高エネルギー密度熱源と溶接などへの適用*

荒 田 吉 明**

High Energy Density Heat Source and Its Application to Welding etc.

by

Yoshiaki ARATA

(Welding Research Institute of Osaka University, Suita)

1 緒 言

従来、開発されたすべてのエネルギーたとえば電磁気的エネルギー、機械的エネルギー、化学反応エネルギー、核エネルギーなどは、なんらかの形で積極的に熱エネルギーとして活用されている。ここで実用的に重要な問題は、その変換効率であり、さらにはその質である。これらのエネルギーのうち高温熱源として現在よく利用されているものは、アーク、プラズマジェット、太陽光線、超音波、ジュール熱、摩擦熱、さらには燃焼炎、火薬、テルミットなどの化学反応熱、あるいは核反応熱などによるものである。

これらの熱源はよく知られているように、主として「パワ問題」が取りあげられ、その「エネルギー密度問題」はあまり問題にされないで、ほとんど無視されていた。現在各国でエネルギー密度とパワを同時に考慮した新しい超高出力の電子ビーム、レーザービームおよびプラズマビームなどの熱源が開発され、その学理的、実用的研究が行われている。しかし出力およびその密度がいかに高くてもパルスの熱源では特別なケースにしか用いられない。一般性のある熱源としては連続的なものの方が望ましい場合が多い。そこで筆者等はこの点に着目し、各種熱源の開発を行った。すなわち連続発生の電子ビーム熱源の場合は現在 $10^5 \sim 10^6 \text{ watt}$, $10^6 \sim 10^9 \text{ watt/cm}^2$ 以上の世界最大の高出力、高密度電子ビーム発生装置、レーザービームの場合は我国最大の 3 kW 連続 CO_2 レーザ装置、プラズマビームの場合は世界最大の 100 kW マイクロ波プラズマ熱源の開発を行い、その適用を検討している。これらの熱源の最大の特徴は局所に連続的に莫大なエネルギーの集中を可能にするだけでなく、これを自由に制御できるということである。たとえば超高密度電子ビーム熱源の場合、

各種材料に対し、まず、数 10 cm におよぶ非常に深い穿孔、切断、溶接（たとえば従来アーク熱源では数百パスを必要とした超厚板材でも 1 パスで溶接できるなど）、あるいは 1 分間に数 10 m 以上の超スピード溶接、切断、ガウジング、超薄層の熱処理、蒸着あるいは合金化などの高精度・高能率の加工熱源として役立ち、従来の熱源を用いたのではなし得なかった新しい材料加工分野の開拓を可能にする。さらに材料中の不純物の瞬間沸騰に起因するこれらの離脱効果により、新しい極限材料の精錬、製造に利用できるなど従来の熱源では考えられないすぐれた機能を有している。レーザービームもこの場合と同様に材料の熱加工、特に熱処理、熱切断、溶接などに優れた機能を発揮することは疑う余地がない。

2 高エネルギー密度ビームの発生と特性

2・1 概説

表 I は、現在利用されている主要な熱加工熱源でエネルギー密度を比較したものである。この中で今日から明日にかけての新しい高エネルギー密度熱源として、ここでは電子ビームとレーザービームを取りあげ、これらの共通した熱加工特性について述べる。周知のようにアーク熱源は溶接など熱加工熱源として、古くから主役を果たしている。電子ビームはアーク熱源とほぼ同時に加工熱源として役立つことが指摘されていたが、本格的にその価値が認められ始めたのは第 2 次大戦後であり、約半世紀の遅れをとっている。このように超高密度の電子ビーム熱源が強く注目され始めた最大の根拠は図 1 に示すようにアークなど他の熱源に比べ桁違いに深い溶込みが容易にかつ高精度で得られることであった。このためこの熱源を溶接に適用すれば、図 2 に示すように、同一厚さの鋼材の接合に対する必要な入熱は極めて少なくて済むことがわかった。

1870 年には Crooks がすでに電子ビームによって物

* 原稿受理 昭和53年 6月27日

** 正 会 員 大阪大学溶接工学研究所 吹田市山田上

表 I 各種熱源のエネルギー密度

熱 源 の 種 類		エネルギー密度 [kW/cm ²]
ガ ス 炎	酸素-アセチレン炎	≈ 1
	酸素-水素炎	≈ 3
光 ビ ー ム	太陽光線	(1.6~3.6) × 10 ⁻⁴
	太陽集光ビーム (1~1000 kW)	1~2
	アーク集光ビーム (キセノンランプ~10 kW)	1~5
ア ー ク	オープンアーク (アルゴンアーク, 200A)	≈ 15
	プラズマアーク	50~100
	ポイントアーク	≈ 1000
電 子 ビ ー ム	パルス	10 000~以上
	連続	1 000~以上
レーザビーム	パルス	10 000~以上
	連続	100~以上
黒体ふく射 (n=0, 1, 2, ……)		10 ⁿ⁺¹
T ₁ =6 500×1.7 ⁿ (°K) [例] n=5 のとき T=1.5×10 ⁶ (°K)		10 ⁶

