

オーステナイト系ステンレスクラッド鋼板の 界面近傍の炭素分布

末 広 正 芳*・橋 本 嘉 雄*²

Carbon Distribution Near Interface between Base and Cladding Steels in Austenite Stainless Clad Steel Sheet

Masayoshi SUEHIRO and Yoshio HASHIMOTO

Synopsis :

The distribution of carbon in austenite stainless clad steel sheets which consist of austenite stainless steel (SUS304L) as a cladding steel and 0.01%C steel as a base steel was investigated by means of a computer aided electron probe micro analysis, chemical analysis and emission spectrophotometry. A peak of carbon content near the interface between base steel and cladding steel was observed after hot-rolling and after annealing subsequent to hot- and cold-rolling. A coarse grain region was observed in base steel near the interface. These results were compared to the results calculated by diffusion equations where the carbon diffusion through the interface was considered by a chemical potential gradient of carbon. The calculated results showed the existence of the carbon peak in cladding steel near the interface and a carbon decrease in base steel near the interface, and agreed with results observed. By the comparison between results calculated and observed, the calculation method was confirmed to be applicable to predicting carbon distribution in an austenite stainless clad steel sheet.

Key words : clad steel ; stainless steel ; interface ; diffusion ; carbon ; distribution ; simulation ; heat treatment.

1. 緒 言

クラッド鋼は爆着、圧延、溶接、鋳込み等の方法で異種金属を接合したもので、異種金属の選び方によりさまざまな特性を付与することが可能である。その中でも母材を普通鋼、合せ材をステンレス鋼とするステンレスクラッド鋼は最も一般的であり、その接合法や特性に関する研究が数多く行われている^{1)~3)}。また接合界面での原子の拡散挙動に関する研究も行われており、拡散速度の大きい固溶炭素⁴⁾や水素⁵⁾が接合界面のステンレス側に拡散、濃縮することが知られている。肉盛溶接では水素の界面への濃縮が接合界面に割れを生じさせる場合があり、鋼中の水素の挙動に関しては種々の検討が行われている⁵⁾⁶⁾。また固溶炭素の挙動はステンレスクラッド鋼の製造条件、特に熱処理条件に依存し、しかもその特性に影響を与える。たとえば母材中の固溶炭素が合せ材の表層まで拡散することによる耐食性の劣化、接合界面での母材と合せ材への固溶炭素の分配による母材接合界面

近傍の脱炭、粗粒化などである。したがって熱処理中の接合界面における固溶炭素の拡散挙動はステンレスクラッド鋼の熱処理条件を検討するための重要な指針となる。しかしこのステンレスクラッド鋼の固溶炭素の挙動についてはこれまであまり詳細な、例えば拡散方程式による検討等はなされていない。

そこで本研究では、母材を低炭素アルミニウムキルド鋼、合せ材をオーステナイト系ステンレス鋼とするステンレスクラッド鋼に関し、熱処理時にみられる接合界面近傍での固溶炭素の拡散挙動を詳細に検討することを目的とした。

2. 実験方法

本研究では、真空溶解で溶製した0.01% C普通鋼と転炉出鋼のSUS 304 L鋼をそれぞれ母材および合せ材として用いた。Table 1にその成分を示す。普通鋼は溶製後1250°C加熱、900°C仕上げの熱間圧延により30 mm厚とし、その中心部から厚さ20 mm、幅140 mm、

昭和63年12月12日受付 (Received Dec. 12, 1988)

* 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*2 新日本製鉄(株)薄板研究センター (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels used (wt%).

| Steel | C | Si | Mn | P | S | Al | Cr | Ni |
|----------------|-------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|
| Base steel | 0.010 | 0.20 | 0.35 | 0.014 | 0.014 | 0.051 | — | — |
| Cladding steel | 0.019 | 0.46 | 1.23 | 0.035 | 0.001 | 0.003 | 18.16 | 9.90 |

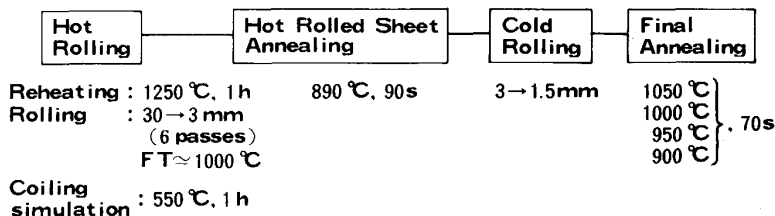


Fig. 1. Experimental conditions.



a) As hot rolled b) Annealed at 950°C c) Annealed at 1050°C

Photo. 1. Optical microstructures of base steels (0.01%C steels) near the base steel/stainless steel interfaces after various treatments.

