ステンレスクラッド鋼における接合界面の強度[†]

大 路 清 嗣* 中 井 善 一* 橋 本 真 二**

Strength of Interface in Stainless Clad Steels

by

Kiyotsugu OHJI*, Yoshikazu NAKAI* and Shnji HASHIMOTO**

Mechanical tests were conducted on four kinds of stainless clad steels to establish test methods for determining crack growth resistance of bimaterial interface.

In tension tests, smooth specimens and shallow notched specimens were employed. In these tests, all of the smooth specimens were broken in carbon steel, not along the bimaterial interface. On the other hand, most of the shallow notched specimens were broken along the interface, when the notch root was located at the interface. Therefore, the shallow notched specimens were suitable for estimating the strength of the interface in tension tests. For fracture toughness tests, chevron notched specimens are recommended, since pre-fatigue cracks were susceptible to initiate and grow in carbon steel for conventional straight notched specimens. In fatigue crack growth tests, side-grooved and non-side-grooved specimens were employed. Although the side-grooves were machined so that the minimum cross-sectional plane of the specimens coincided with the plane of the bimaterial interface, cracks did not always propagate along the interface. Therefore, the side-grooves were judged not to be effective for cracks to propagate along the bimaterial interface.

Both in fracture toughness tests and fatigue tests, the crack growth resistance along bimaterial interface was much lower than the resistance of matrix steels.

In all of the mechanical tests conducted, the crack growth resistance along the interface was higher for the normalized material than that for the as-rolled material. The nickel foil inserted between carbon steel and stainless steel improved the growth resistance of interfacial cracks.

Key words: Stainless clad steel, Interfacial crack, Tension test, Fracture toughness test, Fatigue crack growth test

1 緒 言

圧力容器、ボイラ、原子炉、貯槽などの苛酷な腐食環境下において使用される構造用部材として、ステンレス・クラッド鋼がある。この材料は、炭素鋼の表面にステンレス鋼を圧延や爆発圧着などの方法によって接合したものであり、安価で耐食性の優れた材料であるが、使用中に接合界面のはく離を生じることがある。そのため、負荷状態で界面のはく離がどのように広がっていくかを把握することが必要となっている。クラッド鋼の強度試験法として、引張り試験、曲げ試験、せん断強さ試験などが JIS で規格化されているが、いずれも本質的にはせん断強さに関する試験法と考えられ、負荷条件としてもっとも厳しいと考えられる接合界面に垂直な接合強度に関しては、試験法およびその特性に関して不明点が多い。そこで、本研究では、ステンレス・クラッド鋼を用いて、引張り試験、破壊

じん性試験、疲労き裂伝ば試験を行い、その強度評価を行った。また、供試材として熱処理条件および組成の異なるステンレス・クラッド鋼を用いて上述の試験を行い、接合界面のはく離強度の相違を明らかにした。

2 試験材料および実験方法

実験に用いた材料は、構造用炭素鋼 SM50 にステンレス鋼 SUS316L を 1250℃ で圧延することによって接合したステンレス・クラッド鋼である。母材 (SM50) および合わせ材 (SUS316L) の化学成分および力学的性質を Table I および Table II に示した。

Table I. Chemical composition of carbon steel and stainless steel (wt %).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SM50	0.17	0.38	1.38	0.020	0.0056			
SUS316L	0.02	0.58	1.35	0.020	0.003	12.51	16.47	2.45

† 原稿受理 平成元年 3 月 17 日 Received Mar. 17, 1989

* 正 会 員 大阪大学工学部 吹田市山田丘, Department of Mechanical Engineering, Osaka University, Yamadaoka, Suita

** 大阪大学工学部 (現在 本田技研) 吹田市山田丘, Department of Mechanical Engineering, Osaka University, Yamadaoka, Suita

Table II. Mechanical properties of carbon steel and stainless steel.

Material	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Reduction in area ϕ (%)
SM50	359	517	31.50	76.22
SUS316L	260	571	56.56	78.38

Fig. 1. Designation of clad steels.

