接合境界面近傍にき裂を有するクラッド材の破壊強度

正員 小 田 勇* 正員 白 石 和 彦**

Fracture Strength of Explosion Clad Plate with a Crack Close to Bonded Interface

by Isamu Oda, *Member* Kazuhiko Shiraishi, *Member*

Summary

An explosion clad plate composed of copper and mild steel is dealt with as a typical example of the bonded dissimilar plate. Tensile tests are carried out at various temperatures by using rectangular plate specimens extracted from the clad plate. Each specimen has an artificial through-the-thickness edge crack close and perpendicular to the explosive interface. The crack mouth opening displacement and the fracture strength are experimentally examined. Stress, strain, plastic zone near a crack and the crack opening displacement are also examined by the analysis. The effects of the material inhomogeneity, the residual stress and the hardened zone on deformation and fracture are revealed.

The deformation near a crack tip is basically influenced by the material inhomogeneity, the residual stress and the hardened zone ahead of the crack tip. The fracture strength of the inhomogeneous specimen whose crack-tip material is mild steel is lower at a relatively high temperature although it is almost the same at a low temperature when compared with that for the homogeneous mild steel. The fracture strength of the inhomogeneous specimen whose crack-tip material is copper is higher than that for the homogeneous copper throughout all the test temperature range.

1. 緒 言

構造物の使用環境の苛酷化に伴い、耐熱性、耐腐食性、耐摩耗性等を付与する目的で異種材の接合体が用いられている。また、巨視的には均質な材においてもその溶接継手部は不均質とみなす必要がある¹⁾。さらに、長期間の使用を経た構造物が、材質劣化を生じれば、その部位は不均質部と考えられる。このような事例は原子炉関連の压力容器や配管系にもみられ²⁾、安全性の見地から不均質材の変形・破壊挙動の解明は極めて重要である。これまでに、溶接継手に対して、き裂開口変位³⁾⁴⁾、J 積分⁵⁾、破壊強度¹⁾についての検討が、また、不均質材に対して、変形挙動⁶⁾⁷⁾、応力拡大係数⁸⁾、破壊力学²⁾に関する研究が解析あるいは実験に

よりなされている。しかしながら、材質的不均一のほかに実際の異材接合体が有する残留応力や接合に伴う材質変化等をすべて考慮に入れて変形・破壊挙動を論じた報告はほとんど見られない。

本報では異材接合体ないしは不均質材の典型的な例として、機械的性質がかなり異なる二種材から成る爆接クラッド材を取りあげる。クラッド材は化学反応容器や土木建築関連にも用いられているが、ケミカルタンカ、海洋構造物あるいは構造用異材継手 (STJ) などにも使用されており⁹⁾、造船関連の分野においてもこのような異材接合体の変形・破壊挙動の検討は有意義と思われる。

本報では、爆接クラッド材の接合境界面近傍に境界面に垂直方向のき裂が存在し、き裂線に垂直方向の一樣引張が加わる場合の二次元的な変形と破壊を対象とする。まず、き裂開口変位やき裂近傍塑性変形に及ぼす材質的不均一、爆接による硬化域や残留応力の影響を解析と実験により明らかにし、さらに、種々の温度下での破壊限界開口量や破壊強度について実験的に検討した。

* 熊本大学工学部

** 熊本工業大学

2. 実 験

2.1 供試材

供試材には原板厚 22 mm の銅 C1100 を合せ材とし、原板厚 42 mm の軟鋼 SS 400 を母材とする爆接クラッド材を用いた。接合境界面から約 8 mm 以上離れた位置から採取した JIS 7 号相当の試験片を用いて、C1100 と SS 400 のそれぞれ均質材について室温で単軸引張試験を行った。その結果を Table 1 に示す。なお、爆接による加工硬化の影響と思われるが、明瞭な降伏点を検出することは SS 400 材においても困難であった。そこで、Table 1 には耐力を示している。C1100 材は SS 400 材に比べて強度がかなり低く、伸び率がやや大きい。Fig.1 はクラッド材断面における室温でのピッカース硬さの測定結果である。接合境界面近傍で硬さの上昇が認められ、硬度上昇や硬化域の幅は、接合境界から軟鋼側における方が、銅側におけるよりも大きい。この硬化域での機械的性質の詳細な分布を測定することは困難である。そこで次のような仮定を行った。Fig.1 の硬度分布を基に硬化域を接合境界面から軟鋼側へ 2 mm の部分に限定した。接合境界面から 1 mm と、そこからさらに 1 mm の 2 領域に分け、各々の領域では一様硬さと仮定した。多くの金属材料で硬度と強度の間に線形関係がほぼ成り立つこと¹⁰⁾を利用して、硬化域の機械的性質を

