

(昭和52年11月 日本造船学会秋季講演会において講演)

50キロ高張力鋼の溶接熱ひずみ脆化と 材質評価法の検討

正員 佐藤 邦彦* 正員 豊田 政男*
正員 川口 喜昭** 正員 有持 和茂**

Hot Straining Embrittlement and Material Assessment of 50kg/mm² High Strength Steel

by Kunihiko Satoh, *Member* Masao Toyoda, *Member*
Yoshiaki Kawaguchi, *Member* Kazushige Arimochi, *Member*

Summary

It is known that the remarkable effect of the pre-existing defect on the brittle fracture initiation characteristics of welded joint is mainly caused by the interaction between the residual stress and the deterioration of the fracture toughness due to the weld thermal strain cycles at the tip of the defect, so called the hot straining embrittlement. This embrittlement is not always accompanied with the change of metallurgical structures and moreover the region of the embrittlement is limited only in the very vicinity of the tip of the defect. Nevertheless it is clear that this embrittlement is one of the most important factors which cause the low stress brittle fracture initiation even in the service temperature in the case of the mild steel and 50kg/mm² class high strength steel.

In the present paper, various factors which have considerable effects on the hot straining embrittlement are extracted and effect of the temperature and the amount of the strain at the tip of the defect on the deterioration of fracture toughness are quantitatively evaluated. A simple testing method which uses a small size COD specimen prestrained at 250°C is developed to evaluate the susceptibility to the hot straining embrittlement. A mechanism of the hot straining embrittlement is studied by the results of this testing method, so called PBCT (Pre-compression Bending COD Test).

1 緒 言

先在欠陥の存在が溶接継手の脆性破壊挙動に著しい影響を与えることは、いわゆる Wells-木原試験における Before Weld Notch (BWN) 継手の破壊発生温度の著しい上昇として良く知られている^{1),2)}。

著者らも先在欠陥が継手の脆性破壊挙動に与える影響を定量的に明らかにすることを目的として、同様の試験片を用いた詳細な検討を行なった結果、BWN にみられる破壊発生温度の著しい上昇は、継手の残留応力に加え、溶接過程中に切欠先端部が受ける著しい熱ひずみサイクルによる破壊靱性値の低下、いわゆる溶接熱ひずみ脆化との重畳効果によることが示された^{3),4)}。また、ここで示された脆化現象は必ずしも組織変化を伴うことなく、かつ先在欠陥先端の非常に限られた領域でのみ認められるものであるにもかかわらず、その継手強度に与える影

響は軟鋼や 50 キロ鋼の場合、ポンド脆化や SR 脆化に勝るとも劣らないものであることが明らかとなり、これらのクラスの鋼材の低応力脆性破壊発生のも最も主要な要因の1つであろうと考えられるに至った。

本研究においては、溶接熱ひずみ脆化に対する材料、施工面からの対策の確立に資することを目的に、各種影響因子の抽出と、その定量的な把握を行なった。また、その過程で、その脆化の程度を定量的に把握するための簡便な小型試験法の開発を行ない、これらにより得られた結果をもとに溶接熱ひずみ脆化の機構に関する若干の実験的考察を行なった。

2 溶接熱ひずみ脆化に及ぼす溶接熱ひずみ履歴の影響

溶接熱ひずみ脆化は、その発生過程から考えて、溶接により受ける熱ひずみ履歴に代表される力学的要因と、鋼材の組成等に代表される冶金的要因の重畳作用に支配されるものと推測される。

* 大阪大学工学部

** 住友金属工業(株)中央技術研究所

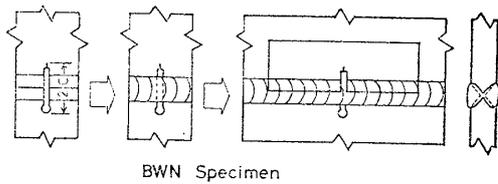


Fig. 1 Design for BWN COD specimen (2c=38, 50, 100mm)

溶接熱ひずみ履歴の相違が破壊靱性値に与える影響を調査するため、Fig.1 に示す様に、先在切欠長さを 38, 50, 100mm の3種に変えることにより、切欠先端部の受ける熱ひずみ履歴を変化させた再現曲げ COD 試験片を用いて、脆化の程度に与える熱ひずみ履歴の影響を調査した。供試材の化学組成、機械的性質を Table 1 に示す。

COD 試験結果を Fig.2 に示す。なお、限界 COD 値は、切欠端で測定されたクリップゲージ変位を、Wells の式⁷⁾を用いて切欠先端の値へ換算している。いずれの切欠長さにおいても BWN の切欠先端部の限界 COD は、同一温度での素材の値に比べて著しい低下を示している。しかし、その劣化の程度は、切欠長さにより異なり、切欠長さ 50mm, 100mm の BWN type はほぼ同程度

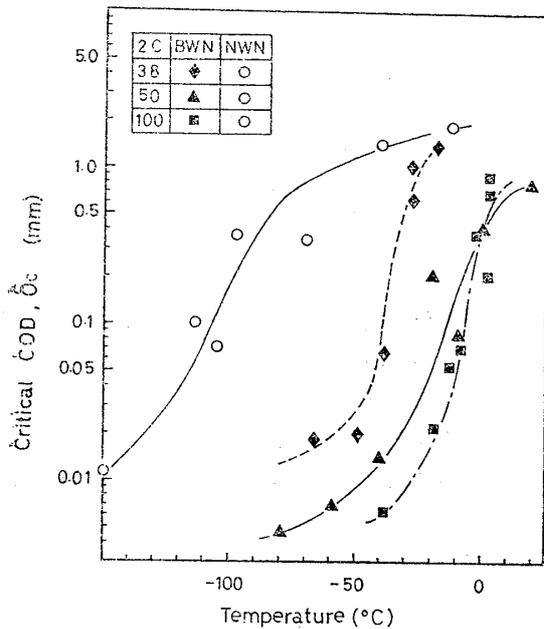


Fig. 2 Effect of crack length on critical COD of BWN COD specimen

Table 1 Chemical compositions and Mechanical properties

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

の劣化を示すが、切欠長さ 38mm のものは、前者よりも劣化の度合いが小さい。

次に、おのおのの試験体の切欠先端部が溶接により受ける熱ひずみ履歴を定量的に把握するため、熱弾塑性 FEM を用いて溶接に伴う切欠先端部が受ける熱ひずみ履歴の解析を行なった。解析条件は実験に用いた溶接条件と一致させ材料定数の温度依存性を考慮した⁶⁾。なお、解析における熱源としては瞬間平面熱源を用いた。

