高 Cr 不銹鋼の熔接について (第 1 報)*

永 田 重 雄** 伊 藤 二 郎**

On the Welding of High Chromium Stainless Steel (Report 1)*

By S. Nagata,** T. Ito**

Abstract

It must be recommended in our country where nickel is now in short supply, to use high chromium stainless steel as a substitute of chromium-nickel stainless steel. High Cr stainless steels studied here contains 20~24 pct Cr, 2~3 pct Ni, 0.08 pct C and are so called ferritic stainless steels and not hardened significantly by heat treatment. However, because these steels are susceptible to several types of embrittlement, their welding characteristics should be understood.

The oxyacetylene welding process is not recommended for joining these stainless steels, because of considerable grain growth and carbon pick up.

Metal arc welding is the process most widely used, and the amount of heating at the joint is usually substantially less than with the oxyacetylene process.

Argon-shielded tungsten-arc welding is well suited for these steels.

Satisfactory results are obtained by welding the ferritic stainless steels with electrodes having composition identical to those of the parent metals, but post annealing treatments are essential.

Austenitic chromium-nickel electrodes can be used satisfactorily because the austenitic weld metal is not susceptible to the high-temperature embrittlement.

On the other hand, ferrite grain size increases when heated above approximately 1050°C. This feature is the factor which exerts the greatest influence on the properties of a weld joint.

Such commercial alloys as these can contain austenite at high temperature. A mixed structure of ferrite and austenite at high temperature can be retained, if cooled fairly rapidly.

This austenite may transform into martensite. This will make the heat-affected zone relatively brittle.

Sigma-phase precipitation was not found in welded joint. 475°C brittleness can occur in the welded joint, so it must be avoided to cool slowly through this temperature.

Lack of ductility in the as welded condition may be due to phenomena associated with the solution of carbides at temperature above 1,200°C.

I 緒 言

不銹鋼の中でも Cr 及び Ni を主合金成分とし、その比が 18:8 の鋼が最も広く用いられている。しかしながら Ni 資源の乏しい我が国では Ni を少くした高 Cr 系のものの使用が望ましい。実験に使用した材料は市販の高 Cr 鋼で、Cr 含有量は 20~24% で少量の Ni, Mo, Ti を含有しており、C は 0.08% の所謂 ferrite 鋼である。18-8 不銹鋼に代る不銹鋼としても用いられるが、耐熱鋼としても好ましいものである。

一般にこの程度の高 Cr, 低 C の鋼は総べての温度で δ 区域に属し、変態を受けずいかなる温度にいか程加熱して

も、更に任意の速度で冷却しても、硬化することがない。熱処理に依って影響されるのは唯結晶粒の大きさのみであって、高温加熱に依り再結晶して成長した粗大な結晶粒は適当な温度で熱間加工する場合にのみ消失し、単なる熱処理では最早や除かれない。この粗大結晶の発生することは austenite 鋼等に比して使用上著しい難点である。従って熔接に際しても熔接部特にその熱影響部が粗大な脆い結晶となり、これは最早や微細化することができず、多層熔接を行っても上層が下層を熔接熱に依って微細化することもできない。粗大化した熱影響部は notch sensitive であるから熱影響部を可及的少くする如き熔接法を採用すべきである。熔接棒としては合金を用いると、as-welded の状態では高 Cr 鋼特有の脆さを有するから、austenite の棒を用いることが望ましい。

高 Cr 鋼は一般に脆いので 3~5% の Ni を添加したり、0.25% 迄の N_2 を添加して強靱性を与えることが考へられ

* 原稿受付 昭和 28 年 9 月 (昭和 28 年度熔接学会秋季学術講演会において発表)

** 正員、名古屋工業研究所 Member, Nagoya Municipal Industrial Research Institute.

ているが、こゝに取扱った材料は前者に属するものであり、Mo は ferrite former として添加されている。

Cr と Fe の純二元合金は高温において完全に ferrite であるけれども、市場に出ている上述の如き合金は C, Mn, Si, Ni, N₂ のやうな元素が含有されているから高温においては必ずしも ferrite のみではなく austenite が共存していることがある。この austenite は冷却速度のいかによつてはそのまま常温にも来たすことも出来る。従つて熔接に際しても熔接金属中に或は熱影響部に austenite が残留し、これが更に分解して martensite を生じ熔接部の脆化が起るのではないかと考へられる。

