異種金属の溶接における問題点について*

新 成 夫**

Some Fundamental Problems in Welding of Dissimilar Metals

by Shigeo Shin

1. は じ め に

すべての組合せの異種金属が自由に溶接することができたなら、という願いは万人の望むところである。しかし同一金属の溶接でさえ種々の問題があるのに、まして異種金属の溶接ではなおさらのことであろう。以下、経験をもとにその問題点について 2, 3 スポットをあててみよう。

2. 異種金属の溶接の適用分野とその問題点

異種金属の溶接といえ、たとえば γ 系ステンレス鋼と Cr-Mo 鋼の溶接や鋼への Ni の肉盛りのように、物性の異なる 2 種類以上の材料を溶接することであって、これは古くから機器構造物の製作にさいして、経済上、設計上、さらには補修のかん点からしても、不可欠のこととされている。

ここで表 1 は主たる異種金属の溶接の適用分野の概略を示したものであるが、その目的や利用面による異種金属の組合せは実に多く、それだけに異種金属の溶接では、同種金属同士の溶接の問題に加えて設計上、施工上など種々の問題が起きてくることが容易に想像される。

まず基本的には、ある組合せの異種金属の継手に融接

法が適用できるかどうか、もっとも大きな問題としてあげられる。

図 1¹⁾ は EBW を例にとって各種組合せの異種金属に対する溶接の適否を示したものであるが、たとえば Au と Ag との組合せでは、これらはともに完全固溶体をつくる合金系であるため、融接法はもとよりほかの溶接法でも容易に適用できるものである。

しかし、たとえば図 2²⁾ に示した Ti と鋼との TIG 溶接部にみられるように、金属間化合物をつくりやすい合金系となる組合せの継手の融接では、融合部にいちじるしい硬化層が生じる。したがって、このような場合には融接法の適用がむずかしい。またガラスと金属、プラスチックと金属との接合についても同様で、融接法の適用しがたい場合には拡散接合法の適用を考えなければならない。

しかうして、融接、拡散接合のいずれにしる、溶接できる組合せにおいて、およそ次のことがらが問題点として指摘されよう。

1. それぞれの材料(母材)の HAZ の物性、とくに溶融境界近傍の粗粒化、粒界汚染(溶融金属中からのガスおよび不純元素の粒界拡散、粗粒化にともなう非金属性介在物の粒界偏析などを意味する用語として提案した

表 1 異種金属の溶接の適用分野

目 的	溶 接 法	使 用 材 料	利 用 面
耐 摩 耗 性	溶接、肉盛り、溶射	高炭素鋼、名種合金鋼、超合金、WC など超硬質材料	建設機械、エンジン、製鉄機械、工具類ほか
耐 熱 性	溶接、肉盛り、溶射、ろう付	Cr-Mo 鋼、ステンレス鋼など各種耐熱鋼、Ni 合金、Co 合金など各種耐熱超合金、Ta, Nb, Mo 合金など各種超高温材料、復合材料	ボイラー、エンジン、製鉄機械、タービン類ほか
耐 食 性	溶接、肉盛り、溶射、ライニング	各種ステンレス鋼、Ni, Cu, Al, Ti, Ta などおよびこれらそれぞれの合金	化学、原子力、海洋プラント全般、医療機器類ほか
軽 量 化	溶 接	Ti, Al などおよびこれらそれぞれの合金	ロケット、輸送機器類ほか
電 磁 気 性	溶接、圧接、ろう付	Ag, Cu, Be などおよびそれぞれの合金	電子工業部品類ほか

*原稿受付 昭和51年4月5日

**正 員 日本ウェルディング・ロッド(株)

Member, Nippon Welding Rod Co., Ltd.

Ag—銀
Al—アルミニウム
Au—金
Be—ベリウム
Cd—カドミウム
Co—コバルト
Cr—クロミウム
Cu—銅
Fe—鉄
Mg—マグネシウム
Mn—マンガン
Mo—モリブデン
Nb—ニオブ
Ni—ニッケル
Pb—鉛
Pt—プラチナ
Re—レニウム
Sn—錫
Ta—タンタル
Ti—チタン
V—バナジウム
W—タングステン
Zr—ジルコニウム

