The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	電子ビーム溶接時の溶融・凝固機構に基づく欠陥の発生と防止に関する基礎的研究
Author(s)	塚本, 進
Citation	大阪大学, 1990, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/1177
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

電子ビーム溶接時の溶融・凝固機構に基づく欠陥の発生と防止に関する基礎的研究

平成２年５月

塚　本　　進

目　次

第１章　緒論 …… 1

第２章　溶接欠陥の種類と溶接現象の基本的特性 …… 5
２．１　緒　言 …… 5
２．２　実験方法 …… 5
２．３　本論文で研究の対象とした溶接欠陥 …… 7
２．４　本研究で用いた溶接機のビーム特性 …… 10
２．５　溶込み形状及び凝固パターンに及ぼす溶接パラメータの影響 …… 10
２．６　溶融金属の流動挙動に及ぼす溶接パラメータの影響 …… 16
２．７　結　言 …… 19

第３章　不整ビードの形成機構 …… 21
３．１　緒　言 …… 21
３．２　実験方法 …… 21
３．３　不整ビードの発生に及ぼす溶接パラメータの影響 …… 23
３．４　液柱の不安定現象とハンピングビードの形成機構 …… 27
３．５　ハンピングビードの焦点位置依存性 …… 32
３．６　ハンピングビードのビーム電流依存性とアンダカットビードの形成機構 35
３．７　縦向上進溶接におけるハンピングビードの形成機構 …… 39
３．８　結　言 …… 48

第４章　局部的な凝固壁の乱れ並びに凝固割れの形成機構 …… 50
４．１　緒　言 …… 50
４．２　実験方法 …… 50
４．３　縦割れの発生領域とその分類 …… 53
４．４　縦割れの形成機構 …… 53
４．５　局部的な凝固壁の乱れの形成機構 …… 60
４．５．１　凝固形態に及ぼす溶融金属量の影響 …… 60
４．５．２　凝固形態に及ぼす金属蒸気圧の影響 …… 64
４．５．３　凝固形態に及ぼすガスの影響 …… 71
４．５．４　局部的な凝固壁の乱れの形成機構に関する考察 …… 75
４．６　結　言 …… 81

第５章　溶融過程とスパイク並びにルートポロシティの形成機構 …… 82
５．１　緒　言 …… 82
５．２　実験方法 …… 82
５．３　スパイク及びルートポロシティの発生に及ぼす溶接パラメータの影響　84
５．４　電子ビーム照射位置から発生するＸ線の挙動 …… 90
５．４．１　溶込み方向への入熱分布と溶込み形状 …… 90
５．４．２　電子ビームによる母材の溶融過程とスパイクの形成 …… 94
５．４．３　溶融過程に及ぼす供試材及び溶接パラメータの影響 …… 101
５．５　溶融金属の周期的な流動とスパイクの形成機構 …… 104
５．６　結　言 …… 107

第６章　溶接欠陥を防止するための基本的指針と電子ビーム形状制御によるその防止法 …… 109
６．１　緒　言 …… 109
６．２　溶接欠陥の形成機構とこれを防止するための基本的指針 …… 109
６．３　電子ビーム形状制御による溶接欠陥の防止法 …… 112
６．３．１　実験方法並びにビーム形状制御時のビーム特性 …… 112
６．３．２　ビーム形状制御による不整ビード並びに局部的な凝固壁の乱れの防止 …… 122
６．３．３　ビーム形状のフィードバック制御によるスパイクの防止 …… 125
６．４　結　言 …… 130

第７章　総　括 …… 132

謝辞 …… 136

参考文献 …… 137

本論文に関する著者の発表論文 …… 141

第１章　緒　論

電子ビーム溶接法が発明されて以来既に40年近くが経過しようとしている。1957年には、フランス原子力研究所で初めて本溶接法が実用化され、にわかに注目をあびるようになった。実用化の初期段階では、本溶接法の精密性が着目され、航空機産業・自動車産業を中心にギアー等の小型部品の精密溶接に適用が試みられた。一方、本溶接法の最大の特長は、何といっても厚板を高精度に１パスで溶接できる点にあり、1960年代後半から、重工産業を中心に厚板溶接に実用化する気運がにわかに高まった。大型構造物への適用に際して問題となる点は、本溶接法が減圧雰囲気下での溶接であり、真空チャンバーのサイズにより被溶接物の大きさが制限される点にある。これを克服する目的で、局所真空方式の開発が各国で着手され、いくつかの施工例が報告されている[1),2)]。しかしながら、本方式が汎用性に欠けることや、真空度の低下によるアーキングの防止対策を施す必要があるため、極厚板溶接への本格的な実用化には至っていない。一方、これと平行して大型チャンバーを備えた大出力溶接機が開発され、1970年代後半から1980年代前半にかけて、100mmを超える極厚板の溶接に実用化されるに至った[4),5)]。現在、世界各国が競って極厚板部材への適用を図っており、大型構造物への本格的な実用化期に入ったといえよう。

一方、厚板溶接においては、非破壊検査により微小な溶接欠陥を検出することが困難であり、このため欠陥を生じない健全な継手品質を確保することが要求される。しかしながら、溶込みが深くなればなる程、本溶接法特有の諸欠陥が発生しやすくなる傾向にある。したがって、このような欠陥の防止対策を十分に施すことが、厚板溶接を行う際の重要な課題となる。

電子ビーム溶接部でしばしば見られる諸欠陥の形成要因を大別すると、次の二つが挙げられる。

第一は、真空中で材料を急速に加熱冷却した際に、材料の持つ冶金的な性質に依存する要因である。例えば、高炭素鋼で見られる冷間割れ[6),7)]、凝固割れ感受性の高いアルミニウム合金やNi基耐熱合金等で見られる凝固割れ及び液化割れ[8)]、材料中に含有するガスにより形成されるブローホール、ポロシティ等[9)-11)]がこの種の例として挙げられる。

第二は、電子ビームによる母材の溶融から、溶融金属の流動・凝固に至る過程における本溶接法特有の溶接機構に起因した要因である。例えば、凝固割れ感受性や材料中のガス含有量が十分に低い材料においても、溶融金属の流動挙動や複雑な凝固過程に基づいて、種々の凝固割れやポロシティが発生することがある。また部分溶込み溶接時には、本溶接法独特の溶融過程に基づき、スパイク、ルートポロシティ並びにコールドシャット等の欠陥がしばしば認められる。

実際には、両要因が相加的にときには相乗的に関連しあって欠陥の発生へとつながることが多いが、前者の要因は、本溶接法が減圧下での溶接であることを除けば、他の融接法

での研究成果を比較的有効に活用することができる。一方後者は、細長いビーム孔の形成に伴う本溶接法独特の現象があり、これを正確に把握することが本質的な欠陥の防止につながる。溶接現象に関しても、これまでいくつかの興味ある研究成果が報告されている。橋本、松田は、溶融金属に働く力のバランスについて検討を行い、ビーム孔が維持される機構を理論的に解析した[12]。一方Tong等は、強力なフラッシュX線を用いることにより、ビーム孔の撮影に初めて成功した[13),14]。その後荒田、安部等は、イメージコンバータを用いることにより、ビーム孔の動的な挙動の高速度撮影に成功した[15),16]。これらの結果は、いずれも溶接時にビーム孔の形状が大きく変動していることを示唆している。Funk, McMaster等は、ピンホールカメラにより、ビーム照射位置から発生するX線像を撮影し、ビーム照射位置が溶込み方向に周期的に変動していることを指摘した[17),18]。また入江等は、電子ビームの穿孔過程について基礎的な検討を加え、溶接時に間欠的な溶融現象が起っていることを指摘した[19]。これらの報告は、いずれも溶接現象を把握するうえで貴重な情報を提供している。しかしながら、溶融過程、溶融金属の流動挙動並びに凝固過程を決定する支配的な要因が何であるかについてはまだ未解明な点が多く、このため個々の欠陥の形成機構も明らかにされていないのが現状である。

本研究は、電子ビームによる母材の溶融から、溶融金属の流動並びに凝固に至るまでの過程と、これを支配する各種要因について検討を行い、溶融・凝固過程に基づく諸欠陥の形成機構を明確にすることを目的として着手した。また得られた知見をもとに、個々の欠陥を防止するための基本的な考え方を示し、特に電子ビームの形状制御による新しい欠陥の防止手法を提案している。

なお本研究では、溶接現象を単純化しこれに影響を及ぼす支配的な要因を明確にする目的で、部分溶込み溶接で実験を行った。また本研究で用いた溶接機は、最大出力30kWの低電圧型電子ビーム溶接機である。現在極厚板の溶接にはさらに高出力の溶接機が用いられているが、溶接現象や欠陥の形成機構は出力が増大しても同様な現象が認められ、したがって本研究の成果が十分活用できると確信している。

本論文は、以下に述べる７つの章からから構成されている。その流れを Fig. 1.1 にフローチャートで示す。

第１章は緒論であり、本研究を行う背景及び必要性並びに本研究の目的について述べている。

第２章では、本論文で研究の対象とした溶融・凝固過程に基づく数種の欠陥を示すと共に、溶接現象を知る上で基礎的なデータとなる溶込み形状、凝固パターン並びに表面付近での溶融金属の流動挙動に及ぼす各種溶接パラメータの影響を明らかにしている。

第３章から第５章までは、個々の溶接欠陥の形成機構並びにこれを支配する溶融・凝固過程について検討を行っている。

第３章では、主に高溶接速度のもとで発生する不整ビードの形成機構について検討を

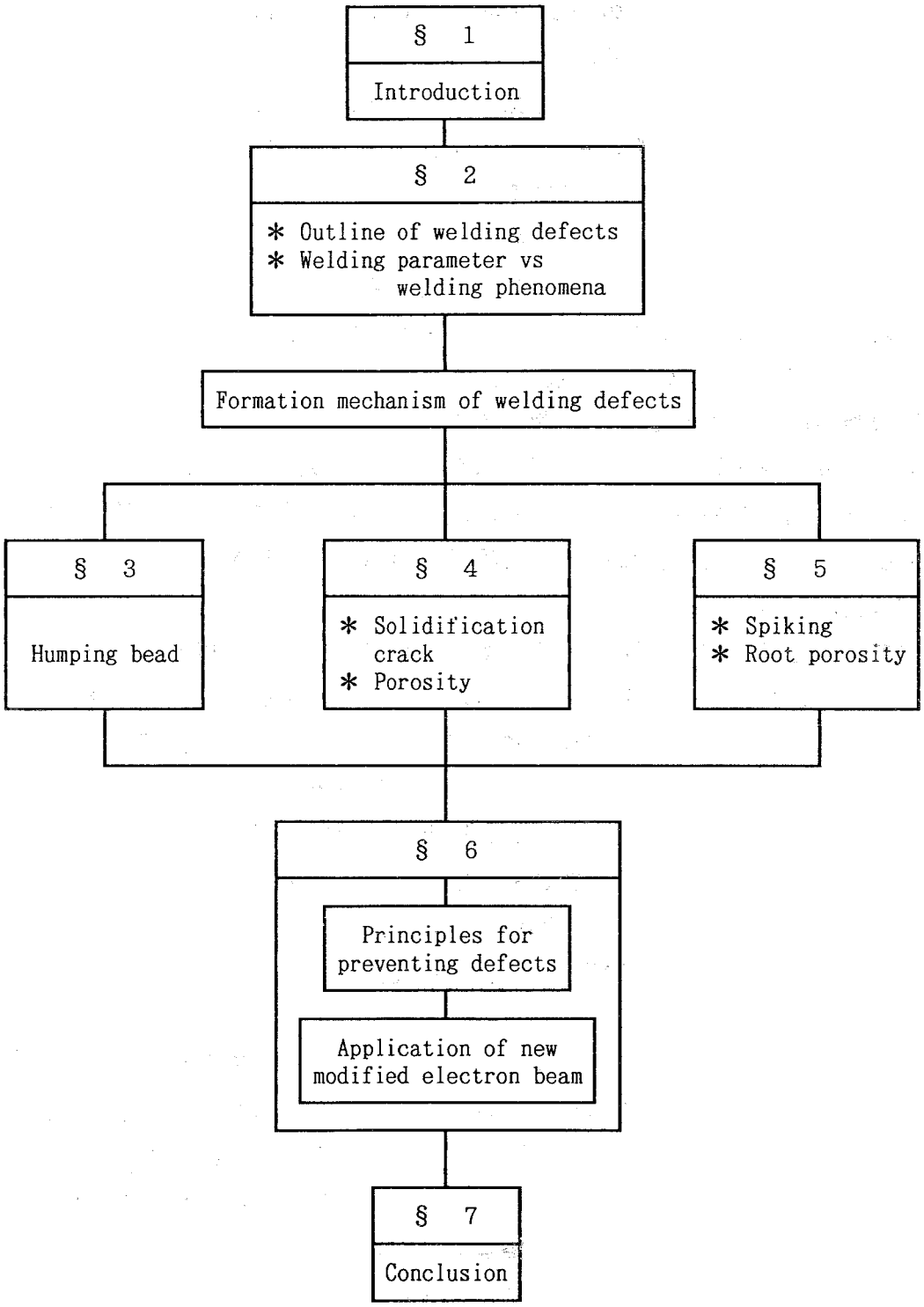


Fig.1.1 Flow chart of the thesis

行っている。まず下向き溶接のもとで、不整ビードの発生に及ぼす焦点位置並びにビーム電流の影響を明らかにすると共に、ハンピングビードの形成過程を調べ、これが表面で細長く円柱状に伸びた溶融金属の不安定現象により形成されることを指摘している。さらに、不安定現象を起すための要因について検討を行い、溶融池周辺を回る流れを促進することが、その抑制に有効であることを指摘している。一方縦向上進溶接においては、低溶接速度のもとでも特異な不整ビードの発生が認められ、その形成機構を明確にすると共に、防止法についても提案を行っている。

第４章では、凝固割れの中でも特に溶融・凝固過程と関連の深い縦割れに着目し、その形成機構について検討を行っている。まず、割れ破面、各断面における凝固組織並びに凝固形態の観察結果から、縦割れ発生領域を溶接速度により分類し、それぞれの領域における形成機構を明らかにしている。特に低溶接速度のもとで生じる凝固壁の局部的な乱れ（局部的な凝固壁の遅れ）は、凝固割れのみならずポロシティの発生とも密接に関連するため、その形成機構を調べ、これがビーム孔内にたまった溶融金属の二次溶融により形成されることを指摘している。したがって、凝固壁の遅れ並びにこれに付随して発生する諸欠陥を抑制するには、溶融金属の円滑な流動を促進することが有効であり、これを決定する支配的な要因についても検討を行っている。

第５章では、電子ビームが母材を溶融する過程で発生するスパイク並びにルートポロシティの形成機構について検討を行っている。まず、スパイクの発生に及ぼす溶接パラメータの影響を調べ、ルート部でのパワー密度が最大となるとき、これが最も顕著に発生することを指摘している。次に、溶込み方向の任意の位置で、電子ビーム照射位置から発生するＸ線量の変動を計測すると共に、これと同期して溶融金属の流動挙動を高速度撮影し、これらを対比することにより、溶融過程並びにスパイクの形成機構を明らかにしている。さらに、溶融過程をモニターする手段として、溶接部後方に設置したプローブにより、ビームプラズマ中の電離電子及び照射位置から発生する熱電子等を検出することが有効であると指摘している。

第６章では、電子ビームの形状を制御する目的で、４極の磁極から構成された電子ビーム形状変換コイルを試作し、そのビーム特性を明らかにすると共に、本コイルを用いて溶融・凝固過程に基づく諸欠陥の防止を試みている。まず、溶接方向に伸びた楕円形電子ビームを用いることにより溶融池周辺を回る流れを促進し、不整ビードが防止できることを示している。次に、供試材表面では溶接方向に、またルート部ではこれと直角方向に伸びた楕円形電子ビームを用いることにより、スパイクを抑制した上で局部的な凝固壁の遅れを効果的に防止できることを明らかにしている。さらに、シャープな溶込みを維持した状態でスパイクを積極的に抑制する手段として、ビーム形状のフィードバック制御を提案し、その有効性を示している。

第７章は総括であり、本論文で得られた結果を総括している。

第２章　溶接欠陥の種類と溶接現象の基本的特性

２．１　緒　言

電子ビーム溶接では、各種溶接パラメータの組合わせにより溶接現象が支配され、その選択を誤ると本溶接法特有の欠陥の発生につながる。個々の欠陥の形成機構並びに防止法については、第３章以下で述べるが、これらを議論する前に、溶接現象に及ぼす個々のパラメータの影響を明確にしておく必要がある。

本章では、まず本研究で共通した２、３の実験方法並びに本論文で研究の対象とした溶融・凝固過程に基づく数種の欠陥を示し、その概要について述べる。次に、ビーム焦点位置、溶接速度及び溶接姿勢等のパラメータの大幅な変化のもとで溶接を行い、表面付近での溶融金属の流動挙動、横断面における溶込み形状並びに縦断面における凝固パターンを観察し、これらに及ぼす個々のパラメータの影響を明確にした。

さらに、あらかじめ溶接試験片中に挿入したNiワイヤの溶融による再分布状況を観察することにより、溶融金属の流れに関する基本的な考え方について述べる。

２．２　実験方法

溶接現象や欠陥の発生機構に影響を及ぼす重要なパラメータとして、電子ビームのパワー密度分布と焦点位置が挙げられる。焦点位置の測定に関してはこれまで多くの方法が提案されているが[20)-24)]、我が国では荒田らにより提唱されたＡＢテスト法が簡便な方法として広く使われている[21)]。これは、あらかじめ溶接線と直角方向に周期的に溝を切った試験片を傾斜して配置し、電子ビーム照射により得られた溶融幅の最も狭い位置を焦点位置とする方法である。試料表面から収束レンズの中心までの対物距離 Do を焦点距離 D_F で除したα_b値（$\alpha_b = Do / D_F$）が焦点位置の表示法として用いられている。この方法は簡便な焦点位置の測定法として一般的であるが、表面での溶融幅とビーム径は必ずしも一致するとは限らず、厳密には正確な焦点位置と若干のずれを生じることがある[25)]。しかしながら本研究では、他の多くの研究者たちにより得られた結果と比較が容易なように、多くの場合ＡＢテスト法の結果をもとにα_b値で焦点位置を表示した。ただし、特に正確な焦点位置が必要とされる場合や電子ビームのパワー密度を知る必要がある場合のみ、次に述べる方法で電流分布を測定した。Fig. 2.1(a)にその方法を示すが、測定位置には高速回転した（240 ～540 rpm ）直径５mmのＷ棒が置かれ、これにより電子ビームを極短時間遮断する。このときのビーム電流の変化がファラデーカップにより測定され、これを微分することにより Fig. 2.1(b)に示した電流分布が得られる。得られたデータは、ウェーブメモリーを通してパーソナルコンピュータで処理され、ピークの1/10[22)] 及び1/e でのビーム径 $1/10W_B$ 及び $1/e\ W_B$ が測定される。本溶接機の電源には 100Hzのリップル成

分が含まれており、これに呼応してビーム径も若干変動する。このため、測定は種々の位相のもとで10点以上行い、これらの平均値でビーム径とした。

以上、本溶接機のビーム特性を明確にした上で、溶融金属の流動挙動、溶込み形状及び凝固パターンに及ぼす溶接パラメータの影響を調べた。供試材には溶接構造用鋼ＳＭ50Ａを用い、部分溶込みビード溶接を行った。溶接条件は、Table 2.1 に示すように、電子ビーム出力を一定とし、焦点位置並びに溶接速度をそれぞれ５段階変化させた。また、下向き溶接を中心に、横向き、縦向上進及び縦向下進の４種類の姿勢で溶接を行い、姿勢の影響を調べた。

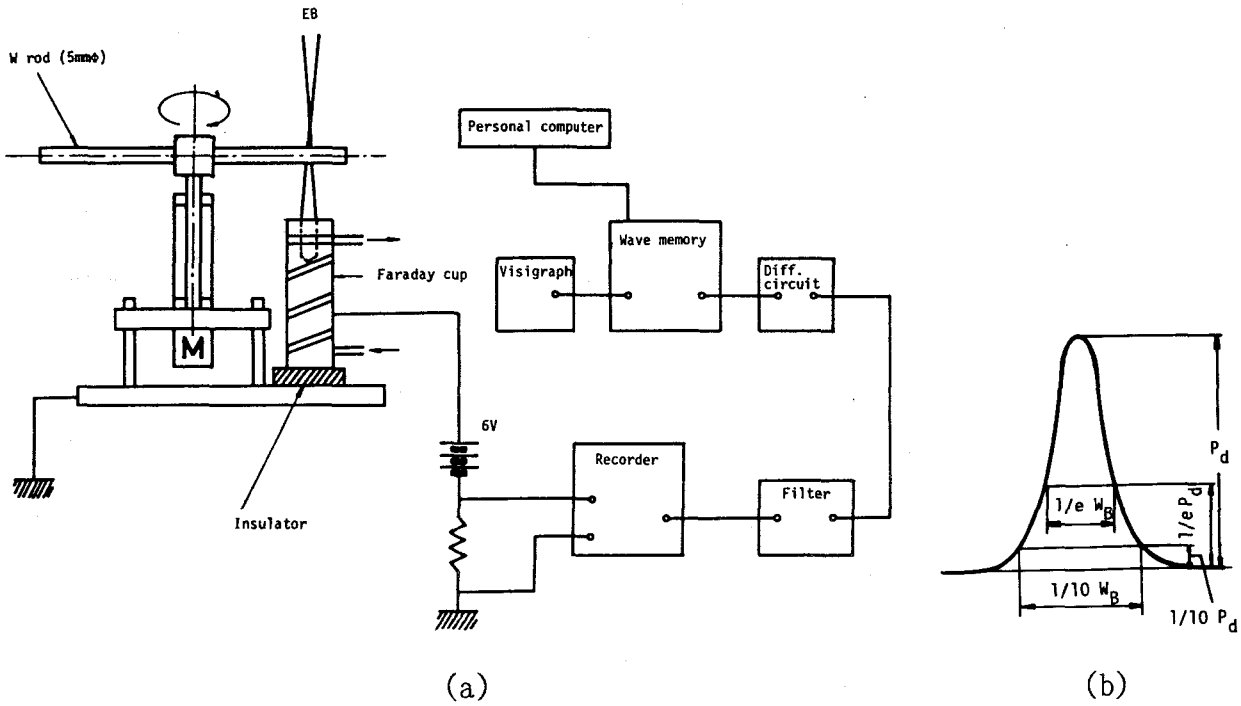


Fig.2.1 Method for measuring beam power density distribution

Table 2.1 Welding condition

Accelerlating voltage V_b	50kV
Beam current I_b	200mA
Welding speed v_b	25,50,100,200 & 300cm/min
Object distance D_o	175mm
α_b parameter	0.78,0.88,1.0,1.15 & 1.40
Welding position	Flat, Horizontal, Vertical-up & down

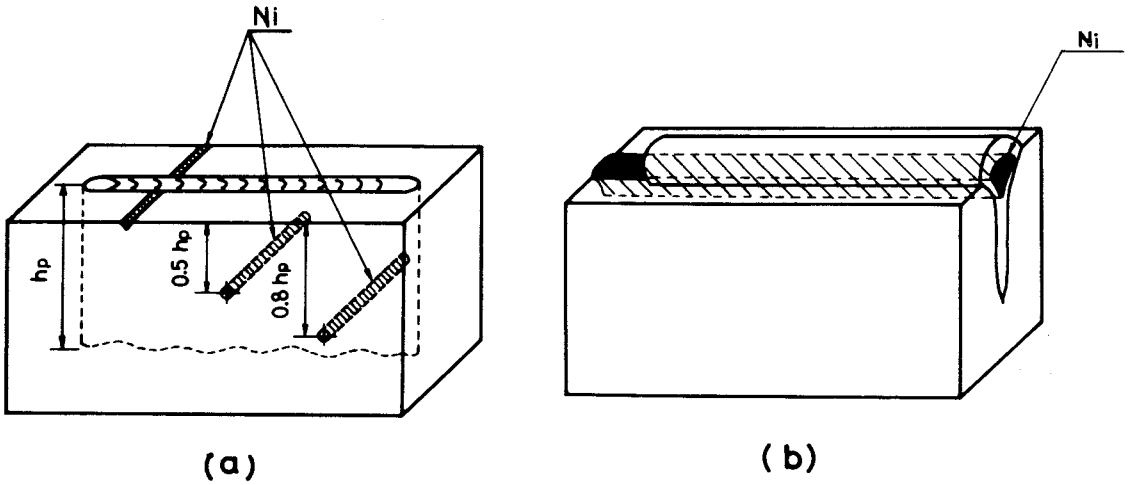


Fig.2.2 Welding method with Ni filler metal

溶接に際しては、 Fig. 2.2 に示すように、溶接線もしくはこれと直角方向にNiを埋め込んだ試験片を用い、溶接後のNiの分布状況から溶融金属の動き並びに凝固壁の形状を推定した。また、試験片表面における溶融金属の流動挙動は、溶接部の水平方向もしくは斜め後方からの高速度撮影により調べた。

以上の実験方法は、本章のみならず、第３章以下でも個々の欠陥の発生機構や溶接現象を詳細に調べる場合に用いている。

２．３　本論文で研究の対象とした溶接欠陥

本実験の過程において、本溶接法特有の数種の欠陥の発生が認められた。個々の欠陥の発生領域並びに形成機構に関しては、第３章以下で詳細に述べるが、ここでは、本論文で研究の対象とした溶接現象に基づく数種の欠陥を示し、その概要について述べる。

Fig. 2.3 ～2.7 には、溶接欠陥の外観を、また Fig. 2.8 には下向き溶接におけるそれぞれの欠陥の発生領域を模式的に示す。

Fig. 2.3 及び2.4 は、主に高溶接速度のもとで発生する不整ビードを示す。ハンピングビードは、 Fig. 2.3 に見られるように、ビード表面でこぶと谷間が周期的に形成される欠陥であり、多くの場合、谷間で溶融金属量が不足し、余盛不足の状態となっている。また、溶接中こぶ形成部に多くの溶融金属が凝集するため、溶込み内部でも溶融金属不足の傾向が認められ、後に述べる縦割れの発生を伴うことが多い。

アンダカットビードは、 Fig. 2.4 に示すようにビード表面で溶接金属と母材との境界に切欠き状の溝が形成される欠陥である。これら両不整ビードの発生は、ビード外観を損ねるばかりではなく、ビードと母材の間で切欠きが形成されるため、応力集中により疲労強度や破壊靱性の低下を招く。

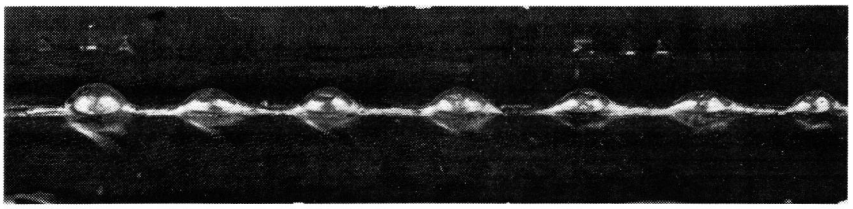


Fig. 2.3 Typical appearance of humping bead

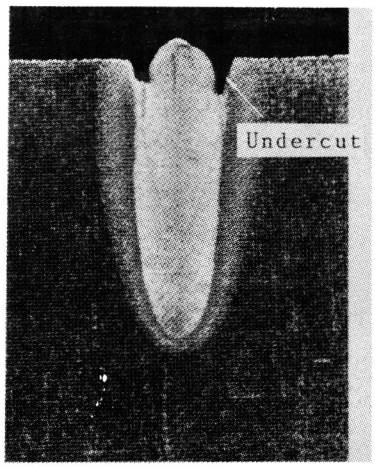


Fig. 2.4 Typical example of undercut bead

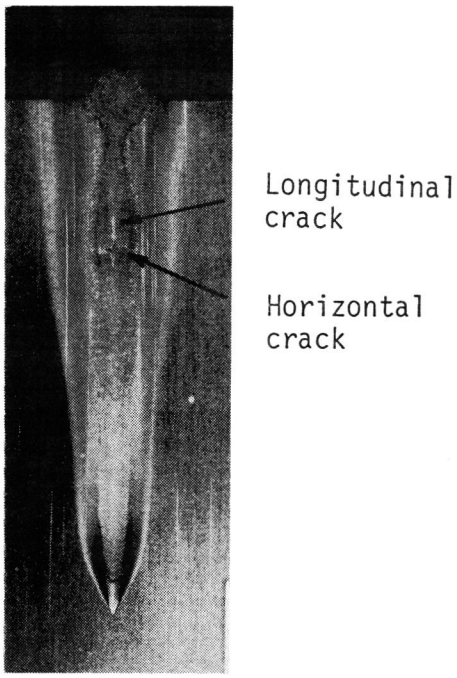


Fig. 2.5 Typical example of solidification cracks

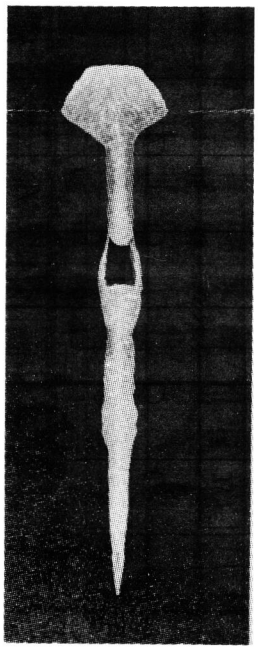


Fig. 2.6 Typical example of porosity

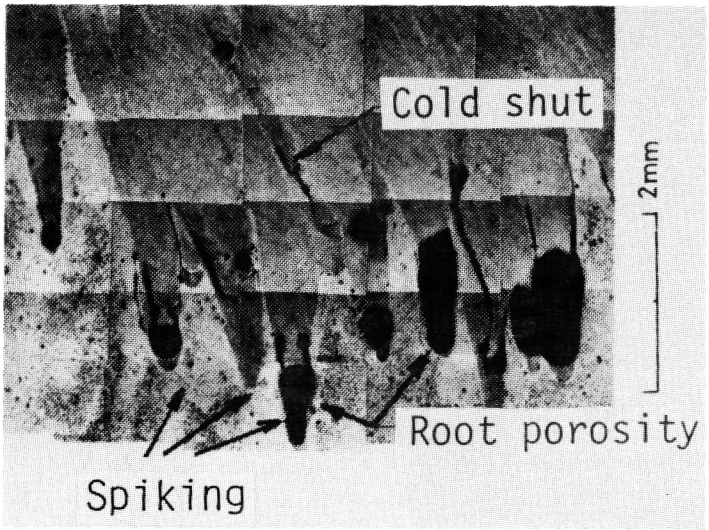


Fig. 2.7 Typical examples of spiking, root porosity and cold shut

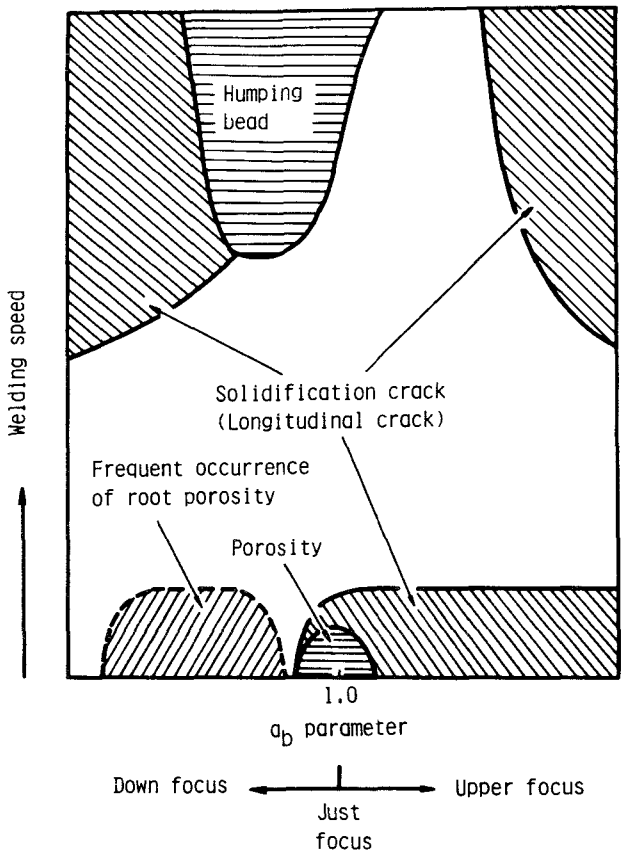


Fig.2.8 Formation regions of welding defects

Fig. 2.5 ～2.7 には、深溶込み溶接時に発生する凝固割れ、ポロシティ並びにスパイク、ルートポロシティ及びコールドシャットを示す。凝固割れは、その形成方向により Fig. 2.5 に示した縦割れと水平割れに分類される。両者は、当然のことながら材料の持つ凝固割れ感受性と深く関連しているが、その依存性は特に水平割れにおいて大きい[26]。一方深溶込み溶接を行った場合には、割れ感受性の低い材料においても凝固割れの発生が認められる。これは、溶融金属の流動挙動によって凝固時に局部的な歪の集中が起ることによるもので、本研究では、溶接現象と関連の深い縦割れの形成機構を検討課題としている。

Fig. 2.6 には、ポロシティを示す。電子ビーム溶接は減圧雰囲気下での溶接であるため、材料中のガス含有量が多いと溶接中に気泡が形成され、気泡が浮上しきれないとポロシティとして残留する[9)-11)]。しかしながら、ガス含有量が十分に低い鋼材においても、溶接条件によっては、溶融金属の流動挙動に依存してポロシティの発生が認められる[27]。この種のポロシティは、後に述べるが、凝固壁の局部的な乱れと密接に関連しており、その形成機構を重点的に検討する。

スパイクは、 Fig. 2.7 に示すように、溶込み深さのランダムな変動を意味し、これ自体欠陥とは言えない。しかしながら鋭いスパイクが形成されると、ルートポロシティやコールドシャットと呼ばれる融合不良等の欠陥が顕著に発生し、溶接継手の性能劣化に繋がる。このようなスパイクに伴う欠陥は、電子ビームが母材を溶融する過程で発生するため、溶融機構を明確にすることにより、その形成機構を調べる。

2．4　本研究で用いた溶接機のビーム特性

入江らは、ピンホール法により、電子ビームのパワー密度分布を測定し、その分布波形が焦点位置を境に異なることを指摘している[22]。 Fig. 2.9 には、 Fig. 2.1 の方法で求めたパワー密度分布の一例を示すが、本装置でも入江らの結果と同様に、焦点位置よりもレンズ側では台形に近い分布、焦点位置もしくはこれよりも下側では正規分布波形となる傾向を示した。Fig.2.10には、分布波形から求めたピークの1/10でのビーム径 $1/10W_B$ 並びにＡＢテスト法から求めたビーム径の分布を示す。両ビーム径は分布波形が台形に近い領域（Do≦185mm ）でほぼ一致するのに対し、正規分布波形になると（Do≧195mm ）、ＡＢテスト法により求めたビーム径が1/10 W_B を上回るようになる。その結果、両者の焦点位置に若干の差が生じ、ＡＢテスト法で求めた見掛け上の焦点位置は、真の焦点位置よりも収束レンズ側へと移行する。収束レンズ電流が異なってもほぼ同様な傾向が認められ、両者のずれは15～20mm程度となっていた。

これは、ＡＢテスト法が表面での溶融幅によりビーム径を近似している点に原因がある。後に述べるように、表面でのパワー密度分布が正規分布波形となる領域では、幅広いネイルヘッドが形成されるため、溶込み内部に比べて表面での溶融幅が増加する。ＡＢテスト法では周期的に刻んだ溝に溶融金属を落とし、その影響をできるだけ小さくしているが、ＡＢテスト試験片の横断面を観察すると明らかにネイルヘッドの形成が認められ、これが真の焦点位置と若干のずれを生じた原因と考えられる。ただし、本論文で表示したα_b値は、すべてＡＢテスト法により得た結果をもとに算出した。これは他の多くの研究者たちにより得られた研究成果との混乱を避けるためで、特に精密な焦点位置が必要とされる場合には、 Fig. 2.1 で示した方法により焦点位置を求め、焦点距離 D_F と対物距離 Do のみを表示した。

2．5　溶込み形状及び凝固パターンに及ぼす溶接パラメータの影響

以上本論文で用いた溶接機のビーム特性を明確にした上で、下向き溶接を中心に溶込み形状や凝固パターンに及ぼす個々のパラメータの影響を調べた。 Fig. 2.11は、溶接速度が 25cm/min のもとで焦点位置を種々変化させたときの横断面における溶込み形状を示す。α_b値が 1.0より大きな領域、すなわち焦点位置が試料表面より上方にある条件（上焦点）では、溶込み方向に溶融幅がほぼ均一な井戸型ビードとなり、表面で幅広いネイル

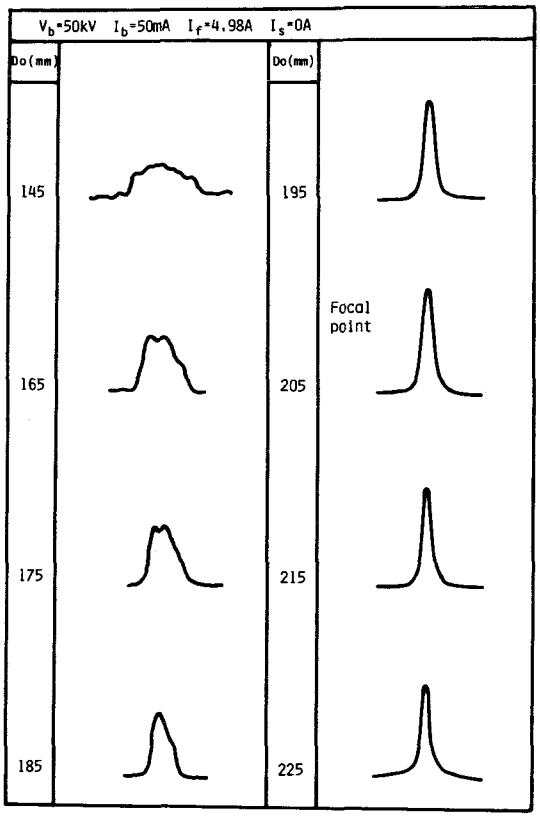


Fig. 2. 9 Power density disteributions for various objective distances

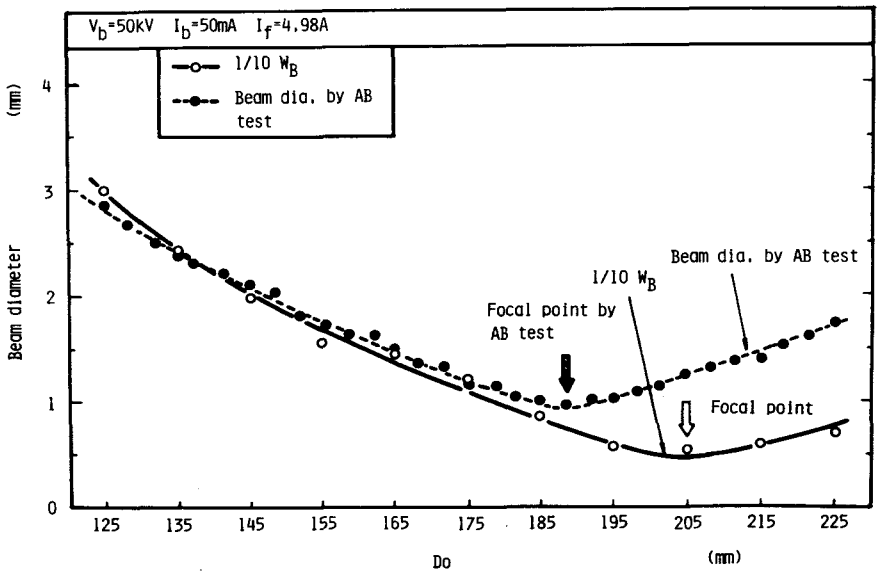


Fig. 2. 10 Distributions of beam diameters measured from power density distribution and AB test

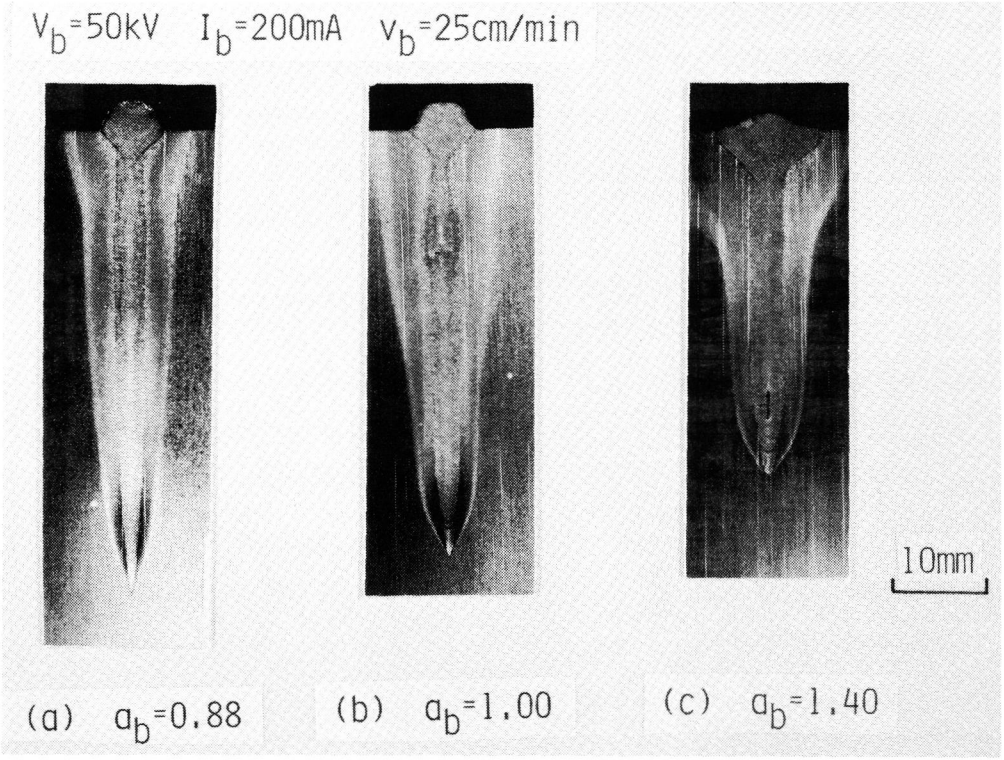


Fig. 2.11 Transverse cross-sections of EB welds for various beam focussing conditions

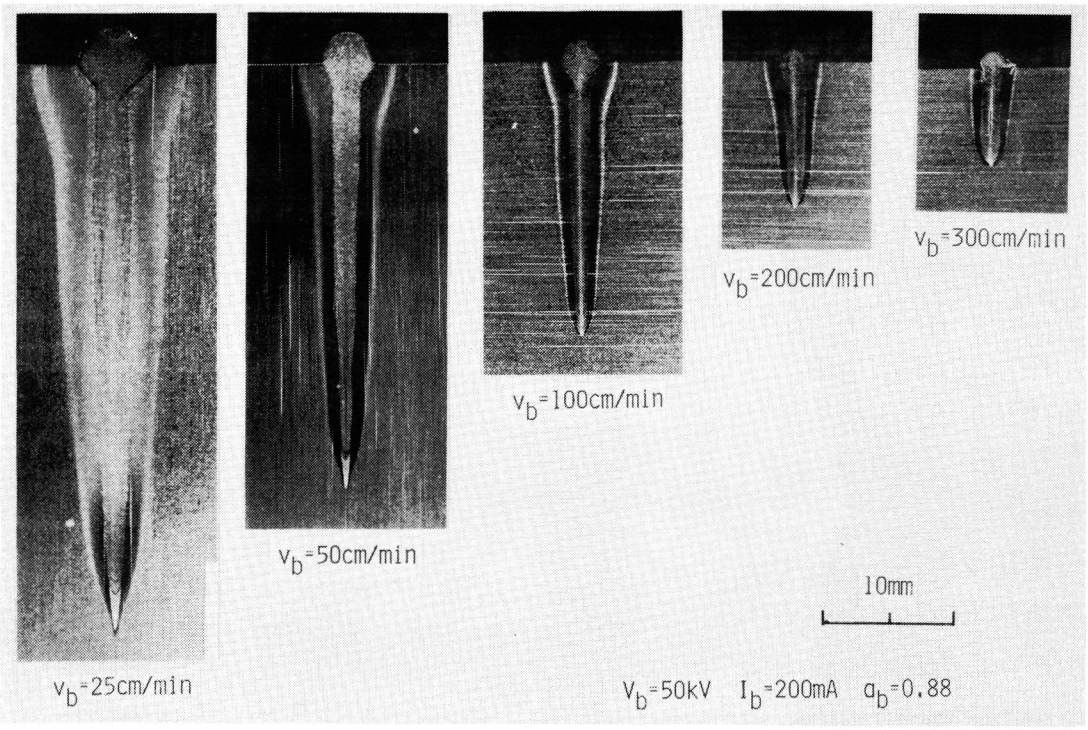


Fig. 2.12 Transverse cross-sections of EB welds for various welding speeds

ヘッドが形成される。一方焦点位置が試料表面より下方（a_b<1.0 ，下焦点）になると、ネイルヘッドが狭く、ルート部へ向うにつれて溶融幅が減少する楔形の溶込み形状となる。また、a_b値が1.0 もしくはこれより若干上の領域においては、ネック部の下付近で溶融幅が異常にふくらむいわゆる”ふくらみビード”が形成される。これは、後に述べるが、ポロシティや凝固割れの発生と密接な関連がある。 Fig. 2.12には、焦点位置一定のもとで溶接速度を変化した場合の結果を示す。溶込み形状そのものは溶接速度に依存せずほぼ同様な形状となるが、ネイルヘッドの広がりは、溶接速度の上昇と共に次第に小さくなり、ついには消滅し、アンダカットが形成されるようになる。

Fig. 2.13には、下向き溶接における溶込み深さの測定結果を示す。炭素鋼を溶接した場合、一般にa_b値が 0.9付近で溶込みが最大になると言われている[28]。本研究でも、溶接速度が小さく溶込みが深い領域では、a_b＝0.9 付近で最大値が得られたが、溶込み深さがピークとなるa_b値は溶接速度の上昇と共に大きくなる傾向を示した。この点に関しては、第５章で考察を行う。 Fig. 2.14及び2.15には横向き溶接と比較した場合の結果を示す。溶接速度が 100cm/min以上の高速領域では、 Fig. 2.14に示すように両者はほぼ同等な値を示す。これは縦向溶接においても同様な傾向を示した。一方50cm/min以下の低速になると、 Fig. 2.15に見られるように、a_b≧1.0 の領域で、横向き溶接での溶込み深さが大きくなる傾向を示した。 Fig. 2.16には、低速における縦向溶接と下向き溶接の比較を示した。縦向下進溶接では、a_b≧1.0 の領域で若干溶込み深さの低下が認められるが、下向き溶接との差は小さい。一方縦向上進溶接では、どの焦点位置でも溶込み深さの増大が認められ、その傾向は特にa_b≧1.0 の領域で大きい。すなわち溶接姿勢を変えた場合、低速でa_b≧1.0 の領域において溶込み深さに及ぼす姿勢の影響が認められ、縦向上進、横向き、下向き、縦向下進の順で小さくなる傾向を示した。

Fig. 2.17には、下向き溶接における縦断面凝固壁の形状を示す。凝固壁は、溶接速度の上昇に伴いしだいに後方へと傾斜する傾向にあるが、その傾斜の度合いはa_b値が 1.0より小さな領域でより大きくなる傾向にある。溶接速度が低下すると、ビーム軸とほぼ平行な凝固壁が形成されるが、焦点位置によっては、局部的に湾曲した凝固壁となる。このような凝固壁の乱れは、後に述べるが、ポロシティや凝固割れの発生と密接に関連する。湾曲した位置（図中の☆部）では、凝固界面の進行が周囲と比べて遅れており、以下このような現象を局部的な凝固壁の遅れと称する。凝固壁の遅れが発生する位置は焦点位置に依存し、a_b値が 1.0もしくはこれよりも若干上の領域では、横断面でビードのふくらみが観察されたネック部のやや下で、a_b≧1.15では溶込み底部でその発生が認められた。一方a_b<1.0 になると遅れの発生が全く認められなくなる。また本実験では、電子ビーム出力が一定のもとで実験を行ったため、低溶接速度でのみ遅れが発生したが、さらに出力を上げ溶込み深さが増加すると、より高速でも同様な現象が認められた。すなわち局部的な凝固壁の遅れは、深溶込み溶接を行い、かつ特定の焦点位置のもとで起る特異な現象といえ

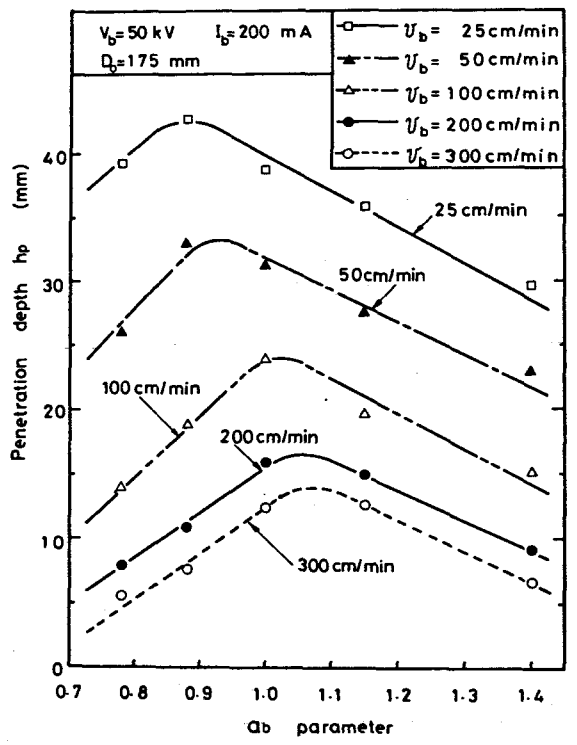


Fig. 2.13 Effects of welding speed and beam focussing condition on penetration depth

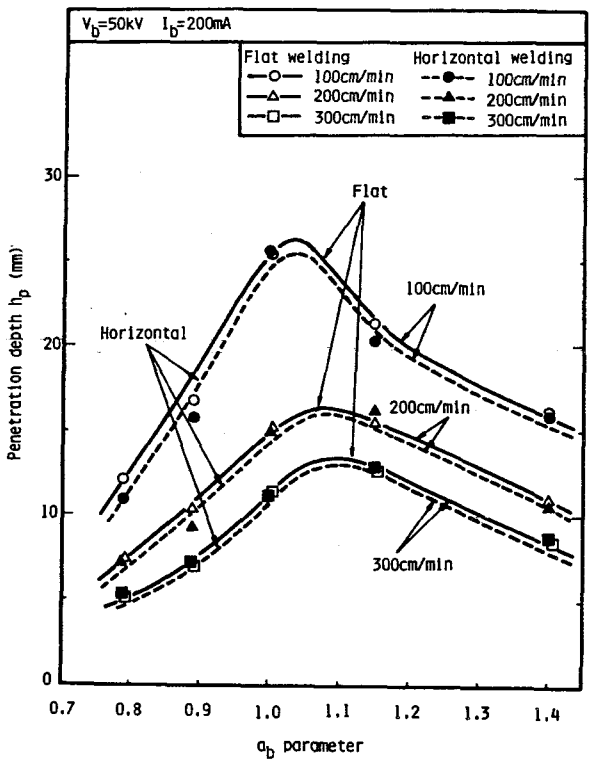


Fig. 2.14 Comparison of penetration depth between flat and horizontal weldings in high welding speed range

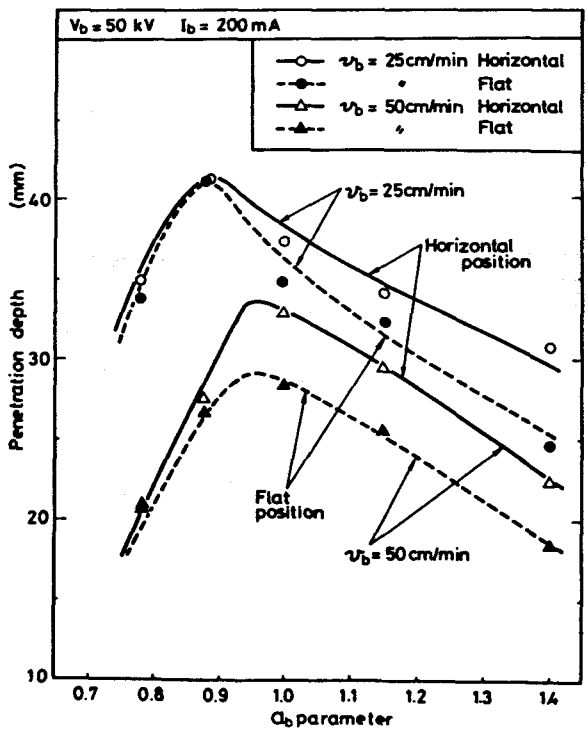


Fig. 2.15 Comparison of penetration depth between flat and horizontal weldings in low welding speed range

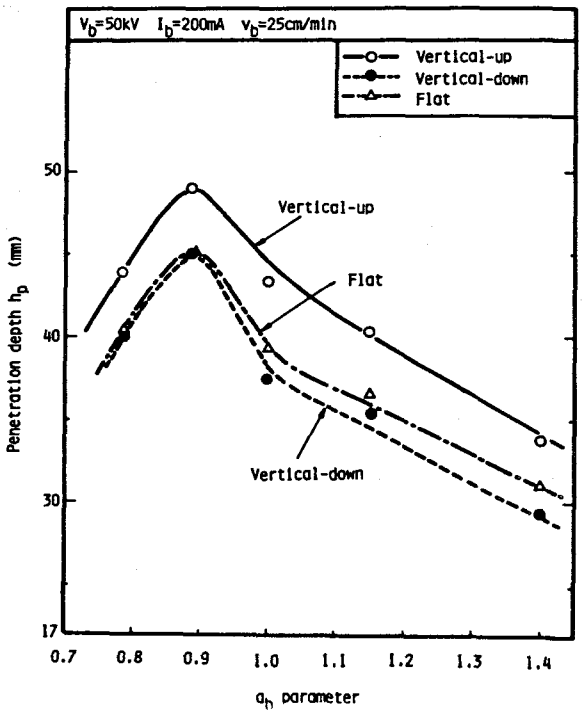


Fig. 2.16 Comparison of penetration depth between flat and vertical weldings in low welding speed range

