

技術報告

A286 合金溶接材の 4 K および 300 K に
おける機械的性質と低サイクル疲労強度平賀啓二郎*・緒形俊夫*²・長井 寿*²・由利哲美*
石川圭介*²・吉岡純夫*³・井上彰夫*⁴・高柳貞敏*⁵Mechanical Properties and Low Cycle Fatigue Strength at 4 and 300 K of
Welded Alloy A286Keijiro HIRAGA, Toshio OGATA, Kotobu NAGAI, Tetsumi URI,
Keisuke ISHIKAWA, Sumio YOSHIOKA, Akio INOUE and Sadatoshi TAKAYANAGI

Synopsis:

The tensile, Charpy impact and fatigue properties of TIG welded alloy A286 have been investigated at 4 and 300 K. The base material was forged plates of 35 mm thick of electroslog remelted A286 in which the composition of minor elements such as C, Si and B was tightly controlled. The plates were welded by using A286 filler metal without fusion zone hot cracking and HAZ fissuring except for a small amount of micro-defects dispersed in the weld metal. The yield and tensile strengths, ductility and fatigue strength of the weldment were lower than those of the base material owing to strain localization at the softened weld metal zone. The post-weld heat-treatment which consists of homogenization followed by aging restored the lowered strengths, ductility and the fatigue strength of notched specimen near to those of the base material. The absorbed energy at 4 K of the base material, weldment and heat-treated weldment was almost the same, about 60 J. Though the micro-defects in the weld metal slightly decreased the ductility and absorbed energy, they did not cause any harmful effects on the yield and tensile strengths of the weldment and heat-treated weldment. The fatigue strength of smooth specimens after the post-weld heat-treatment was, however, sensitive to the size or the number of the micro-defects and the S-N data were dispersed among those for the smooth specimens of the base material at 4 and 300 K.

Key words: iron-base superalloy; weld; post-weld heat-treatment; mechanical property; low cycle fatigue; liquid helium temperature.

1. 緒 言

近年、超電導を利用する極低温機器の開発プロジェクトの進展に伴って、使用する構造材料の高強度化が強く求められている¹⁾²⁾。このため、従来から多用されてきた SUS304L および SUS316L に代わる高強度合金として、 γ' 強化型鉄基合金である A286 および窒素強化型合金が有力視されている^{2)~5)}。前者は、後者よりも室温強度の高いことが特徴であり、室温から極低温に至る大きな温度勾配を有す部材、ないしは設計上の要請から室温強度も重視される部材に適しているため、超電導発

電機の回転子や核融合実験炉用マグネットの支持材の有力候補材料と見なされている^{2)~5)}。

しかしながら、A286 合金は耐熱材料として使用されてきたため、極低温下での使用に際して不可欠な機械的諸性質についてのデータが乏しい。また、極低温機器の大型化とともに各種部材を溶接によつて構築することが不可避となる趨勢にあるが、本合金は溶接構造材料としての実績が少なく、特に極低温での溶接材の特性はほとんど明らかにされていない。

したがって本研究では A286 合金の厚板材を対象として、母材および溶接材の室温と液体ヘリウム温度にお

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 10 月 3 日受付 (Received Oct. 3, 1986)

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

*³ 三菱電機(株)中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Mitsubishi Electric Corp.)

*⁴ 三菱電機(株)中央研究所 (Central Research Laboratory, Mitsubishi Electric Corp.)

*⁵ 三菱電機(株)神戸製作所 (Kobe Works, Mitsubishi Electric Corp.)

ける引張性質, シャルピー衝撃特性ならびに低サイクル疲労特性を調べ, 極低温用高強度材料としての本合金の特性について明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

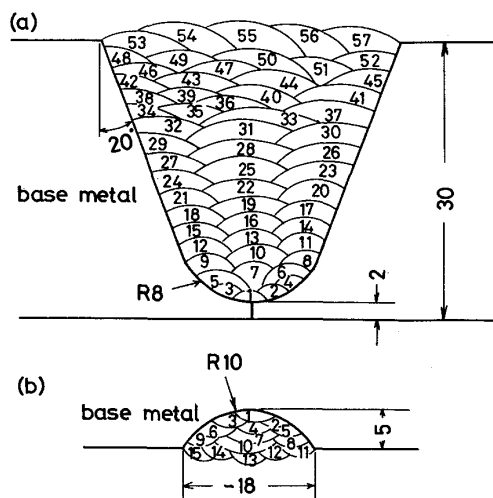
2.1 供試材

電気炉で 20 t インゴットに大気溶解の後, エレクトロスラグ再溶解 (ESR) を施した A286 合金の鍛造材 (板圧 35 mm, 鍛造比 2.7) を供試材とした。Table 1 に供試材の化学分析値を ASTM 規格ならびに文献^{5)~9)}中の市販材のそれと比較して示す。本研究の供試材では, 溶接時の溶着金属割れや熱影響部割れを促進するとされる C, Si および B¹⁰⁾¹¹⁾ を低減させてあるのが特徴である。

熱処理は ASTM 規格に準拠し, 50 Kh^{-1} の速度で 1253 K に昇温して 2 h 保持後水冷した。引き続き先と同様の速度で 998 K に昇温後, 16 h 時効して炉冷した。時効した供試材の表面を研削して Fig. 1 に示す開先加

