

高温高圧水蒸気環境下でのオーステナイト系耐熱鋼の腐食挙動

榊原 瑞夫*・斉藤 俊明*²・伊藤 英明*³
井上 靖介*⁴・乙黒 靖男*⁵

Corrosion Behavior of Austenitic Heat Resisting Steels in High Temperature and High Pressure Steam Environment

Mizuo SAKAKIBARA, Toshiaki SAITO, Hideaki ITOH,
Yasusuke INOUE and Yasuo OTOGURO

Synopsis:

Using a steam corrosion testing apparatus operating under almost the same steam conditions as those in actual boilers, the influences of temperature and pressure (especially above critical pressure) on steam corrosion were investigated for austenitic heat-resisting steels such as SUS 347HTB, 17-14CuMo, and the newly-developed 20Cr-25Ni and 22Cr-35Ni steels for advanced fossil steam plants.

Corrosion loss in weight increases with increase in steam pressure and temperature. Increasing Cr and Ni content improve the corrosion resistance. Concentration of Cr in inner scale, $(Cr, Fe)_2O_3$, increases with Cr content of steel. This causes the higher resistance to steam corrosion. A Ni-enriched layer formed at the Cr_2O_3 /metal interface contributes to the improvement of steam corrosion resistance. The Ni concentration in the layer becomes higher as steels contain higher Ni. Structural investigation of the scale cross sections shows that considerably large amounts of voids and cavities are produced in the scale of SUS 347HTB and 17-14CuMo steels corroded in steam at high temperature and pressure.

Key words: tubular product; steel for elevated temperature service; alloying element; oxidation; corrosion resistance; instrumental analysis.

1. 緒 言

オーステナイト系耐熱鋼は酸化スケールとの熱膨張係数差が大きいため、ボイラーの起動停止にともない、管内面の水蒸気酸化スケールが剥離しやすい。剥離スケールは管内に堆積し、管の閉塞、過熱、噴破事故を生じさせる危険性がある¹⁾。そのため、水蒸気酸化に関する研究が数多く行われてきた^{2)~4)}が、試験装置上の制約から、実環境に近い高圧での試験はあまり行われていない。

著者らは最近 39.2 MPa の高圧まで試験可能な循環式水蒸気酸化試験装置を試作し、臨界圧以上の水蒸気での各種鋼の酸化挙動を研究している⁵⁾。

一方、近年高性能石炭火力発電 (USC) ボイラーの開発が各方面で検討され始め、より高温高圧下での使用に耐える材料の研究^{6)~8)}が行われている。著者らは 700°C、10 万 h において約 90 MPa のクリープ破断強度を有する 20Cr-25Ni-1.5Mo-Nb-Ti 鋼を開発している⁹⁾。

本報はかかる研究の一環としてなされたものであり、現用の SUS 347 HTB, USC ボイラー用過熱器管の一候補材である 17-14CuMo を比較鋼として 20Cr-25Ni 及び 22Cr-35Ni (Alloy 800H 改良鋼) 開発鋼を用い、化学組成、水蒸気圧と水蒸気酸化量、酸化スケール構造との関係を検討したものである。

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 5 月 8 日受付 (Received May 8, 1987)

- * 新日本製鉄(株)光技術研究部 (Hikari R & D Lab., Nippon Steel Corp., 3434 Oaza-shimada Hikari 743)
- *² 日鉄テクノリサーチ(株)研究部 (Research Div., Nippon Steel Techno-Research, Ltd.)
- *³ 新日本製鉄(株)分析研究センター (Analysis Research Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁴ 新日本製鉄(株)鋼管研究センター (Pipe & Tube Research Lab., Nippon Steel Corp.)
- *⁵ 群馬大学工学部 (Faculty of Engineering, Gunma University)

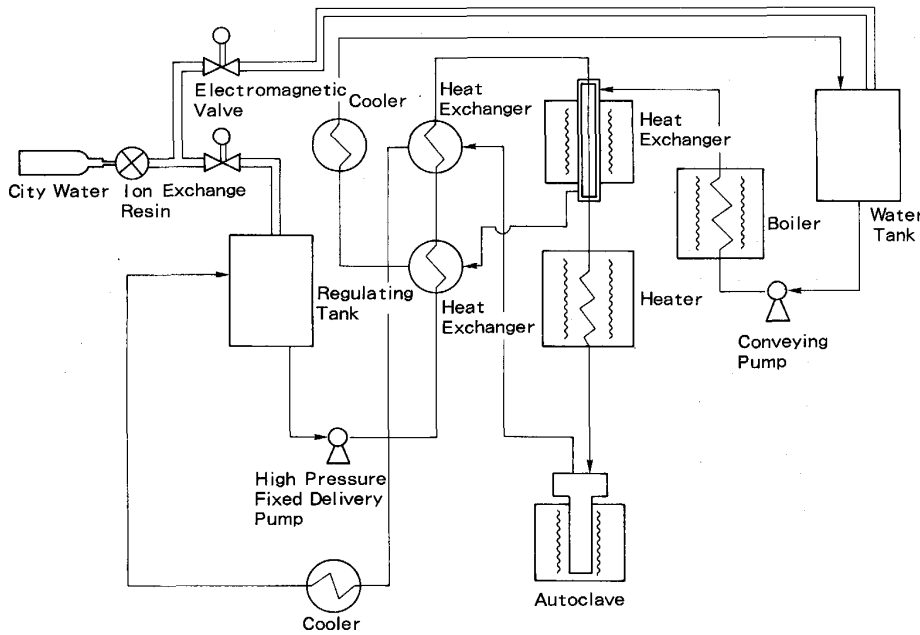


Fig. 1. Block diagram of loop type steam oxidation testing apparatus.