Ag	Al	Au	Be	Cd	Co	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Mo	Nb	Ni	Pb	Pt	Re	Sn	Ta	Ti	V	W	Zr
C	×	×	C	D	C	D	×	C	D	N	C	C	S	D	C	D	C	D	D	×	×	×
S	×	×	C	×	×	×	C	×	×	×	×	×	×	×	×	N	C	×	×	×	×	×
S	×	×	×	C	D	S	C	×	×	×	C	N	S	×	S	N	×	N	×	D	N	×
C	×	C	×	N	×	N	×	C	×	×	×	N	×	×	×	×	D	×	×	×	×	×
C	×	C	×	N	×	D	×	D	S	D	N	D	C	×	N	C	N	×	N	N	D	×
D	×	C	×	D	×	C	C	×	C	×	×	S	C	S	S	×	×	×	×	×	×	×
C	×	D	×	D	C	×	C	×	C	×	C	C	S	C	×	S	D	S	×	×	×	×
C	×	C	×	×	C	C	×	C	×	S	D	D	S	C	D	C	×	D	×	D	×	×
D	×	C	×	D	C	C	×	D	C	×	C	S	×	×	×	×	×	×	×	S	×	×
C	×	C	×	S	×	×	D	×	D	N	×	×	×	×	×	×	N	×	N	D	N	D
C	×	×	×	D	C	S	C	×	D	×	C	C	×	×	C	×	×	×	×	×	×	×
D	×	C	×	N	×	S	D	C	D	×	S	×	D	D	×	D	S	S	S	S	×	×
N	×	N	×	×	D	C	N	×	S	×	N	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×
C	×	S	×	D	S	C	S	C	×	C	×	×	C	S	D	×	×	×	×	×	×	×
C	×	S	×	N	C	C	C	C	×	C	D	N	C	×	N	C	N	×	N	D	×	×
S	×	S	×	×	S	C	S	S	×	×	D	×	S	×	C	×	×	×	×	×	×	×
D	N	×	N	S	S	D	×	N	N	×	×	D	N	C	×	D	×	×	×	×	×	×
C	×	C	×	C	×	C	×	C	×	×	×	C	×	×	×	×	×	×	×	S	×	×
D	×	N	D	N	×	D	×	N	×	S	D	×	N	×	×	×	S	D	D	×	×	×
C	×	×	×	×	×	S	×	D	×	S	S	×	×	×	×	×	S	S	C	S	×	×
D	×	D	×	N	×	D	D	S	N	×	S	S	×	N	×	D	S	×	×	×	×	×
D	×	N	×	S	×	D	×	D	S	D	×	N	×	×	×	D	D	C	D	×	×	×
×	×	×	D	×	×	×	×	D	×	×	S	×	×	×	×	×	×	×	S	×	×	×

- ☒ 金属間化合物生成
 よくない組合せ
 S 固溶体生成
 よい組合せ
 C 複雑な組織を形成
 溶接可能な組合せ
 D データー不足
 注意が必要
 N データーなし
 特別の注意が必要

図1 異種金属の溶接の難易さの概略

軟鋼 融合部 (×100)

軟鋼 融合部 (×400)

図2 Tiと軟鋼との融接部の組織（融合部にみられる黒色部は共晶で、白色部はTi-Fe化合物）

い）、粒界液化や硬化などに起因する延性低下と割れ

2. 相互の溶け込み率に原因する溶接金属の物性、溶接金属の割れ

3. せん移領域（いわゆるボンド）の物性

4. 融点のいちじるしく異なる材料の溶接（肉盛り）では、低融点溶融金属の HAZ 粒界への浸入が考えられ、それによる HAZ 延性低下

5. たとえばα系鋼材とγ系鋼材との溶接あるいは肉盛りで SR を要求される場合には、せん移領域での C-vibration

6. 拡散接合における接合条件のコントロールと接合境界層のぜい化との関連

7. 熱膨張率のちがいに原因するボンドでの熱応力の発生など

表2³⁾は現在とくに関心のもたれている異種金属の組合せと、その溶接における主な問題を抜粋したものであるが、とくにボンドでの延性低下、これに原因するボンド剝離

（割れ）がもっとも大きな問題といえる。事実、最近の化学プラントあるいは原子力プラント機器で、α系とγ系鋼材との異材継手のα系鋼材側ボンドに割れが生じたり、剝離破壊の起きていることがしばしば経験されている。これはいずれもボンドに加わる熱応力とボンド延性低下に大きく原因しているものである。

3. 異種金属の溶接におけるボンド

図3はマクロおよびミクロ的にみた溶接部断面の名称などを模式的に示したものである。ここで俗にボンドと称せられる個所は一体どの部分を指すのであろうか。

従来より溶接におけるボンドの定義は明白ではない。たとえば高張力鋼などでいわれているボンドぜい化は、溶融境界（図3の weld interface）から HAZ に向けて結晶粒の数で2～3個の粗粒域での現象を指しており、また拡散接合などでは接合境界そのものをボンドと称したりしている。これらはともにまちがっているとはいわないが、では異種金属の溶接におけるボンドとはいったいどの部分を指すのであろうか。

