

# 圧延ステンレスクラッド鋼の接合強度 特性とその評価法

福田 隆\*・岩館 忠雄\*<sup>2</sup>

## The Characteristics and Evaluation Method of Bonding Strength on Rolled Stainless Clad Steel

Takashi FUKUDA and Tadao IWADATE

### Synopsis:

The characteristics of bonding strength of hot rolled stainless clad steel were investigated in conjunction with the microstructures and fracture toughness of bonding interface and the effect of test specimen size on bonding strength. The following results were obtained.

(1) The bonding ratio is the most important parameter for evaluation of characteristics of bonding interface. The bonding strength and fracture toughness decrease and crack propagation rate increases with decrease of bonding ratio, which results in higher possibility to debond at the interface with T joint welds.

(2) The shear and ram tensile strengths insufficiently reflect the characteristics of bonding interface and are much affected by the size of test specimen.

(3) The fracture toughness and crack propagation rate of bonding interface change with the strength of cladding stainless steel and residual stress remained in the interface.

**Key words:** stainless clad steel; hot roll bonding; characteristics of bonding strength; fracture toughness of bonding interface; crack propagation rate.

## 1. 緒 言

現在、圧延クラッド鋼の接合強度の評価は、せん断あるいははく離強度により行われる程度で、必ずしも使用時の応力負荷状態までも考慮した界面接合評価にはなっていない。また、現状のせん断ならびにはく離強度は試験片サイズの影響を受けること<sup>1)</sup>、さらに、これらの強度が接合部の界面性状を十分に反映したものにはなっていない<sup>2)</sup>ことが指摘されている。このため、今までにも使用条件を考慮した接合強度評価法あるいは接合強度特性に関連した研究<sup>3)~7)</sup>が行われているが、これらは異材特有の力学的特性に主眼が置かれており、ク

ラッド鋼の製造条件と界面性状を関連づけた接合強度特性が対象になっておらず、さらに現状の接合強度評価法と使用上必要とされる性能との結びつきが不十分に思われる。

このような点に鑑み、本報では現状のせん断およびはく離強度に及ぼす試験片サイズの影響を取り上げるとともに、圧延クラッド鋼のミクロ的な界面性状と接合部強度、破壊靱性値、溶接部のはく離発生傾向等との相関を調査した。以下にこれらの結果について報告する。

## 2. 試験方法

クラッド鋼の合わせ材として、Table 1 に示した

Table 1. Chemical compositions of test materials used.

Material	Chemical compositions (wt%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
SUS316L-cladding steel	0.017	0.64	1.25	0.027	0.0017	12.09	17.57	2.05	0.011
SM50-backing steel	0.09	0.38	1.38	0.004	0.003	0.26	0.06	0.05	0.030

平成元年 9 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 6 日受付 (Received Nov. 6, 1989)

\* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

\*<sup>2</sup> (株)日本製鋼所室蘭研究所 工博 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd.)

SUS316Lを、母材用にSM50鋼を用いた。クラッド鋼の製造にあたっては、SUS316L、SM50いずれも接合予定界面をあらかじめ機械切削し、エメリー紙(#240)で研磨後(粗度 $R_{max}=2.1\mu\text{m}$ )脱脂した。また接合強度に及ぼす界面性状の影響を調査する目的で、界面を $500^\circ\text{C}\times 1\text{h}$ の大気酸化したもの、ならびにニッケルめっきしたもの、2種類を同時に準備した。これらの表面前処理後、幅90mm、長さ125mmのSM50(板厚=50mm)とSUS316L(板厚=34mm)を重ね合わせ、周端部ならびに合わせ材上面に置いたカバー材をシール溶接し、特に断りのない限り接合予定界面部を $4\times 10^{-3}$ Torrに真空排気した。この組合せ体を所定の温度に加熱後、胴長300mm、胴径300mm $\phi$ のロールを有する試験圧延機を用いて圧延圧着を行った。

圧着後、クラッド鋼からFig.1に示すJIS G0601によるせん断試験ならびにはく離試験片を採取し試験に供した。また接合界面の疲労き裂進展挙動を調査するため、

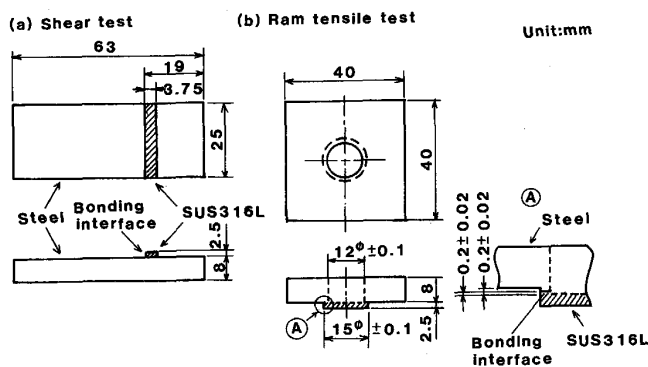


Fig. 1. Shear and ram tensile test specimens.

