自動溶接における溶着金属の切欠靱性について

(第 2 報)*

—溶着金属の金属組織の影響—

高木 乙 磨** 西 茂** 鈴木 和 久**

On Notch-Toughness of Deposited Metal in Automatic
Arc Welding (Report 2)*

—Effect of Metallurgical Structure of Deposited Metal—

By Otomaro Takagi**, Shigeru Nishi** and Kazuhisa Suzuki**

Abstract

Continuing from Report 1, this report deals with the effect of metallurgical structure of single and multiple pass deposited metal in submerged and CO₂ gas arc welding on the notch-toughness of deposited metal in automatic arc welding. It was found that when deoxidization of deposited metal was satisfactory, the effect of grained refining of metallurgical structure was exhibited and was extremely effective for improvement of notch-toughness of deposited metal.

1. 結 言

第一報において、自動溶接における溶着金属の切欠靱性におよぼす主要因として、従来のサブマージドアーク溶接、および CO₂ ガスアーク溶接の溶着金属に対して、主として、脱酸反応の影響について、一般的な考察を行ない、溶着金属の脱酸反応度が溶着金属の切欠靱性に重大な影響をおよぼすことについて述べた。

本報においては引続き、単層溶着金属、多層溶着金属について、その金属組織の影響について、一般的な考察を進めたものである。

2. 単層自動溶接の溶着金属の金属組織の影響

自動溶接では高電流を用いて、巨大なビードを単層で溶着するのがその特徴であるからその溶着金属は粗大なデンドライト組織を呈するのが普通である。

Photo.-1 に単層サブマージドアーク溶接における溶着金属のマクロ組織を、Photo.-2 にその顕微鏡組織の一例を示すが、溶接入熱が大で、溶着金属の冷却速度が比較的緩慢であるために、フェライト粒の粗大化が著しく、それが溶着金属の凝固方向に発達しているのが観察される。その溶着金属の衝撃値は、Fig. 1 に示すように著しく低い値を示し、特にその中央頂部のゴースト部

が最も低い傾向を示す。(Fig.-2)

デンドライト組織の切欠靱性におよぼす因子として、フェライトの発達状況と、パーライトの形態が問題となるが、一般に自動溶接における単層溶着金属の金属組織は、冷却速度によって変わる。

すなわち、溶着金属の凝固冷却時の変態特性を連続冷却変態図 (C.C.T. 図) から推定するために、C 0.11%, S_i 0.45%, Mn 0.87% の単層溶着金属から試験片を採取し、最高加熱温度 1350°C からの変態特性を求めると、Fig.-3 が得られた。この溶着金属の C.C.T. 曲線は Fig.-3 において、端線ですごく直接溶融法による溶融状態からの C.C.T. 図とほとんど差がなく、溶着金属の凝固時の変態特性を推定しうるものと考えられる。

Photo.-1 Dendritic structure of deposited metal in single pass submerged arc welding

Welding condition	950 A-34 V-20 cm/min
Wire	mark "V" 6.4 mmφ
Flux	mark "A" (20×D)
Base metal	killed steel 30 mm thickness
Etching	Gieh liquid 3 sec etching
Magnification	×3.5

* 原稿受付、昭和36年10月26日

** 正員、新三菱重工業株式会社神戸造船所 Member, Kobe Shipyard & Engine Works Mitsubishi Heavy Industries, Reorganize, Ltd.

Photographing position
of micro structure

Single pass submerged arc welding
welding condition 950 A-34 V-20 cm/min
Wire mark "V" 4.8 mm ϕ
Flux mark "A"
Base metal killed steel 30 mm thickness

Position

Photo.-2 Micro structure of welded metal in single pass submerged arc welding for mild steel

Fig. 1 Notch toughness of welded metal in single pass submerged arc welding for mild steel

Fig. 2 Effect of notch position on impact value of deposited metal in single pass submerged arc welding for mild steel

