廃棄物熱分解ガス化改質システム模擬環境中における 耐熱金属の高温腐食挙動*

今井 潔**, 松井 宏***, 戸倉 茂†, 根本力男††, 中込秀樹†††

** 株式会社東芝 電力・社会システム技術開発センター

*** 株式会社東芝 電力・社会システム社

† 住友金属テクノロジー株式会社

†† 元日本冶金工業株式会社

††† 千葉大学 工学部

High-temperature Corrosion of Heat-resistant Alloys In Simulated Environment of the Pyrolysis Gasification Waste Treatment System*

Kiyoshi Imai**, Hiroshi Matsui***, Shigeru Tokura†, Rikio Nemoto†† and Hideki Nakagome†††

** Power and Industrial Systems R&D Center, Toshiba Co.

*** Industrial and Power Systems & Services Company, Toshiba Co.

† Sumitomo Metal Technology, Inc.

†† The former Nippon Yakin Kogyo Co., Ltd.

††† Faculty of Engineering, Chiba University

Three austenitic stainless steels and two Ni base heat resistant alloys were exposed to simulated environment of a waste pyrolysis and gasification treatment system for times of up to 1000 hours at 973 K. These tested materials show not only hot corrosion but also oxidation. The oxide layers were consisted only of the chromium and silicon oxide, and not formed of iron and nickel oxide. The oxidation mechanism in the tested environment was discussed in point of the comparison oxygen partial pressure of the environment with the dissociation pressure of those oxides.

Key words : pyrolysis gasification system, heat exchanger, hot corrosion, oxygen partial pressure

1. 緒 言

今日、廃棄物発電によるエネルギー回収がますます注目されており、廃棄物発電施設の導入促進と発電効率の向上は重要なテーマとなっている^{1), 2)}。我が国の廃棄物焼却施設は 200 t/d 以下の小規模施設が約 80%を占めるが、蒸気タービン発電では高い発電効率が望めないため、それらはほとんど発電施設を設置していない。そのため小規模施設でも高い発電効率が期待できる「廃棄物熱分解ガス化改質発電」が注目されている。廃棄物熱分解ガス化改質発電は、廃棄物の熱分解により生成する高分子量の熱分解ガスを改質して燃料として扱いやすい低分子量の可燃性ガスとし、ガスエンジン発電機などに用いる発電システムである³⁾⁻⁶⁾。しかしながら、これまでの廃棄物ガス改質システムでは、ガス改質プロセスで生成する可燃性高温ガスの顕熱が回収されることがなかったため、その有効利用を図り効率向上を達成することが求め

られている。著者らは、廃棄物ガス化改質システムの効率向上の手段として、システムで使用する燃焼空気を高温の改質ガスで予熱することにより、高温改質ガスの顕熱を回収する方法を提案している^{7), 8)}。本技術の実現には、ダストや H₂S, HCl などを含む高温の改質ガスから顕熱を回収し、燃焼空気を予熱する高温空気熱交換器の開発と、過酷な環境で使用に耐え得る伝熱材料の選定が不可欠となっている。

これまで、高効率廃棄物発電を実現する伝熱材料の検討としては、ボイラ用スーパーヒータ材料の開発と評価に関する一連の研究⁹⁾⁻¹²⁾や、ガス化溶融炉の高温空気加熱器用伝熱管材料に関する研究^{13), 14)}などが知られている。しかし、これらの材料が対象としている廃棄物発電システムの環境は、いずれも廃棄物ないしは廃棄物から生成した熱分解ガスを空気過剰条件で完全燃焼した後のガス組成で¹⁵⁾、酸素が 5~10 mol%程度残留していることが共通している。一方、廃棄物ガス化改質システムでは、廃棄物から可燃性燃料ガスを生成することが目的であるため、系統内の環境は熱分解ガスを空気不足条件で燃焼して得られる低酸素分圧ガス組成である。このように、廃棄物から生成される、低酸素分圧であるとともにダストや H₂S, HCl などの腐食成分を含む高温ガス環境における、伝熱材料の耐環境性に関する知見は少ない。

そこで本研究では、このような廃棄物ガス化改質システムの高温空気熱交換器に使用可能な材料選定に関する基礎検討として、代表的な伝熱材料に対し、高温腐食成分を含む可燃性改質ガス中における高温腐食挙動を模擬環境で検討した。

