非溶着部を有する SUS 405 電子ビーム溶接継手の破壊特性[†]伊 藤 義 康* 友 田 憲 次**
村 上 俊 明*** 柏 谷 英 夫*Fracture Properties of Electron Beam Welded SUS 405
Joint with Incomplete Penetration

by

Yoshiyasu ITOH*, Kenji TOMODA**, Toshiaki MURAKAMI***
and Hideo KASHIWAYA*

Electron beam welding was used to make joints of SUS 405 steel. Compact tension type specimens with incomplete penetration notches were extracted from the electron beam welds. Fracture toughness tests were carried out at room temperature for the specimens in the as-welded and post-weld heat-treated (685°C×2, 4 and 8 hours) conditions.

In all cases, cracks propagated in the middle of electron beam weld. Because of the natural complicated crack shape *etc.*, a large scatter appeared in the fracture toughness, J_c . The PWHT tended to improve the fracture toughness. The effect of specimen thickness on fracture toughness J_c was also examined. The statistical model based on a Weibull distribution indicated that the fracture toughness obtained by small specimens can be used to characterize that of large specimens or real structures.

キー・ワード：電子ビーム溶接継手，破壊じん性，非溶着部欠陥

1 緒 論

電子ビーム溶接 (EBW) ではビームを強く収束させて溶接するため，細幅の深い溶込みが一層溶接により得られる。この特性に起因して，一般に溶接入熱が少なく，したがって溶接熱影響部が狭く，溶接変形も小さく抑えられ精密溶接が可能である。一方，Fig. 1 には代表的な電子ビーム溶接継手形状を示すが，電子ビーム溶接では細幅の深い溶込みのために，ビームの目はずれ，曲り等により，溶込み不足，溶接ルート部の融合不良等の欠陥が生じやすい。また，継手位置によっては，製造技術上あるいは構造上の必要性から Fig. 1 に見られるような非溶着部を有する部分溶接継手が用いられることも少なくない。従来より電子ビーム溶接部（溶接金属，熱影響部等）の切欠きじん性^{1)~4)}については幾つかの研究が行われている。しかし，上述した実際の溶接欠陥からの破壊挙動，強度について検討した例は見当たらない。

以上より，本研究では電子ビーム溶接継手部に設けた溶込み不足による欠陥部からの破壊特性について検討を加え，破壊強度の定量的評価の可能性について，

破壊力学的手法に基づいて検討する。具体的には，自然欠陥からの破壊強度のばらつきに対して，Weibull 分布モデルによる整理を行い，さらに EBW 部の破壊じん性が溶接後熱処理により受ける影響を明らかにし，また，破壊じん性に及ぼす試験片寸法の影響について検討した。さらに，破面観察等により，溶込み不足による欠陥部からの破壊挙動についても考察を加えた。

2 実 験

2・1 供試材および溶接条件

実験に供した材料は，別チャージの 2 種類の板厚 75 mm 熱間圧延フェライト系ステンレス鋼板である（本研究ではこれを SUS 405 I, II の記号で示す）。使用した 2 種類の鋼材の化学組成と機械的性質を Table I にまとめて示す。実験には 800°C，焼なまし材を圧延方向に垂直に電子ビームで突合せ溶接し，Fig. 2 に示すコンパクト・テンションタイプ試験片 (0.6T-CT) を加工して用いた。試験片は，Fig. 3 に示すように非溶着部が切欠きとなるよう切り出し加工した。溶接には，最大出力 42 kW の低電圧型電子ビーム溶接機を用いた。溶接条件を Table II にまとめて示す。また，

† 原稿受理 昭和61年10月27日 Received Oct. 27, 1986

* 正 会 員 (株)東芝重電技術研究所 横浜市鶴見区末広町，Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corporation, Suehiro-cho, Tsurumi-ku, Yokohama

** (株)東芝京浜事業所 横浜市鶴見区末広町，Keihin Operating Products, Toshiba Corporation, Suehiro-cho, Tsurumi-ku, Yokohama

*** (株)東芝重電技術研究所 横浜市鶴見区末広町，Heavy Apparatus Engineering Laboratory, Toshiba Corporation, Suehiro-cho, Tsurumi-ku, Yokohama

Fig. 1. Typical types of joints and defects of electron beam welding.