図1 各種溶接法による厚板材の溶接例

図2 アークおよび電子ビーム溶接における入熱の比較

体が加熱できることを述べており、Nicol Tesla は、彼の得た特許“光の発生”の中で真空ガラス球内のグラファイトの加熱は電子ビームによる衝撃加熱がよいと述べている。その後X線管球の開発者の一人である Von Pirani はX線ターゲットが電子衝撃で容易に溶融するのを知って、X線管球を加熱装置として活用し、1907年には電子ビーム溶解炉についての特許を得ている。実際彼はこれによって高融点材料の溶解に成功している。しかし、このとき電子ビームの収束を考えていなかったため、電子衝撃面積が広く、いわゆる“エネルギー密度”あるいは“パワー密度”が小さく、そのため通常のアーク熱源と同じように浅くて広い溶込みの溶融部しか得られなかったため、惜しいことに実際の溶接・穿孔などには用いられなかった。しかしその後、電子光学の発展、電子ビームの収束制御技術の開発とともに、電子ビームが新しく熱加工熱源として再登場してきた。すなわち1938年電子顕微鏡の開発者の一人である M. Von Ardenne は電子ビームが熱加工熱源として有用であることを提案、1948年には K. H. Steigerwald が深度の深い長焦点型電子銃を開発し、金属の穿孔、切断加工に採用、1954年には C. E. A. (フランス原子力委員会) が核燃料エレメントの接合に始めて“電子ビーム溶接”を用いた。そして1957年 C. E. A. の J. A. Stohr がパリで開かれた“Technical Symposium on Fuel Elements”の席上で最初の電子ビーム溶接機とこれによる溶接結果を詳しく報告した。この場合の電子銃は 25 kV の通常のX線管球と同じもので極めて単純な構造をしていた。その後間もなくこの発表と同じ年にこれとは独立的に米国の W. L. Wyman が実用的な電子ビーム溶接装置を作り核燃料の高融点材料の溶接を行った。このように Stohr の発表後 1 年を出でずして世界各国で新しい電子ビーム溶接技術についての研究開発の報告がせきを切ったようになされ、今日の輝かしい電子ビーム溶接技術の基礎が確立された。

電子ビームは使用上いろいろに分類される。たとえば電子ビームの特性は作業室の雰囲気条件(ガスの圧力、種類など)によっても大きく変化する。1秒間に移動する N_b 個の電子ビーム(1個の電子電荷は e [クーロム])のエネルギー ($N_b e V_b = I_b V_b = W_b$ [ワット])は加速電圧、 V_b (ボルト)によって一義的に決定されるが、問題は加速された電子ビームが、被加工材に達するまでに作業室のガスと衝突することによって、これはそのガスの種類、ガス圧によって大きな影響を受けることにある。したがって作業距離(電子ビーム発射ノズルと被加工材までの距離)とガス圧を適当に選ばないと電子ビームは熱源として全く役立たないことになる。ガス圧が大気圧のように高くなればな

るほどその条件はきびしくなる。したがって電子ビーム熱加工の場合、電子ビームの加速電圧と作業室ふん囲気条件が最も重要な基本的問題として存在していることを知らなければならない。 $V_b \approx 50[\text{kV}]$ 前後までは、正確ではないがだいたい電子ビームの飛行距離(“飛程” R_e)として

$$R_e \approx 2.1 \times 10^{-12} \left(\frac{V_b^2}{\rho} \right) (\text{cm}) \quad (1)$$

$$\approx 2.8 \times 10^{-34} \left(\frac{T}{m} \right) V_b^2 (\text{cm}) (\text{大気圧}) \quad (1')$$

と考えてよい。 $T(^{\circ}\text{C})$ および $\rho (=nm: n$ は数密度 (cm^{-3}) , m は分子, 原子の質量 (gr) はそれぞれふん囲気ガスの温度および密度 (gr/cm^3) である。(さらに詳しい R_e については、筆者等の報告を参照されたい。) 実際に熱加工に利用できる作業距離はだいたい $R_e/10$ 以下である。電子ビームにはこのように重要なパラメータである作業室のふん囲気条件による分類とビーム電圧による分類があるが、前者では高真空型 ($\leq 10^{-4} \text{Torr}$), 低真空型 ($10^{-1} \sim 10^{-2} \text{Torr}$), 低気圧型 ($10 \sim 100 \text{Torr}$), 大気圧型であり、後者では超高電圧型 ($\geq 300 \text{kV}$), 高電圧型 ($100 \sim 300 \text{kV}$), 低電圧型 ($10 \sim 100 \text{kV}$), 極低電圧型 (10kV 以下) に分類されている。(1)式でわかるようにビーム電圧 V_b の高いほどよいことがわかるが、あまり高くなると、X線障害の問題と電子銃の加速室が複雑になり製作上あるいは品質管理上困難を伴うことになり、これらの選択はケースバイケースになる。このほか施行上の立場も重要であって、次のような分類の仕方もある。すなわち(1)被加工物の大きい場合は、その全体を作業室に入れないで溶接部あるいは熱加工部の局所だけ真空(高真空、低真空、あるいは低気圧)にして実施したい場合があり、これは特に“局所真空型”とよばれ、実際上かなり有益な方法となる。また電子銃は通常固定して用いているが、移動させる必要のある場合もあり、可動型(あるいは移動型)電子銃の開発も行われている。さらに通常電子ビームはほぼ鉛直方向に出し、いわゆる“鉛直ビーム”(あるいは垂直ビーム)として用いられるが、このほか水平方向(あるいは適当な角度をもつ斜方向)に出す“水平ビーム”(あるいは“傾斜ビーム”)を用いる場合もある。大出力の厚板電子ビーム溶接の場合は水平ビームを用い、縦方向上進型溶接法を採用するのが適当である。このほか電子ビームの発生源による分類の仕方もあり、最もよく利用されているのは熱電子放出型である。このほかプラズマ中の電子を利用するプラズマ電子型、電界によって引張り出す電界型があるがこれらは特殊なケースに利用されている。

