
SM50 鋼における板厚方向の脆性破壊・疲労特性に及ぼす S 量の影響

Effect of Sulphur Content on Through-Thickness Brittle Fracture and Fatigue Properties in SM50 Steels

小林 邦彦(Kunihiko Kobayashi) 成本 朝雄(Asao Narumoto) 船越 督己(Tokushi Funakoshi) 平井 征夫(Yukio Hirai)

要旨：

S 量を変えた SM50 鋼の板厚方向特性を調べ、以下の結果を得た。(1) $S \leq 0.005\%$ では Z 絞り、シェルフエネルギーは L、C 方向と同等であるが、 $vTrs$ は約 $30^{\circ}C$ 高く、疲労限は約 $10kg/mm^2$ 低い。(2) S の増加による Z 方向特性の劣化は $0.005 \leq S \leq 0.010\%$ の領域で特に著しい。(3) 亀裂開口変位は介在物の総長さと良い相関があり、 $S \leq 0.010\%$ のときフェライト粒径の影響がとくに強い。(4) Paris の式の m 値は S 量とともに増大する。(5) 破面は $S \leq 0.005\%$ では延性-脆性、 $S \geq 0.010\%$ では剥離-脆性である。(6) ラメラテアを含む継手の疲労寿命、脆性破壊強度は小型 Z 方向試験での値から推定可能であり、実測値と良い一致が得られた。

Synopsis：

Through-thickness properties in SM50 steels with various sulphur contents were measured in Z direction tensile, Charpy, COD, fatigue and fatigue crack propagation tests with a special emphasis on lamellar tear which is recently remarkable problem in large steel structures. The results are as follows: (1) Steels with $S \leq 0.005\%$ show good through-thickness ductility and high Charpy shelf energy which are comparable to those in L, C directions. Their $vTrs$ are, however, about $30^{\circ}C$ higher and fatigue limits are $10kg/mm^2$ lower than those in L, C directions. (2) Through-thickness properties are deteriorated with increasing sulphur content, especially in a range from 0.005% to 0.010% . (3) Critical COD values have good correlation with the projected length of inclusions and are not influenced by ferrite grain size when sulphur content is above 0.010% . (4) Exponent m in Paris' formula increases with sulphur content. (5) Steels with $S \leq 0.005\%$ show ductile and/or brittle fracture surfaces and steels with $S \geq 0.010\%$ show woody and/or brittle fracture surfaces in Z direction tests. (6) Fatigue life and brittle fracture stress of welded joints containing lamellar tear were measured and analysed with success by use of basic Z direction properties.

本文は次のページから閲覧できます。

SM50 鋼における板厚方向の脆性破壊・疲労特性に 及ぼす S 量の影響

Effect of Sulphur Content on Through-Thickness Brittle Fracture and Fatigue Properties in SM50 Steels

小林 邦彦*

Kunihiko Kobayashi

成 本 朝 雄**

Asao Narumoto

船 越 督 己***

Tokushi Funakoshi

平 井 征 夫****

Yukio Hirai

Synopsis:

Through-thickness properties in SM50 steels with various sulphur contents were measured in Z direction tensile, Charpy, COD, fatigue and fatigue crack propagation tests with a special emphasis on lamellar tear which is recently a remarkable problem in large steel structures.

The results are as follows:

- (1) Steels with $S \leq 0.005\%$ show good through-thickness ductility and high Charpy shelf energy which are comparable to those in L, C directions. Their T_r are, however, about 30°C higher and fatigue limits are 10kg/mm^2 lower than those in L, C directions.
- (2) Through-thickness properties are deteriorated with increasing sulphur content, especially in a range from 0.005% to 0.010% .
- (3) Critical COD values have good correlation with the projected length of inclusions and are not influenced by ferrite grain size when sulphur content is above 0.010% .
- (4) Exponent m in Paris' formula increases with sulphur content.
- (5) Steels with $S \leq 0.005\%$ show ductile and/or brittle fracture surfaces and steels with $S \geq 0.010\%$ show woody and/or brittle fracture surfaces in Z direction tests.
- (6) Fatigue life and brittle fracture stress of welded joints containing lamellar tear were measured and analysed with success by use of basic Z direction properties.

1. 緒 言

鋼板の板厚方向 (Z 方向) の機械的特性, 特に延性は圧延方向 (L 方向) あるいは圧延直角方向 (C 方向) に比較して一般に著しく劣り, 最近の長

大橋, 石油掘削用リグ・プラットフォーム等の海洋構造物¹⁾に見られるように Z 方向拘束度の大きい溶接部を有する構造物では, 鋼板表面と平行に発生するラメラテアを防止するため, Z 方向の延性の優れた鋼板に対する要求が強くなっている。

ラメラテアの研究はわが国では多層すみ肉溶接

* 技術研究所厚板研究室主任研究員
... 技術研究所水島研究室室長・工博

** 技術研究所厚板研究室
.... 技術研究所溶接研究室主任研究員

部に発生する剥離割れとして、仲²⁾、木原ら³⁾、渡辺ら⁴⁾の研究があるが、最近では溶接材料、拡散性水素量、溶接順序、予熱温度等の溶接条件と鋼板の割れ感受性の関連を調べる研究⁵⁻⁹⁾が活発に行われている。また、欧米でもノズル部^{10, 11)}、ステイフナー部¹¹⁾、車台部¹²⁾などにおけるラメラテア発生と介在物の役割、Z方向の延性あるいはクラウンフィールド型割れ試験法を用いた鋼板のラメラテア感受性の評価¹³⁾などについて多くの報告がある。ラメラテアの発生機構について、坪井ら¹⁴⁾は溶接後の AE (acoustic emission) 測定、定式試験等により、板厚方向の収縮歪による介在物と基地の剥離、あるいは水素割れを起点として介在物を連ねて伝播する割れ機構を明らかにし、鋼板表面直下の伸長した MnS あるいはクラスター状の酸化物系介在物がラメラテアの原因であることを明らかにした。ラメラテアの発生傾向は溶接条件、拘束度にも依存するが、鋼材の材質の立場では介在物の形状、分布に強く依存する Z 方向の延性が支配的因子であり、Z 方向引張試験での絞り値が鋼材のラメラテア感受性を評価する尺度とされている^{8, 15)}。このような Z 方向特性としての絞り、シャルピー値と介在物あるいは S 量の関連^{6, 8, 16-22)}、さらに REM 添加の効果^{17, 21)}などについては多くの報告があり、いずれの報告も伸長した介在物が少ないほど Z 方向特性が優れていることを認めている。

ラメラテアは本質的には HAZ-母材部にかけて埋没する亀裂であって外観的には観察できず、それが伝播して板表面に達すると破壊事故につなが

り非常に危険である。初期の小さなラメラテアからの疲労亀裂伝播あるいはその結果生じる脆性破壊を検討するためには、Z 方向の疲労・脆性破壊諸特性が必要であるが、鋼板 Z 方向の疲労に関する報告は皆無であり、また Z 方向の COD (亀裂開口変位) に関してはわずかに Farrar¹⁸⁾、Baker ら²²⁾の報告があるのみである。彼らの用いた鋼材の S 含有量は、前者で 0.013~0.045%, 後者で 0.10~0.28% と高く、通常の構造用鋼に対応する低 S 領域での Z 方向 COD の報告はない。

本報告は鋼材のラメラテア感受性のみならず、ラメラテアが発生した場合の継手の安全性を検討するうえで不可欠な Z 方向の疲労・脆性破壊特性を、S 量を系統的に変化させた SM50 商用鋼について調査するとともに、実際にラメラテアを含む溶接継手の疲労・脆性破壊試験結果に対する適用を試みたものである。

2. S 含有量の異なる SM50 鋼板の Z 方向特性

2-1 供試材および試験片の製作方法

2-1-1 供試材

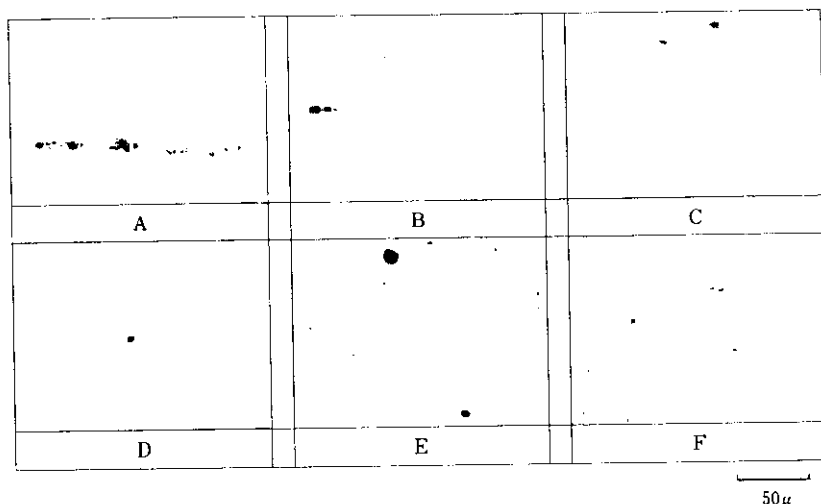
供試材は、S 含有量を 0.003% から 0.025% まで 6 レベルに変化させた板厚 32mm の SM50 商用鋼 (造塊分塊、L C 圧延) であり、その化学成分を Table 1 に示す。また Photo. 1 にこれら供試鋼の表面より 8mm ($t/4$ 相当) の場所における

