

© 1990 ISIJ

## 論 文

# 圧延ステンレスクラッド鋼の接合強度 特性と界面性状

福 田 隆\*

## Characteristics of Bonding Interface and Strength of Hot Rolled Stainless Clad Steel

Takashi FUKUDA

## Synopsis :

The composite steel of SUS 316L and SM50B made by diffusion and hot roll bonding processes were subjected to the investigations of nature of bonding interface and bonding strengths. The test results obtained are summarized as follows;

(1) Bonding strength of clad steel increases with increase of bonding temperature and deformation ratio, and reaches the tensile strength of mother steel, when the temperature is over 900°C. And also the bonding strength increases with increase of bonding ratio of the interface. The dependence of bonding ratio becomes larger for  $K_C$  value, compared with shear or ram tensile strengths.

(2) The bonding strength of clad steel changes, when the clad steel is hold at high temperature. This is caused by the both effects of increased strength of martensite structure and decreased strength of decarburized layer at bonding zone.

(3) The stable cracks initiate at the defects on bonding interface, propagate accompanied with linkage of each defect and finally lead to debonding of clad steel with small fracture ductility. The behavior of crack initiation is affected by bonding ratio of interface, difference in measuring method of bonding strength and strength of each material composing clad steel.

**Key words** : stainless clad steel ; hot roll bonding ; bonding ratio ; characteristics of bonding strength ; nickel insert.

## 1. 緒 言

クラッド鋼の製造法としての圧延法は、その適用がチタンクラッド鋼<sup>1)~3)</sup>にまで及び、種々の研究成果が報告されている。圧延ステンレスクラッド鋼では合わせ材であるステンレス鋼は強度メンバーに入れず、単なる腐れ代と見なされるケースが多い。したがって合わせ材と母材の接合状態は、必ずしも施工時あるいは使用時に必要な接合性能を十分考慮したものにはなっていない。このため規格どおりに製造されたクラッド鋼でも、溶接や成形加工時、あるいは苛酷な使用環境条件により、接合上の問題を引き起こすことがある。

これらの問題に対し、製造要因-接合界面性状-接合強度特性を関連づけて検討した例はなく、筆者らは接合強度ならびに界面性状に及ぼす製造要因を基礎的に調査するとともに、接合部の破壊発生に対して若干の考案を行ったので報告する。

## 2. 試 験 方 法

母材炭素鋼として SM50B 鋼を、合わせ材として SUS 316L を用いた。Table 1 に供試材の化学成分を示す。接合試験は拡散接合試験と圧延試験の 2 種類を用いた。前者の拡散接合試験は熱応力再現装置を用いて所定の真空度に排気後、試験片に加熱圧下サイクルを付与した。用いた試験片の形状を Fig. 1(a) に示す。試験片のステンレス鋼側には凹部を作り、圧下初期に所定の塑性流動を生じさせた。試験片の接合予定界面は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。拡散接合後、ネジ付き引張試験片に再加工し継手の引張強さ (破断荷重/全接合面積) を測定した。

次に拡散接合試験と並行して、圧延ロールを使用した圧延試験を行った。母材炭素鋼とステンレス鋼板を重ね合わせ、周端部をシール溶接した。これらの表面前処理

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 平成元年 5 月 2 日受付 (Received May 2, 1989)

\* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Center, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsu-cho Muroran 051)

Table 1. Chemical compositions of test materials used.

Material	Chemical compositions (wt%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al
SUS 316L-cladding steel	0.017	0.64	1.25	0.027	0.0017	12.09	17.57	2.05	0.011
SM50B-backing steel	0.09	0.38	1.38	0.004	0.003	0.26	0.06	0.05	0.030

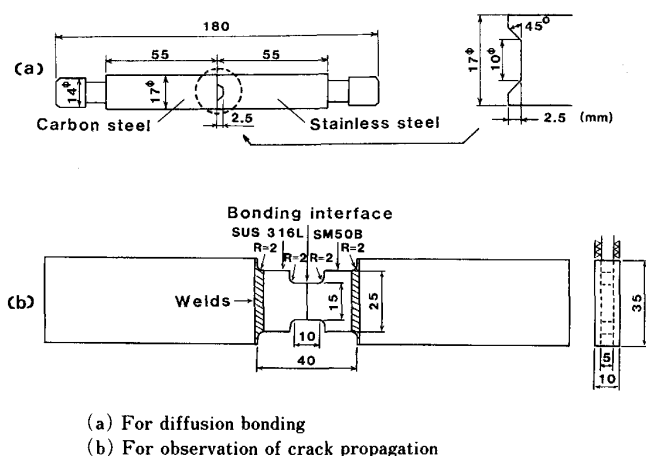


Fig. 1. Test specimens used for diffusion bonding and observation of crack propagation.

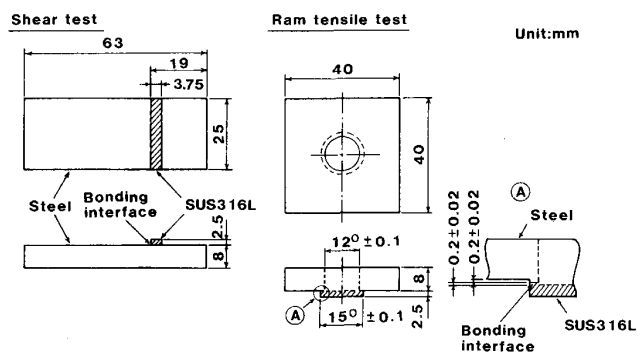


Fig. 2. Configuration of shear and ram tensile test specimens.

