

## 析出硬化型ステンレス鋼の高温における疲労強度

梶 勇介<sup>1</sup>・豊廣利信

## Fatigue Strength of Precipitation Hardening Stainless Steel at Elevated Temperature

Yusuke HAJI<sup>1</sup> and Toshinobu TOYOHIRO

(Received October 3, 2005)

**Abstract** Rotating bending fatigue tests were carried out to investigate fatigue properties of high silicon stainless steel and SUS630 stainless steel, both of which were precipitation hardening stainless steel. The tests were performed at room temperature and elevated temperature of 400°C. Both static strength, fatigue strength increased on precipitation hardening stainless steel by the aging treatment. The high silicon stainless steel X material increased most on both static strength and fatigue strength among three kinds of steel. The fatigue strength at elevated temperature of 400°C of the high silicon stainless steel X material was intensified further than solution heat treatment material of room temperature in all stress range. Although the initiation site of fracture was the surface of SUS630 stainless steel, it occurred in the specimen surface at high stress levels and the interior at low stress levels in the high silicon stainless steel X material.

**Keywords** [Fatigue, High silicon stainless steel, Elevated temperature, Surface fracture, Internal fracture]

## 1 緒言

近年、工業の進歩とともに、材料に対する要求は次第に過酷になり、高度の機械的性質を持ち、かつ過酷な腐食環境にも耐えるような材料が要求されるようになった。それに応えるために開発された材料の一つが析出硬化型ステンレス鋼である。この析出硬化型ステンレス鋼は、ステンレス鋼の素地の中に微細な金属間化合物を析出させることで鋼の強さを高めた材料であり、JIS では SUS630 等が規定されている。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<sup>1)</sup>。この材料は、現在、連続鋳造用ローラー・軸受等の過酷な熱環境下などで使用されており、その優れた特性から現在、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>、高温環境下での疲労強度についての研究は、ほとんど報告されていない。

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>、時効処理条件を検討した後、高珪素ステンレス鋼及び SUS630 の高温下における回転曲げ疲労試験を行い、両材の高温下での疲労強度特性を調べた。

## 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 A 材 (シリコロイ A2 材、1050°C・1h の溶体化処理材、直径 15 mm)、それよりさらに強度のあるものとして開発された X 材 (シリコロイ X VI 材、1050°C・1h の溶体化処理材、直径 15 mm)、そして SUS630 (1040°C、1h の溶体化処理材、直径 16 mm) であり、表 1 にその化学成分を示す。

表 1 化学成分 (wt. %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	Co	Ta	Ti
A材	0.01	3.56	0.88	0.008	0.003	0.91	6.43	10.36	0.43	0.38	—	—	—
X材	0.009	3.65	0.92	0.006	0.004	1.011	6.6	10.6	1.55	—	4.98	0.726	0.675
SUS630	0.04	0.25	0.91	0.33	0.04	3.31	4.26	15.68	—	0.34	—	—	—

図1に疲労試験片の形状と寸法を示す。機械加工の後、試験片を時効処理し、適切な熱処理が行われたかを確認するために硬さを測定し確認した。さらに、試験片表面の酸化層及び残留応力層を取り除き、表面を精密に仕上げるために試験片表面から約20 $\mu$ m電解研磨により除去した。き裂伝ば挙動を観察する際は、き裂発生箇所を限定するために試験片中央に半径約5mm、深さ約0.2mmの浅い部分切欠きを付けた試験片を用いた。

本材料の時効処理温度と硬さの関係、硬さと時効処理時間の関係を調べ、実験に用いる試験片の時効処理条件を決定した。疲労試験に用いた試験機は、図2に示す高温用の小野式回転曲げ疲労試験機(容量100N $\cdot$ m、繰返し速度約50Hz)であり、実験は、室温及び400 $^{\circ}$ C、大気中で行なった。応力繰返しに伴う試験片表面状態の観察およびき裂長さの測定は、レプリカ法により光学顕微鏡を用いて行なった。破断した試験片の破断面の観察は走査型電子顕微鏡を用いて行なった。