Fig. 3 に解析結果を示す。切欠先端の 2mm×2mm の領域が受ける熱ひずみ履歴は、切欠長さが増えることにより異なる。最高到達温度は、切欠長さの短い順におよそ 600°C, 500°C, 250°C であり、切欠先端部の残留相当塑性ひずみは、それぞれ 8.2%, 7.3%, 4% である。Fig. 3 にみられる熱ひずみ履歴の大小関係と、Fig. 2 の限界 COD の劣化の程度とは必ずしもよい相関がみられず、熱およびひずみの相互的な効果により脆化が支配されることがわかる。

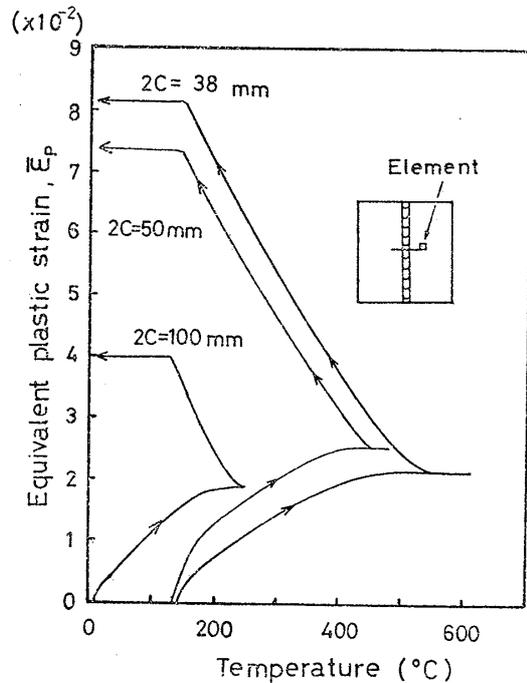


Fig. 3 Effect of crack length on thermal strain cycle in the vicinity of crack tip during welding

Table 2 Chemical composition and Mechanical properties

C	Si	Mn	P	S	Al	YP (kg/mm ²)	TS (kg/mm ²)	EI (%)	vEo (kg·m)	Plate thickness (mm)
0.16	0.33	1.38	0.020	0.008	0.033	35	53	26	22.7	25

3 熱ひずみ脆化に及ぼす熱・ひずみの影響と、溶接熱ひずみ脆化把握のための試験法について

3.1 熱ひずみ脆化に及ぼす熱・ひずみの影響

前章のような再現曲げ COD 試験法によると、先在切欠先端に溶接により熱・ひずみ履歴を与えるため、この部分が受ける温度とひずみ量を独立に変化させることができない。そこで高温予ひずみによる再現試験を行ない、熱ひずみ脆化に対する温度とひずみ量の影響を調べた。

Table 2 に供試鋼板の化学組成と機械的性質を示す。この材料の母材 COD 試験結果、および $2c=50\text{mm}$ の先在切欠に溶接を行なって切り出した再現曲げ COD 試験結果は Fig. 1 に示す方法によりあらかじめ求めておいた。

熱ひずみ脆化に対する温度の影響を調べるために、Fig. 4 に示す原厚曲げ COD 試験片を 150°C から 500°C までの数温度に加熱、保持した後、非常に短時間で適当な変形を曲げによって与えた。ひずみ量については、Wells-木原タイプの大型試験片における、Before weld Notch 試験片の切欠先端部が受ける残留相当塑性ひずみと同量のひずみを与えた。実際には高温で曲げ COD 試験片の切欠先端部に与えるひずみ量を直接コントロールするのは困難であるので、次の様な方法を用いた。すなわち、Fig. 5 に示すように、曲げ COD 試験片の切欠先端部 2mm 四方の正方形領域が受ける相当塑性ひずみ量と、試験片のたわみ量との関係を FEM により求めておき、このたわみ量をコントロールすることにより間接的にひずみ量を制御した。付与するたわみ量としては、大型 BWN 試験片の切欠先端部が受ける最大相当塑性ひずみ量 7.3% に相当する、曲げ span 200mm に対し 2

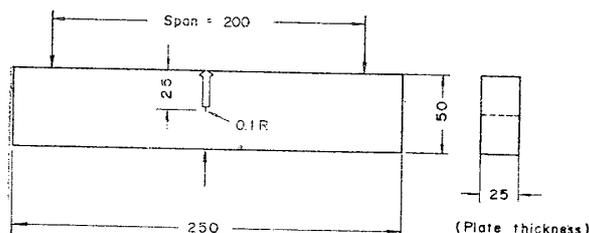


Fig. 4 Full thickness type COD bending specimen

mm (曲げ角度で $\tan\theta=1/50$) を採用した。

一方、熱ひずみ脆化に対するひずみ量の影響を調べるために、加熱温度を 250°C とし、たわみ量を 0.2mm から 3mm の間に変化させた。

加熱温度の影響を Fig. 6 に示す、母材に比べて 150°C でかなりの脆化がみられるが、 250°C で最も大きく脆化し、母材から $50\sim 60^\circ\text{C}$ 高温側へ COD 曲線が移動して、再現曲げ COD 試験における BWN の結果とほ

