軟鋼の溶着部、熱影響部における疲れ強さに関する研究*

渡辺正紀** 永井欣一*** 大塚昭夫*** 永田義也****

A Study of Fatigue Strength in Weld Metal and
H.A.Z. of Mild Steel Weld*By Masaki Watanabe**, Kin-ichi Nagai***,
Akio Otsuka*** and Yoshiya Nagata****

Abstract

It is well known that the fatigue strength of welded part reduces to almost half that of base metal of a mild steel. The conceivable factors to reduce the fatigue strength of welded part are the metallurgical discontinuity and the stress concentration at the toe, the undercut of reinforcement etc.

In this study, basic experiments were carried out with small notched plate specimens subjected to plane bending in order to determine whether the metallurgical discontinuity or the stress concentration at welded joint plays more important parts on their fatigue strength. The notch was located respectively at the base metal, the weld metal and the heat-affected zone (fine-grained zone, spheroidized pearlite zone and embrittled zone) of butt welded joint, the reinforcement cut off by machine.

From the test results, it is clear that the fatigue strengths of weld metal and heat-affected zone are larger than that of base metal unless they contain defects like a notch (Fig. 8). The weld metal and heat affected zone are more notch-sensitive than the base metal, especially the spheroidized pearlite zone (Fig. 10). The rate of crack propagation on respective zones is less in the intermediate stage of stationary crack growth because of work hardening, while it is large at the initial stage of crack and the prior stage to fracture. The fatigue strength of welded parts depends on the rate of crack propagation in the stationary stage and the crack propagation rate is largest in the spheroidized pearlite zone of welded part (Figs. 14, 15). This fact corresponds to the lowest fatigue strength of this structure. It is observed by microscope that the cracks in the heat-affected zone propagate along grain boundary more remarkably than those on base metal.

1. 緒 言

軟鋼溶接継手部の疲れ強さが母材のそののほぼ半分に低下する場合すらあることは周知の事実である。この疲れ強さの低下する原因として溶着部および熱影響を受けた変質部における材質の変化、余盛の止端、アンダーカットなどの幾何学的形状の不連続部における応力集中が考えられ、これらの因子はたがいに重畳して溶接継手の疲れ破壊に影響を及ぼすものと思われる。じゅうらいの溶接継手の疲れ強さに関する研究はこれらの原因を同時に含んだ溶接継手試験片で行なわれたものが多く、これでは継手の疲れ破壊に材質の変化と不連続部の応力集中のうちいずれがより大きい影響を及ぼすかは不明であ

る。また、疲れき裂は溶接止端（ほぼ溶融線）に発生し伝播することが多いことから、この部分に人工切欠きを設けた試験片で疲れ試験を行なった研究があるが、溶融線付近の組織は溶接の入熱によってかなり変化しているので疲れき裂はかならずしも常に同じ組織の部分を伝播するとはかぎらず熱影響部の切欠き特性を適確につかむことができないくらいがある。

そこで本研究においては、上記の要因のうちどちらが大きく疲れ破壊に影響するかを明らかにするため、溶接継手部の材質の変化による影響と切欠き効果をわけて検討することとした。溶接部のような材質の変化している部分の疲れ強さを求めるのに平行部を有する平滑試験片を採用すると一般に疲れき裂はもっとも弱い組織に発生する。したがって熱影響部の各組織における疲れ強さを知るうえからは平行部を有する平滑試験片よりもむしろ比較的応力集中の小さい切欠き（たとえば円弧切欠き）を所望の組織に設け、その部分に疲れき裂を発生させるようにしたほうが得策である。よって“溶着部”“細粒

* 原稿受付 昭和41年11月21日

** 正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka Univ.

*** 正 員 広島大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Hiroshima Univ.

**** 正 員 三菱重工広島造船所 Member, Mitsubishi Heavy Industries Co., Ltd.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of base metal

Chemical compositions					Mechanical properties		
C	Si	Mn	P	S	Yield point	Tensile strength	Elongation
%	%	%	%	%	kg/mm ²	kg/mm ²	%
0.18	0.05	0.86	0.013	0.024	28.0	46.6	30

部”“粒状パーライト部”“ぜい化部*”および“原質部”の各組織に円弧切欠きおよび charpy V 切欠きを設けた小型試験片により平面曲げ疲れ試験を行ない, 各組織における平滑材および切欠き材の疲れ強さを比較検討し溶接継手の疲れ機構を明らかにすることとした**.

