

実験状態図による拡散バリアコーティングの高温組織安定性

Structural Stability of Diffusion Barrier Coating at High Temperatures Based on Experimental Phase Diagrams

齋藤 繁* 見山 克己* 高島 敏行*

Shigeru Saito, Katsumi Miyama and Toshiyuki Takashima

Abstract

The σ -phase of the Re-Cr-Ni alloy as the diffusion barrier layer was sandwiched between a Ni-based superalloy and Ni-aluminides in the Al-reservoir layer. To elucidate the properties of the Re-Cr-Ni alloy, information regarding its phase diagram and diffusivity is required. It is essential to determine the structural stability of the sandwiched Re-Cr-Ni alloy layer. In the present study, the phase diagrams in the Re-Cr-Ni, Ni-Al-Re and Ni-Al-Re-Cr systems at 1150°C were investigated. Compositions with tie-lines between the σ -Re₃Cr₂ and (γ -Ni, γ' -Ni₃Al and β -NiAl) phases in the quaternary Ni-Al-Re-Cr system were investigated by vacuum heat-treated quaternary Ni-Al-Re-Cr alloys at 1150°C for up to 2500 hours. The tie-lined composition of each phase at 1150°C was experimentally determined as follows. The σ -phase tie-lined with the γ -phase (73.5at%Ni, 14.6at%Al, 2.9at%Re and 9.0at%Cr) consists of 56.7at%Re, 25.0at%Cr, 18.1at%Ni and 0.2at%Al. The σ -phase tie-lined with the γ' -phase (73.6at%Ni, 21.0at%Al, 1.2at%Re and 4.2at%Cr) consists of 58.3at%Re, 25.0at%Cr, 16.6at%Ni and 0.1at%Al. The σ -phase tie-lined with the β -phase (50.2at%Ni, 48.7at%Al, 0.3at%Re and 0.8at%Cr) consists of 61.1at%Re, 32.5at%Cr, 5.2at%Ni and 1.2at%Al. When an Al-rich β (56.0at%Al) phase is introduced into the Al-reservoir layer, this will result in the decomposition of the σ -phase, while the concentration of Al in the Al-reservoir layer is between γ (14.3at%Al) and β (48.7at%Al) phases, the σ -phase will be able to be maintained for a long time.

1. 緒言

ガスタービンやジェットエンジンの熱効率向上を目的に、次世代型ガスタービンの燃焼ガス温度を1700°Cまで上昇させることが計画されている(1)。このような超高温の燃焼ガスから、ガスタービン動翼材に使用されているNi基超合金を保護するため、金属系ボンドコートとセラミックス系トップコートからなる遮熱コーティング(TBC; Thermal Barrier Coating)が施されるとともに、空気あるいは水蒸気

による内部冷却で基材の温度上昇を抑制している(2)。しかし、このようなTBCと冷却構造を採用しても、基材温度は1000°Cを超えると予想されるため、高温強度に優れたNi基単結晶超合金の開発が進められている(3)。

一方、前述の高温燃焼ガス雰囲気では、TBCのボンドコートとトップコートの界面における酸化物層(TGO; Thermal Grown Oxides)の形成ならびに基材とボンドコートの相互拡散がそれぞれ顕在化するこ

* 北海道科学大学工学部機械工学科

とが予想される。すなわち、ボンドコート表層には TGO の形成によって Al 欠乏層が存在し、トップコートの剥離を助長する。また、基材とボンドコートの相互拡散は、ボンドコート層の組成変化を招き、基材には TCP(Topologically Close-Packed)相と総称される化合物の析出による基材強度の低下などの問題が懸念される(4)。

基材とボンドコート間の相互拡散を抑制することを目的に、成田らは Re-Cr-Ni 系の Ni を含む σ -Re₃Cr₂ 相(以下、 σ 相とする)を拡散バリア層とする拡散バリアコーティングを提案している(5)。この拡散バリア層は、fcc 構造の γ -Ni 相(以下、 γ 相とする)および L1₂ 構造の γ' -Ni₃Al 相(以下、 γ' 相とする)からなる Ni 基超合金と保護的な Al₂O₃ 皮膜を形成するアルミリザーバ層の間に挿入する。その優れた拡散バリア特性を発揮・維持するためには、拡散バリア層(σ 相)が高温・腐食環境で長時間にわたって、その構造と組成・組織が安定に維持されることが望ましい。従って、著者らは拡散バリアコーティングにおける拡散バリア層(σ 相)に注目し、基材およびアルミリザーバ層との反応および共存性を明らかにするための研究を進めている。特に、拡散バリアコーティングの高温組織安定性を理解するための基礎となる Re を含有する状態図、例えば Re-Cr-Ni 系の状態図は実験および計算状態図が報告されており、Ni-Al-Re 系および Ni-Al-Re-Cr 系の状態図は報告例がない。

