

## 析出硬化型ステンレス鋼の疲労強度

黒木 裕<sup>1</sup>・豊廣利信

## Fatigue Strength of Precipitation Hardening Stainless Steel

Yu KUROKI<sup>1</sup> and Toshinobu TOYOHIRO

(Received October 3, 2005)

**Abstract** Rotating bending fatigue tests were carried out on the precipitation hardening stainless steels in order to clarify the fatigue properties through successive observation of crack initiation and its propagation behavior. The fatigue strength of precipitation hardening stainless steels was increased with aging, which was caused by the increase in both resistances for a crack initiation and its propagation. No effect, if any, of aging conditions on the fatigue life was observed, while the crack initiation and its propagation behavior was markedly influenced by aging condition. Both static strength and fatigue strength increase on both materials by the aging treatment, while the increase of the fatigue strength is smaller than the rise in the static strength.

**Keywords** [Fatigue, High silicon stainless steel, Aging, Crack initiation, Crack propagation]

## 1 緒言

析出硬化型ステンレス鋼は、ステンレス鋼のすぐれた耐食性を保ちながら、強度を格段に高めるために金属間化合物による析出硬化を利用した鋼である。この析出硬化型ステンレス鋼は、JIS では17-4PH(SUS630)等が規定されており、また従来の材料と比較して珪素の含有を増加させた高珪素ステンレス鋼が開発されているが<sup>1)</sup>、この材料は、現在、連続製造用ローラー・軸受等の過酷な環境下において使用されており、各種工業製品への適用が検討されている。しかしながら、静強度についてはいくつかの研究が見られるが<sup>2)</sup>、疲労強度に関する研究はほとんど報告されていない。また、従来型の析出硬化型ステンレス鋼についても疲労強度に関する研究報告は少ない。

そこで本研究では、時効材では時効処理温度により疲労強度が著しく変化するため<sup>3)</sup>、高珪素ステンレス鋼およびSUS630の時効処理条件を検討した後、回転曲げ疲労試験を行い、疲労き裂の発生および微

小き裂の伝ば挙動を詳細に調べ、疲労強度特性を検討した。

## 2 材料、試験片及び実験方法

実験に用いた材料は高珪素ステンレス鋼(シリコロイA2材、1050°C・1h溶体化処理材、直径15mm)と市販のSUS630(1040°C・1h溶体化処理材、直径16mm)であり、表1にその化学成分を示す。

Table 1 Chemical compositions

(wt. %)

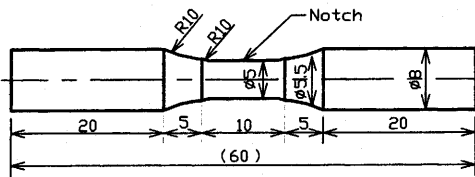
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb	Mo
High Si stainless steel	0.02	3.73	1.02	0.02	0.01	6.63	11.1	1.00	0.40	0.37
SUS630	0.04	0.25	0.91	0.33	0.04	4.26	15.68	3.31	0.34	

試験片は、図1の形状、寸法に機械加工した後、時効処理を行った。

図2に両材について本研究で調べた時効処理条件と硬さの関係を示す。高珪素ステンレス鋼の場合、本研究で選択した時効処理温度は、亜時効温度370℃、最高硬度の480℃および過時効温度540℃とほぼ同じ硬さが得られる過時効温度540℃の3種である。時効時間は1hとし、各材をそれぞれPH1材、PH2材およびPH3材と表す。実験には溶体化処理(ST1)材も含め4種の試験片を用いた。SUS630についても同様にして、溶体化処理(ST2)材、430℃・1h時効処理(PH4)材、480℃・1h時効処理(PH5)材、550℃・1h時効処理(PH6)材の4種の熱処理材について実験を行った。

