

改良 9Cr-1Mo 鋼の高温高サイクル疲労寿命評価

東北大 ○野中勇 東北大[院] 根本淳平 東北大 市川裕士 三浦英生

Estimation of High Cycle Fatigue Life at Elevated Temperature for Mod.9Cr-1Mo Steel

Isamu NONAKA, Jumpei NEMOTO, Yuji ICHIKAWA and Hideo MIURA

1 緒 言

改良 9Cr-1Mo 鋼は高温強度特性に優れるため、超々臨界圧ボイラ等の高温機器に広く使用されており、高速実証炉の候補材にもなっている。これまで、本材料のクリープ強度については多くの研究が行われているが、高速炉においては一次系配管内の流体による振動が予想されるため、高温高サイクル疲労強度も重要な課題である。そこで、本研究では、本材料の高速炉設計温度における高サイクル疲労試験を行い、基本的な高温高サイクル疲労特性を明かにし、その破損機構について考察すると共に超高サイクル疲労寿命について予測する。

2 供試材および試験方法

2.1 供試材 供試材は板厚 25mm の圧延鋼板で、化学成分を Table1 に示す。熱処理は 1060°C×1.0 h の焼きならし、760°C×1.0 h の焼戻しで、740°C×8.4 h の応力除去焼鈍を行った。金属組織はマルテンサイトで、粒径は 10-20 μm であった。Table2 に室温の機械的特性を示す。

2.2 試験方法 試験片は鋼板の板厚中央から圧延向に採取した。Fig.1 に試験片形状を示す。加熱炉の付いた小野式回転曲げ疲労試験機を用いた。負荷は応力制御で、波形は周波数 50Hz、応力比-1 の正弦波である。試験片の加熱は抵抗加熱式で、標点部の温度変動を $\pm 1.5^\circ\text{C}$ 以内に制御した。試験温度は 550°C であるが、比較のために、室温および 400°C の試験も行った。繰返し数としては、最大 1×10^8 回までを目標とした。

3 試験結果

3.1 S-N 曲線 Fig.2 に室温、400°C および 550°C における S-N 曲線を示す。試験温度が高いほど疲労強度が低下することが分かった。また、繰返し数が 10^8 回までの範囲においては、室温および 400°C では疲労限度が存在するのに対し、550°C では疲労限度は現れなかった。ちなみに、室温における疲労限度は 418MPa で、400°C では 350MPa に低下した。また、折れ点は室温では 7.7×10^5 回であるのに対し、400°C では 8.6×10^6 回で約 1 桁長寿命側にシフトした。

3.2 破壊形態 破面観察の結果から、試験温度に依らず、殆どは試験片表面の単一箇所からき裂が発生し、内部に進展したことが分かった。例外として、Fig.2 に*印を付した 400°C と 550°C の三本の試験片については、Fig.3 に示すように、破壊の起点は表面から数 μm 内部に存在した直径 5-8 μm の Al_2O_3 であった。ただし、 Al_2O_3 の周縁には所謂、フィッシュアイ破壊に現れる細粒状組織は観

Table1 Chemical composition of mod.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

Table2 Mechanical properties of mod.9Cr-1Mo steel.

Tensile strength [MPa]	0.2% proof stress [MPa]	Elongation [%]	Reduction of area [%]
658	475	25.4	75.4

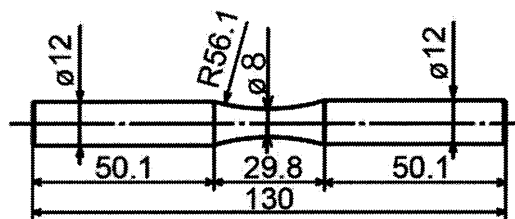


Fig.1 Specimen configuration.

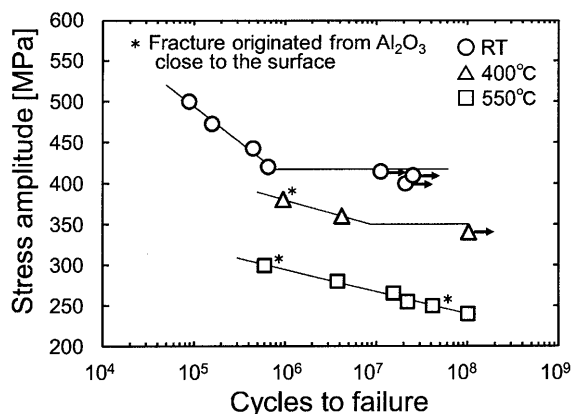
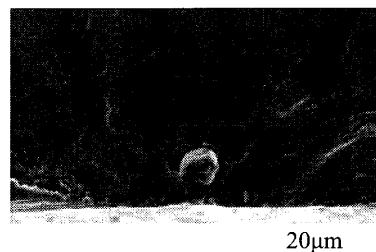


Fig.2 S-N curve.