Table 1 Mechanical properties of materials used at room temperature

Materials	σ_{ps} (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	E (GPa)	ν
C1100	181	225	45.7	106	0.3
SS400	344	481	32.3	200	
Hardened zone	668	—	—		
	800	—	—		

σ_{ps} : Proof stress (0.2%)
T.S. : Tensile strength
El. : Elongation, G.L. = 20mm
E : Young's modulus
 ν : Poisson's ratio

Fig. 1 Microhardness profile on section of clad plate

推定した。Table 1 における硬化域 (2 領域) での耐力はこのようにして求めた値である。なお、Fig.1 では接合境界面から銅側へも若干の硬度上昇が見られるが、本報ではこれを無視した。

2.2 試験片と実験方法

クラッド材から Fig.2 のような板状引張試験片を作製した。試験片の表面はクラッド材の接合境界面に垂直な面である。試験片の中央部には長さ 10 mm の板厚貫通の片側切欠を接合境界面に垂直方向に付けた。接合境界面に垂直方向のき裂を対象としたのは、異材接合による压力容器等では板厚方向に不均質であり、不均質境界面に対して垂直方向にき裂進展することが最も起り得る典型的な事象と考えられる²⁾からである。切欠先端部の長さ 3 mm は、直径 0.03 mm のワイヤによるワイヤカット放電加工により設定した。したがって加工後の切欠先端部の幅は 0.06~0.07 mm であり、厳密な意味では、いわゆるき裂ではないが、本報では以後き裂と表現する。Fig.3 は試験片の平行部を示したものである。試験片はき裂先端が C1100 材に存在する均質材 Type CH と不均質材 Type CI、および、き裂先端が SS 400 材に存在する均質材 Type SH と不均質材 Type SI の合わせて 4 種類である。

爆接クラッド材には、前述のような爆接によって生ずる硬度変化とともに、残留応力の存在が考えられる。Fig.2 のような形状・寸法に加工し、予き裂を導入した不均質試験片について、標点距離 1 mm の 2 軸ストレンゲージを用いた弛緩法により、接合境界面に平行方向 (y 方向) の残留応

Fig. 2 Shape and dimensions of test specimen

Fig. 3 Central portion of test specimen

力 σ_{ry} を測定した。Fig.4 は Type CI における σ_{ry} のき裂延長線上 (x 軸上) での分布である。ただし図は測定結果を最小 2 乗法により多項式近似した曲線である。接合境界面近傍に引張応力が、また、き裂先端近傍およびき裂と反対側の試験片端部付近に圧縮応力が残留している。なお、接合境界面に垂直方向の残留応力 σ_{rx} は測定値が最大で 20 MPa と σ_{ry} に比べてかなり低かったため、本報では簡単化のためこれを無視した。Type SI においても、Type CI とおおよそ同様な残留応力分布が得られた。

実験では、約 -180°C から約 20°C までの間の数種の温度下で、き裂線に垂直方向 (y 方向) の一様引張を加え、負荷応力を測定すると同時にき裂先端から 9 mm 後方 (試験片端部からき裂先端側へ 1 mm の位置) での開口変位をクリップゲージで測定した。また、温度は銅-コンスタンタン熱電対を試験片表面に点溶接して測定した。

3. 解 析

室温における変形挙動の解析を、ひずみ増分理論に基づく弾塑性有限要素法によって行い、平面応力と仮定した。要素分割においては、アイソパラメトリック四節点四辺形要素を用い、降伏条件には Mises の条件を用いた。また、解析では、き裂先端半径を 0 とし、き裂先端部の最小要素の寸法は $0.25\text{ mm} \times 0.25\text{ mm}$ とした。材料は次の Swift の式によるひずみ硬化特性をもつと仮定し、式中の各係数には Table 2 に示すものを用いた。

$$\bar{\sigma} = C(\alpha + \bar{\epsilon}_p)^n \quad (1)$$

ここで、 $\bar{\sigma}$ (MPa) および $\bar{\epsilon}_p$ は相当応力および相当塑性ひずみである。各係数の値は、C1100 および SS400 各素材では単軸引張試験結果に基づき、また、硬化域については Table 1 の機械的性質と SS400 素材の単軸引張試験結果を参考にして決定した。なお、硬化域に関しては、精度よい応力-ひずみ線図が実測できなかったため、便宜上、Table 1 の耐力をそのまま式 (1) における降伏応力とし