2. 試験片および試験方法

2.1 鋼 材

使用した鋼材は板厚 22.5 mm の NK-B 級鋼で, その化学成分および機械的性質を Table 1 に示す.

2.2 溶接方法

本試験に供した溶接継手はユニオンメルトで表裏1層ずつ溶接を行なった突合せ継手で, 溶接を行なうにあたっては開先角 90°, 深さ 7.5 mm の X 型開先を上記の鋼板に設けた. なお, その際に用いた心線はオクスウェルド #36, フラックスは G 20 であり, その溶接条件を Table 2 に示す.

Table 2 Welding conditions

	Welding current A	Welding voltage V	Welding speed cm/min
Face	780	34	24
Back	1000	36	24

2.3 試験片および試験機

上記の突合せ溶接された供試材は機械加工によって余盛を削除したのちに溶接線に直角に切断され, 試験片用

素材を採取した. 各素材は Fig. 1 に示すように板厚方向に4層に機械のこてで等分され, 疲れ試験片はこの等分された各層の板から機械加工によって製作された.

表裏溶接を行なった鋼板は, 板厚方向の位置で熱およびひずみサイクルが相違すると考えられ, その結果板厚方向の位置で疲れ強さが異なることが予測される. そこで本試験では上記の各層から採取された円弧切欠き試験片により板厚方向の熱影響が疲れ強さにおよぼす効果をもあわせて検討することとした.

Fig. 2 Dimensions of specimens for plane bending fatigue test

疲れ試験に用いた試験片の形状および寸法を Fig. 2 に示す. 円弧切欠きの応力集中率は $\alpha=1.12$, V 切欠きはその先端の半径 $\rho=0.25$ mm で $\alpha=3.12$ である¹⁾²⁾³⁾. これらの切欠きを設ける位置としては原質部および溶着部のほかに熱影響部として溶融線から原質部より1 mm, 4 mm, 12 mm の3個所を選んだ. なおこれらの位置に切欠きを設けた試験片を便宜上 Fig. 8 に示すように M, W, X, Y および Z 試験片と呼ぶこととする. Photo. 1 (1)~(5) に切欠きを設けた位置の顕微鏡写真が示されており, X 試験片は細粒部 (Photo. 1(2)), Y 試験片は粒状パーライト部 (Photo. 1(3)), Z 試験片は組織的には M 試験片とほぼ同一であるが時効を受けた

Fig. 1 The way of taking test specimens from weld metal and heat-affected zone

* 時効を受け衝撃値の低下がみられる領域を表わす.

** 従来から溶接継手の各位置例えば 1 mm 間隔ごとに V 切欠きがかかるように charpy 試験片をとりだし, その衝撃特性を論じたものはなはだ多い. しかし疲れ特性についてはほとんど論ぜられていない. 本研究は代表的な組織部より試料をとりだし実験を行なったものである.

Photo. 1 (1) Micro-structure of W-specimen, weld metal zone (100) $\times$ 3/4

Photo. 1 (2) Micro-structure of X-specimen, fine grained zone (100) $\times$ 3/4

Photo. 1 (3) Micro-structure of Y-specimen, spheroidized pearlite zone (100) $\times$ 3/4

Photo. 1 (4) Micro-structure of Z-specimen, embrittled zone (100) $\times$ 3/4

Photo. 1 (5) Micro-structure of M-specimen, base metal zone (100) $\times$ 3/4

い化部 (Photo. 1(4)) にそれぞれ相当している。

使用した試験機は 1.5 kg-m の西原式板曲げ疲れ試験機であり、使用回転数は 2000 r.p.m. に一定にして試験を行なった。

3. 試験結果

試験片に切欠きが設けられた位置は前述のごとくその底部が所定の組織にくるようにはいるが、正確にこの位置より疲れき裂が生じたかどうかを調べる必要があり、疲れ破壊ののち顕微鏡観察によってき裂の発生伝播した部分の組織を確めた。このようにして所定の組織にき裂が発生伝播したもののみをとりだして疲れ試験の結果を示すと Fig. 3~6 のようになる。すなわち、Fig. 3~5 は円弧切欠きによる各層の W, X, Y, Z およ