図4(a)は母材A金属上に溶接棒Bにてビードをおく場合のある瞬間のビード断面のスケッチで、図4(b)はアークが少し移動した場合（あるいはアークが切れた瞬間）のビード断面のスケッチである。

図4(a)の溶接金属すなわち溶融池では、その組成は（均一かどうかは別として）A+B（溶け込み率によってその割合の異なることはいうまでもない）であるが、

表2 とくに関心のもたれている異種金属の組合せとその溶接における問題点

異種金属の組合せ	溶接における主な問題点
γ 系ステンレス鋼と炭素鋼、Cr-Mo鋼などとの溶接、肉盛り	溶接金属、ボンド延性低下、溶込み量と耐食性との関連性、SRに伴うボンド延性低下
高Cr-Ni系ステンレス鋼、Ni合金などと炭素鋼、Cr-Moなどとの溶接、肉盛り	ボンド延性低下、溶接金属の高温割れ、SRに伴うボンド延性低下、熱衝撃、修理溶接に伴うボンド剥離
マルテンサイト系、フェライト系ステンレス鋼とCr-Mo鋼などとの溶接、肉盛り	ボンド延性低下、水素による遅れ割れ、SRなどのPWHT割れ
Cu合金と炭素鋼との溶接、肉盛り	溶込み量と溶接部性能との関連性、Cu合金の鋼鋼haz粒界への浸透、熱衝撃、修理溶接に伴うボンド剥離
Co合金(ステライト)の鋼への肉盛り、溶射	高温割れ、プロホールと予熱条件などとの関連性
鋳鉄、合金鋳物同士これらと鋼、非鉄合金などとの溶接	溶接金属、ボンド割れ、溶接金属の色相(色合い)と溶加棒組成との関連性
Al, Mg, Ti, Ta, Beなどの非鉄材料と鋼との溶接、復合材料、焼結合金などと他金属との溶接	溶接法の選択とその適用性ならびに施工要領、施工条件などと継手性能との関連性

図3 溶接部各領域の名称(上)と同断面の組織(下)(模式的)

図4(b)のハッチ部は溶融池の熱のみによって母材Aが溶かされたものであるために、その部分の組成は溶融池+母材、すなわちA+B+Aとなり、溶融池にくらべて母材A成分に富んだものといえる。

したがって溶融池とこのハッチ部とは成分の割合に当然差異があり、この差異の大、小がそのままマイクロ組織や性質の差異につながるものといえる。このときの成分の濃度分布を模式的に示したのが図5で、これからわかるように、単に溶接金属といっても、最初にアークによって溶かされた部分と、その溶かされた部分の熱によって熱伝導的に溶かされた部分とでは、成分的な割合にいちじるしい差異がある。

そして、その部分の幅はアークによって溶かされた部

図4 異種金属の溶接におけるボンド(遷移領域)の生成のされ方(模式的)

分、すなわち最初にできる溶融池の保有熱量によって大きくもなり、また小さくもなる。ここで溶融池の保有熱量の大きさは溶接入熱や予熱条件などによっていちじるしく影響されることはいうまでもない。

実際の溶接ビードでは、この部分の幅は50~150 μ 程度(溶接入熱の大きい場合や、予熱温度の高い場合には数100 μ にもなる)であり、この部分は前述の図3における unmixed zone に相当するところでもあるが、相

図5 異種金属の溶接におけるボンド（遷移領域）の成分濃度分布（模式的）

互の成分の濃度分布が様でないことから、この部分をボンドせん移領域あるいは略してボンドといえようだろうかというのが筆者の提案である。

したがって異種金属の溶接では、同種金属の溶接の場合とちがってボンドは溶融境界より溶接金属の方に向った領域を指すものといえよう。

なお実際の溶接ビードでは、たとえば図6にアーク溶

図6 被覆アーク溶接における溶融池の湯流れ（矢印）の仕方（模式的）

接ビードの溶融池の湯流れ状況を模式的に示したように、ビードの底部ではアークに直撃されるようになるため湯流れがよいのにくらべ、溶融池の熱によって熱伝導的に溶融されるビード周辺部では、溶融金属の温度もやや低く、かつその形状からも推察されるように湯の流れがぶつかるようになり、そこで湯の流れがよどんだようになる。

したがってビード底部では、上記のようなボンドせん移領域が生じたとしても、溶融池の流れによってその部分

は溶融池内部に運び去られるようになる。すなわちビード底部で実際に生成されるボンドせん移領域の幅はかなり小さいものとなる。これにくらべビード周辺部(図6のハッチ部)では、ボンドせん移領域が生じても溶融池の湯流れがよくないために、その部分は運び去られることなく、ボンドせん移領域として幅広く生成されることになる。

