

論 文

UDC 669.14.018.29 : 621.791.0.53 : 539.431/.433 : 539.4.013.3

冷間加工された溶接構造用鋼板の時効と溶接による脆化*

工 藤 純 一**・田 中 康 浩**

Effects of Strain-aging and Welding on Embrittlement of Cold-worked Structural Steel Plates

Jun-ichi KUDOH and Michihiro TANAKA

Synopsis:

COD tests were conducted on JIS-SM41B, -SM50B and -SM58Q steel plates in order to examine the effect of strain-aging on embrittlement of these steels. Hot straining embrittlement phenomenon was also studied on weld joints of cold worked steel plates. Finally the bending radius allowable in cold working of structural steels was examined on the basis of COD test results.

The main results obtained are as follows:

- (1) Strain-aging strongly affects the brittle fracture behavior and shifts the COD transition curve toward the higher temperature range. Fibrous crack initiation at the crack tip and its slow growth, on the other hand, are not strongly affected by strain-aging if the prestrain is limited up to 10%.
- (2) The amount of the shift of COD transition curve toward the higher temperature range due to strain-aging is in good accordance with the prediction based on the Tetelman's critical fracture stress theory.
- (3) The COD value at the hot straining embrittled zone near the weld joint of cold worked steel plate is nearly equal to that of the steel plate which is strained and then aged at 250°C for one hour.
- (4) The critical bending radius allowable in cold working can be calculated using the COD test results, and it is 4.5~7.3 times as large as the plate thickness.

1. は じ め に

鋼構造物では冷間加工された部材が多く用いられているが、そのような鋼材では時効による脆化が問題になる。とくに海洋構造物や土木構造物で多く使用される大径厚肉鋼管あるいは橋梁のリブ等では冷間加工によつて付加される塑性ひずみも大きく、その後の溶接や火炎加工等による熱ひずみ脆化¹⁾が重畳される場合を考えると溶接部近傍などにおける靱性の劣化は無視できないほど大きいと推察される。また、溶接止端部や構造不連続部から生じた疲労き裂や腐食き裂がそのような脆化部に存在する可能性もある。このような点を考慮して西ドイツの DIN 規格は溶接構造物における冷間加工量を鋼材の種類、板厚および使用状態に応じてきめ細かく規制している²⁾が、他の国では必ずしもそのような規定はなく、わが国内においても用途、使用状態や材質にかかわらず、一律に冷間曲げ加工半径 (内半径, R) を板厚 (t) の 15 倍以上 ($R \geq 15t$) と安全側に余裕をみて規定して

いる例²⁾があるだけである。

本報告ではそのような点に注目し、一般構造物での冷間加工による脆化に関して検討するため、強度が 40~60 キロの溶接構造用鋼板 (JIS-SM 鋼) を用いて小型 COD 試験を行い冷間加工と時効による脆化に関して破壊力学的解析を試みた。次に冷間引張加工を施した鋼板の溶接継手について溶接部近傍の靱性値の分布を詳細に調べ、冷間加工された鋼板の溶接による熱ひずみ脆化について明らかにした。

最後に以上の実験結果に基づいて溶接構造用部材の冷間曲げ加工の許容量について工業的見地からの検討を試みた。

2. 供試材と試験方法

Table 1 に示すような板厚 25 mm の SM 41B, SM 50B および SM 58Q 鋼を実験に供した。

実験は厚肉鋼管や橋梁のリブ等のような強度の曲げ加工を考慮し、各鋼板について Fig. 1(a) に示すような

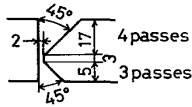
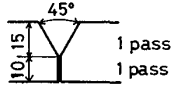
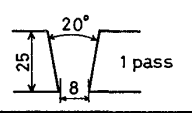
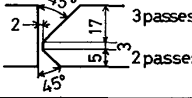
* 昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 3 月 3 日受付 (Received Mar. 3, 1980)

** 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

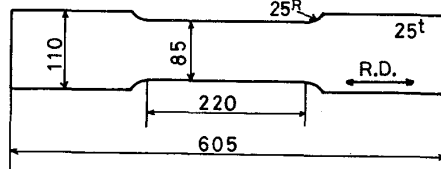
Table 1. Chemical compositions of steels tested.

Steel	Thick (mm)	C	Si	Mn	P	S	Al		N Total
							Sol	Insol	
SM41B	25	0.14	0.02	1.16	0.018	0.015	0.003	0.005	0.0032
SM50B	25	0.15	0.35	1.45	0.020	0.009	0.036	0.001	0.0062
SM58Q	25	0.12	0.36	1.37	0.018	0.005	0.054	<0.001	0.0054

Table 2. Welding conditions.

Welding method	Weld preparation	Materials used	Current (A)	Voltage (V)	Welding velocity (cm/min)	Heat input (kJ/cm)	Welded steel
Submerged arc welding		KB-80C x KW-101C (4.8φ)	500~600	26~30	20~28	40	SM50B
Submerged arc welding		KB-50 x KW-43C (4.8φ)	900	40	27	80	
Electro-slag welding		KF-100 x KW-50C (1.6φ)	450	40	81~85	130	
Submerged arc welding		KB-50G x KW-43 (4.8φ)	500~600	26~30	20~28	40	SM58Q

(a) Tensile specimen for prestraining



(b) COD specimen

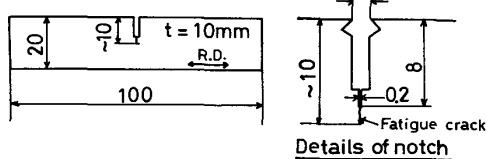


Fig. 1. Geometries of a tensile test specimen for prestraining and a COD test specimen.

