- 4) D. McKeown: Reheat Cracking in High Nickel Alloy Heat Affected Zone. W.J. 50-5 (1971) 201s-206s
- 5) K. Purazrang: Fracture Mechanics Testing Method for Assessing Susceptibility to Stress Relief Cracking. W.J. 55-3 (1976) 83s-87s
- 6) 内木, 岡林: 応力除去焼なまし割れに関する研究Ⅲ, 本誌, 39-10 (1970) 61-68
- 7) 伊藤, 中西: 低合金鋼溶接熱影響部の応力除去焼鈍割れの研究Ⅱ, 本誌, 41-1 (1972) 59-64
- 8) 日本鉄鋼協会編: 鉄鋼便覧, 丸善, (1962) 1771
- 9) 田中, 小幡: 応力除去焼鈍に関する研究 (第1報), 本誌, 36-2 (1967) 143
- 10) 田中, 小幡: 応力除去焼鈍に関する研究 (第7報), 本誌, 39-5 (1970) 445

高速重ねシーム溶接の接合部形成現象の基礎的研究 (第4報)*

—被溶接材の接合面の通電領域と電流通路について—

山本利雄** 奥田滝夫***

Fundamental Study on Weld Formation Phenomena of High Speed Lap Seam Welding (4th Report)*

—Current Path and its Area at Weld Interface—

by Toshio Yamamoto** and Takio Okuda***

The current path area at the weld interface is measured to elucidate the current path in the plate. The results obtained are as follows.

- (1) Length between the start point of current flow and the center of electrodes S_i decreases with increased welding speed and increased welding current.
- (2) Length between the end point of current flow and the center of electrodes E_i at $I_{\min}$ increases as welding speed and welding current increase.
- (3) With increased welding speed, the length of current path area L_i at $I_{\min}$ increases slightly above 1.2 mm in plate thickness and decreases slightly below 0.5 mm in plate thickness.
- (4) S_i , E_i and L_i decrease with decreased electrode force.
- (5) The width of current path area at the weld interface W_i decreases with increased welding speed and decreased electrode force.
- (6) In high speed seam welding, current path area of the weld interface falls behind and is smaller than that of the contact surface.
- (7) Welding current is guessed to flow uniformly in the direction of welding line and width within the current path area.
- (8) The average current density at the weld interface δ_i becomes smaller than the current density δ_c given by the equation (2) above the welding speed of 6.5, 4, and 2.5 m/min for plate thickness of 0.5, 1.2 and 1.6 mm respectively.

1. ま え が き

前報では電極と被溶接材との接触面における通電領域について述べたが、本報では被溶接材の接合面における

通電領域の測定結果について報告する。また、被溶接材表面と接合面の通電領域の相対的な位置関係から、高速シーム溶接における電流通路の特徴と通電領域内の電流分布について述べる。

2. 実験装置および実験方法

実験に使用した溶接機および円板電極は第1報¹⁾に記載したとおりである。電極の先端幅としては、それぞれ

*原稿受付 昭和52年4月4日 (昭和50年度春季全国大会にて発表)

**正 員 三菱電機(株)商品研究所 Member, Mitsubishi Electric Corporation

***正 員 三菱電機(株)生産技術研究所 Member, Mitsubishi Electric Corporation

Fig. 1 Specimen used to detect S_i .

の板厚に応じて、第 2 報²⁾ で述べた適正先端幅を採用している。使用した被溶接材は板厚が 0.5~2.3 mm の冷間圧延鋼板である。

接合面の通電領域の測定は次の方法によった。まず、接合面の通電開始点 (Fig. 8 の P 点) については、Fig. 1 のように、被溶接材の接合面に 1.4 φ の穴をあけ、これに 1.2 φ のアルミナ管で絶縁した 0.25 φ のニッケル線を挿入し、電極の走行位置にスポット溶接することにより Fe-Ni 熱電対を形成した。この際、接合部分のニッケル線が接合面よりとび出ていると、この部分を通して分流電流が流れ、温度上昇することが考えられるので、溶接前に適当な加圧力を加えてニッケル線を板の中に埋没せしめた。また、板厚が 0.5 mm の場合は絶縁管が使用できないので絶縁紙を用いた。このようにして作られた試験片を溶接し、その際の熱電対の温度上昇開始点から実質的な通電開始点を求めている。つぎに、実質的な通電の終了点 (Fig. 8 の Q 点) は溶接電流に適当な大きさのパルス電流 I_p を付加することによって形成されるナゲットの後端の位置とし、断面のマクロ写真から

Photo. 1 Oscillograph showing trigger signal and pulse current.

