

論 文

メカニカルアロイ MA 754 の Na_2SO_4 - NaCl
混合塩による高温腐食西 義澈*・品田 豊*・荒木 洋一*²Hot Corrosion of Mechanical Alloy MA 754 Induced by
 Na_2SO_4 - NaCl Mixtures

Yoshizumi NISHI, Yutaka SHINATA, and Yōichi ARAKI

Synopsis :

In order to study the behavior of hot corrosion of mechanical alloy MA 754 induced by Na_2SO_4 - NaCl mixtures in comparison with that of conventional wrought alloy having similar chemical composition, modified coating tests were conducted in still air in the temperature range from 900 to 1100°C. The extent of corrosion was estimated by corrosion loss and total depth of penetration. The mixing rate of NaCl was varied from 0 to 100wt%. Results obtained were as follows :

- 1) Corrosion loss of MA 754 increased abruptly at 25% NaCl , then increased gradually with an increase in NaCl content.
- 2) Total depth of penetration of MA 754 increased with increasing NaCl content and had a maximum value at about 75% NaCl .
- 3) For the corrosion of MA 754, internal penetration in the longitudinal direction was more significant than that in the transverse direction. This tendency was recognized markedly at 900 and 1100°C, but at 1100°C there was no difference between two directions because of little internal penetration.
- 4) The corrosion loss and the total depth of penetration for MA 754 were larger than those of wrought alloys especially in mixed salt. The poor corrosion resistance of MA 754 was due to grain coarsening treatment.

1. 緒 言

従来の析出硬化型 Ni 基耐熱合金は主として Al, Ti を添加し, γ' 相による析出硬化を利用して高温クリープ強度を得てきた。しかしそれらの耐用温度には限界があり, さらに高温で使用されるものの一つとしてメカニカルアロイ (mechanical alloy : MA) が注目されている¹⁾²⁾。この材料はメカニカルアロイング法によつて作られた酸化物分散強化型 (ODS) 合金で³⁾⁴⁾、この方法によつていくつかの合金が開発されている^{1)5)~9)}。これらの合金は、一般の真空溶解法による Ni 基耐熱合金と比較して高温における機械的性質がすぐれている^{3)7)9)~11)}ことから、ガスタービンやジェットエンジンのタービン部材への利用が考えられている。

メカニカルアロイの中でも初期に開発された MA 754 はタービンペーンとして一部実用化されている¹²⁾¹³⁾。一方タービン部材では、燃焼ガス中に含まれる S と海塩粒子との反応によつて生成する Na_2SO_4 により著しい損傷

を受ける高温腐食が問題となつており^{14)~18)}、この腐食は NaCl の存在により促進されることも知られている¹⁹⁾。このような観点から種々の耐熱合金の Na_2SO_4 - NaCl 混合塩による腐食挙動^{20)~24)} やメカニカルアロイの耐高温腐食性も一部調べられている³⁾¹⁰⁾²⁵⁾ が、それらの研究は特定の塩組成のみで行われる場合が多く、腐食挙動の詳細についてはいまだ良く知られていない。

本研究では、メカニカルアロイの中で最も単純な組成を有する MA 754 を取り上げ、母材の組成に近い真空溶解-鍛伸合金と比較しながら、 Na_2SO_4 - NaCl 混合塩による高温腐食に対する塩組成ならびに温度の影響について調べることを目的として実験を行った。

2. 実 験

2.1 供試材

Table 1 に供試材の化学組成を示す。MA 754 は、0.3 wt% Al および 0.5 wt% Ti を含む Ni-20Cr 合金に 0.6 wt% の Y_2O_3 を分散させた Inco 社の市販材

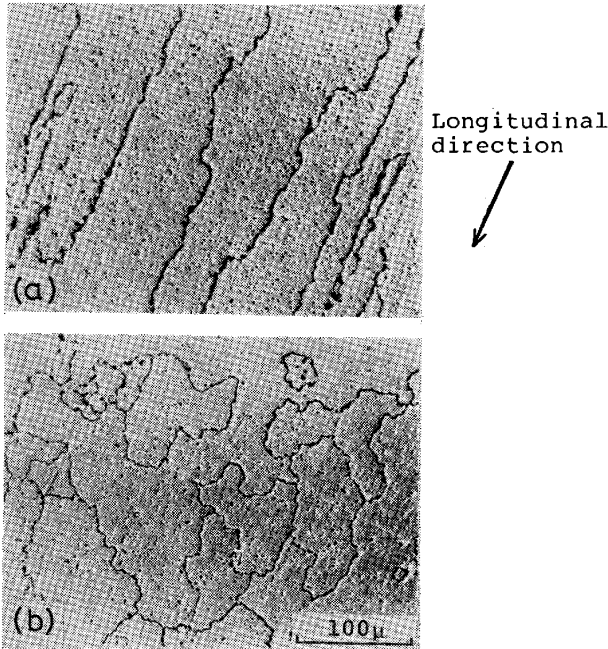
昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 9 月 6 日受付 (Received Sept. 6, 1982)

* 秋田大学鉱山学部 工博 (Mining College, Akita University, 1-1 Tegatagakuen-cho Akita 010)

*² 秋田大学鉱山学部 (現: 日本金属工業(株)) (Mining College, Akita University, Now Nippon Metal Industry Co., Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of specimens. (wt%)

Alloys	C	Si	Mn	P	Cr	Fe	Al	Ti	Y_2O_3	Ni
MA 754	0.07	—	—	—	20.20	1.04	0.29	0.41	0.58	77.03
Ni-20Cr-0.5Ti-0.3Al	0.05	<0.03	0.02	0.001	20.21	0.04	0.31	0.50	—	bal.