引張試験片を用い、室温においてそれぞれ 0%, 3%, 5% および 10% の予ひずみを付与した。次に、250°C で 1 h の時効処理を行つたのち、引張試験片の平行部から Fig. 1(b) のような小型 COD 試験片を切り出し試験に供した。ただし、COD 試験において測定された限界クリップゲージ変位をノッチ先端での限界 COD に換算するには Wells の式³⁾を用いた。

さらに、冷間加工と溶接熱ひずみによる脆化を調べる

ため、SM 50B 鋼について素材のまま室温で 5% の引張予ひずみを与えた鋼板を用い、溶接入熱が 40 kJ/cm, 80 kJ/cm (サブマージアーク溶接), 130 kJ/cm (エレクトロスラグ溶接) の 3 種類の溶接継手を製作した。また焼入れ焼もどし鋼である SM 58Q 鋼についても、素材と 5% 予ひずみ材を用いて溶接入熱が 40 kJ/cm (サブマージアーク溶接) の溶接継手を製作し試験に供した。それぞれの溶接条件を Table 2 に示した。

各溶接継手について溶接ボンド部から約 1~2 mm の間隔で 2mmV シャルピー試験片を切り出し、溶接部近傍のシャルピーエネルギー値の連続的な変化を調べた。そして、溶接部でシャルピーエネルギー値がもつとも低い箇所とボンド部については Fig. 1(b) に示したような小型 COD 試験片を板厚中央 ($\frac{1}{2}t$) 部より切り出し試験に供した。

3. 試験結果と考察

3.1 冷間加工と時効による脆化

3.1.1 COD 試験結果

Fig. 2 は SM 41B, SM 50B および SM 58Q 鋼の予ひずみ加工と時効による COD 遷移曲線の変化を示し

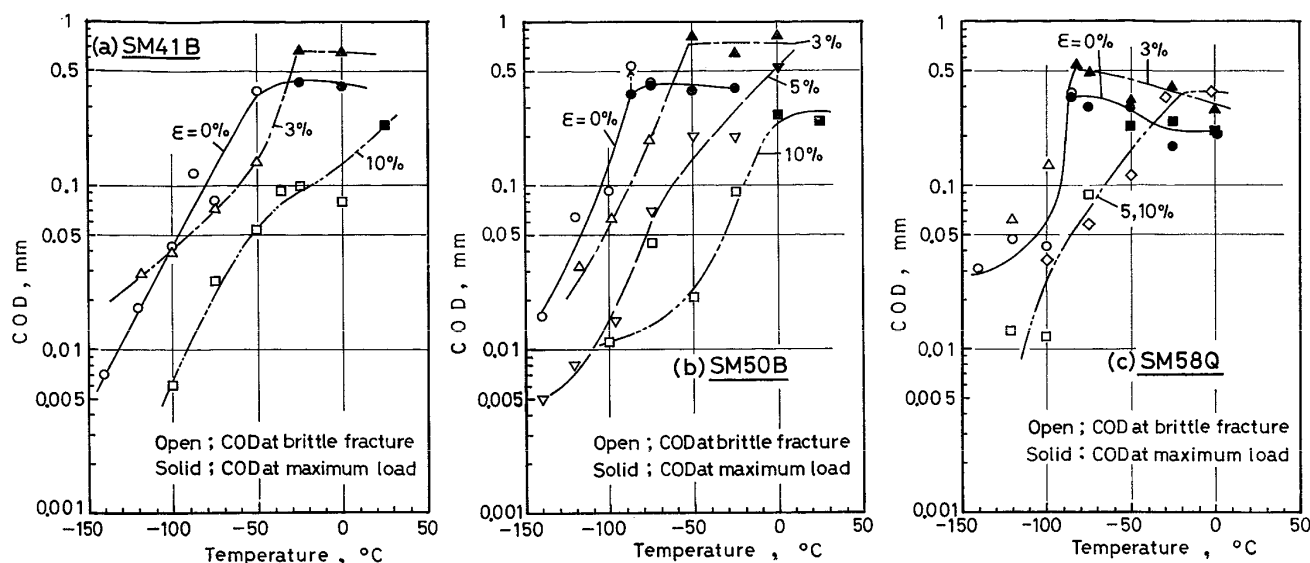


Fig. 2. Effect of strain-aging on COD transition curve : (a) SM 41 B, (b) SM50B, (c) SM 58 Q.

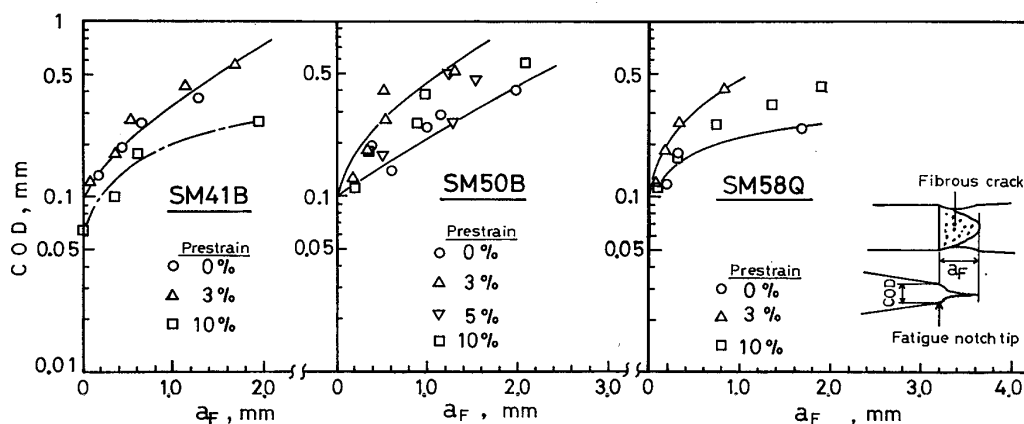


Fig. 3. Effect of strain-aging on the relation between COD and fibrous crack length : (δ - a_F curve)

たものであるが、焼入れ焼もどし鋼の SM 58Q 鋼では SM 41B と SM 50B 鋼に比較してひずみ時効による遷移曲線の高温側へのシフト量が少ないことがわかる。