*後述のように軟鋼の場合も同様のナゲット形状となるが、マクロ写真ではナゲットの境界が明瞭でないので、ステンレス鋼の写真を示した。

求めた。すなわち、適当な電流値 I_b で溶接している途中で、板の表面にあらかじめ野書いた線が電極の中心線を通過するときに電流の制御装置にトリガー信号を送り、Photo. 1 に示すように、 $\frac{1}{2}$ ~1 サイクルだけ電流値の大きいパルス波形の電流 I_p を付加した。なお、サイリスタは一度通電すると、その通電期間中は電流の制御ができず、次の半波で I_p を流すことになり、トリガー信号と実際のパルス電流が流れ始める時点とに最大 $\frac{1}{2}$ サイクルの時間遅れが生じることがありうるので、トリガー信号と溶接電流を同時にメモリスコープに記録し、その時間差と溶接速度から位置の補正を行なっている。

Stainless Steel t : 1 mm
 V : 1 m/min. , P : 580 kg
 I_b : 8,500 A , W : 7 mm

Photo. 2 Macrophotographs showing relation between pulse current value and resultant nugget formation.

Photo. 2 はステンレス鋼*についてパルス電流を付加した場合に形成されるナゲットの形状とパルス電流値の関係を示す断面写真で、ベース電流 I_b としてはナゲットが形成される直前の電流値 I_{min} (第 1 報 3.2 節参照) を選んでいる。写真に見るように、パルス電流値を変化させた場合、 I_p が 25,000 A 以上になるとナゲットは後方 (Fig. 8 の O 点に対して Q の方向) に成長せず、

前方のみに成長している。被溶接材が軟鋼の場合も同様で、 I_p が増加してもナゲットはある程度以上後方に成長しないことを確認している。

ところで、前述の Fe-Ni 熱電対による通電開始点の測定結果によると、接合面の温度は通電開始点より上昇し始め、後方に行くに従って高くなり、接合部よりかなり離れた所でゆるやかに降下するような温度分布になっており、もし接合面で電流がずっと後方にまで広がって流れているならば、 I_p の増加に伴って前方だけでなく後方にもナゲットが成長するものと考えられる。しかし、前述のように I_p が増加してもそれに対応してナゲットが後方に成長せずある位置で飽和しているということは、発熱に寄与する実質的な電流が、ナゲット後端の飽和点より前方に流れていることを示唆していると考えられる。このことから判断して、 I_p を付加して形成されるナゲット後端の飽和点を接合面の通電領域の後端とした。

通電開始点および終了点は 5～10箇の測定結果の平均であらわしたが、そのバラツキはそれぞれ ± 0.2 mm および ± 0.3 mm であった。

3. 実験結果および考察

3.1 接合面の通電領域

第3報³⁾において溶接中の電極-板表面間の通電領域を明らかにしたが、接合面の接触抵抗や加圧力分布などを考えると、接合面の通電領域は板表面のそれとは異なっていると思われる。そこでまず始めに接合面の通電領域の通電開始点と電極の中心線間の距離 S_i を Fig. 1 で述べた熱電対法により測定した。Fig. 2 はその測定

Fig. 2 Relation between welding speed and S_i for various plate thicknesses.

