中の水素分圧、熔着金属中に溶解する水素量の関係についての比較的簡単な実験を行ったのであるが、筆者等はこの問題に頗る興味をもち更に深く研究をつづけてゆくつもりである。低水素棒がすでに相当実用されつつある今日、これらの問題についての基礎資料が多く発表されることは各方面から要望されている所である。筆者等のこの発表が各位の参考になれば幸であり、また種々の御批判を賜りたいと存ずる次第である。

終りに本実験に種々の便宜を賜った岩月稀鉱産、神戸製鋼所、新扶桑金属製鋼所の各位および実験施工に率先御協力賜った当時学生の神戸製鋼所叶野元己、日立製作所岡田利彦兩氏に深甚な謝意を表する次第である。

文 献

- 1) Reeve, "The Relation between the Hydrogen

Content of Weld Metal and its Oxygen Content," W.R.S. Nov. 1945. 618s.

- 2) Sloman, "A Preliminary Investigation of Constituent of Mild Steel Arc-welded Deposit", W. R. S. Janu. 1946. 39s.
- 3) Christensen, "Metallurgical Aspects of Welding Mild Steel," W. R. S. Aug. 1949. 373s.
- 4) 大西, 菊田, "熔接時の電弧雰囲気及びそれが熔着金属に及ぼす影響", 熔接学会誌20巻, 第9, 10合併号, 1951.

訂正 1952年3月号「熔接棒被覆剤中の水分の電弧雰囲気に及ぼす影響」の p95, p98 の $F > 1$, $F < 1$ はいづれも $F > 0$, $F < 0$ と訂正します。

18-8不銹鋼熔接棒による α 系鋼材熔接の基礎研究(第2報)*

一心線中にかなり多量の Mn を含有せる 18—8 不銹鋼熔接棒を用いた場合の熔接電流と熔込量, 熔込率, オーステナイト熔接金属の硬度および組織等との関係—

岡 田 実** 井 川 博

Fundamental Researches on Welding of Various Plain Carbon and Alloy Steels with 18-8 Austenitic Stainless Steel Electrodes (2nd. Report)

—Relations between welding current, amount of penetration, penetration ratio and hardness and microstructure of austenitic stainless steel weld metal, etc. in the case when 18-8 austenitic stainless steel electrode containing about 5 % of Mn in core wire is used—

By M. Okada, H. Ikawa

Abstract

In the present report, relations between welding current, amount of penetration or penetration ratio of base metal to the austenitic stainless steel weld metal and hardness of austenitic weld metal and microstructure, etc., in each single bead which was deposited on four kinds of carbon steel plates with commercial 18-8 austenitic stainless steel electrode containing about 5 percent of manganese in core wire of 4 mm in diameter, were studied. D. C. reverse polarity was used. And welding speed and thickness of base metal were constant, 200 mm/min and 10 mm respectively. The results obtained are as follows:

(1) Penetration variables such as the amount of penetration and penetration ratio, etc. tend to increase linearly as welding current increases. And in this case, the obtained penetration ratio increases from about 20 to 50 percent as welding current increases from 95 to 180 amperes.

* 原稿受付 昭和27年4月 (昭和26年10月関西工学連合会熔接学会関西支部学術講演会において発表)

** 正員, 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University.

(2) Penetration ratio has a little tendency to increase, as carbon content of base metal increases.

(3) Vickers hardness of austenitic stainless steel weld metal is comparatively lower (Hv is approximately from 200 to 220) for the range of smaller penetration ratio, but becomes higher (Hv is max. 400) as penetration ratio becomes larger. But in the case when penetration ratio is the same for the range of larger one, Vickers hardness of austenitic weld metal containing high carbon base metal is lower than that of the metal containing low carbon base metal. This result obtained in the present experiment is different from that of the 1st. report.

(4) Micro-hardness at the side of austenitic stainless steel weld metal of the vicinity of weld fusion line increases, for the most part, linearly as welding current increases. Consequently, the above tendency of micro-hardness change is somewhat different from that of Vickers hardness change.

