

© 1986 ISIJ

液体ヘリウム温度における Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金の疲れ破壊

論 文

長井 寿*・緒形俊夫*²・由利哲美*³・石川圭介*西村 孝*³・溝口孝遠*⁴・伊藤喜昌*⁵

Fatigue Fracture of Ti-5Al-2.5Sn ELI Alloy at Liquid Helium Temperature

Kotobu NAGAI, Toshio OGATA, Tetsumi YURI, Keisuke ISHIKAWA,
Takashi NISHIMURA, Takao MIZOGUCHI and Yoshimasa ITO

Synopsis :

S-N curves of Ti-5Al-2.5Sn ELI alloy were determined at liquid helium temperature (4 K) for both the base and the welded materials.

The base material had longer fatigue life at 4 K than at 77 K. Welding deteriorated the fatigue property at 4 K. Internal crack initiation was seen at the lower cyclic stress for both the base and the welded material. For the base material, the internal initiation occurred only at 4 K and there were no defects near the initiation sites. On the other hand, fatigue cracks generally initiated at blow holes for the weldment. Internal crack initiation is considered one of the causes to scatter or shorten the fatigue life.

High frequency brought about large temperature increase inside the specimen and it made the testing temperature uncertain in fatigue tests at cryogenic temperature.

1. 緒 言

近年磁気浮上列車, 超電導発電機等, 超電導利用技術の実用化へ大きな関心が払われるようになり, 極低温用構造材料の諸特性評価の必要性が広く認識されるようになった。ここで極低温とは, 液体ヘリウム温度 (-269°C, 約 4K) 付近の温度を言う。現在, 極低温用構造材料としては, 用途にしたがって種々の材料が検討されており, チタン合金もそれらのひとつにあげられている¹⁾²⁾。チタン合金は, 軽量 (比重はオーステナイト系ステンレス鋼の約 55%) がかつ高強度であるので, 極めて高い比強度が得られる³⁾。また, 熱伝導度が低い, 透磁率が極めて小さい, 電気比抵抗が大きいなどの点でも, 超電導利用極低温機器材料としては, オーステナイト系ステンレス鋼よりも優れた性質を有している。

低温用構造材料は一般的に優れた靱性が要求される。チタン合金においては, 強度は低温ほど上昇するが, 延性, 靱性は一般に低下する⁴⁾。チタン合金の延性・靱性

は, 侵入型元素濃度に大きく依存する⁵⁾とされ, 良好な靱性を確保するためには, ELI (extra-low-interstitial) 基準⁶⁾が不可欠とされている。さらに h.c.p. 単相の α 型合金は低温での延性の低下が少ない⁴⁾ので, b.c.c. 相を含む $\alpha+\beta$ 型, β 型合金より低温用として有利であると考えられている。なかでも, Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金は, 高強度高靱性の低温用チタン合金として注目されている。

しかしながら, この合金については従来薄板の 20 K までの機械的性質は, いくつか求められている^{5)~9)}が, 厚肉材のデータおよび液体ヘリウム温度 (4 K) のデータはほとんどない¹⁰⁾¹¹⁾。特に, 各機器の安全性, 信頼性を保証するために不可欠となる疲れデータについては, 4 K におけるデータの蓄積は皆無である。そこで, 本研究では Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金の厚肉材において, 母材および溶接材について, 4 K における疲労寿命特性を求めることを目的とした。また, この合金の極低温における疲れ破壊については, ほとんど知見がないので, 破

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 7 月 1 日受付 (Received July 1, 1985)

* 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakura-mura Niihari-gun Ibaraki pref. 305)

*² 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

*³ (株)神戸製鋼所材料研究所 工博 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

*⁴ (株)神戸製鋼所機械研究所 工博 (Mechanical Engineering Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

*⁵ (株)神戸製鋼所機械研究所 (Mechanical Engineering Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of base material and weldment in weight percent.

	C	Fe	N	O	H	Al	Sn	Ti
Base	0.012	0.19	0.0024	0.057	0.0058	5.15	2.66	bal.
Weldment	0.008	0.21	—	0.102	0.0040	5.13	2.64	bal.

Table 2. Tensile properties of Ti-5Al-2.5Sn ELI alloys at cryogenic temperatures.

Testing temperature (K)	Base material			Weldment
	293	77	4	4
Yield strength (MPa)	705	1 209	1 405	1 368
Tensile strength (MPa)	772	1 277	1 483	1 459
Fracture strain (%)	14.6	15.3	9.9	6.7

面観察を行い、破壊機構についても調べることにした。

2. 実験方法

2.1 試験材料および試験片

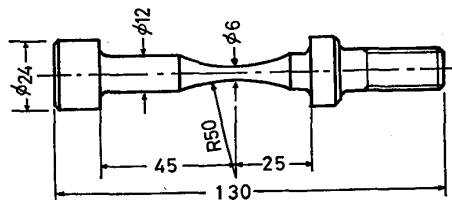
高純度のスポンジ・チタン等を原料として、神戸製鋼所において 1 t 鋳塊を溶製した。その後、熱間鍛造及び熱間圧延により、90×90 mm の角棒にし、最終熱処理として 973 K で 7.2 ks 焼鈍し空冷した。これを母材としたが、その化学成分は Table 1 に、引張性質¹²⁾は Table 2 に示してある。Fe、O および不純物総量は、すべて AMS 規格の ELI 基準¹³⁾ (No. 4924C; Fe<0.25 wt%, O<0.12 wt%, Fe+O<0.32 wt%) を満たしている。

