溶接熱影響部の結晶粒粗大化に関する研究(第5報)*

—鋼の溶接熱影響部のオーステナイト結晶粒粗大化現象—

井川 博** 大重広明** 野井伸悟***

Study on the Grain Growth in Weld-Heat Affected Zone (Report 5)*

—Austenite Grain Growth of Steel in Weld-Heat Affected Zone—

by Hiroshi Ikawa**, Hiroaki Oshige** and Shingo Noi***

In this report, grain growth equation during thermal cycle, derived by the authors, was applied to the austenite grain growth during weld thermal cycles in TIG arc and submerged arc welding of steel. And then austenite grain growth phenomenon in weld-heat affected zone (HAZ) was investigated.

Main results obtained are as follows.

1) Value of austenite grain size calculated by applying grain growth equation during thermal cycle to the measured weld thermal cycles in HAZ of two-dimensional bead agreed with the measured austenite grain size.

From this result, it became clear that austenite grain growth during weld thermal cycle could be calculated using grain growth equation during thermal cycle.

2) Austenite grain size in HAZ is influenced by weld heat input through the change in the distribution of peak temperature, heating and cooling rate. Effect of the latter factor is dominant near the fusion line and of the former one is dominant in the region away from fusion line.

3) In weld thermal cycle, 60–80% of the total amount of grain growth occurs on heating cycle. On cooling cycle, 20–40% of the total amount of grain growth occurs and grain growth is nearly completed when temperature falls down to the 90–95 % of peak temperature.

4) During weld thermal cycle, grain growth rate increases rapidly as temperature rises, taking a maximum value just before the peak temperature and decreases rapidly as temperature falls.

1 緒 言

第3報¹⁾においては第1報²⁾で誘導した熱サイクル過程における結晶粒成長式を工業用純ニッケルの TIG 溶接部の溶接熱サイクル過程に適用し、溶接熱影響部(以下 HAZ と記す)の結晶粒粗大化現象を定量的に明らかにした。

いっぽう、HAZ における鋼のオーステナイト結晶粒粗大化現象は実用上重要な問題である。

よって、本報においては、鋼の HAZ における溶接熱サイクル過程に熱サイクル過程における結晶粒成長式を適用することの妥当性を確認するとともに、その結果を用い溶接熱サイクル過程におけるオーステナイト結晶粒粗大化現象の検討を行なった。

第4報³⁾において、熱サイクル過程のオーステナイト

結晶粒の成長は熱サイクル過程における結晶粒成長式により計算できることを明らかにした。しかし、HAZ においては、第4報で用いた再現熱サイクルの場合と異なり、温度分布(温度勾配)が存在する。このことから、HAZ のある位置における溶接熱サイクルのある時点における結晶粒度はそのまわりの部分の結晶粒度と異なるので、これによる影響をうける可能性も考えられる。

よって、HAZ の溶接熱サイクルを実測し、これに結晶粒成長式を適用して計算した値と実測した HAZ のオーステナイト結晶粒径とを対応させることにより、HAZ のオーステナイト結晶粒成長への結晶粒成長式の適用の妥当性を調べた。

ついで、結晶粒成長式を用いて HAZ のオーステナイト結晶粒成長過程の特性について検討を行なった。

2 供試材料ならびに実験方法

実験に供した 80 kg/mm² 級高張力鋼(以下 HT80 と記す)の化学組成を Table 1 に示す。

実験には板厚 12 mm の受入れ材ならびに受入れ材を

*原稿受付 昭和51年9月17日(昭和51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 University

