電子ビーム溶接による難溶接性金属材料の技術動向

大久保 通 則^{*1}

Technology Trend of Low Weldability Metallic Materials by Electron Beam Welding

Michinori OKUBO^{*1}

^{*1}Department of Mechanical Engineering, College of Industrial Technology, Nihon University, 1-2-1 Izumi-cho, Narashino-city, Chiba 275-8575, Japan

(Received December 5, 2011, Accepted May 30, 2012)

Most metallic materials can be electron beam welded, although some imperfection may occur with some of low weldability materials. The electron beam welding process has become established as a high quality welding process of materials. Joints of aluminum-based dissimilar alloys can enhance design flexibility for various structures. Aluminum welded structure are often required welded joints for dissimilar alloys. In the first experiment, electron beam welds are produced for different kind aluminum alloys of 10 mm in thickness. The main alloy is extruded Al-Si plate. Combination wrought alloys are Al-Mg, Al-Mg-Si and Al-Zn-Cu alloy plates. Hardness of Al-Si/Al-Mg and Al-Si/Al-Mg-Si weld metals is same levels as both alloys. Tensile strength becomes about 200 MPa. Joint properties of A7075 wrought alloy/A357 investment cast alloy joint are higher than A7075/A201 joint. In case of A7075/A357 joints, joint efficiency is about 90% with A357 base metal. Copper is made a main metal, and copper to aluminum alloys, pure titanium, pure magnesium, pure nickel, pure iron material and pure chromium and pure silver are used for as the other materials. The main conclusion in this study is to clarify the weldability for copper to dissimilar metals and behavior of inter-metallic compound, rate of dilution and mechanical properties in dissimilar welded joints. Electron beam technology is still good potential for further development technology trends.

1. はじめに

高エネルギー密度熱源による電子ビーム溶接は、真空技術を応用しており、各種の材料に適用され生産技術の向上に寄与している。電子ビーム溶接装置の実用化が開始した時期は、1948年ごろとされている。そして、真空技術や電子制御技術の発展に伴い改良が続けられている。

電子ビーム溶接は、従来の一般的な溶融溶接では困難とされている難溶接性の金属材料の溶接が可能な場合が多く、金属材料的な組織制御や溶接オペレータの操作技術が重要であると考えられる。本稿では、電子ビーム溶接機を現場技術としてオペレートする立場から難溶接性金属材料の溶接部の性質に関して技術動向の一端を論述する。すなわち、本解説は大学における基礎実験を中心としており、難溶接材料に限定した技術解説となっている。

2. 電子ビーム溶接装置の動向

初期の実用的な電子ビーム溶接装置は、ドイツ博物館に展示されている。Fig. 1は、1958年製のドイツ製の電子ビーム溶接機である。この写真は、著者がドイツ博物館（D-80306 Munich）の一般展示場で1995年9月13日に撮影したものである。著者らは、1976年に国内で製作された高電圧型の電子ビーム溶接機を活用し、オペレータの立場より研究を遂行してきた。Fig. 2は、高炭素鋼に電子ビームを照射して、その溶接横断面を観察したものである。この図から電子ビーム溶接の大きな特徴の一つがわかる。すなわち、ビード幅に比較して溶込みが深く実質的な溶接入熱が低いことが

明らかである。この電子ビーム溶接の熱源により、従来では溶接部の割れが問題となったが割れない溶接条件範囲が拡大した。国内における電子ビーム溶接の先達として多くの方

Fig. 1 The first electron beam welding machine.
[Photography: Deutsches Museum, Munich, September 1995] It was taken by the author.

Fig. 2 Transverse profile of welds of high carbon steel.