Fig.3 An example of fracture surfaces observed by SEM. (550°C, $\sigma_a=300\text{MPa}$, $N_f=5.99 \times 10^5$ cycles)

察されなかった。また、試験温度に依らず、殆どは試験片表面から 2-4mm 内部にストライエーションが観察された。ストライエーションが観察されたのが最終破壊直前の領域であることから、疲労寿命に占めるき裂進展寿命はわずかで、殆どがき裂発生寿命であると思われる。

4 考察

4.1 破損機構 Fig.4 に各温度の引張強度で規格化した S-N 曲線を示す。同一材料においては引張強度と疲労限度の間に一定の関係があると言われているが、室温と 400℃の疲労限度／引張強度比はほぼ等しく、0.65 程度であった。仮に 550℃も同様であるならば、繰返し数 10^8 回付近が折れ点になる可能性がある。一方、各温度における時間強度を比較すると、400℃および 550℃の時間強度が室温よりも長寿命側にシフトすることが分かった。この原因としては、Fig.5 に模式的に示すように、高サイクル疲労寿命の殆どをき裂発生寿命が占めることを考慮すると、試験片表面に形成された酸化被膜がき裂の発生を抑制することが考えられる。また、550℃の方が 400℃よりも長寿命側へのシフト量が大きいのは、夫々の温度において形成される酸化被膜の特性の違いに起因すると思われる。

4.2 超高サイクル疲労寿命予測 高速炉実証炉一次系配管の流体振動は最大で 10^{11} 回に達すると想定されるため、 10^8 回以上の超高サイクル疲労寿命について検討した。Fig.5 に示すように、550℃においては繰返し数 10^8 回付近が折れ点となり疲労限度が現れるケース A と疲労限度が現れず 10^8 回以下の時間強度が延長されるケース B が考えられる。ケース A の根拠としては、Fig.4 と同様に Fig.6 も挙げられる。Fig.6 は 550℃における繰返し応力-ひずみ線図であるが、弾性限度は約 140MPa である。疲労限度が繰返し応力-ひずみ線図の弾性限度にほぼ等しい仮定すると、軸力の疲労限度は 140MPa となり、回転曲げと軸力の強度差 100MPa を考慮すると、回転曲げ疲労限度は 240MPa と推定される。一方、ケース B の根拠としては、Fig.7 に示すような試験片表面の酸化被膜の割れが考えられる。酸化被膜の割れはその下の金属に局所的な腐食を起し、疲労限度を消失させる可能性がある。

5 結言

繰返し数が 10^8 回までの範囲においては、室温および 400℃では疲労限度が現れたのに対し、550℃では疲労限度は現れなかった。高温ほど疲労強度は低下するが、各温度の引張強度で規格化した S-N 曲線上では、高温の時間強度は室温より長寿命側にシフトした。この原因としては試験片表面に形成される酸化被膜がき裂の発生を抑制したことが考えられる。

謝辞

最後に、供試材の提供等、本研究の遂行にあたりご協力いただいた、(独)日本原子力機構に謝意を表す。

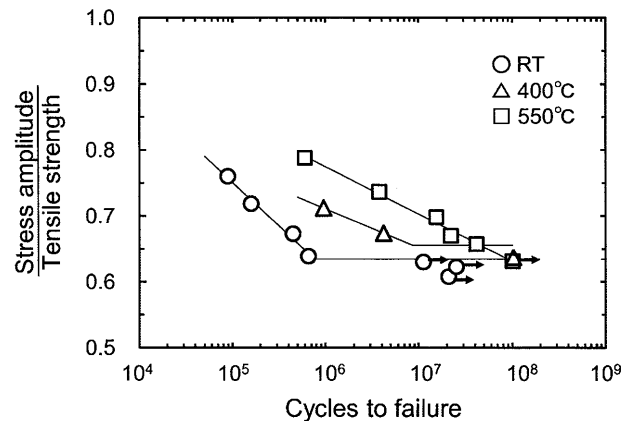


Fig.4 S-N curve normalized by tensile strength.

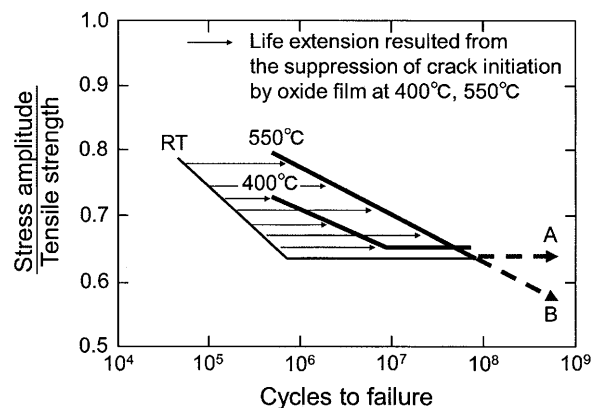


Fig.5 Schematic fracture mechanism at 400°C and 550°C

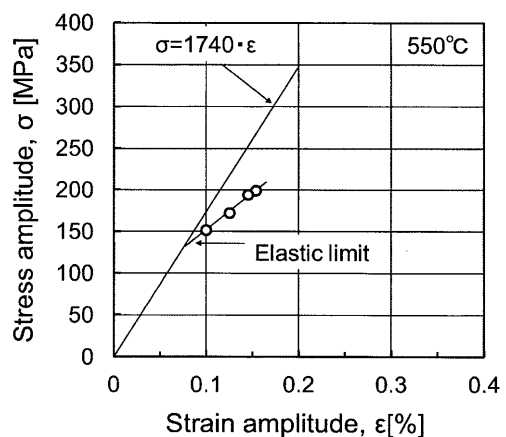


Fig.6 Elastic limit in cyclic stress-strain curve at 550°C.

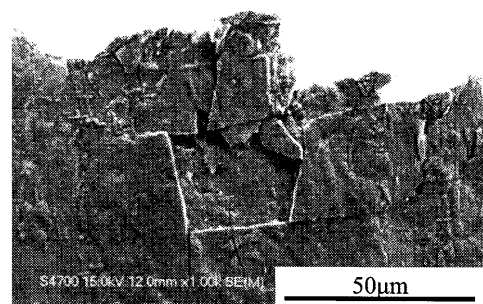


Fig.7 Oxide cracking in the surface of specimen. (550°C, $\sigma_a=255\text{MPa}$, $N_f=2.20 \times 10^7$ cycles)