***正 員 (株)新潟鉄工所 Member, Niigata Engineering Co., Ltd.

2 mm 厚に熱間圧延した後、焼入れ、焼もどし (900°C, 30 min, 水冷+600°C, 3h) したものをを用いた。

溶接方法としては TIG 溶接ならびにサブマージーク溶接を用い、それぞれほぼ2次元的なビードについて検討を行なった。

TIG 溶接の場合の試験板の形状、寸法ならびに HAZ における溶接熱サイクルの測定方法は第3報¹⁾において工業用純ニッケルの場合に用いたのとまったく同様である (第3報¹⁾, Fig. 1)。すなわち、板厚は 2 mm とし、試験板の幅は熱サイクルの高温部において板側面からの熱の反射の影響がほとんどないように選んだ。試験板裏面まではほぼ平行に溶け込ませる条件により溶加材なしで TIG アークを走らせ、じゅう分に準定常状態になっていると思われる位置の板裏面において溶接熱サイクルならびにピーク温度分布を測定した。TIG 溶接条件を Table 2 に示す。

サブマージーク溶接の場合の試験板の形状、寸法ならびに HAZ の溶接熱サイクル測定方法を Fig. 1 に、溶接条件を Table 3 にそれぞれ示す。この場合は厚さ 12 mm の板をギャップ 2 mm の I 開先で板裏面まではほぼ平行に溶け込むような溶接条件により溶接を行なった。板裏面には片面溶接用裏当て材料を使用した。試験板の大きさやピーク温度、溶接熱サイクルの測定位置は前述の TIG 溶接の場合と同様の考慮をして選定した。溶接熱サイクルは板側面よりあけたドリル孔の底にパーカッション溶接した熱電対により測定した。

このようにして、熱電対で HAZ の溶接熱サイクルを測定する場合、熱電対の位置により測温位置を決める

と、熱電対の太さの問題もあり、やや正確さを欠くきらいがある。これを補う意味で一定温度で溶融する塗料 (以下感温塗料と呼称する) を用いて HAZ のピーク温度分布を測定し、溶接熱サイクルの測定位置を求めた。この塗料の溶融温度の誤差は公称 $\pm 1\%$ 以内とされているが、正確を期するためにあらかじめ感温塗料を塗布した小試片に種々のピーク温度の急熱・急冷熱サイクルを与え、その溶融温度を測定することにより温度補正を行なった。

板裏面にあらかじめ種々の温度で溶融する感温塗料を塗布しておき、溶接後溶融線から感温塗料の溶融点までの距離を拡大鏡を使用して測定することにより HAZ のピーク温度分布を求めた。

なお、感温塗料によって HAZ のピーク温度分布を測定する場合、ビード幅の変動などによるばらつきが生じ

Fig. 1 Method for measurement of weld thermal cycles in submerged arc welding (Schematic)

Table 1 Chemical composition of steel used (wt%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
HT80	0.10	0.25	0.87	0.004	0.003	0.23	1.04	0.51	0.37	0.03	0.001

Table 2 TIG arc welding conditions for HT 80 (Thickness : 2 mm)

Mark	Arc current (I) (A)	Arc Voltage (E) (V)	Welding speed (V) (cm/min)	60EI/V (KJ/cm)
A	90	12.5	15.5	4.3
B	130	12.5	15.5	6.3
C	150	14.0	14.3	8.8

DCSP, Electrode dia. : 2.4mm, Argon shielding gas flow rate : 10 l/min

Table 3 Submerged arc welding conditions for HT80 (Thickness : 12mm)

Mark	Arc current (I) (A)	Arc voltage (E) (V)	Welding speed (V) (cm/min)	60EI/V (KJ/cm)
A	900	40	41.4	52.2
B	900	40	24.0	90.0

Photo. 1 Microstructure of HAZ of submerged arc welded HT 80 (Plate thickness: 12 mm, 60EI/V: 90.0 KJ/cm, Etchant: Saturated aqueous solution of picric acid containing surface active agent)

