

(昭和 50 年 11 月日本造船学会秋季講演会において講演)

50キロ高張力鋼溶接継手の脆性破壊発生 挙動におよぼす溶接熱・歪履歴の影響

正員 佐藤 邦彦* 正員 豊田 政男*
正員 川口 喜昭** 正員 有持 和茂**
正員 鈴木 充*** 正員 多々良 敏行***

Brittle Fracture Initiation of HT 50 Welded Joint Subjected
to Weld Thermal-Strain Cycle

by Kunihiko Satoh, *Member* Masao Toyoda, *Member*
Yoshiaki Kawaguchi, *Member* Kazushige Arimochi, *Member*
Mitsuru Suzuki, *Member* Toshiyuki Tatara, *Member*

Summary

In the welded joint having the pre-existing defect, the crack tip is subjected to thermal-strain cycle by post-welding. This strain cycle has effect upon the mechanical properties, especially upon fracture toughness. Consequently brittle fracture behaviors of the welded joint are influenced considerably by this strain cycle.

Wells-Kihara Test is carried out comparing so-called "Before Weld Notch" with "After Weld Notch". Brittle fracture initiation temperature of BWN specimens is much higher than that of AWN ones. It is clarified by FEM analysis that the concentration of plastic strain during welding at the crack tip is occurred in BWN specimen. This hot-straining causes considerable deterioration of fracture toughness. BWN specimen shows a considerable susceptibility to effects of hot-straining embrittlement. The influence of this hot-straining on fracture toughness can be estimated quantitatively by COD Bending Test.

1 緒 言

溶接構造物の脆性破壊発生挙動は力学的、材質的要因の複雑な重畳に大きく支配される。力学的要因として、溶接構造物に一般的なのは溶接残留応力があげられる。一方、材質的要因としては、いわゆるボンド脆化などの組織変化を伴うものと、溶接熱・歪履歴によって必ずしも組織変化を伴わない脆化とがあげられる。

溶接残留応力とボンド脆化の重畳についてはすでに材質評価法が提案されているが¹⁻³⁾、溶接残留応力と熱・歪履歴による脆化の重畳については従来十分な検討がなされていない。しかしその重要性については、このような破壊を再現するいわゆる Wells-木原試験の After Weld Notch と Before Weld Notch の差の問題としてすでに指摘されている^{4,5)}。

本研究は、50 キロ高張力鋼を用いて、いわゆる Before Weld Notch にみられる先在欠陥に対する溶接熱・歪履歴が、溶接継手の脆性破壊発生挙動に与える影響を明らかにしようとしたものである。まず FEM 解析によって先在欠陥近傍の後続溶接による熱応力・歪挙動を明らかにする。ついで Wells-木原試験により溶接継手の

* 大阪大学工学部

** 住友金属工業（株）中央技術研究所

*** 住友重機械工業（株）平塚研究所

脆性破壊発生挙動を実験的に考察する。さらに曲げ COD 試験によって先在欠陥近傍の脆化を検出し、大型試験結果の推定を試みる。同様の手法を大入熱溶接継手ボンド部に適用し、母材との比較を試みる。

2 先在切欠近傍の溶接による熱応力・歪挙動

先在切欠部が溶接されることにより、切欠先端部がどのような力学的状態にあるかを、二次元熱弾塑性有限要素法を用いて調べた。

2.1 解析の対象および解析条件

有限要素法による解析は次章で行なう大型試験片を対象とし、具体的な解析対象を Fig. 1 および Table 1 に示す。表中の切欠長さ 0 mm は切欠なしの試験片に溶接が行なわれた場合を示し、切欠長さ 50 mm は先在切欠を含む試験片に対応している。

解析は次のような仮定のもとに行なった⁹⁾。

$$\begin{aligned} \text{降伏点の温度依存性;} \sigma_{YT} &= \sigma_{Y0} (1 - T/830) & 0 \leq T \leq 830 \\ &= 0 & 830 < T \end{aligned}$$

$$\text{歪硬化;} \sigma_Y = \sigma_{YT} (1 + 3.0 \varepsilon_P)$$

入熱; 熱伝導解析は瞬間平面熱源とし、その入熱量は次章の大型試験片製作時の溶接条件に一致させた。

Fig. 2 に解析に用いた要素分割の 1 例を示す。解析は対称性から試験片の 1/4 に対して行なっている。切欠先端の要素は 1 辺 2 mm の正方形である。