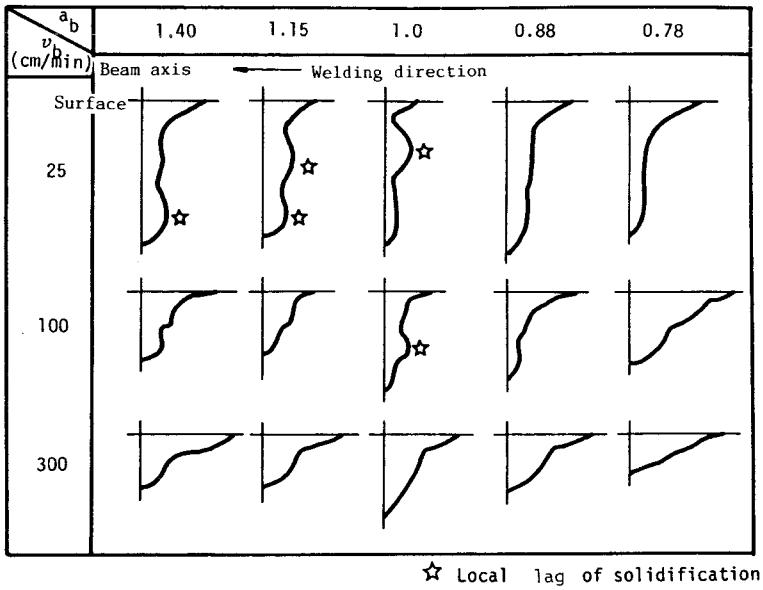


Fig. 2.17 Schematic diagrams of solidification wall in flat welding

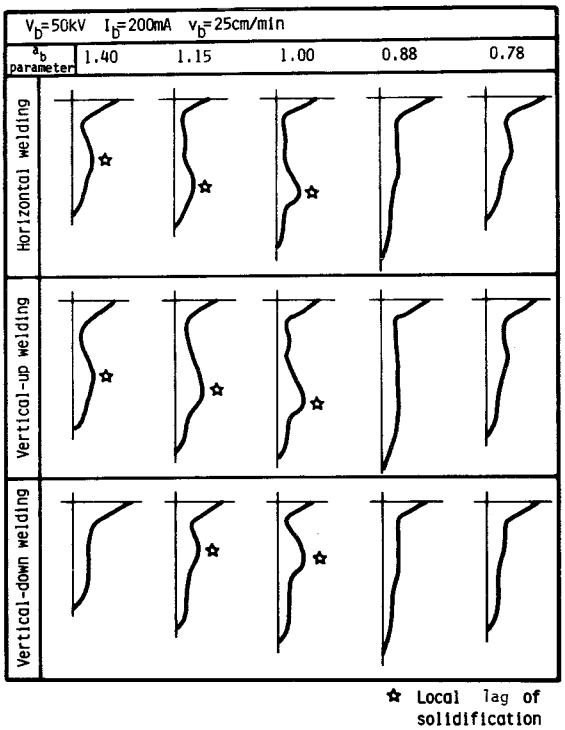


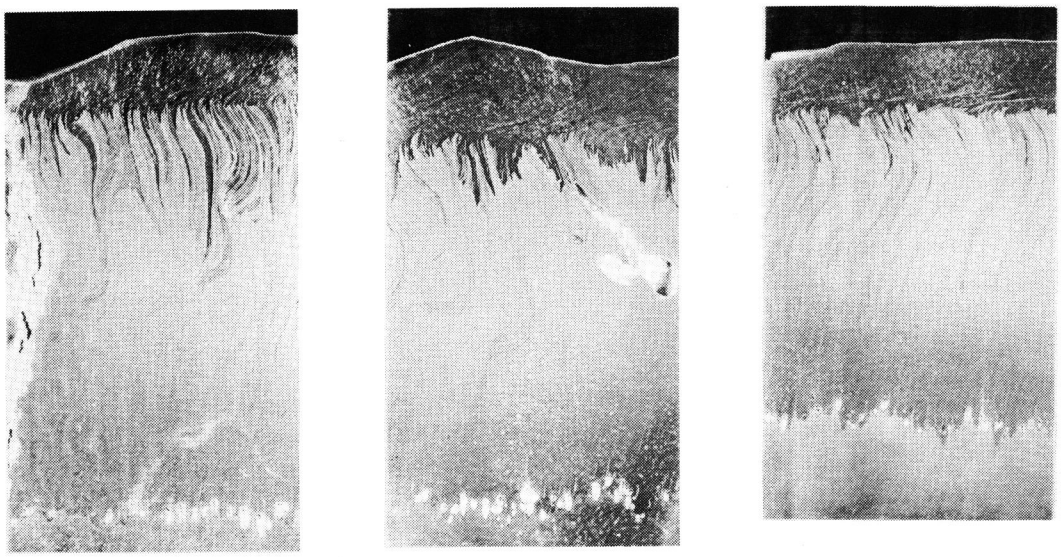
Fig. 2.18 Schematic diagrams of solidification wall for various welding positions

る。

溶接姿勢を変えた場合、溶込み深さと同様に 100cm/min以上の高速領域では、凝固壁の形状に及ぼす姿勢の影響がほとんど認められなかった。一方 50cm/min 以下の低速になると、特に$a_b \geqq 1.0$ の領域でその影響が現われた。 Fig. 2.18には、低速での各種溶接姿勢下における凝固形態を模式的に示す。$a_b > 1.0$ では、横向き及び縦向上進溶接において、溶込み中央部に若干の遅れが観察されるが、下向き溶接で見られた底部での遅れは消失する。$a_b = 1.0$ になると、縦向下進溶接では下向き溶接と同様にネック部の下付近で規則的な遅れが形成されるのに対し、横向き及び縦向上進溶接では中央部付近で遅れが形成され、かつその形成位置は溶込み方向に不規則に変動した。その模様を Fig. 2.19に示す。一方$a_b < 1.0$ では、どの姿勢においてもビーム軸とほぼ平行な凝固壁を呈し、姿勢による形状変化はほとんどない。このように、低速で$a_b \geqq 1.0$ の領域において、遅れの形成位置に姿勢の影響が認められた。しかしながら、下向き溶接で遅れが観察された条件では、姿勢を変えてもその存在が認められ、本質的な遅れの形成機構に及ぼす重力の寄与は比較的小さいと考えられた。

2．6　溶融金属の流動挙動に及ぼす溶接パラメータの影響

電子ビーム溶接では、ビーム直下に細長いビーム孔が形成されており、ビーム孔前面で溶けた溶融金属がビーム孔の周囲を流動し、凝固する。溶融から凝固に至る過程は、種々の溶接パラメータに依存して変化するが、前面で溶けた溶融金属が基本的にどのような



(a) Horizontal welding　(b) Vertical-up welding　(c) Vertical-down welding

V_b=50kV　I_b=200mA　v_b=25cm/min　a_b=1.00

10mm

Fig.2.19　Longitudinal sections of EB welds for various welding positions

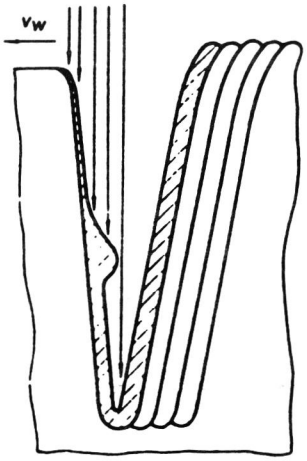


Fig.2.20 Melting process proposed by Nazarenko[29)]

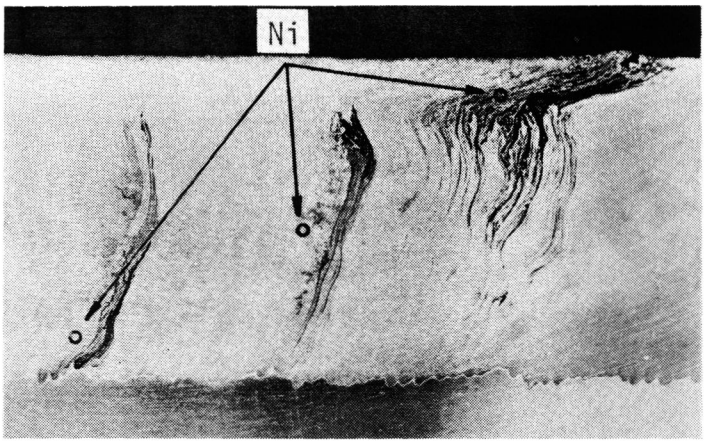


Fig.2.21 Distributions of Ni filler metal added at various positions of specimen along penetration

経路をたどって流動・凝固するかを明確にしておく必要がある。そこで、溶込み方向の各位置に添加したNiの溶接後の分布状況からこれを推定した。Nazarenko らは、 Fig. 2.20 に示すモデルを用いて、溶融・凝固過程を次のように説明している[29),30)] 。ビーム孔前面では薄い溶融層が形成されており、これが不安定現象を起すことにより Fig. 2.20 に見られるような小さな突起が形成される。突起表面では、ビーム孔前面と比べてビーム軸となす角度が大きいため、よりハイパワー密度の電子ビームが照射され、激しく発生する金属蒸気の反作用により突起が溶込み底部に向って急速に移動する。すなわち溶融金属は、ビーム孔前面を溶込み底部へ向って流動し、ルート部まで達すると、ビーム孔後方に存在する多くの溶融金属に吸収されると説明している。

本実験において、溶込み方向の各位置に添加したNiの溶接後の分布状況を観察してみると、 Fig. 2.21に示すように、添加位置より後方でその上下方向にNi濃度の高い層（写真中黒く見える部分）が観察された。 Fig. 2.22には、溶込み中央部付近に添加したNiの各水平断面における分布状況を示す。写真中白く見える部分がNiが多く分布した位置を示す。Niは、添加位置付近またはこれより上方において、後方へと半楕円状に分布しており、表面もしくはルート部へ向うにつれて、その分布量が減少する。またルート部付近においては、添加位置より前方においてのみその分布が認められ、Niが溶融後ある程度の時間が経過した後に、この付近まで到達したことを意味している。Nazarenko らが指摘したようにビーム孔前面で溶込み先端へ向う湯流れが存在しているのであれば、ルート部ではより早い時点でNiの分布が観察されるはずである。さらに、Niの添加位置付近でNi濃度が高く、しかも添加位置から後方に半楕円状に偏析していることを考えると、溶融・凝固過程を次のように考えるのが妥当と思われる。

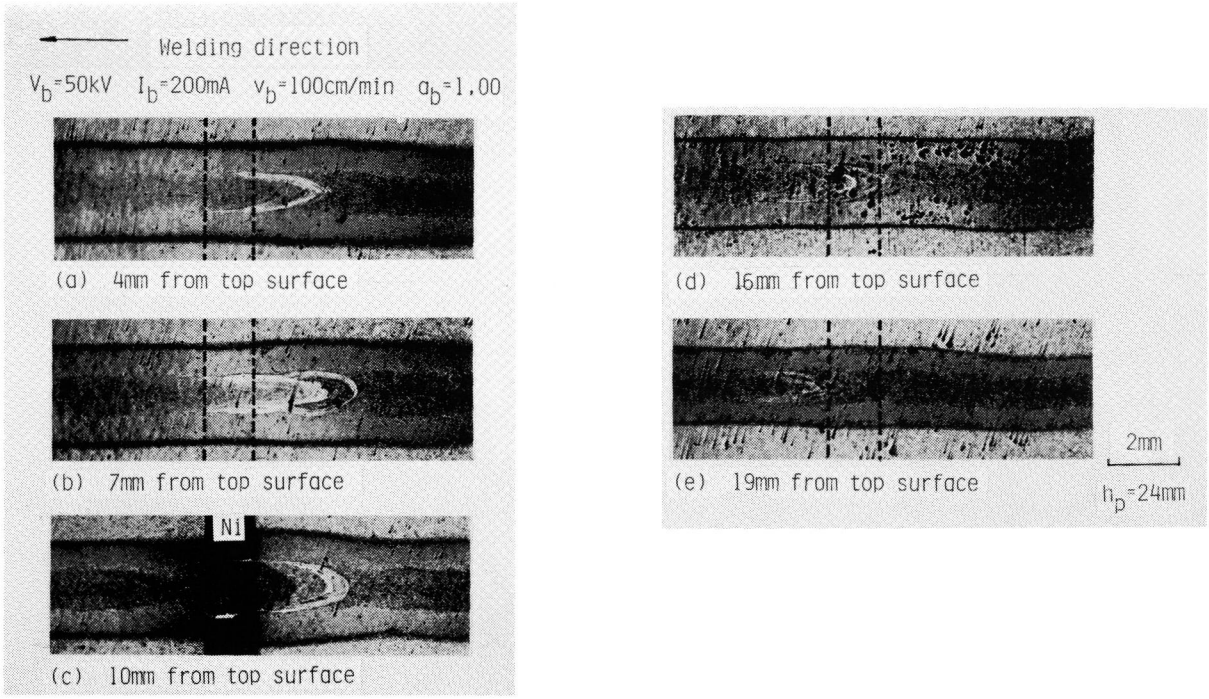


Fig.2.22 Distributions of Ni filler wire in some horizontal sections along penetration

すなわち、ビーム孔前面で溶けた溶融金属は、前面をルート部に向って流動するのではなく、 Fig. 2.23に示すように、ビーム孔の周辺を若干上方向に拡散しながら回り、後方へと送られる。後方には比較的多くの溶融金属が存在し、これがビーム孔外への噴出と流入を繰り返しながら凝固する。したがって、溶込み中央部に添加したNiがルート部において添加位置より前方で観察されたのは、ビーム孔周辺を回ったNiが後方で上下方向への流動を数回繰り返すうちに、ルート部まで到達したためと考えられる。

先に述べた諸欠陥の発生は、ビーム孔の前面で母材がどのように溶融し、後方で溶融金属がいかに流動するかにより決定される。その詳細については後述するが、ここでは、表面付近での溶融金属の流動挙動を高速度撮影し、これに及ぼす溶接パラメータの影響を調べた結果について述べる。 Fig. 2.24には、低溶接速度 (v_b = 25cm/min)のもとで焦点位置を変えた場合の結果を模式的に示す。下焦点では、ビーム孔から溶融金属が周期的にかつ激しく噴出し、溶融池後端へ向う湯流れが非常に強い。一方上焦点になると、溶融金属の噴出が非常に穏やかとなり、その周期性も見分けにくくなる。また溶融金属は、ビーム孔の後端及び側面から放射状に流出し、側面から出た溶融金属は溶融池の周辺を流動する。さらに、下焦点で見られた後方へ向う湯流れは非常に弱くなる。焦点が表面上にある

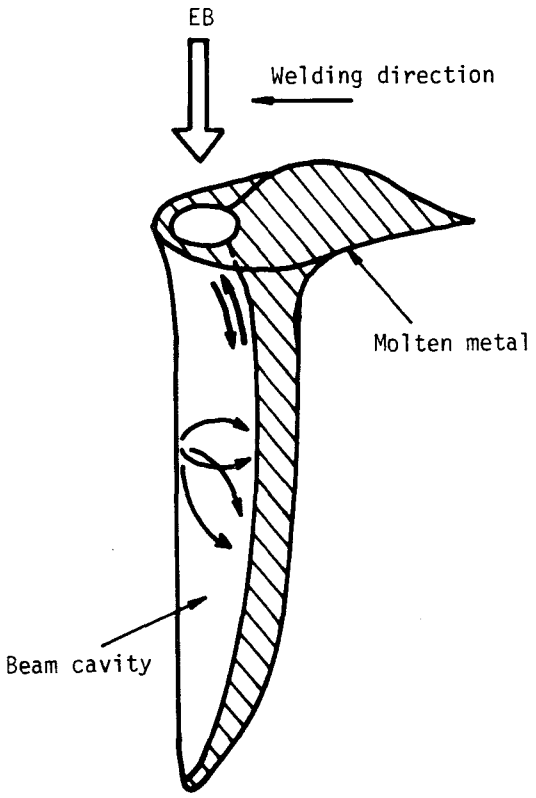


Fig.2.23 Schematic diagram of molten metal flow in beam cavity

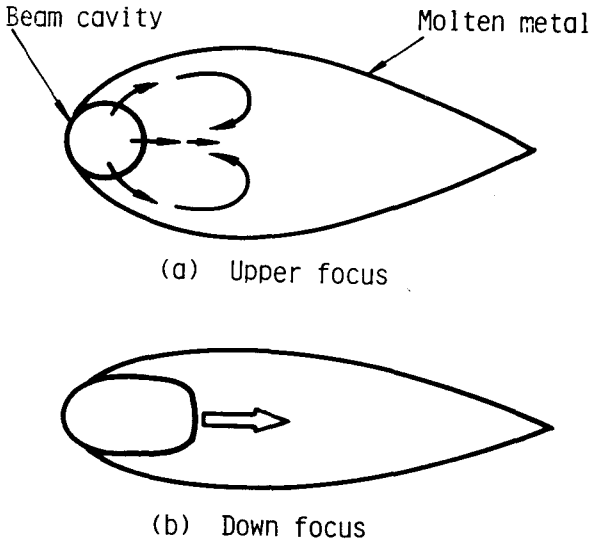


Fig.2.24 Molten metal flow for upper and down focussing conditions

場合には、両者の中間的な挙動を示すが、さらに低周波で溶融金属の特異な流動が観察される。この点に関しては、第４章で詳しく述べる。溶接速度が変化した場合、基本的には Fig. 2.24と同様な傾向を示すが、速度の上昇と共に周辺流が減少し、後方へ向う湯流れが強くなる傾向を示した。

２．７　結　言

本章では、本論文で研究の対象とした数種の溶接欠陥を示し、その概要について述べた。さらに、溶込み形状、凝固パターン並びに溶融金属の流動挙動に及ぼす各種溶接パラメータの影響を調べた。得られた結果を要約すると、以下のようになる。

(1)　横断面における溶込み形状は、下焦点では、ルート部へ向うにつれて溶融幅が減少する楔形の溶込み形状となるのに対し、上焦点では、幅広いネイルヘッドが形成され、溶込み方向に溶融幅がほぼ均一な井戸形の溶込み形状を示す。またネイルヘッドの広がり

は、溶接速度の上昇と共に減少する傾向にある。

(2)　溶込み深さが最大となるα_b値は、溶接速度の上昇と共に増加する傾向にある。

(3)　溶接姿勢を変えた場合、低速で$\alpha_b \geqq 1.0$ の領域において、溶込み深さに及ぼす姿勢の影響が認められ、縦向上進、横向き、下向き、縦向下進の順で小さくなる傾向にある。

(4)　縦断面における凝固壁は、溶接速度の上昇と共に後方へと傾斜する傾向を示す。またその傾斜の度合いは、下焦点においてより顕著となる。低溶接速度のもとでは、ビーム軸とほぼ平行な凝固壁が形成されるが、$\alpha_b \geqq 1.0$ では、凝固壁が局部的に遅れる現象が認められた。

(5)　溶接姿勢を変えた場合、低速で$\alpha_b \geqq 1.0$ の領域において凝固壁の遅れの形成位置に姿勢の影響が認められた。しかしながら、下向き溶接で凝固壁の遅れが形成された条件では、姿勢を変えてもその発生が認められ、本質的な凝固壁の遅れの形成に及ぼす重力の影響は、比較的小さいといえる。

(6)　下焦点では、表面付近で溶融金属の周期的かつ激しい噴出が起り、溶融池後端に向う湯流れが非常に強いのに対し、上焦点では、流動が非常に穏やかとなり、溶融池周辺を回る湯流れが促進される傾向にある。また溶接速度が上昇すると、次第に周辺流が抑制され後方へ向う流れが強くなる傾向を示す。

第３章　不整ビードの形成機構

３．１　緒　言

生産ラインでは、従来より溶接の高速化が望まれており、アーク溶接を中心に様々なアプローチがなされてきている。溶接の高速化にとって最大の障害は、アンダカットビードやハンピングビードといった不整ビードの発生であり、これらの形成機構や防止法に関しても多くの研究結果が報告されている[31]。例えば、ＴＩＧ溶接で見られる不整ビードは、アーク力の増大に伴い、アーク直下近傍で固体面が露出し、これが溶融金属との濡れ性を低下させることにより発生するとされている[32),33]。

電子ビーム溶接においても、高速領域では上記不整ビードの発生が認められるが、その限界速度は高く、高速化に対してより有利な溶接法いえる。これは、本溶接法がビーム孔を有した深溶込み溶接であり、ビード形成現象がアーク溶接と異なることに起因する。電子ビーム溶接の場合、基本的には表面付近での溶融金属の形態と流動挙動によりビード形成現象が支配されると考えられるが、これらを取り扱った報告例は少なく[34]、上記不整ビードの形成機構が明確にされていないのが現状である。

本章では、不整ビードの中でも特にハンピングビードの発生に主眼を置き、まずこれに及ぼす焦点位置、ビーム電流及び溶接姿勢の影響を調べた。次に表面付近での流動挙動を高速度撮影により観察し、その形成過程を明らかにするとともに、得られたデータをもとに形成機構を考えた。また溶接姿勢を変えた場合、特に縦向上進溶接においてビード形成に及ぼす姿勢の影響が大きく、低溶接速度のもとでも不整ビードの形成が認められた。このため、その形成機構を明らかにすると共に、その防止法についても検討を行った。

３．２　実験方法

第２章で述べたように、表面付近での溶融金属の流動挙動は焦点位置に大きく依存する。そこで、まずビード形成に及ぼす焦点位置の影響を明確にするため、ビーム出力一定のもとで焦点位置並びに溶接速度を変化させ、不整ビードの発生領域を調べた。Table 3.1 にこのときの溶接条件を示す。なお焦点位置は、対物距離Doを一定としてレンズ電流 I_f の大小により変化させ、α_b値で表示した。

一方ＴＩＧ溶接においては、アーク電流の増加に伴いアーク力が増大し、より不整ビードが発生しやすくなることが知られている[32),33]。そこで本研究においても、焦点位置一定のもとでビーム電流を変化させ、不整ビードの発生に及ぼすビーム電流の影響を調べた。Table 3.2 にこのときの溶接条件を示す。また、特にビード形成の異なる条件において、表面付近での溶融金属の形態並びに流動挙動を高速度撮影により観察し、不整ビードの形成過程並びに形成機構を考えた。

以上の実験はすべて下向き姿勢下で溶接を行ったが、ビード表面には比較的多くの溶融

Table 3.1 Welding condition for investigating effect of beam focussing condition on humping bead formation

Accelerating voltage	V_b	58kV
Beam current	I_b	200mA
Welding speed	v	100-280cm/min
Object distance	D_o	180mm
Focal current	I_f	4.90-5.55A
a_b parameter		0.75-1.22

Table 3.2 Welding condition for investigating effect of beam current on humping bead formation

Accelerating voltage	V_b	50kV
Beam current	I_b	100,150,200,250, 300,350&400mA
Welding speed	v_b	50-650cm/min
Object distance	Do	175mm
a_b parameter		1.0

Table 3.3 Welding condition for investigating effect of welding position on humping bead formation

Accelerating voltage	V_b	50 kV
Beam current	I_b	200 mA
Welding speed	v_b	25 - 500 cm/min
Object distance	D_o	175 mm
a_b parameter		0.86, 0.92, 1.00, 1.08 & 1.20
Welding position		Flat, horizontal, vertical-up & vertical-down welding

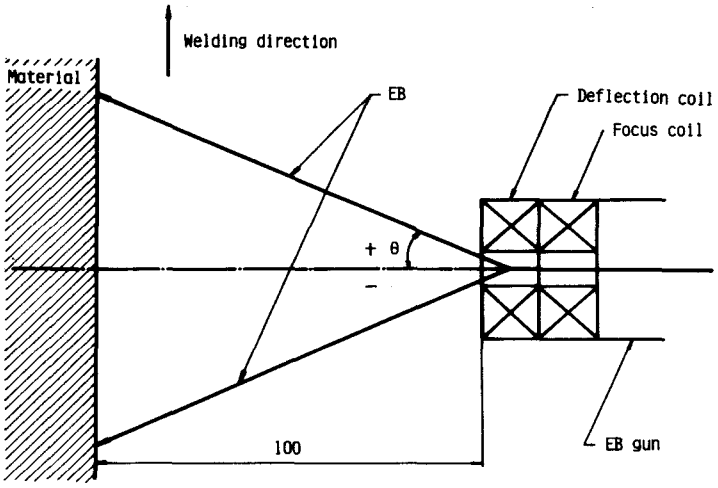


Fig.3.1 Welding method for preventing humping bead in vertical-up welding

金属が存在するため、重力の作用する方向によりビード形成現象が異なることが予想される。そこで各種溶接姿勢下でも同様な実験を行い、姿勢の影響を調べた。このときの溶接条件をTable 3.3 に示す。本実験を行った結果、縦向上進溶接において低速で特異な不整ビードの発生が認められた。その形成機構については後に詳しく述べるが、電子ビームのパワー密度分布と金属蒸気の作用する方向が影響を及ぼすと考えられたため、 Fig. 3.1 に示すように、前進角及び後退角で溶接を行い、その防止効果を調べた。照射角度は直流偏向により変化させ、前進角を＋後退角を－として、図に示すθで表示した。供試材には溶接構造用鋼ＳＭ５０Ａを用い、溶接はすべて部分溶込みビード溶接で行った。

３．３　不整ビードの発生に及ぼす溶接パラメータの影響

Fig. 3.2 には、不整ビードの発生に及ぼす焦点位置並びに溶接速度の影響を示す。ハンピングビードは、いずれの条件においても溶接速度の上昇に伴いその発生が認められるようになるが、その発生限界速度は焦点位置に依存し、α_b値が 0.9から 1.0の領域で最も低速側へと移行する。また、α_b値が1.0 より小さな領域ではアンダカットの発生も顕著となるのに対し、1.0 より大きくなると不整ビードの発生が大幅に抑制され、α_b＝1.20では限界速度が 500cm/minまで上昇した。

Fig. 3.3 には、α_b値が1.0 のもとでビーム電流 I_b を変えたときの不整ビード発生領域を示す。ハンピングビード発生限界速度は、ビーム電流の上昇と共に低下する傾向にあ

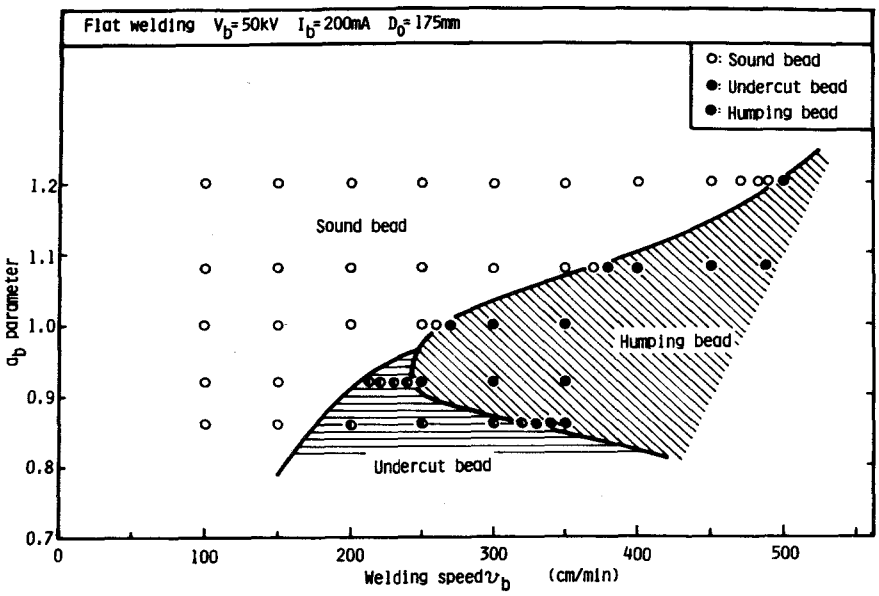


Fig.3.2 Effect of beam focussing condition on humping and undercut beads formation

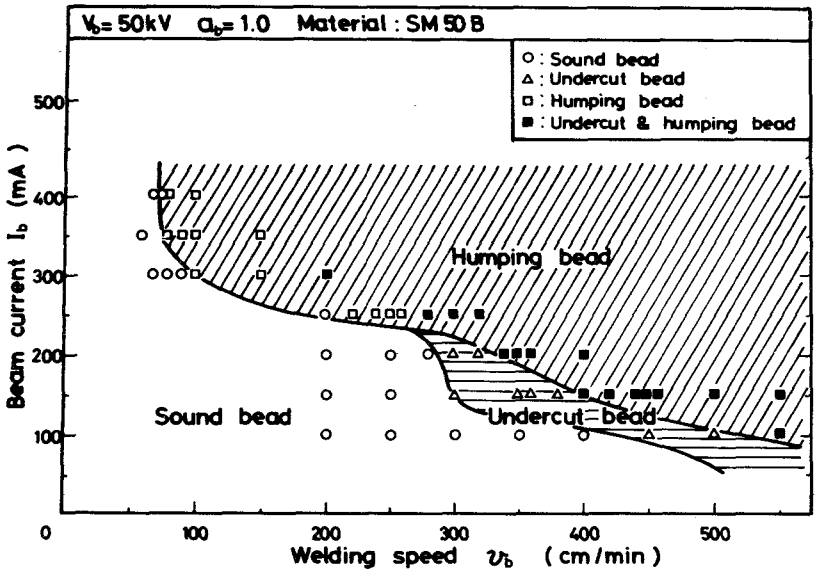


Fig.3.3 Effect of beam current on humping and undercut beads formation

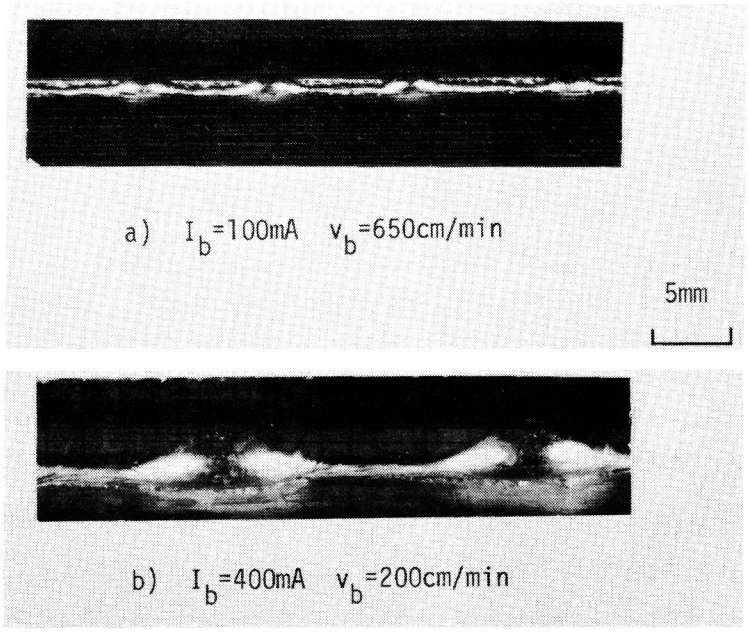


Fig.3.4 Typical appearances of humping bead in low and high beam current ranges

り、300mA 以上でほぼ一定な値を示す。またハンピングビードへの移行形態に注目すると、ビーム電流が低い領域では、正常ビードからアンダカットビードを経てハンピングビードへと移行しているのに対し、高い領域では、アンダカットを経ずにハンピングビードへと移行した。このような移行形態の相違は、ビーム電流が 250mA付近を境としており、以下 $I_b \geqq 250$mAを高電流域、 $I_b < 250$mAを低電流域と区分する。 Fig. 3.4 には、それぞれの領域におけるハンピングビードの外観を示すが、低電流域では深いアンダカットの発生を伴ってハンピングビードが発生するのに対し、高電流域では全くその発生が認められない。

溶接姿勢を変えた場合、横向き溶接では、下向き姿勢とほぼ同様な領域で不整ビードの発生が認められたが、若干ハンピングビードが発生しやすい傾向にあった。縦向下進溶接の場合、本実験の溶接速度範囲内（ $v_b \leqq 250$cm/min ）では不整ビードの発生が認められず、最も表面欠陥の発生しにくい溶接姿勢といえる。 Fig. 3.5 には、縦向上進溶接での結果を示す。この場合、全溶接姿勢中最もハンピングビードが発生しやすく、極低速でもその発生が認められた。また、$\alpha_b < 1.0$ の領域では、全速度範囲に渡って健全なビードを得ることができなかった。このように、縦向上進溶接において姿勢の影響が最も顕著に現われたため、3.7 項で本姿勢におけるビード形成現象を検討する。縦向上進溶接におけるハンピングビードは、その形状により Fig. 3.5 に示す３つの領域（A，B及びC）に分類できる。 Fig. 3.6 には、それぞれの領域におけるビード外観を示す。高速のC領域で

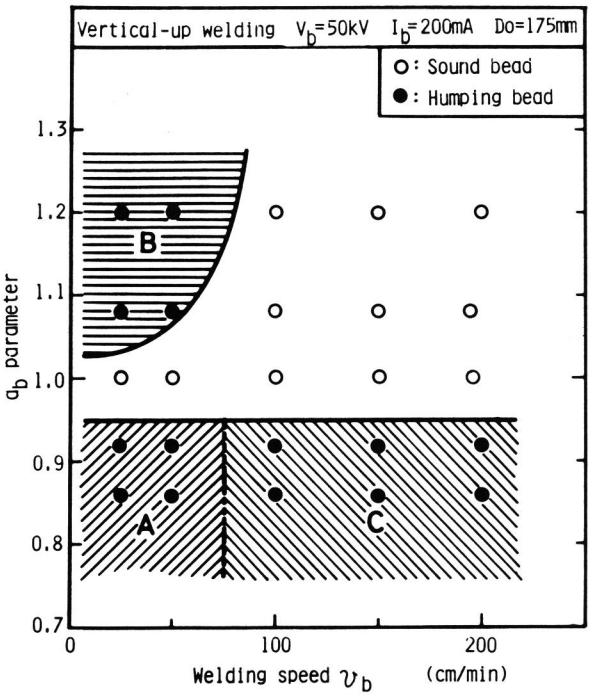
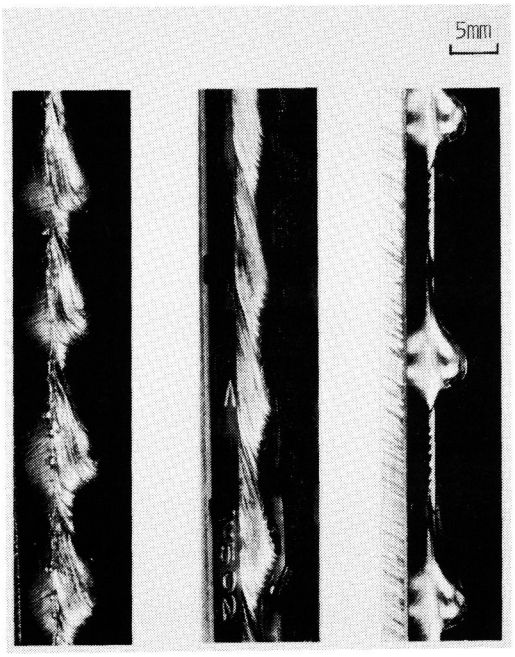


Fig. 3.5 Humping bead formation ranges in vertical-up welding



a) A region a_b=0.92 v_b=25cm/min

b) B region a_b=1.08 v_b=25cm/min

c) C region a_b=0.86 v_b=200cm/min

Fig. 3.6 Typical appearances of humping bead in vertical-up welding

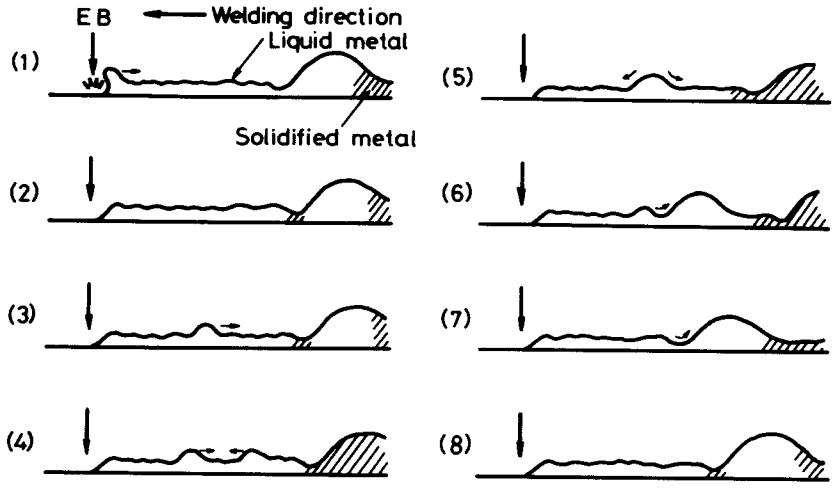


Fig.3.7 Formation process of humping bead

は、下向き溶接と同様に滑らかなこぶが形成されるのに対し、低速のA及びB領域では、一つのこぶの中に多数のビードリップルが観察され、従来のハンピングビードとは形成機構が異なると予想された。このため、C領域でのハンピングビードを高速型ハンピングビード、A及びB領域でのそれを低速型ハンピングビードと区分することにする。低速型ハンピングビードは、焦点位置によりその形状が若干異なり、$\alpha_b>1.0$ のB領域では、比較的なだらかなこぶが形成されるのに対し、$\alpha_b<1.0$ のA領域では、凹凸が激しくピッチの短いハンピングビードが形成されていた。

3．4　液柱の不安定現象とハンピングビードの形成機構

3.3 項で述べたように、ハンピングビードの発生領域は種々の溶接パラメータに依存して大きく変化する。本項では、この原因を明確にするため、ハンピングビードの形成機構について検討を行う。。

まず、ハンピングビード形成時の溶融金属の挙動を高速度撮影し、 Fig. 3.7 にその形成過程を模式的に示す。高溶接速度のもとでは、電源のリップルに対応した100Hz で金属蒸気の発生が認められ、これに伴って溶融金属が周期的に噴出し後方へと流動する。これを溶接部上方から観察すると、溶融池表面に浮かんだスラグがビーム孔のやや後方で前後方向に振動しながらほとんどその位置を変えておらず、この付近で後方へ向う湯流れと後方からビーム孔へ向う湯流れがバランスしていると考えられる。このため、横方向からの観察により一見後方へと流動しているように見える湯流れは、実際にはスラグの浮かんで

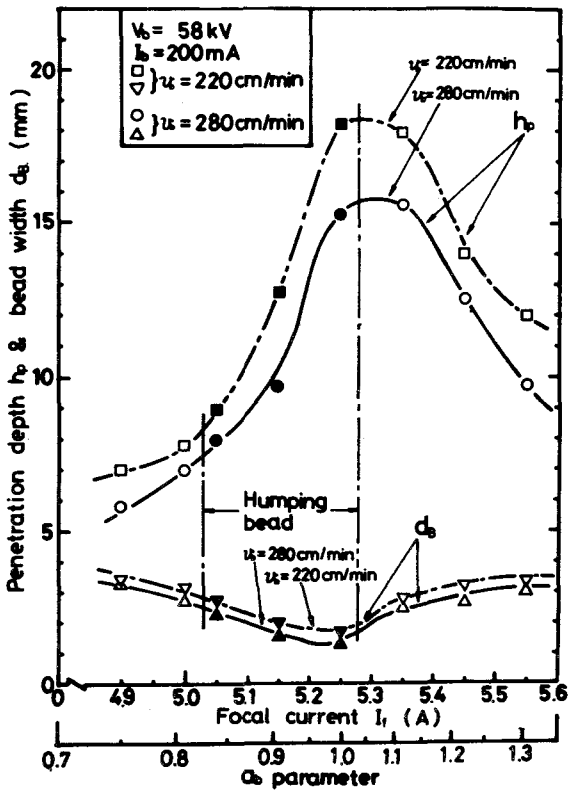


Fig.3.8 Effects of bead width and penetration depth on humping bead formation

いる付近までで、これより後方へは波動として伝播する。 Fig. 3.7(1)は、溶融池後端に溶融金属がたまり、こぶ状に膨れあがった状態を示す。さらに溶接が進むと、こぶ前方のくびれた部分が凝固し、溶融池が急激に短くなる (2)。ビーム孔から後方へと向う波は凝固した溶融池後端で反射し (3)、次に送られてくる波と衝突することにより (4)、溶融池内に小さなこぶが形成される。この小さなこぶは、溶融池が短い間はすぐに消滅するが (5)、溶接の進行と共に溶融池がある程度以上に長くなると消滅せず、次々と送られてくる波を吸収し (6)、次第に大きく成長する (7)。さらに溶接が進むと、再びこぶ前方のくびれた部分が凝固し (8)、ハンピングビードの一周期が完了する。種々の溶接条件下においても、後述するように周期は異なるが、同様の過程でハンピングビードが形成されていた。このように、ハンピングビード形成時には溶融池の長さが変動しており、高速化に伴って引き伸ばされた溶融池の長さが、ハンピングビードの形成に対して重要な要因となっていることがうかがえる。

Fig. 3.8 には、高溶接速度のもとで焦点位置を変えた場合の溶込み深さ hp と表面ビード幅 d_B を、ハンピングビード発生領域と共に示す。図を見てもわかるように、溶込み深さはハンピングビードの発生と何ら相関関係を持たないが、表面ビード幅は、どちらの溶接速度においても、小さいときにのみハンピングビードの発生が認められる。 Fig.

3.9 には、溶接速度がハンピングビード1周期の長さλに及ぼす影響を示す。溶接速度が大きくなるにつれてλの値が小さくなっていることがわかる。 Fig. 3.10には焦点位置とλの関係について示すが、a_b値が1より小さくなるに従いλの値が大きくなる。 Fig. 3.11には、これらのデータを表面ビード幅 d_B で整理した結果を示す。これを見ると、λの値も表面ビード幅と良い相関関係があり、表面ビード幅が狭くなる程λが小さくなる傾向を示した。以上述べたように、ハンピングビードの発生と表面ビード幅は密接な関係があり、表面ビード幅が狭くなる程、ハンピングビードが発生しやすく、またその周期も短くなる傾向にある。

ここで表面付近での溶融金属の形状を Fig. 3.12(a) に示すような半径Ro長さℓの液柱と仮定すると、このような液柱はその長さℓが長くなると不安定となることが知られている。Rayleighは、 Fig. 3.12(b) に示すように、不安定が生じた任意の位置での液柱の半径を R、不安定が生じる前の半径をRoとしたとき、R を次式で表わし、

$$R = R_o + \varepsilon \exp(\sigma_o t) \cos kz \quad \cdots\cdots (3.1)$$

$$k = 2\pi / \ell \quad \cdots\cdots (3.2)$$

ε ；定数,　 z ；軸方向への距離,　 σ_o ；Rが指数関数的に成長する速度

kRo ＜1すなわちℓ＞ 2πRoになると不安定が生じることを指摘した[35]。さらにσ。が最大となるときRの成長速度が最も大きく、不安定性も最大となる。そこでσ。を計算し、次式で示した。

$$\sigma_o^2 = T I_1(x) \times (1 - x^2) / R^3 \rho I_o(x) \quad \cdots\cdots (3.3)$$

$$x = 2\pi R_o / \ell \quad \cdots\cdots (3.4)$$

T ；表面張力,　 ρ ；密度,　 I_m (x) ；ベッセル関数

このとき、x＝ 0.697でσ。が最大値を持ち、(4) 式よりそのときのℓを求めると、ℓ＝2.9 πRoとなる。すなわちℓが2.9 πRoで不安定性が最大となることを示した。この理論的予想は実験的にもほぼ確認されている[36),37)]。

Chandrasekhar は不安定性に及ぼす粘性の影響について理論的検討を加え、次に示すJの値が小さくなると、σ_oが最大値を持つときのxが小さくなること、すなわち不安定性が最大となる液柱の長さℓが大きくなることを指摘している[38)]。

$$J = TR / \rho \nu^2 \quad \cdots\cdots (3.5)$$

ここで、溶鋼の表面張力Tを1700 dyne/cm、粘性係数ν＝9 x 10^{-3} St 、密度ρ＝7.16 g/cm^3 、R＝3 mmとしてJを求めると、8.8 x 10^5 と極めて大きな値となり、溶鋼においては、不安定性に及ぼす粘性の影響をほぼ無視することができる。したがってRayleighの理論がそのまま適用できる。このような液柱の不安定理論をハンピングビードの形成にあてはめることは、溶湯が固体壁により支持されていることを考えると、多少問題はあるかもしれない。しかしながらハンピングビードが形成される条件では、アンダカット等の発生により、溶湯が Fig. 3.12(a) に示す形状とかなり類似しており、定性的にはこの理論

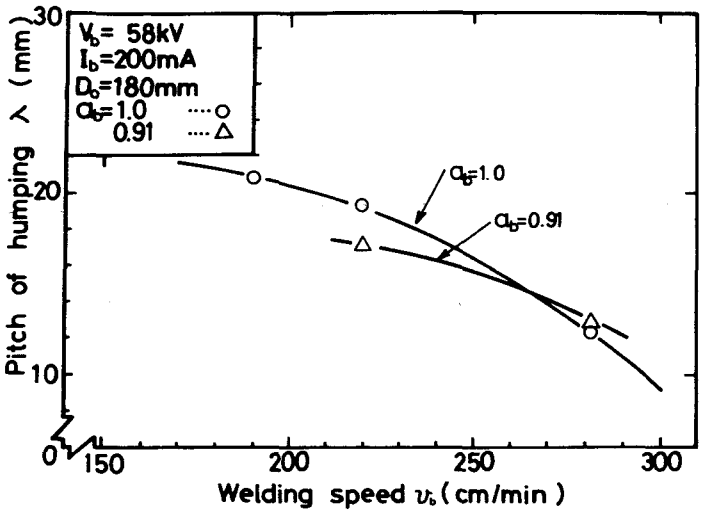


Fig. 3.9 Effect of welding speed on pitch of humping

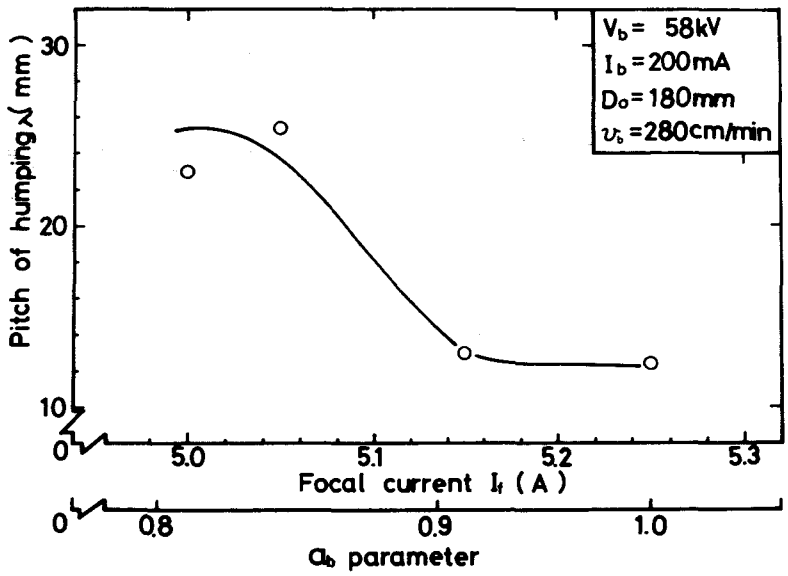


Fig. 3.10 Effect of beam focussing condition on pitch of humping

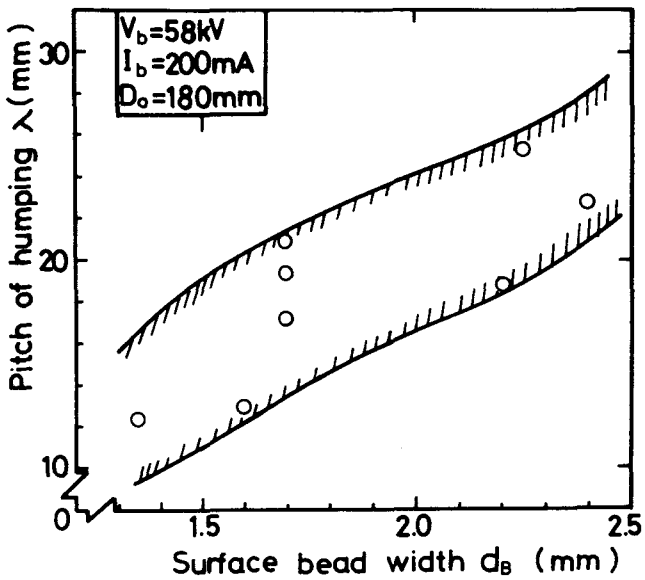


Fig. 3.11 Relationship between surface bead width and pitch of humping

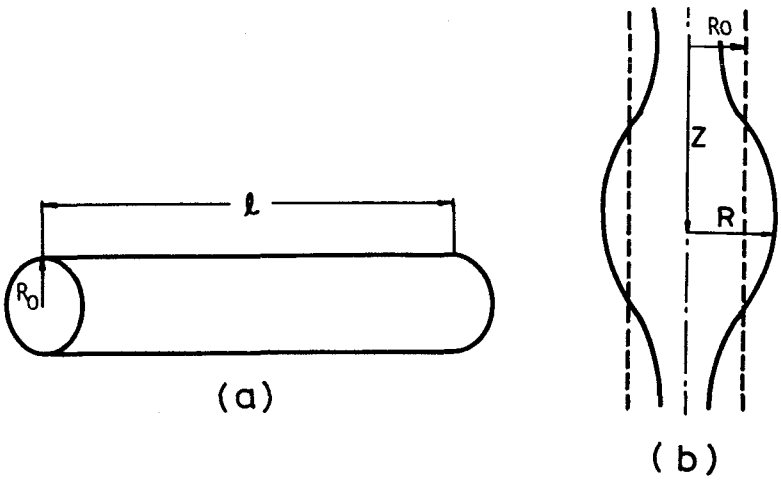


Fig. 3.12 Capillary instability of liquid metal

で説明できると考えられる。

ここでハンピングビードの形成過程を振り返ってみると、 Fig. 3.7(5)に示したように、溶融池が短い間は中央部でこぶが形成されてもすぐに消滅した。これは、この時点で前記不安定条件が満たされるまで溶融池が長くなっていないためである。一方さらに溶接が進み(6) の時点になると、もはやこぶは消滅せず、次々と送られてくる波を吸収し次第にこぶが成長した。このときの溶融池長さℓを高速度撮影フィルムから実測すると14.1mmであり、この時点で不安定現象が生じたと仮定して、上記不安定条件（$\ell=2.9\ \pi Ro$）からRoを求めると1.5mm となる。溶接時にRoを実測することは非常に困難であるため、溶接後の横断面形状からこれを推定すると、上記Roの値はほぼ妥当な値であり、したがってこの時点で不安定現象が生じることによりハンピングビードが形成されたといえる。

また先に述べたように、ハンピングビードの発生は表面ビード幅と密接な関係があり、表面ビード幅が小さくなる程ハンピングビードが発生しやすく、またその周期も短くなる傾向にあった。これは、電子ビーム溶接における表面ビード幅が、他の融接法と比較して極端に狭く、溶融池の曲率半径Roが表面ビード幅にほぼ依存して変化するためである。すなわち、表面ビード幅が狭くなるにしたがいRoが小さくなり、その結果溶融池が短くても不安定現象が起るためである。

3．5　ハンピングビードの焦点位置依存性

3.4 項で述べたように、ハンピングビードは表面付近で細長く延びた溶融金属が不安定現象を起すことにより発生する。またその発生傾向は焦点位置に依存し、Q_b値が1.0 よりも小さくかつ表面ビード幅が狭い領域で発生しやすい。そこで本項では、ハンピングビードの発生が焦点位置によって異なる原因について検討を行った。

3.4 項では、表面付近での溶融金属の形状を Fig. 3.12(a) に示した細長い液柱と仮定して話を進めた。しかしながら、溶融金属は必ずしもこのような形状を取るとは限らず、細長い円柱状の溶融池が形成されることが、不安定現象を起すための必要条件となる。ＴＩＧアーク溶接では、アーク直下近傍で露出した固体面が溶融金属との濡れ性を低下することにより上記必要条件が満たされる。一方深溶込み電子ビーム溶接においては、細長いビーム孔の全面にわたって溶融金属との濡れ性が低下することは起りがたく、したがって表面付近での溶融金属の形態によりこれが支配されるといえる。溶接速度が増加すると、 Fig. 2.12で示したように、ネイルヘッドの広がりが次第に狭くなり、これが消滅することによりアンダカットが形成される。アンダカットが形成されると、溶融金属がビーム孔側壁と濡れないため、円柱状の溶融池が形成され、不安定現象を起すための必要条件が満たされる。すなわち、表面付近でネイルヘッドタイプの溶込み形状となるかあるいはアンダカットが発生するかにより、ハンピングビードの発生傾向が大きく左右される。

Fig. 3.13には、 v_b ＝280cm/min のもとで、焦点位置を変えたときの横断面形状を示

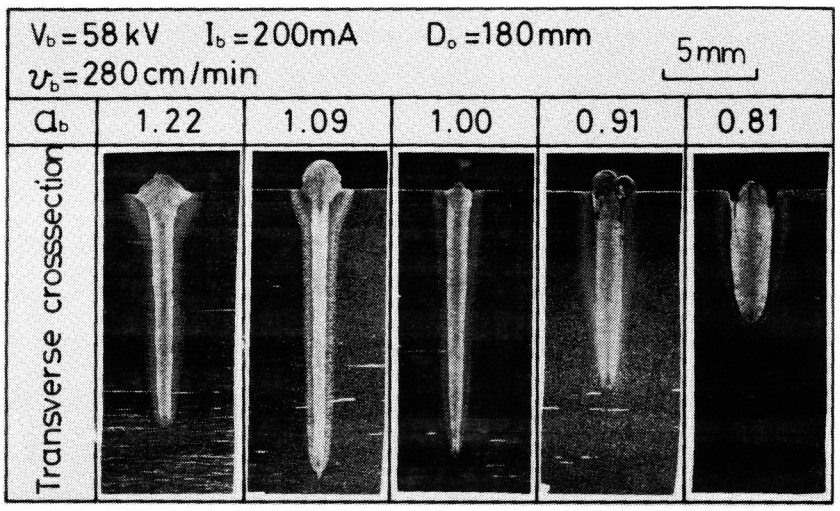


Fig.3.13 Transverse cross-sections of EB welds for various beam focussing conditions

す。$\alpha_b<1.0$ においては既にアンダカットの発生が認められるのに対し、$\alpha_b>1.0$ になると、この速度においても幅広いネイルヘッドが形成されており、ハンピングビードが発生しにくい状況にあることがわかる。先に述べたように、$\alpha_b>1.0$ で健全なビードが形成される領域が大幅に拡大したのは、この条件でネイルヘッドの形成が促進されるためである。

そこで、次にネイルヘッドの形成機構について若干の検討を加えるため、溶接部の斜め上方から高速度撮影を行い、溶融金属の動きを観察した。 Fig. 3.14には、溶接速度が200cm/min のもとで、焦点位置を変えたときの結果を模式的に示す。溶融池には酸化被膜が浮かんでおり、この動きから流動挙動を知ることができる。$\alpha_b\leqq1.0$ では、細長く伸びたビーム孔後方から溶融金属が周期的に噴出する。また酸化被膜は、溶融池中央部もしくは後方で小さく振動しながら浮かんでおり、特に$\alpha_b=0.89$において後方へ向う湯流れが強い。一方$\alpha_b=1.20$になると、溶湯はビーム孔側壁及び後方から放射状に放出される。また後方へ向う湯流れは$\alpha_b\leqq1.0$ のときほど強くなく、側壁から放出された溶融金属は、溶融池の周辺を回る。このときのクレータ部各位置における横断面を観察してみると、ビーム直下ではネイルヘッドがほとんど観察されないのに対し、これより後方の周辺流が生じている付近でネイルヘッドの発生が認められた。したがってネイルヘッドは、周辺を回る溶融金属が母材を二次溶融することにより形成されるといえる。