(5) Both maximum Vickers hardness of the heat-affected zone in base metal and micro-hardness of the vicinity of weld fusion line of that same zone have a tendency to decrease as welding current increases.

I 結 言

前報*の結果から普通の18-8不銹鋼溶接棒を用いた場合における各種溶接条件とオーステナイト溶接金属中の母材の溶込量、溶込率、およびそれらの機械的性質（主として硬度）ならびに顕微鏡組織等との関係をかなり詳細に知ることができた。本報においては、心線中にオーステナイト安定元素たる Mn をかなり多量に含有せる18-8不銹鋼溶接棒（従つて普通の18-8不銹鋼溶接棒に比べてオーステナイトの安定範囲が廣いと考えられる）を用いた場合における、種々の溶接条件と上記諸性質（主としてオーステナイト溶接金属の硬度および組織の変化）との関係を求めることを目的としている。

II 供 試 材 料

(1) 溶 接 棒

本研究に使用した市販18-8不銹鋼溶接棒心線および被覆剤の化学組成は第1表のごとくで、心線中にかなり多量

(2) 母 材

母材試験片としては第2表に示すごとく、鋼材の履歴ならびに化学組成は前報の場合と多少異なるも、やはりC含有量の異なる四種の α 系の炭素鋼材を使用し、C含有量の影響をもしらべた。「34」は板厚12mmの汽罐用極軟鋼板、「12」は板厚12mmの造船用圧延鋼板のそれぞれから得られたものである。また「RL」は60封度軌条のウェブ、「TR」は内径780mmの車輪用外輪のそれぞれから得られたものである。これら四種の母材鋼の圧延のままの顕微鏡組織はそれぞれ写真2に示すごとくである。

III 実験の条件とその方法

本報では溶接電源として直流逆極性を採用し、溶接速度(200mm/min) および母材の厚さ(10mm)を一定として、既に述べたごとく心線中にかなり多量の Mn を含有せる18-8不銹鋼溶接棒を用い、C含有量異なる四種の α 系の炭素鋼母材上にシングルビードを溶着した場合における、

表1 供試溶接棒の化学組成および機械的性質

心 線 (記号18-8-Mn)	化 学 組 成 (%)									機 械 的 性 質	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	抗張力 kg/mm ²	延伸率 (%)
	0.14	0.99	4.62	18.03	7.15	1.74	0.041	0.009	0.046	71.5	41.0
被 覆 剤	化 学 組 成 (%)									摘 要	
	SiO ₂	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	CaCO ₃	MgO	K ₂ O	CaF ₂		被覆剤は心線重量の約24%	
	11.99	1.64	1.19	8.13	37.76	0.27	0.15	37.49			

の Mn を含有している点特徴である。なお実験には心線の直径 4mm のもの一種を使用した。また本溶接棒によるオーステナイト溶着金属の破面の状態は写真1に示される。

表2 母材鋼の化学組成 (%)

成分 記号	C	Si	Mn	P	S	Cu
34	0.11	0.03	0.33	0.008	0.019	0.13
12	0.31	0.02	0.41	0.051	0.040	0.32
RL	0.51	0.10	0.73	0.029	0.038	tr.
TR	0.68	0.30	0.88	0.021	0.028	0.12