試験片は時効処理の後、試験片表面を直径当たり約40μm電解研磨してから実験に供した。き裂長さの測定は試験片表面に沿う円周方向長さで定義した。

実験に用いた試験機は、小野式回転曲げ疲労試験機(容量15N・m、繰返し速度約50Hz)である。実験は、室温、大気中で行った。



Detail of notch

Fig. 1 Shape and dimensions of specimen

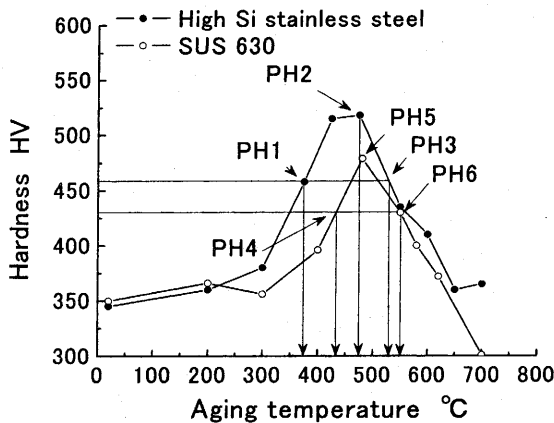


Fig. 2 Relation between hardness and aging condition

### 3 実験結果及び考察

表2に各材の機械的性質を示す。両材ともに時効処理を行うことにより引張強さは大きくなり、両材とも、完全時効材であるPH2材、PH5材で引張強さも最大となる。

図3に各材のS-N曲線を示す。高珪素ステンレス鋼、SUS630ともに時効処理を行うことにより、疲労強度は上昇する。時効材間では、静強度の変化に比べ疲労強度の変化は小さく、高応力域で完全時効材PH2、PH5が亜時効材、過時効材より多少高強度であるが、低応力域になると各時効材間の疲労強度の差は非常に小さくなる。

Table 2 Mechanical Properties

		$\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma_B$ MPa	$\sigma_T$ MPa	$\psi\%$
High Si stainless steel	ST1	899	1150	681	62.6
	PH1	1190	1320	798	56.8
	PH2	1570	1690	1350	35.4
	PH3	1590	1670	1150	43.8
SUS630	ST2	1060	1080	589	66.0
	PH4	1330	1339	778	62.5
	PH5	1480	1490	970	56.6
	PH6	1239	1240	737	64.9

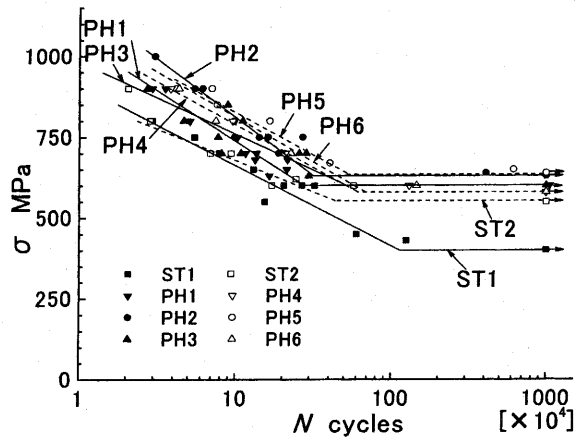


Fig. 3 S-N curves

図4は、S-N曲線の応力振幅 $\sigma$ を引張強さ $\sigma_B$ で無次元化して書き換えたものである。時効処理を行うことにより、静強度、疲労強度共に上昇するが、高応力域では、静強度の上昇に比べ疲労強度の上昇は小さい。低応力域では、いずれの時効材も上昇し、特に高珪素ステンレス鋼では亜時効のPH1材、SUS630では過時効のPH6材の疲労強度が上昇する。

図5に高珪素ステンレス鋼の破断面のSEM写真を示す。破面観察の結果、疲労破壊形態は、各材とも表面き裂発生型であり、実験を行ったどの応力レベルにおいてもフィッシュアイを伴うような内部起点型破壊は全くみられなかった。また、いずれの材料もき裂発生起点には、介在物は認められなかった。溶体化処理材、亜時効材においては、き裂進展方向にリッジ模様の通常の疲労破面が見られ、完全時効