一方$\alpha_b\leqq1.0$ の領域でアンダカットが形成されると、先に述べた不安定条件が達成された時点でハンピングビードが発生する。 Fig. 3.15には、各種焦点位置並びに溶接速度の

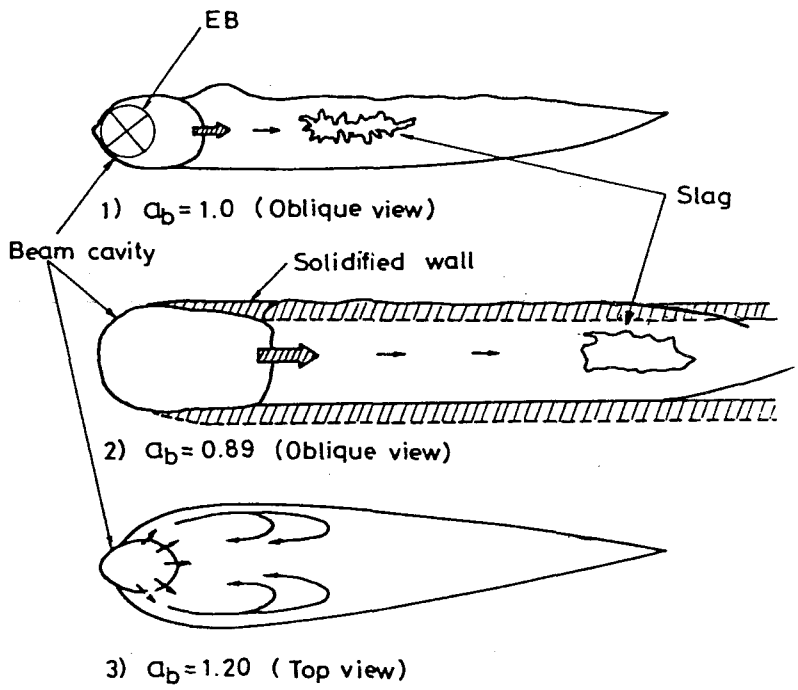


Fig. 3.14 Molten metal flow under various beam focussing conditions

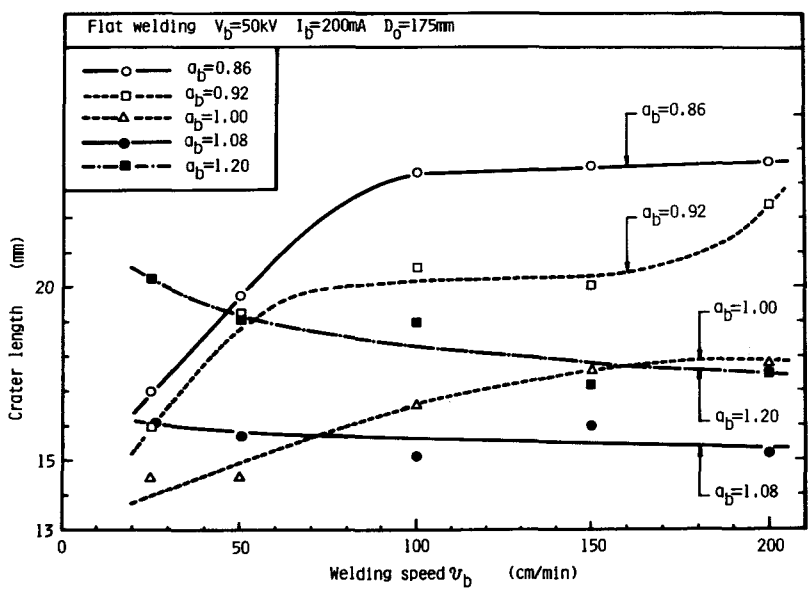


Fig. 3.15 Effect of beam focussing condition on variation in crater length

もとでのクレータ長さの測定結果を示す。クレータ長さの溶接速度依存性は焦点位置により異なり、$a_b>1.0$ では、速度の上昇と共にクレータ長さが若干低下するのに対し、$a_b\leqq 1.0$ になると逆に増加する傾向が認められた。このため、$a_b\leqq 1.0$ の領域では、溶接速度が増加するにつれて Fig. 3.12(a) に示した液柱がより長くなり、不安定現象が起り易くなる。また Fig. 3.2 で示したように、ハンピングビードはa_b値が0.9 から1.0 の領域で最も発生しやすい傾向にあった。これは、この領域で最も表面ビード幅が狭く、その結果曲率半径Roが小さくなり、溶融池が短くても不安定現象が起りやすくなったためである。

以上述べたように、ハンピングビードの発生は、表面で不安定な円柱状の溶融池が形成されるか否かにより大きく左右される。したがって、ハンピングビードの発生を抑制するには、溶融池周辺を回る湯流れを促進し、幅広いネイルヘッドを形成させることが効果的である。

3．6　ハンピングビードのビーム電流依存性とアンダカットビードの形成機構

3.3 項で述べたように、ハンピングビードの発生傾向はビーム電流にも依存し、電流値の増加と共に発生領域が拡大する傾向を示した。またハンピングビードへの移行形態により高電流域と低電流域に分けることができ、低電流域では深いアンダカットを伴ってハンピングビードが形成されるのに対し、高電流域では、全くアンダカットを伴わないことを指摘した。

ここで不安定現象が起るための必要条件を考えてみると、低電流域では、先に述べたように、アンダカットの発生が不安定な円柱状の溶融池を形成するための成因となる。高電流域においても、溶接速度が大きくなるとアンダカットが形成されるが、実際にはそれよりもさらに低速でハンピングビードが形成される。 Fig. 3.16には、高電流域における横断面形状を示す。これを見てもわかるように、高電流域では、溶込み深さの増加に伴い表面に盛り上がる溶融金属量が多くなり、これと比べて溶融幅が狭いため、アンダカットが発生しなくても円柱状の溶融池が形成される。したがって、表面に盛り上がる溶融金属量を減少させれば、ハンピングビードの発生が抑制できると考えられる。

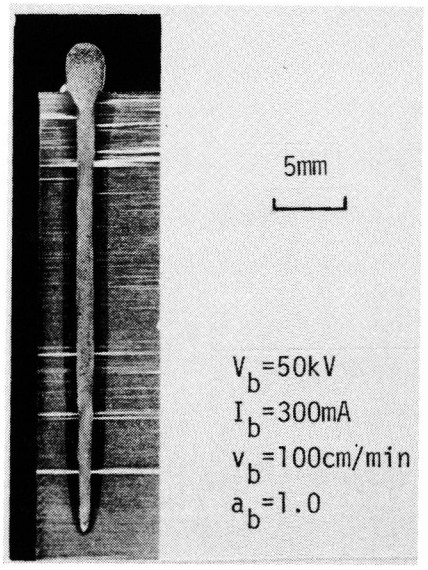
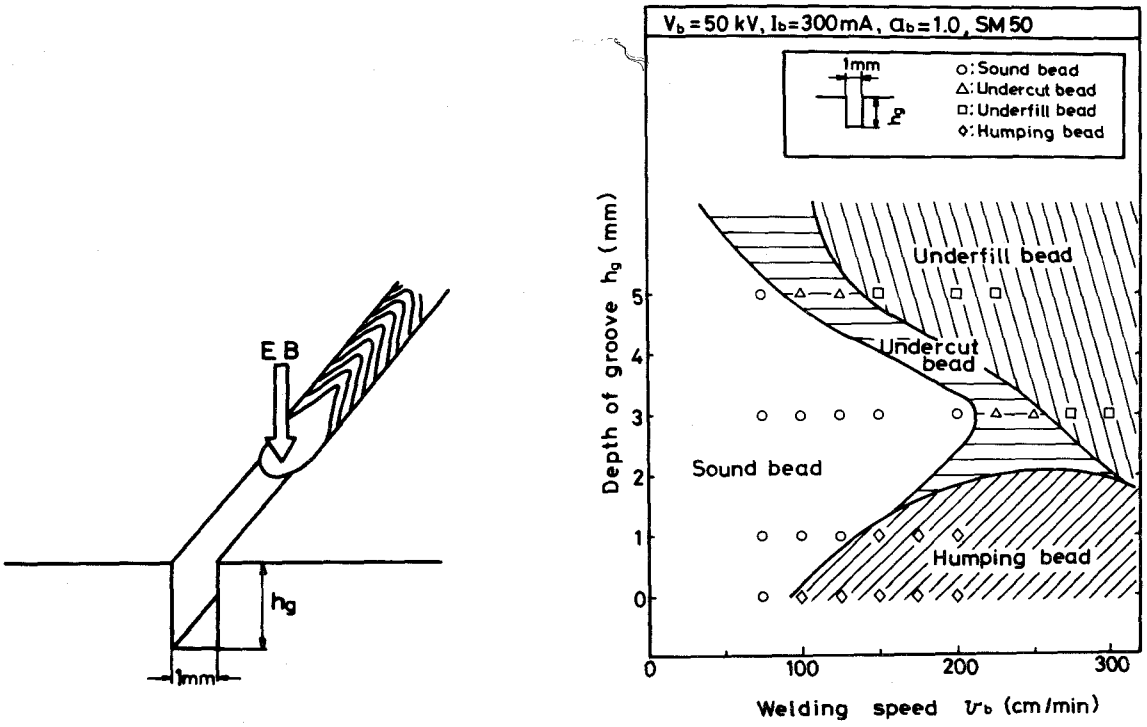


Fig.3.16　Transverse cross-section of EB welds in high beam current range

そこで高電流域において、 Fig. 3.17(a) に示すように試料表面に幅 1mmの溝を掘り、溝の



(a) Preventing method　　(b) Result of bead formation

Fig.3.17 Prevention of humping bead with grooved specimen in high beam current range

中心を電子ビーム溶接することにより、表面に盛り上がる溶融金属量を減少させた。このときのビード形状の推移を Fig. 3.17(b) に示す。溝を掘らない場合には、100cm/min以上の速度でハンピングビードが形成されていたのに対し、溝の深さ h_g が増加するに従い健全なビードとなる領域が広がり、 h_g = 3mm では２倍以上にも拡大した。さらに溝が深くなると、もはや溶融金属量が不足し、アンダカット及びアンダフィルとなる領域が拡大した。以上のように高電流域においては、電子ビーム照射位置に適切な深さの溝を掘って溶接することにより、健全なビードが形成される領域を大幅に拡大することができた。 一方低電流域においては、先に述べたように、アンダカットの発生が不安定現象を起すための必要条件となる。またハンピングビード発生限界速度は、電流値の減少と共により高速側へと移行する傾向を示した。 Fig. 3.18には、低電流域においてビーム電流並びに溶接速度が変化したときの横断面形状を示す。どちらの電流においても、速度の上昇と共にネイルヘッドの広がりが低下しアンダカットへと移行するが、同一速度で比較すると、低電流側でネイルヘッドの広がりがより大きくなる傾向が認められる。その結果、アンダカットが発生する限界速度も異なり、 Fig. 3.3 で示したように、電流値の低下と共により高

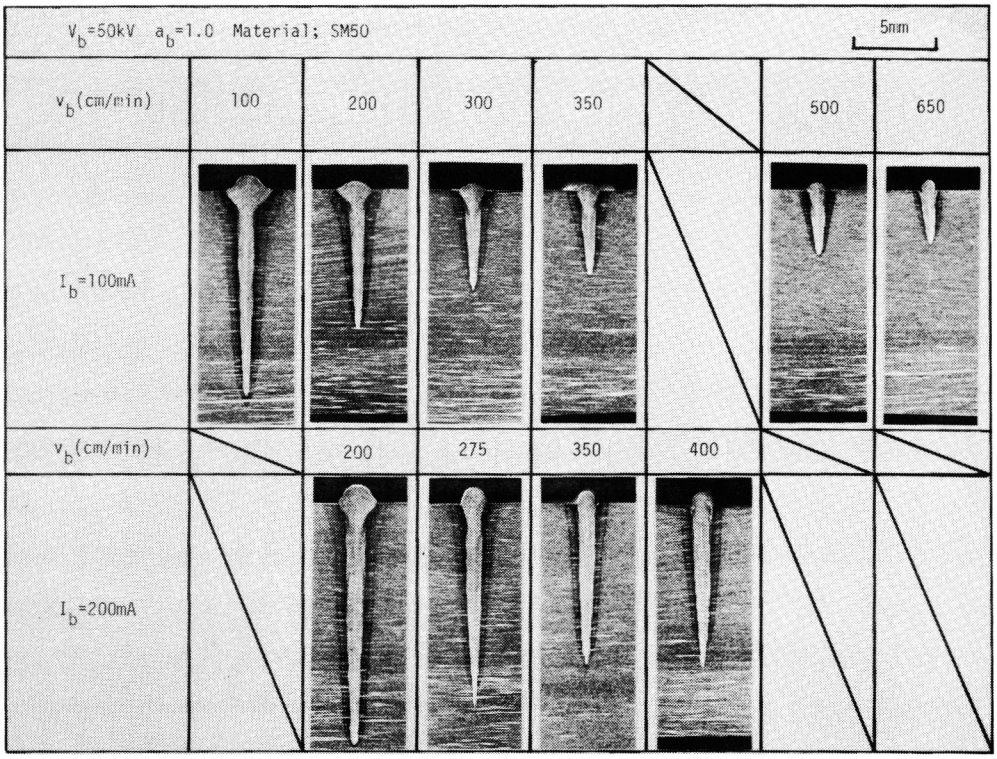


Fig.3.18 Transverse cross-sections of EB welds in low beam current range

速側へと移行した。したがって、ハンピングビードの発生傾向がビーム電流に依存して変化したのは、アンダカットの発生傾向が電流値によって異なったためである。

そこで次に、アンダカットの形成機構を考え、その発生傾向がビーム電流によって異なる原因について検討を行った。 Fig. 3.19には、低電流域において表面付近でのビーム孔並びに溶融金属の形態を撮影した結果を示す。いずれの電流においても、低溶接速度のもとでは円形に近いビーム孔があいており、この側面から周辺流が流れることによりネイルヘッドが形成される。速度の上昇に伴い、ビーム孔はしだいに長くなり後方へ向う湯流れが強くなるが、溶接線方向でのビーム孔の長さは電流値が高い程大きい。ここで2.5 項で述べた縦断面における凝固壁の形状について振り返ってみると、 Fig. 2.17に示したように、低速でビーム軸とほぼ平行に形成されていた凝固壁が、速度の増加に伴い斜め後方へと傾斜する傾向にあった。 Fig. 3.20には、この結果から低速及び高速領域における溶融金属の形態を模式的に示す。電子ビーム溶接では、ビーム直下に細長いビーム孔が存在し、この後方で溶融金属がこれを埋めながら凝固することにより溶接が行なわれる。溶接部表面では、ビーム孔から溶融金属の流出と流入が交互に繰り返されるが、流出した溶融金属が表面でビーム孔側壁と接する位置について考えてみると、低速の場合、側壁の温度が比較的高いビーム熱源近傍にあり、さらに周辺流も強いため、二次溶融が活発に起る。

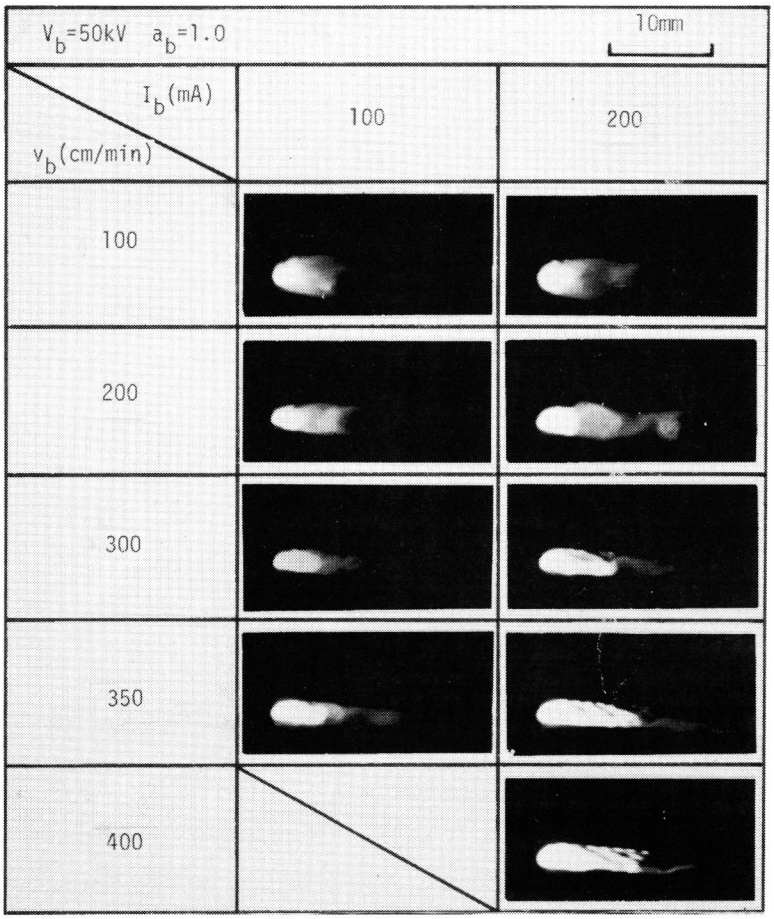


Fig. 3.19 Appearances of beam cavity and molten metal on surface of specimen in low beam current range

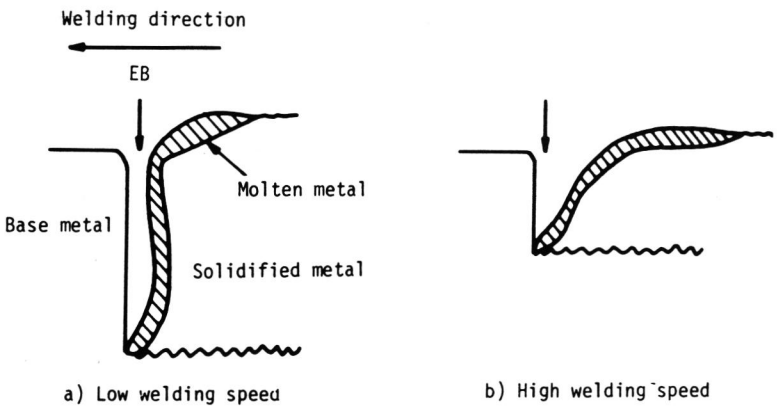


Fig. 3.20 Behavior of molten metal and beam cavity in low and high welding speed ranges

一方高速になると、凝固壁の傾斜により熱源からかなり離れた位置で両者が接触し、温度の低下した側壁と溶融金属の濡れが悪くなり、アンダカットが形成されると考えられた。

そこで、濡れ性がビーム電流に依存して異なる原因を検討するため、ビーム熱源から両者が接する位置までの距離を Fig. 3.19から測定したビーム孔の長さLで近似し、その結果を Fig. 3.21に示す。この場合、溶融金属の流動に伴いビーム孔の長さも若干変動するため、同一条件で10枚以上の撮影を行い、その平均値でLを求めた。これを見ると、どちらの電流においても速度の上昇と共にLが増加するが、Lの値はビーム電流にも依存し、電流値が増加するに従い大きくなる傾向が認められた。ただし、ビーム電流が異なると表面での温度分布も異なるため、Lの値が大きいからといってアンダカットの形成傾向が大きいとは一概にはいえない。そこで電子ビームを線熱源と仮定し、二次元熱伝導近似式を用い[39]、ビーム孔側壁の温度を算出してみた。実際には、ビーム孔の存在や湯流れ等を考えると、本式を用いて厳密な解を解くことには問題がある。しかしながら、ビーム電流の相違により温度分布がどのように異なるかを定性的に議論することは可能と考えられる。この場合、溶接線と直角方向のビーム孔の大きさをネック部でのビード幅から近似して 1mmとし、 v_b = 300cm/min での結果をTable 3.4 に示す。同一位置で温度を比較すると電流値の相違により約 3%しか温度差はなく、むしろ熱源からの距離により温度が大幅に変化する。例えば、 I_b = 100mA の場合、 Fig. 3.21からLを求めると 2mmであり、この位置での温度は約1530℃となる。一方200mA の場合はL＝4.5mm であり、この位置での温度は1230℃とかなり低くなる。したがって、低電流域においては、ビーム電流の上昇と共に溶融金属が熱源から離れた位置で流出するようになり、より温度の低下したビーム孔側壁と接触するため濡れ性が悪くなり、アンダカットが発生しやすくなったと考えられた。

3．7　縦向上進溶接におけるハンピングビードの形成機構

溶接姿勢を変えた場合、3.3 項で述べたように、縦向上進溶接においてビード形成に及ぼす重力の影響が最も顕著に現われ、ハンピングビードの発生領域が大幅に拡大した。また本姿勢では、極低速においても周期的な凹凸をもった不整ビードの発生が認められ、これを低速型ハンピングビードと称し、従来の高速型ハンピングビードと区別した。本項では縦向上進溶接において不整ビードの発生が顕著となった原因を調べるため、それぞれの領域におけるハンピングビード形成現象について検討を行った。また得られた結果をもとに一部その防止法についても示した。

まず高速領域で、ハンピングビードの形成過程を観察した結果、下向き溶接と同様に細長く伸びた溶融金属が不安定現象を起すことにより発生していた。 Fig. 3.22には、このときの溶融池長さと溶融金属の高さの時間的変化を示す。溶融池長さは、ハンピングが形成される周期と一致して大きく変動するが、これがある程度以上の長さに達した時点で溶

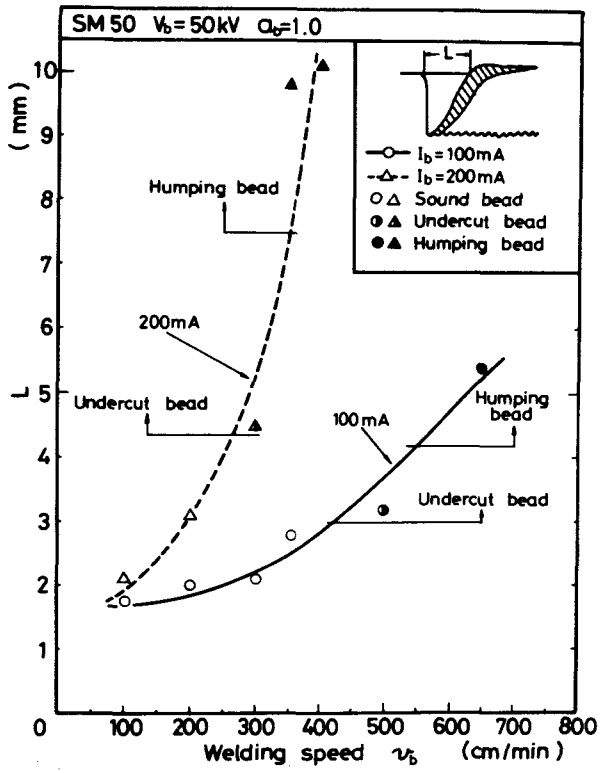
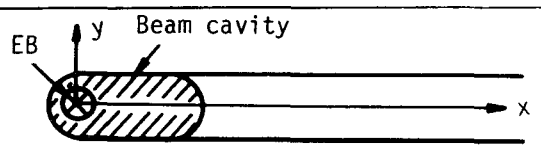


Fig.3.21 Effects of beam current and welding speed on opening length of beam cavity

Table 3.4 Calculated temperature at the sides of beam cavity



V_b=50kV v_b=300cm/min y=0.05cm
h=0.57cm(100mA) , 1.18cm(200mA)

x(cm)		0.2	0.3	0.4	0.45	0.5
Temp.	100mA	1529	1369	1241	1188	1141
(°C)	200mA	1583	1418	1285	1230	1181

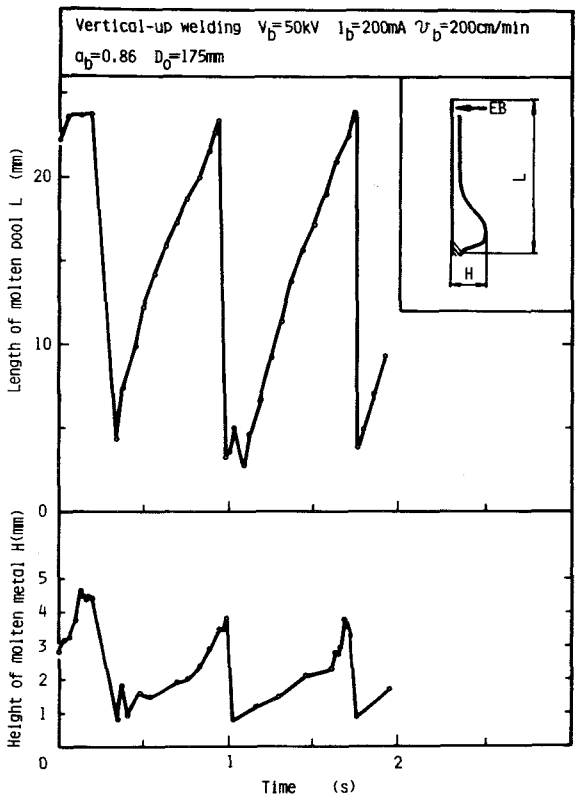


Fig.3.22 Variations in length and height of molten pool during vertical-up welding

融金属の高さが急激に増加しており、不安定現象を生じていることがわかる。先に述べたように、不安定現象は溶融池の長さとビード幅に依存して起る。縦向上進溶接の場合、溶接の進行と逆方向に重力が働くため、後方へ向う湯流れが促進され、ビード幅が減少すると共に溶融池長さが増加することが予想される。またこの効果は、下向き溶接において溶融池長さが大きな条件程重力ヘッドが大きくなるため、より顕著になると考えられる。Fig. 3.23及び3.24には、下向き及び縦向上進溶接における溶融池長さ及びビード幅の比較を示す。図を見てもわかるように、下向き溶接で溶融池が長い条件において、溶融池長さの増大並びにビード幅の減少が認められ、これが縦向上進溶接において高速型ハンピングビード発生領域を拡大した原因と考えられた。

低溶接速度のもとでは、高速で見られた不安定現象は起っておらず、溶融金属が既に凝固した金属の上に積層と凝固を繰り返しながらこぶが形成されていた。Fig. 3.25及び3.26には、a_b<1.0 のA領域における低速型ハンピングビードの形成過程並びに溶融池形状の変化を示す。ビーム孔から周期的に噴出する溶融金属は、Fig. 3.25(1) に示すように、溶融池後端まで勢いよく流れ再びビーム孔内へと戻るが (Fig. 3.25(2))、この間

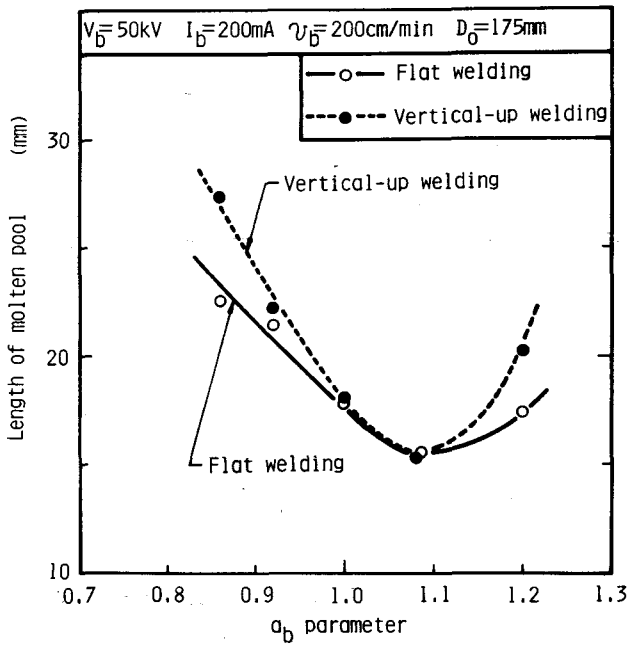


Fig. 3.23 Comparison of molten pool length between flat and vertical-up welding

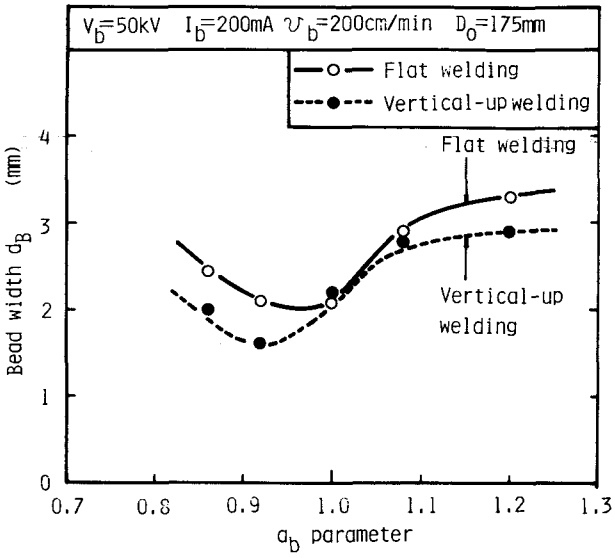


Fig. 3.24 Comparison of bead width between flat and vertical-up welding

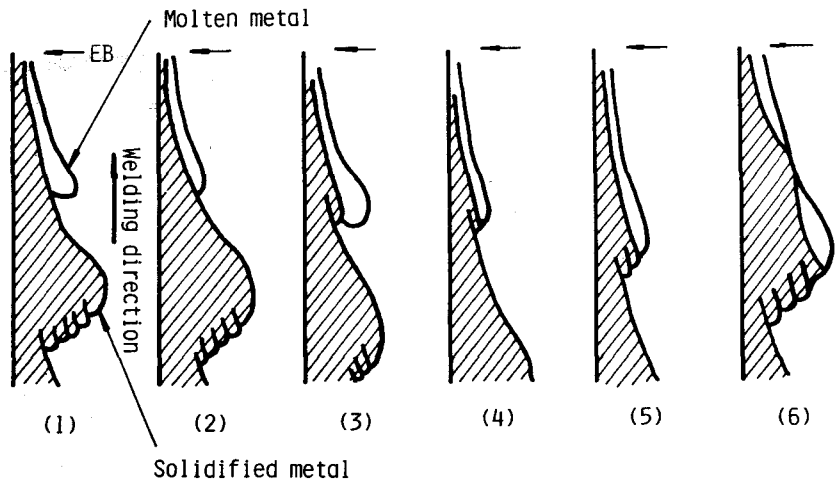


Fig. 3.25 Formation process of low welding speed type humping bead

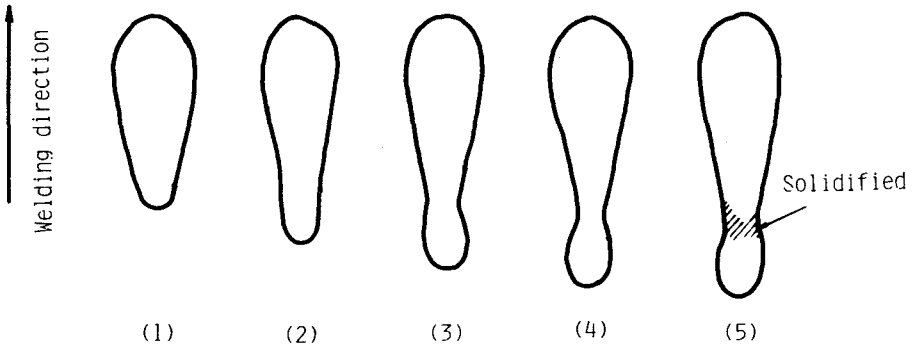


Fig.3.26 Variation in shape of molten pool when A type humping bead occurred in vertical-up welding

に溶融池後端では凝固が一段高く積み上げられる。さらに次々と送られてくる溶融金属は、同様に積層と凝固を繰り返しながら次第に大きなこぶが形成される（ Fig. 11(3) ～(5) ）。この間に溶融池は徐々に長くなるが、ある程度以上になると後方で生じたくびれ部が凝固し（ Fig. 3.26(5) ）、ここを起点に新たな積層が始まる。

a_b>1.0 のB領域においても、これと同様に積層と凝固が繰り返されることによりハンピングビードが形成されるが、A領域で見られた激しい溶融金属の流れは観察されない。Fig. 3.27には、B領域における低速型ハンピングビードの形成過程を示す。この場合、こぶが積層される過程においては溶融池後端に溶融金属の溜りが認められ、これが後端部の凝固を遅らせることにより次第に溶融池が長くなる（1 ～127 コマ目）。その長さがある程度以上になると、後端の両サイドから凝固が進み（259 コマ目）、溶融池が急激に短くなる（308 ～469 コマ目）。次に、短くなった溶融池後端を起点として再び新たな積層が始まる。

ここで、溶融金属がこのように積層を繰り返す原因について考えてみる。先に述べたように、縦向上進溶接では溶接の進行と逆方向に重力が働くため、溶融池後端では曲率半径を小さくして表面張力でこれを支える必要があり、その結果後端に溜りが生じる。この効果は溶融池が長くなる程重力ヘッドが大きくなるため、より顕著となる。 Fig. 3.15に示したように、低速ではa_b>1.0 の領域で溶融池が最も長い。このためB領域においては、溶融池後端に溶融金属がたまり、これが溶融池を長くすることにより積層が起り、なだらかな低速型ハンピングビードが形成されたと考えられる。 Fig. 3.28には、さらにa_b値を上げて溶融池を長くしたときのビード外観を示す。この場合、もはや表面張力では溶融金属を支えることができず、溶融金属が垂れ落ちており、溶融池長さの増大に伴う重力ヘッドの増加が、低速型ハンピングビード形成の一因となっていることがわかる。

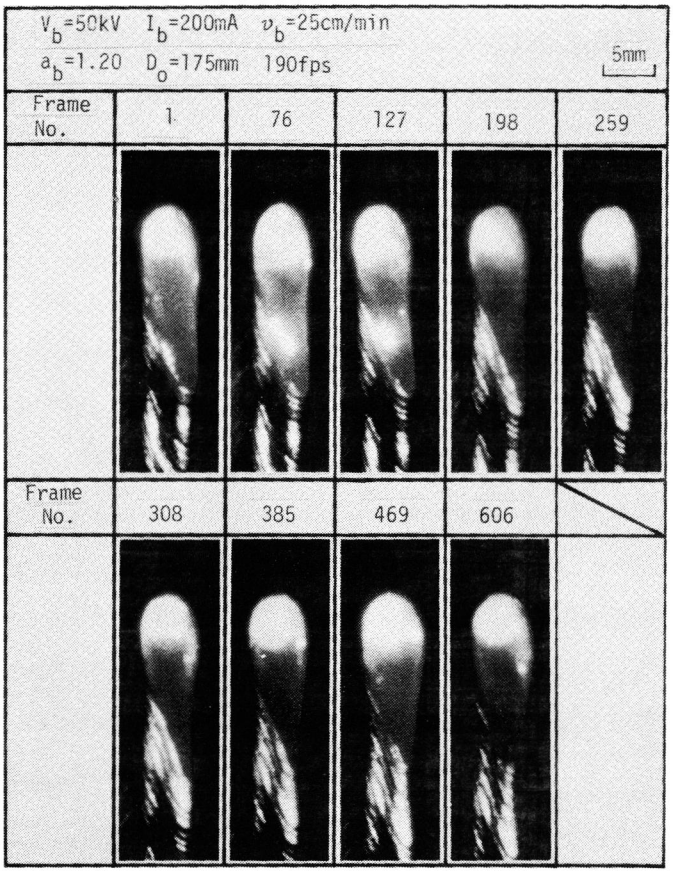


Fig. 3.27 Variation in shape of molten pool when B type humping bead occurred in vertical-up welding

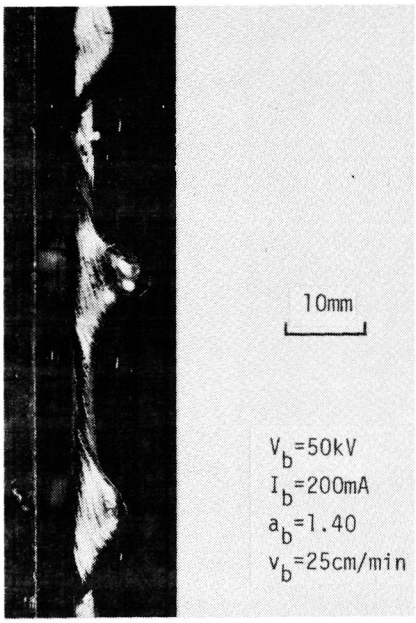


Fig. 3.28 Drop down of molten metal during vertical-up welding for upper focussing condition

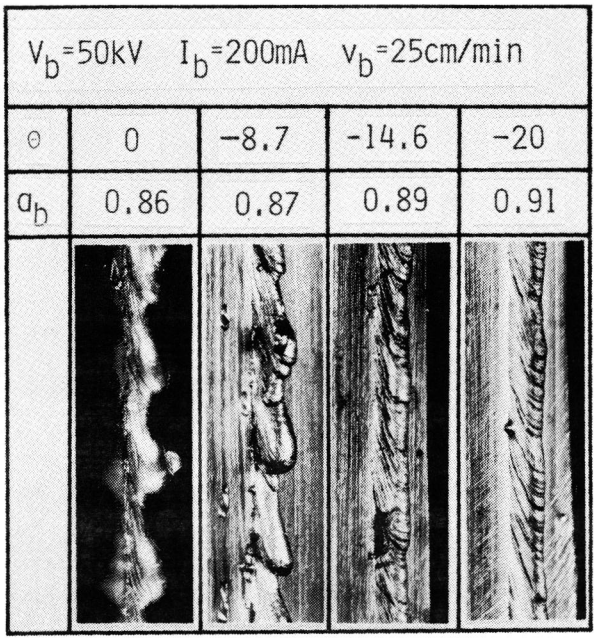


Fig.3.29 Effect of deflecting angle on bead formation in vertical-up welding

一方a_b<1.0 の領域では、 Fig. 3.6 に見られるように、低速での溶融池が比較的短いにもかかわらず、急峻なハンピングビードが形成されていた。この原因としては次のように考えられる。a_b値が1.0 より小さな領域では、後に述べるが、活発な金属蒸気の噴出により後方へ向う湯流れが非常に強い。その結果、溶融金属が溶融池後端まで勢いよく流れ、既に凝固した金属の上へ積層することにより、凹凸が激しくかつピッチの短いハンピングビードが形成される。

以上述べたように、低速型ハンピングビードは、重力ヘッドの大きさと後方へ向う湯流れの強さに依存して発生する。したがって低速型ハンピングビードを抑制するには、後方流を抑制すると共に溶融池を短くすることが効果的であると考えられる。そこで、 Fig. 3.1 に示したように、電子ビームを偏向レンズにより後方へ傾け、後退角溶接を行った。これは、照射角度の変化によりビーム形状並びにパワー密度分布が変わり、溶融金属の流動挙動が変化すること、さらには金属蒸気を斜め前方へと逃がすことにより、後方流を抑制することを目的としたものである。

Fig. 3.29には、レンズ電流一定のもとで偏向角度を変化したときの結果を示す。この場合、偏向角度の増加により実質上の対物距離が増加するため、a_b値はこの値を用いて算出した。これを見ると、無偏向の場合に形成されていた低速型ハンピングビードが、偏向

角度の上昇と共に次第に抑制され、14.6° 以上で健全なビードとなっていることがわかる。一方前進角溶接においてもこれと同様に抑制効果が認められたが、両者を比較すると、 Fig. 3.30に見られるように後退角溶接の方がより抑制効果が大きい。 Fig. 3.31には、種々の焦点位置のもとで無偏向及び後退角溶接を行ったときのビード外観を示す。無偏向の場合、先に述べたように適性条件範囲が非常に狭く、かつ適性条件（a_b=1.0 ）においてもビード表面に若干のうねりが観察されるのに対し、後退角溶接を行うと0.8 ≦a_b ≦1.05の範囲でうねりのない健全なビードが形成されており、特にA領域における低速型ハンピングビードの抑制に後退角溶接が有効であることがわかる。 Fig. 3.32には、このときの溶融金属の流動挙動を模式的に示すが、無偏向の場合に活発であった後方へ向う湯流れが後退角溶接においてかなり抑制されており、これがA領域において低速型ハンピングビードが抑制された原因といえる。

以上述べたように、後退角で縦向上進溶接を行うことにより、後方へ向う湯流れが抑制され、低速型ハンピングビードの防止にきわめて有効であることが明らかとなった。

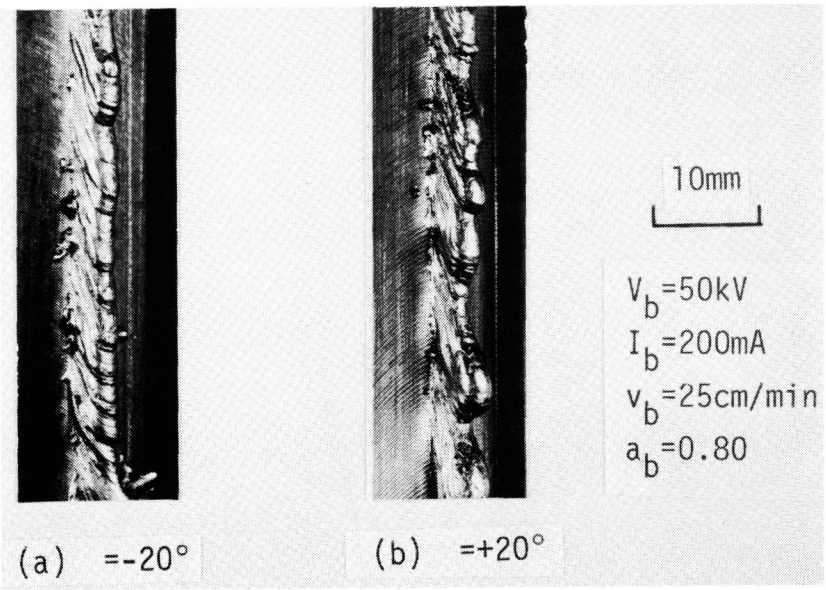


Fig.3.30 Effect of deflecting direction on bead formation in vertical-up welding

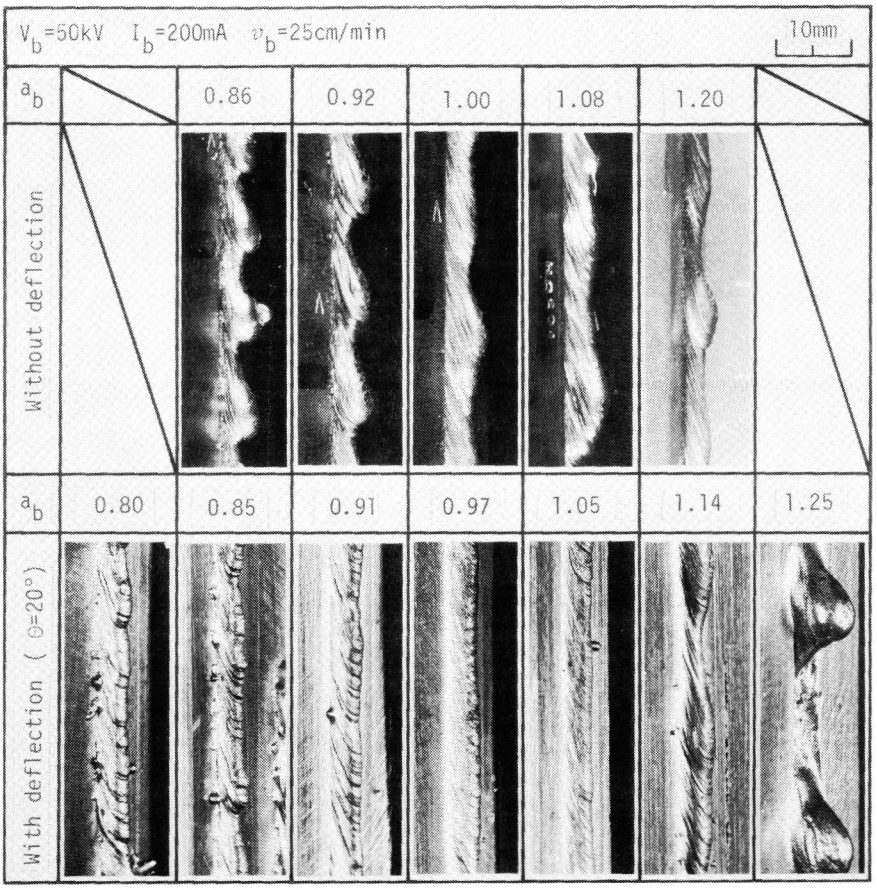
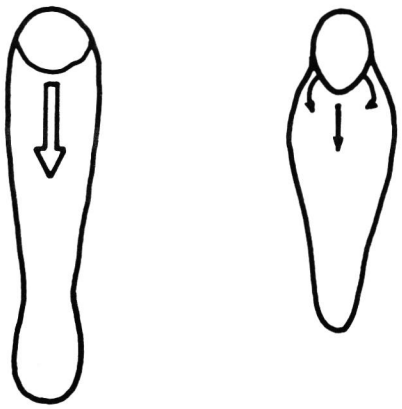


Fig. 3.31 Prevention of low welding speed type humping bead with deflected electron beam in vertical-up welding

V_b=50kV I_b=200mA v_b=25cm/min a_b=0.80



(a) Without deflection (b) With deflection (θ=-20°)

Fig. 3.32 Comparison of molten metal flow during welding with or without deflected beam

3．8 結 言

本章では、不整ビードの発生に及ぼす各種溶接パラメータの影響を明確にし、その形成機構について検討を行った。まず、下向き溶接において高溶接速度のもとで発生する不整ビードの形成機構を調べた結果、以下のような結論を得た。

(1)　ハンピングビードは、表面付近で細長く伸ばされた円柱状の溶融金属が不安定現象を起すことにより発生する。

(2)　ハンピングビードの発生傾向は焦点位置に依存し、α_b値が1.0 以下でかつ表面ビード幅が狭い領域で最も顕著に発生した。これは、この領域でアンダカットの発生により円柱状の溶融金属が形成され、かつビード幅の減少により曲率半径が小さくなり、より不安定現象が起りやすくなるためである。

(3)　$\alpha_b>1.0$ の領域では、溶融池周辺を流れる溶融金属が母材を二次溶融し、幅広いネイルヘッドが形成される。その結果、不安定な円柱状の溶融金属が形成されず、ハンピングビードの発生が大幅に抑制される。したがって、ハンピングビードの発生を防止するには、周辺流を促進することが効果的といえる。

(4)　ハンピングビードの発生傾向はビーム電流にも依存し、電流値の増加に伴いハンピングビードがより発生しやすくなる傾向にある。また、ハンピングビードへの移行形態並びに形成機構により高電流域と低電流域に分類することができた。

(5)　低電流域においては、アンダカットの発生により不安定な円柱状の溶融金属が形成され、これが不安定現象を起す成因となる。またアンダカットは、溶融金属がビーム熱源から離れた位置で表面へと噴出し、温度の低下したビーム孔側壁とのあいだで濡れ性が低下することにより発生する。

(6)　ビーム電流が増加すると、溶融金属がより熱源から離れた位置で噴出するようになるため、アンダカットが発生しやすくなる傾向にある。

(7)　高電流域においては、溶込み深さの増加により表面に盛り上がる溶融金属量が多くなり、アンダカットが形成されなくても不安定な円柱状の溶融金属が形成される。このため、照射位置表面に適切な深さの溝を掘って溶接することにより、余盛を低減することができ、ハンピングビードの発生を抑制することができる。

次にビード形成現象に及ぼす溶接姿勢の影響について検討を行った結果、縦向上進溶接において最も顕著に不整ビードの発生が認められた。このため、縦向上進溶接における不整ビードの形成機構を調べ、以下のような結論を得た。

(8)　縦向上進溶接におけるハンピングビードは、その形成機構により低速型と高速型に分類することができる。

(9)　高速型ハンピングビードは、下向き溶接と同様に細長く伸ばされた溶融金属が不安定現象を起すことにより発生する。また縦向上進溶接においては、重力が溶接の進行と逆

方向に作用するため後方流が促進され、ビード幅が減少すると共に溶融池が長くなり、高速型ハンピングビードがより発生しやすくなる傾向にある。

(10)　低速型ハンピングビードは、溶融金属が溶融池内を往来する間に、溶融池後端で溶融金属の積層と凝固が繰り返され、その結果余盛が高く積み上げられることにより形成される。

(11)　電子ビーム偏向により後退角溶接を行うと、後方へ向う溶融金属の流れが抑制され、低速型ハンピングビードの発生を防止することができる。

第４章　局部的な凝固壁の乱れ並びに凝固割れの形成機構

４．１　緒　言

深溶込み電子ビーム溶接において、適切な溶接条件の選択を誤ると、溶接金属内でしばしば凝固割れの発生が認められる。このような凝固割れは、その形成方向により縦割れと水平割れに分類される。両者は、当然のことながら材料の持つ凝固割れ感受性と密接に関連して発生するが[40),41)]、その依存性は、特に水平割れにおいて大きいといわれている[26)]。一方電子ビーム溶接時の複雑な溶融凝固過程により、凝固時に局部的な歪の集中が起ると、割れ感受性が非常に低い材料においても凝固割れの発生が認められる。特に2.5 項で述べた凝固壁の局部的な乱れ（局部的な凝固壁の遅れ）が生じた位置では、凝固割れのみならず大きなポロシティの発生も頻繁になることが知られている[27),42)]。

本章では、凝固割れの中でも、溶融凝固過程と密接に関連して発生する縦割れの形成機構について検討を行った。まず縦割れの発生に及ぼす各種溶接パラメータの影響を明確にし、これらと 2.5項で述べた凝固形態との関係について調べた。次に割れが発生した領域を溶接速度により分類し、割れ破面、凝固組織並びに凝固形態を調べることにより、それぞれの領域における縦割れの形成機構を明らかにした。

さらに、凝固割れやポロシティの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れの形成機構を明確にするため、電子ビーム溶接時の溶融金属量、金属蒸気の圧力並びに鋼材中のガス含有量がそれぞれ独立もしくは組合せて変化した数種の試験片を用い、これらを溶接したときの凝固壁の形状変化を調べた。また得られた結果をもとに、ビーム孔内での溶融金属の流動挙動並びに局部的な凝固壁の遅れの形成機構を考察した。

４．２　実験方法

まず縦割れの発生に及ぼす溶接パラメータの影響を調べるため、ビーム出力一定のもとで焦点位置並びに溶接速度を変化させ、部分溶込みビード溶接を行った。このときの溶接条件を Table 4.1に示す。供試材には、比較的凝固割れ感受性の低い板厚30～60mmのＳＭ50Ａ鋼を用いた。溶接後、試験片の縦、横及び水平断面を採取し、割れ発生の有無並びに凝固組織を観察した。また、 Fig. 2.2 で示したNiを添加した試験片も併用し、各断面におけるNiの分布状況から凝固壁の形態並びに溶融金属の流動挙動を調べた。

以上の結果をもとに縦割れの形成機構を検討した結果、後述するように、溶接速度によりその機構が異なることが見出された。特に低溶接速度のもとで局部的な凝固壁の遅れが発生すると、最終凝固層で歪の集中が起り、凝固割れ感受性を高めることがわかった。またポロシティの発生も凝固壁の遅れと密接に関連することが知られているため[27)]、次にその発生原因を明確にすることを目的として、凝固壁の形状並びにビーム孔内での溶融金

Table 4.1 Welding condition

Accelerating voltage V_b	50 kV
Beam current I_b	200 mA
Welding speed v_b	25, 50, 100, 200 & 300 cm/min
Object distance D_o	175 mm
a_b parameter a_b	0.78, 0.88, 1.00, 1.15 & 1.40

Table 4.2 Welding condition

Accelerating voltage V_b	50kV
Beam current I_b	200mA
Welding speed v_b	25cm/min
Object distance Do	175 mm
a_b parameter	0.88, 1.00 & 1.40

属の流動挙動に影響を及ぼす各種要因について検討を行った。Table 4.2 にこのときの溶接条件を示すが、電子ビーム出力並びに溶接速度は一定とし、凝固形態が大きく異なる3つの焦点位置のもとで溶接を行った。供試材には、溶接現象を支配すると予想される数種の要因を積極的に変化させた Fig. 4.1 に示す試験片を用い、溶接後の凝固壁の形状変化を調べることによりこれらの影響を明確にした。

まず、局部的な凝固壁の遅れが、ビーム孔内にたまった溶融金属の二次溶融により形成されると推定されたため、これを確認するため、 Fig. 4.1(a)に示すType A-1及び A-2の試験片を用い、ビーム孔内での溶融金属量を積極的に多くしてみた。Type A-1は、表面付近での試験片の幅を狭くすることによりこの付近で大量の母材を溶融し、内部に溶融金属がたまりやすくした試験片、Type A-2は、ネック部付近に高融点のタンタルを挿入し、この部分での溶融幅を狭くすることにより、ビーム孔外への溶融金属の流出を抑制した試験片を示す。いずれも母材には溶接構造用鋼ＳＭ50Ａを用いた。その化学成分をTable 4.3に示す。

