

© 1985 ISIJ

鑄造 Ni 基超合金の高温低サイクル疲労に及ぼす強度と延性の影響

論文

小野寺秀博*・呂 芳一*・山県 敏博*²・山崎 道夫*

The Effect of Tensile Strength and Ductility on High Temperature Low Cycle Fatigue of Cast Ni-base Superalloys

Hidehiro ONODERA, Yoshihito RO, Toshihiro YAMAGATA and Michio YAMAZAKI

Synopsis :

The effect of tensile strength and ductility on high temperature low cycle fatigue of cast Ni-base superalloys was studied. The main results obtained are as follows :

(1) At total strain ranges above 0.01, where plastic fatigue was dominant, fatigue lives of high ductility alloys (MM247 as cast and HT, IN738LC as cast, TM-321 HT, HT standing for heat-treated) were longer than those of low ductility alloys (TM-185 as cast, TM-49 as cast). At total strain ranges below 0.005, where elastic fatigue was dominant, fatigue lives of high strength alloys (TM-185 as cast, TM-321 as cast and HT, MM247 as cast and HT) were longer than those of low strength alloy (IN738LC as cast).

(2) High temperature low cycle fatigue lives of cast Ni-base superalloys could be roughly estimated by the Universal Slope method combined with 10% rule.

(3) Fatigue crack was considered to initiate at the surface-connected grain boundary, and crack propagation was mixture of intergranular and transgranular types.

(4) In the long life range, preferential oxidation of surface-connected grain boundaries was considered to reduce fatigue life.

1. 結 言

航空機のジェットエンジンや発電用タービン等の高温部材は、機器の起動と停止に伴い、繰り返し熱歪みを受ける。そのため、機器を設計する際、合金材料の高温低サイクル疲労特性が重要な因子となっている。

高温機器に適した合金材料の選択あるいは開発を行うためには、引張強度、延性等の材料特性と高温低サイクル疲労寿命の関係をj知ることは有益であり、従来、引張試験による材料特性から高温低サイクル疲労寿命を推定しようとする試みは数多くなされている^{1)~3)}。なかでも、MANSON の Universal Slope 法¹⁾は、極めて単純な寿命推定式であり、工学的にも有用なものと考えられる。

従来、高温低サイクル疲労に関する報告⁴⁾⁵⁾は多く、塑性歪みの蓄積による損傷、クリープ損傷及び酸化の影響が相互に関連した現象であるため、合金の種類及び試験条件に大きく依存することが明らかにされている。しかし、タービンブレード用材料である鑄造 Ni 基超合金に関して、材料特性の高温低サイクル疲労に及ぼす影響を系統的に調べた報告は少ない。

そこで、本研究では、高温引張強度及び引張延性の異なる5種類の鑄造 Ni 基超合金を用いて、高温低サイクル疲労寿命と材料特性の関係を検討するとともに、MANSON の Universal Slope 法の適用性についても考察した。また、き裂の発生と伝ばについて、金属組織的に検討するとともに、これらに及ぼす酸化の影響について考察を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

用いた合金は、高温引張強度及び引張延性の大きく異なる5種類の鑄造 Ni 基超合金で、Table 1 に組成を示す。なお、TM-49、TM-185 及び TM-321 合金は、合金設計法⁶⁾⁷⁾を用いて開発された合金である。

高周波真空溶解により、50 kg のインゴットを作製し、これを真空中で再溶解して、精密鑄造により、Fig. 1 に示す形状の高温低サイクル疲労試験片を作製した。結晶粒径は、各合金とも約 1 mm に調整した。一部、組織観察用に約 3 mm の粒径のものを作製した。

試験は原則として As Cast 材について行い、一部実用的な熱処理 (1 080°C × 4 h → AC + 870°C × 20 h → AC)

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 5 月 8 日受付 (Received May 8, 1984)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku 153)

*² 金属材料技術研究所 理博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical compositions. (wt%)

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb	Hf	C	B	Zr	Ni
TM-49	11.9	12.1	—	8.8	3.2	5.7	—	—	—	0.11	0.01	0.10	bal.
TM-185	7.9	4.8	—	12.9	4.5	3.5	3.3	—	1.2	0.11	0.01	0.09	bal.
TM-321	8.2	8.1	—	12.6	5.0	0.8	4.7	—	0.9	0.11	0.01	0.05	bal.
IN738LC	8.3	16.0	1.8	2.5	3.5	3.5	1.7	0.8	—	0.09	0.01	0.03	bal.
MM247	10.0	8.3	0.7	10.0	5.5	1.0	3.0	—	1.6	0.15	0.02	0.05	bal.