条件は拡散接合試験で用いたものと同じであり、組合せ体を所定の温度に加熱、真空排気後胴長 300 mm、胴径 300 mmφ のロールを有する試験圧延機にて圧延を行った。特に断りのない限り組合せ体はあらかじめ  $4 \times 10^{-3}$  Torr に排気され、その状態で圧延を行った。圧延後のクラッド鋼の接合強度の評価は、JIS-G0601 によるせん断試験、はく離試験ならびに ASTM-E399 による破壊靱性値の測定により行った。せん断試験ならびにはく離試験に用いた試験片の形状を Fig. 2 に示す。また接合界面のき裂の発生ならびに進展状況を観察する目的で、圧延試験後のクラッド鋼板の接合部を含む部所から試験片を採取し、Fig. 1(b) に示すような引張試験片を溶接により作製した。引張試験によりき裂の発生ならび

に進展を観察したが、き裂の観察は接合部を鏡面研磨し、光学顕微鏡により行った。接合部のマイクロ調査は前述の拡散接合試験片と合わせて光学顕微鏡、EPMA、SEM、AES 等による分析ならびに観察を行った。

ここで前者の拡散接合試験は塑性圧下をとまなっているため、拡散接合ならびに圧延試験の基本的な接合方式は同じである。ただ拡散接合試験は接合条件を厳密にコントロールできるため、接合条件と接合部性能の相関を正確に求めたい場合は拡散接合試験を用い、単に所要の接合部性能を有するクラッド鋼試材を得たい場合にのみ圧延試験を適用した。

### 3. 試験結果ならびに考察

#### 3.1 接合強度ならびに接合率に及ぼす圧延条件の影響

Fig. 3 は拡散接合試験の結果をまとめたもので、接合温度と接合強度の関係を示している。0 から 4.5 mm まで、4 条件の圧下量で圧下後、30 min の拡散を行った。括弧内に記した数字は圧下量 3 mm 以外の場合の圧下量で、無記入のものは圧下量 3 mm を示している。拡散接合は減圧下 ( $2 \times 10^{-4}$  Torr) で接合したものと、接合界面の酸化物の挙動を調査するため、SUS 316L 側をあらかじめ  $500^\circ\text{C} \times 1 \text{ h}$  大気中酸化し、大気中で拡散接合したものの 2 種類を用いた。大気中酸化したものは、オージェ分析の結果約 400 Å 厚さの Cr ならびに Fe の酸化物が生成していた。

減圧下での接合では、接合温度の増大とともに接合強度は増加し、3 mm 圧下ではほぼ  $900^\circ\text{C}$  で接合強度が飽和に達している。この飽和値は母材の引張強度と等しく、破断が母材部で発生するようになる。また、塑性圧下量の増大も接合強度を上昇させるが、 $900^\circ\text{C}$  以上では 3 mm 以上の圧下量は接合強度向上に効果のないことが分かる。 $900^\circ\text{C}$  は SUS 316L 母材の再結晶開始温度にほぼ等しく (SM50B 母材の再結晶温度は  $900^\circ\text{C}$  以下)、3 mm のわずかな塑性圧下量で接合が完了し、これ以上の温度ならびに塑性圧下量を与えても接合強度に影響はなく、母材強度と等しい強度に達し一定値をとる。この再結晶温度以上では、接合界面の凹凸のクリープ変形による密着ならびにボイドの消滅が急激に起こると推定され、圧延クラッド鋼接合可能温度の目安となる。Fig. 3

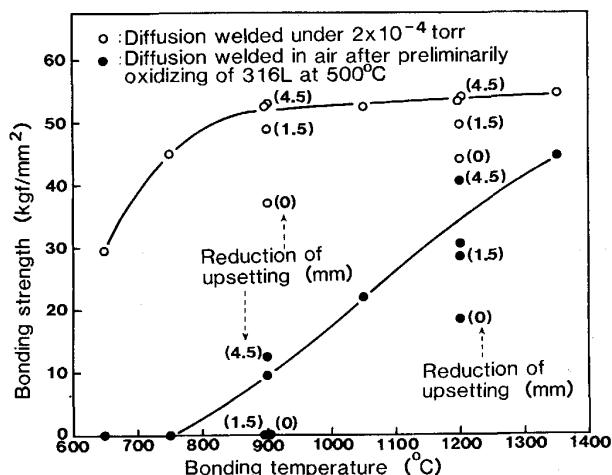


Fig. 3. Relationship between bonding temperature and bonding strength of 316L/SM50B diffusion welds (Held for 30 min after upsetting).