* 第1報、本誌、昭和27年2月、13-24頁。以下同様である。

熔接電流とオーステナイト熔接金属中えの母材の熔込量、熔込率、オーステナイト熔接金属および母材熱影響部硬度境界部硬度、顕微鏡組織等との関係を求めた。

(1) シングルビードの熔着ならびにビード小試片の採取

母材試験片の作製要領ならびにその寸法 (10×60×120 mm), 使用熔接機および半自動熔接装置は前報の場合と全く同じである。またシングルビードの熔着ならびにビード小試片の採取要領も前報の場合と全く同じであるが、既に述べたごとく熔接電源としては直流逆極性を採用し、熔接電流値は95, 110, 125, 145, 160, 180 Amp の6段に変化せしめた。本実験に使用した熔接棒についても直流の場合はやはり 125Amp 前後が適正電流値の範囲であるが、直径4 mmの本熔接棒では辛うじて電弧の発生持続ができる熔接電流値 95Amp および同熔接棒としては熔着進行中心線が赤熱されるので実際作業には採用し難い 180Amp のごとき高熔接電流値をもとつた。これは前報同様熔接電流値のできるだけ広い範囲にわたつてオーステナイト熔接金属中えの母材の熔込量、熔込率の変化を測定し、従つてこれらに関連しておこるオーステナイト熔接金属の機械的性質 (主として硬度), 顕微鏡組織等の変化の傾向を知りたいためである。

(2) 熔込量および熔込率等の測定

前報同様にして測定した。ただし同一熔着条件のビード小試片は前報の場合と同じく各5個であるが、本実験においてはビード小試片の兩断面について測定を行った。従つて上記熔込諸量の数値は各10個の平均値として示される。

(3) オーステナイト熔接金属の平均硬度ならびに母材熱影響部硬度の測定

前報と同様にして測定した。

(4) 境界部ミクロ硬度の測定

この場合も前報同様にして測定した。

IV 実験の結果ならびにその考察

(1) 熔込量、熔込率等の測定結果ならびにその考察

測定の結果は第3表のごとくで、オー

ステナイト熔接金属量、熔込量、熔込率のほか、参考値としてビードの巾および熔込の深さをも附記している。これらを図示すれば第1, 2, 3, 4図のごとくである。図および表からも明らかなごとく、①熔接電流値の増加とともにオーステナイト熔接金属量および熔込量 (ビードの巾ならびに熔込の深さも同様) は直線的に増加する傾向を示している。また②測定値にはかなりのばらつきがあるが、同一条件で熔着する場合、母材C含有量の高いものの方が母材C含有量の低いものよりも熔込量および熔込率ともに僅かながら大なる傾向が認められる。しかしてこれら①および②の傾向は、前報の直流逆極性の場合と同じでその際考察したと全く同じ考え方によつて説明することができる。すなわち母材および熔接棒の熔融量は与えられる熱量の函数と考えられ、しかしてこの熱量は IV なる単位時間に与えられる電気的エネルギーに相当するものと考えることができる。さてこの場合母材の熱容量および熔接速度は一定で電弧電圧 V もほぼ一定であるため、母材および熔接棒に与えられる熱量は熔接電流値 I に比例して大となるので①の結果が説明でき、従つて熔込率も同様に直線的に増加することも理解できる。また母材C含有量が増加すればその熔融点は低下するので②の結果が推定される。

表 3 熔接電流と熔込諸量との関係

熔接電流値 (Amp)		95	110	125	145	160	180
母材記号 (C%)	熔込諸量						
		W (mm)	D (mm)	A+B (mm ²)	B (mm ²)	$\eta = \frac{B}{A+B} \times 100\%$	
34 (0.11)	W (mm)	7.94	8.79	10.16	10.30	10.61	11.22
	D (mm)	0.87	1.10	1.43	1.90	2.15	2.46
	A+B (mm ²)	17.57	18.72	30.54	30.39	32.92	37.26
	B (mm ²)	3.52	5.14	8.09	11.43	13.74	16.63
	$\eta = \frac{B}{A+B} \times 100\%$	20.1	27.5	26.5	37.5	41.7	44.7
12 (0.31)	W (mm)	7.94	8.75	9.16	10.13	10.56	11.66
	D (mm)	1.08	1.24	1.53	1.91	2.00	2.27
	A+B (mm ²)	15.45	19.88	21.48	27.99	30.17	32.88
	B (mm ²)	4.56	6.15	8.10	11.28	12.40	14.93
	$\eta = \frac{B}{A+B} \times 100\%$	29.5	31.0	37.7	40.3	41.1	45.4
RL (0.51)	W (mm)	7.86	8.92	9.69	10.26	11.47	—
	D (mm)	1.02	1.38	1.73	2.03	2.44	—
	A+B (mm ²)	13.05	22.09	26.32	28.26	34.34	—
	B (mm ²)	4.43	6.56	9.42	11.27	15.61	—
	$\eta = \frac{B}{A+B} \times 100\%$	24.5	29.7	36.0	40.0	45.5	—
TR (0.68)	W (mm)	8.08	9.66	9.63	10.95	11.93	13.06
	D (mm)	1.19	1.40	1.81	2.01	2.41	2.76
	A+B (mm ²)	17.14	22.56	26.38	32.80	35.03	41.45
	B (mm ²)	5.25	7.93	10.01	13.23	16.60	20.62
	$\eta = \frac{B}{A+B} \times 100\%$	30.6	35.2	38.0	40.4	47.5	50.0