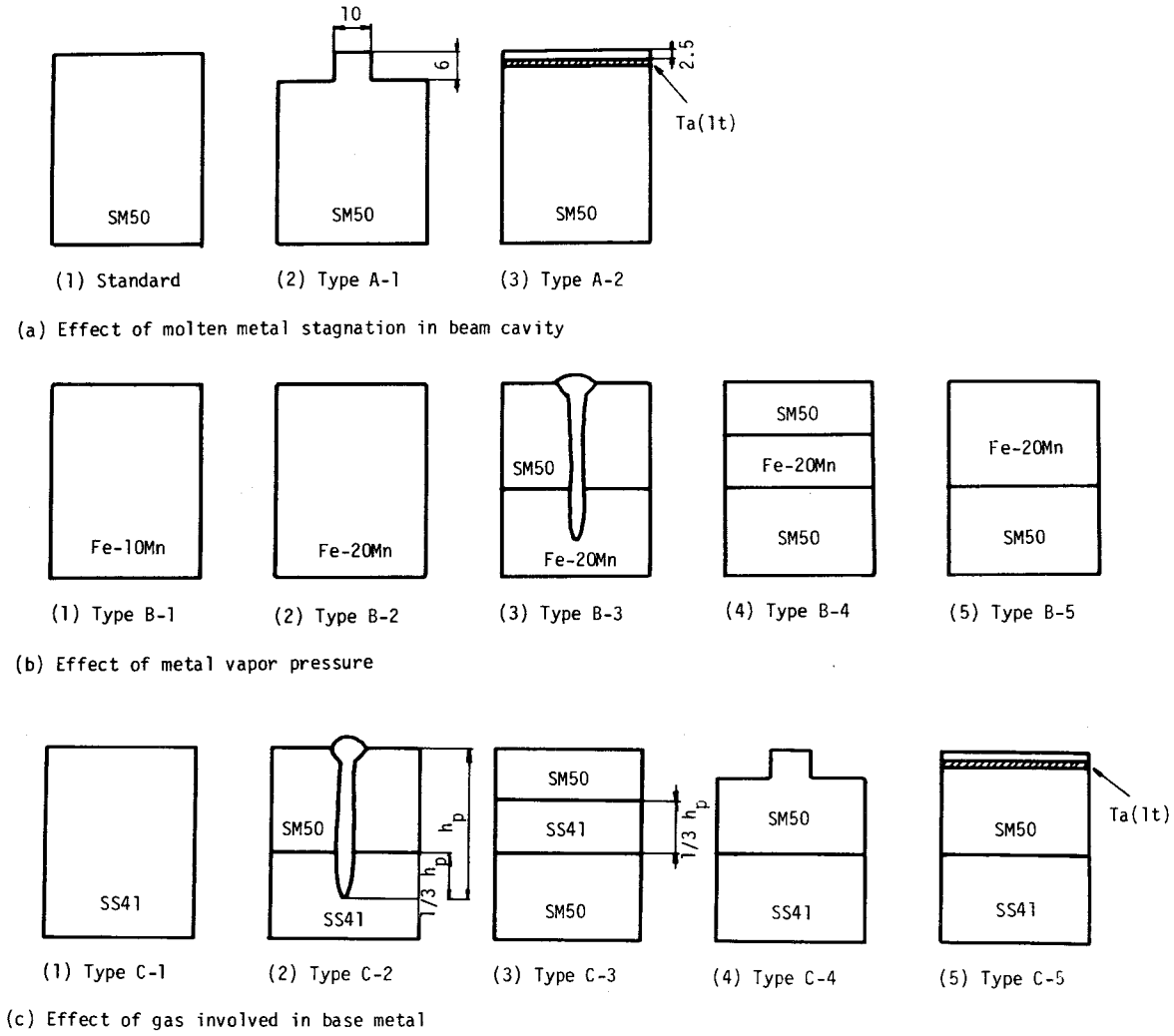


Fig. 4.1 Specimens used for investigating some effects on molten metal behavior and solidification pattern

Table 4.3 Chemical composition of base metal

Material	Chemical composition (%)							
	C	Si	Mn	P	S	V	O	N
SM 50A	0.15	0.32	1.33	0.025	0.008	0.04	0.0014	0.0029
SS 41	0.18	0.038	0.66	0.008	0.024	—	0.013	0.0015

次に、電子ビーム溶接は真空中で溶接が行われるため、溶融金属を動かす駆動力として、金属蒸気の静圧並びに蒸気発生時の反発力等が支配的であると考えられる。そこで、蒸気圧の高いMnを10及び20%含有した２種類の Fe-Mn合金を用い、蒸気圧の影響を調べた。また Fig. 4.1(b) (3)～(5) に示すように、Fe-20%Mn合金を溶込み方向の種々の位置に挿入し、局部的に蒸気圧を上げた場合についても検討を行った。

鋼材中に含有するガスも溶接現象を支配する要因の一つとしてとして挙げられる。特に電子ビーム溶接は真空中での溶接であるため、その含有量が多くなると溶融金属内で気泡が発生し、これが流動挙動に影響を及ぼすことが予想される。そこでTable 4.3 に示すように、酸素含有量がＳＭ50Ａよりも一桁高いＳＳ41鋼を母材として用い、その影響を調べた。さらに、ＳＳ41鋼を局部的に挿入したType C-2及び C-3、これらとType A-1及び A-2を組合せたType C-4及び C-5の試験片についても検討を行った。

いずれの場合も溶接後縦、横及び水平断面を採取し、ＳＭ５０鋼を用いた場合を基準として凝固壁の形状変化を観察し、溶融金属の流動挙動に影響を及ぼす各種要因について検討を行った。溶接に際しては、あらかじめ表面に連続的にNiを添加した試験片を用い、溶接後のNiの分布状況から凝固壁の形状並びに溶融金属の挙動を調べた。

４．３　縦割れの発生領域とその分類

Fig. 4.2 には、本実験で発生した典型的な縦割れを示す。縦割れが発生した位置は溶接条件によりかなり異なっていることがわかる。 Fig. 4.3 には、種々の焦点位置並びに溶接速度のもとでの縦割れ発生領域を示す。この領域は、割れが発生した位置、溶込み形状及び凝固形態により三つの領域に分類することができた。 Fig. 4.4 には、それぞれの領域での溶込み形状及び凝固形態を模式的に示す。低速でα_b＝1.0 のＡ領域では、ネック部のやや下付近で局部的なビードのふくらみ及び凝固壁の遅れが観察され、この位置で割れの発生が認められた。低速でα_b＞1.0 のＢ領域では、井戸形ビードの底部で凝固壁の遅れが生じており、この場合も遅れの形成位置で割れの発生が認められた。このように、低速で溶込み深さが大きな領域では、凝固壁の遅れと密接に関連して縦割れが発生する。特にＡ領域では、溶込み深さがさらに増加すると大きなポロシティの発生が認められ、凝固壁の局部的な乱れが諸欠陥の発生に対して大きな影響を及ぼしていることがわかる。一方、高速でα_b値が1.0 から離れたＣ領域では、凝固壁が後方へと大きく傾斜しており、遅れの形成とは無関係に割れが発生した。

以上述べたように、割れ発生領域での凝固壁の形状を比較すると、溶接速度によりその形態が異なっており、高速領域と低速領域では割れの形成機構が異なると予想された。

４．４　縦割れの形成機構

志田らは、水平断面凝固組織と凝固割れの関連性を調べ、凝固界面から成長したデンド

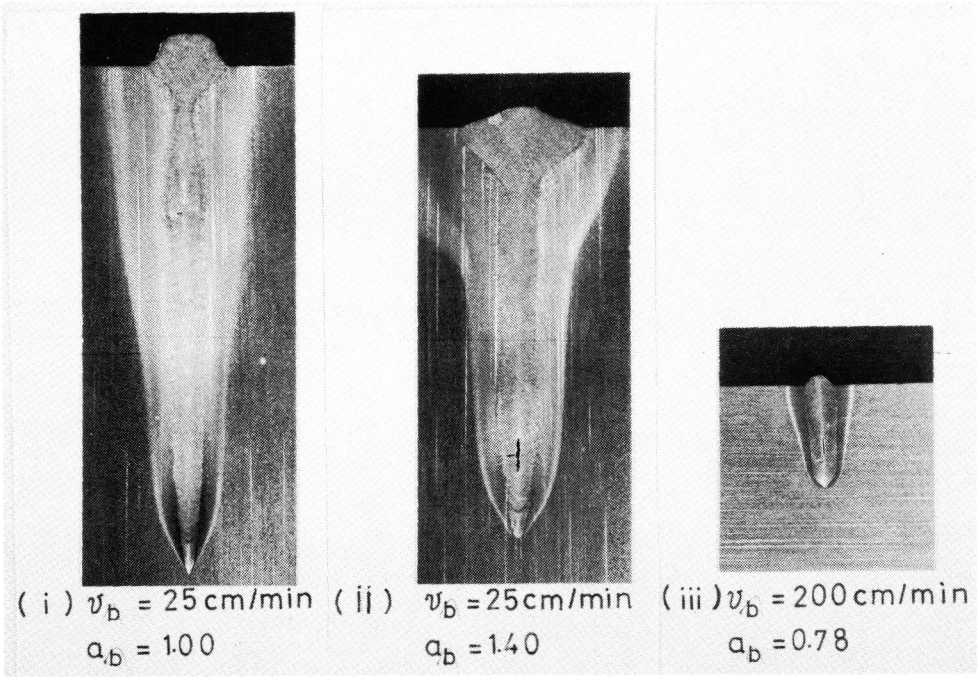


Fig. 4.2 Typical examples of longitudinal crack

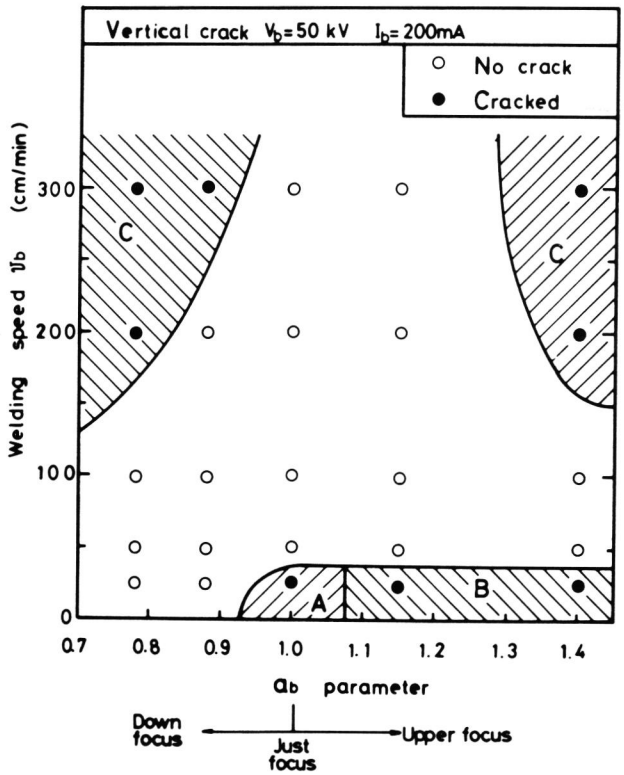


Fig. 4.3 Longitudinal crack sensitive regions

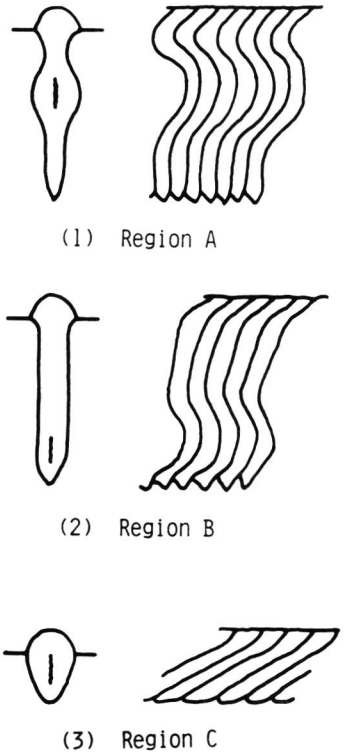
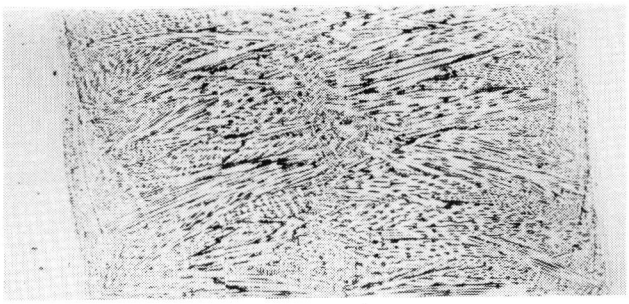
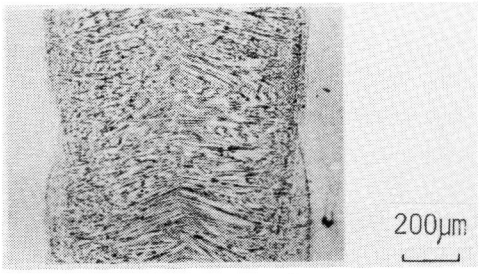


Fig. 4.4 Solidification pattern and penetration shape in each crack sensitive region

V_b=50kV　I_b=200mA　v_b=200cm/min



(a)　a_b=1.40　Cracked



(b)　a_b=1.00　Crack free

Fig.4.5　Solidification structures in horizontal section of EB welds in case C type crack occurred or not

ライトがビード中央部で会合し、最終会合部において明瞭な偏析線が一列に並ぶと、割れ感受性が高くなることを指摘している[43]。そこで本論文においても、各種溶接条件下で溶接した試験片の水平断面を採取し、その凝固組織を調べてみた。

まず、溶接速度が 100cm/min以上の高速領域で凝固組織を比較してみると、溶接速度の増加に伴い明瞭な偏析線が並ぶようになるが、この傾向はa_b値が 1.0に近づくほどより顕著となっており、必ずしも縦割れの発生傾向とは一致しない。 Fig. 4.5 には、高溶接速度のもとでの水平断面凝固組織の一例を示す。試験片はそれぞれ表面から溶込み深さの 1/3 の位置で採取しており、(a) が割れを生じたa_b=1.40の場合、(b) が生じなかったa_b=1.00の場合の結果を示している。どちらの場合にも凝固界面から成長したデンドライトがビード中央部で会合しているが、最終会合部では一次二次のデンドライトが複雑に入り組んでおり、必ずしも割れ感受性が高いとは言いがたい。また両者ともほぼ同様な組織を示しており、凝固組織からだけでは両者の相違点が認められない。

Fig. 4.6 には、溶接線と直角方向に添加したNiの偏析状況により、 Fig. 4.5 と同一断面での凝固壁の形状を示した。写真中黒く見える部分がNiの偏析した部分であり、Niワイヤが溶融した時点での凝固壁の形状を示す。割れが生じなかったa_b=1.00の場合、溶接

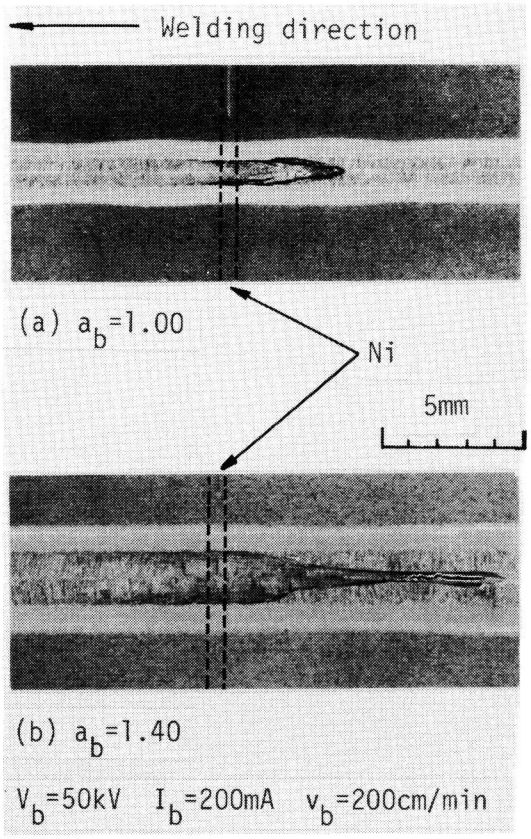


Fig.4.6 Solidification walls in horizontal section of EB welds in case C type crack occurred or not

速度が大きいため凝固壁は後方へと伸びるが、その程度は比較的小さい。一方割れが生じたa_b=1.40になると、ビード中央付近で凝固壁の後端が細長く伸び、しかもその幅が非常に狭くなっている。このような形状の凝固壁はC領域全般で認められ、縦割れの発生と密接に関連していることが予想される。またこのときの割れ破面をSEM により観察してみると、 Fig. 4.7 に示すように、破面全面にわたって一次二次のデンドライトが発達しており、割れはかなり高温でかつ瞬時に発生したと推定できる[44),45)] 。以上述べたように、凝固壁がビード中央部で細長く後方へと伸びていたこと、さらに割れが高温で瞬時に発生したと推定できることから、C領域における縦割れは、細長く伸びた凝固壁の後端で凝固時に溶融金属が不足し、その結果生じた引け巣的な欠陥と考えられた。

一方低速のA及びB領域で生じた割れの破面は、 Fig. 4.8 に示すように、二次のデンドライトが発達した高温域から、比較的フラットな低温域まで観察され、C領域の引け巣的欠陥とは異なり、典型的な凝固割れといえる[44),45)] 。 Fig. 4.9 には、a_b=1.0 における溶込み方向各位置での水平断面を示す。凝固壁の遅れが生じていない底部 (c)では、溶融幅がほぼ均一となっているのに対し、それより上部の遅れが生じ始める位置 (b)で

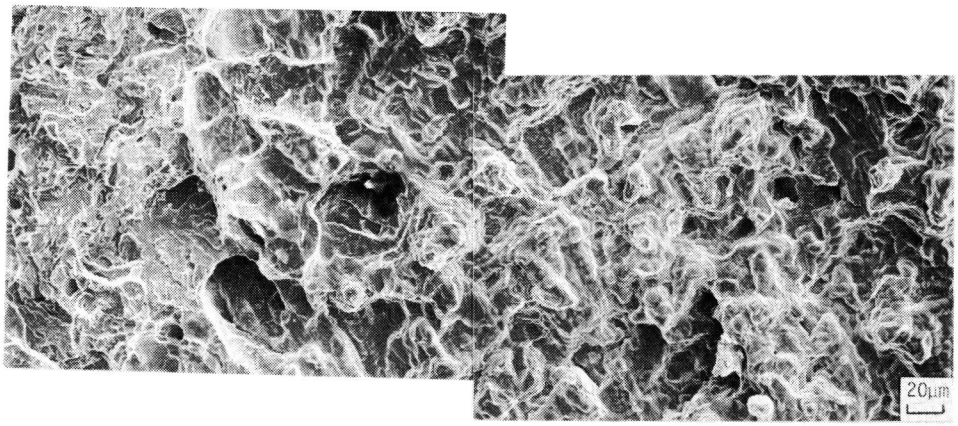


Fig. 4.7 Microfractograph of C type crack

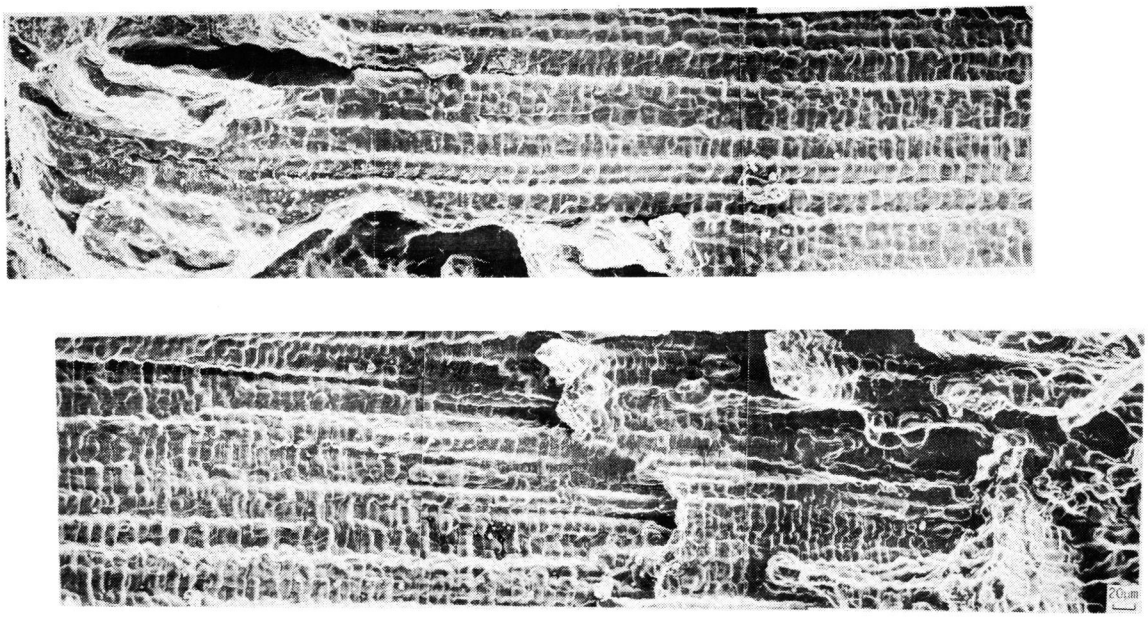


Fig. 4.8 Microfractograph of A type crack

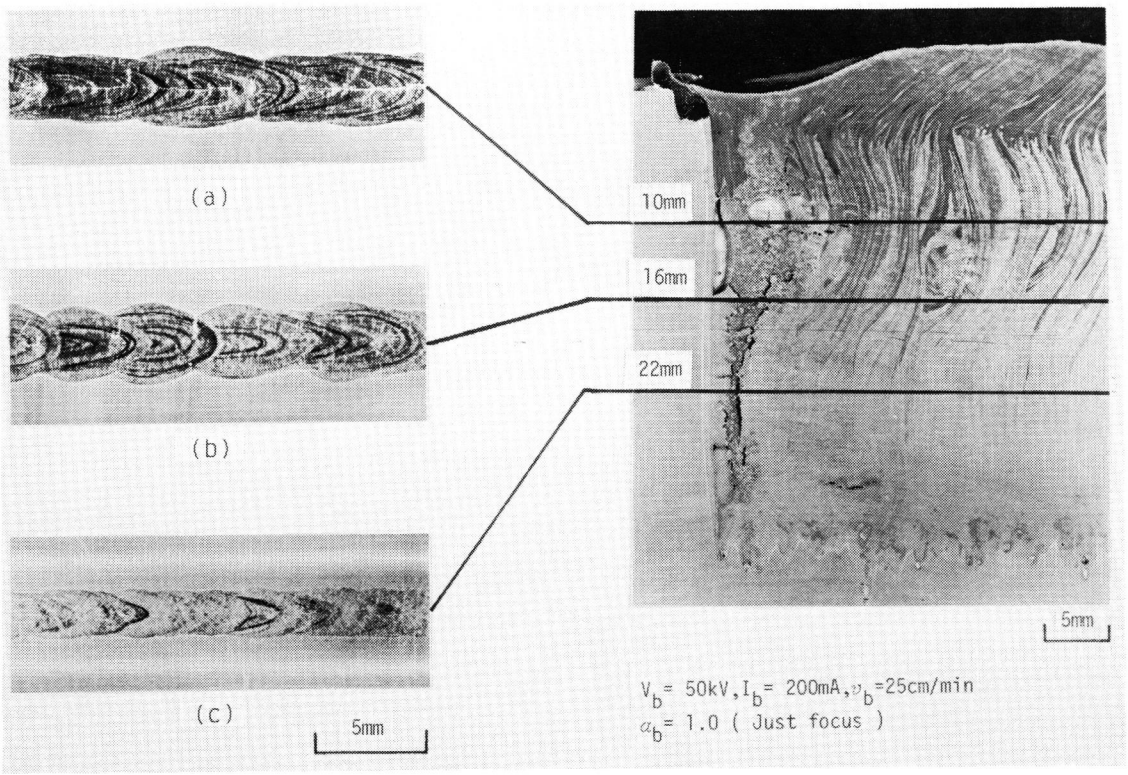


Fig.4.9 Horizontal sections of EB welds in case A type crack occurred

は、約1Hzの周波数で溶融幅が周期的に大きく変動するナゲット状の凝固形態を呈するようになる。さらに遅れが最も顕著となる位置 (a)では、周期的に形成されるナゲットが後方へと伸ばされた形となっていた。 Fig. 4.10(a) には、このときの凝固組織を模式的に示すが、ナゲットの中央部では多くの場合デンドライトが会合しており、SEM により割れ破面を観察した結果、割れはこの最終会合部で発生し、これより後方の溶接線方向に向いたデンドライトの粒界へと伝播していた。

一方α_b=1.40のB領域では、 Fig. 4.10(b) に示すように、ビード中央部で溶接線方向に向いたアキシャルクリスタルが発達しており、割れはこの粒界で生じていた。しかしながら割れが全く生じなっかったα_b<1.0 の場合にも、同位置においてほぼ同様な凝固組織が観察され、この場合にも凝固組織からだけでは割れの発生傾向を決定することができない。一方低速で割れが生じた場合には、常に凝固壁が局部的に遅れており、これが割れ発生に大きく関与していると考えられる。すなわち、遅れの形成位置で溶融金属が凝固する際には、既に凝固した周囲から大きな拘束を受ける。このため最終凝固層で歪が集中し、割れが発生しやすくなると考えられた。特にA領域では、ナゲットの周辺から凝固が進むため、中央部が凝固する際には両サイドから大きな拘束を受ける。このときの凝固壁の一例を Fig. 4.11に示すが、新しいナゲットが形成された時点では、前段階に形成されたナ

ゲットの中央部（図中矢印の部分）がまだ凝固しておらず、両サイドから強い拘束を受けていることがわかる。

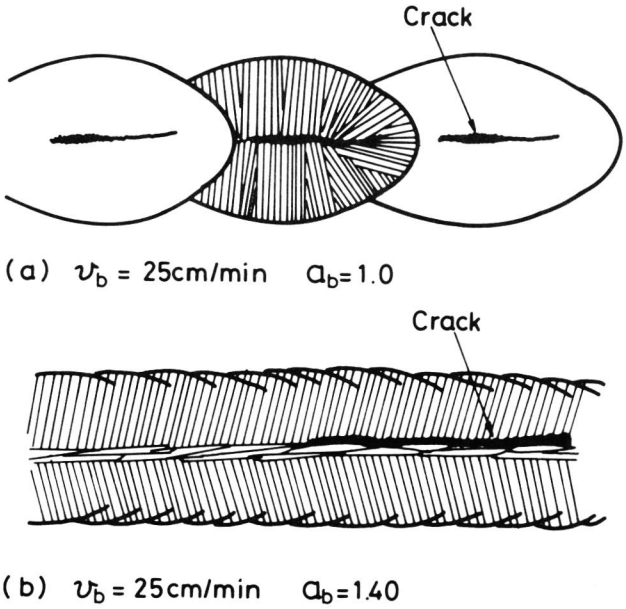


Fig. 4.10 Schematic diagrams of solidification structure in horizontal section of EB welds in case A and B types of crack occurred

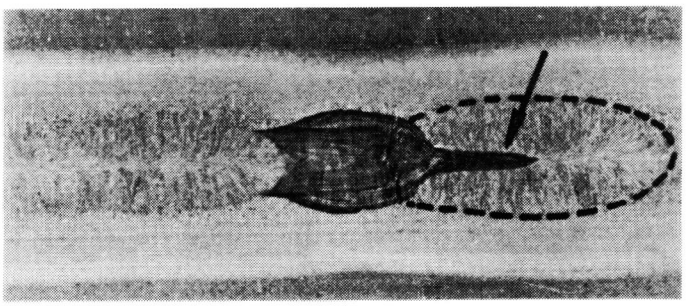


Fig. 4.11 Solidification wall in horizontal section at arbitrary time

4．5　局部的な凝固壁の乱れの形成機構

前述したように、縦割れの発生は凝固壁の形状に大きく依存する。特に凝固壁が局部的な遅れを伴った形状となると、最終凝固層で歪が集中し、凝固割れ感受性が著しく高くなる。一方さらに溶込み深さが増加した領域では、遅れの形成部で大きなポロシティの発生が認められることが多く、局部的な凝固壁の遅れが諸欠陥の発生と密接に関連することがわかる。

そこで本項では、凝固壁の形状を決める支配的要因を探ると共に、局部的な凝固壁の遅れの形成機構について検討を行った。

4．5．1　凝固形態に及ぼす溶融金属量の影響

Fig. 4.12には、SM50Aを供試材として用い、種々の焦点位置のもとで溶接を行ったときの凝固壁の形状を示す。前述したように、局部的な凝固壁の遅れは、深溶込み溶接を行いかつa_b値が1.0 もしくはこれより大きな領域で生じる特異な現象といえる。またその形成位置並びに形態も焦点位置に依存し、a_b値が1.0 より大きな領域では、溶込み底部でほぼ連続的な遅れが形成されるのに対し、a_b値が1.0 もしくはこれより若干大きな領域になると、ネック部の下付近で、周期的な溶融幅の変動を伴って遅れが形成される。一方a_b値が1.0 より小さな領域では、全く遅れの発生が認められなくなる。

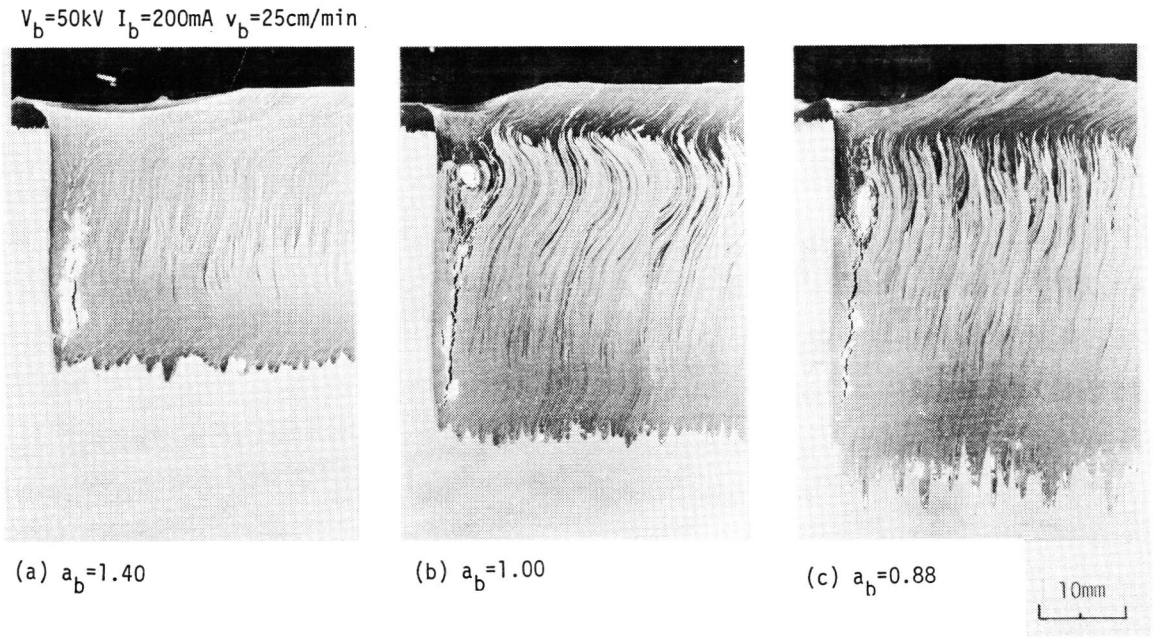


Fig.4.12　Longitudinal sections for various focussinng conditions

ここで、2.5 項で述べた凝固壁の形状並びに溶込み深さに及ぼす溶接姿勢の影響について振り返ってみる。まず凝固壁は、速度が50cm/min以下の低速でかつ$\alpha_b \geqq 1.0$ の領域においてのみ、その形状に次のような変化が認められた。$\alpha_b = 1.0$ では、下向き溶接においてネック部の下で見られた凝固壁の遅れが、縦向上進及び横向き溶接では中央部付近に移動し、かつその位置は上下方向に不規則に変動していた。また$\alpha_b > 1.0$ の領域では、下向き溶接で底部に見られた遅れが、縦向上進及び横向き溶接において消失し、中央部付近で緩やかな遅れが形成された。このように遅れの形成位置が姿勢により変化したということは、重力の作用する方向に対して最も敏感な溶融金属の挙動が、遅れの発生に対して大きな影響を及ぼしていることを意味する。また、どの溶接姿勢においても同一条件で遅れの発生が認められたことから、本質的に遅れが発生するか否かという点に関しては、姿勢の影響が比較的小さいと考えられた。

一方溶込み深さも、50cm/min以下の低速でかつ$\alpha_b \geqq 1.0$ の領域においてのみ姿勢の影響が認められ、縦向上進、横向き、下向き、縦向下進の順で溶込み深さが低下した。ここで姿勢により溶込み深さが変化する原因について考えてみると、電子ビームがルート部へと進入する経路において、ビーム孔周辺に存在する溶融金属がその進入をいかに妨げるかにより溶込み深さが決定されると考えられる。例えば下向き溶接の場合、溶融金属がビーム孔を埋める方向に重力が働くため、電子ビームの進入が溶融金属により阻害され、その結果溶込み深さが低下する。この効果は縦向下進溶接においてさらに大きい。一方縦向上進及び横向き溶接においては、これと直角方向に重力が作用するため、比較的安定したビーム孔が形成され、電子ビームが容易に進入することにより溶込み深さが増加する。しかしながら、例えば高速溶接時のように、比較的溶融金属量が少ない状況では、下向きや縦向下進溶接においても溶込み深さの低下がほとんど無く、その結果どの姿勢においてもほぼ同等な溶込み深さとなる。このように考えると、特に溶込み深さに及ぼす溶接姿勢の影響が顕著であった低速で$\alpha_b \geqq 1.0$ の領域では、ビーム孔内に溶融金属がかなりたまった状態であると考えられる。これは、局部的な凝固壁の遅れが形成される条件とよく一致する。

Fig. 4.13には、α_b値が1.0 のもとで顕著な遅れが形成されているときの、表面付近での溶融金属の流動挙動を示す。本条件では、溶融金属が比較的穏やかに流動する状態（Fig. 4.13(1),(2) 及び(5) ）と、激しい金属蒸気の発生を伴って大量の溶融金属が噴出する状態（(3) 及び(4) ）が周期的に繰り返されており、その周波数は、前述したナゲット状凝固が形成される周波数と一致した。したがって、大量の溶融金属が、ビーム孔内において溶融幅の周期的な広がりを形成するための大きな要因となっていることがわかる。

志田等は、凝固壁の遅れの形成原因として、ガスまたは金属蒸気の局部的な充満による空洞の形成を取り上げ、これがビーム孔と直角方向に形成されることにより、この部分での凝固の進行が遅れると指摘している[43]。しかしながら遅れの形成位置では、Fig.4.9で示したように、溶融幅が周期的に広がる現象（ナゲット状凝固）が観察されており、ガ

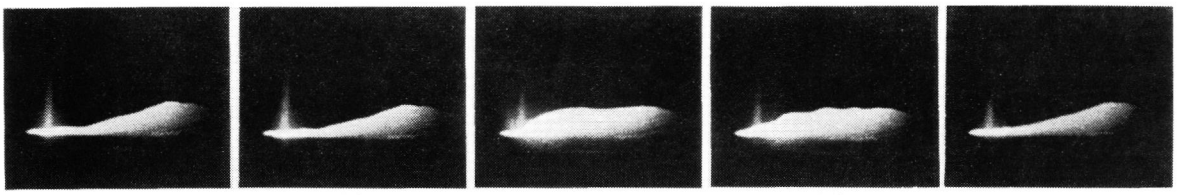


Fig.4.13 Highspeed photogaraphs of molten metal flow for just focussing condition

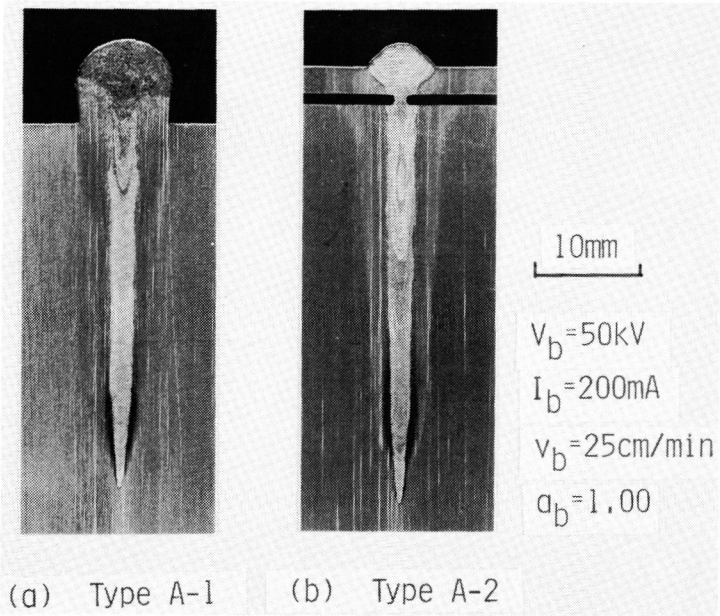
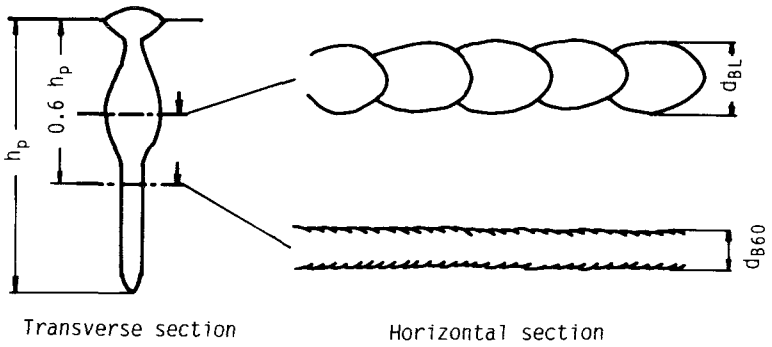


Fig.4.14 Tansverse cross-sections of EB welds when A-1 and A-2 types of specimen were used

スまたは金属蒸気の持つエネルギーだけでは溶融幅を広げるための熱容量がたりない。一方、先に述べたように、遅れが形成される条件では、ビーム孔内で溶融金属のたまりが生じていると予想されること、またナゲット状凝固の形成周波数と大量の溶融金属が噴出する周波数が一致することから、局部的な凝固壁の遅れは、単にビーム孔内に充満したガスや金属蒸気により形成されるのではなく、ビーム孔内にたまった大量の溶融金属が既に凝固した壁を二次溶融することにより形成されると考えたほうが妥当である。この推定が正しければ、ビーム孔内での溶融金属のたまりを増加することにより、凝固壁の遅れや周期的な溶融幅の広がりが助長されるはずである。

そこで、 Fig. 4.1(a)に示した試験片を用い、ビーム孔内における溶融金属量を積極的に多くし、このときの凝固壁の形状変化を調べた。 Fig. 4.14には、上記試験片を用いたときの横断面における溶込み形状の一例を示す。Type A-1では表面で大量の金属が溶融し



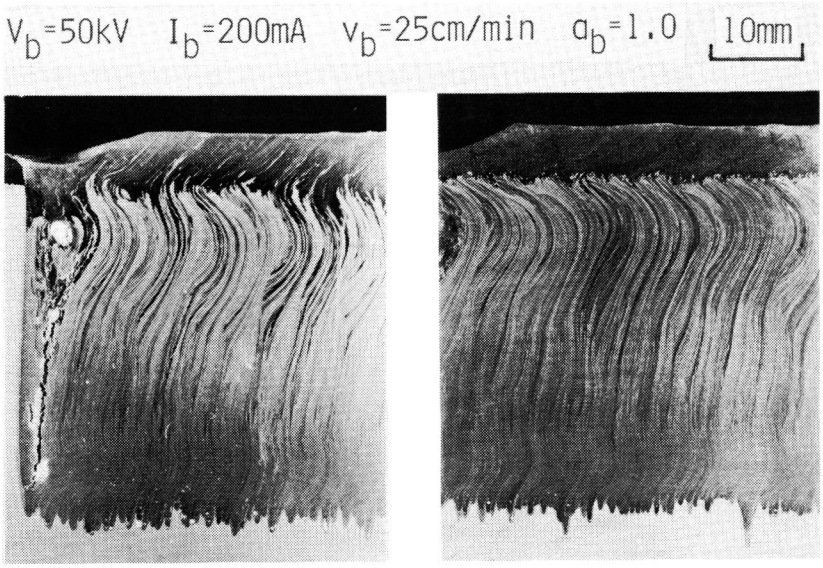
Specimen	Standard	Type A-1	Type A-2
$(\overline{d_{BL}}/d_{B60})$	1.14	1.28	1.41

Fig.4.15 Effect of molten metal stagnation on occurrence of nugget type soidification pattern

ており、また A-2においてはネック部での溶融幅が極端に減少しており、いずれの場合もビーム孔内で溶融金属がたまりやすい状況となっていることがわかる。

まず、α_b値が1.0 のもとで TypeA-1及び A-2試験片を溶接し、このときの水平断面を観察した。その結果、いずれの試験片においても、遅れの形成部で溶融幅の周期的な変動が認められたが、その大きさは、試験片により若干異なる傾向を示した。そこで、 Fig. 4.15に示すように、溶融幅の変動が最も顕著に認められた断面において、個々のナゲットの最大溶融幅 d_{BL}をそれぞれ10点測定し、その平均値$\overline{d_{BL}}$ と、変動が認められない位置（表面から溶込み深さの60%の位置）での溶融幅 d_{B60} との比（$\overline{d_{BL}}$ ／ d_{B60} ）で遅れ形成部における溶融幅の広がりを評価した。その結果を Fig. 4.15下段に示す。これを見ると、Type A-1及び A-2の試験片において（$\overline{d_{BL}}$ ／ d_{B60} ）の増大が認められ、溶融金属のたまりを多くすることにより、溶融幅の周期的な広がりがより激しくなることがわかる。またこの傾向は、表面付近に高融点のタンタルを挿入したType A-2においてより顕著となっていた。

Fig. 4.16には、このときの縦断面における凝固パターンを示す。この場合にも Type A-2 の試験片において遅れの拡大が認められ、ビーム孔内での溶融金属量の増加に伴い、周期的な溶融幅の広がり並びに凝固壁の遅れの形成が、より促進されることが確認された。したがって、局部的な凝固壁の遅れは、ビーム孔内にたまった溶融金属の二次溶融に



(a) Standard (b) Type A-2

Fig.4.16 Comparison of solidification pattern in case standard and A-2 types of specimens were welded

よって形成されるといえる。またこのような現象は、特にType A-2の試験片において著しく、表面付近でのビーム孔の大きさが遅れの発生を支配する重要な要因となっていることがわかる。

一方、SM50Aにおいて遅れの発生が全く認められなかったa_b=0.88においては、Type A-1及び A-2の試験片においてもほとんど凝固壁の形状変化が認められず、本条件では遅れが非常に発生しにくい状況にあると言える。

4．5．2 凝固形態に及ぼす金属蒸気圧の影響

アーク溶接においては、溶融金属を動かす駆動力としてプラズマ気流、電磁対流及び温度差による表面張力流等が挙げられ、この内のどれが最も支配的であるかについて現在議論がなされているところである[46)-48)]。電子ビーム溶接の場合、真空中での溶接でありかつ電流値が非常に小さいことを考えると、照射位置から発生する金属蒸気の静圧、蒸気発生時の反発力[12)]並びに金属蒸気と溶融金属の摩擦による剪断力等が支配的と考えられる。そこで、これらの力がビーム孔を保持し、かつ溶融金属を駆動する主因であると考えて、その概算を試みる。

今、溶融金属の表面近傍において飽和蒸気圧p（torr）となる層が存在すると仮定すると、溶融金属に働く金属蒸気の静圧P_vはpと等しくなる。

$$P_v = p \quad (torr) \qquad \cdots\cdots\cdots\cdots (4.1)$$

P_v をdyn/cm^2 で表示すると、

$$P_v = 13.5 \times 980 \times p / 10$$
$$= 1323\ p \quad (dyn/cm^2) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.2)$$

となる。

蒸発時の反発力P_R は、単位時間に単位面積から発生する金属蒸気の重量m（g/cm^2 s）と蒸発粒子の平均速度v（cm/s）の積で与えられる。

$$P_R = m v \quad (dyn/cm^2) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.3)$$

Langmuirの蒸発量の式よりmは次式で与えられる。

$$m = 5.83 \times 10^{-2}\ p\sqrt{M/T} \quad (g/cm^2\ s) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.4)$$

M；分子量、T；温度（K）

蒸発粒子の平均速度v（cm/s^2）は、これがマックスウェル－ボルツマンの分布則にしたがっているとすると、次式で与えられる。

$$v = 2\sqrt{2RT/\pi M} \quad (cm/s^2) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.5)$$

R；気体定数（R＝ 8.314 x 10 ^{7} erg/deg mol ）

したがって、P_R は次式で示すように、飽和蒸気圧pに比例した値となる。

$$P_R = m v = 848.5\ p \quad (dyn/cm^2) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.6)$$

蒸発粒子と溶融金属の摩擦により生じる剪断力τは、気体の粘性係数をμ（g/cm s）、溶融金属表面と平行な方向への気体の速度をu_y（cm/s）、これと垂直方向への座標をzとすると、次式で与えられる。

$$\tau = -\mu(\partial u_y / \partial z) \quad (dyn/cm^2) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.7)$$

これを求めるには、ビーム孔内での蒸発粒子の速度分布を知る必要があるが、これを正確に算出することは困難である。一方τは、溶融金属を剛体とみなしたときに、この表面において、これと平行方向に流れる蒸発粒子の持つ運動量のz方向での変化量を意味しており、これはP_R と比べてかなり小さいことが予想される。したがって、ここではτを無視して話を進める。

これらの力に対し、溶融金属がビーム孔を閉じる方向には、溶融金属の重力ヘッドP_g 及び表面張力P_r が働く。ここで、 Fig. 4.17に示すように、ビーム孔底部で溶融金属に働くこれらの力がバランスし、ビーム孔が静的に保持された状態を考えると、

$$P_g + P_r = P_v + P_R \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.8)$$

となる。

溶融金属の密度及び表面張力をρ（g/cm^2 ）及びγ（dyn/cm）、重力の加速度をg（cm/s^2 ）とし、ビーム孔底部で溶融金属が十分に濡れており、かつその曲率半径がr_1 であるとすると、P_g 及びP_r は次式で示される。

$$P_g = \rho g h \quad (dyn/cm^2) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.9)$$
$$P_r = 2\gamma / r_1 \quad (dyn/cm^2) \quad \cdots\cdots\cdots \quad (4.10)$$

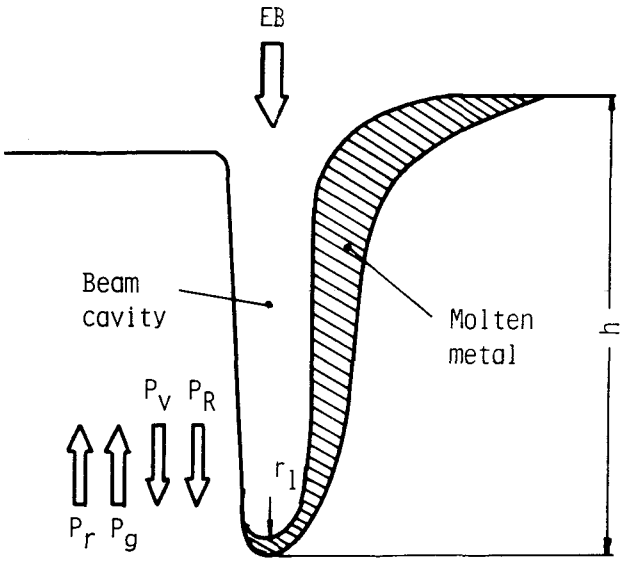


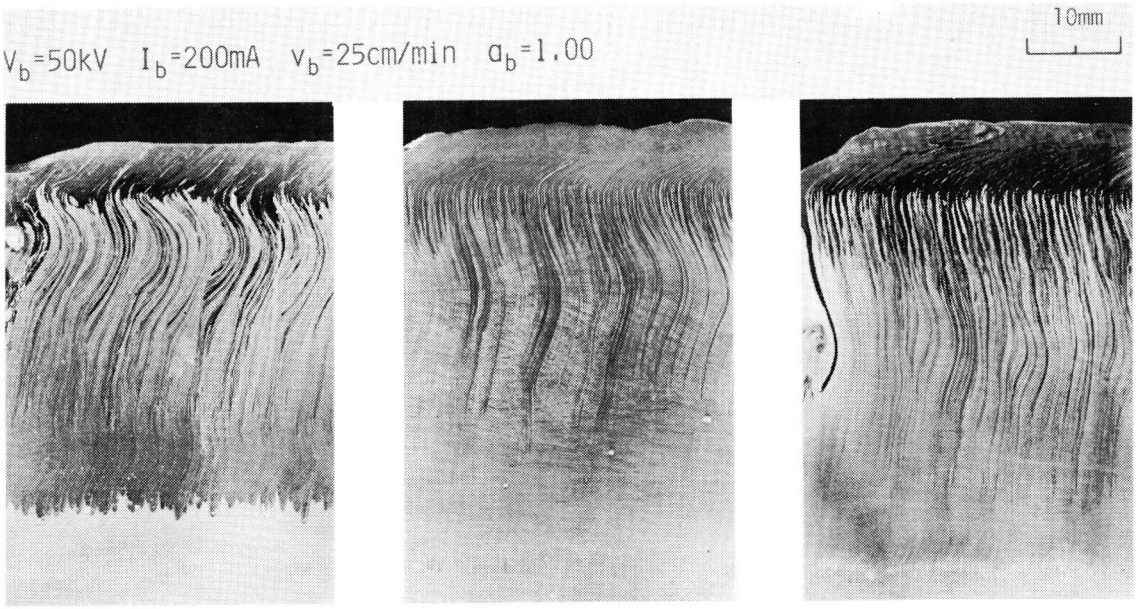
Fig.4.17 Force balance on the vapor-metal interface at the bottom of beam cavity

ここで、h＝50 mm ， r_1 ＝1 mmとし、溶鋼の密度及び表面張力をそれぞれ7.0 g/cm^3 、1700 dyn/cm として、（4．8）式よりpを求めると 33.5 torrとなる。S.M.Shintakuは、パイロメータを用いてビーム孔内の温度分布を測定し、ＳＵＳ 304鋼の底部において2300℃程度となることを報告している[49]　。そこで、この場合も同程度の温度となっていると仮定し、R.E.Henig の蒸気圧データから2300℃での鉄の飽和蒸気圧を求めると、約35torrとなる[49]　。これは、先に算出したpの値とほぼ一致する。したがって、金属蒸気の静圧及び蒸発時の反発力がビーム孔を保持する主要な力であるといえる。

一方深溶込み溶接時には、条件により多少異なるが、溶融金属がビーム孔から噴出する現象と、これが再びビーム孔内へと流入する現象が交互に繰り返されている。Tong等が撮影したビーム孔のフラッシュＸ線像によると、流入した溶融金属の一部はビーム孔の底部を埋めており[13]　、この時点で底部に存在する溶融金属が電子ビームにより直接照射される。その結果、底部の溶融金属が急激に加熱され、飽和蒸気圧の上昇と共にP_v 及びP_R が増大し、これらを駆動力として溶融金属が噴出する。その後、底部で溶融金属がほとんど存在しなくなり、P_v 及びP_R の減少により、溶融金属が再びビーム孔内へと流入する。したがって、溶融金属を流出する駆動力も、金属蒸気の静圧並びに蒸発時の反発力が主となっていると推察される。

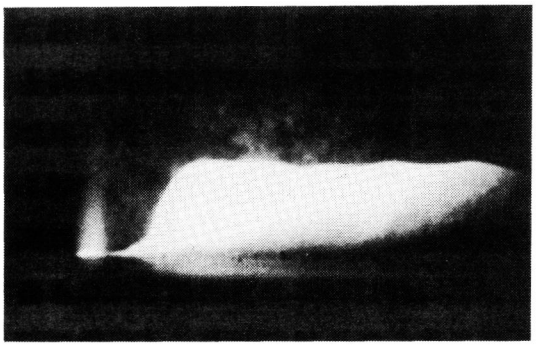
以上の検討結果より、溶融金属の流動挙動は、金属蒸気の発生状況に依存して大きく変化することが予想される。そこで、母材に蒸気圧の高いMnを含有した Fe-Mn合金を用い、凝固壁の形状に及ぼす金属蒸気圧の影響を調べた。まずα_b値が1.00のもとでMn濃度が異な

る材料を溶接した結果、 Fig. 4.18に示すように、Mn量の増加に伴い凝固壁の遅れが大幅に抑制される傾向が認められた。 Fig. 4.19には、この時の表面付近での溶接現象を高速度撮影により観察した結果を示す。Mn量の増加に伴い金属蒸気の発生が活発となり、その結果多くの溶融金属がビーム孔外へと噴出し、この位置で凝固する。したがって、ビーム直下では安定したビーム孔が形成されていると予想され、たまりの減少により遅れの発生が抑制される。



(a) SM 50 (b) Fe-10%Mn alloy (c) Fe-20%Mn alloy

Fig.4.18 Effect of Mn content in base metal on solidification pattern



V_b=50kV I_b=200mA
v_b=25cm/min a_b=1.0
Material; Fe-20%Mn alloy

Fig.4.19 Behavior of molten metal when Fe-20Mn alloy was welded

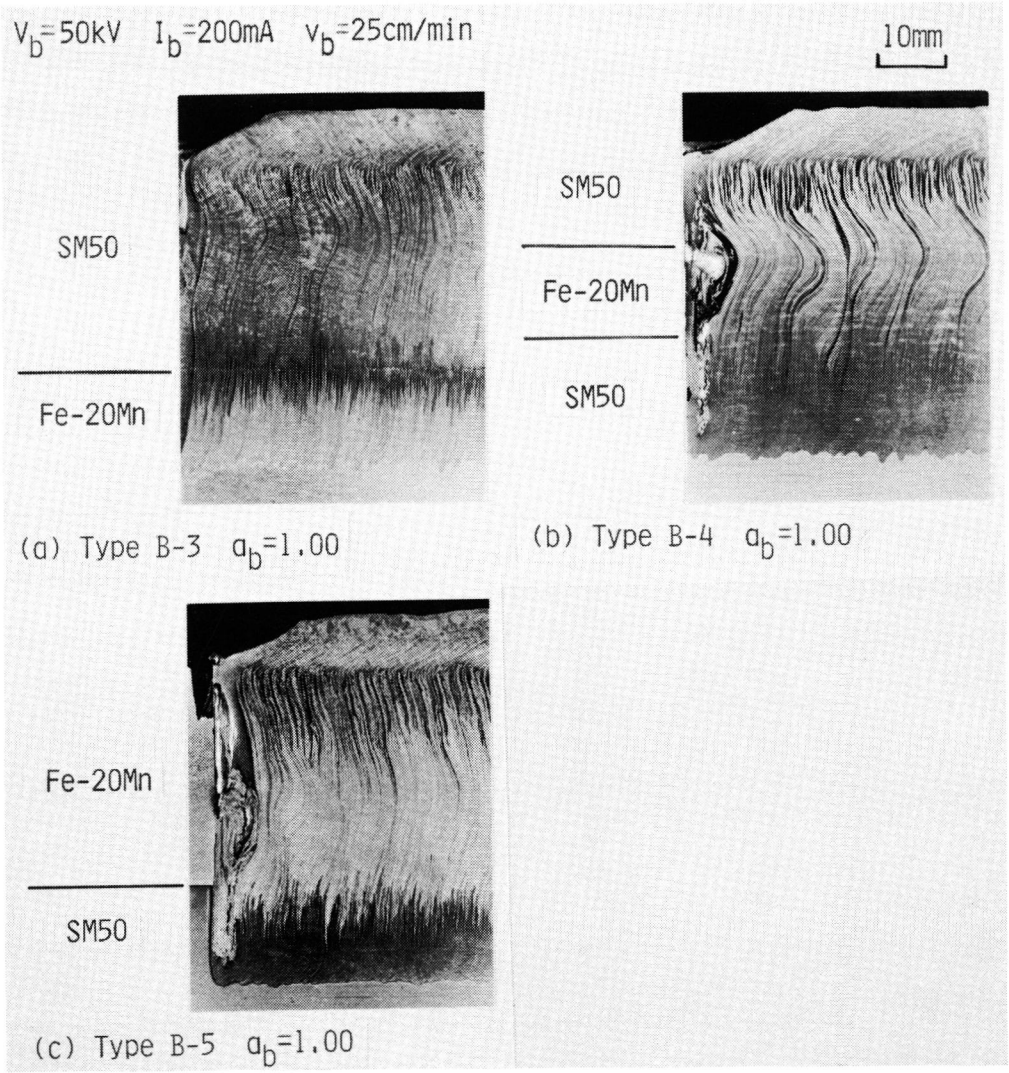


Fig.4.20 Solidification patterns in longitudinal section when Fe-20Mn alloys were inserted at various locations along penetration