2.2 残留応力、残留塑性歪分布

Fig. 3 に切欠線上での溶接線方向残留応力分布を示す。図中には次章で行なわれる 3 種の大型試験片の残留応力分布の実測値を併せてプロットしてある。すなわち、長さ 50 mm の先在切欠を含む試験片 (BWN)、通常の縦継手試験片で切欠加工前 ($A_{s,weld}$) と後 (AWN) の 3 種の試験片である。なお測定には切出法を用いた。切出小片寸法は 1 辺 30 mm の立方体である。AWN および BWN の実測値を比較すると、特に低応力脆性破壊性能を支配する切欠先端近傍の応力分布にはほとんど差が認められない。また BWN については計算値と実測値の間には良い一致がみられる。Fig. 4 に切欠線上の残留相当塑性歪 ε_P の分布を示す。BWN 試験片では切欠先端の非常に狭い領域で歪の集中は著しく、切欠先端 2 mm 四方の正方形領域の平均値で 8.5% もの歪の集中がみられ、切欠なしの同一位置での値にくらべ 10 倍以上の集中を示す。

2.3 熱応力・歪履歴

Fig. 5 は溶接線から 25 mm 離れた位置における 2 mm 四方の正方形領域が溶接によって受ける溶接線方向応力の履歴を、切欠長さ 0 および 50 mm の場合について比較したものである。切欠の有無によって応力履歴の傾向は変わらず、数値的にも両者の間に著しい差は認められない。Fig. 6 に同じ位置における溶接中の相当塑性歪の履歴を示す。BWN 試験片の切欠先端部近傍は溶接による昇・降温過程で著しい歪の集中を受ける。一方 AWN 試験片では熱歪履歴は非常に小さい。

以上の解析により、先在切欠先端部は溶接による昇・降温過程において著しい塑性歪の集中を受け、この結果切欠先端部には大きな塑性歪が残留する。このような力学的状態は、先在切欠を含む材の脆性破壊挙動に大きな影響を与えるものと推定される。

3 溶接熱・歪履歴が母材部からの脆性破壊発生挙動におよぼす影響

先在欠陥の存在が溶接継手の脆性破壊発生挙動に与える影響を明らかにするために、Wells-木原 Type の試験片を用いて大型脆性破壊試験を行なった。

3.1 大型脆性破壊試験による実験

実験は Fig. 7 に示す 3 種の大型試験片をそれぞれ製作して行なった。

(a) NWN: 母材試験片中央に長さ 50 mm の機械切欠を付けたもので、残留応力付加のための縦溶接は行なっていない。

(b) AWN: 残留応力付加のための縦溶接を行なった後、ビードセンターを中心に長さ 50 mm の機械切欠を付けたもの。

(c) BWN: 試験片中央に長さ 50 mm の機械切欠を付けた後縦溶接を行ない、溶接金属に埋もれた切欠部分を元の形状に整形したもので、試験片外観は AWN と全く同一である。

なお残留応力付加のための溶接には入熱 66 kJ/cm のサブマージアーク溶接を用いた。供試材は板厚 30 mm の造船用 50 キロ高張力鋼 KD 32 で、Table 2 にその化学組成および機械的性質を示す。

試験は容量 600 トンの引張試験機を用いて行なった。

Fig. 8 は実断面破壊発生応力と試験温度の関係を示したものである。3 者の破壊発生応力曲線はいずれも非常に急激な遷移を示し、降伏点以下の低応力破壊を呈し始める温度は NWN, AWN, BWN それぞれ -105°C , -60°C , -7°C であり、NWN に比べて AWN は約 50°C , BWN は約 100°C 高温側へ移行している。

AWN と BWN とを比較すると、両者の残留応力分布については前章 Fig. 3 で明らかなようにほとんど差がみられないので、破壊応力曲線の著しい差は、溶接による昇・降温過程にもたらされる著しい歪の集中による、BWN の切欠先端部の局所的な破壊靱性値の劣化に起因するものであろうと推測される。このような比較的高温において歪の集中を受けると、材料の靱性が劣化することは、寺沢・大谷らの実験⁷⁾あるいは Burdekin らの実験⁸⁾によっても示されている。NWN と AWN を比較すると、これらの破壊応力曲線にみられる差には、縦溶接による残留応力の有無が大きな役割を果たしていることは確かである。しかし NWN と AWN の差がこのような力学的要因の差のみに起因するものであるかどうかはここでは明らかではない。