第1図 熔接電流と熔込諸量との関係 (母材 C 0.11%)

第2図 熔接電流と熔込諸量との関係 (母材 C 0.31%)

第3図 熔接電流と熔込諸量との関係 (母材 C 0.51%)

(2) オーステナイト熔接金属の平均硬度、母材熱影響部硬度の測定結果ならびにその考察

(A) オーステナイト熔接金属の平均硬度について

第4図 熔接電流と熔込諸量との関係 (母材 C 0.68%)

測定結果を熔接電流値、母材C含有量および熔込率とともに表示すれば第4表のごとくである。今この表から熔接電流値

第4表 熔接電流と熔込率、オーステナイト熔接金属平均硬度および母材熱影響部最高硬度との関係
ビツカース硬度 (荷重 10kg)

母材記号 (C%)	熔接電流値 (Amp)	熔込率 (%)	オーステナイト熔接金属平均硬度	母材熱影響部最高硬度
34 (0.11)	95	20.1	216	152
	110	27.5	230	148
	125	26.5	218	136
	145	37.5	308	141
	160	41.7	405	138
	180	44.7	410	148
12 (0.31)	95	29.5	256	260
	110	31.0	250	255
	125	37.7	268	240
	145	40.3	298	215
	160	41.1	344	224
	180	45.4	377	220
RL (0.51)	95	24.5	218	542
	110	29.7	237	418
	125	36.0	245	377
	145	40.0	250	318
	160	45.5	312	307
	180	—	—	—
TR (0.68)	95	30.6	228	721
	110	35.2	233	716
	125	38.0	233	755
	145	40.4	254	685
	160	47.5	276	590
	180	50.0	271	494

測定とオーステナイト熔接金属の平均硬度との関係および熔込率とオーステナイト熔接金属の平均硬度との関係をそれぞれ図示すれば第5, 6図のことである。図および表からも明らかなごとく、オーステナイト熔接金属の平均硬度は熔込率約30%附近までは比較的 low、また母材C含有量による硬度差もほとんど認められない。熔込率30%以上では、熔込率の増加とともに硬度は上昇の傾向をとる。しかもこの場合母材C含有量による硬度変化の傾向の相異は

同様に、第7図に借用した A.L. Schaeffler による不銹鋼熔接金属の組織図によって考察して見よう。すなわち前報の場合と同じ考え方に従い、心線および母材ともに熔着時の熔融による成分元素の損失はないものとし、第1表および第2表の数値をそれぞれ Ni ならびに Cr の当量に換算して同図に適用する。かくして図中の O, A, B, C, D 各点はそれぞれ心線およびC含有量0.11, 0.31, 0.51, 0.68%の母材の組織図上の位置となり、従つてこれら OA, OB,

オ 5 図 熔接電流とオーステナイト熔接金属平均硬度との関係

オ 6 図 熔込率とオーステナイト熔接金属平均硬度との関係

オ 7 図 不銹鋼熔接金属の組織図 (A. L. Schaeffler による)

かなり明瞭に現われており、同一熔込率では母材C含有量の高いものほど硬度は低い傾向を示している。この点は普通の18-8不銹鋼熔接棒を用いた前報の結果とかなり異っている。

