

高Crフェライト系ステンレス鋼の疲労挙動に及ぼす σ 相ぜい化時間の影響Effect of σ -Phase Embrittlement Time on Fatigue Behaviour
in High Chromium Ferritic Stainless Steel

学 ○高崎陽介 (岐阜大工) 正 秋田正之 (岐阜大工) 正 中島正貴 (豊田高専)
正 植松美彦 (岐阜大工) 正 柿内利文 (岐阜大工)

Yosuke TAKASAKI, Gifu University, 1-1 Yanagido, Gifu 501-1193
Masayuki AKITA, Gifu University
Masaki NAKAJIMA, Toyota National College of Technology
Yoshihiko UEMATSU, Gifu University
Toshifumi KAKIUCHI, Gifu University

1. 緒 言

フェライト系ステンレス鋼は、熱伝導率および線膨張率が小さく、耐熱疲労特性に優れていることから、自動車用排気系部材などに使用されている。しかし、フェライト系ステンレス鋼を高温域で長時間使用する場合、475°C ぜい性、 σ 相ぜい性および高温ぜい性が実用上の問題になる。このうち σ 相ぜい性は 700~800°C の温度域で長時間加熱すると、母地中に主として Fe と Cr からなる硬くてもろい金属間化合物、すなわち σ 相が析出し、じん性および耐食性が低下する現象である。一般に Cr 含有量の多いフェライト系ステンレス鋼ほど σ 相を析出しやすい。この σ 相は母地とは硬さ等の機械的特性が異なり、局部的に析出するため、疲労き裂発生や成長に影響を及ぼすことが予想される。また、時効時間が異なると、同一鋼においても σ 相析出様相が異なる。そこで、本研究では高 Cr フェライト系ステンレス鋼 SUS447 に 750°C で異なる時間の時効を施し、疲労挙動に及ぼす σ 相ぜい性の影響について検討した。

2. 材料および実験方法

2.1 材料および試験片 材料は板厚 6mm の高 Cr フェライト系ステンレス鋼 SUS447 で、その化学成分 (mass.%) は C: 0.002, Si: 0.29, Mn: 0.31, P: < 0.001, S: 0.002, Cr: 30.66, Mo: 2.11, N: 0.001, Fe: bal. である。納入材から、圧延方向に対して試験片軸が平行になるように平板疲労試験片を採取した。試験片中央部片側にはき裂発生箇所を限定するため、深さ 0.5mm の円弧状の浅い切欠きを付しており、その応力集中係数 K_t は約 1.06 である。試験片に加工後、真空炉で 750°C・150h および 300h の時効処理を施した。

2.2 実験方法 疲労試験には容量 49kN の電気油圧式サーボ疲労試験機を用い、室温大気中で実験を行った。荷重波形は繰返し速度 $f=10\text{Hz}$ 、応力比 $R=-1$ の正弦波である。き裂発生および微小き裂成長の観察は試験機を一時停止し、レプリカを採取する方法によった。試験後の破面解析には走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。また、硬さ測定には微小ビッカース硬さ計 (荷重 4.9N) を用いた。

3. 実験結果

3.1 時効硬化試験および組織 750°C で 50~500h 時効し、空冷後硬さを測定した。時効時間と硬さの関係を図

1 に示す。時効時間の増加に伴い硬さは増加する。また、図 2 に組織写真を示す。150h 時効材 (図 2 (a)) では粒界に沿って σ 相が析出しているが、300h 時効材 (図 2 (b)) では粒界だけでなく、粒内にも σ 相が認められる。

3.2 引張試験 JIS2201 に準拠した引張試験片を用いて求めた機械的性質を表 1 に示す。時効材の引張強さは未時効材に比べて低下し、時効時間の増加に伴って減少する。また、伸びも未時効材に比べ著しく減少している。引張試験後、未時効材はディンプルからなる延性的な破面様相を示すのに対し、時効材ではへき開破壊が起きており、ぜい性的な破面様相であった。

3.3 疲労強度 $S-N$ 曲線を図 3 に示す。時効材の疲労強度は、未時効材と比べて大きく低下し、 10^7 回の疲労強度 (以下、疲労限度) は未時効材では $\sigma=270\text{MPa}$ 、150h 時効材では $\sigma=180\text{MPa}$ 、300h 時効材では $\sigma=140\text{MPa}$ であり、引張強さと同様に、時効時間の増加に伴い疲労強度は低下する。

