工業用純チタンの疲労強度に及ぼす応力比と切欠の影響†

岩田 知明*

Effect of Stress Ratio and Notch on Fatigue Strength of CP Titanium

by

Toshiaki IWATA*

Titanium alloys such as Ti-6Al-4V are used worldwide in the field of aerospace, and the applied results are abundant, and the data are accumulated as structural members. On the other hand, commercial pure (CP) titanium which is cheaper than the alloys is widely used in the field of general industry in Japan because it is superior to seawater corrosion resistance and biocompatibility. However, CP titanium has anisotropy to consist of only hcp crystal structure, therefore, the strength data are insufficient because of the short history as structural materials, and an unidentified part of the mechanical materials properties is remaining. In this study, the effect of mean stress and stress concentration on fatigue strength of CP titanium was evaluated for the application range expansion of CP titanium which has a superior characteristic as structural members in the field of marine. As the result, the following conclusions were provided. Endurance limit of longitudinal (L) direction was 80-84% of endurance limit of transverse (T) direction on smooth specimens, on the other hand, no significant difference was found in endurance limit of both directions on notched specimens. It is necessary to apply at least $S_a=0.5S_u$ line to design the safe side in CP titanium. Around $K_t=2$, the notch sensitivity factor of CP titanium in T-direction is larger than that of carbon steel and it in L-direction is smaller than that of carbon steel. On the other hand, in $K_t=3.77$, it in L-direction is at the same level as that of S15C or S35C and it in T-direction is at the same level as that of S45C. In the design of the welding structure composed by CP Grade2 titanium which is the nearest to mechanical strength of ship's classifications mild steel, it seems that the design fatigue strength of the steel welding structure is applicable.

Key words:

Commercial pure titanium, Hexagonal close-packed, Anisotropy, Fatigue strength, Stress ratio, Notched strength, Endurance limit diagrams

1 緒 言

世界的には、強度・延性・じん性のバランスに優れた Ti-6Al-4V などのチタン合金が、高比強度化の要求が特に高い航空宇宙分野で利用され、構造部材としての実績が豊富でデータが蓄積されている。^{1), 2)} 一方我が国では、海水耐食性や生体親和性に優れ、合金と比較して安価な純チタンが一般産業分野でプラントや熱交換機などに広く利用されているが、hcp 構造と bcc 構造の 2 相が存在する Ti-6Al-4V とは異なり、hcp 構造のみから成り異方性がある純チタンは、構造材料として歴史は浅く、強度データが不十分で機械的材料特性に不明な部分が残されている。

海水耐食性に優れた純チタンは、船舶用材料として適しており、漁船・ヨットの船体構造部材や、排気管・海水冷却管など厳しい腐食環境の非構造部材や艀装品として、2000 年頃から使用され始めていた。チタン合金も含めチタン溶接構造設計法が確立されていなかったため、著者は、工業用純チタン 2 種を船舶用軟鋼の機械的強度に最も近い船舶用新材料として、過去に工業用純チタン 2 種から成る船体構造主要三継手（突合継手、荷重非伝達

型十字継手、角回し継手）の疲労強度評価を報告した。³⁾ しかしながら、純チタンは、溶接構造材料の母材としての疲労強度データが不十分である。

そこで、本研究では、海洋分野で構造部材として優れた特性を持つ純チタンの応用範囲拡大のため、純チタンの疲労強度に及ぼす平均応力と応力集中の影響を評価した。

2 実験方法

2.1 供試材

供試材は工業用純チタン 2 種熱間圧延板 JIS H4600 TP340H を使用した。Table 1 に、供試材の化学成分のミルシートの値を示す。電界放射型走査型電子顕微鏡 (FE-SEM) の結晶方位解析装置 (EBPS) で観察したミクロ組織および結晶方位分布を、Fig. 1 に示す。

L-LT 面は、板の表面を圧延方向 (L:Longitudinal direction)

Table 1 Chemical composition (wt%).

	N	C	H	Fe	O	Ti
Inspection Certification	0.00	0.00	0.001	0.04	0.10	Bal.

† 原稿受理 平成29年 5月10日 Received May 10, 2017 ©2017 The Society of Materials Science, Japan

* 国立研究開発法人 海上・港湾・航空技術研究所 海上技術安全研究所 〒181-0004 東京都三鷹市新川
National Maritime Research Institute, National Institute of Maritime, Port and Aviation Technology, Shinkawa, Mitaka, Tokyo 181-0004.