Table I. Chemical compositions and mechanical properties of steels used.

Material	Chemical compositions (%)								Mechanical properties			
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_u (MPa)	R. A. (%)	E. L. (%)
SUS 405 I	0.06	0.33	0.55	0.027	0.017	0.19	13.0	0.25	536.	715.	70	23
SUS 405 II	0.07	0.61	0.42	0.027	0.014	0.33	11.98	0.18	356.	551.	68	26

$\sigma_{0.2}$; 0.2% proof stress. σ_u ; Ultimate tensile strength. R. A.; Reduction of area. E. L.; Elongation (G. L. 30 mm).

Table II. Electron beam welding conditions.

Material	EB welding conditions						
	Accelerating voltage	Beam current	Welding speed	Object distance	Focal length	Vacuum pressure	Beam oscillation
SUS 405 I	50 kV	130 mA	200 mm/min.	300 mm	300 mm	$<2.7 \times 10^{-2}$ Pa	± 1 mm 100 Hz
SUS 405 II	50 kV	280 mA	400 mm/min.	300 mm	650 mm	$<2.7 \times 10^{-2}$ Pa	± 1 mm 500 Hz

Fig. 2. Compact tension type specimens.

溶接後熱処理 (PWHT) が破壊強度に及ぼす影響を明らかにするため、加熱温度を 685℃ と一定にし、保持時間を 2 hr, 4 hr, 8 hr と変えた場合について 0.6 T-CT 試験片を加工し実験に供した。一方、試験片寸法が破壊強度に及ぼす影響を検討するため、Fig. 2 と同様の方法で 0.6 T-CT 試験片, 1 T-CT 試験片, なら

Fig. 3. Extraction of compact tension type specimen from electron beam weld.

びに 1 T-CT' 試験片を加工し実験に供した。Fig. 4 に試験片の非溶着部先端の顕微鏡観察の一例を示す。非溶着部先端は溶接境界に位置しており、その先端形状はきわめて鋭い。また、その近傍にポロシティ、融

Fig. 4. Micrograph of incomplete penetration tip (SUS 405 I). (LOP ; Lack of penetration)

Fig. 6. Micrographs of electron beam welds (SUS 405 I).

合不良などの欠陥が存在している。

2・2 実験方法

試験片は疲労予き裂を導入せず、非溶着部切欠きの状態で外荷重を負荷し破壊させた。荷重負荷には島津オートグラフ IS-10T を用い、クロスヘッド変位速度 0.25 mm/min. で、室温 (+18℃) において実施した。また、試験に際しては、試験片が破壊するまで、荷重と荷重線変位関係を連続的に計測した。

J 積分の計算には式(1)を用いた。

$$J = \frac{1+\alpha}{1+\alpha^2} \frac{2A}{Bb} \quad (1)$$

$$\alpha = 2 \left[\left(\frac{a}{b} \right)^2 + \frac{a}{b} + \frac{1}{2} \right]^{1/2} - \left(2 \frac{a}{b} + 1 \right)$$

ただし、 α は初期き裂長さ、 B は試験片板厚、 b は初期リガメント長さ、 A は荷重-荷重線変位曲線下の面積である。

初期き裂長さ、すなわち本研究での非溶着部長さは破断面の板厚方向等間隔 8 断面における長さを、写真により 10 倍に拡大して測定し、その平均値として求めた。

3 破壊じん性に及ぼす溶接後熱処理の影響

3・1 溶接部の組織と硬さ

溶込み深さの 1/2 の位置におけるビッカース硬さ分布を Fig. 5 に示す。As welded の場合、溶接金属部は硬さが 450 H_v 以上となり著しい硬化を示すことが

Fig. 5. Vickers hardness distributions (SUS 405 I).