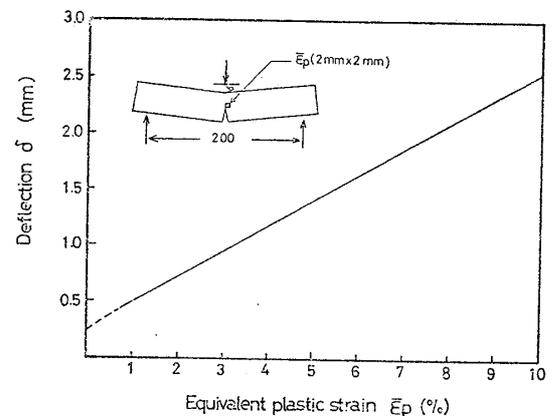


Fig. 5 Relation between deflection at load point and equivalent plastic strain in the vicinity of crack tip

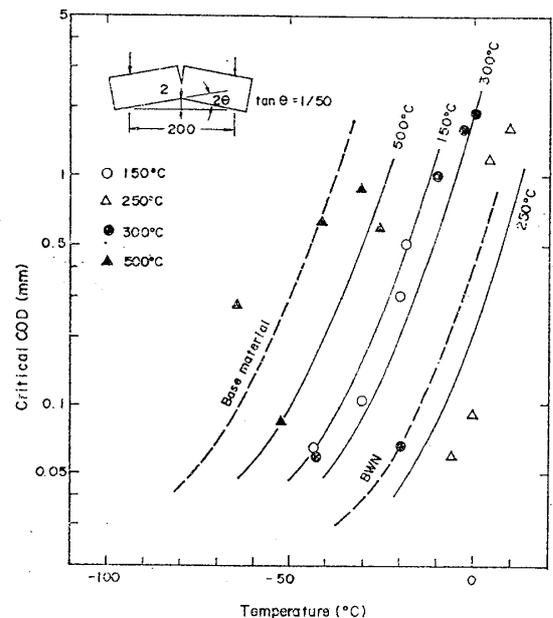


Fig. 6 Effect of heating temperature on critical COD of pre-stressed COD specimen

ほぼ同等、ないしはこれを若干上回る脆化を示す。加熱温度が 300°C になるとむしろ若干回復し、500°C になると母材に近いところまで回復する。250°C で最大の脆化が起ることは、COD 試験による Burdekin ら⁷⁾ およびシャルピー試験による寺沢ら⁸⁾ による試験結果と一致している。

ひずみ量の影響を Fig. 7 に示す。たわみ量が 0.2mm、0.4mm、0.7mm と増加するにつれて限界 COD 曲線は高温側へ移動するが、1.3mm で BWN 再現曲げ COD 試験結果とほぼ同等ないしは、これを若干上回る脆化を示す。2.0mm、3.0mm とそれ以上ひずみ量が増加しても脆化度は飽和し、それ以上の脆化を示さない。すなわち、熱ひずみ脆化はひずみ量に対しては、BWN 再現曲げ COD 試験の場合と同等のひずみ量で十分飽和しているとみなされる。

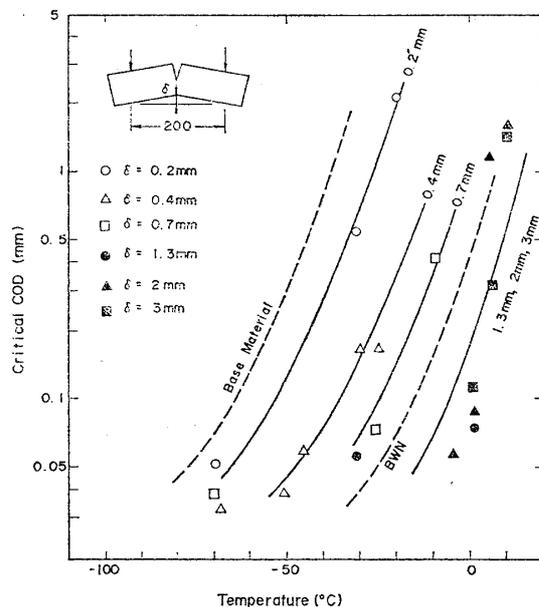


Fig. 7 Effect of deflection on critical COD of pre-strained COD specimen

3.2 溶接熱ひずみ脆化把握のための試験法について

溶接熱ひずみ履歴が鋼材の破壊靱性値に与える影響は、Wells-木原タイプの Before Weld Notch 大型試験片の切欠先端部が溶接中に受ける熱ひずみ履歴を忠実に曲げ COD 試験片の切欠先端部に与えた、いわゆる再現曲げ COD 試験片により定量的に把握できる。しかし、本実験法は、その試験片製作方法に起因して次の様な欠点を持つ。すなわち

- (1) 熱とひずみを独立にコントロールできない
- (2) すべての試験片に厳密な意味で同一の熱ひずみ履歴を与えることが困難
- (3) 大量の素材と、多数の工程が必要

熱ひずみ脆化に対する材質評価試験法として、再現曲げ COD 試験法の持つ上記欠点をおぎない、かつ熱ひず

み脆化機構の解明、あるいは耐熱ひずみ脆化特性の優れた材料を開発する上で、それらに適した小型試験法を開発する必要がある。

このような要請に対し、前節で得られた結果から、ただちに次の条件で高温予ひずみが付与された曲げ COD 試験が最も適当であることが予想される。

予ひずみ温度：250°C

予ひずみ量：BWN 大型試験片が受ける最大ひずみ量 (HT 50 の場合、曲げ角度にして $\tan\theta=1/50$)