長さ 200 mm のクラッド鋼組立て用素材を切り出した。SUS 304 L 鋼は連続铸造スラブを 5 mm まで熱間圧延後、厚さ 5 mm、幅 140 mm、長さ 200 mm の組立て用素材を切り出した。これらの素材を酸洗後普通鋼を SUS 304 L 鋼でサンドイッチ状にはさみ、 5×10^{-4} torr の真空中で四周を電子ビーム溶接し熱間圧延により接合した。Fig. 1 に熱間圧延およびその後の実験条件を示す。熱間圧延は 2 スタンドの熱間圧延機⁷⁾を用い 1200°C で 1 h の加熱、約 1000°C の仕上温度で板厚 30 mm から 3 mm まで 6 パスで行った。熱間圧延後は 550°C まで 10 s で冷却し、巻取再現炉を用い 550°C で 1 h 保定後再び大気中で室温まで冷却した。熱間圧延後は 890°C で 90 s の熱延板焼鈍、50% の冷間圧延および 900 ~ 1050°C で 70 s の最終焼鈍を行った。

熱延板および最終焼鈍板の光学顕微鏡による組織観察、CMA (Computer aided electron probe Micro Analyser) による板厚断面の C 分布の測定、化学分析およびカントバックによるステンレス中の C 量の分析を行った。

光学顕微鏡観察はナイトール腐食後、母材である普通

鋼側の組織を観察した。

CMA による C 分布測定用試料は試験片を切出し後、板厚断面をアルミナ研磨により仕上げた。その際表面への C の付着を避けるためアルミナ研磨後の洗浄には水を用い、水洗後の乾燥にはカーボンブラシを使用していない Cu ブラシのドライヤーを用いた。CMA 装置は日本電子製 JCMA-733 を用い、加速電圧を 15 kV、ビーム径を 5 µm とし、分光用結晶に STE (Lead Stearate) を用いた。また測定は板厚中心から表面まで 500 µm の幅で行い、計算機処理で幅方向の平均 C 濃度を求めた。測定した X 線強度から C 濃度への変換係数決定のための標準試料として NBS 試料を用いた。

化学分析は、試料の片側を板厚中心まで機械研磨後、母材の普通鋼を 7% HF + 93% H₂O₂ で溶解除去し、合せ材の SUS 304 L 鋼だけを採取し行った。またカントバックによる SUS 304 L 鋼中の C 量の分析は、板厚表面を #60 ベルトサンダーにより研磨減厚しながら表面から行った。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

Photo. 1 に熱延板および 950, 1050°C 冷延焼鈍板の普通鋼側の顕微鏡組織を示す。熱延板以外は接合界面近くでフェライト粒の粗大化が観察される。粗大化領域は、950°C, 1050°C 焼鈍板とも約 0.25~0.30 mm である。

また、接合界面近傍での粗大化領域のフェライト粒径は 950°C 焼鈍板より 1050°C 焼鈍板の方が小さい。

3.2 クラッド鋼中の C 分布

Fig. 2 に熱延板, 900°C, 950°C, 1050°C 冷延焼鈍板の板厚断面の C 分布の CMA による測定結果を示す。なお測定結果は NBS 標準試料を用いて C 濃度に変換後母材中心部 (板厚中心から約 0.2 mm の領域) の C