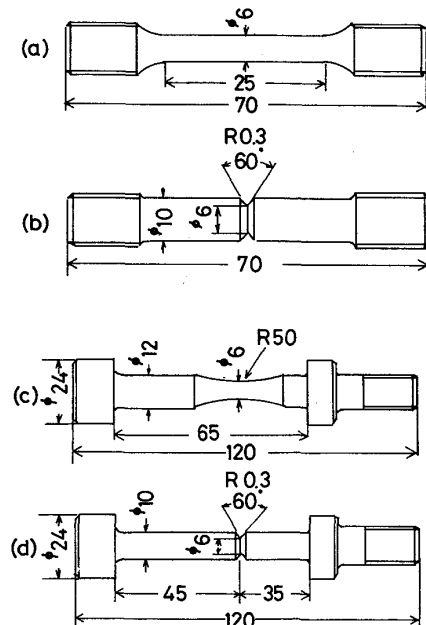
工を施し, $2 \text{ mm}\phi$ 共金溶加棒 (Table 1) を用いて TIG 溶接を行った。溶接条件は, 20 V, 100 A, 溶接速度 1.7 mms^{-1} であり, Ar をシールドガスとした。施工に当たっては, 表側を板厚の 1/2 まで 22~25 パスで溶接して裏ハツリの後, 裏側を 15 パス溶接し, 引き続き表側を溶接して表側の合計を 57 パスとした。溶接時の層間温度は 423 K 以下である。溶接終了後, 染色浸透探傷, 超音波探傷および X 線透過探傷を行った。

溶接した板材の半数には, 溶接部の強度回復を目的として, 母材に対するのと同様の溶体化と時効を溶接後熱処理¹²⁾として施した。したがって以下で対象とするのは, 母材 (B), 溶接材 (W) ならびに溶接・熱処理材 (HW) の 3 種であり, 以後 () 中に示した記号で略記する。これらより採取した引張試験片, シャルピー衝撃



(a) 57 passes for front side
(b) 15 passes for back weld after back chipping

Fig. 1. Edge shape and build-up sequence for TIG welding.



(a) Smooth tensile specimen
(b) Notched tensile specimen
(c) Hourglass shaped smooth fatigue specimen
(d) Notched fatigue specimen

The elastic stress concentration factor K_t for (b) and (d) is 2.99.

Fig. 2. Specimen configurations (mm).

Table 1. Chemical compositions of base material and filler metal. ASTM designation for A 638 Grade 660 and composition range of A 286 used in previous reports are also shown (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al	Ti	B
Base material	0.016	0.11	1.19	0.005	0.003	25.59	14.37	1.44	0.24	0.26	2.04	0.0003
Filler metal	0.014	0.09	1.19	0.015	0.004	25.67	14.31	1.23	0.25	0.27	2.14	—
Previous reports	0.04 0.06	0.40 0.70	0.01 1.20	0.01 0.018	0.001 0.012	24.9 26.8	14.2 15.1	1.2 1.44	0.22 0.27	0.16 0.34	2.00 2.33	0.005 0.008
ASTM A 638 Grade 660	<0.08	<1.00	<2.00	<0.040	<0.030	24.00 27.00	13.50 16.00	1.00 1.50	0.10 0.50	<0.35	1.90 2.35	0.0010 0.010

試験片および疲労試験片の形状を Fig. 2 に示す. 切欠試験片の切欠部の応力集中係数は 2.99 である¹³⁾. W および HW 材では, 平滑部ないし切欠部の中心を溶接ビードの中心と一致させ, かつ試験片の長軸が溶接方向と垂直になるようにした.

2.2 試験方法

引張試験は容量 100 t の万能試験機を用い, 300 K では JIS Z 2241 に従って, 0.2% 耐力までひずみ速度 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, その後破断まで $(5 \sim 10) \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ にて行つた. 4 K では, 変形に伴う発熱の影響¹⁴⁾ を極力小さくするため, 0.2% 耐力までは $(3 \sim 6) \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, その後は $(5 \sim 15) \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ とした. シャルピー試験には容量 300 J の試験機を用い, 4 K での試験は別報¹⁵⁾ の方法によつた.

低サイクル疲労試験は, 300 K では容量 $\pm 10 \text{ t}$, または 4 K では閉ループ式極低温疲労試験装置¹⁶⁾ に付属の容量 $\pm 5 \text{ t}$ の油圧サーボ型試験機を使用し, 荷重制御完全片振り引張り (応力比=0) のもと, 繰返し速度 0.5 Hz の正弦波形を用いて行つた.

このほか, W および HW 材のマクロおよびミクロ組織の観察を行い, 溶接部 (溶着金属と熱影響部) のビッカース硬さ分布を荷重 98 N, 荷重保持時間 15 s の条件で測定した. また, それぞれの試験片の破断面を走査型電顕とエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDAX) によつて観察した.

3. 実験結果および考察

3.1 組織

非破壊検査とマクロ組織観察の結果, W 材と HW 材の溶接部に溶着金属割れ, 熱影響部割れおよび接後熱処理による再熱割れなどの欠陥は検出されなかつた. ただし光顕観察では, デンドライト状組織を呈す溶着金属

(W 材) と溶接後熱処理によつて再結晶した同部位 (HW 材) に, 長さないし直径が数 $10 \mu\text{m}$ 程度の微小欠陥が少数散在していることが認められた (Photo. 1). W 材と HW 材の母材部は, 平均結晶粒径が約 $70 \mu\text{m}$ の等軸組織であり, TiC を主体とする粗大粒子¹⁷⁾ が分散しているが, その量は一般の市販材⁹⁾ に比べて少ない.

