
新制御圧延法 TMCP により製造した 50 kgf/mm² 級高張力鋼の疲労特性

Fatigue Properties of 50 kgf/mm² High Tensile Strength Ship Hull Structural Steel
Manufactured by Thermomechanical Control Process

松本 重人(Shigeto Matsumoto) 成本 朝雄(Asao Narumoto) 志賀 千晃(Chiaki Shiga) 上田 修三(Syuzo Ueda)

要旨：

新制御圧延法(TMCP)による 50 kgf/mm² 級高張力鋼の疲労特性を述べた。TMCP 材は優れた溶接性と高じん性を有するが、疲労強度の観点から板厚方向疲労特性と大入熱溶接熱影響部(HAZ)軟化の影響を調査した。板厚方向疲労強度は S 含有量が同程度の従来材と同等であり、TMCP 法による特異性はみられない。HAZ 軟化による疲労強度の低下は平滑材で最大 15%、切欠材 Kt=3 で 10%程度、き裂伝播特性はパリス則の指数 m 値の変化は 0.2 以下と予想され、ほぼ無視し得る量である。このことから新制御圧延材の疲労強度、き裂伝播特性とも従来材と同等で問題ないことを確認した。

Synopsis：

Fatigue properties of newly developed steels with a tensile strength 50 kgf/mm² grade, which are manufactured by Kawasaki Thermomechanical Rolling (KTR) and Multipurpose Accelerated Cooling System (MACS), are reported. The newly developed steels exhibit excellent weldability and low-temperature toughness. From the view point of fatigue strength, an investigation has been made on their fatigue properties in the through-thickness direction and on the softening of their high heat input welded joints. The relationship between the through-thickness fatigue strength and sulphur content only was obtained for KTR, MACS and conventional steels. There was no other factor which affects the through-thickness fatigue strength of newly developed steels. Reduction in fatigue strength due to the softening of HAZ was less than 15% when Kt was 1 and less than 10% when Kt was 3. Change in the value of m in Paris' formula due to the softening of HAZ was predicted to be 0.2, which was negligibly small. Base metal and high heat input welded joints of newly developed controlled rolled steels revealed excellent fatigue properties.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

新制御圧延法 TMCP により製造した 50 kgf/mm² 級 高張力鋼の疲労特性^{*1}

川崎製鉄技報
17 (1985) 1, 73-83

松本 重人^{*2} 成本 朝雄^{*3} 志賀 千晃^{*4} 上田 修三^{*5}

Fatigue Properties of 50 kgf/mm² High Tensile Strength Ship Hull Structural Steel Manufactured by Thermomechanical Control Process

Shigeto Matsumoto, Asao Narumoto, Chiaki Shiga, Syuzo Ueda

要旨

新制御圧延法 (TMCP) による 50 kgf/mm² 級高張力鋼の疲労特性を述べた。TMCP 材は優れた溶接性と高じん性を有するが、疲労強度の観点から板厚方向疲労特性と大入熱溶接熱影響部 (HAZ) 軟化の影響を調査した。板厚方向疲労強度は S 含有量が同程度の従来材と同等であり、TMCP 法による特異性はみられない。HAZ 軟化による疲労強度の低下は平滑材で最大 15%、切欠材 $K_t=3$ で 10% 程度、き裂伝播特性はパリズ則の指数 m 値の変化は 0.2 以下と予想され、ほぼ無視し得る量である。このことから新制御圧延材の疲労強度、き裂伝播特性とも従来材と同等で問題ないことを確認した。

Synopsis:

Fatigue properties of newly developed steels with a tensile strength 50 kgf/mm² grade, which are manufactured by Kawasaki Thermomechanical Rolling (KTR) and Multipurpose Accelerated Cooling System (MACS), are reported. The newly developed steels exhibit excellent weldability and low-temperature toughness. From the view point of fatigue strength, an investigation has been made on their fatigue properties in the through-thickness direction and on the softening of their high heat input welded joints. The relationship between the through-thickness fatigue strength and sulphur content only was obtained for KTR, MACS and conventional steels. There was no other factor which affects the through-thickness fatigue strength of newly developed steels. Reduction in fatigue strength due to the softening of HAZ was less than 15% when K_t was 1 and less than 10% when K_t was 3. Change in the value of m in Paris' formula due to the softening of HAZ was predicted to be 0.2, which was negligibly small.

Base metal and high heat input welded joints of newly developed controlled rolled steels revealed excellent fatigue properties.

1 緒 言

近年、新制御圧延法 TMCP (Thermomechanical Control Process) により、降伏点 32 kgf/mm² および降伏点 36 kgf/mm² 級の造船用 50 kgf/mm² 級高張力鋼板が開発された。TMCP 法は成分含有量を減少させて、①制御圧延後水冷する MACS-ACC 法 (Multipurpose Accelerated Cooling System-Accelerated Control Cooling) と、②相域圧延する KTR 法 (Kawasaki Thermomechanical Rolling) がある。これらの方法によって製造された TMCP 鋼材は低い炭素当量 (C_{eq}) で高強度、高じん性ならびに優れた溶接性を有しているのが特徴であるが、疲労強度の観点から検討すべき問題として、①大入熱溶接時の熱影響部 (HAZ) に生じる局部的軟化の影響と、②板厚方向の疲労強度が挙げられる。ここではこのような背景のもとに TMCP 鋼材の大入熱溶接継手疲労強度、板厚方向 (Z 方向) 疲労強度などの特性について調べた結果を報告する。

2 供試材および試験方法

2.1 供試材

供試材は MACS-ACC (以後 MACS と記述する) および KTR により製造された YP 36 kgf/mm² 級鋼と一般熱間圧延材 (従来材) SM 50 である。これらの化学組成および機械的性質をそれぞれ Table 1 および Table 2 に示す。MACS 材は板厚 25 mm と 35 mm の AH 36 および 38 mm の EH 36、KTR 材は板厚 35 mm と 38 mm の EH 36 であり、従来材は板厚 35 mm の SM 50 である。これらの供試材を用いて Z 方向継手および大入熱溶接継手を作製した。Fig. 1 に Z 方向継手の作製要領を示す。試験板 ($t \times 85 \times 1000$ mm) にその板面と垂直に両側より鋼板 (タブ板) を当て、サブマージドアーク溶接した。また、大入熱溶接条件を Table 3 に示す。

*1 昭和59年6月1日原稿受付

*2 技術研究所第2研究部厚板特殊鋼研究室主任研究員 (掛長)

*3 技術研究所第2研究部厚板特殊鋼研究室主任研究員 (課長補)

*4 技術研究所第2研究部厚板特殊鋼研究室主任研究員 (課長)・工博

*5 技術研究所第2研究部厚板特殊鋼研究室室長・工博

Table 1 Chemical composition of materials

(wt %)

Process	Steel	Thick- ness (mm)	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	V	C _{eq}	P _{cm}
MACS- ACC	M 1	AH36	25	0.17	0.21	0.69	0.012	0.002	0.029	—	—	0.29	0.212
	M 2		35	0.15	0.24	1.01	0.014	0.003	0.031	—	—	0.32	0.209
	M 3	EH36	35	0.14	0.25	1.04	0.013	0.003	0.034	—	—	0.31	0.200
	M 4		38	0.08	0.26	1.48	0.009	0.001	0.039	—	—	0.33	0.163
KTR	K 1	EH36	38	0.07	0.31	1.56	0.010	0.001	0.028	0.20	0.22	0.037	0.176
	K 2		35	0.08	0.41	1.50	0.006	0.001	0.030	0.20	0.21	0.036	0.186
	K 3		35	0.09	0.42	1.50	0.014	0.003	0.032	0.15	0.14	0.042	0.193
Conven.	C 1	SM50	35	0.18	0.37	1.36	0.017	0.003	0.033	0.008	0.016	0.003	*0.42
	C 2		35	0.16	0.35	1.40	0.017	0.008	0.031	0.009	0.013	0.003	*0.41

