6. 結 論

ミグ溶接を行なったアルミニウム合金 A5083 の溶接金属を均質化し、固溶 Mg 量の変化を検討するとともに、固溶 Mg 量とシャルピー衝撃試験時のクラック発生エネルギーとの関係について検討を行なった。得られた結果をまとめると次の通りである。

(1) 溶接金属中に固溶されていた Mg 量は溶融境界部および溶接金属中央部付近においてほとんど変化が認められず、溶接のままの状態では固溶 Mg 量はそれぞれ 2.87 および 2.80% であった (試験片表面からの深さが 2 mm の位置において)。この現象はすでに報告した大電流ミグ溶接の場合と異なっていた。また、母材の固溶 Mg 量は 4.45% であった。

(2) 500°C において 2 時間均質化を行なうと、サブグレインの境界に偏析していた Mg はアルミニウムマトリックス中に再固溶し、固溶 Mg 量は 4.10% にまで増大した。さらに熱処理時間を増大させてもこの値はほとんど変化しなかった。

(3) 母材の衝撃値は -196°C においても室温とはほぼ同程度の値を有していたが、溶接金属においては減少した。これは主としてクラック伝播エネルギーが減少することに起因していた。

(4) 均質化を行なうと溶接のままの状態よりも衝撃

値は増大した。また、クラック発生エネルギーは固溶 Mg 量が増大するとともにほぼ直線的に増大した。

(5) 衝撃試験後の溶接金属の破面には試験温度が室温の場合にはディンプルパターンのみが認められた。-196°C においてははく離的に破壊した破面形態が多く認められた。母材の場合には -196°C においてもディンプルパターンが認められた。

(6) 溶接金属を均質化した場合には、-196°C においてもディンプルパターンがかなりの領域において認められた。これに伴って、はく離的に破壊した領域は減少した。

謝 辞

本研究において使用した溶接金属の溶接は榊高田工業所において行なって頂いたものであることを記して、深く感謝します。

参 考 文 献

- 1) 迎, 加藤, 西尾, 草場: “大電流ミグ溶接を行なったアルミニウム合金の A5083 衝撃特性”, 溶接学会誌投稿中
- 2) M. Hansen, Constitution of Binary Alloys, McGraw-Hill, 1958, 106
- 3) B. D. Cullity, Elements of X-ray Diffraction, Addison-Wesley, 1956, 邦訳 松村源太郎訳, X線回折要論, アグネ, 1961, 157
- 4) 福井, 難波: “Al-Mg-Mn 合金およびその溶接部の切欠特性および引裂抵抗におよぼす Fe および Si の影響”, 軽金属, Vol. 23 (1973), No. 1, 8-16

電子ビーム溶接の溶込み深さに関する研究 (第 2 報)*

——パルスビームによる溶込み深さの成長過程の観察 (その 2)——

入江 宏定** 橋本 達哉** 稲垣 道夫**

Penetration Depth in Electron Beam Welding (Report 2)*

——Observation of Growing Process of Penetration Depth

Using Pulse Beam (Part 2)——

by Hirosada Irie**, Tatsuya Hashimoto** and Michio Inagaki**

With the same electron beam welder as described in the report 1, rectangular pulse beams of various duration time were incidented on pure aluminum, aluminum alloy, copper, brass and mild steel under the nearly same other welding conditions and growing process of cavity or penetration depth was observed. The results are summerized as follows;

- 1) In all metals used, there is a cavity formed rapidly. This penetration speed depends largely upon energy density of electron beam.
- 2) The penetration depth in usual welding is decided not only by the drilling action but also by movement of metal.
- 3) Comparing among metals of the same matrix, the metal containing volatile elements shows more

considerable drilling phenomenon than a pure metal. Whereas shape of the cavity in a pure metal corresponds to higher portion of electron beam energy distribution, that in its alloy corresponds to lower

4) Until a certain short welding time, weld penetration depth in rest metal is the same as that in moving metal. This is resulted from the fact that the diameter of electron beam is not infinitesimal and penetration speed of welding is much higher than welding speed so that all specimens are apparently rest until at that time.