Fig. 3 に溶接部の硬さ分布を示す. W 材の溶接部では γ' による析出強化が失われるため, 母材部との間に 70 ~ 100 HV の硬度差を生ずる. 溶接後熱処理はこのような硬度差の解消に有効である.

3.2 引張性質およびシャルピー衝撃特性

Table 2 に B 材, W 材および HW 材の引張性質とシャルピー吸収エネルギーを示す. それぞれの特性値は同一条件で試験した 3 点 (引張り) ないし 4 点 (シャルピー) のデータの平均値である.

300 K における B 材の強度は窒素強化型合金³⁾⁴⁾¹⁸⁾ の約 1.5 倍 (引張強さ) ~ 2 倍 (0.2% 耐力) 高い. また, 4 K への冷却によつて強度が増大しても, 伸びは 300 K

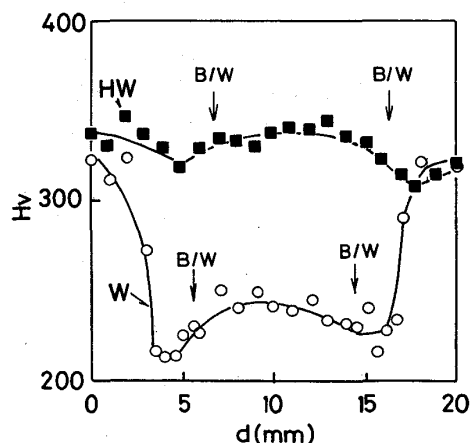
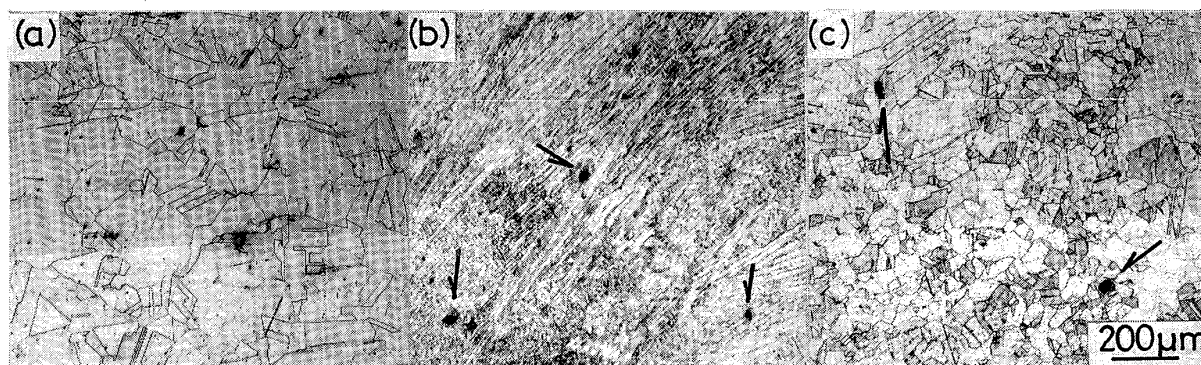


Fig. 3. Vickers hardness profiles for weldment and heat-treated weldment.



(a) Base metal (b) Weld metal (c) Recrystallized weld metal containing micro-defects. The micro-defects in (b) and (c) are arrowed.

Photo. 1. Optical micrographs of base and weld metal regions.

Table 2. Tensile and Charpy impact properties at 4 and 300 K of base material (B), weldment (W) and heat-treated weldment (HW).

Material	T (K)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	ϵ (%)	ϕ (%)	σ'_B (MPa)	σ'_B/σ_B	vE (J)
B	300	708	1069	29.7	42.9	1647	1.54	60.2
	4	932	1548	45.7	37.7	2000	1.29	58.1
W	300	611	724	15.1	34.5	1261	1.74	102.0
	4	790	1184	22.9	34.1	1862	1.57	58.1
HW	300	665	1033	31.1	47.8	1481	1.43	55.2
	4	830	1424	40.1	46.2	1947	1.37	62.1

T: Temperature $\sigma_{0.2}$: 0.2% yield strength σ_B : Tensile strength
 ϵ : Total elongation ϕ : Reduction of area
 σ'_B : Notch tensile strength σ'_B/σ_B : Notch tensile strength ratio
 vE : Absorbed energy

での値を上回り, 吸収エネルギーはほとんど変化しない. B材の強度と吸収エネルギーは A286 合金の既存データ^{3)5)6)17)~19)}の中で平均的な位置を, また延性はその上限近傍の位置を占めている. 粒内の分散粒子の生成に参与する C や Si¹⁷⁾²⁰⁾の低減と ESR が B材の延性向上にも寄与すると考えられる.

W材の強度は B材の 70~85% 程度の値まで減少し, 伸びも低下する. これは, 試験片の平行部の全長 (25 mm) よりも短い溶接部 (約 15 mm) に変形が集中すること⁷⁾²¹⁾によると判断される. ただし W材の 0.2% 耐力は, 焼鈍した SUS316L などの単相オーステナイト合金のそれが約 300 MPa (300 K) ~ 550 MPa (4 K) である³⁾¹⁸⁾¹⁹⁾のに比べ, かなり高い. W材の溶接部には, γ' による析出強化が消失しても, 固溶状態の Ti, Mo および V による強化²²⁾の働くことがその原因と考えられる. HW 材では, 溶接後熱処理によつて溶接部と母材部の強度差がほぼ消失する (Fig. 3) ため, 変形が均一化し, 強度と伸びは B材の水準近傍まで回復している.