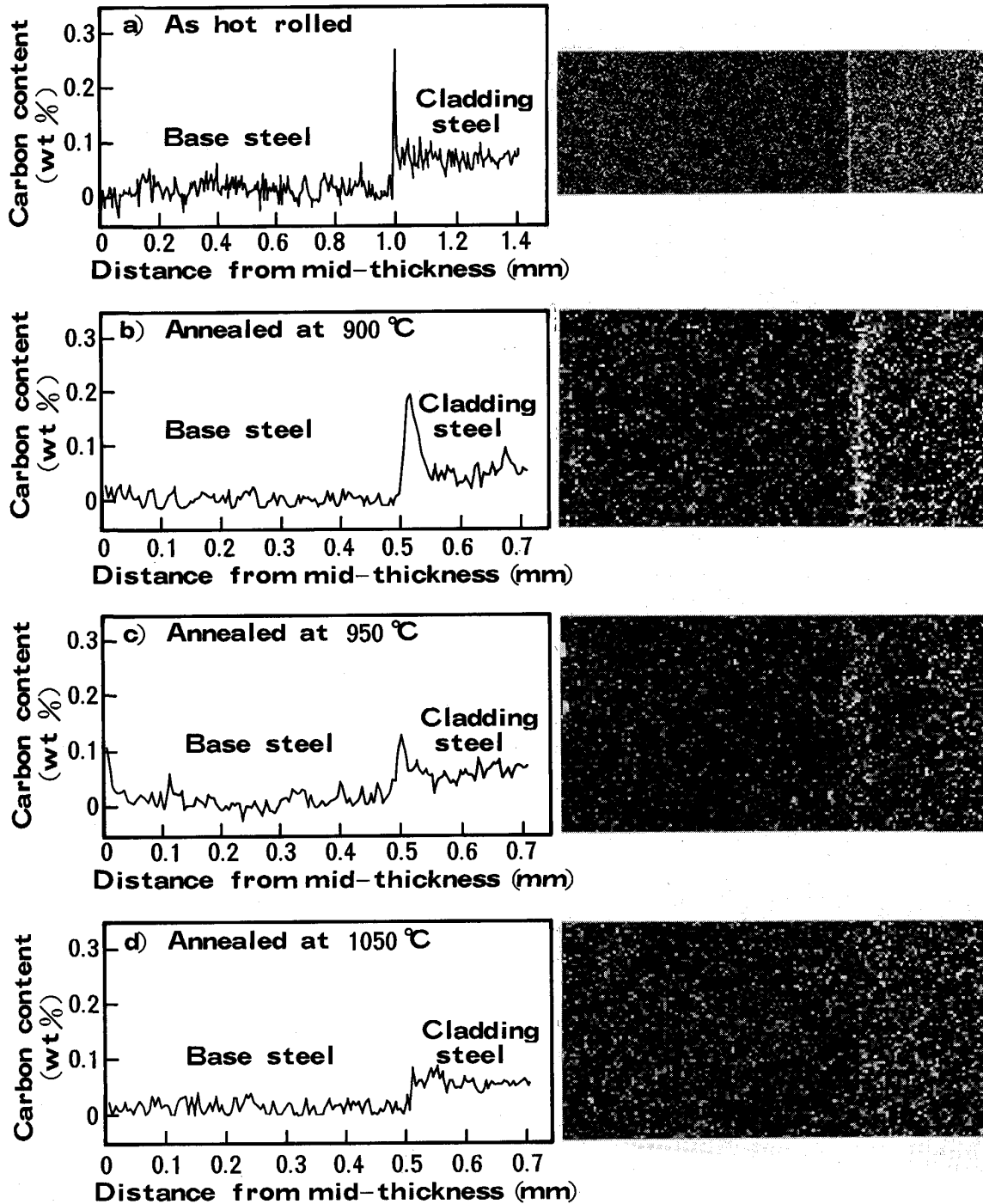


Fig. 2. CMA analysis of carbon distribution in clad steels for various heat treatments. Photographs show two dimensional carbon distribution corresponding to their left-hand graphs.

濃度が接合前の C 濃度と同一であるとして表示した。これは、NBS 標準試料の C 濃度が 0.037~0.54% であり、本測定鋼種のような 0.01% 程度の C 濃度に対しては誤差が大きかったためである。この図から以下のことがわかる。すべての試料において接合界面近傍への C の濃縮がみられる。C 濃縮領域の幅は熱延板より焼鈍板の方が、また焼鈍温度の高い方が大きい。C のピーク濃度は熱延板で最も高く、焼鈍温度の上昇とともに減少する。またステンレス中の CMA による測定 C 量は全領域で初期 C 量よりかなり増加している。これは、分光用結晶として STE を用いたことが原因である。STE を用いた場合、Cr のピークが C のピークの近くに存在し C の X 線強度をみかけ上増加させる。しかも、ステンレスの C 濃度は普通鋼と同一の係数を用い X 線強度から C 濃度へ変換しているためみかけ上 C 濃度が高くなっている。したがって、ステンレス側の CMA 測定 C 量はステンレス中での相対的な値を表しているにとどまる。

Table 2 にカントバックによる熱延板中の C, Ni, Cr 濃度の測定結果を示す。この結果からステンレス層中の C 濃度は、接合界面から離れた領域では接合前と比べほとんど変化していないことがわかる。また測定番号 5 は接合界面近傍での測定結果であるが、この結果からも接合界面近傍の C 成分が高くなっていることがわかる。

Table 3 に 900°C, 950°C, 1000°C 焼鈍後のステンレスの C 濃度の化学分析結果を示す。ステンレスの C 量は焼鈍温度の上昇に従い減少する。

Table 2. Carbon, nickel and chromium contents in hot-rolled clad steel analysed by emission spectrophotometry.