3.4 き裂発生および成長 150h および 300h 時効材のき裂発生様相を図 4 に示す。き裂は 150h 時効材ではフェライト (α) 相、300h 時効材では σ 相で発生していることがわかる。図 5 は表面き裂全長 $2c$ と繰返し数 N の関係である。き裂発生寿命は時効により著しく短くなり、時効

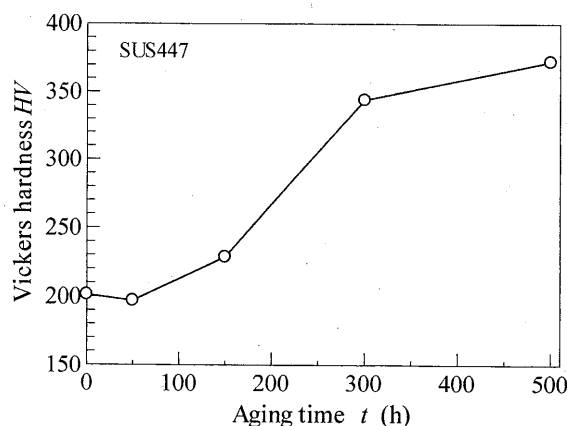


Fig.1 Vickers hardness as a function of aging time.

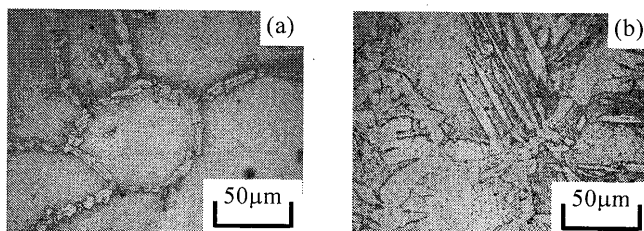


Fig.2 Microstructures at different aging time: (a)150h, (b) 300h.

Table 1 Mechanical properties.

SUS447	Proof stress	Tensile strength	Elongation	Reduction of area
	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	φ (%)
Unaged	343	522	33	75
750°C・150h	360	402	0.6	-
750°C・300h	345	353	0.3	-

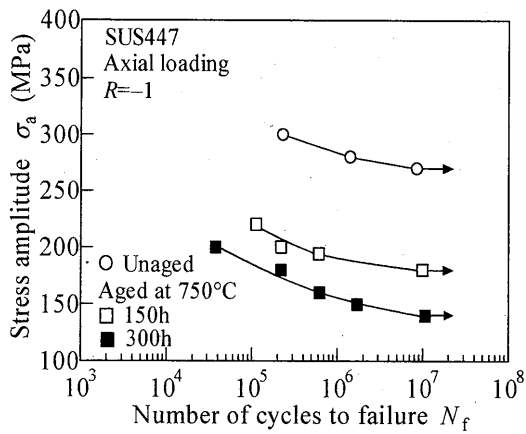


Fig.3 S-N diagram.

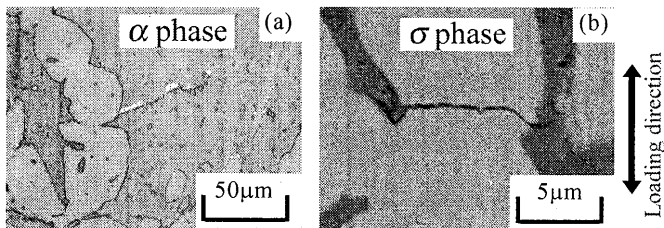


Fig.4 Micrographs showing crack initiation at specimen surface: (a)Aged for 150h ($\sigma=220\text{MPa}$, $N=7.0\times 10^4$), (b)Aged for 300h ($\sigma=180\text{MPa}$, $N=2.2\times 10^5$).

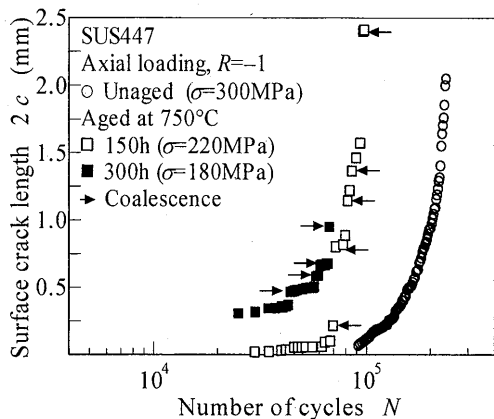


Fig.5 Relationship between surface crack length and number of cycles.