各試験片の破面はいずれも延性粒内破面を呈していたが, W材と HW 材の試験片の一部には Photo. 1 の微小欠陥に対応する小ボイドが観察された. 欠陥の観察された W 材では, 伸びと絞り率が数% (4 K, 300 K) ないし吸収エネルギーが 10 (4 K) ~ 20 J (300 K) 低く, 同じく HW 材では伸びが 5% ないし吸収エネルギーが 15 J (300 K) 低くなる場合が認められた. しかし, W材および HW 材の 0.2% 耐力と引張強さ (4 K, 300 K), ならびに HW 材の伸び (300 K), 絞り (4 K, 300 K) および吸収エネルギー (4 K) には欠陥の有無による相違が認められなかった. したがって微小欠陥は, 延性と衝撃特性を低下させる場合があつてもその程度は小さく, 強度の低下因子にはならないと判断される.

3.3 低サイクル疲労特性と破面

疲労試験に当たつては, Table 2 に示した強度を参照

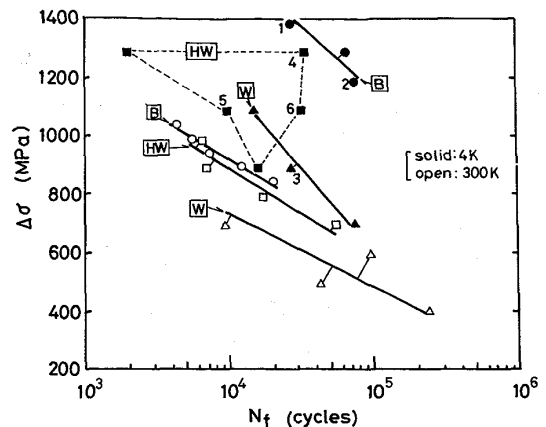


Fig. 4. S-N plots for smooth specimens.

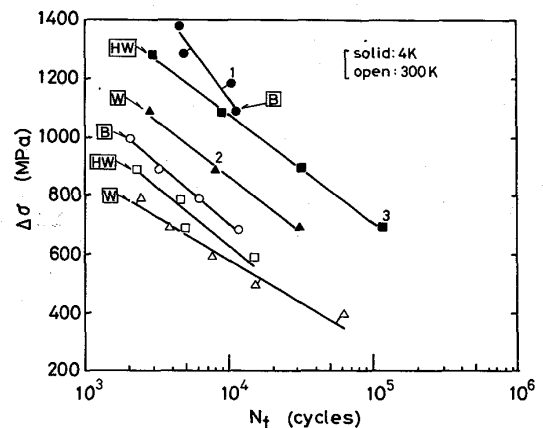


Fig. 5. S-N plots for notched specimen.

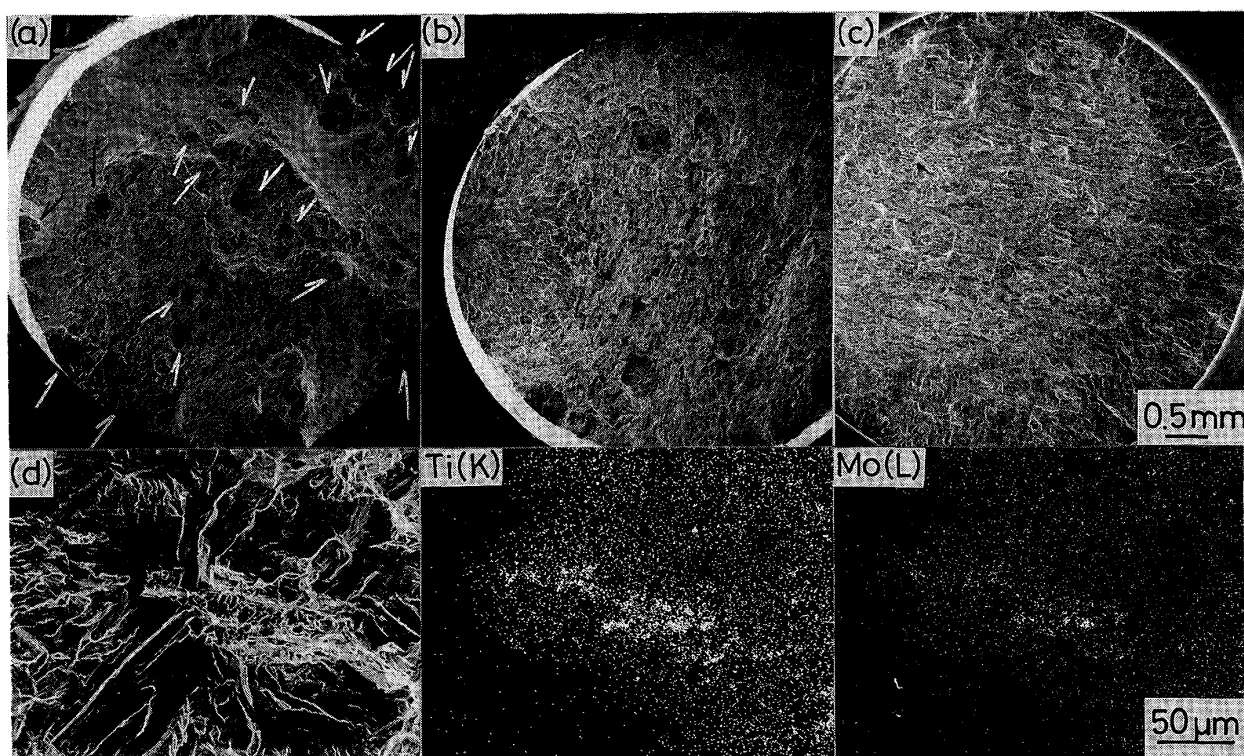
し, 破断繰返し数 (N_f) が $10^3 \sim 10^5$ 回領域となるように応力範囲 ($\Delta\sigma$) を設定した. 得られた S-N 線図を Fig. 4 と 5 に, またこれらを次式によつて直線回帰解析した結果を Table 3 に示す.