| Measurement number | Distance from the surface (μm) | C (wt%) | Ni (wt%) | Cr (wt%) |
|--------------------|--------------------------------|---------|----------|----------|
| 1 | 0 | 0.020 | 9.74 | 18.91 |
| 2 | 73 | 0.022 | 9.92 | 18.92 |
| 3 | 232 | 0.019 | 9.80 | 18.96 |
| 4 | 264 | 0.018 | 9.83 | 18.98 |
| 5 | Not measured | 0.097 | 8.70 | 17.35 |
| 6 | Not measured | 0.038 | 1.09 | 3.72 |
| 7 | Not measured | 0.006 | 0 | 0.4 |

Table 3. Effect of annealing temperature on carbon content in stainless steel layer (chemical analysis).

| Annealing temperature (°C) | 900 | 950 | 1000 |
|---|-------|-------|-------|
| Carbon content in stainless layer (wt%) | 0.035 | 0.031 | 0.030 |

4. 考 察

4.1 接合界面を通じた C 拡散の理論計算方法

鋼板内の固溶 C の拡散は、通常、Fick の式で記述できる。しかし成分の異なる金属を接合した場合には、接合界面近傍で C 濃度に比例せず濃度の低い方から高い方への拡散 (Up-hill-diffusion) が起こる場合がある。この現象は、ある成分の拡散の駆動力はそれ自身の濃度勾配だけでなく、他のすべての成分の濃度勾配に影響されているために起こる⁸⁾。また、拡散の駆動力はその成分の濃度勾配ではなく、化学ポテンシャルの勾配である⁹⁾という考え方によっても理解できる。ここでは後者の考え方により、以下に示す式を用いて C の拡散の計算を行った。なお、計算は差分法により行った。

クラッド鋼の母材および合せ材それぞれの層中での C の拡散は 1 次元の Fick の式

$$\frac{\partial [C]_i}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_i \frac{\partial [C]_i}{\partial x} \right) \quad \dots \dots \dots (1)$$

で表す。ここで [C] は C 濃度、D は C の拡散係数であり添え字 *i* は母材のフェライトとオーステナイトおよび合せ材の区別を表す。拡散係数としては以下の式を用いた^{10)~13)}。

$$D_{\text{SUS}} (\text{cm}^2/\text{s}) = 6.18 \exp(1.93/kT) \quad \dots \dots \dots (2)$$

$$D_{\gamma} (\text{cm}^2/\text{s}) = (0.04 + 0.08[C]) \exp(-1.36/kT) \quad \dots \dots \dots (3)$$

$$D_{\alpha} (\text{cm}^2/\text{s}) = 0.008 \exp(-0.86/kT) + 2.2 \exp(-1.27/kT) \quad \dots \dots \dots (4)$$

ここで D_{SUS} はステンレス中の、 D_{γ} はオーステナイト、 D_{α} はフェライト普通鋼中の C の拡散係数を表す。また、 k はボルツマン定数 (0.86×10^{-4} eV/deg), T は温度 (K), [C] は固溶 C 量 (wt%) を表す。接合界面では、母材と合せ材中の C の化学ポテンシャルが等しくなるように拡散するとする。実際の計算は、ステンレス中の C の化学ポテンシャル μ_C^{SUS} と普通鋼中の C の化学ポテンシャル μ_C^{P} が等しいという条件から接合界面の合せ材中の C 量と平衡する母材中の C 量を求め、この C 量を用い母材から合せ材への拡散流量 $J (= -D(\partial[C]/\partial x))$ を求める。なお化学ポテンシャルの計算には Hillert-Staffanson の Sub-lattice model¹⁴⁾を用いた。ただし、ステンレスを Fe-Cr-Ni-C, 普通鋼を Fe-Mn-Si-C として計算した。このモデルでは μ_C^{SUS} , μ_C^{P} は次のように表される。

$$\begin{aligned} \mu_C^{\text{SUS}} = & RT \ln \{ \gamma_C^{\text{SUS}} / (1 - \gamma_C^{\text{SUS}}) \} + ({}^{\circ}G_{\text{Fe}}^{\gamma} - {}^{\circ}G_{\text{Fe}}^{\alpha}) \\ & + \gamma_{\text{Ni}}^{\text{SUS}} \Delta G_{\text{Ni}}^{\alpha(\gamma)} + \gamma_{\text{Cr}}^{\text{SUS}} \Delta G_{\text{Cr}}^{\alpha(\gamma)} \\ & + (1 - 2\gamma_C^{\text{SUS}}) L_{\text{Cv}}^{\text{Fe}(\gamma)} \quad \dots \dots \dots (5) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \mu_C^{P(\alpha)} &= RT \ln \{ y_C^{P(\alpha)} / (1 - y_C^{P(\alpha)}) \} + (1/3) (\circ G_{Fe_3C}^\alpha - \circ G_{Fe}^\alpha) \\ &+ (1/3) / y_{Mn}^P \Delta G_{Mn}^{\alpha(\alpha)} + (1/3) y_{Si}^P \Delta G_{Si}^{\alpha(\alpha)} \dots (6) \\ \mu_C^{P(\gamma)} &= RT \ln \{ y_C / (1 - y_C^{P(\gamma)}) \} + (\circ G_{FeC}^\gamma - \circ G_{Fe}^\gamma) \\ &+ y_{Mn}^P (\Delta G_{Mn}^\gamma + L_{FeMn}^{C(\gamma)} - L_{FeMn}^{V(\gamma)}) + y_{Si}^P \Delta G_{Si}^\gamma \\ &+ (1 - 2y_C^P) L_{CV}^{Fe(\gamma)} \dots \dots \dots (7) \end{aligned}$$