さらに、曲げ COD に対する高温予ひずみ試験法の材料開発への適用を目指し、本試験法の小型化、ならびに簡略化を図った。試験片は Fig. 8 に示すような小型の曲げ COD 試験片を採用した。また、高温で与えるひずみは、引張ひずみによる切欠鋭さの鈍化や割れの発生による先端形状の変化の影響をさけるため圧縮ひずみを採用した。熱ひずみを付与する温度は、前節の実験結果から明らかのように、最脆化温度の 250°C を、また与えるひずみ量は脆化が十分飽和する曲げ角度 $\tan\theta=1/50$ を採用した。

この試験片で BWN 再現曲げ COD 試験片での脆化が再現できることを Fig. 9 に示す。素材は Table 2 に示したものと同一であり、母材と BWN 再現曲げ COD 試験結果は Fig. 6 および Fig. 7 に示されたものである。10mm 厚の小型 COD 試験結果は、板厚 25mm 厚の大型試験結果よりも低温側に限界 COD 曲線が移行するがこれは寸法効果を示すものである。熱ひずみによる母材

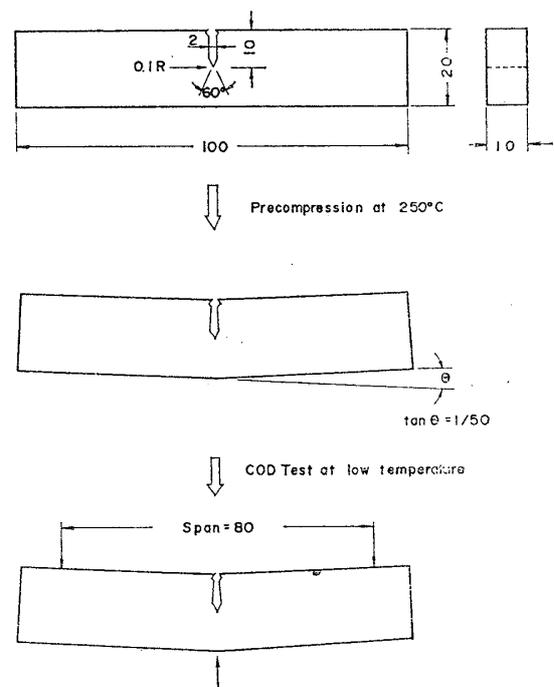


Fig. 8 Design for pre-compression bending COD test specimen (PBCT)

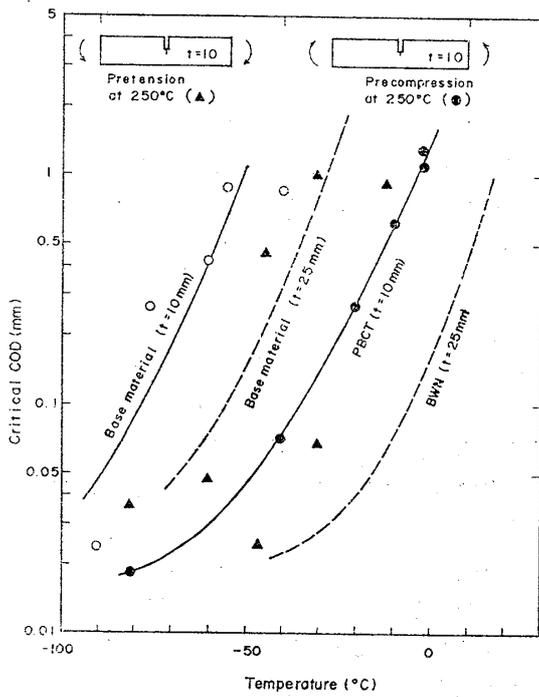


Fig. 9 Comparison COD values of PBCT specimen with those of BWN COD ones

からの脆化の程度は、小型 COD 試験においても、BWN 再現曲げ COD 試験とほぼ等しい値が得られ、しかも圧縮型の方がバラツキの少ない結果となっている。

4 PBCT とその応用

4.1 50 キロ鋼材の熱ひずみ脆化に及ぼす冶金の諸因子の影響

前章において、鋼材の熱ひずみ脆化の程度を定量的に把握するために、PBCT 試験法を提案し、本試験法の有効性を明らかにした。本節においては、PBCT を用いて、各種冶金の因子が鋼材の熱ひずみ脆化に及ぼす影響を調査した。対象は 50 キロ級鋼板で、通常鋼板の製造に用いられる熱処理と、N, C および Al 量等の化学成分の影響を調査した。鋼板は実験室的に溶製し、板厚 20 mm に圧延した。供試鋼板の化学成分範囲を Table 3 に示す。鋼材の熱ひずみ脆化度の判定は、PBCT 試験法により得られた温度-限界 COD 曲線において、限界 COD が 0.2mm になる温度 ($T_{\delta_c=0.2}$ 評価⁹⁾ によれば $2c=50\text{mm}$ を持つ大型試験片の破壊発生応力が、降伏点に等しくなる温度にほぼ一致する) の母材からの高温への移行量で判定した。試験結果の一例を Fig.10 に示す。この鋼種 (C=0.13, N=0.007, Al=0, As roll) では限

Table 3 Chemical compositions

C (%)	Si	Mn	P	S	Al	N	Heat Treatment
0.05 - 0.22	0.25	1.40	0.005	0.006	0 - 0.083	0.003 - 0.014	SR(600°Cx1hr) N(910°Cx1hr) QT(910°Cx1hr)WQ+600°Cx1hr