Table 1. Chemical compositions of steels used in the experiment.

Steel	(mass %)									
	C	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	B	N	Cu	
A	347HTB	0.07	11.3	17.8	—	—	0.72	—	0.01	—
B	17-14CuMo	0.11	14.5	15.9	2.50	0.24	0.43	—	0.01	3.1
C	20Cr-25Ni	0.07	25.2	20.1	1.56	0.06	0.27	0.004	0.18	—
D	22Cr-35Ni	0.08	33.7	22.1	1.46	0.12	0.19	0.005	0.03	—

2. 供試鋼および実験方法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。A 鋼-C 鋼は 42.7-45.1 mm 外径の管材であるが、D 鋼のみは厚さ 12 mm の板材である。A 鋼は SUS 347 HTB、B 鋼は 17-14CuMo 鋼、C 鋼および D 鋼はそれぞれ 20Cr-25Ni および 22Cr-35Ni 鋼で USC ボイラー用として開発した高強度材である。

固溶化処理後各鋼から $3t \times 20w \times 20l$ mm の試験片を切り出し、#400 エメリー紙で研磨後酸洗により加工層を除去し、寸法および重量を測定して水蒸気酸化試験に供した。

水蒸気酸化試験装置の能力は最高試験温度 700°C 、最大圧力 39.2 MPa である。そのフローシートの概略を Fig. 1 に示す。イオン交換樹脂を通して得られた純水が調整槽に貯えられる。そこから高圧定量ポンプで送り出され、3段の熱交換器を経て加熱器に入り、過熱水蒸気となって試験室（オートクレーブ）に導入される。試験室には各段 12 枚、3段の試験片ホルダーが3列挿入され、合計 108 枚の試験片が同時に試験可能である。水蒸気の循環量は 0.3 l/h（水換算）で、圧力は保圧弁

によつて所定の圧力に保持される。

試験は時間的制約から試験時間を 500 h にし、開発が進められている USC ボイラーの温度、圧力 (650°C , 34.3 MPa)¹⁰⁾ を含む、 650°C および 700°C の 2 温度、0.98, 19.6 および 34.3 MPa の 3 圧力にて行つた。酸化試験後、酸化増量、酸化減量、酸化スケール（スケール）厚さを測定した。酸化スケールの除去は学振法¹¹⁾ の煮沸法と熔融塩電解法を利用した。比較的薄いスケールの場合には前者で、厚く強固なスケールの場合には両者を併用しスケールを除去した。

またスケールの構造を EPMA と X 線回折により調べた。

3. 実験結果と考察

3.1 水蒸気酸化

酸化量は増量と減量で評価した。酸化増量はスケールを含む試験片の重量と試験前重量との差で求めた。また酸化減量はスケールを前述した方法で除去した試験片の重量と試験前重量との差で求めた。各鋼種の 650°C 、 700°C における酸化増量と水蒸気圧の関係を Fig. 2 に示す。A 鋼および B 鋼の低圧側はスケールが剥離しており酸化増量を測定することはできなかつた。この点を除くといずれの鋼も酸化増量は水蒸気圧および温度の増加に伴い増加する。

酸化減量と水蒸気圧および温度の関係について Fig. 3 に A 鋼および B 鋼、Fig. 4 に C 鋼および D 鋼の結果を示す。酸化増量の場合と同じく酸化減量は水蒸気圧および温度の増加に伴い多い。また酸化増量及び減量ともに

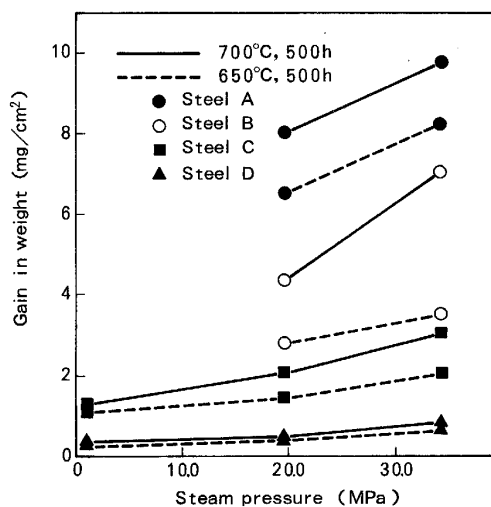


Fig. 2. Effect of steam pressure on gain in weight.