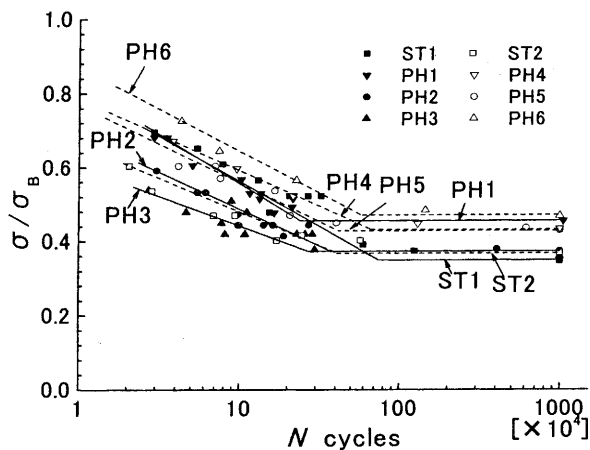


Fig. 4  $\sigma / \sigma_B$ -N curves

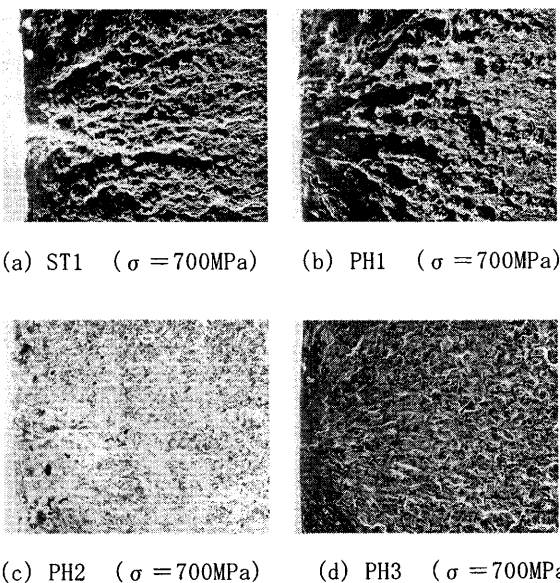
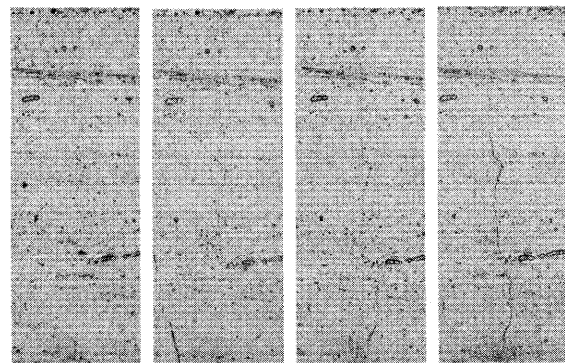


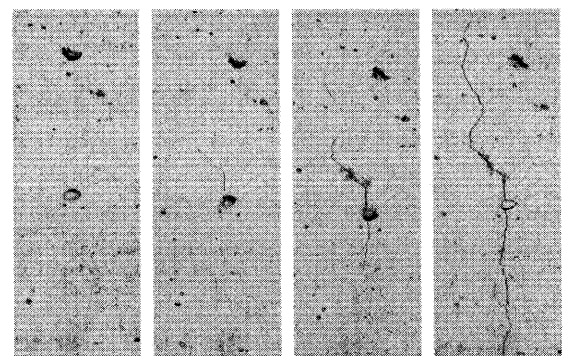
Fig. 5 SEM observation for fracture surface (High Si stainless steel)  $100 \mu m$

材、過時効材では、通常の疲労破面とへき開・擬へき開状の破面の脆性ファセットが混在している。SUS630についても同様の疲労破壊形態であった。

図6に高珪素ステンレス鋼、図7にSUS630のき裂伝ばのレプリカ写真を示す。高珪素ステンレス鋼の場合、いずれの材料でも、き裂は粒界あるいは粒界近傍で発生し、き裂が短い間は粒界に沿って伝ばする傾向が認められる。また、他の鉄鋼材料と同様<sup>4)~6)</sup>、き裂長さが小さい間は粒界での停滞現象もあるが、き裂長さがある程度長くなると粒界での停滞現象は消失した。ST1材とPH1材の場合、主き裂は、他に発生したき裂と合体しながら成長する。PH2材では、発生するき裂の数は少なくなり、PH3材では、き裂の合体はほとんどなく、ほぼ一本のき裂が伝ばして破断する。SUS630においても時効温度が高くなるにつれてき裂の発生数が減少し、ほぼ同様の結果となった。