さてつぎに、ビーム電流 I_b を増大させ、大出力

$W_b (=I_b V_b)$ の電子ビームを発生することはあまり難しいことではなく、従来から電子ビーム溶解炉などに広く用いられてきた。しかし、数 10 cm の厚さの金属材料を一層溶接するような電子ビーム熱源は高出力高密度のものでなければならないので、そのような機能をもつ電子ビームの安定な発生はそんなに容易ではない。筆者等はまずこのような趣旨のもとに、1972年当時世界最大の連続 100 kW 級(短時間 120 kW)電子ビーム溶接装置の試作に成功したが、その後世界的にその必要性が認められ、同クラスの装置の開発がすすめられている。筆者等はさらにこの 100 kW 級装置を基礎として今後 1000 kW 級連続出力の強収束型電子ビーム装置を試作し、厚さ 1 m 以上の超厚板材の溶接加工熱源としての極限を探究することを目標として、基本設計はすべて完了している。

さて以上の電子ビーム熱源はすべて1本の電子ビームによるものであるが、極く最近筆者等によって2本あるいはそれ以上の電子ビームが用いられ、それらの照射点をほぼ同じくするような新しい熱加工法が提案された。特に2本の電子ビームによる“タンデム溶接法”が世界に先がけて開発され、欠陥防止、あるいは超スピード化溶接などに興味ある成果が得られている。

つぎに熱源としてのレーザビームはよく知られているようにまだ新しいが、まず1960年6月米国ヒューズ社の Maiman によって始めて開発されたルビーレーザ(波長 $6943[\text{\AA}]$)がある。しかし、これはパルスの使用されており、効率も悪く利用分野も少い。また ND-ガラス, Ar イオン, ND-YAG レーザも開発されているが、ルビーレーザ同様特殊なケースに用いられることが多い。しかし1964年 C. K. N. Patel によって開発された CO_2 レーザは効率もよく ($10 \sim 20\%$, 限界はほぼ 41%), 連続的大出力化に最も適したものである。現在では $1 \sim 5 \text{ kW}$ 級のものがすでにオンライン化し、熱加工用熱源(特に熱処理)として、かなり実用化されており、 $10 \sim 20 \text{ kW}$ 級のものが市販され、 100 kW 級のものが実験的に研究されている。

2・2 高エネルギー密度ビームの特性

電子ビーム、レーザビームを問わず、高出力高密度ビームは一般にレンズ系によって強く収束され、図3に示すように焦点を結ぶ。そして通常焦点近傍ではほぼ平行に近い領域、“活性域”(active zone)が存在する。熱加工の場合この活性域の存在を無視することはできない。特に溶接現象はこの活性域と被加工材との強力な相互作用そのものということができる。換言すればビーム形状(ビーム形状依存変数 $h(s)$)とそのエネルギー密度(ビームエネルギー依存変数 $h(e)$)が

図3 高エネルギー密度ビームとパラメータ

熱加工の特性を支配するもっとも重要なファクターといえる。

さて、このような活性域の中心に焦点が存在するものと考え、この焦点と収束レンズ中心の距離（焦点距離）を D_F 、被加工材と収束レンズ中心との距離（対物距離）を D_0 とするとき、筆者はこの比 a_b をビームの活性変数（active beam parameter or active parameter）と命名した。

$$a_b = D_0/D_F \quad (2)$$

この a_b 値はすでに広く採用されているが溶接の場合は継手性能を左右する溶込み特性（深さ、形状、組織、欠陥など）を決定するほどの極めて重要なパラメータとなり、熱処理、熱切断などの場合も同様に、その品質を左右するパラメータとして用いられている。

さて熱加工に対する高エネルギー密度ビームの最大の特徴は溶接、穿孔、切断などの加工深さ h_p に対し、従来の熱源とは比較にならぬほどの深さを付与し得ること、また熱処理などの表面熱加工に対しては精度の極めて高い急熱、急冷機能を付与し得ることである。ビームエネルギー密度を W_b とすると、 a_b 値と W_b 値は材料の高エネルギー密度ビームによる熱加工の2大基礎パラメータといえる。図4、5は溶込み h_p に対するこれらの作用の典型例であり、一般に次のように与えられる³⁾。

$$h_p = h(M) \cdot h(s) \cdot h(\varepsilon) \quad (3)$$

$$h_p = K \left(\frac{W_b}{\kappa T_M} \right)^{n_1} \left(\frac{\kappa_D}{v_b d_B} \right)^{n_2} \quad (4)$$

$$= K_m \left(\frac{W_b m_1}{v_b m_2 d_B m_3} \right) = K_m' \left(\frac{I_b l_1 V_b l_2}{v_b l_3} \right) \quad (4')$$

