

Research Report of the Research Institute
of Industrial Safety, RIIS-RR-87, 1987.
UDC 620.173 : 621.791 : 669.14 : 539.43.015

低温環境下における高張力鋼溶接 継手の疲労き裂伝播寿命の予測*

橋内良雄**, 吉久悦二**

Prediction of Fatigue Crack Growth Lives in High Strength Steel Weldments under Low Temperatures

by Yoshio KITSUNAI** and Etsuji YOSHIHISA**

Abstract ; Some defects such as undercuts or lack of penetration are sometimes introduced into welds in structures due to a restriction of welding procedure. As a structure containing these defects with high stress concentration was subjected to cyclic loadings under low temperatures, fatigue cracks sometimes initiated from such defects and propagate to such an extent that unstable fracture occurs. In particular, fatigue crack growth is accelerated at low temperature, becoming unstable because of reduced fracture toughness of the welds. To prevent such failures introduced by fatigue cracks growing from welding defects, it is important for us to obtain further knowledge concerning the behavior of fatigue crack growth and fracture toughness of welds under low temperatures.

Numerous data on the fatigue crack growth of welds at room temperature have been obtained. However, data concerning welds at low temperatures are less commonly reported. As regards the study of fatigue crack growth in welds at low temperatures, it has been shown that the crack growth rate is mainly affected by the fracture mechanism with reducing fracture toughness and the residual stresses. The influence of residual stresses on the fatigue crack growth rate has been evaluated using an effective stress intensity factor range estimated based on the crack closure measurement. Application of this approach to real large welded structures, however, may be often difficult from the practical point of view. As superposition principle is applicable for an elastic body with a crack, hence the crack growth rate in material with residual stresses at room temperature has been evaluated by superposition of the respective stress intensity for the residual stress field and for the applied stresses. Fatigue cracks at low temperatures mainly behave elastically. Therefore it may be possible to evaluate fatigue crack growth rate, da/dN , by applying the superposition approach. In this study, we assume that the effect of residual stresses on crack growth rate is equivalent to the stress ratio effect, the fatigue crack growth behavior of welded joints and the base metal in a HT 80 steel at temperatures ranging from room temperature down to 93 K is evaluated using the effective stress intensity factor range which is taken into account the residual stresses and temperatures. The effects of low temperatures on the fracture mechanisms during the fatigue crack growth and the fatigue

* 本報は、日本機学会論文集53巻492号1525～1531ページに「低温環境下における高張力鋼溶接継手の疲労き裂伝播挙動」と題して掲載した論文に若干の加筆を行ったものである。

** 機械研究部 Mechanical Safety Research Division

fracture toughness, $K_{fc}R$, are also examined.

Two types of specimens, compact type (CT) specimens with 14 mm thickness and 10 mm width, and center-cracked tension (CCT) specimens with 4 or 8 mm thickness and 100 mm width, were machined out from the butt-welded plate of HT 80 steel. Notch in each specimen was oriented so that the crack passes through the weld metal parallel to the welding direction. Heat treatment was not performed for all specimens. The fatigue crack growth tests were carried out at room temperature (around 293 K) and 223, 173, 123, and 93 K using a 196 kN closed-loop servo hydraulic fatigue testing machine attached with a refrigeration chamber. Low temperatures were achieved by controlling the flow of liquid nitrogen into the refrigeration chamber. The stress ratios, R , for the fatigue tests were 0.05, 0.25, 0.5, and 0.8; and frequencies were ranged between 10 to 25 Hz.

The main results obtained in this study are as follows:

(1) As fracture mechanism during the fatigue crack growth was dominated by striation formation, the crack growth rates of the base metal and the welds were relatively insensitive to temperatures. Hence the crack growth rates of the welds were dominated by residual stresses rather than temperatures. In contrast, fatigue fracture toughness were markedly influenced by temperatures.

(2) Fatigue crack growth rates in the ranging from 5×10^{-9} to 7×10^{-6} m/cycle for the base metal and welds were correlated with the effective stress intensity factor range, $\Delta K_{eff}R$, estimated by superposition of the respective stress intensity factors for the residual stress fields and the applied stresses regardless of residual stress distributions, temperatures and specimen configurations, when the crack growth was dominated by striation formation.

(3) Fatigue crack growth lives in welds under low temperatures are able to predict using $\Delta K_{eff}R$, when the initial residual stress distribution in the welds is known.

(4) Fatigue fracture toughness, K_{fc} , in the welds in CCT specimen was lower than that in CT specimen regardless of temperatures, because the crack tips in the welds in CCT specimen always existed in the fields of tensile residual stress, whereas the crack tip in the welds in CT specimen was always in the fields of compressive residual stress. The influence of residual stresses on the K_{fc} is able to evaluate using a superposition approach.

(5) As the temperatures decreased below 123 K, fatigue crack growth rates of the base metal and welds increased markedly because of the occurrence of cyclic cleavage during striation formation. The cyclic cleavage was formed due to local deterioration of the material caused by cyclic straining ahead of the fatigue crack tip.

Keywords ; Fatigue, Crack growth, Life prediction, Weldments, HT 80 steel, Low temperatures, residual stresses, Fracture mechanics, superposition, Crack closure, Fatigue fracture toughness, Cleavage

1. 緒言

構造物や機器の溶接部には、継手の形式や施工上の制約から不溶着部や部分溶込みなどの欠陥が作られることがあるが、このような高応力集中箇所を有する溶接継手が、寒冷地や低温環境下で繰返し荷重を受けるときには、欠陥部分を起点として疲労き裂が発生・伝播し、やがて不安定破壊（脆性破壊）を起こすことが

ある。例えば、1980年3月、ノルウェー沖で海上油田掘削基地アレキサンダーキーランド号が突然転覆し、123人もの死亡者を出した事故は、ハイドロフォンと呼ばれる鋼管を斜材に溶接した際に作られた溶接欠陥を起点として、疲労き裂が発生・伝播し、その後北海特有の低温において疲労き裂から不安定破壊が起ったために、転覆したことが報告¹⁾されている。このような破壊を未然に防止するには、低温における溶接継手の疲