ここで、 R はガス定数 (8.314 J/mol) であり、 y_C 、 y_M は C 濃度 x_C (モル分率) および他の成分元素濃度 x_M (モル分率) と以下のように関係づけられる値である。

$$y_C = (a/c) \cdot x_C / (x_C) \dots \dots \dots (8)$$

$$y_M = x_M / (1 - x_C) \dots \dots \dots (9)$$

ここで、 a/c はフェライトでは 1/3、オーステナイトでは 1 である。他は種々の自由エネルギーや相互作用エネルギーを表すが、ここでは以下の値¹⁵⁾を用いた。なお単位はすべて J/mol で与えた。

$$\begin{aligned} (\circ G_{FeC}^\gamma - \circ G_{Fe}^\gamma) - (1/3) (\circ G_{Fe_3C}^\alpha - \circ G_{Fe}^\alpha) \\ = -44\,505 + 35.397 T \dots \dots \dots (10) \end{aligned}$$

$$\Delta G_{Mn}^{\alpha(\alpha)} = -145\,500 \dots \dots \dots (11)$$

$$\Delta G_{Si}^{\alpha(\alpha)} = 404\,180 \dots \dots \dots (12)$$

$$\Delta G_{Mn}^{\alpha(\gamma)} = -48\,500 \dots \dots \dots (13)$$

$$\Delta G_{Si}^{\alpha(\gamma)} = 123\,000 \dots \dots \dots (14)$$

$$\Delta G_{Ni}^{\alpha(\gamma)} = 46\,000 \dots \dots \dots (15)$$

$$\Delta G_{Cr}^{\alpha(\gamma)} = -251\,160 + 118 T \dots \dots \dots (16)$$

$$L_{CV}^{Fe(\gamma)} = -21\,058 - 11.581 T \dots \dots \dots (17)$$

$$L_{FeMn}^{C(\gamma)} - L_{FeMn}^{V(\gamma)} = 8\,500 \dots \dots \dots (18)$$

計算は巻取再現炉装入以後の熱処理に対して行ったが、計算に際していくつかの仮定を設けた。(1)計算過程における昇温速度、冷却速度は実測と近い値となるよう次のように取り扱った。巻取再現炉での熱処理後の冷却速度は 5°C/s とした。熱延板焼鈍に対しては昇温速度、冷却速度はそれぞれ 5°C/s、15°C/s とした。また冷延板焼鈍に対しては、850°C までの昇温速度は 10°C/s、それより高温では 5°C/s とし、冷却速度は 30°C/s とした。(2)冷延後の板厚方向の C 分布は熱延板焼鈍後の炭素分布が板厚方向に一次的に 1/2 に圧縮されたものとして取り扱った。(3)母材の普通鋼は加熱および冷却中に変態するが、変態は Ac_3 、 Ar_3 で瞬時に完了する。ただし、 Ac_3 、 Ar_3 はそれぞれ 920°C、880°C とした。(4) C 以外の成分元素 (Cr, Ni 等) の拡散は考えない。(5) C の炭化物としての析出は考えない (本研究では母材の C 量は 0.01% であり、650°C 以上ではすべて固溶する)。(6)接合界面に組織的なあるいは成分元素の遷移層は存在しない。