ここに $h(M)$ は材料の各種物理量、熱定数、蒸気圧などに依存する量（材料依存変数）であり、 W_b （電子ビームの場合はこれは $I_b V_b$ となる）、 κ 、 κ_D 、 v_b 、 $\bar{d}_B$ 、 d_B はそれぞれビーム出力、材料の熱伝導率、熱拡散率、ビーム移動速度（溶接速度など）、ビード断面の平均幅、ビーム直径であり、 K 、 K_m 、 K_m' 、 n_1 、 n_2 、 m_1 、 m_2 、 m_3 、 l_1 、 l_2 、 l_3 はそれぞれ実験的に定ま

図4 a_b 値と溶込み深さの関係

図5 ビームエネルギー密度と溶込み深さ

る定数である。

(4)式は材料定数に注目し、熱伝導論の立場のみで表現した場合のものであり、(4)式はビームエネルギーの立場を強調して表現したものであって、それぞれ表裏の関係にあるといえる。すなわち、関係式を簡単にするために構成ファクターのうち、いずれを変数とし、あるいは定数として選定するか、または主たる変数をいずれにするかによってそれぞれの因子の寄与度に一見相違があるように見えるだけである。(4)式において $K=0.31$ 、 $n_1=1$ 、 $n_2=0.83$ 、(4)'式において、 $l_1 \approx 1$ 、 $l_2 \approx 1.3$ 、 $l_3 \approx 0.5$ とすれば、実験値と非常によく一致する。

高エネルギー密度ビームが溶込み h_p を与える場合、ビームパワー W_b （この無次元量、 $W_b^* = W_b / 4\kappa T_M b = W_b / 4\kappa \cdot T_M \cdot h_p$ ）と必要なビーム移動速度 v_b （この無次元量、 $v_b^* = a v_b / 2\kappa_D = v_b \bar{d}_B / 4\kappa_D$ ）の間には簡単で一定の関係がある。

$$v_b^* = 0.375 W_b^{*1.2} \quad (5)$$

$$v_b^* = 0.59 W_b - 0.34 \quad (5')$$

図6は(5)式を図解したものである。これを見てもわか

図6 W_b^* と v_b^* の関係に対する実験値と計算値の比較

るように、少くとも低出力から 100 kW クラスの大出力まで広範囲にわたって理論式と実験値はよく一致している。

3 溶接など熱加工への適用

3.1 ビード特徴

2節で既述のように高エネルギー密度のビーム溶接の最大の特徴は深溶込み溶接を可能にすることであって、図7～9には特に電子ビームを用いた場合の典型例を示した。この特徴はレーザービームの場合も同じであり、同程度の出力ではほぼ同傾向となる。図7は通常の鉛直ビームを用いた場合、図8はこれに直交する水平ビームを用いた場合である。溶接の場合、前者を用いる

図7 下向電子ビーム溶接のビード断面形状 (ビーム出力; 50 および 100 kW)

図8 各種板厚の横向貫通溶接のビード断面 (ビーム出力; 13～52 kW)

図9 高真空から大気圧での各種ガス圧中での下向溶接のビード断面

ものは“下向溶接法”，後者は水平ビームを横方向に水平に移動させる“横向溶接法”と上下方向に移動させる“立向溶接法”（上進型，下進型の2種）がある。板厚 2～3 cm 以内の場合はいずれも溶接結果にあまり大きな差異はないが，数 cm 以上の厚板の場合は板厚が厚くなればなるほどその差異は大きく現れてくる。この最大の原因はビーム孔の安定性と密接な関連のある溶融池挙動にあるが，溶融池の重力ヘッドや激しい溶融池揺動と深い関連がある。事実このような溶融池の重力ヘッドがほとんどなく，その揺動も少い立向上進溶接法では，図10からもわかるように，他の方法に比べ2倍あるいはそれ以上の深溶込みが得られている。さらに溶接部の品質も優れている。

図9は作業室ガス圧の影響を明示したものであるが，この傾向は(1)式からも予測できるものである。図11よりわかるように超高電圧の場合にはガス圧とともに h_p 値はほぼ直線的に僅かずつ減少し，10 Torr ぐらいか

図10 横方向、立向姿勢貫通溶接における板厚とビーム出力との関係 (H.f. は横方向貫通, H.p. は横方向部分, V.f. は立向貫通を示す)

図11 作業室のガス圧と溶込み深さ、ビード幅比、実効溶込み変数の関係

ら急激に減少している。しかし 50 Torr 程度で高真空の半分ぐらいになっているが、ビード幅比は殆んど変わらず、ビード形状およびビード表面状態はかなり良好で、溶融池の蒸発、揺動現象も大気圧ビームほど激しいものではなく特徴的な領域と考えられる。さらにこの領域における研究はまだ全く着取されていないので、筆者はこの興味ある特徴的な領域での溶接を新しく“低気圧溶接法”と命名し、両側の低真空、大気圧各溶接法と区別した。

図 7～9 および図12の下部には特にそのモデル図を示したが、ビード断面形状は通常その頭部近くにくびれ（ネールヘッド部）が発生する。このため図12に示したように熱伝導の解析からポンド線に沿う熱影響部では、このくびれ部近傍で最高の温度に達する。この現象は筆者等によって初めて指摘されたもので、“ネールヘッドヒート”¹³⁾とよんでいる。この現象は原子炉用耐熱合金の場合、特に重要となり、この近傍で、マイクロ割れ発生多発の原因を作っている。すなわち図12よりわかるように、ネールヘッド近傍では 1100℃ 以