Fig. 3 は SM 41B, SM 50B および SM 58Q 鋼の COD 試験片で観察された延性破面長さ、 a_F とノッチ先端位置での COD、 δ 、との関係 (δ - a_F 曲線) を示したものである。図で δ - a_F 曲線が $a_F=0$ (たて軸) と交わる点が延性破壊発生時の COD、 δ_i 、を与える。Fig. 3 において SM 41B 鋼の 10% 予ひずみ時効材の場合を除けば δ_i は予ひずみ量によりあまり大きく変化せず、その値はどの鋼材でもほぼ 0.1 mm である。さらに、予ひずみ時効材と予ひずみなしの素材では一定の COD に対する延性き裂長さの間に明確な差がない。すなわち、延性き裂成長過程に大きな差がないことがわかる。

COD クライテリオンを用いた一つの材質判定基準として、脆性破壊発生時の COD、 δ_c 、が δ_i に等しくなる温度、 T_i を用いることが提案されている⁴⁾。 T_i 温度は鋼材の脆性-延性の遷移温度を示すものであり、定性的には PELLINI⁵⁾ が一つの材質判定基準として提案している動的荷重下での脆性-延性遷移温度、NDTT、に対応する静的荷重下での NDTT と考えられる。前述のように、SM 41B, SM 50B および SM 58Q 鋼の素材と予ひずみ時効材の δ_i はほぼ 0.1 mm である。したがって、ここでは $\delta_i=0.1$ mm を基準にとり、それぞれの素材と予ひずみ時効材において限界 COD が 0.1 mm になる温度、 $T_{\delta=0.1}$ 、を調べ、その結果を Fig. 4 に示した。図から明らかなように、各供試鋼材の素材と予ひずみ時効材の $T_{\delta=0.1}$ は比較的低く、予ひずみ量 5% の場合でも $T_{\delta=0.1}$ は -40°C 以下である。とくに、SM 58Q 鋼

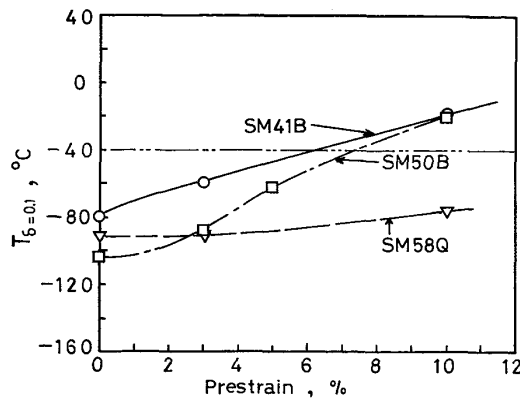


Fig. 4. Effect of strain-aging on the temperature giving $\delta_c=0.1$ mm, $T_{\delta=0.1}$.

では予ひずみ量 10% の場合でも $T_{\delta=0.1}$ が -70°C 以下である。

以上の小型 COD 試験結果から、ひずみ時効は脆性破壊特性に大きな影響を与えて COD 遷移曲線を高温側へシフトさせるが、き裂先端からの延性破壊発生および成長過程にはそれほど大きな影響を与えないことが明らかになった。

3.1.2 ひずみ時効脆化に関する破壊力学的検討

鋼材の COD 遷移曲線は冷間加工と時効により Fig. 2 のように変化するが、ここでは TETELMAN ら⁶⁾ により提案された破壊に関する限界引張応力説を用い、COD 遷移曲線の高温側へのシフトについて定量的な検討を行った。

限界引張応力クライテリオンとは、切り欠き材において切り欠き底で切り欠きに直角方向の引張応力、 σ_{yy} 、が限界破壊応力、 σ_f^* 、に等しくなった時に破壊が起こるといふ仮説であり、 σ_f^* は GRIFFITHS と OWEN⁷⁾ の実験によつて温度に依存しないことが明らかにされている。KNOTT⁸⁾ のすべり線場理論に基づいた計算によると、試験片の general yielding 時における切り欠き底での σ_{yy} の値は切り欠きの開き角 θ に依存し、素材の降伏応力、 σ_y 、に対して(1)式のように与えられる。

$$\sigma_{yy} = \sigma_y \left(1 + \frac{\pi}{2} - \frac{\theta}{2} \right) \quad (1)$$

スリット型の切り欠きを有する COD 試験では $\theta=0$ であるので、(1)式から

$$\sigma_{yy} = 2.57 \sigma_y \quad (2)$$

である。

したがつて、general yielding と同時に試験片が破壊したときには、その温度での σ_y を用いて材料の破壊応力、 σ_f^* が(3)式から求まる。

$$\sigma_f^* = 2.57 \sigma_y \quad (3)$$

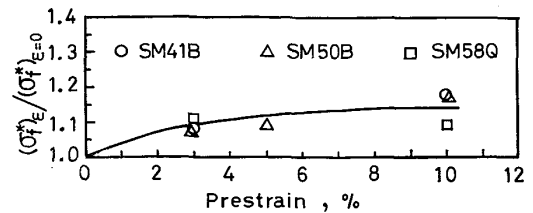


Fig. 5. Effect of strain-aging on the critical fracture stress: $(\sigma_f^*)_{\epsilon}$; Critical fracture stress of the strain-aged material, $(\sigma_f^*)_{\epsilon=0}$; Critical fracture stress of the raw material, Strain-aging condition; $250^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$.

