

論 文

Al および Pt-Al コーティングした Ni 基超合金
IN-738LC の耐燃焼ガス腐食性近崎充夫*・添野 浩*²・福井 寛*³・大高 清*Hot Corrosion Resistance of Aluminide and Platinum-Aluminide
Coatings of a Ni-base Superalloy IN-738 LC in Combustion Gas
Atmosphere

Mitsuo CHIGASAKI, Kō SOENO, Yutaka FUKUI, and Kiyoshi ÔTAKA

Synopsis :

Pack cementation process has been applied for aluminide and platinum-aluminide coating on a nickel-base superalloy IN-738LC. Burner rig test using light oil containing 0.33% S was carried out for the evaluation of hot corrosion resistance.

Aluminide coatings have two coating layers. The outer layer is high-Al NiAl and the inner layer consists mainly of low-Al NiAl. Hot corrosion resistance of the aluminide coatings can be improved by increasing the thickness of the outer layer.

In the burner rig tests at 850°C or below, the aluminide coatings whose outer layer thicknesses are about 80 μ are more hot corrosion resistant than the platinum-aluminide coatings made by electroplating of platinum of 7 μ thickness and aluminizing at 1120°C. This difference is attributed to the preferential attack of the PtAl₂ dispersed in the outer layer of the platinum-aluminide coatings.

In the burner rig test at about 1000°C, the platinum-aluminide coatings are more hot corrosion resistant than the aluminide coatings, because of dissolution of the undesirable PtAl₂ particles into the matrix and the increased Pt concentration in the coating layer, both due to the rapid diffusion of atoms at the high temperature.

1. 結 言

ガスタービン入口ガス温度の上昇, 使用燃料の低品質化ともなつて, ブレード, ノズルとして使用される Ni 基, Co 基超合金に対する耐食コーティングが不可欠となつている^{1)~5)}. 超合金の耐食コーティングとしては Al コーティング, Pt-Al コーティング, Cr-Al コーティングなどが知られており, 広く用いられている. 著者らは先に, 高 Al 濃度のパック剤を用いた High Activity Al パック法⁶⁾あるいは低 Al 濃度のパック剤を用いた Low Activity Al パック法⁷⁾により Ni 基超合金 IN-738LC に施した Al コーティング層の構造を検討し⁸⁾, コーティング層は high-Al NiAl[†], low-Al NiAl, Ni₃Al などからなることを報告した. また単独に溶製した化学量論組成の NiAl と Ni₃Al の Na₂SO₄-NaCl 溶融塩への浸漬試験を行い⁸⁾, Ni₃Al は NiAl

に比較して著しく耐食性が劣ることを明らかにした. すなわち Al コーティング層の耐食性は用いたパック法の種類のみならず, コーティング層を構成する各金属間化合物の割合にも依存すると考えられるが, この点に関してはなお十分検討されていない.

本報告は, 前報⁸⁾において良好な耐食性を示した High Activity Al パック法による Al コーティングに注目し, Ni 基超合金 IN-738LC に, パック処理条件およびその後の拡散処理条件を変化させて種々の Al コーティングを施し, その耐食性を検討した結果である. 高温腐食試験法としては, Na₂SO₄-NaCl 溶融塩による塗布試験, 浸漬試験などがしばしば用いられるが, ガスタービンブレード, ノズル表面の付着物に含有される NaCl はかなり微量であるとの指摘もある⁹⁾ ので, 本報では軽油燃焼ガス試験を主体とし, 比較のため Na₂SO₄-NaCl 溶融塩による塗布試験をも行つた. なお Pt-Al コーティングは Al コーティング表面部に PtAl₂ が付加的に分散した構造を取り^{4)~6)}, 溶融塩による塗布試験では

† NiAl は広い組成範囲を有し, 拡散対実験において Al 濃度約 48 at% を境に 2 相分離するため⁷⁾, 48 at% Al 以上を high-Al NiAl, 48 at% Al 以下を low-Al NiAl と呼んで区別することが多い.

昭和 57 年 6 月 16 日受付 (Received June 16, 1982)

- * (株)日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., 3-1-1 Saiwai-cho Hitachi 317)
- *² (株)日立製作所日立研究所 (現: 芝浦工業大学) 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., Now Shibaura Institute of Technology)
- *³ (株)日立製作所日立研究所 工博 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of IN-738 LC (wt%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Fe	Co	Ti	Al	W	B	Zr	Nb+Ta
0.12	<0.01	0.01	Bal.	15.74	1.76	0.21	8.29	3.25	3.26	2.60	0.015	0.069	2.29

Table 2. Aluminide and platinum-aluminide coating processes.