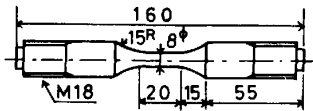


Fig. 1. Low cycle fatigue specimen. (mm)

を施した材料について行つた。また酸化の影響について検討するため、 $900^{\circ}\text{C} \times 192\text{h}$ の大気中酸化処理を施した材料及び $900^{\circ}\text{C} \times 192\text{h}$ の真空中熱処理を施した材料について試験を行つた。

2.2 高温低サイクル疲労試験及び高温引張試験

高温低サイクル疲労試験は、容量 10 t の油圧サーボ疲労試験機を用いて、全歪み範囲一定の歪み制御で行い、波形は対称三角波とした。試験温度は 900°C 、周波数は 0.0083 Hz とし、 $0.003 \sim 0.02$ の種々の全歪み範囲で試験を行つた。

破断後の試験片について、き裂の発生及び伝ば経路の検討を行うため、光学顕微鏡及び走査電顕により組織観察を行つた。

高温引張試験は、高温低サイクル疲労試験と同一の試験片及び装置を用いて、変位制御により、 900°C で行つた。歪み速度は、疲労試験における全歪み範囲が 0.01 の場合と等しい $1.7 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ で行つた。

3. 結果及び考察

3.1 試験前組織

各合金とも、マトリックスは γ で、微細な γ' が析出しており、結晶粒界及びデンドライト間に晶出した共晶 γ' 及び MC 、 M_{23}C_6 などの炭化物からなる組織である (Photo. 1, (a)~(f) 参照)。 γ' 量が約 50% の IN738LC (d) では、共晶 γ' は少ないが、 γ' 量が約 75% の TM-185 (b) では多量の共晶 γ' が存在し、その形状も大きい。また、共晶 γ' の周囲に多くのマイクロポロシティが観察される。TM-49 (a)、TM-321 (c) 及び MM 247 (e) の γ' 量は約 65% で、共晶 γ' の大きさ及び量は、TM-185 及び IN738LC の中間の状態である。TM-321 の熱処理材 (f) では、As Cast 材 (c) に比べて、共晶 γ' の量は減少してお

Table 2. Tensile properties at 900°C . ($\dot{\epsilon} = 1.7 \times 10^{-4}\text{ s}^{-1}$)

Alloy	Condition	0.2% proof stress (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (%)	Young's modulus (kgf/mm ²)
TM-49	as cast	57.4	66.0	2.6	17.0×10^3
TM-185	as cast	64.0	73.7	2.2	17.6 "
TM-321	as cast	59.7	69.6	3.1	15.8 "
	HT	55.4	67.9	7.1	17.7 "
IN738LC	as cast	44.9	50.9	4.4	15.5 "
MM247	as cast	56.9	67.5	5.7	16.5 "
	HT	54.4	67.5	6.3	17.7 "

HT: $1080^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h} - \text{AC} + 870^{\circ}\text{C} \times 20\text{ h} - \text{AC}$

り、形状も小さくなつている。

3.2 高温引張特性

各合金の 900°C における高温引張特性を Table 2 に示す。鋳造 Ni 基超合金の強度及び延性は γ' 量の影響を大きく受けると報告されている⁶⁾。本研究でも、このことが確認された。すなわち、 γ' 量が最も多い TM-185 の強度は、5 合金中で最高であるが、延性は最も低い。また、 γ' 量が最も少ない IN738LC の強度は、5 合金中最低であるが、延性は As Cast 材の中では高い。中間の γ' 量の TM-49、TM-321 及び MM 247 は、TM-185 と IN738LC の中間の強度及び延性を示した。また、TM-321 の熱処理材で As Cast 材に比べ大幅な延性の向上が見られる。この延性の向上は、3.1 の組織との対応から、粗大な共晶 γ' の減少及び微細化に起因するものと考えられる。これらの強度及び延性の相違が、高温低サイクル疲労に及ぼす影響について検討を行つた。

3.3 高温低サイクル疲労特性

歪みの繰り返しに伴う応力範囲の変化を、全歪み範囲 0.005 の場合について、Fig. 2 に示す。各合金とも、応力範囲は繰り返し数とともにやや減少する傾向が見られる。これは、 900°C という高温のため回復が生じ、繰り返し硬化が起こらないものと考えられる。この傾向は、全歪み範囲が変化しても変わらなかつた。また、応力範囲は、高温引張強度の大きいものほど大きくなつており、両者はよく対応している。本研究では、破断寿命として、巨視的なき裂の発生に対応すると考えられる、応力範囲が急激に低下し始める繰り返し数 (N_c) を用いた。