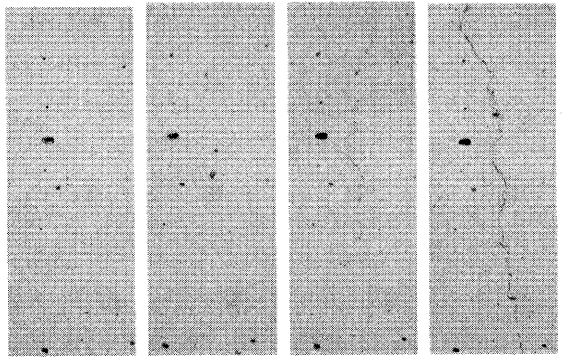
(a) ST1 ( $\sigma = 600MPa$ ,  $N_f = 2.04 \times 10^5$ )



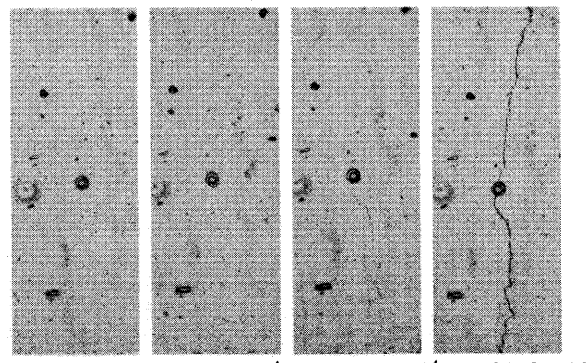
(b) PH3 ( $\sigma = 700MPa$ ,  $N_f = 3.16 \times 10^5$ )

Axial direction  $20 \mu m$

Fig. 6 Change in surface state (High Si stainless steel)



N = 0 cycle     $3.0 \times 10^4$      $10.0 \times 10^4$      $13.0 \times 10^4$   
 (a) ST2 ( $\sigma = 600\text{MPa}$ ,  $N_f = 17.07 \times 10^4$ )



N = 0 cycle     $11.7 \times 10^4$      $18.6 \times 10^4$      $21.9 \times 10^4$   
 (b) PH6 ( $\sigma = 700\text{MPa}$ ,  $N_f = 22.6 \times 10^4$ )  
 Axial direction     $20 \mu\text{m}$

Fig. 7 Change in surface state (SUS630)

図 8 は両材の負荷応力  $\sigma = 700\text{MPa}$  におけるき裂長さの増加に伴うき裂伝ば速度の変化を示したものである。溶体化処理材を破線で、時効処理材を実線で示す。両材ともき裂伝ばの過程では、き裂が短い間は微視組織の影響によりき裂伝ば速度は大きく変動するが、き裂長さが  $0.1\text{mm}$  を越えるときき裂伝ば速度の大きな変動はなくなる。

図 9 は高珪素ステンレス鋼の PH3 材の負荷応力  $\sigma = 700\text{MPa}$  におけるき裂伝ば速度の変化を組織と対応させて示したものである。この図はき裂の伝ば過程に対する微視組織の影響を知るために、き裂発生源を中心なき裂先端のそれぞれの成長から求めたき裂の伝ば速度の変化を組織のスケッチと対応して示させてある。図中の A、B、...A'、B'... はき裂伝ば速度が大幅に低下した位置である。この位置のほとんどが結晶粒界であることが確認された。またこのように微視組織の影響を受けるき裂長さは溶体化処理材に比べ、時効処理材の方が長くなる。