なお δ 相の析出も考慮すべきであるが、以下の実験には認められなかった。

いわゆる 475°C 脆性も起りうるからこの附近の温度を徐冷することは避けるべきである。

更に脆化の他の原因として 1,200°C 以上の高温における carbide の溶解の現象もあげられるがこれは第 2 報に譲ることとする。

II 実験方法及び結果

1) 使用鋼板

実験に使用した鋼板は Table 1 の如き化学組成を有する、厚さ 3mm 及び 6mm の二種の鋼板で、Photo. No. 1 及び 2 はそれぞれの顕微鏡組織である。No. 1 は冷間圧延組織であり、No. 2 は熱間圧延組織である。Table 2 はその機械的性質を示している。

2) 使用熔接棒

実験に使用した熔接棒は共金棒、18—8 不銹鋼棒及び 8SA 不銹鋼棒の三種である。なほ 8AS 棒の化学組成は Table 3 の如くである。

3) 熔接部抗張試験及び屈曲試験

Table 2 Mechanical Properties of Parent Metals

Designation	Ult. tensile strength kg/mm ²	Elongation pct in 2 in.	Vickers hardness
24 Cr	61.8	28.0	301
21 Cr	62.4	18.4	280

Table 3 Chemical Composition of 8AS Electrode

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
0.12	0.80	1.96	11.12	17.27	2.14

上記三種の熔接棒を用い、アーク熔接、ガス熔接及びイナートガス熔接の三方法を採用し、ガス熔接は更に中性焰及び還元焰の二通りに分けて行つた。各々から Fig. 1 の

×200

No. 1 Microstructure of plate 24 Cr

×200

No. 2 Microstructure of plate 21 Cr

Table 1 Composition of Parent Metals

Designation	Thickness mm	Chemical composition %								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti
24 Cr	3	0.08	1.04	0.87	0.031	0.024	2.26	23.75	1.72	0.21
21 Cr	6	0.09	0.63	0.73	0.031	0.022	2.65	21.48	1.63	0.18

Fig. 1 Tensile and bend test specimen

Table 4 Tensile and Bend Tests on Welded Joints

Test piece No.	Base metal type	Thick-ness	Filler metal type	Welding process	Condition before testing	Tensile test Results			Bend test results	
						Ult. tens. str., kg/mm ²	Elong. pct. in 2 in	Location of fracture	Angle	Location of fracture
1a	24 Cr	3mm	(24 Cr)	Oxy-acety N.F	AW	52.6	2	WM	17°	WM
1a'	"	"	"	" "	ANN	55.9	2	WM	15°	WM
1b	"	"	"	" R.F	AW	52.2	2	HAZ	15°	WM
1c	"	"	"	Inert-arc	AW	65.1	4	WM	60°	WM
2a	"	"	18-8	Oxy-acety N.F	AW	47.5	3.6	WM	32°	WM
2a'	"	"	"	" "	ANN	50.5	6	HAZ	20°	HAZ
2b	"	"	"	" R.F	AW	46.8	2	HAZ	20°	WM
2c	"	"	"	Metal-arc	AW	62.8	11.6	HAZ	180°	—
3	"	"	8AS	Metal-arc	AW	57.4	7	HAZ	180°	—
4	21 Cr	6mm	(21 Cr)	Inert-arc	AW	59.0	6.4	WM	60°	WM
4'	"	"	"	"	ANN	62.6	19.6	BM	180°	—
5a	"	"	8AS	Metal-arc	AW	63.7	8.1	HAZ	80°	HAZ
5a'	"	"	"	"	ANN	63.6	19.4	BM	180°	—
5b	"	"	"	Inert-arc	AW	56.6	2.6	BM	180°	—
5b'	"	"	"	"	ANN	61.1	19.6	BM	180°	—

Explanation of symbols:

AW — As-welded condition

ANN — Welded and annealed at 750°C-two hours, water-quenched

BM — Base metal

HAZ — Heat-affected zone of base metal

NF — Neutral flame

RF — Reducing flame

(24 Cr), (21 Cr) — Thin shearing from the edge of the parent sheet, 24 Cr and 21 Cr