今これらの関係の概略の傾向を知るために前報の場合と

* 本報の実験に使用した18-8不銹鋼心線中にはかなり多量のMnを含有しているので、心線の化学組成のみから考えても著者等の測定結果をそのまま本図に適用することはすこぶる不完全で検討すべき問題が残されているが、大体の傾向は説明できると思う。

OC, OD 線上の各点は積桿関係により熔接棒心線の熔融滴下した金属と母材の熔融した金属との融合率, 言い換えればオーステナイト熔接金属中への母材の熔込率を示すことになる。しかも熔込率とオーステナイト熔接金属の硬度ならびに組織との関係は前報第10図のごとく Martensite の界域で硬度の極大をとる曲線で現わされるものと考えられる。さてこの場合第7図からも明らかなごとく, 母材 C 含有量 0.11% のものでは熔込率約 20% において安定 Austenite(A) 界域を外れ Austenite+Martensite(A+M) 界域に入っている。従つて母材 C 含有量 0.11% のものの熔込率とオーステナイト熔接金属の硬度変化の傾向は第8図の曲線 a で示されるであらう。また母材 C 含有量 0.51% の場合には熔込率 30% においても (A) 界域にある。従つてこの場合は (A) 界域を外れて硬度の上昇を始める位置は母材 C 含有量 0.11% の場合より更に右に移動し曲線 b の傾向をとるものと考えられるが, 他方において同じ Martensite でも C 含有量の高いもの程その硬度は高い筈である。従つ

※8図 母材 C 含有量を考慮に入れた場合の熔込率の変化によるオーステナイト熔接金属の硬度推定曲線

て母材 C 含有量 0.51% のものでは曲線 b を幾分上方に移動させた曲線 b' の傾向をとるであらう。かかる考え方によつて母材 C 含有量 0.11, 0.31, 0.51, 0.68% の場合を総合すれば, 母材 C 含有量と熔込率およびオーステナイト熔接金属平均硬度との関係は第8図のごとくなる。また同図に附記したごとく本実験における熔込率の測定値の範囲は, 母材 C 含有量によつて多少異なるも約 20~50% であるから実験の結果が推定される。なお第7図の OA, OB, OC, OD 線上に四種の母材について本実験で得た熔込率の範囲および硬度を附記した。太線は熔込率の範囲を示し, 附記した三桁および二桁の数字はそれぞれ硬度および熔込率を示している。すなわち母材 C 含有量 0.11, 0.31% のものは (A) 界域を外れて (A+M) の界域に入るので, それらの平均硬度はやや高くなっているが, 前報のごとく普通の 18-8 不銹鋼熔接棒を用いた場合ほど高くはない。前報においても述べたごとく, この A.L. Schaeffler の組織図は成分元素が

完全に固溶状態にあつて Austenite または Ferrite の安定元素として作用するものと假定して作られている。しかし実際には熔着に際し心線および母材ともに諸成分元素のある程度の損失が予想されるほか, Ni が Austenite を安定にし Cr が Ferrite を安定にすると同じように, Austenite の安定化に預らない C, 例えば炭化物を形成する C の存在等が予想される。従つて O 点は左下方に, A, B, C, D 各点は概ね下方に移動するものと考えられる。実際に顕微鏡組織を観察しても, 母材 C 含有量の高いもの例えば上記 0.68% のものでは明らかに炭化物の析出が認められる。従つてこの炭化物の析出および熔着時の C 等の損失を考慮に入れば D 点はかなり下方に移動してオーステナイト熔接金属の (A) 界域にある部分はかなり狭められるであらうが, 母材 C 含有量の低いものに比べれば (A) 界域にある部分は廣いので, オーステナイト熔接金属の硬度は比較的低いものと指定される。

(B) 母材熱影響部最高硬度について

熔接電流値と母材熱影響部最高硬度との関係は第4表および第9図のごとくで, 同一熔接電流値では母材 C 含有量の高い程硬化の傾向は顯著である。この現象は前報の結果と同様で, それぞれの母材 C 含有量による硬化の程度は同図に点線で記入してある各母材原質部硬度と比較対照すれば明らかである。点線は上から順に母材 C 含有量 0.68, 0.51, 0.31, 0.11% のものを示している。