^{*1} 日本大学生産工学部機械工学科（〒275-8575 千葉県習志野市泉町 1-2-1）

々がおられるが、元大阪大学溶接工学研究所の荒田吉明教授の功績は特筆されるべきもので、大型装置の開発、金属学的解明、溶接設計、生産技術など多岐にわたっており、世界的にも指導的な役割を果たされている。

技術伝承としての技術書籍は A. H. Meleka¹⁾による電子ビームの原理と実際を詳細に体系化されたものが、起点と考えられる。さらに、H. Schultz の著作²⁾により、電子ビームの最新技術を網羅したものが出版されている。特に、レーザ溶接と比較した場合、電子ビーム溶接機構は真空が必要条件とされてきたが、大気中電子ビームによる技術革新により、アルミニウムを含めた材料の接合加工や表面改質などの適用が増大するものと予測される。Fig. 3 は、本解説の実験に使用した電子ビーム溶接装置 (6 kW) の外観である。特に、溶接室の真空度を高真空のみでなく低真空の溶接もリークバルブにより可能としてある。低真空の溶接が可能な材料においては真空排気時間が短縮でき生産性の向上が期待できる。なお、本解説では、高真空の実験のみのデータとした。電子ビーム溶接装置の溶接室の真空度による分類³⁾は、高真空、低真空及び大気中と区分されている。アルミニウムの大気中電子ビーム溶接の実用化については、英国⁴⁾とドイツ⁵⁾が主として牽引していると考えられる。しかし、大気中電子ビーム溶接においても、電子銃の部分は高真空の機能は必要とされ、オリファイスや真空技術の開発が進んでいる。

3. 異種アルミニウム合金間の電子ビーム溶接

異種アルミニウム合金の継手は、構造物の設計の自由度を高めることが可能と考えられる。しかし、材料の組み合わせと溶接法の選定については解明すべき課題が残されていると考えられる。著者らはこれまでに異なる化学組成と物理的性質を有する異種のアルミニウム合金間の電子ビーム溶接について実験を重ねてきた⁶⁻⁹⁾。ここでは、高エネルギー密度熱源を活用した電子ビーム溶接により、Al-Si 系合金を主たる材

料とした異種合金間についての技術的問題を概説する¹⁰⁾。Al-Si 系合金は一般的に熔融金属の流動性が良好で溶加材として用いられる場合がある。組み合わせの相手とする異種アルミニウム合金としては、Al-Mg 系合金、Al-Mg-Si 系合金および Al-Zn-Cu 系合金を取り上げた。すなわち、化学組成や調質などが異なるアルミニウム基異種合金間継手の二、三の特性を究明することを目的とした。

アルミニウム合金の溶接性に関する研究は、主として材料の溶接性や施工の板厚や溶接設計などを考慮して、ミグ溶接、ティグ溶接、抵抗スポット溶接およびレーザ溶接などが適用されている。本研究では母材の板厚を 10 mm として、高エネルギー密度溶接の内ではレーザ溶接よりも一般的に厚板施工が可能な電子ビームを取り上げ、熱影響部を少なくする溶接法の特性に着目した。なお、電子ビーム溶接は一般的に高真空の溶接雰囲気が必要とするが、将来的には中真空および大気中電子ビームの適用も進むと考えられ、この研究分野の開発が進展すれば継手設計の自由度の拡大が期待できると考えられる。さらに、実用アルミニウム合金間の異材溶接性が明確になれば、軽量構造物の各部に要求される性能に応じたアルミニウム合金を使用することが可能となり、構造物の軽量化、小型化および高機能化に寄与することが期待出来ると考えられる。

電子ビーム溶接は、高エネルギー密度により溶込みの精密な制御が可能であり、異種金属の溶接に適していると考えられており、各種の金属材料の組み合わせについて研究¹¹⁾が遂行されてきた。さらに、異種アルミニウム合金継手¹²⁾のティグ溶接については、体系化した興味ある研究が行われている。本研究では、これらの研究を参考にして、異種アルミニウム合金の溶接には、高エネルギー密度溶接が適していると考え、電子ビーム溶接について研究開発を行った。

結晶粒の様相をさらに観察するために、光学顕微鏡で観察した試験片を走査型電子顕微鏡で観察した。Fig. 4 に 4032/5083 継手の両側ボンド部および溶接金属部の走査型電子顕微鏡組織を示す。溶接金属部の結晶粒径は 2~8 μm となり

Fig. 3 Outline of electron beam welding machine (6 kW).