如き抗張試験片及び屈曲試験片をそれぞれ作製した。

なお残余の部分から顕微鏡試験並びに硬度測定用試験片を採った。屈曲試験は Fig. 2 の要領でビードの面が引張

Fig. 2 Bending test

りを受けるやうに表曲げ試験を行い、熱影響部あるいは熔接金属部に亀裂がはじめて発生するときの角度を求めた。試験結果は Table 4 の如くである。

ガス熔接ではいずれも成績不良で、熔接後焼鈍を行っても全然性質は改善されていない。アーク熔接では成績は良好で焼鈍すれば性質は更に改善される。イナートガス熔接

では熔接棒に共金を用いた場合は、as welded の状態では余り良好ではないが、焼鈍すれば大いには改善される。

なお austenite 系の棒を使用すれば as welded の状態でも相当良好である。

Table 5 Average Hardness of Weld Metals

4) 熔接部の硬度試験

硬度試験片は抗張試験片及び屈曲試験片作製の際同一材料からそれぞれ1個宛採取し、測定面を研磨して試験に供した。マイクロ硬度計を使用し、荷重 500g, 測定間隔 0.5mm の条件で熔接部の硬度を測定した。その中二、三の代表的なものを示せば Fig. 3 及

Test piece No.	Vickers hardness No.
1a	229
1b	297
1c	279
2a	324
2b	279
2c	327
3	299
4	303
4'	317
5a	294
5a'	298
5b	299
5b'	291

び 4 の如くであり、熔接金属部の平均硬度は Table 5 の如くである。

Fig. 3 及び Table 5 からわかるやうに、No. 1a のみは熔接金属の硬度は母材の硬度より遙かに小であった。これに反して、No. 2a, 2c では熔接金属の方が母材より硬度は大であった。なお焼鈍すると硬度が僅かながら上昇しているものもある。

5) 顕微鏡組織

前記硬度測定用の試片を用い、硬度測定前に各試片の融合部の組織写真を撮影した。試片の腐蝕は電解法に依った。電解液は磷酸と硫酸の混液を用い交流電解を行った。倍率は50倍である。

Photo. No. 3~5 は母材に 24 Cr 即ち 3mm 鋼板に共金を用いて熔接した場合の熔接部の組織である。これらはそれぞれガス熔接中性焰、還元焰及びイナートガス熔接で行ったもので、試片 No. 1a, 1b, 1c の熔接部の組織を示している。左上方の三角状をなしている結晶粒の細かい部分が熔接金属で、Photo. No. 4 では特に還元焰による carbon pick up が行はれ、そのために carbide の析出甚だしく著しい粒間腐蝕が見られる。Photo. No. 3 にも僅かながら粒間腐蝕が見られるが、Photo. No. 5 には全然見られない。Photo. No. 6~8 は母材はやはり 24 Cr で熔接

棒に 18-8 不銹鋼棒を用いた場合である。これらはそれぞれが熔接中性焰、還元焰及びアーク熔接で行った場合でそれぞれ試片 No. 2a, 2b, 2c の熔接部の組織で、熔接金属はいずれも austenite である。これらの中特に Photo. No. 7 に於ては No. 4 と同様著しい carbide の析出が見られる。なお硬度とにらみ合せてみると No. 6 及び No. 8 では austenite の中に一部 martensite が生成されてゐるのではないかと思はれる。Photo. No. 9 はやはり母材に 24 Cr を用い、8AS 被覆棒でアーク熔接した場合すなわち試片 No. 3 の組織である。carbide の析出もなく熔接金属は微細な austenite である。Photo. No. 10 及び 11 は母材に 21 Cr 即ち 6mm 厚鋼板を用いてイナートガス熔接をした場合の組織である。これらはそれぞれ共金及び 8AS 棒を用いた場合すなわち試片 No. 4 及び 5b の組織である。いずれも熱影響部に carbide の析出著しく、甚だしい粒間腐蝕が見られる。