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \quad (\%)$$

$$*C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Cr/5 + Mo/4 + Ni/40 + V/14 \quad (\%)$$

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/10 + 5B \quad (\%)$$

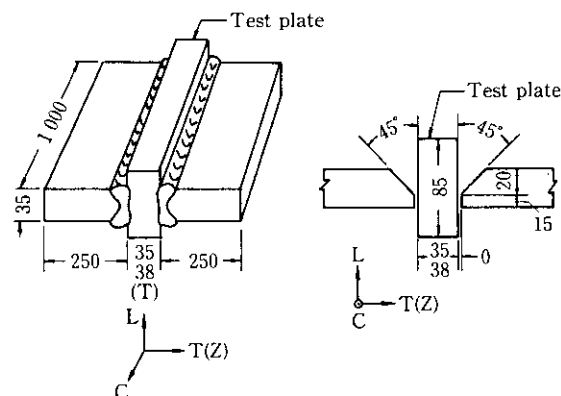


Fig. 1 Welding procedure of through-thickness direction specimens

2.2 試験片

疲労試験片ならびに疲労き裂伝播試験片の形状および寸法を Fig. 2 (a) ~ (g) に示す。継手 HAZ 軟化部の疲労強度を求めるため用いた平滑および切欠付き丸棒試験片は平行部の中央に HAZ 軟化部が位置するよう加工し、応力集中係数 K_t は 1 (平滑), 1.9, 3 とした。なお K_t の計算には次式¹⁾を用いた。

$$K_t = 1 + (K_0 - 1) \left\{ 1 - \left(\frac{\theta}{180} \right)^{1+2.4\sqrt{\rho/d}} \right\} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに K_t : V 溝環状切欠に対する応力集中係数

K_0 : 半径 ρ の半円環状切欠に対する応力集中係数 (Peterson²⁾ の線図による)

θ : 切欠角度

ρ : 切欠半径

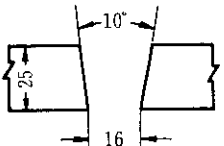
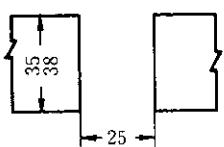
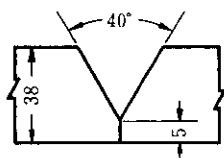
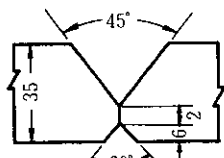
d : 切欠深さ

疲労き裂伝播試験片は中央貫通切欠付き (CCT) と CT 型である。溶接継手試験片での切欠位置はクロスボンドから 6 mm 離れた HAZ 最軟化部とした。

Table 2 Mechanical properties of materials

Process	Steel	Thick- ness (mm)	Direction	YP (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)
MACS- ACC	M 1	25	L	38	52	35
			C	39	52	32
			Z	37	52	—
		35	L	39	56	29
			C	39	56	28
			Z	41	55	—
	M 2	35	L	41	54	25
			C	41	55	24
			Z	40	55	—
	M 3	35	L	41	54	25
			C	41	55	24
			Z	40	55	—
KTR	M 4	38	L	37	57	29
			C	38	56	24
			Z	40	53	—
	K 1	38	L	43	52	32
			C	44	54	30
			Z	43	52	33
		35	L	43	53	28
			C	42	53	28
			Z	38	53	24
	K 2	35	L	40	52	32
			C	43	53	30
			Z	38	51	21
Convent.	C 1	35	L	32	53	39
			C	30	53	40
			Z	35	54	21
			L	35	53	37
			C	35	53	37
			Z	37	53	19
	C 2	35	L	32	53	39
			C	30	53	40
			Z	35	54	21
			L	35	53	37
			C	35	53	37
			Z	37	53	19

Table 3 High heat input welding conditions

Process	Steel	Welding method	Shape of groove	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Travel speed (cm/min)	Heat input (kJ/cm)
MACS	M 1	EG		660	30	7.2	165
	M 2	CES		500	40	1.9	632
	M 3			510	32	2.0	490
MACS	M 4	One side welding (OSW)		1 450	33	38	266
KTR	K 1			1 350	42		
				1 200	53		
KTR	K 3	ditto		1 350	36	25	229
Conven.	C 1			1 000	47		

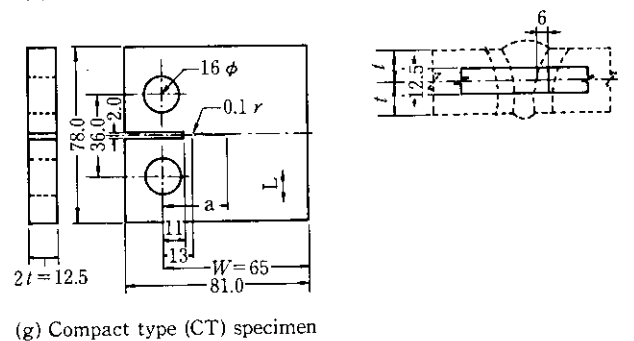
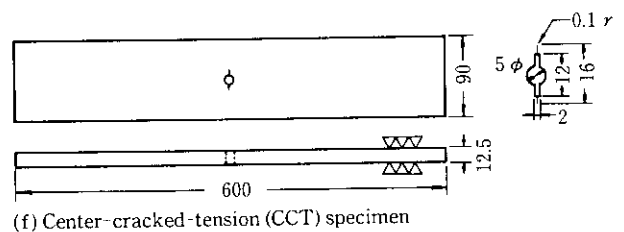
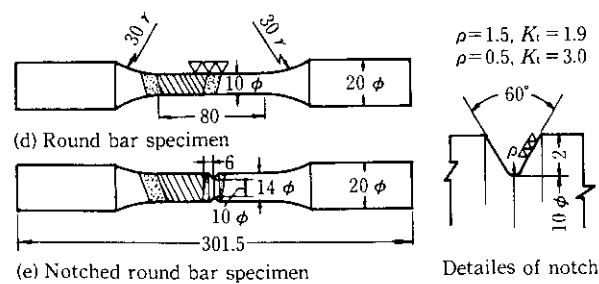
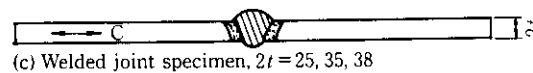
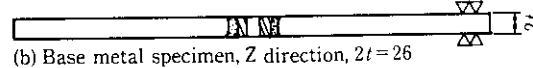
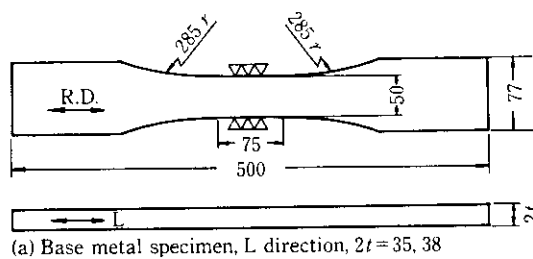


Fig. 2 Dimension of test specimens (mm)

2.3 試験方法

疲労試験は平板試験片については 100t, 丸棒試験片については

10t のいずれも電気油圧式疲労試験機を用い, 荷重制御片振り引張 (0-引張) にて, 繰返し速度 5~15Hz で行った。疲労き裂伝播試験は CCT 試験片については 50t, CT 試験片については 5t のいずれ