溶接材は、角棒から切り出した約 30 mm 厚の板材を、圧延方向に垂直な面どうしが突き合わせになるように、TIG 溶接によつて接合したものである。開先形状は開先角度 60° の V 字形で、溶接棒は共金、肉盛は 10 パス以上である。Table 1, 2 に溶接材の化学成分、引張性質をあわせて示してある。溶接部では、O の増加が認められるが、前述の AMS 規格 ELI 基準を満足している。

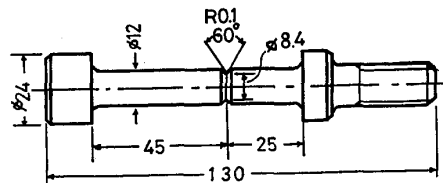
試験片は、Fig. 1 に示す砂時計型平滑試験片（母材、溶接材）および円周切欠き（切欠係数 $K_t=5.7$ ）を有する切欠試験片（母材のみ）を用いた。試験片の採取方向は、すべて L 方向（長手方向が圧延方向に平行）である。

2.2 液体ヘリウム温度における疲れ試験

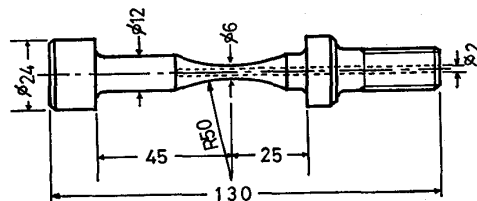
液体ヘリウム温度での疲れ試験には、極低温疲れ試験装置¹⁴⁾を用いた。この装置では、冷凍機から寒冷を供給し、再凝縮によつて極低温槽内の液体ヘリウム量を一定に保つようになつており、破断まで液体ヘリウムの補充なしに、4 K での長時間試験が可能である。試験機は油圧サーボ型で、容量は動的で $\pm 5 t$ である。荷重波形は応力比 $R=0.01$ の正弦波である。様々な制約から、最高



(a) smooth



(b) notched



(c) temperature measurement

Fig. 1. Configurations of fatigue specimens: a) hourglass type smooth specimen, b) notched specimen ($K_t=5.7$), and c) specimen for temperature measurement.

10⁶ サイクル前後までの疲労寿命が得られる範囲で試験を行つた。なお、比較のために母材平滑試験片について 77 K の疲労寿命も求めた。

ところで、極低温における機械的性質を評価する際には、歪み速度・変形速度に留意する必要がある¹⁵⁾¹⁶⁾。なぜならば、極低温においてはわずかな発熱要素が存在しても、局所的にもしくは全域でかなり大きい温度上昇が生じて、試験温度を不確定なものにするからである¹⁵⁾¹⁶⁾。疲れ試験においては、試験周波数に留意する必要があると考えられる。よつて、Fig. 1 (c) のように中心軸にそつてドリル穴を開けた砂時計型試験片を用い、繰返応力、周波数を変えて、試験片内部と表面の温度上昇を調べた。温度測定には Au-0.07%Fe、クロメル熱電対を使用し、冷接点を液体ヘリウム中に置いて、液体ヘリウムとの温度差を求めた。Fig. 2 は、試験片内部の温度上

昇の定常値を示す。これによると降伏強さの 1/2 程度 (725 MPa) では 10 Hz でも温度上昇は認められない。しかし、応力が高くなつて 2/3 (970 MPa), 3/4 (1088 MPa) レベルとなると、内部における温度上昇が明確に認められる。以上の結果から、長寿命 (低繰返応力) 側のデータを取得の際の温度上昇がなるべく小さくなるよう

に、試験周波数を 4 Hz とした。なお、試験片表面における温度上昇は、検討範囲内では最高で 0.6 K であり、内部よりかなり低かつた。77 K においては、温度上昇は著しく小さい。しかし長時間試験に制約がないので、周波数は応力レベルに応じて 1~4 Hz とした。

2.3 破面観察など

母材、溶接材の光学顕微鏡による組織観察、疲れ破断後の破面の走査電子顕微鏡 (SEM) による観察などもあわせて行つた。

3. 実験結果

3.1 組織

母材および溶接材の光学顕微鏡写真を Photo. 1 (a), (b) に示す。母材は平均粒径約 30 μm の α 粒組織であり、それ以外の第二相等の組織は明確ではない。しかし、X線マイクロアナライザー (XMA) による分析では、Fe の富化した数ミクロン程度の微粒がかなり観察される (Photo. 1 (d)). XMA による線分析の結果では、Fe はマトリクス of の 5 倍以上の濃度になつている。この Fe リッチ粒については、β 相であるという報告があるが、ここでは相同定は行っていない。Fe リッチ粒は主に α 粒の境界付近に観察される。