(a) Longitudinal section, (b) Cross section

Photo. 1. Microstructures of heat-treated mechanical alloy MA 754.

料である。これに対して比較試料は MA 754 母材に近い Al, Ti 量を含む Ni-20Cr 合金の真空高周波溶解-鍛伸材である。

2.2 試料の調製

MA 754 は実用の熱処理条件に合わせて 1316°C で 30 min 加熱する粗粒化熱処理後油冷した試料を主として用いた。その顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。長手方向における組織 (a) は押し出し-圧延方向に長く伸びた結晶粒になっており、それに垂直な断面の組織 (b) は粒状になっている。このように MA 754 の熱処理材の組織は長手方向とそれに垂直な断面とでは大きく異なっているが、いずれの面においても粒内に均一に分散した微細な Y_2O_3 の存在が認められる。

比較試料は 1080°C で 2 h 加熱後油冷を行い、結晶粒度を ASTM No. 4~5 に調整した。

熱処理後 MA 754 は断面が $7 \times 9 \text{ mm}$ で圧延方向に沿って長さ 7 mm に、また比較試料は $8 \times 8 \times 10 \text{ mm}$ の標準寸法に切断し、表面を 400 番まで研磨した後洗浄乾燥して実験に供した。

2.3 腐食試験法

熔融塩付着による高温腐食試験を実験室的に簡便に行

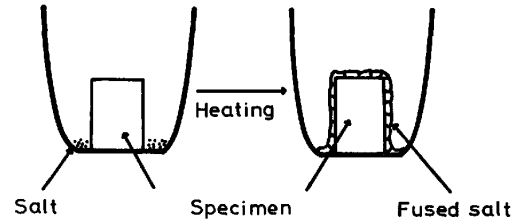


Fig. 1. Schematic representation of modified coating test method.

う場合、一般にるつぼ試験法と塗布試験法の二つが行われる。このうちバナジウムアタック試験法の検討結果によると、るつぼ試験法よりも塗布試験法の方が燃焼実験結果に近い評価が得られることが見出されている²⁶⁾²⁷⁾。そこで本研究においても塗布試験法によることにした。

通常の塗布法は塩を試料表面に直接塗布した後に加熱する方法であるが、本実験では擬似塗布試験法 (modified coating test) を用いた。この方法は実験条件が規制しやすいるつぼ試験法と燃焼実験に近い結果が得られる塗布試験法の長所を取り入れたもので、Fig. 1 に模式図を示すように部分浸漬試験法の塩量を極度に少なくしたものである。内径 28 mm, 高さ 40 mm のアルミなるつぼの底に 75 mg の塩を入れ、その上に試料を載せる。それを所定の温度で加熱すると、熔融した塩が表面張力により試料表面を均一にぬらし、全面塗布の場合と同様な結果が得られる。この方法は予備実験で行った通常の塗布法に比して試料の腐食むらや実験データのばらつきが少なかった。なお本法では塗布量が正確に決定できない欠点があるが、塩の供給量および試料の表面積から判断しておよそ 10 mg/cm^2 程度の塗布量と推定される。

実験条件は静止大気中で、温度 $900 \sim 1100^\circ\text{C}$ 、腐食時間 16 h 一定としたが、反応の経時変化を検討する場合には 0.5~16 h の間で変化させた。塩組成は Na_2SO_4 , NaCl それぞれ 100% のほか、 NaCl を重量で 10, 25, 50 および 75% 含む混合塩の計 6 種類とした。塩は市販の特級試薬を用い、乳鉢で十分に粉砕・混合した後、 150°C で 12 h 加熱乾燥して実験に供した。

2.4 腐食量の評価法

腐食量は脱スケール後の腐食減量と全浸透深さにより評価した。脱スケールは KMnO_4 煮沸法²⁸⁾により行った。

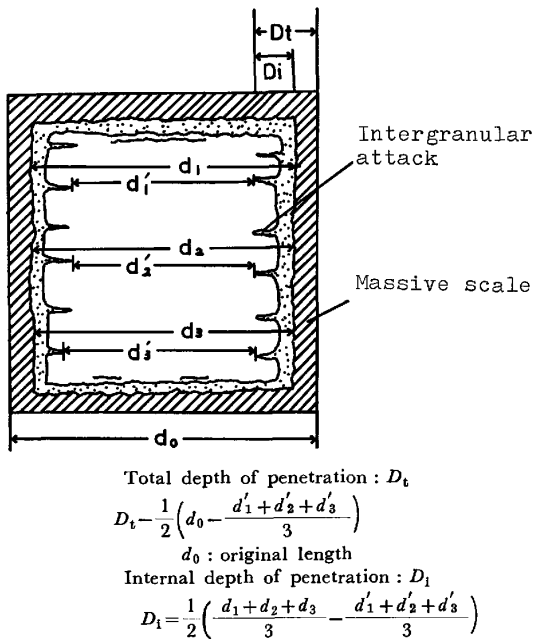


Fig. 2. Methods for measuring total and internal depth of penetration after hot corrosion test.