本研究では、これら Re を含有する系の状態図に関する一連の実験的検討を行い、各相の共役組成を明らかにするとともに 1150°C における拡散バリアコーティングの高温組織安定性について検討した。

2. 実験方法

Table 1 に示す組成(配合時の組成)を有する (a)Re-Cr-Ni, (b)Ni-Al-Re および(c)Ni-Al-Re-Cr 合金をそれぞれ使用した。これら合金は、Ni 粉末(純度 99.95mass%), Al 粉末(純度 99.99mass%), Re 粉末(純度 99.9mass%), Cr 粉末(純度 99.99mass%)を出発原料とし、それぞれの組成に秤量した後、加圧

Table 1 Nominal compositions of alloys (at%).
(a)Re-Cr-Ni system

Sample	Re	Cr	Ni
#RCN1 (Re-35Cr-45Ni)	20	35	45
#RCN2 (Re-54.2Cr-34Ni)	11.8	54.2	34
#RCN3 (Re-60Cr-28Ni)	12	60	28
#RCN4 (Re-27.6Cr-60.1Ni)	12.3	27.6	60.1
#RCN5 (Re-25Cr-25Ni)	50	25	25
#RCN6 (Re-20Cr-25Ni)	55	20	25
#RCN7 (Re-13.3Cr-63.7Ni)	23	13.3	63.7
#RCN8 (Re-75Cr-22Ni)	3	75	22
#RCN9 (Re-63Cr-9Ni)	29	63	9
#RCN10 (Re-17Cr-23Ni)	60	17	23
#RCN11 (Re-60Cr-18Ni)	22	60	18
#RCN12 (Re-65Cr-15Ni)	20	65	15
#RCN13 (Re-60Cr-28Ni)	12	60	28
#RCN14 (Re-15Cr-55Ni)	30	15	55
#RCN15 (Re-20Cr-10Ni)	70	20	10

(b)Ni-Al-Re system

Sample	Ni	Al	Re
#NAR1 (Ni-18.2Al-9.1Re)	72.7	18.2	9.1
#NAR2 (Ni-45.4Al-9.1Re)	45.5	45.4	9.1
#NAR3 (Ni-27.3Al-9.1Re)	81.8	27.3	9.1
#NAR4 (Ni-50.0Al-9.1Re)	63.6	50.0	9.1
#NAR5 (Ni-9.1Al-9.1Re)	40.9	9.1	9.1
#NAR6 (Ni-54.5Al-9.1Re)	36.4	54.5	9.1

(c)Ni-Al-Re-Cr system

Sample	Ni	Al	Re	Cr
#NARC1 (Ni-16.9Al-8.4Re-7.0Cr)	67.7	16.9	8.4	7.0
#NARC2 (Ni-41.7Al-8.3Re-8.3Cr)	41.7	41.7	8.3	8.3
#NARC3 (Ni-7.7Al-7.7Re-15.4Cr)	69.2	7.7	7.7	15.4
#NARC4 (Ni-26.9Al-7.7Re-15.4Cr)	50.0	26.9	7.7	15.4
#NARC5 (Ni-42.3Al-7.7Re-15.4Cr)	34.6	42.3	7.7	15.4

(502MPa)により圧粉体(φ13mm, 約5gのペレット)を作製した。続いて、圧粉体はチタンゲッターを供えたアルゴンアーク溶解炉(日新技研(株)製, NEV-ADR-05)を用いて溶解・凝固させ、得られたインゴットを垂直に分割して出発合金試料とした。

二分割材の片方はアーク溶解材の組織観察と各元素の定量分析に、他方は 5×10^{-4} Pa 程度まで減圧した透明石英管(φ12mm)内に封入し、熱処理実験に供した。合金試料を 1150°C で最長 2500h(約 104 日)まで保持した後、カプセルを水中で破碎して、急冷した。

アーク溶解材および 1150°C で所定の時間熱処理後に急冷した試料を、多結晶ダイヤモンド研磨材により鏡面研磨し、EPMA(日本電子(株)製, JXA-8200)

を用いて、組織観察と各元素の定量分析を行った。EPMAの分析条件は加速電圧 15kV、照射電流 3.6×10^{-8} A であり、 $1 \mu\text{m}$ 間隔で点分析を行った。

3. 結果および考察

3.1 1150°Cにおける Re-Cr-Ni 系状態図

本研究ではアルゴンアーク溶解炉を用いて合金試料を作製しており、炉床からの急速な冷却によって凝固が進行するため、アーク溶解材の部位によって組織が異なっている。その一例として、試料#RCN1 (Re-35at%Cr-45at%Ni)におけるアーク溶解材のマクロ組織(a)とミクロ組織(b)を Fig. 1 に示す(6)。アーク溶解材の組織は炉床面から上部に向かって変化しており、特に中間部と下部では粗大な白色の組織が密集し、上部では微細な組織となっている。しかし、本研究で採用した最長の熱処理時間(2500h)後においても、試料全体を均質化することができなかった。従って、本論文では熱処理後に急冷した各試料の上部に対して複数箇所の組織観察と元素の定量分析を行い、局所的平衡が得られた各相の共役組成を採用している。