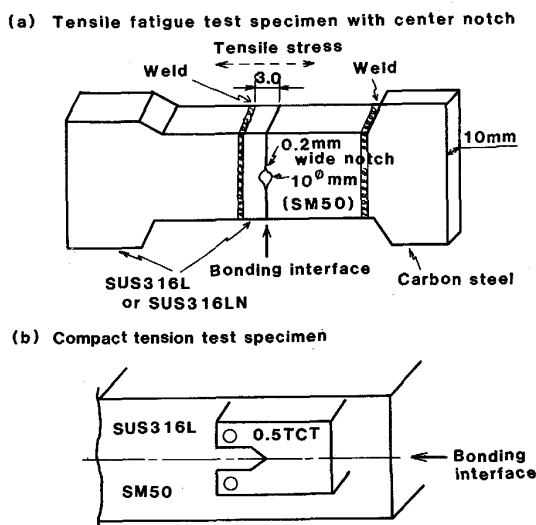


Fig. 2. Test specimens for investigation of fatigue crack propagation behavior and for fracture toughness evaluation.

Fig. 2 (a)に示したような界面が試験片の中央部に位置する疲労試験片を製作した。これを用いて、荷重0~7000 kgf、繰返し速度5 Hzで、き裂の進展速度 $da/dN$ を測定した。接合界面の破壊靱性の測定は、接合界面部に疲労き裂を挿入し、ASTM E813による $J_{IC}$ 試験により行った。試験片はFig. 2 (b)に示すような0.5 T-CT試験片を接合界面から採取し、各試験温度につき4本試験を行い、得られた値の下限値を $J_{IC}$ とし、それをK値に変換して、 $K_C(J)$ を求めた。なお、ステンレス鋼と炭素鋼のヤング率はほぼ等しいため、界面の破壊靱性値の算出は単一体と同じに扱い、応力拡大係数の計算を行った<sup>3)</sup>。

### 3. 試験結果ならびに考察

#### 3.1 せん断強度に及ぼす試験片寸法の影響

クラッド鋼のせん断強度はFig. 1 (a)に示すような、JIS G0601に規定された形状寸法の試験片で評価される。Fig. 1 (a)に示した試験片の寸法とせん断強度との関係を調査するため、同じ界面性状を有するクラッド鋼(ここでは同一の接合率を有するクラッド鋼とする。接合率<sup>2)</sup>;400倍の顕微鏡視野において、単位長さの接合界面に占める酸化物とポイドのない界面の割合)ならびに母材鋼単体材から、種々の寸法のせん断試験片を採取した。Fig. 3はSM50ならびに $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼単体材

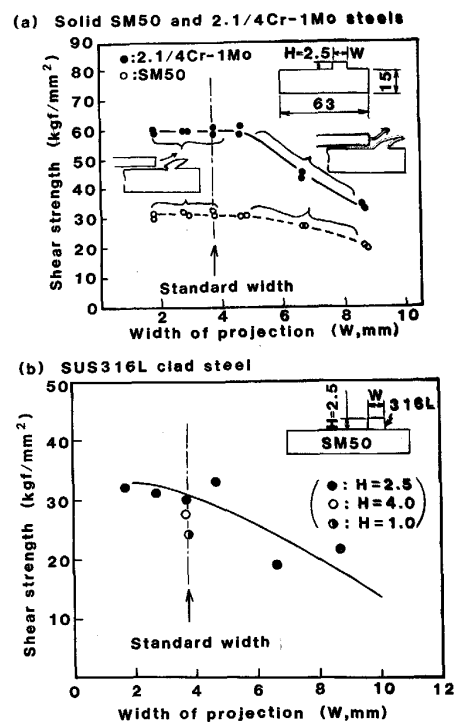


Fig. 3. The effect of test specimen size on shear strength of solid SM50 and  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  steel and SUS316L clad steel.

ならびに SUS316L クラッド鋼を用いて、せん断試験片の突起部の幅  $W$  および高さ  $H$  を変化させ、 $H$  および  $W$  とせん断強度の関係を示したものである。SM50 および 2¼Cr-1 Mo 鋼のおおのの引張破断強度は 57.2 および 107.6 kgf/mm<sup>2</sup> である。せん断強度は、突起部に押し治具を当て、母材部に対してせん断方向に荷重を負荷し、得られた最高荷重を突起部と母材との境界面積で除して求めた。Fig. 3 (a) には SM50 ならびに 2¼Cr-1 Mo 鋼単体材の突起部の幅とせん断強度の関係を示す。幅 1.75 mm から 4.75 mm まではほぼ一定のせん断強度を示すが、4.75 mm を超えるとせん断強度は低下する。突起部の幅が約 4.5 mm より大きくなる場合、図中に示したように、押し治具に押された方向に突起部が曲げ変形を受けるだけで、突起部と母材部の境界にはき裂は発生せず、押し治具は突起部上方へ逃げる。このため、見かけのせん断強度は低下する。一方、突起部の幅が 4.5 mm より小さい場合は、比較的高い強度が得られる。しかし、この場合試験途中、突起部と母材部境界にき裂が発生するものの、突起部は曲げ変形を受け、突起部の曲げ応力負荷方向には、き裂がほとんど進展しないため、突起部は分離切断されない。

また、 $W = 3.75$  mm と一定にし、突起部の高さ  $H$  を 4.0 から 1.0 mm に低くした場合にも同様の曲げ変形破断とせん断強度の低下が認められた。このように単体材の場合は、材料の強度レベルを問わずせん断破壊を発生せず曲げ変形のみが生じる。押し治具に負荷される最大荷重は、曲げ変形量ならびにき裂の発生量によって変化し、せん断強度値も変化する。