Fig. 3 Fatigue test results of semi-circular notched specimens taken from No. 1 layer of welded part as shown in Fig. 1

Fig. 4 Fatigue test results of semi-circular notched specimens taken from No. 2 layer of welded part as shown in Fig. 1

Fig. 5 Fatigue test results of semi-circular notched specimens taken from No. 3 layer of welded part as shown in Fig. 1

Fig. 6 Fatigue test results of V-notched specimens of welded part

び M 試験片の $S-N$ 曲線を, Fig. 6 は V 切欠きのそれを示したものである。なお図の縦座標は試験片の最小断面に作用する曲げの最大公称応力 σ を, 横座標は破断までの繰返し数 N_f をそれぞれ対数目盛でとっている。

円弧切欠きによる $S-N$ 曲線は $N_f=10^7$ までに疲れ限度は認められないが V 切欠きによる $S-N$ 曲線では $N_f=7 \times 10^6 \sim 8 \times 10^6$ で疲れ限度が存在するようである。また $S-N$ 曲線の時間強さは傾斜直線で表わされ, 次式の指数関係が成立する。

$$\sigma = A[N_f]^m$$

ここに A および m は疲れ試験結果をもとにして最小二乗法により決定することができる。Table 3 にこのようにして求めた各試験片の A および m の値と $N_f=2 \times 10^6, 10^7$ の疲れ強さがまとめて示されている。

4. 考 察

4.1 疲れ強さについて

前述したように表裏溶接した継手は板厚方向の位置で熱およびひずみサイクルが相違するため疲れ強さが板厚方向の位置で相違することが考えられる。Fig. 7 は各層の円弧切欠きによる W, X, Y および Z 試験片の疲れ強さを比較して示したものである。Z 試験片では一部入れかわっているが, その他の試験片について $N_f=10^7$ における疲れ強さを調べてみると 3 層のものが最大で 2 層 1 層の順に低下していることが認められる。しかしこれとて最大 0.7 kg/mm² 程度の相違であって, 疲れ現象のばらつきによるものとも考えられ, 各層の疲れ強さに有意な差は認められない。したがって表裏 1 層ずつ溶接された軟鋼の突合せ継手では板厚方向の各位置における疲れ強さはほぼ等しいと考えて差支えない。

Fig. 7 Fatigue strengths of various structures in respective layers of welded mild steel plate

Table 3 Fatigue test results of H.A.Z. and base metal

Kinds of notch shape	Materials			Fatigue strength kg/mm ²		Coeff. of S-N curve	
				$N_f=2 \times 10^6$	$N_f=10^7$	A	m
Semi-circular notched specimen	Welded metal	No. 1 layer	W	29.1	26.1	79.0	-0.069
			X	26.7	24.0	69.4	-0.066
			Y	26.1	23.8	58.5	-0.056
			Z	25.8	22.9	74.9	-0.073
		No. 2 layer	W	28.8	26.3	63.9	-0.055
			X	27.2	24.3	75.0	-0.070
			Y	26.2	24.0	57.3	-0.054
			Z	26.1	23.7	66.7	-0.064
		No. 3 layer	W	29.1	26.8	62.4	-0.053
			X	27.7	24.5	83.9	-0.076
			Y	26.1	24.5	47.3	-0.041
			Z	25.8	23.3	63.0	-0.062
	Base metal			M	25.8	23.1	70.3
V-type notched specimen	Welded metal	W	17.4	14.5	137.8	-0.143	
		X	16.6	14.0	94.3	-0.120	
		Y	15.3	12.3	186.6	-0.172	
		Z	16.7	14.0	132.8	-0.142	
	Base metal			M	17.3	15.0	73.0

