改良 9Cr-1Mo 鋼の高温高サイクル疲労特性 High Cycle Fatigue Properties of Modified 9Cr-1Mo Steel at Elevated Temperatures

○学 根本 淳平 (東北大院)

正 市川 裕士 (東北大)

正 野中 勇 (東北大)

正 三浦 英生 (東北大)

Jumpei Nemoto, Yuji Ichikawa, Isamu Nonaka, and Hideo Miura
Dept. of Nanomechanics, Graduate School of Engineering, Tohoku Univ.

Key Words: High Cycle Fatigue at Elevated Temperatures, Modified 9Cr-1Mo Steel, Rotating Bending Fatigue

1. 緒 言

改良 9Cr-1Mo 鋼は火力発電プラントのボイラ配管や化学プラントの配管など、高温環境下で使用されており、10 万時間以上の使用実績を有する。オーステナイト系耐熱鋼と同等の高温強度を有しながら、熱膨張係数が低く、熱伝導率が高いという優れた性能を有しているため、次世代高速増殖実証炉の冷却配管や蒸気発生器での使用が検討されている。これらの機器では経済性設計のために配管短縮や大口径化、管内流速増加などが計画されており、配管流体振動や内部流体の温度変動などに起因する高サイクル疲労損傷がより重要な問題となる。これまで本材料についてはクリープや、クリープ疲労などの低サイクル疲労に関する研究は行われているが、高サイクル疲労に関する研究例は少ない。高速増殖炉の設計には火力発電プラントよりも高い信頼性が要求されるため、より高精度な設計疲労曲線が必要となる。

高サイクル疲労の問題として、室温超高サイクル疲労と高温高サイクル疲労の 2 つの課題があげられる。室温超高サイクル疲労とは、従来の鉄鋼材料で存在していた疲労限度が、負荷回数 10^7 回以上で内部破壊が生じることによってさらに寿命低下する現象である^[1]。高温高サイクル疲労は鋼種や、同一材料であっても温度によって、疲労特性が異なるという現象である。材料によっては、室温よりも疲労強度が上昇するもの、高温で疲労限度が消失するものなど、様々な例が報告されており^[2]、本材料がどのような高温高サイクル疲労特性をもつかは不明確である。

そこで本研究では、改良 9Cr-1Mo 鋼の高温高サイクル疲労特性を検討するために、各種温度での回転曲げ疲労試験を実施し、破壊形態の分析および破壊メカニズムを検討したので、その概要を報告する。

2. 実験方法

供試材は改良 9Cr-1Mo 鋼である。本材料の化学成分を Table 1 に示す。熱処理として、1060°C×1.0 hr の焼きならし、760°C×1.0 hr の焼戻し、740°C×8.4 hr の応力除去処理を行った。この熱処理は配管部で溶接後の応力除去処理を行うことを想定して行った。金属組織は Fig. 1 に示すように旧オーステナイト粒径 10–20 μm のマルテンサイト組織を有する。本材料の機械的性質を Fig. 2 に示す^[3]。試験片は厚さ 25 mm の板材から採取し、Fig. 3 に示す試験部直径 $\phi 8$ の砂時計型を用いた。疲労試験は電気抵抗加熱炉付き小野式回転曲げ疲労試験機を用いた。試験条件は負荷周波数 50 Hz、応力比 $R=-1$ の両振り、大気中で行った。試験温度は室温、引張強度・耐力が急激に低下し破断伸び・絞りが増加する 400°C、そして実環境の 550°C の 3 種について試験を実施した。

3. 試験結果および考察

Fig. 4 に疲労試験結果を示す。過去の研究において室温で 6×10^8 回まで疲労試験を実施し、疲労限度が存在することが明

Table 1 Chemical composition of Modified 9Cr-1Mo steel

[mass %]				
C	Si	Mn	P	S
0.10	0.26	0.42	0.006	0.001
Ni	Cr	Mo	V	Nb
0.10	8.84	0.96	0.22	0.08

Fig. 1 Optical metallographic micrograph of etched Modified 9Cr-1Mo steel

Fig. 2 Temperature dependence of mechanical properties of Modified 9Cr-1Mo steel^[3]

Fig. 3 Shape of specimen

らかになっている^[4]。本研究でも室温環境下で疲労限度が存在することを再確認した。400°C においては破断点から算出される回帰線上の 10^7 回付近の応力で疲労試験を行ったが 10^8 回まで破断しなかったため、疲労限度は存在するものと考えている。400°C における疲労限度は 350 MPa であった。400°C では疲労限度が現れる負荷回数（折れ点）が室温よりも長寿