5) Weld penetration depth h_p in all metals except mild steel increases with respect to welding time τ approximately according to $h_p = C_1 \tau^\alpha$ (C_1 and α are independent of τ , $0 < \alpha < 1$).

1. 緒 言

第1報において、アルミニウム合金に種々の持続時間の矩形波パルスビームを照射したとき、ビーム孔が急速に成長する過程について観察した¹⁾。

本報告では種々の金属を用い、第1報と同じ手段で、電子ビーム照射直後の穿孔作用とその後の成長過程を調べた。

2. 実験方法

実験は第1報と同じ装置を用い、高電圧回路をタイマーで開閉することにより、0.02～3秒の範囲の矩形波パルスビームを発生し、Al-Zn-Mg合金、工業用純アルミニウム(1100)、黄銅(40% Zn)、工業用純銅(タフピッチ)および炭素鋼の各材料に電子ビームを照射し、種々の測定を行なった。使用したパラメータは通常の溶接パラメータおよびパルス時間のほか、第1報で求めた平均ビーム径から算出した平均エネルギー密度を採用した。

3. 実験結果

ほぼ同じ入熱条件下で前述の各材料に電子ビームを照射したときの溶込み深さと溶接時間の関係を Figs. 1～5 に示す。Fig. 1 は Al-Zn-Mg 合金、Fig. 2 は 1100 アルミニウム、Fig. 3 は黄銅、Fig. 4 はタフピッチ銅、Fig. 5 は炭素鋼のときの結果をそれぞれ示す。各図には $\alpha_0 = 0.9$ と 0.5 の結果のみを代表例としてプロットしてある。またそれぞれの縦断面マクロ図を Figs. 6, 7, 8 に示す。

アルミニウム合金と純アルミニウムにおける溶込み形状はかなり異なるが²⁾、溶込み深さの増加傾向は、第1報の場合とはほぼ同じである。すなわち、一次増加領域と二次増加領域が観察される。すでに述べたように一次増加領域においては、溶接開始直後に溶込み深さが急峻に増加する。このとき試料が静止しているか移動している

かにかかわらず、両溶込み深さは同一増加状態を示すが増加の割合はアルミニウム合金の方が大きい。この後溶込み速さは時間とともに減少しながら二次増加領域に移行するが、静止試料の場合と移動している場合とでは溶込み深さが異なる曲線上を移行する。しかし $v_b = 7.85$ mm/sec のときに示されるように、両者の溶込み深さが分離する時間が遅く、境界点が明確でないときもある。静止金属表面における溶融巾(ビード巾)を比べると、両者に著しい相異が認められる。すなわちアルミ

Fig. 1 Relation between bead shape and welding time in aluminum alloy

Fig. 2 Relation between bead shape and welding time in pure aluminum

*原稿受付 昭和51年9月1日(昭和47年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

Fig. 3 Relation between bead shape and welding time in brass

Fig. 4 Relation between bead shape and welding time in copper

Fig. 5 Relation between bead shape and welding time in mild steel

ニウム合金ではエネルギー密度が高いとき ($\alpha_b = 0.9$) はもちろん、低いとき ($\alpha_b = 0.5$) においてもビード巾の時間変化はわずかである。他方純アルミニウムでは、 α_b 値が小さいとき、ビード巾は時間とともに急激に増加する。