通常のステンレス・クラッド鋼は、炭素鋼の表面をステンレス鋼で被覆したものであるが、本研究では、接合界面に垂直な荷重を負荷するため、Fig. 1に示すような3層構造とした。供試材としては、両材料の間にニッケルを挿入したものとし、2種類の材料について、それぞれ圧延したまま (As rolled) のものと圧延後 900°C で 30 min 保持することにより焼ならししたもの、合計 4 種類を用意した。以後、各材料に対して Fig. 1 中に示した名称を用いる。なお、ニッケル箔の挿入は、接合界面近傍における有害な合金層の生成、および炭素鋼からステンレス鋼への炭素の拡散を防止するために行われている。

引張り試験に用いた試験片の形状を Fig. 2 に示した。この試験片の切欠き底における弾性応力集中率は 1.26 である。破壊じん性試験は、シェブロン切欠き付きコンパクト・テンション (C(T)) 試験片 (板厚; 25 mm, 疲労予き裂長さ; 約 2 mm) を用いて行った。疲労き裂伝ば試験には、標準の C(T) 試験片 (板幅; 50 mm, 板厚; 25 mm または 9.5 mm) または、側溝付き C(T) 試験片 (板幅; 50 mm, 板厚; 9.5 mm, 側溝の深さ; 1 mm, 側溝の先端半径; 1 mm) を用いた。これらの試験片では、いずれの場合も切欠き底および側溝底が接合界面と一致するようにした。

引張り試験および破壊じん性試験は、島津オートグラフを用いて行った。クロスヘッド速度は、引張り試験の場合 1.0 mm/min, 破壊じん性試験の場合 0.5 mm/min である。引張り試験では、標点間隔 50 mm

Fig. 2. Shallow-notched tension test specimen.

の変位計を用いて、試験片の伸びを測定した。また、破壊じん性試験では、クリップゲージによって、荷重点変位を測定した。疲労き裂伝ば試験は、電気油圧サーボ式疲労試験機を用いて行った。荷重波形は応力比 $R=0.1$ の正弦波である。大気中における疲労き裂伝ば試験は、荷重繰返し周波数 5 Hz (クラッド材) または 30 Hz (素材), 腐食環境中における疲労き裂伝ば試験は 0.1 Hz で行った。クラッド材の大気中における疲労き裂伝ば試験は荷重振幅一定で行ったが、腐食環境中では ΔK 漸減試験を行った。この場合、ASTM の推奨法に従い、次式を満足するよう荷重を漸減した。

$$(1/K)(dK/da) = -0.08 \text{ (mm}^{-1}\text{)} \quad (1)$$

実際には、き裂が 50 μm 進展するごとに関数発生器の出力信号をパーソナルコンピュータにより調整することにより荷重振幅を漸減させた。また、素材の疲労き裂伝ば試験は、荷重振幅一定および ΔK 漸減の両方法で行った。ただし、SM50 の腐食環境中における試験は、 ΔK 漸減試験のみである。

腐食疲労試験における環境としては、3.5% NaCl 水溶液を用い、試験中試験片の温度を $45^\circ\text{C} \pm 1^\circ\text{C}$ の範囲に保った。腐食疲労き裂伝ば試験法の詳細に関しては、文献⁴⁾を参照されたい。

クラッド材において母材と合わせ材のヤング率が異なる場合、応力拡大係数は、通常単一材におけるものとは異なる。しかしながら、炭素鋼とステンレス鋼の場合、ヤング率がほぼ等しいため、本研究では単一材に対する式を用いて応力拡大係数を計算した。ただし、側溝付き試験片の場合、板厚 B の代わりに次式で定義される有効板厚 B_N を用いた。⁶⁾

$$B_N = (B_n \cdot B)^{1/2} \quad (2)$$

B_n は、側溝底における最小板厚で、 B は側溝部以外の均一部の板厚である。また、破壊じん性試験においては、Merkle-Corten の簡便式⁷⁾によって J 積分値を計算した。疲労き裂伝ば試験における応力拡大係数範囲 ΔK および有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の定義およびき裂開口の測定法は文献⁴⁾と同様である。