Ⅲ 加熱温度と結晶粒度、硬度及び顕微鏡組織との関係

加熱温度による結晶粒度、硬度及び顕微鏡組織の変化を試るために、素材 24 Cr から $20 \times 20 \times 30$ (mm) の試

Fig. 3 Hardness of welded joint, type 24 Cr

Fig. 4 Hardness of welded joint, type 21 Cr

No. 3 Testpiece 1a

No. 4 Testpiece 1b

No. 5 Testpiece 1c

No. 6 Testpiece 2a

No. 7 Testpiece 2b

No. 8 Testpiece 2c

No. 9 Testpiece 3

No. 10 Testpiece 4

No. 11 Testpiece 5b

Microstructure of welded joint (Weld metal and heat-affected zone)

Table 6 Relation of Heating Temperature, Grain-size, Hardness and Microstructure of Parent Metal

No.	Temp. °C	Time min	Grain size No.	Vickers hardness	Microstructure
0	As received	30	4	301	Photo. No. 1
1	600	"	"	244	"
2	700	"	"	244	"
3	800	"	"	258	"
19	900	"	"	261	"
20	950	"	"	266	"
21	1000	"	"	273	"
22	1050	"	—	323	No. 12
23	1100	"	—	326	No. 13
7	1200	"	2	378	No. 14
8	1300	"	2	451	
9	1400	"	1	407	No. 15

消失し、再結晶は完全に終了している。それから温度の上昇と共に結晶粒はますます成長し Photo. No. 13, 14, 15 の如くである。それに伴って硬度も増加し 1,300°C で最高硬度に達している。尙 1,400°C では幾分低下しているようである。このことは Fig. 3, 4 とよく一致している。

以上のことから甚だしい結晶粒の成長は carbide が ferrite 中に溶解すると同時に初まり、溶解しなければ起らないやうである。従って熔接や熱処理の場合には 1,100°C 以下の温度では成長はあまり起らないのではないかと考へられる。また carbide が固溶体中に溶解する温度を上昇せしめるやうな carbide の

stabilizer を含有せしめれば、結晶粒の成長は阻止し得られるものと思はれる。

Ⅳ Austenite の生成

高 Cr 不銹鋼は一般に高温度では 100 % ferrite であるやうに思はれている。Cr と Fe の純二元合金は高温にお

片を切りとり、これを Table 6 の如く各種の温度に加熱し、同温度に30分間宛保持して後水中に急冷した。かくして得られた試料は研磨後電解法によって腐蝕し顕微鏡試料に供した。

各試料につき顕微鏡試験を行い結晶粒度を測定した。尙顕微鏡写真はその代表的な組織を選び撮影した。Photo.

No. 1 は熱処理前の素材の組織で結晶粒界に沿って Cr 炭化物が細かく析出しており、明かな圧延組織である。加熱温度を 600°C にしても組織は素材とほとんど変わらず、加工硬化がなくなり遙かに軟化している。なお加熱温度を上げてゆくに従い 1,000°C までは硬度は徐々に増加している。しかし組織はほとんど変わっていない。加熱温度が 1,050°C になると硬度も急激に増加し、今まで現れていた圧延組織は消失し再結晶を開始している。Photo. No. 12 では圧延組織の形跡が見られる。更に 1,100°C になると圧延組織は全く

No. 12 W. Q. from 1050°C

No. 13 W. Q. from 1100°C

No. 14 W. Q. from 1200°C

No. 15 W. Q. from 1400°C

Microstructure of type 24 Cr water-quenched from various temperature

×200

いては完全に ferrite であるけれども、市場に出ている材料すなわちこゝで取扱っているやうな合金は Table 1 に示す如く、C, Mn, Ni, N₂ のやうな元素が含有されているから、高温においては必ずしも ferrite のみではなく、austenite が共存していることがある。もし可成り迅速に冷却すれば、高温における ferrite と austenite との混合組織はそのまゝ室温にて保持せしめることができる。

Photo. No. 16 は試験 No. 7 (1,200°C に 30 分間保持後水中に急冷せるもの) を研磨後、Kalling 試薬 (HCl 100ml, CuCl₂ 5gr, C₂H₅OH 100ml) を用いて腐蝕した場合の組織で、ferrite は容易に腐蝕されて褐色に着色され、austenite はほとんど腐蝕されず着色しない。なお austenite が分解し始めた時には若干腐蝕される。これはまた塩化第二鉄溶液 (塩化第二鉄 20gr, HCl 60ml, H₂O 240ml) によっても区別することができ、この場合は Kalling 試薬とは反対に austenite が着色せられる。更にまた試験片を 650°C に加熱すれば austenite は ferrite より容易に酸化せられ着色して色別せられる。