Table 1 Chemical compositions of steels

(wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	O	REM	Ceq.
A	0.15	0.32	1.39	0.014	0.025	0.029	0.0018	—	0.40
B	0.13	0.31	1.35	0.020	0.018	0.049	0.0021	—	0.37
C	0.13	0.35	1.44	0.015	0.010	0.037	0.0024	—	0.38
D	0.13	0.35	1.40	0.020	0.005	0.044	0.0022	—	0.38
E	0.12	0.35	1.43	0.017	0.004	0.032	0.0018	0.016	0.37
F	0.13	0.34	1.38	0.012	0.003	0.030	0.0027	0.020	0.37

$$\text{Ceq.} = \text{C} + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{6}$$

Photo. 1 Inclusions in the steels at $t/4$ position

介在物の顕微鏡写真を示す。鋼A～Dの介在物は MnS 、 Al_2O_3 であり REM を添加した鋼E、Fでは REM オキシサルファイドが主体である。

2・1・2 試験片の製作方法

Z方向特性を把握するための種々の試験片を作製するために、Fig. 1 に示すように試験材 ($32 \times 70 \times 1000$ mm) にその板面と垂直に両側より鋼板 (SM50, 32mm 厚) を当て、サブマージドアーク溶接 (入熱量: $40kJ/cm$) し、試験素材とした。この試験素材より Z 方向引張試験片 (JIS 4号, $14mm\phi$, 平行部 60mm および低温引張試験用に丸棒 $6mm\phi$, 平行部 30mm), シャルピー試験片および Fig. 2 に示す形状の切欠曲げ試験 (以後 COD 試験) 用試験片, 疲労亀裂伝播試験片, 疲労試験片を各試験片の長手方向が試験板の板厚方向となるよう採取した。COD 試験片, 疲労亀裂伝播試験

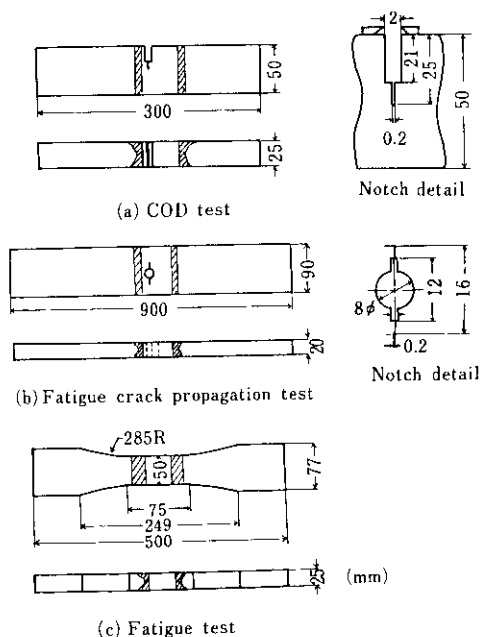


Fig. 2 Dimension of test specimens

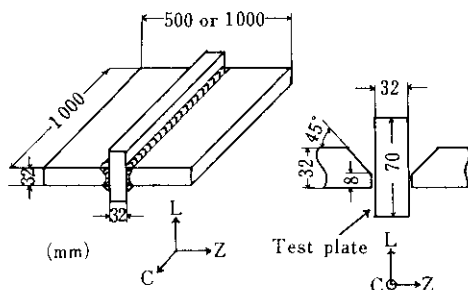


Fig. 1 Welding of test plates

片には $0.2mm$ 幅の機械ノッチを入れ、その位置は原則として試験板の $t/4$ 部とした。一部の鋼については、HAZ 中央部 (試験板表面より $3mm$ の位置に相当) にノッチを加工した試験片についても試験を行った。

2.2 実験結果および検討

2.2.1 引張試験

Fig. 3 は、JIS 4 号試験片を用いて常温で行った Z 方向および L, C 方向引張試験における絞り (R.A.) と S 量の関係を示す。L, C 方向の差はいずれの鋼でも見出されないが、S 量の増加に伴い絞りはいずれの鋼でも減少する。また L, C 方向の引張強さ (T.S.) はいずれも $50.2 \sim 52.0 \text{ kg/mm}^2$ の範囲にあり、S 量による差はない。Z 方向の絞り S

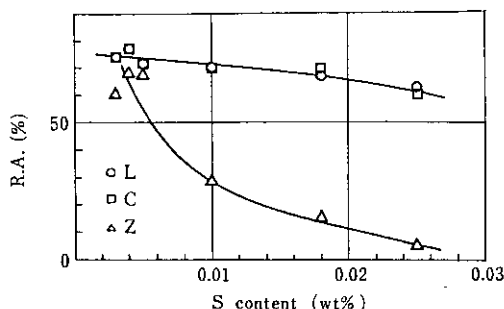


Fig. 3 Variation of reduction of area with S content in tensile tests for L, C and Z directions

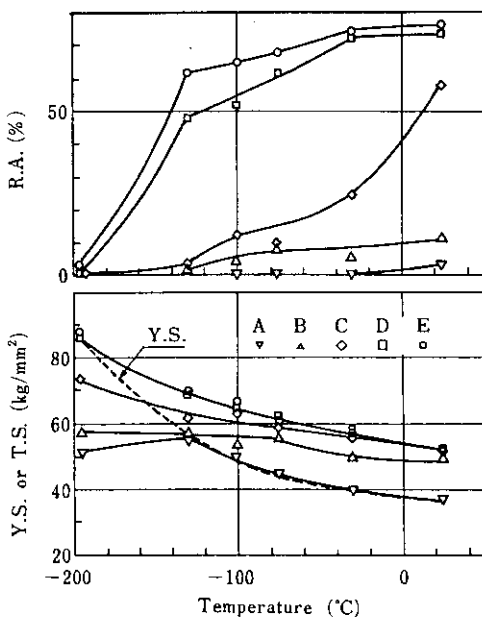


Fig. 4 Variations of yield stress, tensile strength and reduction of area with temperature in through-thickness tensile tests

$\geq 0.010\%$ の鋼では L, C 方向に比して S 量の増加とともに著しく低下する。S $\leq 0.005\%$ では R.A.(Z) $\geq 60\%$ となり、L, C 方向との差もわずかで十分な延性を有する。Fig. 4 には小型 Z 方向引張試験片を用いて行った低温引張試験で得られた Y.S., T.S., R.A. を温度に対して図示した。Y.S. はいずれの温度においても S 量にまったく依存しないが、T.S. は S 量の増加とともに低下し、しかも低温になるにつれてその差は大きくなる。低温では切欠を有しない試験片であるにもかかわらず降伏前に脆性的に破壊し、Y.S. = T.S. となる遷移温度は鋼 A, B, C, D, E に対して -100° , -130° , -150° , -190° , $< -196^\circ \text{C}$ 程度である。L 方向平滑試験片を用いた低温引張試験では、 -196°C においても脆性破壊は通常生じないが、Z 方向低温引張試験では介在物の剥離により生じた亀裂が原因となって脆性破壊を生じたものと考えられる。

2.2.2 シャルピー試験

Fig. 5 は L, C, Z 各方向でのシャルピー試験での $\sqrt{T_{1s}}$ 、シェルフエネルギーと S 量の関係を示す。Z 方向シャルピー試験での破面は鋼 A, B, C では剥離破面、鋼 D, E では通常の延性破面と

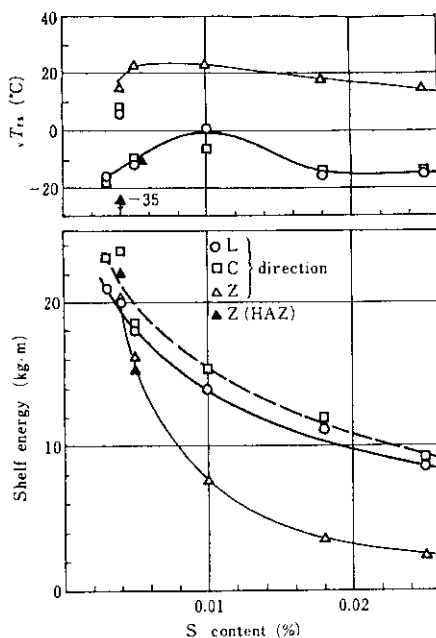


Fig. 5 Variations of shelf energy and $\sqrt{T_{1s}}$ with sulphur content

脆性破面であり、 vT_{rs} としては50%脆性破面遷移温度を採用した。L、C方向の vT_{rs} は両者間に差がないが、Z方向の vT_{rs} はL、C方向に比較してS量に関係なく20°~30℃高温側にあるのに対して、シェルフエネルギーは $S \leq 0.005\%$ ではL、C、Z方向の差はほとんどなく、 $S > 0.005\%$ ではZ方向での値がL、C方向に比較して著しく低くなる。シェルフエネルギーの値自体はS量の増加につれて低下し、鋼A ($S=0.025\%$)ではL、C方向で約9kg・m、Z方向で約2.5kg・mまで低下する。鋼D、EについてZ方向のHAZ中央に切欠を付した試験片でも試験を行ったが、 vT_{rs} は母材Z方向 ($t/4$)に比較して30°~70℃低温になる。しかし、シェルフエネルギーは母材と差異がない。 vT_{rs} はフェライト粒の微細化によって低温側に移行するのでHAZ部の細粒化による効果が現われたのに対し、シェルフエネルギーは介在物の形態、量などによって決まるので母材との差がないものと考えられる。L、C方向の vT_{rs} はS量の低い鋼がS量の高い鋼よりも若干高い傾向があるが、これはS量の高い鋼では硫化物が起因となって周囲にディンプル状の延性破面が低応力でできやすいために vT_{rs} が低下するいわゆる“硫化物効果”^{23,24}であり、Z方向の試験においてはより顕著に認められる。