浸透深さは、腐食後の試料を圧延方向に平行に切断、研磨後、硝酸、塩酸、酢酸の混合液を用いて軽くエッチングして測定した。その方法は Fig. 2 に示すように脱スケールした試料の平行な2表面間3箇所 (d_1, d_2, d_3)、内部浸透層の先端間3箇所 (d'_1, d'_2, d'_3) を、ほぼ等間隔に読取り顕微鏡を用いて測定し、それらの平均値ともとの試料の長さから、全浸透深さ D_t および内部浸透深さ D_i を図中に示した式により求めた。したがって脱スケール後さらに内部に浸透している部分 D_i とスケール生成によつて失われる平均腐食層の厚さの和が D_t である。

3. 実験結果および考察

3.1 腐食減量に対する塩組成の影響

腐食減量の測定結果をまとめて Fig. 3 に示す。比較材の腐食減量は Na_2SO_4 100% で最小で NaCl 量の増加とともに徐々に増加し、 NaCl 75% を越えると急激に増加して NaCl 100% で最大となる。またいずれの塩組成においても温度が高くなるほど腐食減量は大きい。

MA 754 の場合には、900°C では NaCl 25% まで NaCl 量の増加とともにゆるやかに増加し、25% を越えてから急激な増加を続け、 NaCl 100% で最大になっている。1000°C では NaCl 10% 付近までは 900°C と同様な傾向であるが、25% になると著しいばらつきを生じ、平均の腐食減量では 900°C に比較して明らかに増加している。 NaCl 25% を越えると 100% までほぼ一定値である。1100°C になると 25~50% NaCl の混合

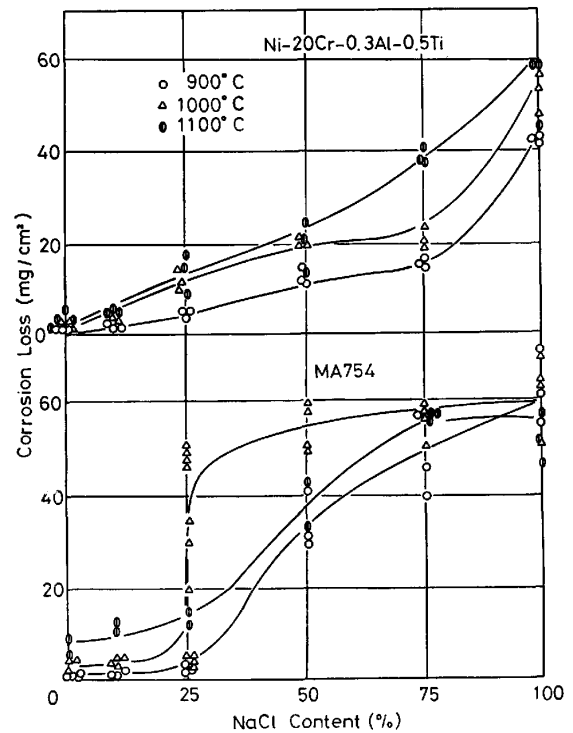


Fig. 3. Effect of salt composition on the corrosion loss of Ni-20Cr-0.3Al-0.5Ti and MA 754 alloys tested for 16 hours in Na_2SO_4 - NaCl mixtures.

Table 2. Phases identified by X-ray diffraction and their relative peak intensities in scales of alloys tested at 1000°C for 16 hours in Na_2SO_4 - NaCl mixtures.

Alloy	Scale	$\text{Na}_2\text{SO}_4/\text{NaCl}$			
		100/0	75/25	25/75	0/100
MA 754	Cr_2O_3	M	W	VW	VW
	NiCr_2O_4	S	M	M	M
	NiO	W	S	VS	VS
Ni-20Cr-0.3Al-0.5Ti	Cr_2O_3	M	M	W	W
	NiCr_2O_4	S	S	W	M
	NiO	M	M	VS	VS

VS: very strong S: strong M: medium W: weak
VW: very weak

塩では 1000°C よりも腐食減量が少なくなっており、その塩組成依存性は 900°C の場合に近い。

腐食減量は MA 754 の方が、 NaCl 25~75% の混合塩で比較材よりも大きい。しかし両合金ともに、いくつかの実用合金で報告されているように特定の塩組成で腐食減量が極大になること²⁹⁾³⁰⁾はない。両合金はいずれも Ni-20Cr 合金を基本とし、少量の Al, Ti などを含むもので、ち密な Cr_2O_3 を形成する Cr_2O_3 former 合金と考えられる。また Cr_2O_3 former 合金は Na_2SO_4 による加速酸化に比較的強く、 NaCl - KCl による腐食に弱いとされている¹⁸⁾。本実験結果のように、 NaCl 量の増加とともに腐食減量が増加して NaCl 100% で最大にな

るという腐食挙動は、母材の基本組成である Ni-20Cr 合金の場合³¹⁾にも認められ、 Cr_2O_3 former 合金の特徴と考えられる。

Table 2 には 1000°C 、16 h の場合を例に、X線回折により各塩組成におけるスケール中に同定された酸化物の種類とそれらの相対的ピーク強度を示す。両合金ともスケールの主成分は Cr_2O_3 、 NiCr_2O_4 および NiO という酸化物で、通常の高温酸化反応の場合と同様である。しかしそれらの量比は塩組成により異なり、 Cr_2O_3 は NaCl の増加とともに減少するが、NiO は逆に NaCl 量が増すと増加している。MA 754、比較試料とも NaCl が混入すると生成するスケールは多孔性になり、密着性が著しく低下した。このような NaCl の役割についてはすでに二、三の報告がある³²⁾³³⁾が、それが結果的に NaCl の多い塩組成での腐食減量を増大させ、スケール中の NiO 量比を増加させていると考えられる。