に示したような接合温度の上昇とともに接合強度が増大し、ある温度以上で一定値をとる挙動は、ステンレス鋼と鋼のように完全に固溶する組合せの特徴と考えられ、TiあるいはAlと鋼のように金属間化合物等、反応拡散により第3相を生成するクラッド鋼と異なった挙動を示す<sup>4)</sup>。このように圧延クラッド鋼は、できるかぎり高い温度ならびに塑性圧下量を与えることにより高い接合強度が得られる。

一方 SUS 316L 側をあらかじめ酸化させたものも接合温度ならびに塑性圧下量の増加により、接合強度の上昇が認められる。しかし酸化していないものに比し、いずれの接合温度においても接合強度は低下し、再結晶温度以上になっても一定値をとらず、母材融点近くまで接合強度が上昇する。Fig. 4 は Fig. 3 で用いた試験片のミクロ的な接合率を調査し、その接合温度との関係を示している。接合率とは Fig. 4 中に示したように接合界面に存在する長さ 1.0  $\mu\text{m}$  以上の酸化物、ポイド等の未接合部の個々の長さと同数を倍率 400 倍の光学顕微鏡で測定し、これら未接合部の長さの総和を測定長さ ( $L = 0.25 \text{ mm}$ ) から差しひいたものを  $L$  で除し、百分率で表示したものである。50 視野の平均を接合率とした。接合率は界面の極めてミクロ的な場所を対象にしており、超音波探傷で 100% 接合されていても圧延条件により接合率は種々に変化する。Fig. 4 で酸化したものは接合温度と塑性圧下量の増大にともない接合率が上昇しているが、これは Fig. 3 の接合温度-接合強度の関係とよく一致している。この酸化した材料の接合温度ならびに塑性圧下量の増大により接合強度が向上するのは、接合率が増大することによるといえる。この塑性圧下量の増

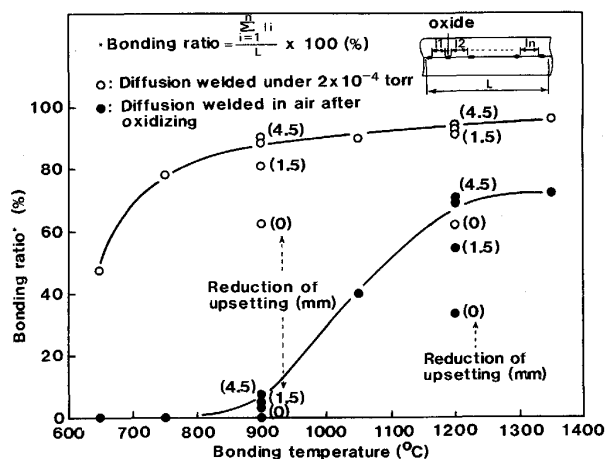


Fig. 4. Relationship between bonding temperature and bonding ratio of 316L/SM50B diffusion welds (Held for 30 min after upsetting).

大によって接合率が増大するのは、接合界面の凹凸の消失による密着面積の増大と酸化物が分断され、接合部新生金属面の現出量が増すことによる。また接合温度の上昇により酸化物がより安定な酸化物へと変化しながら酸化物の凝集が進み、一部酸素が母材中へ拡散、固溶することをオージェ分析で確認しており、これが接合率を増大させたものと考えられる<sup>5)</sup>。

一方酸化しないものは接合温度 900°C 以上および塑性圧下量 3 mm 以上で接合率は 87~95% に達している。この結果も Fig. 3 の傾向と一致しており、900°C 以上および 3 mm 圧下以上で接合率が飽和値をとる。Fig. 5 は拡散接合試験で得られた接合率と接合強度の関係をまとめたもので、接合時圧下後 30 min 以上の拡散接合を行ったものも含めてプロットされている。図中接合率 80~95% の領域に接合強度の低い集団が認められるが、これは後述する圧下後の拡散時間が極めて長い場合に相当する。接合率の増大にともない接合強度は単調に増加しその関係はほぼ直線近似ができる。接合率 100% を完全接合とすれば、図中の接合率-接合強度の相関直線が接合率 100% と交わる点は接合部の真の強度と考えられる。

このように接合率は接合強度に大きな影響を与えるが、その影響の度合いは強度評価法により異なることが予想される。Fig. 6 は圧延試験により得られた SUS 316L クラッド鋼のせん断ならびにはく離強度と接合率の関係を示したものである。せん断強度の場合 65~75% 以上の接合率で飽和値に達し、せん断試験の破断は主として母材側を伝播するようになる。一方はく離強度は 75~80% の接合率で飽和になる。Fig. 7 は Fig. 6

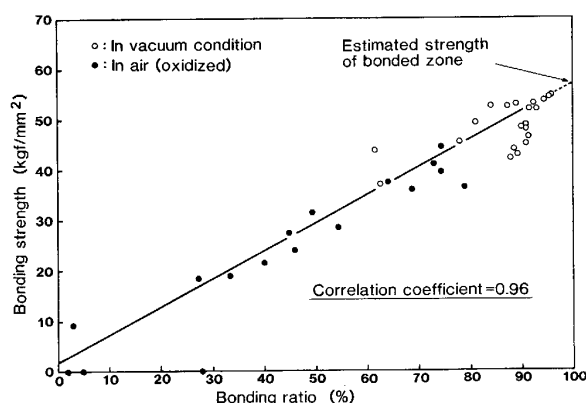


Fig. 5. Relationship between bonding strength and bonding ratio of 316L/SM50B diffusion welds.

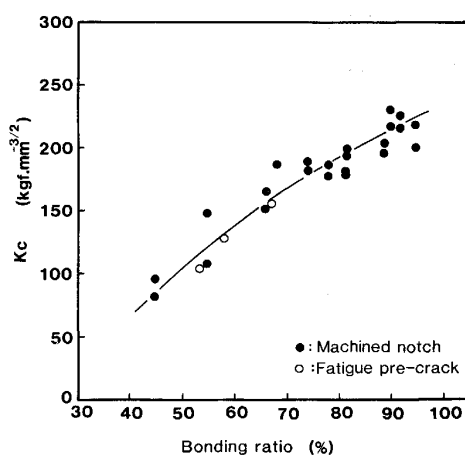


Fig. 7. Relationship between  $K_C$  and bonding ratio of 316L clad steel (One pass rolling at 1200°C.)