2.2.3 COD 試験

Fig. 6, 7は各鋼のZ方向 $t/4$ における限界CODおよび最高荷重の温度依存性を示す。CODの値はクリップゲージで測定した開口変位から $r=1/2$ の回転係数²⁵⁾を用いて計算した。COD値は原則として最高荷重時の値をとり、最高荷重以後の破壊に対応するCOD値はFig. 6に*印で示した。Fig. 8に比較のために鋼A、C、E母材のL方向COD試験の結果を示す。Z方向のCODをL方向と比較すると、たとえばCOD=0.1mmとなる温度はL方向よりも60℃程度高温側にずれる。Fig. 6より試験に用いた鋼は2つのグループに分けることができる。すなわちSの高い鋼A~Cは限界CODが高温ではほぼ一定、あるいはやや低下する低い値を示し、破面は高温で剝離破面、低温で脆性破面であるのに対し、鋼D~Fは高温側でCODが急激な増大を示し、破面は高温で延性破

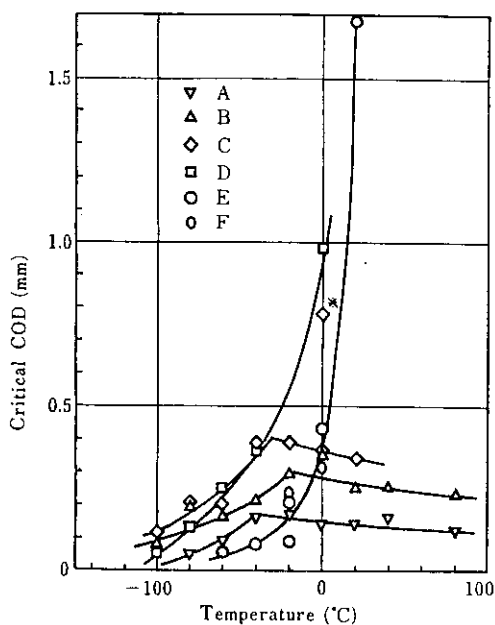


Fig. 6 Variation of critical COD with temperature in through-thickness bending tests (notch location: $t/4$)

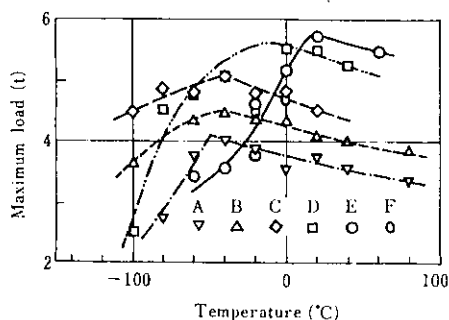


Fig. 7 Variation of maximum load with temperature in through-thickness bending test (notch location: $t/4$)

面、低温で脆性破面を示す。Z方向の破壊に対しては伸長した介在物が重要な役割を果たすことは容易に推定されるところであり、それを確認するためにFig. 9に0℃におけるCOD値と介在物のprojection length (単位面積に存在する介在物の長さの総和)の関係を示す。projection lengthとしては母材 $t/4$ の試験に対しては表面より8mm、HAZの試験に対してはノッチ位置に相当する表面より3mmの場所での値を用いており、測定にはQuantimetを用い、1 μ 以上の介在物を対象に

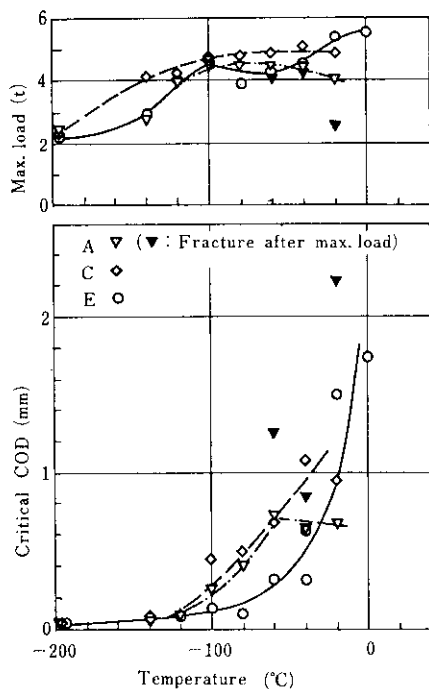


Fig.8 Variations of critical COD and maximum load with temperature in COD tests for base metal(L direction)

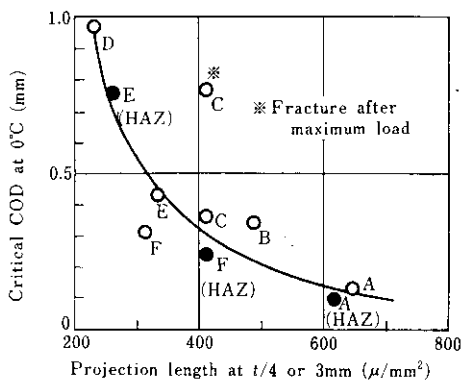


Fig.9 Variation of COD with projection length

200 視野 (約 8.9mm^2) の測定値の平均を用いた。この図より母材, HAZ を含めて projection length と COD の値との間に非常に強い相関のあることが理解できる。Farrar¹⁸⁾ によると projection length が $600\mu/\text{mm}^2$ 程度の場合の Z 方向の COD は $0.14\sim 0.26\text{mm}$ であり, Fig. 9 の結果と類似の値である。Z 方向の破壊に対する介在物の寄与は, AE の測定によっても裏づけられる。Fig. 10 は

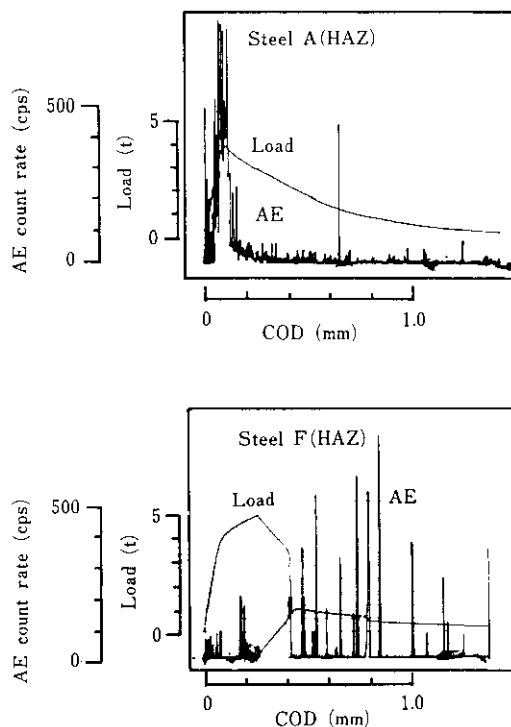
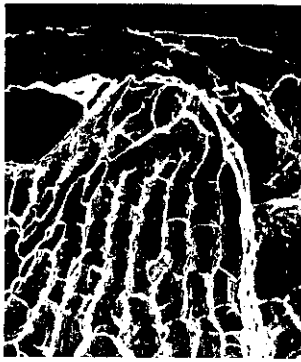
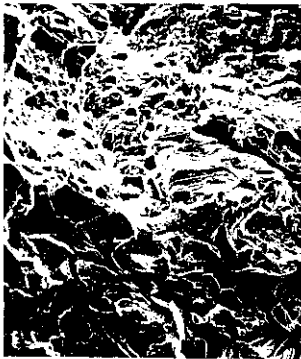


Fig.10 Variations of AE with COD and COD with load for steels A[HAZ] and F[HAZ] tested at 0°C

鋼A (HAZ), F (HAZ) の 0°C での COD 試験における荷重-変位曲線と AE (count rate)-変位曲線の測定例である。鋼A では AE は最高荷重に達する以前から多量に認められ, 最高荷重後にも連続して発生するのに対して, S の低い鋼Fでは AE の発生は少なく, 初期亀裂発生後も停止亀裂の先端に脆性亀裂が発生することによって亀裂の進展が生じる時のみ AE の発生が観測される。すなわち S が高く, 介在物の多い鋼では介在物と基地の剥離によって連続的に破壊するのに対し, S が低く, 介在物の少ない鋼では小さな脆性亀裂の不連続的進展によって破壊する。このことは Photo. 2 に示した破面の走査型電子顕微鏡による観察結果から裏づけられる。すなわち, 鋼Aの破面には介在物 (MnS) とその周囲にわずかな延性破面が認められ, 鋼E (鋼Fでも同様) の破面はノッチ先端でのわずかな延性破面のほかはすべて脆性破面である。Photo. 3 には Z 方向母材 $t/4$ の 0°C における COD 試片の破面写真を各鋼について示すが, S 量の低下に伴って, 破面が剥離→



A(t/4)



E(t/4)

50μ

Photo. 2 Scanning electron micrographs of COD specimens tested at 0°C

脆性遷移することが明りように認められる。

Z方向の靱性は、介在物の剥離が主因となる場合には基地の組織の影響をあまり受けないと考えられる。Fig. 11には鋼A, C, Eを高周波加熱によりフェライト粒を微細化(粒度番号: 微細化