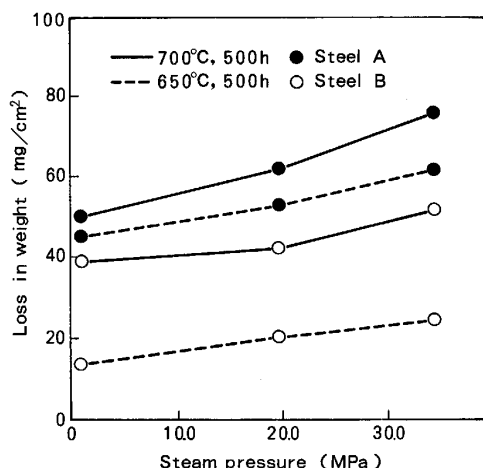


Fig. 3. Effect of steam pressure on loss in weight for steels A and B.

D鋼, C鋼, B鋼, A鋼の順に高 Cr, 高 Ni 鋼ほど少ない。

Fig. 2~4 から酸化増量と酸化減量の関係を見ると、いずれの条件でも酸化減量が酸化増量に比較し多い。とくにA鋼およびB鋼でその差は多い。Fig. 5にCrおよびFeがCr₂O₃, Fe₃O₄, FeOとして酸化された場合のOの吸収量(酸化増量分)と酸化物として消費される金属量(酸化減量分)を単位面積に対して算出した場合の理論的關係を示す。同図にはA鋼-D鋼の酸化増量と減量の関係も同時に示した。C鋼およびD鋼はFe₃O₄およびCr₂O₃の酸化の理論線上に近いが、A鋼およびB鋼は理論線上からへだたっており、酸化増量がいちじるしく少ない。このことはA鋼およびB鋼は酸化試験中または酸化試験後試験片の冷却途中にスケールが剝離し、

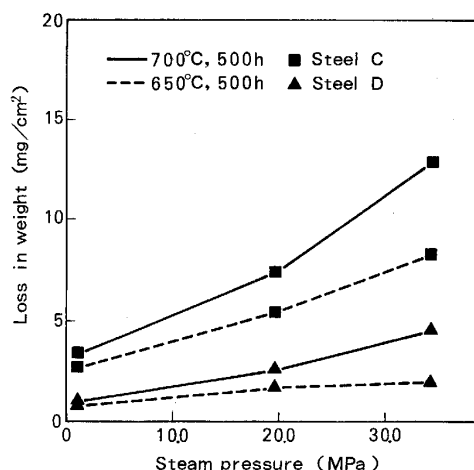


Fig. 4. Effect of steam pressure on loss in weight for steels C and D.

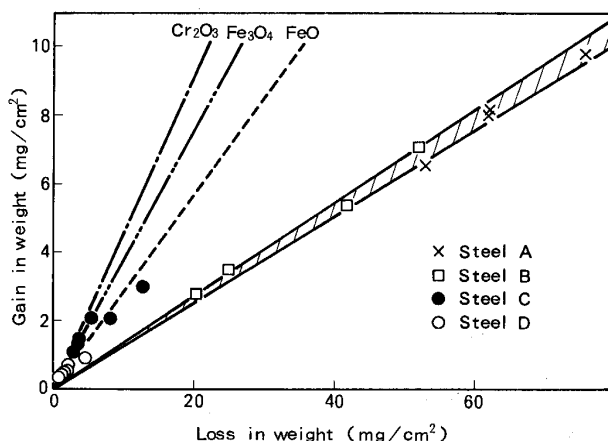


Fig. 5. Relationships between loss in weight and gain in weight for all steels tested.

見掛け上酸化増量が少なかったものと考えられ、酸化増量による評価は正確でない。従つて、鋼種の耐水蒸気酸化抵抗は酸化減量で評価すべきである。一般にCrが多量に含有される鋼では耐酸化性がよいといわれている。しかし、A鋼とB鋼を比較すると、B鋼のCr含有量が低いにもかかわらず酸化減量は少ない。これは後述するように、Niが耐水蒸気酸化性を向上させるため、高Ni含有のB鋼がA鋼に比べ耐酸化性に優れていたものと考えられる。Niの有効性についてはJ. E. CROLLら¹²⁾もFe-Cr-Ni系合金の耐酸化性に関して報告しており、後述するようにNi濃化層の形成に関係があると考えられる。

3.2 水蒸気酸化スケール厚さ

前述したようにA鋼およびB鋼では酸化スケールの剝離が推測されるので、その数値の意味に問題はありますが、参考までにFig. 6に試験温度および水蒸気圧ごとの内

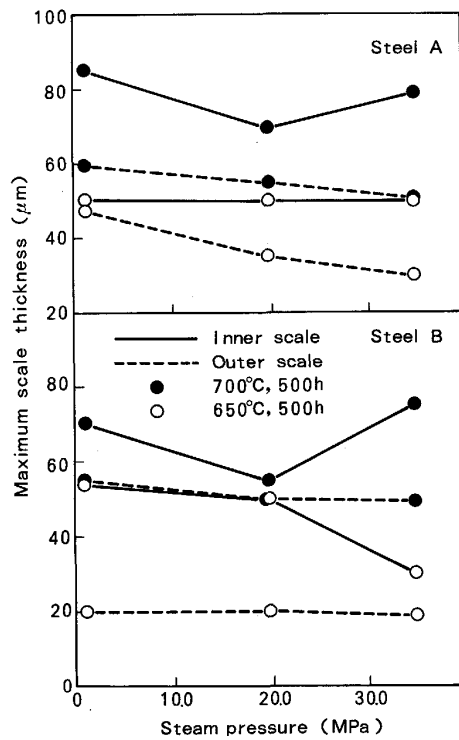


Fig. 6. Relationships between steam pressure and maximum scale thickness for steels A and B.