Fig. 3 (b) は接合率 80% の SUS316L クラッド鋼の突起部の幅ならびに高さでせん断強度の関係を示したものである。いずれの試験片も試験後は、突起部の SUS316L と母材の SM50 は完全に分断されているのが観察された。図中、突起部の高さが 1.0 mm と低く幅が 6.75 mm 以上のものは、Fig. 3 (a) で観察されたと同様な曲げ変形を生じていたため、低いせん断強度を示した。しかし、それ以外の寸法の試験片はすべて SUS316L と SM50 の境界でせん断破壊を生じていた。このように接合部の強度が母材部に比し低い場合は、せん断破壊の生じることが明らかとなった。しかし前述の単体材料を用いて明らかのようにクラッド鋼でも接合強度が母材と同等になる場合、あるいは JIS G0601 では突起部の幅と高さの関係が  $W = 1.5H$  と定められているが、この制限内でも、 $H$  が Fig. 3 (b) に示したように過度に低くなった場合には、せん断破壊が生じにくくなるので問題となる。

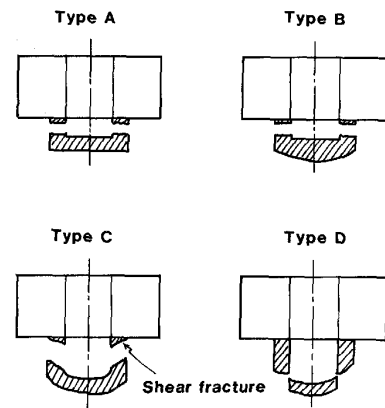


Fig. 4. Classification of fracture mode at ram tensile test.

### 3・2 はく離強度に及ぼす試験片寸法の影響

Fig. 1 (b) の寸法を基準にし、Fig. 5 に示した試験片の寸法  $d_0$ ,  $d_i$ ,  $P$ ,  $h$ ,  $hb$  を種々に変化させ、はく離強度に及ぼす試験片寸法の影響を調査した。その結果、試験時の破断の様式は Fig. 4 に示したように大きく 4 種類に分類できることがわかった。(A) は試験片の変形が無く荷重方向に直角方向に接合部から破断する場合、(B) は (A) とほぼ同じであるが合わせ材部の変形が大きい場合、(C) は (B) に比し変形量がさらに大きい上に破断が荷重方向にほぼ 45° のせん断方向に切断される。(D) は合わせ材部から切断されるもので、はく離試験としては成立しないものである。接合部本来のはく離強度を評価する目的からは、破断様式 (A) もしくは (B)、できれば (A) が最も望ましい。

Fig. 5 は 2¼Cr-1 Mo および SM50 鋼単体材をはく離試験片に加工し、外径  $d_0$  とはく離強度の関係を調査したものである。 $d_0$  が大きくなるにしたがい、はく離強度は低下し、その破断様式は (A) → (B) → (C) → (D) へと移行することがわかる。すなわち、破断様式が (C) あるいは (D) になると強度は著しく低下する。またはく離破断形態を示す (A) の場合、はく離強度はおおの単体材の引張強度に比しかなり高い値を示す。これは変形部がリング状となるとともに、管状部長さ ( $h$ : Fig. 5 参照) が極端に短いため、変形形態が特異となるためと想像できるが、原因の解明は精密な解析に待ちたい。ただ (A) 破断の場合、実際の強度より接合部強度を高く見積もる可能性があり、注意する必要がある。

ここで、 $d_0$  は小さい方がはく離試験に近い破断様式になることがわかったが、これは合わせ材の肉厚部に対してはく離面積の小さい方がはく離破断しやすいことを意味していると考え、筆者らははく離断面積  $A = \pi (d_0^2$

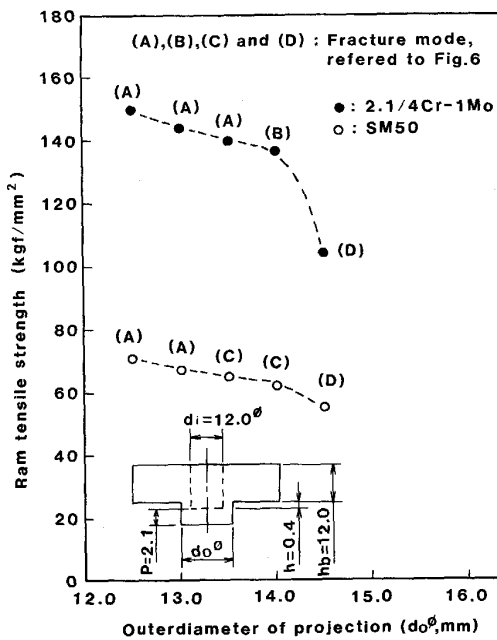


Fig. 5. The effect of outerdiameter of projection on ram tensile strength of solid SM50 and 2¼Cr-1Mo steels.

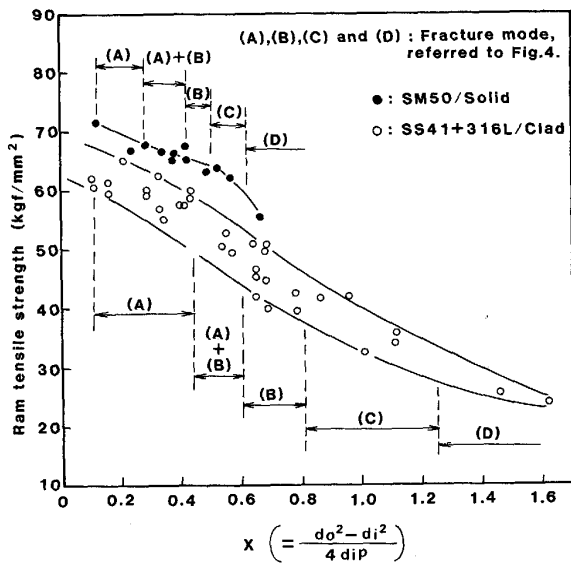


Fig. 6. Relationship between shape parameter, X and ram tensile strength.