も電気油圧疲労試験機を用い、応力比（最小応力/最大応力） $R=0.04$ とし、き裂長さの測定はクラックゲージを用いて行った。繰返し速度は 10 Hz である。CCT および CT 試験片の応力拡大係数の範囲、 ΔK の計算はそれぞれ（2）式³⁾、（3）式⁴⁾を用いて行い、結果の整理はいずれも（4）式⁵⁾によった。

$$\text{CCT: } \Delta K = \sigma_R \cdot \sqrt{\pi a} \cdot \sqrt{W/\pi a \tan(\pi a/W)} \dots\dots\dots (2)$$

$$\text{CT: } \Delta K = \frac{\Delta P}{2t\sqrt{W}} \cdot \frac{(2+a/W)}{(1+a/W)^{3/2}} \cdot \{0.886 + 4.64(a/W) - 13.32(a/W)^2 + 14.72(a/W)^3 - 5.6(a/W)^4\} \dots\dots (3)$$

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (4)$$

ここに σ_R : 応力範囲
 ΔP : 荷重範囲
 a : き裂長さ
 W : 試験片幅
 $2t$: 試験片厚
 N : 繰返し数
 C, m : 材料定数

大入熱溶接継手のピッカース断面硬さを表面下 2 mm の位置で測定した。試験に先立ち、継手試験片全数について表裏面の試験片端部の溶接止端部計 8 ケ所を投影機にて 10 倍に拡大し、Fig. 3 に示す曲率半径 ρ 、立ち上がり角度 θ 、余盛高さ h を測定した。測定結果より応力集中率 K_t を（5）式⁶⁾より求め、疲労強度との関係を調べた。

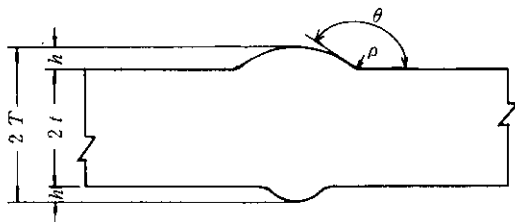


Fig. 3 Definition of the toe radius ρ and the flank angle θ

$$K_t = 1 + \left[\frac{1 - e^{-0.9\sqrt{T/h}(\pi - \theta)}}{1 - e^{-0.9\sqrt{T/h}\pi/2}} \right] \cdot \left(\frac{1}{2.8T/t - 2} \cdot \frac{h}{\rho} \right)^{0.65} \dots\dots\dots (5)$$

ここに K_t : 応力集中率
 ρ : 曲率半径
 θ : 立ち上がり角度
 h : 余盛高さ
 $2T$: 板厚 + 2h
 $2t$: 板厚

3 試験結果

3.1 大入熱溶接継手部の引張強度

Table 4 に供試材の NKU2A 号継手引張試験および HAZ 引張試験結果を各鋼材について示す。継手引張試験ではほとんど母材部で破断しており、強度低下は少ないが、HAZ 引張では最大 8 kgf/mm² の強度低下が観察された。

3.2 大入熱溶接継手の硬さ

大入熱溶接継手断面のピッカース硬さ分布から求めた HAZ 最軟化部硬さおよび軟化幅を Table 5 に示す。HAZ 最軟化部硬さは MACS 材で約 Hv 136、KTR 材で約 Hv 153 と MACS 材の方が KTR 材より軟化の程度は大きい。そして、軟化幅も MACS 材の方が大きい傾向にある。

Table 4 Tensile properties of high heat input welding joints

Process	Steel		Plate thickness (mm)	Welding method	NKU2A type		HAZ tensile properties	
					TS (kgf/mm ²)	Fractured location*	TS (kgf/mm ²)	ΔTS** (kgf/mm ²)
MACS	M 1	AH36	25	EG	52.4	BM	51	0
	M 2		CES	51.5	BM	50	−6	
	M 3			53.0	HAZ	—	—	
		M 4	EH36	38	OSW	53.3	BM	49
KTR	K 1	EH36	38	OSW	54.2	BM	51	−1
	K 3		35		53.7	BM	56	+3
Convent.	C 1	SM50	35	OSW	56.4	BM	58	+5

* BM: Base metal

HAZ: Heat affected zone

** BM tensile properties—HAZ tensile properties

Table 5 Results of hardness in high heat input welding joints

Process	Steel		Plate thickness (mm)	Welding method	Weld metal hardness (average)	HAZ hardness	Softening zone width (mm)	ΔHv*
MACS	M 1	AH36	25	EG	192	136	11	23
	M 2		CES	183	137	11	13	
	M 3	180		134	25	26		
	M 4	EH36	38	OSW	202	138	10	32
KTR	K 1	EH36	38	OSW	200	153	7	11
	K 2		35		188	152	5	11
	K 3	215		155	10	19		
Conven.	C 1	SM50	35	OSW	195	151	7	+1

* BM hardness—HAZ hardness

Table 6 Toe radius ρ , flank angle θ , reinforcement height h and stress concentration factor K_t at the toe of high heat input welding joint for various high tensile strength

Process	Steel		Plate thickness (mm)	Welding method	$\bar{\rho}$ (mm)	$\bar{\theta}$ (deg)	$\bar{h}$ (mm)	K_t
MACS	M 1	AH36	25	EG	3.20	145.9	0.91	1.39
	M 2		CES	1.08	136.6	2.04	2.24	
	M 3			2.27	143.5	2.15	1.74	
	M 4	EH36	38	OSW	0.95	123.3	1.89	2.43
KTR	K 1	EH36	38	OSW	2.65	136.3	2.30	1.74
	K 3		35		1.04	119.7	2.80	2.55
Convent.	C 1	SM50	35	OSW	0.57	141.2	3.80	3.16

3.3 大入熱溶接余盛止端形状

各溶接継手の余盛止端形状測定結果と K_t の計算結果を Table 6

に示す。一般に小入熱溶接継手の K_t は 3~4 程度の場合が多く、これに比べると大入熱溶接継手の K_t は小さい傾向がみられる。このことは大入熱溶接継手の疲労強度が高くなる可能性を示唆している。

3.4 疲労試験結果

3.4.1 母材および溶接継手の疲労強度

Fig. 4, 5, 6 に Fig. 2 (a), (b), (c) 試験片を用いて行った母

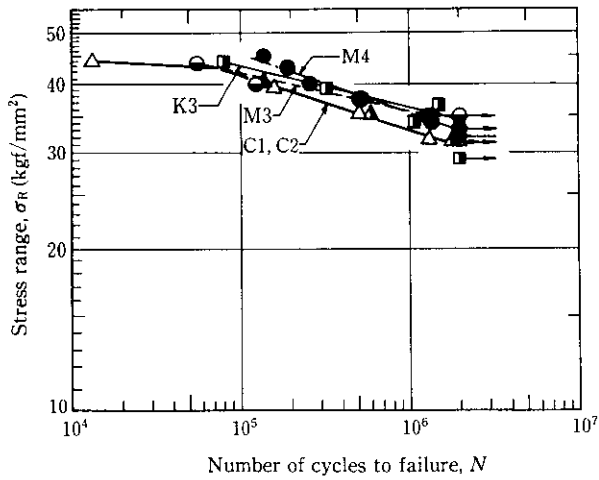


Fig. 4 S-N diagram of the base metal for MACS, KTR and conventional steels (L-direction)