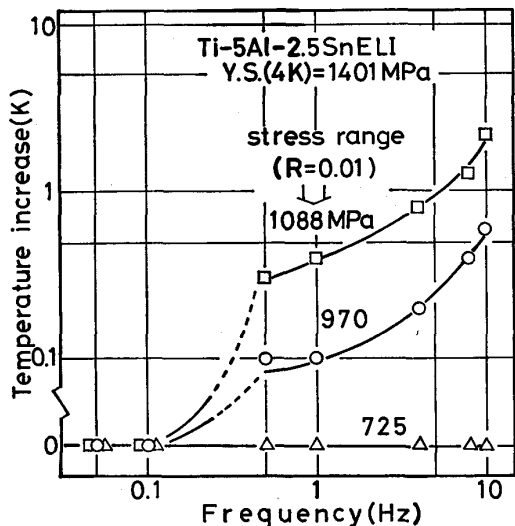


Fig. 2. Temperature increase inside specimen as a function of frequency at various cyclic stress level.

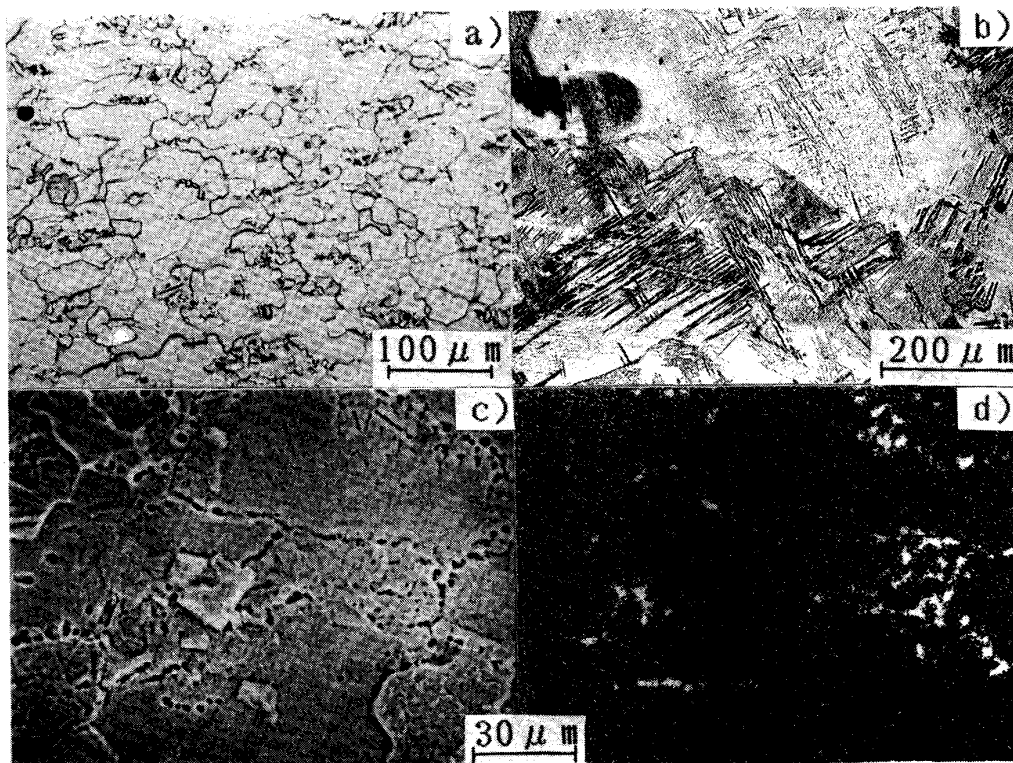


Photo. 1. Optical micrographs of base material (a) and weldment (b). Characteristic X-ray image of Fe (d) for base material and secondary electron image of the same field of view (c).

溶接部は、中心部で粒径が最高 1 mm 程度にまで及ぶ粗大な前 β 粒からなっており、その内部組織はマルテンサイト状 (Photo. 1 (b)) もしくはウィードマンステッテン状の、 β 域からの急冷組織である。母材近傍では組織は徐々に微細となるが、母材部より細くなることはない。XMA 観察では、母材で認められた Fe リッチ粒は観察されず、Fe は一様に分布している。

3.2 母材の疲れ特性と疲労破面

Fig. 3 は母材の平滑・切欠試験片の S-N 線図をまとめて示したものである。Table 3 には、それらの試験条件を示す。平滑試験片の 77 K では疲労寿命のばらつき

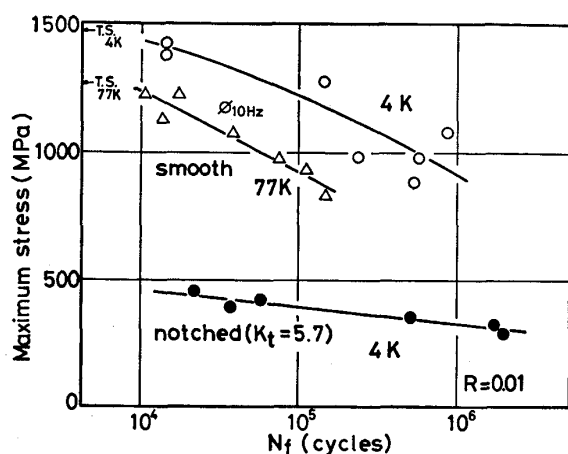


Fig. 3. S-N curves at cryogenic temperatures for Ti-5Al-2.5Sn ELI alloy.