	No	Pack composition	Coating cycle	Diffusion treatment
Aluminide coating	A1	25%Al -1.5%NH ₄ Cl -73.5%Al ₂ O ₃	5 h, 750°C	4 h, 1000°C
	A2		4 h, 750°C	{ 4 h, 1050°C
	A3			{ 2 h, 1120°C
	A4			{ 4 h, 1150°C
	A5			{ 24 h, 1150°C
Platinum-aluminide coating*	P1	4%Al -0.5%NH ₄ Cl -95.5%Al ₂ O ₃	2 h, 1120°C	—
	P2		1 h, 1120°C	4 h, 1150°C
	P3		0.5h, 1120°C	8 h, 1150°C

* Electroplating of platinum of 7 μ in thickness → aluminizing

PtAl₂ が優先的に腐食される傾向である⁶⁾。そこで本報では、あらかじめ拡散処理により PtAl₂ をコーティング層内に固溶させた Pt-Al コーティングについても、その耐食性をあわせて検討した。

2. 実験方法

2.1 Al および Pt-Al コーティング

Table 1 に被コーティング材として用いた Ni 基超合金 IN-738LC の化学組成を示す。Table 2 に Al コーティングおよび Pt-Al コーティング処理の概要をまとめた。Al コーティングは High Activity Al パック法によつた。750°C におけるパック処理時間、パック処理後の拡散処理温度および時間などを変化させることによつて、コーティング層構造を変化させた。

Pt-Al コーティングは 7 μ の Pt めつき後に Al コーティングを施して得た⁴⁾⁵⁾¹⁰⁾。Pt めつき後の Al コーティングを High Activity Al パック法で行うとコーティング層の耐はく離性が劣るため⁶⁾、この場合の Al コーティングは Low Activity Al パック法によつた。Pt-Al コーティングでは 1120°C におけるパック処理時間および 1150°C における拡散処理時間を変化させた。Al パック法、Pt めつき法の詳細は前報⁶⁾と同様なので省略する。

2.2 高温腐食試験

高温腐食の原因といわれている Na₂SO₄ に 25% の NaCl を添加した熔融塩による塗布試験および軽油を用いた燃焼ガス腐食試験を行った。塗布試験では 13 × 10 × 5 mm の角状試料表面に熔融塩を 10 ± 0.25 mg/cm² の割合で塗布し、750, 850 および 980°C の大気中で各 500 h 加熱した。

Fig. 1 は燃焼ガス腐食試験装置の概略図である。外径 20 mm, 内径 8 mm, 厚さ 5 mm の環状試料を 980 ~ 1000°C, 840 ~ 860°C および 710 ~ 730°C の各温度領

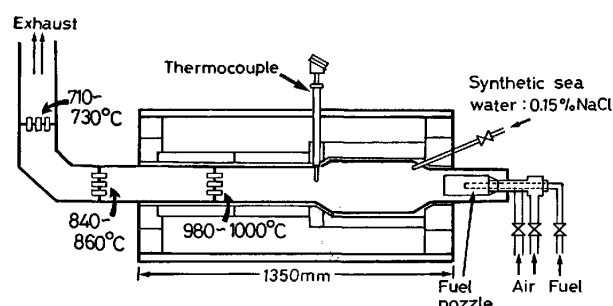


Fig. 1. A schematic cross sectional view of hot corrosion burner rig.

Table 3. Contaminants in the light oil used (ppm).

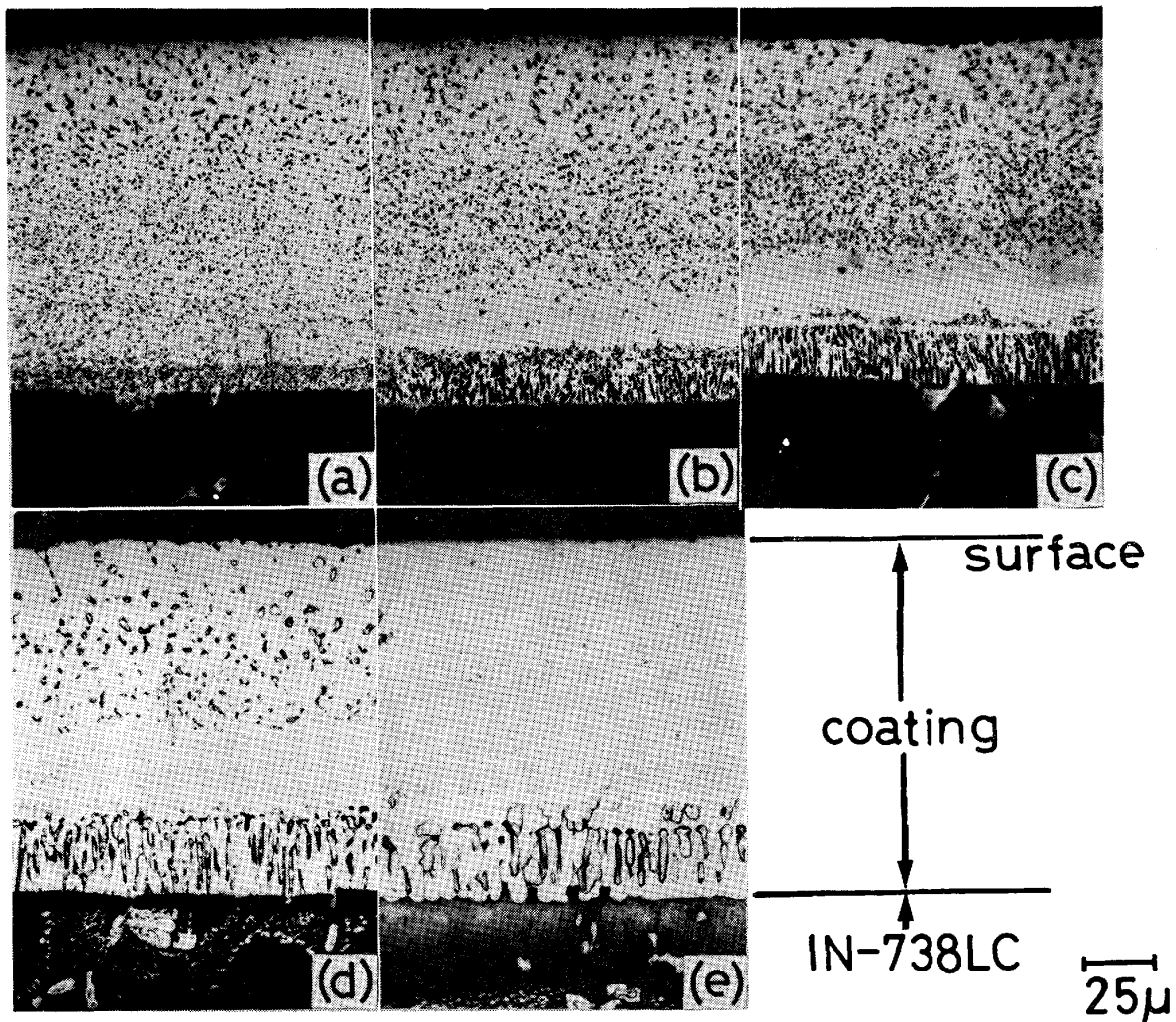
S	N	Na	V	Mg	Ca	K	Ash
3300	43	0.3	<0.5	0.1	0.1	<0.1	10