* 材料と環境 2003 (東京, 2003) で一部発表

** 〒230-0045 横浜市鶴見区末広町 2-4 (2-4, Suehiro-cho, Tsurumi-ku, Yokohama, 230-0045 Japan)

*** 〒105-8001 東京都港区芝浦 1-1-1 (1-1-1, Shibaura, Minato-ku, Tokyo, 105-8001 Japan)

† 〒660-0891 尼崎市扶桑町 1-8 (1-8, Fuso-cho, Amagasaki, 660-0891 Japan)

†† 〒220-0032 横浜市港北区大豆戸町 480-1-1-405 (480-1-1-405, Mamedo-cho, Kohoku-ku, Yokohama, 220-0032 Japan)

††† 〒263-8522 千葉市稲毛区弥生町 1-33 (1-33, Yayoi-cho, Inage-ku, Chiba, 263-8522 Japan)

2. 試験方法

試験は実験室規模のものであり、高純度ガスを混合して合成した模擬改質ガスと実証試験プラント⁶⁾より採取した実機ダストを用い、短冊状試験片の厚さ方向に実機に相当する温度勾配を与え、実機で想定される高温腐食現象の再現を試みた。試験材料としては、代表的オーステナイト系耐熱鋼である SUS310S、コスト削減の目的で Ni 含有量を減じつつ耐食性を保つことを特徴とする ASTM-UNS-S31060 (住友金属工業(株) 商品名：NARTM-AH-4、以後、この商品名を用いる)、耐酸化性を与えるため Si を添加した SUSXM15J1(日本冶金工業(株) 商品名：NASTM-H126S、以後、この商品名を用いる)、Ni 系合金である、InconelTM625 および IncoloyTM825、2.25Cr-1Mo 鋼 (STBA24 相当) の 6 種類を選定した。Table 1 に供試材の代表的な化学組成をまとめて示す。

試験装置の概要を Fig. 1 に示す。試験装置は、模擬改質ガス合成供給部、模擬ガス予熱炉、試験装置本体、排ガス処理部より構成されている。試験装置本体は、炉芯管内雰囲気制御機能を有する横型管状電気炉で構成されている。管状炉の炉芯管は内径 100 mm、雰囲気温度に $\pm 2^{\circ}\text{C}$ を保証する均熱帯長さは 200 mm である。

試験片の厚さ方向に実機相当の熱流束を与える方法を Fig. 1 に併せて示す。ガス温度に制御した電気炉中に空冷式の試料台を設置し、試験片をこの空冷式試料台に接触させることにより、ガス雰囲気から試験片を経て冷却空気へ熱流束を生じさせた。試験片と空冷試料台が接触する試験片の面に熱電対を設置し、この熱電対指示値を

制御量として、電気炉を操作した。

試験片温度は、実機伝熱材料メタル温度の最高温度相当である 973 K とし、ガス温度は、実機空予熱器入り口改質ガス温度相当の 1073 K とした。試験時間は最大 1000 時間とし、途中、100 時間、300 時間、500 時間における経時変化を観察した。

試験片寸法は、 $15 \times 15 \times 2 \text{ mm}$ とし、全面を鏡面仕上げして用いた。この試験片に対し、実証試験プラントより採取したダストを $15 \times 15 \text{ mm}$ の片面に $40 \text{ mg} \cdot \text{cm}^{-2}$ 塗布したうえ、ダスト未塗布面を空冷式試料台に接触させて試験に供した。なお、高温腐食に及ぼすダスト量の影響を把握するため、SUS310S に対しては、ダストを塗布しない試料と塗布量 $20 \text{ mg} \cdot \text{cm}^{-2}$ についても試験を実施した。模擬ガス組成は、実ごみを用いた実証試験プラント⁶⁾の改質ガス組成を参考に、 $11\% \text{H}_2$ - $12\% \text{CO}$ - $1.2\% \text{CH}_4$ - $9.5\% \text{CO}_2$ - $18\% \text{H}_2\text{O}$ - 1000 ppm HCl - $500 \text{ ppm H}_2\text{S}$ -残部 N_2 を選定した。

腐食試験後の試験片に対し、表面状態の観察、断面組織の調査や EPMA 分析を実施し、試験に用いたダストの物性やガス環境との関係を検討した。なお、EPMA 分析用試料の調整にあたっては、水溶性腐食生成物の流出を防ぐため、乾式による試料切断と研磨を実施した。

3. 試験結果

3.1 供試ダストの物性

実証プラントから採取し、腐食試験に供したダストの工業分析結果と発熱量測定結果を Table 2 に、元素分析結果を Table 3 に、X 線回折結果を Fig. 2 にそれぞれ示

Table 1 Chemical composition of tested materials. (mass%).