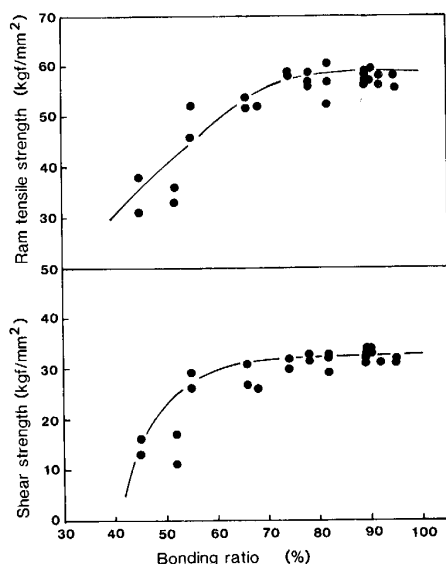


Fig. 6. Relationship between bonding ratio and bonding strength of 316L clad steel (One pass rolling at 1200°C).

と同じ圧延クラッド鋼から Compact tension specimen を採取し、破断時の  $K$  値と接合率の関係を調査したものである。試験は接合界面に 0.2 mm 幅のノッチを挿入し、0.5 TCT 試験片をもちいて ASTM-E399 にしたがった室温引張試験にて行っている。ここで疲労予き裂の代わりに機械ノッチを用いたのは、3.3 項で述べるように、本試験が安定き裂の先行をとまなう破壊試験であり、へき開様式による脆性破面よりもノッチの鋭さに対して鈍感であること<sup>6)</sup>、さらに 0.2 mm のノッチ幅をもたすことにより接合界面とその近傍のき裂発生条件をノッチ先端全面にわたりほぼ同一にできることによる。Fig. 7 は CT 試験の破断荷重から  $K$  値を求めたものである。図中、疲労予き裂を用いた場合の低接合率での  $K_C$  を示してあるが、機械ノッチによる  $K_C$  値とはほぼ一

致しているのが分かる。接合部は異なったヤング率を有する材料からなっており、き裂の発生ならびに伝播経路も複雑であるためこの  $K$  値自体の破壊力学的な意味があいまいであるが、ここでは破断時の荷重から求めた  $K$  値を  $K_C$  値とした。Fig. 7 から分かるように接合率の増大にともない  $K_C$  値は著しく増加し、接合率 90% を超えるあたりで  $K_C$  値に対する接合率の影響が若干小さくなる程度である。さらにせん断ならびにはく離試験に比し、母材破断開始の接合率が高くなっていることが分かった。このようにせん断試験ならびにはく離試験より CT 試験の方が、界面部破断から母材部破断に移行する接合率が高くなるが、このことはせん断強度あるいははく離強度に比し  $K_C$  値の方がよりいっそう接合界面の性状変化を正確にとらえられることを意味している。これは試験時の接合界面への拘束度が増大し、平面歪み状態に近づくことによると考えられ、したがって従来接合強度の評価に用いられているせん断試験は、接合界面性状を正確に把握しているとはいえない。

### 3.2 接合強度に及ぼす加熱保持の影響と Ni インサートの効果

圧延クラッド鋼の接合性能に及ぼす因子として接合率の変化が重要であることは前述したとおりであるが、圧延前の加熱中、圧延時ならびにその後の熱処理でステンレス鋼と母材鋼間で原子の相互拡散が進行するため長時間加熱の影響も重要である。

Fig. 8 は 900°C ならびに 1200°C で 3 mm 圧下歪みを与えて接合後、所定の時間保持した場合の接合強度の変化を示している。接合前の合わせ面を酸化せず真空中で拡散接合したものは、900°C、1200°C のいずれの温度においても保持時間の増加とともに接合強度は増大

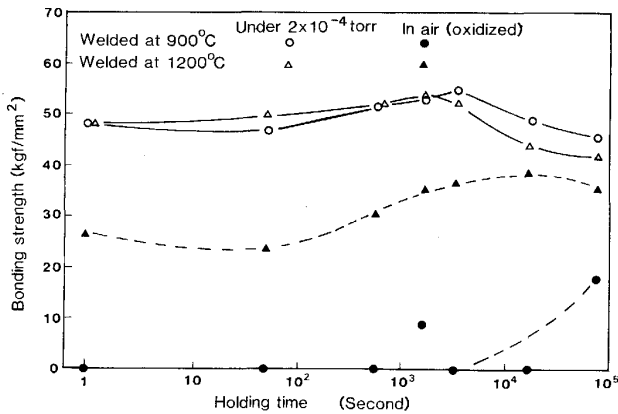


Fig. 8. Relationship between holding time for diffusion and bonding strength of 316L/SM50B diffusion weld joints.