Fig. 4 Distribution of residual stress σ_{ry} in Type CI

Table 2 Constants used in Equation (1)

Materials	C (MPa)	α	n
C1100	285	1.5×10^{-6}	0.047
SS400	550	3.0×10^{-6}	0.080
Hardened zone	1090	3.0×10^{-5}	0.048
	1150	3.0×10^{-5}	0.035

て用いた。残留応力は Fig.4 のような多項式近似した分布を初期応力として解析に組み入れた。Fig.4 の曲線は x 軸上における分布であるが、他の線上での分布も同様に求め、残留応力の考慮は試験片平行部の全面にわたって行った。

4. 結果 と 考 察

4.1 き裂開口変位とき裂近傍塑性変形

き裂材の破壊を問題にする場合、いわゆる破壊力学パラメータについて検討することは極めて重要である。本報では、小規模降伏以前のみならず大規模降伏後も工学的に有用なパラメータであるき裂開口変位に注目する。Fig.5 はき裂先端から 9 mm 後方における開口変位 V_g をき裂長さで除して無次元化した値と最小断面での負荷応力 σ_n の室温における関係である。図にはクリップゲージによる測定値と FEM による解析結果を併記している。実験結果と解析結果を比較すると定量的には若干の差が認められる。これには、解析において、硬化域での材料定数を不連続に設定したことやき裂先端半径を 0 と仮定したことなどが主として起因していると思われる。しかしながら両者は定性的によい一致をなしている。Fig.5 で、均質材同士を同じ負荷応力段階で比較すると、Table 1 のような両者の強度差、特に降伏応力の差に起因して、C1100 均質材 Type CH の V_g が SS400 均質材 Type SH のそれより極めて大きい。SS400 材にき裂先端が存在する均質材と不均質材を比較すると、不均質材 Type SI の V_g の方が均質材 SH のそれより大きくなっている。これには、Type SI には、たし

Fig. 5 Relationship between crack mouth opening displacement and applied net stress at room temperature

かにき裂先端付近における圧縮の残留応力やき裂先端前方の硬化域も存在するが、接合境界面前方に低強度の C 1100 が存在することが主として起因して、結果として変形が助長され、 V_g が増大しているものと考えられる。一方、き裂先端が C 1100 材に存在する均質材と不均質材を比較すると、不均質材 Type CI の V_g は、均質材 Type CH のそれに比べて極めて小さい。これは、Type CI においてはき裂先端前方に爆接による硬化域が、またさらにその前方に、き裂先端材より高強度の SS 400 材が存在するので、主としてこれらにより変形が抑制されるためと考えられる。き裂先端材の前方に、これよりも高強度の異質材が存在する Type CI のような不均質材では、均質材に比べてき裂開口変位が低下するので、COD 仮説に基づいた場合、もし、均質材と不均質材で限界き裂開口変位に大きな差がなければ、均質材に比べて破壊強度の上昇が期待できる。

なお、Type CI や Type SI のような不均質材において、

Fig. 6 Plastic deformation around crack tip at room temperature

材質的不均一、硬化域および残留応力のそれぞれの因子が、変形挙動にどのように影響するかは、本報におけるこれまでの議論では不十分であるが、その詳細については著者が別報¹¹⁾でFEM解析により明らかにしている。

き裂開口変位はき裂先端近傍の変形状態、とくに延性破壊域では、塑性変形に依存すると考えられる。そこで、室温において、負荷応力の増大にともなうき裂先端から塑性域が広がっていく状態を、解析により得られた相当塑性ひずみ分布で示すとFig.6のようになる。き裂先端が、SS 400 材に存在する均質材 Type SH と不均質材 Type SI について同一負荷段階で比較すると、不均質材 Type SI の塑性域の広がりが均質材 Type SH のそれより大きくなる。不均質材 Type SI ではき裂先端部に圧縮残留応力が存在し、さらにその前方約 2 mm の位置から接合境界面に至る約 2 mm の幅で硬化域が存在しているが、さらにその前方に存在している低強度材の C 1100 材の影響が大きく、結果として、不均質材 Type SI の変形を助長するものと考えられる。また、き裂先端が C 1100 材に存在する均質材 Type CH と不均質材 Type CI を比較すると、同一負荷段階において、不均質材 Type CI の塑性域の広がりが均質材 Type CH のそれよりも常に小さい。これは、不均質材においてき裂先端での圧縮残留応力や、き裂先端前方に存在する硬化域、そして C 1100 材より高強度の SS 400 材により変形が拘束されるためと考えられる。