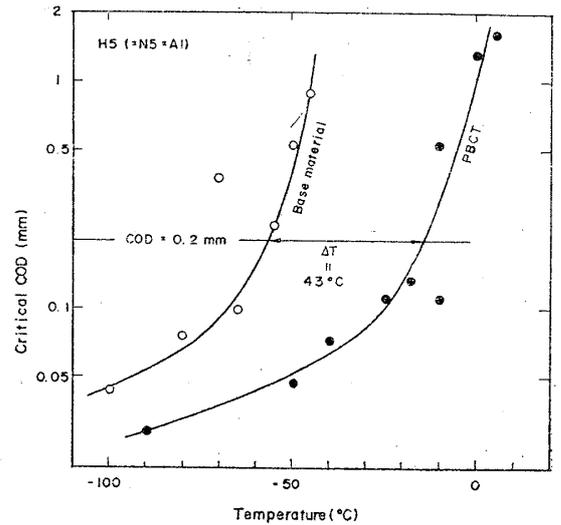


Fig. 10 An example of critical COD vs. temperature curve of PBCT specimen

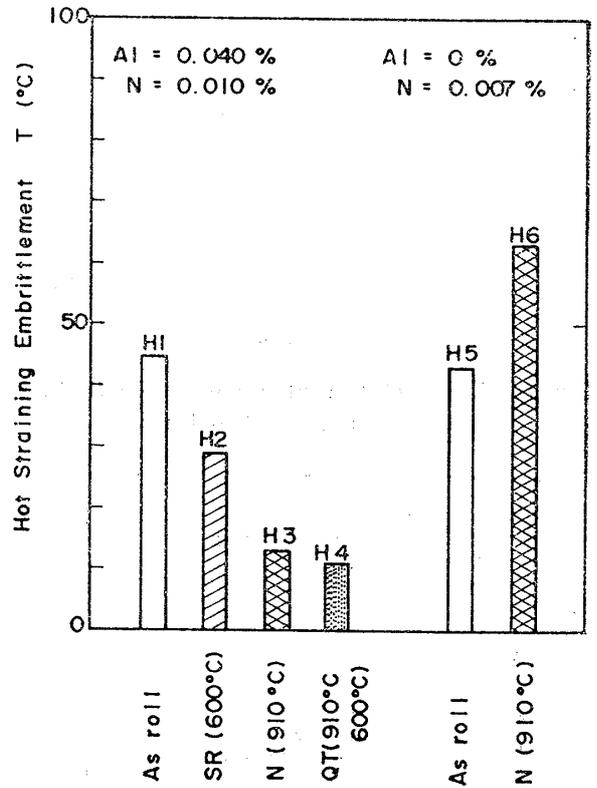


Fig. 11 Effect of heat treatment on susceptibility to hot straining embrittlement

界 COD 値が 0.2mm となる温度 $T_{\delta_c=0.2}$ は母材試験の結果である -57°C から、PBCT の結果である -14°C へと 43°C 上昇している。

熱ひずみ脆化に対する熱処理の影響を Fig.11 に示す。Al が 0.04% 添加されている場合は、鋼材にあらかじめ与えられている熱処理の影響が著しく、As roll で 45°C の脆化があっても、 $600^\circ\text{C}\times 1\text{hr}$

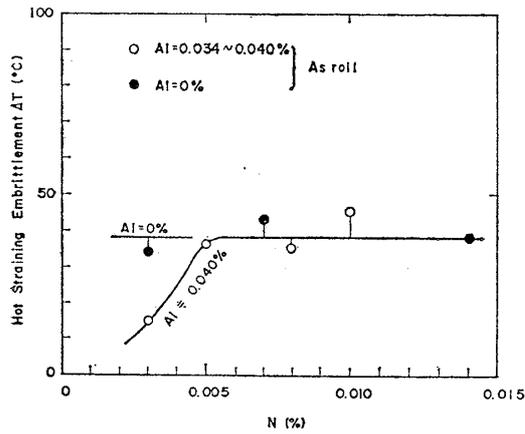


Fig. 12 Effect of N contents on susceptibility to hot straining embrittlement

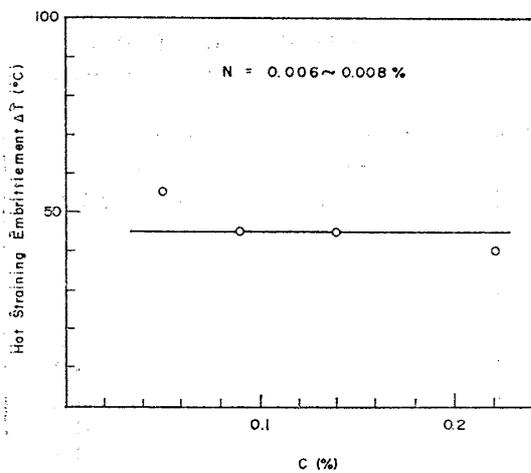


Fig. 13 Effect of C contents on susceptibility to hot straining embrittlement

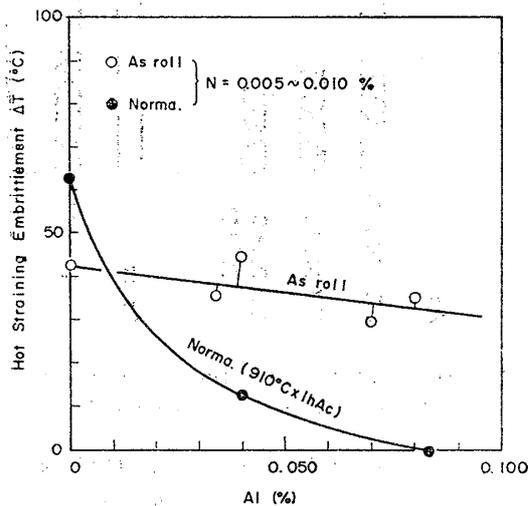


Fig. 14 Effect of Al contents on susceptibility to hot straining embrittlement

AC の SR 処理を施したものでは 30°C 以下の脆化にとどまっている。さらに高温での熱処理を施した焼ならし材および焼入れ、焼もどし材では、熱ひずみ脆化度は 10°C 程度にとどまっている。しかし、Al 無添加の場合