Table 3. Testing conditions, numbers to failure and crack initiation sites.

	Testing temperature (K)	Maximum stress (MPa)	Frequency (Hz)	Numbers to failure (Cycles)	Crack initiation site	
Base material	1) Smooth	77	833	4	146 140	surface
		77	931	4	109 004	surface
		77	980	1	74 024	surface
		77	1 078	4	38 153	surface
		77	1 127	1	13 910	surface
		77	1 225	1	17 905	surface
		77	1 225	1	10 890	surface
		4	882	4	529 820	internal
		4	980	4	558 060	internal
		4	980	4	232 380	internal
		4	1 078	4	852 630	internal
		4	1 176	10	33 922	internal
		4	1 274	4	146 840	internal
		4	1 372	4	14 098	surface
		4	1 421	4	14 437	surface
		2) Notched	4	294	4	1 981 070
4	323		4	1 723 780	surface	
4	353		4	518 160	surface	
4	392		4	36 990	surface	
4	421		4	57 790	surface	
4	451		4	22 520	surface	
Weldment	4	686	4	2 530 850	blow hole	
	4	784	4	1 250 240	internal	
	4	882	4	359 427	blow hole	
	4	980	4	20 430	blow hole	
	4	1 078	4	12 652	blow hole	
	4	1 176	4	37 010	surface	
	4	1 274	4	9 302	near surface	

は小さいが、4 K においては低繰返応力側でばらつきが大きくなる傾向が認められる。しかし、4 K での疲労寿命はすべての繰返応力レベルで 77 K より長寿命側にあり、低温ほど安全側に移行することがわかる。従来の最低温度までの試験である F. R. SCHWARTZBERG らの 0.1 インチ厚の薄板試験片 (室温の引張強さ 796 MPa) によるデータ¹⁷⁾では、77 K および 20 K において $1 \sim 2 \times 10^5$ サイクル程度で疲労限 (それぞれ約 820, 890 MPa) に至っているが、本研究の範囲では疲労限を求めることはできなかった。製造履歴等が不明であるので単純に比較はできないが、同じ繰返応力で比較すると、少なくとも 77 K では今回の方が疲労寿命は長く、4 K の寿命も彼らの 20 K での寿命より明らかに長寿命側にある。

切欠試験片の 4 K での疲労寿命のばらつきはかなり小さい。時間強度で比較すると、平滑試験片の 1/3 前後であり、切欠係数 $K_t=5.7$ からすると比較的切欠感受性が小さいようにみえる。

4 K での試験周波数はすべて 4 Hz であるが、1 176 MPa の繰返応力で周波数 10 Hz の際の疲労寿命を求めてみた。疲労寿命は 4 Hz の結果と比較して、かなり短寿命側となつている (Fig. 3 中○印)。Fig. 2 の結果から推定すると 1 176 MPa, 10 Hz ではかなりの温度上昇が考えられる。短寿命側へ推移することは、試験温度の面からみると高温側へ移行することに対応する。したがって、10 Hz 試験での短寿命化は、試験片温度の上昇によつてもたらされた可能性があり、極低温における疲れ試験において試験周波数に特別留意することの重要性を示している。

Photo. 2 は、平滑試験片の 4 K における疲労き裂発生点の近傍の SEM 写真である。これからわかるように、4 K では繰返応力 1 274 MPa 以下で破断したものは、いずれも試験片内部に疲労き裂発生点がある。高応力では試験片表面からき裂が発生しており、扇状にき裂が伝播していくのに対して、低応力では一部円状にき裂が伝播する。77 K では繰返応力レベルにかかわらず試験片表面からすべて疲労き裂が発生した。4 K における切欠試験片においても、すべての条件でき裂は切欠底から発生している。すなわち、疲労き裂内部発生は平滑試験片の低繰返応力での破断に特有の現象であることがわかる。Photo. 2 の上段には、き裂発生点近傍の拡大写真を示すが、き裂発生点には介在物や空洞などの欠陥は認められなかった。また第 2 相の存在、特定元素の偏析などについても特定はできなかった。起点近傍の破面の特徴に、破断面に対して高角度に傾いたへき開状ファセッ