3.2 曲げ COD 試験による実験

実験は次の 2 シリーズの曲げ COD 試験片について行なった。

シリーズ 1: 大型試験片の切欠先端部を忠実に再現するため、Fig. 9 に示す 3 種類の曲げ COD 試験片を製作した。すなわち

(a) NWN: 図に示す形状の母材原厚タイプ試験片。

(b) AWN: AWN 大型試験片を再現するため、素材に大型試験片と同様の溶接を行なった後、COD 試験片の切欠先端が溶接中心線から 25 mm となるように切り出したもの。試験片形状は NWN と同一である。

(c) BWN: BWN 大型試験片を再現するため、大型試験片と同様、素材に長さ 50 mm の切欠を加工した後溶接し、先在切欠の先端が曲げ COD 試験片の切欠先端と一致するように切り出したもの。試験片形状は NWN および AWN と同一である。

シリーズ 2: 室温で、Fig. 6 より得られた BWN 試験片の先在切欠先端部が受ける最大相当塑性歪量に等しい 8.5% の塑性歪を、曲げ COD 試験片の切欠先端部に与えた後、 500°C 1 時間保持あるいは 250°C 1 時間保持の熱処理を施したもの。曲げ COD 試験片の形状は Fig. 9(a) に示す NWN と全く同一である。

曲げ COD 試験は、200 トン万能試験機による 3 点曲げであり、試験片の切欠末端にはさんだクリップゲージによって試験中の開口変位を計測した。このようにして得られた値を Wells の式⁹⁾を用いて切欠先端の値に換算した。

試験結果を Fig. 10 に示す。シリーズ 1 の結果をみると、限界 COD-温度曲線には 3 者の差が明らかにみられ、NWN に比べて AWN は約 50°C , BWN では約 100°C 高温側へ移行しており、大型試験結果と傾向的には良い一致がみられる。一方、シリーズ 2 の結果をみると、処理温度が 500°C でも 250°C でもその限界 COD 値の間に有意差は認められず、いずれも限界 COD-温度曲線で NWN より 40°C 程度高温側へ移行しているが、BWN 試験片ほどの限界 COD 値の低下は認められない。

3.3 考 察

溶接残留応力場での継手の脆性破壊発生に関しては、従来から種々の手法に基づいて強度の推定がなされ、その有効性についても検討されている。ここでは曲げ COD 試験によって得られた限界 COD を用い、COD 仮説にしたがって大型試験片の破壊発生応力の推定を行なう。推定にあたっては BCS モデルを適用して導かれた有限板残留応力場での COD の計算式¹⁰⁾を用いる。計算に必要な残留応力分布に関しては、Fig. 3 で示したように大型 AWN と BWN にほとんど差がないという実験事実に基づいて、BWN 試験片に対して計算された分布を適用し、これを Fig. 11 に示すように面積の等しい矩形分布に置き換えたものを用いた。

シリーズ 1, 2 の試験片によって得られた限界 COD から大型試験片の破壊発生応力を推定した結果を Fig. 12 に示す。シリーズ 1 の結果から推定した破壊応力曲線は実験値と非常に良い一致を示す。したがって AWN, BWN 大型試験の脆性破壊発生挙動の差は主として Fig. 10 にみられる破壊靱性値の差に原因があることが明ら

かである。また NWN, AWN 大型試験の差は、溶接残留応力の有無だけでなく、Fig. 10 に示すように、AWN 試験片の切欠先端の破壊靱性値の劣化も原因していることが明らかとなった。

一方 Fig. 10 から明らかなようにシリーズ 2 によって得られた結果には BWN ほどの破壊靱性値の低下は認められず、推定結果も Fig. 12 に破線で示すように AWN 大型試験結果とはほぼ等しい値を示すが、BWN 大型試験結果とは依然約 50°C の開きがある。シリーズ 2 で用いた曲げ COD 試験片は室温で塑性歪を与えその後加熱しているのに対し、大型あるいは曲げ COD の BWN 試験片は溶接による昇・降温過程で塑性歪を生じている。したがってシリーズ 2 の試験片によって BWN 試験片の破壊靱性値を再現できなかった原因は塑性歪を室温で与えた点にあり、破壊靱性値の低下に大きな役割を果たすのは比較的高温で与えられる塑性歪であると結論できる。