結果で、各板厚に対する溶接速度と S_i の関係を示している。なお電極先端幅と加圧力はおのこの図中に示した値で、溶接電流が I_{min} (Table 1 参照) の場合である。いずれの板厚においても、溶接速度が増加するに従

って S_i が減少しているが、板厚による差は顕著でない。速度の増加とともに S_i が減少するのは、加圧分布の変化とそれに伴う接合面の接触抵抗の影響によるものと考えられる。すなわち、溶接速度が増加するに従って被溶接材が急速に加熱されるようになるため、加熱範囲が狭くなり、軟化する部分が小さくなる。この結果、接合面での加圧力が作用する範囲が電極の中心線付近にせまめられ、加圧力が十分にかからない接合面の前方は、初期の高い接触抵抗のため電流が流れにくくなる。また、抵抗値の大きい通電初期の接触抵抗を消滅するにはあるエネルギーが必要であり、溶接速度が速くなるとそのエネルギーに達するまでに被溶接材が移動する距離が大きくなる。第1報において溶接速度が速くなるほど熱影響部(以下 HAZ という)およびナゲットの形成位置が後方に移動することを述べたが、これは上記の理由によって、速度とともに S_i が小さくなるためである。

Fig. 3 Relation between welding current and S_i for thickness of 1.2 mm in plate thickness.

Fig. 3 は板厚が 1.2 mm の場合の溶接電流と S_i の関係を示している。図に見るように、いずれの溶接速度においても、溶接電流の増加に伴って S_i が増加しているが、これは溶接電流が増加するとくぼみ深さが大きくなり、第3報で述べたように、板表面の通電開始点が前方に移動し、これに伴って接合面の通電開始点も前方に移動するためと考えられる。第1報において、溶接電流が増加すると、HAZ およびナゲットの形成開始点が前方に移動することを述べたが、これは上述のように通電開始点が溶接電流の増加に伴ない前方に移動することに基因している。

つぎに、接合面の通電領域の後端と電極の中心線間の距離 E_i について述べる。Fig. 4 は各板厚に対する溶接速度と E_i の関係を示している。溶接条件は Fig. 2 の場合と同じである。図に見るように、いずれの板厚に

Fig. 4 Relation between welding speed and E_i for various plate thicknesses.

おいても E_i は速度の増加とともに大きくなっている。この理由は速度の増加とともに S_i が減少し、電極の中心より前方に流れる電流が制限されるため、後方に広がって流れることによるものと考えられる。また、板厚が増加するほど E_i が大きくなっているが、これは板表面の通電領域の後端が板厚とともに後退すること³⁾と、 E_i が増加することによって電流通路が長くなる割合が、板厚が大きくなるほど小さくなるためであると考えられる。なお、 E_i は溶接電流の増加とともに大きくなることを実験的に確かめているが、溶接電流が大きくなるとナゲットが形成され、接合部付近の材料が軟化するため、パルス電流の付加によって電極が板へ喰込むようになり通電回路自体が変化するので、 E_i の正確な測定は困難になる。

Fig. 5 Relation between welding speed and L_i for various plate thicknesses.

S_i と E_i の和である接合面の通電領域の長さ L_i と板厚および溶接速度との関係 (溶接電流が I_{min} の場合) は Fig. 5 に示したとおりで、板厚が 1.6 mm 以上では速度の増加とともに L_i は増加する傾向にあり、1.2 mm 以下では減少する傾向にある。しかし板厚が 1.2 mm 以上の場合の変化はわずかであり、速度の増加

に伴って、通電領域の長さはほぼ一定で、その相対的な位置が後方にづれているといえる。板厚が 0.5 mm で溶接速度が速い場合の L_i はかなり小さくなっており、通電領域の位置が後方に移動するとともに電流がかなり集中して流れているといえる。

Fig. 6 Effect of electrode force on S_i , E_i and L_i .

Fig. 6 は板厚が 1.2 mm で溶接電流が I_{min} の場合の、加圧力が S_i , E_i および L_i に及ぼす影響を示している。図に見るように、加圧力が 480 kg の場合は 920 kg の場合に較べて、いずれの溶接速度においても S_i および E_i したがって L_i が減少している。

つぎに、接合面の通電領域の幅 W_i については、つぎの理由から HAZ の幅に等しいとした。すなわち、あらかじめ I_{min} の溶接電流で溶接した試験片の断面写真から HAZ の幅を測定しておき、この HAZ の幅より外側に、Fig. 7 に示すように、0.05 mm のマイカを貼

Fig. 7 Specimen used to examine W_i .