は As roll 材と焼ならし材ではほとんど差がなく、熱処理の影響はほとんど受けないと判断される。

熱ひずみ脆化に対する N の影響を Fig. 12 に示す。ここでも Al の有無により結果は異なり、Al が 0.040% 程度添加されている場合は N を 0.003% まで低下させると As roll 材の熱ひずみ脆化を軽減させることができるが、Al 無添加の場合はこの程度までの N の低下では効果がみられない。

熱ひずみ脆化に対する C の影響を Fig. 13 に示す。本実験範囲内での C 量の増減は熱ひずみ脆化の程度に対しほとんど影響を与えないことがわかる。

熱ひずみ脆化に対する Al の影響を Fig. 14 に示す。この場合は鋼材にあらかじめ与えられている熱処理により影響が異なる。As roll 材では Al 添加量の増大により熱ひずみ脆化度は減少するが、その効果は僅かである。一方、焼ならし材に対しては、Al 添加量の増大は著しい効果を持ち Al=0.040% で熱ひずみ脆化度は 13°C、Al=0.080% ではほぼ 0°C になってしまう。

4.2 熱ひずみ脆化の機構に関する一考察

前節までの実験および解析の結果より、溶接熱ひずみ脆化は、溶接熱サイクル中、主として 250°C 近傍で受ける塑性ひずみに起因しているものであることが明らかになった。一方、このような比較的高温で受けるひずみが、材料の各種性質に大きな影響を与える現象は、動的ひずみ時効 (dynamic strain aging) あるいは青熱脆性として知られており、従来から主として高温での引張試験をもとに多くの研究がなされ、とくに材料の機械的性質に与える影響に関して詳細な実験データの蓄積がなされている。

本節では、溶接熱ひずみ脆化現象と、動的ひずみ時効現象との関連を、PBCT あるいは高温での引張試験によって得られる機械的性質の変化との関係において明らかにし、さらに電子顕微鏡による転位の直接観察を通して、溶接熱ひずみ脆化の機構を考察する。

前章で用いた鋼材から採取された丸棒引張試験片を 100~500°C での種々の温度で、引張速度 0.15mm/min での引張試験を行ない、降伏点、引張強さその他の機械的性質の変化を調査した。引張試験には容量 10 トンの高温引張試験機を用いた。Fig. 15 に降伏点、引張強さの温度依存性を示す。降伏点は高温になるに従い、順次低下するが、引張強さはむしろ上昇し、250°C で最大値に達し、その後 500°C に至るまで単調に低下する。このような 250°C での強度の上昇は、いわゆる青熱脆性として知られており、これは変形の際の転位の運動速度がその温度での固溶 C、N 原子の移動速度とほぼ等しいため、変形と同時に転位がこれらの原子により固着され、変形応力の上昇が生じることによるもので、動的ひずみ時効

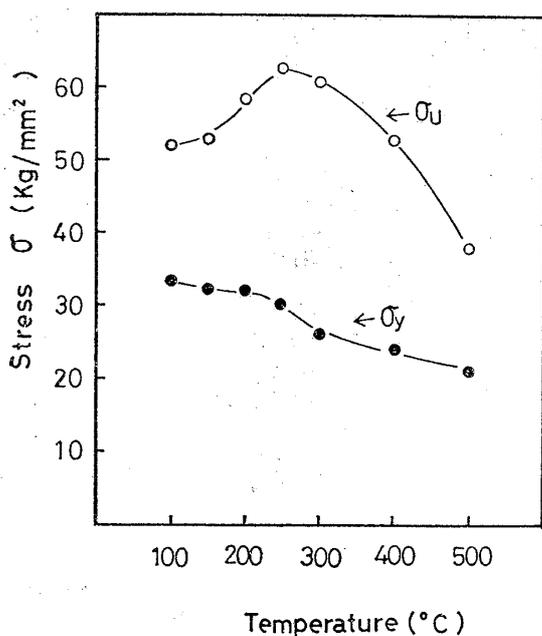


Fig. 15 Temperature dependency of mechanical properties

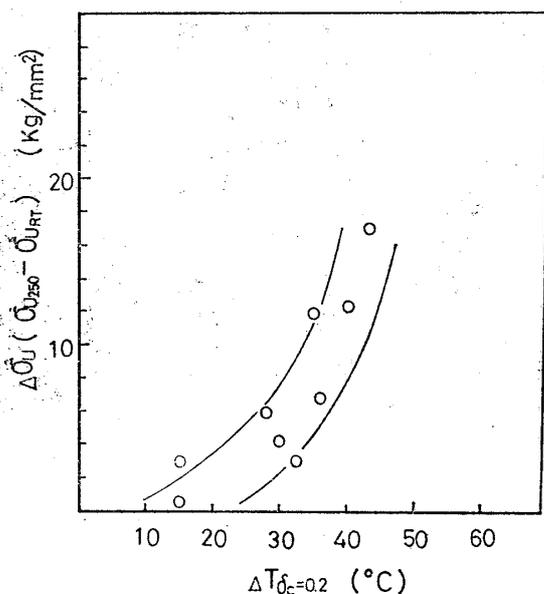


Fig. 16 Relation between susceptibility to dynamic strain aging and that to hot straining embrittlement

と呼ばれている。

前節までに得られた結果より、溶接熱ひずみ脆化に対し、動的ひずみ時効の役割の大きさが当然予想される。そこで、前節で溶製された種々の熱ひずみ脆化度を持つ鋼材から丸棒引張試験片を採取し、室温および250°Cでの引張試験を実施した。250°Cでの引張強さの室温からの上昇量を鋼材の動的ひずみ時効感受性を評価する指標として採用し、この値と、前節で定義された熱ひずみ脆化度 ΔT との関係进行调查した。結果を Fig. 16 に示す。熱ひずみ脆化度と、動的ひずみ時効感受性との間によい