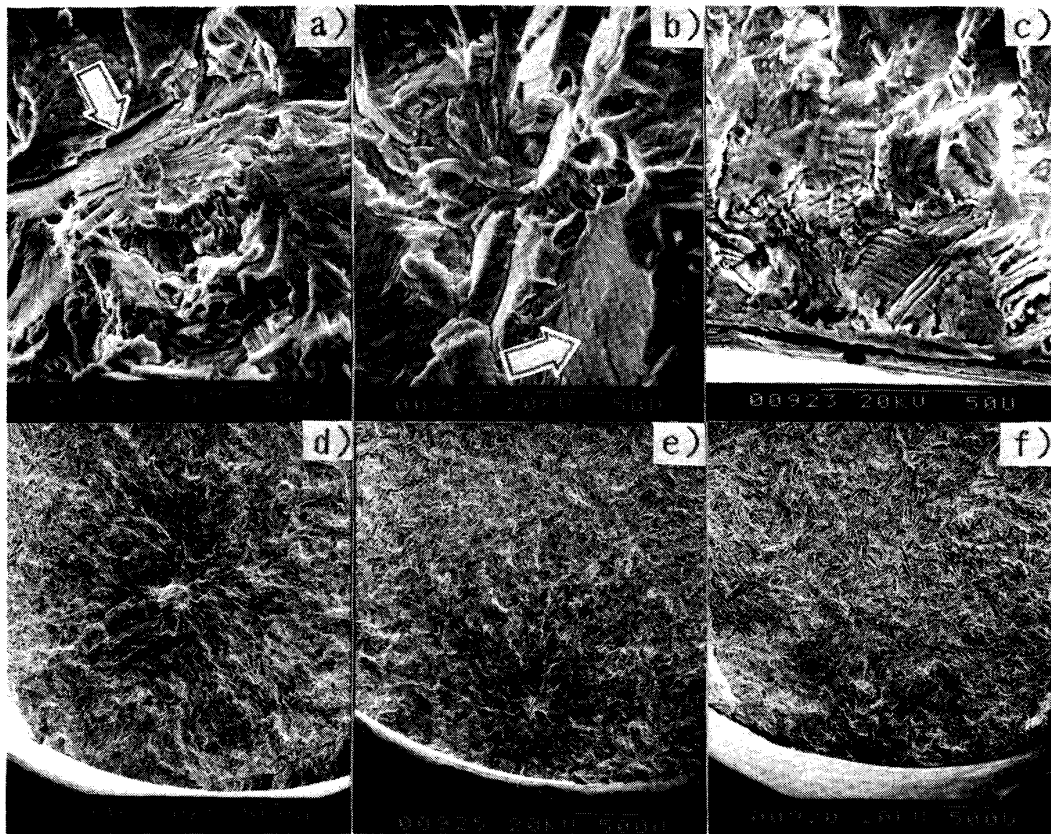


Photo. 2. Scanning electron micrographs of fatigue crack initiation sites at various cyclic stress level for the base material ruptured at 4K: a, d) 882MPa, b, e) 1078MPa, and c, f) 1372MPa.

ト (Photo. 2, 矢印) が共通して観察される。このへき開状ファセットについては、表面き裂発生の場合にも起点近傍に観察された。

発生点の位置にかかわらず、起点近傍の疲労破面は組織依存性が強く、結晶粒の大きさに対応するとみられる平坦なファセットが観察される (Photo. 2 上段)。しかし、起点よりもおよそ 0.4 mm 以上離れた領域では、4K, 77 K とともにストライエーション形成機構が支配的なき裂進展となつている (Photo. 3 (a))。Photo. 3 (b) は、4K での最終破壊の破面を示すが、著者の一部らが溝状破面 (groove) と名付けた破面¹⁸⁾が主として観察される。

3.3 溶接材の疲れ特性と疲労破面

溶接材平滑試験片の 4K における S-N 線図を Fig. 4 に示す。試験条件については Table 3 にまとめてある。やはり、検討範囲内では疲労限を求めることはできてない。またばらつきもかなり大きい。図中に母材平滑試験片の S-N 線図を比較のために示すが、溶接材の寿命はすべての繰返応力レベルで母材よりも短く、母材の 77 K の疲労寿命程度となる。溶接材の引張強さは母

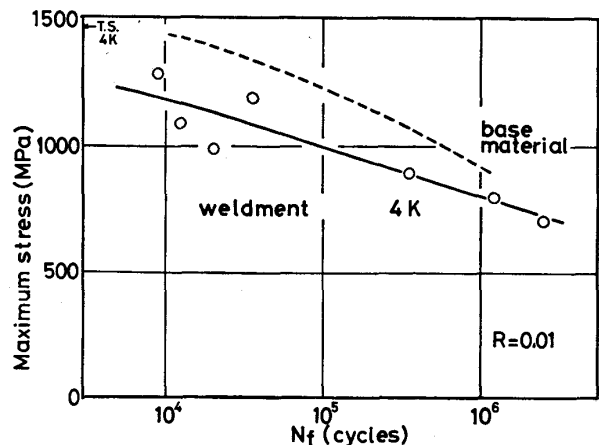


Fig. 4. S-N curves at 4K for weldment. The S-N curve of base material is also given for reference.