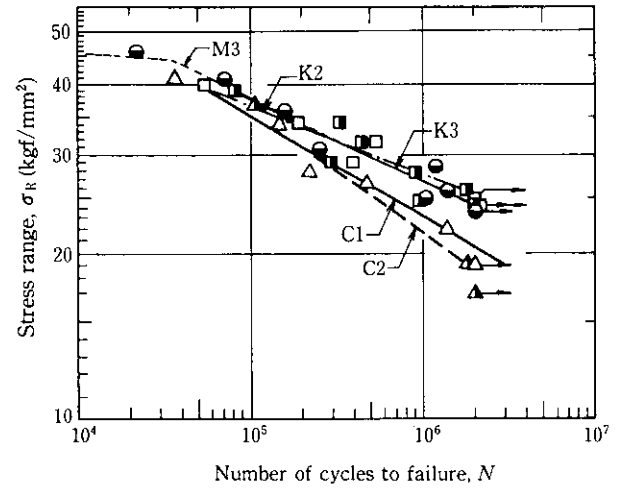


Fig. 5 S-N diagram of through-thickness specimens of MACS, KTR and conventional steels

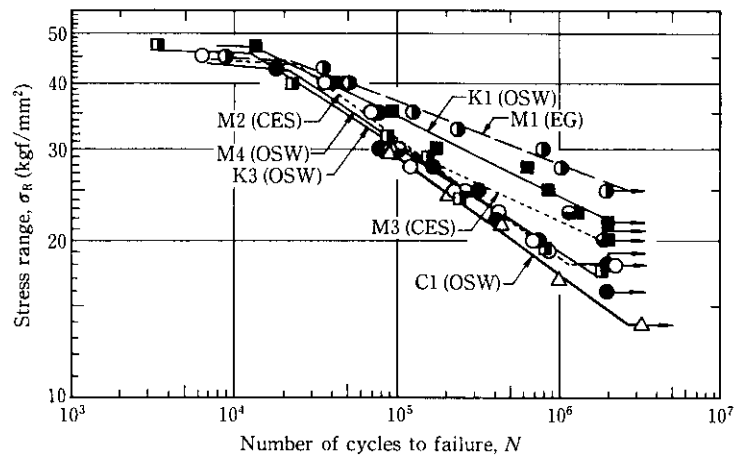


Fig. 6 S-N diagram of high heat input welded joints of MACS, KTR and conventional steels

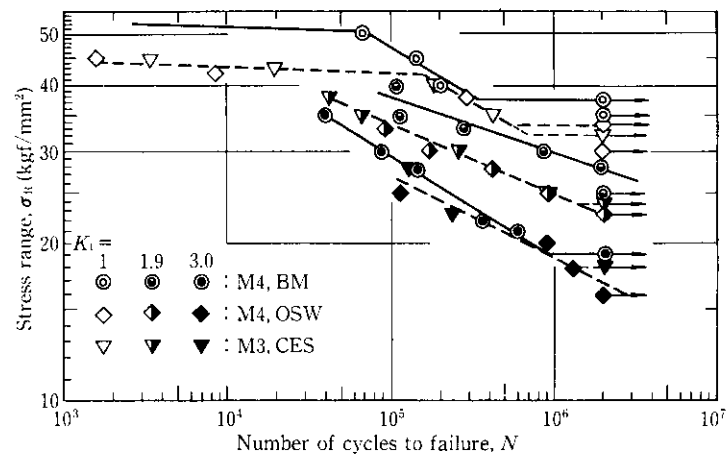


Fig. 7 S-N diagram of notched round bar specimens which are machined out from HAZ

材 L 方向, Z 方向および継手疲労試験の $S-N$ 曲線をまとめて示す。MACS ならびに KTR 材母材 L 方向の 2×10^6 回疲労強度, σ_{wL} は 33~35 kgf/mm², 従来材のそれは 31 kgf/mm² である。Z 方向の MACS, KTR 材の 2×10^6 回疲労強度, σ_{wZ} は 24~25 kgf/mm², 従来材のそれは 18.4~20.4 kgf/mm² である。MACS 材と KTR 材の疲労強度差はほとんどなく, 従来材のそれに比較して 4~5 kgf/mm² 高いが, 短寿命領域 ($N \leq 10^5$) での疲労強度差は比較的小さくなる。また, 従来材の長寿命域での疲労強度は S 量の少ない C1 鋼がその多い C2 鋼より高い。後述するように, これらの差は S 含有量の差として理解できる。一方, MACS, KTR 材の継手の 2×10^6 回疲労強度 σ_{wJ} は 18~25 kgf/mm² とかなりの差がみられる。 σ_{wJ} の絶対値は EG 溶接継手 (M1 鋼) が最も高く 25 kgf/mm², OSW 溶接継手 (M4, K3 鋼) および CES 溶接継手が 18 kgf/mm² と比較的低い。しかしながら, 疲労強度の高低と製造方法, 鋼種, 溶接方法との関係は必ずしも一定でない。また, 従来材の継手 σ_{wJ} は 14 kgf/mm² である。

3.4.2 継手 HAZ 軟化部の疲労強度

Table 5 で母材硬さと HAZ 硬さの差が大きい MACS 材 M4 鋼

(OSW) および M3 鋼 (CES) について HAZ 軟化部の疲労強度を Fig. 2 (d), (e) に示す平滑ならびに切欠試験片を用いて求めた。 $S-N$ 曲線を Fig. 7 に示す。また, M4 鋼母材の平滑ならびに切欠試験片の疲労強度を比較のため Fig. 7 に併記した。母材と HAZ 最軟化部の疲労強度の差は, $K_t=1$ では 3~5 kgf/mm², $K_t=1.9$ では約 4 kgf/mm², $K_t=3$ では 1~2 kgf/mm² であり, HAZ 最軟化部の疲労強度は母材のそれより低下するが, K_t の増加とともにその差は少なくなる。母材の疲労強度に対する HAZ 部の疲労強度の比は K_t , 疲労寿命により多少のバラツキがみられるが, 84~100% の範囲となっており, $K_t=3$ に限れば 90% 以上となっている。

3.4.3 疲労破断状況

継手試験片の疲労破断位置は Photo 1 に示すように, すべて余盛止端部であり, HAZ 最軟化部ではない。Z 方向破面を Photo 2 に示すが, いずれも試験材で破断しており, Photo 3 に示す電子顕微鏡観察結果によると, その起点部には介在物が存在している。介在物を EPMA で分析した結果は MnS と Al_2O_3 であった。Z 方向疲労特性に関しては介在物の影響が顕著であることが示唆される。

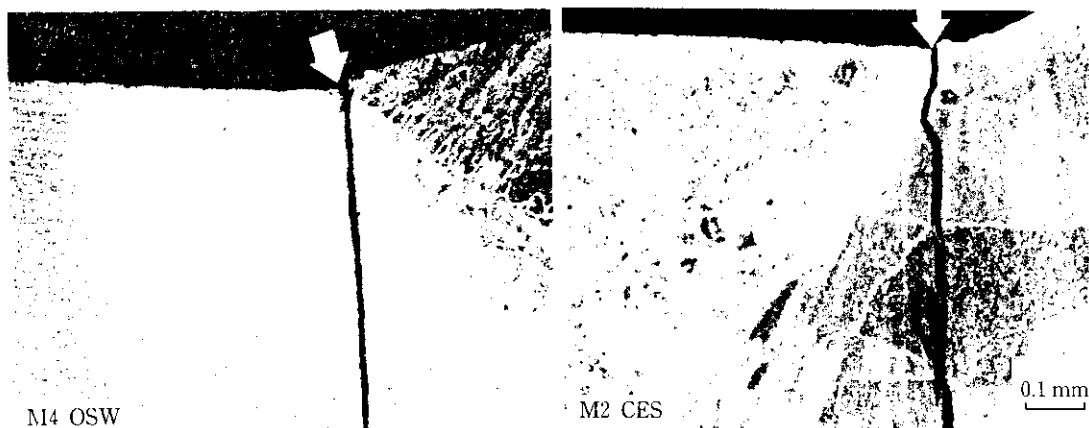


Photo 1 Fatigue crack path in high heat input welded joints (Arrow indicates crack initiation point)