溶接継手の脆性破壊発生特性を簡略に評価する手法として T_y 評価が提案され、その有効性が実験により検証されている¹⁻³⁾。溶接残留応力のある場合の脆性破壊発生温度 T_y は、限界 COD 値 δ_c を K_c 値に変換し ($K_c = \sqrt{E\sigma_y\delta_c}$), $K_c = \sigma_y \sqrt{\pi c}$ を満たす温度として求められる。この手法によって Fig. 10 のシリーズ 1 で得られた 3 種の限界 COD より温度 T_y を求めると次のようになる。

$$(T_y)_{NWN} = -101^\circ\text{C}$$

$$(T_y)_{AWN} = -61^\circ\text{C}$$

$$(T_y)_{BWN} = -16^\circ\text{C}$$

これらの温度は Fig. 12 に示すように、大型試験の脆性破壊発生温度をかなり正確に評価しており、溶接残留応力と溶接熱・歪履歴による材質の劣化との重畳に対しても T_y 評価が有効であることが明らかとなった。

4 溶接熱・歪履歴がボンド部からの脆性破壊発生挙動におよぼす影響

本章では母材に対してとられた実験、解析手法を十字溶接継手に適用することにより、先在欠陥部が受ける溶接熱・歪履歴が溶接ボンド部の脆性破壊発生特性に与える影響について考察する。

4.1 大型脆性破壊試験と曲げ COD 試験による実験と考察

本実験に用いた供試材は前章の母材に関する実験に使用したものと全く同一である。大型試験には入熱 200 kJ/cm のエレクトロガス継手から、Fig. 13 に示す 3 種の試験片を製作して実験に供した。曲げ COD 試験片は母材試験の場合と同様の方法で大型試験片の切欠先端の状態を忠実に再現できるように工夫した。

Fig. 14 に大型試験結果を示す。AWN および BWN の破壊応力曲線はともに急激な遷移を示し、降伏点以下の低応力破壊を呈する温度はそれぞれ -50°C と $+10^\circ\text{C}$ で、その差は約 60°C である。また NWN の破壊応力曲線は比較的ゆるやかな遷移を示すが、降伏点以下の低応力破壊を呈する温度は -50°C で AWN とまったく等しい。なお BWN においては多段破壊を呈するものがみられたが、これらについては全て最初の破壊発生応力をプロットしている。曲げ COD 試験結果を Fig. 15 に示す。限界 COD-温度曲線は NWN と AWN とがほぼ等しく、BWN はそれより高温側に移行している。破壊靱性値において NWN と AWN は一致しており、Fig. 10 の母材部における場合と明らかに異なっている。

これら曲げ COD 試験によって得られた限界 COD を用い、前章と同様の手法によって大型試験片の破壊発生応力を推定した結果を Fig. 14 中の曲線で示す。実験値と推定値の間には良い一致がみられる。さらにこれらの限界 COD を用いて 3 者の温度 T_y を求めると以下のようになる。

$$(T_y)_{NWN, AWN} = -52^\circ\text{C}$$

$$(T_y)_{BWN} = +12^\circ\text{C}$$

これらの温度は、Fig. 14 に示すように大型試験の脆性破壊発生温度をかなり正確に評価しているといえる。以上の考察によって、母材試験の場合と同様ボンド部に関しても、大型試験片の切欠先端部を忠実に再現した曲げ COD 試験片から得られる限界 COD により、大型試験結果を精度よく推定できることが示された。

4.2 母材部とボンド部の脆性破壊発生挙動に関する比較

母材部およびボンド部の脆性破壊発生挙動を比較するため、両者の大型試験結果を Fig. 16 に併せて示す。本実験におけるシャルピー衝撃特性 T_s は母材部で -49°C 、ボンド部で $+18^\circ\text{C}$ であり、その差は約 70°C であった。NWN における母材部とボンド部の破壊応力曲線の差は、このボンド脆化を反映したものであろう。一方 AWN においては母材部とボンド部にほとんど差がみられない。BWN における母材部とボンド部の差も約 20°C

ほどで、いわゆるボンド脆化から予測される差よりもはるかに小さい。したがって、溶接熱・歪履歴による材質劣化は母材部とボンド部に対して同一の影響を持つとはいえず、ボンド脆化と重畳した場合、その効果は必ずしも単純に加算的には扱えないものと考えられる。しかし、母材部、ボンド部を問わず、溶接による昇・降温過程での切欠先端の歪集中による靱性の低下が、溶接継手の脆性破壊挙動に極めて大きな影響を与えることが明らかとなった。