域に配置して、1 サイクルが約 8 h の燃焼をくり返し、最高 1000 h まで試験を行つた。Table 3 は燃焼ガス腐食試験に用いた軽油の不純物分析結果である。S, Na の含有量はそれぞれ 3300 ppm および 0.3 ppm であり、Na₂SO₄ 生成のためには Na が著しく不足と考えられる。実機ガスタービンにおいても高温腐食の進行は Na 量の増加により加速されるといわれている^{11)~14)} ので、本報では燃焼ノズル付近から NaCl 濃度が 0.15% の塩水を噴霧して、NaCl を燃料に対して約 590 ppm (Na として換算すれば約 230 ppm) 添加した。燃焼における空燃比は約 14 である。また 980 ~ 1000°C の温度領域における燃焼ガス流速は約 12 m/s であり、いわゆる low-velocity atmospheric-pressure バーナー¹⁵⁾ に相当する。

3. 実験結果および検討

3.1 Al および Pt-Al コーティング層の構造

Photo. 1 に Table 2 の処理によつて得られた Al コーティング A1 ~ A5 の断面組織を、また Fig. 2 (a)



(a) Al, (b) A2, (c) A3, (d) A4 and (e) A5.

Photo. 1. Microstructures of the aluminide coatings. Coating processes are shown in Table 2.

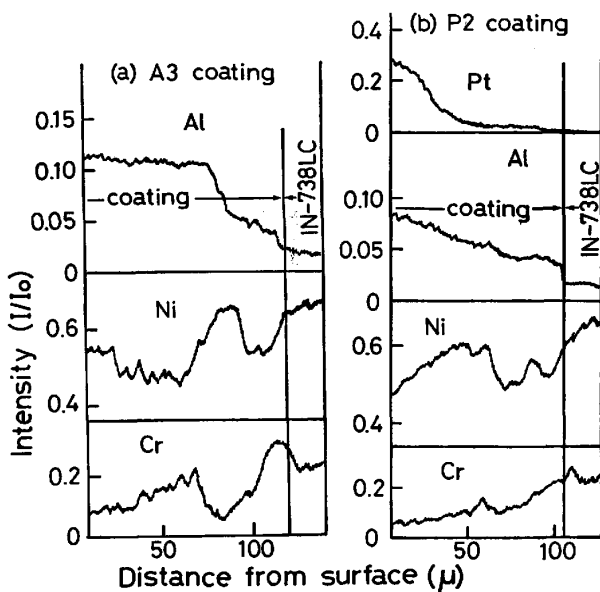
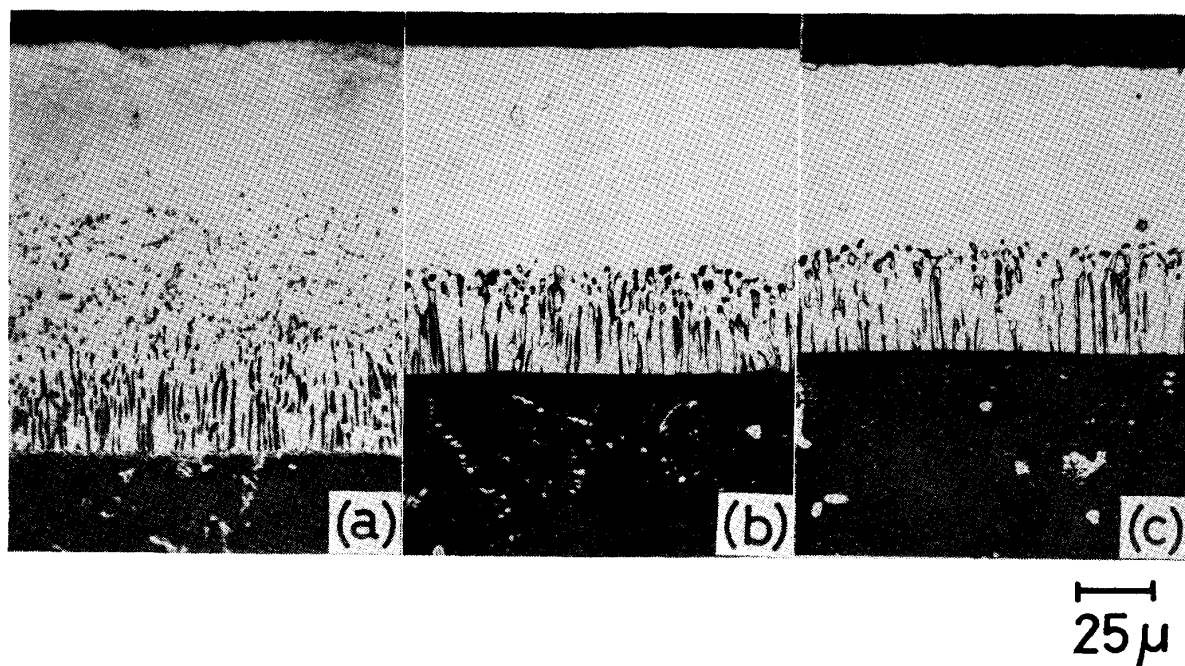