緒言で述べたように、溶接部のごとく組織的に幅広く変化している部分の平滑材による疲れ強さを知るには、応力集中の小さい切欠きを所定の位置に設けた試験片によったほうが適確に所定の組織の疲れ強さを求めるうえで有利である。本試験に用いた円弧切欠き試験片の応力集中率は $\alpha=1.12$ で、このような低い応力集中率の切欠きによる疲れ強さの低下、すなわち切欠き係数 β は応力集中率 α に等しいとみることができる⁴⁾。したがって溶接継手各部の平滑材 ($\alpha=1$) による疲れ強さは円弧切欠きによる疲れ強さに α を乗ずることによって推定できる。Fig. 8 はこのようにして推定された W, X, Y, Z および M 試験片の平滑材による $N_f=2 \times 10^6, 10^7$ の疲れ強さを図示したものである。なお、円弧切欠きによる疲れ強さは Table 3 に示す各層の W, X, Y および Z 試験片の平均値を採用した。Fig. 8 によると $N_f=2 \times 10^6, 10^7$ の平滑材による疲れ強さは W 試験片が最大で X, Y, Z 試験片と次第に低下しているが、各試験片の疲れ強さはいずれも M 試験片のそれより大きいことを示している。このことは軟鋼突合せ溶接継手の余盛が削除され切欠きとなるような欠陥が存在しないかぎり、溶着部および熱影響部の疲れ強さは原質部より大きいことを示している。

Fig. 8 Fatigue strength of smooth specimens estimated from that of semi-circular notched specimens made from weld metal and H.A.Z.

Fig. 9 Fatigue strength of V-notched specimens made from weld metal and H.A.Z.

Fig. 9 は V 切欠きによる W, X, Y, Z および M 試験片の $N_f=2 \times 10^6, 10^7$ における疲れ強さを比較して示したものである。これによると、V 切欠きによる疲れ強

さは W 試験片と M 試験片はほぼ同じ大きさを示すが、X, Y および Z 試験片は M 試験片より小さくとくに Y 試験片の強さは最小であることが知れる。すなわち、本実験に用いた軟鋼溶接継手熱影響部の組織は切欠きに敏感で、切欠きによる疲れ強さの低下は粒状パーライト部においてもっとも大きいことを示している。

4.2 切欠き特性について

一般に切欠き部における疲れ強さの低下の度合は平滑材と切欠き材の疲れ強さの比、すなわち切欠き係数 β でもって表示されている。Fig. 10 は溶着部および熱影響部の β を比較して示したものである。すなわち、本図は Fig. 8 および Fig. 9 を別の表示により書換えたものである。

Fig. 10 Comparison of fatigue-notch factor β at weld metal and H.A.Z., where β is the ratio of fatigue strength of smooth specimen to that of notched specimen

Fig. 11 Comparison of strength reduction factor β' at weld metal and H.A.Z., where β' is the ratio of fatigue strength of unwelded base plate specimen without notch to that of welded specimen notched at weld metal and H.A.Z.

溶接継手の疲れ強さを低下させる実際の切欠きとして考えられるものは余盛の止端、アンダーカット、溶け込み不良、割れ、不溶着部などであるから継手各部における疲れ強さの低下の度合は母材の平滑材による疲れ強さを基準に考えたほうがより実用的である。そこで W, X, Y, Z および M 試験片の疲れ強さと M 試験片の平滑材

による疲れ強さの比を強度低下率 β' とし, Fig. 11 に継手各部の $N_f = 2 \times 10^6, 10^7$ における β' を比較して示した. すなわち本図は Fig. 9 を別の表現により示したものである. つぎに, Fig. 10 と Fig. 11 を比較することにより軟鋼溶接継手に対してつぎのことがいえよう. Y 試験片の β および β' がもっとも大きく, 粒状パーライト部に切欠きを有する溶接継手がもっとも小さい疲れ強さを示すと思われる. さらに, 溶接継手の溶着部と熱影響部に同程度の応力集中率をもつ切欠きが存在するときは溶着部に先行して熱影響部に疲れき裂が発生するであろうことも同図から予測できる. すなわち, Fig. 12 に示すすみ肉溶接においてはルート部の応力集中率がもっとも大きく⁵⁾ 静的荷重のもとでは一般にこの部分からき裂が発生し溶接部ののど部にそって破断を起こすが疲れき裂は止端に生じ母材側に伝播する場合の多いのはこのためと考えられる.