上記観点からすると、被覆アーク溶接や MIG 溶接などでは図6に示したハッチ部が生成されやす

図7 A105 Grade II 鋼と各種 γ 系ステンレス鋼とを溶接した場合の、溶け込み率と組織との関連性を示した Schaeffler 組織図

いたためにボンドせん移領域の生成幅は大きく、バンドアークによるオーバーレイなどではその生成幅は小さいといえる。

4. α 系、 γ 系鋼材の異材継手におけるボンド延性低下

軟鋼と γ 系ステンレス鋼、Cr-Mo鋼と γ 系ステンレス鋼との溶接においては、溶接金属の組織がオーステナイト(または多少のフェライトを含んだオーステナイト組織)になるように、溶接心線組成とその溶け込み率を選んで溶接するのが常識とされている。

図7はA105 Grode II鋼と各種 γ 系ステンレス鋼とを溶接した場合の、溶け込み率と組織との関係例を示したSchaeffler組織図である⁶⁾。

同図からもわかるように、たとえば軟鋼とSUS304鋼との溶接では、SUS309系あるいはインコネル系の溶接心線でというふうに、通常は γ 系ステンレス鋼母材よりも高Cr-高Ni系の溶接心線を用い、しかも溶け込み率を小さくして(α 系鋼母材をあまり溶かさないように)溶接するのが普通とされている。

しかしながら前項に述べたように、また図8に示すように α 系鋼材側の溶融境界から溶接金属の方に向けてCr、Niの濃度勾配、すなわちボンドせん移領域が生じ、この部分では、その幅に大、小の差こそあれ、Schaefflerの組織図からもわかるように、オーステナイト組織単一ではなくマルテンサイト組織の生成がみられ、その溶融境界近傍ではほとんどマルテンサイト組織になることが予想される。

図8 α 系鋼材と γ 系溶接棒とのビード置き試験片におけるボンド近傍の成分濃度(Cr, Ni)と組織の分布(模式的)

図9は軟鋼にSUS309系溶接棒でビードをおいた場合のボンドせん移領域の成分濃度分布の一例を示したものであって、図からわかるように、溶接金属はオーステナイト組織(18Cr-8Ni以上)であるのに、溶融境界近傍、すなわち、ボンドせん移領域ではオーステナイト組織が逐次減少してマルテンサイト組織の生成されることが上記Schaefflerの組織図から容易に想像される³⁻⁵⁾。

図9 軟鋼と309系溶接棒とのビード置き試験片のボンド近傍における成分(Cr, Ni)の濃度分布の一例

図10はかかるビード断面のボンドせん移領域のマイクロ組織の一例を示したものであるが、同図にみられるビッカース硬さ試験の圧痕から、この領域は溶接金属や軟鋼よりも非常に硬い組織となっていることがわかる。そして一見マルテンサイトのような針状の組織を呈しているところから、またボンドせん移領域に生じることから、この組織をボンドマルテンサイト状組織(略してボンドマルテン)とよぶことにした。

図10 軟鋼と309系溶接棒とのビード置き試験片のボンド近傍の組織($\times 400$)

このような組織が生じると、たとえば図11に示した各種組成の γ 系溶接棒による高張力鋼同士の継手のボンドの衝撃試験の結果にみられるように、溶接金属がじん性

図11 レ形開先 HT 100 鋼突合せ継手のボンド近傍の衝撃性質と r 系溶接棒組成との関係 (試験温度 -50°C)

のあるオーステナイト組織となるように高 Cr-高 Ni 系の溶接棒で溶接したとしても、ボンドの衝撃値はきわめて低いものとなっている³⁻⁵⁾。

またかかる継手の溶接部あるいは肉盛り部の側曲げ試験において、しばしばボンドから割れの起こることを経験した。

以上から α 、 r 系鋼材の異材継手におけるボンド延性低下の原因として、ボンドマルテンサイト状組織の生成が指摘されよう。そしてこの延性低下の生じる領域は、前項でも述べたように溶接心線組成の Cr, Ni 量の少ないほど、溶接入熱の大きいほど、溶け込み率の大きいほど、さらに α 系鋼材の C 量が 0.15~0.45% 程度の場合に、その領域の幅が広くなることを実験によって確かめている³⁻⁵⁾。

かかる観点から、 α 系、 r 系鋼材の異材継手の溶接では、まずボンドマルテンサイト状組織の生成幅をできるだけ小さくするために、できるだけ低炭素、高 Ni 系あるいは高 Cr 系の r 系ステンレス鋼溶接棒の適用が望まれる³⁻⁵⁾。ここで高 Ni 系を用いるのは、ボンドのオーステナイト化をはかるためであり、高 Cr 系は同じくフェライト化をはかるためで、ともにボンドがマルテンサイト状組織とならないようにするためである。しかし後述のように、高 Cr 系の r 系溶接棒 (たとえば 0.02 C, 30 Cr, 15 Ni) では、SR などを施した場合にボンドでの浸炭現象が懸念されるので、どちらかといえば高 Ni 系 (たとえば 0.02 C, 35 Ni, 15 Cr) のものの方がよいといえよう。