これらの結果をマクロ断面 (Fig. 6) で見ると、両金

Fig. 6 Cross sectional view of welded aluminum alloy and pure aluminum

Fig. 7 Cross sectional view of welded brass and copper

Fig. 8 Cross sectional view of welded mild steel

属とも最初の短時間でビーム孔が形成されている。静止アルミニウム合金ではこれがさらに成長しており、電子ビーム停止後付着した熔融金属がビーム孔上部を埋めている。比較的長時間照射した静止純アルミニウムでは、明らかな空洞は存在せずビーム孔は完全に埋められている。しかし 16 mm 高速度映画による観察の結果では、溶接中に熔融金属が大きく盛上っており、細いビーム孔が形成されていると思われる。また $\alpha_b = 0.9$ のときの

溶融巾は, アルミニウム合金では中央部が平行あるいはわずかにふくれているのに対し, 純アルミニウムでは表面から溶融先端まで直線的あるいはそれ以上に急激に減少する (Fig. 6). $a_b=0.5$ のとき, 合金の場合は前記と同様に比較的長時間 (1秒) までビーム孔が形成されている. 純アルミニウムでは空洞が形成されず巾の広いビード形状となっている. この結果, アルミニウム合金では比較的低いエネルギー密度の部分まで溶融金属が吹飛ばされているのに対し, 純アルミニウムでは高いエネルギー密度の部分だけで, 溶融金属が外部に吹飛ばされ, 大部分の溶融金属は固体壁面あるいは金属表面に付着し, ビーム孔は中央のきわめて細い部分だけ形成されていると思われる.

次に黄銅と純銅の結果について比較する. 黄銅は蒸気圧の高い亜鉛を大量に含む溶融部は切断ビードとなる. これらの両金属の溶込み深さの時間推移は Figs. 3 と 4 に示されるように, 前述の二種類のアルミニウムのときとほとんど同じ関係である. すなわち溶込み深さは短時間で急激に増加した後, 時間とともに緩やかな増加を続ける初期の立上り, その後の溶込み深さとも黄銅の方が純銅よりも大きい.

試料面におけるビード巾は, 黄銅が時間に対して無関係にほぼ一定であるのに対し, 純銅では時間とともに増加し, a_b 値が小さいほど大きい. しかし純銅での増加は純アルミニウムにおけるほど著しくない.

これらの金属のマクロ写真 (Fig. 7) を観察すると, 黄銅は他の金属と異なる形状のビーム孔を形成する. すなわち, この中にはほとんど溶融金属は残っておらず, 蒸発あるいは吹飛んだものと考えられる. $a_b=0.9$ のときビード巾がもっとも大きく, これは電子ビームが表面近傍から拡がる部分に対応するものと思われる. これらの電子ビームの形状とビーム孔の径の間には必ずしも一定の関係は得られなかった. また溶接中 ($v_b > 0$) の黄銅での溶融金属はほとんど存在せず切断ビードとなるが, 電子ビーム照射直後はほぼ定常状態に達するまでは, 他の金属の場合と同様に, 溶融金属が存在しており, これが溶込みにも多少なりとも影響するものと思われる. 他方純銅では純アルミニウムと同様な溶融形態を示すが, ビード巾はあまり増加せず常に針状のビーム孔あるいは溶融部形状となる. このことは純銅において, 電子ビームのエネルギー密度分布のうちとくに高い部分のみが溶込みに関与しているものと思われる.

最後に鋼の場合について述べる (Fig. 5). この場合も同様に, 電子ビーム照射直後に顕著なビーム孔が認められ, 穿孔現象が存在する. この穿孔の速さ (溶込み速度) は, 電子ビームのエネルギー密度が大きいほど大き

い. 静止および移動中の試料を比較すると, 両者の溶込み深さは最初一致するが (一次増加領域), やがて分離し (二次増加領域), 運動中のときはやがて定常状態に到る. ビード巾と a_b 値の関係, マクロ断面写真 (Fig. 8) などこれまで材料とはほぼ同じ増加傾向を示す.

以上各種金属での結果を個々に述べたが, 第1報と同様に一次および二次増加領域に分けて総括する.