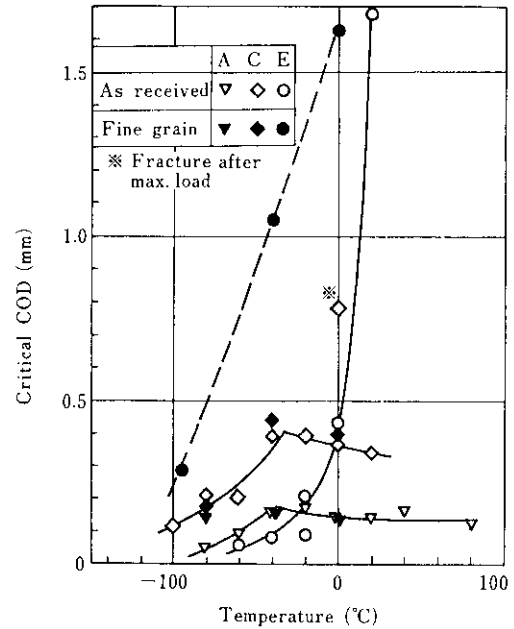


Fig. 11 Effect of grain size on through-thickness COD value

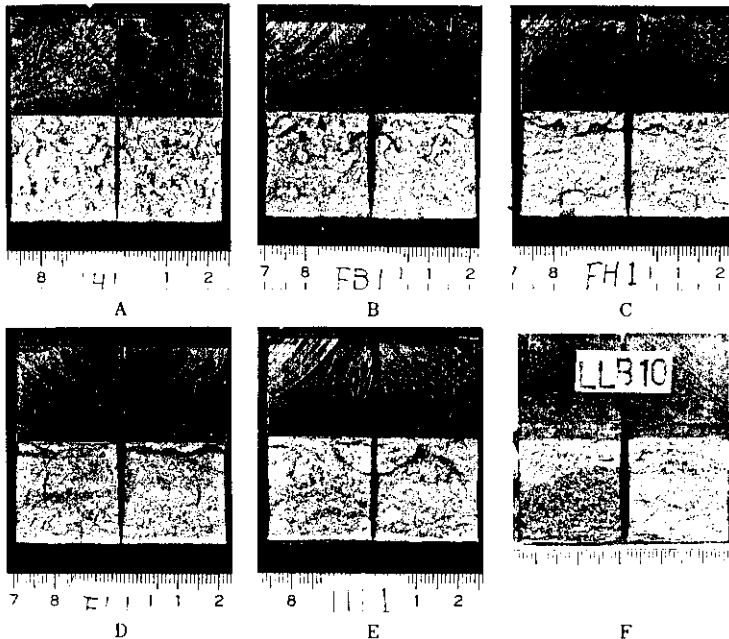


Photo. 3 Fracture appearance of COD specimens tested at 0°C

前, 7; 微細化後, 10) した場合の $t/4$ における COD 試験の結果を微細化前の結果と比較して示した。剥離破壊を生じる鋼 A, C では結晶粒径の影響はまったくないが, 剥離を生じない鋼 E では結晶粒微細化により COD 値が著しく増大し, 組織の影響を受けることをはっきりと示している。

2.2.4 疲労試験

Fig. 12 は Fig. 2 (c) に示された試験片を用いて行った Z 方向疲労試験結果を S-N 曲線として示す。使用試験機は 4%t ローゼンハウゼン型疲労試験機であり, 試験条件は下限荷重 $2t$ (1.6 kg/mm^2) の片振引張である。図には鋼 A, E の L 方向試料 (表面研磨) についての結果もあわせて示した。L 方向試料の疲労限は S 量による差異がほとんどないが, Z 方向のそれは S 量に強く依存し, 疲労限は鋼 A での 11.2 kg/mm^2 から鋼 E での 25.0 kg/mm^2 へと S 量の低下とともに著しく向上する。しかしながら鋼 E の疲労限でも L 方向の疲労限 33 kg/mm^2 よりなお 24% も低い値である。Fig. 13 に疲労限および $N=5 \times 10^5$, $N=10^6$ 回に対する時間強度 ($2\sigma_a$: σ_a は応力振幅を, $2\sigma_a$ は応力全振幅を表わす) と S 量の関係を示すが, $0.004 \rightarrow 0.010\%$ S の領域で Z 方向の疲労強度は著しく低下することが認められる。各試験片の破断位置は鋼 A, B, C は $t/2$ であり, 鋼 D, E では HAZ より母材にわずかにずれた $t/4$ に近い位置であった。破断の例として破断までの繰返し数 $N_f \approx 10^6$ 回の試験片につき Photo. 4 に示す。巨視的には鋼 A, B, C は剥離破面, D, E は通常の疲労破面であり, 剥離破面上には EPMA での測定により MnS,

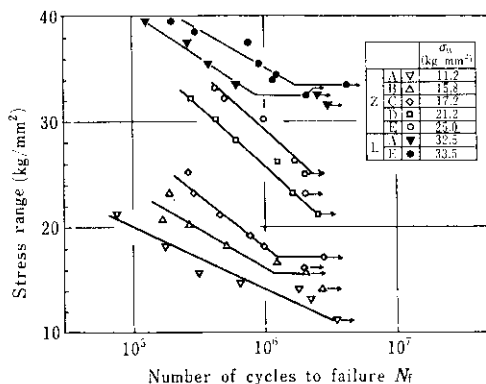


Fig. 12 The results of fatigue tests

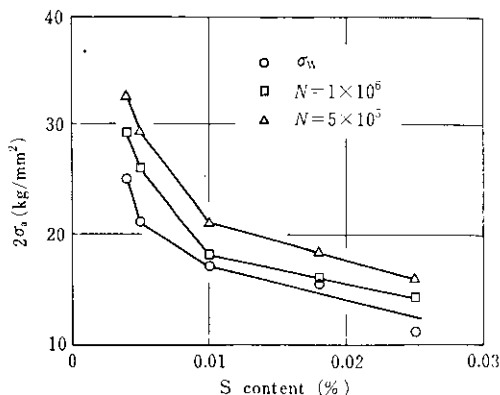


Fig. 13 Variation of fatigue strength with S content

Al_2O_3 介在物が多数認められ, 疲労においても介在物の剥離が顕著であることを示している。Z 方向の疲労強度に関する報告は著者らの知る限りまったくなく, 比較が困難であるが, Z 方向に荷重の加わる K 突合せ溶接継手に対する設計上の基本疲労強度は $10 \sim 5 \text{ kg/mm}^2$ であり^{26, 27)}, 今回の実験で得られた疲労強度はいずれもこの値よりは大きい。また今回用いた試験片形状では実際の溶接部, 構造材に比較して鋼板 Z 方向に対する応力のかかり方が非常に厳しいので, 設計上からは, Fig. 13 の値は安全側の値とみなすことができよう。

2.2.5 疲労亀裂伝播試験

各鋼について Fig. 2 (b) に示した試験片の切欠線上にクラックゲージを貼付し, 片振引張により疲労亀裂伝播速度を測定し, 応力拡大係数 K との関係で整理した。Fig. 14 に鋼 C での測定例を, Fig. 15 は各鋼についての測定結果をまとめて示す。応力拡大係数の範囲 ΔK の計算および結果の解析には次の式を用いた。

$$\Delta K = 2\sigma_a \sqrt{\pi a} \sqrt{\frac{W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{W}} \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots (2)$$

$2\sigma_a$: 応力全振幅

$2a$: 亀裂長さ

W : 試験片幅

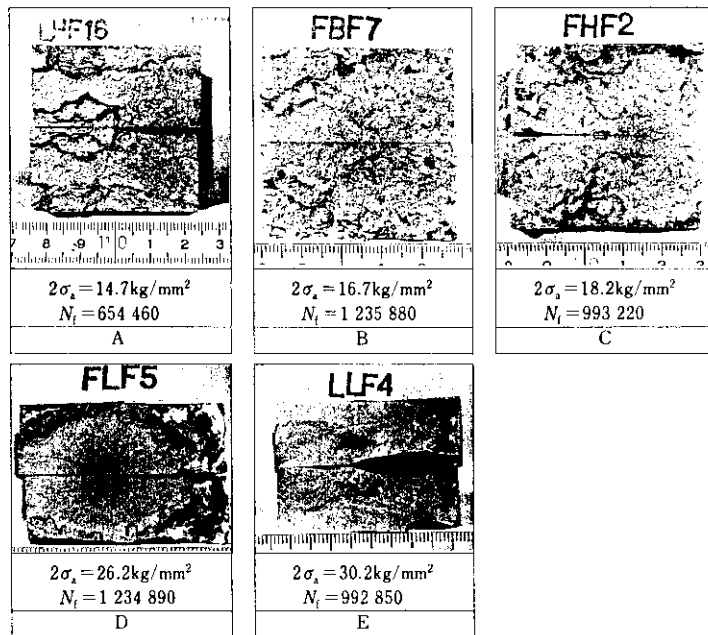
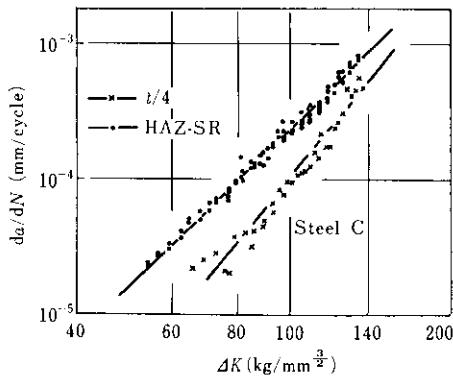