$$\log N_f = \alpha + \beta \Delta\sigma$$

ここで α と β は定数である.

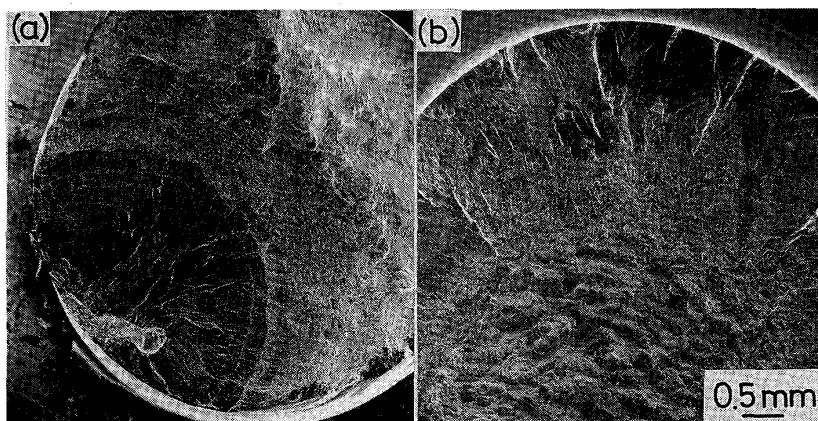
3.3.1 母材 (B)

平滑および切欠試験片とも 4K における S-N 線図は 300K のそれよりも著しく高応力側に移行する. Photo. 2 は 4K における破面の典型例である. 平滑試験片の場合, $\Delta\sigma$ が引張強さに近い (a) では疲労き裂の発生点が多数散在している. より低 $\Delta\sigma$ 側では, き裂は試料表面に近い部位のほぼ 1 箇所に発生し, これが成長して破断に至っている (b). それぞれのき裂発生点には, 矢印で示したような Ti と Mo による粒状の特性 X 線像が散在している. B 材では粒内に分散した粗大な MC ないし $M_{23}C_6$ 型炭化物²⁰⁾ がき裂発生サイトになると考えられる. (a) の場合は荷重の設定時にこれらの粒子が破砕して多数のき裂発生サイトを与えたと判断される. 一方,



(a) Smooth specimen (#1 in Fig. 4, $\Delta\sigma=1\,373$ MPa) Many fatigue cracks were nucleated as shown by arrows.
 (b) Smooth specimen (#2 in Fig. 4, $\Delta\sigma=1\,177$ MPa)
 (c) Notched specimen (#1 in Fig. 5, $\Delta\sigma=1\,177$ MPa)
 (d) A typical nucleation site of fatigue cracks shown in (a) and characteristic X-ray image taken by using Ti(K) and Mo(L) radiation.

Photo. 2. SEM micrographs for the fatigue specimens of base material tested at 4 K.



(a) Smooth specimen (#3 in Fig. 4, $\Delta\sigma=883$ MPa), showing a little defect at the fatigue crack
 (b) Notched specimen (#2 in Fig. 5, $\Delta\sigma=883$ MPa) No defects

Photo. 3. SEM micrographs for the fatigue specimens of weldment tested at 4 K.