図12 ポンド線近傍熱影響部の応力分布と温度分布

上に加熱されると同時に、この領域で圧縮応力から引張応力に転換しているため容易に割れに結びつくものと考えられる。そして特に耐熱合金の場合マイクロ割れの多発するのはマトリックスとその折出物の溶融温度の差異に基づくものであって後者の方が低い場合に発生している（表Ⅱ参照）。

この対策の一つは添加元素によって折出物の溶融温度を高めることである。たとえば N_b の含有量を増大させ 4% 程度になると完全にマイクロ割れは防止できるのである。

3・2 高エネルギー密度ビーム溶接に特有な諸欠陥

形成されやすい諸欠陥は(a)A ポロシティ (b)R ポロシティ (c)AR ポロシティ (d)湯不足ポロシティ (e)シュリンケージキャビティ (f)コールドシャット (g)スパイク (h)縦割れ、水平割れなどの各種割れなどである。

図13には典型的なAおよびRポロシティを示す。前者は既述したビームの“活性域”に由来し、後者は材料中におけるビームの先端部（すなわちビード底部 (Root)）の特性に由来するものである。さらにビード底部には図14のようなスパイクが発生するが、Rポロシティの発生はこれと密接な関連がある。これらは高エネルギー密度ビームによる最も特徴的かつ発生率の高い欠陥の一つである。図15のARポロシティは加速室のアーキングによりビーム出力が瞬間に増大したことによるものであり、ビームも深く浸透する。図16の湯不足ポロシティは水平ビームによる横向きあるいは立向きの場合に発生しやすいもので、外部への湯流れによるビード内の湯不足に由来するものである。

図17のいわゆるシュリンケージキャビティは湯不足の結果には違いないが、図16の場合とは形成過程を異にする。図18はその内壁での結晶成長パターンの典型例である。図19のコールドシャットは、いわゆるリップル線上の密着不十分な領域であり、通常 Mn など

表Ⅱ ポンド線近傍熱影響部の主な析出物の変化

材 料	記 号	析 出 物			析 出 物 の 変 化	析出物の液化現象がミクロ割れに及ぼす効果
		形 態	$T_M, T_E (^{\circ}\text{C})$ $\Delta T (^{\circ}\text{C})$	量		
Hastelloy X	HAEN HAEM HVEN HVERN	$M_{23}C_6$	$T_M=1550$ $\oplus 205 \sim \oplus 234$	多	変化なし	な し
		$M_6C (M_0, W)$	$T_M < 1400$ —	少	一部および完全溶融	あ り
Inconel 625	Inl 625 AE	N_6C	$T_E=1315$ $\oplus 10$	多	変化なし	な し
		$M_6C (M_0, W)$	$T_M < 1400$ —	中	わずかに変化	
		$M_6C (M_0, W)$	$T_M=1550$ $\oplus 235$	少	変化なし	
Inconel 617	Inl 617 V	$M_6C (M_0, W)$	$T_M < 1400$ —	多	一部および完全溶融	あ り
		Ti (C, N)	$T_E=1380$ $\oplus 31$	微量	変化なし	な し
Incoloy 800	Iny 800 V	Ti (C, N)	$T_E=1380$ $\ominus 2$	多	変化なし	な し
		$M_{23}C_6$	$T_M=1550$ $\oplus 158$	微量		
Incoloy 807	Iny 807 A	N_6C	$T_E=1315$ $\ominus 41$	多	一部および完全溶融	あ り
		Ti (C, N)	$T_E=1380$ $\oplus 14$	中		
		$M_{23}C_6$	$T_M=1550$ $\oplus 174$	微量		
SUS 316	S 316	$M_{23}C_6$	$T_M=1550$ $\oplus 114$	多	変化なし	な し

備考; T_M : 析出物の融点 T_E : 炭化物とマトリックス (γ) の共晶開始温度 ΔT : $T_M - T_S$ または $T_E - T_S$, $\oplus$; $\Delta T > 0$, $\ominus$; $\Delta T < 0$ T_S : 超合金の凝固温度

図14 スパイクとRポロシティ

蒸気圧の高い添加元素が壁面に付着している場合が多い¹⁴⁾。以上の諸欠陥はビーム特性以外に材料特性、特に含有ガス (O_2 , N_2 など) および揮発性添加元素の存在にも大きな影響を受ける。

鋼材中に含まれる O_2 , N_2 ガスはポロシティ発生に鋭敏であって、図20は入熱 q_B 値に対する含有許容限

界の1例を示す。また図21に示したようなビーム出力(あるいは電流)と α_b 値で表示されるポロシティダイアグラムから求めたポロシティ発生域 $\Delta\alpha_b (= \alpha_{b1} -$

図15 RおよびARポロシティ (アルミ合金 1200)

図16 湯不足ポロシティ (2¼Cr-1Mo)

図17 ビード中央近傍における典型的なシュリ
ンケージ・キャビティ (SCM 4)

図18 シュリケージキャビティの内壁面におけ
る結晶成長パターン

左側: A, Bの位置関係

右側: A, B点のX線マイクロアナライザによる Mn の検出 (A 点では多量の Mn があり B 点では殊でない)

図19 リップル線上のBとコールドシャット
上のA(SUS 304)

図20 ポロシティ発生に対する酸素、窒素の含
有許容限界

図21 ポロシティダイアグラム (Cカーブ)