相関が見られる。

250°C で予ひずみを受けた曲げ COD 試験片においても、250°C 高温引張試験片と同様、素材強度の上昇が切欠先端部で生じていると考えられる。250°C 予ひずみを受けた曲げ COD 試験片の切欠先端近傍での硬度分布を100gr マイクロヴィッカースを用いて調査した結果、Fig. 17 に示すように切欠先端部の非常に狭い領域で著しい硬度の上昇がみられ、この部分での強度の上昇がうかがえる。Fig. 18 に各種鋼材で得られた切欠先端部での硬度の母材からの上昇量と、熱ひずみ脆化度との関係を示す。この場合も、250°C 強度の上昇との関係にみられたと同様、両者の間によい相関がみられる。

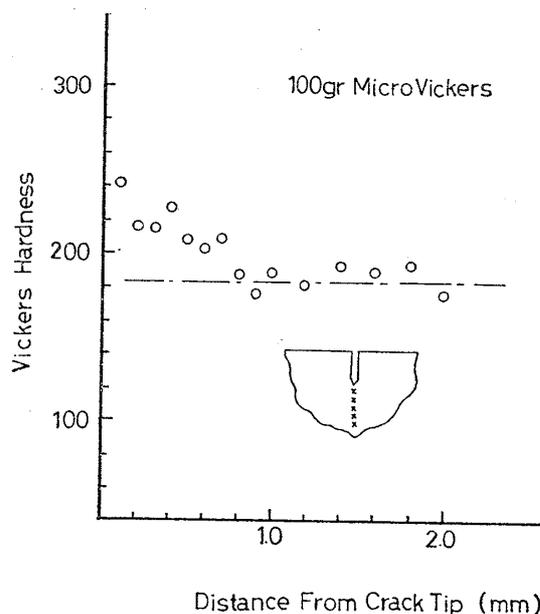


Fig. 17 Vickers hardness distribution near the tip of crack of PBCT specimen

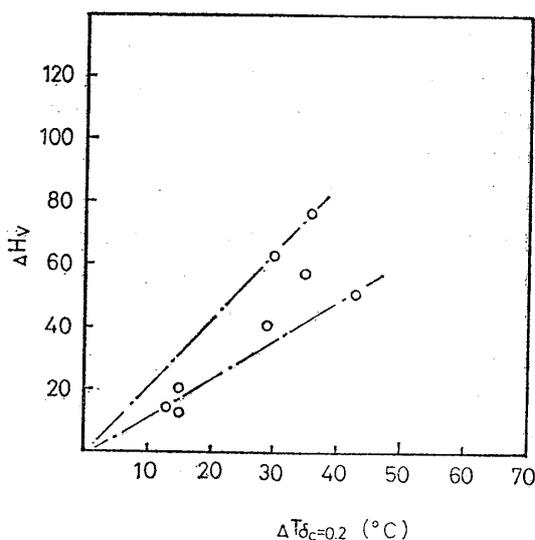


Fig. 18 Relation between the rise of vickers hardness in the vicinity of crack tip and susceptibility to hot straining embrittlement

青熱脆性あるいは動的ひずみ時効に関する一般的な議論においては、この現象は鋼中の固溶CあるいはN原子による転位の固着に起因することが明らかにされている。一方、これまでの実験結果から、溶接熱ひずみ脆化に対して動的ひずみ時効の果す役割が非常に大きなものであることが明らかであるが、溶接熱ひずみ脆化が非常に速い現象であること、および前節での冶金的因子の影響調査等をあわせ考え、溶接熱ひずみ脆化に対しては鋼中の固溶N原子が支配的な影響力を持つものと考えられる。前節で溶製した種々の熱ひずみ脆化度を持つ鋼材の固溶N量を化学分析法により定量し、これと熱ひずみ脆化度との関係を調査した。Fig. 19 に示すように、鋼材中の固溶N量の増加とともに熱ひずみ脆化度は増大することがわかる。しかし、ある値以上の固溶N量の増加に対しては、もはや熱ひずみ脆化度は増大せず、飽和現象が存在する。

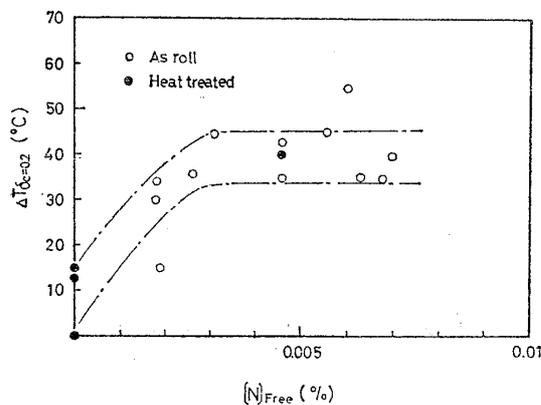
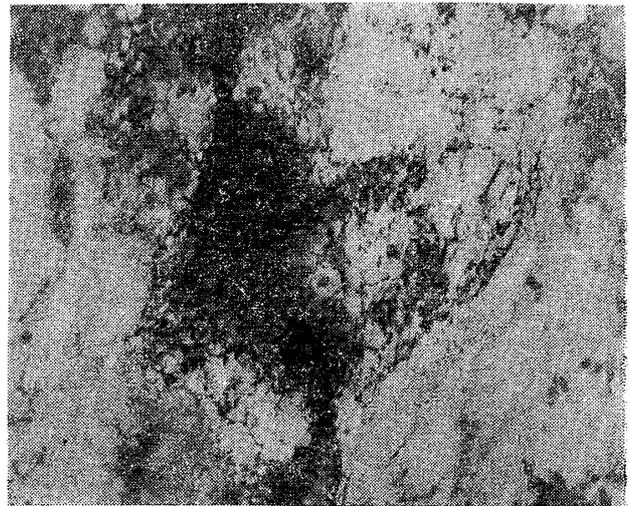