材の引張強さの約 99% であるが、時間強度比は約 85% であり、溶接材の疲れ特性は母材よりも劣っていると判断される。

Photo. 4 は溶接材の疲労き裂発生点近傍の SEM 写真である。溶接材においても低繰返応力側で、き裂の内部発生が認められるようになる。しかし、この内部発生

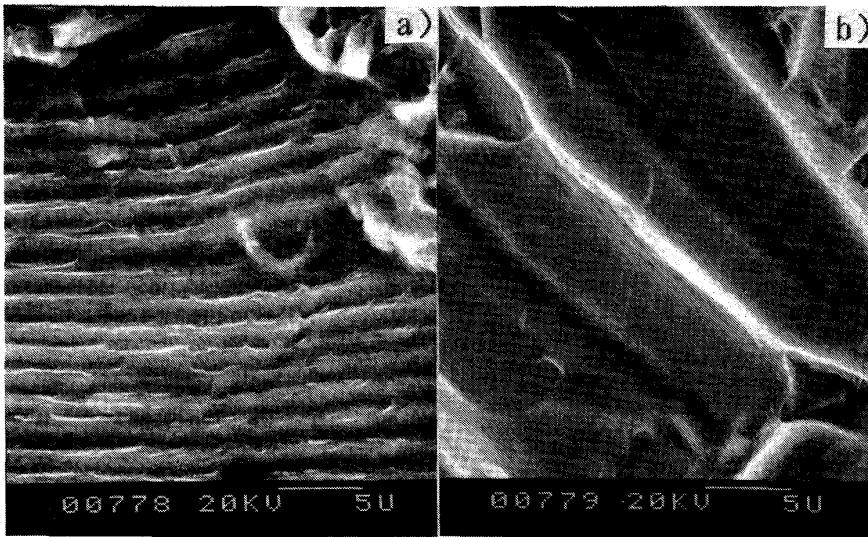


Photo. 3. Scanning electron micrographs of striation zone (a) and final fracture zone (b) for the base material ruptured at 4K (maximum stress=1274MPa).

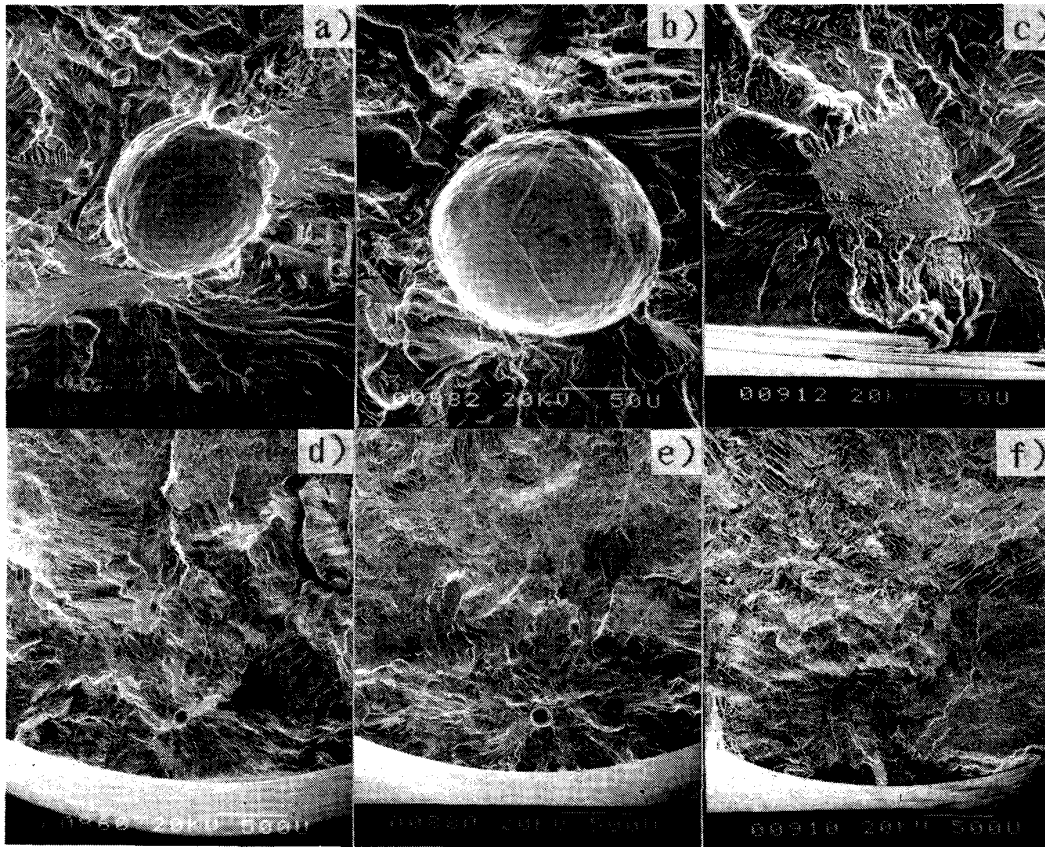


Photo. 4. Scanning electron micrographs of fatigue crack initiation sites for weldment ruptured at 4K: a, d) 686MPa, b, e) 882MPa, and c, f) 1274MPa.