疲労き裂伝播挙動を予測する方法を確立し、それをもとに適切な検査期間を設定することが必要と考えられる。

これまでに行なわれている低温における溶接継手の研究結果^{2)~4)}を見ると、疲労き裂の伝播は、靱性の低下に伴うき裂伝播機構の変化と、残留応力に強く影響されることが示されている。このうち、残留応力が疲労き裂伝播速度 da/dN に及ぼす影響は、き裂開口荷重 Pop の実測をもとに定めた有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} を用いて評価されている⁴⁾。しかし、Pop の計測を実構造物や機器に対して実施することは、困難な場合が少なくない。一方弾性体中にあるき裂に対しては重ね合せの原理が適用できることから、室温において小規模降伏条件を満足するき裂に対しては、残留応力によって誘起される応力拡大係数 K と、外荷重によるそれを加算することにより全体の K を算出し、その結果を用いて da/dN の評価が試みられている^{5)~11)}。低温ではき裂が弾性的な挙動を示す場合が多く、したがって K の重ね合せが可能と考えられる。本研究では、溶接継手の疲労き裂伝播寿命を予測する方法を確立するために、残留応力が da/dN に及ぼす影響を、母材に対する応力比 R の効果と等価であると仮定して、残留応力を考慮した有効応力拡大係数範囲を算出し、室温から 93 K の範囲の溶接継手と母材の da/dN の評価を行った。そして、この結果を用いて、溶接継手の疲労き裂伝播寿命の予測を試みた。さらに、低温環境下におけるき裂伝播機構、ならびに疲労破壊靱性に及ぼす残留応力の影響について検討した。

Table 1 Chemical composition of material used. (weight percent)

使用した材料の化学成分 (重量%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Cr
0.13	0.25	0.88	0.016	0.006	0.17	0.40	0.79

Table 2 Mechanical properties of material used.

使用した材料の機械的性質

Temperature K	Yield strength MPa	Tensile strength MPa	Elongation %	Young's modulus GPa
Room temp.	760	817	26.0	197.6
223	785	873	19.8	198.3
173	893	939	18.8	202.2
123	981	1020	17.0	208.1
93	1000	1059	15.3	214.5

2. 供試材および試験片

供試材は長さが 3080 mm、幅が 1830 mm、厚さが 16 mm の HT 80 鋼であって、供試材の化学成分を Table 1 に、実験した室温から 93 K の範囲の機械的性質を Table 2 に示す。供試材を圧延方向と直角に 10 等分に溶断後 X 開先加工を行い、Table 3 に示す条件で突合せ溶接を実施した。溶接後、Fig. 1 に示すように、溶接金属中をき裂が伝播するように切欠きを付けた板幅 W が 100 mm、板厚 B が 14 mm の CT 試験片 (Fig. 1 a) と、 W が 100 mm、 B が 4 あるいは 8 mm の CCT 試験片 (Fig. 1 b) を溶接板から切り出し疲労試験に供した。母材試験片は溶接線から十分離れた位置から採取し、その形状と寸法は Fig. 1 a に示す CT 試験片と同一になるように加工した。

Table 3 Welding conditions of butt-welded joint. 突合せ溶接条件

Parameter	Value
Groove	Double V
Position	Flate
Electrode	JIS D8016
Electrode dia.	4 and 8 mm
Current	180-220 A
Arc voltage	35 V
Welding speed	180-220 mm/min
Heat input	17.2-25.7 KJ/cm
Number of runs	6

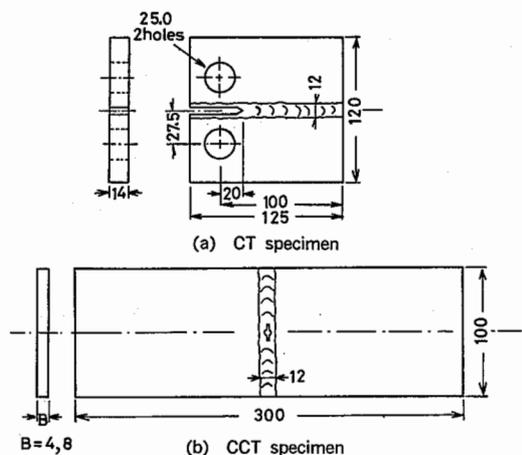


Fig. 1 Configurations of specimens used. 試験片の形状

3. 実験方法

疲労き裂伝播試験は、低温槽を装着した電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて、応力比 R が 0.05~0.8, 繰返し速度を 10~25 Hz として、室温から 93 K の範囲で試験を行った。低温の制御は先の報告¹²⁾と同様、低温槽に流入する液体窒素の量を電磁弁により調節する方法で行った。疲労試験中のき裂長さの計測は、室温では 50 倍の移動顕微鏡を用いて行った。低温では、低温槽中に置かれた試験片の表面のき裂を直接観察することが困難であるので、クラックゲージとビーチマーク法を併用した。疲労き裂伝播速度 da/dN は、ASTM E-647¹³⁾で規定する Secant 法により求め、外力に対する応力拡大係数範囲 ΔK を用いて整理した。CT 試験片に対する ΔK の算出は、式(1)で示す Srawley の解¹⁴⁾を用いた。また、CCT 試験片の ΔK は、式(2)に示すように、き裂の板幅方向への偏心を考慮した Isida の解¹⁵⁾を用いた。

CT 試験片の ΔK

$$\Delta K = \frac{\Delta P(2+\rho)}{B\sqrt{W}(1-\rho)^{3/2}} (0.886 + 4.64\rho - 13.32\rho^2 + 14.72\rho^3 - 5.60\rho^4) \quad (1)$$

ここで、 $\Delta P = P_{max} - P_{min}$, P_{max} と P_{min} は最大および最小荷重、 $\rho = a/W$, a と W は荷重軸の中心線から測定したき裂長さおよび試験片の幅、 B は試験片の板厚である。

CCT 試験片の ΔK

$$\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi a} \sqrt{\sec \frac{\pi\lambda}{2} \cdot \frac{\sin 2\lambda\varepsilon}{2}} \quad (2)$$

ここで、 $\Delta\sigma$ は応力範囲、 $\lambda = a/W_1$, $\varepsilon = 2e/W$, W_1 はき裂長さの中心から試験片の端までの距離、 e は試験片の幅の中心線からき裂長さの中心までの距離である。

疲労き裂の伝播中におけるき裂先端の開閉口の測定は、CT 試験片では試験片の背面に、CCT 試験片では試験片表面のき裂が伝播すると予想される位置近傍にひずみゲージを貼り、除荷弾性コンプライアンス法により計測した。溶接試験片の初期残留応力の測定は、試験片の表裏に長さ 1 mm あるいは 2 mm の三軸ひずみゲージを貼付けた後、ゲージの周囲を鋸およびグラインダを用いて切断し、その際解放されたひずみから弾性計算により求めた。

4. 実験結果および考察

4.1 低温環境下における母材および溶接継手の疲労き裂伝播挙動

Fig. 2 は室温から 93 K の範囲における母材の疲労き裂伝播速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を示したもので、同一の応力比 R について da/dN を比較すると、室温から 123 K の範囲では温度の低下につれて da/dN も若干減少する傾向が認められる。しかし、93 K まで温度が低下したときには、 $\Delta K > 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ において da/dN が著しく増加している。これは後述するように、き裂伝播機構が変化するためである。低温において da/dN が減少する理由は明らかではないが、一因として縦弾性係数 E の変化が考えられる。例えば、Tobler と Reed¹⁶⁾は液体ヘリウム中で試験した数種の面心立方金属の da/dN を整理し、 da/dN はひずみ拡大係数範囲 $\Delta K/E$ と良い相関を持つことを示している。本研究においても Table 2 に見られるように、温度の低