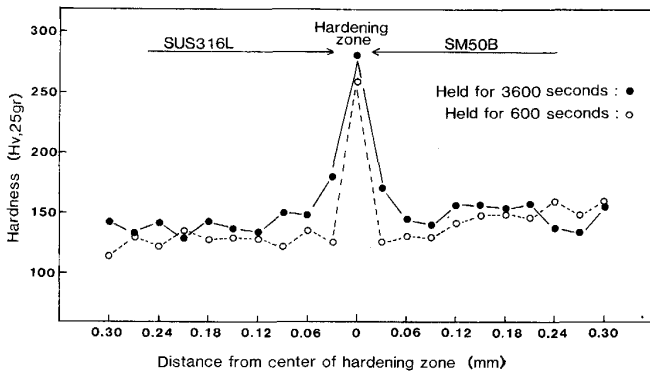


Fig. 9. Hardness distribution of diffusion welds held at 1200°C after 3.0 mm upsetting.

し、約  $3 \times 10^3$  s で最大値を示し、さらに長時間保持すると接合強度が低下する。最大値に達する時間は 900°C より 1200°C 保持の方が短い。合わせ面を酸化させたものは保持時間の増大とともに接合強度は単調に上昇する。これらの接合率を測定したところ、合わせ面を酸化させたものは接合時間の増大にしたがい、接合率が増加しており、これが接合強度を単調に増加させている。この接合率の増大は前述したように酸化物のより安定な酸化物への分解と凝集、ならびに界面拡散の進行によりポイドが消滅することによる。

一方酸化処理を施していないものは、保持時間の長さによらず接合率は 88~93% とほぼ一定の高い値を示し、接合強度測定時の試験片の破断が主として母材 SM50B 側の接合界面近傍で生じているのが認められた。したがって Fig. 8 の真空接合の場合の接合強度の変化を界面の接合率の大小で説明することはできない。Fig. 9 は合わせ材を酸化させていない試料で、接合温度 1200°C、保持時間 600 s と 3600 s の接合部微小領域の硬度分布

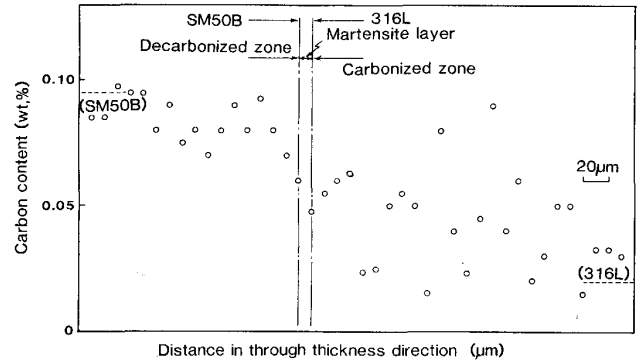


Fig. 10. Carbon distribution of bonded zone in 316L clad steel (Diffusion bonding at 900°C for 24 h without nickel plating).

を比較したものである。接合界面を間にしていずれの保持時間のものも、硬化層の生成しているのが認められる。これは SUS 316L 層から Cr, Mo, Ni 等が拡散し、1200°C からの冷却中にマルテンサイト変態したためと思われる。したがってその冷却速度の大きさによって硬度は変化する。Fig. 9 から分かるように、保持時間 600 s に比し 3600 s の方が硬化層幅ならびに最大硬度値が高くなっている。Fig. 8 の真空接合時、接合後、保持時間約 3600 s まで接合強度が徐々に増加するのはこの硬化層の幅の増大によると考えられる。加熱保持の場合も同様な現象が起こっているが、最大接合強度を示す保持時間は 1200°C 加熱保持よりも若干長時間側に移行している。Fig. 10 は合わせ面を酸化させていない試料で接合温度 900°C、保持時間 24 h の接合部微小範囲の XMA による炭素濃度分布を測定したものである。炭素鋼側のマルテンサイト相に極めて近い領域で炭素量低下の大きい箇所が認められる。接合部の破断はマルテンサイト相に接したこの炭素低下領域で発生していることが観察され、この領域の強度が接合強度を支配していると考えられる。したがって保持時間が  $3 \times 10^3$  s より長時間になると接合強度が低下するのはこの脱炭層の炭素量の過度の低下が主因と考えられる。このように接合後の加熱保持により接合強度が変化するのは、接合界面強度の変化によるのではなく、界面近傍の母材鋼のマルテンサイト相の生成と脱炭量の兼ね合いで生じると考えられる。

次に Fig. 10 と同条件のクラッド鋼のニッケルめっき層がインサートされた接合部の炭素濃度分布を同様に調査した。炭素鋼側は炭素量の低下、316L 側は炭素の増量が観察されたが、Fig. 10 のインサートの無い場合に比しその程度は小さく、マルテンサイトの生成は認められなかった。900~1250°C の温度範囲において Ni 中の

Cの拡散係数は炭素鋼あるいは316L中とほぼ同等である<sup>7)</sup>。しかしCの活量係数がNi中の方が鋼中よりかなり高いので炭素鋼中のCのNi中への流入を抑制し、結果として脱炭あるいはステンレス鋼への浸炭が軽減される。したがってNi層が接合界面にある場合は、Fig. 8に示したような保持時間に対する接合強度の変化は認められず、ほぼ一定の接合強度を示す。