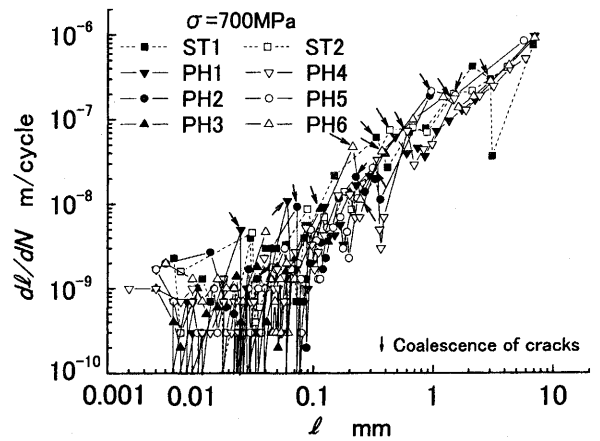


Fig. 8  $dl/dN-l$  curves  
 (High Si stainless steel)

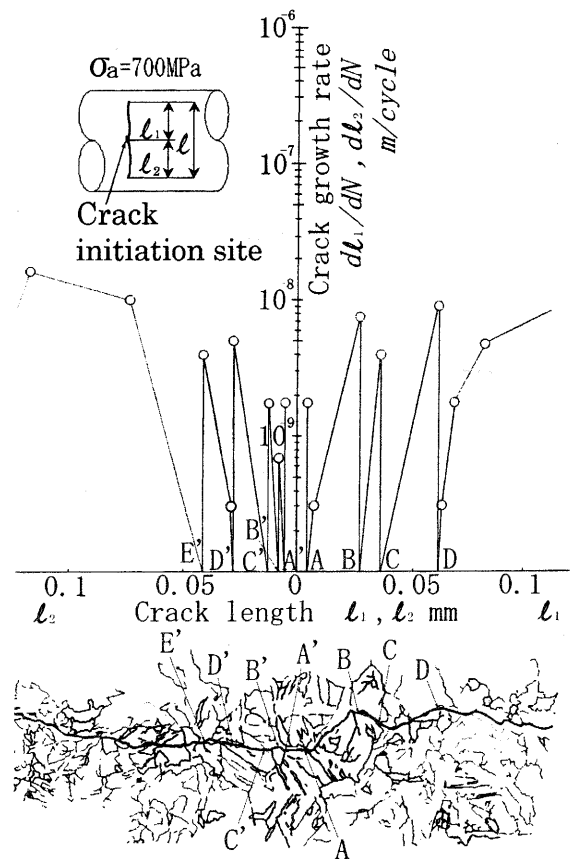


Fig. 9 Influence of microstructure on the crack growth

図10に両材の各熱処理材の負荷応力700MPaでのき裂伝ば曲線を示す。図11は、き裂長さ、破断寿命  $N_f$  を基準とした相対繰返し数  $N/N_f$  の関係を、負荷応力  $\sigma = 700\text{MPa}$  の場合で示したものである。時効処理をすることにより、き裂の発生と伝ばのいずれも遅くなっている。特に、き裂発生が遅れは大きい。また時効材間でも、過時効 (PH3, PH6) 材の遅れが最も大きく、亜時効 (PH1, PH4) 材、完全時効 (PH2, PH5) 材の順に時効処理温度が高くなるにつれき裂の発生が遅くなっている。このように、き裂発生が遅れは大きいこれらの時効材間におけるき裂伝ば速度の差は小さい。さらに溶体化処理 (ST1, ST2) 材と亜時効 (PH1, PH4) 材の場合、き裂長さが1mm以上になってもき裂は安定的に成長するが、完全時効 (PH2, PH5) 材と過時効 (PH3, PH6) 材の場合、1mm以下でも急速に伝ばし、破壊している。これらのことを反映して、溶体化処理 (ST1,

ST2) 材と亜時効 (PH1, PH4) 材の場合、全寿命のほとんどがき裂の伝ば寿命であるのに対し、完全時効 (PH2, PH5) 材と過時効 (PH3, PH6) 材では、き裂の発生寿命比は大きく、特に過時効 (PH3, PH6) 材のそれは5割以上である。

4 結論

析出硬化型高ステンレス鋼である高珪素ステンレス鋼及び SUS630 を時効処理し回転曲げ疲労試験を行い、疲労き裂の発生及び微小き裂の伝ば挙動を詳細に調べ、疲労特性を検討した。得られた結果は以下の通りである。