図12 HT-100 鋼と 309 系溶接棒とのビード置き試験片のボンドでのマルテンサイト状組織の透過電顕組織 ($\times 30,000$)

なおこのボンドマルテンサイト状組織は低 C マルテンサイトと微細 Cr_{23}C_6 炭化物の混合組織であることを、電顕観察の結果 (図12) から確かめた。

5. SR にとまうボンド延性低下

最近のように溶接構造物が大形になり、しかも使用条件がきびしくなるにしたがって継手に対する SR (応力除去処理) がますます必要となってくる。

ここで問題となるのはその SR 条件 (とくに SR 温度) である。すなわち、たとえば軟鋼の溶接で適用されている条件 ($625 \pm 25^{\circ}\text{C}$) では、オーステナイト溶接金属や r 系ステンレス鋼母材に多量の炭化物を析出させるし、といって r 系鋼材に適用される $840 \sim 880^{\circ}\text{C}$ では α 系鋼材 HAZ の脱炭と粗粒化がいちじるしく、これらはともに継手としての性能をまったく低下させたものとなる。

したがって、この種継手の SR 温度として $550 \sim 590^{\circ}\text{C}$ が適当ではないかと考えられるが、 α 系鋼材として Cr-Mo 鋼のような低合金鋼が用いられる場合には、このような低温では十分な SR は期待できない。なお r 系鋼材に Nb などを含む場合 (たとえば SUS 347) には、SR によってボンドや溶接金属での σ (シグマ) ぜい化も予想される。

このように α 系、 r 系鋼材の異材継手の SR では種々の問題が生じるわけであるが、現在もっとも問題とされているのは、SR によって α 系鋼材 HAZ の C がボンドに拡散移行して、 α 系鋼材 HAZ では脱炭領域が、ボンドから溶接金属にかけて浸炭領域が生じることである。

図13および図14は 0.17% C 鋼に r 系心線にてビードをおき、溶接のままおよび 700°C , 2h の SR をほどこした場合のボンドにおける C 量の変化を半模式的に示したものである。

すなわち α 系、 r 系鋼材の異材継手のボンドでは、溶接した時点で前述のような硬いマルテンサイト状組織が

図13 α 系, γ 系鋼材溶接境界部の炭素量 (溶接のまま) (模式的)

図14 α 系, γ 系鋼材溶接境界部の炭素量 (700°C, 2h SR) (模式的)

生成され, そのSRあるいは高温使用時において, たとえば図15に示したように硬い浸炭組織を示すことになるのである。そしてこのような状態ではボンドの延性はいちじるしく低下する。

図16⁷⁾は軟鋼にSUS 309系材をオーバーレイし, 650°CでSRをほどこした場合のボンド近傍の硬さ分布を示したものであり, また図17は軟鋼にSUS 309系溶接棒でビードをおいたものの, SR条件とボンドの硬さ変化の関係を示したものである。

これらの図からわかるように, 650°CのSR条件ではSRの初期にはボンドの硬さは溶接のままの状態に

(a) 溶接のまま

(b) 650°C, 3.5h加熱

(c) 650°C, 35h加熱

図15 軟鋼に308系材をオーバーレイした場合のボンド近傍の組織(×400, クロム酸電解腐食, 軟鋼はナイトルによる) (上: 溶接のまま, 中: 650°C, 3.5h加熱, 下: 650°C, 35h加熱)

くらべて少くし低下するが, それ以後はSR時間とともにいちじるしく硬化する。すなわち, これはボンドでの浸炭現象によるもので, これにくらべ550°C以下のSRでは650°C SRの場合にみられるような硬化は示さない。この場合には650°C SRの初期現象, すなわち, ボンドマルテンサイト状組織の初期焼もどし現象による

図16 軟鋼に309系材をオーバーレイし、650°CでPWHTをほどこした場合のボンド近傍の硬さ分布

図17 α系鋼材とγ系溶接棒とのビード置き試験片のボンドの硬さ変化とSR条件との関係(模式的)

ものと考えてよく、この場合にはSR温度が低いので軟鋼HAZからのCのボンドへの拡散移行(つまり浸炭)が活発に行なわれないためともいえる。

このようにα系、γ系鋼材の異材継手のボンドはSRによって硬化するものであるが、650°Cあるいはそれ以上で長時間のSRをほどこした場合、部分的ではあるがボンドで軟化を示す個所が生じることがある。これは浸炭にともなって溶接金属マトリックス中の炭化物形成元素(ここで主としてCr)の量が低下し、炭化物の析出した近傍のマトリックスではNiに富んだものとなるため、その個所は、たとえば650°CのSRではγ相領域、