付けて接合面の電流通路を制限した試験片を作成し、この試験片を用いて各溶接条件の I_{min} を求めた。その結果、上記の試験片における I_{min} は通電路幅を制限しない試験片の I_{min} とほぼ一致した。また、通電路の幅を HAZ 幅以上に制限すると I_{min} が減少しており、このことは少なくとも I_{min} の電流値では、実質的な溶接電流がほぼ試験片の HAZ 幅の内側に流れていることを示唆している。

Table 1 Width of heat affected zone at $I_{\min}$ for various plate thicknesses.

thickness (mm)	electrode face width (mm)	electrode force (kg)	welding speed (m/min)	$I_{\min}$ (A)	HAZ width (mm)
0.5	3	390	1	9,400	4.0
			5	10,200	3.5
			10	10,700	3.4
			15	12,600	3.2
			20	14,200	3.0
1.2	7	920	25	15,500	3.0
			1	15,000	7.8
			3	18,600	7.5
			5	22,200	7.3
			7	24,900	7.1
	480	480	1	11,100	7.1
			7	20,600	6.5
1.6	9	1,180	1	16,300	9.3
			3	22,400	9.2
			5	29,500	9.0

Table 1 は各板厚, 溶接速度に対する $I_{\min}$ とそれに対応した HAZ の幅の測定結果を示している. 表より明らかなように, HAZ の幅はいずれの板厚においても速度の増加とともに減少している. また, Table 1 では板厚が 1.2 mm について, 加圧力が 920 kg と 480 kg の場合の比較を示しているが, 表に見るように, 加圧力が低い方が HAZ の幅が狭くなっている. 第1報において, 加圧力が低いほど $I_{\min}$ が小さくなることを述べたが, その理由の一つは, 前述の L_i の減少および上記の W_i の減少による通電面積の減少によるものである.

3.2 接合部の電流通路および電流分布の考察

第3報で求めた電極と被溶接材との接触面における通電開始点と終了点および前節で求めた接合面におけるそれらの測定結果から, 被溶接材内での電流通路として, Fig. 8 のようなモデルが考えられる. すなわち, 被溶接材の表面では溶接進行方向について R 点から電流が流れ込み始め, S 点まで電流の供給がつづき, 溶接進行方向と直角方向には電極幅 W で電流が供給されている. 被

Fig. 8 Explanation of current path in seam welding.

溶接材に流入した電流は接合面において, 溶接進行方向では P 点から Q 点の間に分布して流れ, 進行と直角方向には HAZ の幅 W_i に分布している. この結果, 溶接進行方向では図の点線で示した電流通路が形成され, 被溶接材はこの電流通路を通過する間に加熱されるが, その加熱時間は, 通路の長さを L , 溶接速度を v とすると, L/v となると考えられる.

まず, この電流通路が溶接条件とくに溶接速度によってどのように変化するかについて検討する. 板表面の通電開始点 R と接合面の通電開始点 P の位置を板厚が 1.2 mm の場合について比較すると, 溶接速度が 1 m/min のとき S_s が 2.8 mm に対して S_i は 6.1 mm で, 接合面の通電開始点 P は板表面の R よりかなり先行している. 溶接速度が増加すると, S_i は急激に減少するが, S_s はわずかに増加するため, $v=4$ m/min において S_s , S_i とともに 4 mm と等しくなり, さらに速度が増加して $v=7$ m/min では S_s が 4.2 mm, S_i が 3.6 mm となり, P 点は Q 点よりも後退している. 他の板厚の場合もほぼ同様であるが, $S_s=S_i$ となる溶接速度は, 1.6 mm に対して 2.5 m/min, 0.5 mm に対して 10 m/min であり, 板厚が薄いほど高速側に移行している. 一方, 通電終了点 S と Q を比較すると, 板厚が 1.2 mm で溶接速度が 1 m/min の場合, E_s が 5.6 mm に対して E_i は 4.5 mm で, 接合面の通電終了点は板表面のそれよりも前進している. 溶接速度の増加とともに E_i は増加し, E_s はほとんど増加しないので, $v=7$ m/min では $S_s=5.5$ mm, $E_i=6.0$ mm となり, Q 点は S 点よりも後退している. 他の板厚の場合もほぼ同様であるが, 板厚が 0.5 mm の場合は速度が 1 m/min で P 点が R 点より後方になっていることと, 板厚が厚いほど高速領域における Q 点の後退が大きくなる点が異なっている. 接合面の通電領域の長さ L_i は, 溶接速度が 1 m/min の場合, いずれの板厚においても板表面の通電領域の長さ L_s よりも大きく, また接合面の通電領域の幅 W_i は表面の W よりも大きいため (Table 1 参照), 接合面の通電領域の面積は板表面のそれよりもかなり大きくなっている. 溶接速度の増加とともに L_s は増加し, L_i は減少して, 板厚が 0.5, 1.2, 1.6 mm に対してそれぞれ 15, 3, 2.5 m/min の溶接速度で L_i は L_s より小さくなっている.