Photo. 4 Fracture appearance of fatigue specimens

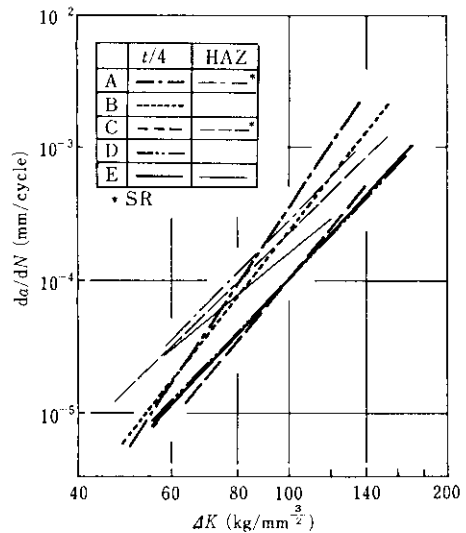
Fig. 14 Variation of through-thickness fatigue crack propagation rate da/dN with the range of stress intensity factor ΔK

C, m : 定数

N : 繰返し数

亀裂伝播速度は、一般に SR 処理 (625°C 1h, FC) した試料ではばらつきが少ないが、溶接のままの試料では左右の進展速度が不均衡であったりしてばらつきが大きく、また ΔK の小さい領域で直線より上側にずれる傾向があった。

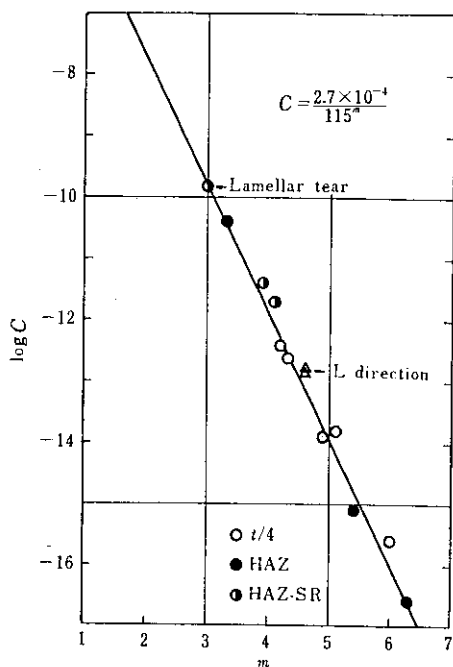
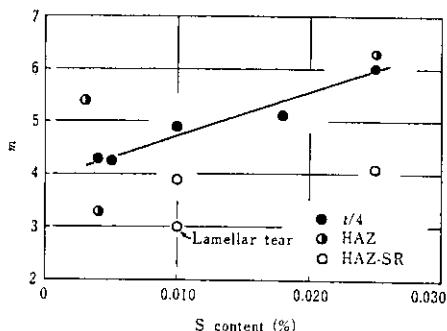
Fig. 15 の結果より求めた各鋼の m, C の値を Table 2 に、両者の関係を Fig. 16 に示す。図中

Fig. 15 Variation of through-thickness fatigue crack propagation rate da/dN with the range of stress intensity factor ΔK

の直線は筆者ら²⁸⁾が軟鋼から 100kg/mm² 級高張力鋼にいたる諸種の鋼の L 方向試料での疲労亀裂伝播試験において得た結果であり、 $C=2.7 \times 10^{-4}/115^m$ という関係を示す。本実験の Z 方向での m, C もノッチ位置, SR の有無に関係なく上記の関

Table 2 The values of m and C obtained in fatigue crack propagation tests

	$t/4$		HAZ		HAZ-SR		L direction	
	m	C	m	C	m	C	m	C
A	6.0	2.5×10^{-16}	6.3	2.5×10^{-17}	4.1	1.8×10^{-12}	4.6	1.4×10^{-13}
B	5.1	1.5×10^{-14}	—	—	—	—	—	—
C	4.9	1.3×10^{-14}	—	—	3.9	3.7×10^{-12}	—	—
D	4.2	4.1×10^{-13}	—	—	—	—	—	—
E	4.3	2.6×10^{-13}	3.3	4.1×10^{-11}	—	—	4.6	1.7×10^{-13}
F	—	—	5.4	8.2×10^{-16}	—	—	—	—

Fig.16 Correlation between m and C in Paris' formula (2)Fig.17 Variation of m in Paris' formula with S content

係で整理できる。 m の値はL方向では鋼A、Eともに4.6であるが、Z方向では3.3~6.3の範囲に分布する。Fig. 17はZ方向の m の値とS量の関係を示す。 $t/4$ の位置における m の値はS量が増すにつれて4.2から6.0まで単調に増加し、明らかにS量と相関のあることを示している。Ritchieら²⁹⁾は鋼を脆化処理後疲労亀裂伝播速度を測定し、平面歪破壊靱性値 K_{Ic} が小さくなるとともに m の値は大きくなることを報告している。本実験の結果もS量が増加し、Z方向の靱性が低下するにつれて m の値が大きくなるという点においては彼らの結果と定性的に一致する。HAZにおける m の値は測定点も少なくばらつきの多いこともあって確定的な結論を出しにくい、 $t/4$ の場合と同様の傾向を示しているように思える。

ばらつきの原因の一つとして残留応力の分布が考えられる。Fig. 18は疲労試験片(25mm厚)の側面のHAZに沿ってX線により残留応力を測定した結果を示す。表面で約15kg/mm²の引張残留応力、板厚中央部で約11kg/mm²の圧縮残留応力がZ方向成分として存在する。なお表面の幅方向(Y方向)では15kg/mm²程度の引張残留応力がZ方向成分として常に得られた。このような残留応力の分布および疲労試験中における亀裂先端近傍での再分布などはばらつきの原因となろう。

SR処理したHAZ部の m の値は $t/4$ 、HAZ(溶接のまま)の場合に比較して小さい。これは圧縮残留応力が存在する場合としない場合では、後者のほうが m の値が小さくなるという田中ら³⁰⁾の結果と一致するものであり、SR処理による圧縮

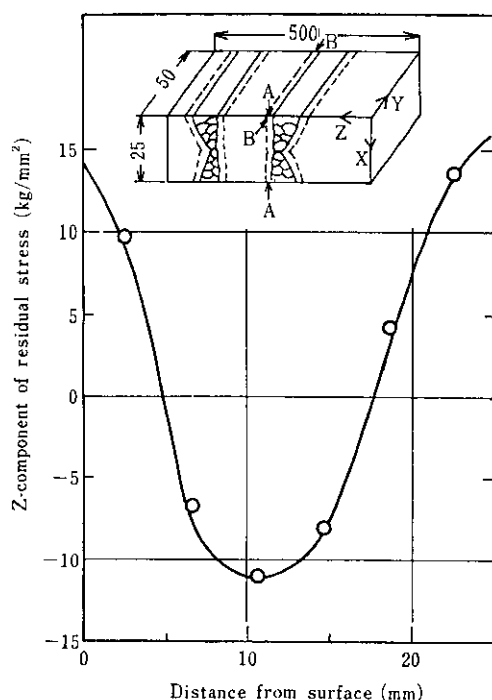


Fig. 18 Distribution of residual stress along specimen thickness AA

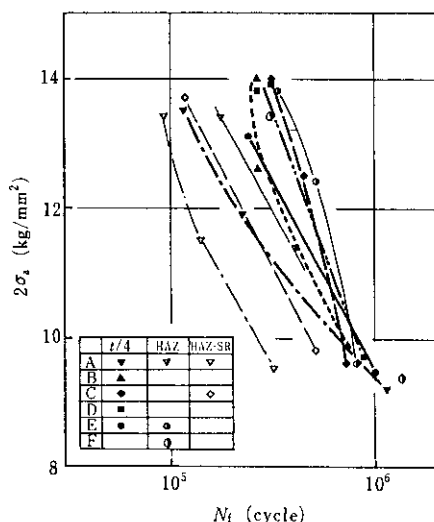


Fig. 19 Comparison of number of cycles to failure in fatigue crack propagation tests

残留応力消滅の効果であると考えられる。

Fig. 19 に疲労亀裂伝播試験で得られた応力-破断繰返し数の関係を示す。t/4 については高応力側では鋼種間での寿命の差が大きく、ほぼ S 量

の増加とともに短寿命になるが、低応力側では S 量の高い試料は m が大きく、亀裂伝播速度が小さいために寿命が長くなり、鋼 A が他の鋼よりむしろ長寿命になる。また SR により寿命が著しく低下するが、これは圧縮残留応力の消滅で亀裂伝播の減速効果がなくなったことによるものと考えられる。疲労試験、COD 試験の場合と同様、鋼 A~C の破面は剥離破面が主体であるのに対し、鋼 D、E は通常の平坦な疲労破面を呈している。