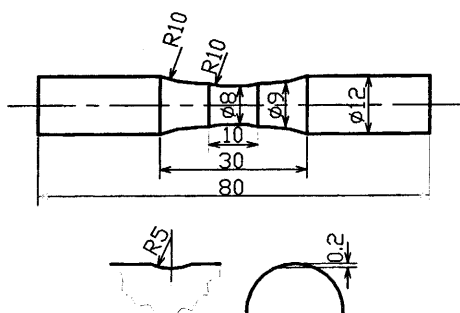


図1 疲労試験片

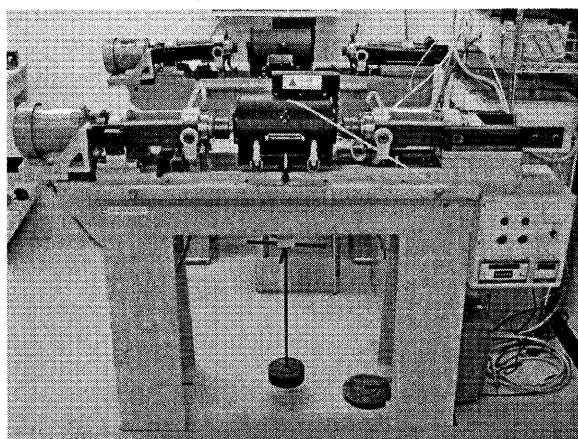


図2 回転曲げ疲労試験機

### 3 実験結果及び考察

各材の時効処理時間1hの場合の時効温度と硬さの関係を図3に示す。温度が上昇するに従い硬度も上昇し、各材共480 $^{\circ}$ Cで最高硬度となる。その後、温度の上昇に従って硬度が下降する。最高硬度はX材が最も高く、以下A材、SUS630の順である。

図4に最高硬度になる480 $^{\circ}$ Cの時効処理温度について硬さと時効時間との関係を調べた結果を示す。高珪素ステンレス鋼A材の場合、時効時間1時間で急激に硬さが向上し、その後6時間まで緩やかに上昇し、それ以降はほぼ一定の硬さを保持する。X材とSUS630の場合は、時効時間1時間で急激に硬さが向上し、それ以降はほぼ一定の硬さを保持する。

図3及び図4の結果から、疲労試験に用いる時効処理条件は、高珪素ステンレス鋼A材は480 $^{\circ}$ Cの6時間時効、高珪素ステンレス鋼X材とSUS630は480 $^{\circ}$ Cの1時間時効とした。

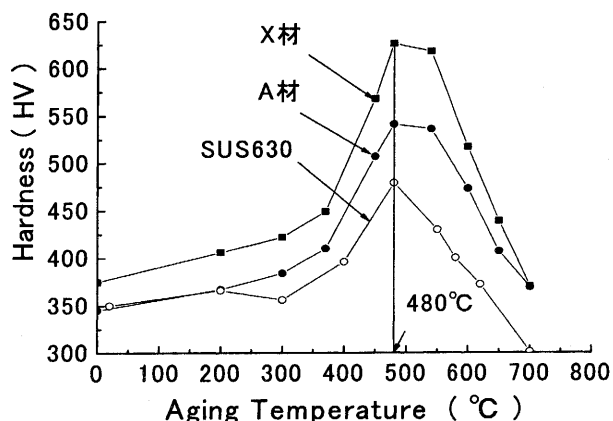


図3 硬さと時効温度の関係

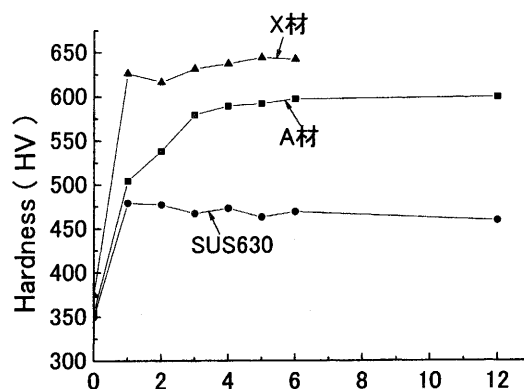


図4 硬さと時効時間の関係

本研究では、これらの時効材と各材の溶体化処理材 (ST 材) を含めた 6 種の試験片を用いて実験を行なった。この 6 種の材料について引張試験を行った結果を表 2 に示す。いずれの材料でも時効処理を行うことにより静強度が上昇した。時効処理した各材の中では X 材が最も高い引張強さとなった。

