

(昭和 44 年 11 月日本造船学会秋季講演会において講演)

鋼材の脆性破壊発生特性におよぼす疲労の影響

(第 2 報)

正員 金 沢 武* 正員 町 田 進*
 正員 矢 島 浩** 正員 青 木 満*
 川 辺 智 信**

Effect of Low Cycle Fatigue on the Brittle Fracture

Initiation Characteristics (The 2nd Report)

By Takeshi Kanazawa, *Member* Susumu Machida, *Member*
 Hiroshi Yajima, *Member* Mitsuru Aoki, *Member*
 Tomonobu Kawabe

Summary

Previously the authors investigated that the effect of low cycle fatigue on the brittle fracture propagation-arrest characteristics and brittle fracture initiation from fatigue crack in ordinary ship steels.

This paper concerns with some fundamental aspects of brittle fracture initiation from fatigue crack and fatigued plate in 60 kg/mm² class high strength steels.

The followings have been obtained conclusively: The material deterioration due to repeated plastic straining seems to be relatively slight. The specimens with low cycle fatigue crack showed higher toughness than that of the virgin plate specimen with machined notch, for which the tilting of fatigue crack and the residual compression stress developed in crack tip zone seemed to be responsible. On the other hand the same degree of fracture toughness is observed in the specimen with high cycle fatigue crack where the above two factors are almost absent.

1 緒 言

コンテナ船の大型化・特殊専用船の大型化にしたがい、高張力鋼が船体構造に使用される気運にある。しかしながら、高張力鋼は軟鋼に比べ疲労強度が相対的に低下すると言われており、また、溶接性にも種々の問題があるなど、未知の問題がかなりある。

一方、船体構造不連続部の不良溶接箇所や極度に高い応力集中箇所では、疲労損傷を受ける可能性は十分考えられるし、現に船殻構造に発生した疲労クラックを中心とした損傷例が多く報告されている^{1,2)}。

このように、これらのクラックが原因になつて船殻構造に致命的な脆性破壊事故が発生すれば、容易に重大災害に発展するのは当然であり、しかも船体の巨大化にともない災害規模も大きくなると考えられる。

船体の巨大化・完全溶接構造化にともない、船殻構造の疲労破壊強度・脆性破壊強度に対する検討は重要な問題であり、特に疲労損傷が存在する場合の脆性破壊強度に対する定量的把握は重要な課題であるといえる。すなわち、低サイクル疲労損傷が、クラックの発生や大きな繰返し塑性ひずみによる材質変化などの要因から脆性破壊事故の発生傾向を助長しはしまいかという問題は、船舶のように大型の溶接構造物では重大な研究課題である。

* 東京大学工学部

** 三菱重工(株)技術本部長崎研究所

Table 1 Chemical Composition & Tensile Properties

Steel	Type of Steel	Plate thick. (mm)	Chemical composition									Tensile properties		
			C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Ni (%)	Cr (%)	Mo (%)	V (%)	Y. P. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)	Elong (GL= 200mm) (%)
A	Q & T 60 kg/mm ² H.T.	20	0.14	0.42	1.20	0.015	0.005	—	0.23	—	0.03	58.0	66.0	39.0
B	Q & T 60 kg/mm ² H.T.	20	0.14	0.42	1.20	0.015	0.005	—	0.23	—	0.03	52.0	61.0	42.0
C	ASTM A-302 B	20	0.18	0.29	1.30	0.014	0.007	0.59	—	0.50	—	56.5	69.7	28.2

Table 2 Results of Charpy Tests

Steel	Transition Temp. (°C)					
	$P T_c$	$P T_{rE}$	$V T_{rS}$	$V T_{rE}$	$V T_{r15}$	$V T_{r35}$
A	—50	—50	—73	—73	—98	—78
B	—30	—30	—73	—73	—98	—78
C	11	15	— 5	— 1	—50	—15

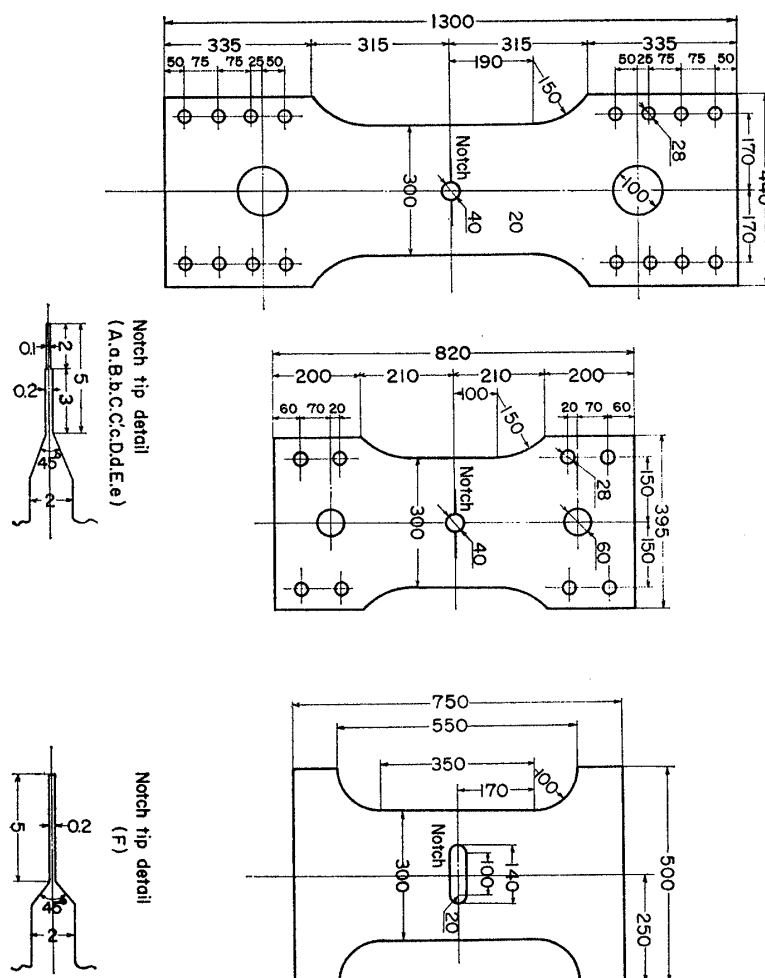


Fig. 1 Test Specimens for Fracture and Fatigue

著者らは、この点の重要性を認識し、“鋼材に繰返し応力または塑性ひずみが蓄積することにより、その脆性クラック伝播停止遷移条件がどのように変化するか”に関しては、一般船体用軟鋼ならびにフェライト系強靱鋼について調査し、既に報告済みである^{3,4,6)}。それによれば、疲労の蓄積により靱性が劣化することが判明している。

さらに、“脆性破壊発生におよぼす疲労被害の影響”に関しては、一般船体用軟鋼について行つた、疲労クラックからの脆性破壊発生条件調査試験結果について報告済みである^{4,5)}。この結果によれば、“高サイクル疲労クラックからの発生特性は、素材における発生特性とほぼ同程度か若干悪くなるが、低サイクル疲労クラックからの発生特性は、疲労クラック先端の圧縮残留応力や疲労クラックの幾何学的形状(板面に対するねじれ)などの影響により、素材における発生特性より見掛上良くなる”ことが判明した。すなわち、“少なくとも上記の実験で行つたように、平板に、片振れに近い繰返し荷重による疲労クラックが生じた場合、疲労クラックからの脆性破壊発生特性は、素材(処女材)における脆性破壊発生特性より大幅に悪くなることはない”と考えてさしつかえないようである。

引き続き、本稿では引張り強さ 60 kg/mm^2 級の代表的な調質高張力鋼ならびに ASTM. A 302B 鋼に関して、脆性破壊発生特性におよぼす疲労被害の影響について調査したので、その結果について報告する。

2 供試材および試験内容

2.1 供 試 材

供試材としては、 60 kg/mm^2 級の代表的な調質高張力鋼2種(Steel A および Steel B)ならびに ASTM. A 302B 鋼相当材(Steel C)を選んだ。

各供試材の化学組成ならびに機械的性質を Table 1 に示す。また素材板厚中央部圧延方向より採取した、プレス-ノッチならびに V-ノッチ標準シャルピー衝撃試験結果の各種遷移温度を Table 2 に示す。

2.2 試 験 内 容

脆性破壊発生特性におよぼす疲労の影響を究明するにあたり、疲労クラックを含む材料(以後、疲労クラック材と呼ぶ)ならびに繰返し荷重による疲労被害を与えた材料(以後、疲労蓄積材と呼ぶ)の脆性破壊発生特性を実験的に求め、検討することにした。