に見た組織である。L-ST 面は板厚面を L 方向に見た組織であり、圧延と直角方向 (T: Transverse direction) に採取した試験片の断面である。LT-ST 面は板厚面を T 方向に見た組織であり、L 方向に採取した試験片の断面である。粒径の分布は概ね一様であった。結晶方位の分布は、L-ST 面と LT-ST 面は類似し、 $[000\bar{1}]$ 方向が主体的であるのに対して、L-LT 面では、 $[000\bar{1}]$ 方向の割合が若干なくなるに伴い $[10\bar{1}0]$ 方向がわずかに増えているが、L-ST 面並びに LT-ST 面との違いはわずかであった。峯ら^{4), 5)}により、hcp 金属である純チタンでも、き裂先端で交差する 2 つのすべりの交互の活動に基づいてき裂が進展するが、柱面すべりの活動が容易なのは $(10\bar{1}0)$ $[1\bar{2}10]$ と $(1\bar{1}00)$ $[11\bar{2}0]$ に限られており、両すべり線の 2 等分線方向 $[2\bar{1}\bar{1}0]$ が最も進展しにくく、すべり面に直交する $[000\bar{1}]$ 方向が最も進展しにくいと報告されている。Fig. 1 からは、粒径の分

布と結晶方位の分布のどちらも、L 方向試験片断面と T 方向試験片断面では違いがほとんど見受けられないので、伝ば寿命には差はあまりないものと考えられる。Table 2 に、JIS 5 号引張試験片による静的強度試験から得られた供試材の機械的特性を、ミルシートの値並びに規格値と併せて示す。更に、表中に鋼船規則で規定される船舶用軟鋼の機械的強度も併せて示す。現行の鋼船規則の強度規定に準じた材料ほど、新材料として承認される際の制約が少なくなると考えられる。そこで、工業用純チタンのうち 2 種を船舶用軟鋼に置き換わる材料として選定した。

2.2 試験片

平滑材試験片の形状を Fig. 2 に、切欠試験片を Fig. 3 に示す。JIS5 号引張試験片と共に、供試材から L 方向および T 方向に採取した。平滑材試験片では、低応力での摺

Fig.1 Microstructure and crystal orientation distribution.

Table 2 Mechanical properties.

	Direction	Modulus of longitudinal elasticity	Proportional limit stress	0.2% Proof stress	Maximum tensile stress	Fracture stress	True fracture stress	Yield ratio	Uniform elongation	Total elongation	Contraction of area
		E	S_e	$S_{0.2}$	S_u	S_f	S_t	$S_{0.2}/S_u$	d_u	d_f	F
		GPa			MPa					%	
JIS H4600 TP340 H				≥215	340-510					≥23	
Inspection Certification	Transverse			342	446					37	
Exp. Ave	Longitudinal	106	123	248	400	311	675	0.619	13.9	41.9	54.0
	Transverse	118	201	337	415	287	748	0.812	7.36	45.7	61.7
Ship's Classifications mild steel				≥235	400-520					≥16	

み部からの破断を避けるため、最小断面幅の2.5倍を掴み部幅とした。船舶構造は種々の形状を有し、溶接止端などに切欠きがある。これらの形状や切欠きは、応力集中係数 K_t が2~4の試験片で模擬することができる。本研究では、切欠試験片の応力集中係数を、 $K_t=2.0, 2.93, 3.77$ とした。切欠部の最小断面の幅および切欠深さは一定である。切欠部を含む平行部と R 部は、エメリー紙800番以上に研磨した。

Fig. 2 Configuration of smooth test specimen.

Fig. 3 Configuration of notched test specimens.

2.3 試験条件

疲労試験は、油圧サーボ疲労試験機を用い正弦波の荷重制御とした。試験温度は室温である。平板試験片のため、圧縮の際に座屈しないよう周波数は1~5Hzとした。応力比は、平滑材疲労試験は $R=-1, 0, 0.3$ の3条件、切欠き疲労試験は $R=0$ の1条件とした。