一方、曲げモーメント、 M 、をうける試験片で general yielding が起きるときのモーメント、 M_{GY} は(4)式で与えられる⁸⁾。

$$M_{GY} = \frac{1}{4} L \sigma_y B (W - a)^2 \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 B 、 W 、 a はそれぞれ試験片の厚さ、幅およびノッチ長さであり、 L は塑性拘束係数で GREEN ら⁹⁾ の実験から $L=1.26$ である。それぞれの COD 試験片の破壊時のモーメントが(4)式の M_{GY} に等しくなる時の温度、 T_{GY} をもとめると、その温度での降伏応力から(3)を用いて各鋼板の σ_f^* が計算できる。Fig. 5 はそのようにして求めた SM 41B、SM 50B および SM 58Q 鋼の素材と予ひずみ時効材の σ_f^* の比、 $(\sigma_f^*)_{\epsilon}/(\sigma_f^*)_{\epsilon=0}$ 、を示したものである。図から明らかなように、 σ_f^* はひずみ時効によりそれほど大きくは変化せず、予ひずみ量 10% でも素材の値のせいぜい 20% 程度上昇するだけであり、また鋼種による差も少ない。したがつて、以後

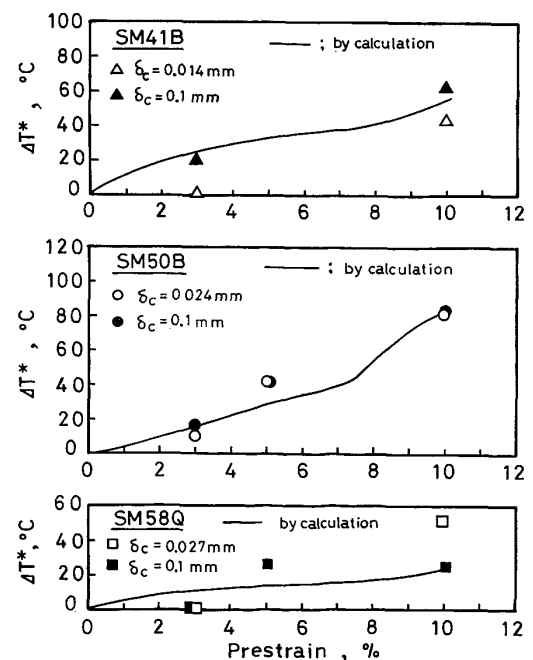


Fig. 6. Comparison of the empirically obtained shift of the COD transition curve, ΔT^* , due to strain-aging with that calculated.

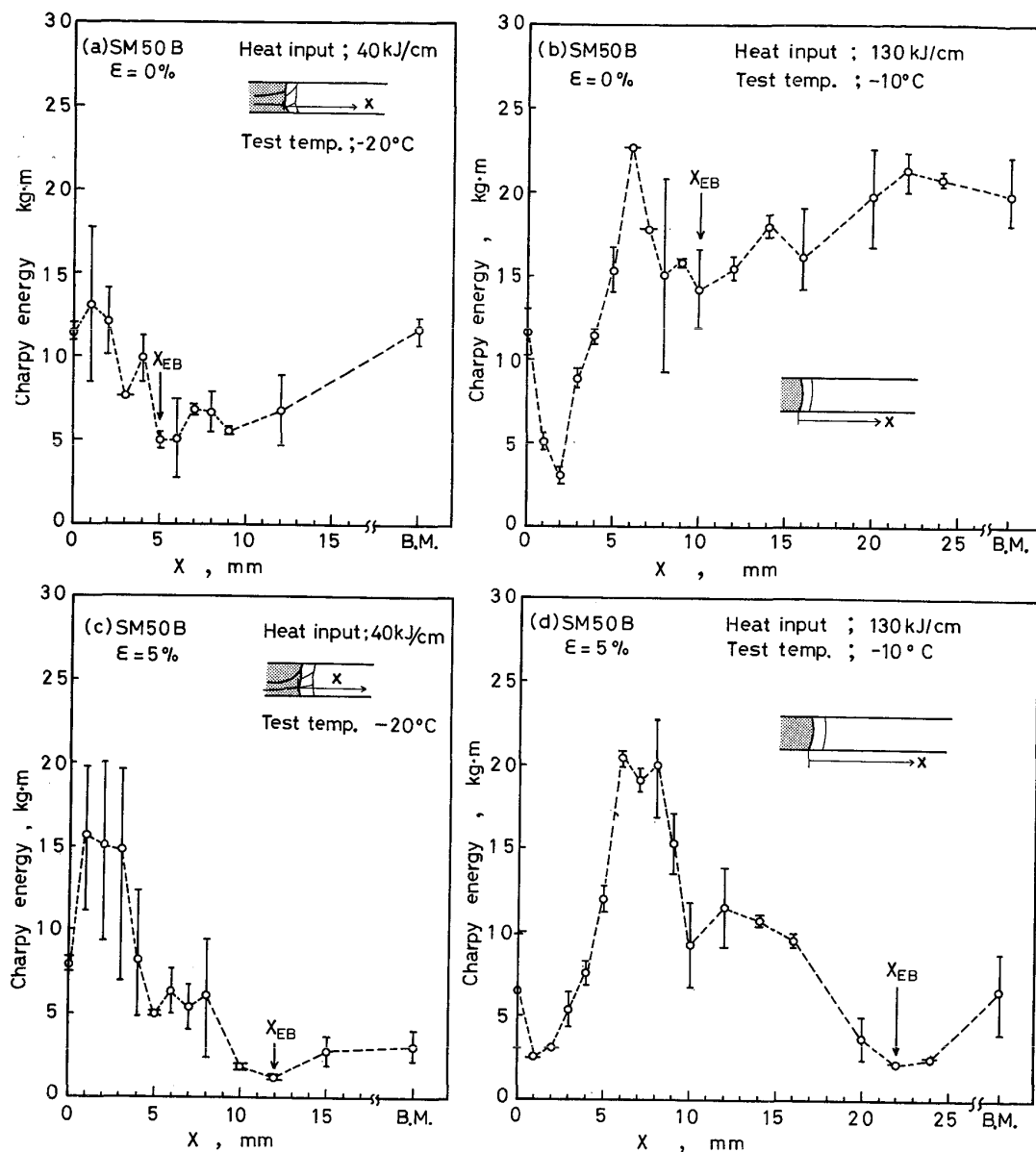


Fig. 7. Plot of Charpy absorbed energy vs. the distance, X , from the fusion line of weld joint of SM50B: X_{EB} ; The location of the hot straining embrittled zone, Heat input and prestrain; (a) 40 kJ/cm, 0%, (b) 130 kJ/cm, 0%, (c) 40 kJ/cm, 5%, (d) 130 kJ/cm, 5%.