各合金の高温低サイクル疲労寿命と全歪み範囲の関係を Fig. 3 に示す。As Cast 材の場合、全歪み範囲が

† ここでいう γ' 量は、合金設計プログラム⁶⁾⁷⁾で計算した値で、 700°C 程度の比較的低温で、 γ' がほぼ完全に析出した状態での量を示す。

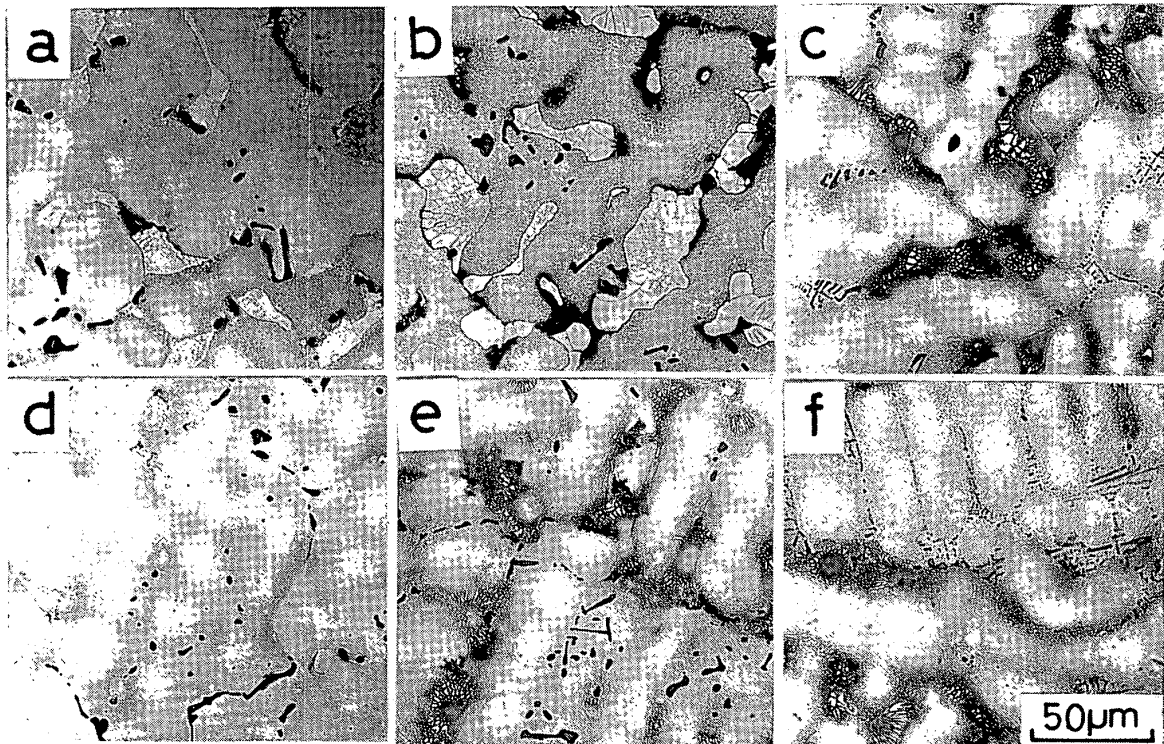


Photo. 1. Microstructures of as cast TM-49 (a), TM-185 (b), TM-321 (c), IN738LC (d), MM247 (e) and heat treated TM-321 (f) etched by glycerina.

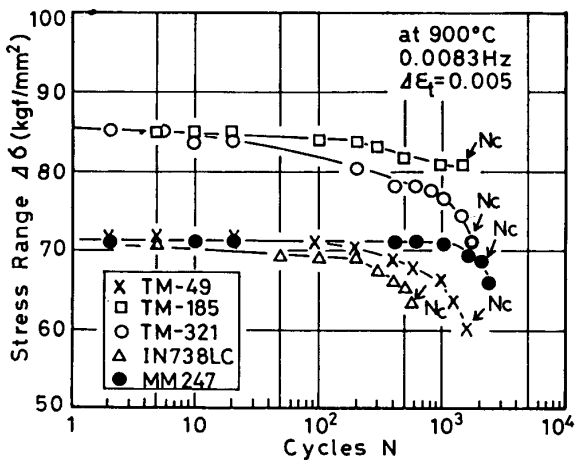
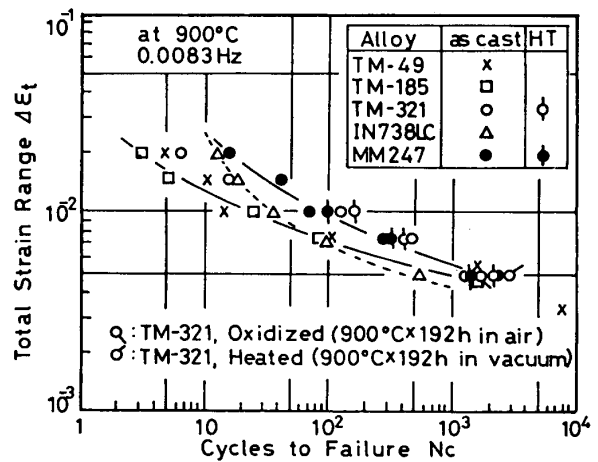


Fig. 2. Stress range vs. N_c curves.