点は Photo. 4 上段の拡大写真でわかるように大きさが $100\ \mu\text{m}$ 程度のマイクロボイドである。マイクロボイドの内面には結晶粒界が認められる。母材の同一条件下の試験ではこのようなボイドが観察されなかつたことも考えあわせると、このボイドは溶接の際に生成したブローホールであることがわかる。しかし、このブローホールは事前の深傷、組織観察等では検出されることはなかつた。

また、ブローホールが起点となる場合、疲労破断面は必ずしも砂時計型試験片の最小径断面とはならず、極端な場合最小径断面から $5\ \text{mm}$ ほど離れた断面で破断した。これは、ブローホールの存在確率の小さいことも示しているが、 $5\ \text{mm}$ 離れた断面における応力値は、最小断面での約 85% であるので、ブローホールがき裂発生を容易にさせ、疲れ特性を低下させる原因になっていること

を示す結果にもなっている。このような場合、厳密には繰返応力値を破断面によつて補正しなければならないが、その他の破断面は最小径断面から ± 2 mm 以内にあり、この範囲では応力の低下分はせいぜい 3% である。よつてここでは最小径断面を基準とした応力値のみを示した。

表面近傍からき裂発生が起こる場合でも、Photo. 4 (c) に示すように、起点にはなんらかの界面がはく離れたようなファセットが観察されることがあつた。これらの結果は、溶接材にはブローホールに限らず破壊しやすい応力集中サイトが含まれていることを示しており、そのことが母材と比べて疲れ特性が劣る要因となつていられる。

き裂近傍の疲労破面はやはり組織依存性が強く、進展に伴つてストライエーション形成機構が支配的になり、最終破断に至る様相は、母材の結果と同じであつた。

4. 考 察

溶接材における疲労き裂内部発生は、応力集中サイトとなるブローホールによるものであることは明らかである。このように内部欠陥が特定できるき裂内部発生については、焼結材等においても報告されている¹⁹⁾。また、母材の 4K におけるき裂内部発生のように、内部欠陥を特定できないものについてもいくつか報告がある^{19)~22)}。内部発生き裂起点近傍にへき開状ファセットが観察されたり、低繰返応力側で現れやすいところから、その発生機構については次のように考えられている。すなわち、低応力では支配的なすべり系 (h.c.p.) は、柱面すべりであり、他のすべり系 (錐面、底面すべり) はまれなため、変形の不均一性が生じる。よつて、柱面すべり面となんらの界面で、転位堆積による応力集中が生じ、それによつて α 相もしくは β 相中にへき開クラックが発生して、疲労き裂の起点となるといわれている²¹⁾。

しかし、この仮説では内部でき裂が発生する必然性を説明しきれていない。Fig. 5 はき裂発生点の表面からの距離を各繰返し応力で整理したのだが、繰返応力が低くなるにつれ、発生点が試験片内部に移行するのがわかる。この現象を上記の仮説で説明することは困難である。前に述べたように、き裂発生が表面であつても起点近傍にへき開状ファセットが観察されており、仮説は内部発生の可能性を示しているにすぎない。

本系合金では 4K で初めてき裂内部発生が現れた。低温では双晶変形が活発²³⁾となり、20 K では双晶界面とすべり面交叉点での微視クラック⁸⁾ 発生の可能性も指摘されている。このように、双晶が内部発生に深く関わ

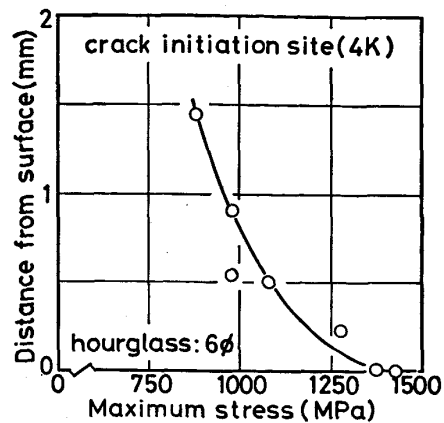


Fig. 5. Variation of distance from surface to crack initiation site by maximum stress for base material ruptured at 4K.