5 結 論

50 キロ高張力鋼を用いて、先在欠陥先端の溶接熱・歪履歴が継手の脆性破壊発生挙動におよぼす影響を調べ、次の結論を得た。

- 1) 先在欠陥近傍の後続溶接は、溶接残留応力と溶接熱・歪履歴による材質劣化とを重畳させ、溶接継手の脆性破壊発生温度の高温への移行をもたらす。
- 2) 熱・歪履歴による切欠先端部の局所的な靱性劣化は溶接熱サイクルによる著しい塑性歪の集中によるものであることが、解析と実験により明らかとなった。また、この靱性劣化の程度は、切欠先端の熱・歪履歴を忠実に再現した曲げ COD 試験により定量的に把握できることが示された。
- 3) 溶接熱・歪履歴による材質劣化は、いわゆるボンド脆化と単純に加算的には扱えないことが実験的に示された。

謝 辞

本研究に対し、有益なご討論とご助言を頂いた、日本造船学会溶接研究委員会第1分科会主査金沢教授はじめ委員各位に感謝します。

有限要素法の解析、および実験の一部は大阪大学工学部学生田中俊彦君の手によるものである。ここに記して感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 佐藤，豊田，川口，有持：脆性破壊発生特性からみた高張力鋼溶接継手のボンド部材質評価について，日本造船学会論文集，第135号（1974），p. 257.
- 2) 長谷部，川口，有持：脆性破壊発生特性からみた溶接継手ボンド部の材質評価にたいする提案，溶接学会誌，第44巻，第1号（1975），p. 77.
- 3) 長谷部，川口，有持：溶接継手ボンド部の脆性破壊発生特性からみた材質の評価と判定について，圧力技術，第13巻，第2号（1975），p. 97.
- 4) W. J. Hall, W. J. Nordell, W. H. Wunser : Studies of welding procedure, W. J., 41, No. 11 (1962).
- 5) 日本造船研究協会第101研究部会：巨大船の脆性破壊防止対策に関する研究報告書（1970）.
- 6) 佐藤，寺崎：熱弾塑性パラメータによる溶接応力，変形の研究，溶接学会誌，第44巻，第2号（1975）.
- 7) 寺沢，大谷，吉田，寺井：高温予歪が鋼の切欠靱性におよぼす影響，造船協会論文集，第109号（1961），p. 317.
- 8) F. M. Burdekin, M. G. Dawes, G. L. Archer, F. Bonomo, G. R. Egan : Selection of weldments to avoid fracture initiation, British Welding J., No. 12 (1968), p. 590.
- 9) British Standards Institution : Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing, DD 19, (1972).
- 10) 佐藤，豊田，有持：機械的性質の不均一をもつ材の脆性破壊挙動，日本造船学会論文集，第134号（1973），p. 428.