以上の結果から, 溶接速度による通電路の変化を図示すると Fig. 9 のようになる. すなわち, (a) は溶接速度が第2報で述べた溶融効率が飽和する遷移速度以下の低速の場合であり, 接合面の電流は板表面の給電部よりかなり前に広がって流れている. (b) は上述の遷移速度以上の高速の場合で, 接合面の電流は板表面の給電部より

Fig. 9 Comparison of current path in high speed seam welding with low speed seam welding.

後方にづれて流れるとともに、通電路が狭くなり、集中して流れている。

以上は溶接電流が I_{min} の場合であるが、溶接電流が増加すると、 S_s , E_s , S_i および E_i はいずれも増加するが、 S_s の増加割合は S_i のそれより大きく、 E_s の増加割合は E_i のそれより小さくなっている。しかし電流が変化した場合にも Fig. 8 のモデルがそのまま適用できるものと思われる。

つぎに、通電路内での電流分布について考える。前掲の Photo. 1 は溶接中にパルス電流を付加した場合に形成されるナゲット形状を示しているが、写真に見るように、ナゲットの溶込みは前方で小さく、後に行くほど大きくなっており、かつその形成位置は中心線より後方に位置している。もし電極と被溶接材との接触面が等電位であり、接合面に接触抵抗がないと仮定すると、被溶接材内の電流分布は固有抵抗（温度）の低い溶接開始側により多く流れる。この結果、接合面の発熱も溶接開始側の方が大きくなり、電極への熱伝導を無視すると、パルス電流によって形成されるナゲットは Photo. 1 と前後が全く逆の形状になるはずである。Photo. 1 は溶接速度が 1 m/min のものであるが、接合面付近の電極への熱伝導がほとんどない 7 m/min の溶接速度の条件においても、Photo. 1 と同様のナゲット形状になることから、被溶接材中の電流分布は固有抵抗に反比例するような分布でなく、もっと平均化していると考えられる。また、第 3 報で述べた、電極と被溶接材の接触面における通電領域を測定する実験においても、通電領域の幅を検出する電極に流れる電流は、通電領域の長さ方向全体にわたってほぼ均一になっており、このことから、被溶接材内で電流がほぼ均一に流れていることが推察される。なお、温度の低い溶接開始側で固有抵抗が低いにもかかわらず電流が流れにくい理由は、接合面の接触抵抗に基因すると考えられる。

Photo. 3 Macrophotograph of interface showing front shape of HAZ and nugget.
($t=1.2$ mm, $P=920$ kg, $v=7$ m/min, $I=27,000$ A)

つぎに溶接進行方向と直角方向の電流分布について検討する。Photo. 3 は溶接中に電流を遮断した試験片の板に平行な面で切断した接合面の断面マクロ写真であるが、写真に見るように、HAZ およびナゲットの先端の中央部は溶接線にほぼ直角になっており、縁付近でわずかに斜めになっている。このことは少なくとも HAZ の先端が溶接線と直角になっている部分では、幅方向に電流が均一に分布していることを示唆している。また、HAZ の縁で先端部の形状が斜めになっていることから、この部分の電流密度が低下していると考えられるが、HAZ の両端は周囲の冷い金属への熱伝導があるので、これを考慮すると、電流は幅方向にも写真で見ると平均化して流れているものと思われる。