Fig. 4 Measured S - N curves of Modified 9Cr-1Mo steel

(a) Backscattered electron image (b) Secondary electron image
Fig. 5 Example of inclusion at fracture origin at 550°C

命側に延びている。550°C では 10^8 回まで疲労試験を実施したがすべて破断し、明確な疲労限度は現れなかった。550°C の 10^8 回強度は 240 MPa であった。

次に破壊形態について述べる。室温ではすべての破断試験片で表面からのき裂発生により破断した。しかし、Fig. 5 中の矢印で示すように、400°C では高応力側の 380 MPa の負荷振幅を与えた試験片 1 例、550°C では最も高応力側の 300 MPa と 250 MPa の負荷振幅を与えた試験片 2 例で、表面から数 μm に位置する 5–8 μm 程度の Al_2O_3 とされる介在物を起点とした破壊が生じていた。フィッシュアイを伴う内部破壊とは異なり、いずれも表面直下に存在していた介在物を起点としていた。しかし、室温超高サイクル疲労特性で報告されている、表面破壊から内部破壊に破壊形態が遷移することによって強度が低下する現象はみられなかった。その他の 400°C、550°C 破断試験片は表面からの単一き裂発生によって破断が生じていた。すべての温度域においてき裂の安定成長域であるき裂起点から 2–4 mm の位置においてストライエーションが観察され、高温クリープ疲労破面などでみられる粒界破壊は観察されなかった。

応力振幅を引張強度で規格化した疲労曲線を Fig. 6 に示す。疲労限度は引張強度と相関関係があるといわれている^[9]。室温と 400°C における疲労限度を引張強度で除した値は概ね一致している。すなわち疲労強度の温度依存性を概ね排除した疲労曲線を表していると考えられる。この図では高温疲労曲線が室温よりも長寿命側にシフトしている。これは外表面に酸化皮膜が形成されることによって、微細なすべり帯の発生による入込み突出しの形成が抑えられ、き裂発生寿命が伸びた効果ではないかと推測される。酸化は温度が高いほど進行するため 400°C よりも 550°C で、より長寿命側にシフトしているものと考えられる。

酸化皮膜が疲労き裂発生を抑制した後の破断メカニズムとしては 2 つの可能性が考えられる。一つ目は母材の疲労損傷が高まり、酸化皮膜が入込み突出しの形成を止められなくなり、き裂が発生するメカニズムである。もう一つは試験時間

Fig. 6 Normalized fatigue strength (σ_a/σ_B - N_f diagram)

(a) Optical micrograph (b) Secondary electron image
Fig. 7 Crack of oxide (550°C, Stress amplitude: 255 MPa, Cycles to failure: 2.20×10^7)

が長くなり、厚くなった酸化皮膜がひずみを受けて割れが生じ、疲労き裂発生を促進するメカニズムである。後者については試験片側表面を観察すると、室温と 400°C では観察されない酸化皮膜の割れが 550°C では破断回数 10^7 回以降から観察され、 10^8 回付近では多く観察されたという事実に基づく仮説である。実際の観察例を Fig. 7 に示す。光学顕微鏡写真が示すように試験片の荷重方向である図の上下方向に対して垂直にき裂が生じ、長方形の割れが生じている。また、割れの周囲に局所的な酸化がみられる。このような現象は、本来母材のみでは疲労限度以下の負荷応力域でも、大気中環境下では表面酸化が疲労限度を低下させる要因となる可能性を示している。したがって、この 2 つのメカニズムの相互作用により、疲労強度が決定されているものと考えられる。

4. 結 言

改良 9Cr-1Mo 鋼の室温、400°C および 550°C における高サイクル疲労特性を回転曲げ疲労試験を用いて検討した結果、室温および 400°C では疲労限度が存在する結果が得られた。一方、550°C では 10^8 回まで疲労試験を行ったが疲労限度は現れなかった。破壊形態は、室温ではすべて表面からのき裂発生により破断したが、400°C、550°C では表面直下介在物起点破壊を起こすものがあつた。したがって、疲労強度物性の支配因子は高温域では複数存在している可能性が示唆された。

【参考文献】

- [1] T. SAKAI, Proceedings of VHCF-4, (2007), 3-12
- [2] 金澤ら, 材料, **39**, 437 (1990)
- [3] 金属材料技術研究所疲労データシート, 43 (1996) および 78 (1993)
- [4] 根本ら, 日本機械学会東北支部第 47 期秋季講演会講演論文集, 2011-2 (2011), 160-161
- [5] 西島敏, 材料, **29**, 316 (1980)