σ^* は鋼種によらずひずみ量により Fig. 5 中の実線のように変化するものと考えて解析することにした. RITCHIE ら¹⁰⁾ の理論では, 限界 COD, δ_c は (5) 式で与えられる.

$$\delta_c = 8.35 \{ \sigma_y / E \} \{ \exp(\sigma^* / \sigma_y - 1) - 1 \} \rho \quad \dots (5)$$

ここで ρ は塑性変形によるノッチ先端での blunting を考慮した有効切欠半径であり, E はヤング率 (=21 000 kg/mm²) である. (5) 式と Fig. 5 の σ^* を用いて, それぞれの鋼材の素材のデータをもとにひずみ時効による COD 遷移曲線の高温側へのシフト量を近似的に求めることができる. すなわち, 素材の試験片の破壊応力

を σ_{yo}^* とし, general yielding が起こる温度, T_{GY0} , での降伏応力と限界 COD をそれぞれ σ_{yo} と δ_{co} とする. 一方, 予ひずみ時効材で限界 COD が素材の限界 COD, δ_{co} に等しくなる温度を T_e とし, T_e での降伏応力を σ_{ye} , 破壊応力を σ_{fe} とすると, (5) 式から両者の間には次の関係が成り立つ.

$$\sigma_{yo} \{ \exp(\sigma_{yo}^* / \sigma_{yo} - 1) - 1 \} = \sigma_{ye} \{ \exp(\sigma_{fe}^* / \sigma_{ye} - 1) - 1 \} \quad \dots (6)$$

ただし, ここでは ρ が素材とひずみ時効材で等しいと仮定した. σ_{yo} と σ_{yo}^* の値が測定されていれば, σ_{fe}^* は Fig. 5 から求めることができるので, (6) 式は σ_{ye} に

ついて解くことができる。計算された σ_{ys} と予ひずみ時効材の降伏応力の温度依存曲線を用いて T_e を求めることができる。限界 COD が δ_{co} となる温度のひずみ時効による上昇量、 ΔT^* は(7)式で与えられることになる。

$$\Delta T^* = T_e - T_{GYO} \dots \dots \dots (7)$$

Fig. 6 は SM 41B, SM 50B および SM 58Q 鋼について上記のようにして求めた ΔT^* を実験値と比較したものである。図に示すように、実験値と計算値はほぼ一致している。さらに、Fig. 6 では試みに $\delta_c = 0.1\text{mm}$ の温度シフト量 (実験値) を併記して(7)式の計算値と比較してみた。両者の間には何ら理論的な関係はないが、図のように結果的によく一致している。

したがって、上記のような限界引張応力一定説に基づいた方法でひずみ時効による限界 COD の遷移曲線の高温側へのシフト量を近似的に推定することができることがわかった。

3.2 冷間加工と溶接熱ひずみによる脆化

Fig. 7 は、SM 50B 鋼の素材と 5% の引張予ひずみを付与した鋼板のサブマージアークおよびエレクトロスラグ溶接継手 (入熱 40 kJ/cm と 130 kJ/cm) において、ボンド部からの距離、 X 、の増加に伴うシャルピー吸収エネルギー値の変化を示したものである。なお、シャルピー試験温度は後述する熱ひずみ脆化現象が明確に表示できるように、それぞれの場合で選択した。素材と予ひずみ材の溶接部には、図中で矢印で示すように、ボンドから離れたところに狭い領域ではあるがシャルピー吸収エネルギー値が母材より低く、かつボンドと同じ程度か、あるいはより低い“低靱性域”が存在する。このような“低靱性域”は SM 50B 鋼の入熱が 80 kJ/cm および SM 58Q 鋼の入熱 40 kJ/cm の溶接継手でも観察されており、いずれも溶接中のいわゆる熱ひずみ脆化⁹⁾ によって生じたものと考えられ、溶接部の脆性を論ずる場合無視すべきでないといえる。このような“熱ひずみ脆化部”のボンドからの距離、 X_{EB} は、SM 50B 鋼の素材では溶接入熱が 40, 80, 130 kJ/cm と増加するにつれ、それぞれ 5, 10, 10 mm となり、また 5% 予ひずみ材では 12, 20, 22 mm と変化して、いずれも入熱の増加によりボンドから離れる傾向にある。一方、SM 58Q 鋼では、溶接入熱が 40 kJ/cm の場合、予ひずみなしの素材の X_{EB} は 7mm、5% 予ひずみ材では 14mm で、それぞれ SM 50B 鋼の場合とほぼ同じ位置で熱ひずみ脆化現象が観察された。なお、素材の X_{EB} が予ひずみ材より小さいのは、素材の熱ひずみ脆化では溶接熱によるひずみを必要とするためであろうと推定される。

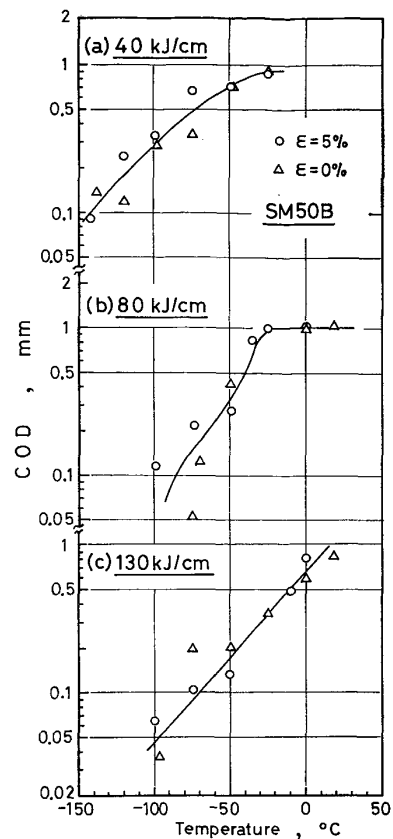


Fig. 8. Temperature dependence of COD at HAZ close to the fusion line in weld joint of SM50B.