両領域の境界は静止と移動中の試料における溶込み深さが時間に関してずれる点とした. しかしこれまでに示した結果では必ずしも明確ではなく, 非常に長い時間分離しない場合もある. ここで種々の実験結果から, この境界の物理的意味を考察する.

厳密にいうと, 電子ビームは移動中の試料においては時間とともに異なる点に照射されている. しかし実際の電子ビームは有限の径とエネルギー密度分布を有する. とくに本実験に使用した溶接機の電子ビームは 2~5 mm の比較的大きい径を有する. さらに, これまでの結果から明らかなように電子ビームの溶込み速さ v_p は溶接速度 v_b に比べて普通きわめて大きい. このため見かけ上, 移動試料での溶込み深さは, $\tau=0$ から試料がビーム径のある部分の距離を移動する程度の短時間内ではほぼ同一個所で急速に増加する. この結果照射直後は静止および移動中を問わず同じ溶込み深さを示すものと思われる. この後電子ビームは試料が静止の場合と運動状態では完全に異なる個所を照射することになるので, このような両者のずれる点が2つの領域の境界と考えられる. この点を明確にするために Figs. 1~5 をそれぞれ Figs. 9~13 に描き直すと, 2つの曲線あるいは直線で溶込み深さと溶接時間の関係を近似できる. これらの図で上記の境界があらゆる条件で明確に現われているのは Fig. 8 に示される黄銅の場合と考えられる. Fig. 11 からその境界に達するまでに試料が動いた距離 d_f を求めると

Fig. 9 Logarithmically plotted relation of Fig. 1

Fig. 10 Logarithmically plotted relation of figure 2

Fig. 11 Logarithmically plotted relation of figure 3

Fig. 12 Logarithmically plotted relation of figure 4

$a_b = 0.9$ のとき

$v_b = 7.85$ mm/sec : $d_f = 0.47$ mm

$v_b = 21.5$ mm/sec : $d_f = 0.47$ mm

$a_b = 0.5$ のとき

$v_b = 7.85$ mm/sec : $d_f = 1.02$ mm

$v_b = 21.5$ mm/sec : $d_f = 1.10$ mm

Fig. 13 Logarithmically plotted relation of figure 5

となる。このように溶接速度にほとんど無関係となり、ビーム径に比べてきわめて小さい値となる。たとえば $a_b = 0.9$ のとき $d_f \approx 0.2 \bar{d}_{b0}$ ($\bar{d}_{b0}$: 試料面でのビーム径 d_{b0} の平均値) である。この値が試料が動いているときの1個所を照射し続ける、電子ビームの“有効径”を示すものと思われる。またマクロ断面を観察すると、この時間内の静止および運動中の試料内の空洞の形状にはほとんど差が認められない。

この電子ビームの有効径を求める方法として、ビード巾を測定する方法があるが、巾の変化は深さの変化ほど明確に求めることができず、正確にはならなかった。

さらにこのような有効径は電子ビームのエネルギー密度分布状態、試料のエネルギー密度値への感度に依存すると思われるが、すでに述べたように黄銅以外の金属での明確な境界点は見出せなかった。このため黄銅で求めた境界点を参考にして、両領域での溶込み深さの増加状態について説明する。

一次増加領域を比較する量として第1報で述べた $\tau = 0$ での溶込み速さ v_{p0} 値がある。Fig. 14 に試料面での平均エネルギー密度値と v_{p0} との関係を示す。図

Fig. 14 Initial weld penetration speed vs. average energy density of electron beam

から明らかのように, 総ての金属でエネルギー密度が大きいほど穿孔効果が顕著となる. さらに同一素地をもつ各種材料を比較すると, すでに知られているように²⁾ 亜鉛などの蒸気圧の高い成分を含有するほど穿孔効果が顕著となる.