図 5 に高珪素ステンレス鋼 A 材の S-N 曲線を示す。A 材では時効処理を行なうことにより、室温 (R. T.) での疲労強度は上昇した。また、400°C において、高応力域では、疲労強度の低下はあまり見られず、低応力域では低下するが、全応力範囲で ST 材よりも高強度になった。図中の / は、内部破壊したことを示すが、室温において時効材はどの応力域でも表面き裂発生型の破壊であった。400°C においては高応力域で表面き裂発生型破壊になり、低応力域になると介在物を起点とした内部起点型破壊になった。ST 材においても高応力域では表面き裂発生型破壊で、低応力域になると内部起点型破壊になった。

図 6 に高珪素ステンレス鋼 X 材の S-N 曲線を示す。A 材と同様、時効処理を行なうことにより、室温 (R. T.) での疲労強度は上昇した。また、400°C において、高応力域では、疲労強度の低下はほとんど見られず、低応力域ではやや低下するが、全応力範囲で ST 材よりも高強度になった。図中の / は、内部破壊したことを示すが、室温において時効材は、高応力域では表面き裂発生型破壊で、低応力域では介在物を起点とした内部破壊となった。そして、その中間の領域では両者が混在している。400°C において時効材は、高応力域での破壊はすべて表面き裂発生型破壊で、低応力域になると介在物を起点とした内部破壊になった。ST 材についても高応力域では表面き裂発生型破壊で、低応力域になると内部破壊になった。

図 7 に SUS630 の S-N 曲線を示す。時効処理を行うことにより、室温での疲労強度は上昇した。しかし、高温の 400°C においては全応力範囲で疲労強度が低下し、特に高応力域での疲労強度の低下が著しいことがわかった。どの条件においても疲労破壊形態は表面き裂発生型破壊であった。

疲労試験の結果、高珪素ステンレス鋼 X 材は室温及び 400°C で SUS630 よりも疲労強度が高いことがわかった。また、高珪素ステンレス鋼 A 材は高温下と ST 材において SUS630 に若干劣るが、SUS630 との疲労強度の差はほとんどないことがわかった。また、高珪素ステンレス鋼では、他の高強度鋼<sup>4)</sup> ~ <sup>6)</sup> の場合と同様に疲労破壊形態は、ほぼ高応力・短寿命域では表面起点型破壊、低応力・長寿命域では

表 2 機械的性質

鋼種名	時効硬化処理	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\sigma_B$ MPa	$\sigma_T$ MPa	$\psi$ %
A材	—	939	1169	680	62.2
	480°C-6h	—	1577	1577	0.58
X材	—	1167	1266	860	52.6
	480°C-1h	—	1624	1624	0.4
SUS630	—	1060	1080	589	66
	480°C-1h	1480	1490	970	56.6