まず、疲労クラック材の作製条件ならびに疲労蓄積材の蓄積条件を決定する目的で、試験片幅 300 mm の Center Notch つき大型試験片

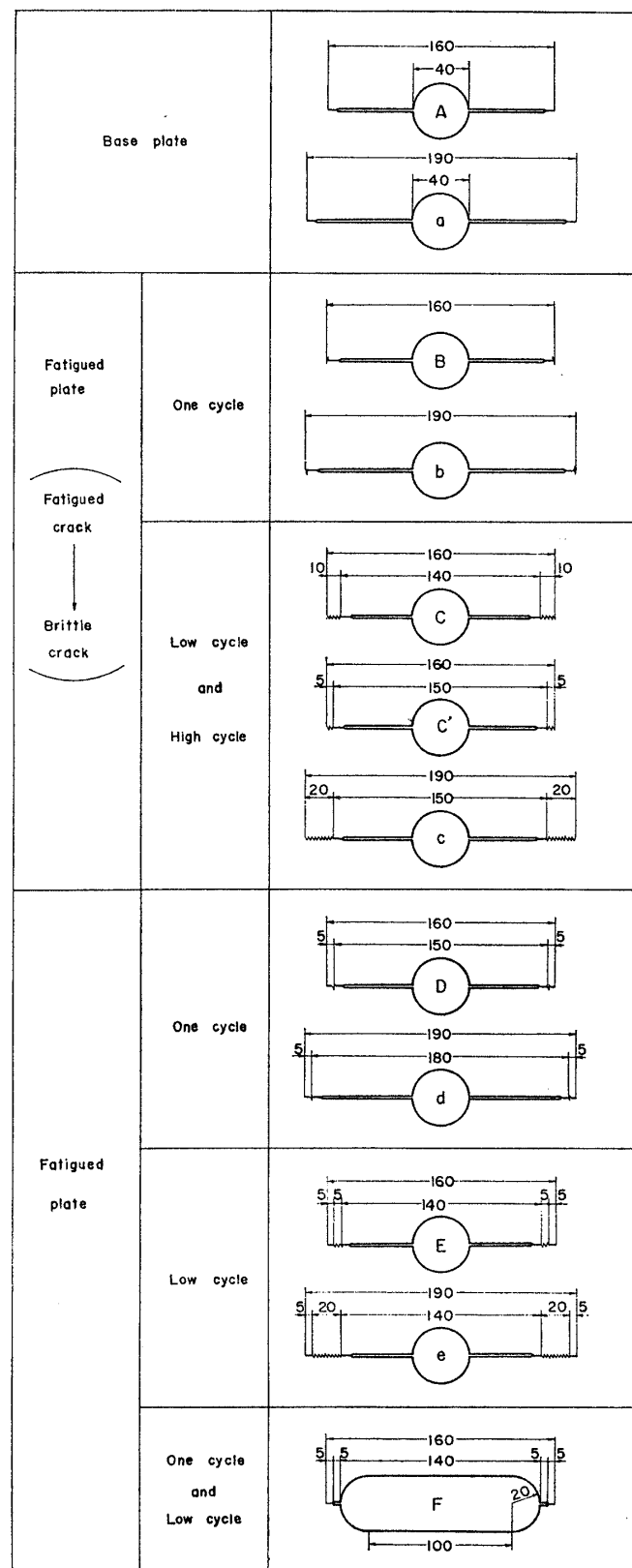


Fig. 2 Notch Configuration for Test Specimens

を用い、室温で引張り片振れ荷重一定条件の低サイクル疲労試験および高サイクル疲労試験を実施した。

すなわち、Fig.1 に示すような形状の大型試験片を用い、Steel A および Steel C に関しては、自動荷重変動装置つき 200ton. アムスラー型引張試験機にて、繰返し速度 2c. p. m. で低サイクル疲労試験を実施した。さらに、Steel A に関してのみ 100ton. 油圧引張疲労試験機により、繰返し速度 400c. p. m. で高サイクル疲労試験を実施した。また、Steel B に関しては、240ton. 油圧疲労試験機を用い、繰返し速度 5~10c. p. m. で低サイクル疲労試験を実施した。これらの試験結果による S-N 線図を Fig.3 に示す。

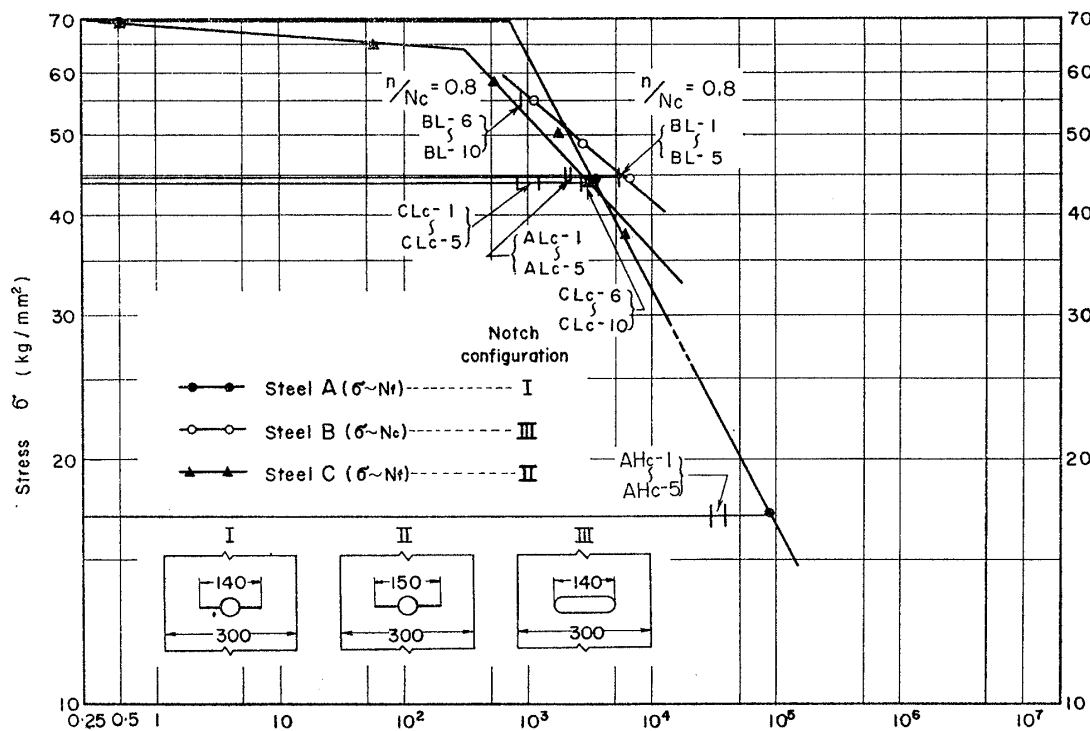


Fig. 3 S-N curve for Fatigue Data

2.2.1 疲労クラック材の脆性破壊発生試験 前述の疲労試験片と同一形状の試験片を用い、低サイクル疲労および高サイクル疲労の蓄積により Center Notch 先端片側の長さで約 5 mm, 約 10 mm, 約 20 mm の疲労クラックを発生させた後、疲労の蓄積を中止して低温引張試験を実施し、疲労クラックからの脆性破壊発生条件を求めた。なお、繰返し荷重条件としては、試験前の切欠き断面応力で約 17 kg/mm²~約 60 kg/mm² になる値を選んだ。これら疲労クラック材の作製条件を Fig.3 に示す。また、疲労クラック材完成時、すなわち、脆性破壊発生試験実施前の Center Notch 形状を Fig.2 C.C'.c に示す。

一方、これらの疲労蓄積により発生した疲労クラックとはほぼ同じ長さの切欠きを機械加工した試験片 (Fig.2 B.b 参照) を用い、切欠き断面応力 σ_{net} (Net Stress) が低サイクル疲労蓄積の場合と同一条件になるような荷重を 1 回負荷した後、低温引張試験を実施し、脆性破壊発生条件を求めた。この試験片は、クラック先端の塑性ひずみ・残留応力分布等を上記疲労クラック材とはほぼ同等にし、荷重繰返しの影響のみのぞいた場合の脆性破壊発生条件を求めるために実施したものである。

2.2.2 疲労蓄積材の脆性破壊発生試験 低サイクル疲労蓄積による繰返しひずみのみの脆性破壊発生特性に及ぼす影響を求めるために、前記の疲労試験片と同一形状の試験片を用い、荷重を繰返した後に長さ約 5 mm ないし約 10 mm の切欠きを機械加工し、低温引張試験を実施した。この場合、平滑試験片を供試すべきであったが、使用試験機の容量が不足したため、供試試験片の中央部にやむなく開孔をもうけることにした。(Fig.1 参照)

Steel B に関しては、繰返し荷重条件を σ_{net} で 55.0 kg/mm² (降伏点以上) および 44.5 kg/mm² (降伏点以下) とし、蓄積繰返し数 n は、各々の繰返し荷重条件に対する N_c (疲労亀裂が発生する繰返し数) の 80%, すなわち $n/N_c=0.8$ とした。疲労蓄積後、試験片中央部に開孔した長円孔の先端に約 10 mm の切欠きを加工し

低温引張試験に供試した。(Fig. 2 F 参照) さらに、荷重の繰返しによる効果をみるため、低サイクル疲労蓄積に用いた試験片と同一形状の試験片を用いて、低サイクル疲労蓄積条件と同一の荷重を1回負荷した後、同様に長円孔の先端に約 10 mm の切欠きを加工して低温引張試験に供試した。(Fig. 2 F 参照)