### 3.3 接合部の破壊発生抵抗について

接合率あるいはマルテンサイト相生成等による接合部近傍母材強度の変化が接合強度に大きな影響を与えることが分かったが、本項では接合界面の破壊発生傾向について調査した。供試材は圧延試験により作製し、接合率が78.5% (Ni インサート無し) および95%以上のNi インサートのあるものとなないもの計3種類である。これらのクラッド鋼からFig. 1(b)に示した引張試験片を採取し、き裂の発生ならびに伝播状況を観察した。歪み量はFig. 1(b)中の平行部10mm間の総伸び量と同時に、接合界面を中央にして10mmの距離に刻印し、100倍のプロジェクトターで測定した接合界面からSM50B側、SUS 316L側おのおのの伸び量より求めた。SUS 316Lの降伏点まではSM50B、SUS 316Lいずれもほぼ同じ歪みを分担し降伏強度を超えるとSUS 316L側が高い歪みを示すが、その後SUS 316Lの加工硬化による強度上昇が生じ、最高荷重点で再びほとんど同じ歪み量を示す。最終破断時には、最も強度の低い箇所で大きな歪みを示す。き裂の発生ならびに伝播は前者の総歪みを用いて評価した。各負荷応力に対するき裂長さは、あらかじめ鏡面研磨しておいた接合部近傍を光学顕微鏡にて観察した。

Photo. 1に接合率78.5%のクラッド鋼のき裂発生ならびに伝播状況を示す。総歪み約0.5%まではき裂の発生は無く、これを超えると接合界面の酸化物あるいはボイドを起点としてき裂の発生が認められ、伝播ならびに他の未接合部から発生したき裂と合体しき裂が成長していく。この総歪み0.5%は、SUS 316Lより高い降伏強度を有するSM50Bの降伏歪みを若干上回る歪みに相当し、したがって母材側の降伏強度を超えるまではき裂が発生しないことが分かる。

Photo. 2は接合率78.5%のクラッド鋼の引張試験破断後のSM50B側破面のX線イメージ分析結果を示している。Photo. 2(a)の研磨痕の認められる比較的滑らかな箇所は接合界面であり、その左側の部分はSM50B内部での破断面である。き裂の発生ならびに伝播箇所である接合界面は延性き裂の特徴であるディンプルパターンを示し、ディンプルの底部にはSi、Mn等の酸化物と

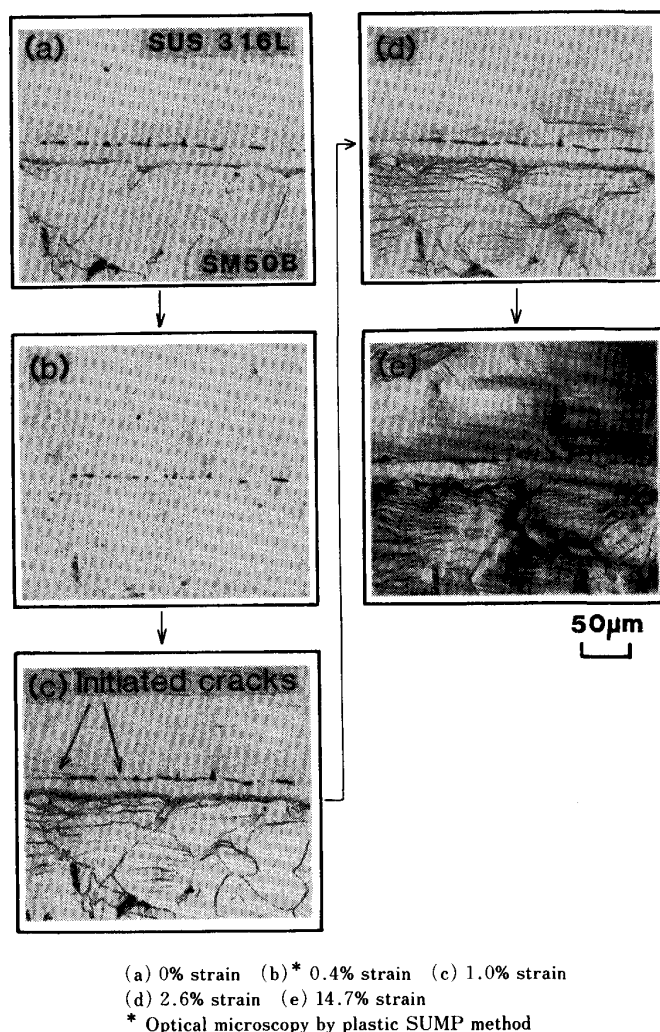
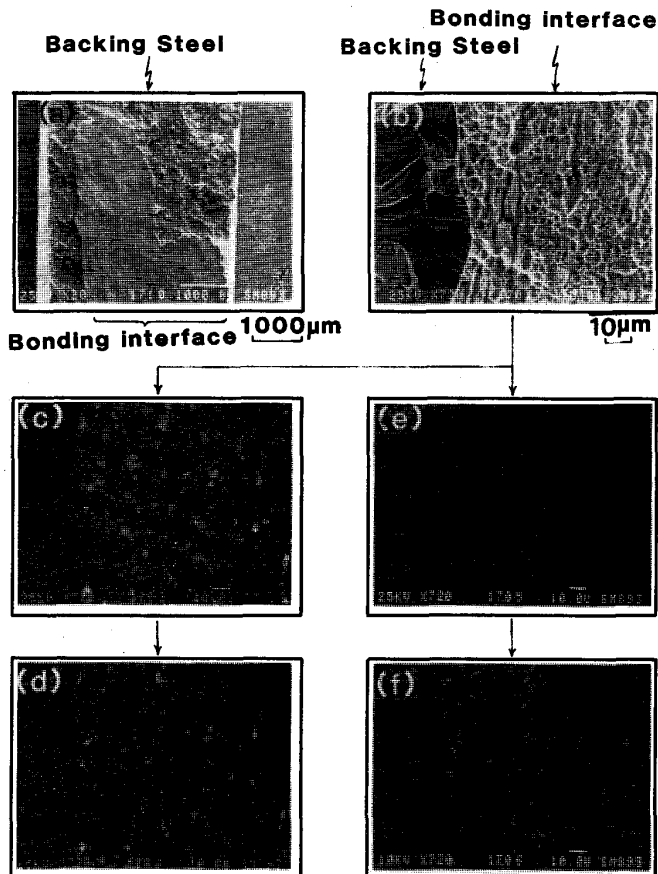


Photo. 1. Crack propagations in various strained conditions (Hot rolled 316L clad steel plate with bonding ratio of 78.5%).