Fig. 2. Composition profiles of the aluminide and platinum-aluminide coatings. (a) A3, (b) P2.

に A3 コーティング層における Al, Ni, Cr の XMA 分析結果を示した。前報で Al コーティング層における NiAl は high-Al NiAl と low-Al NiAl とに 2 相分離することを指摘した⁶⁾が、この様子は A3 コーティングで比較的明瞭に観察される。すなわちコーティング層は厚さ約 80 μ の灰色の外層と厚さ約 40 μ の白色の内層とからなり、外層から内層に入ると Al の XMA 強度は低下するが、逆に Ni の強度は増加し、この付近を境に high-Al NiAl から low-Al NiAl へと変化することを示している。なお外層の high-Al NiAl 中に分散する粒子は、母材 IN-738LC に含有される Cr を主体とする粒子、また母材との界面近傍に存在する楕状相は σ 相とみられる¹⁾⁶⁾。

A3 コーティングに比較して 750°C におけるバック処理時間が長く、拡散処理温度が低い A1, A2 コーティングでは、コーティング層中の Al 量が多いにもかか



(a) P1, (b) P2 and (c) P3.

Photo. 2. Microstructures of the platinum-aluminide coatings. Coating processes are shown in Table 2.

ならず、拡散処理時に母材中に拡散した Al は少なく、コーティング層に占める high-Al NiAl の割合は増加している。一方パック処理時間が 2 h と短く、拡散処理温度が 1150°C と高い A4 コーティングでは、Photo. 1 (d) のように断面組織における灰色層と白色層との境界が不明瞭となるが、XMA 分析によれば Cr-rich 粒子が分散する表面部での Al の XMA 強度 I/I_0 は A3 コーティングと同様 0.1 を越え、やはりコーティング層表面側には high-Al NiAl が存在する。A5 コーティングは A4 コーティングに比較してパック処理時間がさらに短く、逆に拡散処理時間が長い。XMA 分析によればコーティング層内の Al の XMA 強度は約 0.06 と低い値でほぼ一定値となり、またコーティング層表面の X線回折からは NiAl の回折線のみが観察されたことなどから、A5 コーティング層は low-Al NiAl を主体とすると考えられる。

Photo. 2 は Pt-Al コーティング P1~P3 の断面組織である。このうち P1 コーティングは前報と同様の処理によるもので⁶⁾、上述の A3 コーティングと同じく、灰色の high-Al NiAl (厚さ約 95 μ) と白色の low-Al NiAl (厚さ約 35 μ) との境界が比較的明瞭に観察され、コーティング層の表面部には白色の PtAl₂ が分散する。P2 および P3 コーティングは 7 μ の Pt めつきと Al パック処理後に拡散処理を行つて、コーティング層表面部に分散する PtAl₂ をほぼ完全に固溶させたものである。XMA 分析によれば P2 コーティング

と P3 コーティングにおける Pt, Al, Ni などの分布はほぼ等しく、Fig. 2 (b) のように Pt はやはり表面部に最も濃縮しており、X線回折からは NiAl の回折線のみが観察された。

NiAl 格子中の Pt 位置に関しては、コーティング最外層付近における Ni の XMA 強度が Pt と逆に低下する傾向であること、また Pt-Al 系と異なり、Ni-Pt 系は 645°C 以上で全率固溶体を形成する¹⁶⁾ ことなどから、Pt は主として Ni 位置を占めるとみられる。なお P2, P3 コーティングにおける Al の XMA 強度 I/I_0 は、A3 コーティングにおける high-Al NiAl での値 0.11~0.12 に比較してかなり弱く、たかだか 0.07~0.08 となる。Ni-Al 系と (Ni, Pt)-Al 系とでは Al の XMA 強度標準曲線が必ずしも一致しないと考えられ、コーティング層内における Al の XMA 強度の絶対値は若干修正する必要があるものの、P2, P3 コーティングは A5 コーティングと同様、low-Al NiAl を主体とし、とくに表面近傍では Ni 位置の一部を Pt で置換した形を取ると考えられる。