一方、Steel C に関しては、繰返し荷重条件を σ_{net} で 44.0 kg/mm² (降伏点以下) とし、試験片中央部に開孔した Center Notch 先端片側の長さで、疲労クラックが約 5 mm ないし約 20 mm になったとき、低サイク

Table 3 Results of Fracture Tests (Steel A)

Steel		Specimen code	Fatigue data					Brittle fracture test				Notch shape	Fracture mode D : Ductile B : Brittle	
			Stress (net) σ_{net} (kg/mm ²)	Stress (gross) σ_{gross} (kg/mm ²)	No. of cycle (cycle)	Cumulated strain (%)	Crack length 2C (mm)	Temp. T (°C)	Fracture stress		K_s $\left(\frac{\text{kg} \sqrt{\text{mm}}}{\text{mm}^2}\right)$			
									σ_{gross} (kg/mm ²)	σ_{net} (kg/mm ²)				
A	Base plate	AV-1	—	—	—	—	160.3	- 80	31.4	69.7	574	A	B	
		AV-2	—	—	—	—	160.1	-120	29.2	62.6	533		B	
		AV-3	—	—	—	—	159.7	-140	22.4	47.9	408		B	
		AV-4	—	—	—	—	160.1	-160	5.8	12.4	106		B	
		AV-5	—	—	—	—	160.5	-196	3.9	8.3	71		B	
	Fatigued plate Fatigue crack ↓ Brittle crack	One cycle	APc-1	51.0	23.8	1	0.14	165.8	- 80	29.2	65.2	549	B	B
			APc-2	51.0	23.8	1	0.14	160.3	-120	26.6	57.0	486		B
			APc-3	51.0	23.8	1	0.13	161.0	-140	28.6	61.8	526		B
			APc-4	51.0	23.8	1	0.14	159.5	-160	23.6	50.5	430		B
			APc-5	51.0	23.8	1	0.14	159.7	-175	18.1	38.7	329		B
			APc-6	51.0	23.8	1	0.16	160.7	-196	11.9	25.7	219		B
		Low cycle	ALc-1	44.5	23.7	2080	0.29	160.4	-120	31.6	73.9	593	C	B
			ALc-2	44.5	23.7	2100	0.31	161.7	-160	31.8	68.9	585		B
			ALc-3	44.5	23.7	2040	0.24	159.3	-175	19.3	41.1	351		B
			ALc-4	44.5	23.7	1900	0.21	159.5	-185	14.3	31.5	269		B
			ALc-5	44.5	23.7	2100	0.35	158.4	-196	13.6	28.8	246		B
		High cycle	AHc-1	17.0	9.0	3.2×10 ⁴	—	162.2	- 80	30.7	72.4	581	C	B
			AHc-2	17.1	9.0	3.5×10 ⁴	—	161.8	-120	30.7	66.7	566		B
			AHc-3	17.1	9.0	3.3×10 ⁴	—	161.5	-140	16.0	34.7	295		B
			AHc-4	16.8	9.0	2.9×10 ⁴	—	161.1	-160	7.1	15.4	131		B
			AHc-5	17.0	9.0	3.1×10 ⁴	—	160.5	-196	7.6	16.3	138		B

Table 4 Results of Fracture Tests (Steel B)

Steel			Specimen code	Fatigue data					Brittle fracture test				Notch shape	Fracture mode D : Ductile B : Brittle
				Stress (net) σ_{net} (kg/mm ²)	Stress (gross) σ_{gross} (kg/mm ²)	No. of cycle (cycle)	Cumulated strain (%)	Crack length 2C (mm)	Temp. T (°C)	Fracture stress		K_{σ} ($\frac{\text{kg} \sqrt{\text{mm}}}{\text{mm}^2}$)		
										σ_{gross} (kg/mm ²)	σ_{net} (kg/mm ²)			
B	Fatigued plate	One cycle	BP- 1	44.5	22.0	1	0.09	160	- 78	32.3	69.3	589	F	B
			BP- 2	44.5	22.0	1	0.10	160	-120	31.4	67.2	572		B
			BP- 3	44.5	22.0	1	0.10	160	-165	20.0	42.9	365		B
			BP- 4	44.5	22.0	1	0.10	160	-172	11.8	25.4	216		B
			BP- 5	44.5	22.0	1	0.14	160	-196	5.0	10.7	91		B
			BP- 6	55.0	25.6	1	1.18	160	- 78	30.3	65.0	554		B
			BP- 7	55.0	25.6	1	0.84	160	-124	33.7	72.2	615		B
			BP- 8	55.0	25.6	1	1.13	160	-160	20.8	44.7	380		B
			BP- 9	55.0	25.6	1	1.12	160	-180	12.7	27.2	231		B
			BP-10	55.0	25.6	1	1.03	160	-196	9.5	20.4	173		B
		Low cycle	BL- 1	44.5	22.0	5200	0.29	160	- 78	33.2	69.0	588	F	B
			BL- 2	44.5	22.0	5200	0.18	160	-116	32.0	68.6	584		B
			BL- 3	44.5	22.0	5200	0.26	160	-160	14.8	31.8	271		B
			BL- 4	44.5	22.0	5200	0.16	160	-183	9.2	19.7	168		B
			BL- 5	44.5	22.0	5200	0.21	160	-196	5.8	12.5	106		B
			BL- 6	55.0	25.6	880	4.80	160	- 78	34.7	74.4	633		B
			BL- 7	55.0	25.6	880	4.30	160	-140	36.7	78.6	669		B
			BL- 8	55.0	25.6	880	2.65	160	-155	18.3	39.3	335		B
			BL- 9	55.0	25.6	880	5.63	160	-180	7.5	16.1	137		B
			BL-10	55.0	25.6	880	4.72	160	-196	8.3	17.9	152		B

ル疲労の蓄積を中止し、さらにその疲労クラック先端に約5mmの切欠きを加工して低温引張試験に供試した。(Fig.2 E.e 参照) さらに、上記と同様の目的でこれらの疲労蓄積により発生した疲労クラックとはほぼ同じ長さの切欠き切削加工した試験片を製作し、荷重を1回負荷した後、同様に Center Notch の先端に約5mmの切欠きを加工して低温引張試験に供試した。(Fig.2 D.d 参照) この場合、1回負荷の条件としては、荷重負荷後に加工する約5mmの切欠き先端の残留伸び率が、上記疲労蓄積試験片の場合とほぼ等しくなるようにした。

2.2.3 素材の脆性破壊発生試験 脆性破壊発生特性におよぼす疲労被害の影響、すなわち、疲労クラック材ならびに疲労蓄積材の脆性破壊発生特性を検討する基準にするため、疲労クラック材や疲労蓄積材と同様な形

Table 5 Results of Fracture Tests (Steel C)