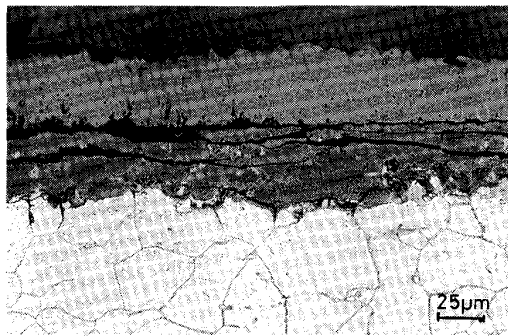


Photo. 1. Cracks in the inner scale formed on steel B oxidized for 500 h in steam at 700°C and 0.98 MPa.

層および外層の厚さを示す。いずれの水蒸気圧においても 650°C に比べ 700°C の方が、また外層に比べ内層の方がスケールの厚さは厚い。Photo. 1 は B 鋼のスケールの例を示すが、内外層の境界に加えて、内層の中にも表面に水平なき裂が観察される。これらのき裂が大きくなった部分でスケールの剝離が起きると考えられるが、常に内層の一部が残っており、内層が外層に比べ厚くなっていたものと考えられる。C 鋼および D 鋼の試験温度および水蒸気圧ごとの内層および外層の厚さを Fig. 7 に示す。C 鋼および D 鋼では酸化スケールの厚さが均一でないため最大厚さで表している。C 鋼については水蒸

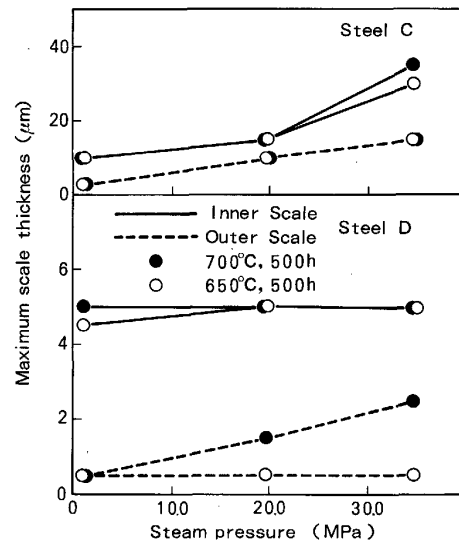
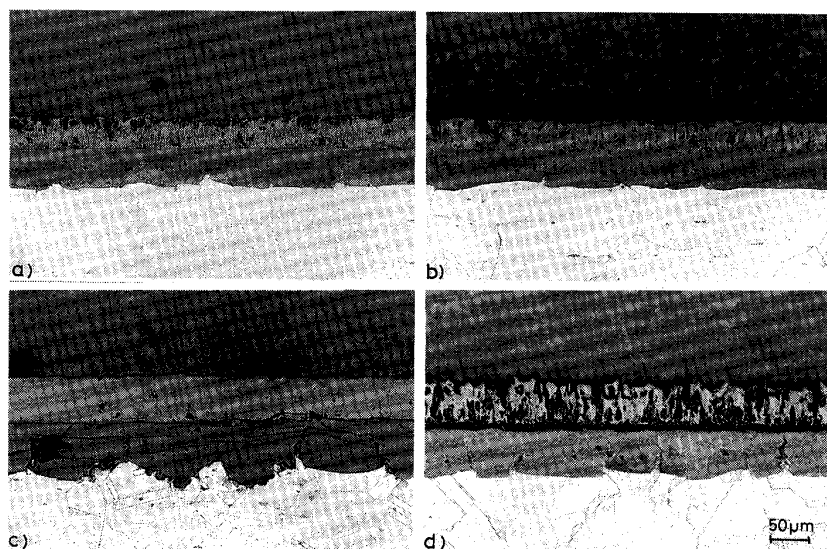


Fig. 7. Relationships between steam pressure and maximum scale thickness for steels C and D.