Fig. 19 Relation between $[N]_{Free}$ contents and susceptibility to hot straining embrittlement

この飽和現象の生じはじめる固溶N量は0.003%と低く、少量の固溶Nの存在で熱ひずみ脆化の生じることが理解できる。また、Fig. 19より、鋼材の化学組成や熱処理の相違によらず、固溶N量により、熱ひずみ脆化の程度が定量的に把握できることが明らかとなった。

以上の考察により熱ひずみ脆化材の切欠先端部は固溶Nにより転位が固着され、強度の上昇が生じていることが明らかとなった。そこで、熱ひずみ脆化材の転位の集積状況の、電子顕微鏡による直接観察を試みた。なお、曲げCOD試験片における熱ひずみ脆化領域は硬度分布の測定結果からも明らかなように、切欠先端部での非常に狭い領域に限定されており、この領域を電子顕微鏡により直接観察するのは困難である。そこで、曲げCOD試験片の切欠先端部の熱ひずみ脆化域とはほぼ同程度の変形(約10%)が与えられていると考えられる、250°C高温引張材に着目し、破断後の一様伸び領域から薄膜を作製し、これを透過電子顕微鏡により観察し、転位の集積



(1) $\Delta T_{\delta c=02} = 10^{\circ}\text{C}$ ($\times 80000$)



(2) $\Delta T_{\delta c=02} = 35^{\circ}\text{C}$ ($\times 80000$)

Photo 1 Electron micrographs of dislocation distributions

の状況を調べた。なお、試料は熱ひずみ脆化度の大きく異なる2種類を用意した。Photo 1に結果を示す。これらの写真から明らかなように、熱ひずみ脆化度の大きな材料は、熱ひずみ脆化域で転位密度が非常に高く、一方、熱ひずみ脆化度の小さな材料は、転位密度も比較的小さいことがわかる。

以上の実験、考察を通じ、熱ひずみ脆化の機構を次の様に考えることができる。すなわち、溶接熱サイクル中に受けるひずみにより、切欠先端部は加工硬化を生じるが、特に250°C近傍でのひずみにより、鋼中の固溶N原子による転位の固着作用の結果、切欠先端部での転位密度が飛躍的に上昇し、この領域の塑性流動応力が増大す

る。その結果、変形能の低下をきたし、脆性破壊発生応力の低下、すなわち破壊靱性の著しい低下を生じる。

5 結 言

本研究によって得られた主要な結論は次の様である。

(1) 熱ひずみ脆化に対する温度の影響は、250°Cで最も脆化し、それ以上でも以下でも脆化は少ない。したがって、溶接部の熱ひずみ脆化は、溶接熱履歴のうち250°C近傍での脆化が主要なものであろうと推定される。

(2) 熱ひずみ脆化に対するひずみ量の影響は、ひずみ量の増大とともに脆化は促進されるが、ある程度以上のひずみ量で脆化は飽和する。

(3) 鋼材の溶接熱ひずみ脆化度は、小型の曲げCOD試験片に対する250°C高温圧縮予ひずみ試験(PBCT)により、比較的簡単に判定できる。

(4) PBCTを用い、各種冶金の因子(化学組成、熱処理等)が鋼材の溶接熱ひずみ脆化度に与える影響を明らかにした。

(5) 溶接熱ひずみ脆化は、溶接熱サイクル中、主として250°C近傍で受けるひずみによる動的ひずみ時刻に起因するものであり、鋼中の固溶N原子の影響が支配的であることを定量的に明らかにした。

溶接部の熱ひずみ脆化は、軟鋼やHT 50の溶接構造物における低応力脆性破壊のもっとも主要な要因であろうと推定されるが、この脆化は切欠先端の極めて局所的な領域にのみ生ずることと、溶接残留応力をはじめとする溶接継手の力学的条件と重畳することのために、実構造物の破壊事故例で検出されるのを期待することは難しい。したがって、熱ひずみ脆化が溶接構造物の安全性にとってどの程度の比重を占めるかについては、一層の追求が必要とされるとともに、新鋼種開発等の材質的対策や溶接施工法による対策等を定量的に明らかにしていくことが必要と思われる。

謝 辞

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

参 考 文 献

- 1) W.J. Hall, W.J. Nordell, W.H. Wunser: Studies of Welding procedure, W.Jl. 41, No.11, (1962).
- 2) 日本造船研究協会第101研究部会: 巨大船の脆性破壊防止策に関する研究報告書, (1970).
- 3) 佐藤, 豊田, 川口, 有持, 鈴木, 多々良: 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, 日本造船学会論文集, 第138号(1975), p.467.
- 4) K. Satoh, M. Toyoda, Y. Kawaguchi, K. Arimochi: Influence of Hot Straining Embrittlement on Brittle Fracture in Welded Steel Plates, Trans. J.W.S., Vol.8, No.1, (1977), p.59.
- 5) British Standards Institution: Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing, DD 19, (1972).
- 6) 佐藤, 豊田, 寺崎, 佐藤, 田中: 溶接によりき裂部近傍がうける熱ひずみ履歴と残留応力・残留ひずみ, 日本造船学会論文集, 第139号(1976), p.284.
- 7) F.M. Burdekin, M.G. Dawes, G.L. Archer, F. Bonomo, G.R. Egan: Selection of weldments to avoid fracture initiation, British Welding Jl. No.12, (1968), p.590.
- 8) 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.
- 9) 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.