今、溶着金属が、溶融点から凝固を開始し、その A3 点 (830°C) からの冷却速度が、Fig-3 における冷却曲線 ①, ② で表わされたものとする、冷却速度が比較的速い場合 (②) には、その金属組織は、フェライト、パーライト、および中間段階組織よりなり、いわゆる羽毛状のフェロパーライトと呼ばれる組織を呈するが、冷却速度が非常に遅い場合 (①) には、フェライトが粗大に発達する。この粗大なフェライト結晶粒は衝撃抵抗に対して非常にゼイ弱である。

一般に溶着金属が同一組成であれば、Fig-4 (本図は稲垣氏の論文より抜粋したもの) に示す鋼材の場合と同様¹⁾、冷却速度が速く、金属組織の緻密な曲線 ③ に属するもののほうが衝撃値は向上する傾向を示すものと考えられる。

すなわち、Fig-4 は、Welten 55 (C 0.17, Si 0.42, Mn 1.34) の最高加熱温度 1350°C からの冷却による変態特性を示す C.C.T. 図および鋼材に熱サイクルを与え、種々の冷却速度で冷却した場合の金属組織と、その 0°C における衝撃曲げ試験片による吸収エネルギーとの関係を示したもので、(フェライト)+(中間段階組織)+(マルテンサイト)を生じた場合、最も高切欠靱性を示し、ついで、(フェライト)+(パーライト)+中間段階組織)+(マルテンサイト組織)の場合がこれにつき、(フェライト)+(パーライト)のみを生ずる領域では、

Fig. 3 Relation between cooling rate and structure of single pass deposited metal (Presumption from C.C.T. diagram of deposited metal)

靱性が低下することを示しているもので、上述の溶着金属に対しても全く同様な傾向にあるものと考えられる。

従来、自動溶接による溶着金属の低切欠靱性の原因は、このフェライトの粗大に発達したデンドライトの影響と考えられていたようである。

Fig-5 は、単層サブマージドアーク溶接における溶着金属の断面積の大きさ、すなわち、一次晶の粗大さと、溶着金属の 0°C における衝撃値との関係を示したものの一例であるが、最も溶着断面積の大きいビード A と、最も溶着断面積の小さいビード D との間には、ほとんど衝撃値の差がない。また Fig-6 は、単層サブマージドアーク溶接の溶着金属の 0°C における衝撃値を溶着金属の断面積で整理したものであるが、溶着金属の断面積の大きさにかかわらず、溶着金属の衝撃値はほぼ一定している。

また Fig. 7 は、単層サブマージドアーク溶接におけ

Fig. 4 Effect of cooling rate in welten 55 steel on structure and impact value (Relation between C.C.T. diagram and structure) (稲垣氏論文より抜粋)¹⁾

る溶接入熱と、その溶着金属の 0°C における衝撃値との関係を示すものの一例であるが、高 Mn ワイヤ“V”と CaO-SiO_2 系のフラックス“A”とを組合わせた溶着金属では、溶接入熱の増加に従って、衝撃値はやや向上する傾向にあるが、低 Mn ワイヤ“R”と $\text{SiO}_2\text{-MnO}$ 系のフラックス“B”との組合わせによる溶着金属では逆に低下の傾向にある。

これらの実験例から、単層のサブマージドアーク溶接の溶着金属では、溶接入熱の大小による冷却速度の相異にもとずく、一次晶のチ密度の差よりも、むしろ溶接条件の変化による溶接金属の成分組成の変化の影響のほう

が大きいことを示しているものと考えられる。

サブマージドアーク溶接における溶接条件が、その溶着金属の化学組成におよぼす影響と、その溶着金属の切欠靱性におよぼす影響については、つぎのごとく考えられる。

サブマージドアーク溶接における溶着金属の化学や金反応は、すでに第 1 報に述べたごとく組合せるワイヤ、およびフラックスの組成によって異なる。

サブマージドアーク溶接において、通常用いられているワイヤ、およびフラックスの組合せには、大別してつぎの二方式が主として用いられている。

タイプ A : 高 Mn (低 Si) ワイヤ + 低 Mn フラックス (酸性)
($\text{SiO}_2\text{-CaO}$ 系)