3 実験結果と考察

3.1 疲労試験結果

Fig. 4に異なる応力比における公称応力範囲 ΔS と破断寿命 N の関係を、Fig. 5に異なる切欠形状における公称応力範囲 ΔS と破断寿命 N の関係を示す。なお、Fig. 5における $K_t=1.08$ ($R=0$)の結果は、Fig. 4における $R=0$ ($K_t=1.08$)の結果を採用した。勾配と定数は最小二乗法により決定した。実線は50%生存確率線、点線は、実線から N の常用対数に対して2標準偏差減じて算出された97.5%生存確率線である。工業用純チタンは、鉄鋼やチタン合金とは異なり、アルミニウム合金と同様に、明瞭な $S-N$ 線図の水平折れ曲がりを示さず、切欠き疲労試験

では、1000万回以上で破断する試験片があった。そこで、本研究では、500万回を超えても水平折れ曲がり不明瞭な場合は、2000万回まで試験を継続した。破断した試験片のうち最も低い公称応力範囲を破断下限公称応力範囲とし、この破断下限公称応力範囲より高い公称応力範囲で破断しなかった試験片は除外し、残りの破断しなかった試験片のうち最も高い公称応力範囲と破断下限公称応力範囲の間となる公称応力範囲を算出し、その半分となる公称応力振幅 ($S_a=0.5 \Delta S$) を疲労限度として採用した。この結果、 $S-N$ 線図の折れ曲がり点は、 $7 \times 10^5 \sim 5 \times 10^6$ 回の範囲となった。

鋼材の疲労限度は引張強度に依存するのに対して、工業用純チタンでは、Table 2で示される通り、L方向とT方向の引張強度は4%程度しか違いがないにも関わらず、Fig. 4で示される通り、同じ応力比で比較すると、L方向の疲労限度はT方向の疲労限度の80~84%であった。これは、Table 2で示される通り、L方向の耐力はT方向の耐力の74%程度であり、疲労限度に及ぼす異方性の影響は、耐力に及ぼす異方性の影響よりはやや小さいが、引張強度に及ぼす異方性の影響と異なっており、耐力の相違が疲労限度に影響を及ぼしているためと考えられる。

Fig. 4 Relation between nominal stress range and number of cycles to failure in the different stress ratio.

Fig. 5 Relation between nominal stress range and number of cycles to failure in the different notch shape.

Fig. 5 で示される通り、平滑材ではL方向の疲労強度はT方向の疲労強度の84%であり、切欠き材でも、 $S-N$ 曲線傾斜部の有限寿命域ではL方向の疲労強度はT方向の疲労強度よりも低いものに対して、L方向の疲労限度とT方向に疲労限度には有意な差がなかった。Table 3に切欠き底の最大応力（応力集中係数×疲労限度） $K_t S_w$ を示す。L方向ではすべての切欠き材で $K_t S_w$ は $S_{0.2}$ 以上またはわずかに下であるが、T方向では $K_t S_w$ は $S_{0.2}$ 以下またはわずかに上であり、切欠き材におけるき裂は、L方向では鉄鋼材料と同様に塑性域の応力で発生するが、T方向では主に弾性域内の応力でき裂が発生しているといえる。よって、弾性域内の応力で発生したT方向切欠き材のき裂も、L方向の塑性域の影響を受け、本研究で対象とした範囲の切欠き材では、L方向の疲労限度とT方向に疲労限度には有意な差がなかったのではないかと考えられる。また、Ti-6Al-4V合金に対する林ら²⁾の報告と異なり、工業用純チタンに対する藤井ら⁶⁾の報告と同様に、平滑材では 1×10^6 回前後に $S-N$ 線図の折れ点が存在するが、切欠き材では特にL方向において、折れ点が不明瞭であった。よって、平滑材と切欠き材の折れ点の繰返し数の違いは識別しにくい、L方向では有意差がなく 1×10^6 回前後であり、T方向では切欠き材は 4×10^6 回前後の長寿命側にシフトする傾向があるといえる。藤井ら⁶⁾の報告でも同様に、切欠き材では破断寿命の折れ点が長寿命側にシフトする傾向が見て取れる。L方向とT方向で傾向が異なるのは、L方向の0.2%耐力は異方性の影響によりT方向より低く、T方向では弾性域であってもL方向では塑性域となり、前述の通りT方向切欠き材では弾性域内の応力で発生したき裂が、L方向の塑性域の影響を受けているためと考えられる。

Table 3 Maximum stress of notch root (MPa).