Fig. 4.20には、Fe-20%Mn合金を溶込み方向の各位置に挿入し、局部的に蒸気圧を上げた場合の結果を示す。これを見ると、底部にFe-Mn 合金を置いたType B-3の試験片において、遅れが最も小さくなる傾向が認められる。 Fig. 4.21には、a_b値が1.40のもとでType B-3試験片を溶接した時の結果を示すが、この場合も、ＳM50Ａで見られた底部での遅れが消失した。これは、底部で飽和蒸気圧が上がることにより、溶融金属を流出する駆動力が増し、その結果ビーム孔内でのたまりが減少するためである。したがって、局部的な凝固壁の遅れを抑制するには、ビーム孔底部で金属蒸気を活発に発生することが有効であるといえる。

一方、 Fig.4.20(b)に見られるように、中央部付近に Fe-Mn合金を挿入したType B-4においては、Mn鋼を置いた位置で逆に遅れの拡大が認められた。 Fig. 4.22には、a_b値が0.88のもとでType B-4試験片を溶接した場合の結果を示す。本条件では凝固壁の遅れが非

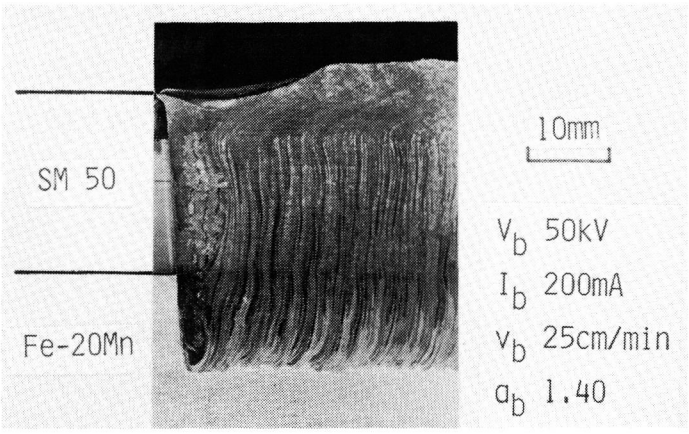
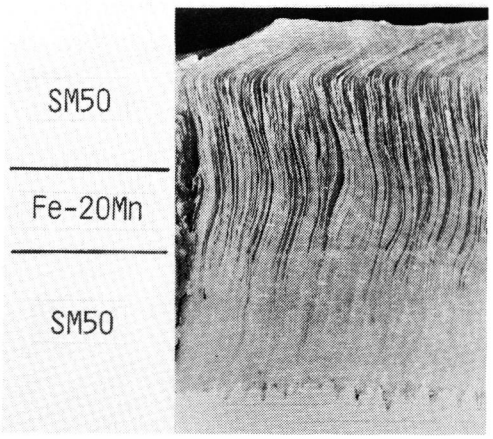


Fig.4.21 Solidification pattern in longitudinal section when B-3 type specimen was welded at a_b=1.40



Type B-4 a_b=0.88

V_b=50kV I_b=200mA v_b=25cm/min

Fig.4.22 Solidification pattern in longitudinal section when B-4 type specimen was welded at a_b=0.88

常に発生しにくい状況にあるにもかかわらず、Mn鋼を挿入した位置で小さな遅れの発生が認められた。この原因としては次のように考えられる。 Fig. 4.23に示すように、Mn鋼を挿入した位置では、活発な金属蒸気の発生により静圧が上昇し、これが表面に向う溶融金属の流動を停滞させる。その結果、この位置で溶融金属のたまりが生じ、これが凝固壁の遅れを形成する原因となる。したがって、ビーム孔の一部において金属蒸気が活発に発生すると、円滑な流動を阻害し、遅れの発生が助長される。

Fig. 4.24には、a_b値が1.40のもとでFe-20%Mn合金を溶接した時の凝固パターンを示す。底部で金属蒸気の発生を活発にしたType B-3試験片 (Fig. 4.21)において、凝固壁の遅れが効果的に消滅したにもかかわらず、供試材すべてが Fe-Mn合金となった本試験片では、顕著な遅れの発生が認められた。この原因としては、次のように考えられる。本条件では、ルート部へ向うにつれて電子ビームが発散するため、底部で発生する金属蒸気の圧力は他の条件と比較して小さい。一方、ビーム孔前面ではこれより集中した電子ビームが照射されるため、前面から発生する金属蒸気の圧力が比較的高い。その結果、底部での蒸気圧の上昇により溶融金属を円滑に排出する効果と比べ、前面から発生する蒸気の静圧によりこれを抑制する効果の方が勝り、遅れの発生が助長される。

以上述べたように、ビーム孔底部で発生する金属蒸気は溶融金属の円滑な流動を促進し、凝固壁の遅れを抑制するのに対し、ビーム孔の一部において金属蒸気の静圧が局部的に上昇すると、円滑な流動が阻害され、遅れの発生を助長することが明らかとなった。

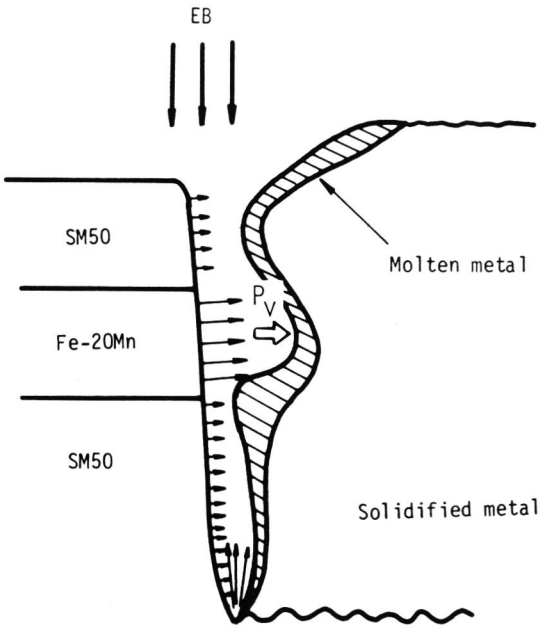


Fig. 4.23 Occurrence of molten metal stagnation in case of inserting Fe-Mn alloy at middle portion of penetration

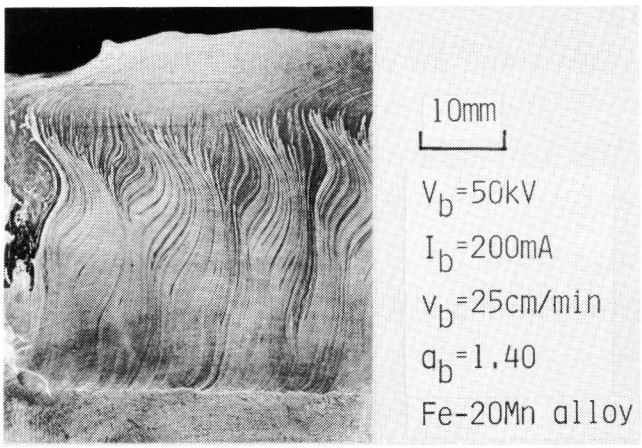


Fig. 4.24 Solidification pattern in longitudinal section when Fe-20Mn alloy was welded at a_b=1.40

４．５．３　凝固形態に及ぼすガスの影響

鋼材中に含有するガスも、その量が多くなると凝固壁の形状に影響を及ぼすことが考えられる。そこで、酸素含有量がＳＭ50Ａより一桁高いＳＳ41(0.013％Ｏ）を用いてその効果を調べた。 Fig. 4.25には、a_b値が0.88のもとでＳＳ41を溶接した時の結果を示す。ポロシティが発生した溶込み中央部のやや下で、局部的な凝固壁の乱れ並びに溶融幅のふくらみが観察され、鋼材中に含有するガスが遅れの発生になんらかの影響を与えていることがわかる。

Fig. 4.26(a),(b) には、ＳＳ41をＳＭ50Ａの中央部及び底部に挿入し、同一条件で溶接を行ったときの結果を示す。どちらの試験片においても、ＳＳ41を挿入した位置で小さな遅れの発生が認められる。さらに、(b) の状態で表面付近での試験片の幅を狭くし、ビーム孔内に溶融金属がたまりやすくすると（ Fig. 4.26(c))、底部で発生していた小さな遅れが中央部付近まで拡大された。また、遅れが発生した位置で水平断面を観察すると、溶融幅の凹凸が激しくなり、ところどころでナゲットの発生が認められた。先に述べたように、本条件では凝固壁の遅れが最も発生しにくい状況にあり、ただ単に溶融金属をたまりやすくしただけでは、凝固壁の形状にほとんど変化が認められなかった。一方、溶込み底部にガスが存在することにより顕著な遅れが観察されるようになり、ガスの存在が遅れの形成を助長していると言える。

そこで、溶融金属内でのガスの挙動について考えてみる。電子ビーム溶接は減圧下での溶接であるため、材料中のガス含有量が多くなると溶融金属内で気泡が発生し、これが成長・浮上・離脱を繰り返す。この過程で、凝固壁前面では溶融金属層の厚さが時間的に変

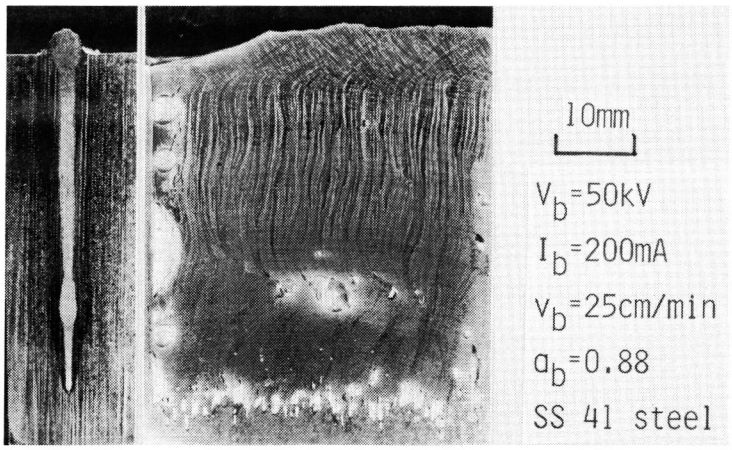


Fig.4.25　Solidification pattern in longitudinal section when SS41 steel was welded at a_b=0.88

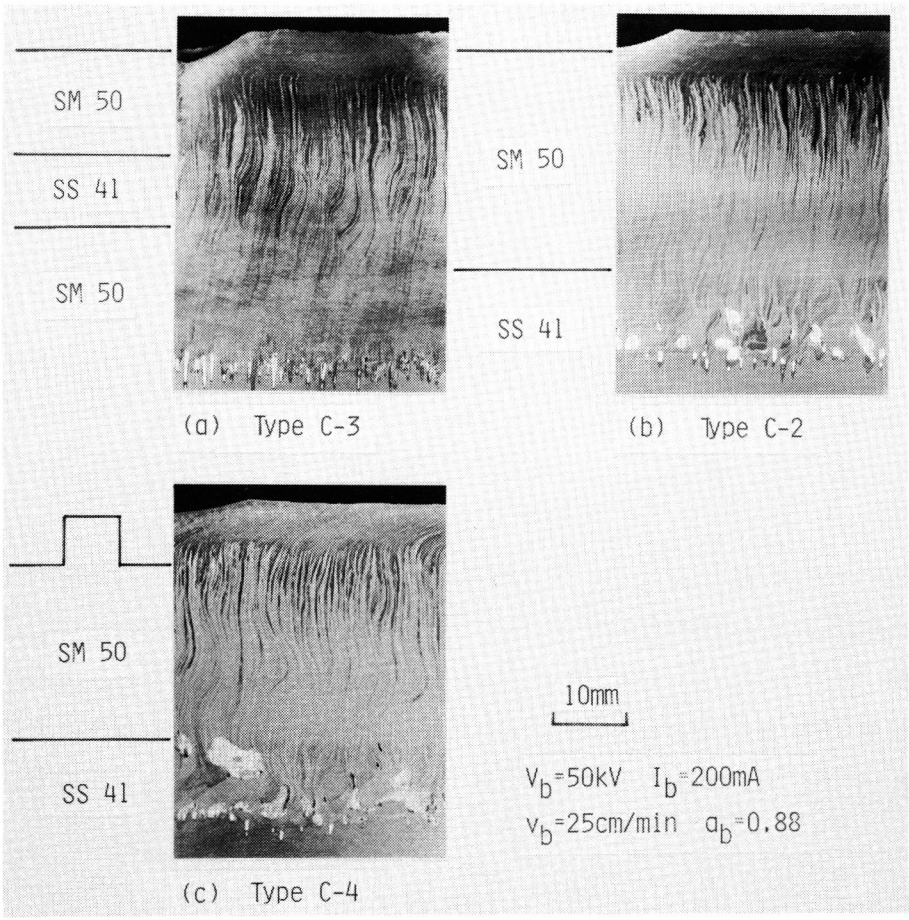


Fig.4.26 Effect of gas involved in base metal on solidification pattern

化するため、凝固の進行が乱され、凝固壁に小さな遅れが形成される。これが、 Fig. 4.26(a),(b) で見られた小さな遅れに相当する。さらにこのような状態で、ビーム孔内での溶融金属量が増加すると、凝固壁の乱れが生じた位置にトラップされた気泡が離脱しにくくなり、これが成長することにより円滑な溶融金属の流動を阻害し、凝固壁の遅れが拡大される。

Fig. 4.27は、ＳＳ41を底部に置いたType C-2試験片を、a_b値が 1.00 のもとで溶接したときの凝固パターンを示す。ＳM50Ａを母材とした場合とは異なり、遅れの形成位置が周期的に変動していることがわかる。 Fig. 4.28には、このときの凝固壁の時間的な変化を示す。(1)から(4)に向うに従い時間が経過しており、凝固壁の形状も(a) から(d) へと変化する。また実線はその時点での凝固壁、破線はこれより前の時点での凝固壁の形状を示す。図中☆印で示した凝固壁の遅れは、時間の経過と共に底部から上部へと移動しており、前段階で形成された遅れの上部では、細長いポロシティの残留が認められた。

本条件下でＳM50Ａを溶接した場合には、穏やかな湯流れと大量の溶融金属の噴出が周期的に起っており、これと対応して水平断面では周期的な溶融幅の変動が認められた。そ

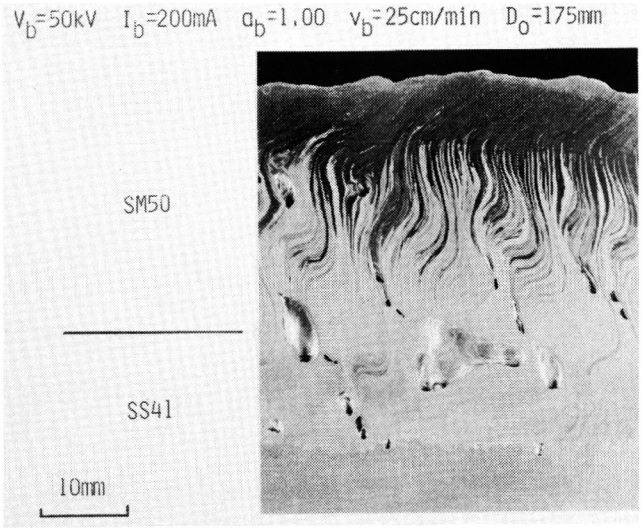


Fig. 4.27 Solidification pattern when type C-2 specimen was welded at a_b=1.0

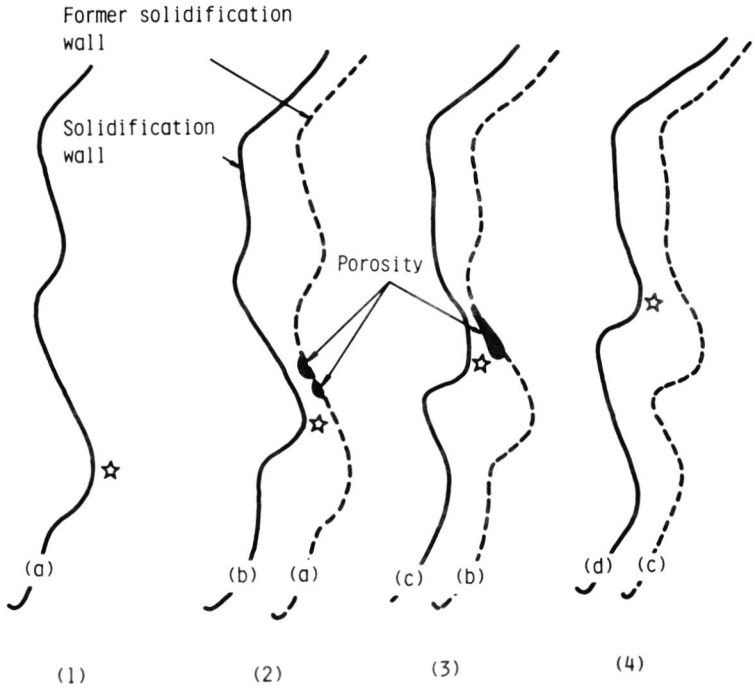


Fig. 4.28 Variation in solidification wall with time in case of welding C-2 type specimen at a_b=1.00

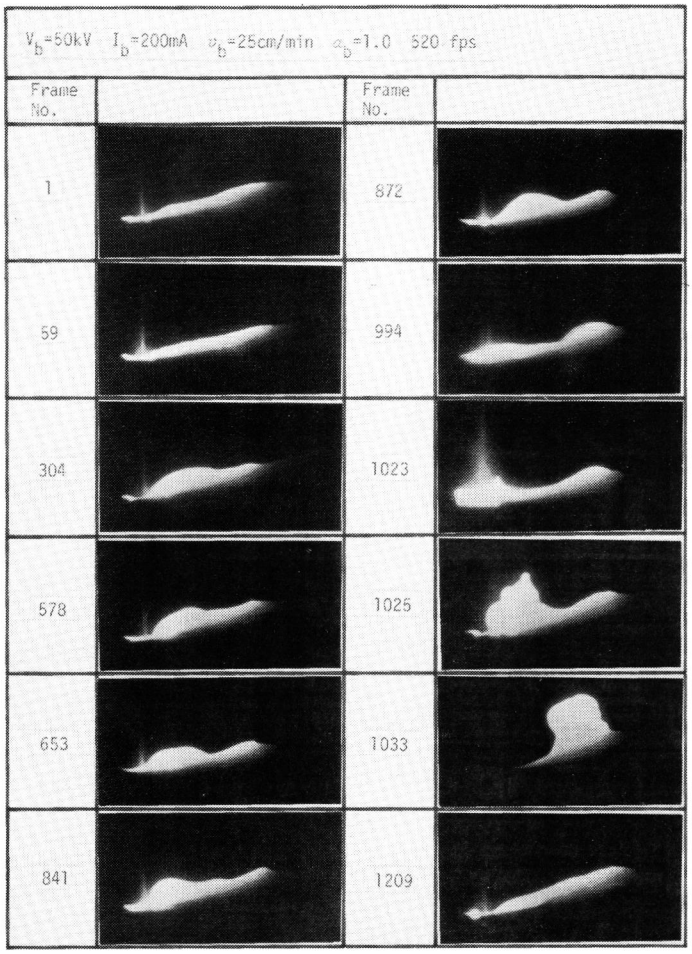


Fig.4.29 Highspeed photographs of molten metal behavior when C-2 type specimen was welded at α_b=1.00

こで、この場合も表面での溶融金属の動きを高速度撮影により観察し、その結果を Fig. 4.29に示す。また撮影時の凝固壁の形状変化を縦断面において観察し、これら両者を対応させると以下のようになる。まず 1及び59コマ目で見られる穏やかな流動がしばらく持続した後に、激しい金属蒸気の発生を伴って大量の溶融金属が噴出する（304 コマ目）。SM50Aでは、これが表面で振動を繰り返した後に再び穏やかな流動へと戻ったが、本試験片では、これがビーム孔内へと戻った後に新たな溶融金属の噴出が起る（578 コマ目）。その後、このような噴出が数回繰り返される（653 ～994 コマ）。この間に、遅れの形成位置は底部から上部へと上昇し、最上部まで達した時点で、非常に多くの溶融金属が一挙に噴出する（1023～1033コマ）。その後再び穏やかな流動へと戻り（1209コマ目）、同様な現象が周期的に起っていた。

すなわち、ガスが多く存在するもとでは、通常のSM50Aを溶接した場合と異なり、溶

融金属の局部的なたまりとこれがビーム孔外へと放出される現象がより頻繁に起っており、しかもその位置は、溶込み底部から上部へと周期的に移動した。この機構については、4.5.4 項で考察する。

以上のように、鋼材中のガス含有量が増加すると、溶融金属内で気泡が発生し、これが凝固壁を乱すと共に、この位置でトラップされたガスが局部的に充満することにより、溶融金属の円滑な流動が阻害され、凝固壁の遅れの発生を助長することが明らかとなった。

4．5．4　局部的な凝固壁の乱れの形成機構に関する考察

以上得られた結果から、局部的な凝固壁の遅れが形成されるための要因を整理すると、以下のようになる。

まず、ビーム孔内で溶融金属がたまりやすい状況を積極的に作ると、α_b値が1.0 のもとでは、周期的な溶融幅の変動が激しくなると共に、一部試験片において遅れの拡大が認められた。また遅れが最も発生しにくい条件（α_b＝0.88）においても、気泡の形成により凝固壁の小さな乱れが生じたもとでは、溶融金属のたまりを増加することにより凝固壁の遅れの拡大が認められた。したがって、局部的な凝固壁の遅れは、ビーム孔内にたまった溶融金属の二次溶融により形成されると言える。

次に、溶融金属のたまりの大小は、ビーム孔後方に存在する溶融金属が表面へと円滑に流出するか否かにより決定される。この駆動力としては、金属蒸気の静圧並びに蒸発時の反発力が主であると考えられ、したがって金属蒸気の発生状況により溶融金属の流動挙動が大きく影響を受ける。ビーム孔底部で金属蒸気が活発に発生した場合には、底部での静圧及び蒸発による反発力の上昇により溶融金属の円滑な流動が促進される。したがって、凝固壁の遅れが発生しにくくなる。一方、溶融金属の流動がなんらかの原因で妨げられると、遅れの発生が助長される。例えば、ビーム孔の一部において金属蒸気の静圧が局部的に高くなると、円滑な流動が抑制され、この位置でたまった溶融金属が遅れの発生を助長する。また、材料中のガス含有量が高くなると、溶融金属内で気泡が発生し、これが凝固の進行を妨げると共に、この位置でトラップされたガスが充満することにより円滑な流動が阻害され、遅れを形成する原因となる。さらに、表面付近でのビーム孔の開口が狭くなると、溶融金属の流出が抑制され、開口部の下で溶融金属がたまることにより、凝固壁の遅れが形成される。

前述したように、ガス含有量の少ない通常の鋼材を溶接した場合には、深溶込み溶接を行いかつ$\alpha_b \geqq 1.0$ の領域で凝固壁の遅れが発生する。そこで、このような条件のもとでビーム孔内に溶融金属がたまりやすくなる原因について考えてみる。溶接部上方から撮影した高速度フィルムによりビーム孔の開口状況を観察してみると、焦点位置が試料表面にある状態でこれが最も狭く、上方もしくは下方にずれるにしたがい広くなる傾向を示した。すなわち、表面付近でのビーム孔の大きさは、この位置でのビーム径の大きさに依存

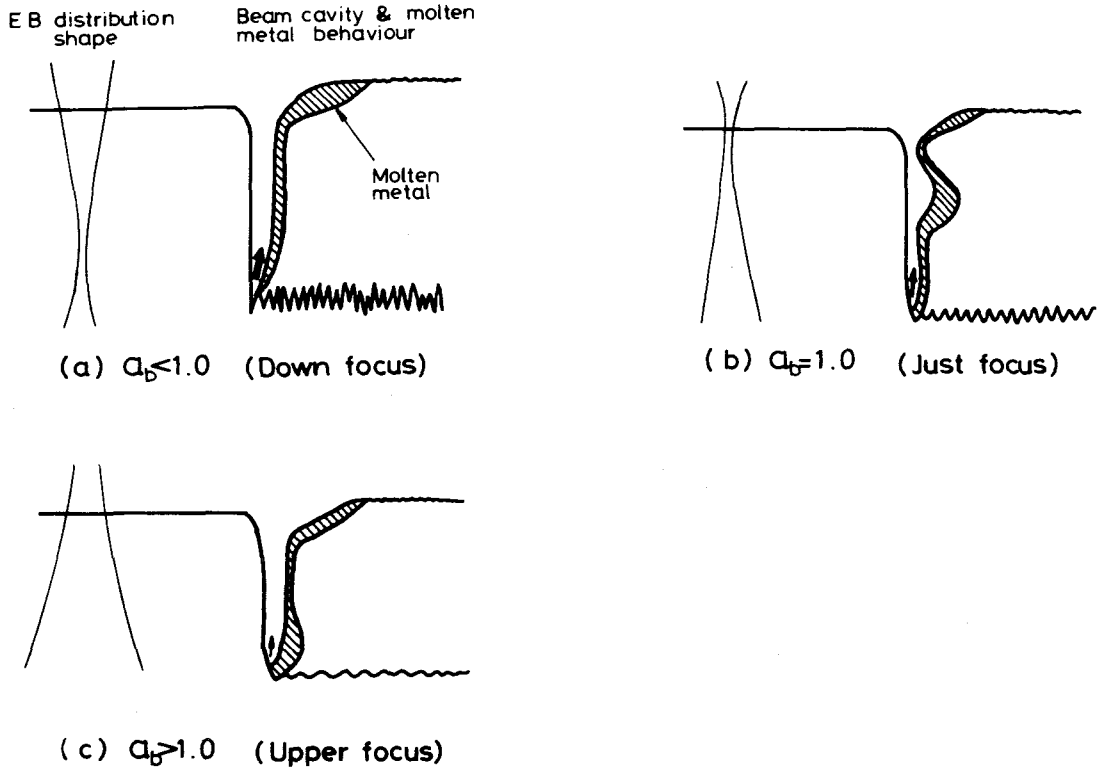
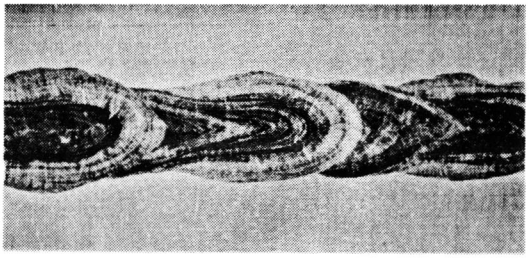


Fig.4.30 Schematic diagrams of beam distribution pattern and molten metal behavior

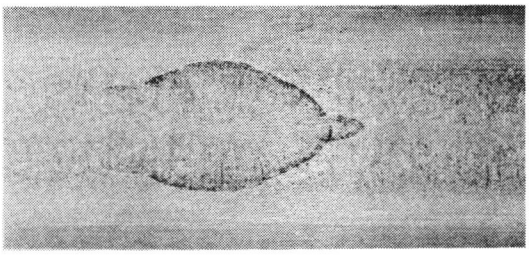
して変化する。 Fig. 4.30には、各種焦点位置のもとでの溶融金属の形態並びにビーム径の分布形状を示す。ビーム孔内におけるビーム径の分布は、電子ビームが金属蒸気により散乱されることを考えると、実際には若干異なることも予想されるが、ここでは簡便にビーム孔内でも変化しないと仮定して話を進める。a_b<1.0 では、試験片表面でビーム径が大きいため、大きなビーム孔が開口する。またビーム孔底部では電子ビームのパワー密度が大きく、活発な金属蒸気の発生により溶融金属を噴出する駆動力が強い。このため、溶融金属は容易にビーム孔外へと排出される。a_b=1.0 付近になると、底部でのパワー密度が若干低くなるため駆動力が若干小さくなる。さらに、表面付近でのビーム孔の開口が狭いため、溶融金属は容易に流出することができず、ネック部の下付近で溶融金属のたまりが形成される。荒田等は、X線透過法により本条件における溶融金属の流動挙動を観察し、ネック部の下付近で溶融金属が右回りに回転する湯流れが存在することを指摘している[51]。これは、ビーム孔の開口が狭くなることにより、溶融金属が容易に流出できなくなることを意味しており、この位置で溶融金属のたまりが生じやすい状況にあることがわかる。実際には、先に述べたように、ＡＢテストで求めた焦点位置が真の焦点位置と若干ずれを生じるため、a_b=1.0 のもとでは焦点位置がわずかに試料内部に入った状態にあ

る。しかしながら、ネック部の下で発生する遅れは、α_b値が1.0 もしくはこれよりも若干上の領域で認められ、定性的には Fig. 4.30(b) に近い状態で起こっているといえる。α_b>1.0 では、表面でのビーム孔が大きいにもかかわらず、底部でのパワー密度がかなり低下するため、溶融金属が底部にたまりやすくなる。本条件では、この底部にたまった溶融金属が後方を二次溶融し、その結果底部で遅れが形成される。また前述したように、横向き及び縦向上進溶接では、本条件において底部での遅れが消失し、中央部付近に緩やかな遅れが形成された。これは、姿勢を変えることにより溶融金属が底部にたまる必然性が無くなったためである。

一方α_b=1.0 付近では、水平断面において周期的に溶融幅が変動したこと、さらにこれに対応した周期で大量の溶融金属の噴出が認められたことから、ビーム孔内で溶融金属が周期的にたまる状況が予想される。 Fig. 4.31(a) 及び(b) には、試験片表面及び溶込み中央部にそれぞれNiを添加して溶接した場合の、水平断面におけるNiの偏析状況を示す。写真中黒く見える部分がNi濃度の高い部分を示す。両者を比較すると、表面に添加したNiがナゲット周辺においてその偏析が少ないのに対し、中央部に添加したNiは、これとは逆にナゲットの周辺で多く偏析していることがわかる。上部に添加したNiがナゲットの周辺で少ないということは、ナゲットを形成した時点もしくはその直後において、表面から流



(a) Feeded Ni at the top surface



(b) Feeded Ni at the center

Fig.4.31 Distribution of Ni filler metal feeded at the top or center of penetration

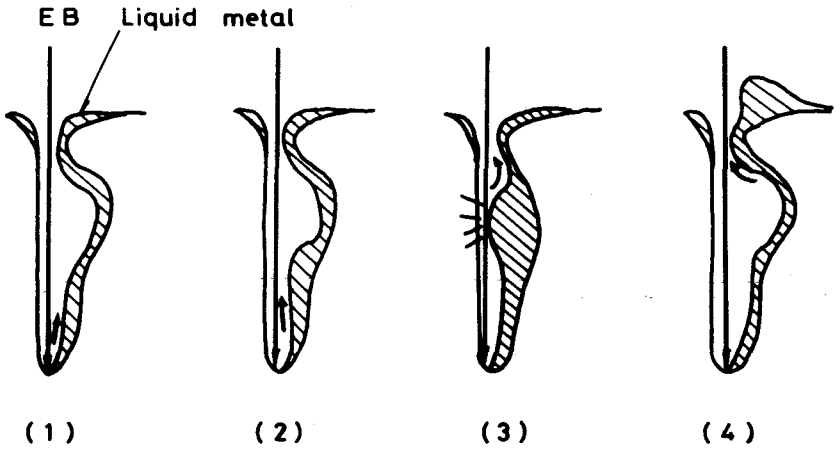


Fig.4.32 Formation mechanism of concaved solidification pattern

入する湯流れがほとんど無い状態といえる。また、中央部に添加したNiがナゲット周辺に偏析しているということは、ナゲットが形成された直後において、ナゲット形成部がかなり空洞に近い状態（溶融金属量が少ない状態）であり、ビーム孔の周囲を回ったNiがナゲットの周辺で凝固したためである。

4.5.1 項及び上記結果から、α_b値が 1.0付近での凝固壁の遅れの形成機構を Fig. 4.32に示すように考えた。前述したように、本条件下ではビーム孔内における溶融金属量が必ずしも一定しておらず、高速度撮影フィルムにおいて穏やかな流動が観察された Fig. 4.13(1) 及び(2) の時点では、次第にビーム孔内に溶融金属がためられている状況にある（ Fig. 4.32(1),(2) ）。このたまりがある程度以上になると、電子ビームと衝突することにより急激に加熱され（ Fig. 4.32 (3)）、静圧の増大により大量の溶融金属が噴出する（ Fig. 4.32 (4)）。これが Fig. 4.13 (3)に相当する。この間に大量の溶融金属のたまりもしくは急激な湯流れにより、凝固壁が二次溶融され、ナゲット及び凝固壁の遅れが形成される。本条件下では、このような現象が約1Hzの周波数で周期的に起る。また大量の溶融金属が噴出した直後（ Fig. 4.32 (4)）においては、ビーム孔内が空洞に近い状態にあり、噴出した溶融金属が円滑に流入しない場合には、大きなポロシティが残留する。縦向上進及び横向き溶接においてポロシティの発生が認められたのはこのためである。

一方、底部にガス含有量の多いSS40鋼を置いた場合には、4.5.3 項 Fig. 4.28に示したように、底部で発生した凝固壁の遅れが、時間の経過と共に次第に上部へと移動する現象が周期的に観察された。また、この間に大量の溶融金属の噴出が数回繰り返されており、その頻度は、SM 50Aを溶接したときと比べ、多くなる傾向を示した。そこで、このときの遅れの形成過程についてさらに検討を加えた。 Fig. 4.33には、溶込み方向の各位置で観

察した水平断面におけるリップルラインを模式的に示す。図中(a),(b),(c),(d) で示したリップルラインは、それぞれ縦断面における(a),(b),(c),(d) のリップルラインに対応する。すなわち、それぞれのリップルラインがある瞬間での凝固壁に相当する。底部（表面から27mmの位置）でナゲットが発生した (a)の時点では、それよりやや上部（表面から23mmの位置）において小さなリップルしか形成されておらず、同位置では、さらに時間の経過した (b)の時点でナゲットの形成が認められる。同様に、上部へ行くにしたがい、ナゲットはより時間が経過した時点で形成されており、溶込み方向の各位置によりナゲットの形成時点が異なる。またどの断面においても、ナゲットの形成位置は凝固壁の遅れが形成される位置とよい対応を示していた。

以上の結果から、この時の溶融金属の流動挙動を考えると Fig. 4.34に示すようになる。まず底部においては、ＳＳ41から発生したガスが凝固壁を乱し、小さな遅れが形成される。この位置では、ガスがトラップされ、これが充満することにより溶融金属の円滑な流動が阻害され、その下部で溶融金属がたまり始める（ Fig. 4.34 (1)）。これが、表面で穏やかな流動が観察された時点に相当する（ Fig. 4.29 1,59 コマ）。溶融金属のたまりがある程度以上に達すると、電子ビームとの衝突により異常に加熱され（ Fig. 4.29 (2)）、激しい金属蒸気の発生を伴って大量の溶融金属並びにガスが一挙に噴出する（ Fig. 4.29 (3)）。これが第１回目の噴出に相当する（ Fig. 4.29 304コマ目）。このとき 、大量の溶融金属の持つ熱量もしくは急激な湯流れにより二次溶融が起り、ナゲットの形成及び遅れの拡大が起る。さらに溶接が進むと、遅れ部に再びガスが充満し始め、その下で溶融金属がたまり始める。またこの間に、凝固は溶融金属の存在する底部から上部へとゆっくり進行する（ Fig. 4.34 (4)）。溶融金属のたまりが多くなると、再び同様な過程で溶融金属並びにガスの噴出が起り（ Fig. 4.29 578コマ目）、この位置でナゲットの形成及び遅れの拡大が起る（ Fig. 4.34 (5)）。本試験片では、このような現象が数回繰り返されることにより（ Fig. 4.29 304-1033 コマ）、遅れの形成位置が次第に上部へと移動し、 Fig. 4.27に示した凝固形態となる。また遅れの上部では常にガスが充満していることが予想され、これが細長いポロシティとして残留する。

以上の結果より、局部的な凝固壁の遅れの抑制策として、次のような点が挙げられる。

(1) 鋼材中のガス成分を少なくする。

(2) 表面付近におけるビーム孔の開口を大きくする。

(3) ルート部における金属蒸気の発生を促進する。

Fig. 4.30 (a)で示したように、ルート部付近で収束する電子ビームを用いれば、表面での開口が広くなると共に、ルート部でのパワー密度の上昇により金属蒸気が活発に発生し、この問題が解消される。しかしながら、後に述べるが、本条件のもとではスパイクの発生が著しくなる。したがって、単に電子ビームのパラメータを変えるだけでは、両欠陥を同時に防止することが極めて困難であり、なんらかの防止策を検討する必要がある。

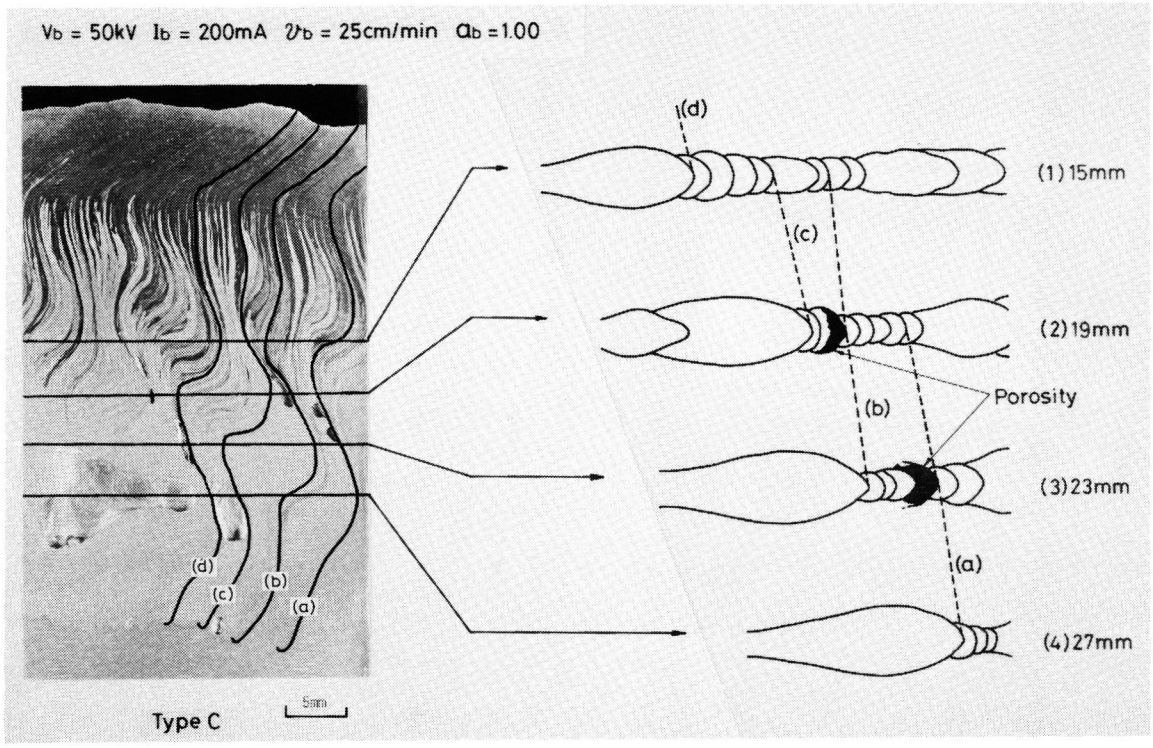


Fig. 4.33 Solidification patterns in some horizontal sections of EB welds

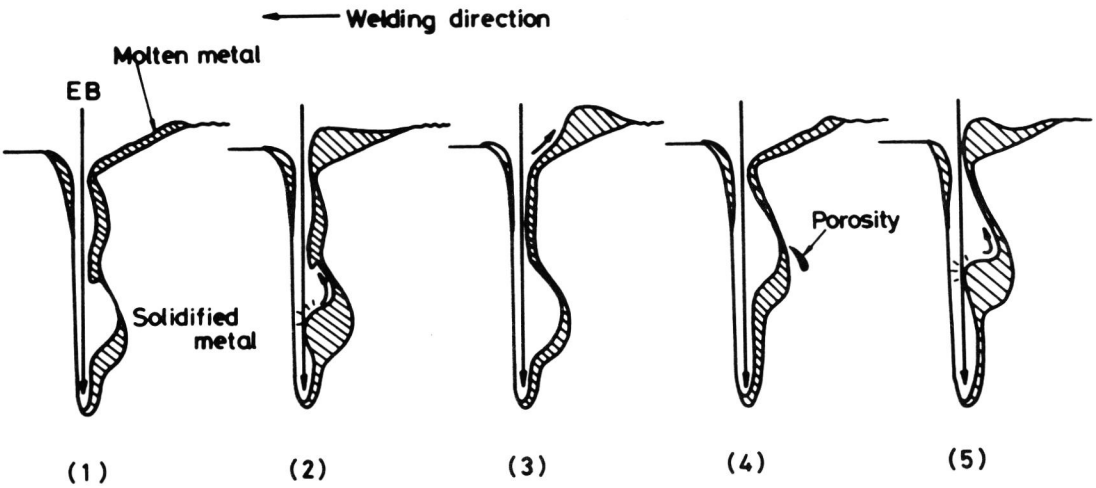


Fig. 4.34 Formation mechanism of concaved solidification when C-2 type specimen was welded at a_b=1.00

4．6　結　言

本章では、凝固割れの中でも、溶融金属の流動挙動と密接に関連して発生する縦割れの形成機構について検討を行った。また、凝固壁の形状や溶融金属の流動挙動に影響を及ぼす支配的な要因を探ることにより、凝固割れやポロシティの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れの形成機構を明らかにした。得られた結果を要約すると、以下のとおりである。

(1)　電子ビーム溶接部で発生する縦割れは、その形成機構により低速領域と高速領域に分類することができる。

(2)　高速領域で発生する縦割れは、ビード中央部で後方へと細長く伸びた凝固壁の後端で、凝固時に溶融金属が不足し、その結果生じる引け巣的な欠陥である。

(3)　低速領域で生じる縦割れは、縦断面における凝固壁が局部的な遅れを伴うことにより、最終凝固層で歪が集中し、その結果生じる典型的な凝固割れである。

(4)　ビーム孔内で溶融金属がたまりやすい状況を積極的に作ると、局部的な凝固壁の遅れ並びに溶融幅の周期的な変動が拡大した。したがって局部的な凝固壁の遅れは、ビーム孔内にたまった溶融金属の二次溶融により形成されるといえる。

(5)　ビーム孔内での溶融金属のたまりは、溶融金属がビーム孔外へと円滑に流出するか否かにより決定される。

(6)　表面付近でのビーム孔の開口が狭くなると、溶融金属がビーム孔外へと容易に流出できず、遅れの発生が助長される。

(7)　ビーム孔底部で金属蒸気が活発に発生すると、この位置で静圧並びに蒸発時の反発力が増し、これらを駆動力として溶融金属が円滑に流出し、凝固壁の遅れが抑制される。一方、ビーム孔の一部において金属蒸気の静圧が局部的に大きくなると、溶融金属の流動が停滞し、この位置で遅れの発生が助長される。

(8)　材料中のガス含有量が増加すると、気泡の発生により凝固壁が乱されると共に、成長した気泡が溶融金属の流動を妨げ、凝固壁の遅れの発生を助長する。

第５章　溶融過程とスパイク並びにルートポロシティの形成機構

５．１　緒　言

第３章及び４章においては、不整ビード並びにポロシティや凝固割れの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れの形成機構について検討を行い、これらが溶融金属の流動挙動に基づいて形成されることを指摘した。

一方、電子ビームが母材を溶融する過程も溶融金属の流動挙動と密接に関連することが予想され、これを明らかにすることが、溶接現象を正確に把握し本質的な欠陥の防止を図る上で重要な課題となる。溶融過程に関しても、これまでいくつかの興味ある研究成果が報告されている。 C.M.Weberらは、ピンホールカメラ法によりビーム照射位置から発生するＸ線の動きを観察し、溶接時電子ビーム照射位置が溶込み方向に周期的に移動する現象を初めて見出した[17),18)]。宮崎らは、静止電子ビームにおいて溶込み方向の任意の位置から発生するＸ線の挙動を調べ、その周期性が溶込み深さに依存することを指摘した[52)]。さらに荒田らは、深溶込み溶接時にピンホールカメラで鮮明なＸ線写真を撮影すると共に、イメージコンバータによりＸ線像の動的な挙動を観察した[53)]。これらの結果は、電子ビームがビーム孔前面を連続的に溶融しているのではなく、ある周期性を持った間欠的な溶融現象が起っていることを示唆している[54)]。

溶込み先端で発生するスパイク、ルートポロシティ及びコールドシャット等が、このような間欠的な溶融過程に基づくことは容易に推定できるが、溶融現象が間欠となる原因が不明確なため、その形成機構も明らかにされていないのが現状である。

本章では、溶融機構を詳細に調べることにより、スパイクの形成機構を明確にすることを目的とした。まず、スパイク及びルートポロシティの発生傾向と溶込み深さ並びに溶接パラメータの関係について検討を行った。次に、溶込み方向の任意の位置から発生するＸ線の挙動を比例計数管により計測すると共に、これと同期して表面での溶融金属の流動挙動を高速度撮影し、両者を対比することにより、溶融過程並びにスパイクの形成機構を明らかにした。さらに、溶融過程をモニターする手段として照射位置から発生する熱電子等の計測を行い、モニターとしての有効性を調べた。

５．２　実験方法

スパイクは、一般に深溶込み溶接を行いかつシャープな溶込みを得たときに発生しやすいと言われている[55)]。そこでまず、電子ビームのパワー密度とスパイクの発生傾向との関係を明確にするため、種々の焦点位置のもとでビード溶接を行った。このときの溶接条件をTable 5.1 に示す。焦点位置は、収束レンズ電流If一定のもとで、対物距離Doを変えることにより変化させた。また、 Fig. 2.1 に示した方法でビーム径の測定を行い、正確

Table 5.1 Welding condition for investigating effect of focussing condition on spiking phenomenon

Accelerating voltage	V_b	50kV
Beam current	I_b	200mA
Welding speed	v_b	25cm/min
Focus lens current	I_f	4.98A
Objective distance	D_o	145-215mm

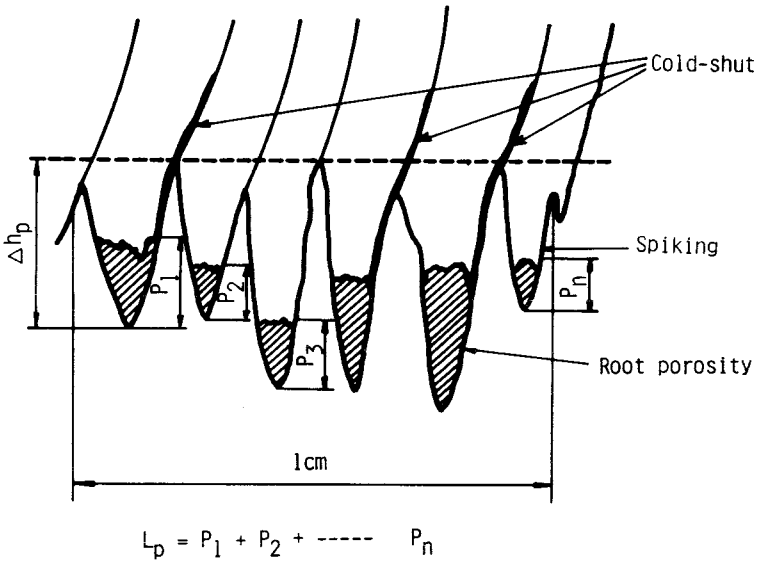


Fig.5.1 Measuring method of spiking length Δhp and root porosity size Lp

な焦点位置を求めた。収束レンズ電流Ifが 4.98Aのもとでは、Doが205mm の位置に焦点が存在する。次に、最もスパイクが顕著に発生する焦点位置のもとで、スパイクの発生に及ぼす溶接速度の影響を調べた。この場合、溶込み深さが変化するとその影響が無視できないため、ビーム電流を変えることにより同一溶込み深さのもとで比較した。以上の実験はすべて供試材に溶接構造用鋼ＳＭ50Ａを用いたが、SUS304及び２種類のMn鋼（Fe-10, 20% Mn合金）でも溶接を行い、供試材の影響も調べた。

溶接後、試料縦断面を採取し、スパイク並びにルートポロシティの発生傾向を調べた。スパイクの大きさは、 Fig. 5.1 に示すように、溶込みが最も浅くなる点を２、３点含む

ように基準線（図中の破線）を設け、ここから個々のスパイクの先端までの長さΔhpを測定し、その平均値Δ$\overline{hp}$で示した。またルートポロシティは、個々のポロシティの溶込み方向への長さを測定し、これらの溶接長１cm当たりの総和Lpで評価した。

次に、電子ビーム照射位置から発生するＸ線の挙動を調べることにより、溶融過程並びにスパイクの形成機構を調べた。先に述べたように、電子ビームによる母材の溶融は間欠的であり、その照射位置は表面からルート部へと周期的に移動しているといわれている。このため、溶込み方向の特定な位置から発生するＸ線のみを計測すれば、照射位置の周期的な移動に呼応した変動が観察されるはずである。そこで Fig. 5.2 に示すように、試験片側面の測定すべき箇所に幅３mm深さ６mmの溝を施し、これと鉛製コリメータにより溶込み方向の特定な３mmの範囲から発生したＸ線のみを選別し、Xe比例計数管でその測定を行った。比例計数管には1.75kVの高圧がかけられており、入射したＸ線量に比例した数のパルスが検出される。この信号はプリアンプで増幅された後、種々の電磁波ノイズをカットするため100kHzのローパスフィルタを通過し、パルスハイトアナライザで波形を揃え、タイムコンスタント0.01秒のレイトメータにより計数される。

また、Ｘ線量の計測と同時に溶接部表面付近での溶融金属の挙動を高速度撮影し、両者を対比することにより溶融過程並びにスパイクの形成機構を調べた。信号と映像の同期は、任意のタイミングで点灯した LEDランプによりフィルム端面にマークを施すと共に、このときのランプ両端での電圧波形をデータレコーダに記録することにより行った。

一方電子ビーム溶接においては、高エネルギービームの照射により、反射電子、後方散乱電子、二次電子、熱電子並びに電子ビームと金属蒸気の相互作用により生じたプラズマ中の電子及びイオン等の荷電粒子が放出される。溶接時にこれら荷電粒子を測定した例が２、３報告されており[56)-58)]、測定した電流波形が焦点位置に依存すること[57),58)]、さらに溶融状態と密接に関連すること[56)]が指摘されている。そこで Fig. 5.3 に示すように、6Vの正電位を印加したプローブを溶接部後方に設置し、これにより種々の電子を捕捉し、得られた波形と溶融過程を比較検討することによりモニターとしての有効性を調べた。

実験はすべて部分溶込みビード溶接を行い、溶込み方向の各位置から発生するＸ線量を測定した。また Table 5.2に示すように、種々の溶接速度並びに焦点位置のもとで計測を行い、溶融機構に及ぼす溶接パラメータの影響を調べた。供試材は、主として溶接構造用鋼 SM 50Ａを用い、一部 SUS 304及び二種類のマンガン鋼を用いることにより供試材の影響も調べた。

５．３　スパイク及びルートポロシティの発生に及ぼす溶接パラメータの影響

Fig. 5.4 には、各種焦点位置のもとでのスパイクの発生状況を示す。この場合、Doが205 mmの位置に焦点が存在するが、焦点位置付近もしくは上焦点において溶込み深さの変

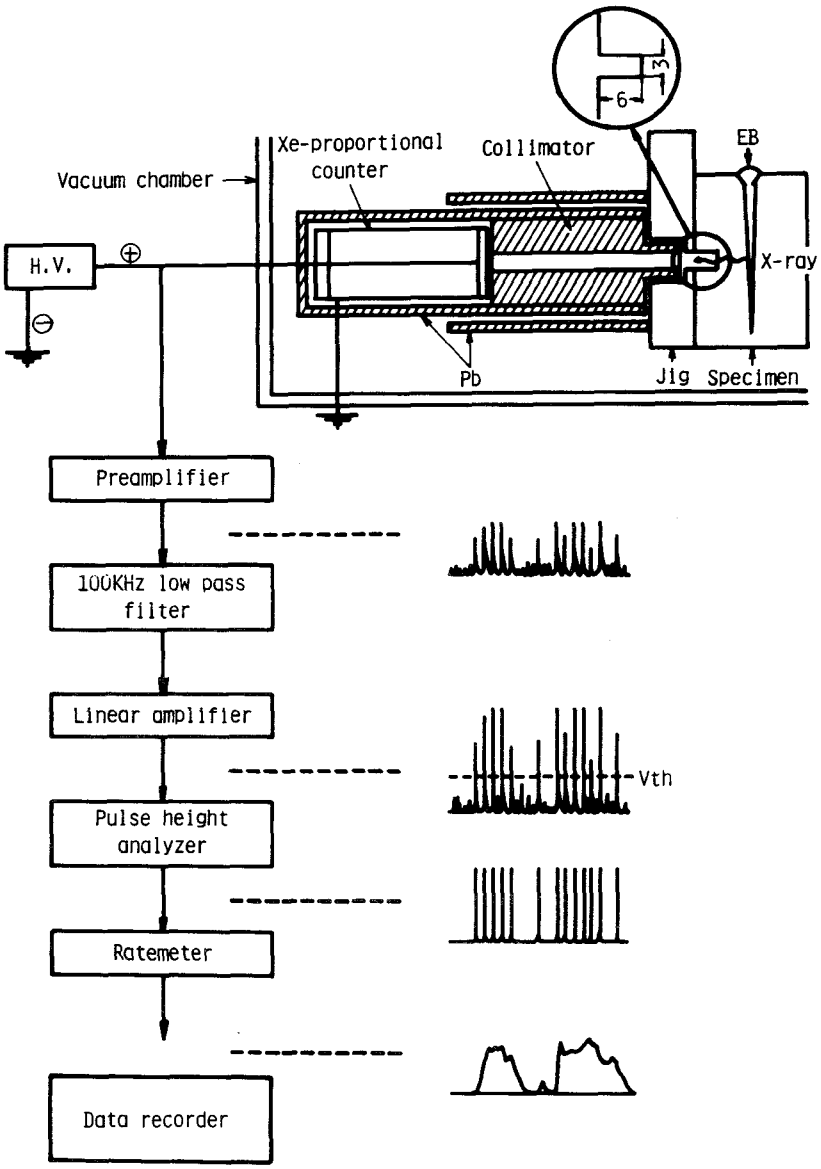


Fig.5.2 Measuring method of X-ray generated at specific positions along penetration