3.2 溶融塩塗布試験および燃焼ガス腐食試験

Fig. 3 に Na₂SO₄-25%NaCl 溶融塩を用いた塗布試験における各種コーティング材の腐食減量をまとめた。腐食量は低温側で多く、試験温度が上昇すると減少する傾向である。このうち Al コーティングについては、外層の high-Al NiAl の厚い A1~A3 コーティング材の腐食量が、A4, A5 コーティング材に比較してかな

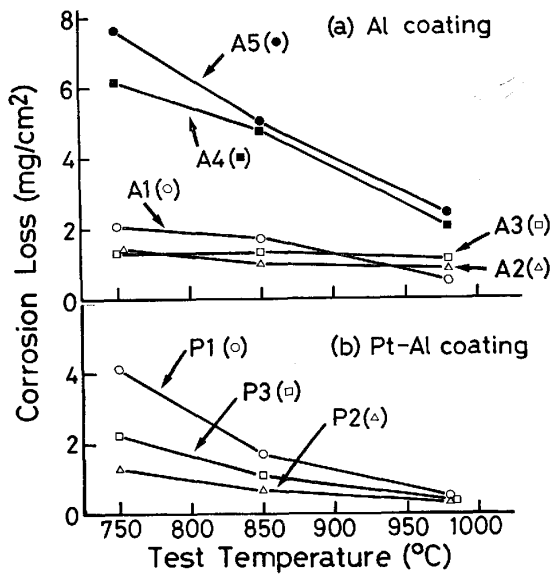


Fig. 3. Salt coating test results of the aluminide and platinum-aluminide coatings. Specimens were coated with the molten Na_2SO_4 -25%NaCl salt of 10 mg/cm^2 and heated for 500 h in the air.

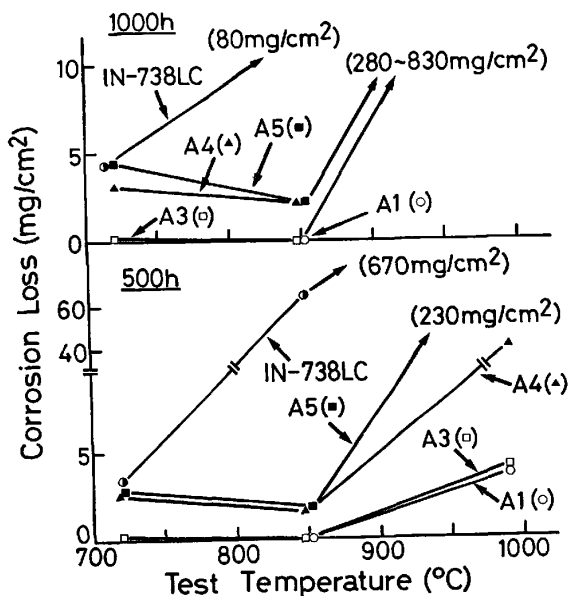
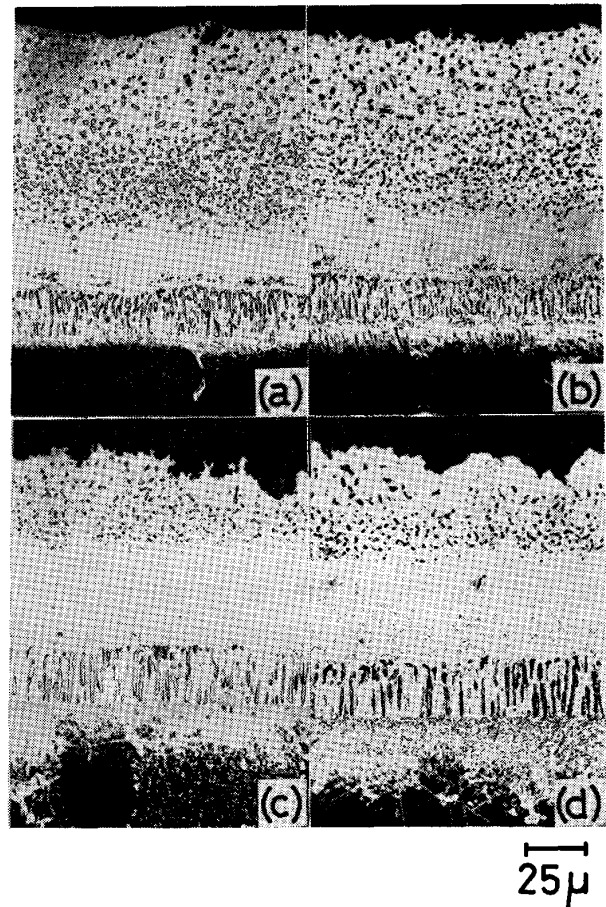


Fig. 4. Burner rig test results of the aluminide coatings. The fuel used was light oil containing 3 300 ppm S. 590 ppm NaCl was added as salt water.

り少ない。一方 Pt-Al コーティングについては、P1 コーティングの表面部に分散する PtAl_2 が優先的に腐食されるため⁶⁾にとくに 850°C 以下で P1 コーティング材の腐食量が多いが、あらかじめ拡散処理によつて PtAl_2 をコーティング層内に固溶させた P2 および P3 コーティング材では腐食量は低減している。

Fig. 4 は燃焼ガス腐食試験における Al コーティングの腐食減量である。塗布試験と異なり、 990°C で腐食



(a) A3 720°C , (b) A3 850°C , (c) A4 720°C and (d) A4 850°C
Photo. 3. Cross sections of aluminide coatings after the burner rig test for 1000 h.