4.2 測定結果と計算結果の比較

Fig. 3 に熱延板および 900°C、950°C、1050°C 冷延焼鈍板に対する C 分布の計算結果を示す。この計算結

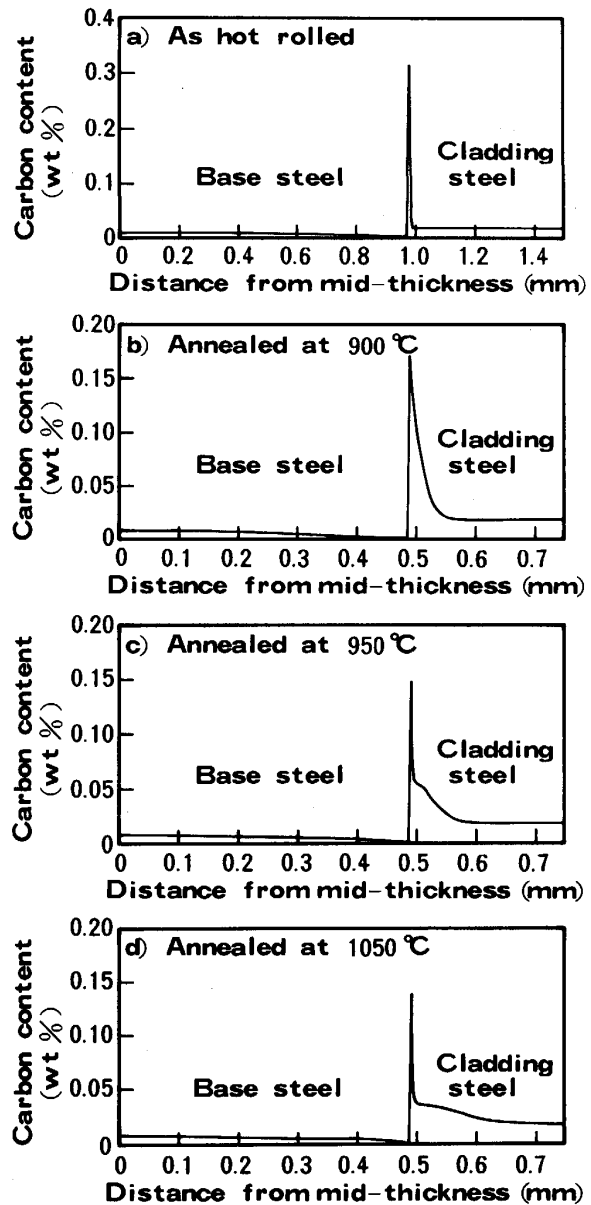


Fig. 3. Calculated carbon distribution change in clad steel for various heat treatment.

果は Fig. 2 に示した測定結果に対応するものである。この図から計算機シミュレーションによる接合界面近傍での C 濃縮部のピーク値および濃縮領域の幅の試料による変化が Fig. 2 の CMA による実測でみられた変化と一致すること、および C の拡散は接合界面近傍に限定され母材中心部や合せ材表面では C 量の変化は生じていないことがわかる。ただし、計算機シミュレーションでは 950°C、1050°C 焼鈍で接合界面に C 濃度の高い部分が現れるが、実測では見られない。これは、CMA による測定が 5 μm の電子ビームを用いておりしかも C 濃度の高い領域の範囲が狭く、この領域を検出できなかったためと考えられる。また、母材の接合界面近傍で

は計算で C 量の減少する傾向がみられる。従来から言われているように、この接合界面近傍での C 量の減少が冷延焼鈍板において母材の接合界面近傍に結晶粒の粗大化領域が現れた原因である。950°C 焼鈍と 1050°C 焼鈍で母材界面近傍の C 分布の計算結果をみると 1050°C 焼鈍板の C 量の方が 950°C 焼鈍板よりも多い。この C 量の差が粗大化領域の粒径が 1050°C 焼鈍材で小さくなった原因と考えられる。この母材接合界面近傍の C 量低下は、素材の C 量が少なすぎるため Fig. 2 の CMA による測定結果では検出されていない。なお、熱延板で結晶粒の粗大化がみられなかったのは、C の合せ材への拡散が熱延後の 550°C 巻取処理時に、つまり結晶粒径が熱延後の変態で決定された後起こったためである。

Fig. 4 は種々の熱処理後の合せ材中の平均 C 量の計算および化学分析結果を示す。実測値と計算値で同一の焼鈍温度依存性がみられる。ただし、実測値と計算値の絶対値にはわずかの差がある。この点に関して次の三つの原因が考えられる。(1)化学分析用のステンレス層の採取は、母材の普通鋼だけを 7% HF+93% H₂O₂ を用いて溶解することにより行ったが、この溶解の際にステンレス層の C 濃縮していない表層側が一部溶解した。(2)熱処理中にステンレス層表面から浸炭した。(3)合せ材の接合界面近傍に濃縮している C 量は実際には計算値よりも多い。原因(1)に関して調査する目的で、前述の溶液中での SUS 304 L および 0.01% C 鋼の溶解速度を測定した。しかし、SUS 304 L はこの溶液中ではほとんど溶解しなかった。また、(2)の浸炭に関しては、カントバックにより測定した表面の C 量が 0.0204 wt% であったことから否定される。したがって、(3)の原因によりステンレス中の平均 C 量が計算値より多くなった可能性がある。またその原因としては、化学ポ