すなわち鋼のA₁点以上(普通炭素鋼のA₁点は710°C)の領域で加熱されていることになるから、その温度から冷却されるときにはパーライト組織となる⁸⁾。すなわちこのような場合には、ボンドの組織がボンドマルテンサイト状の焼もどされた組織と炭化物とそしてこのパーライトの混合した組織となるために、部分的に軟くなるものと思われる。しかしボンド全体としては炭化物の析出がいちじるしいので延性の低下することはいうまでもない。

いずれにしろ、この脱炭、浸炭領域の幅はSR温度、時間に比例して大きくなるのが普通で(図18参照)、し

図18 α系鋼材とγ系溶接棒とのビード置き試験片で、PWHTを施した場合の浸炭領域増加の温度依存性

かも脱炭領域での鋼のフェライト組織の粗粒化がいちじるしく、また浸炭領域での炭化物もより成長する。したがってこのような継手では、過剰のSRあるいは高温での使用条件、層間温度の管理を怠った多層溶接などによって、クリープ性質などは極端に低下するし、またさきに述べたように応力の加わるときにはボンドに割れが発生させることになる。図19はSR条件と側曲げ試験におけるボンドでの割れ発生の有無との関係例を示したものである^{3,8)}。

このようにSRなどにもなうボンド延性低下の要因として上記の浸炭、脱炭現象がもっとも大きいといえるわけであるが、ここでSRにもなうボンドマルテンサイト組織の分解と浸炭により形成する炭化物の実態についてのミクロ的な解明、さらにボンド延性低下と水素との関連の有無などの検討も必要のように思う。

以上の見地から、現在日本溶接協会特殊材料溶接研究

図19 308L 系溶接棒による A302B 形 Mn-Mo 鋼継手の側曲げ試験における割れ感受性と PWHT 条件との関連性

委員会（委員長新成夫）では、この SR 条件のきびしい検討を行なっているいっぽう、 α 系鋼材側に Ti, V, Nb, Mo など Cr よりも炭化物形成力の強い元素を含んだ溶接金属線をバタリングして、 α 系鋼 HAZ からのボンドへの C の拡散移行を防いだり、また Ni や Ni 合金などを上記と同様にバタリングすることなどが提案されている。

いっぽう Cr-Mo 鋼と軟鋼、Cr-Mo 鋼と Cr 鋼、 α , M 系ステンレス鋼と炭素鋼、低合金鋼、9Ni 鋼とインコネルなどとの異材継手でも、ボンドに割れを生じることがある。またこの割れは SR などの PWHT をほどこすことにより起こることもある。

前者はボンドのマルテンサイト化（上記のボンドマルテンサイト状組織とは本質的にちがいがあのかどうかは明白ではない）と、水素に原因する低温割れ（遅れ割れも意味する）であろう。

後者は最近とくに問題とされているマルテンサイト（またはベイナイト）の焼もどしにおける析出などに原因する PWHT 割れと解釈できる。したがってこのような継手では十分な予熱と層間温度のコントロールによって、ボンドやボンド周辺のマルテンサイト化を防ぐとともに、水素の浸入をできるだけさけることが必要とされる。

6. 異種金属の溶接におけるボンド剥離現象

いま一端固定された軟鋼板上に熱膨張率の高い γ 系ステンレス鋼を、固定端から自由端まで肉盛される場合について次のことを考えてみよう。

図20において固定端から自由端までの軟鋼肉盛面の長さ M_0 は、溶接熱によって M_1 まで膨張することになる。同時にオーステナイト肉盛金属の長さは $S_1(=M_1)$ である。

図20 母材よりも熱膨張係数の大きい材料を肉盛りした場合のボンドにおける熱応力の発生についての考え方（模式的）

これが急冷された場合、軟鋼 M_1 は M_0 の位置まで、肉盛金属は熱膨張率が大きいので、軟鋼よりも余計に収縮され S_0 の位置まで収縮しようとする（同種金属同士の溶接の場合でも、溶接金属（液体）は母材（固体）よりもはるかに膨張したものであるから、異種金属の場合にはなおさらのことである）。

しかしながら肉盛端部（同図の E 点）はたがいが接合されているために、上記のように M_0 や S_0 の位置に別々に収縮することはあり得ない（これは破壊を意味する）。すなわち、肉盛金属は S_0 の位置まで収縮しようとするが、軟鋼は M_0 の位置までしか収縮しないから、肉盛金属は軟鋼に引張られるようになり、また軟鋼は肉盛金属の収縮しようとする力に負けて M_0 の位置よりも多少余計に収縮するようになり、結局は $S_2(=M_2)$ の位置まで収縮することになる。すなわち同図に矢印で示したように、肉盛金属には引張力、軟鋼には圧縮力、いわゆる肉盛境界（ボンドと解されたい）に熱応力が生じることになる。