次にそれぞれの溶接継手において、ボンド部と前述のようにして求めた X_{EB} 点にノッチを加工した小型 COD 試験片の試験結果を検討した。Fig. 8 は SM50B 鋼の予ひずみなしの素材と 5% 予ひずみ材について、種々の入熱で溶接されたボンド部の COD 遷移曲線を示したものである。SM 50B 鋼のボンド部の COD 遷移曲線は入熱の増加により高温側にシフトするが、予ひずみなしの素材と予ひずみ材の COD 遷移曲線はほぼ一致する。同様な傾向は SM 58Q 鋼の素材と予ひずみ材の溶接継手でも観察された。したがって、これから以後の考察では、ボンド部の限界 COD、 δ_c は、予ひずみ量には依存せず、溶接入熱のみにより変化するものとして取り扱った。

Fig. 9 は SM 50B 鋼の溶接継手の熱ひずみ脆化部、 X_{EB} における COD 遷移曲線を示したものである。Fig. 9(b) 中には、比較のため素材および 3.1.1 で求めた予ひずみ加工後 250°C×1h の時効処理を施した場合の COD 遷移曲線も併記した。熱ひずみ脆化部での δ_c は素材および 5% 予ひずみ材のいずれにおいても溶接入熱によらないでほぼ一つの遷移曲線上にある。また、予ひずみのない場合の熱ひずみ脆化部の COD 遷移曲線は、

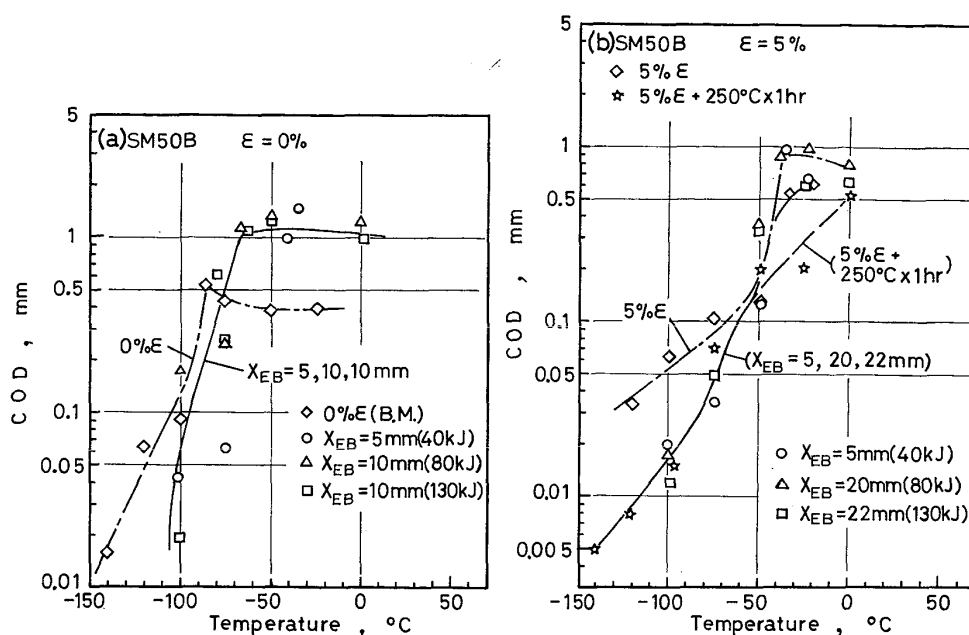


Fig. 9. Temperature dependence of COD at the hot straining embrittled zone in weld joint of SM50B: X_{EB} ; The location of the hot straining embrittled zone, Prestrain; (a) 0%, (b) 5%.

素材の COD 遷移曲線より約 10°C 高温側にある程度である。一方、5% 予ひずみ材の熱ひずみ脆化部の δ_c は、とくに -50°C 以下の温度領域で5% 予ひずみのままの状態での値より低く、しかもその値は5%の予ひずみ加工後 $250^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ の時効処理を施した場合の δ_c にほぼ等しい。 -50°C 以上の温度域では、5% 予ひずみ時効材の δ_c が予ひずみ加工のみや予ひずみ加工材の熱ひずみ脆化部の値よりも小さくなっている。同様に、SM 58Q 鋼でも熱ひずみ脆化部での COD 遷移曲線は、予ひずみなしの場合は素材のそれより約 10°C 高温側にある程度であり、予ひずみ材の場合は(予ひずみ+時効処理)材にはほぼ一致した。このような現象は予ひずみ量が変化しても同じであるものと考えられる。

上記のことをまとめると次のようになる。素材および冷間加工を施した鋼板の溶接継手で観察された熱ひずみ脆化現象は、溶接入熱により発生位置 X_{EB} が変化するだけであり、その場所での限界 COD は変化しない。しかもその値は、予ひずみなしの鋼板では素材の COD 遷移曲線より約 10°C 高温側に移行した曲線で評価できる。一方、冷間加工材では冷間加工後に $250^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ の時効処理を施したときの δ_c で評価すれば安全側である。

ところで Fig. 8 と Fig. 9 に示した δ_c は溶接継手から採取した小型試験片で得られたもので、それなりに材料の靱性値を示してはいるが、実際の溶接構造物では大きな残留応力が存在するので材料の靱性値が大きくて

も残留応力により破壊応力は低下する可能性がある。しかしながら、豊貞¹¹⁾が溶接継手で測定した結果によると、ボンド部から約 25 mm まではボンド部とほぼ同じ大きさの残留応力が作用しており、したがってボンド部から 5~22 mm の所にある熱ひずみ脆化部に働く残留応力はボンド部とほぼ等しいものと推察される。したがって、Fig. 8 および Fig. 9 に示されるような小型試験片による δ_c を用いれば、実際の溶接構造物におけるボンド部と熱ひずみ脆化部の破壊靱性値の相対的評価が可能であると考えられる。