このように、電流は通電領域において幅方向および溶接線方向にかなり平均化し流れていると考えられる。

つぎに、接合面の通電領域（面積は $L_i \times W_i$ ）に溶接電流が均一に流れると仮定した場合の平均電流密度 δ_i と、熱伝導を無視した場合、20°C の軟鋼を 1500°C に加熱するのに要する電流密度 δ_c との比較について考察する。いま、電流密度を δ_c (A/cm²) 加熱時間を T (sec), 温度を θ (°C), 被溶接材の固有抵抗を $\rho(\theta)$ (Ω cm), 比熱を $c(\theta)$ (cal/g), 密度を σ (g/cm³) とすると、下記の関係が成立する⁵⁾。

$$0.24\rho(\theta)\delta_c^2 dT = \sigma c(\theta) d\theta \quad \dots\dots\dots (1)$$

$\rho(\theta)$, $c(\theta)$ として参考文献(6)の近似式を用い、軟鋼の場合について(1)式を計算すると、

$$\delta_c^2 T = 1.152 \times 10^8 \quad \dots\dots\dots (2)$$

となる。(2)式は熱伝導損がない場合に 20°C の軟鋼を 1500°C にまで加熱するのに必要な電流密度と加熱時間の関係を与える。

Fig. 10 は各種板厚について、ナゲットが形成される直前の電流値 I_{min} における δ_i と加熱時間 T_i (ただし、 $T_i = L_i/v$, v は溶接速度) の関係を示している。図中の一点鎖線は上述の δ_c と T_i の関係を示す曲線である。図の δ_c とプロットされた実験点を比較すると、加

Fig. 10 Relation between heating time T_i and average current density δ_i for various plate thicknesses.

熱時間の長い低速の条件では δ_i が δ_c より大きく、高速の条件では δ_i が δ_c より小さくなっている。この理由は、低速の条件では板と電極との接触時間が長いから、電極の冷却作用が接合面にまで及び、これをおぎなうために余分の電流が必要になり、高速の条件では接合面の接触抵抗による発熱が電極への熱伝導損より大きくなり、その分だけ溶接電流が少なくてすむためと考えられる。

Fig. 11 は板厚が 0.5 mm、電流が I_{min} の場合の δ_i と δ_c とを比較した結果であるが、Fig. 10 の場合と同様の傾向が認められる。

Fig. 11 Relation between heating time T_i and average current density δ_i for plate thickness of 0.5 mm.

Fig.12 は各板厚について δ_i/δ_c と溶接速度との関係を求めた結果である。図に見るように、いずれの板厚においても、1 m/min 付近の溶接速度では $\delta_i/\delta_c > 1$ となっているが、溶接速度の増加とともに δ_i は δ_c に

Fig. 12 Relation between welding speed and δ_i/δ_c for various plate thicknesses.

近づき、板厚が 1.6 mm で 2.5 m/min、1.2 mm で 4 m/min、0.5 mm で 6.5 m/min の溶接速度において $\delta_i/\delta_c = 1$ となり、この溶接速度で電極への熱伝導損と接触抵抗による発熱とがバランスしている。これ以上の速度では、接触抵抗による発熱が支配的になり、 $\delta_i/\delta_c < 1$ となっている。

第2報において、板厚が 0.5, 1.2 および 1.6 mm に対してそれぞれ 8, 4, 3 m/min の溶接速度を境にして接合部の形成形態が変わることを述べたが、この遷移溶接速度は上述の $\delta_i/\delta_c = 1$ となる溶接速度にほぼ一致している。このことから、遷移溶接速度以上の高速シーム溶接では、接合部の形成に対して接合面の接触抵抗が支配的な役割を果し、この結果接合部の HAZ 形状もこれに対応したものになるといえる。

4. 結 論

溶接中の接合面における通電領域を測定した結果と電流通路および電流分布について考察した結果を要約すれば次のとおりである。

(1) 溶接速度の増加とともに、接合面の通電開始点は後方に移動し、電流の増加とともに前方に移動する。

(2) 溶接速度および溶接電流の増加とともに、接合面の通電終了点は後方に移動する。

(3) ナゲットが形成される直前の電流値 I_{min} における、電極の中心線と通電終了点との距離 E_i および溶接速度に対する E_i の増加割合は、板厚が大きくなるほど増大する。