タイプ B : 低 Mn (低 Si) ワイヤ + 高 Mn フラックス (酸性)
(MnO-SiO_2 系)

すなわち、タイプ A では、溶融鋼の脱酸反応は、ワイヤ中の Mn のみに依存されており、同時にスラグー溶融鋼間の反応により、スラグ中の SiO_2 濃度が大なるため、 SiO_2 が還元されて、Si として溶融鋼中に入るものであり、タイプ B ではワイヤが低 Mn、低 Si であるから、ワイヤによる脱酸反応はほとんど期待できず、スラグー溶融鋼間の反応により、スラグ中の濃度の高い MnO

Fig. 5 Effect of nugget area on notch-toughness of deposited metal in single pass submerged arc welding

Fig. 6 Relation between impact value and total nugget area of deposited metal in single pass submerged arc welding

Fig. 7 Relation on between weld heat input and impact value of deposited metal in single pass submerged arc welding

および SiO_2 から, Mn, Si が溶融鋼中に添加される。

すなわち, サブマージドアーク溶接では, 溶融鋼の脱酸反応は, 溶融するワイヤ, およびフラックスの単位溶融比によって支配される。

$$\text{今, } M = \frac{\text{フラックスの単位溶融量}}{\text{ワイヤの単位溶融量}} = \text{溶融比}$$

と定義すれば²⁾, M の値によって, その溶融金属の脱酸反応は変化する。

すなわち, M の値が大になれば, タイプ A では, 溶融鋼中の Mn 濃度が減少し, 脱酸反応がさらに弱くなり, 逆にスラグ中の SiO_2 の濃度が増加するため, SiO_2 の還元が大となり, 溶融鋼中の Si が増大し, 同時に酸化介在物の含有が大となる。またタイプ B では, スラグ中の MnO 濃度が増大するから, 溶融鋼中への Mn の移行は促進され, 塩基度も上り, 溶融鋼中の脱酸反応も促進され, 同時に溶融鋼中への SiO_2 の還元を抑制するから, 溶融鋼中の酸素および酸化介在物は減少する。また M の値が小になれば, タイプ A では溶融鋼中の Mn 濃度が増大し, 脱酸反応を促進し, 同時にスラグ中の MnO の増加によりスラグの塩基度も上り, スラグ中からの SiO_2 の還元を抑制するため, 溶融金属中への Si の還元および酸化物の増加を抑制する。タイプ B ではスラグ中の MnO 濃度が減少するから, 溶融鋼中の Mn の移行は少なくなり, スラグ中の SiO_2 の還元も大となり溶着金属中の酸素および酸化物の含有量が増加する。

しかるに, このワイヤおよびフラックスの溶融量は, 溶接条件によって変化する³⁾。

Fig-8 は, タイプ A における溶接電流と, ワイヤおよびフラックスの溶融量の関係を示すもので, この曲線はまたワイヤの径, およびフラックスの粒度, あるいは, その種類 (組成) によって上下に移動する。

Fig-9 はタイプ B における溶接電圧と M との関係の

Fig. 8 Effect of welding current on melting rate of wire and flux in submerged arc welding

Fig. 9 Effect of welding voltage on melting ratio of wire and flux in submerged arc welding

Fig. 10 Effect of welding speed on melting ratio of wire and flux in submerged arc welding

Fig. 11 Effect of welding current on melting ratio of wire and flux in submerged arc welding

Fig. 12 Effect of melting ratio of wire and flux on Mn contents of deposited metal in submerged arc welding

一例を、Fig.-10 は、タイプBにおける溶接速度とMとの関係の一例を、Fig.-11 は、タイプBの溶接電流とフラックスの粒度とMとの関係の一例を、Fig.-12 は、タイプBにおける溶融比Mと溶着金属中のMnとの関係の一例を示すものである。