破壊じん性試験では、直流電位差法によってき裂の発生を検出した。この場合、試験片に 33 A の電流を流し、切欠き先端近傍にき裂をはさんで対角の位置に溶接した直径 0.6 mm の鉄線によって電位差を測定した。⁸⁾ 大気中における疲労き裂伝ば試験の場合、き裂開口変位をクリップゲージで測定し、荷重-変位関係の直線部 (き裂開口点以上) における勾配より、き裂長さを測定した。⁹⁾ また、腐食環境中では、荷重-試験片背面ひずみ関係の勾配よりき裂長さを測定した。¹⁰⁾

3 実験結果

3.1 引張り試験

Fig. 3. Stress-strain curves of clad steels in tension test.

平行部 50 mm および 10 mm の平滑試験片を用いて引張り試験を行った結果、いずれの場合も各材料ともに、界面の破断に至る前に炭素鋼中でくびれを生じ、そこで破断した。そこで、Fig. 2 に示した形状の切欠き試験片を用いて実験を行った。この場合も、C 材では炭素鋼中で破断したが、他の材料はすべて接合界面で破断した。この切欠き試験片に対する各材料の応力-ひずみ曲線を Fig. 3 に示した。ここで、応力は荷重を切欠き底の正味断面積で除した正味断面応力であり、ひずみは標点間変位を標点距離 (50 mm) で除した値である。また、図中の×印は、各材料が破断した位置を表している。破断ひずみは材料によって異なっているが、破断に至るまでの応力-ひずみ曲線は材料にほとんど依存せず、降伏応力 σ_y は約 300 MPa である。これは、SM50 単一材の降伏応力 359 MPa を切欠きの弾性応力集中率 1.26 で割った値にほぼ等しい。また、引張り強さ σ_b は約 540 MPa であるが、これは SM50 単一材の値よりは大きく、SUS316L の値よりは小さい。また、破断伸びは、最大の C 材の場合でも、それぞれの単一材に対する値を大きく下回っている。

3・2 破壊じん性試験

標準型 C(T) 試験片では、疲労予き裂が接合界面ではなく炭素鋼中に入ることが多かったため、接合界面のはく離強度を評価できなかった。そこで、シェブロン切欠き試験片を用いて、実験を行った。

予き裂が接合界面に入っていた場合の荷重-変位関係 (実線) および電位差 (ΔE)-変位関係 (破線) を Fig. 4 に示した。ここで、 ΔE は無負荷時からの電位差の増加である。A 材の場合、ある変位から急激に ΔE が増加しており、き裂発生点が明確に特定できる。他の材料ではこれらの図からはき裂発生点を特定しにくい。Fig. 5 に示したように ΔE - J 積分関係を求め、縦軸方向に拡大すればき裂発生点を求めることができる。このようにして求めたき裂発生点を Fig. 4 中に示した。また、き裂発生点における J 積分の値を J_{in} とし、Table III に示した。表中、* を付したものは、予き裂が接合界面に均一に入っていたもの

(a) Material A.

(b) Material B.

(c) Material C.

(d) Material D.

Fig. 4. Load-displacement and potential-displacement curves in fracture toughness test of clad steels.

であり、他は炭素鋼中に予き裂が入っていたものである。このように、予き裂が炭素鋼中に入っている場合は、界面に予き裂が入っている場合と比べて J_{in} がかなり大きい。なお、電位差法によって求めたき裂発生点 J_{in} は、日本機械学会基準の R 曲線法によって求めた破壊じん性値 J_{Ic} とほぼ等しいことが種々の材料によって確認されている⁸⁾。また、き裂発生点以前の荷重-変位関係は、引張り試験の場合と同様に、材料に

Fig. 5. Determination of fracture toughness, J_{in} .Table III. Fracture toughness (J_{in}) of clad steels.