その後溶込み速さ v_p は時間とともに減少しながら二次増加領域に入るが, これと溶接時間との関係について Figs. 15~17 に示す. Fig. 15 はアルミニウム合金と純アルミニウム, Fig. 16 は黄銅と純銅, Fig. 17 は炭素鋼のそれぞれの結果を示す. アルミニウム合金と純アルミニウムでは, v_p 値は合金における方が常に大きい. $a_b=0.9$ と 0.5 の結果を比較すると, アルミニウム合金では最初 $a_b=0.9$ のときが大きいが, 時間とともに $a_b=0.5$ のときの方が大きくなり, 第1報で報告したように試料の移動による溶込み深さの増加作用が顕著となる. 一方純アルミニウムでは $a_b=0.9$ のときの v_p が常に大きい, 溶接時間が経過するほどその差は少なくなる.

黄銅および純銅においても上記の結果と同様で, 黄銅においては試料移動による電子ビームの穿孔作用の増巾効果がある.

Fig. 15 Weld penetration speed at various welding time in aluminum alloy and pure aluminum

Fig. 16 Weld penetration speed at various welding time in brass and copper

Fig. 17 Weld penetration speed at various welding time in mild steel

炭素鋼における結果も, アルミニウム合金と同様の結果が得られる.

4. 考 察

以上の実験の結果, あらゆる金属において, 初期穿孔作用は, Fig. 14 に示されるようにエネルギー密度の増加とともにより顕著となる. この穿孔作用を同一素地の各種材料で比較すると, 蒸気圧の高い合金成分を含有するほどより顕著となる. 他方純アルミニウムと純銅を比較すると, 前者においてより顕著な穿孔作用が生じている. これらの種々の結果を総合すると, 電子ビームが金属に照射されたとき, 金属は局所的に急速に加熱され溶融され, これが十分過熱され, 多量の金属蒸気が発生すると, 何らかの過程で溶融金属を吹飛ばすものと思われる. このため融点が高く, 金属蒸気圧が高いものほど穿孔現象が顕著になる. すなわち, 純アルミニウムと純銅を比較すると, 前者の方が融点など熱定数の点で穿孔にはより適している. また純金属と高い蒸気圧の成分を有する合金とでは, 後者が電子ビームの径方向のエネルギー密度分布のうちより低い部分まで金属蒸気が発生し, 溶湯が吹飛ばされて広がったビーム孔が形成されるのに対し, 前者では非常に高いエネルギー密度の部分だけ穿孔に関与すると考えられ, そのためビーム孔径は細くなり, 溶融金属は飛散されにくくなり, ビーム孔内および表面に残存する. そのため著者らのビーム条件ではビーム孔内に入射するエネルギー量は減少するので溶込み深さはそれほど増加せず, ビード巾が溶融金属からの熱伝達により拡大するものと思われる.

溶接における溶込み深さの成長過程では, この初期穿孔作用がきわめて重大な役割を果すことは実験結果から明らかであるが, これだけが溶込み深さを決定するのではないことも示された. すなわち Figs. 15~17 に認められるように $a_b=0.5$ のときの v_p 値が 0.9 のときのそれより大きくなるものがしばしば存在する. このことは

Fig. 18 Explanation on increase in weld penetration depth with welding time

初期穿孔作用 (v_{p0} 値あるいは一次領域での v_p 値) が弱くても、試料移動によるその後の溶込み深さの増加量が大きくなり、初期穿孔作用の弱さを補う。したがって溶込み深さの時間経過は、これらの効果を総合する必要がある。Fig. 18 にこのモデル図を示す。