時間の増加に伴いき裂発生抵抗は低下する。また、時効材では多数のき裂が発生する傾向があり、合体を繰返して成長した。図 6 にき裂成長速度 da/dN と最大応力拡大係数 K_{max} の関係を示す。時効材の da/dN は未時効材に比べて若干高速となるが、その差は小さい。

4. 考 察

時効時間の増加とともに σ 相が多く析出し、疲労強度は低下した。 σ 相の析出がき裂成長に及ぼす影響を検討するため、150h 時効材について、き裂発生直後の微小き裂成長挙動を観察した。図 7(a)はき裂発生点近傍のレプリカ写真である。また図 7(b)は、試験片表面における成長速度 dc/dN を縦軸、き裂発生点(矢印)を原点として両き裂先端間の位置 c を横軸とした図である。 α 相内で発生したき裂の先端が硬くてもろい σ 相に達すると、成長速度は一旦低下する(A, B 点)が、 σ 相中の成長速度は高速であり(C, D, E 点)、硬くてもろい σ 相は、き裂成長に対する障壁として作用しないことを示している。すなわち、時効

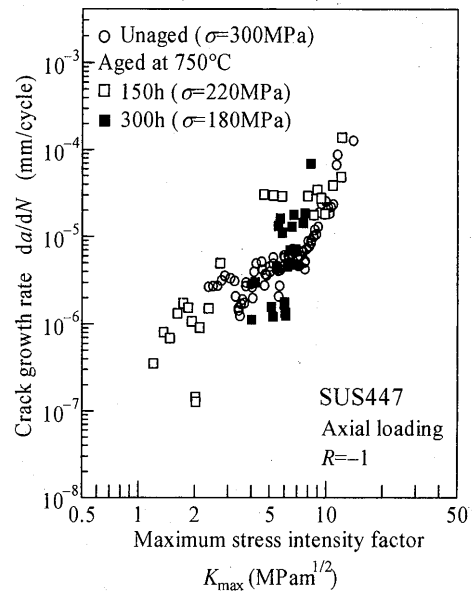


Fig.6 Relationship between da/dN and K_{max} .

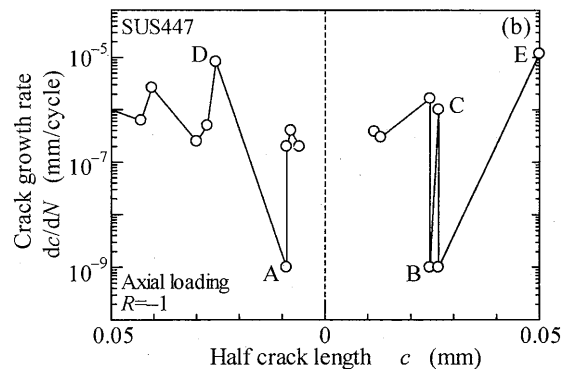
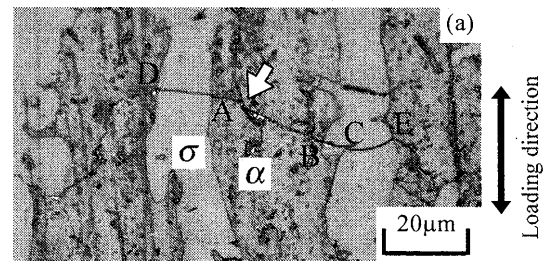


Fig.7 Small crack growth path: (a) Optical micrograph, (b) Relationship between dc/dN and half crack length. Arrow indicates crack initiation site.

材の疲労強度は、主としてき裂発生寿命に律則されると考えられる。300h 時効材では硬くてもろい σ 相が非常に密に分布しており、軟質な α 相における繰返しすべり変形によって σ 相境界に転位が堆積すると、容易に σ 相がぜい性的に割れ、多数のき裂が発生する。一方 σ 相の析出量の少ない150h 時効材では、 σ 相の析出によって α 相内のCr, Mo固溶量が未時効材に比べて低下し、 α 相が軟化したために、 α 相でのき裂発生抵抗が低下したと考えられる。

5. 結 言

本研究では、750°Cで150hおよび300h時効した高Crフェライト系ステンレス鋼 SUS447 を用いて疲労試験を行った。時効時間が増加すると、 σ 相が粒界および粒内に析出し、疲労強度が低下することなどを明らかにした。

(参考文献省略)