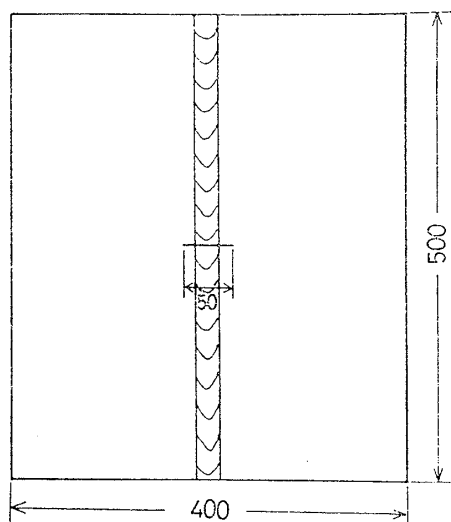


Fig 1 FEM解析対象

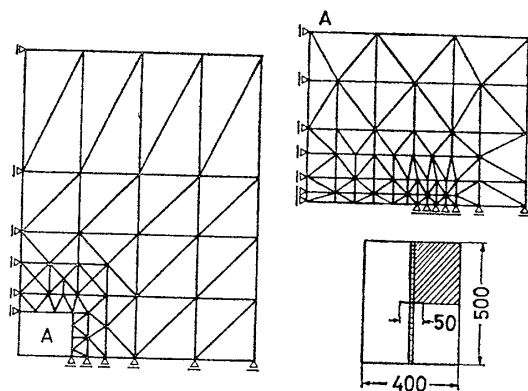


Fig 2 FEM要素分割

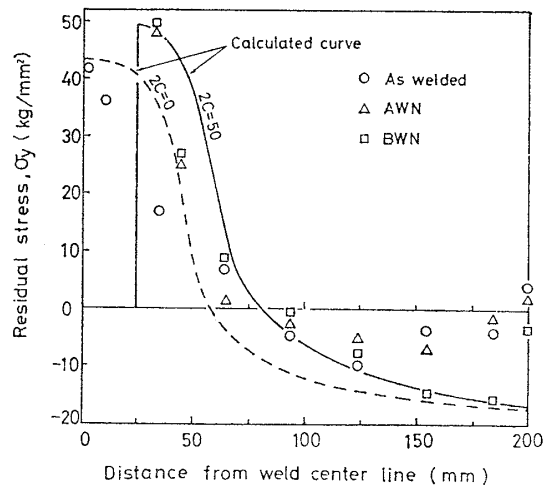


Fig 3 溶接線方向残留応力分布

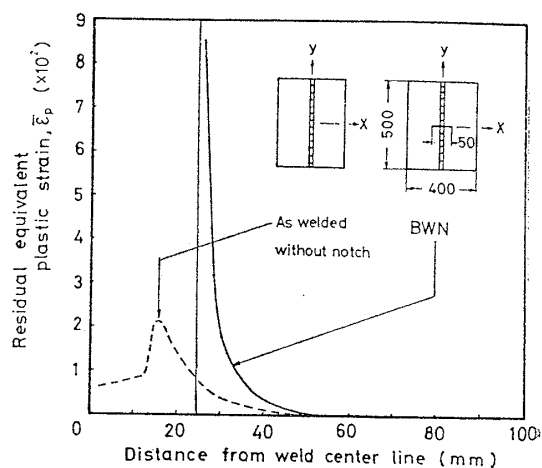


Fig 4 残留相当塑性歪分布

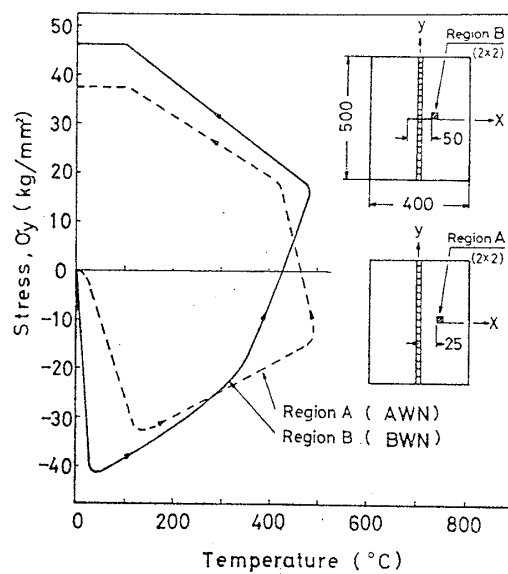


Fig 5 切欠先端における溶接線方向熱応力履歴

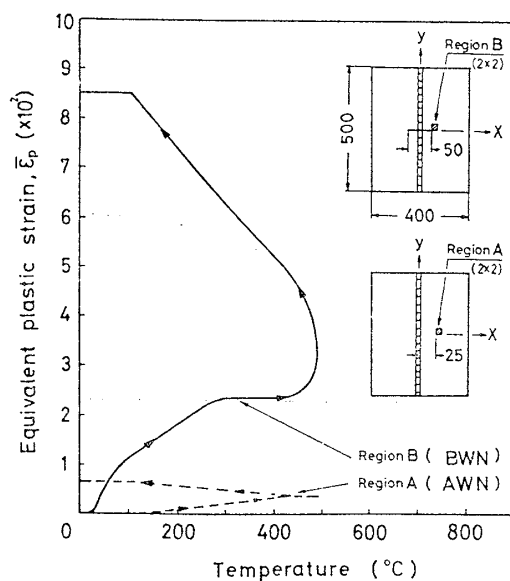


Fig 6 切欠先端における溶接中の相当塑性歪履歴

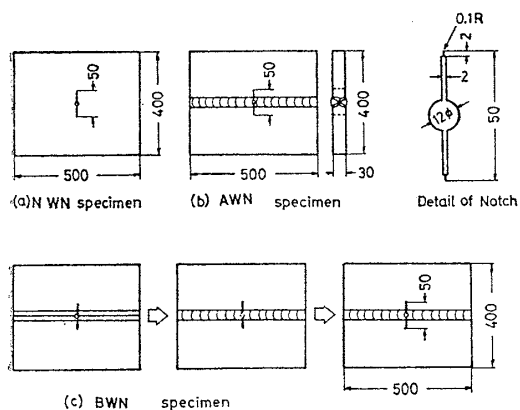


Fig 7 母材部大型試験片形状

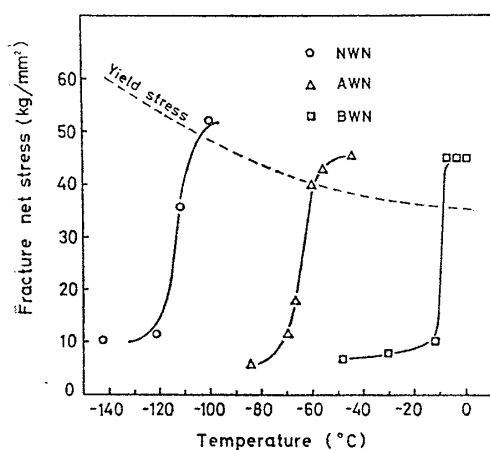


Fig 8 母材部脆性破壊発生応力曲線に及ぼす溶接残留応力熱処理の影響