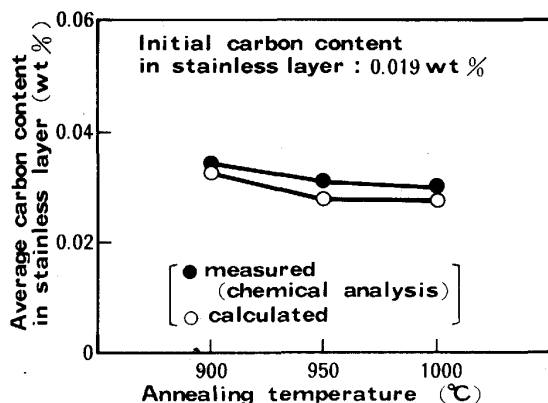


Fig. 4. The measured and the calculated average carbon contents in the stainless steel layers.

テンシャルの計算値が現実の値とは異なることや、接合界面に遷移層が存在することで界面での拡散速度が変化したことなどが考えられる。この点に関してはさらに検討を要する。

これらの実測値と計算値の比較から、本報告での C 拡散の取扱いでオーステナイト系ステンレスクラッド鋼の熱処理中の C 分布変化の予測が可能と判断される。

4.3 熱処理中の C の分配挙動

Fig. 5 は 1000°C 焼鈍材の熱処理過程での C 分布変化を表す。この図から以下のような C 分布変化の挙動がわかる。温度が A_{c3} 以下の時には母材中の C は合せ材のステンレス層へと拡散しつづける。温度が A_{c3} を超え母材の普通鋼がオーステナイトに変態すると合せ材の接合部近傍に濃縮した C は合せ材から母材へと逆に拡散していく。同時にステンレス層中の C の拡散範囲は広がる。冷却過程に入り温度が A_{r3} 以下になり母材がフェライトへ変態すると再び母材から合せ材へ C が拡散する。このような C 分布変化の挙動は接合界面で平衡する C 量変化から理解される。0.01% C 鋼と SUS 304 L で平衡する C 量をそれぞれ C_P , C_S とすると普通鋼がフェライトの場合、式(5), (6), (8)-(18)から $C_P/C_S = 3\exp(-13255/T + 5.61)$ となり、900°C で約 0.010 となる。また母材がオーステナイトに変態した場合、式(5), (7)-(18)から $C_P/C_S = \exp(-5250/T + 2.75)$ となり、1000°C で約 0.25 となる。

4.4 母材の C 量の影響

4.3 で示したような熱処理中の C 分布の変化は母材の C 量に依存すると考えられる。Fig. 6 は母材の C 量を 0.005 wt% とした時の C 分布変化を示す。なお、計算には Fig. 5 と同一の温度履歴を用いた。また、Fig. 7 は 900°C および 1000°C 焼鈍時の合せ材中の平均 C 量

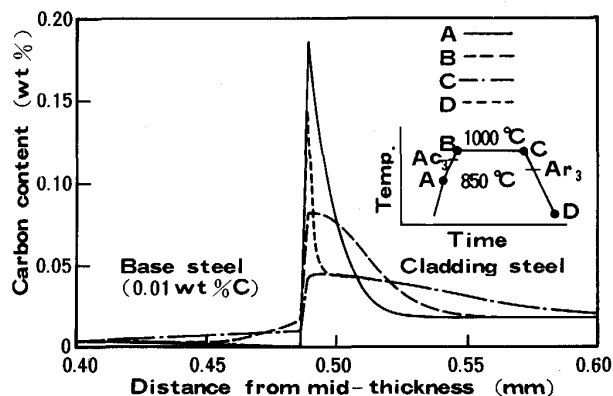


Fig. 5. Change of calculated carbon distribution in a heat treatment process for a clad steel with 0.01% C base steel.

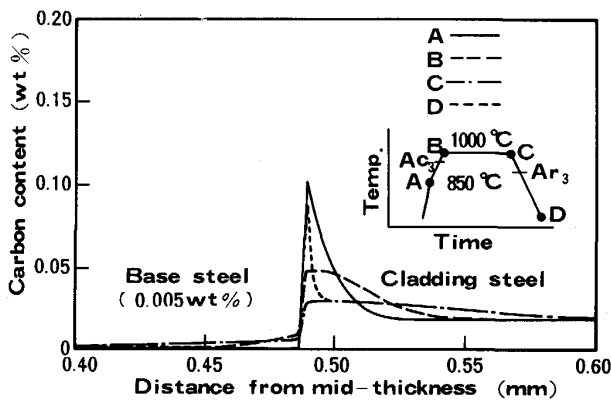


Fig. 6. Change of calculated carbon distribution in a heat treatment process for a clad steel with 0.005% C base steel.