すなわち、タイプAでは、溶接電流を増加するほど、溶着金属中のMn濃度が増大し、脱酸反応が促進され、 SiO_2 の還元も少なくなり溶着金属中の含有酸素および酸化介在物の残留が減少し、溶着金属の衝撃値は向上する傾向にあり、タイプBでは逆に脱酸不良となり、溶着金属中の含有酸素および酸化介在物の残留が増大し、溶着金属の衝撃値は低下する傾向を示す。

したがって、タイプAのフラックスを用いた場合、Fig.-5, Fig.-6, Fig.-7-Bの実施例のごとく、高電流で大きな断面の溶着金属を形成した場合には、冷却速度が遅くなって結晶粒は粗大化し、かつ、溶融池の温度も上昇し、酸素を固溶しやすくなるけれども、逆に脱酸反応度の増加によってこれが補足され、また溶接入熱が小さく、溶着金属断面の小さい場合には冷却速度が速くなり、結晶粒はチ密となるが、逆に脱酸反応が弱くなる。したがって溶着金属の断面の大小を通じ、溶着金属の衝撃値にはほとんど差を生じないものと考えられる。またFig.-7の実験例の場合、タイプBのフラックスを用いたAの場合には、上記の場合と全く逆になり、溶着断面の大きな場合には、結晶粒の粗大化と溶融池の温度上昇による酸素の固溶度が増大し、さらに脱酸の不良化が相乗し、衝撃値はますます低下し溶着金属の断面の

小さい場合には、結晶粒のチ密度に脱酸反応の増加が加わるために、衝撃値が向上するものと考えられる。すなわち結晶粒のチ密度よりも溶着金属の脱酸の影響が非常に大きいことを示しているものと思われる。

つぎに、実際の標準型の単層サブマージドアーク自動溶接による溶接継手においては板厚の増大、すなわち、溶着金属の断面積の増大にしたがって衝撃値が低下することは、一般によく知られていることであるが、これについてはつぎのごとく解析される。

いわゆる標準型の二重V型両側単層サブマージドアーク溶接における溶接継手を標準溶接条件で溶接を行なう場合には、そのルート部の溶込みを良好ならしめるために、薄板では浅くて巾広い二重V型開先を、厚板では深くて巾の狭い二重V型開先を採用し、溶接条件も、薄板に対しては細径棒で、低電流、高速度で粗粒のフラックスを、厚板に対しては太径棒で、高電流、低速度で細粒のフラックスを用いて溶接を行なう。したがって、母材の溶込み率は、薄板から厚板になるにしたがって増大し、ワイヤとフラックスの溶融比Mも厚板になるにしたがって、逆に増加して行くことになる。

Fig.-13 は、Table-1 に示す、二重V型突合せ両側単層サブマージドアーク溶接の標準条件により、板厚20mm, 25mm, 30mm, 35mm, 40mm, 50mmのキルド鋼を溶接し、その仕上げ溶接における溶着金属の母材の溶込み率、溶着金属のMn, Si含有量、溶着金属の頂部において溶着金属の中心部に表面ノッチを切込んだ標準Uノッチシャルピー衝撃試験片による衝撃値などにおよ

Table-1 Example of standard condition of double vee butt sides single pass submerged arc welding

PLATE THICKNESS (mm)	B (mm)	C (mm)	N (mm)	A (mm)	D (mm)	PASS	WELDING CURRENT (A)	WELDING VOLTAGE (V)	WELDING SPEED (mm/min)	WIRE	FLUX
20	6	100	9	5	90	B.P. F.P.	700-800 950-1000	34 34-36	25 25	MARK V64mmφ	MARK A (20, 200)
25	9	90	9	7	90	B.P. F.P.	800-850 1000-1050	34 36-38	20 25	MARK V64mmφ	MARK A (20, 200)
30	12	80	10	8	90	B.P. F.P.	850-950 1050-1150	34-36 36-38	20-22.5 17.5	MARK V64mmφ	MARK A (20, D)
35	14	80	11	10	80	B.P. F.P.	1050-1100 1300-1400	38 40	22.5 20-22.5	MARK V64mmφ	MARK A (20, D)
40	16	80	11	13	70	B.P. F.P.	1150-1200 1400-1450	40 40	20 20-22.5	MARK V64mmφ	MARK A (20, D)
50	20	80	13	17	70	B.P. F.P.	1200 1400-1450	40 40	17.5 13-15.0	MARK V64mmφ	MARK A (20, D)