Steel		Specimen code	Fatigue data					Brittle fracture test				Notch shape	Fracture mode D : Ductile B : Brittle		
			Stress (net) σ_{net} (kg/mm ²)	Stress (gross) σ_{gross} (kg/mm ²)	No. of cycle (cycle)	Cumulated strain (%)	Crack length 2C (mm)	Temp. T (°C)	Fracture stress		K_s ($\frac{kg \sqrt{mm}}{mm^2}$)				
									σ_{gross} (kg/mm ²)	σ_{net} (kg/mm ²)					
C	Base plate	CV- 1	—	—	—	—	159.5	— 80	28.0	59.9	510	A	B		
		CV- 2	—	—	—	—	159.5	—120	21.3	45.7	388		B		
		CV- 3	—	—	—	—	160.2	—140	13.5	29.0	247		B		
		CV- 4	—	—	—	—	159.5	—160	5.0	10.6	90		B		
		CV- 5	—	—	—	—	160.8	—196	5.4	11.6	99		B		
		CV- 6	—	—	—	—	189.9	— 80	16.7	45.4	358	a	B		
		CV- 7	—	—	—	—	189.8	—120	13.0	35.5	279		B		
		CV- 8	—	—	—	—	190.1	—140	11.0	29.8	235		B		
		CV- 9	—	—	—	—	189.3	—160	5.5	15.0	119		B		
		CV-10	—	—	—	—	190.5	—196	4.9	13.3	105		B		
	Fatigued plate Fatigue crack ↓ Brittle crack	One cycle	CPc- 1	47.0	22.0	1	0.20	158.8	— 80	22.4	47.6	406	B	B	
			CPc- 2	47.0	22.0	1	0.29	160.0	—120	25.9	55.6	474		B	
			CPc- 3	47.0	22.0	1	0.26	159.5	—140	23.6	50.4	430		B	
			CPc- 4	47.0	22.0	1	0.30	159.5	—160	19.5	41.6	354		B	
			CPc- 5	47.0	22.0	1	0.33	159.6	—196	8.1	17.3	148		B	
			CPc- 6	60.0	22.0	1	1.04	189.3	— 80	26.1	71.5	564	b	B	
			CPc- 7	60.0	22.0	1	—	190.3	—120	14.8	40.6	319		B	
			CPc- 8	60.0	22.0	1	0.98	188.5	—140	12.3	33.1	261		B	
			CPc- 9	60.0	22.0	1	1.47	190.6	—160	8.9	24.4	192		B	
			CPc-10	60.0	22.0	1	1.21	189.8	—196	9.1	24.7	195		B	
		Low cycle	CLc- 1	44.0	22.0	1078	$\approx 0.18 \sim 0.20$	161.2	— 80	29.4	69.4	545	C'	B	
			CLc- 2	44.0	22.0	1000	$\approx 0.18 \sim 0.20$	158.4	—120	30.1	63.8	544		B	
			CLc- 3	44.0	22.0	938	$\approx 0.18 \sim 0.20$	158.0	—140	25.1	53.2	454		B	
			CLc- 4	44.0	22.0	824	$\approx 0.18 \sim 0.20$	156.8	—160	17.0	35.7	306		B	
			CLc- 5	44.0	22.0	864	$\approx 0.18 \sim 0.20$	157.9	—196	11.0	23.3	199		B	
				CLc- 6	44.0	22.0	3413	0.39	188.7	— 80	27.2	72.9	579	c	B
				CLc- 7	44.0	22.0	2923	0.52	186.7	—120	27.8	73.5	585		B
				CLc- 8	44.0	22.0	2700	0.49	185.0	—140	26.0	67.7	542		B
				CLc- 9	44.0	22.0	2617	0.40	187.3	—160	17.4	46.4	368		B
				CLc-10	44.0	22.0	2653	0.60	188.0	—196	11.1	29.7	237		B
	Fatigued plate	One cycle	CP- 1	58.0	29.0	1	0.074	160.8	—120	22.2	47.8	407	D	B	
			CP- 2	56.5	28.3	1	0.062	160.3	—140	19.5	42.0	357		B	
			CP- 3	55.5	27.8	1	0.058	159.6	—160	12.2	26.0	222		B	
			CP- 4	56.8	28.4	1	0.075	160.3	—196	8.5	18.3	156		B	
				CP- 5	—	—	1	0.62	190.8	—120	15.7	43.3	339	d	B
		CP- 6		—	—	1	0.72	190.1	—140	15.2	41.4	326	B		
		CP- 7		—	—	1	0.38	190.8	—160	8.3	22.9	179	B		
		CP- 8		—	—	1	0.51	190.4	—196	7.9	21.7	171	B		
		Low cycle	CL- 1	44.0	23.5	987	0.069	159.4	— 80	30.3	70.4	511	E	B	
			CL- 2	44.0	23.5	910	0.062	160.3	—120	22.8	48.9	416		B	
			CL- 3	44.0	23.5	835	0.068	160.3	—140	15.9	34.1	291		B	
			CL- 4	44.0	23.5	920	0.075	159.9	—160	13.3	28.6	243		B	
			CL- 5	44.0	23.5	926	0.064	160.9	—196	8.3	17.9	152		B	
				CL- 6	44.0	23.5	3030	0.21	190.2	— 80	24.0	65.5	515	e	B
				CL- 7	44.0	23.5	2630	0.60	190.3	—120	13.3	36.3	285		B
				CL- 8	44.0	23.5	2875	0.21	189.7	—140	16.3	44.3	350		B
				CL- 9	44.0	23.5	2730	0.60	190.2	—160	9.6	26.4	207		B
				CL-10	44.0	23.5	2855	0.59	190.8	—196	7.4	20.4	160		B

状の機械加工による切欠きを有した試験片を用いて、素材(処女材)の脆性破壊発生試験を実施した。

すなわち、Steel A については、Fig. 2 A の切欠き形状の試験片 (Fig. 1 参照) により、また Steel B については、3 枚のみであるが Fig. 2 F と同形状の切欠き試験片 (Fig. 1 参照) により、さらに Steel C については、Fig. 2 A および a の切欠き形状の試験片 (Fig. 1 参照) により低温引張試験を実施した。

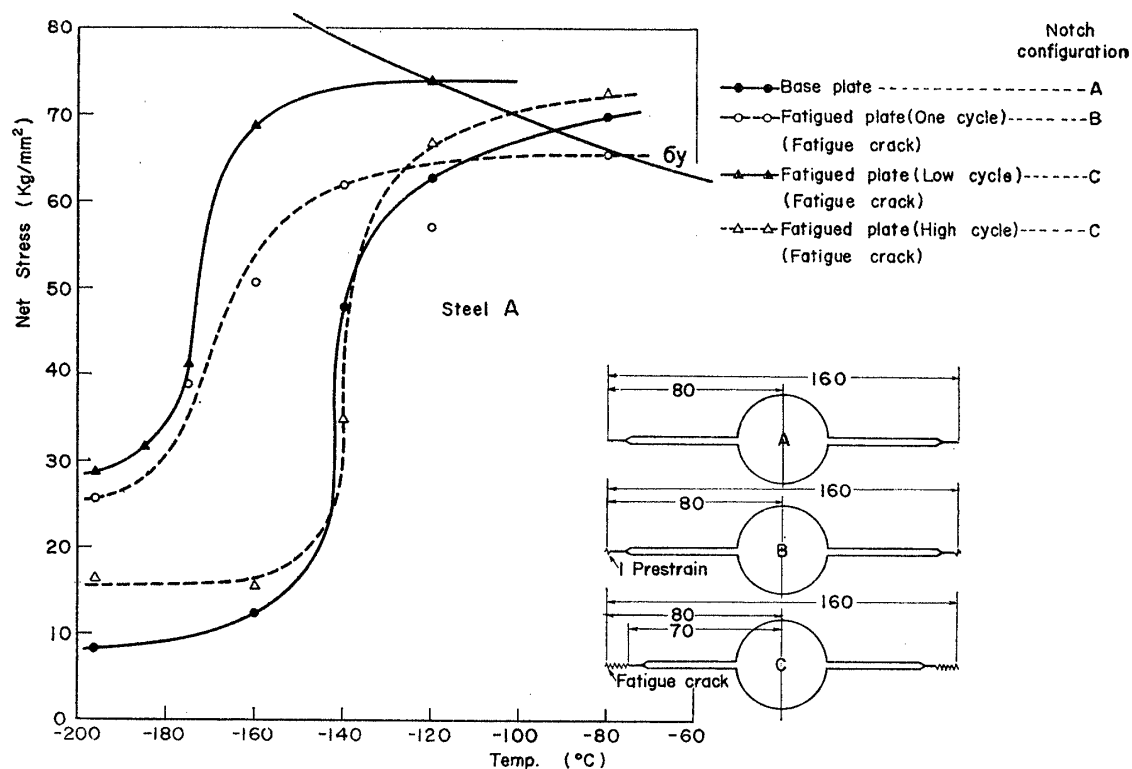


Fig. 4 Fracture Stress vs. Temperature (Steel A)

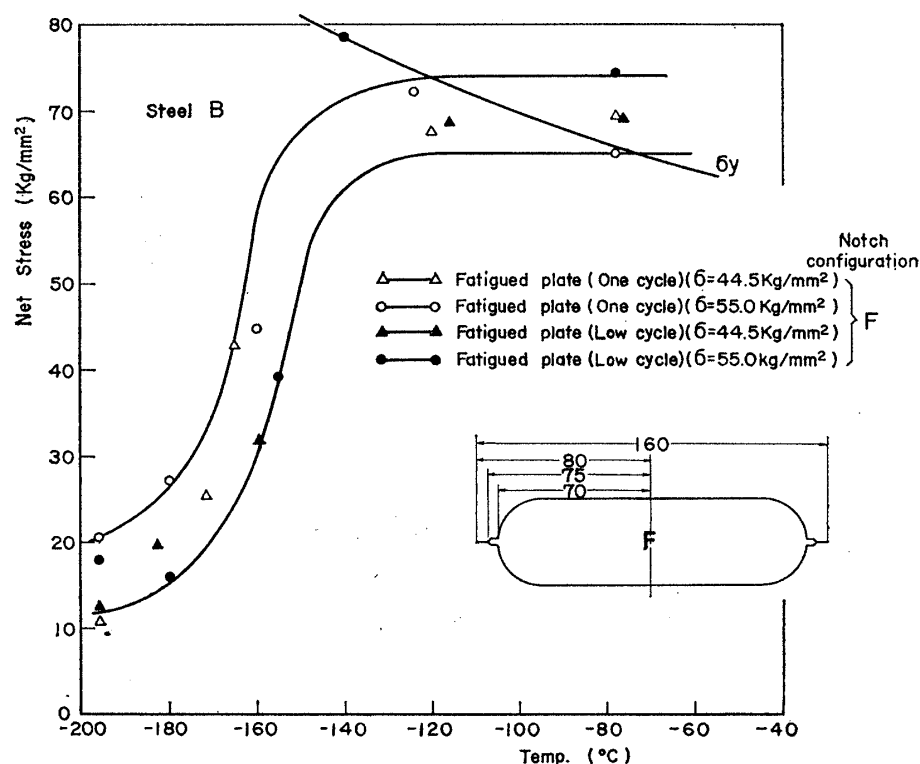


Fig. 5 Fracture Stress vs. Temperature (Steel B)

3 試験結果および考察

3.1 素材の脆性破壊発生特性

各供試鋼材の素材発生試験結果は Table 3~Table 5, Fig. 4~Fig. 11 に示してある。ここで Fig. 4~Fig. 7 は破壊発生時の切欠断面上の平均応力 σ_{net} (net stress) と温度との関係を、また Fig. 8~Fig. 11 は破壊発生時のエ