3.2 浸透深さに対する塩組成の影響

Photo. 2 および Photo. 3 に比較材および MA 754 の典型的な内部浸透層の状況を示す。腐食条件は NaCl 量 75% の混合塩による 1000°C 、16 h の場合で、これは腐食減量が混合塩の中で最も大きい塩組成である。外側のスケールはいずれも試料作製の際にはく離して脱落している。比較材ではスケールとの界面より合金内部にかなりの浸透層が認められるが、これは特定の粒界のみに浸透することはなく、界面に比較的平行である。MA 754 では浸透の様子が方向によつて著しく異なっている。長手方向では腐食の影響を受けた部分が粒界に沿つて著しく内部にまで入り込んでいるが、これに垂直な方向ではスケール界面と平行に存在する粒界のうち界面に最も近い粒界で浸透が止められている。このような状況を考慮し、MA 754 については長手方向とそれに垂直な方向の浸透深さを同時に測定した。

Fig. 4 には全浸透深さの塩組成依存性をまとめて示

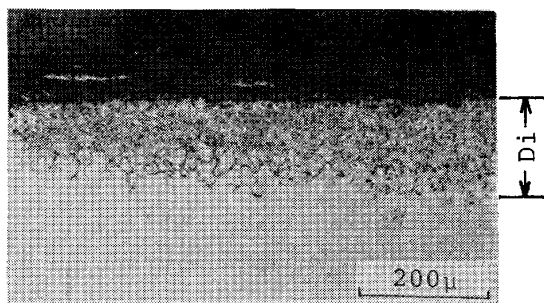


Photo. 2. Typical microstructure showing internal penetration of Ni-20Cr-0.3Al-0.5Ti alloy tested at 1000°C for 16 hours in 25% $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-75% NaCl}$ mixture.

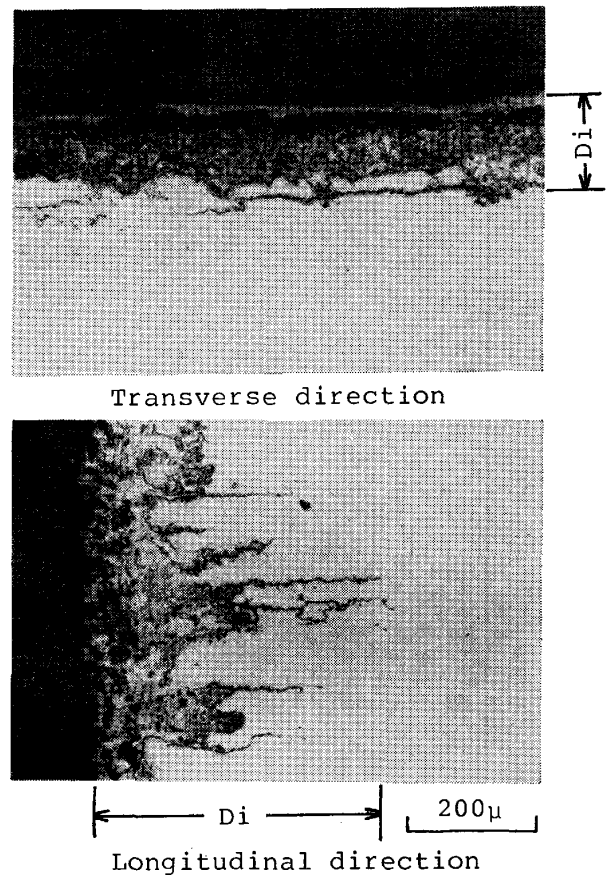


Photo. 3. Typical microstructures showing internal penetration of MA 754 tested at 1000°C for 16 hours in 25% $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-75% NaCl}$ mixture.

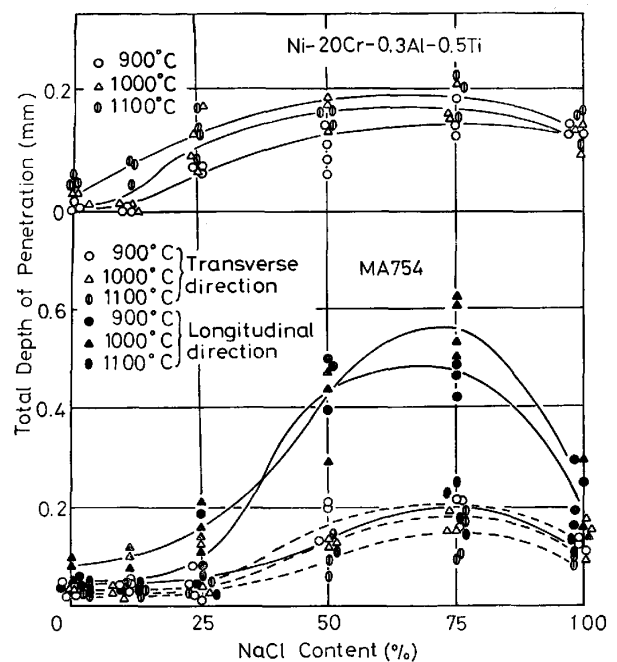


Fig. 4. Effect of salt composition on the total depth of penetration of Ni-20Cr-0.3Al-0.5Ti and MA 754 alloys tested for 16 hours in $\text{Na}_2\text{SO}_4\text{-NaCl}$ mixtures.