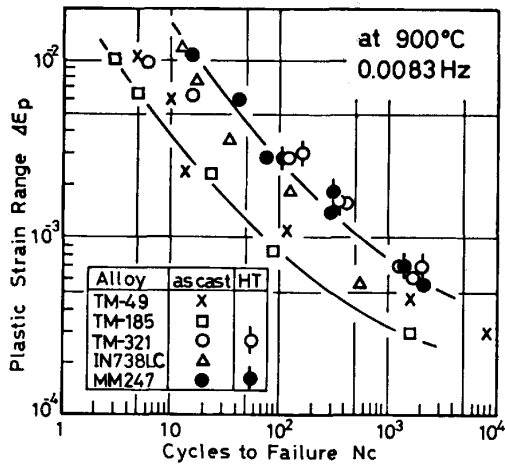


HT: 1 080°C×4h→AC+870°C×20h→AC.
Fig. 3. Total strain range vs. N_c .

0.01 以上の高歪み領域では、TM-185, TM-49, TM-321, IN738LC, MM 247 の順で疲労寿命は長くなっている。また、TM-321 の熱処理材の寿命は、As Cast 材に比べ長くなっている。これは、高温引張試験における延性の大きさの順位と極めて良く一致している。全歪み範囲が小さくなると、低強度材である IN738LC と高強度材の TM-185 の寿命は交差し、全歪み範囲 0.005 では逆転している。以上の結果から、高温低サイクル疲労寿命は、全歪み範囲 0.01 以上の高歪み領域では高延性材が優れており、全歪み範囲 0.005 以下の低歪み領

域では、高強度材が優れていることが明らかにされた。

寿命の 1/2 の繰り返し数における、応力-歪みループから求めた塑性歪み範囲及び弾性歪み範囲と疲労寿命の関係を Fig. 4, 5 に示す。同一の塑性歪み範囲で比較すると、高延性材の TM-321 熱処理材, MM 247 As Cast 材及び熱処理材、及び IN738LC の寿命が長く、低延性材の TM-49 及び TM-185 の寿命は短い (Fig. 4 参照)。従つて、全歪み範囲の中で塑性歪み範囲が支配的となる高歪み域では、高延性材の寿命が長くなるものと考えられる。また、同一の弾性歪み範囲で比較すると、



HT : 1 080°C×4h→AC+870°C×20h→AC.
Fig. 4. Plastic strain range vs. N_c .

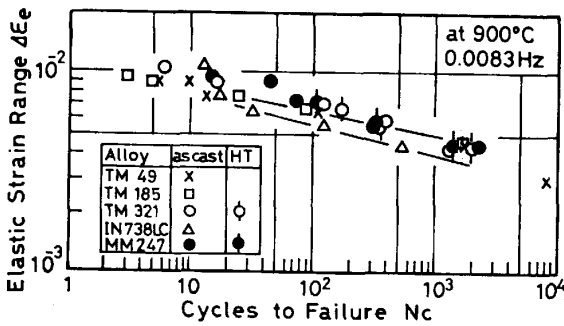


Fig. 5. Elastic strain range vs. N_c .

特に長寿命側(弾性歪み範囲の小さい領域)で, TM-321, MM 247, TM-185 等の高強度材の寿命が長く, 低強度材の IN738LC の寿命は短い (Fig. 5 参照). 従つて, 全歪み範囲の中で弾性歪み範囲が支配的となる低歪み領域では, 高強度材の寿命が長くなるものと考えられる.

3.4 Universal Slope 法による寿命予測

合金の強度及び延性から低サイクル疲労寿命を予測する方法として, (1) で表される MANSON の Universal Slope 法¹⁾がある.

$$\Delta \epsilon_t = D^{0.6} \cdot N_f^{-0.6} + \frac{3.5 \cdot \sigma_B}{E} \cdot N_f^{-0.12} \dots \dots \dots (1)$$

- N_f : 破断寿命
- $\Delta \epsilon_t$: 全歪み範囲
- D : 真破断延性 (=ln (100/(100-φ)))
- φ: 断面収縮率 (%)
- σ_B : 引張強度 (kgf/mm²)
- E : ヤング率 (kgf/mm²)

(1) 式の右辺第 1 項は塑性歪み範囲に対応し, 第 2 項は弾性歪み範囲に対応する. MANSON⁸⁾ は, 高温における低サイクル疲労においては, クリープ及び酸化の影響があるため, (1) 式の 1/10 の寿命で表されるとした.