疲労亀裂伝播試験の一部として鋼 A、F の HAZ 部について亀裂伝播開始の ΔK の臨界値 ΔK_{th} を求めた。測定には機械ノッチの先端に数 mm 程度の疲労亀裂を導入した後、SR 処理して疲労損傷を除去し、低い応力から順次 $N=10^6$ 回ずつ繰返し応力をかける step-up 法によった。このようにして求めた ΔK_{th} は両者ともに $18 \text{ kg/mm}^{3/2}$ であった。 ΔK_{th} の測定結果は比較的少ないが、L 方向での $R=0$ の片振引張に対して、A533B 鋼³¹⁾では $16.5 \sim 25.6 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 、A508 鋼³¹⁾で $21.4 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 、T-1 鋼³²⁾で $14 \text{ kg/mm}^{3/2}$ という値が報告されており、今回得られた値もこれらの報告と類似した値である。

3. ラメラテア欠陥を含む溶接継手の疲労および脆性破壊強度

前章では SM50 鋼の基本的な Z 方向特性について述べたが、本章では溶接の際に故意にラメラテアを発生させた SM50 鋼板溶接継手の疲労試験、脆性破壊試験を行い、ラメラテア欠陥の大きさと疲労寿命あるいは破壊強度との関連について考察を加える。

3.1 疲労試験

3.1.1 供試材および試験片の製作方法

供試材としては Table 1 に示される鋼のうち A と C を用いた。A はラメラテア感受性がきわめて高い鋼であり、C はラメラテア感受性が低く、また Z 方向絞りの値が 28% であって、IIW においてラメラテア感受性の目安の一つとされている Z 方向絞り 20% に近い鋼である。

Fig. 20 に試験材の溶接法および平行部付試験

片の採取方法・寸法を示す。溶接は垂直に立てた試験板の両側より 65mm 厚の当て板をサブマージドアーク溶接（入熱量：30kJ/cm）し、ラメラテアは試験板と当て板の間に適当な逆歪を最初につけておくことにより発生させた。欠陥の存在は片面の溶接終了後に超音波探傷により確認した。試験片加工後、各試験片側面に現われるラメラテア欠陥の長さを倍率 20 倍の顕微鏡で測定した。そ

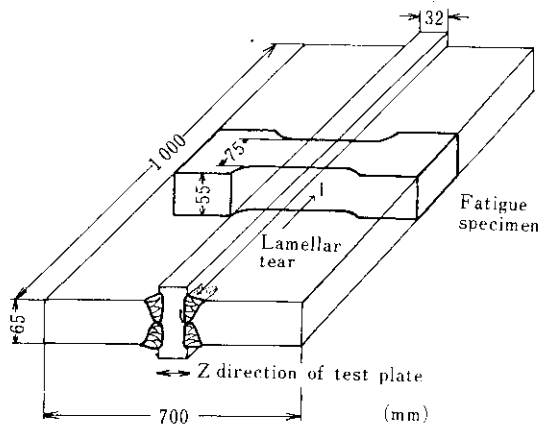
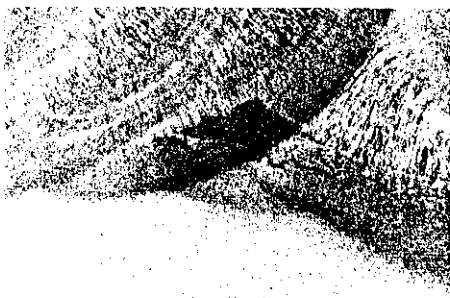
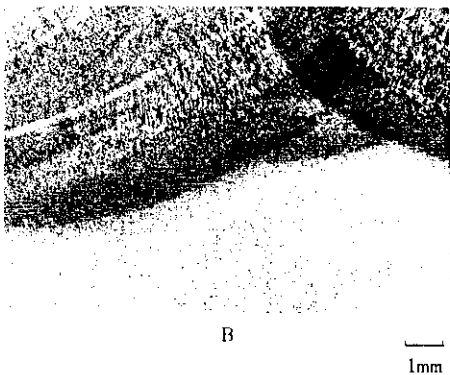


Fig. 20 Preparation of specimens



A



B

1mm

Photo. 5 Lamellar tear cracks in fatigue test specimens

の長さは 5mm から 10mm の範囲であった。試験片の約半数は残留応力の影響を除くため 625℃ 2h の SR 処理を行い試験に供した。ラメラテア欠陥の例を Photo. 5 に示す。

3・1・2 試験方法

疲労試験は当社鋼構造研究所の±150t電気油圧式疲労試験機を用い、下限荷重 4.1tの正弦波片振引張で実験した。一部の試験片については試験片側面にクラックゲージを貼り、亀裂伝播速度の測定も行った。

3・1・3 試験結果

Fig. 21 に疲労試験結果を、Fig. 22 に 鋼 C (SR) での亀裂伝播速度の測定結果を示す。ここで Fig. 22 に示される ΔK は (1) 式により計算し、 $2\sigma_a = 9.0 \text{ kg/mm}^2$ である。また Photo. 6 に破面の例を示す。Fig. 21 より、鋼 C では SR 処理した試料は溶接のままの試料に比較して寿命が 50% 以下になっており、また 1 本だけではあるがラメラテア欠陥の発生しなかった部分より切り出した健全継手 (SR) の寿命に比較して 10% あるいはそれ以下である。鋼 A では 6 本中 4 本が $t/2$ 部で破断し、2 本はラメラテア部から破断した。この 2 本はラメラテア欠陥寸法が約 10mm であり、鋼 C のその約 7mm よりも若干長いにもかかわらず、いずれも鋼 C に比較して若干長寿命側にある。

亀裂伝播速度は Fig. 22 より

$$\frac{da}{dN} = 1.5 \times 10^{-10} (\Delta K)^3 \quad \dots\dots\dots (3)$$

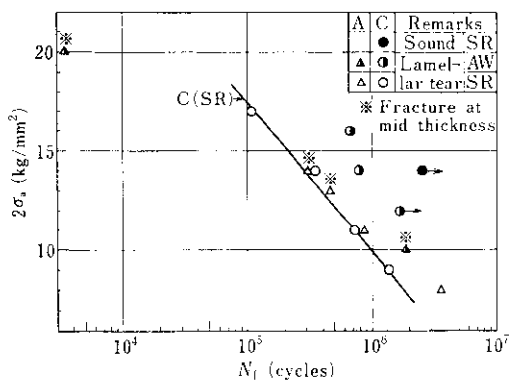


Fig. 21 Fatigue test results for welded joints including lamellar tear

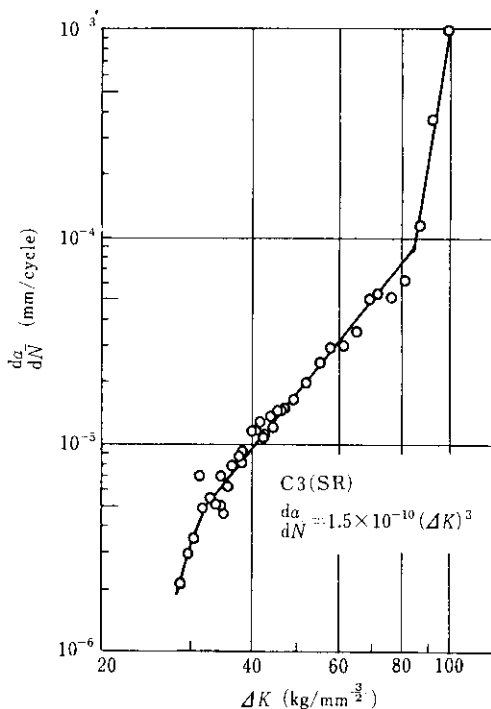


Fig. 22 Variation of through-thickness fatigue crack propagation rate da/dN with the range of stress intensity factor ΔK (steel C with lamellar tear)

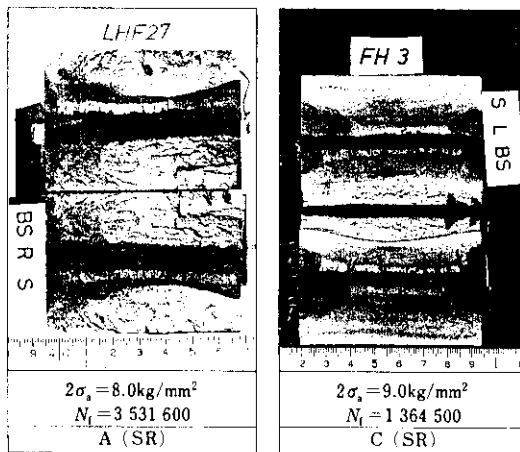


Photo. 6 Examples of fracture appearance of fatigue specimens containing lamellar tear

と表わされる。これは鋼Cの小型試験片(HAZ・SR)について求められた $m=3.9$, $C=3.7 \times 10^{-12}$ と若干異なるが両者の差は小さい。

3・1・4 考察

ラメラテアのような欠陥の存在する材料の疲労寿命は、無欠陥材と異なり欠陥からの亀裂伝播特性を考慮しなければならない。亀裂の伝播は(2)式(Parisの式)で表わされ、この場合の試料破断までの繰返し数 N_f は亀裂発生寿命を無視すれば

$$N_f = \int da/dN = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{C(\Delta K)^m} da \quad \dots\dots\dots (4)$$