たので数十点を測定し、その平均をとった。

HAZ のオーステナイト結晶粒径はビード断面を表面活性剤を添加したピクリン酸飽和水溶液で腐食することによりもとのオーステナイト結晶粒界を現出させて測定したが、溶接入熱が大きく、溶接後空冷の状態ではマルテンサイト組織にならない場合は、溶接後の適当な時期に試験板全体を水冷しマルテンサイト組織にした。水冷の時期としては、熔融線近傍の溶接熱サイクルの冷却過程において、ほぼ結晶粒成長が完了する温度と Ar_3 との間の温度 ($1100 \sim 900^\circ\text{C}$) に達したときを選んだ。結晶粒成長がほぼ完了する温度については 4.1 で明らかにする。このようなことから、水冷処理はオーステナイト結晶粒径にほとんど影響を及ぼしていないと考えられる。

水冷処理を行なった試験板のビード横断面をピクリン酸腐食したときの例として、Table 3 の B の条件で HT80 をサブマージアーク溶接した場合を Photo. 1 に示す。Photo. 1 より明らかなように、ここで用いたようなかなり大入熱の場合においても、このような方法により HAZ のオーステナイト結晶粒界を現出させることができる。したがって、HAZ のオーステナイト結晶粒径分布を実測することができる。

なお、Photo. 1 に示したように、このような材料の溶接部には部分熔融域 (Partially-melted zone) が形成される。結晶粒はその一部、とくに結晶粒界が熔融するとはほとんど成長しなくなり、結晶粒成長式の適用ができなくなるので、本研究においては部分熔融域の結晶粒については考えない。よって、本研究では部分熔融域と未熔融 HAZ との境界を熔融線として、これより母材側の結晶粒径について検討を行なった。

HAZ の結晶粒径分布の測定は、熱サイクルを測定した近傍の少なくとも 2 断面 (ビードの両側で測定するので 4 箇所) において行ない、その平均値をとった。

3 結晶粒成長式の溶接熱影響部への適用の妥当性の検討

HAZ の溶接熱サイクルを測定し、この溶接熱サイクルに結晶粒成長式を適用して計算した値と実測の結晶粒径とを比較することにより、結晶粒成長式の溶接熱影響部への適用の妥当性を検討した。

Table 2 の溶接条件で 2 mm 厚の板を TIG 溶接した場合に HAZ において測定した溶接熱サイクルの例を Fig. 2 に、感温塗料による HAZ のピーク温度の測定結果を Fig. 3 にそれぞれ示す。

Fig. 2 Typical weld thermal cycles measured in HAZ of TIG arc welded HT 80

Fig. 3 Distributions of peak temperature in HAZ of TIG arc welded HT 80

Fig. 4 Distributions of austenite grain size in HAZ of TIG arc welded HT 80 (Comparison of measured value with the value calculated using grain growth equation)

HAZ のオーステナイト結晶粒径分布の測定結果を第4報³⁾において求めた熱サイクル過程におけるオーステナイト結晶粒成長式(1)式による計算結果と比較して Fig. 4 に示す。

$$D^4 - D_0^4 = 2.969 \times 10^{15} \sum \Delta t_i \cdot \exp(-69300/T_i) \cdots (1)$$

(ただし, 単位は D, D_0 : mm, Δt : min, T : °K)

(1) 式における $\Delta t_i, T_i$ はそれぞれ熱サイクルを微小時間間隔により階段状に細分した場合の i 番目の微小時間ならびにそのときの温度である。

Fig. 4 の計算値は Fig. 2 に示した溶接熱サイクルを $\Delta t = 0.1$ sec で分割して(1)式によりオーステナイト結晶粒径を計算し, その結果を Fig. 3 を用いてプロットしたものである。第4報³⁾で明らかにしたように, 本報で用いた前処理状態においては, 加熱途中約 1000°C において約 0.015 mm のオーステナイト結晶粒が形成されると考えられる。よって, ここでもこのような初期条件を用い, 冷却過程の 800°C まで計算を行なっている。