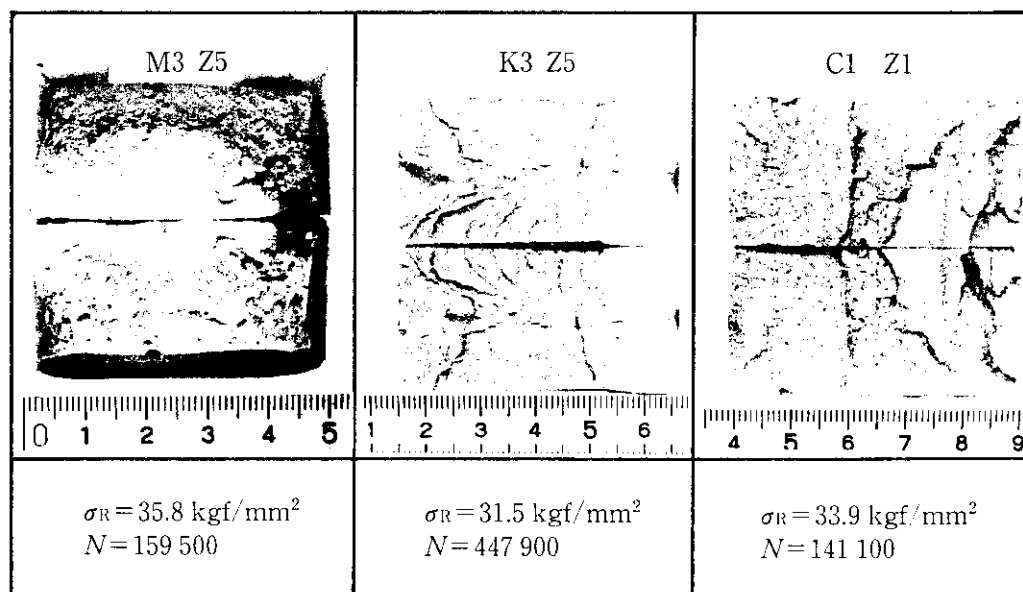


Photo 2 Fracture appearance of through thickness fatigue specimens

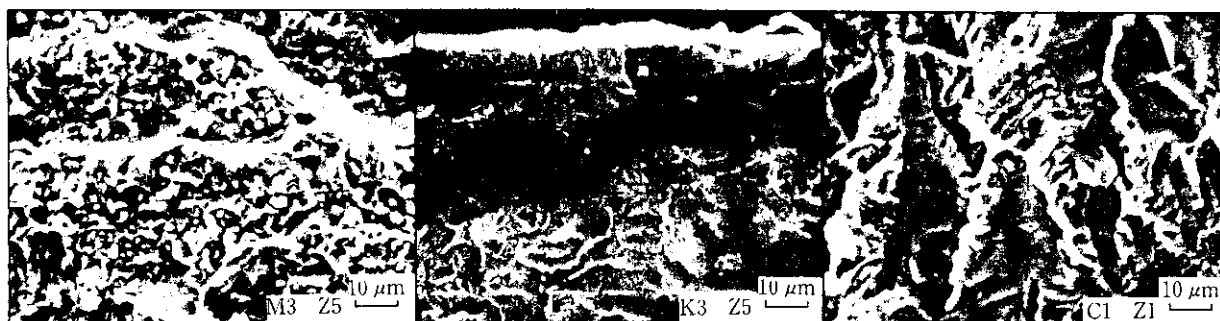


Photo 3 Scanning electronmicrographs of fatigue crack initiation point of through thickness fatigue specimens of various steels

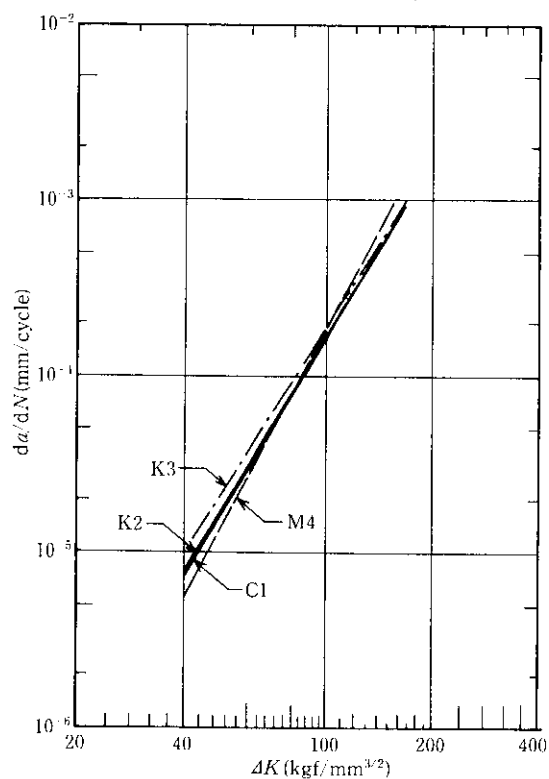


Fig. 8 Relationship between fatigue crack propagation rate, da/dN , and the range of stress intensity factor, ΔK , in base metals of MACS, KTR and conventional steels (L-direction)

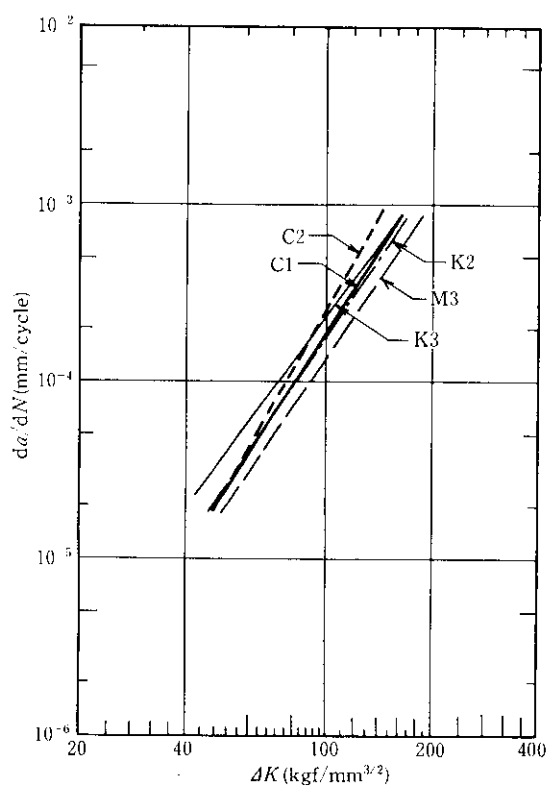


Fig. 9 Relationship between fatigue crack propagation rate, da/dN , and the range of stress intensity factor, ΔK , in through-thickness specimens of MACS, KTR and conventional steels

Table 7 The value of m and C obtained in fatigue crack propagation tests

Process	Steel	L direction		Z direction		HAZ	
		m	C	m	C	m	C
MACS*	M 1	—	—	—	—	3.20	9.91×10^{-11}
	M 2	—	—	—	—	3.24	8.05×10^{-11}
	M 4	3.77	5.31×10^{-12}	2.90	2.11×10^{-10}	3.76	7.18×10^{-12}
KTR**	K 1	—	—	—	—	3.35	6.54×10^{-11}
	K 2	3.31	3.88×10^{-11}	2.68	9.85×10^{-10}	4.49	1.14×10^{-13}
	K 3	3.20	7.37×10^{-11}	2.93	2.38×10^{-10}	4.52	1.00×10^{-13}
Convent.**	C 1	3.38	2.78×10^{-11}	3.02	1.66×10^{-10}	4.16	6.01×10^{-13}
	C 2	—	—	3.52	2.26×10^{-11}	—	—