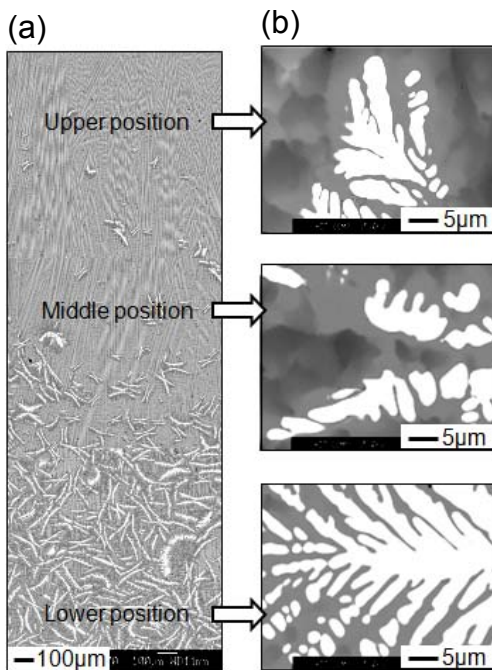


Fig.1 Cross sectional microstructure for the as-melted sample #RCN1(Re-35at%Cr-45at%Ni).(6)
(a)macrostructure and (b)microstructure.

Re-Cr-Ni 系合金における組織観察および各元素の定量分析結果の一例として、Fig. 2 に 1150°Cで 2000h 熱処理後に水中急冷した試料 #RCN3 (Re-60at%Cr-28at%Ni)の断面ミクロ組織と各元素の濃度分布を示す(7)。断面組織写真より、白色の組織に灰色および濃灰色の組織が隣接するような構造を有している。各元素の濃度分布の結果から、(a)は Re-75.2at%Cr-8.7at%Ni の組成を有する α -Cr 相(以下、 α 相とする)と Re-60.3at%Cr-23.4at%Ni の組成を有する σ 相、(b)は α 相と Re-45.6at%Cr-51.4at%Ni の組成を有する γ 相、(c)は γ 相と σ 相であり、試料 #RCN3 の組織は三相からなっている。各相内の各元素の濃度分布は、相界面の近傍(約 $2 \mu\text{m}$ の範囲)を除くとほぼ一定になっている。

Fig. 3 は Huang らによる 1150°Cの計算状態図(8)を、Fig. 4 は Slyusarenko らによる 1152°Cの実験状態図(9)を示し、作製した試料から得られた各相の共役組成を黒丸印でそれぞれ示している。既報の結果から、以下のような傾向が見られた。

- ・ γ 相と共役関係を有する σ 相の Ni 固溶量は 19.5 ~ 23.4at%Ni であり、実験および計算状態図と一致する。
- ・ σ 相と共役関係を有する γ 相の Re 固溶量は 2.6 ~ 8.5at%Re であり、計算状態図に近い。
- ・ (γ , α , σ)の三相共存領域は計算状態図に、一方、 α 相の相境界線および(γ , σ , δ)の三相三角形は実験状態図に近い。

Fig. 5 は、著者らが作成した 1150°Cにおける Re-Cr-Ni 系状態図を示す(7)。図中の黒丸印は各相の共役組成を示し、これらを結ぶ細い実線は実験的に決定した二相共役線であり、太い実線は実験的に決定した三相共存領域および相境界線を示している。なお、作製した試料は試料の上部においても組織が異なっており、1 試料から複数の共役組成が得られたため、試料数よりも二相共役線が多く示されている。既報の結果から、以下のような傾向が見られた。

- ・ σ 相は γ 相、 α 相および δ 相と共役関係を有する。

- ・ (γ, α, σ) および (γ, σ, δ) の三相共存領域と各相の相境界線が明らかになった。
- ・ γ 相と共役関係を有する σ 相の Cr 濃度は Ni 固容量の増加に伴い、23.8at%Cr から 60.3at%Cr まで増加する。

Re-Cr-Ni 系状態図に関しては、Fig. 3 および Fig. 4 で示したように Huang らによる計算状態図と Slyusarenko らによる実験状態図に特徴的な違いが見られる。従って、本研究では各相の共役組成を実験的に決定し、1150°C の等温断面図を明らかにした。