つている可能性はあるが、上記仮説と同様の理由で、内部発生 of 必然性を説明しきれない。

4K においては試験片内部と表面に温度差があり、その温度差は繰返応力が高いほど大きいことを、2.2 節で述べた。内部の温度が高いことは、同じ応力を受けた時、強度レベルが相対的に低くなる内部の方が、損傷をより受けやすいことになる。これは内部発生を促進する要因とはなる。しかし、温度差は繰返応力が高いほど大きいので、単純に考えて Fig. 5 とは全く逆の傾向を説明することになる。ただ疲労損傷は長時間にわたる現象であり、試験片内部の温度分布が、応力分布およびその時間変化に大きく影響を及ぼす可能性も考えられる。

以上のように、本合金の 4K における疲労き裂内部発生については、その機構を従来の説で説明することはできず、今後、疲労損傷過程について詳しい検討が必要である。

5. 結 言

極低温用構造材料として有力な Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金について、従来求められていなかった液体ヘリウム温度 (4K) における S-N 線図を、母材および溶接材で求めた。今回は 10^6 サイクル前後までのデータを得、以下に述べるような結果が得られた。

母材の 4K における疲労寿命は 77K よりも優れている。しかし、低応力側では、疲労き裂起点が試験片内部に存在するようになることと対応して、寿命のばらつきは大きくなる。溶接材の 4K における疲労寿命は、母材よりも劣り、母材の 77K 程度となる。これは、溶接金属部にブローホール等の内部欠陥が溶接時に導入され、それらが疲れ特性を低下させるためである。母材、溶接材共に、起点近傍は組織依存性の強い疲労破面であ

るが、き裂の進展と共にストライエーション形成機構が支配的となり、最終破断に至る。最終破断面には、チタン合金の極低温に特有な溝状破面¹⁸⁾が観察された。

また、本研究において、高試験周波数が試験片の温度上昇をもたらし、疲れデータにおける試験温度を不確定にする危険性を明らかにした。これは、今後の極低温疲れ試験における重要な留意点となる。

最後に、本研究を遂行するにあたり御指導、御協力いただいた皆様に深く感謝の意を表します。特に金材技研極低温機器材料研究グループ太刀川恭治総合研究官(現筑波支所長)、平賀啓二郎氏、中曾根祐司氏、原子炉材料研究部荒木弘氏、山本孝氏、および神戸製鋼所浅田研究所堀内健文所長、機械要素センター佃淳二氏、大谷哲也氏の諸氏には多くの御指導御助力をいただきました。深く感謝申し上げます。

文 献

- 1) 石川圭介, 平賀啓二郎: 日本金属学会会誌, 20 (1981), p. 692
- 2) M. I. McHENRY: Materials at low temperatures, ed. by R. P. REED and A. F. CLARK (1983), p. 371 [American Society For Metals]
- 3) 西村 孝: 金属表面技術, 31 (1980), p. 625
- 4) R. G. BROADWELL and R. A. WOOD: Materials Research & Standards, 4 (1964), p. 549
- 5) J. L. CHRISTIAN, A. HURLICH, J. E. CHAFEY and J. F. WATSON: Proc. ASTM, 63 (1963), p. 578
- 6) J. L. SHANNON, Jr. and W. F. BROWN, Jr.: Proc. ASTM, 63 (1963), p. 809
- 7) R. H. Van STONE, J. R. LOW, Jr. and J. L. SHANNON, Jr.: Metall. Trans., 9A (1978), p. 539
- 8) R. H. Van STONE, J. L. SHANNON, Jr., W. S. PIERCE and J. R. LOW, Jr.: Toughness and Fracture Behavior of Titanium, ASTM STP 651 (1978), p. 154 [ASTM]
- 9) C. F. FIFTAL, D. A. BOLSTAD and M. S. MISRA: 同上 (1978), p. 3
- 10) T. KAWABATA, S. MORITA and O. IZUMI: TITANIUM '80 Science and Technology, Proc. of 4th International Conference on Titanium, ed. by H. KIMURA and O. IZUMI (1980), p. 1617 [The Metall. Soc. of AIME]
- 11) R. F. TOBLER and R. P. REED: Advances in Cryogenic Engineering, 24 (1978), p. 82 [Plenum]
- 12) K. NAGAI et al.: private communication
- 13) Aerospace Material Specification, 4909C(Sheet, Strip and Plate), 4924C(Bars, Forgings and Rings)
- 14) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿, 平賀啓二郎, 中曾根祐司, 由利哲美: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 236
- 15) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1390
- 16) W. G. DOBSON and D. L. JOHNSON: Advances in Cryogenic Engineering, 30 (1984), p. 185 [Plenum]
- 17) F. R. SCHWARTZBERG et al.: Cryogenic Materials Data Handbook, AFMLTR-64-280, vol. 1 (1970)
- 18) K. NAGAI, K. HIRAGA, T. OGATA and K. ISHIKAWA: Trans. JIM., 26 (1985) in press
- 19) 例えば D. EYLON and T. A. HALL: Metall. Trans., 8A (1977), p. 981
- 20) J. RUPPEN, P. BHOWAL, D. EYLON and A. J. McEVILY: Fatigue Mechanisms ASTM STP 675 (1975), p. 47 [ASTM]
- 21) R. CHAIT and T. S. DeSISTO: Metall. Trans., 8A (1977), p. 1017
- 22) D. F. NEAL and P. A. BLENKINSOP: Acta Metall., 24 (1976), p. 59
- 23) 笹野久興, 木村啓造: 日本金属学会誌, 41 (1977), p. 933