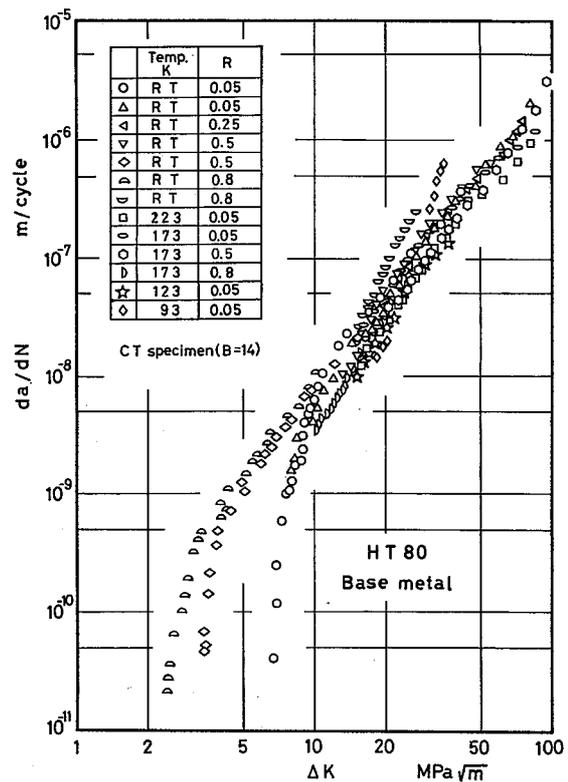


Fig. 2 Relation between fatigue crack growth rates and ΔK in base metal at temperatures ranging from room temperature down to 93 K.

室温から 93 K の範囲における母材の疲労き裂伝播速度と ΔK の関係

下に連れて縦弾性係数 E が増加していることから、低温における da/dN の減少は E の変化を反映していると推察される。

Fig. 3 は室温における母材と溶接金属の da/dN を比較したもので、 $\Delta K > 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の ΔK の範囲では、CCT 試験片を用いて測定した溶接金属の da/dN は、母材のそれとほぼ一致しているのに対して、CT 試験片を用いて計測した溶接金属の da/dN は、母材のそれよりもかなり減少している。同様な傾向は、材質や溶接方法が異なる場合においても認められる¹⁷⁾。 $\Delta K < 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の低 ΔK 域について見ると、CCT 試験片で計測した溶接金属の da/dN は、下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} 近傍においても応力比 R の変化に不敏感であって、それらは母材の $R=0.8$ の da/dN と大略一致している。溶接金属の da/dN が CT と CCT 試験片で異なるのは、後述するように、き裂先端における残留応力分布が両試験片で異なるためである。

Fig. 4 は、室温から 93 K の範囲における溶接金属の

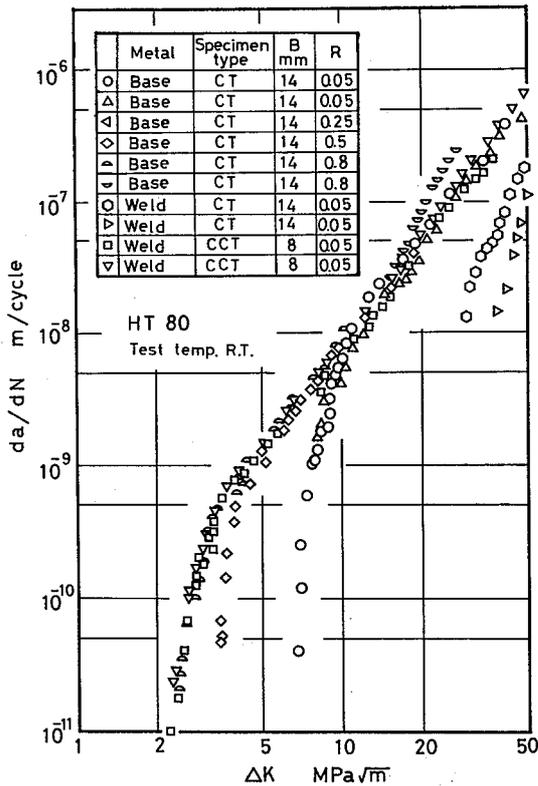


Fig. 3 Comparison of fatigue crack growth rates between base metal and welds at room temperature.
室温における母材と溶接部の疲労き裂伝播速度の比較。

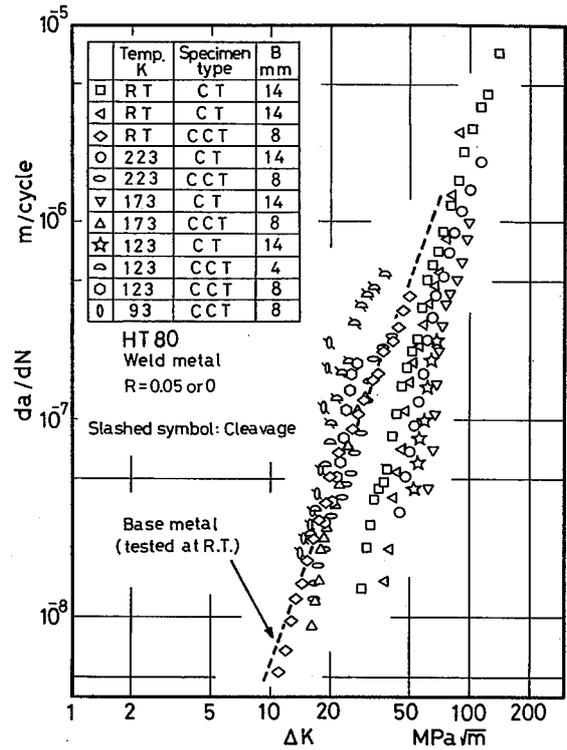


Fig. 4 Relation between fatigue crack growth rates and ΔK in welds at temperatures ranging from room temperature down to 93 K.
室温から 93 K の範囲の溶接部の疲労き裂伝播速度と ΔK の関係

da/dN を示したもので、図中には比較のために $da/dN > 1 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$ の室温における母材のデータを点線で示した。図に見られるように、低温においても CT 試験片で求めた da/dN は CCT 試験片のそれよりも減少しており、温度と da/dN との間に系統的な関係は認められないが、これは溶接金属の da/dN が温度よりも残留応力によって強く影響されていることによるものと推定される。123 K と 93 K における CCT 試験片の da/dN は、 ΔK がそれぞれ 20 および 15 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ から著しい増加が認められるが、これは母材の場合と同様、き裂伝播機構の変化に起因している。疲労き裂が成長して最終破壊へ遷移する際の最大応力拡大係数 K_{max} の値、すなわち疲労破壊靱性 K_{fc} にも試験片の形状の影響が現われている。Fig. 5 は K_{fc} と温度の関係を示したもので、CT 試験片で求めた溶接金属の K_{fc} は母材のそれよりも高く、逆に CCT 試験片を用いたときには母材よりも低下している。このため、 K_{fc} にも da/dN と同様、残留応力が影響していると考えられる。