Direction	0.2% Proof stress $S_{0.2}$	Maximum stress of notch root			
		$K_t=1$	$K_t=2$	$K_t=2.93$	$K_t=3.77$
Longitudinal	248	236	315	330	344
Transverse	337	282	315	328	353

3.2 平均応力の影響評価

疲労試験から得られた疲労限度を用い、Fig. 6にL方向の疲労限度線図を、Fig. 7にT方向の疲労限度線図を示す。縦軸は公称応力振幅 S_a 、横軸は平均応力 S_m である。一般に炭素鋼などの鋼材は、実験点が S_a-S_t 線図によく近似しており、修正 Goodman 線図を用いれば安全側の設計となる。⁷⁾これに対して、Fig. 6およびFig. 7で示される通り、工業用純チタンでは、L方向とT方向の両方向で、実験点が $R=0$ ではSoderberg 則に、 $R=0.3$ では修正 Goodman 則に近似し、修正 Goodman 線図では、危険側の設計となった。すなわち、工業用純チタンは、鋼材よりも平均応力の影響が大きく、平均応力が大きくなると共にSoderberg 線図～修正 Goodman 線図の範囲で、

疲労限度が低下した。Fig. 6およびFig. 7に、 S_u を用いる修正 Goodman 線図に加えて、 $1/3S_u$ を用いる Goodman 線図と $1/2S_u$ を用いる $S_a-0.5S_u$ 線を併せて示す。工業用純チタンで安全側の設計とするには、修正ではないオリジナルの Goodman 線図か、少なくとも $S_a-0.5S_u$ 線を用いる必要がある。

一方、Ti-6Al-4V合金では、竹内ら¹⁾により、 10^6 回以下の短寿命側で主に表面破壊であるが、 10^5 回～ 5×10^6 回の領域で $S-N$ 曲線は一度水平になり、 10^6 回以上の長寿命側で主に内部破壊に移行すると報告されている。よって、 10^7 回強度を疲労限度とすれば、表面破壊が主体となるため、表面破壊特性に対する線図である修正 Goodman 線図からの予測は安全側となるが、 10^8 回強度を疲労限度とすると、内部破壊の影響により、修正 Goodman 則による予測が危険側となると示されている。Ti-6Al-4V合金では、0.2%耐力と引張強度は5～7%ほどしか違わないため、 10^8 回強度を疲労限度とすると、内部破壊の影響により、0.2%耐力基準のSoderberg 則を用いても危険側の予測となる。これに対して、工業用純チタンでは、本研究で対象とした範囲においては、Ti-6Al-4V合金とは異なり 10^7 回以下ではすべて表面破壊で、内部破壊は確認されなかった。高尾ら^{8),9)}は、工業用純チタンのようなhcp結晶構造では、bccやfccとは異なり、すべり系の数が非常に少なく、き裂発生条件を満たす結晶が離散的に分布して存在しており、隣接する結晶相互のすべりの塑性拘束効果が大きい、き裂の

Fig. 6 Endurance limit diagrams (Longitudinal direction).

Fig. 7 Endurance limit diagrams (Transverse direction).

Table 4 Relation between fatigue limit and tensile stress or 0.2% proof stress

		Stress Ratio	
		$R=-1$	$R=0$
Carbon steel, Low alloy steel, Aluminum alloy ¹⁾		$S_w=0.53S_u$	$S_w=0.42S_u$
CP Titanium	Longitudinal	$S_w=0.45S_u$	$S_w=0.27S_u$
		$S_w=0.73S_{0.2}$	$S_w=0.44S_{0.2}$
	Transverse	$S_w=0.54S_u$	$S_w=0.31S_u$
		$S_w=0.67S_{0.2}$	$S_w=0.39S_{0.2}$

伝ば挙動は、応力集中部近傍の応力分布のみではなく、より広範囲での応力分布により支配されると報告している。一方、工業用純チタン2種の0.2%耐力は900MPa級Ti-6Al-4V合金の29(L方向)~39(T方向)%であり、疲労試験中の荷重が著しく低いので、Ti-6Al-4V合金で見受けられるファセット起点の内部破壊が発生するほどには応力集中部周囲の応力が大きくなく、 10^7 回以下では内部破壊が起こらなかったと考えられる。

しかしながら、工業用純チタンでは、 10^7 回強度を疲労限度としても、Ti-6Al-4V合金とは異なり修正Goodman則による予測が危険側となった。Table 4に疲労限度 S_w と引張強度 S_u または0.2%耐力 $S_{0.2}$ との関係を示す。工業用純チタンでは、竹内ら¹⁾により報告されている炭素鋼、低合金鋼、アルミニウム合金における表面破壊の場合の疲労限度 S_w と引張強度 S_u の関係は成立していないが、引張強度 S_u に代わって0.2%耐力 $S_{0.2}$ を用いると、 $R=0$ において類似の関係が成立している。