- (1) 時効処理を行うことにより、両材共に静強度、疲労強度共に上昇するが、静強度の上昇に比べ疲労強度のそれは小さい。また時効条件の影響についても静強度の変化に比べ疲労強度の変化は小さい。
- (2) 疲労破壊形態は、両材共にフィッシュアイを伴うような内部起点型破壊は観察されず、表面き裂発生型であった。
- (3) 時効処理により、両材共にき裂の発生と伝ばのいずれも遅くなる。特に、き裂発生が遅れは大きく、時効材間では過時効材の遅れが最も大きい。
- (4) 溶体化処理材及び亜時効材の場合、全寿命のほとんどがき裂の伝ば寿命であるのに対し、完全時効材および過時効材ではき裂の発生寿命比が大きい。

これらのことから両材とも静強度の点では完全時効材が良いが、疲労強度の点では強度差は小さいもののき裂伝ば特性から考えると亜時効材の方が望ましい。特に過時効材は、安定成長するき裂長さの下限界が短く、しかも伝ば期間が短いので実用上注意を要する。

謝辞

最後に、本研究を遂行するにあたり、試験片製作・引張試験等で実践的なご指導、ご協力をして頂きました実習工場の技術専門職員の皆様に深く感謝致します。

参考文献

- 1) K. Ohta: Silicolloy, a newly developed high silicon over-layering alloy, Technology Reports of the Kansai University, No. 12, pp. 71-76, 1971
- 2) 西内廣志: 特殊鋼の腐食特性, 滋賀県東北部工業技術センター業務報告, 1999

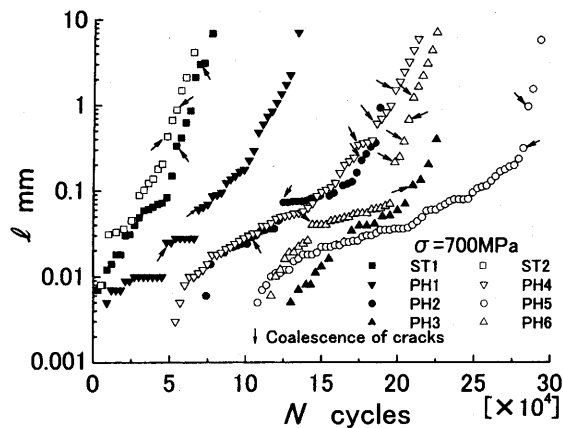


Fig. 10 l-N curves

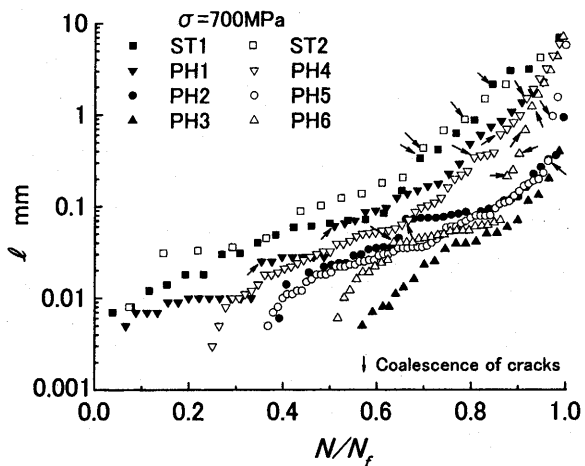


Fig. 11 l-N/N\_f curves

- 3) 皮籠石紀雄・ほか 4 名: A1 合金溶湯鍛造材の微小き裂伝ばに及ぼす微視組織の影響, 日本機械学会論文集, 60-570, pp. 358-363, 1994
- 4) 皮籠石紀雄・ほか 2 名: DP 鋼のき裂伝ば抵抗に及ぼす微視組織の影響, 日本機械学会集, 59-560, pp. 922-926, 1993
- 5) 皮籠石紀雄・ほか 2 名: 疲労における微小き裂伝ば則の適用下限界き裂長さの評価, 日本機械学会論文集, 57-537, pp. 1043-1049, 1991
- 6) 後藤真宏・ほか 4 名: き裂伝ば速度のばらつきと微小き裂伝ば則の関係, 材料, 43-494, pp. 1469-1474, 1994