次に母材 C 含有量一定の場合は熔接電流値の増加とともに母材熱影響部最高硬度は前報の場合と同じく低下の傾向をとつている。もちろん前報に使用した母材と本報の母材とは C 含有量その他がある程度異なるほか, 鋼材の履歴もそれぞれ異つているから, それらの硬度の絶対値が異なるのは当然である。とにかくこのような硬度低下の傾向は, 前報で考察したと全く同じ理由により熔接電流値の増加とともに母材に与えられる熱量は大となり, 従つて母材が徐冷される結果と考えられる。しかし母材 C 含有量の

※9図 熔接電流と母材熱影響部最高硬度との関係

比較的低い0.11, 0.31%のものでは、熔接電流値による硬度変化は余り顯著ではないが、0.51, 0.68%のごとく母材C含有量の増加するに従い極めて顯著となつている。

(3) 境界部ミクロ硬度の測定結果ならびにその考察

測定結果は第5表および第10, 11図のごとくである。

(A) オーステナイト熔接金属側硬度について

第5表および第10図からも明らかなごとく、熔接電流値によるオーステナイト熔接金属側ミクロ硬度の変化傾向は、前報の場合と同じくオーステナイト熔接金属平均硬度の変化傾向とはやや異つている。これは前報において考察したごとく、境界部においては、オーステナイト熔接金属中えの母材の熔込む割合がオーステナイト熔接金属の平均硬度を考えた場合の熔込率よりかなり大きくなつている筈であるから、その熔込率は第8図の傾向曲線の右側の部分で表わされるものと考えられるが、しかもこれに加えて凝

表5 熔接電流と熔込率 境界部硬度との関係
ミクロ硬度 (荷重 30g)

母材記号 (C%)	熔接電流値 (Amp)	熔込率 (%)	境界部硬度	
			熔接金属側	母材側
34 (0.11)	95	20.1	255	147
	110	27.5	231	126
	125	26.5	266	122
	145	37.5	289	141
	160	41.7	321	131
	180	44.7	353	137
12 (0.31)	95	29.5	272	223
	110	31.0	281	204
	125	37.7	309	197
	145	40.3	397	189
	160	41.1	376	201
	180	45.4	416	208
RL (0.51)	95	24.5	309	370
	110	29.7	336	380
	125	36.0	328	238
	145	40.0	318	225
	160	45.5	369	200
	180	—	—	—
TR (0.68)	95	30.6	278	516
	110	35.2	246	558
	125	38.0	272	508
	145	40.4	305	548
	160	47.5	335	491
	180	50.0	338	458

固過程における母材側よりオーステナイト熔接金属側へのCの拡散、炭化物の析出等があり、更にこれらに冷却速度が関連してかような硬化傾向を示すものと考えられる。もちろん熔接電流値の増加するほど冷却速度は小となるから、Cの拡散から考えればCは一層拡散し易く、また炭化物の析出も行われ易いであらう。

なお前報の場合のごとく母材C含有量の高いものほど硬度が高くなつていないのは、心線中に含有されるMnその他の複雑な影響によるものではないかと考えている。

(B) 母材熱影響部側硬度について

熔接電流値と母材熱影響部側ミクロ硬度との関係は第5

表10 熔接電流と境界部硬度との関係 (1)

表11 熔接電流と境界部硬度との関係 (2)

表および第11図に示すごとく、IV (2), (B)項に示したビツカース硬度による母材熱影響部最高硬度の変化傾向とはほぼ同じである。これはその際考察したと全く同じ理由で説明できる。またこの場合も、母材C含有量のとくに高いものではビツカース硬度の場合に比べて硬度が低い傾向が認められる。これは前報にも述べたごとく凝固過程における母材側よりオーステナイト熔接金属中えのCの拡散のため境界部母材熱影響部側のC含有量が低下するためと推定される。しかしその他の因子をも検討する必要がある。