以上より、工業用純チタンでは、鋼材やTi-6Al-4V合金とは異なり、疲労強度が引張強度以上に0.2%耐力の影響を受けるので、L方向とT方向の両方向で、実験点がSoderberg線図~修正Goodman線図の範囲に位置したと考えられる。特に $R=0$ では $S_{0.2}$ を用いるSoderberg線図とほぼ同等(L方向)かわずかに下回る(T方向)ため、平均応力が重畳する設計用の疲労限度としては、Soderberg線図をそのまま適用できず、修正ではないオリジナルのGoodman線図か、少なくとも $S_a-0.5S_u$ 線を用いる必要がある。

次に、Fig. 8に疲労限度 S_w と $1-R$ の関係を両対数グラフ上に示す。図中の直線は次式で与えた。

$$S_w = S_{w,0} \times (1-R)^\gamma \quad (1)$$

ここで、 $S_{w,0}$ は $R=0$ における疲労限度であり、指数 γ はL方向では0.65、T方向では0.68であった。標準偏差はL方向で 7.5×10^{-4} 、T方向で 1.2×10^{-3} といずれも小さく、直線で表されている。竹内ら¹⁾によりTi-6Al-4V合金では、900MPa級は $\gamma=0.68$ 、1100MPa級は $\gamma=0.72$ であると示されており、本研究で工業用純チタンに対して得られた γ も上記の報告とほぼ同じ値であった。一方、疲労下限 ΔK_{th} と $1-R$ の関係も式(1)と同様な関係が成り立つと報告されている。

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,0} \times (1-R)^\gamma \quad (2)$$

ここで、 $\Delta K_{th,0}$ は $R=0$ における疲労下限である。金尾ら¹⁰⁾により、各種構造用鋼では、 $1-R=2 \sim 0.2$ の範囲で

$\gamma=0.61 \sim 0.74$ となるが、材料の強度水準や組織との相関は認められず、疲労下限 ΔK_{th} を変化させる最大の要因は応力比であり、機械的性質や金属組織の寄与は少ないと示されている。また、宇佐美ら¹¹⁾により、鋼並びにアルミニウム合金やチタン合金などの非鉄金属では、 $1-R=6 \sim 1$ の範囲で $\gamma=0.8$ 、 $1-R=1 \sim 0.4$ の範囲で $\gamma=0.6$ となり、材料によらず類似の関係が成立していることが示されている。本研究で得られた 10^7 回疲労限度 S_w は疲労き裂進展の下限 ΔK_{th} と応力比効果に対して同様の傾向を示すといえる。

Fig. 8 Relation between fatigue limits S_w and stress ratios.

3.3 応力集中の影響評価

Fig. 9に応力集中係数 K_t と切欠係数 K_f の関係を示す。 $K_f=1.00 \sim 1.08$ は線形であると仮定し、 $K_f=1.08$ の疲労限度を1.08倍した値を $K_f=1.00$ の疲労限度として K_f を算出した。一般に、鋼材、アルミ合金ともに $K_t \leq 2$ 程度までは $K_f \approx K_t$ に近く、 $K_t \approx 4$ に近づくにつれて次第に飽和し、T6熱処理の6061Al合金¹²⁾では $K_f \approx 2$ 、C=0.5%の中炭素鋼を除く炭素鋼¹³⁾やH112調質の5083Al合金¹²⁾では $K_f \approx 2.5$ 、C=0.5%の中炭素鋼¹³⁾やO調質の5083Al合金¹²⁾・T5熱処理の6005CAI合金¹⁴⁾では $K_f \approx 2.5$ 以上である。工業用純チタンは、L方向では、C=0.5%の中炭素鋼を除く炭素鋼やH112調質の5083Al合金と同程度、T方

Fig. 9 Relation between stress concentration factor, K_t , and notch factor, K_f .¹²⁾⁻¹⁴⁾

向では、C=0.5%の中炭素鋼やO調質の5083Al合金・T5熱処理の6005CAI合金と同程度であった。

高尾ら¹⁵⁾は、工業用純チタン1種熱間圧延棒JIS H4650 TB270Hを用いた $R=-1$ の引張圧縮疲労試験から、工業用純チタンでは、き裂発生抵抗が伝ば抵抗より大きいと、切欠き感受性は炭素鋼より低いと、停留き裂がなく、一旦き裂が発生すれば、き裂が進展して破壊に至ると報告している。