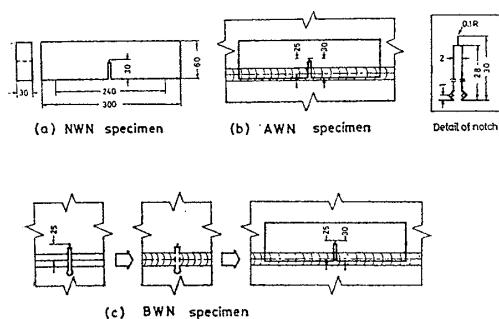


Fig 9 母材部曲げCOD試験片形状

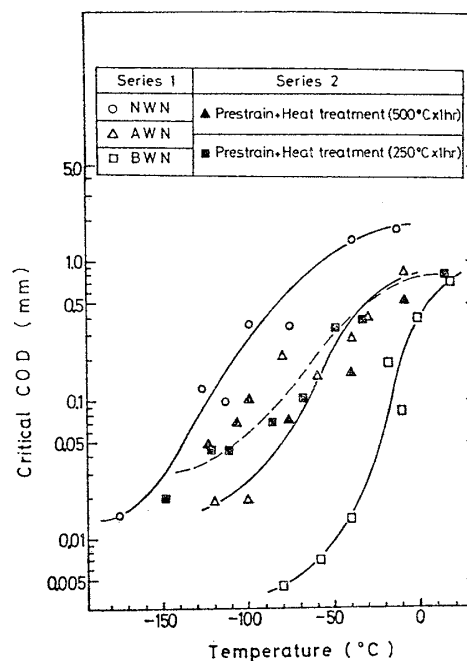


Fig 10 母材部限界CODに及ぼす溶接熱処理の影響

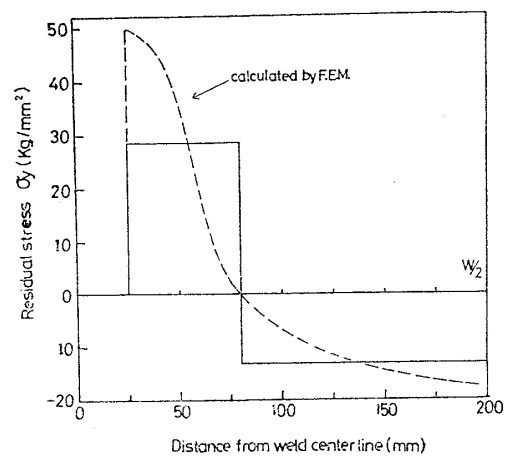


Fig 11 計算に用いた残留応力分布

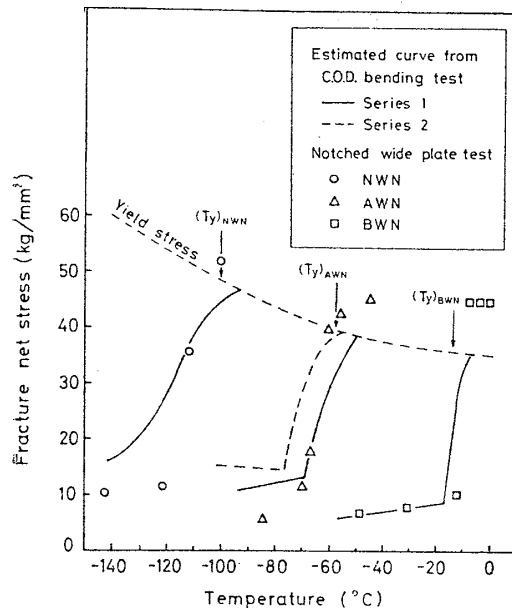


Fig12 母材部大型試験片の脆性破壊発生応力の推定値と実験値の比較

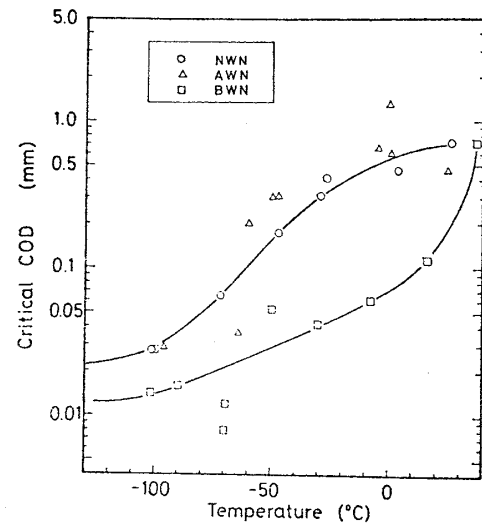


Fig15 ボンド部限界CODに及ぼす溶接熱歪履歴の影響

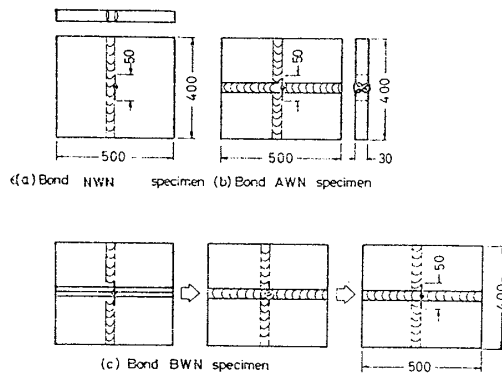


Fig13 ボンド部大型試験片形状

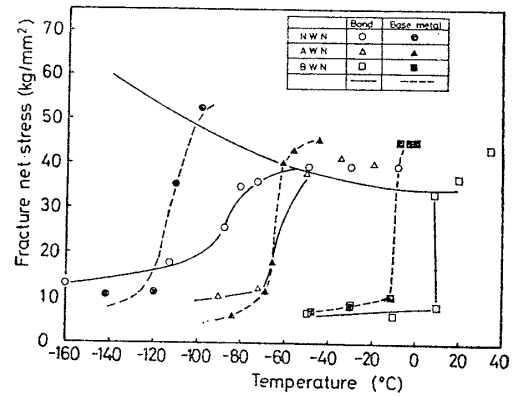


Fig16 母材部とボンド部の脆性破壊発生挙動の比較