図22 溶接鋼材中の成分とポロシティ発生範囲
の関係

図23 溶接条件と欠陥発生領域との関係

a_{b2}) とパラメータ ((Si)/(Mn)(O+N)) を用いて整理すると、図22のような結果が得られる。¹⁴⁾

さてこれらの防止対策としては、いろいろ考えられるが、材料的には含有ガスおよび揮発性元素のできるだけ少ないこと、あるいはインサート材の適当な選択が望まれる。熱源的には電子ビームを適当に振動させるとか、あるいは、後述のようなタンデム電子ビーム法を採用するとか、溶接姿勢および溶接条件の選択などである。図23は溶接条件の選定によって上記欠陥の発生しない適正な領域のあることを示している。¹⁹⁾

3・3 溶接部硬度予測

溶接部の最高硬度値は「割れ」など溶接継手性能を予測する上で極めて重要なパラメータの一つであると考えられている。すなわち鋼材の溶接性を表現する一つの指標と考えている。これを H_V 値とし、鋼材の基礎硬度 F_0 、熱処理による硬度増加 F とするとき

$$H_V = F\{f(\tau), f(E)\} + F_0 \quad (6)$$

ここに $f(\tau)$ 、 $f(E)$ はそれぞれ冷却効果および添加元素効果を示すパラメータである。

$f(\tau_{T_1 \rightarrow T_2})$ として $T_1 = 800^\circ\text{C}$ から $T_2 = 500^\circ\text{C}$ の間の冷却時間を $\tau_{800 \rightarrow 500}$ 、 $f(E)$ を炭素当量 C_{eq} で表現できるものとし、 F 値を

$$F = \frac{A}{\tau_{T_1 \rightarrow T_2}^k} C_{eq} \quad (7)$$

図24 溶接部硬度に対する計算値と実測値の比較

とするとき、(1)式は

$$H_V = \left\{ \frac{840}{\tau_{800 \rightarrow 500}^{0.22}} C_{eq} + 58 \right\} \pm 66 \quad (8)$$

となる。図24はこれを図解したものであり、計算と実測値がかなりよく一致していることがわかる。ここに A 、 K は定数、 C_{eq} および $\tau_{800 \rightarrow 500}$ は

$$C_{eq} = [C] + \frac{[Mn]}{2.4} + \frac{[Si]}{24} + \frac{[Ni]}{14} + \frac{[Cr]}{16} + \frac{[Mo]}{60}$$

$$\tau_{800 \rightarrow 500} \div 3.8 \times 10^{-2} \left(\frac{0.8 I_b V_b}{v_b h_p} \right) \left(\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right)$$

ここに I_b 、 V_b 、 v_b 、 h_p および T_0 はそれぞれビーム電流 (mA)、ビーム電圧 (kV)、溶接速度 (cm/min)、溶込み深さ (cm) および初期温度 ($^\circ\text{C}$) である。(8)式は Aratan Electron Beam Welderability とよばれている。¹⁶⁾

さらに、(6)式の解法として、このような(8)式以外に次のような方法も考えている。¹⁷⁾ すなわち、いわゆる CCT 図 (連続冷却変態曲線) に着目し、これと硬度値との関係図 CCTSH (Continuous cooling transformation structure hardness) を用い、これらの多数のデータの回帰分析による統計処理を施すことによって、最高硬度予測値を得ることができる。100% マルテンサイト組織の得られる冷却速度を τ_{M100} とすれば

$$H_V = \frac{b}{e^{\log \tau + a}} + 150(160), (\tau > \tau_{M100}) \quad (9a)$$

$$= 835[C] + 287, (\tau \leq \tau_{M100}) \quad (9a)'$$

あるいは

$$H_V = \frac{b'}{e^{c' \log \tau + a'}} + 160(217), (\tau > \tau_{M100}) \quad (9b)$$

$$= 835[C] + 287, (\tau \leq \tau_{M100}) \quad (9b)'$$

表Ⅲに示すような化学成分範囲をもつ100鋼種以上の鋼材ではテストされた結果は図25、26に示す。以上の結論は溶接部のみならず熱処理領域にも適用されるものである。

3・4 衝撃試験など

表Ⅲ 使用した溶接鋼材の化学成分範囲

化 学 成 分	範 囲 (%)
C	0.07~0.53
Mn	0~1.50
Si	0~0.60
Ni	0~3.50
Cr	0~1.50
Mo	0~0.60
V	0~0.15
B	0~0.01

(a) 軟鋼 (Si-Mn タイプ)
(b) 高張力鋼

図25 α 式による硬度予測

(a) 軟鋼 (Si-Mn タイプ)
(b) 高張力鋼

図26 β 式による硬度予測

高エネルギー密度ビーム溶接部の特徴はすでに述べてきたようにアーク溶接部に比べビード断面は極めて細くて深いものであり、さらに前項からもわかるように硬化性が高い。このような特徴をもったビード断面を有する溶接部の衝撃試験では図27および28に示すように破断経路が溶接線から母材部へ大きくそれる現象があり、1974年筆者等によって初めて発見された¹⁸⁾。この特徴は図29にその1例を示しているが、ある特定の試験温度で吸収エネルギー ϵ_A 値に急激な変化すなわち“飛び”の現象が見られることであり、図示のように母材より高い衝撃値を示すことさえある。このような場合には必ず破断経路が上述のように母材側へ大きく