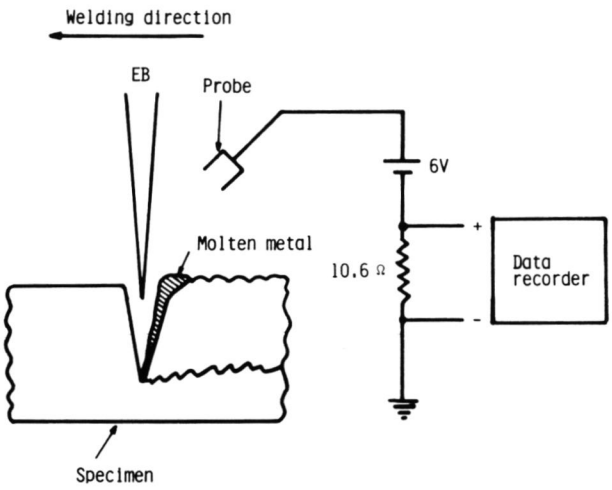


Fig. 5.3 Measuring method of probe current

Table 5.2 Welding condition for investigating effects of welding speed and beam focussing condition on melting process

Accelerating voltage	V_b	50 kV
Welding speed	v_b	5, 10, 25, 50, 100 & 200 cm/min
Lens current	If	4.98 A
Objective distance	Do	145 - 275 mm

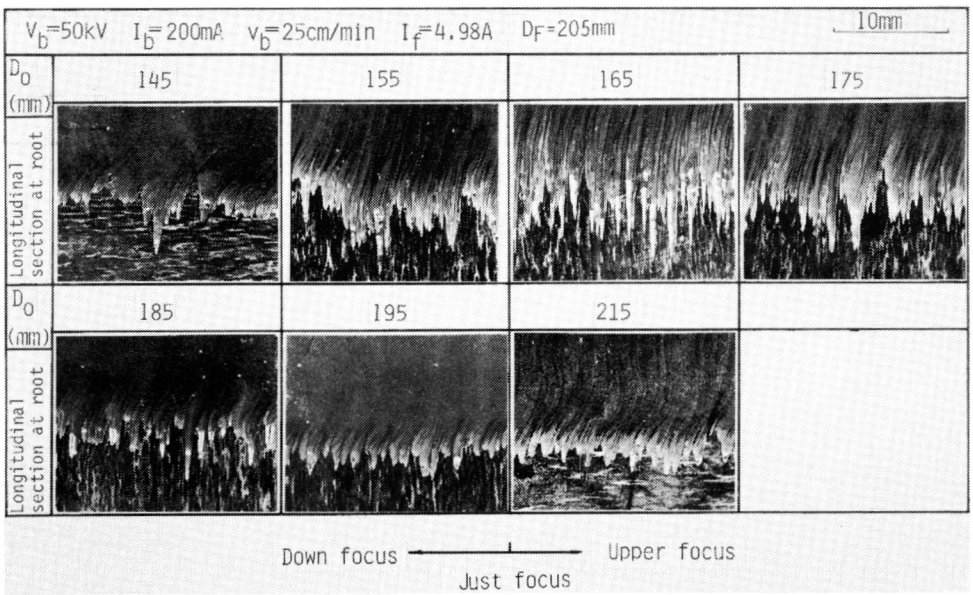


Fig. 5.4 Effect of beam focussing condition on occurrence of spiking and root porosity

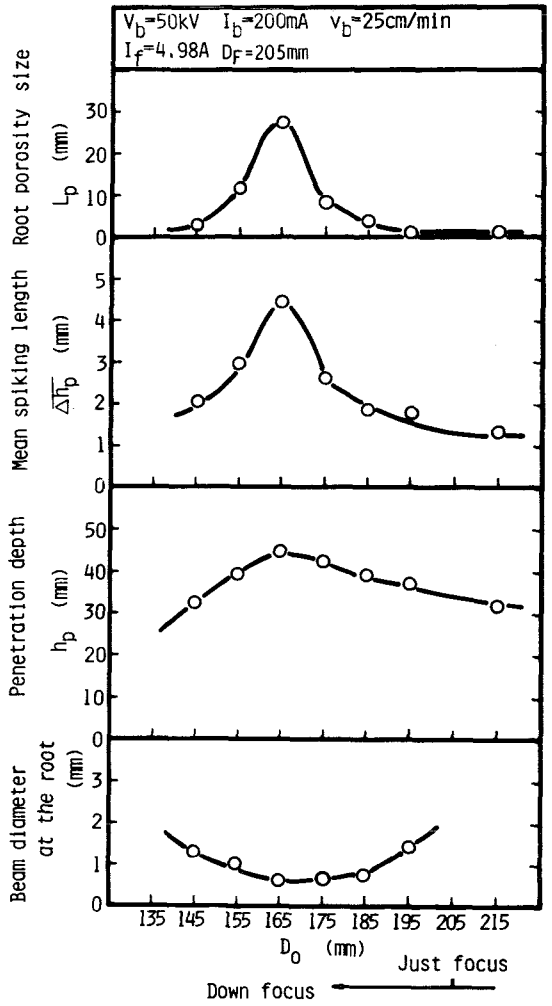


Fig.5.5 Effect of beam diameter at the root on root porosity size Lp, mean spiking length $\Delta\overline{hp}$ and penetration depth hp

動が小さいのに対し、下焦点ではこれが激しくなり、Do=165 mmにおいて最も鋭いスパイクが発生する。 Fig. 5.5 には、各焦点位置のもとでの溶込み深さhp、平均スパイク長$\Delta\overline{hp}$、ポロシティサイズLp並びにそれぞれの条件でのルート部におけるビーム径（1/10 W_B ）を示す。これを見ると、ルート部でのビーム径が最小となるとき（Do=165mm）、すなわちルート部に焦点が存在するときにスパイクが最も激しく、かつルートポロシティが最も顕著に発生することがわかる。また、溶込み深さもルート部に焦点が位置するときに最大となっており、シャープな溶込みを得ようとすればする程、スパイクがより発生しやすくなる。第２章 Fig. 2.13では、速度の上昇と共に最大溶込みを得るα_b値が大きくなる

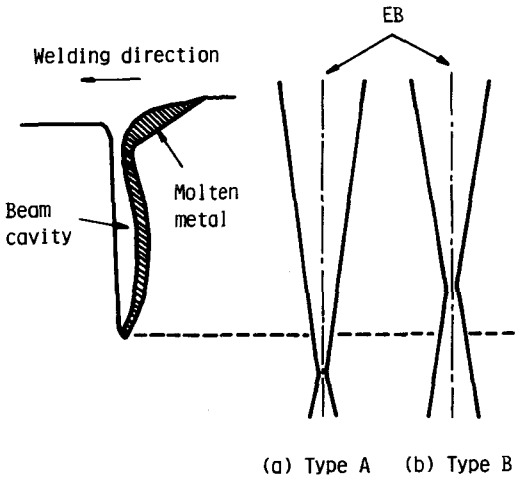


Fig.5.6 Two types of beam diameter distribution pattern at the root

ことを指摘した。これは、速度の増加と共に溶込みが浅くなり、これに伴ってルート部に焦点が存在する収束条件が異なるためである。

一方ルート部でのビーム径が同一でも、 Fig. 5.6 に示すように、電子ビームがルート部において収束途上にある（Type A）か発散途上にある（Type B）かによってスパイクの発生傾向が異なる。 Fig. 5.7 はその結果を示したもので、ビーム径が同一でも、 収束途上にあるType Aの電子ビームの方がより鋭いスパイクを発生する傾向にある。 Fig. 5.8 はこれらを溶込み深さで整理したものであるが、両者は Fig. 5.7 と同様な傾向を示し、同じ溶込み深さを得るには、ルート部で発散途上にあるType Bのビームを用いる方がよりスパイクを抑制できる。しかしながら、Type Bのビームを用いた場合には、前章で述べた局部的な凝固壁の遅れが発生することが多く、単に溶接パラメータを選択しただけでは、両欠陥を同時に抑制することが難しい。

次に、スパイクの発生傾向に及ぼす溶接速度の影響を調べた。この場合、同一入熱のもとでは溶込み深さが異なり、これに伴ってルート部でのパワー密度が変化するため、溶込み深さが同等となるようビーム電流を変化させた。 Fig. 5.9 にこの結果を示すが、スパイクは、溶接速度の減少と共により顕著に発生することがわかる。

供試材によってもスパイク並びにルートポロシティの発生傾向が異なる。SUS 304 を溶接した場合、ＳＭ50Ａとほぼ同等な大きさのスパイクが形成されたが、鋼材中で蒸気圧の高いMn量が増加するに従いスパイクの発生が抑制される傾向にあった。 Fig. 5.10には、最もスパイクが顕著に発生する条件でFe-20%Mn鋼を溶接した時の結果を示すが、ルート部が非常に平坦となっており、スパイクが発生しにくくなっている様子がわかる。

以上の結果、スパイク並びにルートポロシティは、ルート部でのパワー密度が高く溶接

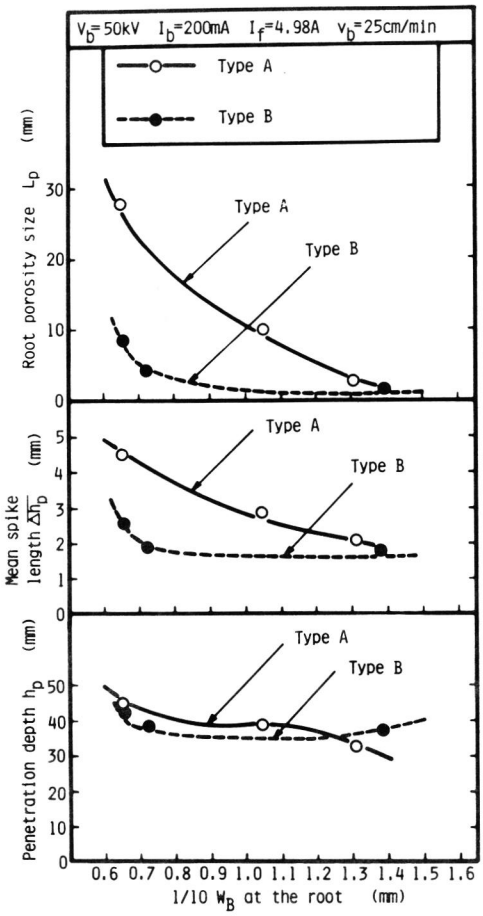


Fig. 5.7 Comparison of Lp , $\Delta\overline{hp}$ and hp between A and B types of electron beam

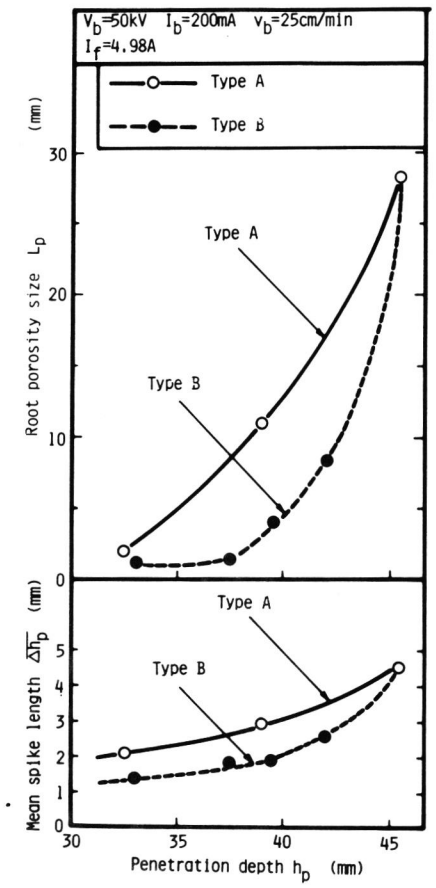
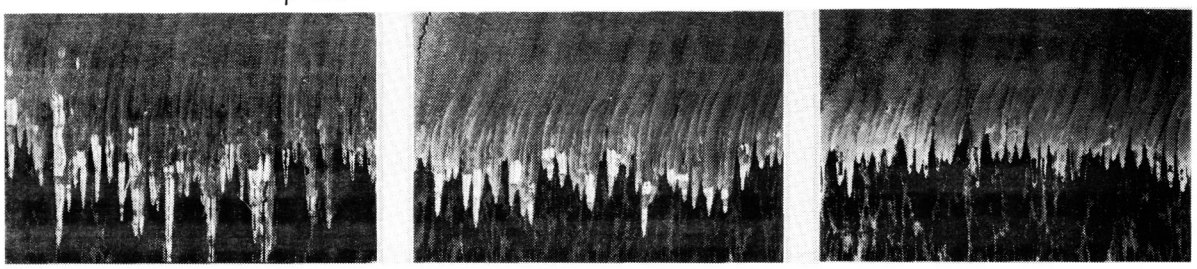


Fig. 5.8 Relationship between spiking formation and penetration depth for two types of electron beam

V_b= 50kV I_f=4.98A Do=175mm
D_F=205mm



(1) v_b=10cm/min (2) v_b=25cm/min (3) v_b=50cm/min

Fig. 5.9 Effect of welding speed on spiking phenomenon

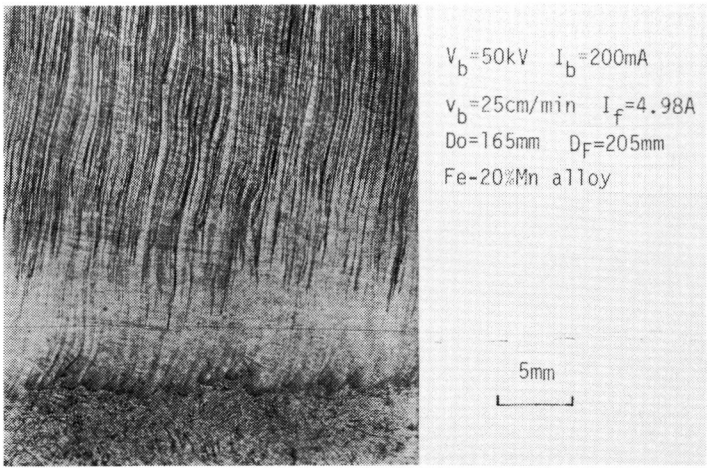


Fig.5.10 Longitudinal section near the root in case of welding Fe-20Mn alloy

速度が小さい場合に、最も顕著に発生することが明らかとなった。また鋼材中で蒸気圧の高いMnの含有量が増加すると、その発生が抑制される傾向にあった。

5．4　電子ビーム照射位置から発生するX線の挙動

本項では、 Fig. 5.2 に示した方法で電子ビーム照射位置から発生するX線の挙動を調べ、これらと溶融金属の流動挙動並びにプローブ電流波形を比較することにより、溶込み方向への入熱分布、溶融過程とスパイクの形成機構及び溶融過程に及ぼす溶接パラメータの影響について検討を行った。

5．4．1　溶込み方向への入熱分布と溶込み形状

Fig. 5.11及び5.12には、下焦点及び上焦点で測定した溶込み各位置でのX線の挙動を示す。下焦点では、どの測定位置でもX線強度の変動が激しく、かつルート部へ向うにしたがいその平均強度が低下する傾向にある。一方上焦点では、強度の変動が下焦点よりも小さく、溶込み方向にほぼ均一な強度が得られている。

第２章で指摘したように、横断面における溶込み形状は焦点位置に依存し、上焦点では溶融幅がほぼ均一な井戸型ビードが、また下焦点では、ルート部へ向うに伴い溶融幅が減少する楔形ビードが形成される。この原因の一つとして、溶込み方向への入熱分布が必ずしも均一ではなく、溶接条件によってその傾向が異なるのではないかという点が挙げられる。電子ビーム照射により発生するX線量は投与された入熱量と比例するため、溶込み方向各位置で測定した平均X線強度の分布を調べれば、溶込み方向への入熱分布を知ることができる。 Fig. 5.13～5.15には、平均X線強度及び溶融幅の溶込み方向への分布の一例

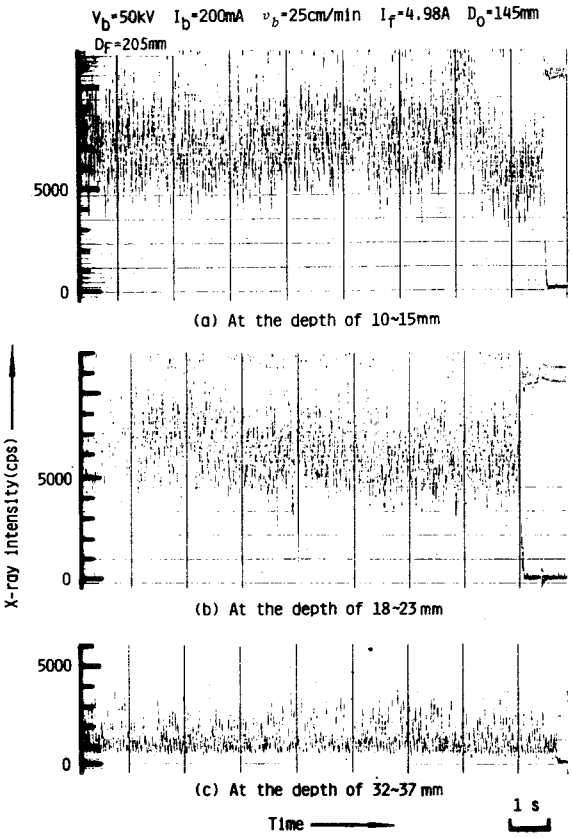


Fig. 5.11 Variation in X-ray intensity generated at various positions along penetration for down focussing condition

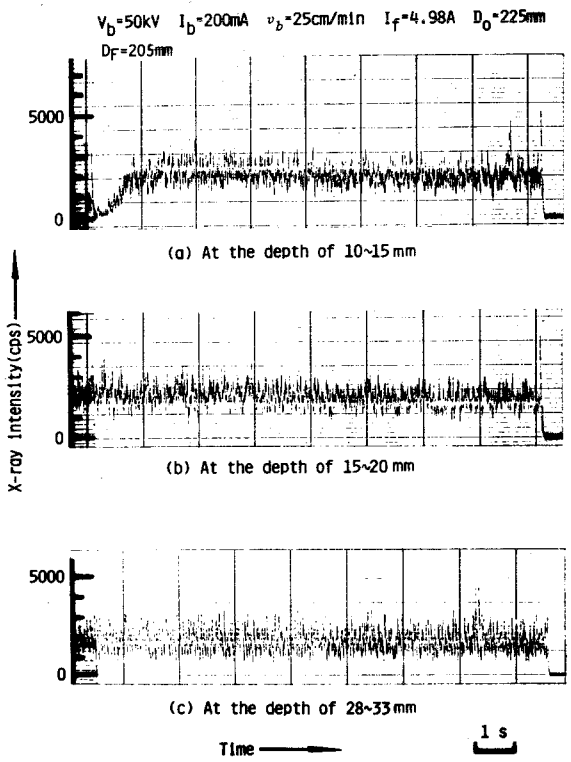


Fig. 5.12 Variation in X-ray intensity generated at various positions along penetration for upper focussing condition

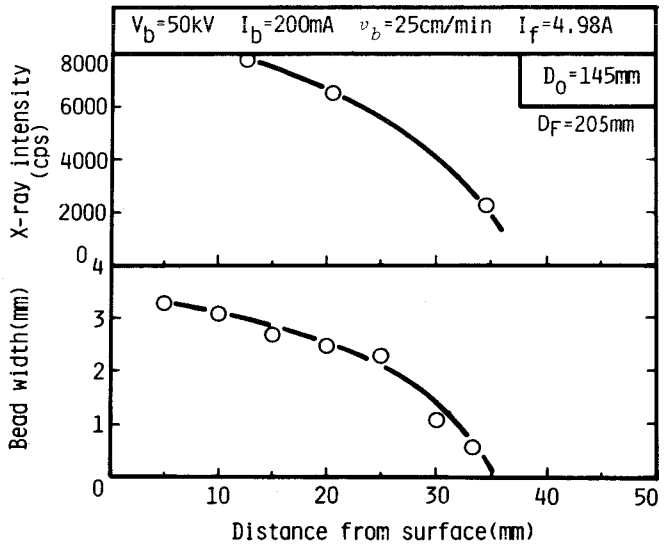


Fig. 5.13 Distributions of X-ray intensity and bead width along penetration (Do=145mm, D_F =205mm)

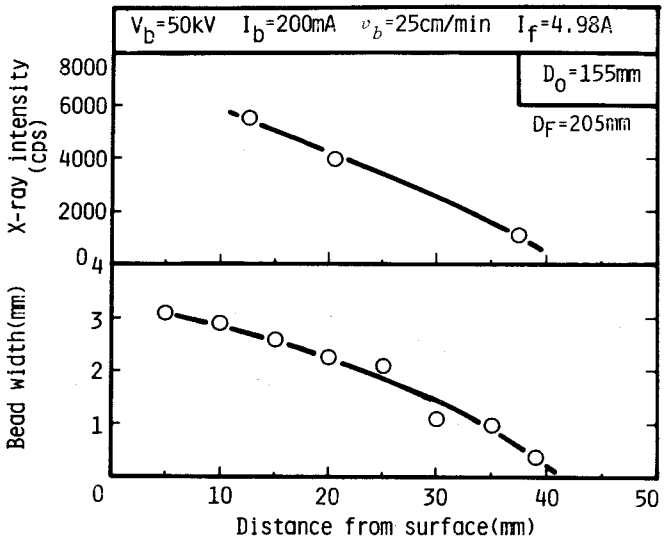


Fig.5.14 Distributions of X-ray intensity and bead width along penetration (Do=155mm, D_F =205mm)

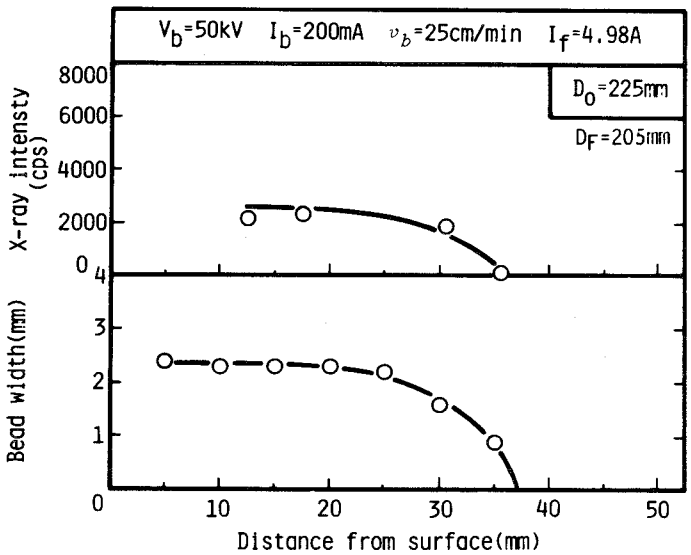


Fig.5.15 Distributions of X-ray intensity and bead width along penetration (Do=225mm, D_F =205mm)

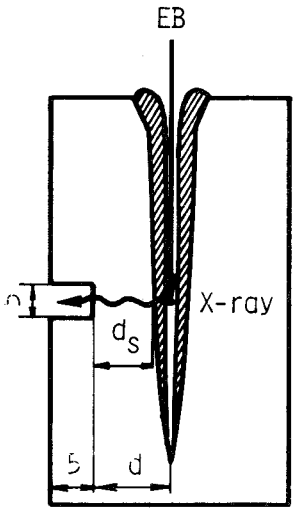


Fig.5.16 Absorption of X-ray by base metal

を示す。両者はどの条件においても良い対応を示しており、溶込み形状に対して入熱分布の影響が大きいことを示唆している。しかしながら Fig. 5.16に示すように、電子ビーム照射により発生したX線は、比例計数管に達するまでに厚さdsの母材を透過し、この間にX線量の減衰が起る。このため、溶込み方向の各位置において同一強度のX線が発生した

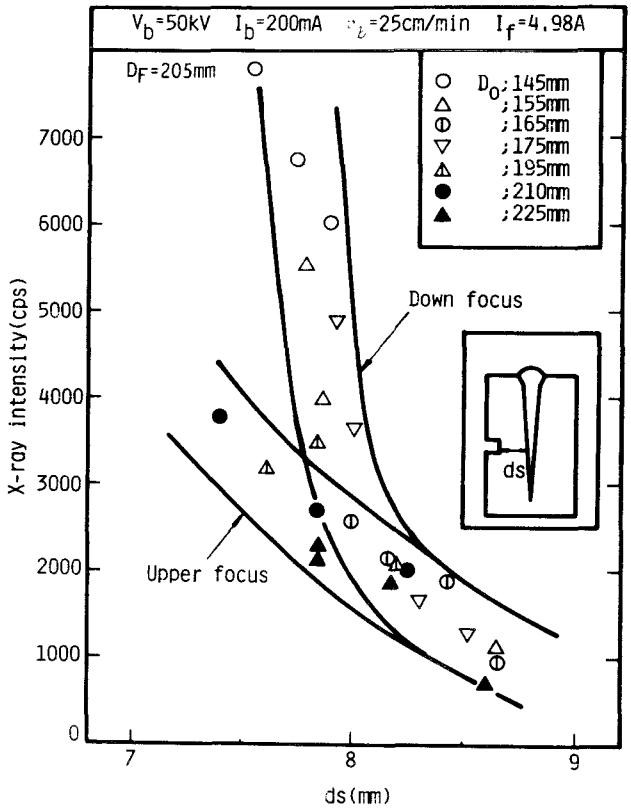


Fig.5.17 Relationship between ds and X-ray intensity

としても、それぞれの測定位置でdsが異なるため、結果的に溶融幅と入熱分布が良い対応を示したことも考えられる。そこで、各測定位置におけるビーム孔の幅を溶融幅で近似し、それぞれの位置でdsを測定し、これと測定された平均X線量との関係を調べた。Fig. 5.17にその結果を示す。X線強度は、いずれの場合もdsの増加に伴い指数関数的に減少するが、焦点位置によりその減少傾向が異なる。

一般に強度Ｉｏ のX線が厚さdsの物質を透過後のX線強度Ｉは次式で示される。

$$I = Io \cdot e^{-\mu ds} \quad \cdots\cdots\cdots (6.1)$$

μ ；吸収係数

ここで溶込み方向の各位置から同一強度のX線が発生したと仮定し、 Fig. 5.17の曲線から見掛け上の吸収係数μ' を求めてみると、下焦点では 18.6 cm^{-1}、上焦点では 12.9 cm^{-1}となる。一般に吸収係数μは、光電効果による吸収係数τと散乱係数σ及び電子対生成に伴う吸収係数κの和で表わされるが[59]、50kV程度の電子ビームが照射したときに発生するX線の波長領域では、ほぼτに依存する。τは、物質の原子番号Z、原子量A、密度ρ、入射X線の波長λとの間に以下のような関係がある。

$$\tau \propto Z^4 \rho \lambda^3 / A \quad \cdots\cdots\cdots (6.2)$$

本実験では、溶接による試験片の温度上昇により、ρの値が常温とは異なる。このため、側面に加工した溝の深さを連続的に変化した試験片を作成し、この試験片の中央部を溶接することによりdsを連続的に変化させ、得られたX線強度の変化から溶接時の真の吸収係数μを求めた。その結果、μは 12.6cm $^{-1}$となり、上焦点での見掛け上の吸収係数とほぼ一致した。したがって上焦点では、溶込み方向にほぼ均一な入熱が付与されていることになる。

一方下焦点においては、dsの減少すなわち溶融幅の増加に伴い、測定X線強度の増加が上焦点よりも著しい。これは、照射位置から発生するX線強度が溶込み方向の各位置で異なり、溶融幅の広い（dsの小さい）位置ほど発生X線量が大きいことを意味している。すなわち下焦点では、溶融幅の広い表面付近から狭いルート部へ向うに伴い、入熱量も減少する傾向にあるといえる。

以上の結果より、溶込み方向への入熱分布は溶込み形状と良い対応を示し、これが溶込み形状を決定する大きな要因といえる。

5．4．2　電子ビームによる母材の溶融過程とスパイクの形成

先に述べたように、電子ビームによる母材の溶融過程は必ずしも連続的ではなく、ある周期性をもった間欠的な現象が起っているといわれている。この原因については、これまで多くの研究者たちがいくつかのモデルを提案しているが、これらを大別すると次の２つに分けられる。その第１は、ビーム孔周辺に存在する溶融金属がなんらかの形で間欠的な溶融機構を支配しているとする説[17),60)]、第２は、溶融金属の挙動とは直接関連がなく、電子ビームがビーム孔前面を溶融する際に間欠的な溶融が起る必然性があるとする説である[29),53)]。前者の例としては、C.M.Weber 等が提案した closure/fall-back mechanism がある[17)]。これは、ビーム孔内の一部において溶融金属の連結が起り、ここに照射した電子ビームが連結部を底部に向って移動させることにより、周期的な照射位置の変動が起るとする説である。後者の例としては、O.K.Nazarenko 等により提案された次のようなモデルがある[29)]。ビーム孔前面では、 Fig. 2.20で示したように薄い溶融層が存在しており、これが不安定現象を起すことにより小さな突起が形成される。突起表面ではビーム照射により激しい金属蒸気の発生が起り、その反発力で突起が底部へ向って移動する。これが底部まで達すると、新たな突起の発生により同様な現象が繰り返され、間欠的な溶融現象が起るとする説である。また荒田等は、ビーム孔前面でshoulderと呼ばれる段差が生じ、これが底部に向って移動することにより間欠的な溶融が起ると説明している[53)]。しかしながら、これらのモデルはいずれも照射位置が周期的に移動する現象から推定したにすぎず、かつ各報告により見解が異なっており、間欠的な溶融過程が起る機構が明確にされていないのが現状である。

先に述べたように、スパイクはルート部でパワー密度が最大となるときに最も顕著に発

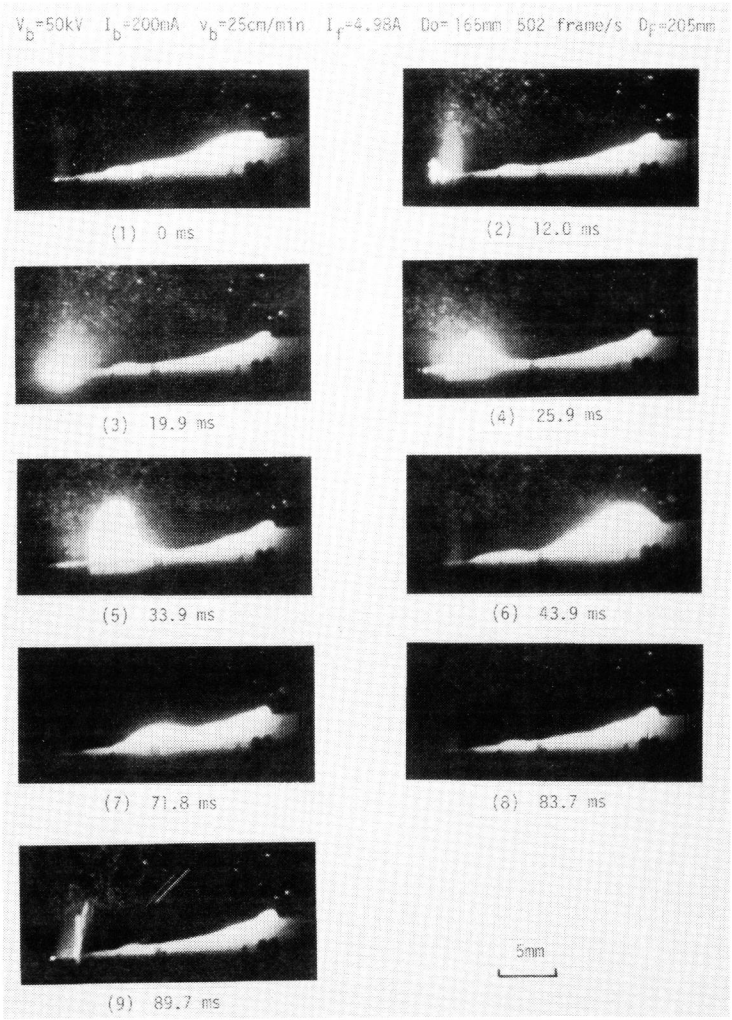


Fig.5.18 Highspeed photographs of periodical flow

生する。このような条件下では、 Fig. 5.11で示したように、X線の変動が非常に激しく、間欠的な溶融がより顕著に起っていることが予想される。そこで、スパイクが最も顕著に発生する条件のもとで、溶込み各位置で測定したX線波形とこれと同期して撮影した高速度フィルムの結果を解析し、両者の関係を明らかにすることにより溶融機構並びにスパイクの形成機構を調べた。

Fig. 5.18には、このときの高速度撮影結果を示す。本実験で使用した溶接機は、電源に 100Hzのリップルが含まれている。これと呼応して100Hz の周波数で小さな金属蒸気の発生が認められるが、 Fig. 5.18(2) に示すように、これよりもさらに低周波の 15 ～16 Hzで激しい金属蒸気の放出が起る。これに伴い、ビーム孔内から溶融金属が噴出し (Fig . 5.18(3)) 、溶融池後端へと移動する ((4) (5))。後端まで達した溶融金属は (6)、一部は表面付近で凝固し、一部はビーム孔内へと流入する ((7) (8)) 。その後再び金

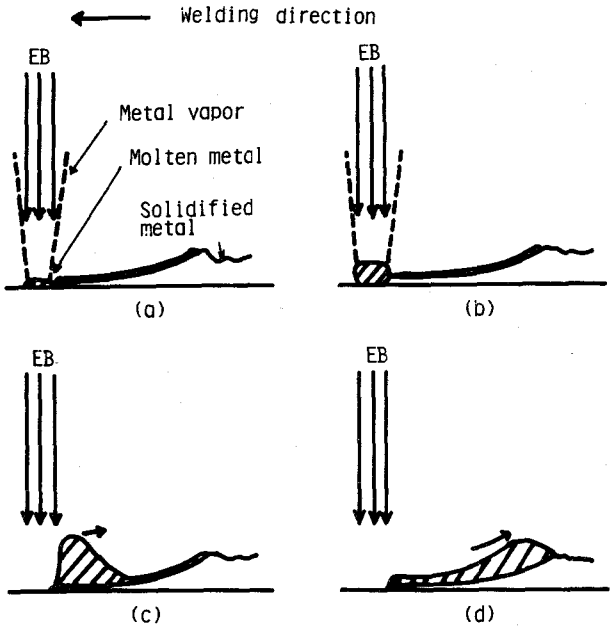


Fig.5.19 Schematic diagram of behavior of molten metal and metal vapor

属蒸気の激しい噴出が起り (9)、同様な現象が周期的に繰り返される。そこで Fig. 5.19 に示すように、特に特徴的な４つの時点を (a)～(d) とし、これらの時点をＸ線の変動波形と対応させることにより、両者の関係を調べた。(a) は激しい金属蒸気の発生が起った時点、 (b)はビーム孔内から溶融金属が噴出し始めた時点を示す。噴出した溶融金属は溶融池後端に向って移動するが、溶融金属がビーム直下に存在しなくなる (c)の時点までは、溶融金属と電子ビームの相互作用により、金属蒸気の発生が持続する。 (d)は溶融金属が溶融池後端まで達した時点を示す。

Fig. 5.20には、溶接部後方に設けたプローブで測定したプローブ電流波形を示す。本波形と高速度撮影フィルムを対比した結果、金属蒸気が発生した時にのみプローブ電流が検出されることが明らかとなった。また、プローブに印加する電圧V_pを変えた場合、$V_p \leqq 0$Ｖの領域でプローブ電流がほとんど検出されないのに対し、０～１Ｖの範囲でこれが急増し、２Ｖ以上になるとほぼ10数mAの値で一定となった。したがって、プローブで捕捉した荷電粒子は、低エネルギーの電子が大部分を占めており、ビームプラズマ中の電離電子及び熱電子が主となっていると考えている。いずれにしても、プローブ電流を検出することにより金属蒸気の発生状況をモニターすることができる。 Fig. 5.20を見ると、プローブ電流が 100Hzで激しく脈動しているが、これは電源変動に呼応した 100Hzで金属蒸気が発生しているためである。またこの波形をさらに詳しくみると、 Fig. 5.20上部に破線で示したように、これより低周波でプローブ電流の緩やかな脈動が観察され、その底

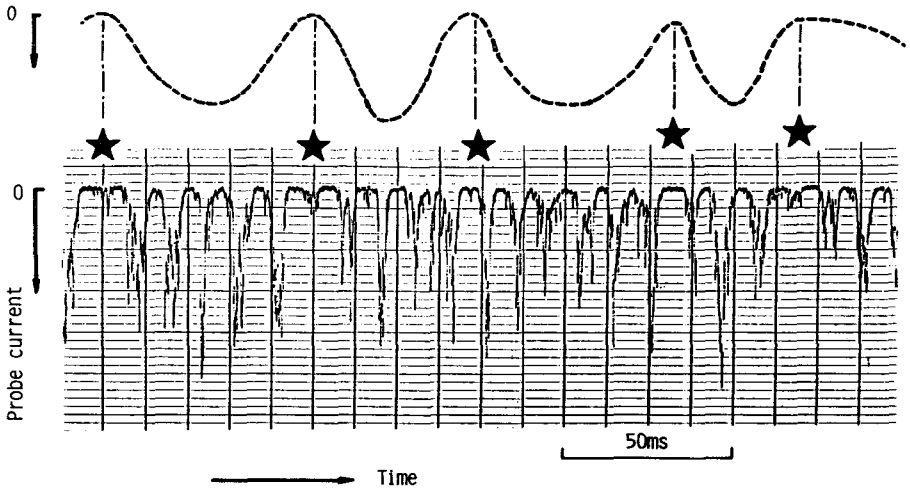


Fig.5.20 Variation in probe current

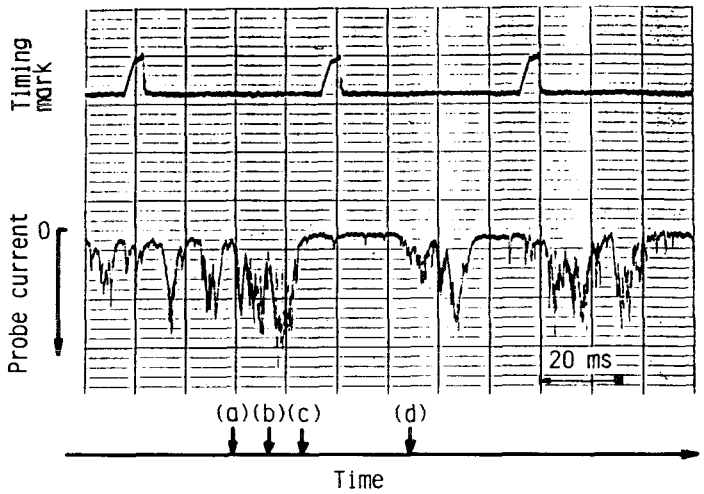


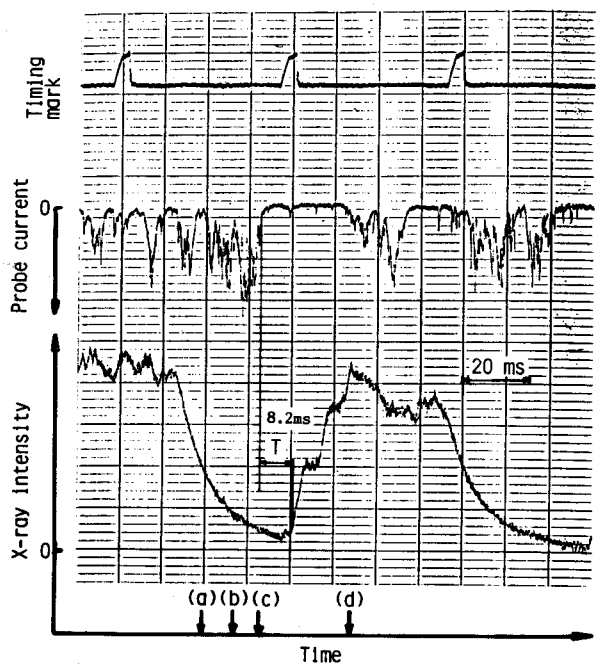
Fig.5.21 Correspondence between probe current and molten metal behavior

部（脈動が最も０に近い位置、図中の★印の位置に相当する）ではプローブ電流がほぼ０となる状態がしばらく持続する。この大きな脈動の周波数は15～16Hzとなっており、溶融金属の流動周波数と一致した。 Fig. 5.21は、プローブ電流波形の時間軸を拡大し、流動挙動と対比した結果を示す。図中の (a)～(d) は、 Fig. 5.19の (a)～(d) の時点に対応する。激しく金属蒸気が発生する (a)の時点から溶融金属がビーム直下に存在しなくなる (c)の時点までは、前述したように金属蒸気の発生が持続するため、プローブ電流が検出

し続ける。一方、ビーム孔から噴出した溶融金属が後方へと向い始める（c)の時点から、溶融金属が後端まで達し再びビーム孔内へと戻るまでは、プローブ電流がほぼ0となる状態が比較的長時間持続する。すなわち大量の溶融金属が噴出し、ビーム孔内が空洞に近い状態においては、溶融金属とビームの相互作用がなく、プローブ電流が検出されない。

Fig. 5.22には、ルート部付近で測定したX線強度の変動波形を示す。ルート部では、溶融金属が噴出し、電子ビームとの間で相互作用を起さなくなる（c)の時点から、若干の時間Tが経過した後にX線が検出され始め、溶融池表面を流動する間これが持続する。Fig. 5.23は、これよりさらに 6mm上方で測定した結果を示す。この場合、X線の変動挙動はルート部とほぼ同様な傾向を示すが、時間Tが短くなっており、ルート部より早い時点でX線の検出が認められた。これは、大量の溶融金属がビーム孔外へと噴出し、ビーム孔が空洞に近くなった時点で、溶融金属との相互作用が無くなるため、電子ビームが底部を上から下へと穿孔することを意味する。また多くのデータからそれぞれの位置における時間Tの平均値を求めた結果、ルート部では 8.2ms、これより 6mm上方では 1.8msとなり、ルート部付近での穿孔速度は 940mm/s程度であることがわかった。

Fig. 5.24には、表面から溶込み深さの約60%の位置で測定した結果を示す。この位置では、ルート部での結果と異なり、溶接中常にX線の検出が認められる。また、激しい金



Measured at the depth of 37-40mm (h_p=44mm)

Fig.5.22 Fluctuation of X-ray intensity near the root (hp=44 mm)

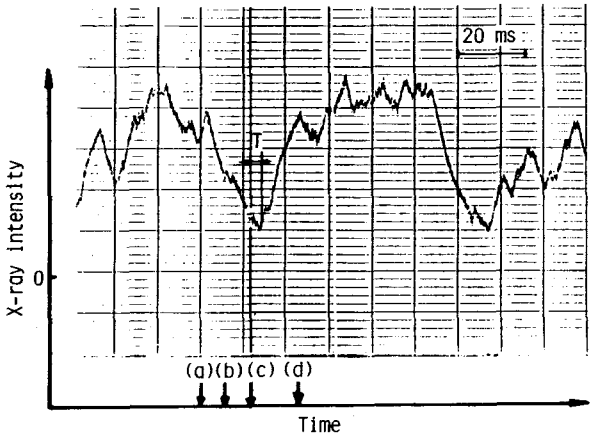


Fig.5.23 Fluctuation of X-ray intensity at the depth of 31-34mm (hp=44 mm)

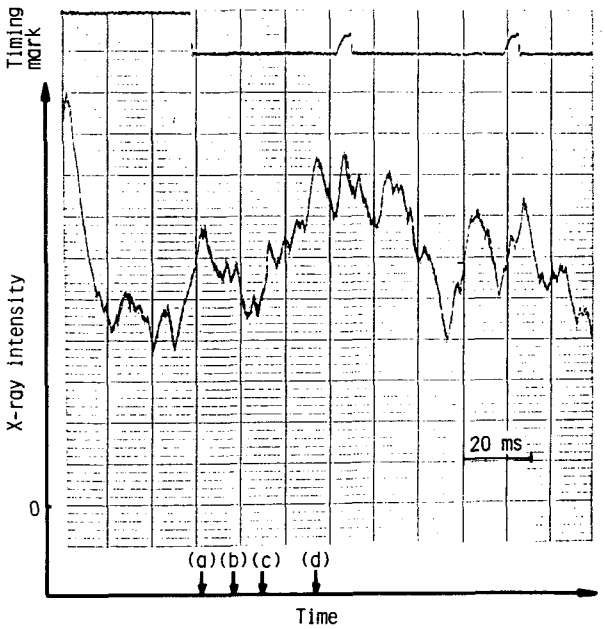


Fig.5.24 Fluctuation of X-ray intensity at the depth of 25-28mm (hp=44 mm)

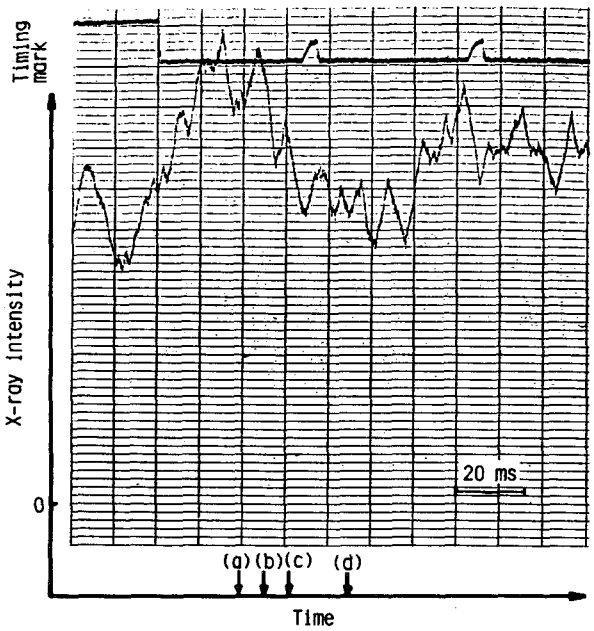


Fig.5.25 Fluctuation of X-ray intensity at the depth of 10-13mm (hp=44 mm)

属蒸気の噴出が起る (a)の時点でX線量のピークが認められることが多く、 Fig. 5.18 (2) で示した金属蒸気の発生はこの付近で起っているといえる。 Fig. 5.25には、表面付近で測定した結果を示す。この位置では、多くの場合、ルート部での結果とは逆に、溶融金属が噴出する (a)～(c) の過程でX線強度が高く、電子ビームがルート部付近を穿孔する過程においてその減少が認められた。

以上の結果は、間欠的な溶融現象が、ビーム孔後方に存在する溶融金属の挙動に依存して起ることを示唆している。 Fig. 5.26には、その機構を模式的に示す。ビーム孔内に存在する溶融金属量は、周期的かつ激しい溶融金属の流動を考えると必ずしも一定しておらず、 Fig. 5.26(1) に示すように、溶融池表面に噴出した溶融金属がビーム孔へと戻る時点では、次第にその量が増加する状況にある。これがある程度以上に達すると、底部（溶込み深さの約60%の部分）にたまった溶融金属が電子ビーム照射により異常に加熱され、激しい金属蒸気の発生によりビーム孔外へと勢いよく噴出する (Fig. 5.26(2))。このとき、溶融金属の多くが溶融池表面へと放出されるため、ビーム孔周辺にはほとんど溶融金属が存在せず、電子ビームが容易にルート部を穿孔し、スパイクを形成する (Fig. 5.26 (3)(4)) 。その後噴出した溶融金属が溶融池後端で反転し、再びビーム孔内へと戻り始め、同様な現象が周期的に繰り返される。すなわち、電子ビームによる間欠的な溶融とその結果として生じるスパイクの形成は、溶融金属が周期的に流出することにより、ビーム

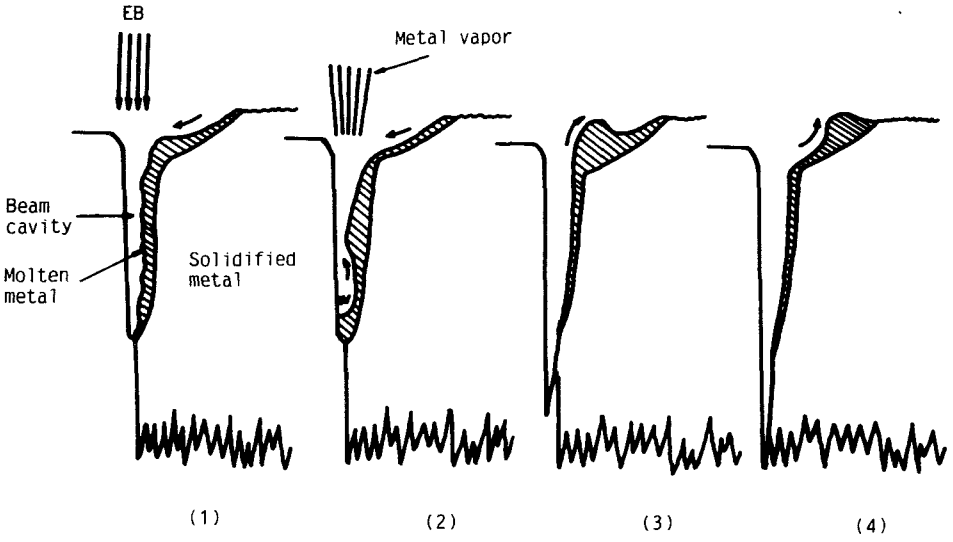


Fig.5.26 Schematic diagram of melting process

孔が大きく広がる状態が周期的に発生し、この時点で電子ビームがルート部を穿孔することにより起る。

一方、電子ビームがルート部を穿孔する過程においては、電子ビームと溶融金属の相互作用による金属蒸気の発生が少ないため、プローブ電流が検出されない状態が持続する。したがって、プローブ電流の検出は、溶融過程をモニターする有効な手段といえる。

5．4．3 溶融過程に及ぼす供試材及び溶接パラメータの影響

5.4.2 節では、スパイクが最も発生しやすい条件下で溶融過程を調べ、これがビーム孔内に存在する溶融金属の周期的な流動挙動に依存することを述べた。ここでは、供試材料及び溶接条件が変化した時のＸ線の挙動を調べ、これらとスパイクの発生傾向並びに溶融金属の挙動との関係について検討を行った。

Fig. 5.27及び5.28には、各種鋼材を最もスパイクが発生しやすい条件のもとで溶接したときの溶込み中央部及びルート部付近で測定したＸ線強度の波形を示す。供試材にＳＵＳ 304を用いた場合、ＳＭ50Ａと同様に溶融金属の激しい噴出と流入が周期的に繰り返され、これと呼応してＸ線強度も激しい変動を繰り返す。一方鋼材中のMn量が増加すると、4.5.2 節で述べたように、金属蒸気の発生が活発となることにより多くの溶融金属が溶融池表面へと流出しこの位置で凝固する。その結果、安定したビーム孔が形成され、間欠的な溶融過程を支配する溶融金属の振動が減少するため、 Fig. 5.27及び5.28 (c)(d) に示すように、Ｘ線強度の変動も著しく減少する。先に述べたように、Mn量の増加に伴いスパイクの発生が著しく抑制されたのはこのためである。

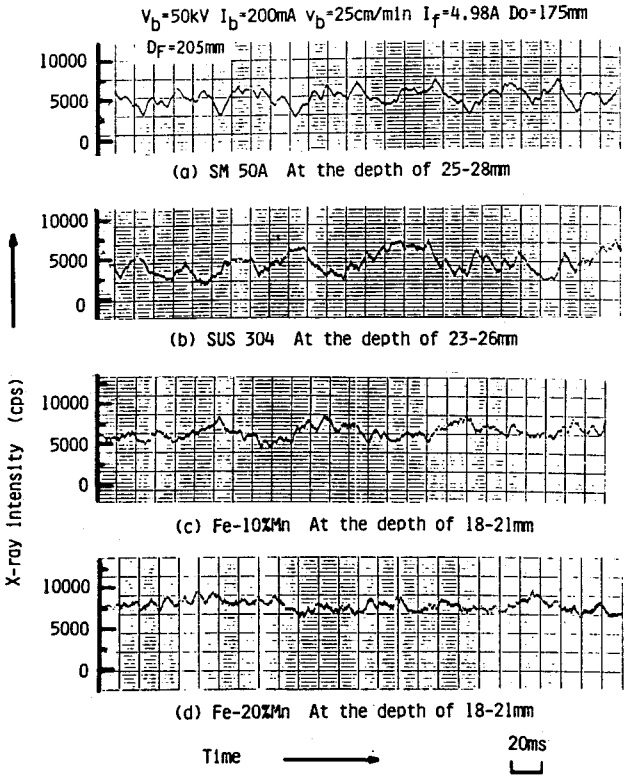


Fig. 5.27 Effect of Mn content on variation in X-ray intensity generayed at the center of penetration

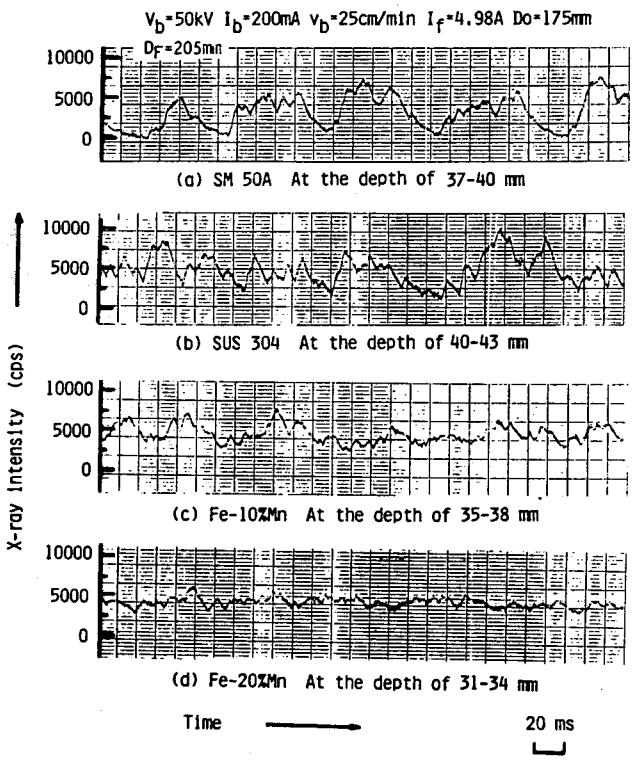


Fig. 5.28 Effect of Mn content on variation in X-ray intensity generayed near the root

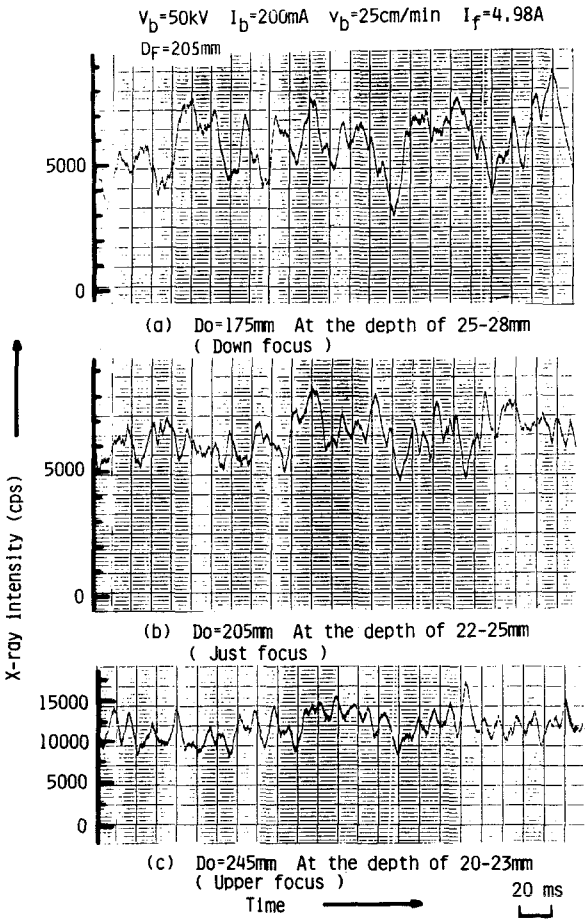


Fig.5.29 Effect of beam focussing condition on variation in X-ray intensity generated at the center of penetration