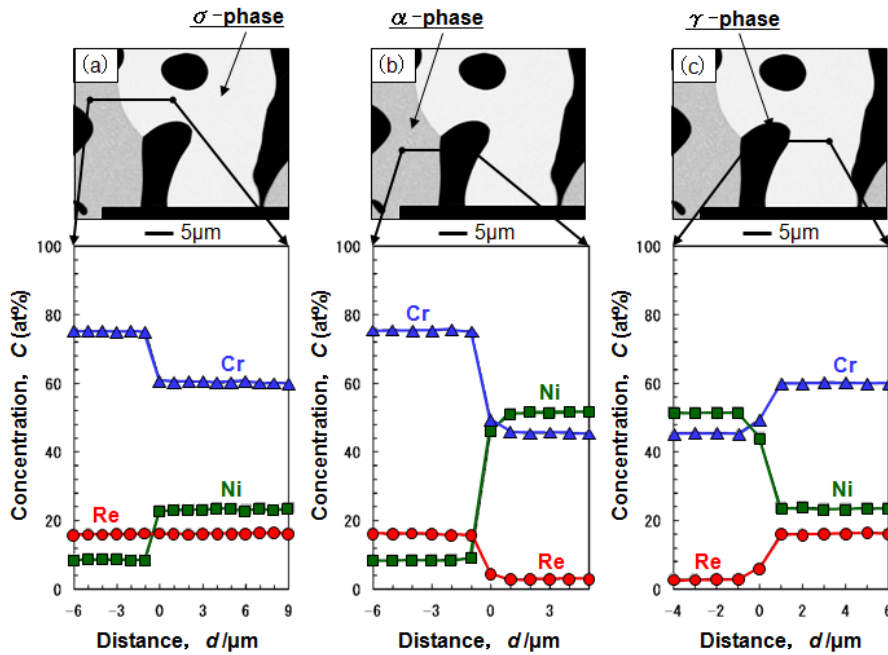


Fig.2 Cross sectional microstructure and concentration profiles of Re, Cr and Ni measured along lines on the sample #RCN3(Re-60at%Cr-28at%Ni) after heat-treatment at 1150°C for 2000h.(7)
 (a) α/σ , (b) α/γ and (c) γ/σ .

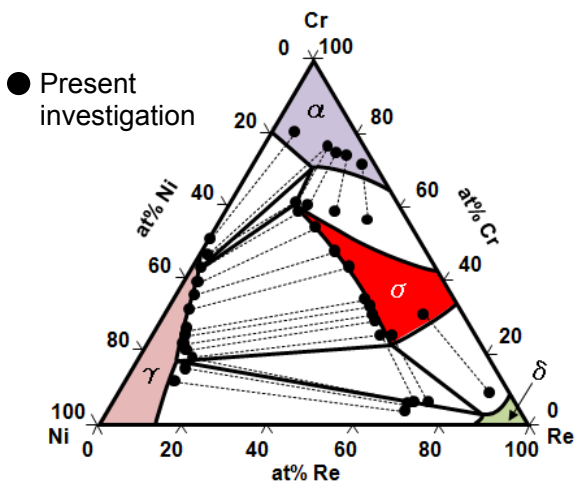


Fig.3 Tie lines obtained in the present investigation on the isothermal section at 1150°C reported by Haug et al.(8)

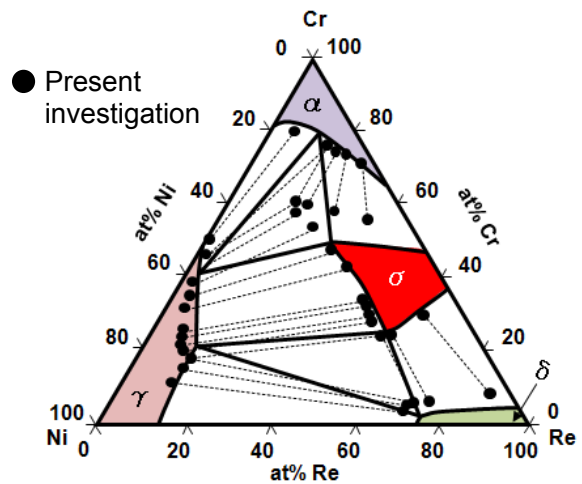


Fig.4 Tie lines obtained in the present investigation on the isothermal section at 1152°C reported by Slyusarenko et al.(9)

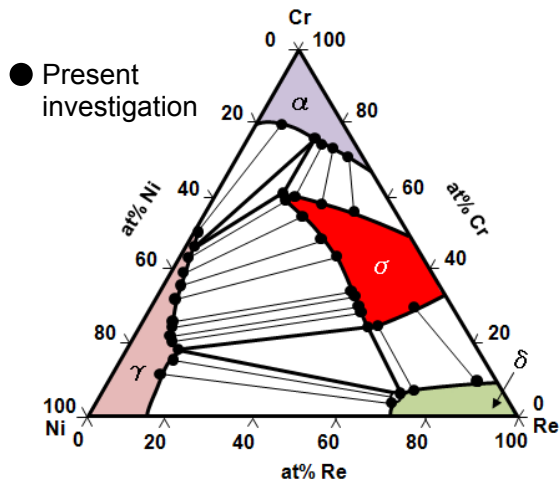


Fig.5 Isothermal section of the Re-Cr-Ni system at 1150°C obtained from the previous investigation.(7)