* CCT specimen

** CT specimen

3.5 疲労き裂伝播試験

3.5.1 母材のき裂伝播試験

Fig. 8 および Fig. 9 は MACS, KTR ならびに従来材の母材 L 方向および Z 方向の疲労き裂伝播特性を示す。MACS 材 (M4 鋼) 母材 L 方向では CCT 試験片を, それ以外は全て CT 試験片を用いて行った。Fig. 8, Fig. 9 の結果から求めた各鋼の m, C の値を Table 7 に示す。Fig. 8 より MACS, KTR および従来材ともに L 方向き裂伝播特性に差異が認められず同一視することができる。Fig. 9 より Z 方向疲労き裂伝播速度は多少のバラツキがあるが, MACS, KTR 材は従来材と同等以上の疲労き裂伝播抵抗を有して

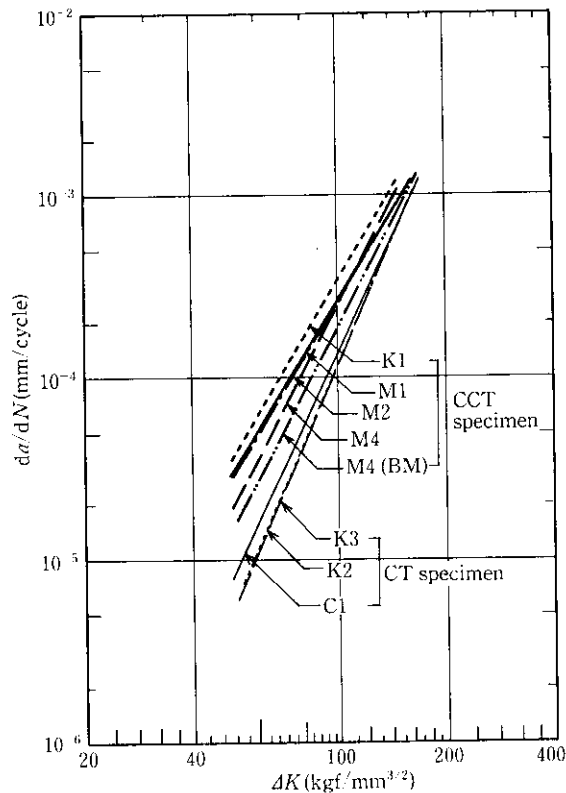


Fig. 10 Relationship between fatigue crack propagation rate, da/dN , and the range of stress intensity factor, ΔK , in high heat input welded joints (HAZ) of MACS, KTR and conventional steels

いると言える。S 含有量の多い C2 鋼の疲労き裂伝播速度は他のそれより速く, 高 ΔK 領域においてその傾向は顕著となる。S 量が増加すると m の値が大きくなることが知られており¹³⁾, これと同様な傾向を示す。

3.5.2 大入熱溶接継手 HAZ のき裂伝播特性

Fig. 10 に MACS, KTR ならびに従来材の大入熱溶接継手 HAZ 部のき裂伝播特性を示す。MACS 材 (M1, M2, M4 鋼) および KTR 材 (K1 鋼) では CCT 試験片を, それ以外は CT 試験片を用いて行った。図から求めた各鋼の m, C の値を Table 7 に併記した。CCT 試験片で得られた結果は母材より疲労き裂伝播速度が速く, CT 試験片で得られた結果は母材より遅い。これは CCT 試験片のき裂先端近傍には引張残留応力が, CT 試験片では圧縮残留応力が作用するため⁹⁾と考えられる。同じ試験片で得られた結果を比較すると, 製造法による差はみられない。

4 考 察

4.1 疲労強度

4.1.1 TMCP 材と従来材の比較

Fig. 11 に MACS, KTR 材ならびに従来材の母材 L 方向ならび

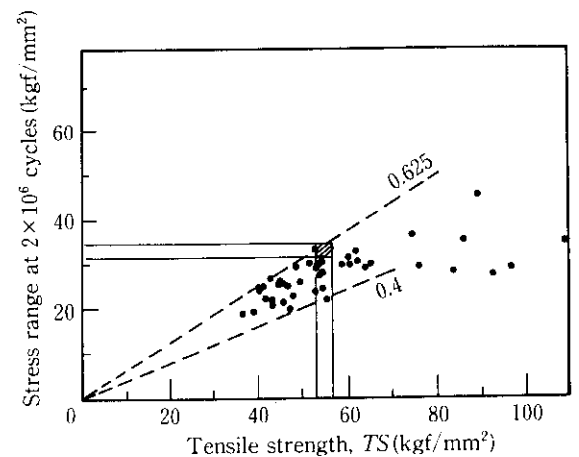


Fig. 12 Correlation between tensile strength and fatigue strength of base plates with mill scale on the specimens surface

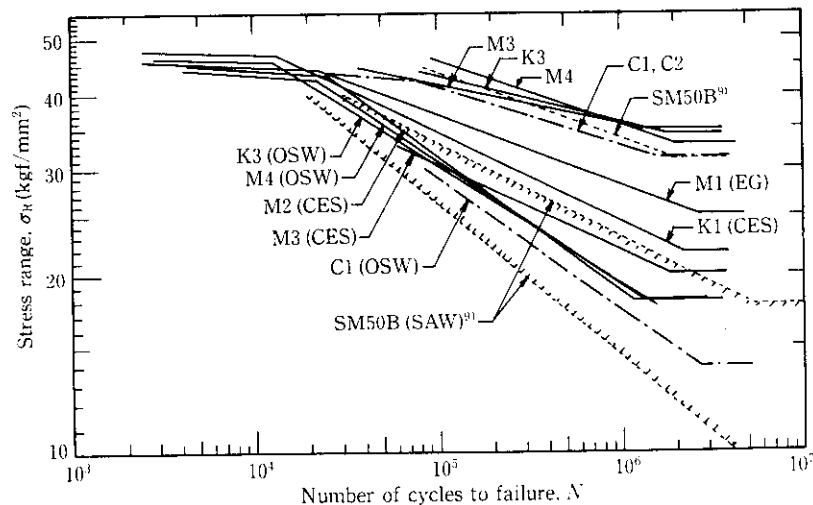


Fig. 11 S-N diagram of base metals and high heat input welded joints of MACS, KTR and conventional steels

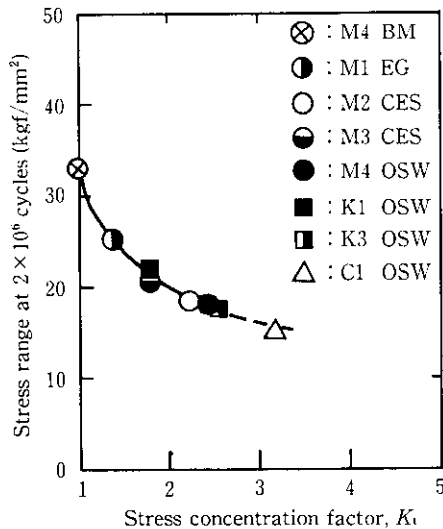


Fig. 13 Relationship between stress range at 2×10^6 cycles and stress concentration factor, K_t , in high heat input welded joints