Fig. 4 Scanning electron microstructure of 4032/5083 joint¹⁰⁾.

微細化している．4032合金側ボンド部付近の結晶粒界には，粒状の晶出物が認められる．

4032/5083継手は，溶接金属部の硬さがかなり高く，破断位置は4032合金側熱影響部である．その他の継手は4032合金で破断している．各継手の引張強さは，4032/5083継手で約170 MPa，その他の継手では，200 MPa 前後の値となっており，組合せた合金の母材特性の違いが引張強さに影響されていない．4032/5083継手の溶接金属部の硬さは138 HVと硬い．この局所的な硬さの上昇は継手強度の向上には寄与していない．継手部における硬さの低い熱影響部から破断しているためと考えられる．なお，横断面において，走査型顕微鏡を用いて，結晶粒界を主眼として観察すると4032側の熱影響部におけるボンド部においては結晶粒界が複雑で不均質の様相を示し，強度低下の要因となっているものと考えられる．破断位置は環状切欠きを付した溶接金属部であり，切欠き部直下から硬さの低い4032合金側ボンド部に向かって亀裂が進展している．4032/6061継手の引張強さは平滑試験片と比較して，若干ではあるが高い値を示している．この原因として，切欠き下端部において断面方向の拘束力を受け，三軸応力状態になっていることが影響していると考えられる．4032/7075継手については平滑試験片と同様な引張強さを示しており，組織観察で認められた凝固割れが破断の起点になっていると思われる．平滑試験片，環状切欠きを付した試験片とも，4032合金の80～110％と良好な継手効率が得られているが，相手材と比較すると35～75％と低い継手効率となっている．なお，継手効率とは，引張試験により得られる機械的性質の一つであり（継手の強度/母材の強度）×100（％）で表される数値である．

衝撃値とは，溶接試験片の破壊に要したエネルギーを，破壊する前の試験片の断面積で割って求めた数値であり，靱性を評価している．各継手の衝撃値は，約2～5 J・cm⁻²と4032合金の母材衝撃値と同様，靱性に劣る．4032/7075継手の衝撃値は，7075合金の衝撃値と同様な値を示している．5083合金，2017合金および6061合金は，比較的良好な衝撃値を示しているが，靱性に劣る4032合金と混合されることで衝撃値が低下することがいえる．各継手の衝撃試験後の破面を走査型電子顕微鏡により観察した結果をFig. 5に示す．4032/6061継手は脆性破壊の様相を呈している．これらの破断面の特徴は低倍率では，脆性的な様相を示すが，高倍率では，擬へき開的な形態を示し，引張破断面と類似した破面形態を示している．

以上のことより，Al-Si/Al-Mg および Al-Si/Al-Mg-Si 系溶接金属部の硬さは，継手を構成する両合金並み，またはそれ以上の硬さまで硬化している．さらに，対象とした異種継手の引張強さは約200 MPaの値が得られ，Al-Si系母材と同様な引張強さとなっている．伸びに関しては各継手の組合せにより変化が見られ，Al-Si/Al-Zn-Cu 継手が最も低い伸びを示しており，両合金の80％の低下となっている．

4. 精密鑄造アルミニウム合金の電子ビーム溶接

高力アルミニウム合金に対して，ミグ溶接を適用した研究は多岐にわたっており，特に溶接部の割れ挙動に関する詳細

Fig. 5 Fractographs of fractured surface of impact tested by SEM¹⁰⁾.

Note: 1) 4032/6061 welded joint.

Note: 2) 4032/7075 welded joint.