3.2 1150°Cにおける Ni-Al-Re 系状態図

Ni-Al-Re 系合金における組織観察および各元素の定量分析結果の一例として、Fig. 6 に 1150°Cで 1000h 熱処理後に水中急冷した試料 #NAR3 (Ni-27.3at%Al-9.1at%Re)の断面ミクロ組織と各元素の濃度分布を示す(10)。これらの結果から、白色の組織は Re-8.0at%Ni-1.1at%Al の組成を有する δ 相であり、灰色の組織は Ni-37.1at%Al-0.2at%Re の組成を有する β 相(以下、 β 相とする)である。 δ 相と β 相内の各元素の濃度分布は、相界面の近傍(約 2 μ m の範囲)を除くとほぼ一定になっている。

Fig. 7 は、著者らが作成した 1150°Cにおける Ni-Al-Re 系状態図(10)であり、図中の黒丸印は各相の共役組成を示す。既報の結果から、以下のような傾向が見られた。

- ・ γ , γ' および β (49at%Al)相は δ 相と共役関係を有し、これら各相(γ , γ' , β (49at%Al))に含まれる Re 濃度は γ 相の 3.3at%Re と 2.2at%Re, γ' 相の 1.3at%Re, β (49at%Al)相の 0.1at%Re に低下する。
- ・ (γ , γ' , δ)の三相共存領域が明らかになった。
- ・ δ 相の Ni と Al 濃度は、共役関係を有する Ni-Al 合金の組成に依存して変化する。
- ・ δ 相の Ni 濃度は γ (10.3at%Al)相と共役関係を有するときの 20.0at%Ni から γ' (21.7at%Al)相と平衡するときの 16.2at%Ni, さらに β (49.1

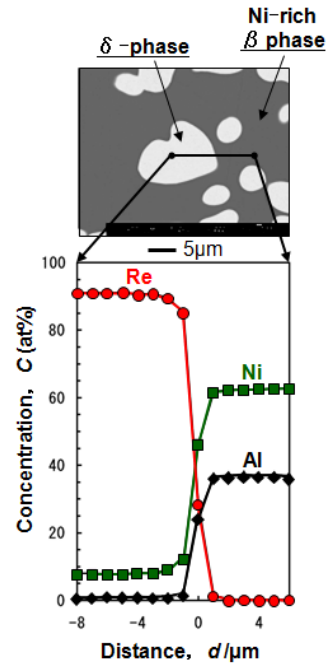


Fig.6 Cross sectional microstructure and concentration profiles of Ni, Al and Re measured along lines on the sample #NAR3(Ni-27.3at%Al-9.1at%Re) after heat-treatment at 1150°C for 1000h.(10)

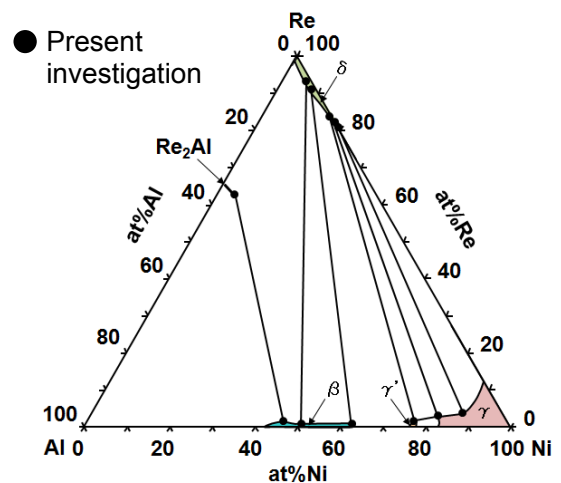


Fig.7 Isothermal section of the Ni-Al-Re system at 1150°C obtained from the previous investigation.(10)

at%Al)相と平衡するときの 5.9at%Ni に低下し、逆に Al 濃度は 0.1at%Al から 1.8at%Al に増加する。

Ni-Al-Re 系状態図に関しては、宮崎らが γ 相と γ' 相の二相領域における Re の最大固溶限(1200°C)を報告している(11)が、等温断面図は報告例がない。従って、本研究では γ , γ' および β 相中の Re 固溶量と δ 相中の Al および Ni 固溶量を明らかにし、

1150°Cの等温断面図を明らかにした。なお、現段階では作製した試料から、(γ' , β , δ)の三相共存領域を決定することができなかった。

3.3 1150°CにおけるNi-Al-Re-Cr系各相の相平衡と共役組成

Ni-Al-Re-Cr系合金における組織観察および各元素の定量分析結果の一例として、Fig. 8に1150°Cで2500h熱処理後に水中急冷した試料#NARC1(Ni-16.9at%Al-8.4at%Re-7.0at%Cr)の断面ミクロ組織と各元素の濃度分布を示す(12)。(a)では白色の σ 相が薄灰色の γ 相に囲まれ、その周囲には濃灰色の γ' 相からなり、一方、(b)では σ 相が γ' 相に囲まれた組織であることから三相平衡を有している。各相内の各元素の濃度分布は、いずれも相界面の近傍(約2 μ mの範囲)を除くとほぼ一定になっている。