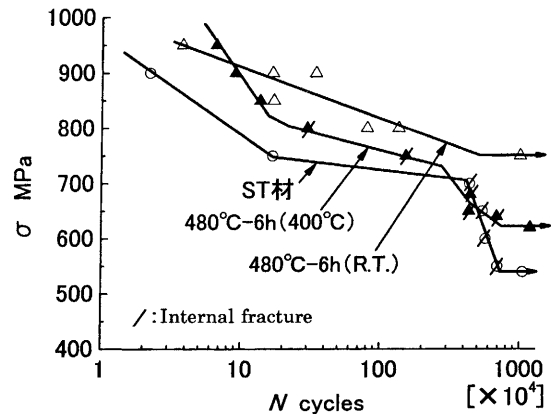


図 5 A材のS-N曲線

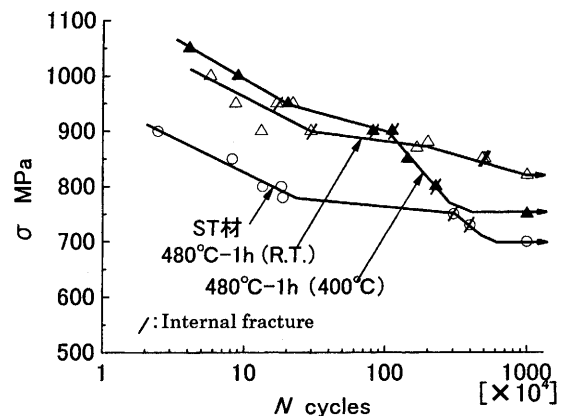


図 6 X材のS-N曲線

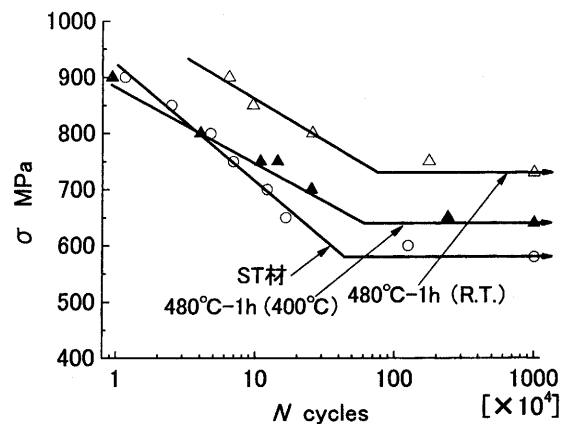


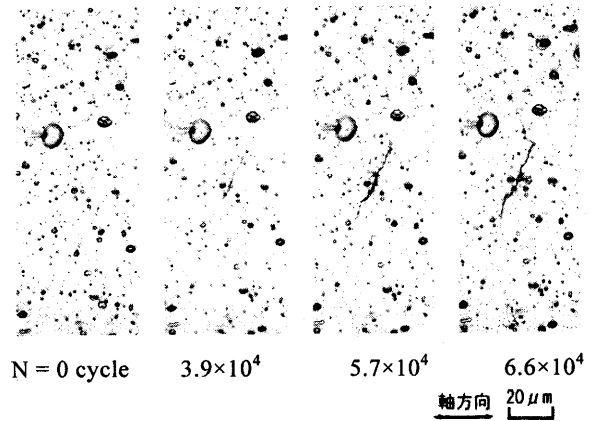
図 7 SUS630のS-N曲線

内部起点型破壊となり、それに起因してS-N曲線が二段に折れ曲がることわかった。

図8に室温と400℃におけるX材の破断面のSEM写真を示す。それぞれ(a)が表面き裂発生型破壊、(b)が内部起点型破壊であることがわかる。(c)は(b)の中心にある介在物を拡大した写真である。この介在物を起点として内部破壊が生じたことがわかる。介在物の大きさとしては10μmから20μm位まで様々な大きさのものがあつた。

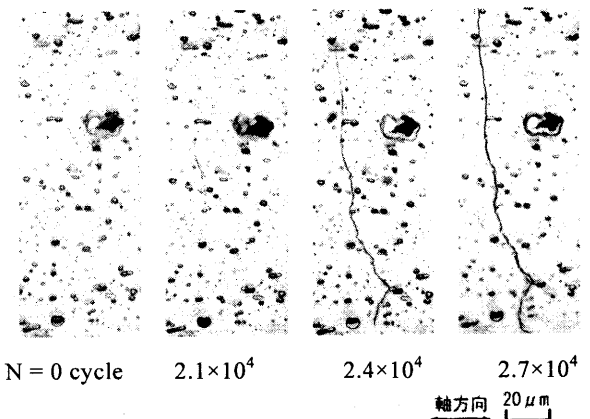
図9は室温、図10は400℃における高珪素ステンレス鋼X材の疲労き裂の伝ばの様子を示すレプリカ写真である。図11に室温における各時効材のき裂伝ば曲線を示す。

室温でのA材とX材はき裂発生から伝ばまで、ほぼ同じ傾向を示し、き裂長さが0.1mmを過ぎると、急速に伝ばし、破壊していることから、安定成長するき裂長さの下限界が短いことがわかった。室温でのSUS630は他と比べてき裂の発生が遅れている。また、各時効材ともき裂長さが小さい間は、他の鉄鋼材料と同様<sup>7)</sup>、き裂の停滞現象が見られたが、き裂長さが長くなると停滞現象が消失した。



(時効材, 室温,  $\sigma = 900\text{MPa}$ ,  $N_f = 6.68 \times 10^4$ )

図9 高珪素ステンレス鋼X材の疲労き裂伝ば



(時効材, 400°C,  $\sigma = 950\text{MPa}$ ,  $N_f = 3.62 \times 10^4$ )