明らかである。しかし、685℃の PWHT による溶接部の硬さ低下は顕著であり、加熱保持時間 2 hr で硬さは 250 Hv 程度まで低下している。Fig. 6 には溶接金属部中央付近の組織写真を示す。電子ビーム溶接では、アーク溶接などに比べて熱源が集中するため、溶接金属部は急熱・急冷され、As welded では Fig. 6 に示すように針状の低炭素マルテンサイト組織となり上記のように著しい硬化を示す。また、685℃、8 hr の PWHT によりフェライトをわずかに含んだ焼もどしマルテンサイト組織となり硬さ低下を生じ、じん性の向上が期待できる。

3・2 破壊じん性

Fig. 7 には 2 mm V ノッチ・シャルピー 衝撃試験結果を示す。試験機は容量 294 Nm のものを使用し、試験片は溶接線と直角方向に板表面から 10 mm の位置で採取し、切欠き位置は溶接金属の中央部とし、板厚方向に加工した。また、試験片の長手方向が圧延方向となるよう母材部からも試験片を加工し、衝撃試験を行った。図から明らかなように、SUS 405 I 母材の衝撃吸収エネルギーは PWHT (685℃、8 hr) により顕著な影響を受けないが、溶接金属の場合にはこの PWHT により、エネルギー遷移温度が約 20℃ 上昇した。ところで、電子ビーム溶接部のシャルピー衝撃試験において、破断径路が切欠き方向とは異なる場合が報告されている^{1)~4)}。しかし、本実験においてはいずれの場合も溶接金属のほぼ中央をき裂が直進して破断に至った。

Fig. 8 には 0.6T-CT 試験片 (SUS 405 I) による破壊試験の荷重-荷重線変位曲線の代表的な例を(a) As welded, (b) PWHT (685℃、8 hr) それぞれの場合について示す。図から明らかなように、As welded の場合には、荷重 (荷重線変位) の増加とともに pop-in、すなわち微小なき裂の急激な進展・停止を何度か繰返して破断に至った。一方、PWHT 試験片においては、pop-in 現象を生じないで、ある限界荷重に達すると

Fig. 8. Typical example of load-clip gauge displacement curves of compact tension type specimens (SUS 405 I).

Fig. 7. Effect of PWHT on Charpy impact test results (SUS 405 I).

急激なき裂が進展し破断に至った。本実験においては、As welded 試験片の場合、図中に示す P_c 、 V_c 、すなわち最初に pop-in の生じた点を破壊の発生点として J_c 値の算定を行った。また、PWHT 試験片の場合には、急激なき裂が進展を開始した P_c 、 V_c 点より、 J_c 値の算定を行った。

ところで、溶接非溶着部を切欠きとしたぜい性破壊試験については、アーク溶接継手について既に幾つか報告されている⁶⁾⁷⁾。このような溶接欠陥状の切欠きの場合、切欠き前縁における形状、材料の不均質、また Fig. 4 にも見られる微小欠陥の存在などにより、溶接継手の破壊強度のばらつきは著しい。Fig. 9 には SUS 405 I 鋼の破壊試験結果より式(1)を使って求めた破壊じん性値 J_c を、ワイブル確率紙に整理して示す。図より、As welded, PWHT (685℃、8 hr)、それぞれの試験結果はほぼ直線で表され、 J_c 値のばらつきは

Fig. 9. Weibull distributions of critical J -value, J_c (SUS 405 I).

ワイブル分布モデルにより十分表示できることがわかる。また, As welded の場合に比べて, PWHT を施すことで J_c 値が改善されることも明らかである。これは前述したように, As welded でマルテンサイト組織となった溶接金属が PWHT で焼もどされたためと考えられる。 J_c 値の平均値は As welded の場合 81.1 kJ/m^2 , PWHT (685℃, 8 hr) の場合 297 kJ/m^2 , また直線の傾きは As welded で 4.06, PWHT (685℃, 8 hr) で 1.80 となり, PWHT の保持時間が長くなるほど傾きは減少する傾向を示した。Fig. 10 には PWHT が溶接継手の破壊強度に及ぼす影響を明確にするため, 加熱保持温度 685℃一定で, 加熱保持時間を 2 hr, 4 hr, 8 hr と変化した試験結果を J_c 値についてまとめて示す。図から明らかなように, 加熱保持時間が 4 hr 以上になると, J_c 値はほぼ一定値となる傾向を示した。図中には Fig. 9 に示すワイブル確率紙の整理から得られた破壊確率 P が 5, 15, 50, 95 % となる値を連ねて実線で示す。

Fig. 10. Effect of PWHT on critical J -value, J_c .