—  $d_i^2$ )/4} とせん断方向断面積 ( $= \pi d_i P$ ) の比  $X = \frac{d_0^2 - d_i^2}{4 di P}$  を形状パラメータに取り、はく離強度を整理した。Fig. 6 は  $d_0$ 、 $d_i$  および  $P$  を種々に変化させた場合の SM50 鋼単体材および、ほぼ一定の接合率 80~88% を有する SUS316L/SS41 クラッド鋼のはく離強度とパラメータ X の関係を示している。はく離強度に若干のばらつきを示すものの SM50 鋼単体、SUS316L/SS41 クラッド材いずれも狭いバンド内には

く離強度が整理されることがわかる。X の増大にともないはく離強度は低下し、破断様式が (A)→(B)→(C)→(D) へと変化する。このようにパラメータ X によって、はく離強度ならびにその破断様式が決定される。試験に使用した SUS316L/SS41 クラッド材は、接合部の強度が母材部に比し相対的に低く接合部からのはく離破断が容易になるため、(母材強度が SM50 から強度の低い SS41 に変化したことも影響している可能性がある) (A)→(B)→(C)→(D) へ移行するおのこの限界の X 値は SM50 単体のそれに比し大きくなる。すなわち、接合部の相対強度が高いほど、X 値を低くしないと はく離破断が生じないことがわかる。通常のステンレスクラッド鋼で合わせ材厚さ 2.5 mm の場合、JIS の規定に従えば  $X = 0.67$  になり、この X 値は Fig. 7 によれば、はく離破断に属しているのでは問題はないが、接合率が本供試材より高い場合、あるいは合わせ材厚さが 2.5 mm より小さくなり、X 値が大きくなってしまふ場合は、(C) あるいは (D) 破断になる可能性があり注意を要する。また JIS の規定どおりに製作された試験片でもパラメータ X は種々に変化し、それにとまないと はく離強度が異なるのは、絶対評価ができない点で問題であろう。

### 3.3 使用上必要とされる接合部の性能

せん断強度ならびにはく離強度以外に、クラッド鋼の実際の使用環境では種々の接合部性能が要求される。筆者らは、使用安全上重要な特性と考えられる接合部の破壊靱性、T 継手溶接時のはく離発生傾向ならびにその疲労き裂伝播挙動をとりあげ、これらの特性を評価した。

#### 3.3.1 接合部の破壊靱性

試験に供したクラッド鋼は、1パス圧延で接合した3種類で Fig. 7 に3種類の供試材の界面のマイクロ組織と硬度分布を示す。Ni めっきを施したものは接合率 95.8% (せん断強度 = 33.3 kgf/mm<sup>2</sup>、はく離強度 = 58.7 kgf/mm<sup>2</sup>) で、Ni めっきの炭素鋼境界近傍に C の濃化と炭素鋼側の若干の脱炭が認められ、それに応じた硬度変化を示している。Ni めっきのない接合率 78.5% のもの (せん断強度 = 31.9 kgf/mm<sup>2</sup>、はく離強度 = 50.0 kgf/mm<sup>2</sup>) は、接合界面に多数の酸化物とボイドが認められる。また接合界面を中央にして硬度の高いマルテンサイト相が生成しており、界面の炭素鋼側が脱炭しているのがわかる。Ni めっきのない接合率 94.0% のもの (せん断強度 = 31.2 kgf/mm<sup>2</sup>、はく離強度 = 59.5 kgf/mm<sup>2</sup>) は界面の酸化物、ボイド等は極めて少ないが、接合率 78.5% とほぼ同等のマイクロ組織ならびに硬度分布を示している。これら3種類の供試材のせん断強度は

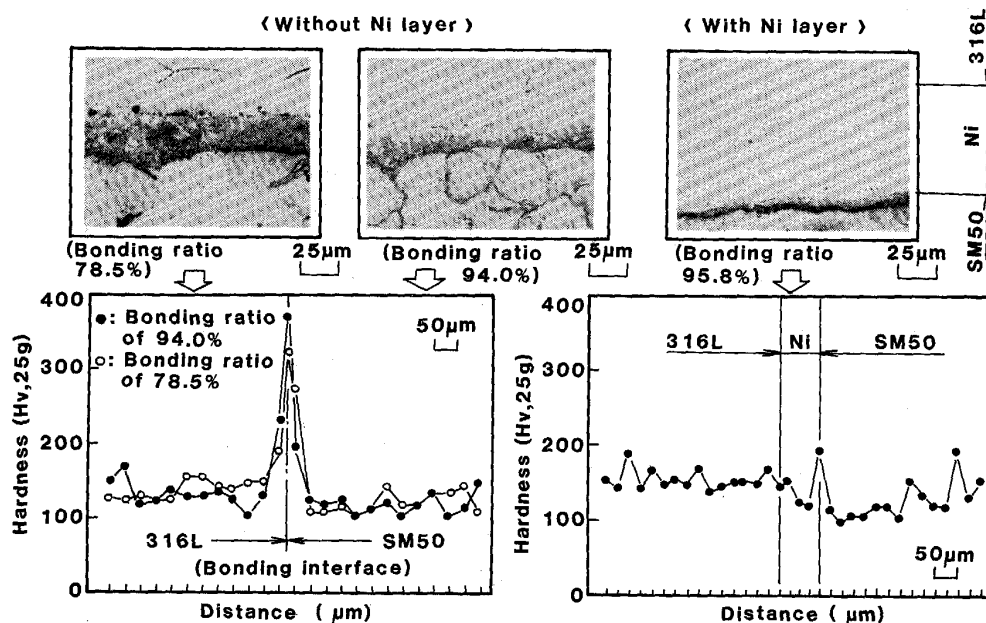


Fig. 7. Bonded zone of SUS316L clad steels used for tests.