す。比較材の全浸透深さは NaCl 量とともに徐々に大きくなるが、腐食減量の変化とは異なり NaCl 75% で極大を示している。またいずれの塩組成でも温度が高い方が全浸透深さは大きい。MA 754 の場合にも比較材と類似した塩組成依存性を示している。しかし 900°C や 1000°C においては長手方向と垂直方向の全浸透深さが明らかに異なり、前者の方が著しく大きい。またそれらの温度では NaCl 量 50~75% の塩組成で異方性が特に顕著である。しかし 1100°C になると長手方向の全浸透深さは著しく減少するとともに異方性もほとんどなくなる。長手方向での浸透は、後述のように、硫化を伴う高温腐食反応による粒界浸食に起因する部分が多い。硫酸塩による腐食では一般に低温では硫化が、高温では酸化が優勢であると考えられており¹⁷⁾、この場合にも 1000°C までは硫化の寄与が大きい。1100°C になると酸化が優先するために全浸透深さが低下すると考えられる。

また NaCl 100% の場合には腐食減量に相当する表面損失の寄与により比較的大きな全浸透深さを示していたが、実際の内部浸透はほとんどなかった。以上のことから、NaCl の添加とともに内部に浸透しやすくなり、NaCl 量 75% 付近で全浸透深さが最も大きい値を示すといえる。NaCl の添加がどのような機構で内部浸透を助長するかについては未だ明らかではないが、このような塩組成依存性は Ni-20Cr 合金の場合²¹⁾にも認められている。

MA 754 は Y_2O_3 による分散強化を利用した材料である。耐熱合金に希土類酸化物を加えた場合、 Na_2SO_4 による高温腐食が低減することが報告されている³⁴⁾が、本実験の結果では混合塩で比較材よりも耐食性が劣ることが確認された。メカニカルアロイング法によつて製造された試料は、粗粒化熱処理後の加熱により細孔(pore)を生成しやすくなり耐酸化性が劣化することが最近報告されている²⁵⁾ため、MA 754 の高温腐食の場合にも同様なことがあるのかどうかを非熱処理材の腐食挙動と比較することにより検討してみた。

その結果非熱処理材の腐食減量はいずれの温度でも前述の比較材と類似した塩組成依存性を示し、混合塩中の腐食減量は著しく少なかった。またこの試料は全組成にわたり内部浸透が非常に起こりにくく、熱処理材に認められた腐食の方向性もなかった。

したがって高温酸化の場合と同様に、粗粒化熱処理が混合塩における耐高温腐食性を劣化させると思われる。

3.3 腐食の時間依存性

Fig. 5 に 1000°C, NaCl 75% の混合塩における腐

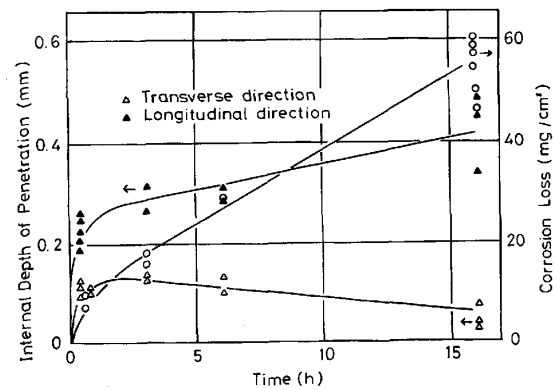


Fig. 5. Time dependences of corrosion loss and internal depth of penetration of MA 754 at 1000°C in 25% Na_2SO_4 -75% NaCl mixture.

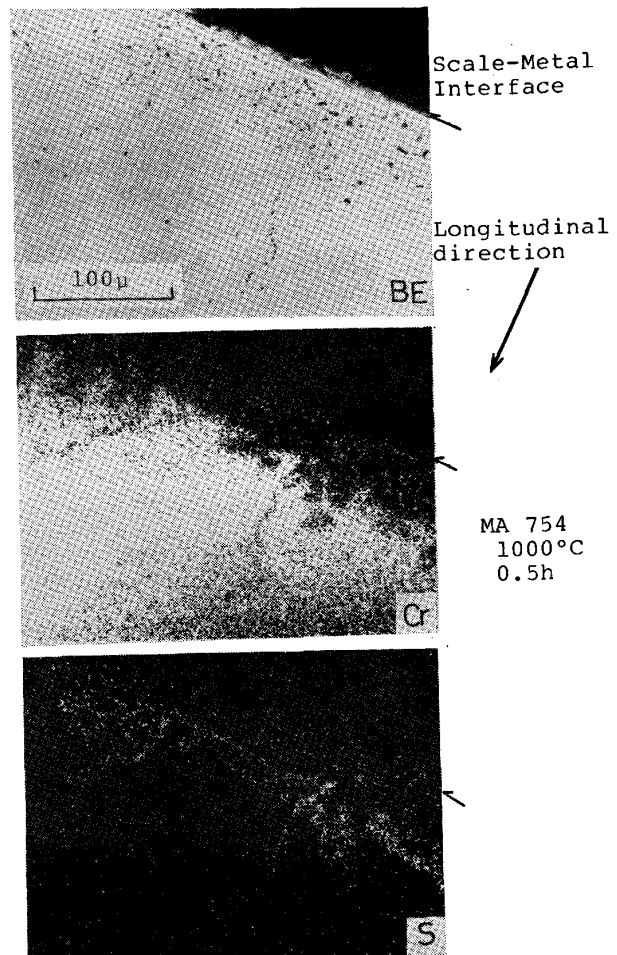


Photo. 4. Characteristic X-ray images at cross sectional surface zone of MA 754 tested at 1000°C for 0.5 hour in 25% Na_2SO_4 -75% NaCl mixture.