Welding condition

current 650 A

voltage 42 V

speed 50 cm/min

Wire mark "W" 2.0 mmφ

Gas CO₂ flowing 20 l/min

Base metal killed steel thickness 30 mm

(Gieh liquid 3 sec etching) magnification ×3.5

Photo.-3 Dendritic structure of deposited metal in single pass CO₂ gas arc welding

Fig. 13 Effect of plate thickness on penetration ratio of base metal, Mn, Si, contents and impact value of deposited metal in standard welding condition of double vee but each side one pass submerged arc welding

ばす、板厚の影響を調べるために、板厚のパラメータとして溶接条件 $I_u/\sqrt{V_u}$ [ただし、 I_u : 溶接電流 (AMP) V_u : 溶接速度 (cm/min)] で整理したものである。すなわち、単層のサブマージドアーク溶接における、溶着断面積および、母材の溶込み率に影響をおよぼす要因は、溶接電流 I_u 、および溶接速度 V_u であり^{2,6,7,8,9)}、Table-1 からわかるように、厚板の溶接条件では、板厚の増大にしたがって、電流が増加し、溶接速度は減少し、板厚の減少にともなって電流が減少し、溶接速度が増大しており、溶接電圧の変化は大きくない。したがって、Table-1 に示すような標準の二重 V 型突合せ両側単層溶接における板厚の増減による溶着金属中への母材の溶込み率の影響は、その溶着金属を形成する溶接条件 $I_u/\sqrt{V_u}$ を板厚のパラメータとしてあらわすことができるものと考えられる。

Fig-13 において、標準の二重 V 型突合せ両側単層溶接の条件では、その形成される溶着金属は板厚の増大 (すなわち $I_u/\sqrt{V_u}$ の増大) にともなって、母材の溶込み率が増大し、これにより溶着金属に添加される Mn

が稀釈されて溶着金属中の Mn 含有量は減少し、スラグの塩基度の低下により溶着金属中への Si の還元が増大し、溶着金属中の Si は増加し、含有される酸化介在物の残留も増加する。したがって溶着金属の衝撃値は低下する傾向にあることを示しているものである。

以上の実験結果から考えて、厚板の溶接継手の衝撃値の低下は、明らかに母材の溶融比の増加にもとづく溶着金属の脱酸反応の低下によるものと考えられ、厚板になるほど衝撃値が低下する原因が、巨大な一次晶の影響のみでないことが明確になった。すなわち、このような標準条件では、厚板に対しては溶接入熱が大であり、薄板に対しては逆に入熱が小であるから、各継手を通じて、その冷却速度は非常に緩慢な冷却速度となる。

したがって、溶着金属の金属組織は、いずれもフェライトが粗大に発達した顕微鏡組織を呈し、このような組織に対しては、わずかな冷却速度の差による結晶のチ密度よりも、むしろ溶着金属の化学成分の影響、すなわち溶接材料の組み合わせ、溶接条件、母材の溶込み率などに基因する溶着金属の脱酸反応度の影響のほうが大である

Single pass CO₂ gas arc welding
welding condition 650 A-42 V-50 cm/min
Wire mark "W" 2.0 mmφ
Gas CO₂ flowing 20 l/min
Base metal killed steel 30 mm thickness

Photo.-4 Microstructure of deposited metal in single pass CO₂ gas arc welding for mild steel (5% Picral 20 sec etching after 5% nital 3 sec etching)