に継手の S-N 曲線をまとめて示す。図中には既往データ⁹⁾を参考のため併記した。TMCP 材母材の σ_{WB} は 33~35 kgf/mm² であり、従来材 (C1, C2 鋼) ならびに既往の SM 50B はいずれも 31 kgf/mm² である。また、Fig. 12 に σ_{WB} と TS の関係を既往データ¹⁰⁾に併記した。TMCP 材は既往の黒皮母材データのバラツキ範囲の上限付近に位置している。したがって、TMCP 材母材の疲労強度は従来材と同等以上の特性であるといえる。一方、TMCP 材継手の疲労強度は 18~25 kgf/mm² とかなりの差がみられるが、これらの疲労度は従来材 C1 鋼の OSW 溶接継手の σ_{WJ} (14.6 kgf/mm²) より高く、SM 50B の SAW 継手で得られているデータ範囲⁹⁾の中央から上限を上回る範囲に分布している。TMCP 材の大入熱溶接継手疲労強度は既往の溶接継手疲労強度に比して同等以上の特性を示しているといえる。

4.1.2 溶接余盛止端形状の影響

Photo 1 に示したごとく、継手疲労試験の疲労き裂はほとんど余盛止端部に発生する。これはいずれも応力集中部であり、 K_t が大きな影響を有していることがわかる。Fig. 13 に継手の疲労強度と K_t (Table 6) の関係を示す。Fig. 11 で高い疲労強度を示したものは K_t が 1.4 と小さく、比較的疲労強度の低いものは K_t が 2.4 と大きい。また、従来材の K_t は 3.4 と大入熱溶接継手の中で最も大きい値であった。したがって、継手疲労強度の差は主にそれぞれの溶接余盛止端形状の差に起因していると考えられる。

4.1.3 HAZ 軟化と疲労強度

Table 4 の HAZ 引張試験結果で最も低い強度を示した M4 鋼の TS は 49 kgf/mm² であり、母材のそれに比べて約 8 kgf/mm² 軟化している。また、Table 5 より M4 鋼の HAZ 軟化部での硬さも母材より Hv 32 低下しており、引張強度の低下量とほぼ一致している。したがって、供試材の HAZ 軟化量を最大 8 kgf/mm² と見ればよいであろう。この程度の軟化が疲労強度にどの程度影響するか検討した。ただし、前述したように疲労き裂発生位置はほとんど溶接余盛止端部であり、HAZ 軟化部ほど軟化しておらず、むしろ母材より硬化している場合もあることを付記しておく。

溶接継手を一種の切欠試験片と見なすと、その疲労強度、 σ_{Wn} は母材の疲労強度 σ_{WB} と溶接余盛止端部における K_t から推定することができる。また、一般に σ_{Wn} は TS に比例すると考えられるので (6) 式で表される。

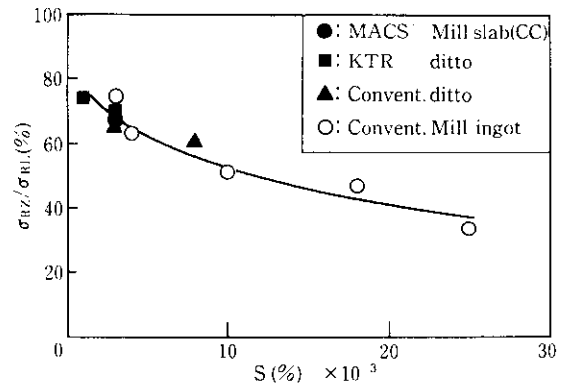


Fig. 14 Variation of fatigue strength ratio in through-thickness direction, σ_{WZ}/σ_{WL} , with sulphur content in MACS, KTR and conventional steels

Table 8 Comparison of measured and calculated fatigue strength reduction due to softening of HAZ various stress concentration factor, ΔK

Stress concentration factor, K_t	1.0	1.9	3.0
Cal. $\Delta\sigma_{Wn}$ (kgf/mm ²)	4.8	2.5	1.6
Meas. $\Delta\sigma_{Wn}$ (kgf/mm ²)	3~5	≒ 4.0	1~2

$$\sigma_{WB} = \alpha \cdot TS \quad \text{..... (6)}$$

ここで α は比例定数であり、片振疲労強度の場合は約 0.6 程度の値である。 σ_{Wn} は第 1 次近似として切欠感受性を無視すれば (7) 式となる。

$$\sigma_{Wn} = \sigma_{WB}/K_t \quad \text{..... (7)}$$

したがって、(6)、(7) 式から

$$\sigma_{Wn} = \alpha \cdot TS/K_t \quad \text{..... (8)}$$

ここで TS が ΔTS だけ変化したときの σ_{Wn} の変化を $\Delta\sigma_{Wn}$ とすると (9) 式が得られる。

$$\Delta\sigma_{Wn} = \alpha \cdot \Delta TS/K_t \quad \text{..... (9)}$$

ここで ΔTS を前述の 8 kgf/mm²、 α を 0.6 とした場合の継手疲労強度の変化量、 $\Delta\sigma_{Wn}$ と K_t の関係を求めた。結果を Table 8 に示す。表には丸棒試験片で得られた実験結果を併記した。計算結果は実験結果とよい一致を示す。これより、余盛止端形状が滑らかで K_t が小さい場合 (この場合疲労強度の絶対値は大きい) に軟化の影響が大きく、 K_t が大きくなると軟化の影響が小さくなるといえる。実際の溶接継手では、応力集中が存在すること、き裂発生位置での軟化は少ないことを考えると、HAZ 軟化の影響は無視し得る程度に小さいと考えられる。

4.1.4 Z 方向と L 方向疲労強度の比較

Fig. 14 に Z 方向と L 方向の疲労強度比 σ_{WZ}/σ_{WL} と S 量の関係を既往データ⁷⁾と併記して示す。疲労強度の Z/L 比は TMCP 材で約 70%、従来材では約 63% 程度である。Fig. 14 より Z/L 比は S 量の低下とともに上昇する傾向が明瞭に認められる。TMCP 材の Z 方向疲労強度の低下率と S 量の関係は既往の従来材で得られた関係と同一であり、介在物の影響として理解できる。

4.2 疲労き裂伝播

4.2.1 TMCP 材と従来材の比較

疲労き裂伝播則の材料定数 C 、 m の間には軟鋼から高張力鋼まで

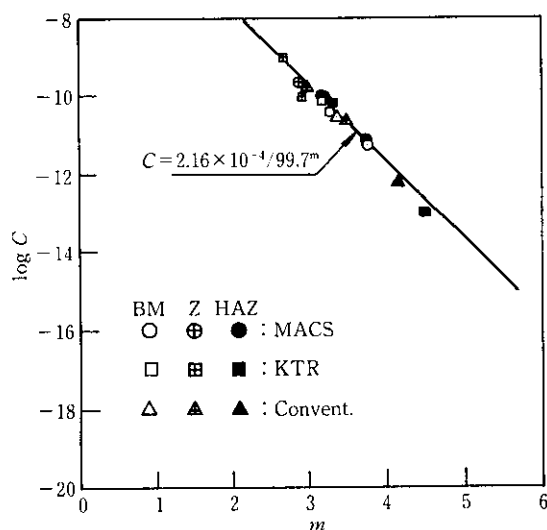
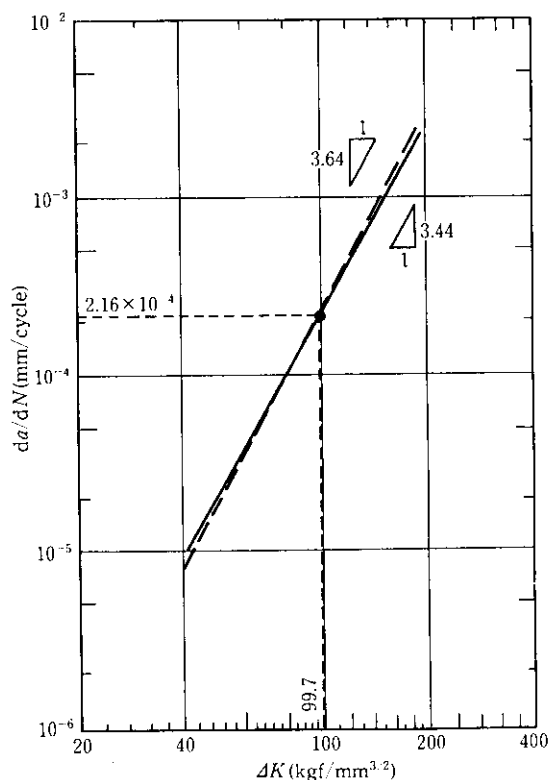
Fig. 15 Correlation between m and Log C in Paris' formula