食減量ならびに内部浸透深さの測定結果を示す。腐食減量は初期の 0.5 h までの増加はやや速いが、その後 16 h までほぼ直線的に増加している。このことは界面反応律速すなわち腐食により生成する皮膜が全く保護性を持たないことを意味しており、混合塩によるスケールが多孔性の NiO を主成分としていた X 線回折の結果とも一

致している。

内部浸透深さは両方向とも初期に急激に増加しているが、特に長手方向では 0.5 h で 16 h の場合の約 70% にも達しており、その後は 16 h までわずかず増加する。初期の長手方向の浸透速度が大きいのは、合金内部まで連続的に伸びている一部の極めて欠陥が多いと考えられる結晶粒界に沿った粒界侵食速度が大きいためである。垂直方向では 0.5~3 h で極大になりその後徐々に減少していく傾向を示す。これは初期にかなり内部浸透するが、浸透方向に垂直に連なる粒界でその後の浸透が抑えられ、ほぼ直線的に増加するスケール生成に伴う表面損失により内部浸透深さが見かけ上減少するためと解釈される。

3.4 EPMA による内部浸透層の分析

Photo. 4 には MA 754 の長手方向における初期の内部浸透層の Cr と S の特性 X 線像を示す。これは NaCl 75% の混合塩による 1000°C 、0.5 h の例で、外層のスケールはまだ少ないが試料作製の段階ではく離してい

る。反射電子像ではスケール-母合金界面に沿って黒い斑点の存在する領域が認められ、その一部は圧延方向に伸びた結晶粒界に沿って合金内部にまで浸透している。この写真と Cr の特性 X 線像とを比較すると、酸化物-母合金界面に平行に存在する腐食浸透層および粒界近傍は著しい脱 Cr 層であることがわかる。S は脱 Cr 層中に広く分布しているほか、浸透層と母合金の界面や粒界に沿って濃化が認められる。この状況は粒界の選択的な浸透を除いて Ni-20Cr や比較合金の場合と類似しており、黒い点は Cr の硫化物と判断される。また内部浸透した粒界を横切るように線分析すると、微量ではあるが Na と Cl が粒界の脱 Cr 層に沿って共存しており、ここでは NaCl として浸透しているのではないかと考えられる。

Photo. 5 にはさらに腐食が進行した 16 h の状況を示す。反射電子像で見ると浸透層の腐食損傷は 0.5 h の結果に比して激しくなっているが、浸透深さは 0.5 h に比べてあまり増加していない。この結果は Fig. 5 に実