Fig. 5.29には、各種焦点位置のもとで測定したX線の挙動を示す。(a) はルート部に焦点がある場合、(b) は試験片表面に、(c) はこれより上方に焦点が位置する場合の結果を示す。このときの表面付近での溶融金属の挙動を高速度撮影により観察すると、(a) の条件では、溶融金属が周期的かつ活発に流動するのに対し、焦点位置が上方へと移動するに従い、その周期性が次第に不明瞭となり、かつ溶融金属の流動が穏やかになる傾向を示した。X線の挙動もこれとよく対応しており、焦点位置がルート部から上方へと移動するに従い、強度の変動が小さくなる傾向が認められる。すなわち、下焦点では、活発な溶融金属の流動に呼応してビーム孔前面が間欠的に溶融されるのに対し、上焦点ではかなり連続的な溶融が起っているといえる。

前述したように、スパイクはルート部に焦点が存在するときに最も顕著に発生した。これは、下焦点において溶融現象の間欠性が著しくなると共に、ルート部を溶融する際に、高パワー密度の電子ビームが鋭く母材を穿孔するためである。またルート部でのパワー密

度が同等でも、この位置で収束途上にある電子ビームを用いた方が、発散途上にある場合と比べ、スパイクが顕著に発生する傾向を示した。これは、表面でのビーム孔の開口が両ビームにより異なり、大きな開口が形成される収束途上のビームにおいて、周期的な流動がより活発となったためと考えられる。

同一溶込み深さのもとで溶接速度を変えた場合、速度の減少に伴いスパイクが顕著に発生する傾向にあった。しかしながら、X線強度の変動波形を観察すると、どの条件においてもほぼ同様な挙動を示しており、溶融過程に及ぼす速度の影響は比較的小さいといえる。したがってスパイクの発生傾向が異なった原因としては、ルート部を溶融する際に、速度が小さくなる程電子ビームがより深く穿孔することができるためである。

5．5　溶融金属の周期的な流動とスパイクの形成機構

電子ビーム溶接部でしばしば見られる溶接欠陥の多くは、溶融金属の流動挙動に起因して発生する。例えば、ハンピングビード、アンダカットビード、ポロシティ及び凝固割れ等がこの種の欠陥に属する。一方、スパイク及びこれに付随して発生するルートポロシティやコールドシャットは、間欠的な溶融過程に起因して発生する代表的な欠陥である。しかしながら、本章で得られた結果を総合すると、溶融過程も溶融金属の流動挙動に依存しており、結果的にはこれらの欠陥も流動挙動に起因した欠陥といえる。そこで次に、溶融金属が周期的に流動する機構について若干の検討を加えた。

まず、本研究で流動の周期性が明確であった下焦点(D_o=175mm, D_F =205mm) において溶接速度を種々変化させ、表面付近での高速度撮影結果及びルート部付近で測定したX線の変動挙動から、溶融金属が流動する平均周波数（流動周波数）を求めた。X線量の変動周波数は、電子ビームがルート部を穿孔する際に必ずしも測定位置まで深く穿孔しない場合があるため、高速度撮影結果よりも若干小さな値となる場合もあったが、両周波数測定結果は良い対応を示していた。また、溶接速度の上昇と共に溶込みが浅くなると、ルート部から発生したX線のみを選別することが難しく、X線量の変動周波数を求めることが困難となった。このため、高速度撮影結果から得られた周波数を用いて話を進める。

Fig. 5.30には、同一出力のもとで溶接速度を変えた時の流動周波数の推移を示す。速度が10～50 cm/min の範囲では、電源変動に呼応した100Hz で非常に小さな振動が認められたがこれよりもさらに低周波で、大量の溶融金属の噴出とこれが溶融池後端で反射することによりビーム孔内へと戻る現象が、顕著に繰り返された。またその周波数は、約14Hzから23Hzまで速度の上昇と共に緩やかに増加した。溶接速度が 100cm/min以上になると、溶融金属の噴出と流入は交互に繰り返されず、噴出した溶融金属が溶融池表面を流動中に再び新たな噴出が起っていた。またその周波数は、100cm/min で約84Hzまで急増し、 200 cm/min以上では電源のリップルに対応した100Hz で一定した。このように溶融金属が流動する周波数は、特に低溶接速度のもとで、溶接速度の上昇と共に増加したが、同一出力の

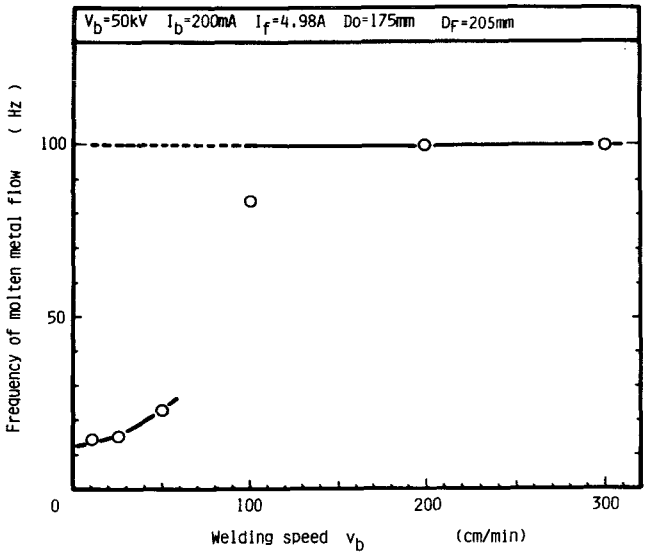


Fig.5.30 Relationship between welding speed and frequency of molten metal flow

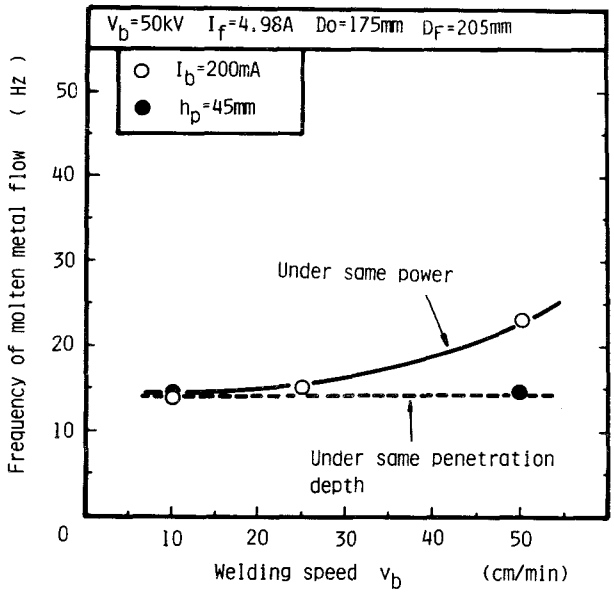


Fig.5.31 Effects of welding speed and penetration depth on frequency of molten metal flow

もとでは溶込み深さも変化するため、この影響も考慮に入れる必要がある。そこで、速度が10～50cm/minの範囲で溶込み深さが45mm程度となるようビーム電流を調整し、このときの流動周波数を調べた。その結果を Fig. 5.31に破線で示す。これを見ると、いずれの速度においてもほぼ同程度の周波数となり、流動周波数は溶込み深さに依存するといえる。

一方、Fe-20%Mn合金を母材とした場合には、低速で溶込み深さが大きな領域でも溶融金属の流出と流入が交互に繰り返されず、電源変動に対応した 100Hzで小さな噴出が認められた。

以上の結果より、溶融金属が周期的な流動を起す原因として次の２つの要因が挙げられる。その第１は電源のもつリップルであり、第２は、ビームと溶融金属の相互作用により噴出した溶融金属が、溶融池後端で反射し、ビーム孔内へ戻ることにより再び相互作用を起す溶融金属固有の振動に起因した現象である。両者のうちいずれが溶融金属の流動に対して支配的であるかは、溶融金属に働く力のバランスに起因したビーム孔内での溶融金属量に依存すると考えられる。

すなわち、溶融金属に働く駆動力がビーム孔を埋める力に対して十分に強く、常に大きなビーム孔が安定して形成される状態では、後者の振動が起りがたく、電源変動に呼応して溶融金属が噴出を繰り返す。高速で溶込み深さが小さな領域では、重力ヘッドの低下により安定したビーム孔が形成され、流動周波数は電源変動に依存する。また、溶込み深さが大きくても、Fe-20%Mn合金を母材とした場合には、激しい金属蒸気の発生により駆動力が十分に大きくなり、この場合も電源変動が支配的となる。

一方、母材にＳＭ50Ａを用いた場合には、溶込み深さの増加に伴い重力ヘッドが増し、大きなビーム孔を安定して形成することが次第に困難となる。その結果、ビーム孔底部に流入した溶融金属が電子ビームの直接照射により急激に加熱され、駆動力の急速な増加に伴い溶融金属が一挙にビーム孔外へと噴出する。噴出した溶融金属は、溶融池後端で反射し、再びビーム孔内へと戻ることにより、同様な現象が繰り返される。すなわち、溶込み深さが大きな領域では、溶融金属固有の振動が流動挙動を支配する。

以上本章で得られた結果をもとにスパイクの形成機構を整理すると、以下のようになる。まず、溶込みが深く溶融金属量が多い領域では、溶融金属固有の振動により周期的な噴出と流入が交互に繰り返される。その結果、溶融金属が噴出した直後において、ビーム孔が大きく開口する状態が周期的に発生し、この時点で電子ビームが容易にルート部を穿孔することにより、スパイクが形成される。このような現象は、溶接速度が10～50cm/minの領域で常に観察されており、ビーム孔後方に存在する溶融金属の周期的な流動が溶融過程の間欠性並びにスパイクの形成を支配しているといえる。

また、周期的な流動が活発であるか否かは、焦点位置に大きく依存する。これは、周期的な流動を起す発生源が、ルート部付近で起るビームと溶融金属の相互作用にあるためである。すなわち下焦点、特にルート部付近に焦点位置が存在する場合には、ルート部でのパワー密度が高いため振動の発生源が大きく、より周期的な流動が活発となる。さらに、電子ビームがルート部を照射している時点では、より高パワー密度の電子ビームが激しくルート部を穿孔するため、鋭いスパイクが形成される。したがって、スパイクを抑制するには、ルート部でのパワー密度を小さくすることが望ましい。しかしながらこの場合に

は、溶込み深さの低下を招くと共に、条件によっては、第４章で述べた局部的な凝固壁の遅れが発生しやすくなる。

また、このような間欠的な溶融過程は、 Fig. 5.3 に示したプローブを用いて種々の電子を捕捉することにより、うまく検出することができる。すなわち、電子ビームがルート部を穿孔する時点においては、ビームと溶融金属の相互作用による金属蒸気の発生が少ないため、プローブ電流がほぼ０となる状態が持続し、これによりスパイクの形成時点を知ることができる。

５．６　結　言

本章では、電子ビームが母材を溶融する過程で発生するスパイク並びにルートポロシティの形成機構について検討を行った。まず、これらの発生傾向に及ぼす供試材料並びに溶接パラメータの影響を調べた結果、以下のような結論を得た。

(1)　ルート部でパワー密度が最大となるとき、すなわちルート部に焦点が存在するときに、スパイク並びにルートポロシティが最も顕著に発生する。また、この条件で溶込み深さも最大値を持ち、溶込みがシャープになるに従いスパイクが発生しやすくなる傾向にある。

(2)　ルート部でのパワー密度が同等でも、ルート部で収束途上にある電子ビームを用いた方が、発散状態にある場合と比べ、スパイク並びにルートポロシティが顕著に発生する傾向にある。

(3)　同一溶込み深さのもとでは、溶接速度の減少に伴いスパイク並びにルートポロシティが発生しやすくなる傾向にある。

(4)　材料中で蒸気圧の高いMnの含有量が増加すると、スパイク並びにルートポロシティの発生が抑制される傾向にある。

次に、溶込み方向の任意の位置から発生するＸ線の変動挙動を計測すると共に、これと同期して表面での溶融金属の流動挙動を高速度撮影し、両者を対比することにより、溶融過程並びにスパイクの形成機構を調べた。さらに、溶込み方向各位置におけるＸ線強度の平均値を求めることにより、溶込み方向への入熱分布を調べた。得られた結果を要約すると、以下のようになる。

(5)　上焦点では、溶込み方向にほぼ均一な入熱分布が得られるのに対し、下焦点では、ルート部へ向うにしたがい入熱量が減少する傾向を示した。この結果は、溶込み形状とよく対応しており、入熱分布の違いが溶込み形状を決定する大きな要因であるといえる。

(6)　照射位置から発生するＸ線の変動挙動と溶融金属の流動挙動を対比した結果、周期的な溶融金属の噴出が起った直後において、ビーム孔内が空洞に近い状態となり、電子ビームが容易にルート部を穿孔することにより、スパイクが形成された。したがって電子

ビームが母材を間欠的に溶融する現象は、溶融金属の周期的な流動に依存した現象であるといえる。

(7)　溶融過程は焦点位置に依存して変化し、下焦点において間欠的な溶融現象が活発となるのに対し、上焦点では、比較的連続した溶融が起る。

(8)　溶接部斜め後方に設置したプローブにより熱電離電子、衝突電離電子及び熱電子等を捕捉した結果、金属蒸気が発生したときにのみプローブ電流の検出が認められた。また、電子ビームがルート部を穿孔している際には、比較的長時間プローブ電流が検出されず、プローブ電流の測定が溶融過程をモニターする有効な手段であるといえる。

(9)　溶融金属が周期的に流動する機構は、ビーム孔内に存在する溶融金属の量により異なり、これが少ない場合には電源変動に、また多い場合には溶融金属固有の振動に依存する。

第６章　溶接欠陥を防止するための基本的指針と電子ビーム形状制御によるその防止法

６．１　緒　言

第２章～５章においては、電子ビーム溶接部で発生する各種溶接欠陥の形成機構について検討を行い、これらが溶融金属の流動挙動並びに母材の溶融過程に依存して発生することを指摘した。また、個々の欠陥はそれぞれ異なった形成機構を持つため、特に深溶込み溶接時には、溶接パラメータを適切に選択するだけでは欠陥の無い継手を得ることが困難となる。例えば、ポロシティや凝固割れの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れは、ビーム孔内で生じた溶融金属のたまりが、既に凝固した壁を二次溶融することにより形成される。これを抑制するには、ビーム孔底部で電子ビームのパワー密度を上げ、流動を活発にすることが望ましい。しかしながらルート部でのパワー密度が上昇するにしたがい、電子ビームがルート部を間欠的に激しく穿孔するようになり、これに伴ってスパイクやルートポロシティの発生が顕著となる。

一方電子ビーム溶接現象は、電子ビームのパワー密度分布並びにこれが溶込み方向にいかに分布するかにより支配され、これをうまく制御できれば、諸欠陥を適切に防止することが可能と考えられる。そこで本章においては、電子ビームの形状並びに分布を積極的に変化させることを目的として、４極の磁極から構成された電子ビーム形状変換コイルを試作し、これを用いて諸欠陥の防止を試みた。まず、種々の収束レンズ電流並びに変換コイル電流のもとで、ビーム形状並びにパワー密度分布等を測定し、本コイルを用いたときのビーム特性を明らかにした。次に、前章までに得られた結果をもとに、諸欠陥の抑制に適した電子ビームを成形し、その防止効果を調べた。

６．２　溶接欠陥の形成機構とこれを防止するための基本的指針

電子ビーム溶接部で見られる多くの溶接欠陥は、溶融金属の流動挙動並びに母材の溶融過程と密接に関連して発生する。ここでは、第５章までに得られた溶融凝固過程並びに欠陥の形成機構に関する結果をもとに、それぞれの欠陥を抑制するための基本的な考え方について述べる。

試験片表面付近では Fig. 6.1 に示す２つの特徴的な流れが観察される。 Fig. 6.1(a)は、ビーム孔後方から流出した溶融金属が、溶融池後端へ向って周期的にかつ激しく流れる後方流であり、下焦点や溶接速度の大きな領域で観察される。 Fig. 6.1(b)は、上焦点や速度の小さな領域で観察される周辺流であり、ビーム孔の側面から穏やかに流出した溶融金属が溶融池の周辺を流動する。このような２つの特徴的な流れは、諸欠陥の形成機構と密接に関連する。例えば、高溶接速度のもとで発生するハンピングビードは、表面で細

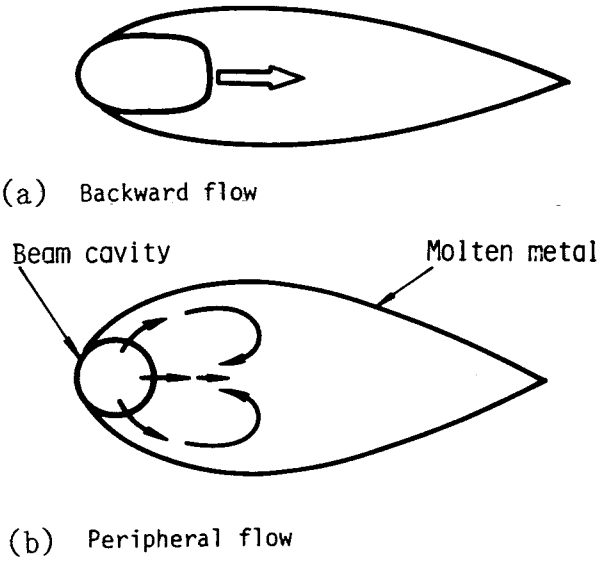


Fig.6.1 Schematic diagrams of two types of molten metal flow

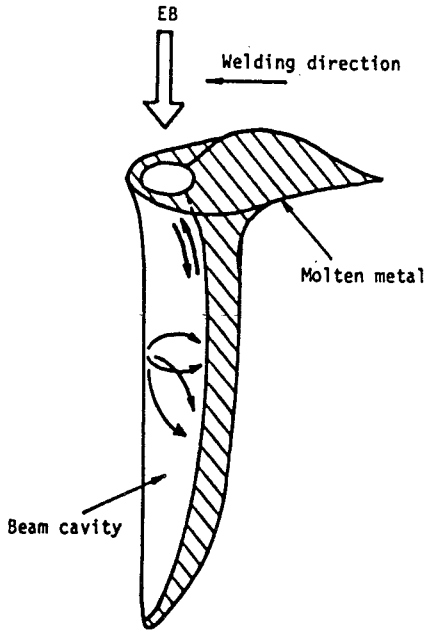


Fig.6.2 Molten metal flow in beam cavity

長く円柱状に伸びた溶融金属が不安定現象を起すことにより形成される。 Fig. 6.1(a)に示した後方流が強い場合には、速度の上昇と共に熱源から離れた位置で溶融金属が流出するようになり、温度の低下したビーム孔側壁との間で濡れが悪くなることにより、円柱状の溶融金属が形成される。一方、周辺流が活発な場合には、周辺を回った溶融金属が側壁を二次溶融するため、不安定な円柱状の溶融金属が形成されない。したがって、アンダカットやハンピングビード等の不整ビードを抑制するには、周辺流を促進することが望ましい。

一方、溶接速度の低下と共に溶込み深さが増加すると、周辺流の活発な条件で、ポロシティや凝固割れの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れが形成される。このような凝固壁の遅れは、ビーム孔内にたまった溶融金属が、既に凝固した壁を二次溶融することにより形成される。第２章で述べたように、ビーム孔内では、前面で溶けた溶融金属がビーム孔の周辺を回る流れと、後方で比較的多量に存在する溶融金属が上下方向へと周期的に流動する流れが存在する（ Fig. 6.2 ）。上下方向への流動が活発な場合には、ビーム孔外へと噴出した溶融金属が勢いよく溶融池後端に向って流れ、表面では周期的な後方流が観察される。一方これが弱い場合には、ビーム孔周辺を回る流れが表面でも周辺流として観察される。したがって、表面で観察される２つの特徴的な流れは、ビーム孔内部での溶融金属の流動挙動が反映した結果といえる。このため、深溶込み溶接時に周辺流が活発な場合

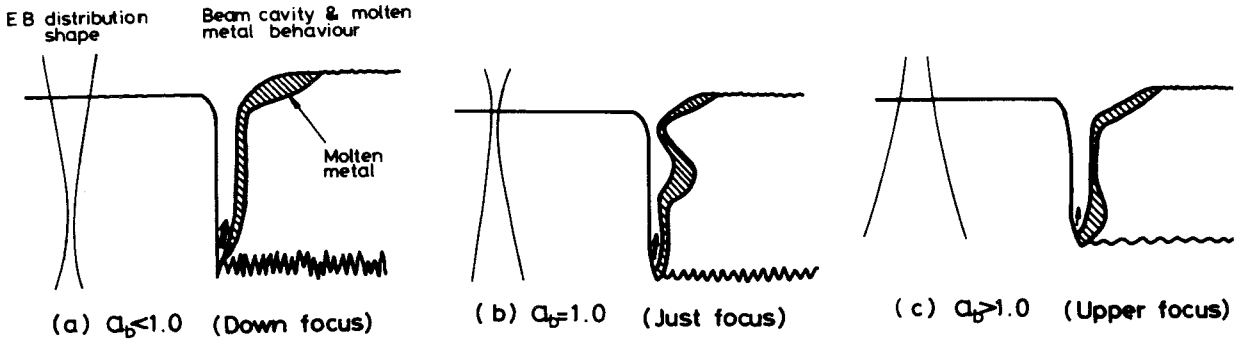


Fig.6.3 Distribution of beam diameter and molten metal flow

には、ビーム孔内での流動が緩慢であり、ポロシティや凝固割れが発生しやすい状況にあると考えるのが妥当である。

次に局部的な凝固壁の遅れを抑制するには、第４章で指摘したように、ビーム孔の開口を広げると共に、ルート部で金属蒸気を活発に発生し、溶融金属が円滑にビーム孔外へと流出することが望ましい。これは、電子ビームのパワー密度分布とこれが溶込み方向にいかに変化するかにより決定される。 Fig. 6.3 には、各焦点位置のもとでのビーム径の分布と溶融金属の形態を模式的に示す。ルート部付近に焦点が存在する (a)の場合には、表面でのビーム径が大きいためビーム孔が大きく開口する。またルート部では、電子ビームのパワー密度が高いため金属蒸気が激しく発生し、溶融金属が活発にビーム孔外へと流出する。一方表面付近に焦点が存在する (b)の場合には、ルート部のパワー密度が若干低下すると共に表面での開口が小さくなる。その結果、ネック部の下付近で流動が停滞し、この位置で溶融金属がたまることにより遅れが形成される。さらに焦点位置が上方へと移動した (c)においては、表面での開口が大きいにもかかわらず、ルート部でのパワー密度がかなり低下するため、底部でたまりが生じ、遅れの発生につながる。

したがって、局部的な凝固壁の遅れを抑制するには、 Fig. 6.3(a)に示したルート部で収束する電子ビームを用いることが望ましい。しかしながらルート部でのパワー密度が上昇すると、第５章で指摘したように、勢いよく噴出した溶融金属が溶融金属固有の振動により、周期的な流動を繰り返す。その結果、溶融金属が流出した直後において、高パワー密度の電子ビームがルート部を激しく穿孔し、スパイク並びにルートポロシティの発生が顕著となる。このため、スパイクの発生を抑制するには、ルート部でのパワー密度を低くすることが望ましい。

このように、ポロシティや凝固割れの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れと、スパイク並びにルートポロシティは、それぞれ相反する機構で形成されており、両者を同時に抑制することは非常に難しい。志田らは、周波数 100Hz全振幅 3mmで溶接方向へのビー

ムオシレーションを行った場合に、局部的な凝固壁の遅れが低減されることを指摘している[43]。著者らも同様な検討を行い、周波数 100～1000Hz全振幅 2～4mm の領域で遅れの低減効果を確認している[61]。しかしながら、電子ビームが繰り返し溶融金属を再加熱するため、スパッタの放出が激しく、かつ条件によっては鋭いスパイクの発生につながる。またこれと直角方向へのビームオシレーションでも、周波数 100～1000Hz全振幅 1～4mm で遅れの抑制効果が認められている[61]。しかしながら、溶込み深さが低下すると共に溶融幅が増加し、電子ビームの特長であるシャープな溶込みと変形の少ない高精度な溶接をある程度犠牲にする必要がある。タンデム電子ビーム溶接法により、第２ビームを第１ビームの後方 4～6 mmの位置に照射し、ポロシティを効果的に抑制した例も報告されている[51]。しかしながら、電子銃、電源並びに制御系がそれぞれ２台必要となるため、イニシャルコストが大幅に増大する。一方、スパイクの抑制に関してもいくつかの成果が報告されている。P.Tews等は、溶接部斜め横に設置したディテクタにより照射位置から発生するＸ線を検出し、これをビーム電流にフィードバックすることにより、スパイクの抑制を図っている[62]。しかしながらこの場合、10mm程度の浅い溶込みのもとでの結果であり、しかも軽元素のアルミニウムを透過したＸ線を検出しており、軟鋼の深溶込み溶接に適用することは不可能に近い。木原等は、円偏向とＸ偏向を組合せることにより、厚板クレータ処理部で発生するルートポロシティが効果的に防止できると報告している[63]。しかしながら、凝固割れの発生を伴うことが多く、後工程で補修溶接を行う必要がある。

本研究で得られた結果から考えると、局部的な凝固壁の遅れ並びにスパイクを同時に抑制するには、表面でのビーム孔の開口を広げ、溶融金属を円滑に流動させると共に、ルート部でのパワーを分散することにより激しい穿孔を抑制することが望ましい。しかしながら、通常のビームを用いてこれを行うことは非常に困難である。本章では、形状を制御した電子ビームを用いることにより、両欠陥を同時に防止する方法について検討を行う。

６．３　電子ビームの形状制御による溶接欠陥の防止法

６．３．１　実験方法並びにビーム形状制御時のビーム特性

Fig. 6.4 には、電子ビームの形状を制御するために試作した電子ビーム形状変換コイルの概略図を示す。本コイルは、互いに向いあった磁極が同極でかつ同磁位となる４極の磁極から構成されている。これを収束レンズ直下に設置し、磁場を印加すると、電子ビームに対して図中のＸ軸方向に発散、Ｙ軸方向に収束する力が働く。その結果、同コイル内で電子ビームの形状がＸ軸方向に伸びた楕円形となる。また印加する磁場の強さは、各励磁コイルに流す電流Isを変えることにより変化する。Isが3Aのもとで磁束密度を測定した結果の一例を Fig. 6.5 に示す。本コイルは、一般に用いられるスティグマトールと類似したコイルである。しかしながら、スティグマトールが種々の収差により生じたビーム断

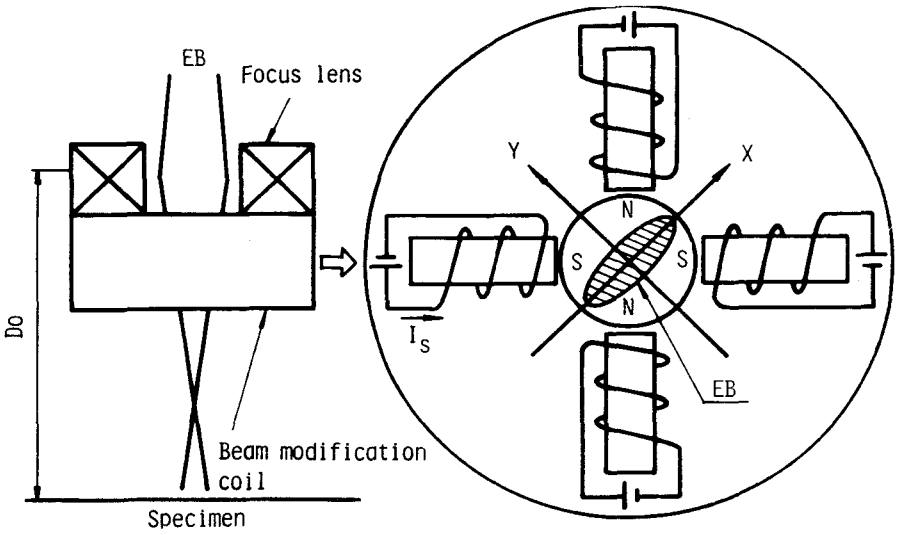


Fig. 6.4 Schematic diagram of beam modification coil

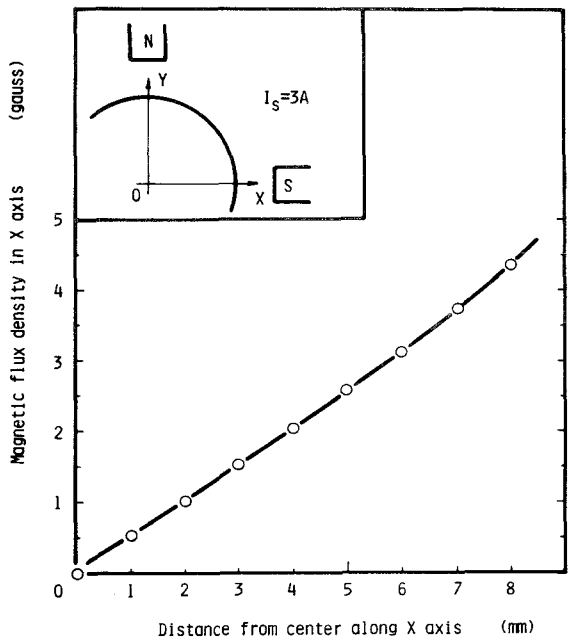


Fig. 6.5 Magnetic flux density at each point in beam modification coil

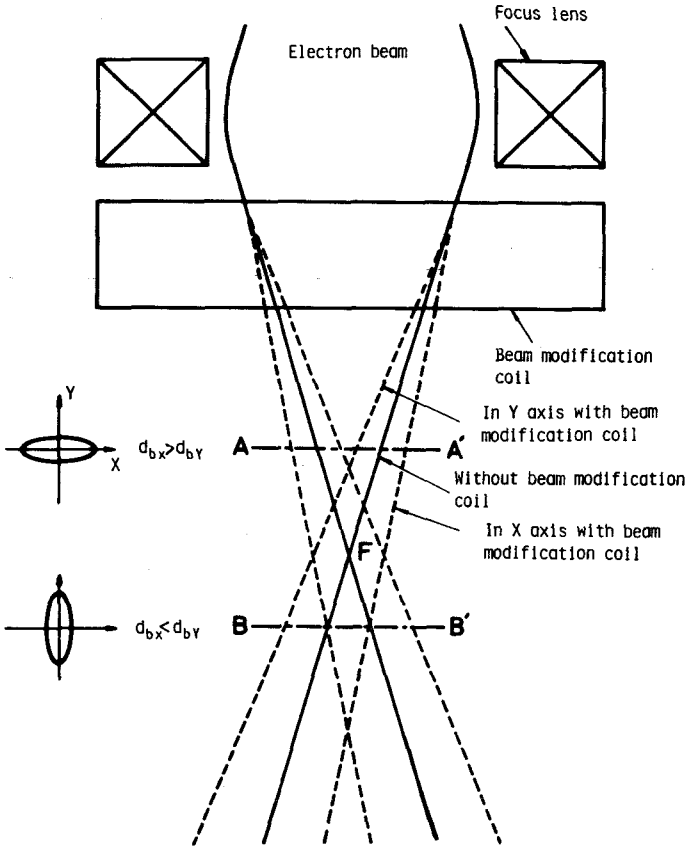


Fig.6.6 Beam diameter distributions with or without beam modification coil

面形状のゆがみを真円に修正することを目的とするのに対し、本コイルは、強制的にビーム形状を変形させることを目的とする。

本コイルを用い収束条件をうまく制御すると、X及びY軸方向において、それぞれ異なった位置で収束した電子ビームを作ることができる。Fig. 6.6 には、この様子を模式的に示す。図中の実線は変換コイルを用いない場合のビーム径分布、破線はこれを用いたときの両軸方向におけるビーム径分布を示す。変換コイルを通過した電子ビームには、X軸方向に発散、Y軸方向に収束する力が働くため、両軸方向での収束点は、本コイルを用いないときの焦点位置（図中のF点）を境に、この両側に位置するようになる。その結果、F点より上側のA－A’断面では、X軸方向でのビーム径がY軸方向でのそれを上回り、X軸方向に伸びた楕円形電子ビームとなる。一方これより下側のB－B’断面では、Y軸方向で電子ビームが既に発散途上にあるため、Y軸方向でのビーム径がX軸方向でのそれを上回り、Y軸方向に伸びた楕円形電子ビームとなる。したがって、溶込み方向の上

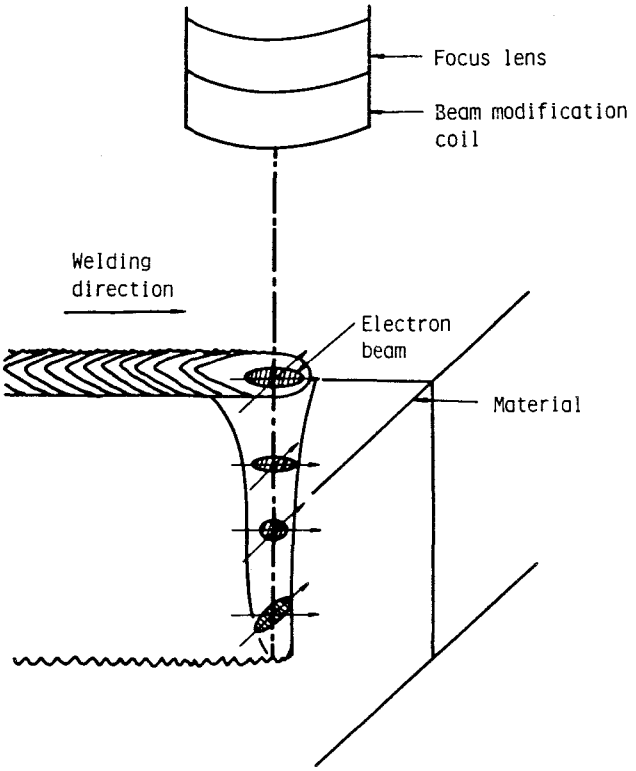


Fig.6.7 Modification of beam configuration for preventing concaved solidification pattern without acute spiking

部と底部において、その長軸方向が互いに直交した電子ビームを成形することが可能と考えられる。このような特性を生かし、 Fig. 6.7 に示すように、表面では溶接方向に、またルート部ではこれと直角方向に伸びた電子ビームを用いると、表面での開口が溶接方向に細長く伸びると共に、ルート部ではこれと直角方向にビームパワーが分散するため、局部的な凝固壁の遅れ並びにスパイクが同時に抑制できると考えられる。

そこでまず、本コイルを用いたときの電子ビーム特性を明確にするため、種々の収束レンズ電流If並びに変換コイル電流Isのもとで、各対物距離における電子ビームの形状、パワー密度分布並びにビーム径を測定した。パワー密度分布並びにビーム径の測定は、Fig.2.1 に示した方法で行い、ピークの 1/e及び1/10でのビーム径をそれぞれ 1/e W_B , 1/10 W_B として表示した。このときの照射条件を Table 6.1に示す。

Fig. 6.8 には、変換コイル電流Isの増加に伴うX方向でのビーム径の変化を示す。Isが増加するにしたがい、X軸方向にビームを発散する力が強くなるため、どの位置においてもビーム径が増加する傾向を示す。またその増加傾向は、Doの上昇と共に若干鈍る傾向を示した。 Fig. 6.9 には、Y方向でのビーム径の測定結果を示す。この場合、変換コイルを用いない場合の焦点位置（ Fig. 6.6 のF点, D_F =205mm, ）を境に、ビーム径の変

Table 6.1 Experimental parameters for mesuring beam characteristics

Accelerating voltage	V_b	50kV
Beam current	I_b	50mA
ED control coil current	I_s	0-3A
Measurement direction		X & Y
Object distance	Do	125-225mm
Focus lens current	I_f	4.90-5.25A

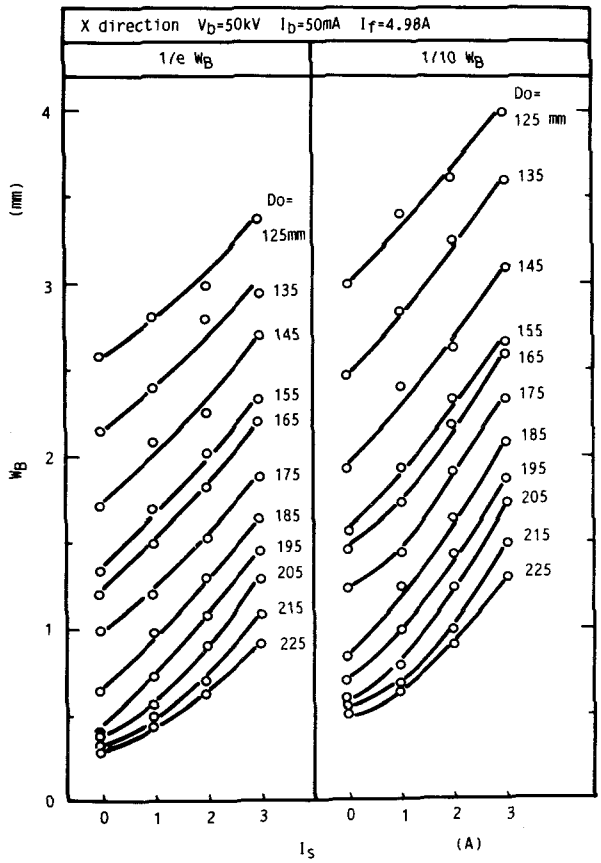


Fig.6.8 Effect of beam modification coil current on beam diameter in X axis

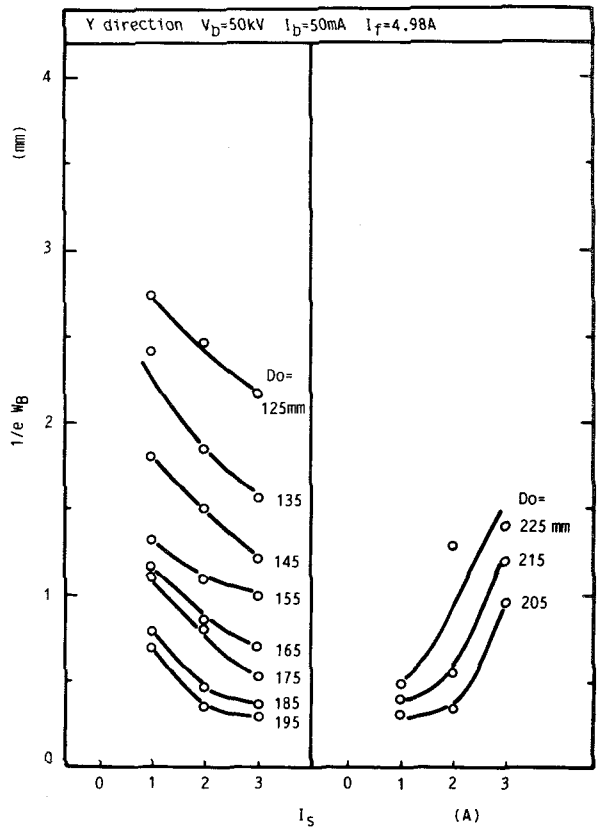


Fig.6.9 Effect of beam modification coil current on beam diameter in Y axis

化傾向が異なり、F点よりレンズ側（Do<205mm ）では、Isの増加に伴いビーム径が減少するのに対し、Do≧205mm では、逆に増加する傾向を示した。 Fig. 6.10* には、横軸に対物距離をとり、ビーム軸方向におけるビーム径（Y方向）の分布を示す。これを見ると、いずれのIsにおいてもビーム径が最小となる位置、すなわちY方向での焦点が存在し、その位置はIsの増加に伴いDoが小なる側へと移行した。 Fig. 6.9 で、ビーム径の変化傾向がF点を境に異なったのは、Isが変わることによりY方向での焦点位置が移動したためである。 Fig. 6.11には、X方向でのビーム径の分布を示す。本実験では、装置の都合上Do>225mm でのビーム径を測定がすることができなかった。このため、変換コイルを作動したもとでは、いずれの場合もDoの増加に伴いビーム径が減少する傾向にあった。そこで、Do>225mm でのビーム径をABテストにより測定した。その結果、図中に破線で示すように、X方向においてもY方向とは異なった位置で焦点が結ばれ、その位置はIsの増加に伴いDoが大なる側へと移行した。このように、変換コイルを作動することによりX及びY方向での焦点がそれぞれ異なった位置で結ばれるようになり、両者の間隔は、Isの増加に伴い大きくなることが確認された。これは、 Fig. 6.6 で予測した焦点位置の移動傾向と一致する。

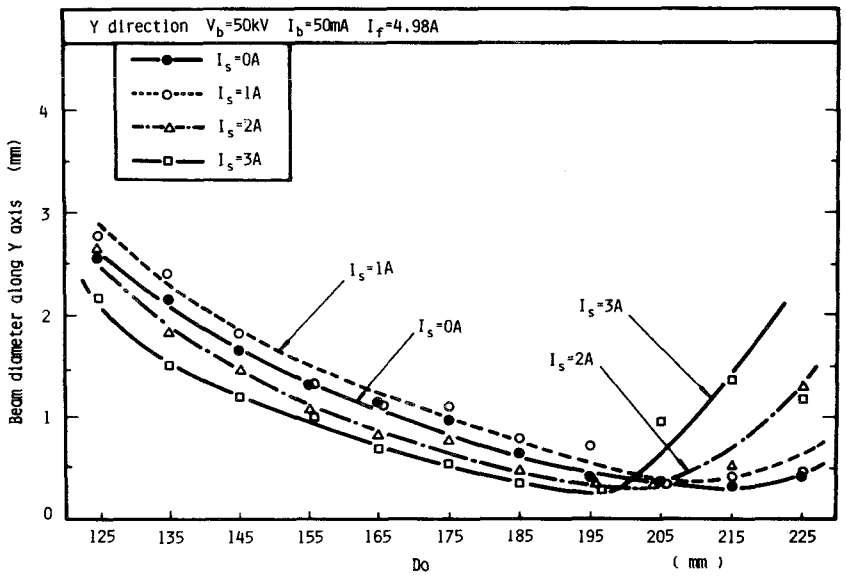


Fig.6.10 Distribution of beam diameter in Y axis for various beam modification coil currents

---

＊ 本研究では、無制御時（Is=0A ）のビーム径をX方向で測定したビーム径で代表した。しかしながら実際には、アライメントの多少の狂いにより、無制御時にもビーム断面形状が真円では無く、わずかにY方向に伸びた楕円形となっていた。Fig. 6.11のDo<275mm の領域で、Isが0から1Aに変化したときにビーム径が増加しているのはこのためで、実際には無制御時のビーム径のほうが大きな値を持つ。

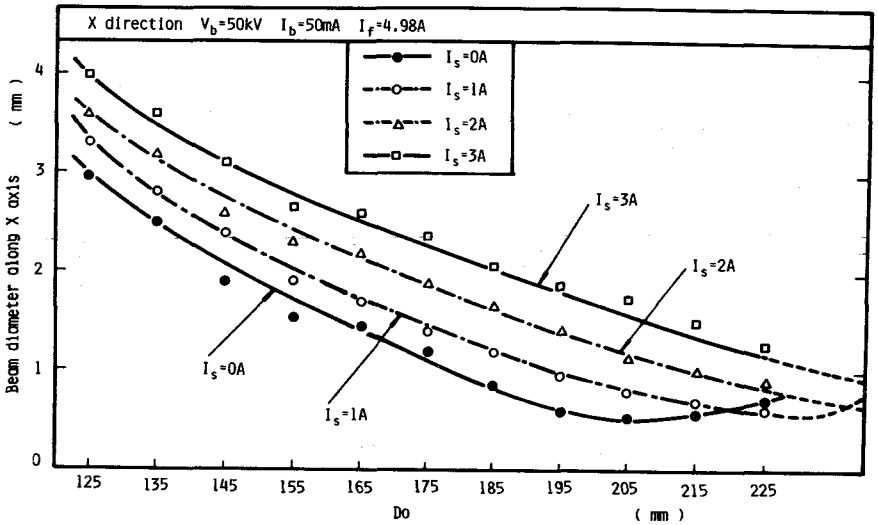


Fig.6.11 Distribution of beam diameter in X axis for various beam modification coil currents

Fig. 6.12及び6.13には、両軸方向での電子ビームのパワー密度分布波形を示す。通常の電子ビームにおいては、第２章で指摘したように、焦点位置よりレンズ側で台形に近い波形、焦点位置もしくはこれより下側で正規分布波形となる。変換コイルを作動したときも、Isの値にかかわらずこれとほぼ同様な傾向を示した。ただし、Isの増加に伴い、両軸方向における焦点位置が移動するため、台形分布から正規分布波形へと移行する位置も、図中に破線で示したように変化する。

次にビーム形状の変化を調べるために、ビーム軸に沿った各位置で銅板上に１秒間小電流の電子ビームを照射し、この時の溶融痕跡を調べた。 Fig. 6.14には、その一例として、Isが3Aのもとでの結果を示す。また Fig. 6.15にはこれとビーム径の測定結果から、各位置でのビーム形状を推定した結果を示す。これを見ると、変換コイルを作動しないときの焦点位置（ D_F =205 mm, D_F ；焦点距離）を境に電子ビームの形状が大きく変化しており、Do<205 mmの領域では、Ｘ軸方向に伸びた楕円形もしくはこれと類似した形状となるのに対し、Do≧205 mmでは、Ｙ軸方向に伸びた楕円形ビームとなる。すなわち、同一ビームにおいて、その断面形状が互いに直交した楕円形となる電子ビームを成形できることが明らかとなった。

以上本コイルを用いたときのビーム特性を明確にした上で、ハンピングビード、局部的な凝固の遅れ並びにスパイクの抑制に適した特性の電子ビームを成形し、その防止効果を調べた。まず、溶接線方向に伸びた楕円形電子ビームを用いると、周辺流の促進効果が認

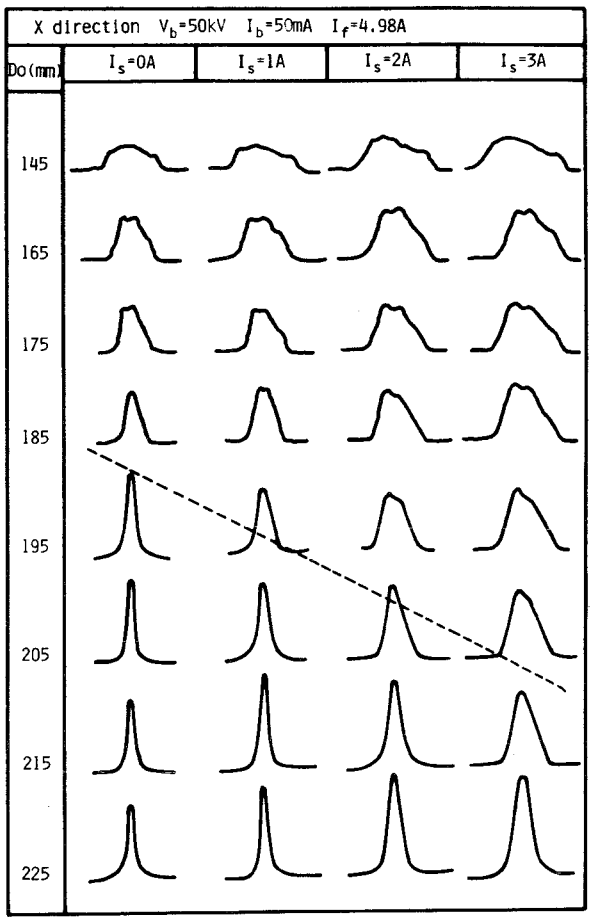


Fig.6.12 Power density distributions in X axis

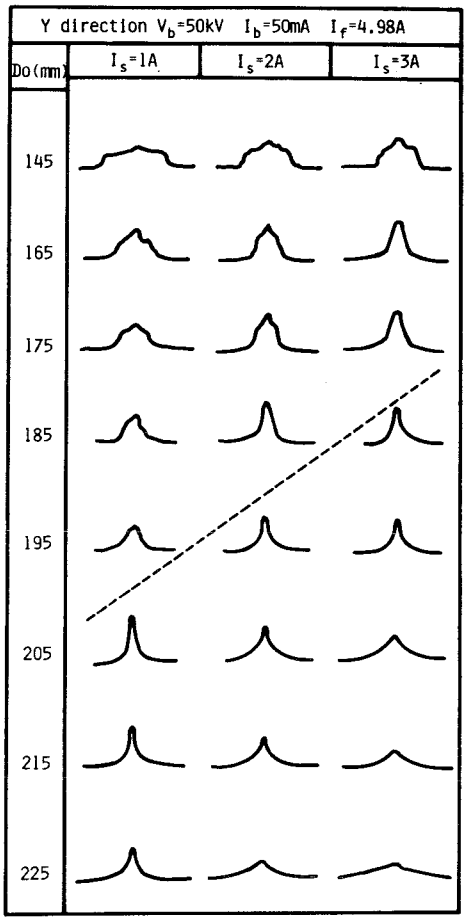


Fig.6.13 Power density distributions in Y axis

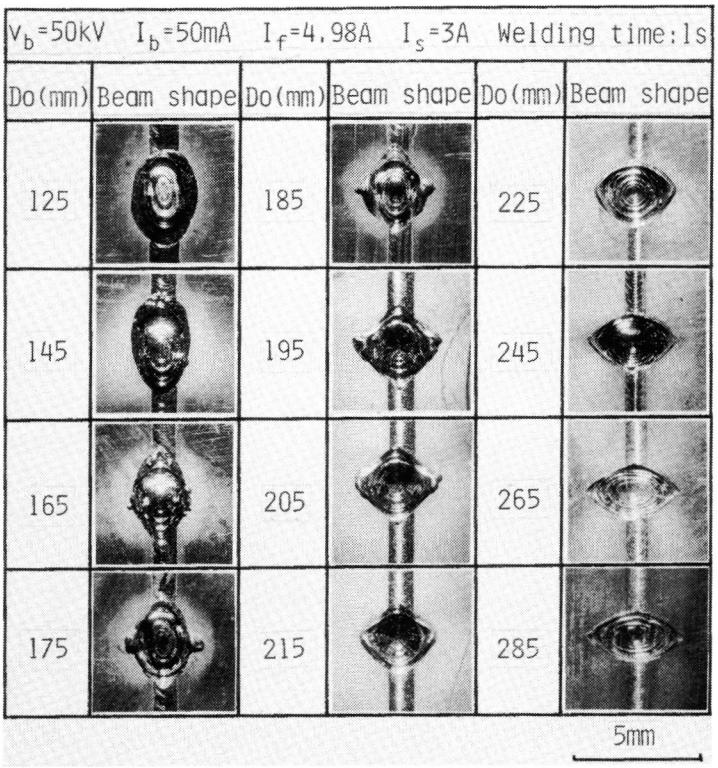


Fig.6.14 Results of spot welding for various objective distances

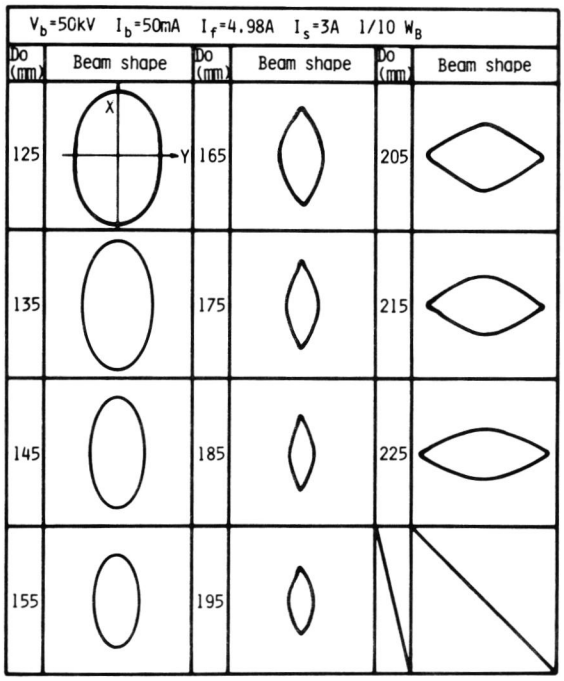


Fig.6.15 Variation in shape of electron beam cross-section along beam axis

められた。そこで、本特性の電子ビームを用い、不整ビードの防止を試みた。次に Fig. 6.7 に示した電子ビームを成形し、種々の収束条件並びにIsのもとでスパイク並びに局部的な凝固の遅れの抑制効果を調べた。このときの溶接条件をTable 6.2 に示す。

上記実験を行った結果、局部的な凝固の遅れが効果的に防止できることが明らかとなった。しかしながら、スパイクの抑制効果が大きい条件では、最大溶込みを得る条件と比較して、若干の溶込み深さの低下が免れなかった。先に述べたように、スパイクは、電子ビームがビーム孔前面を間欠的に溶融することにより形成される。したがって、電子ビームがルート部を穿孔しているときにのみビーム形状を制御してやれば、シャープな溶込みを維持した状態でスパイクを抑制することが可能と考えられる。第５章で指摘したように、溶接部後方に設置したプローブを用いると、溶融過程をモニターすることができ、電子ビームがルート部を穿孔時にプローブ電流がほぼ０となる状態が持続する。そこで Fig. 6.16に示すように、プローブ電流を電圧に変換し、これが任意の設定電圧 V_{th}より低い時にのみ変換コイルを作動し、スパイクの抑制を試みた。このときの溶接条件を Table 6.3に示す。