気圧の増加とともにスケール厚さは増加しているが、試験温度の影響はほとんど見られない。また外層に比べ内層の方がスケールの厚さは厚い。D 鋼については 700°C の外層厚さを除くと試験温度および水蒸気圧の影響は見られない。700°C の外層厚さについてもその絶対値が著しく低く、水蒸気圧の影響の有意差については疑問である。また A 鋼-C 鋼と同様に外層に比べ内層の方がスケールの厚さは厚かった。しかし、内外層の性状(形状)は A 鋼および B 鋼の場合と C 鋼および D 鋼の場合で違っているようである。これについては次節で考察する。A 鋼および B 鋼のスケール厚さの温度との関係は 24.5 MPa のカプセル中で試験した鈴木ら¹³⁾の結果と一致する。しかし、C 鋼および D 鋼の結果は異なっており、Cr および Ni 量がある限界の量を超えると水蒸気腐食性が温度に対して鈍感になるのではないかと考えられる。また、オーステナイト鋼の水蒸気腐食に対し、結晶粒度の影響が大きいことが薄田²⁾、小若¹⁴⁾、加根魯¹⁵⁾らによつて報告されている。本実験では ASTM No. で約 4 の材料を用いたが、粒度の影響 (ASTM No. 3~8) について別途検討したところによると、A 鋼および B 鋼では細粒の効果をj得ている。しかし、C 鋼および D 鋼では粒度の影響はほとんど見られず、ここでも Cr および Ni 量がある限界量を超えて添加されると耐水蒸気腐食性はいちじるしく向上するといえる。

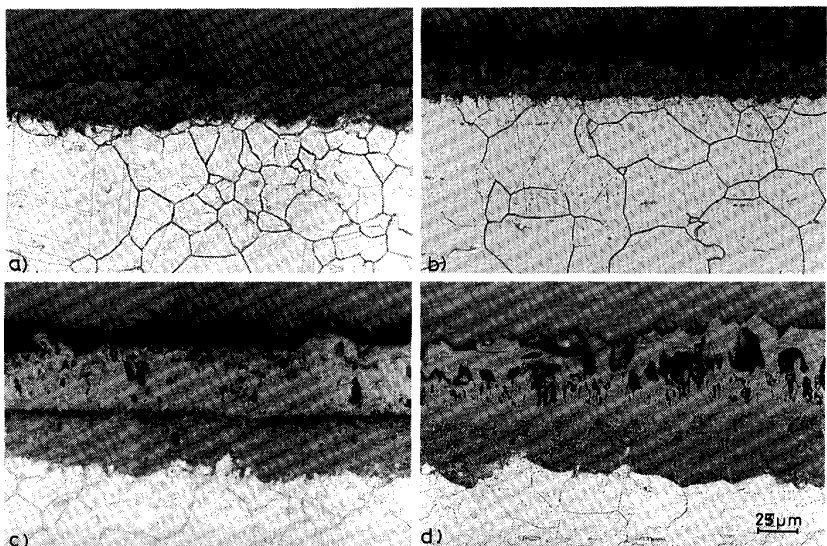
3.3 水蒸気酸化スケールの構造

水蒸気酸化スケールの構造は鋼種、試験温度および水蒸気圧によつて相違がある。Photo. 2 に A 鋼のスケールの構造を示す。スケールは内層と外層の 2 層から成つ



a) 650°C, 0.98 MPa b) 650°C, 34.3 MPa
c) 700°C, 0.98 MPa d) 700°C, 34.3 MPa

Photo. 2. Optical microphotograph of the scale formed on steel A oxidized for 500 h in steam.



a) 650°C, 19.6 MPa b) 650°C, 34.3 MPa
c) 700°C, 19.6 MPa d) 700°C, 34.3 MPa

Photo. 3. Optical microphotograph of the scale formed on steel B oxidized for 500 h in steam.

ており内層の粒界には $Cr_{23}C_6$ と思われる炭化物があり、外層を通つての酸素の内方拡散により内層が生成されたことを示している。外層は金属表面に垂直に柱状に成長している。いずれの温度でも水蒸気圧が 0.98 MPa と低い場合、内外層の境界あるいは内層に表面に平行なき裂が多数認められる。一方、水蒸気圧が 34.3 MPa と高い場合、内外層での表面に平行なき裂は認められないが、内外層スケールの境界、あるいは外層スケールの結晶粒を侵食したような空隙が認められる。

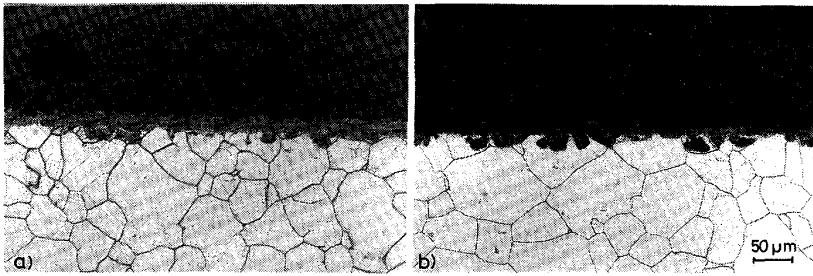
Photo. 3 に B 鋼のスケールの構造を示す。スケールの構造は A 鋼の場合とほぼ同じであつた。写真には示していないが、A 鋼および B 鋼に認められる空隙の発生は 19.6 MPa の場合も認められていた。水蒸気圧が高い場合に表面に平行なき裂が発生しないのは、酸化スケールの成長により生じる応力が空隙の発生により緩和される

ためと考えられる。またスケール内にき裂が認められない場合においても、スケールの剝離は空隙の連結により生じると考えられる。Photo. 2~3 から明らかなように、スケールの厚さは 650°C に比較し、700°C で厚い。また空隙の発生量は 700°C の場合に多かつた。