Fig. 10 は SM 50B について 3.1.1 の場合と同様に限界 COD が 0.1 mm になる温度、 $T_{\delta=0.1}$ を脆化の基準として採用し、それぞれの入熱で溶接された場合のボンド部と熱ひずみ脆化部を比較したものである。図中で

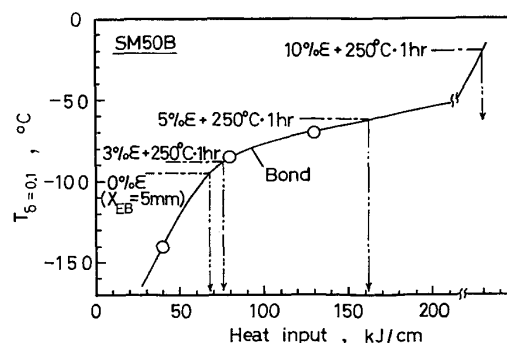


Fig. 10. Comparison in $T_{\delta=0.1}$'s at the hot straining embrittled zone and the HAZ close to the fusion line in weld joint of SM50B.

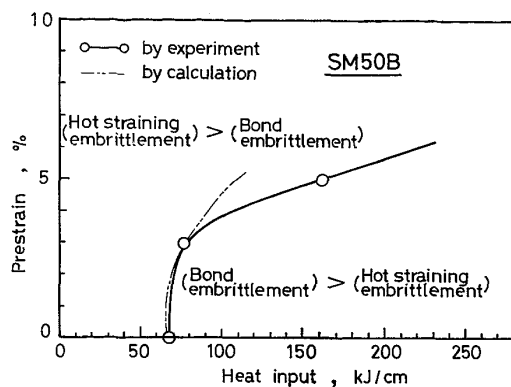


Fig. 11. Comparison in the degree of embrittlement at the hot straining embrittled zone and the HAZ close to the fusion line in weld joint of SM50B.

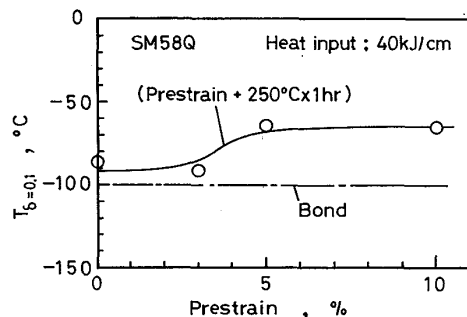


Fig. 12. Comparison in $T_{\delta=0.1}$'s at the hot straining embrittled zone and the HAZ close to the fusion line in weld joint of SM 58 Q.

の両者の $T_{\delta=0.1}$ の交点からボンド部脆化と熱ひずみ脆化が等しい予ひずみ量と溶接入熱条件を求めることができる。Fig. 11 は SM 50B 鋼についてこのような予ひずみ量と溶接入熱の関係を図示したものであり、これら 2 因子の組み合わせでボンド部と熱ひずみ脆化部の脆化度の大小が読みとれる。すなわち、図中の曲線より上の領域の組み合わせの場合は熱ひずみ脆化部の脆化量が大きいことを示している。

Fig. 11 から明らかなように、予ひずみ量が 3% 以下であれば溶接入熱が 60 kJ/cm まで、そして予ひずみ量が 5% では入熱が 160 kJ/cm までは、ボンド部よりも熱ひずみ脆化部の靱性値の方が小さい。したがって、靱性値の最小値のみを考えるとすれば、熱ひずみ脆化部の靱性値がボンド部のそれに等しくなるまで大入熱で溶接（すなわち予ひずみ量が 3% までは 60 kJ/cm 以下、また 5% では 160 kJ/cm 以下）しても実害はないという考え方もできる。

Fig. 12 は、SM 58Q 鋼の溶接入熱が 40 kJ/cm の場合について、ボンド部と熱ひずみ脆化部の $T_{\delta=0.1}$ 値を予ひずみ量に対して描いたものである。SM 58Q 鋼の場合

も SM 50B 鋼の場合と同様な傾向がみられる。すなわち、溶接入熱が 40 kJ/cm では、予ひずみ量が 3% 以下で熱ひずみ脆化はボンド脆化とほぼ同程度であるが、それ以上の予ひずみ量では熱ひずみ脆化がボンド脆化よりも大きい。したがって、このような溶接継手ではボンドの δ_c よりむしろ（予ひずみ+時効処理）材の δ_c で靱性を評価すべきであるといえる。

ところで 3.1.2 で示したように、予ひずみ時効材の $T_{\delta=0.1}$ 値は限界引張応力説に基づいて近似的に計算することができる。そこで SM 50B 鋼について、計算で求めた予ひずみ時効材の $T_{\delta=0.1}$ と、Fig. 10 に描いたボンド部の $T_{\delta=0.1}$ との交点を求めて Fig. 11 中に点線で併記した。計算値と実験値は予ひずみ量が大きくなると多少ずれているが、4% まではよく合っている。したがって、ボンド部の $T_{\delta=0.1}$ の入熱による変化さえわかれば、予ひずみ時効材の $T_{\delta=0.1}$ は 3.1.2 で述べた方法で推定できるので、溶接継手におけるボンド部脆化と熱ひずみ脆化の相対的な大きさが比較でき、また前述したように溶接にあたって効率が良い溶接入熱も推定できる。

3.3 冷間加工における許容曲げ半径の検討

前述したように冷間加工された鋼板の溶接継手には熱ひずみ脆化部が存在し、その点での靱性値は冷間加工後 250°C×1 h の時効処理を施した場合に等しくなること、また鋼板の靱性値についても、使用中の経年変化を考えると、冷間加工後 250°C×1 h の時効処理をした場合で考えるのが安全側の評価となる。そこで 3.1.1 で得られた予ひずみ時効材についての小型 COD 試験結果をもとに冷間加工における許容曲げ半径の限界値について以下のような検討を行った。