(4) 顕 微 鏡 組 織

(A) オーステナイト溶接金属(中心部)について

写真 3 に顕微鏡組織の数例を示している。附記した条件では第 7 図の A.L. Schaeffler の組織図によれば、母材 C 含有量 0.11, 0.31, 0.51 % のものうち (b), (c), (d) では多少 Martensite 組織を生成している筈であるが、比較的判別し難く、(c) ではやや判別できる。これは既に述べたごとく組織図そのものに検討を要する点、また心線中にかなり多量の Mn を含有していることなどが影響しているものと考えられる。

また母材 C 含有量 0.68% のものでは、結晶粒界に炭化物の析出が認められる。母材 C 含有量がこの程度に増加すると、オーステナイト溶接金属中に溶込む量はかなり高くなり Austenite 中の C が過飽和となつて凝固過程において析出するためと考えられる。

(B) 境界部について

オーステナイト溶接金属側顕微鏡組織の数例を写真 4 に示している。普通の 18—8 不銹鋼溶接棒による場合と同じく、オーステナイト溶接金属中心部の組織に比べて境界部組織は急冷のためやや微細である。また母材 C 含有量 0.68% のものでは、結晶粒界に析出した炭化物の量的関係についても中心部より境界部の方がかなり多い。これは境界部においては母材から C の拡散が行われるほか、IV, (3), (A) 項で述べたごとく母材の濃度が高いこと等によるものと推定される。

母材熱影響部側顕微鏡組織の数例は写真 5 のごとくである。母材 C 含有量については前報の場合と類似のものもあるが、既に述べたごとく鋼材の履歴も異なっているもので一応説明を与えたい。母材 C 含有量 0.11% のものでは粗大なウイドマン組織で溶接電流値の増加とともにやや粗大化の傾向がある。母材 C 含有量 0.31% のものではすべてソルバイト状組織で、この場合は溶接電流値の増加に従い粗大化の傾向はかなりの顯著である。母材 C 含有量 0.51% のものでは、溶接電流値 95—125Amp では Martensite + Troostite 組織で溶接電流値の増加に従い Troostite 組織が多くなる。更に溶接電流値が大となり 160Amp になればほとんどソルバイト状組織である。母材 C 含有量 0.68% のものでは、溶接電流値 95Amp ではほとんど微細な Martensite 組織であるが、溶接電流値の増加に従い Martensite 組織は次第に粗大化し、かつ Troostite 組織も多く認められるようになる。しかし 180Amp ではかなり Troostite 組織が現われている。これらの溶接電流値に対応した母材熱影響部の顕微鏡組織の変化は、既に考察したこれらの硬度変化とよく一致している。

なお顕微鏡組織中に微小な圧痕の認められるものがあるが、これらはミクロ硬度測定時のものである。

V 綜 括

溶接電源として直流逆極性を採用し、溶接速度および母材の厚さをそれぞれ 200mm/min, 10mm に一定として心線中にかなり多量の Mn を含有せる直径 4mm の 18—8 不銹鋼溶接棒を用い、C 含有量の異なる四種の α 系の炭素鋼母材上に溶接電流値を数段に変えてシングルビードを溶着し、オーステナイト溶接金属中への母材の溶込量、溶込率等のいわゆる溶込諸量、オーステナイト溶接金属平均硬度、母材熱影響部硬度、境界部硬度、顕微鏡組織等との間の関係を求めて考察を行つた。実験の結果を総括すれば次のごとくである。すなわち溶接速度および母材の厚さ(板厚)一定の場合

(1) 溶接電流値の増加に従いオーステナイト溶接金属中への母材の溶込量、溶込率等のいわゆる溶込諸量は直線的に増加の傾向をとる。この場合の溶込率は溶接電流値 95—180Amp の範囲では約 20—50% である。