このような塑性変形挙動の傾向は Fig.5 に示したき裂開口変位の傾向とよい対応を示している。

Fig.7 は、約 -100°C における、開口変位 V_g と負荷応力の関係を示す。 -100°C における V_g の挙動は Fig.5 で示した室温での V_g の挙動と同じような傾向を示しているが、き裂先端が SS 400 材に存在する均質材 Type SH と不均質材 Type SI のいずれもほぼ直線となり、おおよそ弾性域で破壊することを示している。C 1100 材にき裂先端が存在する均質材 Type CH と不均質材 Type CI では C 1100 材が

Fig. 7 Relationship between crack mouth opening displacement and applied net stress at about -100°C

低強度・高延性材であるために高負荷段階でこの関係は曲線となり、巨視的な破壊発生までにかなり大きな塑性変形が生じていることを示している。

4.2 破壊限界開口量

巨視的破壊の発生が認められる時点での、いわゆる見かけの限界き裂開口変位に注目した場合、たとえば、き裂先端材が同一な場合でも、均質材と不均質材では限界き裂開口変位が必ずしも同じ値にはならないことが、これまでも報告されている¹²⁾¹³⁾。しかしながら、本報では直接測定が可能であることから、破壊じん性の目安として破壊限界開口量について検討してみる。Fig.8 は巨視的な破壊発生時における、見かけの破壊限界開口量 δ_c と試験温度の関係を示す。ただし、 δ_c はき裂先端から内部 $\approx 0.25\text{ mm}$ の位置での開口量であり、これは、クリップゲージで測定した開口量 V_{gc} の値を、FEM 解析による各試験片 Type での δ/V_g と V_g の関係を用いて δ に換算して得た。また、 V_{gc} はクリップゲージで測定した開口量 V_g と負荷応力 σ_n の関係曲線において、 σ_n が最大値を示す時点での V_g の値である。自明のことであるが、軟鋼均質材の Type SH では、極低温で脆性破壊により δ_c が極めて低い値となるが、銅均質材の Type CH では脆性破壊が生じず、すべての試験温度において、ほぼ同様な δ_c 値となっている。

き裂先端が軟鋼側に存在する不均質材 Type SI の δ_c は、極低温では、き裂先端材と同一な均質材 Type SH とほぼ同じ値であるが、温度の上昇につれて、Type SH の δ_c より若干大きくなり、さらに室温近くでは、接合境界面より

Fig. 8 Relationship between apparent critical crack opening displacement and temperature

前方に存在する銅の均質材である、Type CH の δ_c とほぼ同じ値となっている。このように、き裂先端が低じん性材に存在し、その前方に異質の高じん性材が存在する場合には、極低温域でき裂先端材が弾性挙動を示すときの破壊は、き裂先端材のじん性に支配されるが、遷移領域では、き裂先端が高じん性材に達した後、一たん停止することが考えられる¹²⁾。また、高温域では低じん性材でもき裂先端から延性破壊を生じて、これが高じん性材にまで通じると、見かけの破壊じん性は高じん性材のそれとほぼ等しくなる¹³⁾ことが示されている。本実験ではこのような現象を明確に把握することはできなかったが、Fig.8における Type SI の δ_c 挙動は上記のような現象の可能性を考慮することによって説明できる。

一方、き裂先端が銅に存在する不均質材 Type CI の δ_c は、極低温域では、本実験の場合、き裂先端材と同一な均質材 Type CH のそれとほぼ同じ値となっている。温度の上昇につれて δ_c は上昇し、室温付近では、接合境界面前方に存在する軟鋼の均質材である、Type SH の δ_c とほぼ同じ値となっている。Type CI では、室温付近を除いた温度域で高じん性である銅材にき裂先端があり、これより前方に爆接によってじん性の劣化した境界部が存在し、さらに室温付近を除いた温度域で低じん性の軟鋼が存在している。このような場合には、低温域でもき裂先端から塑性域が大きく拡がることが考えられ、これがじん性劣化部や低じん性材に達した後は、その部分で異種材の変形能の差のために、き裂先端に先んじたはく離や破壊の発生が考えられる¹²⁾。本報における Type CI では、Fig.6 のように室温でき裂先端から拡がった塑性域が 250 MPa では、爆接境界部を超えて前方の軟鋼材にまで達している。このことと、小型引張試験で確認した、銅材の降伏応力は低温域でも室温に比べて若干の上昇があるのみという事実を考え合わせ