(4) I_{min} における通電領域の長さ L_i は、板厚が 1.2 mm 以上の場合は溶接速度とともにわずかに増加し、それ以下の板厚ではわずかに減少する。

(5) 加圧力の減少とともに、 S_i , E_i , L_i は減少する。

(6) 接合面の通電領域の幅 W_i は溶接速度の増加とともに減少し、加圧力の増加とともに増加する。

(7) 溶接速度の増加に従って、接合面の通電領域は表面のそれよりも後方に移動するとともに、通電領域の面積は表面のそれよりも減少する。

(8) 溶接電流は通電路内で幅方向および溶接線方向にほぼ均一に流れていると考えられる。

(9) 接合面の通電領域における平域電流密度 δ_i と熱伝導損のない場合に室温の軟鋼を 1500°C まで加熱するに要する電流密度 δ_c との比 δ_i/δ_c は各板厚の $I_{\min}$ において、板厚が 0.5, 1.2, 1.6 mm に対してそれぞれ 6.5, 4, 2.5 m/min の溶接速度で 1 となり、それ以

下の速度で $\delta_i/\delta_c > 1$, それ以上の速度で $\delta_i/\delta_c < 1$ となる。

参考文献

- 1) 山本, 奥田: 高速重ねシーム溶接の接合部形成現象の基礎的研究 (第1報), 本誌, 46-8 (1977) 534-541
- 2) 山本, 奥田: 同上 (第2報), 本誌, 46-9 (1977) 671-678
- 3) 山本, 奥田: 同上 (第3報), 本誌, 46-10 (1977) 748-753
- 4) 仲田, 西川他: コンデンサ放電による短時間大電流突合せ抵抗溶接, 抵抗溶接研究委員会資料, RW-73-75 (1975)
- 5) 中根, 華表: スポット溶接における適正溶接条件の決定法に関する研究, 本誌, 42-3-p.245 (1973)
- 6) Yamamoto, Okuda, A study of spot welding of heavy gage mild steel, Welding in the world, Vol. 9, No. 7/8, p.247 (1971)

Ni 基耐熱合金の溶接後熱処理割れに関する研究 (第1報)*

—溶接後熱処理割れの特徴と γ' 相の析出挙動—

井川 博** 中尾嘉邦** 新 成夫*** 岩沙好二****

Study on the Post-Weld Heat Treatment Cracking of Ni-Base Heat Resistant Alloys (Part 1)*

—Features of Post-Weld Heat Treatment Cracking and Precipitation Behaviors of γ' Phase—

by Hiroshi Ikawa**, Yoshikuni Nakao**, Shigeo Shin*** and Koji Yuwasa****

In this study, the criterion of post-weld heat treatment (PWHT) cracking was considered in accordance with the features of PWHT cracking and precipitation behaviors of γ' phase were also examined.

The results obtained in this study are as follows;

1) Typical PWHT crackings of Ni-base heat resistant alloys usually initiate at coarse grain boundaries adjacent to the weld interface where residual stress concentrates. Consequently, the deformability of material in stress concentrated region is presumed to be closely related to the PWHT cracking susceptibility.

2) γ' phase precipitates very rapidly in the temperature range from 800°C to 900°C. Each shortest incubation time of γ' phase precipitation in Heats 702A and 722A is about 8 sec at 900°C and 80 sec at 800°C respectively.

3) From the kinetics of aging, coarsening of γ' phase is obeyed with the theory of Ostwald ripening and controlled by the diffusion process of Al in matrix.

*原稿受付 昭和52年6月16日 (昭和48年度春季全国大会にて発表)

**正員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering Osaka Univ.

***正員 日本ウェルディング・ロッド (株) Member, Nippon Welding Rod Co., Ltd.

****正員 三菱電機 (株) Member, Mitsubishi Electric Co., Ltd.

1. 緒言

Ni 基耐熱合金は主要強化相である γ' 相 [$\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$] の析出強化により高温における優れた機械的特性を得ている。鍛造合金の場合には通常母材は溶体化処理