 알 수 있었다.

산화물 분산체의 종류에 따른 Ni-9Cr합금의 1000와 1100°C에서의 산화거동은 그림. 9에 나타나 있다. 1기압 산소 분위기 하에서 10vol.% Al₂O₃, TiO₂와 Y₂O₃가 첨가된 Ni-9Cr합금의 산화곡선은 대체적으로 포물선적인 거동을 나타내었다. 각 합금은 산화 초기에 무계증가에 있어 차이를 보이고 있으나 산화시간이 1~2시간 지난 후에는 분산체의 종류에 관계없이 산화속도가 일정하였다.

1000°C에서 24시간 산화시킨 Ni-9Cr-10vol.%TiO₂ 합금의 XRD pattern을 분석해 본 결과 형성된 산화피막은 Ni-9Cr-10vol.% Al₂O₃ 합금과 동일함을 알 수 있다. 또한 1100°C에서는 형성된 산화피막은 NiO, Cr₂O₃ 그리고 NiO와 Cr₂O₃가 반응하여 생성된 NiCr₂O₄로 이루어져 있었으며, 산화온도가 증가할수록 NiO와 NiCr₂O₄ / Cr₂O₃ 성분비가 증가하였다.

그림 10은 1000와 1100°C에서 Ni-9Cr-10vol.%TiO₂ 합금을 24시간 산화시켜 형성된 산화피막의 단면 SEM 사진과 Cr과 Ni의 X-ray map 사진을 나타내었다. 형성된 산화피막은 Cr₂O₃로 이루어졌으며 온도가 증가함에 따라 NiO가 외부 산화층에 부분적으로 관찰되었다. 또한 형성된 Cr₂O₃ 산화피막은 연속상으로 균질하게 형성되었다. 합금과 산화층 계면의 TiO₂ 분산체 주위에는 Cr₂O₃가 검출되었는데 이것은 분산체가 Cr₂O₃의 핵생성 위치로 작용함을 의미한다.

다양한 산화물들이 분산된 Ni-20Cr합금의 고온산화에 관한 Michels의 연구에 의하면¹²⁾ ThO₂, Y₂O₃, La₂O₃와 Al₂O₃산화물들은 합금내 분산되어 Cr₂O₃ 보호피막의 결함구조를 바꾸어 주어 분산체를 포함하지 않는 Ni-20Cr합금에 비해 산화속도를 낮출 수 있었으며, 이들 분산체들 사이의 산화속도는 거의 비슷하였다. Wright등은¹³⁾ Y₂O₃, ThO₂, Al₂O₃와 CeO₂ 산화물 분산체들을 사용한 Ni-20Cr합금의

연구에서 유사한 결과를 얻었다. 한편 Nagai등은¹⁴⁾ Ni-15Cr 합금에 포함된 희토류계 산화물 (La₂O₃, Sm₂O₃, Gd₂O₃) 분산체는 합금의 산화속도를 급격히 감소시켰으나 CeO₂와 Eu₂O₃ 분산체를 포함하는 합금계에서는 산화속도가 두드러지게 증가하였고 보고하였다. 본 실험결과에 의하면 TiO₂, Y₂O₃와 Al₂O₃ 산화물들을 분산체로 포함하는 저Cr의 Ni-Cr 합금에서는 분산체를 포함하지 않는 Ni-Cr합금에 비해 현저히 산화속도가 감소하였다. 또한 산화물 분산체의 종류에 관계없이 Cr의 선택적 산화를 촉진하여 합금표면에 연속적인 Cr₂O₃ 보호산화피막을 형성하였다. 그림. 9에서 보여주는 것과 같은 초기 산화시 분산체 종류에 따른 무계증가의 변화는 분산체임도 및 합금내 임도변화에 따른 것으로 생각되어 진다.¹⁵⁾

4. 결 론

Ni-XCr에 산화물 분산체를 10vol.% 분산시킨 합금은 1기압 산소분위기하의 1000와 1100°C에서 다음과 같은 산화거동을 보였다.

(1) 열중량분석법에 의해 측정된 산화곡선은 대체로 포물선적인 거동을 보이며, 분산체를 포함하는 합금계가 분산체를 포함하지 않는 합금계에 비해 산화속도(K_r)가 급격히 감소하였다.

(2) 분산체 첨가에 의해 산화속도가 크게 감소하는 Ni-6,9Cr합금에서는 연속상의 균질한 Cr₂O₃ 보호산화피막이 형성되었으며, 이 피막을 형성하는 합금내 최소Cr함량은 6wt.%이었다. Cr₂O₃ 핵생성 site밀도 및 입계와 합금/분산체 계면을 통한 Cr의 선택적 확산의 증가는 저Cr합금에서도 연속적 Cr₂O₃ 보호피막의 형성을 촉진하였다고 생각되었다.

(3) 분산체가 포함된 저Cr의 Ni-Cr 합금에서는, 분산체의 종류(Y₂O₃, Al₂O₃, TiO₂)에 관계없이 분산체의 첨가는 합금의 산화속도를 크게 감소시켰으며, 연속적인 Cr₂O₃ 보호피막을 형성하는데 필요한 최소 Cr함량도 크게 감소시켰다.

후 기

본 연구는 1990년도 교육부 신소재 분야 연구 지원 (Ministry of Education Research Fund for Advanced Materials)에 의해 이루어졌으며 이에 감사의 뜻을 표합니다.

참 고 문 헌

1. C. S. Giggins and F.S. Pettit, Trans. AIME, **245** (1969) 2495
2. D.L. Douglass, Corr. Sci., **8**(1968) 665
3. A. Atkinson, Oxid. Met., **24**(1985) 177
4. C.S. Giggins and F.S. Pettit, Met.Trans., **2**(1971) 1071
5. J. Stringer, B.A. Wilcox, and R.I. Jaffee, Oxid. Met., **5**(1972). 11
6. S.W. Park and G. Simkovich, Advances in Ceramics, Nonstoichiometric Compounds, American Cer. Soc., **23**(1987) 191
7. D.P. Whittle, M.E. El-Dahshan and J. Stringer, Corr. Sci., **17**(1977) 897
8. J. Stringer and I. G. Wright, Oxid. Met., **8**(1972) 283
9. C. Wagner, J. Electrochem. Soc., **103**(1956) 627
10. I.G. Wright, Oxidation of Iron-, Nickel-, Cobalt Base Alloys, MCIC-72-01, Metals and Ceramic Information Center,(1972)
11. A.E. Hughes, A. Atkinson, and A.T. Chadwick, M.R.S. symposia proceedings, ISSN 0272 9172, **24**(1983)
12. H.T. Michels, Met. Trans. A. **7A**, (1976) 379
13. I.G. Wright, B.A. Wilcox and R.I. Jaffe, Oxid. Met., **9**(1975) 275
14. H. Nagai, F. Koshi-ishi, S. Inhikawa and K. Shoji, Trans. JIM., **24**(1983) 839
15. 임한진, 석사학위논문, 한양대학교, 서울(1991)