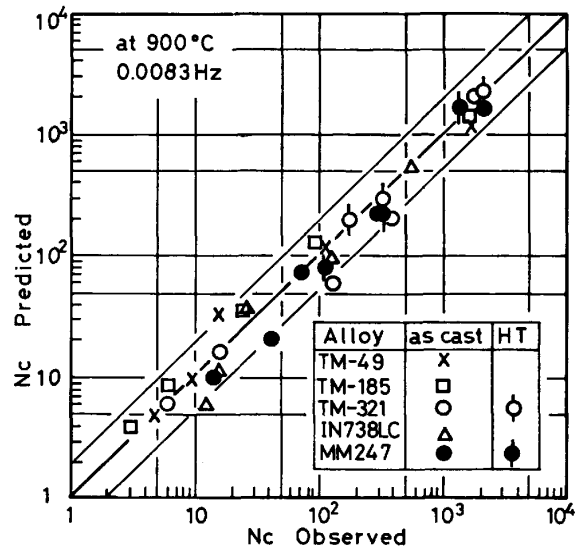


Fig. 6. High temperature low cycle fatigue data correlation using the Universal Slope method combined with 10% rule.

これは 10% 則と呼ばれ, 次式で表される.

$$\Delta \epsilon_t = D^{0.6} \cdot (10 N_f)^{-0.6} + \frac{3.5 \cdot \sigma_B}{E} \cdot (10 N_f)^{-0.12} \dots \dots \dots (2)$$

本研究における試験温度は, 900°C の高温であり, また周波数も 0.0083 Hz と低いので, クリープと酸化の影響が大きいものと考えられる. そこで, (2) 式の 10% 則を用いて, MANSON の Universal Slope 法による寿命推定を行い, 本研究の結果との比較を行った.

各合金について, Table 2 に示した高温引張特性を用いて, (2) 式から 10% 則による推定寿命を求め, 実測値と比較した (Fig. 6 参照). ただし, 鋳造 Ni 基超合金は延性が低く, 断面収縮率 (φ) の測定は誤差が大きいため, 破断伸びの値を用いた. すべての実測値は, 推定寿命の 1/2 倍と 2 倍の間に存在し, 両者は極めて良く一致している. この結果から, 試験温度 900°C, 周波数 0.0083 Hz の条件下では, MANSON の Universal Slope 法の 10% 則で, 鋳造 Ni 基超合金の高温低サイクル疲労寿命が極めて良い精度で推定できることがわかった. (2) 式から, 全歪み範囲の中で塑性歪み範囲が支配的になる高歪み領域では高延性材 (MM 247 As Cast 材及び熱処理材, TM-321 熱処理材, IN738LC) の寿命が優れ, 弾性歪み範囲が支配的になる低歪み領域では, 高強度材 (TM-185, TM-321 As Cast 材及び熱処理材) の寿命が優れていることが理解される.

Universal Slope 法の寿命推定の精度をさらに検討するため, (2) 式から推定される塑性歪み範囲及び弾性歪み範囲と Fig. 4 及び 5 に示される実測値との比較を行った.

Table 3. Parameters in the Universal Slope method combined with 10% rule, which are calculated using tensile properties, and parameters in the equations at the bottom of the table obtained from Fig. 4 and 5.

Alloy	Condition	Parameters for Universal Slope method				Parameters obtained from Fig. 4 and 5			
		a	b	c	d	a	b	c	d
TM-49	as cast	2.81×10^{-2}	-0.6	1.03×10^{-2}	-0.12	1.57×10^{-2}	-0.49	1.09×10^{-2}	-0.12
TM-185	as cast	2.54	"	1.12	"	1.57	-0.57	1.05	-0.11
TM-321	as cast	3.07	"	1.17	"	2.38	-0.47	1.38	-0.15
	HT	5.24	"	1.02	"	5.72	-0.58	1.78	-0.19
IN738LC	as cast	3.79	"	0.87	"	7.59	-0.79	1.07	-0.14
MM247	as cast	4.42	"	1.09	"	4.86	-0.59	1.48	-0.16
	HT	4.87	"	1.01	"	4.51	-0.57	1.81	-0.20

$\Delta\epsilon_p = a \times (N_c)^b, \Delta\epsilon_e = c \times (N_c)^d$

各合金について、Fig. 4 及び 5 から、塑性歪み範囲 ($\Delta\epsilon_p$) 及び弾性歪み範囲 ($\Delta\epsilon_e$) と N_c の関係を次式の形に近似した。

$\Delta\epsilon_p = a \cdot N_c^b, \Delta\epsilon_e = c \cdot N_c^d$ (3)
 a, b, c, d : 定数

各定数に対応する、10% 則における ((2)式) 係数は次のとおりである。

$$\begin{cases} a = D^{0.6} \cdot 10^{-0.6} \\ b = -0.6 \\ c = \frac{3.5 \cdot \sigma_B}{E} \cdot 10^{-0.12} \\ d = -0.12 \end{cases}$$
 (4)