以上より, 溶接非溶着部を切欠きとする破壊試験により得られた J_c 値はきわめてばらつきの著しいことがわかる。また, PWHT を施すことで破壊じん性は改善されたが, そのばらつきはより著しくなる傾向を示した。これは As welded の場合に lower shelf 領域にあった破壊じん性値が, PWHT を施すことで改善され, ぜい性-延性遷移領域付近になる結果と考えられる。したがって, PWHT はじん性改善策として有効であるが, 実際の強度設計に際しては十分にばらつきを考慮して設計基準値を設定する必要がある。

4 破壊じん性に及ぼす試験片寸法の影響

前章での J_c 値のばらつきは, 試験片寸法が同一であることから, 主として溶接非溶着部先端近傍における溶接線方向に沿った材質の不均一を, 反映したものと考えられる。すなわち, 試験片の溶接線に沿った切出し位置により, 低じん性部を含む場合は低い J_c 値を示すが, 逆の場合には高い J_c 値を示す。したがって, き裂前縁の長い実際の溶接構造物などにおいては,

板厚方向の変形拘束(塑性拘束)も高いことから, 破壊時の J_c 値は小形試験片で得られた結果の平均値よりも, 当然低くなると考えられる。

Fig. 11 には, SUS 405 II 鋼の As welded 試験材より, 0.6T-CT 試験片, 1T-CT 試験片, ならびに 1T-CT 試験片で板厚のみ 50 mm とした試験片を切出し加工し, 破壊試験を実施して得られた結果を示す。

Fig. 11. Effect of specimen size on critical J -value, J_c .

図より試験片寸法の小さい 0.6T-CT 試験片については, 得られた J_c 値のばらつきは大きいことがわかる。また, 実験では試験片の本数が必ずしも等しくないが, 試験片寸法が大きくなると J_c 値は低目となり, ばらつきも低減する傾向がわかる。図中に示す破壊確率 5 % の実線 ($J_c = 19.0 \text{ kJ/m}^2$) は, 0.6T-CT 試験片の結果をワイブル確率紙にプロットして求めた値であり, 他の試験片で得られた J_c 値の下限値とほぼ良い一致を示している。したがって, J_c 値のばらつきはワイブルモデルを用いて表現でき, その寸法効果もばらつきの下限値を用いることで, 実構造物の強度評価の基準値として使えると考えられる。

5 溶接非溶着部からの破壊挙動

Fig. 12 には 0.6T-CT 試験片の破断経路を示す。異種材電子ビーム溶接継手の場合に確認された破断経路の屈曲は認められず, As welded 試験片, PWHT 試験片ともに巨視的には溶接金属の中央部分をき裂が伝ばし破断に至っている。

一般に Fig. 5 に示されるように, 溶接金属が局部的に硬い場合, き裂先端近傍が変形を生じにくく, 硬さの低い母材側が変形するために, き裂が屈曲する場合があることが知られている。Fig. 13 には As welded 試験片と PWHT 試験片を用いて, J 値がほぼ等しくなるよう载荷し, 試験機より取りはずした後に, 接触式の表面粗さ計で切欠き先端近傍の板厚方向変形分布を測定した結果を示す。Fig. 5 から明らかなように, PWHT 試験片に比べて, As welded 試験片では溶接金属が著しく硬化している。そのため, 切欠き先端近傍における溶接金属の板厚方向へこみ分布は, As

Fig. 12. Fracture paths observed at the midsection of compact tension type specimens (SUS 405 I).