切欠試験片では疲労き裂が切欠底に沿って円周状に発達しており、切欠底近傍の応力集中部に散在する複数の粗大粒子がほぼ同時にき裂発生サイトとして働いたと考えられる。

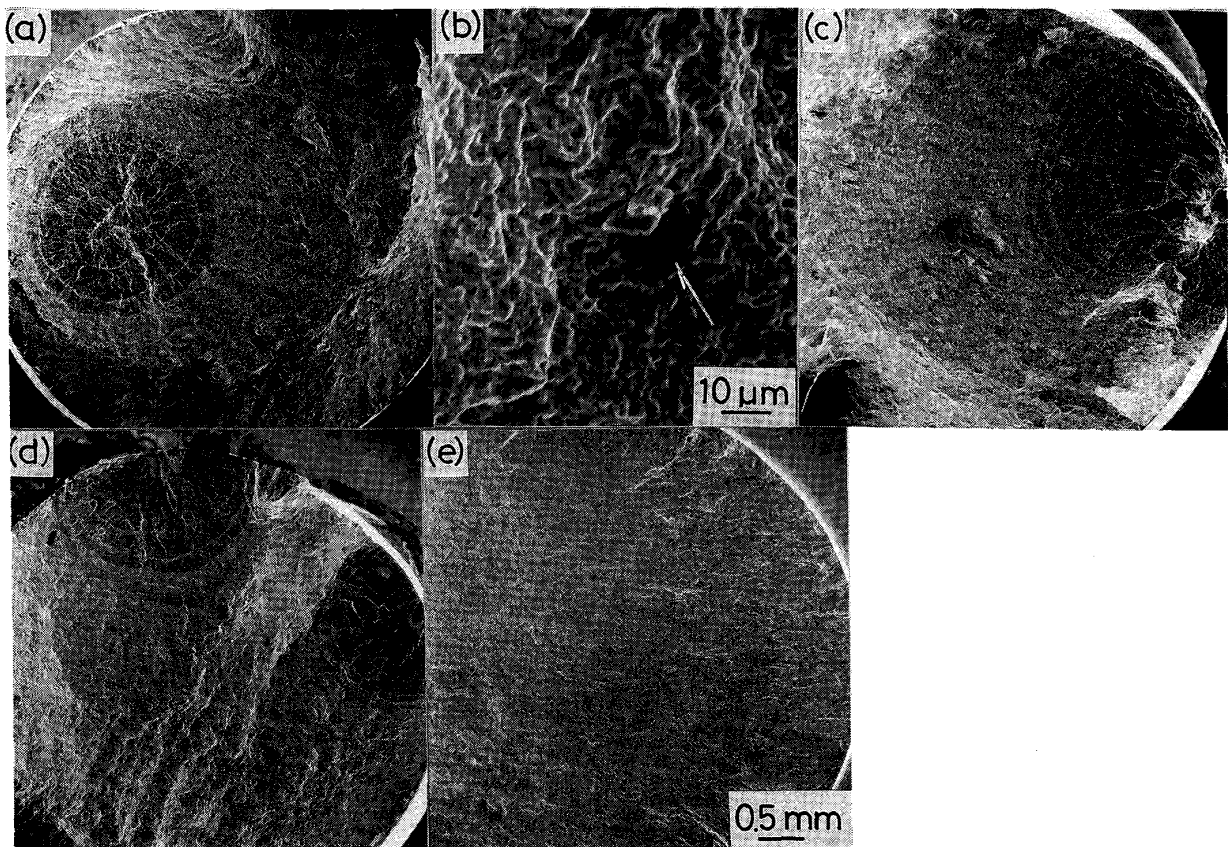
3・3・2 溶接材 (W)

平滑および切欠試験片の $S-N$ 線図は B 材のそれぞれの線図よりも低応力側に位置している。W 材の場合も、温度低下による強度の上昇とともに、線図は高応力側に移行する。Photo. 3 に破面の典型例を示す。平滑試験

片の 1 部では、疲労き裂面内に Photo. 1 と対応する小欠陥が認められ、これらがき裂発生サイトになると判断された。切欠試験片の破面形状は B 材と同様で、欠陥はほとんど認められなかった。

3・3・3 溶接・熱処理材 (HW)

切欠試験片の $S-N$ 線図は、温度低下によつて高応力側に移行し、かつ 4K, 300K の場合とも W 材のそれよりも高応力側に位置している。すなわち、切欠試験片では溶接後熱処理と温度低下による強度上昇が疲労特性の



- (a) Smooth specimen (#4 in Fig. 4, $\Delta\sigma=1\,275$ MPa and $N_f=34\,828$ cycles)
 (b) Nucleation site of the crack in (a). A very small void are observed
 (c) Smooth specimen (#5 in Fig. 4, $\Delta\sigma=1\,079$ MPa and $N_f=9\,845$ cycles)
 (d) Smooth specimen (#6 in Fig. 4, $\Delta\sigma=1\,079$ MPa and $N_f=31\,907$ cycles)
 (e) Notched specimen (#3 in Fig. 5, $\Delta\sigma=686$ MPa) No defects

Photo. 4. SEM micrographs for the fatigue specimens of heat-treated weldment tested at 4 K.

向上に反映される。一方、平滑試験片の場合、300K ではB材に近い特性を示すが、4K では強度上昇に見合った疲労特性の向上が必ずしも得られていない。4K での測定点はB材平滑試験片の4Kと300Kの線図の中間領域に分散し、 N_f と $\Delta\sigma$ は一定の関係を示さない。

Photo. 4 に破面観察結果を示す。B材と同水準の特性を示した平滑試験片(a)では、き裂発生点に直径10 μm 程度の微小ボイド(b)が認められるのみで、目立つた欠陥は存在しない。これに対し、S-N線図上でB材よりも低 $\Delta\sigma$ -低 N_f 側に位置する平滑試験片では、(c)および(d)のような欠陥が観察され、その数ないし寸法が大きな場合ほど、同一の $\Delta\sigma$ に対して N_f の小さくなる傾向が認められた。

(d)では2箇所の欠陥からき裂が発生しているが、両者の相対位置は試料軸方向に約1.5 mmずれている。この例に限らず、W材とHW材の平滑試験片では、き裂の発生と成長の場が平滑部の最小断面部に限定されず、

最小断面近傍の欠陥を含んだ長さ2~3 mmの擬円筒状領域がその対象となることが認められた。HW材切欠試験片の破面の様相はBおよびW材と同様である(e)。破面内に欠陥はほとんど観察されず、 N_f が分散しなかったことと対応している。