(3) 式の各係数及び高温引張特性から計算した(4)式の値を Table 3 に示す。TM-185 及び MM 247 As Cast 材では、(2)式の推定値は塑性歪み範囲及び弾性歪み範囲をかなり良い精度で推定していることがわかる。しかし、他の合金の場合は、各係数の推定値と実測値にかなりの差がみられる。従つて、MANSON の 10% 則は、全歪み範囲における、塑性歪み範囲及び弾性歪み範囲の内訳までを精度良く推定するものではない。また、10% 則による推定寿命が実測値と良く一致することは、本研究の試験条件においてはクリープ及び酸化の影響が大きいことを示している。クリープ及び酸化の影響は、試験条件により大きく変化するため、あらゆる試験条件で Universal Slope 法の 10% 則が精度の良い推定寿命を与えるものとは考えられない。しかし、比較的簡単に求められる高温引張特性から寿命推定を行い、合金間の比較を行つて、耐熱部材に適した合金を選択する目安を得ることが可能であり、合金開発を行う場合あるいは高温機器の設計に極めて有効な手法と考えられる。

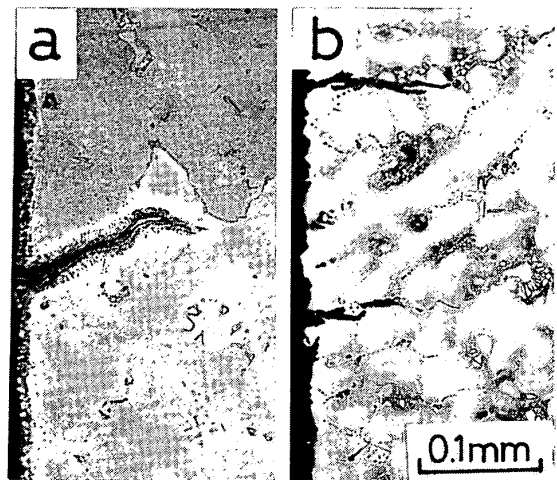
铸造 Ni 基超合金の高温低サイクル疲労におけるクリープと酸化の影響については、IN738LC 合金に関して、850°C において、大気中では寿命に歪み速度依存性が見られたが、真空中では見られなかつたという報告⁹⁾があり、クリープよりも酸化の影響が大きいものと考えられ

る。そこで、本研究では、3.7 項で酸化の影響について検討を行つた。しかし、歪み速度及び温度条件によつては、クリープの影響も大きくなることが考えられ、詳細は今後の課題である。

3.5 き裂の発生及び伝ば

従来、铸造 Ni 基超合金の高温低サイクル疲労においては、き裂は試験片の表面で発生し、その際、主として表面の結晶粒界で発生するという報告¹⁰⁾¹¹⁾と、粒界に関与しない場所でも観察されるという報告¹²⁾がある。本研究においても、破断した試験片の表面近傍 (Photo. 2) に多数の微小なき裂が観察されることから、き裂は試験片表面で発生したものと考えられる。微小なき裂は表面近傍の結晶粒界 (Photo. 2(a)) 及び粒内 (Photo. 2(b)) に観察された。このき裂と表面の結晶粒界の関係をさらに検討するため、TM-185 合金について、結晶粒径の大きい(約 3 mm) 試験片を作製し、疲労試験を行い、表面観察を行つた。

36000 サイクルで中断した試験片の表面には、周囲



(a) Intergranular crack initiation : IN738LC as cast, $\Delta\epsilon_e = 0.005, N_c = 550$.
 (b) Transgranular crack initiation : TM-321 as cast, $\Delta\epsilon_e = 0.01, N_c = 121$.

Photo. 2. Two types of crack initiation.

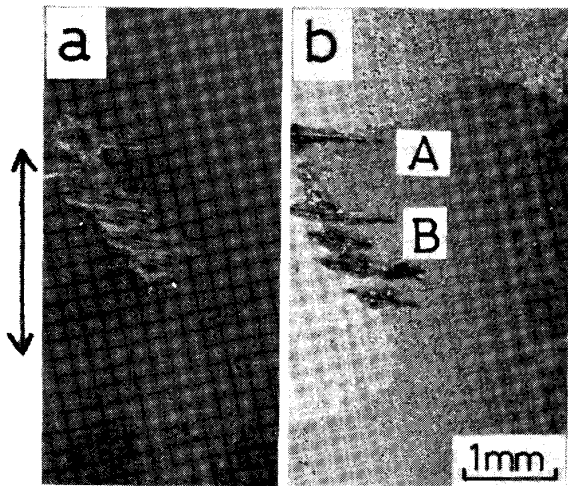


Photo. 3. (a) Surface ridges observed in the specimen of as cast TM-185 after 3600 cycles under $\Delta\varepsilon_t=0.003$.

(b) Same area as (a) after polished and etched by $9\text{HCl}+1\text{H}_2\text{O}_2$. Transgranular crack (A) and intergranular cracks (B) are observed.

Arrow indicates stress direction.