で与えられる。ここで添字 i , f は初期および破断時に対応することを示す。本実験では(3)式に示したように $m=3$ であり、この場合(4)式は次のようになる。

$$\begin{aligned} N_f &= \frac{2}{C\pi\sqrt{W}} \cdot \frac{1}{(2\sigma_a)^3} \cdot \left[\frac{1}{x} - \frac{1}{4\sqrt{2}} \ln \frac{x^2 + \sqrt{2}x + 1}{x^2 - \sqrt{2}x + 1} \right. \\ &\quad \left. + \frac{1}{2\sqrt{2}} \tan^{-1} \frac{\sqrt{2}x}{1-x^2} \right]_{x_i}^{x_f} \\ &= \frac{2}{C\pi\sqrt{W}} \cdot \frac{1}{(2\sigma_a)^3} \cdot (y_i - y_f) \quad \dots\dots\dots (5) \end{aligned}$$

ここで, $x = \sqrt{\tan(\pi a/W)}$

$$y = \frac{1}{x} - \frac{1}{4\sqrt{2}} \ln \frac{x^2 + \sqrt{2}x + 1}{x^2 - \sqrt{2}x + 1} + \frac{1}{2\sqrt{2}} \tan^{-1} \frac{\sqrt{2}x}{1-x^2}$$

である。いま破断の条件として、亀裂の進展により実断面応力が降伏応力(本実験の鋼では 34 kg/mm^2)に達したときに破断するものと考えることができるが、応力が比較的低い場合には $a_f = W/2$ とした場合と大差なく、 y_f は応力に無関係となって $y_f = 1.11$ となる。そして(5)式で $y_i - y_f$ は初期欠陥寸法の上に依存する項となる。Fig. 23はこのような条件下で $2\sigma_a$ と N_f の関係を a/W をパラメーターとして計算した結果を示す。図には鋼C(SR)の実験結果も示した。この試料での欠陥寸法は $a/W \approx 0.06$ であり、これに対する $2\sigma_a \sim N_f$ の計算値と図の結果とはかなりよく一致する。小型試験片での結果($m=3.9$, $C=3.7 \times 10^{-12}$)を用い、(4)式で計算したところ Fig. 23の場合よりさらによい一致が得られた。Fig. 23よりさらに次のような関係が得られる。Fig. 24は $N=10^5$, 5×10^5 , 10^6 回に対する時間強度 $2\sigma_a$ と a/W の関

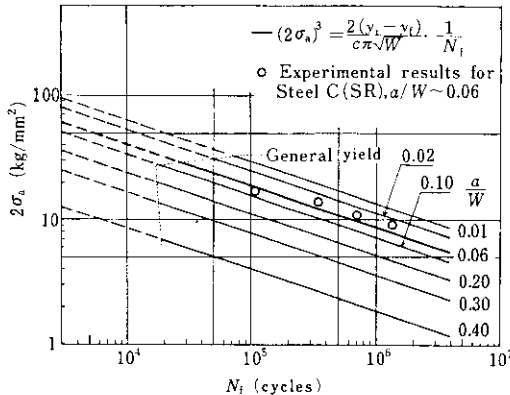


Fig. 23 Relationship between $2\sigma_a$ and N_i for various crack size a/W

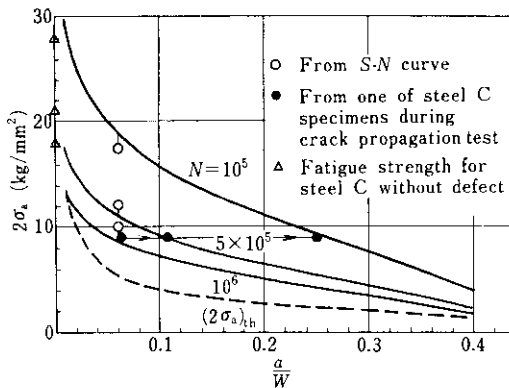


Fig. 24 Relationship between fatigue strength $2\sigma_a$ and crack size a/W

係を示したものであり、図には $\Delta K_{th} = 18 \text{ kg/mm}^{3/2}$ より求めた $(2\sigma_a)_{th}$ と a/W の関係をも示した。この曲線より下側では亀裂が進展しないので、疲労設計の面からは欠陥が問題にならないことを示す。本実験のように $2a = 7 \text{ mm}$ 程度では $(2\sigma_a)_{th} = 5 \text{ kg/mm}^2$ と非常に低いので、実際には亀裂伝播を考慮した寿命を考える必要があろう。欠陥が非常に小さい場合には、 $(2\sigma_a)_{th}$ 曲線および Fig. 12 の無欠陥材の S-N 曲線等を考慮すると、欠陥長さ a/W が 0.01 以下では欠陥の存在による寿命の低下はないといえる。

次に以上に記した計算結果に影響を与えるいくつかの要因について考察を加える。

(1) 板厚 W の効果

上述の考察では試料が全面降伏した時に破壊すると考えているが、板厚が厚くなると全面降伏以

前に亀裂先端の K 値が破壊靱性値 K_c に達し脆性破壊を生じる。Z 方向の K_c 値は鋼 C では Fig. 7 の結果より計算すると、 0°C で $K_c \sim 260 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 程度であるのでこの値を考慮することが必要となる。このように極厚鋼板でのラメラテアを対象とする場合には、寿命が今回の計算より短くなるであろう。ラメラテアの発生しやすい T 型あるいは L 型の溶接構造では、表層付近に発生するラメラテアクラックは板厚 W 程度まで伸びた場合、溶接トウ部に向う破壊が発生すると考えられるので、無限板中のクラックでなく今までの計算のように有限板中でのクラックの問題として扱うことが妥当であると考えられる。また今回は $W = 55 \text{ mm}$ で計算しているが、任意の厚さ $W \text{ mm}$ の場合には Fig. 23, 24 での N の値に $\sqrt{55/W}$ なる係数を乗ずることにより寿命が計算できる。

(2) S 量の効果

本実験では S 量の高い鋼 A は板厚中央部の疲労強度が低いためにラメラテア欠陥から破壊に至った試料は欠陥が 10 mm 程度の 2 本だけであったが、これらは鋼 C より若干長寿命側である。小型試験においても Fig. 19 に示されるように切欠付試験片の伝播寿命は低応力領域では鋼種による差が小さい。ラメラテアを含む継手においても低応力領域では $S = 0.010\%$ と 0.025% とでは寿命に大きな差を与えないと考えられる。

(3) 板厚中央部の疲労強度

S 量の異なる鋼材の板厚中央部の疲労強度は、Fig. 12 に示されるように $S = 0.010\%$ ではかなり高いので、ラメラテア欠陥は溶接部の破壊の原因となるが、 $S = 0.025\%$ 程度の鋼では小さなラメラテア欠陥よりも板厚中央部の疲労強度のほうが低く、設計上は後者を考慮することも重要となる。

(4) 残留応力の効果

今回は SR 処理した材料についての測定値を用いて計算したが、溶接のままの場合には残留応力の存在によりかなり異なる可能性が高い。今回のような溶接法によると、ラメラテアの存在する板厚中央部に Fig. 18 に示されるような圧縮の残留応力を生じることが確認されており、この残留応力は亀裂伝播を遅らせる効果をもつ。Fig. 21 で溶接のままの試料の寿命が長いのはこの残留応力の存在に起因する。しかしながら、実際にラメラ

テアが生じるような拘束の強い条件下の溶接では、欠陥付近には引張の残留応力が存在すると考えられる。このような状態では SR 材とは異なり応力比 $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$ が 0 でなくなる。 $R \neq 0$ の場合の亀裂伝播については各種の修正式が提案されているが、金沢ら³³⁾によれば

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{(1-R)^m} \cdot C \cdot (\Delta K)^m \quad \dots\dots\dots (6)$$

となり、 $R > 0$ の場合には $R = 0$ の場合に比較して da/dN は大きくなり、したがって寿命は短くなる。(6) 式は形式的には (2) 式の C の値を $C(1-R)^{-m}$ で置き換えることに相当する。このように寿命の正確な予測のためには、実際の溶接部における欠陥に垂直な方向の残留応力の評価が必要である。

(5) 定数 m の効果

(2) 式における m 、 C の値は鋼種により異なることが知られており、高張力鋼になるにつれて m が小さく、 C は大きくなる²⁸⁾。今回の結果では $m = 3$ として解析したが、 m が小さく C が大きい場合には ΔK の小さい領域での da/dN は大きくなるので、寿命は今回の実験、計算結果よりさらに短くなるものと考えられる。

3.2 脆性破壊試験

3.2.1 供試材および試験片の製作方法

材料としては鋼 C を用い、115mm 厚の鋼板を試験板両側より溶接して試験片素材とした。ラメラテア欠陥の発生には疲労試験片の場合と同様な方式を採用した。ラメラテア欠陥の長さは約 20mm であった。試験素材より 100t×350w×350mm の平行部付大型引張試験片を機械加工により作製した。

3.2.2 試験方法

試験片は板厚中央部での圧縮残留応力の影響を除くため、625℃ 4h の SR 処理をした。引張試験は 8 000t テスト・リグを用いて行い、試験中にはラメラテア欠陥中央部の両側に立てたピンに挿入したクリップゲージの開口変位と荷重の関係を記録した。試験温度は -30℃ および -70℃ である。

3.2.3 試験結果

Fig. 25 は -30℃ での荷重-開口変位曲線の測定結果を示す。破壊時の亀裂中央での開口量は左右で平均すると 0.52mm であり、-70℃ では 0.10mm であった。また破壊応力は -30℃ で 34.3kg/mm²、-70℃ で 31.7kg/mm² であった。破壊はいずれもラメラテアから生じており、破面の一例を Photo. 7 に示す。