いっぽう図21は一端固定の上記肉盛製品を加熱した場合のボンドでの熱応力の発生を模式的に示したものである。すなわち最初 S_0 , M_0 の位置にある肉盛金属および

図21 肉盛り製品（肉盛り材の熱膨張係数が母材よりも大きいと仮定）を加熱した場合に、ボンドでの熱応力の発生についての考え方（模式的）

軟鋼が加熱されると、 S_0 は S_1 に、 M_0 は M_1 まで膨張しようとする。ところが上記と同様に S_0 は $S_2(=M_2)$ 、 M_0 は $M_2(=S_2)$ としなければならないために、肉盛金属では圧縮力が、軟鋼では引張力が加わることになる。

同様に冷却される場合についても、ボンドに熱応力の発生することになる。

このように異種金属の溶接や肉盛では、またこれらが加熱、冷却を繰り返されたり、あるいは補修溶接されるなどの場合には、材料の物理的定数、とくに熱膨張率、降伏点、ヤング率などに原因してボンドに大きな熱応力が発生することになる。この熱応力はまた溶接時の拘束力や製品の形状、寸法などにより大きく影響される。

同時に溶接、とくに多層溶接や SR ほどによってボンドには低延性のものをつくりやすいから、このような場合には上記熱応力とあいまって（外力のはたらく場合にはさらに）、ボンド破壊を起こすことになる。

たとえば図22は軟鋼にアルミブロンズを肉盛したのち加熱、冷却を繰り返した場合のボンド剝離箇所周辺のミクロ組織を示したものであるが、熱サイクルによる低延性領域の生成（同図にみられるバンド状組織、K相）と上記熱応力とがボンド剝離に関連していることが容易に想像されることと思う⁹⁾。

ここで銅合金のような低融点のものを肉盛する場合には、ボンド近傍の母材 HAZ の粗粒界に肉盛金属成分が浸入（粒界拡散）して、HAZ の粒界ぜい化の原因となることが多く、拘束力の大きい場合などではその部分から割れることがある⁹⁾。

したがって異種金属の溶接あるいは肉盛では、可能なかぎり予熱をほどこして熱応力の発生を減じるほかに、溶け込み率をできるだけ小さく、棒角度はできるだけ溶

接面に垂直とし、かつ直線ビードとなるように運棒するなど、さらには、異種金属間の熱膨張率の差を緩和するべく適当なインサートをバタリングするなどの配慮がとくに必要とされる。

7. 融接の困難な異種金属の溶接における問題

上述のように α 系、 r 系鋼材の異材継手、軟鋼と銅合金との溶接あるいは肉盛では、ボンドに低延性領域の生ずることと熱応力の発生が溶接上もっとも大きな問題といえる。

いっぽう Ti あるいはこれに類する Zr, Ta, Nb, Mo などと鋼, Al あるいはこれに類する Mg, Pb, Zn などと鋼, また Be, Si, 黒鉛などと鋼, さらにはプラスチック, ガラスなどと鋼, あるいは粒子分散強化合金, 繊維強化合金と鋼との接合では、その冶金学上の特性から融接を適用することはほとんど不可能といつてよい。

しかしこれはどちらかといえば、溶接することができないというのではなしに、融合された個所にぜい弱な合金相など、きわめて低延性の物質が形成されたり、あるいはボンド、HAZ が変質して上記熱応力や拘束力とあいまって割れにつながるといつてよい。

たとえば、本稿の最初に述べたように、Ti と鋼とを融接するときは、Fe-Ti 系状態図にみられるようにきわめてぜい弱な化合物や共晶が生成され、溶接条件によっては作業がそのまま切断につながる場合さえある¹⁰⁾。これと同様のことが上記の各組合せの場合にもいえるわけで、これらはそれぞれの組合せの異種金属の主成分を系とした2元、3元状態図などから容易に想像のつくところではある。

図22 軟鋼にアルミブロンズを肉盛りした試験片に 750°C 加熱、水冷サイクルを200回与えた場合にみられたボンド剝離部の組織 (×100) (剝離部に K 相バンドがみられる)