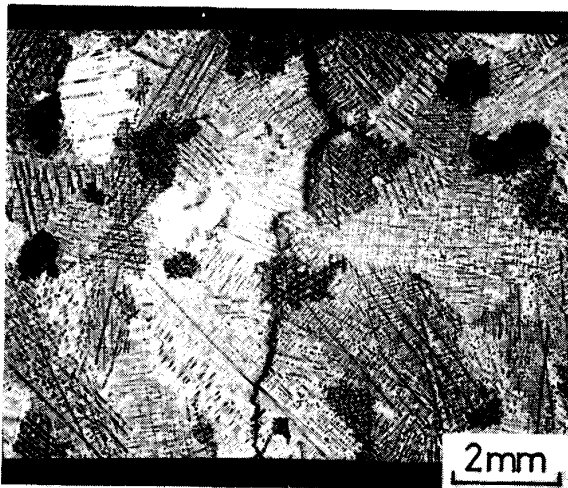


Photo. 4. Crack propagation in a fractured specimen of as cast TM-49. $\Delta\varepsilon_t=0.005$, $N_c=1880$.

に酸化物が盛り上がった微小なき裂が多数観察された (Photo. 3, (a)). 研磨後、腐食して同一場所を観察すると、微小なき裂はいずれも表面の結晶粒界に参与していることがわかった。すなわち、応力軸と垂直な結晶粒界で割れている例 (Photo. 3, (b) の A) 及び応力軸と平行に近い結晶粒界を起点として、粒内に割れが進行している例 (Photo. 3, (b) の B) が観察された。Photo. 2 に示した、表面近傍の結晶粒界に参与しないように見えるき裂も、Photo. 3, (b) の B に示したき裂を垂直方向に切断して観察しているもので、起点は結晶粒界であると考えられる。以上のことから、き裂は表面の結晶粒界で発生するものと考えられる。

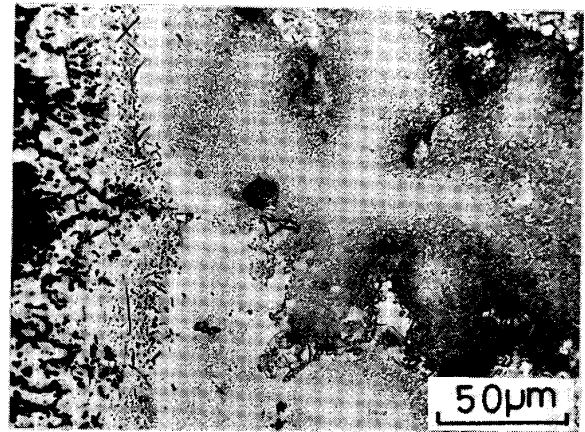


Photo. 5. Oxidation at the surface connected grain boundary. TM-49 as cast, $\Delta\varepsilon_t=0.003$, $N_c=8550$.

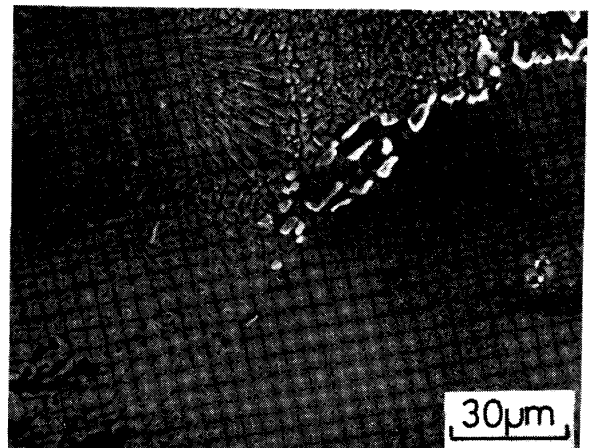


Photo. 6. SEM micrograph showing grain boundary structure near surface. TM-49 as cast, $\Delta\varepsilon_t=0.003$, $N_c=8550$.

き裂の伝ば経路を明らかにするため、破断した試験片の破断部をつき合わせて組織観察を行った (Photo. 4)。各合金とも、き裂の伝ばは、表面近傍では粒界を通る頻度が高いが、内部では粒界及び粒内割れの混合型である。以上の結果から、き裂は試験片表面の結晶粒界から発生し、その後は、き裂先端の応力集中により、粒界及び粒内を問わずに伝ばすることが明らかにされた。

3.6 酸化の影響

破断後の試験片の表面近傍では、結晶粒界が優先的に酸化しており (Photo. 5)、脱 γ' 相が粒界にくい込んでいるのが観察された。また、粒界の炭化物は表面近傍で消失している (Photo. 6)。このような、酸化及び炭化物の消失により強度の低下した表面の結晶粒界から割れが発生すると考えられ、長寿命側ほど酸化の影響が大きいと考えられる。そこで、TM-321 合金を用いて、約 6000 回の繰り返し数に相当する $900^\circ\text{C}\times 192\text{h}$ の予備酸化を行い、高温低サイクル疲労寿命に及ぼす予備酸化