Fig. 4 に示したように、予ひずみ材の $T_{\delta=0.1}$ は比較的低温域にある。そこで、鋼材の最低使用温度を -40°C（国鉄規格鋼鉄道橋編¹²⁾における寒冷地用橋梁材のシャルピー試験温度）とすると、0.1 mm の COD をクライテリアとした場合の許容予ひずみ加工量は、Fig. 4 から SM 41B と SM 50B 鋼ではそれぞれ 6.4% と 7.4% であり、SM 58Q 鋼では少なくとも 10% の予ひずみ量が許容できる。

ところで、限界 COD は試験片寸法、とくに板厚に依存する可能性もあるが¹³⁾、著者の一人らが行った一連の実験結果では少なくとも fibrous crack 発生以前には限界 COD におよぼす試験片の寸法効果は観察されなかった¹⁴⁾。したがって、一応ここでは限界 COD の板厚効果を無視し、予ひずみ量に対応する許容曲げ半径を単純曲げ加工理論における R （内半径）、板厚、 t と最大相当ひ

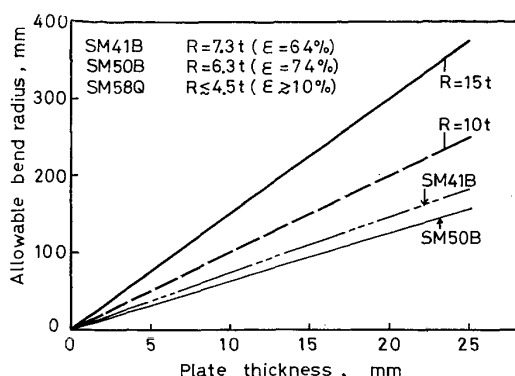


Fig. 13. Relation between allowable bend radius and plate thickness.

ずみ, ϵ との関係, ($\epsilon = +/(2R+t)$), に従って計算し, 各供試鋼板についての許容曲げ半径と板厚の関係 ($R-t$ 曲線) として, Fig. 13 に示した. 図から明らかなように, それぞれ予ひずみ量に対応する許容曲げ半径はいずれの鋼材でも $R < 10t$ の範囲にある. すなわち, COD 試験の結果では, 前述したわが国における曲げ加工の半径規制の例 ($R \geq 15t$) は, 本実験に供試した SM 鋼板にとっては過分に安全側になっているといえる.

今後, このような破壊力学的試験データを積み重ねることにより, 各鋼種と板厚ごとに曲げ加工限界値をさらに合理的に規定することができると考えられる.

4. ま と め

JIS-SM 41B, SM 50B および SM 58Q 鋼を用いて小型 COD 試験を行い, 冷間加工と時効による脆化および溶接継手における熱ひずみ脆化現象について詳細に調べた. それらの結果に基づいて溶接構造用部材の冷間曲げ加工の許容量について検討し, 以下のような知見を得た.

i) ひずみ時効は, 脆性破壊特性に影響を与えて COD 遷移曲線を高温側にシフトさせるが, 少なくとも予ひずみ量が 10% まではき裂先端からの延性破壊発生および成長過程にそれほど大きな影響を与えない.

ii) ひずみ時効による限界 COD 遷移曲線の高温側へのシフト量は, TETELMAN らの限界引張応力説に基づいた計算により近似的に推定できる.

iii) 冷間加工をうけた鋼材の溶接部には, ボンドから少し離れた所に熱ひずみ脆化部が存在する.

iv) 熱ひずみ脆化部の位置は, 溶接入熱の増加に伴いボンド部から遠ざかる傾向にあるが, その場所での限界 COD は溶接入熱により変化せず, しかも予ひずみ材を $250^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 時効処理した場合の限界 COD に等しい.

v) SM 50B 鋼では, 予ひずみ量が 3% 以下であれば溶接入熱が 60kJ/cm 以下, また 5% では 160kJ/cm 以下の各条件で, ボンド部よりも熱ひずみ脆化部の靱性の方が小さい.

vi) COD 試験で得られた $T_{\delta=0.1}$ ($\cong T_i$ 温度) をクライテリオンとした時の供試鋼板の冷間曲げ加工における許容量は $R=4.5 \sim 7.3t$ である.

文 献

- 1) 日本溶接協会鉄鋼部会技術委員会: H S E 総合報告書, (1979)
- 2) 日本道路協会道路橋示方書鋼橋編, (1972)
- 3) British Standards Institution, Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing (DD 19), (1972)
- 4) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 大橋 真, 柏木陽一郎: 日本造船学会論文集, 135 (1974), p. 307
- 5) W. S. PELLINI: NPL Report, 7406, (1972)
- 6) A. S. TETELMAN and A. J. M. EVILY: Fracture of Structural Materials, (1967), p. 287 [John Wiley & Sons]
- 7) J. R. GRIFFITHS and D. R. J. OWEN: J. Mech. Phys. Solids, 19 (1971), p. 419
- 8) J. F. KNOTT: Fundamentals of Fracture Mechanics, Butterworths, (1973), p. 39
- 9) A. P. GREEN and B. B. HENDY: J. Mech. Phys. Solids, 4 (1956), p. 128
- 10) R. O. RITCHIE, J. F. KNOTT, and J. R. RICE: 同上, 21 (1973), p. 395
- 11) 豊貞雅宏: 日本造船研究協会 RR 811 委員会資料, RR 811-38, (1973)
- 12) 国鉄構造物設計事務所: 構造物設計資料, 日本鉄道施設協会, (1971) 28, p. 10
- 13) 佐藤邦彦, 豊田政男, 伊藤義康: 日本造船学会溶接研究委員会第一分科会資料, 1-454-79, (1979)
- 14) 金沢 武, 町田 進, 工藤純一: 日本造船学会論文集