(2) 母材の C 含有量が増加すれば、溶込率もやや増加する傾向が認められる。

(3) オーステナイト溶接金属の平均硬度は溶込率小なる範囲では比較的低く(ビツカース硬度約 200—220)、溶込率の増加とともに硬度は高くなる。(ビツカース硬度最高 400 程度)しかし溶込率一定の場合、母材 C 含有量の高いもの程硬度は低い傾向にある。この点は前報の結果と異なる。

(4) 境界部オーステナイト溶接金属側の硬度は、溶接電流値の増加に従いやや直線的に増加し、オーステナイト溶接金属平均硬度の変化傾向と異なる。

(5) 母材熱影響部最高硬度ならびに境界部母材熱影響部側硬度はともに溶接電流値の増加に従い低下する。

VI 結 言

直流および交流電源を採用した場合の溶接電流値によるオーステナイト溶接金属中への母材の溶込量、溶込率等のいわゆる溶込諸量の変化傾向は前報の実験結果によつてかなり詳細に判明しているので、これらについては重複するところもあるが、心線中に Mn のごときオーステナイトの安定元素をかなり多量に含有せる 18—8 不銹鋼溶接棒を用いれば、オーステナイト溶接金属が母材によつて Dilution を受ける場合、その機械的性質(主として硬度)、顕微鏡組織等は普通の 18—8 不銹鋼溶接棒を用いた場合と異なるであらうことが予想されるので、これらの点を明らかにする目的で本研究を行い V に総括したごとき結果を得た。

終りに本研究の遂行に当り、実験資材の調達には汽車製造株式会社大阪製作所高田隆雄氏より御高配を受けること多大であつた。ここに記して感謝の意を表する。また畑中登喜、故中野同の両君は熱心に実験に協力された。両君に厚く御礼申上げる。

写真 1 オーステナイト溶着金属の破面 $\times 1.3$

34 C 0.11 %

12 C 0.31 %

RL C 0.51 %

TR C 0.68 %

写真 2 母材鋼の顕微鏡組織
5%ピクリン酸アルコール溶液腐蝕 $\times 400$

(a) 95Amp ($\eta=20.1\%$)
母材 C 0.11%

(b) 180Amp ($\eta=44.7\%$)
母材 C 0.11%

(c) 180Amp ($\eta=45.4\%$)
母材 C 0.31%

(d) 160Amp ($\eta=45.5\%$)
母材 C 0.51%

(e) 95Amp ($\eta=30.6\%$)
母材 C 0.68%

(f) 180Amp ($\eta=50.0\%$)
母材 C 0.68%

写真 3 オーステナイト溶着金属 (中心部)
顕微鏡組織の数例
10%蓚酸溶液電解腐蝕 $\times 400$

(a) 95Amp ($\eta=20.1\%$)
母材 C 0.11%

(b) 180Amp ($\eta=44.7\%$)
母材 C 0.11%

(c) 160Amp ($\eta=45.5\%$)
母材 C 0.51%

(d) 95Amp ($\eta=30.6\%$)
母材 C 0.68%

(e) 180Amp ($\eta=50.0\%$)
母材 C 0.68%

写真 4 境界部顕微鏡組織の数例 (オーステナイト溶着金属側)
10%蓚酸溶液電解腐蝕 $\times 400$

(a) 95Amp 母材 C 0.11%

(b) 125Amp 母材 C 0.11%

(c) 145Amp 母材 C 0.11%

(d) 180Amp 母材 C 0.11%

(e) 95Amp 母材 C 0.31%

(f) 125Amp 母材 C 0.31%

(g) 145Amp 母材 C 0.31%

(h) 180Amp 母材 C 0.31%

(i) 95Amp 母材 C 0.51%

(j) 125Amp 母材 C 0.51%

(k) 160Amp 母材 C 0.51%

(l) 95Amp 母材 C 0.68%

(m) 125Amp 母材 C 0.68%

(n) 145Amp 母材 C 0.68%

(o) 180Amp 母材 C 0.68%

写真 5

境界部顕微鏡組織の数例 (母材熱影響部側)

5%ピクリン酸アルコール溶液腐蝕

×400