図27 高張力鋼 (HT80) の溶接部衝撃試験結果

図28 種々の破断経路を示す試験片

図29 衝撃試験による吸収エネルギー値における“飛び”の状態と IT_F の存在 (溶接熱 Q_B 値の影響)

それているのである。

筆者等は、この特有な試験温度を衝撃試験における破断経路遷移温度 IT_F (Fracture path transition temperature in impact test) と命名するとともにその形成機構について有限要素法を用い解析を行った¹⁹⁾。すなわち IT_F の温度ではしばしば母材の $\epsilon_{A,B}$ 値とほぼ同程度のレベルをもつものと、同時に低いレベルの明確に異なる2種類の吸収エネルギーが存在する。前者は、破断経路が溶接金属よりそれた場合、 $\epsilon_{A,0}$ であり、後者はそれないで溶接金属内を貫通して破断する場合、 $\epsilon_{A,W}$ である。なお、吸収エネルギー ϵ_A 値がばらつく場合は IT_F は高温側の試験温度を採用している。このような破断経路の相違による吸収エネルギーの明らかな差異はその長短が主な原因ではなく、各部材の衝撃特性、特に衝撃に対する局所特性に依存している。ちなみに Deep Notch 試験、COD 試験の場合にも IT_F とほぼ同程度の温度 (それぞれ dT_F , cT_F) で母材側に破断がそれるが、これらの切欠きじん性値 (破壊応力値 σ_N , COD 値 δ_c) には衝撃試験の ϵ_A 値

にみられるような大きな不連続変化はなく、ほとんど認められないほどであった。

この重要なパラメータ iT_F はもちろん 溶接部特性値の一つであり、これはビーム特性 (a_B 値, 入熱 q_B 値), ビード特性 (ビード幅 d_B , 溶込み深さ h_B , 硬度 H_V , その他組織, 熱処理の有無など) のみならず, 試験片特性 (大きさ, ノッチ深さ d_N) によっても影響を受ける。

たとえば, 図30のようにVノッチの大きさにも大きく依存する。しかし, 以上の因子は図27に図解したように $F_p (=d_B/h)$ と $\delta H_V (=H_{V,W} - H_{V,B}/H_{V,B})$ なる二つの基本パラメータによって統合され, iT_F はこのパラメータのもとで図31のように整理することができる。

図30 Vノッチ深さに対する衝撃試験結果と iT_F

図31 溶接部の真の衝撃値を得るための適正領域の設定

前者は破断経路パラメータ (Fracture path parameter) で予め設定可能なパラメータである。後者は Hardenability (硬化率) である。

溶接部の真の衝撃特性を知るためには必ず図27の破断期待域で破断するように設定する必要がある。このための条件として図31に示すように $iT_F > 100^\circ$ の領域になるように F_p 値を設定すればよいことになる。しかし, 溶接部の衝撃特性としてはもちろん iT_F の低いほど性能が優れており, そのような溶接部の得られるように材料, 溶接条件を選定しなければならない。

以上の結果は溶接部のみに限らず細いバンド状の熱処理領域の場合にも当然適用されるものである。

3・5 超厚板材の溶接

数 cm 以上数 10 cm の超厚板材の溶接に対しては数 10 kW から数 100 kW の電子ビーム溶接装置を必要としている。筆者等は 100 kW 級電子ビーム溶接装置 ($V_b=100$ kV, $I_b=1000$ mA) を世界で初めて開発し, 1972年公開実験を行った。その後このクラスの装置の重要性が認められ, 各国で開発がすすめられた。^{3)~5)}

図32は1975年筆者等の開発した装置 ($V_b=300$ kV, $I_b=350$ mA, 短時間出力 $W_b=120$ kW) の概観であり, 現在世界最高出力のものである。図33は筆者らの提案

図32 ビーム加速電圧 300 kV, 出力 100 kW 電子ビーム溶接機

図33 全姿勢溶接法

図34 軟鋼 (SM41), 高張力鋼 (HT80) の下向ビーム溶接のビード縦断面

図35 下向溶接の溶接速度と溶込み深さとの関係

図36 下向溶接の溶融池形状

図37 ビーム偏向と電子銃乱入金属蒸気量との関係

した全姿勢溶接法であるが、図34、35はこの鉛直ビームを用いた下向き溶接の1例である。100 kW 前後の電子ビーム溶接では図36に示すように溶融池およびビーム孔の揺動は激しく、溶接速度の遅くなるにつれて、図35に示すように溶込み深さ h_p は飽和する傾向を示し、出力の増大とともに欠陥の発生がめだってくる。さらにビーム孔よりの蒸気噴流は激しくこれがビームに沿ってビーム加速室に乱入するのでアーキングなど

の発生を伴い加速できなくなる。そこで図37よりわかるようにビームを偏向することが望ましく、90° 偏向すなわち水平ビームを用いることによって横向きあるいは立向き溶接するほうがよいことになる。特に立向き上進溶接法では下向き溶接のような溶融池の重力ヘッドがなく、揺動も少く安定であるので、図38に示すように溶込み h_p も下向きに比べ2倍あるいはそれ以上の深さを得ることができ、30 cm 程度の超厚板材を溶接することができる。

図38 立向上進溶接による超厚板材のワンパス貫通溶接の結果

図39は 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼材 10 cm 厚板材の貫通一層横向溶接例であるが(a)に示すように通常極めて大きい湯不足ポロシティが発生する。しかし、(b)に示すように電子ビームに適当な振動を与えると、これらは消失する。10~30 cm 程度の厚板材の溶接は今後ますます重要となる。