の影響について検討した。また、予備酸化中の内部組織変化が寿命に及ぼす影響を知るため、 10^{-4} Torr の真空中で同一 h 加熱した試験片についても試験を行った。結果は Fig. 3 に示してある。酸化材の寿命は、As Cast 材に比べて低下が見られない。しかし、真空熱処理材の寿命は、As Cast 材の約 1.5 倍に増加しており、酸化処理中の内部組織変化は寿命増加の要因となつていことがわかる。従つて、純粋な予備酸化の影響としては、酸化材と真空熱処理材の寿命を比較すべきであり、酸化が寿命低下の要因となつていことは明らかである。

最近、酸化の影響を寿命予測式に取り入れようとする試みがいくつか報告されている¹³⁾¹⁴⁾。しかし、本研究で明らかにした、酸化による表面近傍の結晶粒界における組織変化まで考慮したものではなく、現象を正確に反映しているとは言いがたい。酸化の影響を定量的に評価するためには、本研究で明らかにした表面の結晶粒界の酸化による組織変化とき裂発生との関係を詳細に検討し、さらにこのような粒界の優先酸化挙動と変動応力の関係を明らかにする必要がある、この点は今後の課題と考えられる。

4. 結 論

鑄造 Ni 基超合金の高温低サイクル疲労寿命に及ぼす強度と延性の影響について検討を行った。また、き裂の発生と伝ばについて金属組織的な検討を行った。その結果、以下の結論を得た。

(1) 鑄造 Ni 基超合金の高温低サイクル疲労寿命は、合金の高温引張特性に大きく依存する。すなわち、全歪み範囲の中で、塑性歪み範囲が支配的となる 0.01 以上の高い全歪み範囲の領域では、高延性材 (MM 247 As Cast 材及び熱処理材, TM-321 熱処理材, IN738-LC) の寿命が優れており、弾性歪み範囲が支配的となる 0.005 以下の低い全歪み範囲領域では、高強度材 (TM-185, TM-321 As Cast 材, MM 247 As Cast 材及び熱処理材) の寿命が優れている。

(2) 鑄造 Ni 基超合金の高温低サイクル疲労寿命は、大まかな目安として、MANSON の Universal Slope 法の 10% 則で寿命予測を行うことが可能である。

(3) き裂は、表面の結晶粒界から発生し、その後の

伝ばは粒界と粒内の混合型である。

(4) 長寿命領域では、表面の結晶粒界の優先的な酸化が生じ、寿命低下の要因となる。

終わりに、疲労試験片の鑄造に多大な協力をいただいた当研究所の溶解圧延班、特に本多均一、佐久間信夫両技官に心から感謝の意を表します。また、有益な討論をしていただいた当研究所の疲れ試験部第 1 試験室長金澤健二博士に感謝の意を表します。なお、本研究は、通産省工業技術院の「ムーンライト計画」の一環としてなされたものである。

文 献

- 1) S. S. MANSON: *Exper. Mechanics*, 5 (1965), p. 193
- 2) L. F. COFFIN: *Proc. 2nd Int. Conf. Fracture* (1969), p. 643
- 3) W. J. OSTERGREN: *J. Testing Evaluation*, 4 (1976), p. 327
- 4) S. D. ANTOROVICH, P. DOMAS and J. L. STRUDEL: *Metall. Trans.*, 10A (1979), p. 1859
- 5) J. T. BERLING and J. B. CONWAY: *Metall. Trans.*, 1 (1970), p. 805
- 6) 原田広史, 山崎道夫: *鉄と鋼*, 65 (1979), p. 1059
- 7) H. HARADA, M. YAMAZAKI, Y. KOIZUMI, N. SAKUMA, N. FURUYA and H. KAMIYA: *Proc. Int. Conf., "High Temperature Alloys for Gas Turbines"*, ed. by R. BRUNETAUD et al. (1982), p. 721 [D. Reidel Publishing Co., Holland]
- 8) S. S. MANSON and G. HALFORD: *Proc. Int. Conf. "Thermal and High Strain Fatigue"* (1967), p. 154 [The Metals and Metallurgy Trust, London]
- 9) G. JIANTING, D. RANUCCI, E. PICCO and P. M. STROCCHI: *Proc. Int. Conf., "High Temperature Alloys for Gas Turbines"*, ed. by R. BRUNETAUD et al. (1982), p. 721 [D. Reidel Publishing Co., Holland]
- 10) L. F. COFFIN: *Metall. Trans.*, 3 (1972), p. 1777
- 11) C. J. McMAHON and L. F. COFFIN: *Metall. Trans.*, 1 (1970), p. 3443
- 12) M. Y. ZAMY: *Metall. Trans.*, 14A (1983), p. 449
- 13) S. D. ANTOROVICH, R. BAUR and S. LIV: *Superalloy 1980*, ed. by J. K. TIEN et al. (1980), p. 605 [ASM]
- 14) 藤岡順三, 宮下卓也, 村瀬宏一, 西山幸夫: *耐熱金属材料第 123 委員会研究報告*, 23 (1982), p. 145