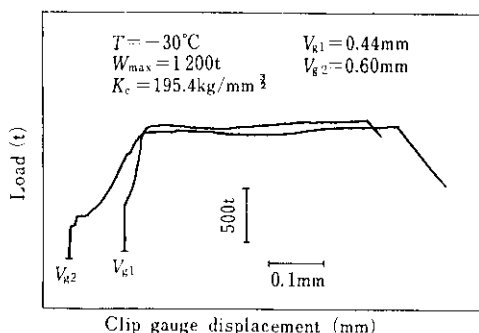


Fig.25 Clip gauge displacement in relation to load in low temperature tensile test of C steel containing lamellar tear

3.2.4 考察

今回の形状の試験片に対しては、ラメラテアは板幅中央に存在する貫通亀裂とみなすことができる。亀裂中央で測定した破断時の開口変位より亀裂先端での COD に BCS モデル³⁴⁾を用いて換算すると、-30℃、-70℃ でそれぞれ 0.36、0.06mm となり、Fig. 6 に示した小型 3 点曲げでの COD 値 0.40、0.17mm とかなりよい一致を示す。つぎに Dugdale-Barenblatt モデルにおける

$$COD = \frac{8\sigma_y}{\pi E} \cdot a \cdot \ln \left[\sec \left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y} \right) \right] \quad \dots\dots\dots (7)$$

E : ヤング率

σ : 応力

σ_y : 降伏応力

$2a$: 亀裂長さ

と Fig. 6 の COD 測定値とを用いて推定した破壊応力と実測値との関係を Fig. 26 に示す。図中



Photo. 7 Fracture appearance of a large tensile specimen containing lamellar tear (steel C, $T = -70^{\circ}\text{C}$, $\sigma_F = 31.7\text{kg/mm}^2$, critical COD = 0.06mm)

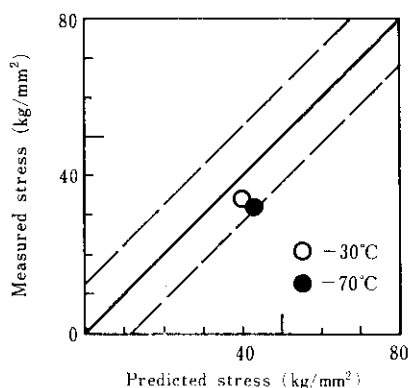


Fig. 26 Comparison of predicted fracture stress with measured one for large size tensile specimen containing lamellar tear

の破線は小型の COD 試験結果より大型試験片での破壊応力を推定した金沢らの報告³⁵⁾のデータの範囲を示す。本実験の実測破壊応力は推定値よりやや低めであるが、小型 COD 試験結果よりラメラテアを含む継手の破壊応力をほぼ推定できることがわかる。ただ COD 値に及ぼす SR 処理の効果を検討する必要はあろう。

なお -30°C 、 -70°C での大型引張試験より計算される K_{IC} 値はそれぞれ 195 、 $180\text{kg/mm}^{3/2}$ であり、小型 3 点曲げ試験での K_{IC} 値 294 、 $288\text{kg/mm}^{3/2}$ よりかなり小さな値となるので、COD による推定のほうが今回の温度範囲内では妥当と思われる。

4. 結 言

ラメラテアに関する問題をあつかううえで必要な鋼板の Z 方向特性を、S 含有量を 0.003% から 0.025% の範囲で系統的に変化させた SM50 商用鋼について調査し、次のような結果を得た。

(1) 引張試験での絞り値、シャルピーシェルフエネルギー、疲労強度は S 量の増加とともに著しく低下し、その程度は L 方向特性の場合に比較してはるかに大きい。特性の低下は、S 量が 0.005% から 0.010% までの領域で特に顕著である。

(2) $S \leq 0.005\%$ では Z 方向の絞り値、シャルピーシェルフエネルギーは L、C 方向と比較して差が少ないが、 $\sqrt{E}T_{1/2}$ は約 30°C 高く、疲労限は約 10kg/mm^2 低い。

(3) 低温引張試験では、切欠がなくても介在物の剥離に起因する亀裂が始点となって脆性破壊が生じる。

(4) 限界 COD の値は介在物の projection length とよい相関が認められる。 $S \geq 0.010\%$ ではフェライト粒微細化などの組織の影響はないが、S の低い場合には組織の影響をうける。

(5) 限界 COD と温度の関係で特に室温以上に注目すると、 $S \approx 0.010\%$ を境として高温側で低い COD 値を示す鋼種とそうでない鋼種の 2 グループに分けることができる。

(6) 溶接のままの試料の疲労亀裂伝播試験で得られる Paris の式の m 値は、S 量の増加とともに 4 から 6 まで増大する。 m と C の間には $C = 2.7$

$\times 10^{-4}/115^m$ の関係があり、各種構造用鋼での L 方向試料についての関係とまったく同一である。

(7) 疲労亀裂伝播開始のための $\Delta K_{th} = 18 \text{ kg/mm}^{3/2}$ であり、 S 量には依存しないと思われる。

(8) 引張、シャルピー、COD、疲労、亀裂伝播各試験で得られる破面は $S \geq 0.010\%$ では剥離破面と脆性破面であり、 $S \leq 0.005\%$ では通常の延性破面と脆性破面である。走査電顕による破面観察と AE の測定結果は上記結果を裏づけている。

さらにラメラテアを含む継手の疲労試験と脆性破壊試験を行い、小型試験片で得られた基礎特性

を用いて解析し次の結果を得た。

(9) 疲労亀裂伝播速度を用いて繰り返し応力振幅、ラメラテア寸法より疲労寿命の推定が可能である。寿命は S 量と単純な関係にはなく、応力振幅に応じて傾向が異なる。

(10) 大型引張試験片の脆性破壊応力を小型曲げ試験での限界 COD を用いて推定し、実測とよい一致が得られた。

なお本研究の実施にあたり、大型疲労試験には当社鋼構造研究所、その他の試験には技術研究所試験課、計測研究室の協力を得た。

参 考 文 献

- 1) 井上：金属材料，15 (1975) 3, 83
- 2) 仲：溶接学会誌，24 (1955)，258
- 3) 木原，鈴木，小倉：溶接学会誌，25 (1956)，94
- 4) 渡辺，佐藤，山口，菅原：溶接学会誌，29 (1960)，858
- 5) 荒木，永尾，原沢：日本鋼管技報，61 (1973)，381
- 6) 長谷部，別所，二戸，浅井，中村：住友金属，25 (1973)，393
- 7) 長谷部，別所，浅井：住友金属，26 (1974)，433
- 8) Kanazawa, Yamato, Takeshi, Inoue, Takeda and Hashimoto: Trans. J. W. S., 5 (1974), 90
- 9) 笠松，広松，原田：神戸製鋼技報，25 (1974)，45
- 10) H. J. Meyer: Arch. Eisenhüttenw., 35 (1964)，903
- 11) J. C. M. Farrar, R. E. Dolby and R. G. Baker: Welding J., 48 (1969)，274s
- 12) W. Schönher: Proc. 3rd Int. Conf. on Fracture, München, (1973) VIII-423
- 13) D. M. Nicholls: Brit. Weld. J., 15 (1968)，103
- 14) 坪井，平井：溶接学会全国大会講演概要，(1975) 16, 234, 236, 238
- 15) IIW IX-F: Proposal of Sub-commission IX-F for a Complementary Information Test for Lamellar Tearing, (1974)
- 16) 中尾，大鈴：日本鋼管技報，55 (1971)，691
- 17) W. G. Wilson: Welding J., 21 (1974)，691
- 18) J. C. M. Farrar: Welding J., 21 (1974)，321s
- 19) W. B. Morrison: Metals Tech., 2 (1975)，33
- 20) G. J. Spaeder: Welding J., 22 (1975)，196s
- 21) G. Bernard, M. Grumbach and F. Moliex: Metals Tech., 2 (1975)，512
- 22) T. J. Baker and J. A. Charles: Effect of Second-Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel, (1971)，79, [ISI]
- 23) A. Fuchs, K. Täffner, A. Krisch and A. Kochendörfer: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975)，127
- 24) L. Lorenz, T. E. Gammal and W. Dahl: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975)，677
- 25) British Standards Institution: Methods for COD Testing DD-19, (1972)
- 26) 多田: JSSC, 10 (1974) 101, 22
- 27) British Standards Institute: BS153, Part 3B; Stresses, Part 4; Design and Construction, (1958)
- 28) 成本，田中，船越：川崎製鉄技報，6 (1974)，38
- 29) R. O. Ritchie and J. F. Knott: Acta Met., 21 (1973)，639

- 30) M. Tanaka, A. Narumoto and T. Funakoshi : IIW Doc. No. XIII-780-75, (1975)
- 31) P. C. Paris, R. J. Bucci, E. T. Wessel, W. G. Clark and T. R. Mager : ASTM STP 513, (1972), 141
- 32) R. J. Bucci, W. G. Clark Jr. and P. C. Paris : ASTM STP 513, (1972), 177
- 33) 金沢, 町田, 糸賀 : 日本造船学会論文集, (1974)136, 207
- 34) B. A. Bilby, A. H. Cottrell and K. H. Swinden : Proc. Roy. Soc. A272, (1963), 304
- 35) 金沢 : 脆性破壊発生特性に基づく鋼体の材質判定規準の確立に関する共同研究, (1975), 27, [日本溶接協会TM委員会]