4.2 疲労き裂伝播機構

フラクトグラフィによる破面解析結果を手掛りとして、低温環境下における母材と溶接継手の疲労き裂伝播機構について検討した結果、室温から173 Kの範囲では母材、溶接金属ともに試験片の形状や板厚によらず、ストライエーションが支配的なき裂伝播機構となっていた。しかし、123 Kと93 Kでは一部の溶接CT試験片を除いて、母材と溶接金属のいずれにおいてもへき開の跡が帯状に残されており、疲労き裂が延性と脆性を繰返しながら伝播していたことを示している(Photo. 1)。この結果から、温度が123 K以下に達すると靱性が低下するために、疲労き裂伝播過程でへき開が介在するようになり、その結果を反映して da/dN が急激に増加したと考えられる。なお、溶接CT試験片ではへき開の介在は認められなかったが、これは前記

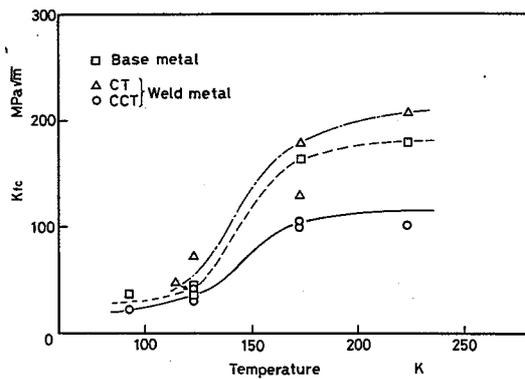


Fig. 5 Effect of temperature on fatigue fracture toughness in base metal and welds.

母材と溶接部の疲労破壊靱性に及ぼす温度の影響



Photo.1 Fractographs showing cyclic cleavage occurred during fatigue crack growth under low temperatures.

低温下で疲労き裂の伝播中に発生したへき開を示すフラクトグラフ

したようにCT試験片では疲労き裂の先端に圧縮の残留応力が誘起されるために、この圧縮残留応力によってへき開の発生が抑制されていると推察される。このようなへき開の出現は先に報告した溶接構造用鋼SM50においても認められ、その発生機構としてき裂先端に作られる塑性域の内側と外側における靱性の差異に起因することを示した¹⁸⁾。本研究に用いたHT80鋼の母材や溶接金属に見られたへき開も、SM50と同様な機構で形成されるかどうかを検討するために、123 Kで出現したへき開をき裂伝播方向に測定したときの幅、すなわちへき開の幅 Δa を、式(3)で示す最大塑性域寸法 R_p 、および式(4)で示す繰返し塑性域寸法 R_y に対してプロットした。

$$R_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

$$R_y = \frac{2}{5.6 \pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4)$$

ここで、 σ_y は材料の降伏応力である。

Fig. 6は Δa と塑性域寸法との関係を示したもので、 Δa はいずれも R_y を若干上回っており、へき開き裂の伝播がき裂先端に作られた塑性域を通り抜けた領域で停止したことを示している。このため溶接金属においてもSM50鋼の場合と同様、繰返しひずみを受ける塑性域中では靱性が低下してへき開き裂が発生し、発生点での K_{max} の値がへき開き裂の伝播抵抗値よりも小さいときには、靱性の低下していない塑性域の外側でへき開き裂の伝播が停止して、帯状にへき開が出現すると考えられる。一方、 K_{max} がへき開き裂の伝播抵抗値よりも大きいときには、へき開き裂は塑性域を抜けても止ることなく伝播し、最終破壊に至る。

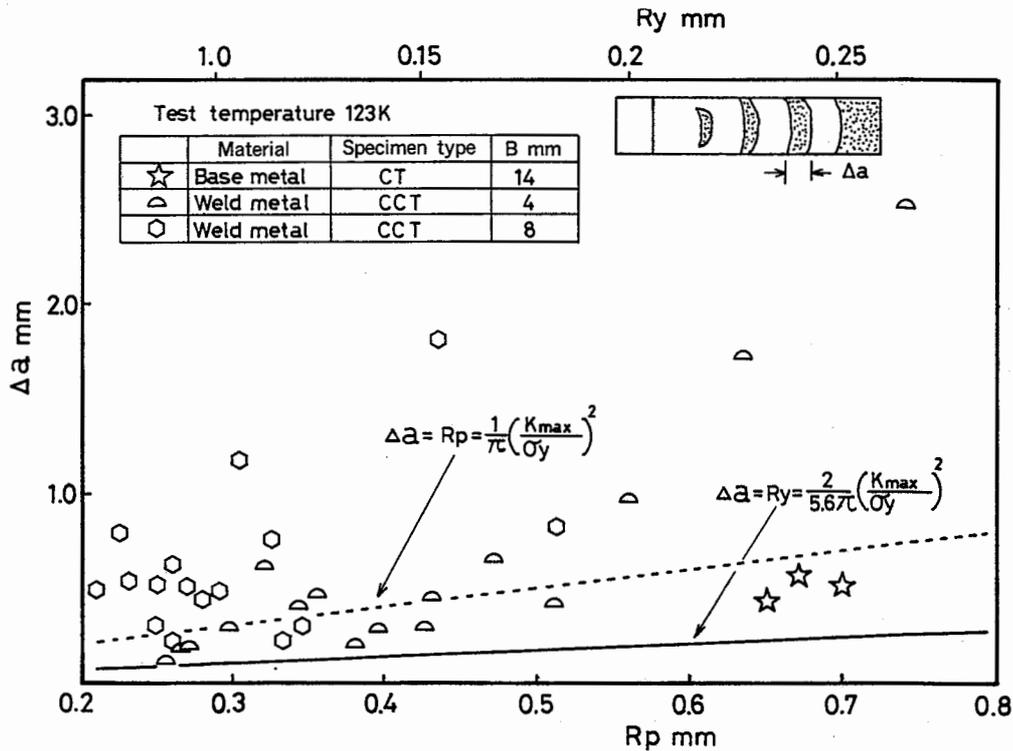


Fig. 6 Relation between width of cleavage, Δa , and plastic zone size, R_p .
へき開の幅 Δa と塑性域寸法 R_p の関係。