Fig. 9は、著者らが作成した1150°CのRe-Cr-Ni系およびNi-Al-Re系状態図と、Kitajimaらによる1150°CのNi-Al-Cr系状態図(13)を示し、円柱グラフの各色は各相の共役組成をそれぞれ表している。なお、Ni-Al-Re-Cr系の状態図には報告例がないため、Re-Cr-Ni系状態図ではAlを、Ni-Al-Cr系状態図で

はReを円柱グラフの高さ方向にそれぞれ表した(12)。また、本論文ではCrを円柱グラフの高さ方向に表したNi-Al-Re系状態図をFig. 9中に追記し、これら三元系状態図の組合せからNi-Al-Re-Cr系各相の共役関係について検討した。既報の結果から、以下のような傾向が見られた。

- ・ 試料 # NARC1 において，Re-25.0at%Cr-18.1at%Ni-0.2at%Al の組成を有する σ 相は，2.9at%Re と 9.0at%Cr を含む γ (14.6at%Al)相と共役関係にある。また，Re-25.0at%Cr-16.6at%Ni-0.1at%Al の組成を有する σ 相は，1.2at%Re と 4.2at%Cr を含む γ' (21.0at%Al)相と共役関係にある。
- ・ 試料 # NARC2 において，Re-32.5at%Cr-5.2at%Ni-1.2at%Al の組成を有する σ 相は，0.3at%Re と 0.8at%Cr を含む β (48.7at%Al)相と共役関係にある。
- ・ 試料 # NARC3 において，Re-36.2at%Cr-15.9at%Ni-0.2at%Al の組成を有する σ 相は，2.0at%Re と 13.2at%Cr を含む γ (14.3at%Al)相と共役関係にある。
- ・ 試料 # NARC4 において，Re-39.3at%Cr-14.6

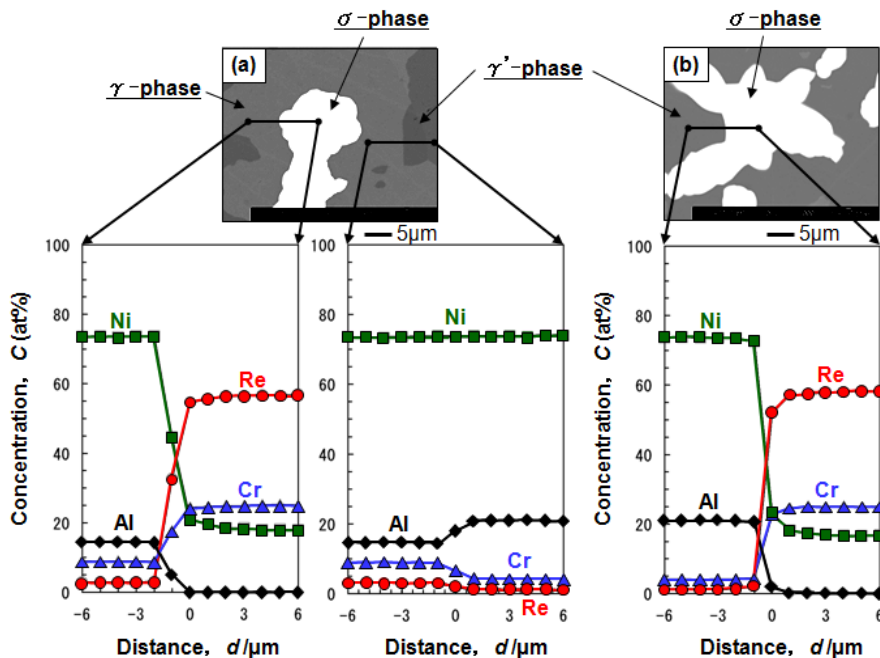


Fig.8 Cross sectional microstructures and concentration profiles of Re, Cr, Ni and Al measured along lines on the sample #NARC1(Ni-16.9at%Al-8.4at%Re-7.0at%Cr) after heat-treatment at 1150°C for 2500h.(12)
(a) γ/σ , γ/γ' and (b) γ'/σ .

at%Ni-0.3at%Al の組成を有する σ 相は、0.4at%Re と 5.0at%Cr を含む β (29.5at%Al) 相と共役関係にある。

- ・ 試料 # NARC5 において，Re-4.9at%Cr-2.7at%Ni-72.7at%Al の組成を有する $\text{Re}_4\text{Al}_{11}$ 相は，1.0at%Re と 4.7at%Cr を含む Al-rich β (56.0at%Al)相と共役関係にある。