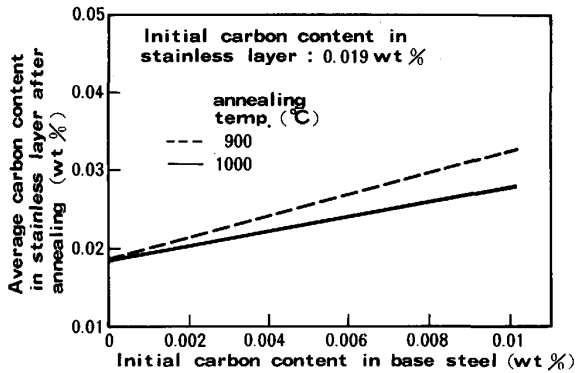


Fig. 7. Calculated result of the effect of initial carbon contents in base steels on average carbon contents in stainless steel layers after annealing subsequent to hot- and cold-rolling.

変化におよぼす母材 C 量の影響を計算した結果である。これらの計算結果から、母材中の C 量が減少するに伴い母材から合せ材へ拡散する C 量が減少し合せ材中の平均 C 量が減少することがわかる。

5. 結 論

オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304 L) と 0.01% C 普通鋼を熱間圧接したステンレスクラッド鋼の接合界面の C 拡散について調査し、拡散方程式による計算結果と比較することで以下の結果が得られた。

(1) 接合界面には C 濃度のピークが熱延板、冷延焼

鈍板とも存在する。このピーク近傍での拡散方程式による C 分布 (幅, 形状) の計算結果は CMA による測定結果と一致する。(2) 拡散方程式による C 濃度計算により接合界面近傍の普通鋼側で C 濃度の低下が起こることがわかる。この領域は冷延焼鈍板でみられた普通鋼接合界面近傍での粗大粒発生領域 (0.25 mm~0.30 mm) と一致する。この C 量低下は C 量が低すぎるため CMA では明瞭に測定できない。また粗大粒の粒径は 950°C 焼鈍より 1050°C 焼鈍で小さくなったが、この点も計算から得られた母材界面近傍の C 量の差異と同じ傾向である。(3)(1), (2)より本研究での C 分布予測法は妥当なものと考えられる。(4) 本試験条件では普通鋼からステンレス層への拡散は接合界面近傍に限定され、ステンレスの表面側には達していない。

文 献

- 1) 藤田昌大, 千葉 昂, 立川逸郎: 日本金属学会会報, 20 (1981), p. 385
- 2) 河野勝三, 宇野樺太男, 吉沢 章, 遠藤良幸: 日本製鋼技報, (1964)16, p. 1733
- 3) Y. YOSHINO, T. FUKUDA, M. SHIMAZAKI and K. OHNISHI: Offshore Technology Conference 4328, Houston, Texas, (1982年5月)
- 4) 渡辺正紀, 向井喜彦: ステンレス鋼の溶接 (1971), p. 120 [日刊工業新聞社]
- 5) 高田 寿, 酒井忠迪, 浅見 清: 神戸製鋼技報, 32 (1982) 3, p. 61
- 6) 小平一丸, 矢竹 丘, 百合岡信孝: 溶接学会誌, 43 (1974), p. 921
- 7) 松村義一, 河野 彪, 上田全紀, 中山 正, 浜渦修一, 福田敬爾: 鉄と鋼, 71 (1985), S1499
- 8) L. ONSAGER: Phys. Rev. 37 (1931), p. 405, 38 (1931), p. 2265
- 9) L. S. DARKEN: Trans. Metall. Soc. AIME, 180 (1949), p. 430
- 10) R. P. AGARWALA, M. C. NAIK, M. S. ANAND and A. R. PAUL: J. Nucl. Mater., 36 (1970), p. 41
- 11) M. BLANTER: Zhur. Tech. Phys. SSSR, 20 (1950), p. 217
- 12) C. G. HOMAN: Acta Metall., 12 (1964), p. 1071
- 13) R. P. SMITH: Trans. Metall. Soc. AIME, 230 (1964), p. 476
- 14) M. HILLERT and L.-I. STAFFANSON: Acta Chem. Scand., 24 (1970), p. 3618
- 15) B. UHRENIUS: Hardenability Concepts with Applications to Steel, ed. by D. V. DOANE and J. S. KIRKALDY (1978), p. 28 [TMS-AIME]