な検討がなされている．これらの研究からは，溶接性向上に対しては低入熱化が必要であることが示唆されている．高力アルミニウム合金の電子ビーム溶接に関する研究では，溶接現象や機械的性質などの観点から検討が行われているが，溶接性の向上に着目した場合には検討すべき課題が残されているものと考えられる．

アルミニウム合金展伸材は溶接構造用として，各種の分野で使用されている．一方，アルミニウム合金鋳物は補修溶接に主眼がおかれ，展伸材に比べて難溶接性材料として取り扱われている．ここで展伸材と鋳物の異材溶接が活用できれば，軽量溶接構造設計の自由度が増大すると考えられる．特にロストワックス鋳物は精密鑄造品として，航空宇宙産業，エレクトロニクス産業および精密機械工業などで広範囲に使用されている．アルミニウム異種合金継手の基礎的な研究において，摩擦攪拌接合法も異種アルミニウム合金間の接合として有望であることも発表¹³⁾されている．著者らの一人は，A5052 展伸材とAC4C 鋳物との異種材料に対して，電子ビーム溶接，プラズマアーク溶接およびレーザ溶接を適用し，高エネルギー密度溶接の有効性を明らかにした¹⁴⁾．さらに，電子ビーム溶接とティグ溶接を比較する研究¹⁵⁾を行い，それぞれの溶接法の特質と適用範囲を検討した．なお，高Si系のA356 鋳物については，摩擦攪拌接合が有望であることも研究¹⁶⁾されている．

本実験では，高力アルミニウム合金展伸材 A7075 (Al-Zn-Mg-Cu 系) とロストワックス鋳物 MIL 規格の A201 (Al-Cu-Mg-Ag 系) および A357 (Al-Si-Mg 系) の異材継手に電子ビーム溶接を適用し，溶接性に対して検討を加えた．

鋳物継手の溶込み中央部におけるビード幅は約10 mm であり，溶接金属部の断面形状はくさび形となっている．これは鋳物に亜鉛，マグネシウムの含有量が少ないため，展伸材継手の様に合金成分の蒸発によって，ビーム孔の形成が助長されることが少ないためと考えられる．また，鋳物継手においては同一の溶接条件でも試験片によって，ビード表面の

Fig. 6 Microstructures of A7075/A201 joints.

Fig. 7 Tensile strength of A7075/A201 and A7075/A357 joints.

アーキング孔の有無等の個体差がある。肉眼で確認できる割れは観察されないが、溶接金属部に直径約300 μm のポロシティが発生している。

Fig. 6 に、A7075/A201 継手の顕微鏡組織を示す。溶接金属部は急冷凝固により母材に比して組織が非常に微細化している。鋳物側熱影響部には、アルミニウムと銅の金属間化合物と思われる偏析が約 8 mm にわたり微少な黒点となって観察される。展伸材継手、異材継手とも溶接金属部、ボンド部にミクロ的な割れ、ポロシティ等の欠陥は認められない。異材継手において展伸材側の熱影響部と見られる変化は約 6 mm、鋳物側は約 4 mm となっている。この値はマクロ断面で見たときより大きく、広い範囲で組織に熱影響を与えていることが分かる。

走査型電子顕微鏡による異材継手の溶接開始部の観察によると、溶接金属部中央部は菊の葉状の組織をしており結晶粒

は粗くなっている。結晶粒は展伸材側が約10 μm の結晶粒径であるのに対し鋳物側では20 μm と粗大なものとなっており、割れ近傍の溶接金属中心部、割れの先端部では不純物の析出が起こっており、その周囲の粒界に空隙が生じた状態となっている。この析出物は、結晶粒界に存在する低融点化合物であると考えられる。

展伸材継手の溶接金属部の硬さは、ビッカース硬さ120 HV 前後であり、母材に比べ軟化している。ボンド部付近では、140 HV 前後まで上昇し、一端125 HV 前後まで軟化し、徐々に母材の硬さに回復している。鋳物継手は溶接金属部、ボンド部ともに約80 HV となっており、熱影響部において約100 HV まで硬化し、徐々に母材の硬さに回復している。