Fig. 10に応力集中係数 K_t と疲労限度 S_w の関係を示す。このき裂発生限界線図において、鋼の場合では、 $K_t=3$ 付近でき裂進展限界が発生するため、き裂の進展限界曲線と発生限界曲線の両方を示すものとなるが、今回の純チタンの場合では、評価対象とした $K_t \leq 3.77$ の範囲では、すべて破断に至り、領域Iと領域IIIの間に、停留き裂は発生するが破断には至らない領域IIは確認されなかった。特にL方向では、 K_t の値が比較的小さい $K_t=2$ 付近でのき裂発生限界(実線)は $K_f=K_t$ 線(点線)より30%以上大きくなっている。これは、 $K_t=2$ 付近でのき裂発生限界がほぼ $K_f=K_t$ 線に等しくなる鋼の傾向とは異なっており、 K_t により幾何学的に決まる応力集中ほどには疲労強度が低下しておらず、き裂発生抵抗が大きいことにより切欠きに鈍感であることを示している。これに対して、 $K_t=3.77$ における S_w の値は、 $K_t=2.93$ における S_w の値より20%ほど低下しており、 S_w の値が飽和して頭打ちになっているとはいえない。これは、 $K_t=3.0$ を超えても疲労強度が低下し続けていることを表しており、 $K_t \leq 3.77$ の範囲では、停留き裂がないことにより切欠きに敏感であると考えられる。なお、溶接構造用圧延鋼材JIS SM490Bに近い低炭素鋼である船級規格船体構造用高張力鋼板KE36(AH36相当)での応力集中係数 K_t と疲労限度 S_w の関係は、 $K_t > 3$ では K_t の影響は小さいと松岡らにより報告されている。¹⁶⁾

Fig. 11に応力集中係数 K_t と切欠き感度係数 η の関係を示す。切欠き感度係数の比較材は、S45C¹⁷⁾、S35C¹⁷⁾、S15C¹⁷⁾とした。Fig. 11において、工業用純チタンの切欠き感受性は、 $K_t=2$ 付近では、L方向で炭素鋼より小さく、T方向では炭素鋼より大きいと、 $K_t=3.77$ では、L方向では、S15CやS35Cと同程度、T方向では、S45Cと

Fig. 10 Crack generation limit diagram.

Fig. 11 Relation between stress concentration factor, K_t , and notch sensitivity factor, η .¹⁷⁾

同程度となった。また、炭素鋼では $K_t=2$ 付近から発生する停留き裂が、純チタンでは確認されなかった。

3.4 切欠き材の疲労限度線図

本研究では、現行の鋼船規則で規定される船舶用軟鋼に置き換わる新材料として工業用純チタンのうち機械的強度が最も近い2種を評価対象として選定している。船体構造などを対象とした各継手形状別の推奨疲労設計強度は、鋼溶接継手とアルミニウム合金溶接継手に関して既に確立されている。船舶用軟鋼から工業用純チタン2種への置き換えを想定しているため、溶接用母材としての工業用純チタン2種の切欠き部が、船舶用軟鋼の溶接継手に要求される疲労設計強度を満たしているかどうか、本節で検討を行う。

Fig. 12に切欠き材のL方向の疲労限度線図を、Fig. 13に切欠き材のT方向の疲労限度線図を示す。縦軸の切片は、鋼で提案されている疲労強度設計法に倣い¹⁸⁾、本研究で対象とした K_t の最大値 $K_t=3.77$ における K_f の値で除した S_w/K_f (L方向： $S_w/K_{f2.581}$ 、T方向： $S_w/K_{f3.006}$)とした。横軸の切片は、平滑材の実験点が S_a-S_f 線図によく近似する鋼材では真破断応力 S_u が提案されている⁷⁾が、純チタンの場合の平滑材の実験点はSoderberg線と同じかやや下回っている。そこで、横軸の切片を、 $S_{0.2}$ とする線と $0.5S_u$ とする線の両方を図中に示した。横軸の切片を $S_{0.2}$ とする場合危険側の予測となるため、横軸の切片は $0.5S_u$ 以下とする必要がある。