Fig. 16 Estimated influence of softening in HAZ on the fatigue crack propagation behaviour

含めて (10) 式の関係が成り立つことが多くの研究者¹¹⁾ によって示されている。

$$C = A/B^m \quad \text{.....(10)}$$

定数 $A = 2.14 \times 10^{-4}$, $B = 99.7$ と報告¹²⁾ されており、これに今回の TMCP 材ならびに従来材の試験結果を併記し Fig. 15 に示す。TMCP 材母材ならびに継手においても既報¹²⁾ の関係式と一致する。

4.2.2 HAZ 軟化とき裂伝播速度

材料定数 C , m のうち m については降伏応力 YP との間に (11)

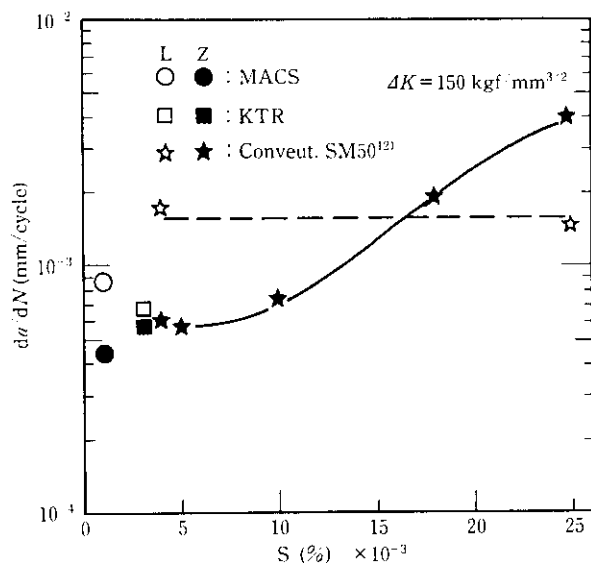


Fig. 17 Influence of sulphur content on the fatigue crack propagation rates

式の関係が認められている。

$$m = m_0 - \beta \cdot YP \quad \text{.....(11)}$$

m_0 , β については実験者により種々の値が示されているが、多くのデータの中心線として $m_0 = 4.7$, $\beta = 0.035$ 程度である。母材と HAZ 軟化部の TS 差は Table 4 より最大 8 kgf/mm² であり、これを YP に近似的換算すれば約 5 kgf/mm² となり、これが軟化による YP 低下量とすれば m の変化は 0.175 (≈ 0.2) 程度しかなく、ほとんど無視し得る差である。また、 C と m の関係式 (10) をき裂伝播式 (4) に代入すると、

$$da/dN = A \cdot (\Delta K/B)^m \quad \text{.....(12)}$$

となり、材料のいかんにかかわらず ΔK が B のとき da/dN が A となることを意味している。 A , B は前述の値が得られている。

これらのことを考慮して、HAZ 軟化による da/dN - ΔK 曲線の変化を Fig. 16 に示す。すなわち、HAZ 軟化による da/dN 曲線の変化は図のように実線と破線の差として予想されるが、ほとんど無視し得るものである。

4.2.3 Z 方向のき裂伝播速度

Fig. 17 に TMCP 材および従来材¹²⁾ の Z 方向試験片で得られた da/dN と S 量の関係を示す。従来材では S 量が 0.01% を超えると da/dN は大きくなる。その傾向は ΔK が大きい程顕著であるが、L 方向においてはこの傾向は認められないことが報告されている¹²⁾。TMCP 材の Z 方向 da/dN は従来材の延長線上にあり、製造法の違いによる付加的要因はみられない。

5 結 論

TMCP 法 (KTR, MACS) によって製造した 50 kgf/mm² 級高張力鋼の母材ならびに大入熱溶接継手の片振り引張疲労試験、疲労き裂伝播試験を行った。得られた結論を以下に示す。

- (1) TMCP 材母材の $N = 2 \times 10^5$ 回疲労強度 σ_{WB} は 33~35 kgf/mm² である。疲労強度比 σ_{WB}/TS は 0.58~0.65 であり、従来材で得られるデータの範囲の上限に近い値である。
- (2) TMCP 材による大入熱溶接継手の疲労強度は 18~25

- kgf/mm², 従来材のそれは約 15 kgf/mm² で, TMCP 材の疲労強度は従来材のそれに比し同等以上の特性である。
- (3) 溶接余盛止端部での応力集中係数 K_t は 1.39~3.16 であり, K_t が小さいほど疲労強度が高く, 溶接継手の疲労強度の差は K_t の差と考えられる。
- (4) HAZ 軟化による疲労強度の低下量は平滑材で約 5 kgf/mm², $K_t=3$ で 1.6 kg/mm² と推定され, 最軟化部に切欠を付した丸棒試験片で得られた結果と一致した。応力集中を有する溶接継手では, HAZ 軟化の影響は無視し得る程度であると考えられる。
- (5) 板厚方向疲労強度は S 量の低下とともに上昇し, この傾向は従来材と同様で, 介在物の影響として理解できる。
- (6) TMCP 材の疲労き裂伝播特性は母材, 溶接継手とも従来材で得られている $C=2.16 \times 10^{-4}/99.7^m$ の関係式とよい一致を示した。
- (7) HAZ 軟化による疲労き裂伝播式の指数 m 値の変化は 0.2 以下と推定され, ほぼ無視し得る量である。
- (8) TMCP 材の板厚方向き裂伝播速度は S 含有量と相関があり, 製造法による付加的要因はみられなかった。

参 考 文 献

- 1) R. B. Heywood: "Designing by Photoelasticity", (1952), 167-187, [Chapman and Hall]
- 2) R. E. Peterson: "Stress Concentration Design Factor", (1953), [John Wiley]
- 3) P. C. Paris and G. C. Sih: ASTM STP, 381 (1965), 30
- 4) ASTM E647-78T
- 5) P. C. Paris and F. Erdogan: J Basic Eng., 85 (1963), 528
- 6) 西田正孝: 「応力集中」, (1971), [森北出版]
- 7) 小林邦彦, 成本朝雄, 船越督己, 平井征夫: 川崎製鉄技報, 8 (1976) 3, 336
- 8) 金属材料研究所: 「疲れデータシート資料」, No. 3, (1984)
- 9) 金属材料研究所: 「疲れデータシート」, No. 27, (1981)
- 10) T. R. Gurney: "Fatigue of Welded Structure", (1968), [Cambridge University Press]
- 11) 北川英夫: 日本機械学会論文集, 75 (1971) 642, 1068
- 12) 小林邦彦, 成本朝雄, 田中康浩, 船越督己: 鉄と鋼, 64 (1978) 7, 1072