Material	Specimen	J_{in} (kJ/m²)
A	N13-1	28.2
	N13-2*	4.58
	N13-3*	5.49
B	N16-2	32.2
	N16-3*	6.28
C	N19-1*	5.91
	N19-2	35.6
	N19-3*	7.57
D	N22-1	9.80
	N22-2	14.8
	N22-3*	4.72

依存しないようである。

3・3 疲労き裂伝は試験

3・3・1 素材の挙動 素材 (SM50 および SUS 316L 単一材) におけるき裂伝は速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 6 に, da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係を Fig. 7 に示した。大気中においては, $da/dN > 5 \times 10^{-10}$ m/cycle の領域において, 両材料の da/dN - ΔK 関係および da/dN - ΔK_{eff} 関係に相違は認められない。また, SUS316L 鋼の場合, 大気中における関係と腐食環境中における関係の相違も認められない。

3・3・2 クラッド材の挙動

3・3・2・1 大気中における挙動 大気中における

Fig. 6. Relations between fatigue crack growth rate and stress intensity range for carbon steel and stainless steel.

Fig. 7. Relations between fatigue crack growth rate and effective stress intensity range for carbon steel and stainless steel.

き裂伝は速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を Fig. 8 に, da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係を Fig. 9 に示した。A 材ではき裂はすべて炭素鋼中を, B 材では一部は炭素鋼中, 残りは接合界面を伝はしていた。また C 材および D 材では, ほぼ全面的にき裂は接合界面に沿って伝はしていた。 da/dN - ΔK , および da/dN - ΔK_{eff} 関係ともに, き裂が接合界面を伝はした C 材および D 材の伝は速度が炭素鋼中を伝はした A 材および B 材の伝は速度より速い。このような傾向は, 純鉄-純銅接合材による田中らの結果¹²⁾とほぼ同様である。しかしながら, き裂が炭素鋼中を伝はした A 材の場合も, 炭素鋼単一材よりもき裂伝は速度は速いようである。さらに, 接合

Fig. 8. Relations between fatigue crack growth rate and stress intensity range for clad steels in air.

Fig. 9. Relations between fatigue crack growth rate and effective stress intensity range for clad steels in air.

界面をき裂が伝ばした C 材および D 材では、同一の ΔK または ΔK_{eff} で比較すると、炭素鋼単一材よりも 10 倍程度き裂伝ば速度が大きくなっている。

3・3・2・2 腐食環境中における挙動 この実験では、板厚 9.5 mm の標準 C(T) 試験片および側溝付 C(T) 試験片を用いた。それらの結果を Fig. 10 および Fig. 11 に示す。図中、中実印は側溝なし試験片、中空印が側溝付き試験片による結果である。また、+ 印および Y 印は、それぞれ炭素鋼およびステンレス鋼単一材における結果である。

側溝なし試験片の場合、A 材では接合界面上をき裂が伝ばしたが、D 材では炭素鋼中をき裂が伝ばした。また、側溝付き試験片の場合、A 材および C 材ではき裂は接合界面上を伝ばしていたが、B 材および D 材では、き裂は炭素鋼中を伝ばしており、き裂の伝ば経路は側溝の有無によらなかった。Fig. 10 より明かなようにき裂が接合界面を伝ばする場合のき裂の伝ば速度は同一の ΔK に対する炭素鋼単一材およびステンレス鋼単一材に対する値よりも大きい。一方、き裂が炭素鋼中を伝ばした場合の伝ば速度は炭素鋼単一材中における値よりも小さく、炭素鋼単一材およびステンレス鋼単一材に対する関係の中間であり、大気中の挙動とは若干異なっている。しかしながら、 ΔK_{eff} をもとに比較した場合、Fig. 11 のように、炭素鋼中をき裂が伝ばした場合の伝ば速度は炭素鋼単一材

に対する値よりも大きい。なお、A 材の場合側溝付き試験片と側溝なしの試験片で da/dN - ΔK_{eff} 関係が大きく異なっているが、これは、き裂が接合界面を伝ばする場合、界面の接合状態によってき裂伝ば速度が大きく異なるためであると考えられる。しかしながら、いずれの場合も、A 材の疲労き裂進展抵抗は C 材より大きく、B 材、D 材および炭素鋼単一材、ステン

Fig. 10. Relations between fatigue crack growth rate and stress intensity range for clad steels in 3.5% NaCl solution.