Fig. 4 によると, それぞれの溶接入熱において計算値と実測値とはかなりよく一致している。

つぎに, Table 3 の溶接条件でサブマージアーク溶接した場合の HAZ の溶接熱サイクルの測定例を Fig. 5 に, HAZ のピーク温度分布の測定例を Fig. 6 にそれぞれ示す。Fig. 7 は HAZ のオーステナイト結晶粒径分布の測定値と前記の TIG 溶接の場合と同様の方法による計算値とを比較して示したものである。この場合も実測値と計算値とはかなりよく一致している。

以上に示した実験結果より, 鋼の TIG 溶接ならびにサブマージアーク溶接において, HAZ のオーステナイト結晶粒径は熱サイクル過程における結晶粒成長式により計算しうることが明らかとなった。

Fig. 5 Typical weld thermal cycles measured in HAZ of submerged arc welded HT 80

Fig. 6 Distributions of peak temperature in HAZ of submerged arc welded HT 80

Fig. 7 Distributions of austenite grain size in HAZ of submerged arc welded HT 80 (Comparison of measured value with the value calculated using grain growth equation)

4 溶接熱影響部の結晶粒径分布に及ぼす溶接入熱の影響

溶接入熱が HAZ の結晶粒径に及ぼす影響については定量的には後報において明らかにするが, ここでは実測した溶接熱サイクルにもとづき定性的な検討を行なう。

溶接入熱が大になると, Figs. 4 および 7 の結果にみられるように HAZ の結晶粒径は大きくなる。これは, 結晶粒成長が熱活性化過程であることから考えて当然のことである。

Fig. 8 Relation between peak temperature of weld thermal cycle and austenite grain size in TIG arc welding

Fig. 8 は HT80 を 4.3 ならびに 8.8 kJ/cm で TIG 溶接したときの溶接熱サイクルのピーク温度と結晶粒径との関係を結晶粒成長式により計算した結果である。Fig. 8 をみると、いずれの溶接入熱においてもピーク温度の上昇とともに結晶粒径は急激に大きくなっている。このことから、溶接熱サイクル過程においてもピーク温度が結晶粒径に大きな影響を及ぼしていることがわかる。

しかしながら、Fig. 8 によると、同一ピーク温度においても溶接入熱により結晶粒径に差がある。すなわち、Fig. 8 における二つの曲線の差が溶接熱サイクルの加熱・冷却速度の差の影響を示している。

いっぽう、HAZ のピーク温度分布も溶接入熱の影響を受ける。したがって、溶接入熱が変化した場合、HAZ の結晶粒径分布は熱サイクルの加熱・冷却速度ならびにピーク温度分布の二つの要因により変化するものと考えられる。

よって、この二つの要因が HAZ の結晶粒径分布にどの程度影響を及ぼしているかを推定した結果を Fig. 9 に示す。Fig. 9 中の実線は 4.3 ならびに 8.8 kJ/cm で TIG 溶接した場合の結晶粒径分布の測定値を示したものである。図中の破線は溶接入熱が 4.3 kJ/cm の場合に、各ピーク温度における熱サイクルの形はそのまま、ピーク温度分布のみが溶接入熱 8.8 kJ/cm の場合に等しくなったと仮定して、Fig. 3 に示したピーク温度分布ならびに Fig. 8 を利用して描いたものである。

このような方法によっても、前記二つの要因の影響を完全に分離することができないが、Fig. 9 の A の部分は溶接入熱が 4.3 kJ/cm から 8.8 kJ/cm に増加した場合の、ピーク温度分布の変化による結晶粒径の増大分

Fig. 9 Effect of heat input on the distribution of austenite grain size in HAZ (Region A represents the effect of peak temperature, Region B represents the effect of heating and cooling rate)

をほぼ表わしていると考えられる。残りの B の部分は熱サイクルの加熱・冷却速度の変化による増大分を表わしている。

Fig. 9 によると、溶接入熱が増大した場合の HAZ の結晶粒径の増大は、溶融線近傍においては主として熱サイクルの加熱・冷却速度の変化によって引き起こされることがわかる。溶融線から離れるにしたがい、ピーク温度分布の変化による影響が増大している。