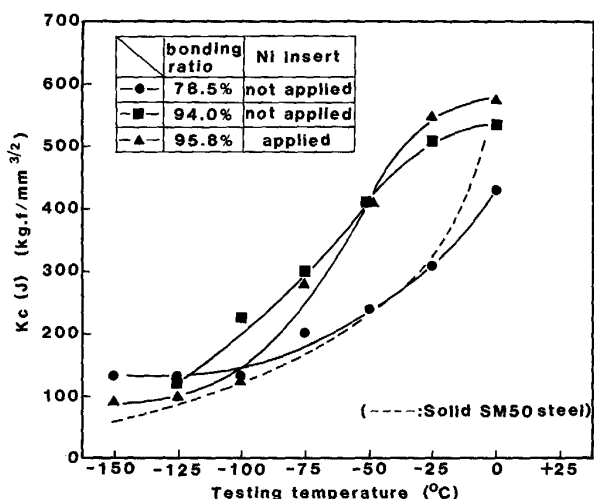


Fig. 8.  $K_C$  (J) value of bonding interface on rolled 316L clad steel.

ほぼ同じであるが、はく離強度は接合率の高いものが高い強度を示している。

Fig. 8 に接合部の  $K_C$  (J) と試験温度の関係を示す。図中比較のために母材炭素鋼単体材にクラッド鋼と同じ圧延ならびに熱履歴を与えた場合の  $K_C$  (J) 値を示した。Fig. 8 は各温度 4 本の試験値の下限値で整理されているが、試験データは同一試験温度に対して大きなばらつきを示した。この原因の一つは主として疲労予き裂の進展位置が異なることによるものと思われる。すなわち、進展位置は接合界面、SUS 316L 側、炭素鋼側脱炭層、Ni めっき中あるいは Ni めっきと炭素鋼の境界等と変

化する。これらの位置の破壊発生抵抗が異なることによりばらつきが発生し、さらに同じ疲労き裂位置でも 0.5 T-CT のような比較的肉厚の小さい試験片では、材料固有の界面性状のばらつきの影響を受けやすく<sup>8)</sup>、これらが大きなばらつきを示した原因と考える。Fig. 8 から  $K_C$  (J) 値の高い順に接合率 94.0% (Ni めっきなし) = 95.8% (Ni めっきあり) > 炭素鋼単体 = 78.5% (Ni めっきなし) になり接合率の高いクラッド鋼は接合率の低いもの、さらに炭素鋼単体に比し高い  $K_C$  (J) 値を示すことがわかる。破断後の破面の状況を観察したところ、接合率 94.0% の試験片の破壊の発生位置は炭素鋼脱炭層が主で、一部接合界面からも発生していた。接合率 95.8% (Ni めっきあり) の試験片では主に、母材側脱炭層とめっき層中である。一方接合率が 78.5% のものは接合界面に最大長さ 45~50  $\mu\text{m}$  の酸化物ならびにポイドが多数存在するため、これらから破壊が発生する確率が大きくなる。接合率 78.5% の図中の  $K_C$  (J) はすべてこれらの接合界面の欠陥から破壊が発生したものである。このように接合率の低いものは欠陥の存在による破壊起点の増大により  $K_C$  (J) が低下する。溶接部についても同様な傾向が認められており、溶接欠陥含有率が增大するとシャルピー試験による靱性値が低下すると報告されている<sup>9)~11)</sup>。

接合率の高いものは、母材炭素鋼側から破壊の発生、伝播するものが多く観察されたにもかかわらず、母材単体よりも高い  $K_C$  (J) を示した。これの一つの原因として、クラッド鋼母材炭素鋼側から破壊が発生する場合は