No. 16 Mixture of austenite and ferrite in type 24Cr heated at 1200°C and water quenched $\times 200$

C. B. Post and W. S. Eberly¹⁾ に依れば Chromium equivalent は C, Mn, Si, Ni 及び N₂ に対して既に決定されているから、これらの equivalent を用いて高温における、100% ferrite 組織を得るに必要な最小 Cr 量を計算することができるといっている。

available chromium (100% ferrite 組織を得るに必要な最小 Cr 量) を計算するために次のやうな関係式を上げている。

$$\%Cr(\text{available}) = \%Cr + 4\%Si - 22\%C - 0.5\%Mn - 1.5\%Ni - 30\%N_2$$

この式を用いて available Cr を計算し、多くの実験結果を綜合して Fig. 5 の如き状態図を示している。温度が高ければ高い程、完全な ferrite 組織を得るには多量の

Cr が必要である。高温組織に及ぼす Cr 量と温度との影響を示している。

こゝで本実験に使用してゐる材料について計算してみると、24 Cr では

$$\begin{aligned} \%Cr(\text{available}) &= 23.75 + 4 \times 1.04 - 22 \times 0.08 - 0.5 \\ &\quad \times 0.87 - 1.5 \times 2.26 = 22.325 \end{aligned}$$

Fig. 5 Boundary line of ferrite-ferrite and austenite structure (By C. B. Post & W. S. Eberly)

21 Cr では

$$\begin{aligned} \%Cr(\text{available}) &= 21.48 + 4 \times 0.63 - 22 \times 0.09 - 0.5 \\ &\quad \times 0.73 - 1.5 \times 2.65 = 17.68 \end{aligned}$$

これを Fig. 5 の状態図に適用してみると、austenite の共存する温度は 2,160°F (1,182°C) 及び 1,860°F (1,015°C) となる。

更にまた後程 Schaeffler の状態図上に示すけれどもこの状態図上で見ると、この材料は ferrite 及び austenite の 2 相合金の領域に入ることになる。

顕微鏡試験の結果によると austenite の出初める温度は約 1,100°C であり、消失する温度は約 1,400°C 近辺である。

V 考 察

1) 熔 接 方 法

前記の結果から一見してアーク溶接の方がガス溶接より極めて優れてゐる。その理由として、

- 溶接熱が極めて局部的に集中せられること、従って母材の熱影響部が狭く結晶粒の粗大化を最小限に抑止することができる。
- 溶接に際して混入する炭素量すなわち carbon-pick up による carbide の析出を阻止しうる。

なおガス溶接で中性焰と還元焰とを比較すると、強度、伸び、屈曲等すべて中性焰の方が幾分優れているやうである。顕微鏡組織においても C-pick up によって炭化物の析出を生じ硬化していることが認められる。溶接後焼鈍しても性質はほとんど改善されていない。

イナードガス溶接では溶接棒に austenite 系のものを使用すれば成績は優秀であるが、共金を使用すると良好ではない。しかし溶接後焼鈍すれば性質は大いに改善される。

2) 使用溶接棒

本実験では ferrite 系の溶接棒として共金を用いたのであるが、ガス溶接では問題にならずに悪い。イナードガス溶接では as-welded の状態ではあまり良くないが、溶接後 postannealing すれば性質は大いに改善される。

次に austenite 系の溶接棒として 18-8 不銹鋼棒及び 8AS (18Cr-11Ni) 不銹鋼棒を用いたのであるが、これに関しては Schaeffler の状態図²⁾を適用することができる。Fig. 6 は Schaeffler の状態図で溶接金属の Cr 及び

Fig. 6 Phase diagram for weld metal in the as-welded condition (by A. L. Schaeffler)