5 溶接熱サイクル過程における結晶粒成長の特性

前述のように、HAZ のオーステナイト結晶粒径は結晶粒成長式を用いて計算することができる。したがって、溶接熱サイクル過程の結晶粒成長過程も結晶粒成長式を用いて計算できるものと考えられる。

よって、測定した溶接熱サイクルにしたがって結晶粒成長式を用いてオーステナイト結晶粒成長を計算することにより、溶接熱サイクル過程のオーステナイト結晶粒成長の特性を検討した。

5.1 結晶粒成長過程の特性

溶接熱サイクル過程の結晶粒成長の例として、溶接入熱 6.3 kJ/cm で TIG 溶接したときの HAZ 各部分における結晶粒成長過程の計算結果を Fig. 10 に示す。この場合も、加熱過程の 1000°C におけるオーステナイト結晶粒度を 0.015 mm として計算を行なっている。

Fig. 10 において、結晶粒は温度変化につれて矢印の方向に成長する。Fig. 10 をみると、オーステナイト結晶粒は加熱過程の 1100°C 以上になると温度上昇とともに急激に成長し、とくにピーク温度近傍での成長量は多い。加熱過程の同一温度においては、ピーク温度の低い

Fig. 10 Course of austenite grain growth during weld thermal cycles in HAZ of TIG arc welded HT 80

溶接熱サイクルほどオーステナイト結晶粒は大きくなっている。これは、同一温度までの加熱速度がピーク温度の低い溶接熱サイクルほど遅いことによるものである。

冷却過程においてもオーステナイト結晶粒はさらに成長するが、加熱過程にくらべて成長量は少なく、ピーク温度から少し降温するとオーステナイト結晶粒の成長はほぼ完了している。

つぎに、溶接熱サイクル過程の各時点におけるオーステナイト結晶粒の成長量と全成長量との比を求めた。

6.3 KJ/cm の溶接入熱で TIG 溶接した場合、ならびに 52 KJ/cm の溶接入熱でサブマージアーク溶接した場合の計算結果をそれぞれ Figs. 11 ならびに 12 に示す。これらの図においては、横軸は溶接熱サイクルのピーク温度 (θ_m) に対するその溶接熱サイクル過程の各時点における温度 (θ) の割合 (θ/θ_m)、縦軸はその溶接熱サイクル過程における結晶粒の全成長量 ($D_f - D_0$) に対するその時点までの結晶粒の成長量 ($D - D_0$) の割合 ($(D - D_0)/(D_f - D_0)$) を示している。(ただし、 D_0 : 初期結晶粒径, D_f : 最終結晶粒径, D : 熱サイクル過程の結晶粒径) 以後、これらを相対温度ならびに相対成長量とそれぞれ呼称する。

Figs. 11 ならびに 12 をみると、加熱途中においては、同一相対温度における相対成長量は溶接熱サイクルのピーク温度が高いほど大きい。相対温度が 1, すなわちピーク温度においても、相対成長量は溶接熱サイクルのピーク温度によりわずかに異なるが、本実験の条件範囲内では大体 0.6~0.8 の範囲に入っている。すなわち、溶接熱サイクルの加熱過程においてオーステナイト結晶粒はその溶接熱サイクル過程における全成長量の 60~80% の成長をしている。

Fig. 11 Relative amount of grain growth during weld thermal cycles in HAZ of TIG arc welded HT 80 (θ_m : Peak temperature, D_0 : Initial grain size, D_f : Final grain size)

Fig. 12 Relative amount of grain growth during weld thermal cycles in HAZ of submerged arc welded HT 80 (θ_m : Peak temperature, D_0 : Initial grain size, D_f : Final grain size)