異材継手の硬さ分布は溶接金属部を境に、それぞれの同種材継手の硬さ分布とはほぼ同じ傾向になっており、また溶接金

属は、約100 HV であり、各同種材継手の溶接金属部の硬さの中間的な値となっているが、溶接金属部中が一樣ではないことが分かる。

電子ビーム溶接における引張強さとすべての継手の組み合わせをまとめて **Fig. 7** に示す。同図には A7075/A357 継手の結果も示している。展伸材継手の平滑試験片の引張強さは約350 MPa で、破断位置は、平滑試験片で溶接金属部もしくはボンド部近傍の熱影響部、切欠きを付した試験片はすべて切欠き位置で破断している。また、切欠きを付した試験片の方が平滑試験片より強度が高くなっているが、これは硬さ試験における軟化域が、切欠き下端部において断面方向の拘束力を受け、三軸応力状態になっているためと考えられる。鋳物継手の引張強さは約300 MPa、破断位置は平滑試験片、切欠きを付した試験片共にボンド部近傍の熱影響部である。異種継手は約100 MPa と母材に比べかなり低い値となっている。切欠きの有無、位置に関わらず溶接金属部、または鋳物側ボンド部で破断している。破断面には板厚方向に平行な凹凸があり凹部には深いき裂があることから、断面の組織からは観察されない溶接金属部に発生した割れが破断の起点になっているものと思われる。展伸材継手平滑試験片の伸び率は、母材の17%から1.5%に低下しているが、鋳物継手平滑試験片の伸び率は母材の4.0%から10%に向上しており、また、溶接金属部においてネッキングが起こっている。異材継手の伸び率は平滑試験片で2.8%と、鋳物の母材よりやや高い値となっている。

展伸材継手、鋳物継手とも平滑試験片において継手効率約70%と比較的良好な結果となっているが、異材継手の引張強さは各母材の約20%とかなり低下しており、これらのことから、異材継手の溶接金属部は割れの影響を含めてかなり強度が低下しており、また組織観察で見られた鋳物側ボンド部付近の割れの影響も大きいと考えられる。

以上のことより、高力アルミニウム合金である展伸材 A7075 と鋳物 A201 および A357 を使用し、展伸材と鋳物と異種合金継手に対して電子ビーム溶接性について検討を行った。それによると、電子ビーム溶接による展伸材 A7075 と鋳物 A201 の継手において、引張特性は展伸材継手、鋳物継手とも継手効率約70%と比較的良好な結果が得られたが、異材継手では約20%とかなり低い値となっている。それに対して、展伸材 A7075 と鋳物 A357 の継手において、各試験の結果から鋳物継手、異材継手の性質は良好であり熱影響部においても偏析等による欠陥は見られないことが明らかとなった。

5. 銅と異種金属の電子ビーム溶接

異種金属を熔融溶接するための適性は、二つの因子に左右される。第一は金属の物理的性質の違いである。つまり各材料の熱伝導性、比熱、熔融潜熱、融点、密度の違いなどである。このように性質の違う異種金属を熱伝導度に基づく溶接方法で接合することは一般に難しい。しかしこのような場合エネルギー密度の溶接で、正確に溶接条件の制御を行える電子ビーム溶接が異材溶接に適していると考えられる。

第二の因子は冶金的な問題で、二種類の金属の組合せにお

いて、脆い金属間化合物形成の有無、全率固溶体型、共晶反応型、包晶反応型などが溶接金属部の組織に影響を与えるのであらかじめ状態図で調べる必要があるが、一概に平衡状態図の理論的な研究からだけでは、溶接金属部の性質に関する明確な結論を得ることができない。また異材接合には、冶金的な結合力の問題だけでなく異種材料間の界面が局部電池化することによる電食や、熱膨張率の差に起因する熱応力の発生、強度・剛性率の差による応力集中の問題がある。そこで材料研究の基礎的試料である純金属による異種金属接合の実験的な研究は重要であると考え、未解明な点が多く残されている。そのため銅と異種金属の組合せの適合性を明らかにする必要がある。