Fig. 12 Fatigue crack initiating at the toe of fillet weld

切欠き底付近の応力分布は一様でないのでその疲れ強さは切欠き底の最大応力のみで定まるものでなく, その付近のある狭い範囲内の応力が影響すると考えるのが一般的になっている^{4), 6)}. いま, Fig. 13 に示すように切欠き付近で応力勾配が最大な方向に切欠き底より ϵ_0 だけはなれた点の弾性応力が平滑材の疲れ強さに等しくなったとき疲れき裂を生ずると仮定する. 両側面に切欠きをもつ試験片が平面曲げを受ける場合の応力分布については Lee¹⁾ が解析を行っており, その結果を用いて切欠き底から ϵ_0 だけはなれた点の弾性応力集中率 $\alpha(\epsilon_0)$ を導くと

$$\alpha(\epsilon_0) = \frac{\sin v_0 [(3 + \nu) \cos^2 v - (1 - \nu) \cos^2 v_0]}{\cos^3 v [(3 + \nu) v_0 - (1 - \nu) \sin v_0 \cos v_0]} \dots (1)$$

となる. ここに

$$\sin v_0 = \frac{\sqrt{\frac{a}{\rho}}}{\sqrt{1 + \frac{a}{\rho}}}, \quad \cos v_0 = \frac{1}{\sqrt{1 + \frac{a}{\rho}}},$$

$$v_0 = \tan^{-1} \sqrt{\frac{a}{\rho}}, \quad \sin v = (1 - \frac{\epsilon_0}{a} \sin v_0),$$

a : 最小断面の半幅

ρ : 切欠き先端の曲率半径

ν : ポアソン比

である.

Fig. 13 Schematic diagram for condition of fatigue crack initiation at root of notch

そこでV切欠き材の疲れ破壊発生条件は

$$\beta = \frac{\sigma_{W0}}{\sigma_W} = \alpha(\epsilon_0) \dots (2)$$

で示しうる. ここに σ_{W0} : 平滑材の $N_f = 10^7$ における疲れ強さ, σ_W : V切欠き材の $N_f = 10^7$ における疲れ強さである. 本実験に用いたV切欠き試験片は Fig. 2(B) に示すように $a = 12.5 \text{ mm}$, 切欠き先端半径 $\rho = 0.25 \text{ mm}$ であるので(1)式と(2)式とから各試験片の $N_f = 10^7$ における β に対し ϵ_0 の値が算出できる. このようにして求めた ϵ_0 の値を Table 4 に示す. 回転曲げによる ϵ_0 の値は 0.2% C の炭素鋼で 0.02~0.06 mm であることが報告されているが^{4), 6)}, 本研究の平面曲げによる ϵ_0 の値は約 0.03 mm で回転曲げとはほぼ同じ大きさであることが知れる.

Table 4 Relation between values of β and ϵ_0

	W	X	Y	Z	M
β	2.04	1.94	2.20	1.86	1.73
$\epsilon_0 \text{ mm}$	0.032	0.032	0.033	0.031	0.031

4.3 疲れき裂の伝播について

本研究においては, 溶着部, 熱影響部および原質部に発生する疲れき裂の伝播状態を調べるためにV切欠きによる各試験片の切欠き底に生ずるき裂長さを破断までの各繰返し数で測定しその伝播速度を比較検討することとした. ここにいうき裂長さは試験片表面において最大主応力と直角方向に測った切欠き底からき裂先端までの距離を表わす. Fig. 14 は公称応力 $\sigma = 17 \text{ kg/mm}^2$, Fig. 15 は $\sigma = 15 \text{ kg/mm}^2$ における疲れき裂の伝播速度 $\Delta l / \Delta N^*$ と繰返し数比 N / N_f^{**} の関係をそれぞれ示したものである. 各試験片に生ずる疲れき裂の伝播速度はいずれも発生初期と破断前で大きく, その中間時期は加工硬化のため幾分減少する. また, 疲れき裂が定常的に進行することの中間期の伝播速度は Fig. 14 に示す $\sigma = 17 \text{ kg/mm}^2$ の場合はY試験片がもっとも大きく X, Z, W 試験片の順

* 疲れき裂の伝播速度はある繰返し数間に進むき裂の進行速度

$\Delta l / \Delta N = (l_2 - l_1) / (N_2 - N_1)$ で表わすことができる (l_1 は N_1 における, l_2 は N_2 におけるき裂長さ).