Table 4. Phases identified by X-ray diffraction studies on the surface of the aluminide and platinum-aluminide coatings after the burner rig test. Test time : 1000 h.

	720°C	850°C
A1		NiAl, Cr, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$
A3	NiAl, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	NiAl, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$
A4	NiAl, Ni, NiO, ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$)	NiAl, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$
A5	Ni, NiAl, NiO, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	Ni, NiAl, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$
P1	Pt, NiO	Pt, PtAl_2 , $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$
P3	NiAl, Ni, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	NiAl, Ni, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$

量が増加する傾向であるが、試験時間が 500 h および 1000 h のいずれの場合にも、やはり外層の厚い A1, A3 コーティング材の腐食量が、A4, A5 コーティング材に比較して少ない。Photo. 3 に 720°C および 850°C , 1000 h 試験後の A3, A4 コーティングの断面組織の例を示した。A3 コーティングでは 720°C の場合に一部腐食の発生も認められるが、コーティング層はほぼ健全である。一方 A4 コーティングではコーティング層表面の凹凸が激しく、断面観察からもコーティング

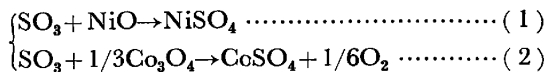
層の腐食が著しい。ただし今の場合、塗布試験後の Al コーティングで観察されたような⁶⁾ NiAl の粒界浸食がほとんど認められないのが注目される。

Table 4 は腐食試験後の試料を熱湯で洗浄し、表面に付着した熔融塩を除去して X 線回折を行った結果である。850°C および 990°C 試験後の母材 IN-738LC では NiO, NiCr₂O₄ スピネル, Ni₃S₂ などが検出された。一方 A1 および A3 コーティング材ではコーティング層を構成する NiAl, Cr の他に保護膜 α-Al₂O₃ が同定されるが、A4, A5 コーティング材からは NiO, Ni なども同時に検出され、この点からも A4, A5 コーティング層の劣化が進んでいることが知られる⁸⁾。

燃焼ガス腐食試験では燃焼ガスが連続して供給されること、加熱冷却の熱サイクルを受けることなどの点で、静止大気中において連続加熱される塗布試験と試験条件が異なる。しかし上述した燃焼ガス腐食試験と塗布試験における Al コーティング層の腐食挙動の差、すなわち燃焼ガス腐食試験では 990°C で腐食量が増加する傾向であること、また試験後のコーティング層断面において NiAl の粒界浸食がほとんど認められないことなどの原因は、主として以下に述べるように燃焼ガス腐食試験における試料表面の付着物の組成が塗布試験で用いた熔融塩の組成と必ずしも一致しないことによると考えられる。

燃焼ガス腐食試験後、とくに 720°C および 850°C 試験後の試料表面には多量の粉末状付着物が認められた。X 線回折によればこれらの付着物からの回折線はほぼ Na₂SO₄ に一致した。また化学分析によれば付着物中の Cl 成分はたかだか 0.1% 程度であつた。すなわち本報における付着物は Na₂SO₄ を主体としており、K. L. LUTHRA らの指摘⁹⁾のように、NaCl の含有量はごく微量とみられる。

従来から高温腐食の発生には液相熔融塩の付着が不可欠といわれている^{11)~13)}。試験温度が 990°C の場合には融点 884°C の Na₂SO₄ を主体とする付着物がほぼ完全に熔融するために腐食の進行も速い。一方試験温度が 850°C 以下の場合については、付着物中に含有される NaCl が微量であつたとしても Na₂SO₄ との共存により液相が存在し得ること、また燃焼ガス中の SO₃ と母材 IN-738LC あるいはコーティング層中の Ni, Co との下記の反応により



NiSO₄, CoSO₄ が生成する可能性があり、これらの共存によりさらに液相が増加し得る¹⁷⁾¹⁸⁾ことなどの理由から

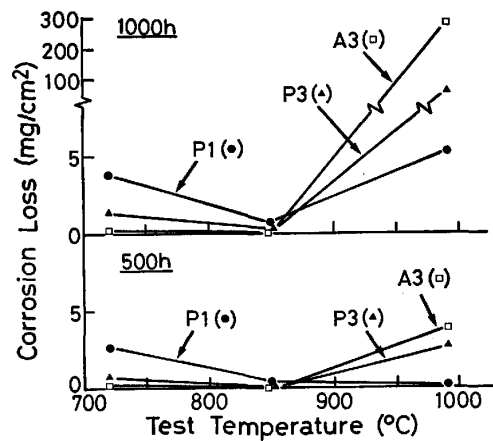


Fig. 5. Burner rig test results of the P1, P3 and A3 coatings. The fuel used was light oil containing 3300 ppm S. 590 ppm NaCl was added as salt water.