銅と工業用純アルミニウム異材継手では、金属間化合物生成型である無酸素銅と工業用純アルミニウムの組合せに、電子ビーム溶接を行った溶接性、ならびにビーム入射位置を0.75 mm 銅側にずらすことによる継手への効果について検討した。**Fig. 8** に硬さ分布を示す。これより、開先面溶接継手の溶接金属部の硬さは225 HV と著しく硬化している。同じ溶接金属部でも銅側境界部に近づくにつれ、軟化する傾向がある。熱影響部は銅側アルミニウム側ともに母材よりも軟化しており、その範囲はともに4 mm であった。ビーム入射位置を0.75 mm 銅側にずらした継手の溶接金属部の硬さは、約750 HV とずらさないものと比べ、約3倍に硬化していることが分かる。この事からも溶接金属中に金属間化合物の生成量が多くなっているものと考えられる。銅とアルミニウム開先面溶接継手の平均組成は Cu-69 mass%Al であり、組織は微細化したデンドライト共晶組織が得られた。ビーム入射位置を銅側にずらした継手の平均組成は Cu-21 mass%Al であり、その組織は銅側とアルミニウム側で組織が異なる溶接金属部であったことから、ビーム入射位置を適当に変えることにより溶接金属部の制御ができることが明らかになった。それぞれの継手溶接金属部から CuAl₂ の生成が確認され、開先面溶接継手の引張強さは14 MPa と低い引張強さであり、金属間化合物が溶接金属部に影響を与えていることがわかった。

銅と工業用純チタン異材継手では、溶接金属部が金属間化合物生成型である無酸素銅と工業用純チタンの組合せに、電子ビーム溶接を行った溶接性、ならびにビーム入射位置を

Fig. 8 Distribution of Vickers hardness of Cu/Al joint.

1.0 mm 銅側にずらすことによる継手への効果について検討した。

銅とチタン開先面溶接継手の平均組成は Cu-75 mass%Ti であり、ビーム入射位置を銅側にずらした継手の平均組成は Cu-7 mass%Ti であり電子ビーム入射位置を変えることにより、溶接金属部の組成の制御が行えることが明らかになった。開先面溶接継手の溶接金属部から CuTi₂, CuTi₃ の金属間化合物の生成が確認され、機械的性質に影響を与えていることが明らかになった。

銅と純マグネシウム異材継手では、溶接金属部が金属間化合物生成型である無酸素銅と純マグネシウムの組合せに、電子ビーム溶接を行った溶接性について検討した。

銅とマグネシウム継手は、アーキング孔の発生が見られるビード外観が得られ、溶接金属部はマクロ的な欠陥は認められない、共晶凝固組織であったが、マグネシウム側に大きく溶け込んでいることが確認できた。X 線回折の結果、溶接金属部に Mg₂Cu, Cu₂Mg の生成が確認され、継手の引張強さが 29 MPa と機械的性質に影響を与えていることがわかる。

銅と純ニッケル異材継手では、溶接金属部が全率固溶体型である無酸素銅と純ニッケルの組合せに、電子ビーム溶接を行った溶接性について検討した。

ビード外観にはスパッタが発生しているが、溶接金属部は微細均一な欠陥のない組織となった。銅とニッケル継手の引張強さは 222 MPa、伸び率 16% であり、継手効率は銅母材の 89%、ニッケル母材の 39% となり良好な結果が得られた。溶接金属部が完全固溶体型である銅とニッケルとの電子ビームによる溶接は有効であることが明らかになった。

銅と鉄系材料異材継手では、溶接金属部が包晶反応型である無酸素銅と電解鉄の組合せに、電子ビーム溶接を行った溶接性について述べた。また比較材として一般構造用圧延鋼材 SS400 を用い継手を作製し検討を行った。