3.4 疲労特性と引張強さとの相関

B材、W材およびHW材について疲労強度の相互比較を行うため、 N_f が 2×10^4 回の場合の、疲労強度($\Delta\sigma_0$)と切欠係数(K_f :平滑試験片の $\Delta\sigma_0$ /切欠試験片の $\Delta\sigma_0$)をTable 3と(1)式を用いて求めた(Table 4)。ここで対象とした N_f の値は、超電導発電機の回転子の場合に、起動-停止に伴う大きな負荷応力に対する疲労寿命として、 $10^3 \sim 10^4$ 回が想定されていることを考慮して選んだ。

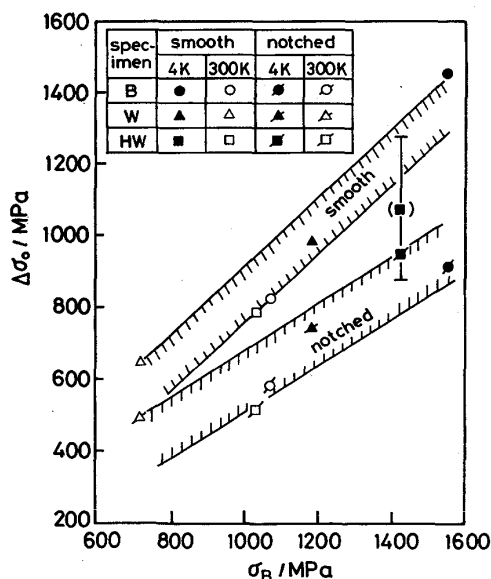
Fig. 6に、Table 4の $\Delta\sigma_0$ を引張強さに対してプロットして示す。データの分散したHW材平滑試験片の4Kの場合を除き、両者の間には強い相関が認めら

Table 3. Linear regression analysis for the S-N curves shown in Fig. 4 and 5.

Material		T(K)	α	β
Smooth	B	300 4	7.09 7.57	-3.39×10^{-3} -2.25×10^{-3}
	W	300 4	6.87 6.06	-3.96×10^{-3} -1.77×10^{-3}
	HW	300 4	6.85 —	-3.22×10^{-3} —
Notched	B	300 4	5.74 5.64	-2.48×10^{-3} -1.46×10^{-3}
	W	300 4	6.01 6.28	-3.47×10^{-3} -2.65×10^{-3}
	HW	300 4	5.60 6.90	-2.56×10^{-3} -2.71×10^{-3}

Table 4. Fatigue strength $\Delta\sigma_0$ and notch factor K_f at 2×10^4 cycles.

Material	T (K)	Fatigue strength		Notch factor K_f
		Smooth specimen $\Delta\sigma_0$ (MPa)	Notched specimen $\Delta\sigma_0$ (MPa)	
B	300	824	581	1.42
	4	1451	918	1.58
W	300	649	493	1.32
	4	992	746	1.33
HW	300	791	508	1.56
	4	—	958	—

Fig. 6. Fatigue strength at 2×10^4 cycles as a function of tensile strength.

れる。すなわち、平滑試験片と切欠試験片の $\Delta\sigma_0$ は、溶接部と溶接後熱処理の有無および試験温度によらず、引張強さによってそれぞれ狭い分散帯に整理できる。また、各供試材の $\Delta\sigma_0$ は W 材 < HW 材 $\leq$ B 材の順で大きく、それぞれ温度低下に伴う引張強さの上昇とともに増

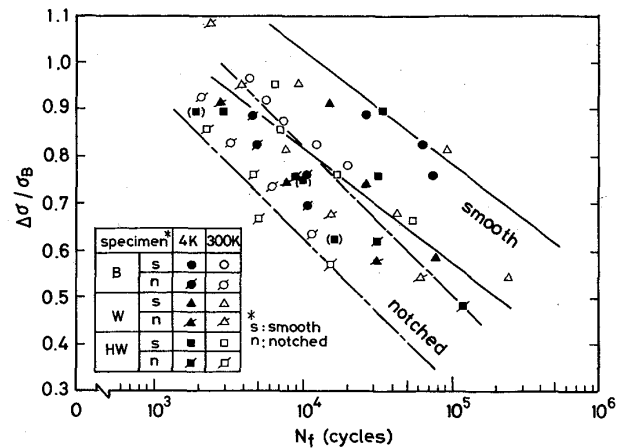


Fig. 7. Replots of the S-N data in Fig. 4 and 5 by using the ratio of stress range to tensile strength.

大することがわかる。

Table 4 の切欠係数は応力集中係数の 50% ないしそれ以下である。したがって、対象材の低サイクル領域での切欠感度は低く、かつ溶接やその後の熱処理の有無と試験温度の変化に対しても鈍感といえる。

Fig. 4 と 5 を試験応力範囲と各供試材の引張強さとの比 ($\Delta\sigma/\sigma_B$) によつて再プロットし、Fig. 7 に示す。疲労強度と引張強さの間の相関関係は本研究の範囲で共通して認められ、全データは平滑試験片と切欠試験片の二つの分散帯に整理される。Fig. 6 の傾向と同様に、欠陥を含む HW 材平滑試験片の 4K における測定点 (●) を付して示すは切欠試験片の分散帯に位置している。