電子ビームが静止金属に照射されたとき、純粋な穿孔現象を呈するが、その穿孔の深さの時間推移は $h_p = f(v_b = 0)$ の曲線で示される。この深さの増加は最初きわめて大きい、時間とともに減少する。この機構は種々の因子が考えられる。本実験で使用した電子ビームの特性は第1報で示したように、 $a_b = 0.9$ においては金属表面のわずか下方で、エネルギー密度が最大となり、穿孔力は大きい、ビーム内に進むほど弱くなる。逆に $a_b = 0.5$ ではビーム内に進むほど強くなるが、表面近くでの穿孔力はきわめて弱い。一方ビーム内では、電子ビームの金属蒸気による散乱減衰のほか、空洞壁による wall-focusing 効果³⁾ やプラズマによるピンチ効果のための局所的な収束作用が働くと考えられる。しかしビーム孔壁でのビームエネルギー吸収は非常に大きいのでこれらの種々の因子が作用して全体としては金属内部に電子ビームが進むほど穿孔力がしだいに弱まってくる。

この初期穿孔作用のエネルギー密度依存性を表わすため、本実験では実験の制約上、 $\tau = 0.02$ 秒までの溶込み深さの増加を $h_p = v_{p0} \cdot \tau$ で近似し、この勾配 v_{p0} と金属表面でのエネルギー密度との関係を Fig. 14 に求めたが、厳密には $\tau = 0$ での曲線 $h_p = f(v_b = 0)$ の接線の勾配で表わすべきである。この結果得られる v_{p0}^* 値は Fig. 14 に示されるものよりかなり大きくなる。たとえば平均エネルギー密度 5×10^5 Watt/cm² の電子ビームをアルミニウム合金に照射したとき、 $v_{p0}^* > 1$ m/sec になると思われる。

次に試料が移動しているとき、すでに第3項で述べたように、溶込み速さ v_p が溶接速度 v_b に比べて通常きわめて大きいため、電子ビーム径の中心から有効径の部

分がほぼ同一個所を加熱し、静止試料と同じ初期穿孔作用を生ずるので、静止の場合と同一溶込み深さ増加曲線を呈する (一次増加領域)。しかしやがて電子ビームは二次増加領域に入り、ビーム孔前面の金属を溶融していくため、静止の場合とは異なる曲線上を増加する。

このとき電子ビーム溶接が初期穿孔作用によってのみ決定されると仮定すれば、移動熱源は静止熱源のときより、同一個所に供給される熱量が少ないため、両領域の境界に達したとき ($\tau = \tau_1$) 溶込み深さは少なくとも $h_p = f^*(v_1)$ あるいは $f^*(v_2)$ で表わされる直線に移り、定常状態となる。

しかし実際には第1報で示されたように移動熱源ではビーム孔前面の溶融金属は容易に後方へ移動するので、電子ビーム照射個所から取除かれ、さらに溶込み深さが増加し続ける。この結果溶込み深さは $h_p = f(v_1)$ あるいは $f(v_2)$ で示される曲線上を増加する。このようにして実際の溶接では、溶込み深さが初期穿孔作用で予想されるより Δh_{p1} あるいは Δh_{p2} だけ大きい値となる。

この極端な例が第1報で報告したような $a_b = 0.5$ のとき、静止の場合に比べ移動中の溶込み深さが大きくなるときであるが、エネルギー密度が十分大きければ、このような特殊な関係はほとんど生じない。

またアルミニウム合金において高速度 ($v_b = 44.4$ mm/sec) で溶接し、 Δh_p を調べた結果非常に小さくなり、溶込み深さはほとんど初期穿孔作用と有効ビーム径により決定される。

以上のように、定常状態の溶込み深さは、ビーム孔中の電子ビームのエネルギー密度分布、溶融金属の後方への動きやすさ、後方の溶融金属の状態などの因子により決定されるものと考えられる。

5. 結 果

第1報と同様に、アルミニウム合金、純アルミニウム、黄銅、純銅および炭素鋼にパルスビームを照射し、溶込み深さの増加過程を観察した結果、以下の結論が得られた。

- 1) 使用したすべての金属において初期穿孔現象が観察された。この現象は電子ビームのエネルギー密度が大きくなるほどより顕著になる。
- 2) 溶込み深さは初期穿孔現象により決定されるだけでなく、金属の駆動によっても増加する。
- 3) 同一素地をもつ各種材料を比較したとき、蒸気圧の高い合金元素を含有する金属が顕著な初期穿孔現象を示す。ビーム孔の形状も純金属では電子ビームのエネルギー密度の高い部分のみに対応しているのに反し、合金では低い部分にも対応する。