Fig. 9 Separation at bonded interface (Fractured surface of Type CI at -60°C)

ると、Type CI ではかなり低温域でも後述の Fig.10 のような最終強度に達する前に、塑性域が爆接境界部をかなり超えていると思われる。本実験の Type CI では、軟鋼材での先行破壊を測定することはできなかったが、実験後の試験片から、爆接境界面に沿うはく離を巨視的に、あるいは Fig.9 のように微視的に観察することが出来た。また、不均質材 Type CI において、き裂前方の爆接境界面に沿うはく離が生じたと仮定して、その場合のき裂開口変位を FEM 解析によって求めた結果、はく離の長さにも依存するが、はく離が無い場合に比べて大きくなることを確かめた。

以上のように、Type CI の場合には、引張応力 σ_n が、最大値（見かけの最終破壊強度）に達する以前に、き裂前方ではく離や先行破壊が発生する可能性はあるが、 σ_n が最大値を示す時点での開口量に注目すると、Fig.8 に示したように、銅均質材の Type CH に比べ、極低温域を除いて、見かけ上かなり大きくなるものと考えられる。

4.3 最終破壊強度

既述のように、不均質材では、最大荷重に達する以前にはく離や低じん性部での先行破壊等が発生する可能性はあるが、本報では、最大の σ_n の値に注目し、これを最終破壊強度とする。

Fig.10 は各試験温度における最終破壊強度 σ_{nf} を示したものである。軟鋼均質材 Type SH は、低温で脆性破壊を生じ、極低温域での σ_{nf} は極めて低い。銅均質材 Type CH では全試験温度域で延性破壊を生じ、 σ_{nf} は温度にかかわらず、ほぼ同じ値となっている。

Fig. 10 Relationship between apparent fracture net stress and temperature

軟鋼側にき裂先端を有する不均質材 Type SI の σ_{nf} は、軟鋼均質材 Type SH のそれに比べて、低温域ではほぼ同じ値であるが、約 -80°C 以上では低い値となっている。

銅側にき裂先端を有する不均質材 Type CI の σ_{nf} の値は全試験温度域で、銅均質材 Type CH のそれより極めて高くなっている。そして Type CI の最終破壊強度は全試験温度域において、すべての試験片 Type のうちで最大となっている。従って、構造物の使用劣化を想定した場合、本報における Type CI のような、高じん性材側にき裂が生じ、その前方に異質の高強度材が存在するようなクラッド材の使用によって、破壊強度の向上に寄与できると考えられる。ただし、本報は、あくまでも2次元的な考察であり、実用的には3次元での詳細な検討が今後必要である。

上記のような、き裂先端材が同一な均質材と比較した場合の不均質材の最終破壊強度 σ_{nf} に関する現象はき裂開口変位と σ_n の関係および破壊限界開口量を組み合わせることによって説明できる。たとえば、約 -100°C において、Type SI ではき裂開口変位と σ_n の関係は Fig.7 のように Type SH とほぼ同様であり、また、破壊限界開口量も Fig.8 のように Type SH とほぼ同じ値である。従って、約 -100°C において、Type SI の σ_{nf} は Fig.10 のように Type SH のそれとほぼ同じ値となる。また、約 -100°C において、Type CI のき裂開口変位は Fig.7 のように同一の σ_n に対して、Type CH よりかなり小さい。一方、約 -100°C での Type CI の破壊限界開口量は、Fig.8 のように Type CH よりかなり大きい。従って、約 -100°C において、Type CI の σ_{nf} は Type CH に比べて極めて高い値となっている。

5. 結 言

機械的性質のかなり大きな銅と軟鋼の爆接クラッド材の接合境界面近傍に境界面と直角方向のき裂が存在し、き裂線に垂直方向の引張荷重が加わる場合の2次元的な変形・破壊挙動を種々の温度下での実験と FEM 解析により検討した。得られた結果は次のように要約される。