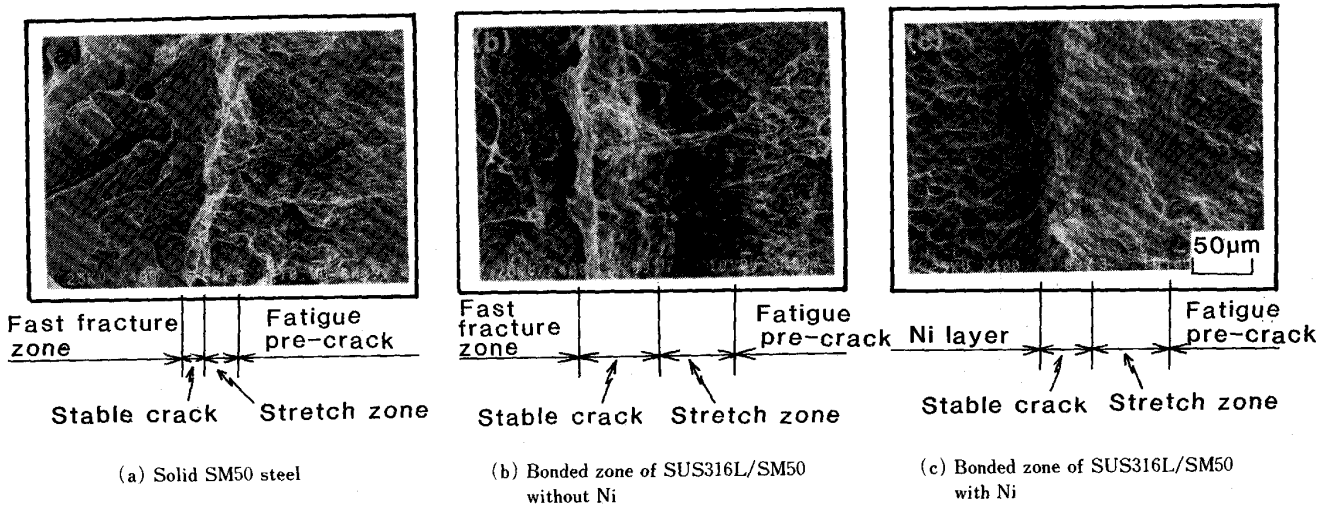


Photo. 1. Scanning electron microscopies of fractured surface in 0.5T-CT test specimen at  $-25^{\circ}\text{C}$ .

接合界面直下の脱炭層であり、一般に低炭素化することにより切欠靱性が向上し遷移温度が低温側に移行すること、またニッケルめっきのある場合はいくらかの脱炭層に加え Ni が増加し、同様に切欠靱性が向上することが挙げられる。さらに、ニッケルめっき層あるいは SUS 316L 層は母材層 SM50 に比較して降伏強度が低いが、このような場合、界面に直角な方向に応力が作用すると、低降伏強度側に大きくき裂が開口し塑性歪み領域も大きくなることが認められている<sup>12)</sup>。この大きな塑性歪みを受ける低降伏強度側材料が、本クラッド材では極めて破壊発生抵抗の大きいニッケルあるいは SUS 316L であり、低降伏強度材側への歪み集中のために靱性の低い炭素鋼側への歪み集中が軽減される。この結果、予き裂先端近傍の破壊発生抵抗が高くなったと考えられる。Photo. 1 は  $-25^{\circ}\text{C}$  で試験を行った母材単体材とクラッド鋼の SUS 316L 側破面の SEM 像を示したものである。いずれの試験片にも若干の延性き裂が見られるが、延性き裂発生前の Stretch zone の幅は、SM50 単体材では約  $0.02\sim 0.03\text{ mm}$  であり、クラッド鋼の場合には Ni めっきの有無にかかわらず  $0.05\sim 0.07\text{ mm}$  と広がっている。これは上述の理由によるものであり、延性き裂発生までの Blunting が大きくなりクラッド鋼の破壊靱性を高めたものと考えられる。

このように接合率を所定の値以上にしておけば、圧延ステンレスクラッド鋼界面の破壊靱性は母材と同等以上として扱えることがわかった。

### 3.3.2 T 継手溶接時のはく離発生傾向

クラッド鋼の溶接時、最も厳しい応力条件になる継手の一つに Fig. 9 に示したのがある。接合率を種々に変化させた強度の異なる合わせ材を有する 2 種類のク

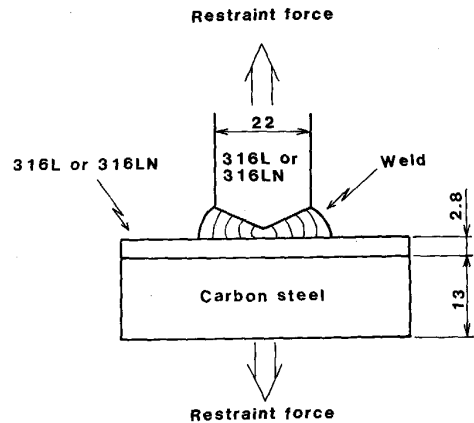


Fig. 9. T joint welding of SUS316L and SUS316LN clad steels.

ラッド鋼を用いて、Fig. 9 に示した溶接継手を有するクラッド鋼接合界面の破壊靱性値を調査した。使用したクラッド鋼の母材は降伏強度  $31\sim 33\text{ kgf/mm}^2$ 、破断強度  $45\sim 49\text{ kgf/mm}^2$  の同一レベルの強度を有する炭素鋼を、合わせ材には降伏強度  $19\text{ kgf/mm}^2$ 、破断強度  $54\text{ kgf/mm}^2$  の SUS 316L および降伏強度  $38\text{ kgf/mm}^2$ 、破断強度  $69\text{ kgf/mm}^2$  の SUS 316LN、2 種類の強度レベルの異なるものを使用した。Fig. 9 のクラッド合わせ材側とステンレス鋼単体材との溶接時には、拘束状態で溶接されるために、クラッド鋼接合界面には肉厚方向に引張応力が働く。溶接前にクラッド鋼の界面接合率、せん断ならびにはく離強度を測定後、拘束溶接し、合わせ材と母材間のはく離を接合部断面のマクロ腐食により調査した。なお、溶接時接合界面のはく離が生じない限り、溶接前後のせん断ならびにはく離強度はほぼ同じであることを確認しており、したがって溶接後の接合強度は溶

Table 2. Bonding strength and T joint weldability of SUS316L and SUS316LN clad steels.