** 繰返し数比 N / N_f はき裂長さを測定したときの繰返し数 N と, 同じ応力における破断繰返し数 N_f との比である.

Fig. 14 Relationships between rate of crack propagation and cyclic ratio in weld metal, H.A.Z. and base metal at nominal stress $\sigma = 17 \text{ kg/mm}^2$

Fig. 15 Relationships between rate of crack propagation and cyclic ratio in weld metal, H.A.Z. and base metal at nominal stress $\sigma = 15 \text{ kg/mm}^2$

に小さいことが知れる。このことは、Fig. 6 に示すV切欠き試験片によるS-N曲線において $\sigma = 17 \text{ kg/mm}^2$ の破断繰返し数はY試験片がもっとも小さくX, Z, W試験片の順に大きいこととよい対応を示している。Fig. 15に示す $\sigma = 15 \text{ kg/mm}^2$ の場合も上記とほぼ同様な傾向にある。すなわち、本実験に用いた軟鋼溶接継手の溶着部および熱影響部における切欠き材の疲れ寿命はき裂の定常的に進む中間期の伝播速度が大きいほど短かく、この伝播速度が疲れ寿命を支配するものと解される。

4.4 疲れき裂の顕微鏡観察

き裂進展状況に関する顕微鏡観察は溶接部各組織のV切欠き試験片について、おのおのの疲れ限度よりやや大きい(7%程度)応力値においてき裂の発生初期および繰返し数比 N/N_f が1%, 5%および10%で行なった。

Photo. 2~6 に各試験片を伝播する疲れき裂の顕微鏡写真の一例を示す。

溶着部においてはき裂伝播状況とくに著しい特徴はみられないが、ところどころに結晶粒界とくにパーライトとフェライトの境界にそうき裂がみられる(Phot. 2)。しかし、溶着部の化学組成は優れているので、熱影響を受けているにもかかわらずV切欠き試験片による疲れ強さはFig. 9にみられるように原質部と同程度である。

細粒部を進行する疲れき裂はPhoto. 3に示すようにほぼ結晶粒ごとに向きを変え、きわめて屈曲の多い進行状況を示している。このようにき裂が屈曲して進行するときに費されるエネルギーは最大主応力と直角に直線的に同じ長さだけ進行する場合にくらべて大きいと考えられ、また細粒化によってもき裂伝播に対する抵抗が大きくなるものと思われる。しかし、その疲れ強さはFig. 9にみるように原質部よりわずかに小さくなっている。この理由はいまのところ明らかでないがPhoto. 3にみられるように粒界き裂が多くてフェライトとパーライトの境界がぜい弱化しているためではないかと思われる。

粒状パーライト部における疲れき裂はPhoto. 4に示

Photo. 2 Micrograph of fatigue crack propagating on weld metal (W-specimen) at $\sigma = 15.2 \text{ kg/mm}^2$ $N/N_f = 10\%$. Arrow shows grain boundary crack $(1200) \times 1/2$

Photo. 3 Micrograph of fatigue crack propagating on fine grained zone (X-specimen) at $\sigma=15.1 \text{ kg/mm}^2$ $N/N_f=10\%$ Arrow shows grain boundary crack (1200)×1/2

Photo. 4 Micrograph of fatigue crack propagating on spheroidized pearlite zone (Y-specimen) at $\sigma=12.8 \text{ kg/mm}^2$ $N/N_f=5\%$ Arrow shows grain boundary crack (1200)×1/2

すように細粒化したセメンタイト粒をさけてフェライト部を進行することが多い。このことが前述した粒状パーライト部のき裂伝播速度をとくに大きくしている原因と考えられ、したがってこの部分の疲れ強さはもっとも小

さくなっている。

原質部とはほぼ同じ組織を示すぜい化部を進行する疲れき裂の状況は Photo. 5 に示すように原質部とやや異なり、き裂が粒界にそう率がかかなり高いようである。すな

Photo. 5 Micrograph of fatigue crack propagating on embrittled zone (Z-specimen) at $\sigma=14.7 \text{ kg/mm}^2$ $N/N_f=1\%$ Arrow shows grain boundary crack (1200)×1/2