(1) クラッド材におけるき裂開口変位やき裂付近の塑性変形は、接合に伴う残留応力や接合境界面近傍の材質変化からも影響を受けるが、本報のように、接合される異材の強度差が大きい場合には、接合境界面前方に存在する異質材の影響が大きい。そして、き裂先端材が同一な均質材と比較した場合、接合境界面前方に存在する異質材がき裂先端材よりも高強度かあるいは低強度かによって、それぞれ、き裂開口変位や塑性変形が減少するかあるいは増大する。

(2) クラッド材において、負荷応力が最大値を示す時点での、いわゆる見かけの破壊限界開口量は次のようになる。

極低温でき裂先端部が弾性挙動を示す範囲、あるいは塑性変形が生じて小規模降伏の範囲では、破壊は、主とし

て、き裂先端材のじん性に支配されて、クラッド材の破壊限界開口量はき裂先端材と同一な均質材のそれに近いものとなる。

温度の上昇とともにき裂先端からの塑性変形域が拡がるにつれて、低じん性材側にき裂先端を有する場合には、き裂進展の高じん性材部での一たん停止が、また、高じん性材側にき裂先端を有する場合には、き裂先端前方の接合境界面や低じん性部ではく離や先行破壊が生ずる可能性がある。しかしながら、いずれの場合にも、室温付近での破壊限界開口量は接合境界面前方に存在する異質材のそれに近いものとなる。

(3) 接合境界面ではく離や低じん性材部での先行破壊を無視した場合のクラッド材の最終破壊強度は次のようになる。軟鋼側にき裂先端を有するクラッド材の最終破壊強度は軟鋼均質材のそれに比べて、極低温域ではほぼ同じであるが、室温を含む、比較的高温域では低い値となる。銅側にき裂先端を有するクラッド材の最終破壊強度はすべての温度域で銅均質材のそれより高く、本実験におけるすべての試験片 Type の中で最大値を示す。

(4) き裂が高じん性材側で発生することが想定される場合でも、その前方に高強度の異質材が接合されているようなクラッド材を採用することによって最終的な破壊強度の上昇に寄与することができる。

参 考 文 献

- 1) 豊田：不均質材の力学（その5）、溶接学会誌、59-3、(1990)、pp. 166-172.
- 2) 矢川、吉村：非均質構造材料の弾塑性破壊力学に関する研究、学術月報、45-9、(1992)、pp. 890-898.
- 3) 佐藤、豊田、南、佐藤、中西、有持：力学的性質の急変部に切欠きをもつ材の塑性変形挙動とき裂開口変位、溶接学会誌、52-2、(1983)、pp. 154-161.
- 4) 佐藤、豊田、南、有持、中西、佐藤：新しい局部 COD 仮説の提案とその溶接部への応用、溶接学会論文集、2-3、(1984)、pp. 447-454.
- 5) 菊池、小林：溶接材の二次元き裂シミュレーション、日本機械学会論文集（A 編）、60-569、(1994)、pp. 25-30.
- 6) 西岡、西、藤本、坂倉、J. S. EPSTEIN：非均質弾塑性破壊試験片のき裂先端近傍変形挙動のモアレ干渉法による計測、日本機械学会論文集（A 編）、59-559、(1993)、pp. 558-565.
- 7) 西岡、小林、J. S. EPSTEIN：非均質弾塑性破壊試験片の変形挙動有限要素シミュレーション、日本機械学会論文集（A 編）、59-561、(1993)、pp. 1319-1326.
- 8) S. VIJAYAKUMAR and D. E. CORMACK：Stress Behavior in the Vicinity of a Crack Approaching a Bimaterial Interface, Engineering Fracture Mechanics、17-4、(1983)、pp. 313-321.
- 9) 溶接学会編：溶接・接合便覧、丸善、(1990)、pp. 972-980.
- 10) 吉沢編：硬さ試験とその応用、裳華房、(1977)、pp. 287.

- 11) I. Oda and K. Shiraisi: Deformation near a Crack Close to Bonding Interface in Explosion Clad Plate, Proc. 6 th Int. Symp. JWS, Nagoya, (1996), pp. 833-838.
- 12) 小田, 立川, 三浦, 豊田, 佐藤: 爆接ステンレス鋼-高張力鋼クラッドの破壊じん性, 溶接学会誌, 50-2, (1981), pp. 140-146.
- 13) 豊田, 佐藤: 靱性分布をもつ溶接部の破壊性能と靱性評価, 日本造船学会・関西造船協会・西部造船会昭和 55 年度秋季連合大会論文前刷(関西造船協会関係), (1980), pp. 61-68.
-