ではこのような組合せの異種金属はどのようにして接合すればよいのか、いまそれを Ti と鋼との組合せを例にとって述べてみよう。

Ti-Fe 系状態図から、Ti と Fe では αTi と $\alpha(\text{r})\text{Fe}$ の相があり、これらはごく微量であればたがいに固溶し合うことを意味しているもので、この αTi , $\alpha(\text{r})\text{Fe}$ はともに十分な強度と延性がある。すなわちこれは、両者の溶け込みのいちじるしく小さい場合の接合の可能性を意味するものである¹⁰⁾。

また Al と Fe とではたがいに固溶し合わないが、しかし金属には無数の原子空孔があるため、何らかの方法で両者を接近させればそこに両原子の相互拡散の起る可能性もある。

すなわち上記のような組合せの異種金属では、たがいを重ね合わせあるいは突き合わせて圧力と熱を加えるときは、両者のあいだに相互拡散が起こり、両者は十分に接合されるのである¹⁰⁾。

たとえば図23¹¹⁾は Ti と軟鋼の丸棒を突き合わせて真空中で加熱した場合の、加熱温度と接合強度との関係を示したものであるが、800~900°C の加熱でかなり強度の有する接合が得られている。ここで加熱温度の高い場合に接合強度の低下しているのは、Ti, Fe の過度の相互拡散(図24)が起こり、そこにぜい弱な化合物などが形成されるためである。

また図25¹²⁾は異種金属ではないが、ぜったいに溶かしてはならない粒子分散強化合金 T D ニッケルの固相接合界面の透過電顕組織の一例を示したものであるが、マトリックス Ni 粒子は完全に接合されていることがわかる。

さらに図26¹³⁾は Al とプラスチックの接合部の電顕写真を示したものであるが、上記と同様両者は完全に接

図23 拡散接合による Ti と軟鋼突合せ継手の強度と接合温度との関係

合されている(この場合は拡散というよりも、Al-O-Al のような形で接合されているという説もある)¹³⁾。

すなわちほとんどすべての組合せの異種金属(一部非金属も含む)が拡散(それは表面、粒内、粒界拡散のいずれであってもよい)を利用した、いわゆる固相接合(高周波圧接、超音波接合、摩擦溶接など)で十分に接合することができるといえる。なお継手効率や電食などの点で多少問題はあるが、ろう付けも、適当なろう材さえあればこれらの異種金属の接合に利用されよう。

しかしここで大切なことは、接合条件と接合界面の強度、延性との関連性に加えて PWHT や使用条件にと

図24 拡散接合による Ti と軟鋼突合せ継手部のボンド近傍における Ti, Fe の濃度分布の一例(接合温度が高すぎた場合、この場合 1,000°C)

図25 粒子分散強化合金TiDニッケルの固相
接合境界(矢印)近傍の透過電顕組織
($\times 20,000 \times 1/2$) (境界部は転位のセル
組織を示し、完全に接合されているのが
みられる)

プラス
チック

アルミニウム

図26 超音波によるアルミニウム(下方)
とプラスチック(上方)との接合境
界面部($\times 4,000$)

もなう界面ぜい化相の生成と熱応力に原因するボンドの剝離現象などを十分に知ることである。

いっぽう施工面からしてとくに大切なことは接合界面の表面平滑度と清掃度であって、これらの管理の十分でないときは期待のもてる接合は得られないといつてよい。

8. おわりに

紙数に制限があったので十分に述べることはできなかったが、以上異種金属の溶接でもっとも留意すべきと思われるボンドでの低延性領域の生成と熱応力の発生がボンド剝離につながることを述べ、さらに融接しがたい組合せの材料でも条件によっては十分に期待のもてる接合が得られることについて概説した。ご参考願えれば幸いである。

なお本稿執筆にさいして引用させていただいた文献の著者各位に対しまして厚くお礼申し上げます。

参考文献

- 1) A. H. : メレカ(寺井清訳) : 電子ビーム溶接—原理と実際, 産報(1972)
- 2) 新 : 溶接学会誌, 35 (1966), 4, pp. 73~86
- 3) 新 : 金属材料, 13 (1973), 12, pp. 20~28
- 4) 新 : 溶接学会誌, 43 (1974), 2, pp. 46~57
- 5) 新 : 溶接学会誌, 43 (1974), 3, pp. 25~35
- 6) AWS : WELDING HANDBOOK, Soc. 4
- 7) 安原 : 住友重機(株) 試験報告, No. 322-35-0200
- 8) 舟本, 吉田 : 大阪大学溶接工学科卒業論文(1975)
- 9) 高橋 : 大阪大学溶接工科学卒業論文(1973)
- 10) 新 : 溶接冶金学, 丸善(1972)
- 11) 寺井 : 異種金属の拡散接合, 第637回工経連講座, 産報(1973)
- 12) 新 : 溶接学会誌, 43(1974), 9, pp. 61~69
- 13) S. Shin : W. J., 33 (1968), 9, pp. 1~6