Alloy	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	Others
SUS310S	<0.08	<1.5	<2.0	24~26	19~22			Bal.	
NAR-AH-4	0.07	0.32	0.8	23.3	11.2			Bal.	N,Ce,B
NAS-H126S		3.5		18	13		0.5	Bal.	
Inconel 625	<0.1	<0.5		22	60	9		4	Nb
Incoloy 825				21	42	3	2	Bal.	Ti
2.25Cr-Mo steel	<0.15	<0.5	0.3~0.6	1.9~2.6		0.87~1.13		Bal.

Fig. 1 Schematic illustration of the test apparatus.

Table 2 Proximate analysis results and calorific value of the actual dust.

Item	unit	
Moisture	mass%	2.54
Ash	mass%	8.28
	mass%	6.39
	mass%	85.33
H.H.V.	kJ/kg	29360
L.H.V.	kJ/kg	28989

Fig. 2 XRD test result of the actual dust.

す。供試ダストは、固定炭素を約 85% 以上含む一方、灰分は 8% 程度に過ぎないものであった。Table 3 に示す元素分析結果によると、灰分は SiO_2 、 Al_2O_3 、 CaO などの酸化物に加え、塩化物などを含むものと考えられる。ただし、Fig. 2 に示す X 線回折結果によると、金属酸化物や金属塩化物に由来する明瞭な回折ピークは得られず、わずかな非晶質炭素と NH_4Cl が同定されるのみであった。

Fig. 3 は、供試ダストの 1073 K までの熱分析結果である。これによると、483 K で吸熱と質量減少がみられることから、この温度で NH_4Cl の分解が生じたと考えられる。従って、供試ダストに含まれる NH_4Cl は、973 K 以上の試験温度では NH_3 と HCl に分解していたと思われる。一方、熱分析を実施した温度範囲においては、 NH_4Cl の分解以外には灰などの熔融を示すような吸熱現象は見られないことが特徴となっている。

3.2 腐食試験片の調査結果

(1) 断面組織観察

高温腐食試験後の塗布ダストの外観は、試験前とほとんど変化がなく、熔融した形跡は見られなかった。これら腐食試験後の試料に対し、断面組織観察を実施した。Fig. 4 に、1000 時間腐食後の断面 SEM 反射電子像を示す。

2.25Cr-Mo 鋼を除き、いずれの供試材とも腐食生成物の生成量は極めてわずかである。試料表面は薄い連続皮膜で覆われており、かつ合金内部には粒子状の腐食生成物が存在している。NAS-H126S と Inconel 625 は、表面に生成している連続皮膜が他の合金に比較して薄いこと

Fig. 3 TG-DTA test results of the actual dust.

Fig. 4 SEM micro-structures after 1000 hr corrosion at 973 K.

と、内部腐食生成物の量も他の供試材に比較して少ないことが特徴である。SUS310S の内部腐食生成物は、皮膜側の比較的大きな粒子と合金側の微細な粒子の 2 種が存在するが、他の供試材ではこのような明瞭な区分はみられない。一方、2.25Cr-Mo 鋼の腐食生成物厚さは全供試材中最大であり、外層には硫化物と思われる光沢を有する相が生成していたが、合金内部の腐食生成物は見られない。なお、本試験条件では、いずれの供試材でも浸炭は見られなかった。

(2) 腐食生成物の解析

腐食試験後の試料に対し断面 EPMA 分析を実施した。Fig. 5～8 に SUS310S、NAR-AH-4、NAS-H126S、Incoloy 825 それぞれの 1000 時間腐食試験後断面 EPMA 分析結果を示す。Fig. 5 に示す SUS310S の場合、金属相と接している皮膜は Cr 酸化物主体で一部硫化物が共存しているが、Fe や Ni 酸化物の生成は見られない。合金内部の粒子状腐食生成物が存在する部分は、皮膜側の領域と合金側の領域に明瞭に区分され、皮膜側は粗大な Si 酸化物が生成しているのに対し、合金側は微細な Mn 硫化物生成領域となっている。Fig. 6 に示す NAR-AH-4 の場合は、腐食生成物皮膜は 2 層構造を示し、外層は Cr 硫化物、内層は Cr 酸化物であるが、SUS310S と同様に、

Table 3 Chemical composition of the actual dust. (mass%).