包晶型である銅と電解鉄継手は、溶接金属部が微細なセル状組織となり引張強さ 207 MPa となり継手効率は電解鉄母材の 71% と良好であった。比較材として用いた銅と SS400 継手の組織は包晶組織となり、引張強さは 216 MPa と電解鉄継手と比べ大きな差はなかったが、溶接金属部の硬さは銅と SS400 継手の方が高い値となった。しかし比較すると、銅と鉄系材の異材溶接継手において、鉄に含まれる炭素量 0.01~0.1 mass% の違いによる溶接金属部への機械的性質への影響は少ないことが明らかになった。

銅と純クロム異材継手では、溶接金属部が共晶反応型である無酸素銅と純クロムの組合せに、電子ビーム溶接を行った溶接性について検討する。

銅とクロム継手は銅リッチ相と、銅が微量に溶けたクロムリッチ相からなる二相に分離する溶接金属部であったが、マクロ的な割れなどの溶接欠陥は認められず、銅とクロムの組合せに、電子ビーム溶接を行うことが可能であった。銅とクロム継手の引張強さは 45 MPa と低い値であったが、破断位置が全てクロム側母材部であったことから、溶接金属部の強度は、実験データ値よりも高いといえる。

銅と純銀異材継手では、共晶反応型である無酸素銅と純銀の組合せに、電子ビーム溶接を行った溶接性、ならびにビー

ム入射位置を銅側、銀側ともに 0.5 mm ずらすことによる継手への効果について検討した。

開先面溶接継手の溶接金属部の平均組成は Cu-41 mass% Ag、ビーム入射位置を 0.5 mm 銅側にずらした溶接金属部の平均組成は Cu-33 mass% Ag、銀側に 0.5 mm ずらした溶接金属部の平均組成は Cu-92 mass% Ag とビーム入射位置を変化させることにより、組成の制御が行えることが明らかになった。開先面溶接継手の溶接金属部は、銅側と銀側の溶接金属を比較すると組織が異なる点や、EPMA 線分析の結果、組成が異なることから溶接金属部の組成は不均質であることが明らかになった。開先面溶接継手の引張強さは 179 MPa、継手効率は銀母材の 76% であり、破断位置が全て銀側母材部あることから、溶接金属部は健全であることがわかった。

Fig. 9 に各継手における溶接部の硬さと引張強さの関係について示す。溶接金属部が金属間化合物生成型である銅とアルミニウム、銅とチタン、銅とマグネシウム継手の溶接金属部に金属間化合物が生成したため、脆い組織となり引張強さが低いことが分かる。銅とチタン継手は引張強さは 92 MPa、硬さが 250 HV となり、他の金属間化合物生成型継手と比べ良好な結果が得られている。溶接金属部が全率固溶体型である銅とニッケル継手は引張強さが 222 MPa と最も高い値となった。これはニッケル母材の強度が高いことも継手の強さに影響を与えているが、溶接金属部が割れのない健全な組織になっていることが大きな要因の一つと考えられる。溶接金属部が包晶型である銅と電解鉄継手は引張強さ、溶接金属部の硬さが共に高く、本実験中では最も機械的性質が良好であった。溶接部が共晶型である銅と銀継手は、割れの無い健全な共晶凝固溶接金属部を形成し、引張強さは 179 MPa と良好であった。また溶接部が共晶型である銅とクロム継手の溶接金属部は、銅リッチ相とクロムリッチ相の二相に分離したが、電子ビーム溶接による接合は可能であった。以上の事から、銅と異種金属継手において包晶型または共晶型で金属間化合物を形成しない場合、また全率固溶体型の溶接金属部が得られる場合は、良好な継手が得られることが明らかになった。一方、金属間化合物を効果的に制御する溶接方法としては、M. Marya¹⁷⁾らにより電磁パルス溶接が提案

Fig. 9 Relation between hardness and tensile strength by copper to dissimilar joints.