溶接止端などに切欠きを有する船舶構造の溶接継手の疲労強度は、鋼材は実績が豊富でデータが蓄積されており、社団法人日本造船研究協会(現一般社団法人日本船舶技術研究協会)の第202研究部会「海洋構造物の疲労設計法および溶接部の品質に関する研究」¹⁹⁾などにおいて疲労試験が行われた。この試験結果を元に、松岡ら²⁰⁾は解析を行い、 $R=0$ の疲労限度を公称応力 $123 \pm 26.6\text{MPa}$ と設定した。2標準偏差の下限値は 96.4MPa である。また、International Institute of Welding (IIW)による溶接継手の推奨疲労設計²¹⁾では、止端研削を行

わない突合継手の $R=0$ の 200 万回疲労強度（疲労限度では無い）は、鋼材の場合 90MPa である。松岡らの試験結果を基にした解析値の下限值 96.4MPa と IIW の推奨疲労設計強度 90MPa のうち、より安全側である 90MPa ($R=0$, $S_m=45\text{MPa}$, $S_a=45\text{MPa}$) を図中に併せて示す。Fig. 12 と Fig. 13 中に示される純チタンの $S_w/K_f-0.5S_u$ 線は、推奨疲労設計強度 90MPa を上回っているため、船舶用軟鋼の機械的強度に最も近い工業用純チタン 2 種による溶接構造物の設計を行う場合、鋼溶接構造物と比較して疲労強度を厳しくする必要はないと言える。

降伏応力 $S_{0.2}$ を応力集中係数 K_f で除した曲線と疲労限度線（き裂の発生限度曲線）との交点は、き裂の進展限界曲線との分岐点付近になる²²⁾ことから、停留き裂発生限度として $S_{0.2}/K_{f3.77}$ 線を疲労限度線図中に併せて記載した。停留き裂が発生する鋼材では、縦軸の切片 S_w/K_f は $K_f=3.77$ において $S_{0.2}/K_{f3.77}$ 線よりかなり上となるため、 $R=0$ 線より S_m が大きい側で鋼の疲労限度線（き裂の発生限度曲線） S_w/K_f-S_r 線と $S_{0.2}/K_{f3.77}$ 線が一般的に交差する。一方、純チタンでは $K_f=3.77$ において、Fig. 9 で示されるとおり切欠係数 K_f が大きく、Fig. 10 で示されるとおり $K_f=3.0$ を超えても疲労強度が低下し続けている。よって、純チタンの $S_w/K_f-0.5S_u$ 線と $S_{0.2}/K_{f3.77}$ 線との交点は、鋼材と比較して S_m が小さくなる方向の $R=0$ 線より S_m が小さい側へシフトし、 $R \geq 0$ では交点を持たない。このことから、純チタンでは、 $R \geq 0$ において停留き裂は発生するが破断には至らない領域は生じないといえる。

Fig. 12 Endurance limit diagrams (Longitudinal direction).

Fig. 13 Endurance limit diagrams (Transverse direction).

4 結 論

- 1) 平滑材では L 方向の疲労限度は T 方向の疲労限度の 80~84% であるが、切欠き材では、L 方向の疲労限度と T 方向に疲労限度は有意な差がなかった。
- 2) L 方向と T 方向の両方向で、実験点が Soderberg 線図 ~ 修正 Goodman 線図の範囲に位置した。工業用純チタンにおいて安全側の設計をするには、少なくとも $S_a-0.5S_u$ 線を適用する必要がある。
- 3) 工業用純チタンの切欠き感受性は、 $K_f=2$ 付近では、L 方向で炭素鋼より小さく、T 方向では炭素鋼より大きい、 $K_f=3.77$ では、L 方向では、S15C や S35C と同程度、T 方向では、S45C と同程度となった。また、炭素鋼では $K_f=2$ 付近から発生する停留き裂が、純チタンでは確認されなかった。
- 4) 船舶用軟鋼の機械的強度に最も近い工業用純チタン 2 種による溶接構造物の設計を行う場合、鋼溶接構造物の設計疲労強度が適用できると思われる。

本研究は社団法人（現 一般社団法人）日本チタン協会との共同研究により実施しました。また、本研究の立案に際しご協力を頂きました、元 海上技術安全研究所 小林佑規氏に厚く御礼を申し上げます。