C	H	N	S	Si	Ca	Al	Fe	Na	K	Mg	Pb	Zn	Cu	Cd	Cr	Cl
82.64	1.52	1.26	0.198	1.49	1.32	0.24	0.39	0.19	0.17	8.92	0.06	0.18	0.03	<0.01	<0.01	3.39

Fig. 5 EPMA images at the cross-sectional surface zone of SUS310S after 1000 hr corrosion at 973 K.

Fig. 6 EPMA images at the cross-sectional surface zone of NAR-AH4 after 1000 hr corrosion at 973 K.

Fig. 7 EPMA images at the cross-sectional surface zone of NAS-H126S after 1000 hr corrosion at 973 K.

Fig. 8 EPMA images at the cross-sectional surface zone of Incoloy 825 after 1000 hr corrosion at 973 K.

Fe や Ni 酸化物の生成は見られない。合金内部の粒子状腐食生成物は Si 酸化物主体であり、硫化物はほとんど生成していない。NAS-H126S の場合は、Fig. 7 に示すように皮膜は酸化物 2 層構造で、外層は Cr 酸化物、内層は Si 酸化物で硫化物は少ない。一方、合金内部の粒子状腐食生成物は硫化物であり、酸化物は見られない。Fig. 8 は Incoloy 825 の場合である。腐食生成物皮膜は Cr 酸化物単相であり、わずかな硫化物を含んでいる。これまでと同様、Fe や Ni 酸化物の生成は見られない。合金内部には Al, Ti の酸化物が粒子状に生成しているが、硫化物の生成もみられる。

なお、いずれの供試材においても、塩化物の生成を示唆する信号は検出されなかった。

(3) 腐食減肉量の経時変化

腐食試験後の断面調査から、腐食形態は Cr の酸化物を中心とする腐食生成物皮膜と、基材金属組織中で粒子状酸化物あるいは硫化物が生成している領域の 2 種に大別できた。この合金内部の粒子状腐食生成物が存在している領域は、当初の合金組織や機械的性質が変化していることが予想されるため、腐食に伴う基材の変質層と定義する。ここでは、腐食生成物皮膜の厚さと、基材変質層の最大侵食深さを計測し、ダスト塗布量や腐食時間との関係を調べた。

Fig. 9 に、SUS310S の 1000 時間腐食後断面 SEM 組織を、ダスト塗布量に着目して示す。ダストを塗布しない条件、20 および 40 $\text{mg} \cdot \text{cm}^{-2}$ 塗布条件のいずれも、腐食生成物厚さや、合金側の侵食深さに有意差は見られない。すなわち、これらの腐食量はダスト塗布量にはほとんど依存していないものと考えられる。

Fig. 10 には、各供試材における全腐食厚さの経時変化を両対数プロットで示す。ここで全腐食厚さとは、外層腐食生成物の最大厚さと基材変質層の最大侵食深さの和である。これより、全腐食厚さが最も少なかったのは NAS-H126S であり、逆に最も腐食量が多いのが 2.25Cr-Mo 鋼であった。1.25Cr-Mo 鋼以外の供試材では、腐食量が少ない群と多い群に大別でき、Inconel 625 と NAS-H126S が、他の SUS310S, NAR-AH-4, Incoloy 825 に比較して腐食量が少ない群を形成していた。図に示した両対数プロットの傾斜は、NAR-AH-4 と Incoloy 825 を除き約 1/2 となっていることから、高温腐食挙動は保護性皮膜の生成による拡散律速となっていると考えられる。なお、腐食量が比較的多い群に属する SUS310S であっても、実用的な使用時間である $10^4 \sim 10^5$ 時間の腐食量を Fig. 10 で外挿すると 1 mm 以下と見積もられることから、実用上は十分な耐食性を有するものと期待される。

4. 高温腐食試験結果の検討

本試験条件のような、硫黄を含む低酸素分圧条件下では、保護性酸化皮膜が生成せず、加速的な硫化腐食を生じる場合がある。また、雰囲気ガス中の炭素活性が高いため、浸炭やメタルダスティングが生じる可能性が考えられる。しかしながら、本試験では、加速的な高温腐食や浸炭、メタルダスティングの兆候はみられないばかり

Fig. 9 Cross-sectional microstructure comparison between the dust coating amount of SUS310S after 1000 hr corrosion.