Fig. 13. Thickness contraction near the tip of incomplete penetration (SUS 405 I).

welded 試験片では狭い領域に限られ、へこみ量も少ない。また、As welded 試験片においては硬い溶接金属部よりも、むしろ硬さの低い母材側において板厚方向変形が著しい。しかしながら、本研究では As welded 試験片においてもき裂は溶接金属部を直進した。これは溶接金属のじん性がきわめて低いために、き裂の屈曲が生じる前にぜい性的にき裂が溶接金属部を進展したことによると考えられる。

Fig. 14 には As welded 試験片の代表的な破面観察結果を示す。破面は大略 Fig. 14 の領域 A に示したと同様なへき開破面を呈した。き裂の前縁は写真からも明らかなように、きわめて複雑な形状を示し、き裂の発生点の識別は困難であった。すなわち、非溶着部先端には電子ビーム溶接時のポロシティと融合不良と考えられる溶接欠陥が混在して認められた。Fig. 14 の領域 B は、き裂の発生点と思われる箇所であるが、破面は写真に見られるように小さな等軸ディンプルから形成されていた。しかしながら、疲労予き裂を施した破壊じん性試験片で見られるようなき裂前縁に沿ったストレッチ・ゾーンは認められなかった。また PWHT により破壊じん性が改善された試験片についても、全体的な破面形態は As welded 試験片の場合と同様であった。

6 結 論

非溶着部を切欠きとした SUS 405 電子ビーム溶接継手の破壊試験を実施し、得られた結果をまとめて以下に示す。

(1) As welded 試験片では溶接金属部がマルテンサイト組織となり、非溶着部を切欠きとした試験片より得られた破壊じん性値 J_c は低く、ばらつきも著し

Fig. 14. Typical SEM fractographs of crack initiation observed on compact tension type specimen (SUS 405 I, as welded).

い。また、溶接後熱処理によりマルテンサイト組織は焼もどされ、破壊じん性値は改善される傾向にあるが、そのばらつきは同様に著しい。

(2) 小形試験片 (0.6T-CT) の破壊時の J_e 値はばらつきが著しいが、その下限値 (ワイブル分布を仮定して得られた5%破壊確率の J_e 値) は、寸法の大きな1T-CT試験片、板厚50mmの1T-CT試験片の下限値と良い一致を示した。

(3) As welded 試験片, PWHT 試験片いずれについても、き裂は屈曲することなく溶接金属のはぼ中央部を直進し破断に至った。破面はいずれも大略へき開破面であったが、き裂発生点と考えられる付近では微小な等軸ディンプルの領域が認められた。しかし、ストレッチ・ゾーンは認められなかった。

(昭和61年9月19日 第30回材料研究連合講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 荒田吉明, 松田福久, 柴田 泰, 穂積重臣, 小野凱久, 藤平正一郎, 溶接学会誌, **48**, 290 (1979).
- 2) S. Elliott, The Welding Institute Research Report, No.169 (1981).
- 3) 佐藤邦彦, 豊田政男, 野原和宏, 武田俊一, 名山理介, 溶接学会誌, **51**, 679 (1982).
- 4) K. Kussmaul, D. Blind, P. Deimel and W. Gaudig, Welding Journal, Sept., 267-S (1984).
- 5) 日本機械学会, “弾塑性破壊靱性 J_{Ic} 試験方法”, JSME S001-1981.
- 6) 小倉信和, 安藤 柱, 溶接学会誌, **47**, 289 (1978).
- 7) 明石重雄, 夏目光尋, 深沢 誠, 溶接学会誌, **50**, 398 (1981).
- 8) J.D. Landes and D.H. Shaffer, ASTM STP 700, 368 (1980).
- 9) 岩館忠雄, 田中泰彦, 小野信市, 渡辺十郎, 材料, **31**, 430 (1982).
- 10) 伊藤義康, 友田憲次, 角田英治, 永田晃則, 深倉寿一, 森 忠夫, 第28回材料研究連合講演会前刷集, p.93 (1984).
- 11) 伊藤義康, 角田英治, 友田憲次, 駿河省平, 永田晃則, 深倉寿一, 森 忠夫, 溶接学会全国大会講演概要集, **35**, 272 (1984).
- 12) 伊藤義康, 永田晃則, 矢貫 徹, 森 忠夫, 溶接学会誌, **52**, 314 (1983).