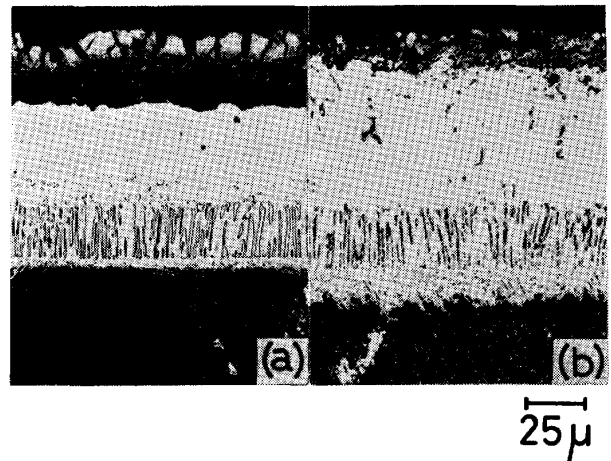


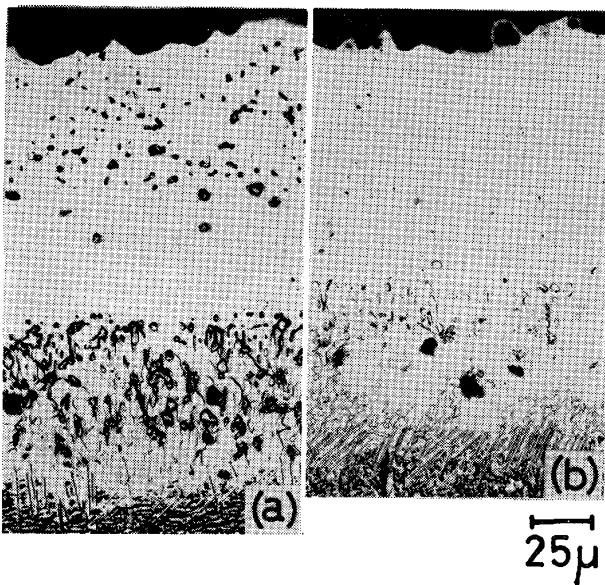
Photo. 4. Cross sections of the P1 coatings after the burner rig test for 1000 h at (a) 720° and (b) 850°C.

Na₂SO₄ の融点以下においても Fig. 4, Photo. 3^{†2)} のように腐食が進行したと考えられる。

Fig. 5 は Pt-Al コーティング材 P1, P3 の腐食減量である。外層の high-Al NiAl が約 80 μ と厚い Al コーティング材 A3 の結果も同時に示した。試験温度が 850°C 以下の場合、熔融塩塗布試験と同様、コーティング層表面部に PtAl₂ が分散する P1 コーティング材の腐食量は、A3 コーティング材あるいは P3 コーティング材に比較して多くなる。

Photo. 4 は 720°C および 850°C, 1000 h 試験後の P1 コーティングの断面組織である。P1 コーティングでは PtAl₂ が分散するコーティング層表面部に腐食の

^{†2)} NaCl を含有しない Na₂SO₄-NiSO₄ 熔融塩を用いて Al コーティングの塗布試験を行ったところ、NiAl の粒界浸食は Na₂SO₄-NaCl 熔融塩の場合に比較して少ない傾向であつた。すなわち NiAl の粒界浸食は Cl によつて促進されている可能性がある。



(a) A3, (b) P1

Photo. 5. Cross sections of aluminide and platinum-aluminide coatings after the burner rig test for 500 h at 990°C.

発生が認められ、腐食減量の多い 720°C でとくに顕著である。腐食試験後の X 線回折結果をまとめた Table 4 によれば、720°C および 850°C で 1000 h 試験後の P1 コーティング材では $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 、NiO とともに Pt の強い回折線が観察される。また 720°C、1000 h 試験後の P1 コーティング層断面の XMA 分析によれば、表面部の腐食領域のうち外側の灰色相の存在する部分では Pt 強度が強く、内側の黒色部では Al の濃縮が認められた。前報⁸⁾あるいは Table 4 の X 線回折結果などから黒色部の Al は主として Al_2O_3 として存在すると考えられる。すなわち X 線回折で検出された Pt は、 PtAl_2 から Al が Al_2O_3 となつて抜けた結果生成したものであり、燃焼ガス腐食試験の場合にも PtAl_2 の優先的腐食が生ずることが知られる。

燃焼ガス中では SO_3/SO_2 の平衡は実現しておらず、ガス中の SO_3 量は平衡値に比較してかなり少ないといわれている¹⁹⁾。Pt は $2\text{SO}_2 + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{SO}_3$ の反応における触媒として作用し¹⁷⁾、それにともない前記(1)、(2)の反応による NiSO_4 、 CoSO_4 の生成を促進するために、P1 コーティング層表面で一たん Pt が生成すると、付着物中の液相溶融塩の割合が A3、P3 コーティング材などに比較して増加し、P1 コーティング材の腐食がより促進されることも考えられる²⁰⁾。

試験温度が 990°C になると A3 コーティング材に比較して、P1 コーティング材の耐食性が良好となる (Fig. 5)。Photo. 5 に 990°C、500 h 試験後の A3 お

よび P1 コーティングの断面組織を示した。試験中に Al の拡散が進行したとみられ、コーティング層厚さは 160~175 μ 前後に増加し、とくに P1 コーティングでは白色の PtAl_2 は固溶消失してもはや観察されない。なお XMA 分析によれば、Photo. 5 の 500 h 試験後のコーティング層における Al の XMA 強度 I/I_0 は A3、P1 コーティングともにたかだか 0.07~0.08 と弱く、いずれのコーティング層も low-Al NiAl を主体とすると考えられる。3.1 節で述べたように、Pt は NiAl の Ni 位置の一部を占めるとみられるが、Fig. 4 の low-Al NiAl を主体とする A5 コーティング材と Fig. 5 の low-Al NiAl 中に Pt が固溶した P3 コーティング材との比較からも知られるように、Pt の固溶により low-Al NiAl の耐食性は改善され、A3 コーティング材が 500~1000 h の試験中に急速に腐食されるのに対し、P1 コーティング材の腐食量は 1000 h 試験後にも約 5 mg/cm^2 と少ない。