4.3 溶接試験片の残留応力分布

Fig. 7 は、CCT 試験片の溶接金属中に、き裂に見たてたスリットを糸鋸で導入しながら、再分布する負荷方向の残留応力 $\sigma_R(x)$ を測定した結果を示したもので、スリット長さが増加しても、その先端には常に引張残留応力が誘起されている。このため、CCT 試験片で求めた溶接金属の da/dN は母材よりも増加し、逆に疲労破壊靱性 K_{Ic} は低下したと考えられる。へき開が介在しない溶接 CCT 試験片の da/dN は、全 ΔK 域にわたって $R=0.8$ の母材の da/dN とほぼ一致していたが、これは溶接 CCT 試験片に $R=0.8$ に相当する引張残留応力が存在していたためと推定される。溶接 CT 試験片に対しては、再分布残留応力を計測していないが、初期残留応力分布は Fig. 8 に示すように、試験片の幅の両端で圧縮して、幅の中央で引張りとなっている。この結果や残留応力分布に関する幾つかの報告^{4),17)}から類推すると、溶接 CT 試験片ではき裂の先端が圧縮の残留応力場に置かれるために、負荷時にき裂の開口が妨げられ、その結果溶接 CT 試験片の da/dN は母材のそれよりも低下すると考えられる。このような残留応力場での疲労き裂の開閉口挙動は、平均応力 (= 応力比)

が存在する場合の母材の疲労き裂の開閉口挙動と類似¹⁹⁾しており、いずれの da/dN もき裂先端開口荷重以上の応力範囲によって定まる有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} と良い相関を有することが知られている。以下では、残留応力が da/dN に及ぼす影響を母材に対する応力比 R の効果と等価であると仮定して、残留応力によって誘起される応力拡大係数 K_R の算出を試みる。

4.4 残留応力による応力拡大係数

最初に母材の da/dN に及ぼす応力比 R の効果を、式 (5) で定義されるき裂開口比 U との関係で検討した。

$$U = (\sigma_{max} - \sigma_{OP}) / (\sigma_{max} - \sigma_{min}) \quad (5)$$

ここで、 σ_{max} と σ_{min} は最大および最小負荷応力、 σ_{OP} はき裂開口応力である。

$U-R$ の関係について調べた結果、室温と低温とでは U の値に若干の差異が認められた。そこで両者を区別し、 da/dN が $1 \times 10^{-8} \text{m/cycle} \sim 1 \times 10^{-6} \text{m/cycle}$ の範囲の U と R の関係を直線近似によって求めた結果、それらは式 (6) で表示される。

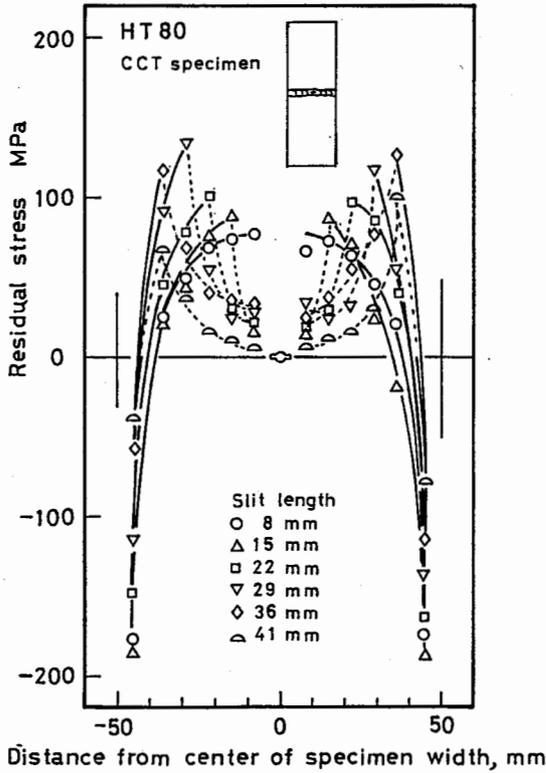


Fig. 7 Redistributions of residual stresses in welds in CCT specimen.

CCT 試験片の溶接部の残留応力の再分布

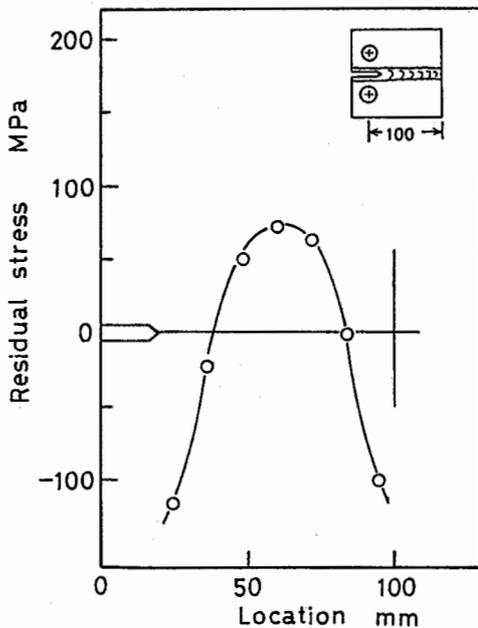


Fig. 8 Residual stress distribution in welds in CT specimen.

CT 試験片の溶接部の残留応力分布

$$\left. \begin{aligned} \text{室温 } 0 < R \leq 0.6 \quad U = 0.85 + 0.25R \\ \quad \quad \quad 0.6 < R \quad \quad U = 1 \\ \text{低温 } 0 < R \leq 1 \quad U = 0.73 + 0.15R \end{aligned} \right\} \quad (6)$$

低温では温度に依存して U が若干変化するが、繁雑をさけるため、低温での $U-R$ 関係は、ストライエーション形成によってき裂の伝播がなされる 173 K のデータで代表させた。

Fig. 9 は、Fig. 2 に示した母材の da/dN のうち、 $1 \times 10^{-8} \sim 1 \times 10^{-6}$ m/cycle のデータを、式(6)の値を用いて算出した有効応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\text{eff}} = U\Delta K$ に対して再プロットしたもので、母材の da/dN は R や温度によらず ΔK_{eff} と良い相関を有していることがわかる。なお、 da/dN と ΔK_{eff} のベ 2 乗回帰結果は、式(7)によって与えられる。

$$da/dN = 2.22 \times 10^{-11} (\Delta K_{\text{eff}})^{2.66} \quad (7)$$

前記したように残留応力が da/dN に及ぼす影響が応力比 R の効果と等価であると仮定すると、外荷重を受けて残留応力場をき裂が伝播する際の応力比 R_{res} は、外荷重による応力拡大係数 K に残留応力によって誘起される応力拡大係数 K_R を加算することにより、式(8)のように表わされる。

$$R_{\text{res}} = (K_{\text{min}} + K_R) / (K_{\text{max}} + K_R) \quad (8)$$

ここで、 K_{min} と K_{max} は外荷重による最小および最大応力拡大係数、 K_R は残留応力による応力拡大係数である。

式(8)の K_R は、残留応力 $\sigma_R(x)$ と等価逆符号の分布力がき裂面に内圧として作用した際の K 値として算出される²⁰⁾。本研究では K_R の算出に際して、CT 試験片では式(9)に示すように、片側き裂を有する有限板のき裂面に集中荷重が作用する場合の解²¹⁾を、CCT 試験片では式(10)に示すように、中央き裂を有する有限板のき裂面に集中荷重が作用するときの解²¹⁾を用いるとともに、集中荷重をき裂面の微小部分に作用する分布荷重に置き換え、この分布荷重をき裂面に沿って積分することにより K_R を算出した。