Cladding steel	Before welding			After restraint welding	
	Bonding ratio (%)	Shear strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Ram tensile strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Disbonding in as-welded condition	K <sub>C</sub> (J) of bonding interface (kgf·mm <sup>-3/2</sup> )
SUS316LN	68	30.2 30.8	40.7 39.7	Yes Yes	73~119
	73	32.6 30.7	38.9 41.5	Yes Yes	96~101
	87	31.8 29.1	45.8 52.9	No No	210~380
	95	36.7 37.2	54.9 57.8	No No	382~514
	80	30.6 32.1	42.2 45.8	No No	250~395
	93	35.4 36.7	51.4 56.0	No No	430~510
SUS316L	58	18.5 17.9	28.9 31.8	No No	82~133
	60	19.0 18.1	35.8 28.9	No No	78~138
	68	25.7 22.8	39.6 39.1	No No	85~168
	90	33.9 37.2	59.3 58.7	No No	570~730

接前と同じとみなされる。溶接後の材料の接合界面部からは、Fig. 2 (b) に示した 0.5 T-CT 試験片を採取した。

Table 2 に試験結果を示す。まず SUS316LN クラッド鋼の場合、接合率の変化に対しせん断強度の変化の度合いが小さいが、はく離強度あるいは K<sub>C</sub> (J) 値の変化は大きくなる。前報<sup>2)</sup>でも指摘したように、せん断ならばはく離強度は、接合率の増大とともに高くなるが、比較的低い接合率で飽和に達し、接合率の影響を受けない。今回もその傾向が認められる。また溶接時のはく離発生の有無はせん断強度の大小で説明できないのに対し、はく離強度では約 42~43 kgf/mm<sup>2</sup> 以上で、また K<sub>C</sub> (J) 値では約 250~300 kgf·mm<sup>-3/2</sup> 以上ではく離の発生しないことがわかる。はく離強度と K<sub>C</sub> (J) を比較した場合、K<sub>C</sub> (J) の方がはく離発生の有無をよりいっそう明瞭に反映させたものになっている。すなわち、溶接時のはく離を発生した箇所は接合界面の酸化物やボイドを起点としているが、0.5 T-CT 試験片の場合には同様の起点で破壊が発生しているのに対し、はく離試験片では必ずしも酸化物やボイドを起点としていない。

一方、SUS316L クラッド鋼の場合、接合率が低く K<sub>C</sub> (J) が 250 kgf·mm<sup>-3/2</sup> 以下であっても溶接時のはく離は発生していない。これは後述するように SUS316LN に比し、SUS316L クラッド鋼界面の引張残留応力が低くなることによると考えられる。以上、残留応力を考慮に入れれば、K<sub>C</sub> (J) は溶接時のはく離発生の有無をより明瞭かつ正確に評価できることがわかる。

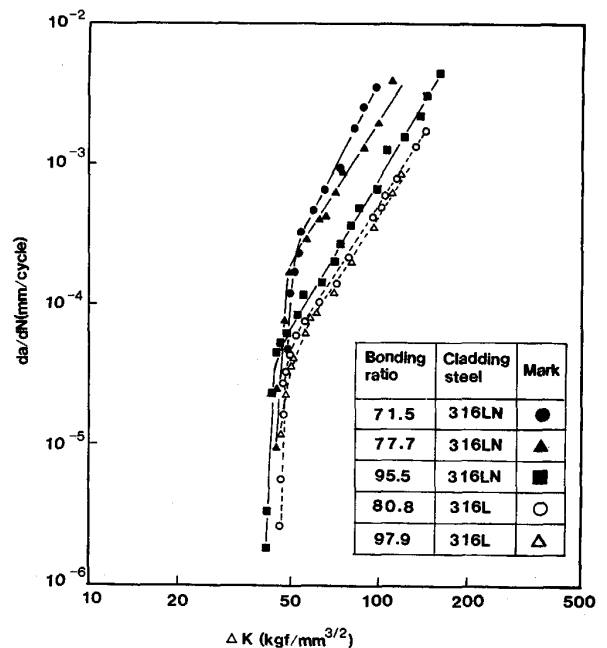
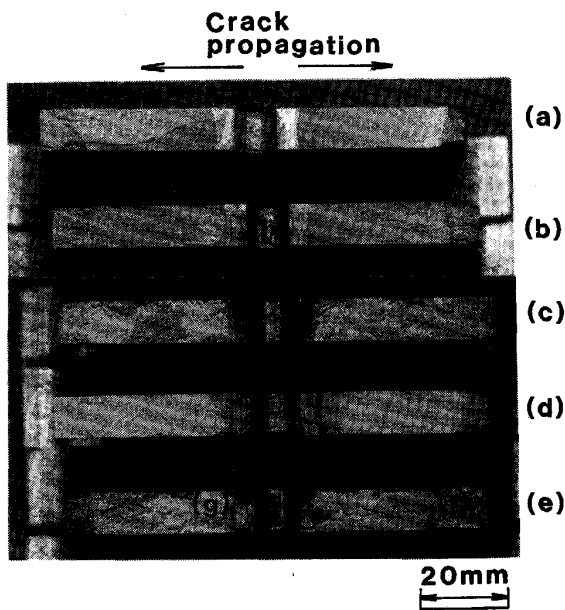


Fig. 10. Relationship between  $\Delta K$  and  $da/dN$  of bonding interface in clad steel with restraint weld joint.