C 鋼および D 鋼の場合、内外層のスケール量はわずかである。Photo. 4 に C 鋼の例を示すが、そのスケールは薄い。また D 鋼においてはさらに薄く光学顕微鏡下でのスケールの観察は困難であつた。また両鋼とも A 鋼および B 鋼で見られた外層内の空隙は 19.6 MPa 以上の高圧において認められるものの、その量は少なかつた。

以上の結果をまとめて見ると、水蒸気圧が高いほどスケールは厚く、外層内に空隙が発生しやすい。このような空隙の発生について、以下の 3 点が考えられる。

(1) 水蒸気酸化の結果発生した水素による空隙の生成



a) 650°C, 19.6 MPa b) 650°C, 34.3 MPa
Photo. 4. Optical microphotograph of the scale formed on steel C oxidized for 500 h in steam.

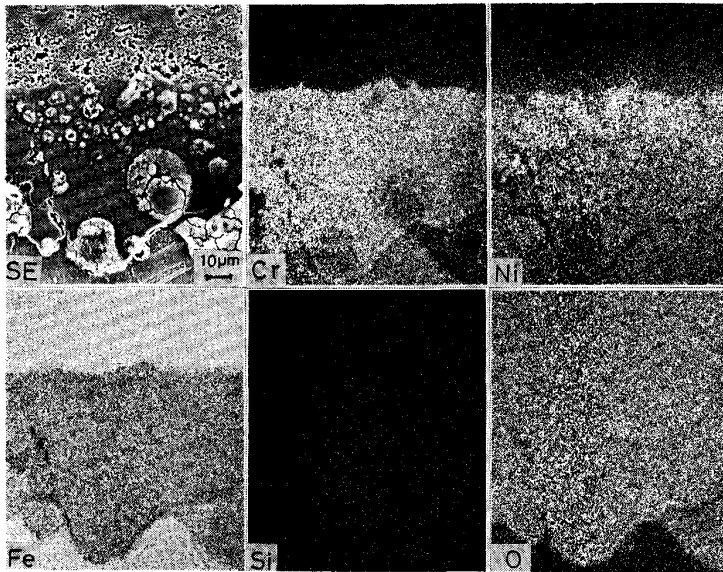


Photo. 5. Characteristic X-ray images of the cross section of the scale formed on steel A oxidized for 500 h in steam at 650°C and 34.3 MPa.

水蒸気は金属と反応して酸化物を作り、水素を発生する。特に、発生した水素が表面に吸着している部分はスケールの成長が停止し、周辺のみスケールが成長する結果空隙ができる。

(2)内外層スケール間の拡散速度差による空隙の生成
後述するように、外層は Fe_3O_4 、内層は Cr_2O_3 系のスケールが生成している。両層中の金属イオンの拡散係数は 1000°C の場合で、それぞれ $2 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ と $3 \times 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{s}$ であり¹⁶⁾、外層で速い。この差は 650°C および 700°C の場合においても認められると考えられる。従って、外層の成長に対し、金属の地からの拡散が間にあわずポイドが形成され空隙に発展する。

(3)スケール粒界の脆弱化による空隙の生成

水素を含む雰囲気中で酸化スケールが生成される場合、その結晶粒界は非常に脆弱化するといわれている¹⁷⁾。このため、断面組織を観察するための研磨時に脆弱化した粒界から脱落しやすい部位の結晶粒が抜け落ち、空隙になる。

(1)および(2)は腐食の初期段階を SEM 等で観察する、放射性同位元素を利用し金属の拡散状態を測定する、マーカーを用い内外向拡散素分布を明らかにする等の検討が必要と考えられる。一方(3)については以下の検

討を行つた。スケールの検鏡面にマーク(圧痕)を付け組織上識別できるようにした上で、徐々に研磨した場合のスケール組織の変化を追跡した。その結果、研磨の進行に従い結晶粒界から抜け落ちる場合があることを確認した。しかし、注意して研磨しても、空隙が見られるものもあり、(1)および(2)の機構についても捨て難い。いずれにせよ、現段階では水蒸気圧が高い場合の外層における空隙発生機構についての結論は得られず、今後さらに検討が必要であると考えている。

次にスケールの組成について述べる。Photo. 5 に A 鋼の 650°C , 34.3 MPa の場合のスケールの EPMA 分析結果を示す。温度、圧力に関係無く、外層は Fe の酸化物で内層は Ni, Cr を含む Cr の酸化物であつた。その構造は後述するように、Ni, Cr を含む Fe_3O_4 であつた。いずれの場合も、内層の粒界に Cr が多く、Fe, Ni の少ない部分が観察される。これは水蒸気酸化を受ける前に地の粒界に析出した Cr_{23}C_6 が内方拡散してきた酸素により酸化された部分と考えられる。Photo. 6 に B 鋼の 650°C , 34.3 MPa の場合のスケールの EPMA 分析結果を示す。外層は A 鋼と同じく、Fe の酸化物であるが、内層では A 鋼とは異なり、Ni 量が低く、Fe を含む Cr 酸化物は認められず、Cr 酸化物と地の界面に Ni の濃