CT 試験片の K_R

$$K_R = \frac{2}{\sqrt{\pi a}} \int_0^a \frac{\sigma_R(x) G(x/a, a/w)}{(1-a/w)^{3/2} \sqrt{1-(x/a)^2}} dx \quad (9)$$

ここで、 $x/a = \alpha$ 、 $a/w = \beta$ とすると

$$\begin{aligned} G(\alpha, \beta) &= g_1(\beta) + g_2(\beta)\alpha + g_3(\beta)\alpha^2 + g_4(\beta)\alpha^3 \\ g_1(\beta) &= 0.46 + 3.06\beta + 0.84(1-\beta)^5 \\ &\quad + 0.66\beta^2(1-\beta)^2 \end{aligned}$$

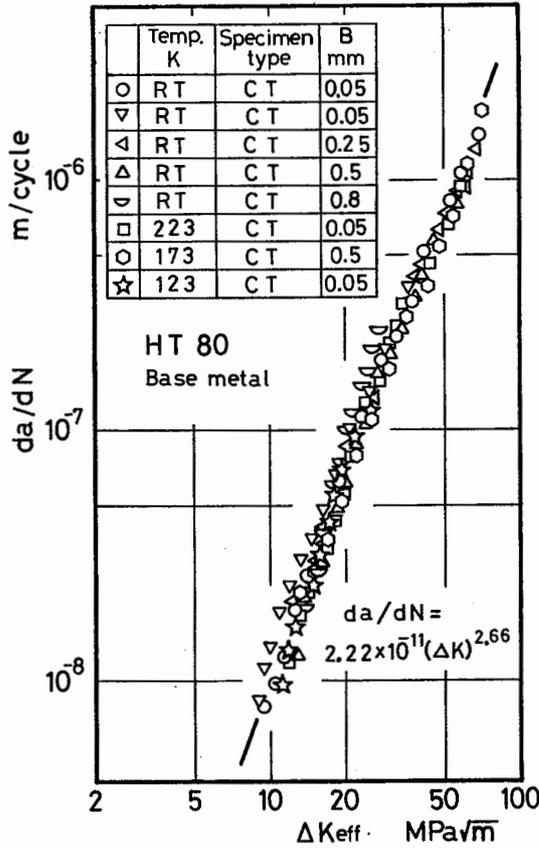


Fig. 9 Relation between fatigue crack growth rates and ΔK_{eff} in base metal at temperatures ranging from room temperature down to 123 K.

室温から 123 K の範囲の母材の疲労き裂伝播速度と ΔK_{eff} の関係

$$g_2(\beta) = -3.52 \beta^2$$

$$g_3(\beta) = 6.17 - 28.22 \beta + 34.54 \beta^2 - 14.39 \beta^3 - (1-\beta)^{3/2} - 5.88(1-\beta)^5 - 2.64 \beta^2 (1-\beta)^2$$

$$g_4(\beta) = -6.33 + 25.16 \beta - 31.04 \beta^2 + 14.41 \beta^3 + 2(1-\beta)^{3/2} + 5.04(1-\beta)^5 + 1.98 \beta^2 (1-\beta)^2$$

ここで、 a はき裂長さ、 W は試験片の幅である。
CCT 試験片の K_R

$$K_R = \frac{1}{\sqrt{2}W} \int_{-a}^a \sigma_R(x) f\left(\frac{a}{W}, \frac{x}{a}\right) dx \quad (10)$$

ここで、 $x/a = \xi$ 、 $a/w = \eta$ とすると

$$f(\xi, \eta) = \{1 + 0.297\sqrt{1-\eta^2}(1-\cos u)\} g(\xi, \eta)$$

$$g(\xi, \eta) = \sqrt{\tan u} \frac{1 \pm (\sin v / \sin u)}{\sqrt{1 - (\cos u / \cos v)^2}}$$

ここで、 $u = \pi\eta/2$ 、 $v = \pi\xi\eta/2$ 、 a は板幅の中心からのき裂長さ、 W は試験片の幅の 1/2 である。

式(9)と式(10)の $\sigma_R(x)$ は、CT および CCT 試験片の初期残留応力分布に最小自乗法を適用して、式(11)により多項式近似によって与えた。なお、回帰次数は CT では 6 次、CCT 試験片では 4 次であって、各係数は以下に示すとおりである。

$$\sigma_R(x) = \sum_0^i A_i x_i \quad (11)$$

CT 試験片に対する式(11)の係数

$$A_0 = -0.1593 \times 10^3, A_1 = -0.3901 \times 10^1, A_2 = 0.9583 \times 10^0, A_3 = -0.3192 \times 10^{-1}, A_4 = 0.4663 \times 10^{-3}, A_5 = -0.3208 \times 10^{-5}, A_6 = 0.8382 \times 10^{-8}$$

CCT 試験片に対する式(11)の係数

$$A_0 = -0.2790 \times 10^3, A_1 = 0.2907 \times 10^2, A_2 = -0.8921 \times 10^1, A_3 = 0.1203 \times 10^{-1}, A_4 = -0.6017 \times 10^{-4}$$

ここで、式(11)の $\sigma_R(x)$ と x の単位は、MPa および mm である。

以上の方法により R_{res} を求めて式(1)の R に代入することにより、残留応力を考慮したき裂開口比 U_R が算出できる。さらに、この U_R から、残留応力を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{effR} は、式(12)のように記述できる。

$$\Delta K_{effR} = U_R \Delta K = (\gamma + \delta R_{res}) \Delta K \quad (12)$$