されており、着目される技術と考えられる。

6. 電子ビーム溶接技術の展望とまとめ

電子ビーム溶接条件は、加速電圧、ビーム電流、溶接速度、ビーム収束状況およびチャンバーの真空度など多岐にわたる。溶接に限らずいずれの現場技術には、溶接装置特有のオペレート技術を有しており細部の技術伝承が行われてきた。電子ビーム溶接における真空の程度も解決しなければならない課題が残されていると考える。すなわち、材料特有の融点、残留ガス成分などにより適正な真空度があるものと考えられる。さらに、ビームの焦点位置は、母材の板厚方向のどの位置が適正であるかを選定する必要がある。さらに、電子ビーム溶接中における合金成分の蒸発現象もより詳細な検討が必要である。また、電子ビーム溶接装置の小型化についても期待が寄せられており、これらの進展には、真空技術が大きな役割を果たすものと考えられる。

謝辞

本解説は、難溶接性材料を対象とした限定した分野の内容であり全体を網羅しておらず不備であることをお詫し願いたい。ただし、この一連の解説の考えの原点は、英国の The University of Liverpool の元教授で、高エネルギービーム加工の先達であられた William M. Steen 博士のご教導によるものと考えている。小生が1995年に The University of Liverpool に Academic Fellow として招請された期間に冒頭のドイツ博物館の電子ビーム溶接機が存在を教えて頂いたのも Steen 博士である。さらに、Steen 博士からは、電子ビーム溶接に関する草分けの Dietrich v. Dobeneck 氏とのご縁

を頂いた。そして、ドイツにおけるジョブショップを中心とした勤勉で精励された成果¹⁸⁾には敬慕する次第である。ここに、人と人への技術伝承の重要性を教えて頂いた多くの先覚者に感謝いたします。

〔文 献〕

- 1) A. H. Meleka: *Electron-beam Welding* (McGraw-Hill for the Welding Institute, London, 1971).
- 2) H. Schultz: *Electron Beam Welding* (Abington Publishing, Cambridge, 1993).
- 3) N. Ahmed: *New Developments in Advanced Welding*, (Woodhead Publishing, Cambridge, 2005).
- 4) C. Punshon: JWS, HEB-519 (2006).
- 5) K. Schulze and D. Powers: *Welding Journal*, **83** (2004) 32.
- 6) M. Okubo, T. Kon and N. Abe: *Journal of High Temperature Society*, **33** (2007) 208.
- 7) 大久保通則, 小久嘉弘: 軽金属溶接, **45** (2007) 326.
- 8) 大久保通則, 小久嘉弘: 軽金属溶接, **46** (2008) 195.
- 9) 大久保通則: 軽金属溶接, **42** (2004) 387.
- 10) 大久保通則, 小久嘉弘: 軽金属溶接, **45** (2007) 111.
- 11) Z. Sun and R. Karppi: *J. Mater. Process. Technol.*, **59** (1996) 257.
- 12) T. Luijendijk: *J. of Mater. Process. Technol.*, **103** (2000) 29.
- 13) K. Okamoto, S. Hirano and M. Inagaki: *Welding Journal*, **85** (2006) 38.
- 14) 大久保通則, 木ノ嶋克行, 時末 光: 軽金属溶接, **33** (1995) 151.
- 15) 大久保通則, 竹中健一: 軽金属溶接, **34** (1996) 435.
- 16) W. B. Lee, Y. M. Yeon and S. B. Jung: *Mater. Sci. Eng. A*, **355** (2003) 154.
- 17) M. Marya and S. Marya: *Sci. Technol. Weld. Joining*, **9** (2004) 541.
- 18) D. v. Dobeneck: *Electron Beam Welding A Key Technology to Construct Vehicles for Road, Rail, Sea, Air and Space* (Pro-beam AG & Co, Munchen, 2007).