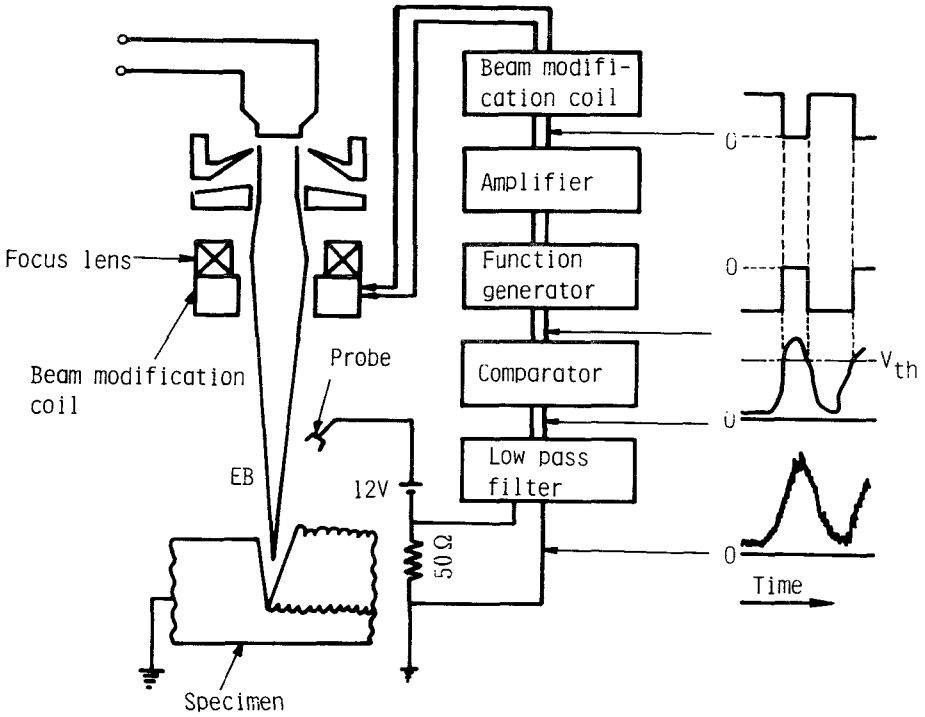


Fig.6.16 Schematic didagram of feedback control circuit for suppressing spiking

Table 6.2 Welding condition for suppressing spiking

Accelerating voltage	V_b	50kV
Beam current	I_b	200mA
Welding speed	v_b	25cm/min
Focus lens current	I_f	4.98A
Beam modification coil current	I_s	0-3A
Objective distance	D_o	135-195mm

Table 6.3 Welding condition for feedback control

Accelerating voltage	V_b	50kV
Beam current	I_b	180mA
Welding speed	v_b	25cm/min
Focus lens current	I_f	4.98A
Beam modification coil current	I_s	0-3A
Objective distance	D_o	165mm

6．3．2　ビーム形状制御による不整ビード並びに局部的な凝固壁の乱れの防止

6.3.1 節では、ビーム形状変換コイルを作動したもとで、電子ビームの形状、パワー密度分布並びにビーム径等のビーム特性について検討を行った。本節では、ここで得られた結果をもとに、アンダカット及びハンピングビード等の不整ビード、並びにポロシティや凝固割れの発生原因となる局部的な凝固の遅れの抑制に適した電子ビームを成形し、その防止効果を調べた。

まず、種々の楕円形ビームを銅板上に照射し、このときの溶融池形状の時間的な変化を調べた。その結果、X軸方向に伸びた楕円形電子ビームを用い、かつY軸方向でのビーム径が小さな領域において、 Fig. 6.17に示すように、時間の経過と共にY方向での溶融幅が増加し、ついにはX方向でのそれを上回る現象が認められた。このような現象は、熱伝導だけでは起りえないため、本ビームを照射したときに短軸方向への流動が活発となり、この熱輸送によりY方向での溶融幅が増大したと推定される。短軸方向への流動が活発となる原因については明らかでないが、このようなビームを長軸方向に移動すると、ビーム

孔側壁から溶接線と直角方向に流出した溶融金属が周辺流を促進し、アンダカットやハンピングビード等の不整ビードを抑制することが期待される。

そこで、 Fig. 6.18に示すように、溶込み方向前面にわたって溶接方向に伸びた電子ビームを成形し、その防止効果を調べた。その結果、変換コイル電流Isを増加し、楕円形ビームの扁平度を高くするに従い、 Fig. 6.19に示すように、ビーム孔側壁から流出した

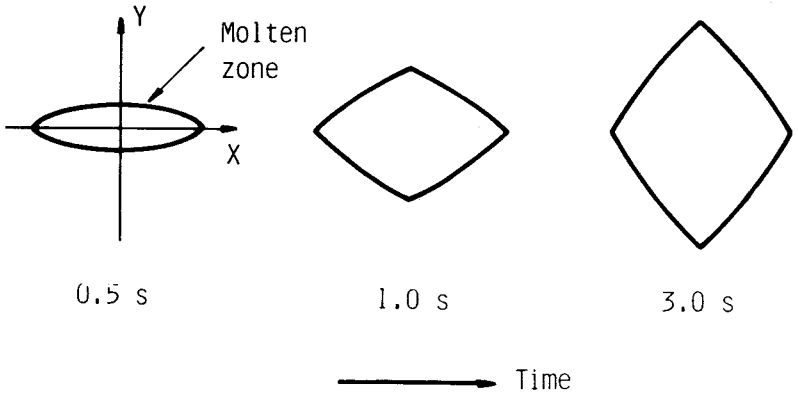


Fig.6.17 Variation in melting spot with time

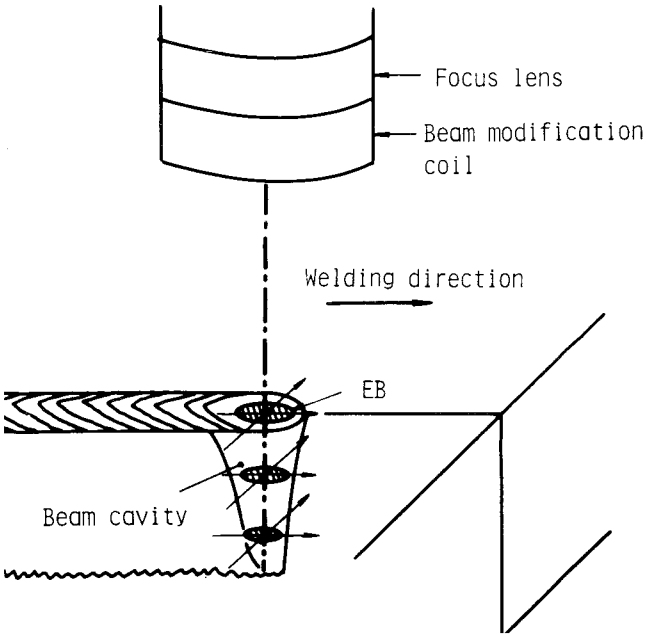


Fig.6.18 Modification of beam configuration for preventing humping and undercut beads

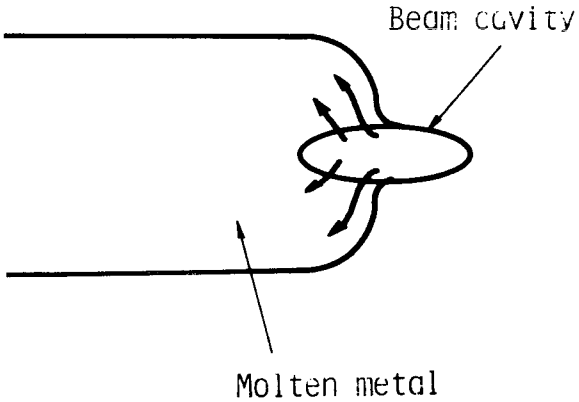


Fig.6.19 Surface molten metal flow in case of welding by modified electron beam as shown in Fig.6.18

溶融金属が次第に周辺流を形成する傾向が認められた。 Fig. 6.20には、a_b値が 0.88 溶接速度が 300cm/minのもとで、ビーム形状制御を行った場合及び行わなかった場合のビード外観の一例を示す。変換コイルを作動しなかった (a)の場合に顕著に発生したハンピングビードは、Isの増加と共に次第に抑制され、Isが2.5Aから3Aの領域で (b)に示すような健全なビードが得られた。 Fig. 6.21には、このときの横断面形状を示す。Isが増加する

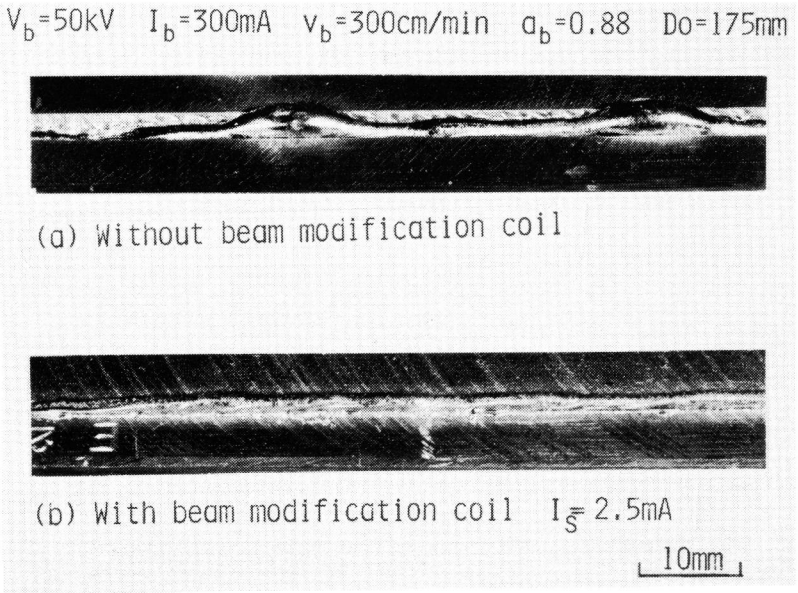


Fig.6.20 Prevention of humping bead using modified electron beam

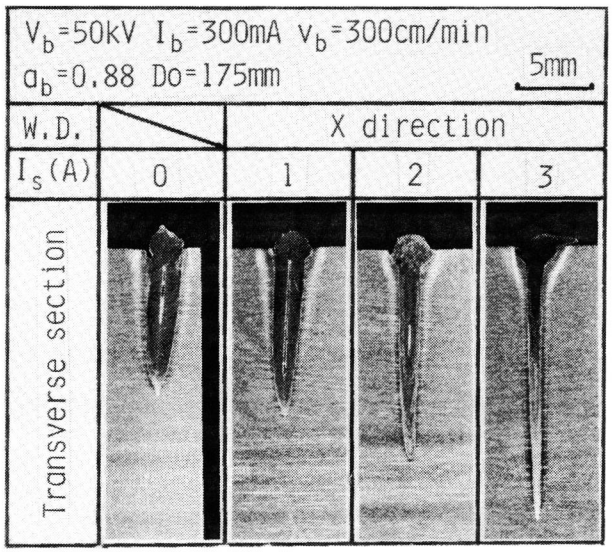


Fig.6.21 Transverse cross-sections for various modification coil currents

に従いネイルヘッドが広くなる傾向が認められ、ハンピングビードが発生しにくい状況になることがわかる。また、Isの増加により楕円形ビームの扁平度が増すため、溶込みが著しく深くなり、Is=3A のもとではほぼ2倍程度まで増加した。第3章で指摘したように、ハンピングビードは、ビーム電流の増加と共に発生しやすくなる傾向にある。したがって、本特性の電子ビームを用いると、より低電流で必要とされる溶込みを得ることができ、この点からも不整ビードの発生を抑制することができる。

以上述べたように、溶接方向に伸びた楕円形電子ビームを用いることにより、シャープな溶込みが得られると共に、周辺流の促進効果により不整ビードを抑制できることが明らかとなった。

次に、ポロシティや凝固割れの発生原因となる局部的な凝固の遅れの防止に、本コイルの適用を試みた。6.3.1 節で指摘したように、収束レンズ並びに変換コイルに流す電流を適切な値に設定すると、同一ビームにおいて、その断面形状が互いに直交した楕円形となる電子ビームを成形することができる。そこで Fig. 6.7 に示すように、試験片表面では溶接方向に、またルート部ではこれと直角方向に伸びた楕円形電子ビームを用い、局部的な凝固の遅れの防止効果を調べた。これは、表面で細長く伸びたビーム孔の開口が溶融金属の円滑な流動を促進すると共に、ルート部でのパワーがこれと直角方向に分散することにより、スパイクを抑制した状態で、凝固の遅れの防止を試みた方法である。

Fig. 6.22には、α_b=1.0 のもとでビーム形状制御を行った場合の結果を示す。写真を見てもわかるように、変換コイルを作動しない場合には、ネック部の下付近で大きな凝固の遅れ並びに局部的な溶融幅のふくらみが観察される。一方変換コイルを作動し、Isが増加するに従い両者が次第に抑制され、Isが3Aになるとその発生が全く認められなくなった。またα_b値が 1.0のもとでは比較的鋭いスパイクが発生しにくい状況にあったが、形状を制御することにより、わずかながらスパイクの抑制効果も認められた。

以上の結果より、本特性の電子ビームを用いることにより、鋭いスパイクの発生を抑制した状態で、局部的な凝固の遅れを効果的に防止できることが明らかとなった。

6．3．3　ビーム形状のフィードバック制御によるスパイクの防止

5.3 項で述べたように、スパイクはルート部でのパワー密度が高くなるに従い発生しやすくなる。また、溶込み形状をシャープにすればする程、その発生が顕著となる。しかしながら、歪の少ない高精度な溶接が要求される場合には、できるだけシャープな溶込みを得ることが望ましい。本項では、ビーム形状を制御することにより、できるだけシャープな溶込みを維持した状態でスパイクを抑制する方法について検討する。

先に述べたように、ルート部において溶接線と直角方向に伸びた電子ビームを成形すれば、ある程度スパイクの発生を抑制することができる。そこで種々の収束条件並びに変換コイル電流のもとで Fig. 6.7 に示した形状の電子ビームを成形し、スパイクの抑制効果

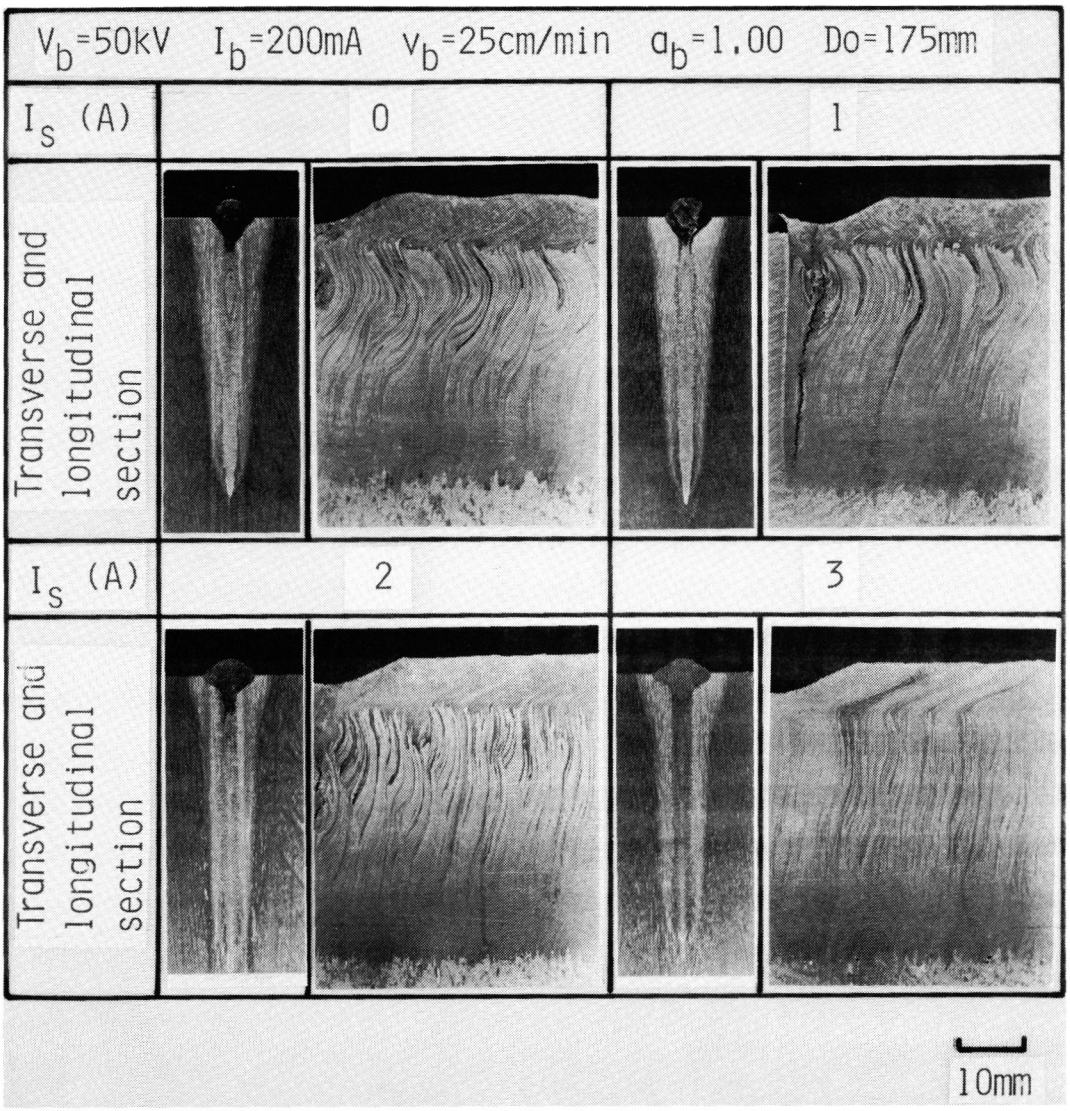


Fig.6.22 Prevention of concaved solidification pattern using modified electron beam

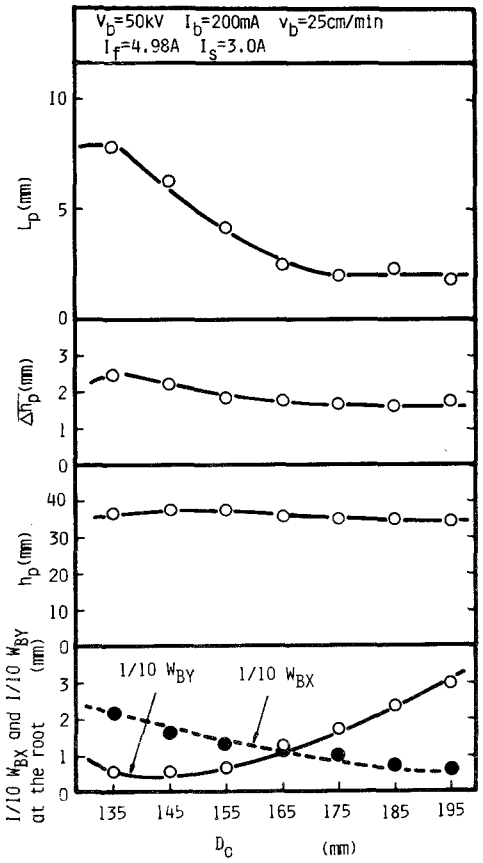


Fig.6.23 Suppressing effects of spiking and root porosity for various beam modification conditions

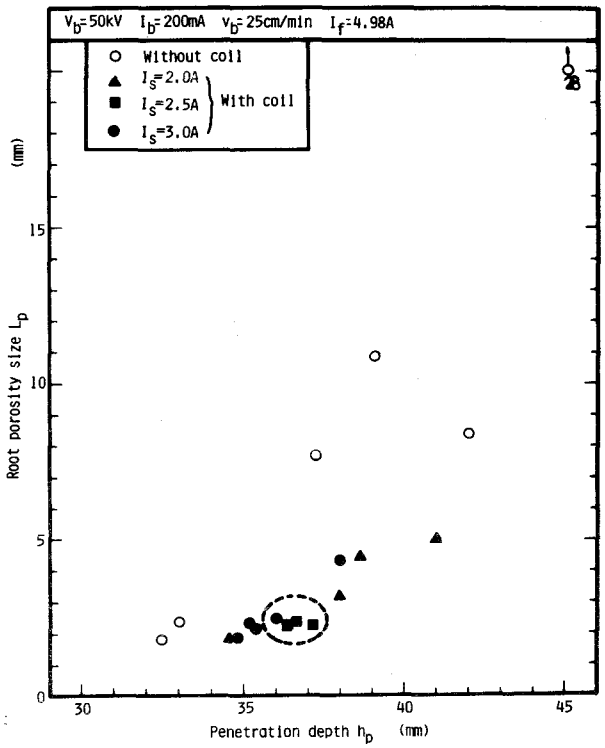


Fig.6.24 Relationship between penetration depth and root porosity size when modified electron beam was used or not

を調べた。 Fig. 6.23には、レンズ電流If並びに変換コイル電流Is一定のもとで、対物距離Doを変えたときの、ルートポロシティサイズLp、平均スパイク長Δ$\overline{hp}$及び溶込み深さhpとルート部における溶接線（X方向）及びこれと直角方向（Y方向）のビーム径1/10W_{BX}及び 1/10 W_{BY}の関係を示す。これを見ると、 1/10 W_{BY}の増加と共にLp及びΔ$\overline{hp}$が減少し、 1/10 W_{BY}> 1/10 W_{BX}となる領域でほぼ一定な値を示した。すなわち、ルート部でY軸方向に伸びた楕円形電子ビームを成形することにより、ルートポロシティが顕著に抑制され、その抑制効果は、溶接線と直角方向のビーム径が増加しても大きく変化しない。一方溶込み深さは、 1/10 W_{BY}の増加と共にしだいに減少しており、できるだけシャープな溶込みを維持した状態でスパイク並びにルートポロシティを抑制するには、ルート部で溶接線と直角方向に若干伸びた楕円形状となる電子ビームを用いることが望ましい。

Fig. 6.24には、ビーム形状制御により凝固の遅れが抑制された条件において、溶込み

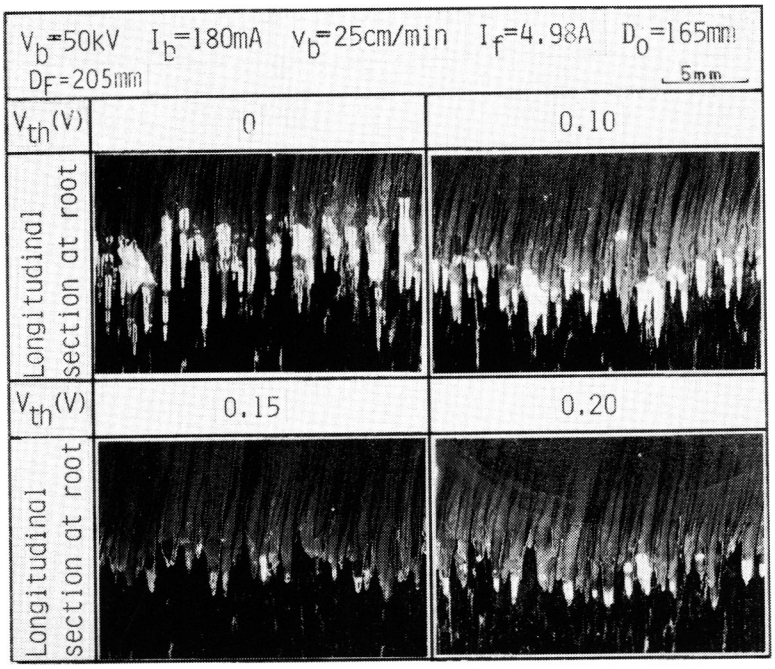


Fig.6.25 Suppression of spiking and root porosity by feedback control of beam configuration

深さhpとルートポロシティサイズLpの関係を示した。図中、白ぬきマークは無制御時、また黒ぬきマークは、ビーム形状制御を行った場合の結果を示す。同一溶込み深さで比較すると、ビーム形状を制御することによりLpが減少しており、ルートポロシティの抑制効果が認められる。しかしながら、抑制効果が大きな適性領域（図中破線で示した領域）では、無制御時に最大溶込みを得る条件（スパイク並びにルートポロシティが最も顕著に発生する条件）と比較すると、15～20%溶込み深さの低下をきたした。

ここで、母材の溶融過程を振り返ると、ルート部でのパワー密度が増加するに従い、溶融金属の周期的な流動が活発となり、これに伴って溶融金属が噴出した直後に高パワー密度の電子ビームがルート部を激しく穿孔し、スパイクが形成される。したがって、電子ビームがルート部を穿孔しているときにのみビーム形状を制御してやれば、シャープな溶込みを維持した状態でスパイクを抑制することが可能と考えられる。第５章で指摘したように、溶接部後方に設置したプローブを用いるとと、溶融過程をモニターすることができ、電子ビームがルート部を穿孔する時点でプローブ電流がほぼ０となる状態が持続する。そこで Fig. 6.16に示したように、プローブ電流を電圧に変換し、これが任意の設定電圧 V_{th}より低いときにのみ変換コイルを作動し、ビーム形状の制御を試みた。

Fig. 6.25には、最もスパイクが発生しやすい条件で Vthを種々変化したときのルート部での写真を、また Fig. 6.26にはルートポロシティサイズLp、平均スパイク長$\Delta\overline{hp}$及び

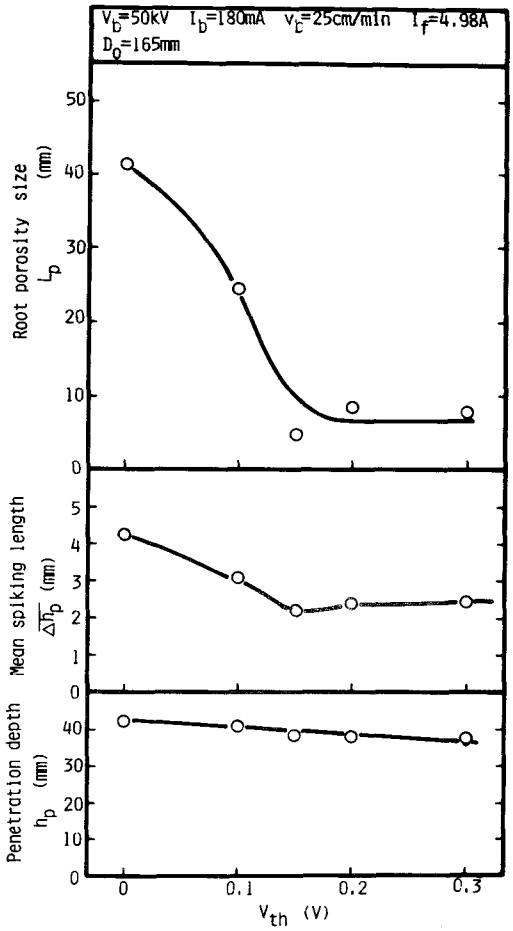


Fig.6.26 Effect of threshold voltage on suppression of spiking and root porosity

溶込み深さhpの測定結果を示す。これを見てもわかるように、 Vthの増加に伴いLp並びに$\Delta\overline{hp}$が減少し、Vth ＝ 1.5V において最も顕著な抑制効果が認められた。またこの時の溶込み深さは、無制御時と比較して約 9.5%低下したが、無制御時にスパイクによる溶込み深さの変動が約10%あることを考えると、スパイク分だけ低下したことになり、その低下率は非常に小さい。 Fig. 6.27には、この時のプローブ電流並びに変換コイル電流の波形を示す。電子ビームがルート部を穿孔する★の時点で変換コイルが適確に作動しており、これにより、溶込み深さがほとんど低下すること無くスパイクが抑制されたといえる。

以上述べたように、照射位置から発生する熱電子等を溶接部後方に設けたプローブで検出し、これを変換コイル電流にフィードバックすることにより、比較的シャープな溶込みを維持した状態でスパイク並びにルートポロシティの発生を大幅に抑制することができた。

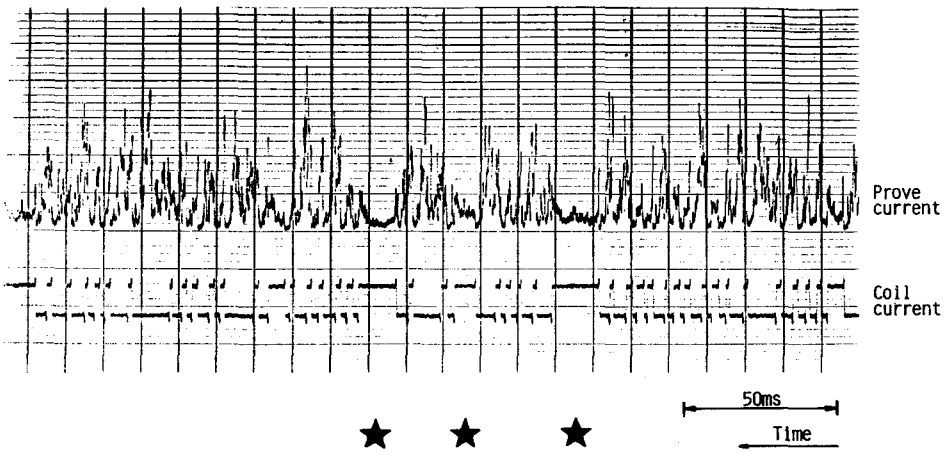


Fig.6.27 Variations in prove current and beam modification coil current during feedback control

6．4 結 言

本章では、電子ビームの形状を制御することにより、電子ビーム溶接部でしばしば見られる諸欠陥の防止を試みた。

まず、４極の磁極で構成された電子ビーム形状変換コイルを試作し、これを用いてビーム形状を制御したときのビーム特性を調べた。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1)　電子ビーム形状変換コイルを用いることにより、電子ビーム軸と直交した一方向（Ｘ方向）に発散、またこれと直交したＹ方向に収束する力を印加することができ、これによりビーム形状を制御できることが明らかとなった。

(2)　変換コイルを用いた場合、Ｘ及びＹ方向における焦点が異なった位置で結ばれ、その位置は、変換コイル電流の増加に伴い、本コイルを用いない場合の焦点位置の両サイドへと離れる傾向を示す。

(3)　電子ビームのパワー密度分布は、変換コイルの有無にかかわらず、焦点位置もしくはこれより収束レンズから遠ざかる側では正規分布、また収束レンズ側では台形分布波形となる。

(4)　収束レンズ並びに変換コイルに流す電流を適切な値に設定すると、本コイルを用いない場合の焦点を境に、この両側において、その長軸方向が互いに直交した楕円形電子ビームを成形することができる。

次に第５章までに得られた結果をもとに、それぞれの欠陥の抑制に適した形状の電子ビ

ームを成形し、その防止効果を調べた。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(5)　溶接方向に伸びた楕円形電子ビームで高速溶接を行うことにより、溶込み深さが大幅に増加すると共に、周辺流の促進効果により、アンダカット並びにハンピングビードを効果的に防止することができる。

(6)　供試材表面では溶接方向に、またルート部ではこれと直角方向に伸びた楕円形の電子ビームを用いることにより、鋭いスパイクを抑制した上で、ポロシティ及び凝固割れの発生原因となる局部的な凝固の遅れを効果的に防止することができる。

(7)　電子ビームによる間欠的な溶融過程を溶接部後方に設置したプローブで検出し、電子ビームがルート部を主に照射しているときにのみビーム形状を制御すると、シャープな溶込みを維持した状態でスパイク並びにルートポロシティを大幅に抑制することができる。

第７章　総　括

本研究では、電子ビーム溶接において、母材の溶融から溶融金属の流動・凝固に至るまでの過程に起因して発生する各種溶接欠陥を対象とし、その形成機構について検討を行った。また、溶融・凝固過程を支配する諸因子を探索することにより、諸欠陥を防止するための基本的な考え方を示し、電子ビームの形状制御による新しい防止法を提案した。

本研究で得られた主要な結果を、以下に総括して示す。

第１章は緒論であり、電子ビーム溶接の歴史的背景、これまでの研究の経緯並びに本研究の目的及び必要性について述べた。

第２章では、本論文で研究の対象とした溶融・凝固過程に基づく諸欠陥を示し、その概要について述べた。さらに、溶接現象を知る上で基本的かつ重要な溶込み形状、凝固パターン並びに表面付近での流動挙動に及ぼす溶接パラメータの影響を調べた。得られた結果を要約すると次のようになる。

(1)　横断面で溶込み形状を観察した結果、下焦点（焦点位置が供試材表面より下にある条件）ではルート部へ向うに従い溶融幅が減少する楔形、上焦点（焦点位置が供試材表面より上にある条件）では溶込み方向に溶融幅が均一な井戸形ビードとなる傾向を示した。また表面でのネイルヘッドの広がりは、焦点位置が上方へと移動するに従い、また溶接速度が低下するに従い、大きくなる傾向を示した。

(2)　縦断面において、凝固金属の先端面（凝固壁）の形状を観察すると、速度の上昇と共にこれが後方へと傾斜する傾向を示した。一方低溶接速度のもとでは、ビーム軸とほぼ平行な凝固壁が形成されたが、焦点位置が試料表面もしくはこれより上側では、凝固壁の局部的な遅れが観察された。また、溶接姿勢を変えても凝固壁の遅れの発生条件に変化が認められなかった。

(3)　溶接姿勢を変えた場合、低速で$\alpha_b \geqq 1.0$ の領域で溶込み深さに及ぼす姿勢の影響が認められた。溶込み深さは、電子ビームがビーム孔内へと進入する経路において溶融金属がこれをいかに妨げるかにより決定されると考えられたため、本条件では、ビーム孔内で溶融金属量が多い状況にあると推定された。

(4)　表面付近での流動挙動を観察した結果、下焦点では溶融金属が周期的かつ激しく後方へと流れる後方流が形成されるのに対し、上焦点では穏やかに溶融池周辺を回る周辺流が認められた。また速度の上昇と共に、周辺流が次第に抑制され後方流が強くなる傾向を示した。

第３章では、主に高溶接速度のもとで発生するハンピングビードやアンダカットビード等の不整ビードについて検討を行った。まず、下向き溶接下で不整ビードの発生傾向、形成過程並びに形成機構について検討を行った結果、次のような結論を得た。

(1)　アンダカットビードは、後方流が強い状況において、速度の上昇と共に熱源から離れた位置で溶融金属が流出するようになり、温度の低下したビーム孔側壁と溶融金属の濡れ性が低下することにより発生した。したがって、アンダカットビードは後方流の強い下焦点で発生しやすい傾向にあった。またビーム電流が増加すると、溶融金属がビーム孔内から表面へと流出する位置がより後方へと移動し、アンダカットが発生しやすくなる傾向にあった。

(2)　ハンピングビードは、表面で細長く円柱状に伸びた溶融金属が不安定現象を起すことにより形成された。低電流域においては、アンダカットの発生により円柱状の溶融金属が形成された。このためハンピングビードは、アンダカットの発生しやすい下焦点でかつ表面ビード幅の狭い領域で顕著に発生した。一方上焦点では、溶融池周辺を回る流れがビーム孔側壁を二次溶融し、不安定現象が起りにくい状況にあった。したがって、不整ビードを抑制するには、周辺流を促進することが効果的である。

(3)　ビーム電流が高い領域では、溶融幅に比べ表面に盛り上がる溶融金属量が多いため、アンダカットが発生しなくても不安定な円柱形状の溶融金属が形成された。このため、照射位置表面に適切な深さの溝を掘って溶接することにより、余盛を低減することができ、ハンピングビードの発生を抑制することができた。

次に、各種溶接姿勢下でビード形成現象を調べた結果、縦向上進溶接において顕著に不整ビードが発生した。そこで、本姿勢における不整ビードの形成機構を調べ、次のような結論を得た。

(4)　高溶接速度のもとでは、下向き溶接と同様な機構でハンピングビードが発生した。しかしながら、重力が溶融池後端に向って作用するため、より不安定条件が達成しやすくなり、ハンピングビード発生領域が拡大した。

(5)　低溶接速度のもとでは、特異な形状の低速型ハンピングビードが発生した。これは、溶融池後端で溶融金属が積層と凝固を繰り返すことにより形成され、後方流の強い下焦点においてより顕著に発生した。電子ビーム偏向により後退角溶接を行うと、後方流が抑制され、低速型ハンピングビードの発生を防止することができた。

第４章では、凝固割れの中でも、溶融金属の流動挙動と密接に関連して発生する縦割れの形成機構について検討を行った。また、凝固壁の形状や溶融金属の流動挙動に影響を及ぼす支配的な要因を探ることにより、凝固割れやポロシティの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れの形成機構を明らかにした。得られた結果を要約すると、以下のとおりである。

(1)　高溶接速度のもとで発生する縦割れは、ビード中央部で細長く伸びた凝固壁の後端において、凝固時に溶融金属量が不足し、その結果生じる引け巣的な欠陥である。

(2)　低溶接速度のもとで生じた縦割れは、縦断面における凝固壁が局部的な遅れを伴うことにより、最終凝固層で歪が集中し、その結果生じた典型的な凝固割れである。

(3)　ビーム孔内で溶融金属がたまりやすい状況を積極的に作ると、二次溶融が促進されると共に凝固壁の遅れが拡大した。したがって、局部的な凝固壁の遅れはビーム孔内にたまった溶融金属の二次溶融により形成されるといえる。

(4)　表面付近でのビーム孔の開口が狭くなると、溶融金属がビーム孔外へと容易に流出できず、遅れの発生が助長される。

(5)　ビーム孔底部で金属蒸気が活発に発生すると、この位置で静圧並びに蒸発時の反発力が増し、これらを駆動力として溶融金属が円滑に流出し、凝固壁の遅れが抑制される。一方、ビーム孔の一部において金属蒸気の静圧が局部的に大きくなると、溶融金属の流動が停滞し、この位置で遅れの発生が助長される。

(6)　材料中のガス含有量が増加すると、気泡の発生により凝固壁が乱されると共に、成長した気泡が溶融金属の流動を妨げ、凝固壁の遅れの発生を助長する。

以上の結果から、局部的な凝固壁の遅れを抑制するには、ルート部での金属蒸気の発生を促進すると共に、表面でのビーム孔の開口を広げることが効果的であるといえる。　第5章では、溶込み方向の特定な位置で、ビーム照射位置から発生するX線の変動を計測すると共に、これと同期して流動挙動を高速度撮影し、両者を対比することにより溶融機構を調べた。また、溶融過程と密接に関連して発生するスパイク並びにルートポロシティの発生傾向並びに形成機構を明らかにした。得られた結果を要約すると次のようになる。

(1)　溶込み方向各位置で測定したX線強度の平均値から溶込み方向への入熱分布を求めると、上焦点では均一な分布になるのに対し、下焦点ではルート部へ向うに従い入熱量の減少が認められた。このような入熱分布は、第2章 (1)項で述べた溶込み形状とよく対応しており、これが焦点位置により溶込み形状が異なる原因といえる。

(2)　ルート部でパワー密度が最大となる時、スパイク並びにルートポロシティが最も顕著に発生した。また、この条件で溶込み深さも最大となっており、溶込みがシャープになるに従い、スパイクが発生しやすくなる傾向にあった。さらに、溶接速度の低下に伴い、スパイクがより鋭くなる傾向が認められた。

(3)　照射位置から発生するX線の挙動と溶融金属の流動挙動を対比した結果、周期的な溶融金属の噴出が起った直後において、ビーム孔内が空洞に近い状態となり、電子ビームが容易にルート部を穿孔することによりスパイクが形成された。したがって、電子ビームが母材を間欠に溶融する現象は、溶融金属の周期的な流動に依存する現象といえる。

(4)　溶融過程は焦点位置に依存して変化し、下焦点において間欠的な溶融現象が活発となるのに対し、上焦点では比較的連続した溶融が起っていた。

(5)　溶融金属が周期的に流動する機構は、ビーム孔内に存在する溶融金属の量により異なり、これが少ない場合には電源変動に、またこれが多い場合には、溶融金属固有の振動に起因して起ると考えられた。

(6)　正電位を印加したプローブにより溶接時に放出される種々の電子を検出した結果、

電子ビームがルート部を穿孔している際に、比較的長時間プローブ電流が検出されず、これが溶融過程をモニターする有効な手段であることが判明した。

以上の結果より、スパイク並びにルートポロシティを抑制するには、ルート部でのパワー密度を低下することが望ましい。しかしながら、先に述べたように、局部的な凝固壁の遅れを抑制するには、表面でのビーム孔の開口を広げると共に、ルート部で活発に金属蒸気を発生することが望ましい。通常の電子ビームを用いてこの条件を充たすためには、ルート部付近で焦点を結ぶ必要がある。このように、スパイク並びにルートポロシティと局部的な凝固壁の遅れはそれぞれ相反する形成機構を有しており、溶接条件の選択だけでは、これらを同時に抑制することが非常に難しい。

第６章では、第２章～５章で得られた結果をもとに、個々の溶接欠陥を防止するための基本的な考え方について述べた。さらに、試作した電子ビーム形状変換コイルにより、それぞれの欠陥の抑制に適した形状の電子ビームを成形し、その防止効果を調べた。得られた結果を要約すると、次のようになる。

(1)　電子ビーム形状変換コイルを用い、収束レンズ電流並びに変換コイル電流を適切な値に設定すると、本コイルを用いない場合の焦点位置を境に、この両側において、その長軸方向が互いに直交した楕円形電子ビームを成形することができた。

(2)　溶接方向に伸びた楕円形電子ビームで高速溶接を行うことにより、溶込み深さが大幅に増加すると共に、周辺流の促進効果により不整ビードの発生を効果的に防止することができた。

(3)　供試材表面では溶接方向に、またルート部ではこれと直角方向に伸びた楕円形電子ビームを用いると、溶接方向に細長く開口したビーム孔が溶融金属の円滑な流動を促進すると共に、ルート部では、これと直角方向に電子ビームのパワーが分散する。その結果、鋭いスパイクの発生を抑制した上で、ポロシティや凝固割れの発生原因となる局部的な凝固壁の遅れを効果的に防止することができた。

(4)　電子ビームによる間欠的な溶融過程を溶接部後方に設置したプローブで検出し、電子ビームがルート部を主に照射しているときにのみビーム形状を制御すると、シャープな溶込みを維持した状態でスパイク並びにルートポロシティを大幅に抑制することができた。

以上述べたように、電子ビームの形状を制御することにより、形成機構の異なった数種の欠陥を効果的に防止することができ、本防止法の有効性が示された。

謝　　辞

本論文は、大阪大学溶接工学研究所教授松田福久博士の懇切な御指導と御鞭撻により完成し得たものである。ここに、心から御礼を申し上げます。

また、本論文の完成にあたって、貴重な御教示を頂いた大阪大学工学部生産加工工学科教授西口公之博士、同教授丸尾大博士、溶接工学研究所教授井上勝敬博士及び同教授松縄朗博士に厚く御礼を申し上げます。

さらに、貴重な御討論を頂いた大阪大学溶接工学研究所助教授牛尾誠夫博士、同助手中田一博先生はじめ大阪大学溶接工学研究所の各位に厚く感謝の意を表します。

本論文の一連の研究は、金属材料技術研究所溶接研究部及び組織制御研究部において遂行したものである。前所長中川龍一博士、所長新居和嘉博士、並びに直接御指導を頂いた前溶接研究部長稲垣道夫博士、組織制御研究部長中村治方博士、元第３研究室長橋本達哉博士、前第３研究室長故田沼欣司氏、第５研究室長入江宏定博士に深く感謝の意を表します。

研究の遂行にあたっては、金属材料技術研究所組織制御研究部主任研究官平岡和雄氏はじめ組織制御研究部の各位から貴重な御討論と御協力を頂いた。また、実験装置の試作にあたっては、同管理部技術課魚津良雄氏はじめ技術課の各位から、多くの御支援を頂いた。さらに、金属材料技術研究所溶接研究部において卒業研究を行った当時芝浦工業大学学生成川徹氏、羽野直人氏、大筑良一氏、浜松和浩氏、木下欣也氏、並びに当時日本大学学生緑川雅久氏には、熱心な実験の御協力を頂いた。ここに、各位に厚く御礼を申し上げます。

参 考 文 献

1) R.W.MESSLER,JR. : Sliding-Seal Electron Beam Slot Welding of an Aircraft Wing Closure Beam, Weld.J., 60 (1981) 9

2) F.KANATANI, S.MATSUI, H.NAGAI, S.NAKAYAMA, K.YASUDA & E.MORI : New Welding Technologies of Thick Plate Structures, IIW Doc. IV-325-82 (1982)

3) 佐藤，下山，高野，南，榎並，浦谷：局所真空方式電子ビーム溶接技術の実用化，三菱重工技報，19 (1982) 4

4) 喜多，和田，中崎，圷，加沢，本島，飯吉，宇尾：大型真空容器（核融合装置ヘリオトロンE用）への電子ビーム溶接の適用，溶接学会誌，50 (1981) 3

5) 遠藤，広瀬，豊原，森鼻，渕上，下山，高野：10Ni-8Co高靱性高張力鋼を用いた潜水調査船耐圧殻の電子ビーム溶接に関する研究，溶接学会誌，50 (1981) 8

6) 稲垣，橋本，入江，塚本：電子ビーム溶接における欠陥防止に関する研究，金材研研究報告集　3 (1982)

7) 坂端，渋谷：炭素鋼、低合金鋼の電子ビーム溶接における低温割れの研究（第２報），電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-362-85 (1985)

8) 例えば　荒田，寺井，永井，清水，青田：原子炉用耐熱合金の電子ビーム溶接に関する基礎的研究（第３報），高温学会誌，5 (1979) 1

9) 大野，宇田：減圧下における金属凝固時の気孔生成について，電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-207-78 (1978)

10) M.J.BIBBY, G.BURBIDGE & J.A.GOLDAK : Gases Evolved from Electron Beam Welds in Plain Carbon Steels, Weld.J., 51 (1972) 12

11) 長尾，小菅，小林：ポロシティに与える鋼中ガス成分の影響，電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-129-75 (1975)

12) T.HASHIMOTO & F.MATSUDA : Penetration Mechanism of Weld Bead in Electron Beam Welding, Trans. NRIM, 7 (1965) 5

13) H.TONG & W.H.GIEDT : Radiographs of the Electron Beam Welding Cavity, Review of Sci.Inst., 40 (1969) 10

14) H.TONG & W.H.GIEDT : A Dynamic Interpretation of Electron Beam Welding, Weld J., 49 (1970) 6

15) Y.ARATA, E.ABE & M.FUJISAWA : A Study on Dynamic Behaviour of Electron Beam Welding (Report I), Trans.JWRI, 5 (1976) 1

16) Y.ARATA, N.ABE, H.WANG, M.TOMIE & E.ABE : Dynamic Observation of Beam Hole during Electron Beam Welding in Carbon Steel, Trans.JWRI, 12 (1983) 1

17) C.M.WEBER, E.R.FUNK & R.C.MCMASTER : Penetration Mechanism of Patial

Penetration Electron Beam Welding,Weld.J.,51 (1972) 2
18) G.L.MARA, E.R.FUNK, R.C.MCMASTER & P.E.DENCE : Penetration Mechanism of Electron Beam Welding and Spiking Phenomenon, Weld.J, 53 (1974) 6
19) 入江：電子ビーム溶接の溶込み過程とその制御に関する基礎的研究，大阪大学学位請求論文
20) A.SANDERSON : Electron Beam Delination and Penetration, British Weld.J.,15 (1968)10
21) Y.ARATA, M.TOMIE, K.TERAI, H.NAGAI & T.HATTORI : Space Dicision of High Energy Density Beam, Trans. JWRI, 2 (1973) 2
22) 入江，橋本，稲垣：電子ビームの溶込み深さに関する研究（第３報），溶接学会誌，46 (1977) 9
23) 山根，桜井，平本，大峯：電子ビームのプロファイル計測について，電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-383-86 (1986)
24) M.PATEN, F.EICHORN & B.SPIES : Dianosis of High Energy Density Electron Beam on Electron Beam Welding Machines with A New Compact Measuring Equipment, Proc.4th CISFFEL (1988)
25) Y.ARATA : Evaluation of Beam Characteristics by The AB Test Method, IIW Doc. Ⅳ-340-83 (1983)
26) 志田，岡村，喜多，蓮井：電子ビーム溶接の欠陥発生及び防止に関する研究　（第６報），溶接学会誌，49 (1980) 7
27) 田村，佐藤：厚板の電子ビーム溶接部の欠陥におよぼす溶接速度と焦点位置の影響，電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-120-74 (1974)
28) 例えば　荒田，松田，野口，坂東：高炭素鋼の電子ビーム溶接に関する研究　（第１報），電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-134-75 (1975)
29) O.K.NAZARENKO et al : Periodical Transfer of Metal in Electron-beam Welding, Avt.Svarka, (1973) 8
30) A.A.KAIDALOV & O.K.NAZARENKO : Special Features of Movement of The Metal at The Melting Point during Electron-beam Welding, Avt.Svarka (1974) 12
31) 例えば　B.J.BRADSTREET : Effedt of Surface Tension and Metal Flow on Weld Bead Formation, Weld.J.,47 (1968) 7
32) 西口，山本，島田：低圧ＴＩＧアークによる高速溶接におけるビードの安定化に関する検討，溶接アーク物理研究委員会資料，73-222 (1973)
33) 西口，黄地，高：高速不安定ビード形成現象に関する研究，溶接アーク物理研究委員会資料，74-252 (1974)
34) Y.ARATA & E.NABEKATA : Tandem Electron Beam Welding (Report 1), Trans JWRI,

7 (1978) 1
35) L.RAYLEIGH : The Theory of Sound, Vol.2, N.Y.Dover Publication
36) R.J.DONNELLY, & W.GLABERSON : Experiment on Capillary Instability of A Liquid Jet, Proc.Roy.Soc.Lond. (1966) A 290
37) E.F.GOEDDE & M.C.YUEN : Experiment on Liquid Jet Instability, J.Fluid Mech. 40 (1970) 3
38) S.CHANDRASEKHAR : Hydrodynamic And Hydromagnetic Stability, Oxford, Clarendon Press (1961)
39) 橋本，松田，服部：溶融溶接時における熱影響部の最高到達温度分布について，金材研技報，10 (1967) 2
40) Y.ARATA, M.OHSUMI & Y.HAYAKAWA : Electron Beam Welding of High Strength Aluminum Alloy, Trans.JWRI, 5 (1976) 1
41) F.MATSUDA & K.NAKATA : A New Self-restrained Crack Susceptibility Test for Electron-beam Welding of Aluminum Alloys, Trans.JWRI, 11 (1982) 1
42) 志田，岡村，鈴木，喜多：電子ビームの欠陥発生および防止に関する研究（第３報），溶接学会誌，46 (1977) 12
43) 志田，岡村，喜多，中崎：電子ビームの欠陥発生および防止に関する研究（第４報），溶接学会誌，48 (1979) 7
44) Y.ARATA, F.MATSUDA, K.NAKATA & I.SASAKI : Solidification Crack Susceptibility of Aluminum Alloy Weld Meatal, Trans.JWRI, 5 (1976) 2
45) F.MATSUDA, H.NAKAGAWA, T.UEHARA, S.KATAYAMA & Y.ARATA : A New Explanation for Role of Delta-ferrite Improving Weld Solidification Cracking Susceptibility in Austenitic Stainless Steel, Trans.JWRI, 8 (1979) 1
46) R.A.WOODS & D.R.MILNER : Motion in The Weld Pool in Arc Welding, Weld.J.,50 (1971) 4
47) C.R.HEIPLE & J.R.ROPER : Mechanism for Miner Element Effect on GTA Fusion Zone Geometry, Weld.J., 61 (1982) 4
48) 西口，黄地，三宅，増田：アーク溶接における溶融池内の熱輸送過程について，溶接アーク物理研究委員会資料，(1986)
49) S.M.SHINTAKU : Temperature Distributions in Electron Beam Welding Cavities, University of California, Thesis for doctrate (1976)
50) R.E.HENIG : Vapor Pressure Data for The Solid And Liquid Elements, RCA Review, Dec.(1962)
51) 荒田，富江，阿部，姚：タンデム電子ビーム溶接における湯流れの動的観察，高温学会誌，14 (1988) 5

52) T.MIYAZAKI & N.TANIGUCHI : An Experimental Analysis of Penetration Mechanism of High Power Density Electron Beam : 5th Int.Conf.of Electron and Ion Beam Science and Technology (1972) 291-306

53) Y.ARATA, N.ABE &S.YAMAMOTO : Tandem Electron Beam Welding (Report 3), Trans JWLI, 9 (1980)11

54) H.IRIE, T.HASHIMOTO & M.INAGAKI : Microscopic Observation of Melting Process in Electron Beam Welding, Trans.NRIM, 25 (1983) 2

55) R.E.ARMSTRONG : Control of Spiking in Partial Penetration Electron Beam Welding, Weld.J.,49 (1970) 8

56) 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４報），溶接学会誌，46 (2977) 10

57) G.I,LESKOV & V.M.NESTERENKOV : Plasma Flows And Thermal And Hydrodynamic Processes in Vapour Gas Channel in The Electron Beam Welding of Metals, Avt. Svarka, (1978) 6

58) V.M.NESTERENKOV : The Effect of Oscillations of The Electron Beam on The Nature And Intensity of Plasma Flows in The Vapour Dynamic Channel, Avt. Svarka, (1978) 8

59) 日本非破壊検査協会編：放射線透過試験技術講習会テキスト (1971)

60) 荒田，松田，村上：電子ビーム溶接部における溶融金属の動的挙動に関する二、三の研究，電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-83-73(1973)

61) 入江，塚本，稲垣：電子ビーム溶接におけるビーム特性と溶込み形状（第１報），溶接学会誌，51 (1982) 11

62) P.TEWS, P.PENCE, E.R.FUNK & R.C.MCMASTER : Electron Beam Welding Spike Suppression Using Feedback Control, Weld.J., 55 (1976) 2

63) 木原，金谷，熱田，永井，安田，古賀：厚板電子ビーム溶接部のクレータ処理について，電子ビーム溶接研究委員会資料，EBW-318-83 (1983)

本論文に関する著者の発表論文

1) 電子ビーム溶接におけるハンピングビード形成現象（第１報） ― ビーム焦点位置の影響 ― ：溶接学会誌，51（1982）3

2) ハンピングビード形成に及ぼすビーム電流の影響 ― 電子ビーム溶接におけるハンピングビード形成現象（第２報） ―：溶接学会誌，51（1982）10

3) Effect of Focal Position on Humping Bead Formation in Electron Beam Welding ：Transactions of NRIM, 25 (1983) 2

4) Effect of Beam Current on Humping Bead Formation in Electron Beam Welding ：Transactions of NRIM, 26 (1984) 2

5) 電子ビーム溶接におけるビーム特性と溶込み形状（第１報），溶接学会誌，51（1982）11

6) Welding Defects and Molten Metal Behavior in Electron Beam Welding： Proc. of 4th Int.Symp.of JWS (1982)

7) Welding Defects and Molten Metal Behavior in Low Speed Electron Beam Welding ：Welding in The World, 23 (1985) 5/6

8) Modification of Beam Configuration in Electron Beam Welding ：Electron & Laser Beam Welding (1986)

9) Fundamental Study on Electron Beam Welding Phenomena： Proc. of 4th CISFFEL (1988)

10) 電子ビーム溶接における縦割れの形成機構 ― 電子ビーム溶接現象に関する研究（第１報） ― ：溶接学会論文集，6（1988）4

11) 電子ビーム溶接における局部的な凝固の遅れの形成因子 ― 電子ビーム溶接現象に関する研究（第２報） ― ：溶接学会論文集，8（1990）2

12) 電子ビームによる母材の溶融過程とスパイクの形成機構 ― 電子ビーム溶接現象に関する研究（第３報） ― ：溶接学会論文集掲載予定（ 8（1990）3 ）

13) 電子ビーム溶接時の溶融過程に及ぼす供試材並びに溶接パラメータの影響 ― 電子ビーム溶接現象に関する研究（第４報） ― ，溶接学会論文集投稿予定

14) ４極子コイルによる電子ビーム形状の制御と溶接欠陥の防止 ― 電子ビーム溶接現象に関する研究（第５報） ― ，溶接学会論文集投稿予定

15) 電子ビーム形状のフィードバック制御によるスパイクの防止 ― 電子ビーム溶接現象に関する研究（第６報） ― ，溶接学会論文集投稿予定