### 3.3.3 T 溶接継手の疲労き裂伝播特性

T 溶接継手のクラッド鋼接合部の疲労き裂進展速度  $da/dN$  値を測定した。あらかじめ、き裂進展部表面を鏡面研磨しておき、左右の両切欠部の表および裏面、計 4 所所の  $da/dN$  を測定し、その平均値からき裂進展速度を求めた。Fig. 10 に疲労き裂伝播速度、 $da/dN$  と



(a) SUS316L (Cladding metal), 80.8% (Bonding ratio)  
 (b) SUS316L, 97.9% (c) SUS316LN, 71.5%  
 (d) SUS316LN, 77.7% (e) SUS316LN, 95.5%  
 (f) Backing steel (g) Bonding interface

Photo. 2. Fractured surfaces of test specimens after crack propagation.

$\Delta K$  の関係を示す。合わせ材の種類が同じ場合、接合率が低くなるにしたがい  $da/dN$  は大きくなり、ほぼ同レベルの接合率の場合には、SUS316L に比し SUS316LN の方が大きなき裂伝播速度を示している。

Photo. 2 は疲労き裂進展後の試験片の破面を示したものである。Photo. 2 で比較的白味を帯びた滑らかな箇所は接合界面であり、凹凸が大きく、濃いねずみ色を呈している箇所は母材炭素鋼である。なお写真 (a) の左上部の若干薄いねずみ色を呈している箇所は SUS316L 側である。Fig. 10 の  $da/dN$  とこの写真を比較すると、 $da/dN$  が大きいものほどき裂進展部に占める接合界面の割合が大きくなるのがわかる。さらに接合界面部を進展する場合でも界面にポイドや酸化物の多いものほど、すなわち接合率の低いものほど、き裂の進展速度が大きくなっている。また、ほぼ同様の接合率でも SUS316LN クラッド鋼の方が SUS316L クラッド鋼に比し接合界面をき裂が進展しやすくなることが観察される。これは SUS316LN が SUS316L より降伏強度が高いため熱膨張係数の差に起因した、より高い残留応力が接合界面に存在しているためと思われる。ここで実際接合界面部に 2 mmφ のドリル孔をあけ ASTM E837 に従った Hole drilling 法で、界面 4 か所 (溶接部中央直下 2 か所および端部直下 2 か所) の肉厚方向の残留応力を測定したところ、SUS316LN クラッド鋼で 18~25

kgf/mm<sup>2</sup>、SUS316L クラッド鋼で 9~16 kgf/mm<sup>2</sup> の引張残留応力であり、SUS316LN クラッド鋼の方が高い引張残留応力を示した。これが SUS316LN クラッド鋼のき裂進展速度を増大させた一因と考えられる。このように疲労き裂進展速度は接合率が大きいほど小さくなり、また合わせ材の違いにより導入される残留応力の差ならびに合わせ材の強度差によりき裂伝播速度の異なることがわかる。

#### 4. 結 論

圧延 SUS316L ステンレスクラッド鋼の接合強度評価法ならびに接合部の破壊靱性値を調査し、下記のこと がわかった。

(1) 接合界面性状の評価として重要なパラメーターは接合率である。接合率が減少すれば強度ならびに靱性は低下、き裂進展速度は上昇し、T 継手溶接時にはく離が発生しやすくなる。

(2) 従来のせん断ならびにはく離試験は界面性状の変化を十分反映したものにはなっておらず、さらに試験片の寸法により絶対強度が大きく変わり、適切な寸法を選ばなくては適正な評価は望めない。

(3) 合わせ材の強度ならびに界面の残留応力により、接合部の破壊靱性値およびき裂進展速度が大きく変化する。

(4) T 継手溶接部のクラッド鋼のはく離発生傾向は、接合部の破壊靱性ならびに内存する残留応力の大きさにより説明される。

#### 文 献

- 1) 猪股茂男, 後藤朝彦, 柴田昭二郎: 高圧力, **8** (1970), p. 2122
- 2) 福田 隆: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 254
- 3) 大路清嗣, 中井善一, 橋本真二: 材料, **39** (1989), p. 375
- 4) 小倉敬二, 大路清嗣, 島川貴司, 川端保弘: 材料, **29** (1980), p. 1128
- 5) 寺崎俊夫, 秋山哲也, 平居孝之, 瀬尾健二: 溶接学会界面接合委員会資料 IJ-19-88 (1988)
- 6) 山崎淳一, 北川英夫: 材料, **29** (1980), p. 801
- 7) I. ODA, I. TATSUKAWA, M. TOYODA and K. SATOH: The Fourth International Symposium of The Japan Welding Society, 4JWS-III-8 (1982)
- 8) T. FUKUDA, T. IWADATE and M. SIMAZAKI: Proc. 14th Annual Offshore Conference, OTC 4238 (1982)
- 9) 高村登志博, 鈴木征治: 鉄と鋼, **71** (1985), S1161
- 10) 渡部義広, 櫻井謙輔, 末久正幸, 松隈 齊, 木村 寿: 鉄と鋼, **68** (1985), S293
- 11) 芳賀博世, 青木和雄, 佐藤 剛: 鉄と鋼, **67** (1980), S411
- 12) 佐藤邦彦, 豊田政男, 南二三吉, 佐藤 進, 中西陸夫, 有持和茂: 溶接学会誌, **52** (1983), p. 154