ものと考えられる。

以上の実験結果および解析から、従来の単層のサブマージドアーク溶接における溶着金属では、脱酸反応が非常に弱いために、溶着金属中の含有全酸素量（酸化介在物）が多く、金属組織のチ密化の効果がほとんど発揮できないことが明確になったが、塩基性のフラックスを用い、添加された脱酸性合金元素によって、溶着金属の脱酸反応を促進させ、溶着金属を比較的低酸素とすれば、溶着金属組織のチ密化の効果によって、溶着金属の衝撃値は向上できるものと思われる。

つぎに単層の CO_2 ガスアーク溶接による溶着金属について考えてみると、 CO_2 ガスアーク溶接における溶着金属では、サブマージドアーク溶接の場合に比し、細径棒を用いて、高電流密度で高速度の溶接を行なうために、溶接入熱が小で、かつ、フラックスを用いないために、その冷却速度は比較的速度い。したがって、その溶着金属の金属組織は、Photo.-3 に示すごとく、比較的に密なデンドライト組織を示し、Photo.-4 に示す顕微鏡組織においても、フェライト、パーライト、および中間段階組織よりなり、フェライト粒も比較的に密である。その溶着金属の切欠靱性は、Fig.-14 に示すごとくであり、溶着金属が十分低酸素で、かつ、金属組織がチ密であるために、サブマージドアーク溶接における溶着金属に比較すれば、比較的高い衝撃値を示す。しかし、やはり高切欠靱性鋼の溶接に対しては、不十分なものと考えられる。

この CO_2 ガスアーク溶接における溶着金属でも、母材の脱酸が不良な場合、および母材の溶込み率が増大すれば、やはり衝撃値は相当低下する。Fig.-15 にその実

Fig. 14 Notch toughness of deposited metal in single pass CO_2 gas arc welding for mild steel

例を示す。つぎに、溶接条件の変化が溶着金属の諸特性におよぼす影響は、サブマージドアーク溶接の場合のようにフラックスを用いないので、その影響は非常に少ない。Fig.-16 は CO_2 ガスアーク溶接法により、平板ビードを置いた場合の溶接条件が、母材の溶込み率、溶着金属の Mn, Si 含有量、溶着金属の衝撃値におよぼす影響を示したもので、溶接入熱の増加が溶着金属の諸特性におよぼす影響が非常に少ないことを示しているものである。

以上、単層自動溶接の溶着金属における金属組織と、溶着金属の切欠靱性について考察を進めてきたが、単層自動溶接の溶着金属における、金属組織のチ密度は、溶着金属が十分低酸素であれば、切欠靱性の向上に効果があるけれども、現状の単層溶着金属の切欠靱性では、高切欠靱性鋼の溶接部としては、なお不十分なものと思われる。

3. 多層自動溶接の溶着金属の金属組織の影響

溶着金属の切欠靱性におよぼす金属組織の面について

Fig. 15 Effect of degree of deoxidization and penetration ratio of base metal on toughness of deposited metal in single pass CO_2 gas arc welding

Fig. 16 Effect of welding conditions on penetration ratio of base metal and Mn, Si contents of deposited metal in single pass CO₂ gas arc welding for rimmed steel

考えると、フェライト結晶粒がチ密であり、パーライト中における炭化物が球状化した組織が望ましい。しかし、このような組織は、溶接のままの状態では望むことができないので、いわゆる、多層溶接によって後熱処理を

与えることが考えられる。

手動溶接における単層の溶着金属の切欠靱性が、きわめて低いにもかかわらず¹⁰⁾、問題とされていないのは、手動溶接法では、単層溶接を行なうことは、きわめてまれであって、すべての溶接部が必然的に多層溶接され、その再加熱によって、溶着金属をいわゆる細粒化させるからである。

しかし、溶着金属の高切欠靱性を得るためには、溶着金属の脱酸が十分行われ、低酸素の溶着金属の得られる低水素系ライム型の溶接棒を用いなければ、溶着金属の衝撃値の向上は望み得ない^{10,11)}。