但し $R_{res} > 0$

ここで、 γ と δ はそれぞれ式(7)に示した定数である。

式(12)は R_{res} が正の範囲を対象にしたもので、負の場合の扱いが問題となる。本研究では、応力サイクルのうちの負の部分はき裂の伝播に寄与しないと仮定して、 R_{res} が負となるときには $R_{res} = 0$ と置いて、以下のように ΔK_{effR} を定義する。

$$\Delta K_{effR} = \gamma (K_{max} + K_R) \quad (13)$$

但し $R_{res} \leq 0$

4.5 残留応力を考慮した応力拡大係数による溶接試験片の da/dN と K_{fc} の評価

Fig. 10 は Fig. 4 に示した溶接 CT および CCT 試験片のデータのうち、 $5 \times 10^{-9} \sim 7 \times 10^{-6}$ m/cycle の範囲の da/dN を、式(12)と(13)に示した ΔK_{effR} に対して再プロッ

トしたもので、図中に斜線を施したデータは、疲労き裂の伝播過程でへき開が介在したデータである。これらのき裂伝播機構の異なるデータを除くと、残留応力や試験温度が異なるにもかかわらず、各データは式(8)で示す母材の da/dN を中心とする比較的狭い散布帯中に表示され、 ΔK_{effR} による整理が有効であることがわかる。なお、一部のデータ (∇ , \star) では ΔK_{effR} をやや高めに評価しており、必ずしも良好な整理が行われているわけではないが、これは初期残留応力が各試験片ごとに若干異なる可能性があるにもかかわらず、1本の試験片で測定した残留応力分布をすべての試験片に適用して、 K_R を算出したためと推察される。Fig. 10において、溶接 CT 試験片の da/dN は CCT 試験片のそれよりも若干高 ΔK 側に評価される場合が多い。溶接 CT 試験片のように、圧縮残留応力場をき裂が伝播

する場合、残留応力の解放に伴いこれまで圧縮されていた領域が弾性変形して伸ばされ、その結果き裂先端後方のき裂面が負荷方向に突き出すような状態となり、き裂面同志が強く接触する。このためき裂開口レベルが上昇し、き裂の伝播に寄与する有効な応力範囲が減少するので、 da/dN が低下すると考えられる。実際に $R=0.05$ の溶接 CT 試験片の破面には、破面同志の接触を示すフレッチング酸化物が付着している。なお、このような残留応力の解放に伴う破面接触は、圧縮残留応力場特有の現象であって、引張残留応力場をき裂が伝播する溶接 CCT 試験片では、破面の接触は起こらない。

前記したように、延性的(ストライエーション形成)にき裂が伝播している室温から 173 K の範囲の溶接継手の da/dN は、温度の変化に比較的不敏感であった。しかし、疲労破壊靱性 K_{fc} には Fig. 5 に示したように、温度の影響が顕著に出現し、しかも引張残留応力場をき裂が伝播する溶接 CCT 試験片の方が、溶接 CT 試験片の方の K_{fc} よりも低下していた。このような低温環境下では、最終破壊に至るまでき裂先端に作られる塑性域が小さく、また小規模降伏条件を満足しているので、 K_{fc} に対しても応力拡大係数 K の重ね合せが可能と考えられる。そこで、溶接継手の K_{fc} に及ぼす残留応力の影響を評価するために、残留応力を考慮した疲労破壊靱性値 K_{fcR} を式(14)のように定義して、Fig. 5 に示した K_{fc} を K_{fcR} に対して再プロットした。

$$K_{fcR} = K_{max} + K_R \tag{14}$$

Fig. 11 は K_{fcR} と温度の関係を示したもので、Fig. 5

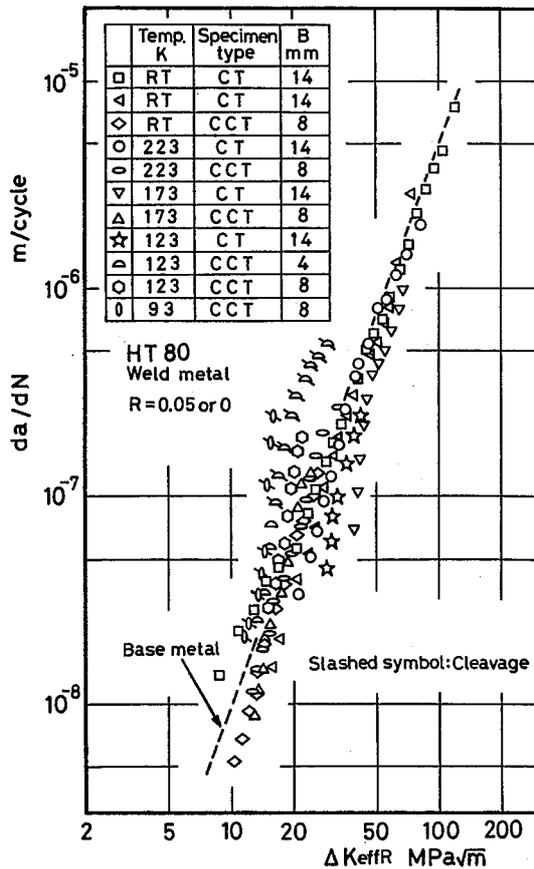


Fig. 10 Relation between fatigue crack growth rates and ΔK_{effR} in welds at temperatures ranging from room temperature down to 123 K.

室温から 123 K までの範囲における溶接部の疲労き裂伝播速度と ΔK_{effR} の関係

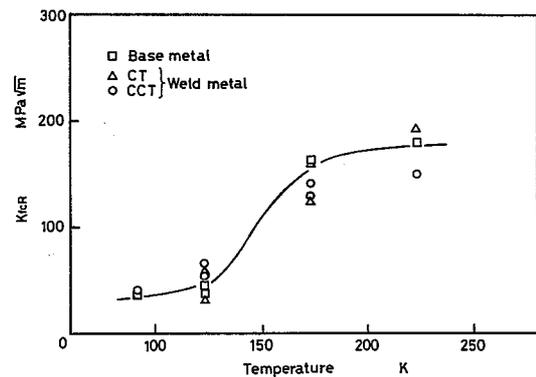


Fig. 11 Relation between fatigue fracture toughness which is taken into account residual stresses, K_{fcR} , and temperature.