冷却過程においては残りの 20~40% の成長が生じるが、いずれのピーク温度の溶接熱サイクルにおいても、相対温度が 0.9~0.95 になれば相対成長量はほぼ 1 になっている。すなわち、冷却過程においてはピーク温度の 90~95% の温度にまで降温した時点においてオーステナイト結晶粒の成長はほぼ完了している。したがって、このような温度に達した後はオーステナイト結晶粒はほとんど成長しないといえる。

Fig. 11 と Fig. 12 との比較より、上記のような相対成長量の特性は溶接入熱によりあまり変化しないことがわかる。

5. 2 結晶粒成長速度の特性

HAZ におけるオーステナイト結晶粒成長速度は結晶粒界の不純物の偏析状態に影響を及ぼし、ひいては結晶粒界のぜい化現象や溶接割れになんらかの関連を有しているものと考えられる。よって、結晶粒成長式を用いて HAZ におけるオーステナイト結晶粒成長速度について検討を行なった。

Figs. 13 ならびに 14 はそれぞれ溶接入熱 6.3 KJ/cm で TIG 溶接ならびに溶接入熱 52 KJ/cm でサブマージアーク溶接した場合に、HAZ において測定した溶接熱サイクルにしたがってオーステナイト結晶粒の成長速度

Fig. 13 Grain growth rate of austenite during weld thermal cycles in HAZ of TIG arc welded HT 80

Fig. 14 Grain growth rate of austenite during weld thermal cycles in HAZ of submerged welded HT 80

を計算した結果である。

この場合、測定した溶接熱サイクルを dt により分割し、結晶粒成長式によって溶接熱サイクル過程の結晶粒径を順次求めていき、溶接熱サイクル過程の温度 T_i における結晶粒径と温度 T_{i-1} における結晶粒径との差を dt で除した値を温度 T_i における結晶粒成長速度としている。

Figs. 13 ならびに 14 をみると、いずれの溶接熱サイクル過程においても、オーステナイト結晶粒の成長速度は加熱温度の上昇とともに急激に増大し、ピーク温度の直前において最大値をとり、冷却過程になれば温度の低下

とともに急激に減少している。

このような現象は第 3 報¹⁾において工業用純ニッケルについてみられたのとまったく同様であり、そのさい述べたのと同様の解釈ができる。

Fig. 13 と Fig. 14 とを比較して明らかなように、溶接入熱が大きいほど溶接熱サイクル過程におけるオーステナイト結晶粒の成長速度は小さい。これは、溶接入熱が大きいほど加熱・冷却速度が遅いので、溶接熱サイクルの同一温度で比較すると結晶粒径が大きくなり、結晶粒成長のための駆動力が減少することによるものである。

6 総 括

本報においては、第 4 報で求めた熱サイクル過程における鋼のオーステナイト結晶粒成長式を 80 kg/mm² 級高張力鋼の HAZ の溶接熱サイクルに適用した。

すなわち、HAZ のオーステナイト結晶粒径は熱サイクル過程における結晶粒成長式により計算できることを確認した後、熱サイクル過程における結晶粒成長式を用いて HAZ のオーステナイト結晶粒径に及ぼす溶接入熱の影響ならびに溶接熱サイクル過程のオーステナイト結晶粒成長現象の特性を明らかにした。

得られたおもな結果は次のようである。

(1) TIG 溶接ならびにサブマージーク溶接の 2 次元ビードの HAZ において測定した溶接熱サイクルに熱サイクル過程における結晶粒成長式を適用して計算した HAZ のオーステナイト結晶粒径は実測値とよく一致した。このような結果から、HAZ の溶接熱サイクル過程におけるオーステナイト結晶粒の成長は結晶粒成長式を用いて計算できることが明らかになった。

(2) 溶接入熱が大きくなれば HAZ のオーステナイト結晶粒径は大きくなる。溶接入熱は HAZ のピーク温度分布ならびに熱サイクルの加熱・冷却速度の変化を通じて HAZ のオーステナイト結晶粒径に影響を及ぼすが、HAZ の溶融線近傍においては後者の影響が大きく、溶融線から離れるにしたがい前者の影響が大きくなる。