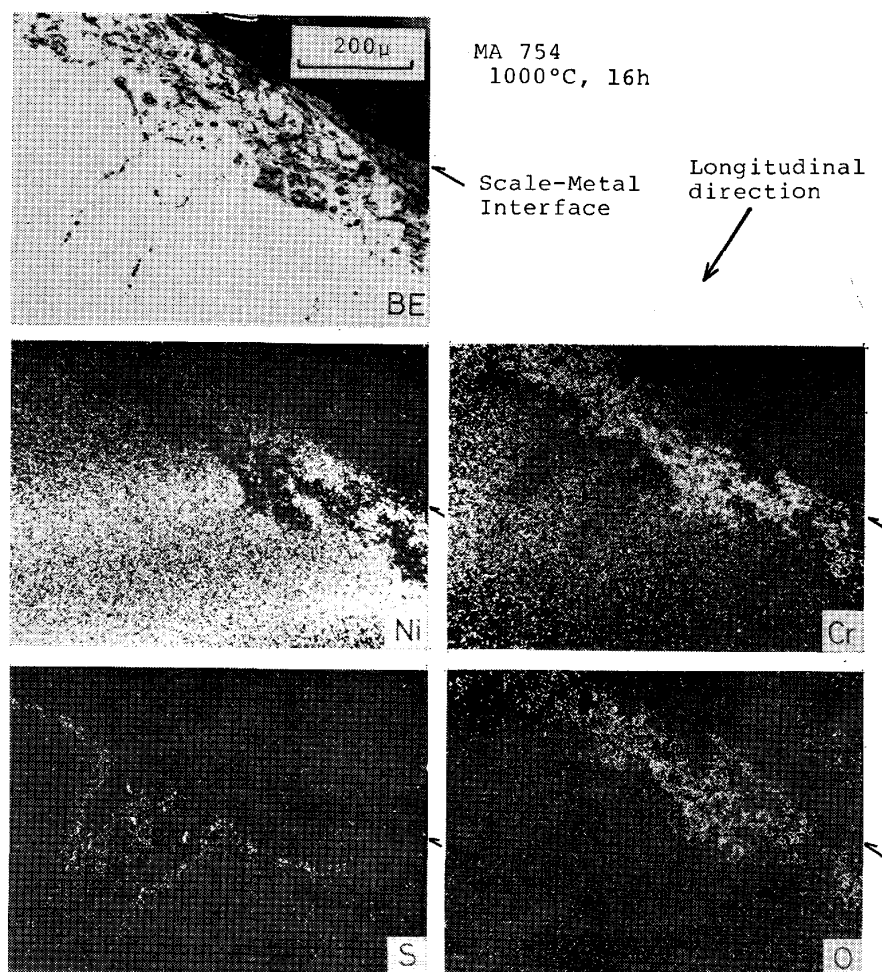


Photo. 5. Characteristic X-ray images at cross sectional surface zone of MA 754 tested at 1000°C for 16 hours in 25% Na_2SO_4 -75% NaCl mixture.

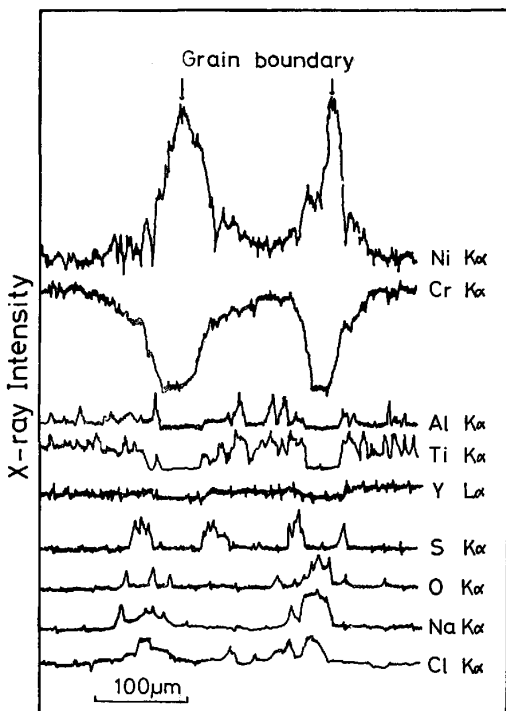


Fig. 6. Result of EPMA line analysis across two grain boundaries at cross sectional surface zone of MA 754 tested at 1000°C for 16 hours.

測値で示したとおりである。粒界を除く平均的な内部浸透層には Ni と Cr が存在するが、そこでは Cr と O の分布が一致しており、Cr は内部酸化物として存在すると思われる。また 0.5 h の場合に比べて粒界近傍での脱 Cr 層の領域が広がり、同時に粒界に沿って点状に存在した S が合金内部へと浸透している。このような粒界の状況をさらに詳しく調べるために粒界を横切るように EPMA による線分析を行った。その結果を Fig. 6 に示す。これによると粒界腐食領域では Cr が希薄になり、結果的に Ni が濃化している様子がさらに明白に示されている。そこでは Al, Ti がやや少なく、Y の分布についてはあまり明確でない。S は脱 Cr 層と健全な母合金の境界に濃化しており、この状況は試料表面と平行に存在する内部浸透層と母合金との界面と同様である。Na と Cl は 0.5 h の場合と同様に粒界に共存している。酸素は粒界にやや多く、これは NaCl と同時に浸透した Na_2SO_4 とも考えられるがこれについてはなお検討を要する。

以上の結果と Fig. 5 の結果から、MA 754 に特有な著しい粒界腐食を含む腐食挙動は次のように考えられる。まず腐食反応の初期に試料表面と平行な部分と一部の粒界に沿って著しい脱 Cr 現象が起こる。表面に平行な内部浸透層では脱 Cr 層に点在した Cr の硫化物が内部酸化物へ変化するとともに、S はさらに合金内部に拡

散する。粒界では脱 Cr 後の内部への粒界腐食速度は小さく、脱 Cr 層がさらに広がり S が粒界から粒内へと拡散する。

なお、混合塩による腐食後のスケールを磁選および水抽出法の組み合わせにより選択的に分離することにより Na_2CrO_4 と Ni_3S_2 の存在を X 線回折により確認した。したがって脱 Cr の原因は Cr の選択酸化や硫化のみによるものではなく Na_2CrO_4 の生成も一因と考えられる。また脱 Cr 層では Ni-Ni₃S₂ 共晶反応により低融点の Ni 硫化物を一部生成し、溶融状態で急速に浸透することにより腐食の進行に寄与していると考えられる。

4. 結 言

メカニカルアロイング法によつて作製した MA 754 粗粒化熱処理材を試料とし、 Na_2SO_4 -NaCl 混合塩による高温腐食に対する塩組成ならびに温度の影響について、通常の高周波真空溶解法によつて作製した類似組成の Al, Ti 添加材と比較しながら検討した。得られた結果を要約すると次のようになる。

(1) 比較材の腐食減量は NaCl 量の増加とともに徐々に増加し、NaCl 75% 以上で急激に増加する。これに対して MA 754 の腐食減量は NaCl 25% を越えると急激に増加し、NaCl 100% で最大となる。MA 754 の腐食減量は全塩組成にわたつて比較材より多いが、その差は NaCl 25~75% の混合塩で特に著しい。このような挙動の違いは MA 754 の粗粒化熱処理に起因する。また比較材、MA 754 とも NaCl 量が増すとスケールは多孔質ではなく離しやすいものとなる。Na₂SO₄ の多い側では Cr₂O₃ および NiCr₂O₄ のスケール量比が多いが、NaCl の多い側では NiO の量比が多くなる。