自動2層溶着金属においても全く同様であって、Fig. 17 に示すごとく、従来のサブマージドアーク溶接法により、板厚 30 mm のキルド鋼に80°のVみぞを加工し、単層溶接を行なったもの (A)、およびその上にさらに溶着金属を累積し、第1層目の溶着金属を細粒化したもの (B) の2本の自動溶接の溶着金属の底部より、Vノッチシャルピー衝撃試験を採取し、細粒化の効果を比較した結果、ほとんど衝撃値の向上はみられなかった。

その細粒化部の顕微鏡組織を Photo-5 に示すが、溶着金属のデンドライトは完全に消失し、細粒化されているにもかかわらず、衝撃値の向上がみられないのは、Fig. 17 に示される溶着金属の化学成分に示されるごと

Fig. 17 Notch toughness of deposited metal in one pass and two passes submerged arc welding

Welding condition

1 st pass 800 A-34 V-25 cm/min
 2 nd pass 900 A-38 V-25 cm/min
 Wire mark "V" 6.4 mmφ
 Flu mark "A" (20×D)

Photo.-5 Refined structure of deposited metal in two passes submerged arc welding

Welding condition

1 st pass 650 A-42 V-40 cm/min
 2 nd pass 500 A-42 V-40 cm/min
 Wire mark "W" 2.0 mmφ
 Gas CO₂ flowing 20 l/min

Photo.-6 Refined structure of deposited metal in two passes CO₂ gas arc welding

Fig. 18 Notch toughness of deposited metal in one and two passes CO₂ gas arc welding

く、溶着金属中の全酸素量が非常に多いことが影響しているものと思われる。

つきに同様な実験を CO₂ ガスアーク溶接について行なったものを Fig.-18 に示す。

すなわち、CO₂ ガスアーク溶接の場合には 2 層目の溶

着金属によって細粒化の影響を受けた 1 層目の溶着金属は、単層溶着金属の衝撃値に比し、約 30% 程度の向上がみられる。その細粒化部の顕微鏡組織は、Photo.-6 のごとくであり、サブマージドアーク溶接の溶着金属の場合と、ほとんど差がないが、溶着金属の含有全酸素量が約 1/2 になっていることから考えて、明らかに溶着金属の強制脱酸による効果であるものと考えられる。

つきに、多層自動溶接法の場合について考えると、自動溶接では、手動溶接の場合に比し、1 層で累積する溶着量が大きいために、下層の溶着金属を充分細粒化できないこと、および溶込みが大であるために、下層溶着金属をほとんど再溶融し、ふたたびデンドライト組織を形成すること、および上層の溶着金属からの Mn, Si のピックアップが多く、酸性のフラックスを用いるサブマージドアーク溶接の場合には非常に不利になることが考えられる。

Fig.-19 は、サブマージドアーク溶接における多層溶着金属の切欠靱性を示すが、1 層の溶着量が多く、細粒化部の少ない多層溶着金属 A に比し、1 層の累積量を少なくし、各層 2 パスを行なった多層溶着金属 B の衝撃値の向上率は比較的大きい。しかし低温側での溶着金属の顕微鏡組織を観察してみると、十分細粒化されているにもかかわらず、衝撃値の向上が案外少ないのは、化学成分の影響が大きいことを示しているものと考えられる。

これに反して、低酸素の溶着金属の得られる CO₂ ガスアーク溶接では、Fig.-20 に示すごとく、多層溶接を行ない、溶着金属を細粒化すれば、その衝撃値の向上率は大きい。

以上、多層溶接の溶着金属における金属組織の細粒化が、溶着金属の切欠靱性によぼす効果について考察を

向上できるようである。すなわち、現状のサブマージド
アーク溶接では、溶着金属中の全酸素量が大きいため
に、多層溶接による溶着金属の切欠靱性の改善は困難な
ものと思われる。これに比し、 CO_2 ガスアーク溶接で
は溶着金属の脱酸反応が十分に行なわれ、溶着金属中の
含有酸素および酸化介在物の残留が少ないために、その
金属組織の細粒化によって溶着金属の切欠靱性は大幅に
改善できるものと思われる。