以上の結果から，Fig. 5 で示したように Re-Cr-Ni 系の γ 相と共役関係を有する σ 相中の Ni 固溶量は 19.5~23.4at%Ni であり，Cr 濃度は Ni 固溶量の増加に伴い，23.8at%Cr から 60.3at%Cr まで増加する。これに対して，Ni-Al-Re-Cr 系の Al を含む σ 相は Re と Cr を含む γ ， γ' ， β 相と共役関係にある。 σ 相中の Ni 固溶量が 14.6~18.1at%Ni のとき， σ 相中の Al 固溶量は 0.1~0.3at%Al で非常に小さい。一方，Ni 固溶量が 5.2at%Ni に減少すると， σ 相中の Al 濃度は 1.2at%Al に増加する。また，Ni-Al 合金中の Ni 濃度が減少すると， γ ， γ' ， β 相中の Re 固

溶量は減少している。特に， β (48.7at%Al)相中の Re および Cr 固溶量(0.3at%Re, 0.8at%Cr)は非常に小さく，この β 相と共役関係にある σ 相の Ni 濃度は低下し，Al 濃度は増加する。

試料 #NARC5 では，Al-rich β (56.0at%Al)相が Fig. 9 で示すように Re-Cr-Ni 系の σ 相ではなく，Ni-Al-Re 系における Al 濃度の高い $\text{Re}_4\text{Al}_{11}$ 相と共役関係を有していることが本論文で明らかになった。これは， β 相中の Al 濃度が 48.7at%Al から 56.0at%Al に増加するとき，共存する相は σ 相から $\text{Re}_4\text{Al}_{11}$ 相に変化することを示している。

本研究における一連の結果から，拡散バリア層として Re-Cr-Ni 系 σ 相を Ni 基超合金とアルミリザーバ層間に挿入する場合，アルミリザーバ層に Al-rich β (56.0at%Al)相を採用すると， σ 相が分解することを意味している。一方，アルミリザーバ層の Al 濃度が γ (14.3at%Al)相から β (48.7at%Al)相の範囲では，高温における σ 相の組織安定性は長時間にわたって維持されると推定できる。

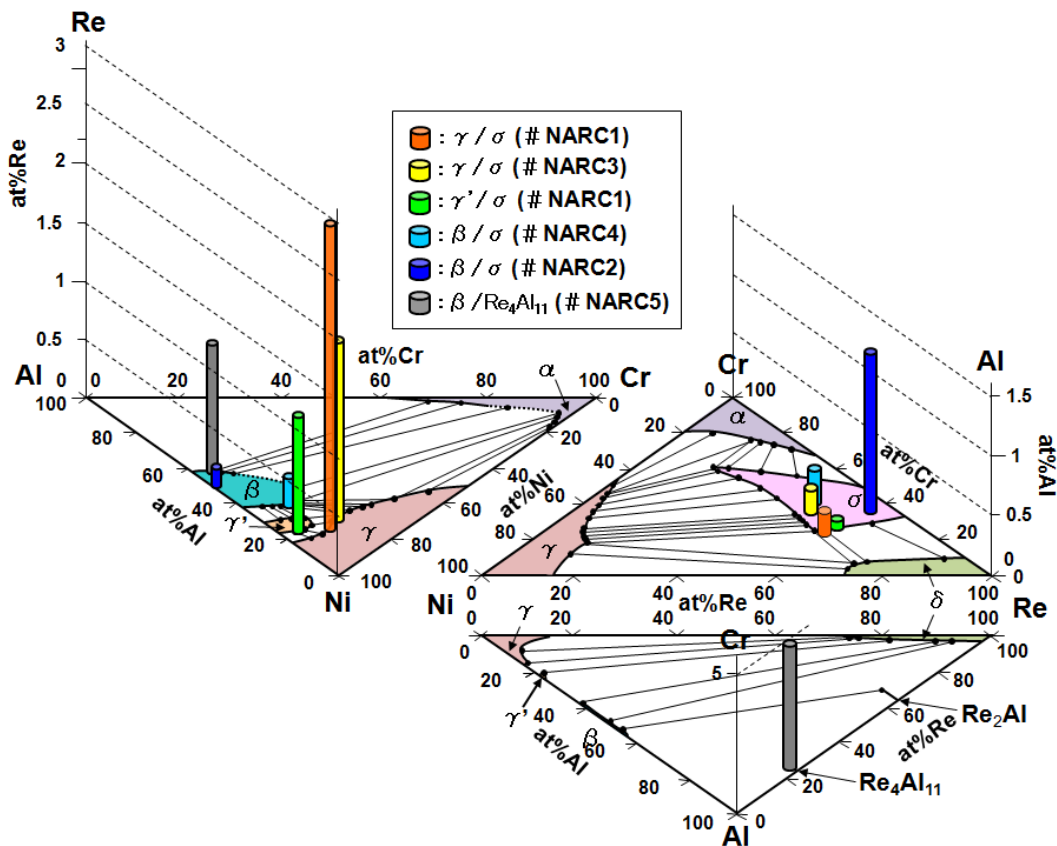


Fig.9 Terminal composition of each phase in the Ni-Al-Re-Cr system at 1150°C obtained from the present investigation.