参 考 文 献

- 1) E. Takeuchi, Y. Furuya, N. Nagashima and S. Matsuoka, "Effect of stress ratio on fatigue properties for Ti-6Al-4V alloy", *Tetsu-to-hagane*, Vol.93, No.4, pp.309-316 (2007).
- 2) K. Hayashi, S. Nishida and N. Hattori, "Fatigue properties of notched specimens of Ti-6Al-4V alloy", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (A)*, Vol.65, No.638, pp.2080-2085 (1999).
- 3) T. Iwata and K. Matsuoka, "Fatigue strength of CP grade 2 titanium fillet welded joint for ship structure", *Welding in the world*, Vol.48, No.7/8, pp.40-47 (2004).
- 4) Y. Mine, S. Ando, K. Takashima, H. Tonda and Y. Higo, "Crack propagation behavior under cyclic loading in α -titanium single crystals", *Journal of the Japan Institute of Metals*, Vol.61, No.1, pp.41-48 (1997).
- 5) Y. Mine, S. Ando, H. Tonda, K. Takashima and Y. Higo, "Crystallographic dependence of fatigue crack growth in titanium single crystals", *Journal of the Japan Institute of Metals*, Vol.62, No.8, pp.708-717 (1998).
- 6) T. Fujii, K. Morishige, S. Hamada and H. Noguchi, "Fatigue strength characteristics of notched specimens of commercial pure titanium", *JSME annual meeting (1)*, pp.331-332 (2007).
- 7) Ed. the Society of Materials Science, Japan, "Fatigue design manual", pp.82-84 (1995), Yokendo.
- 8) K. Takao and K. Kusukawa, "Propagation behavior of small fatigue cracks initiated at the notch in commercially pure titanium", *Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (A)*, Vol.60, No.570, pp.352-357 (1994).
- 9) K. Takao and K. Kusukawa, "Fatigue crack initiation behavior in notched member of commercially pure

- titanium”, Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.40, No.458, pp.1422-1427 (1991).
- 10) M. Kanao, E. Sasaki, A. Ohta and M. Kosuge, “Fatigue crack propagation properties and ΔK_{th} for several structural steel plates”, Tetsu-to-hagane, Vol.69, No.7, pp.868-873 (1983).
 - 11) S. Usami, “Applications of threshold cyclic-plastic-zone-size criterion to some fatigue limit problems”, Proceedings of International Conference of Fatigue Thresholds, Vol.1, pp.205-238 (1981).
 - 12) K. Takeuchi and E. Tanaka, “Fatigue strength of notched aluminum alloy wrought products (part 1)”, Sumitomo light metal technical reports, Vol.9, No.4, technical data sheet pp.15-17 (1968).
 - 13) Ed. the Japan Society of Mechanical Engineers, “Design document of the metal materials fatigue strength I”, pp.141-142(1982), The Japan Society of Mechanical Engineers.
 - 14) K. Takeuchi, “Fatigue design data and concepts of aluminium structures (10)”, Journal of light metal welding & construction, Vol.33, No.11, pp.556-565 (1995).
 - 15) K. Takao and H. Nishitani, “Fatigue crack initiation and notch sensitivity of commercial purity titanium”, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (A), Vol.50, No.453, pp.1049-1052 (1984).
 - 16) K. Matsuoka, I. Takahashi, T. Yoshii and E. Fujii, “Influence of residual stress on fatigue strength of non-load-carrying fillet welded joints”, Transactions of the Japan Welding Society, Vol.9, No.1, pp.36-42 (1991).
 - 17) N. Noda, H. Nishitani, S. Harada and Y. Takase, “Effect of microstructures on the fatigue strength of notched specimen in ferritic-pearlitic steels”, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers (A), Vol.60, No.575, pp.1517-1523 (1994).
 - 18) H. Ohtaki, “The fatigue strength design method of the machine”, pp.96-97(2007), Nikkan Kogyo Shimbun Ltd. (The Daily Industrial News).
 - 19) 202nd Research Section, “Research report about the fatigue design method for offshore structure and the quality of welded section”, (1991), The Shipbuilding Research Association of Japan.
 - 20) K. Matsuoka and E. Fujii, “An evaluation method on fatigue crack initiation life at welded joints in steel structures”, Journal of the Society of Naval Architects of Japan, No.178, pp.513-522 (1995).
 - 21) A. F. Hobbacher, “Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components 2nd edition”, pp.47(2016), Springer.
 - 22) H. Ohtaki, “The fatigue strength design method of the machine”, pp.151-152(2007), Nikkan Kogyo Shimbun Ltd. (The Daily Industrial News).