Fig. 10 Corrosion kinetics of tested materials.

か、保護皮膜の生成に伴う拡散律速を示唆する結果が得られている。また、塗布したダストは炭素が主体で、腐食試験後も溶融した形跡は見られなかった。さらに、腐食量や形態には、ダストの有無や塗布量による有意差はみられなかった。

Fig. 5~8 に示した断面 EPMA 分析結果によると、多くの供試材では、Cr 酸化物を主とする連続皮膜が生成しており、Fe や Ni は酸化していなかった。また合金内部の粒子状腐食生成物は、Si 酸化物や Mn 硫化物など親和力の高い溶質元素の化合物であった。最も耐食性が優れていた NAS-H126S (3.5 mass% Si 含有) の場合では、Cr 酸化物皮膜の合金側に Si 酸化物の連続皮膜が生成しており、合金内部の粒子状腐食生成物量もわずかであった。このことから、本腐食試験条件では、ダストの有無に支配されないガス腐食が生じていたものと考えられる。

試験ガスは、高純度ガスを室温で混合後、予熱炉を経て試験装置に導入されているため、試験温度では十分に平衡に達しているものと考えられる。そこで、室温で混合した試験ガスが、試験温度である 1073 K でいかなる酸素分圧と硫黄分圧を示すかを、汎用熱力学データベースである Chemsage™ を用いて求めた。一方、合金元素である Fe, Ni, Cr, Si, Al について、同様に 1073 K における酸化物および硫化物の平衡解離圧を求めた^{16), 17)}。これら、試験雰囲気中の酸素分圧、硫黄分圧と各合金元素の平衡解離圧をまとめて Table 4 に示す。表中、網掛けで示した部分は、雰囲気中の分圧に対し平衡解離圧が高く、酸化物あるいは硫化物を生成しない条件である。これより、Cr, Al など、保護性酸化皮膜生成元素は明らかに酸化物生成条件であるのに対し、Fe, Ni は酸化条件にはないこと、また Ni は硫化物生成条件にもないことがわかる。従って、Cr₂O₃ を生成するに十分な Cr 量を有するオーステナイト鋼や Ni 系耐熱合金は、優れた耐食性を示した。さ

Table 4 Oxygen and sulfur partial pressure of the test atmosphere and dissociation pressure of alloy elements oxide or sulfide at 1073 K (0.1 MPa).

	O ₂	S ₂
P.P.	1.08×10^{-18}	2.82×10^{-9}
Ni	1.23×10^{-14}	4.31×10^{-7}
Fe	1.91×10^{-18}	3.29×10^{-10}
Cr	2.20×10^{-28}	—
Si	1.45×10^{-35}	—
Al	5.27×10^{-44}	8.67×10^{-20}

らに、Si を 3.5 mass% 含む NAS-H126S では Si 酸化皮膜も生成したため、最も優れた耐食性を示したものと考えられる。これは、先に述べた腐食生成物解析結果や腐食減肉量の経時変化結果を支持するものである。

また、ガス組成の平衡計算結果より、炭素の析出開始温度は約 520℃ であり本試験温度を大きく下回っている。従って、本試験条件では過酷な浸炭は生じなかったものと考えられる。

5. 結 言

廃棄物熱分解ガス化改質発電システムにて高効率発電を実現するため、空気予熱器の伝熱管材料候補である SUS310S, NAR-AH4, NAS-H126S, Inconel 625, Incoloy 825, 比較材としての 2.25Cr-1Mo 鋼の高温腐食挙動を、実機より採取したダストを塗布し実機で想定される熱流束を与える条件で、模擬ガス化中にて 1000 時間まで試験した。得られた主な成果は以下のとおりである。

(1) 実機から採取したダストは固定炭素が主体で、わずかの灰を含むが試験条件では溶融しなかった。

(2) 2.25Cr-1Mo 鋼を除き、供試材は Cr 酸化物の保護皮膜生成により腐食量は軽微であった。Si を 3.5 mass% 含有するステンレス鋼 NAS-H126S では Si 酸化物と考えられる皮膜も生成した。腐食量が最も少なかった材料は、Ni 基合金の Inconel 625 と Si 含有ステンレス鋼である NAS-H126S であった。