残留応力を考慮した疲労破壊靱性 K_{fcR} と温度の関係

の K_{fc} を用いた場合に比べて、 K_{fcR} を用いたときには溶接 CT と CCT 試験片のデータがかなり近づくことから、低温における溶接継手の疲労破壊靱性を、 K の重ね合せにより評価することは有効と考えられる。

4.6 溶接継手の疲労き裂伝播寿命の評価

Fig. 10 に示したように、溶接継手の da/dN は温度や残留応力によらず ΔK_{effR} との間に直線関係が成立している。したがって、 da/dN と ΔK_{effR} の関係は、 C 、 m を定数として式(15)のように記述される。

$$da/dN = C (\Delta K_{effR})^m \quad (15)$$

式(15)の関係は、疲労き裂伝播寿命 N を推定する際に有効に活用できる。すなわち、溶接継手に存在していた初期欠陥の寸法を a_i 、溶接継手が最終破壊を起こしたときのき裂長さを a_f とすれば、式(15)を a_i から a_f の範囲に渡って式(16)のように積分することにより、疲労き裂伝播寿命 N を求めることができる。

$$N = \int_{a_i}^{a_f} \frac{1}{C (\Delta K_{effR})^m} da \quad (16)$$

ここで、 C と m の数値は、式(8)に示したように、 $C = 2.22 \times 10^{-11}$ 、 $m = 2.66$ である。

Fig. 12 は、ストライエーション形成によってき裂の伝播がなされる二三の試験片に対して、式(16)の関係を適用して寿命予測を行った結果を示したもので、実線や点線で示した予測値は、繰返し数が 30 万回以下の短寿命側で、記号で示す実験データとほぼ良く一致している。しかし、 N が 30 万回を越える長寿命側では、予

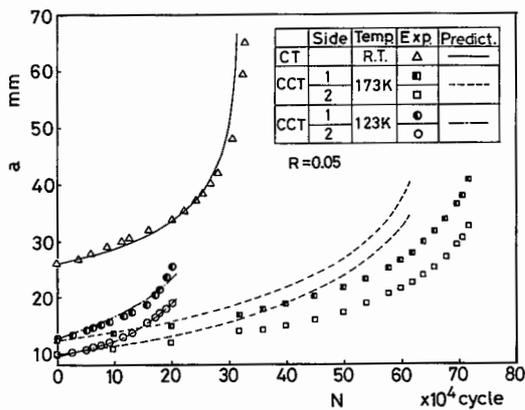


Fig. 12 Prediction of fatigue crack growth lives in welds with residual stresses.
残留応力を有する溶接部の疲労き裂伝播寿命の予測

測値と実験値は一致していない。これは前記したように、試験片ごとに残留応力分布が異なると予想されたにもかかわらず、実験上の制約から 1 本の試験片の残留応力分布で代表させたために、試験片によっては K_{res} の算出の際に誤差が生じたことと関連している。このような試験片では、式(15)で示す C と m の値が若干異なるために、式(15)の積分値として求められる寿命は誤差が累積する結果となり、したがって予測値と実験データとの間に差異が生じたものと考えられる。しかし、初期残留応力分布を正確に把握できれば、短寿命側で見られるように、疲労き裂伝播寿命をうまく予測することができる。したがって、本研究で示した方法は、初期残留応力分布が既知の溶接構造物の寿命の予測や、保守あるいは検査期間の設定に有効に活用できると考えられる。

5. 結論

突合せ溶接を行った HT 80 鋼から CT と CCT 試験片を作製して、室温から 93 K の範囲で疲労き裂伝播試験を行い、疲労き裂伝播速度 da/dN および疲労破壊靱性 K_{fc} に及ぼす温度と残留応力の影響について検討した。得られた結果は、以下のように要約される。

(1) 溶接継手の da/dN に及ぼす残留応力の影響を母材の応力比効果と等価であると仮定し、外荷重による応力拡大係数 K と残留応力に誘起される K を線形加算して、残留応力を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{effR} を用いることにより、ストライエーション形成によってき裂の伝播がなされる $5 \times 10^{-9} \sim 7 \times 10^{-6} \text{m/cycle}$ の da/dN を、温度や残留応力によらず統一的に評価することができる。

(2) 初期残留応力分布が既知の場合には、 da/dN と ΔK_{effR} の関係を初期欠陥寸法から予想される最終破壊時のき裂寸法まで積分することにより、低温環境下で使用される溶接継手の疲労き裂伝播寿命を予測することが可能である。

(3) ストライエーション形成によってき裂の伝播がなされる場合の da/dN は、温度に比較的不敏感であるが、 K_{fc} には温度の影響が顕著に出現する。なお、残留応力は K_{fc} にも影響し、引張残留応力がき裂先端に誘起される CCT 試験片では、圧縮残留応力場にき裂先端が置かれる CT 試験片よりも K_{fc} 値が低下する。しかし、残留応力が K_{fc} に及ぼす影響は、残留応力を考慮した応力拡大係数 K_{fcR} を用いて評価できる。

(4) 温度が 123 K 以下に達すると、試験片の形状に

よらず溶接金属と母材のいずれにおいても、疲労き裂の伝播過程でへき開が周期的に介在するようになり、ストライエーション形成の場合よりも da/dN が著しく加速する。この場合、 da/dN を ΔK_{eff} を用いて評価することは困難である。

(昭和63年4月4日受付)

参考文献

- 1) A. Almar-Naess, P. J. Haagensen, B. Lian, T. Moan, T. Simonsen, Trans. ASME, J. of Energy Resources Tech., 106 Mar. (1984), p. 24.
- 2) Bucci, R. J., Green, B. N. and Paris, P. C., ASTM STP, 536 (1973), p. 206.
- 3) McHenry, H. I. and Reed, R. P., Weld. Res. Suppl., 56 (1977), 104 S.
- 4) 橋内, 日本機械学会論文集, 50A (昭59), 1811.
- 5) Glinka, G., ASTM STP, 677 (1979), 198.
- 6) Parker, A. P., ASTM STP, 776 (1982), 13.
- 7) Nelson, D. V., ASTM STP, 776 (1982), 172.
- 8) 本田, 鳥居, 戸井, 元木, 材料, 31(1982), 908.
- 9) 小林, 轟, 材料, 35 (1986), 401.
- 10) 大路, 久保, 辻, 小川, 桜田, 日本機械学会論文集, 53 A (1987), 1517.
- 11) 橋内, 小林, 成木, 石塚, 飯田, 吉久, 材料, 36 (1987), 1077.
- 12) Kitsunai, Y., ASTM STP, 857 (1985), 274.
- 13) Annual Book of ASTM Standards : E 647-81, (1981).
- 14) Srawley, J. E., Int. J. Fract., 12 (1976), 475.
- 15) Isida, M., Trans. ASME, J. Appl. Mech., 33 (1966), 674.
- 16) Tobler, R. L. and Reed, P. R., Adv. Cryog. Eng., 22 (1975), 35.
- 17) Ohta, A., Sasaki, E., Kamakura, M., Kosuge, M., et al, Int. J. Fatigue, Oct. (1982), 233.
- 18) 橋内, 日本機械学会論文集, 52 A (昭61), 986.
- 19) 橋内, 日本機械学会論文集, 47 A (昭56), 677.
- 20) 岡村, 線形破壊力学入門, (昭和52), 38, 培風館.
- 21) Tada, H., Paris, P. C. and Irwin, G. R., The Stress Analysis of Cracks Handbook, (1985), 2.33 および 2.27, Del Research Co.,