(3) 溶接熱サイクル過程において、オーステナイト結晶粒の成長は温度上昇とともに急激になり、ピーク温度に達した時点において全成長量の 60~80% の成長が生じている。冷却過程においては、残りの 20~40% の成長が生じるが、ピーク温度の 90~95% の温度にまで降温する時点までに結晶粒成長はほぼ完了し、それ以後は結晶粒はほとんど成長しない。このような特性は溶接入熱により変化しない。

(4) 溶接熱サイクル過程における結晶粒成長速度も温度上昇とともに急激に増大するが、ピーク温度に達す

る直前に最大値をとり, 以後は減少する。冷却過程になれば結晶粒成長速度の減少は急激になる。溶接入熱が大きくなれば溶接熱サイクルの加熱・冷却速度が遅くなるので, 結晶粒成長速度は減少する。

おわりに, 本実験の遂行に際しご協力いただいた神田耕治工学修士ならびに伊達洋彦, 内川啓両工学士に謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 井川, 新, 大重, 野井, “溶接熱影響部の結晶粒粗大化に関する研究(第3報)”, 本誌, 44巻(1975), 2号, 161-167.
- 2) 井川, 新, 大重, “同上(第1報)”, 本誌, 42巻(1973), 2号, 134-145.
- 3) 井川, 新, 大重, 馬久地, “同上(第4報)”, 本誌, 46巻(1977), 5号, 270-278.

安定形オーステナイトステンレス鋼における炭化物の挙動とナイフラインアタック現象(第5報)*

—溶接熱サイクル過程における炭化物の固溶現象—

井川 博** 新 成夫*** 中尾嘉邦**

西本和俊** 田中 隆****中浜修平*****

Study on Behaviour of Carbides and Knife Line Attack Phenomenon in Stabilized Austenitic Stainless Steels (Report V)*

—Dissolution Phenomenon of Carbides During Weld Thermal Cycle—

by Hiroshi Ikawa**, Shigeo Shin***, Yoshikuni Nakao**,
Kazutoshi Nishimoto**, Takashi Tanaka****, Shuhei Nakahama*****

In the previous report, theoretical consideration was carried out in regard to the dissolution phenomenon of Nb(C,N) in SUS 347 under the isothermal heat treatment, and it was made clear that good agreement was obtained between experimental results and theoretical values.

In this report, the theoretical equation on the dissolution phenomenon during the thermal cycles was derived. By comparing experimental results with theoretical values, this theoretical equation was discussed.

The dissolution phenomenon of TiC in HAZ of SUS 321 was also considered experimentally. The results obtained in this report are as follows;

- (1) Good agreement between experimental results and theoretical values was found in the dissolution phenomenon of Nb(C,N) in SUS 347 under heating, and heating and cooling thermal cycles.
- (2) The theoretical equation under the thermal cycles was applicable to the dissolution phenomenon of Nb(C,N) in HAZ of SUS 347.
- (3) Over about 50% of Nb(C,N) in stabilized SUS 347 had dissolved in the knife line attacked region of HAZ during welding.
- (4) Over about 55% of TiC in stabilized SUS 321 had also dissolved in the knife line attacked region of HAZ during welding.

*原稿受付 昭和51年9月20日(昭和50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 新日本製鉄(株) Member, Nippon Steel Corporation

*****正 員 荏原製作所(株) Member, Ebara Manufacturing Co., Ltd.

1 緒 言

前報¹⁾においては, 安定形オーステナイトステンレス鋼のナイフラインアタック現象の原因の発端となる HAZ における MC 形炭化物の固溶現象に対して定量的な解明を行なうための初段階として, SUS 347 を対象に恒温過程での Nb(C,N) の固溶現象に関する理論