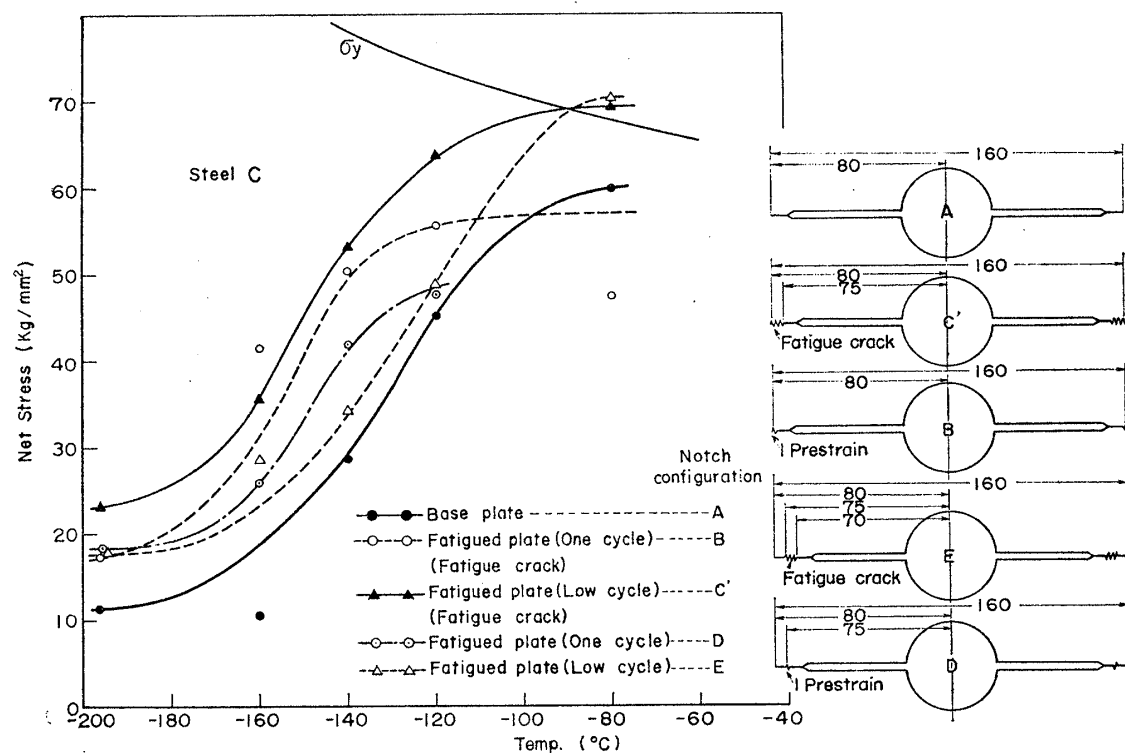


Fig. 6 Fracture Stress vs. Temperature (Crack Length 160 mm, Steel C)

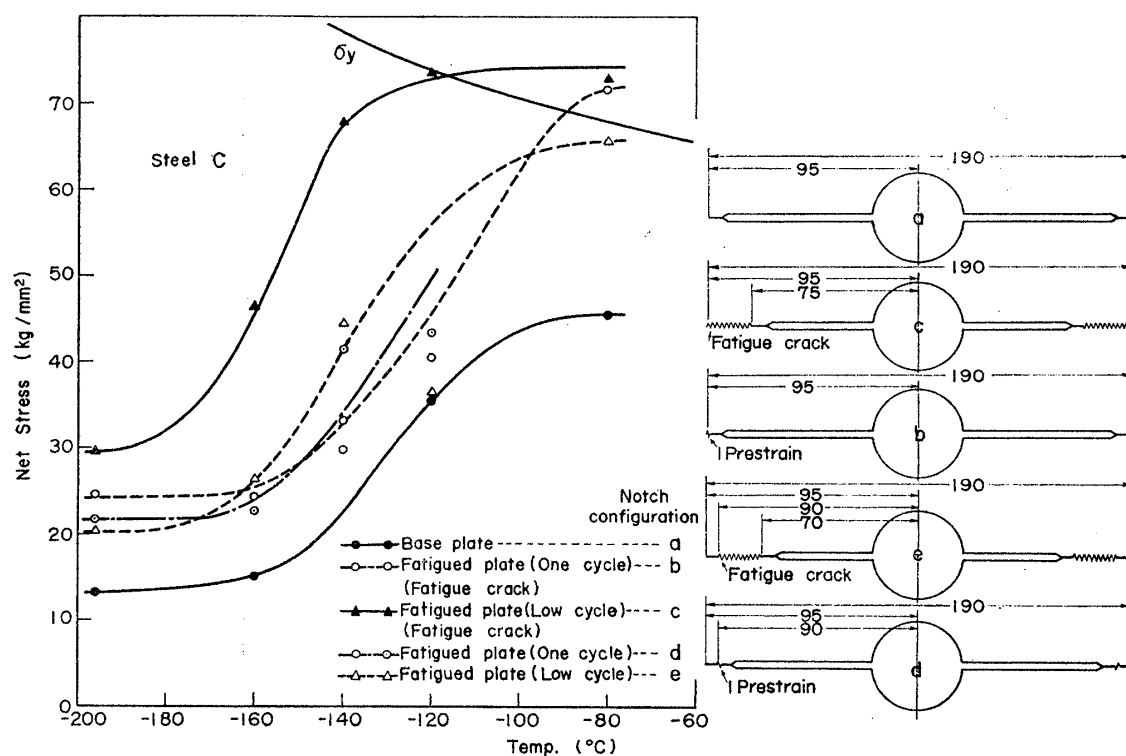


Fig. 7 Fracture Stress vs. Temperature (Crack Length 190 mm, Steel C)

エネルギー条件に基づく脆性破壊発生特性値としての、いわゆる Fracture Toughness Value K_c と絶対温度の逆数との関係を示したものである。

K_c 値は次式により計算され、エネルギー条件式中の塑性表面エネルギーに対応するものである。

$$K_c = \sigma_g \sqrt{2W \tan\left(\frac{\pi C}{2W}\right)} \quad (1)$$

ただし

σ_g = 破壊発生時の Gross Stress (kg/mm^2)

W = 試験片幅の 1/2 (mm)

C = 切欠長さの 1/2 (mm)

Fig. 8~Fig. 11 中、高温側の水平線に相当する温度領域では全面降伏の後に破壊が生じているので(1)式の適用範囲外であり、 K_c 値の比較はこれより低温領域でのみ可能である。

さらに、Steel B の Notch F に対して、本来クラックに対する(1)式は厳密な意味では適用できないが、同一鋼種で実験的に確認したところ、バラツキの範囲であつたので(1)式を用いて比較することにする。

3.2 疲労クラック材の脆性破壊発生特性

試験結果の一覧表を Table 3~Table 5 に示す。Fig. 4, Fig. 6, Fig. 7 は破壊発生時の σ_{net} と温度の関係を、Fig. 8, Fig. 10, Fig. 11 は K_c と温度との関係を示したものである。

これらの結果から明らかなように、 $\sigma_{\text{net}} \cdot K_c$ 値とも疲労クラック材の方が素材より高い値を示している。素材との差は繰返し応力の高いものほど大きく、前報と同じ結果が調質鋼に対しても得られた。

この理由は明確にはわからないが、およそ次のようなことによると考えられる。

- (i) 疲労クラック先端付近の圧縮残留応力による破壊強度の上昇
- (ii) 疲労クラック先端部の受ける繰返し歪履歴による材質劣化が比較的少ないこと
- (iii) 疲労クラック面の傾斜による破壊強度の上昇

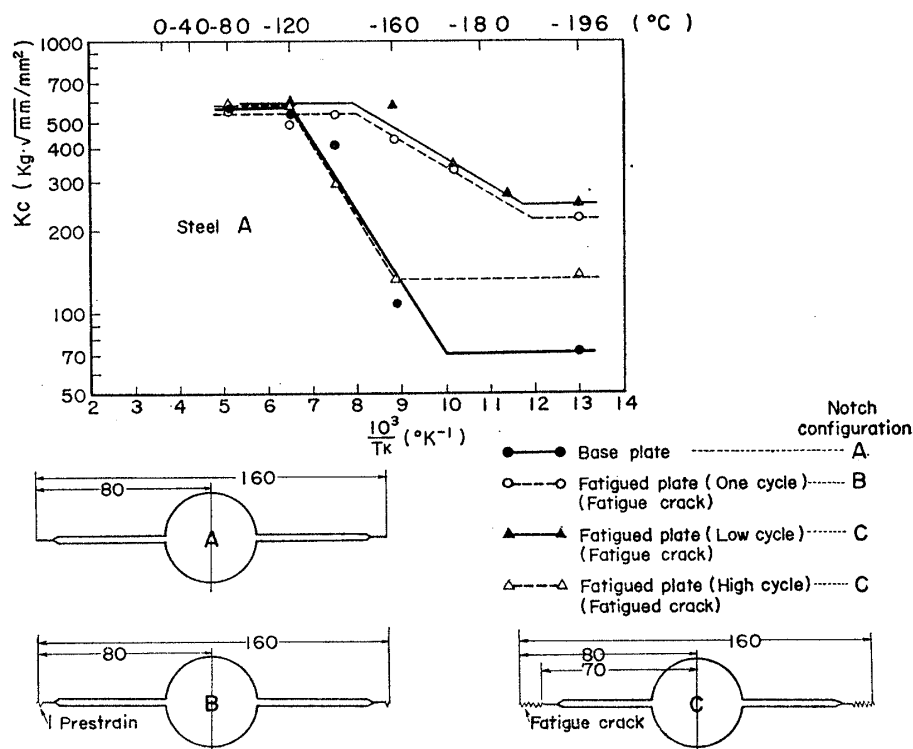


Fig. 8 Fracture Toughness Value (K_c) vs. Temperature (Steel A)