Sの偏析が認められる。Sの偏析については、自由表面にS等の不純物元素が濃化することが知られており<sup>8)</sup>、酸化物のために生じた空隙あるいはボイドが自由表面を形成し、Sの濃化を促進したものと思われる。Photo. 2(b)で接合界面の左側のへき開破面を呈している箇所は、マルテンサイト相を経由後の脱炭層での破面である。接合界面での延性き裂の進展後、界面で大きな応力集中を受けマルテンサイト相ならびに脱炭層で不安定破壊を起こしていることが分かる。

Fig. 11はこれらクラッド鋼の引張試験時の総歪みと、全発生き裂長さの関係を示したものである。接合率78.5%のものは未接合部の単一最大長さが45~50µmであり、接合率95%以上のNiインサートあり材で最大長さ10~14µm、インサートなし材で最大長さ9~12µmであった。このように接合率の低いものは個々の未接合部の長さが大きく、接合率の高いものは未接合部の



(a) Fractured surface (b) Fractured surface (c) X-ray image of Mn (d) X-ray image of Si (e) X-ray image of S (f) X-ray image of O

Photo. 2. X-ray image analysis of fractured surface in bonding zone of hot rolled 316L clad steel with bonding ratio of 78.5%.

長さが小さいことが分かった。Fig. 11 で分かるように接合率 78.5% のものは母材降伏歪みを超えるあたりからき裂の発生ならびに伝播が認められると同時に急激なき裂の成長が起こる。一方接合率の高いものは降伏歪みを過ぎててもき裂の成長はほとんどなく、母材に匹敵する十分な塑性歪みを示して破断する。これに反し接合率の低い方は十分な塑性歪みを示さず早期破断を起こす。接合率の高い方はいずれも母材脱炭 (Ni インサートあり材にも母材に Ni インサート層へのいくらかの脱炭が認められる) で破断している。通常 Ni インサート層は母材層より低強度のため容易に Ni 層から破壊が進行するとされている。しかし今回用いた試験材のように、ある値以上の圧下率を取れば Ni 層が極めて薄い層になると同時に、Ni 層への Cr, Mo, Fe 等の拡散が促進される。このため Ni インサート層の強度の上昇が生じ母材脱炭層で破断したものと思われる。

さてこのように接合率が低いものは、接合界面の大きな酸化物やポイドを応力集中源としてき裂が発生、伝播

し低歪みで早期破壊を起こすが、このような接合部でのき裂の発生、伝播挙動は 3・2 項のマルテンサイト相の効果で示唆したように界面近傍の強度とりわけ母材強度の影響を受けると推察され、き裂の発生、伝播挙動に対する母材強度の影響を調査した。供試材として強度レベルの異なる 4 種類の組合せ体を準備し、圧延後クラッド鋼からせん断およびはく離試験片、ならびに ASTM E399 にもとづく 0.5 TCT 試験片を採取した。0.5 TCT 試験片には接合界面を中央にして 0.2 mm 幅の機械ノッチを挿入した。クラッド鋼製造時と全く同じ加工ならびに熱履歴を受けた供試材単体の引張試験の結果、降伏強度の順位は  $2\frac{1}{4}$  Cr-1 Mo (61.9 kgf/mm<sup>2</sup>) > SM50B (36.2 kgf/mm<sup>2</sup>) > SUS 316LN (34.2 kgf/mm<sup>2</sup>) > SUS 316 (27.8 kgf/mm<sup>2</sup>) であり、破断強度のそれは  $2\frac{1}{4}$  Cr-1 Mo (90.5 kgf/mm<sup>2</sup>) > SUS 316LN (65.0 kgf/mm<sup>2</sup>) > SM50B (57.2 kgf/mm<sup>2</sup>) ≒ SUS 316L (56.2 kgf/mm<sup>2</sup>) になっている。

Table 2 はこれらの強度の異なる組合せのクラッド鋼の接合率および接合強度ならびにこれらのき裂発生点の関係をまとめたものである。Table 2 で、き裂発生直後に発生位置と異なる場所に進展している場合、あるいはそれらの位置を交互に進展する場合、主発生き裂を括弧外にそれ以外のき裂を括弧内に記した。Table 2 から同じ組合せ構成材で比較すると、接合率が低いほど、またせん断試験あるいははく離試験より Compact Tension (CT) 試験の方が、き裂の発生が接合界面で生じやすくなるのが分かる。また接合率に対する接合強度の変化の度合いはせん断強度よりはく離強度の方が大きい。さらに組合せ構成材料の強度の影響をも受ける。すなわち、組合せ構成材料の強度の低い側からき裂が発生する傾向にあるが、組合せ材の両方の強度が高い場合はき裂が界面から発生しやすくなるように見受けられる。ほぼ同じ低い接合率のため界面破断を起こす場合でも、高い強度の組合せ構成材 (例えば  $2\frac{1}{4}$  Cr-1 Mo + SUS 316LN) の方が高い接合強度を示す。これは接合界面部 (マルテンサイトもしくはベイナイト相) の欠陥に対する切欠度が Cr, Mo, Ni 等の増加によって低下 (切欠靱性の増大) したのが一因と考えられる。