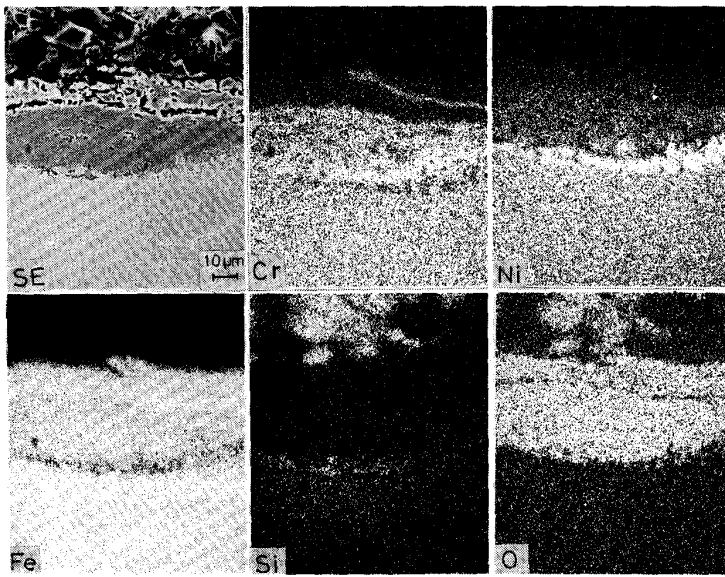


Photo. 6. Characteristic X-ray images of the cross section of the scale formed on steel B oxidized for 500 h in steam at 650°C and 34.3 MPa.

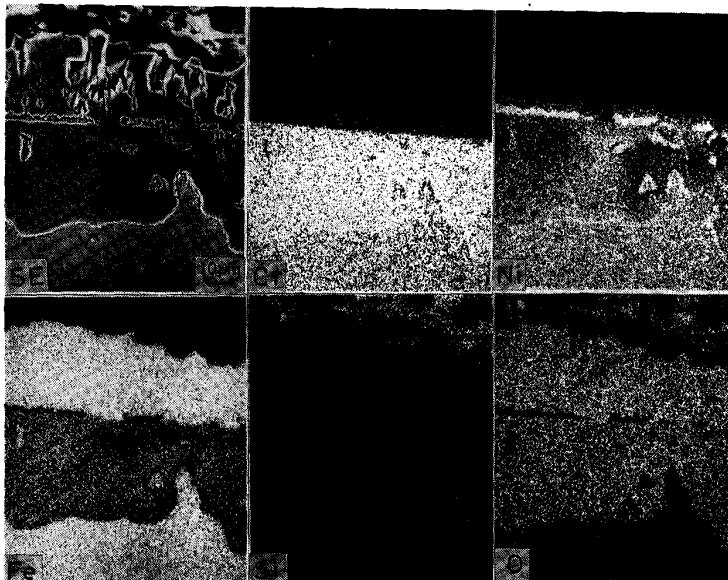


Photo. 7. Characteristic X-ray images of the cross section of the scale formed on steel C oxidized for 500 h in steam at 650°C and 34.3 MPa.

化層が認められた。この Ni の濃度は CMA (Computer Aided Microanalyzer)¹⁸⁾ による測定結果では約 32% で、マトリックス中に濃化した金属 Ni と考えられる。富士川ら¹⁹⁾ は実缶で腐食された SUS 347 HTB のスケールの EPMA 試験の結果を示しており、固溶 Ni の濃化層には触れていないが、そこにも本実験結果と同じく Cr を主とした酸化物とマトリックスの間に Ni の濃化層が見られる。B 鋼が A 鋼に比較し、Cr 含有量が低いにもかかわらず、耐水蒸気酸化性が優れていることを前述した。これは Ni 濃化層が酸化スケールとマトリックスの熱膨張差による応力を緩和することと Fe および Cr の外方拡散を抑制することによりスケールの剥離や耐水蒸気酸化性を向上させたためと考えられる。Photo. 7 に C 鋼の 650°C、34.3 MPa の場合のスケールの

EPMA 分析結果を示す。外層は Fe の、また内層は Cr の酸化物で内外層の境界および地との境界部に Ni の濃化層が認められる。CMA による濃度分析の結果、C 鋼では A 鋼および B 鋼に比べ、Cr 酸化物中の Cr 濃度が約 10% 高かった。また Ni 濃化層の Ni 量も約 10% 高かった。D 鋼のスケールの EPMA 分析結果は C 鋼のそれとほぼ同じであった。

X 線の回折によりスケールの構造を調査した結果を Table 2 に示す。A 鋼および B 鋼では Fe_3O_4 の回折パターンが強く、他のパターンはほとんど認められない。前述したスケール断面の EPMA 分析結果からは内層に Cr の酸化物が存在するはずであるが、外層のスケールが厚すぎて、X 線が内層までとどかなかつたためと考えられる。C 鋼では 650°C、9.8 MPa の場合を除き、

Table 2. Phase identification of scales and their intensity by X ray data.