Fig. 11. Relations between fatigue crack growth rate and effective stress intensity range for clad steels in 3.5% NaCl solution.

(a) Material A.

(b) Material B.

(c) Material C.

(d) Material D.

Fig. 12. Effect of environment on the relations between fatigue crack growth rate and stress intensity range for clad steels.

レス鋼単一材よりも小さい。

3・3・2・3 大気中と腐食環境における結果の比較 Fig. 12 および Fig. 13 に両環境中におけるき裂の伝ば挙動を示した。いずれの図でも、+印が大気中における結果で、他の記号が3.5% NaCl 水溶液中における結果である。 ΔK および ΔK_{eff} いずれのパラメータに対しても傾向は同様であり、圧延したまま (As rolled) の A 材および C 材では、3.5% NaCl 水溶液

中における伝ば速度が大気中における値よりも10倍程度大きく、圧延後焼ならした B 材および D 材では、大気中におけるき裂伝ば速度と3.5% NaCl 水溶液中におけるき裂伝ば速度の差は小さい。例えば、B 材では、大気中より数倍加速される程度であり、D 材では $\Delta K > 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ または $\Delta K_{eff} > 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ 以上のときき裂伝ば速度は環境の影響を受けず、それ以下の領域では、大気中のほうがき裂の伝ば速度が大きい。D 材の場合、大気中のほうがき裂伝ば速度が大きくなる場合のある原因として、大気中ではき裂が接合界面を伝ばしており、3.5% NaCl 水溶液中では炭素鋼中を伝ばしたことが考えられる。

4 考 察

各種強度試験における材料による界面のはく離強度の大小関係を Table IV に示した。なお、破壊じん性試験に対しては、予き裂が接合界面に入っているもののみを比較の対象とした。また、疲労き裂伝ば試験では、前述のように、き裂が接合界面に沿って進展しない場合もあるが、それは界面のはく離強度が高いものと考えた。

引張り試験における強度の大小関係と破壊じん性値 J_{IC} の大小関係は同一である。これらの場合、ニッケル挿入材については、焼ならしを行った B 材のほうが焼ならしを行わない A 材よりも強度が高い。また、ニッケルを挿入しない場合、焼ならしを行わない C 材のほうが、焼ならしを行った D 材よりも強度が高い。また、圧延したままの材料については、ニッケル挿入材のほうが強度が低く、焼ならし材についてはその逆である。

疲労き裂進展抵抗の材料による大小関係は、 ΔK を基準にしても、 ΔK_{eff} を基準にしても大きくは異ならない。大気中における疲労き裂進展抵抗は、ニッケル箔を挿入した材料のほうが高い。また、焼ならしの有無によって顕著な相違はないが、焼ならした材料のほうが若干き裂進展抵抗が大きいように考えられる。3.5% NaCl 水溶液中における疲労き裂進展抵抗も、ニッケル箔を挿入した材料のほうが高い。また、焼ならしを行った材料のほうが疲労き裂進展抵抗は高い。したがって、疲労き裂進展抵抗の材料による大小関係に、試験環境の影響はあまり認められないようである。

Fig. 13. Effect of environment on the relations between fatigue crack growth rate and effective stress intensity range for clad steels.

Table IV. Comparison of mechanical strengths of clad steels.