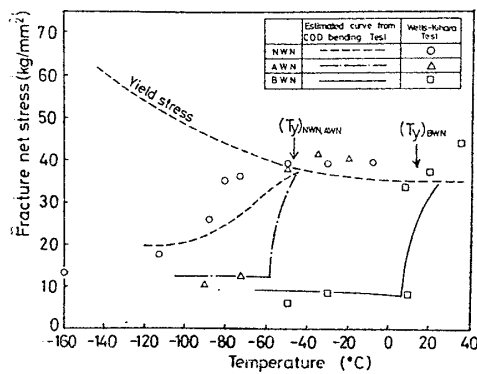


Fig14 ボンド部脆性破壊発生応力曲線に及ぼす溶接熱歪履歴の影響

Table 1 FEM解析条件

	Yield strength (kg/mm ²)	Notch length (mm)	Heat input (cal/cm ²)
I	35.6	0	5280
II	35.6	50	5280

Table 2 供試材の化学組成と機械的性質

Chemical compositions (%)						Y.S.	T.S.	Elog.	vTs	Plate thi-
C	Si	Mn	P	S	Al	(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	(%)	(°C)	ckness
0.15	0.24	1.39	0.019	0.007	0.031	35.6	52.5	26.8	-49	30 (mm)

Y.S. : Yield strength at room temperature

T.S. : Ultimate tensile strength at room temperature