P3 コーティングはあらかじめ拡散処理を行つて Pt- Al_2 をコーティング層内にほぼ完全に固溶させたものである。優先的に腐食される PtAl_2 が存在しないために、850°C 以下では P1 コーティング材に比較して腐食量が少ない。ただし試験温度が 990°C になると、拡散処理を行わない P1 コーティングにおいても、上述したように試験中に PtAl_2 のコーティング層中への固溶が進行するために、P1 コーティング材に比較してバック処理時間が短く、したがつてコーティング層中の Al 量の少ない P3 コーティング材の方が耐食性が劣り、腐食量も多くなる。

4. 結 言

通常使用されるバック法を用いて、Ni 基超合金 IN-738LC に、種々の条件で Al および Pt-Al コーティングを施し、S を 3300 ppm 含む軽油を用いた燃焼ガス腐食試験あるいは $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-NaCl}$ 溶融塩を用いた塗布試験によつてその耐食性を評価した。なお燃焼ガス腐食試験では、腐食条件を苛酷にするために NaCl を燃料に対して約 590 ppm 添加した。主な結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 燃焼ガス腐食試験、塗布試験のいずれにおいても、Al コーティング材の耐食性は外層の high-Al Ni-Al 層厚さに依存しており、耐食性の良好な Al コーティングを得るためには外層厚さを厚く保つ必要がある。

(2) 720~850°C の燃焼ガス腐食試験では、外層を約 80 μ と厚くした Al コーティング材は、7 μ の Pt めつきと 1120°C での Al バック処理によつて得られ

た Pt-Al コーティング材に比較して耐食性が優れている。これは Pt-Al コーティング層表面部に分散する PtAl₂ が脱 Al をともなつて優先的に腐食されるためであり、拡散処理によつてあらかじめ PtAl₂ をコーティング層内に固溶させておけば腐食量は低減する。

(3) これに対し約 1000°C の燃焼ガス腐食試験では、(2)に述べた Al コーティング材に比較して Pt-Al コーティング材の耐食性が良好となる。これは 850°C 以下では優先的に腐食される PtAl₂ が、試験中にコーティング層内に固溶消失し、しかも Pt の固溶により low-Al NiAl を主体とするコーティング層の耐食性が改善されるためである。

(4) 上記(2)の結論は塗布試験においても同じである。しかし塗布試験では腐食量が試験温度の上昇につれて減少するのに対し、燃焼ガス腐食試験では 1000°C で腐食量が著しく多くなる。これは燃焼ガス腐食試験における付着物が Na₂SO₄ を主体としており、塗布試験で用いた溶融塩の組成と必ずしも一致しないことによると考えられる。

文 献

- 1) S.J. GRISAFFE: The Superalloys, ed. by C.T. SIMS and W.C. HAGEL (1972), p. 341 [John Wiley & Sons, Inc.]
- 2) G.W. GOWARD: J. Met., 22 (1970), p. 31
- 3) G.W. GOWARD, D.H. BOONE, and C.S. GIGGINS: Trans. ASM, 60 (1967), p. 228
- 4) R.P. SEELING and R.J. STUEBER: High Temperatures-High Pressures, 10 (1978), p. 207
- 5) J.E. RESTALL: Metallurgia (1979), p. 676
- 6) 近崎充夫, 添野 浩, 福井 寛: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 324
- 7) S. SHANKAR and L.L. SEIGLE: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1467
- 8) 鬼沢賢一, 近崎充夫, 添野 浩: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 130
- 9) K.L. LUTHRA, D.A. SHORES: 私信
- 10) M.R. JACKSON and J.R. RAIRDEN: Metall. Trans., 8A (1977), p. 1697
- 11) A.M. BELTRAN and D.A. SHORES: The Superalloys, ed. by C.T. SIMS and W.C. HAGEL (1972), p. 317 [John Wiley & Sons, Inc.]
- 12) 川上正博, 後藤和弘, ロバート・ラップ, 梶山文夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 89
- 13) 深瀬幸重, 根本力男: 耐熱金属材料委員会研究報告 (20 周年記念特別号), 18 (1977), p. 307
- 14) R.M. SCHIRMER and H.T. QUIGG: ASTM Special Publ., No. 421 (1967), p. 270 [ASTM]
- 15) S.R.J. SAUNDERS, G.P. LLOYD, and T.G. DYE: "High Temperature Alloys for Gas Turbines" Proceedings of a Conference held in Liège (1978), p. 259 [Applied Science Publishers LTD]
- 16) M. HANSEN: Constitution of Binary Alloys (1958) [Mcgraw-Hill Book Company, INC].
- 17) K.L. LUTHRA and D.A. SHORES: J. Electrochem. Soc., 127 (1980), p. 2202
- 18) D.J. WORTMAN, R.E. FRYXELL, K.L. LUTHRA, and P.A. BERGMAN: Thin Solid Films, 64 (1979), p. 281
- 19) J.G. TSCHINKEL: Corrosion-NACE, 28 (1972), p. 161
- 20) J.T. PRATER: 私信