(3) 実験した条件では主に酸化反応が生じ、過酷な溶融塩腐食や浸炭はみられず、腐食量はダストの塗布量には依存しなかった。

(4) 模擬ガス環境が試験温度で示す酸素分圧は、Fe や Ni などの合金主成分元素酸化物の平衡解離圧よりは

低いが、保護皮膜生成元素である Cr, Si などの酸化物の平衡解離圧よりは高かった。試験環境は可燃性ガスではあるものの保護皮膜を生成する酸素分圧は有することから、十分な Cr 量を含有するオーステナイト鋼や Ni 系耐熱合金は優れた耐食性を示したものと考えられた。

謝 辞

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) が資源エネルギー庁の補助により実施している「高効率廃棄物ガス変換発電技術開発」の一部として行ったものである。両機関の研究への支援に対してここに深く感謝の意を表す。

参 考 文 献

- 1) 金田武司, 第 1 回高効率廃棄物発電技術に関するセミナー予稿集, p.21 (2001).
- 2) 柏木孝夫, 第 2 回高効率廃棄物発電技術に関するセミナー予稿集, p.1 (2002).
- 3) R. Nakajima, H. Nakagome, K. Imai, K. Sato, M. Kobayashi and T. Amemiya, Proc. ISWA in Asian Cities 2000, Hong Kong, p.146 (2000).
- 4) 中込秀樹, 佐藤和雄, 井手勝記, 中島良, 今井潔, 雨宮隆, 尾園次郎, 第 22 回全国都市清掃研究発表会論文集, p.222 (2001).
- 5) K. Imai, R. Nakajima, H. Matsui, H. Nakagome and K. Sato, Proc. ISWA World Congress 2001, Stavanger (Norway), p.371 (2001).
- 6) K. Imai, R. Nakajima, K. Sato, H. Matsui and H. Nakagome, *Zairyo-to-Kankyo*, **51**, 483 (2002).
- 7) 松井宏, 第 1 回高効率廃棄物発電技術に関するセミナー予稿集, p.137 (2001).
- 8) 松井宏, 今井潔: 第 2 回高効率廃棄物発電技術に関するセミナー予稿集, p.51 (2002).
- 9) M. Yoshida, *Materia Japan (Bull. Jpn. Inst. Met.)*, **38**, 203 (1999).
- 10) Y. Kawahara, *Matter. High Temp., Sci. Technol. Lett.*, **14**, 261 (1997).
- 11) Y. Kawahara, N. Orita, N. Nakamura, S. Ayukawa and T. Hosoda, CORROSION/99, NACE, Huston, Paper No.91 (1999).
- 12) Y. Kawahara, H. Orita, K. Takahashi and Y. Nakagawa, *Tetsu-to-Hagane*, **87**, 544 (2001).
- 13) M. Noguchi, K. Matsuoka and H. Fujimura, *Zairyo-to-Kankyo*, **51**, 67 (2002).
- 14) M. Noguchi, K. Matsuoka, H. Fujimura, Y. Sawada and S. Ueda, *Zairyo-to-Kankyo*, **51**, 75 (2002).
- 15) K. Imai, R. Nakajima, H. Ibe and H. Nakagome, *J. Surf. Finish. Soc. Jpn.*, **54**, 72 (2003).
- 16) O. Kubaschewski et al., "Metallurgical Thermo-Chemistry", 5th Ed. pp378-384, Pergamon Press (1979).
- 17) M. W. Chase et al., "JANAF Thermochemical Tables", 3rd Ed. American Chemical Society (1985).

(Manuscript received December 2, 2004;
in final form January 17, 2005)

要 旨

3 種のオーステナイト系ステンレス鋼と 2 種の Ni 系超耐熱合金を用い、廃棄物熱分解ガス化改質システムのガス雰囲気環境を模擬した環境で、973 K で最大 1000 時間までの腐食試験を実施した。供試材はいずれも高温酸化は示したが溶融塩腐食は示さなかった。酸化皮膜は Cr 酸化物や Si 酸化物より構成されたが、Fe や Ni の酸化物は生成しなかった。この腐食機構を、合金元素酸化物の平衡解離圧と、試験環境の酸素分圧の関係から検討した。