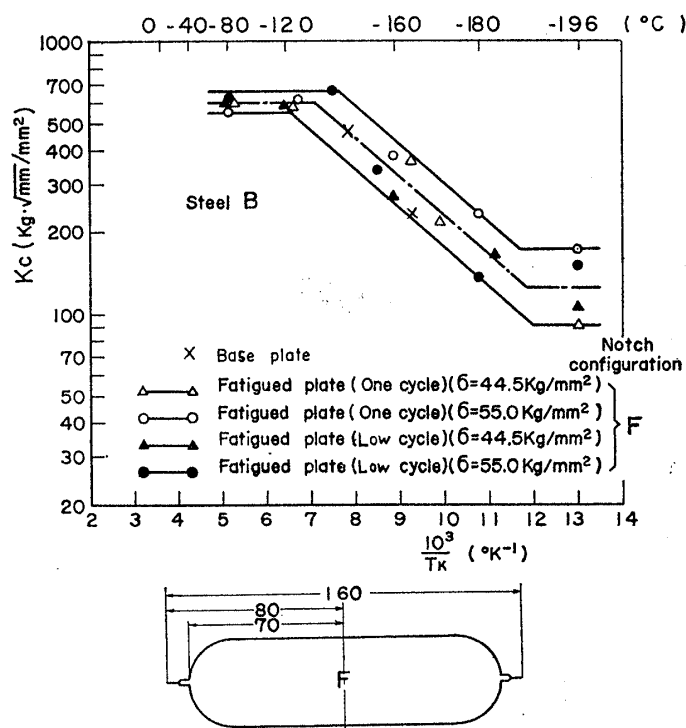


Fig. 9 Fracture Toughness Value (K_c) vs. Temperature (Steel B)

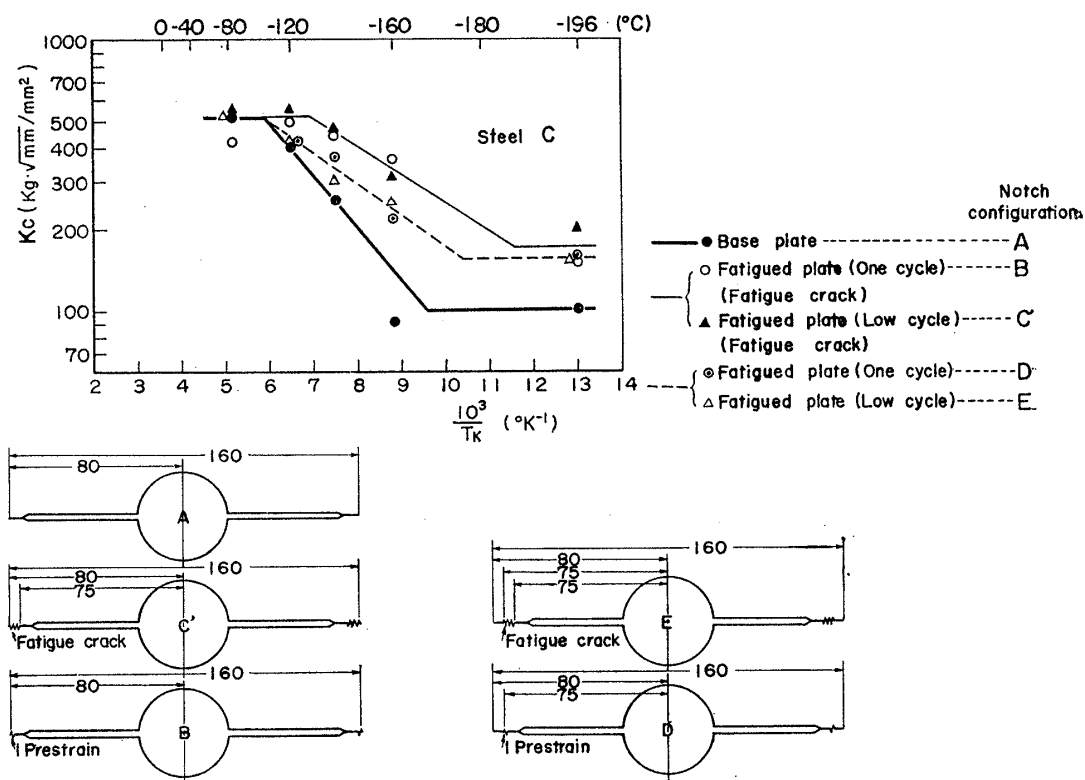


Fig. 10 Fracture Toughness Value (K_c) vs. Temperature (Crack Length: 160 mm, Steel C)

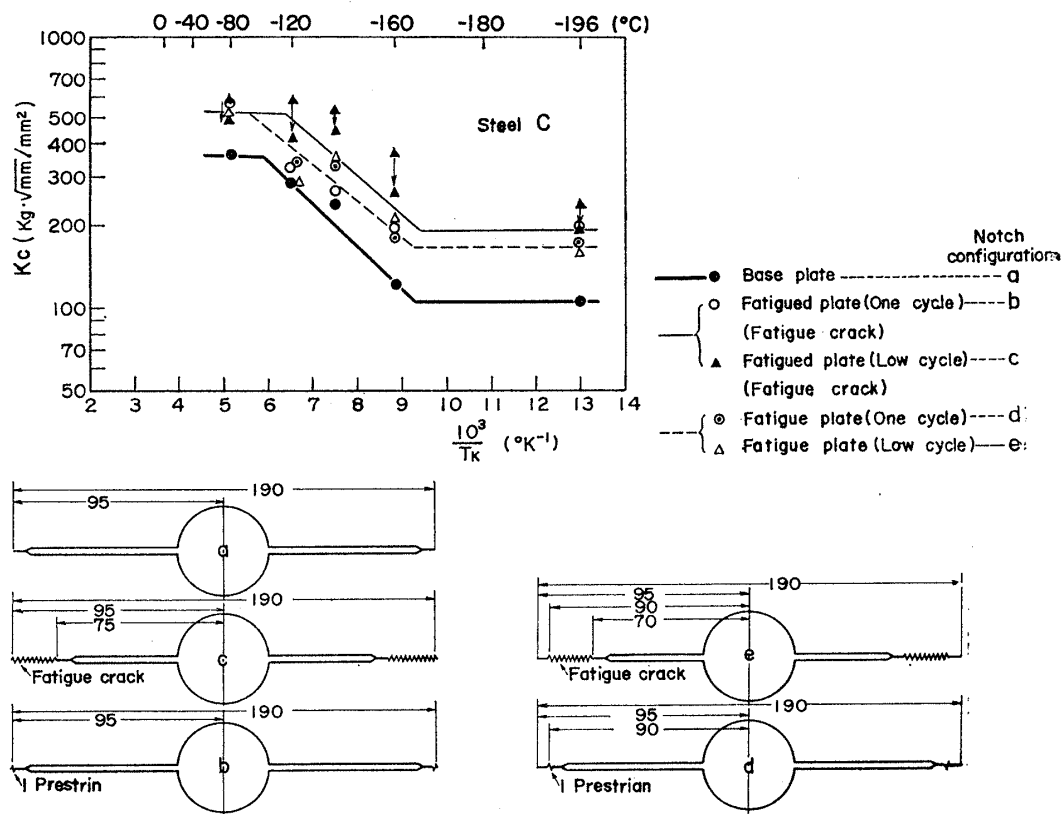


Fig. 11 Fracture Toughness Value (K_c) vs. Temperature (Crack Length: 190 mm, Steel C)

(i)については、低応力繰返しによるものよりも、圧縮残留応力が大きかつたと思われる高応力繰返しによる疲労クラック材の方が高い K_c 値を示しているという事実は、残留応力が見掛け上の脆性破壊発生強度に、直接大きな影響をおよぼすことを物語っている。

ここで疲労クラック先端における圧縮残留応力の、脆性破壊発生強度への影響を考えるために、簡単なモデルを利用して検討を試みる。対象とする材料を理想化して完全弾塑性体と考える。