4. 結論

1150°Cにおける Re-Cr-Ni 系, Ni-Al-Re 系および Ni-Al-Re-Cr 系各相の共役組成について, アーク溶解した試料を真空で最長 2500h の熱処理後に水中急冷した合金の断面組織観察と EPMA による各元素の濃度分布の測定から検討した. 得られた結果は以下のように要約される.

- (1) 1150°Cにおける Re-Cr-Ni 系, Ni-Al-Re 系および Ni-Al-Re-Cr 系各相の共役組成を実験的に決定した.
- (2) 0.2at%Al を含む σ 相 (Re-25.0at%Cr-18.1at%Ni) は 2.9at%Re および 9.0at%Cr を含む γ (14.6at%Al) 相と, 0.2at%Al を含む σ 相 (Re-36.2at%Cr-15.9at%Ni) は 2.0at%Re および 13.2at%Cr を含む γ (14.3at%Al) 相とそれぞれ共役関係を有した.
- (3) 0.1at%Al を含む σ 相 (Re-25.0at%Cr-16.6at%Ni) は, 1.2at%Re および 4.2at%Cr を含む γ' (21.0at%Al) 相と共役関係を有した.
- (4) 1.2at%Al を含む σ 相 (Re-32.5at%Cr-5.2at%Ni) は 0.3at%Re および 0.8at%Cr を含む β (48.7at%Al) 相と, 0.3at%Al を含む σ 相 (Re-39.3at%Cr-14.6at%Ni) は 0.4at%Re および 5.0at%Cr を含む β (29.5at%Al) 相とそれぞれ共役関係を有した.

(本研究の一部は, 北海道科学大学 WD/ED コンバインマイクロアナライザ装置を利用して行われた.)

参考文献

- (1) 吉田豊明, “ガスタービンと伝熱工学(1),” 日本ガスタービン学会誌, Vol. 27, 1999, pp. 426-432.
- (2) 有川秀行, 児島慶享, “ガスタービン用材料の耐熱コーティング,” 表面技術, Vol. 52, 2001, pp. 11-15.
- (3) 原田広史, “Ni 基超合金開発の現状と新材料の可能性,” 日本ガスタービン学会誌, Vol. 28, 2000, pp. 278-284.
- (4) 佐藤彰洋, 青木祥宏, 荒井幹也, 原田広史, “Ni

基単結晶超合金のクリープ寿命に及ぼすアルミ拡散コーティングの影響,” 日本金属学会誌, Vol. 71, 2007, pp. 320-325.

- (5) 成田敏夫, “耐熱合金の機械的特性と耐酸化性コーティングの両立をめざして,” 耐熱金属材料第 123 委員会設立 50 周年記念シンポジウム, Vol. 48, 2007, pp. 339-348.
- (6) 齋藤繁, 黒川一哉, 林重成, 高島敏行, 成田敏夫, “1423K における Re-Cr-Ni 系 γ 相と σ 相の共役組成,” 日本金属学会誌, Vol. 71, 2007, pp. 608-614.
- (7) 齋藤繁, 黒川一哉, 林重成, 高島敏行, 成田敏夫, “Re-Cr-Ni 系における 1423K の等温状態図の実験的決定,” 日本金属学会誌, Vol. 72, 2008, pp. 132-137.
- (8) W. Huang and Y. A. Chang, “A thermodynamic description of the Ni-Al-Cr-Re,” Materials Science and Engineering A, Vol. 259, 1999, pp. 110-119.
- (9) E. M. Slyusarenko, A. V. Peristy, E. Yu. Kerimov, M. V. Sofin and D. Yu. Skorbov, “Ternary systems of nickel and rhenium with transition metals,” Journal of Alloys and Compounds, Vol. 264, 1998, pp. 180-189.
- (10) 齋藤繁, 黒川一哉, 林重成, 高島敏行, 成田敏夫, “1423K における Ni-Al-Re 系の相平衡と共役組成,” 日本金属学会誌, Vol. 71, 2007, pp. 793-800.
- (11) 宮崎省吾, 村田純教, 森永正彦, “Ni₃Al (γ' 相) における Re の含有サイトと Ni-Al-Re 三元系の γ - γ' 相平衡,” 鉄と鋼, Vol. 80, 1994, pp. 161-165.
- (12) 齋藤繁, 黒川一哉, 林重成, 高島敏行, 成田敏夫, “1423K における Ni-Al-Re-Cr 系 σ 相と (γ , γ' , β) 相の共役組成,” 日本金属学会誌, Vol. 72, 2008, pp. 639-643.
- (13) Y. Kitajima, S. Hayashi and T. Narita, “Phase Equilibria of the Nickel-Aluminum-Chromium System at 1150°C,” Materials Science Forum, Vol. 522-523, 2006, pp. 103-110.