文 献

- 1) 稲垣道夫, “構造用鋼材溶接部の変質について”, 金属材料研究所
研究報告, 第3巻, 第1号, 1960年
- 2) 川勝義雄, 鈴木和久: “Linde” 社 #50溶剤および #43心線の性
能試験結果について”, 溶接資料, 1953年, 6月号
- 3) C.E. Jackson and A.E. Shrubbsall: “Energy Distribution
in Electric Welding” W.J. May 1950
- 4) 鈴木和久: “鋸鋼溶接の自動溶接化に伴う研究, 第1篇, 半層自動
溶接法について”, 新三菱重工, 研究報告, QG 第556号, 昭和30
年8月
- 5) 大阪変圧器株式会社: “ユニオンメルト溶接法の実例”
- 6) 鈴木春義: “最新溶接ハンドブック”
- 7) 渡辺正紀, 佐藤邦彦: “溶接継手の溶けこみと溶接条件との関係”
溶接学会誌, 第25巻, 第1号昭和31年1月
- 8) 鈴木春義, 清水信: “オーステナイト系ステンレス鋼の溶接中の冷
却速度に関する研究, 金属材料技術研究所研究報告, 第3巻, 第
2号, 1960,
- 9) 小椋陽: “アーク溶接の科学” “Ⅲ” “Ⅳ”, 溶接技術, 1960年11月,
12月,
- 10) 松原十四生: “溶着金属の機械的性質”, 溶接学会誌, 第26巻, 第
9号, 昭和32年9月,
- 11) 応和俊雄: “鉄鋼の多層溶着金属中の酸素および窒素に関する研究
(Ⅱ—切欠靱性)”, 神戸製鋼, 溶研報35—5,

Dr. R. Weck 氏来日特別記念講演会

英国溶接協会研究所 (BWRA) の所長で I.I.W. 第
10委員長である Dr. R. Weck 氏はオーストラリアで
溶接橋梁のぜい性破壊事故の調査を行なつての帰途来
日され, 8月17日銀座不二越ビルの山一ホールで講演
(溶接学会, 日本溶接協会共催) を行なつた。酷暑の
折柄, また氏の来日が調査の都合で遅れたために期日
が直前になって変更されたことなどで参会状況が心配
されたが, 約80名の会員が熱心に聴講した。木原東大
教授の紹介につづいて, 氏は英国における溶接協会研
究所の組織, 研究活動, および最近の研究トピックス
たとえばステンレス鋼 (18-13-1 Nb) の応力除去焼鈍
でクリープによりすみ肉止端から粒界割れが入ること,
溶接金属の降伏比と転位の関係, 耐食性アルミ合
金 NP 5/6 が優れた特性をもっていること, 压力容器
ノズル取付部の当金補強の問題, 高張力鋼と軟鋼の疲
れ強さの比較, アークの物理に関する研究, 抵抗溶
接, エレクトロスラグ溶接における問題点などについ

て材料, 冶金, 設計等の広い視野に立って簡明に述べ
られた。また溶接研究所の研究活動は四部門に分れて
行なわれているが, ぜい性破壊の問題は冶金部門の鉄
鋼関係研究者と構造部門の研究者が協力して当ってい
る状況が興味深く述べられた。会員のためとくにゆっ
くりとわかりよく話されたため2時間の講演時間では
詳細にわたって触れることができず, また討論の時間
もなかったが, 残留応力, ぜい性破壊, 疲れ等に関す
る世界的権威者から直接有益な講演をきくことがで
きたことは会員にとってまことに幸いであり, 氏の研究
者らしい鋭い風貌は忘れ得ぬものがあった。木原教
授, 鈴木理事の謝辞につづいて参会者一同拍手をもつ
て謝意を表し正午頃閉会した。

なお Weck 氏は20日には東大, 金材研, 運研, お
よび鉄研を見学され, 滞日約1週間の後帰国された。

(太田省三郎)