(1) 繰返しの最終回における負荷

クラック長さ C の先端に厚さ t 、長さ $(a-c)$ の塑性域 P (Fig. 12 における斜線部分) を考える。 a は Dugdale-Muskhelishvili モデル⁷⁾ (以下 D-M モデルと略す) での関係式 (2) より決るものである。

$$\frac{C}{a} = \cos\left(\frac{\pi\sigma_g}{2\sigma_Y}\right) \quad (2)$$

ここで σ_g = 繰返しの Gross Stress

σ_Y = 降伏応力

長さ $(a-c)$ の塑性域 P 内での歪分布としては、Hult and McClintock⁸⁾ が振りに対し求めたものを、簡単な置換えにより引張型へ直した次の (3) 式を用いる。

$$\varepsilon = \frac{a-c}{r} \cdot \varepsilon_Y \quad (3)$$

ここで r = クラック長さ C の先端からの距離

$\varepsilon = r$ の位置における歪

ε_Y = 降伏歪

塑性域 P の周囲は弾性状態で、塑性域 P の内のみが塑性状態にあると考える。

(2) 繰返しの最終回における除荷

負荷のとき (3) 式で示された歪を受けた塑性域 P は、除荷のとき周囲から圧縮され、圧縮残留応力が残る。除荷は弾性的に起るから、除荷のとき塑性域 P が受ける歪は (4) 式のようなになる。

$$\left. \begin{array}{ll} 0 < r < a-c & \varepsilon = -\left(\frac{a-c}{r}-1\right)\varepsilon_Y \\ a-c < r & \varepsilon = 0 \end{array} \right\} \quad (4)$$

すると、塑性域 P 内での圧縮残留応力の分布は (5) 式のようなになる。

$$\left. \begin{array}{ll} 0 < r < \frac{1}{2}(a-c) & \sigma = -\sigma_Y \\ \frac{1}{2}(a-c) < r < (a-c) & \sigma = -\left(\frac{a-c}{r}-1\right)\sigma_Y \\ a-c < r & \sigma = 0 \end{array} \right\} \quad (5)$$

(3) 脆性破壊発生時における負荷

脆性破壊発生試験のときには、再び D-M モデルによつて新しい塑性域 $(e-c)$ が (6) 式によつて決る。

$$\frac{c}{e} = \cos\frac{\pi\sigma_g'}{2\sigma_Y'} \quad (6)$$

ここで σ_g' = 破壊発生時の Gross Stress

σ_Y' = 破壊発生時の温度における降伏応力

一方、クラック長さとして e を考えると、D-M モデルというモデルは塑性域 $(e-c)$ に内部抵抗力 σ_Y' のものが詰まっているモデルとも考えられる。破壊発生の際に、先の塑性域 P の圧縮残留応力が、長さ e のクラックに対して抵抗力となる。この圧縮残留応力による、クラック長さ e の先端における K 値は、クラック内面にかか

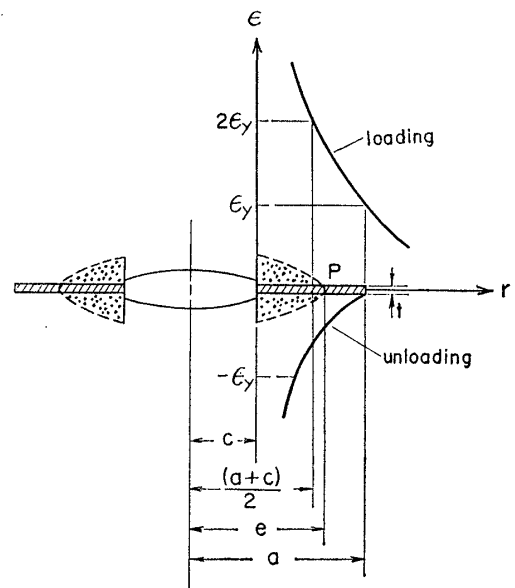


Fig. 12 Residual Stress Model

る Splitting Force による K 値を積分計算して求まる。

実際のクラック長さ C の先端における、圧縮残留応力による K 値は、クラック長さ e の先端における K 値に、 $f(r) \sqrt{c}/\sqrt{e}$ を掛けることにより近似的に求まる。ここで、 $f(r)$ は有限幅による修正係数である。

$$f(r) = \sqrt{\frac{2B}{\pi C} \tan \frac{\pi C}{2B}} \quad (7)$$

1. $e < (a+c)/2$ のとき

$$-K = f(r) \frac{\sqrt{c}}{\sqrt{e}} \int_c^e \frac{\sigma_Y}{\sqrt{\pi}} \frac{2\sqrt{e}}{\sqrt{e^2-x^2}} dx = K_c \frac{\sigma_Y}{\sigma_{Y'}} \quad (8)$$

2. $(a+c)/2 < e < a$ のとき

$$\begin{aligned} -K &= f(r) \frac{\sqrt{c}}{\sqrt{e}} \left[\int_c^{(a+c)/2} \frac{\sigma_Y}{\sqrt{\pi}} \frac{2\sqrt{e}}{\sqrt{e^2-x^2}} dx + \int_{(a+c)/2}^e \frac{\sigma_Y}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{a-c}{x-c} - 1 \right) \frac{2\sqrt{e}}{\sqrt{e^2-x^2}} dx \right] \\ &= \frac{-\sigma_Y \cdot (a-c) \sqrt{c} f(r)}{\sqrt{\pi} \cdot e} \left(k + \frac{1}{k} \right) \ln \left| \frac{d-k}{d+k} \right| \\ &\quad + \frac{2\sigma_Y \sqrt{c} f(r)}{\sqrt{\pi}} \left\{ \arccos \left(\frac{c}{e} \right) - 2 \arccos \left(\frac{a+c}{2e} \right) \right\} \end{aligned} \quad (9)$$

3. $a < e$ のとき

$$\begin{aligned} -K &= f(r) \frac{\sqrt{c}}{\sqrt{e}} \left[\int_c^{(a+c)/2} \frac{\sigma_Y}{\sqrt{\pi}} \frac{2\sqrt{e}}{\sqrt{e^2-x^2}} dx + \int_{(a+c)/2}^a \frac{\sigma_Y}{\sqrt{\pi}} \left(\frac{a-c}{x-c} - 1 \right) \frac{2\sqrt{e}}{\sqrt{e^2-x^2}} dx \right] \\ &= \frac{-\sigma_Y \cdot (a-c) \sqrt{c} f(r)}{\sqrt{\pi} \cdot e} \left(k + \frac{1}{k} \right) \ln \left| \frac{d-k}{d+k} \cdot \frac{g+k}{g-k} \right| \\ &\quad + \frac{2\sigma_Y \sqrt{c} f(r)}{\sqrt{\pi}} \left\{ \arccos \left(\frac{c}{e} \right) + \arccos \left(\frac{a}{e} \right) - 2 \arccos \left(\frac{a+c}{2e} \right) \right\} \end{aligned} \quad (10)$$

$$\text{ここで } k = \sqrt{(e+c)/(e-c)}$$

$$d = \sqrt{(2e+a+c)/(2e-a-c)}$$

$$g = \sqrt{(e+a)/(e-a)}$$

素材の K_c 値に比べて、(8)(9)(10)式の $(-K)$ 値の分だけ、クラック先端の圧縮残留応力によつて、疲労クラック材の K_c は高くなっているわけである。圧縮残留応力による影響を差し引いた計算結果の一例を、Steel C (Fig. 10) について Fig. 13 に示す。 K_c -Concept が適用できる低温領域では(ii)の影響により、素材の K_c 値より少し低目となつており、かなり良い傾向を示していると言えよう。

一方、圧縮残留応力が小さかつたと思われる、低応力繰返しによる疲労クラック材は、素材程度の強度しか示していないことがわかる。

また、同じ応力レベル (Gross Stress) で、1 サイクルのものと、繰返し応力による疲労クラック材との差はあまりなく、いくらか繰返しによるものの方が高い K_c 値を示していると言えよう。このように繰返しそのものよりも、繰返し応力レベル (予歪) が、疲労クラック材の発生強度に対しては支配的なパラメータであると考えられる。

また(ii)については、Table 3・Table 5 に見られるように、疲労クラック先端部の蓄積ひずみが 0.6% 以下であつたため、繰返しによる材質劣化は小さかつたものと思われる。

(iii)については、高応力の繰返しかつ疲労クラック長さ 20 mm のもの (Table 5 中の CL_c 6~10 に相当する) を除いては、疲労クラック面の傾斜は起らなかった。

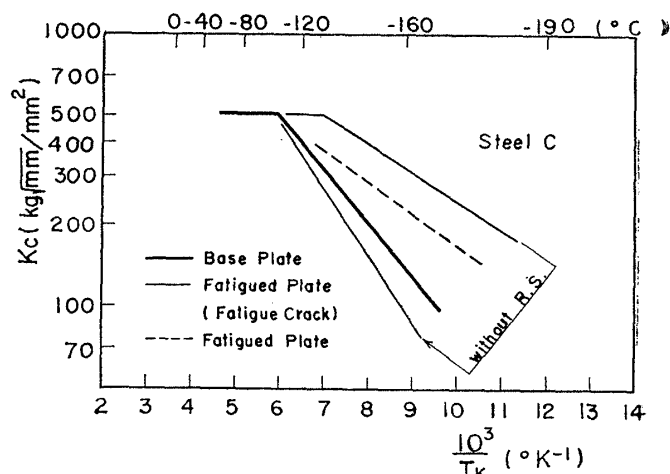


Fig. 13 Compressive Residual Stress Effect

傾斜したものに對する単純な補正として、Opening Mode の脆性破壊に關与するのは、クラック面上の垂直応力成分であると仮定し、Fig. 11 を補正すると矢印で示したような結果となる。この補正により、疲労クラック面の傾斜がなかつた Fig. 8・Fig. 10 の結果に傾向的に近くなる。このことは、以上の仮定がかなり妥当なものであるということを物語つていゝと考えられる。