4 タンデム電子ビーム溶接法

従来の方法はすべて一本の電子ビームで溶接されていた。筆者らはほぼ同一点に2本の電子ビームを8射させて溶接するタンデム溶接法を始めて提案した。図40はその原理図であり、図41および42はそれぞれ表面および内部欠陥の防止にたいする基本概念を示す。

この方法の開発によってアンダーカットなどの表面欠陥、各種ポロシティ、スパイクなどの内部諸欠陥を防止するとともに、従来のものに比べ、さらに安定領域の高速化に成功することができた。この方法は電子ビーム溶接の実用化に大きな影響をあたえるものと期待される。

5 レーザビーム熱源

以上は主として電子ビームによる結果に基づいて要約したものであるが、これらはレーザービームについても適応している。レーザービームの場合はむしろ大気圧中での適用があり、優れた作業性能を有している。紙面の関係上多くを述べることができないが、現在、図43に示すような表面処理に極めて優れた機能を発揮しており、今後熱加工分野で大きく取りあげられること

(a) ビームの振動なし
(b) ビームの溶接方向振動あり
(振動周波数 $f=100$ Hz 振幅 $dx=3$ mm)

図39 2 1/4Cr-1Mo の横向貫通溶接結果

図40 タンデム電子ビーム溶接法の概略図

図41 シングルビーム EB-1 と EB-2 の適正重量によるタンデムビード生成機構

は疑う余地がない。また熱切断に対しても図44および45に示すように極めて高精度、高能率の良質切断に適していることもはっきりしてきた。さらに図46および47に示すようにあまり厚くない板材（金属、非金属）溶接にも、適していることがわかってきたので、装置が実用的になればレーザーの熱加工分野に占める役割は厚板材を除けば電子ビームをしのぐ熱源になることが期待される。

昭和53年10月

(a) シングルビーム溶接

(b) タンデムビーム溶接

図42 シングルおよびタンデム電子ビーム溶接の動的挙動

図43 レーザ焼入れの一例

図44 レーザ切断の一例

図45 レーザ切断の板厚と切断速度の関係

図46 レーザ溶接の一例

図47 溶込み深さとレーザーパワーの関係 (SUS 304)

参 考 文 献

- 1) Arata, Y., and M. Tomie, Trans. JWS, 1, 2, 176 (1970); IIW. Doc., IV-28-70 (1970).
- 2) Dietrich, W., Electronenstrahlen als Technische Wärmequelle Electrotech. Z (E, T, Z)-B. 15 Jahrg., 20, H. R. Smith; Trans. Vacuum Met. Conf. 1962 Heft. 560 (1963).
- 3) 荒田吉明, 富江通雄, 溶接学会誌, 46-7, 429 (1977); 46-8, 514 (1977); 46-9, 686 (1977).
- 4) Sayagh, G., P. Dumonte, and T. Nakamura, Advanced Welding Technology, The Second International Symposium of JWS (1975).
- 5) 坪井潤一郎, 赤秀公造, 佐々木弘明, 浮辺輝男, 溶接学会全国大会講演概要, 第18集, 230 (1976).
- 6) Arata, Y., and E. Nabegata, IIW. Doc., IV-221-77 (1977); 溶接学会電子ビーム委員会資料, EBW-177-77 (1977).
- 7) 荒田吉明, 溶接学会誌, 41-11, 88 (1972); IIW. Doc., IV-229-77 (1977).
- 8) Adams, M. J., Brit. Weld. J., 15-3 (1968).
- 9) Sanderson, A., Brit. Weld. J., 15-10 (1968).
- 10) Kawasaki Heavy Industrial Co., Ltd., Private Communication.
- 11) Arata, Y., M. Ohsumi, and Y. Hayakawa, Trans. JWRI, 5, 1, 19 (1976).
- 12) Locke, E. L., E. D. Hoag, and R. A. Hella, IEEE, J. of Quantum Electronics QE, 8-2 (1972).
- 13) Arata, Y., Y. Ikemoto, K. Terai, H. Nagai, S. Shimizu, and T. Aota, 2nd Colloquium International Electron Beam Welding and Melting, in French September (1978).
- 14) Arata, Y., Terai, K., and S. Matsuda, Trans. JWRI, 3, 2, 81 (1974).
- 15) Arata, Y., F. Matsuda, and K. Nakata, Trans. JWRI, 1, 1 (1972); IIW. Doc., IV-109-73.
- 16) Bibby, M. J., J. A. Goldak, and G. Burbidge, Welding Journal, 54, 8, 253 s (1975).
- 17) Arata, Y., N. Ohji, N. Kohsai, and K. Nishiguchi, 2nd Colloquium International Electron Beam Welding and Melting (1978).
- 18) Arata, Y., F. Matsuda, Y. Shibata, Y. Ono, M. Tamaoki, and S. Fujihira, Trans. JWRI, 3, 2 (1974); 4, 2, 77 (1975).
- 19) Arata, Y., Y. Shibata, and S. Fujihira, "Peculiar Fracture Mode in Impact Test for EB Weld Metal", (1978).
- 20) 荒田吉明, 竹内貞雄, 宮本 勇, 高温学会誌, 4-3, 122 (1978).