Photo. 6 Micrograph of fatigue crack propagating on base metal (M-specimen) at $\sigma=16.2 \text{ kg/mm}^2$ $N/N_f=10\%$ (1200)×1/2

わち粒界は熱影響によりぜい弱化したものと考えられ、その疲れ強さは原質部にくらべてわずかながら低下している。

原質部における疲れき裂は Photo. 6 に示すように溶着部、熱影響部を進行するき裂にくらべて粒子を貫ぬいて進行する率が高く、パーライト部はき裂の進行に対しかなりの抵抗となるものと考えられる。Fig. 14 に示す原質部に生じる疲れき裂の進行時にき裂が一時停止するのはこのためと解される。

なお、疲れき裂の観察は本節の初めに述べたようにき裂の発生初期から繰返し数比10%までの範囲について行なったが、この繰返し数の範囲ではどの組織の場合も繰返し数の増大にともなうき裂進行の状況に差異はみられなかった。

5. 結 語

軟鋼の溶接部における組織すなわち溶着部、細粒部、粒状パーライト部、ぜい化部および原質部に円弧切欠きおよびV切欠きを設けた小型試験片により平面曲げ疲れ試験を行ない、各組織における疲れ特性を比較検討した結果をまとめるとつぎのようになる。

(1) 表裏1層ずつ溶接された軟鋼の突合せ継手における疲れ強さは板厚方向の各位置ではほぼ等しく、板厚方向における熱およびひずみサイクルの相違がその疲れ強さにほとんど影響しない。

(2) 突合せ継手の余盛が削除され切欠きとなるような欠陥が存在しなければ溶着部および熱影響部の疲れ強さは原質部より大きい。

(3) 溶着部および熱影響部の組織は原質部にくらべ

て切欠き係数 β が大きく、粒状パーライト部の組織は切欠きに対しとくに敏感である。

(4) 疲れき裂の伝播速度はき裂の発生初期と破断前で大きく、その中間期は加工硬化のため幾分小さい。

(5) 切欠き材の疲れ寿命はき裂の定常的に進む中間期の伝播速度が大きいほど短かく、溶接継手部の時間強さは疲れき裂発生よりむしろ伝播に対する抵抗によって支配される。

(6) 溶着部および熱影響部における疲れき裂の伝播速度は粒状パーライト部でもっとも大きく、き裂伝播に対する抵抗は粒状パーライト部がもっとも小さい。また疲れ強さはこの部分でもっとも低く(5)の結論を裏付けている。

(7) き裂進展状況の顕微鏡観察によれば溶着部および熱影響部においては一般にき裂が粒界にそって伝播する率が原質部におけるよりも高いようで、これが熱影響部の疲れ強さを低下させる一要因と考えられる。

終りに本実験にあたりいろいろ労をわずらわした広大学院学生梶本勝也君らに感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) G.H. Lee; "The Influence of Hyperbolic Notches on Transverse Flexure of Elastic Plates", Trans. ASME, Vol. 62 (1940) p. A-53-56
- 2) J.N. Goodier; "Influence of Circular and Elliptical Holes on Transverse Flexure of Elastic Plates", Phil. Mag., Vol. 22 (1936) pp. 69-80
- 3) P.E. Peterson; "Stress Concentration Design factor", John Wiley & Sons, (1953), p. 142
- 4) 石橋正; "金属の疲労と破壊の防止" 養賢堂, (s-35), p. 55, p. 59, p. 61
- 5) 鈴木春義; "溶接ハンドブック" 山海堂, (s-35), p. 299
- 6) 岡田実, 大谷碧, 森脇良一; "軟鋼変質部の切欠き疲れ強さに関する研究", 溶接学会誌32巻, (s-38) 4号 p. 343-351

会 費 の 請 求 に つ い て

本会では現在、昭和42年度上期分会費(42年3月から42年8月まで)を次のとおり請求しております。

どうか早めにお納くださるよう会員各位の御協力をお願いいたします。

正 員	1,200円
学 生 員	600円
団 体 員	1,200円
賛助員特級	26,000円
〃 1級	19,000円
〃 2級	15,000円
〃 3級	12,000円

取引銀行 三和銀行岩本町支店 住友銀行神田駅前支店