このように接合強度測定時の破断時のき裂発生場所は、接合率、接合強度評価法ならびに組合せ構成材料の強度によって変化し、それにともない接合強度も変化する。さらに試験片の母材鋼とステンレス鋼層の厚さあるいは試験片形状によっても接合強度の変化することが予想される<sup>9)</sup>。クラッド鋼使用時の安全性を考慮した場合、接合部の破断強度に関連した接合部固有の特性値を求め

Table 2. Bonding strengths and location of crack initiation of rolled clad steels with various strength levels.

Clad steel	Bonding ratio (%)	Shear test		Ram tensile test		Location of crack initiation at compact tension test *2
		Shear* strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Location of crack initiation *2	Ram tensile strength* (kgf/mm <sup>2</sup> )	Location of crack initiation *2	
2 1/4 Cr-1Mo + SUS 316L	48.0	30.6	B	53.6	B	B
	71.0	41.5	A(B)	69.5	A	A(B)
	97.5	42.5	A	75.0	A	A
2 1/4 Cr-1Mo + SUS 316LN	56.2	36.1	B	64.7	B	B
	73.0	44.6	C	84.2	A	B
	94.4	46.4	C	85.9	A	C
SM50B + SUS 316L	76.0	31.7	B(C)	54.6	C(B,D)	B
	83.5	32.6	C	58.3	C	C(B)
	95.1	32.2	C	58.4	C	C(B)
SM50B + SUS 316LN	53.5	35.0	C(B)	54.3	C(B,D)	B(C)
	78.3	36.7	C(D)	60.6	C	C(B)
	95.3	36.9	C(D)	61.3	C	C(D)

\* Average of two test specimens \*2 A : Stainless steel B : Bonding interface C : Decarbonized zone of backing steel D : Backing steel

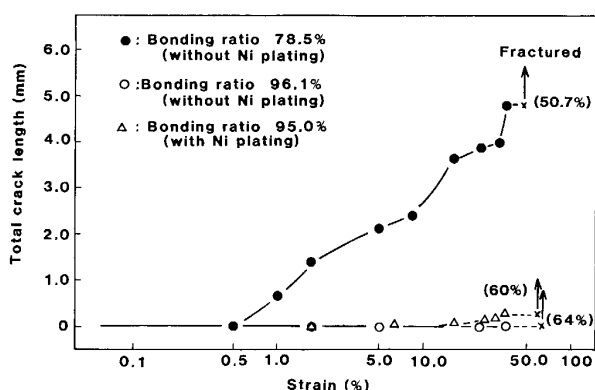


Fig. 11. Relationship between total crack length and tensile strain of SUS 316L clad steel.

る必要があると考えるが、現状ではこれに答えられるような評価法が無い。次報では強度評価法ならびにその接合強度と接合界面のき裂発生抵抗に関連づけながら適正な接合強度評価法を模索したい。

#### 4. 結 論

圧延 SUS 316L ステンレスクラッド鋼の製造要因-接合界面性状-接合強度特性の関連を基礎的に調査し、下記のこと分かった。

(1) 接合温度と圧下歪み量の増大にともない接合強度が増大し、接合温度 900°C 以上で母材単体と同等の接合強度になり完全接合する。この接合温度 900°C は構成母材の再結晶温度にほぼ等しい。

(2) 接合率の増大にともない接合強度が増大する。こ

の接合率の接合強度への影響度はせん断強度→はく離強度→CT 試験片による  $K_C$  値の順に大きくなる。

(3) 同じ接合率を有する接合部でも加熱保持により接合強度が変化する。これは加熱保持によりマルテンサイト相が成長し、それにとまなう接合部の強度上昇と脱炭層幅増大による強度低下の兼ね合いにより生じる。ニッケルインサートの適用により、長時間加熱による接合強度の変化は生じなくなる。

(4) 接合率が 78.5% と低い場合、構成母材の降伏強度を超えるとこれら接合界面の潜在欠陥から延性き裂が発生し、き裂の成長および欠陥同士の合体を繰り返して早期破壊を起こす。これらき裂の発生挙動は接合率、接合強度評価法の違いならびにクラッド鋼構成母材強度の影響を受けると考えられる。

#### 文 献

- 1) 柳本龍三, 関村和義, 島崎正英, 福田 隆, 五味 均: 日本金属学会会報, **26** (1987), p. 511
- 2) 吉原征四郎, 川並高雄: チタニウムとジルコニウム, **35** (1987), p. 9
- 3) 原 修一: チタニウムとジルコニウム, **34** (1986), p. 50
- 4) 福田 隆, 清野芳紀: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 1162
- 5) 福田 隆: 鉄と鋼に投稿中
- 6) J. G. WILLIAMS: Fracture Mechanics of Polymers (1984), p. 253
- 7) 金属データブック (日本金属学会編) (1984)
- 8) P. WYNBLANTT and R. C. KU: Surface Science, **65** (1977), p. 511
- 9) 猪股茂男, 後藤朝彦, 柴田昭二郎: 高圧力, **8** (1970), p. 2122