図10 高珪素ステンレス鋼X材の疲労き裂伝ば

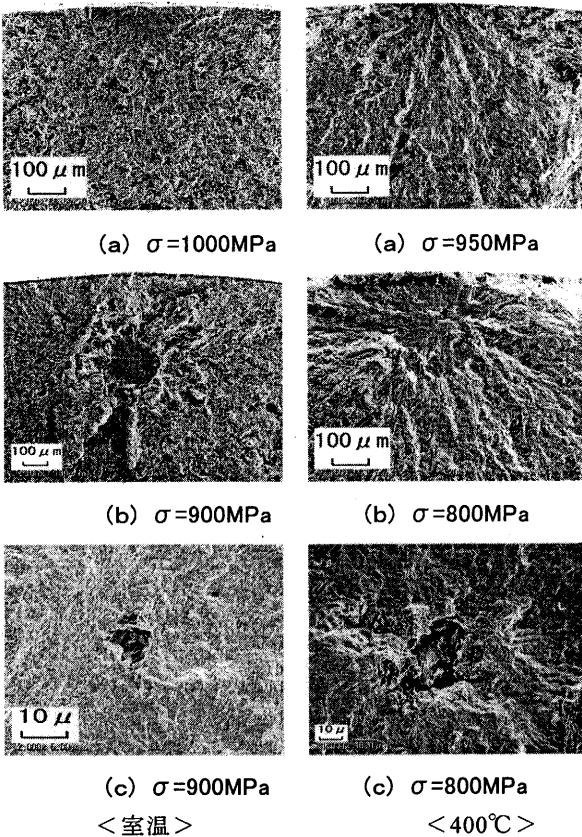


図8 高珪素ステンレス鋼X材の破面写真

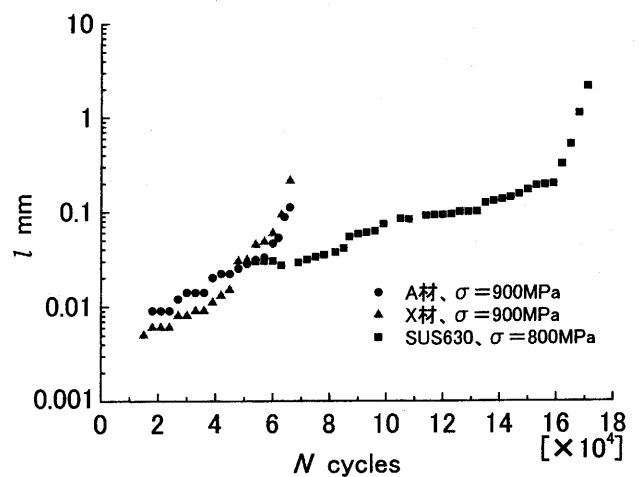


図11 き裂伝ば曲線 (室温)

図 12 に 400°Cにおける各時効材のき裂伝ば曲線を示す。400°Cにおいては、3 種のステンレス鋼とも、き裂は 1 mm 以上になっても比較的安定的に成長しており、材料間のき裂伝ば速度の差は小さい。室温と比べてみると、き裂の停滞現象は見られず、急速に伝ばしていることが分かる。

図 13 は室温、図 14 は 400°Cにおける各時効材のき裂の長さ $l$ と破断寿命  $N_f$  を基準とした相対繰返し数  $N/N_f$  の関係を示したものである。室温においては、3 種のステンレス鋼とも発生寿命が 2 割から 3 割程度あった。400°Cにおいては、各時効材とも発生寿命比が大きく 6 割近くに達した。

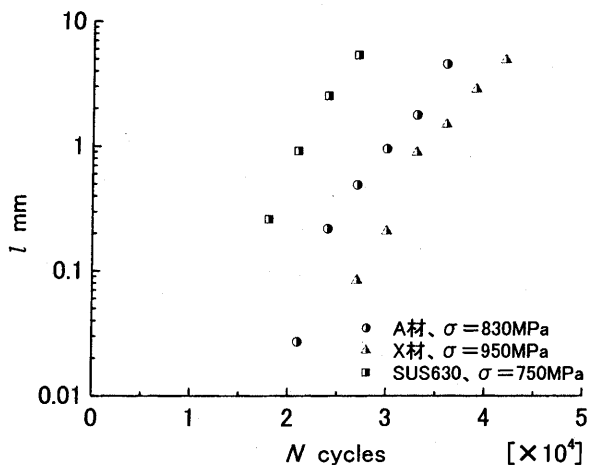


図 12 き裂伝ば曲線 (400°C)