4) 溶込み深さ h_p と溶接時間 τ の関係は大部分の金属で $h_p = C_1 \tau^\alpha$ (α と C_1 は τ に無関係) で近似できる。

本実験遂行にあたり、大阪大学教授荒田吉明博士ならびに同助手牛尾誠夫博士から多くの有意義な助言をいただき、ここに厚く感謝の意を表する。

参 考 文 献

- 1) 入江, 橋本, 稲垣: 電子ビーム溶接の溶込み深さに関する研究 (第1報), 本誌, 45-8 (1977), 421-428
- 2) Y. Arata, M. Ohsumi and Y. Hayakawa; Electron Beam Welding of High Strength Aluminum Alloy (Report I), Trans. JWRI, 5-1 (1976), 19-25
- 3) Y. Arata and I. Miyamoto; Processing Mechanism of High Energy Density Beam (Report I), Trans. JWRI, 2-2 (1973), 19-22

溶接熱影響部の結晶粒粗大化に関する研究 (第6報)*

——溶接熱伝導式を用いた溶接熱影響部の結晶粒径の計算——

井川 博** 大重広明** 野井伸悟*** 神田耕治****

Study on the Grain Growth in Weld-Heat Affected Zone (Report 6)*

——Calculation of Grain Size in Weld-Heat Affected Zone Using Heat Conduction Equation——

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

In this report, calculation of grain size in weld-heat affected zone (HAZ) of two-dimensional bead was investigated combining grain growth equation during thermal cycle and heat conduction equation. Main results obtained are as follows.

- (1) Grain size in HAZ calculated using instantaneous plane heat source is nearly equal to that calculated using moving line heat source when welding speed is faster than about 12 cm/min.
- (2) Grain size in HAZ can be calculated combining grain growth equation during thermal cycle and heat conduction equation assumed instantaneous plane heat source. Validity of this method was confirmed on TIG arc welding of commercial-purity nickel and TIG arc and submerged arc welding of steel.

1. 緒 言

前報まで¹⁻⁵⁾において、溶接熱影響部 (以下 HAZ と記す) の結晶粒成長は著者らが導いた熱サイクル過程における結晶粒成長式¹⁾により計算できることを明らかにし、これを用いて HAZ の結晶粒粗大化現象を明確にした。

HAZ においては溶接による温度変化、すなわち溶接熱サイクルは溶接熱伝導論を用いることにより推定できると考えられる。

よって、第1報¹⁾で求めた熱サイクル過程における結晶粒成長式と溶接熱伝導式とを組み合わせることにより

HAZ の結晶粒径を求めることが可能であると考えられる。

このような観点から、本報においては工業用純ニッケルと鋼とを用い溶接熱伝導式を利用した2次元ビード HAZ の結晶粒径の計算について検討した。

まず、溶接熱伝導式の選択ならびにその適用方法について検討を行なった。ついで、HAZ の結晶粒径分布を溶接熱伝導式を利用した計算値と実測値とにおいて比較することによりこのような方法による計算の妥当性を検討した。

2. 供試材料ならびに実験方法

実験に供した材料は第1～第3報¹⁻³⁾で用いた工業用純ニッケル (Ni と記す) ならびに第4, 5報^{4,5)}で用いた0.35%炭素鋼 (35C と記す), 60, 80, 100 kg/mm² 級調質高張力鋼 (それぞれ HT60, HT80, HT100 と記す) である。

*原稿受付 昭和51年9月17日 (昭和49年度秋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.

****正 員 帝国酸素(株) Member, Teikoku Sanso Co., Ltd.