(2) MA 754 および比較材の浸透深さはいずれも NaCl 量が増すとともに増加し、NaCl 75% で極大となる。また MA 754 は押し出し-圧延方向の浸透深さはこれに垂直な方向に比べて著しく大きく、異方性が認められた。この異方性は粗粒化熱処理による押し出し-圧延方向に長く伸びた組織と関連しており、一部の粒界で選択的に著しい腐食が合金内部まで浸透することによるものである。

(3) 比較材の腐食減量は温度が高くなるほど増加する傾向にあるが、MA 754 では NaCl 25~75% の混合塩で 1100°C になると 900°C や 1000°C に比べて腐食減量、浸透深さも減少する。浸透深さの中でも粒界に沿った浸透は 1100°C ではほとんどなくなり、したがってこの温度では異方性もなくなる。

(4) MA 754 の選択的な粒界腐食は腐食の初期に

著しく進行し、脱 Cr 層中に Ni や Cr の硫化物を生成しながら急速に浸透する。またこの試料には混合塩組成において粒界以外にも厚い脱 Cr 層があり、これが比較材よりも腐食減量を増加させる原因の一つと考えられる。

本研究にあたり大同特殊鋼(株)研究開発本部中央研究所で比較試料を提供していただいた。付記して関係各位に対し深く感謝する。

文 献

- 1) J. S. BENJAMIN and J. M. LARSON: *J. Aircraft*, 14 (1977), p. 613
- 2) 西 義澈: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 357
- 3) J. S. BENJAMIN: *Metall. Trans.*, 1 (1970), p. 2943
- 4) J. S. BENJAMIN and J. E. VOLIN: *Metall. Trans.*, 5 (1974), p. 1929
- 5) Huntington Alloys: Inconel MA 753
- 6) Huntington Alloys: Inconel MA 754
- 7) G. H. GESSINGER: *Metall. Trans.*, 7A (1976), p. 1203
- 8) J. D. WHITTENBERGER: *Metall. Trans.*, 9A (1978), p. 101
- 9) J. S. BENJAMIN and R. I. CAIRNS: *Proc. Int. Powd. Met. Conf.*, U.S.A. (July, 1970)
- 10) J. J. FISCHER, I. ASTLEY, and J. P. MORSE: *Super Alloys (1976)*, ed. by B. H. KEAR et al., p. 361 [Claitors publishing division]
- 11) Y. G. KIM and H. F. MERRICK: *Super Alloys (1980)*, ed. by J. K. TIEN et al., p. 551 [ASM]
- 12) 雑賀喜規, 大友 暁: 学振 123 委研究報告, 18 (1977), p. 189
- 13) G. HACK: *Nickel Topics*, 35 (1982) 1, p. 3
- 14) J. STRINGER: MCIC 72-08
- 15) A. M. BELTRAN and D. A. SHORES: *The Super Alloys (1972)*, ed. by C. T. SIMS and W. C. HAGEL, p. 317 [John Wiley & Sons, New York]
- 16) 深瀬幸重, 根本力男: 学振 123 委研究報告, 18 (1977), p. 307
- 17) Ch. JUST: *High Temperature Alloys for Gas Turbines (1978)*, ed. by D. COUTSOURADIS et al., p. 147 [Applied Sci. Publishers]
- 18) 川上正博, 後藤和弘, R. A. RAPP. 梶山文夫: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 811
- 19) D. M. JOHNSON, D. P. WHITTLE, and J. STRINGER: *Corros. Sci.*, 15 (1975), p. 721
- 20) Y. BOURHIS and C. St. JOHN: *Oxid. Met.*, 9 (1975), p. 507
- 21) 佐橋政司, 桑江良昇, 伊藤昌行, 宮内正視: 学振 123 委研究報告, 21 (1980), p. 91
- 22) 鬼沢賢一, 近崎充夫, 添野 浩: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 130
- 23) 中森正治, 原田良夫: 防食技術, 31 (1982), p. 202
- 24) 武井 厚, 内野 勉, 新居和嘉, 山崎道夫: 防食技術, 31 (1982), p. 218
- 25) T. K. GLASGOW and G. S. SANTORO: *Oxid. Met.*, 15 (1981), p. 251
- 26) 武田修三, 宮川大海: 学振 123 委研究報告, 11 (1970), p. 171
- 27) 武田修三, 宮川大海: 学振 123 委研究報告, 12 (1971), p. 71
- 28) 学振第 123 委員会: 学振 123 委研究報告, 14 (1973), p. 253
- 29) H. LEWIS and R. A. SMITH: *First International Congress on Metallic Corrosion, London (April, 1961)*, p. 202
- 30) 吉葉正行, 宮川大海, 藤代 大: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 156
- 31) 品田 豊, 小林紀夫, 西 義澈: 日本金属学会講演概要 (1981), p. 207
- 32) J. STRINGER, V. NAGARAJAN, and D. P. WHITTLE: *Proc. Symp. High Temp. Metal Helide Chem. (1978)*, ed. by D. L. HILDENBRAND and D. D. CUBICCIOTTI, p. 509 [The Electrochemical Society]
- 33) G. J. SANTORO: *Oxid. Met.*, 13 (1979), p. 405
- 34) A. U. SEYBOLT: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 242 (1968), p. 1955