Temp.	650°C				700°C	
	0.98 MPa		34.3 MPa		34.3 MPa	
PH ₂ O	Fe ₃ O ₄	(Cr, Fe) ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	(Cr, Fe) ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	(Cr, Fe) ₂ O ₃
Steel	Fe ₃ O ₄	(Cr, Fe) ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	(Cr, Fe) ₂ O ₃	Fe ₃ O ₄	(Cr, Fe) ₂ O ₃
A	S	—	S	—	S	—
B	S	W	S	—	S	—
C	M	S	S	S	S	S
D	M	M	M	M	S	M

S: Strong M: Medium W: Weak

Fe₃O₄ および (Cr, Fe)₂O₃ の強い回折パターンが得られた。650°C, 9.8 MPa の場合は Fe₃O₄ の回折パターンが中程度であったが、この環境では C 鋼は酸化されにくく、スケールの生成が少なかったものと考えられる。また、D 鋼においては 700°C, 34.3 MPa の場合を除き、Fe₃O₄ および (Cr, Fe)₂O₃ とともに中程度の強度であり、生成したスケールが薄いことを示している。700°C, 34.3 MPa の場合は強い Fe₃O₄ の回折パターンを示しており、スケールが成長してきたことを示している。また NiO のパターンはいずれの試験片にも認められず Ni 濃化層は固溶 Ni と考えられる。

以上をまとめると、水蒸気酸化スケールは鋼種により厚さおよび含有される元素の濃度に差はあるものの、外層 (Fe₃O₄)、内層 ((Cr, Fe)₂O₃) から成っている。さらに高 Ni 鋼では固溶した金属 Ni の濃化層が形成され、耐水蒸気酸化性を向上させると考えられる。

4. 結 言

高温高圧水蒸気酸化試験装置を試作し、USC ボイラーの高温部への適用候補材 4 種について水蒸気酸化におよぼす鋼組成、水蒸気温度、圧力の影響を調査し、以下の結論を得た。

(1) 水蒸気圧の増加は酸化を助長する。

(2) Ni は内外層のスケール境界または地との境界に濃化層を生成し、スケールの成長を抑制すると考えられる。

(3) スケールは 2 層から成っており、外層は Fe₃O₄、内層は (Cr, Fe)₂O₃ である。(Cr, Fe)₂O₃ 中の Cr 濃度は高 Cr 含有の C 鋼および D 鋼では A 鋼および B 鋼に比較し、約 10% 高かった。

(4) 水蒸気圧が高い場合、外層スケールに空隙が認められる。その原因はスケールの部分的成長停止、内外層スケール中の金属イオンの拡散速度差およびスケール粒界の脆弱化のいずれかに起因していると考えられる。

本論文のまとめに当たり、熱心な御討議と有益な御助言をいただいた金属材料技術研究所、科学研究官、新居和嘉博士に深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) R. M. CURRAN, C. M. DAVIS, D. H. WILLIAMS and L. R. ROBERT: ASME Paper 65-WA/PWR-6 (1965)
- 2) 薄田 寛, 作本嘉郎, 原田良夫, 秋田卯介: 三菱重工技報, **8** (1971), p. 649
- 3) 鈴木勝美, 浅井 治, 岩田 弘, 小野重俊, 神林 剛, 丹野和夫: 火力原子力発電, **27** (1976), p. 551
- 4) 小若正倫, 諸石大司, 永田三郎: 日本金属学会講演概要, 秋期大会 (1971), p. 217
- 5) 榊原瑞夫, 齊藤俊明, 伊藤秀明, 乙黒靖男: 鉄と鋼, **72** (1986), S670
- 6) 土井裕之, 飛田芳光, 祐川正之, 桐原誠信: 鉄と鋼, **71** (1985), S627
- 7) 加根魯和宏, 服部圭助, 村瀬貞彦: 鉄と鋼, **72** (1986), S1429
- 8) 榎木義淳, 吉川州彦: 鉄と鋼, **72** (1986), S672
- 9) M. KIKUCHI, M. SAKAKIBARA, Y. OTOGURO, H. MIMURA, T. TAKAHASHI and T. FUJITA: Proc. Int. Conf. on Creep, Tokyo (1986 年 4 月), p. 215
- 10) 阿部博行: 火力原子力発電, **38** (1987), p. 239
- 11) 宮川大海: 学振第 123 委員会研究報告, **14** (1973), p. 255
- 12) J. E. CROLL and G. R. WALLWORK: Oxide. Met., **4** (1972), p. 121
- 13) 鈴木勝美, 浅井 治, 岩田 弘, 神林 剛: 火力原子力発電, **27** (1976), p. 27
- 14) 小若正倫, 永田三郎: 日本金属学会誌, **36** (1972), p. 486
- 15) 加根魯和宏, 南 雄介, 白石 隆, 峰岸 功, 小宮善徳, 松下昭義: 日本鋼管技報 (1980) 87, p. 411
- 16) 金属材料の高温酸化と高温腐食 (腐食防食協会編) (1982), p. 61 [丸善]
- 17) 新居和嘉: 私信
- 18) 浜田広樹, 田口 勇: 製鉄研究 (1986) 323, p. 15
- 19) 富士川尚男, 牧浦宏文, 八木基雄, 西山英輔, 田中昭男: 火力原子力発電, **33** (1982), p. 611