3.5 疲労特性に及ぼす溶接欠陥の影響

W 材および HW 材の平滑試験片の破面に観察された欠陥の表面は薄く着色しており、酸化被膜で覆われていることが示唆された。したがって、これらは試験前にすでに開口しているか、あるいは試験応力の負荷によつて容易にその上下面が剥離する性格を持ち、き裂としての効果と試験片の有効断面を減少させる効果とによつて疲労強度を低減させると考えられる。欠陥による影響は、強度が高く、 $\Delta\sigma$ の設定が大きくなる場合に現れやすいと考えられ、HW 材の 4K での試験がこれに該当する。

一方、切欠試験片の場合は、き裂の発生と成長の場合切欠底で囲まれた薄円筒状領域に限られる。したがって、当該部に欠陥の存在する確率は平滑材に比べて極めて低いため、その影響を受けにくかったものと考えられる。

4. 結 言

添加元素の調整と ESR を施した A286 合金鍛造厚板

材の母材 (B), 共金 TIG 溶接材 (W) およびその溶接後熱処理材 (HW) の 4K と 300K における引張性質, シャルピー衝撃特性ならびに低サイクル疲労特性を調べ, 以下の結果を得た.

(1) 対象材は溶着金属割れと熱影響部割れを生ずることなく共金溶接が可能であり, 溶接後熱処理によつても再熱割れを起こさなかつた. ただし W 材と HW 材の溶着金属には, 光顕サイズの微小欠陥が少数散在していた.

(2) W 材の強度は B 材の 70~85% 程度であるが, 再溶体化と時効よりなる溶接後熱処理によつて B 材の水準の近傍まで回復した. 4K におけるシャルピー吸収エネルギーは, B 材, W 材および HW 材の間でほとんど変わらず, いずれも約 60J を示した.

(3) HW 材平滑試験片の 4K でのデータを除き, 各供試材の平滑試験片および切欠試験片の疲労強度は, それぞれ引張強さと強い相関関係を示した.

(4) 溶着金属中の微小欠陥は, W 材と HW 材の延性や吸収エネルギーを低下させる場合があつてもその程度は小さく, 強度にはほとんど影響を与えない. しかしながら, 当該欠陥は HW 材平滑試験片の 4K での疲労特性に大きな影響を及ぼす.

(5) A286 合金をその特徴を生かしつつ極低温用の溶接構造部材に使用するためには, 微小欠陥の分布を的確に検出してその影響を見積もるとともに, 合金組成と溶接方法の最適化について今後さらに検討することが必要であろう.

本研究に際して多大の御尽力をいただいた太刀川恭次博士, 前田弘博士ならびに金材技研極低温グループの各氏に感謝いたします.

文 献

- 1) 石川圭介, 平賀啓二郎: 日本金属学会誌, **20** (1981),

- p. 62
- 2) 堀内健文: 日本金属学会会報, **21** (1982), p. 965
- 3) 堀内健文, 小川陸郎, 嶋田雅生, 利根正二: 神戸製鋼技報, **34** (1984) 3, p. 47
- 4) J. W. MORRIS, Jr. and E. N. C. DALDER: *J. Met.*, **37** (1985) 11, p. 24
- 5) 高野正義, 森山俊哉, 嶋田雅生, 鈴木 章: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1956
- 6) H. SUTO And B. S. CHUN: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **20** (1980), p. 554
- 7) M. STRUM, L. T. SUMMERS and J. W. MORRIS, Jr.: *Weld. J.*, **62** (1983), p. 235-s
- 8) L. T. SUMMERS, M. J. STRUM and J. W. MORRIS, Jr.: *Adv. in Cryogenic Eng.*, **30** (1984), p. 291
- 9) R. P. REED, R. L. TOBLER and R. P. MIKESELL: *Adv. in Cryogenic Eng.*, **22** (1977), p. 68
- 10) J. A. BROOKS and R. W. KREZER: *Weld. J.*, **53** (1974), p. 242-s
- 11) J. A. BROOKS: 同上, p. 517-s
- 12) R. THAMBURJ, W. WALLACE and J. A. GOLDAK: *Int. Met. Rev.*, **28** (1983), p. 1
- 13) 金属材料疲れ便覧 (日本材料学会編) (1968), p. 24 [養賢堂]
- 14) 石川圭介, 緒形俊夫: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 28
- 15) 緒形俊夫, 平賀啓二郎, 長井 寿, 石川圭介: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 135
- 16) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿, 平賀啓二郎, 中曽根祐司, 由利哲美: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 236
- 17) 平賀啓二郎, 石川圭介, 長井 寿, 緒形俊夫: 日本金属学会誌, **50** (1986), p. 507
- 18) *Handbook on Materials for Superconducting Machinery*, Battele Columbus Lab., Ohio (1977)
- 19) *Cryogenic Materials Data Handbook*, ed. by F. R. SCHUWARTZBERG, AFML-TDR-64-280
- 20) D. R. MUZYKA: *The Super Alloys*, ed. by C. T. SIMS and W. C. HAGEL, John Wiley and Sons, New York (1972), p. 113
- 21) K. HIRAGA, K. NAGAI, T. OGATA, Y. NAKASONE, T. YURI, and K. ISHIKAWA: *Adv. in Cryogenic Eng.*, **32** (1986), p. 111
- 22) K. J. IRVIN, D. T. LLEVELLYN and F. B. PICKERING: *J. Iron Steel Inst.*, **199** (1961), p. 153