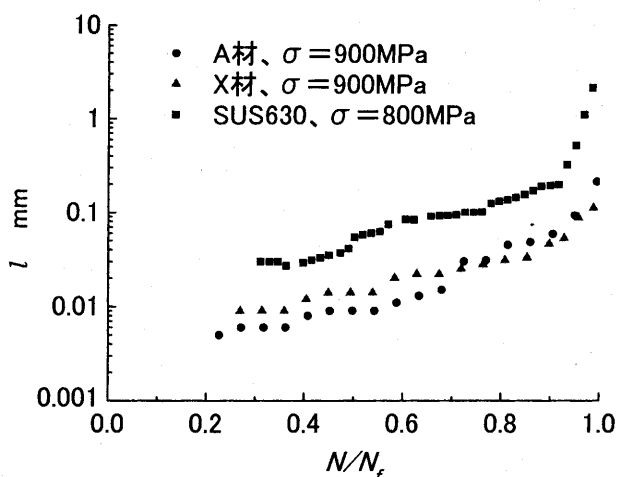


図 13 き裂伝ば曲線 (室温)

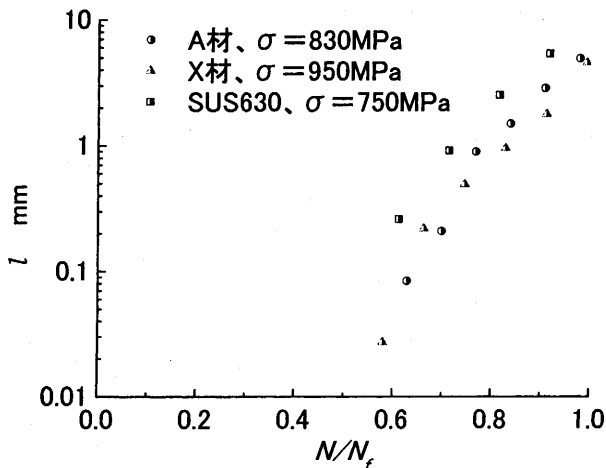


図 14 き裂伝ば曲線 (400°C)

#### 4 結論

析出硬化型ステンレス鋼の高珪素ステンレス鋼 A 材、X 材及び SUS630 の室温及び 400°C における回転曲げ疲労試験を行い、高温下での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、静強度、疲労強度共に上昇する。
- (2) 三種の析出硬化型ステンレス鋼の中では、高珪素ステンレス鋼 X 材が静強度、疲労強度ともに最も高い。
- (3) 高珪素ステンレス鋼 X 材と A 材の 400°C における疲労強度は、室温と比べ、高応力域では、疲労強度の低下はほとんど見られず、低応力域では低下するが、全応力範囲で ST 材よりも高強度になる。
- (4) 高珪素ステンレス鋼 X 材は、室温、400°C ともに、高応力域での破壊はすべて表面き裂発生型破壊で、低応力域になると介在物を起点とした内部起点型破壊になる。
- (5) 高珪素ステンレス鋼 A 材は、時効材では室温においてどの応力域でも破壊は表面き裂発生型である。400°C においては高応力域で表面き裂発生型破壊になり、低応力域になると内部起点型破壊になる。
- (6) SUS630 は、いずれの条件においても疲労破壊形態は表面き裂発生型である。
- (7) 高珪素ステンレス鋼 X 材、A 材共に、発生したき裂の長さが 0.1 mm を過ぎると、急速に伝ばし、破壊していることから、安定成長するき裂長さの下限界が短いことがわかった。

- (8) 各時効材の室温の場合、全寿命の8割がき裂の伝ば寿命であるのに対し、高温の場合、き裂の発生寿命比が6割と大きい。

## 謝 辞

最後に、本研究を進めるにあたり、試験片等の製作及び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厚く御礼申し上げます。また、試験機に設置した電気炉制御器の設計製作に多大なご協力を頂きました技術専門職員の中村美和様に深く感謝致します。

## 参考文献

- 1) K. Ohta: Silicolloy, a newly developed high silicon over-laying 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
- 3) 皮籠石紀雄・ほか4名: Al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) 椎名貴弘・ほか3名: 高強度鋼の疲労破面に及ぼす大気/高真空/材料内部環境の影響, 材料, 51-6, pp. 673-680, 2002
- 5) 皮籠石紀雄・ほか4名: マルエージング鋼の疲労強度に及ぼす窒化条件の影響, 材料, 52-11, pp. 1331-1336, 2003
- 6) 森野数博・ほか4名: ラジカル窒化した SNCM439 鋼の疲労強度に及ぼす化合物層の影響, 日本機械学会論文集, 69-686, pp. 1490-1496, 2003
- 7) 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