3.3 疲労蓄積材の脆性破壊発生特性

試験結果の一覧表を Table 3~Table 5 に示す。Fig. 5~Fig. 7 は破壊発生時の σ_{net} と温度の關係を、Fig. 9~Fig. 11 は K_{IC} と温度との關係を示したものである。

Fig. 9 では、線型被害度 (Usage Factor) を同じにしたときの、繰返し応力レベルあるいは繰返し数の違いによる差は、明確には現われていないが、高応力繰返しによるものの方が、低応力のものより少し発生強度が高い。

さらに、Fig. 10・Fig. 11 においても、最終段階における切欠部の蓄積ひずみを同じにしたときの、繰返し数の違いによる結果の差は現われていないように思われる。いずれにしろ、このように疲労蓄積を受けたものの K_{IC} は、素材の K_{IC} より高いが、疲労クラック材の K_{IC} より低い値を示している。

その理由としては、疲労蓄積を受ける試験片形状が、試験機容量からの制約のため、開口なしの平滑試験片ではなく開口付きのものである。そのため、破壊発生時のクラック先端付近には、疲労クラック材よりは小さい圧縮残留応力が、存在していたためと思われる。

このことは、疲労蓄積を与えた後、機械加工によるスリットを入れた際、圧縮残留応力の解放が起るためと考えられ、したがって K_{IC} としては、疲労クラック材と素材の中間に位置するものとなる。これからわかるように、疲労蓄積そのものの影響は少なく、圧縮の残留応力が見掛け上、疲労蓄積材の脆性破壊発生強度を、素材より高くしていることは、ほぼ間違いないと考えられる。

3.4 総合的考察

Fig. 8~Fig. 11 に示した各種供試材の脆性破壊発生特性を同一グラフに示すと Fig. 14 のごとくなる。すなわち脆性破壊発生強度は、低サイクル疲労クラック材・低サイクル疲労蓄積材・高サイクル疲労クラック材および素材の順となり、いずれも素材より上昇している。

今回得られた結果から判断すると、Fig. 13 で圧縮残留応力による影響を取り除いた、すなわち繰返しによる材質劣化のみによる影響は比較的少なく、クラック先端の圧縮残留応力による、発生強度の上昇が支配的であると言える。

これは、今回の実験における疲労蓄積条件が、片振れ荷重一定条件であつたため、疲労蓄積過程における塑性ひずみの大部分が、第1回目の負荷によつてしまうためと考えられる。したがつてこの種の問題、すなわち“脆性破壊発生特性におよぼす疲労の影響”の取扱いに対しては、その実験法すなわち疲労蓄積は、歪制御または応力制御にするなど充分検討する必要がある。

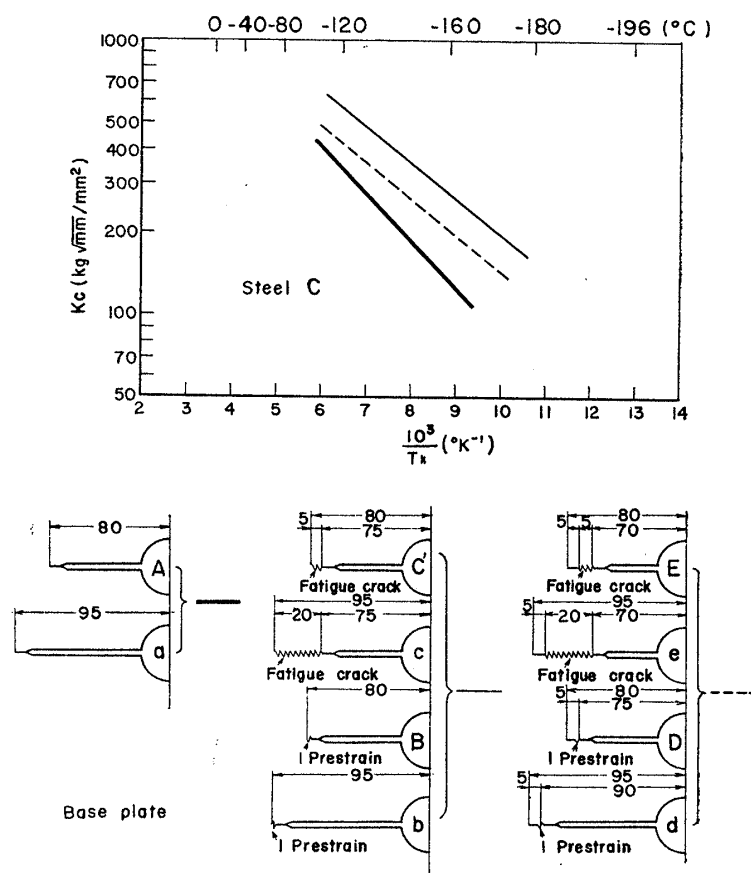


Fig. 14 Fracture Toughness Value (K_{IC}) vs. Temperature (Steel A & Steel C)

しかし、既報^{3,4,6)}の脆性クラック伝播停止特性に関し得られた結果、すなわち加工硬化にともなう塑性仕事量の大きさによつて、脆性破壊伝播停止特性に対する靱性の低下度が支配される、という結果と少し異なるように見えるのは、発生と伝播停止という現象の本質的な違いによるのかも知れぬ。これらの点に関しては、さらに検討すべき余地があると思われる。

さらに、今回の実験条件すなわち疲労蓄積過程における試験片は、実際の船殻構造における疲労クラック発生部と比較した場合、拘束条件にかなりの差があると思われる。すなわち今回の実験は、平板に片振れ荷重一定の疲労を蓄積したので、疲労蓄積による塑性変形がかなり大きかった。しかし、実際の船殻構造では、大きな塑性変形をともなわないで、疲労クラックが発生・進展するケースが多いと考えられる。したがって疲労損傷部の拘束条件を再現して、実験的に確認することが必要であると考えられる。それゆえ、実際の船殻構造のよに、拘束の強い部材に現われる疲労損傷に対する考え方として、この結果がそのまま適用できるかどうかの究明は、今後の研究課題である。

4 結 論

以上の結果、大略下記のようなことがわかつた。

(1) 片振れ引張りの高応力繰返しによる疲労クラック材の脆性破壊発生強度は、クラック先端付近の圧縮残留応力の影響により、素材における脆性破壊強度よりかなり高い。この現象は、簡単なモデルを用いての近似計算によつても確認された。

(2) 片振れ引張りの高応力繰返しによる疲労蓄積材の脆性破壊発生強度は、材質劣化が小さいため、圧縮残留応力の影響により素材の脆性破壊強度より高い。

(3) 片振れ引張りの低応力繰返しによる、疲労クラック材の脆性破壊発生強度は、クラック先端付近の圧縮残留応力が小さいため、素材と同程度となつた。

(4) 今後に残された問題として、実際の船殻構造のように拘束の強い部材に現れる疲労損傷を再現するような試験片を用いて、この種の研究を行う必要がある。

終りに臨み、絶大な忍耐力によつて長期間にわたる実験を遂行された、東京大学工学部船舶工学科、金子助手・新村助手・高沢助手をはじめ構造強度実験室各位、ならびに三菱重工長崎研究所強度研究課、松本栄氏・今村成雄氏に厚く感謝の意を表する。

また本研究の一部は、日本溶接協会原子力研究委員会 PCF 小委員会の成果の一部であることを付記する。

参 考 文 献

- 1) G. Vedeler : Sveisteknik 1962
- 2) 造船協会：疲労と脆性破壊に関するシンポジウムテキスト (昭 41. 9)
- 3) 矢島 浩・永元隆一・山内英和：“鋼材の脆性亀裂伝播特性におよぼす低サイクル疲労の影響” 造船協会論文集第 120 号 (昭 41. 12) p. 281
- 4) 町田 進：“造船用鋼材の塑性疲労強度” 製鉄研究第 257 号 (昭 41. 12) p. 126
- 5) 吉識雅夫・金沢 武・町田 進・多田 洋・山内英和・永元隆一・矢島 浩：“鋼材の脆性破壊発生特性におよぼす疲労の影響” 造船協会論文集第 121 号 (昭 42. 6) p. 279
- 6) 金沢 武・町田 進・多田 洋：“低サイクル疲労が脆性破壊伝播停止特性におよぼす影響について” 造船協会電気溶接研究委員会第 2 分科会資料, 2-41-8 (昭 41)
- 7) D. S. Dugdale : J. Mech. Phys. Solids Vol. 8, 1960
- 8) J. A. H. Hult and F. A. McClintock : “Elastic-Plastic Stress and Strain Distributions around Sharp Notches under Repeated Shear” Proc. 9th Intern. Congr. Appl. Mech., Brussels. 8, 51 (1957)