Tension test	Fracture toughness test	Fatigue crack growth test			
		In air		In 3.5% NaCl	
		ΔK	ΔK_{eff}	ΔK	ΔK_{eff}
A < C	A < C	A > C	A > C	A > C	A > C
A > V	A > V	A > V	A > V	A > V	A > V
B > D	B > D	B > D	B > D	B = D	B > D

引張り試験および破壊じん性試験における材料による強度の大小関係と疲労き裂伝ば試験における強度の大小関係を比較すると、相違点はC材の強度のみであり、それを除けばニッケル箔を挿入した材料のほうが力学的強度は高く、また、圧延クラッド後焼ならした材料のほうが焼ならししない(As rolled)材料よりも力学的強度が高い。後者の原因としては、焼ならし中に原子の拡散が起り、材料間の接合強度が高くなることが考えられる。前者のニッケル箔挿入の有無の影響の原因に関しては明確ではないが、ニッケル箔を挿入しない場合、炭素鋼中の炭素がステンレス鋼中に拡散することによって界面極近傍の炭素鋼の強度の低下を招くことが原因の1つではないだろうか。

5 結 言

本研究では、4種類のステンレスクラッド鋼を用いて、各種強度試験における接合界面のはく離強度を調べた結果、以下の結論が得られた。

(1) 引張り試験は、接合界面に浅い切欠きを付けて行うことが望ましい。平滑材を用いて引張り試験を行うと、接合界面以外の部分で破断する場合が多い。

(2) 破壊じん性試験には、シェブロン切欠き試験片を用いることが望ましい。標準試験片では、接合界面に予き裂を導入しにくい。

(3) 疲労き裂伝ば試験においては、側溝付き試験片を用いた場合も、界面の接合強度が高い材料の場合、き裂は接合界面を伝ばせず、炭素鋼中をき裂が伝ばした。しかし、その場合も炭素鋼単一材よりもき裂伝ば速度は速い。また、接合界面をき裂が伝ばするときの伝ば速度は、母材中を伝ばするときよりもさらに大きい。

(4) 疲労き裂伝ば試験において、大気中および3.5% NaCl水溶液中の挙動を比較すると、圧延後焼ならした材料よりも圧延したまま(As rolled)の

材料のほうが腐食環境の影響が大きかった。

(5) いずれの試験においても、炭素鋼とステンレス鋼の間にニッケル箔を挿入すると界面の強度が増加する。また、圧延後焼ならしを行うと界面の強度は増加する。

最後に、本研究を遂行するにあたり、住友金属工業(株)より援助を得たことを記して、謝意を表する。

(昭和63年6月29日 日本機械学会第26回シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 日本規格協会, クラッド鋼の試験方法, JIS G0601 (1982).
- 2) R. E. Peterson, "Stress Concentration Design Factors", p. 36 (1965) John Wiley & Sons, New York.
- 3) Annual Book of ASTM Standards, 03. 01, E647-88 (1988) ASTM, Philadelphia.
- 4) 中井善一, 赤木秀成, 北村靖彦, 大路清嗣, 日本機械学会論文集, A-55, 1724 (1989).
- 5) J. E. Srawley, Int. J. Fract., 12, 475 (1976).
- 6) S. R. Novak and S. T. Rolfe, J. Materials, 4, 701 (1969).
- 7) J. G. Merkle and H. T. Corten, Trans. ASME, 96, 286 (1974).
- 8) 大路清嗣, 康 祥隆, 岩切俊一, 小倉敬二, 喜多孝夫, 日本機械学会論文集, A-50, 258 (1984).
- 9) A. Saxena and S. J. Hudak, Jr., Int. J. Frac., 14, 453 (1978).
- 10) C. E. Richards and W. F. Dean, "The Measurement of Crack Length and Shape during Fracture and Fatigue", Beevers, C. J. ed., p. 28 (1980) Engineering Materials Advisory Services, West Midlands.
- 11) 日本機械学会基準 JSME S 001 (1981).
- 12) 田中道七, 堀美知郎, 日本機械学会論文集, A-47, 131 (1981).