Ni-equivalent と組織との関係を示している。この場合心線及び母材共に溶接時の熔融による成分元素の損失及び C の pick up がないものとして、溶接棒及び母材の組成を表はす数値をそれぞれ Ni 及び Cr の当量に換算して同図に適用してみる。A 及び B の 2 点はそれぞれ溶接棒心線 18-8 及び 8AS を示し、O 及び O' はそれぞれ母材 24 Cr 及び 12 Cr を示している。O 或は O' 点と他の 2 点とを結ぶとき溶接金属の組織を推定することができる。これらの線上の各点は横桿関係により溶接棒心線の熔融された金属と母材との融合率、すなわち austenite 溶接金属中の母材の溶込率を示すことになる。

従って本実験の溶込率が大体 30~40% 位であるとすれば、18-8 棒では 24 Cr の場合はよいが、21 Cr の場合には完全に austenite+martensite+ferrite の界域にあり、8AS 溶接棒を用いれば martensite を生ずる界域を脱して austenite+ferrite の界域となる。若し 18-8 棒を用いてガス溶接を行へば C の pick up により、溶接金属を表はす点は上方へ移動して martensite を生ずる界域を脱して、austenite+ferrite の界域に入るわけである

が、還元熔で溶接した場合のやうに C の pick up が甚だしくなると、austenite が過飽和の状態となり、carbide の析出が起るものと考へられる。

一般に融合部における組織は母材との融合が大であるため比較的 martensite を生じ易いことが考へられるから、相当大なる溶込率の場合でも martensite を生じないやうな、すなわち Ni-equivalent 或は Cr-equivalent になるべく大であって、溶接金属の組織が austenite 或は austenite + ferrite となるやうな溶接棒を使用するのがよいと考へられる。

所でもう一つの問題は austenite の熱膨脹係数が母材の ferrite のそれより約 50~70% 大であることであり³⁾、そ

のため溶接部に大きな残留応力を生じ、或は歪を生ずることとなる。ferritic austenite 溶接棒を用いた溶接部の熱膨脹係数は ferrite 系不銹鋼のそれとよく類似してゐるので極めて都合がよい。かやうなことは加熱と冷却とを常に繰り返しているやうな機械、装置の溶接には特に重要なことであると思はれる。

3) 母 材

本実験に使用した材料は明かに高温においては ferrite+austenite の二相が共存するこの二相は冷却速度の如何によってはそのまま室温にもたすことができる。従って溶接に際しても溶接金属並びに母材の熱影響部に austenite が retain され、更にそれが分解

して硬い或は脆い相をなし、溶接部の機械的性質が大いに害せられることが考へられる。かやうに生じた脆弱相は postannealing に依って充分強靱なものにすることができる。

次に高温度における carbide の溶解、析出の現象も溶接部の強度に対して大きな factor になっているのではないかと考へられる。たとえば溶接部を焼鈍すれば機械的性質は大いに改善される。しかるに結晶粒は依然として粗大であり全然微細化されていない。強ち結晶粒の粗大であること必ずしも脆弱であるとはいへない。また高温度から急冷した試料が常温にて或る期間経過すると、或はある温度に加熱すると、結晶の剪開面に沿って carbide らしいものが析出して、恰も双晶を生じたかの觀を呈するものがあり、また結晶粒内に carbide の析出が行はれ毛割れを生じたかと思はれることもある。

これらの点については今後の大きな課題である。

VI 結 論

以上の実験により概ね次の如き結果が得られた。

- 1) 母材を 1,050°C 以上に加熱すると結晶粒大著しく粗

大化する。

- 2) 母材は高温度において ferrite + austenite の二相が共存する。
- 3) アーク溶接の方がガス溶接に比して極めて優れている。ガス溶接では結晶粒の粗大化が甚だしくて問題にならぬ。
- 4) ferrite 系溶接棒でもイナートガス溶接により、溶接後焼鈍を行へば一応溶接可能である。
- 5) 18-8 系の austenite 溶接棒でも一応溶接可能である。然し少々理論的考察を加へた場合、8AS の如き成分の溶接棒を使用した方が良いであらうことが考へられる。
- 6) 溶接後 750°C にて焼鈍すれば機械的性質は大いに改善せらる。

従って溶接方法と溶接棒とを適当に選べば、高 Cr 不銹鋼は Cr-Ni 不銹鋼の代用として充分使用することができ

る。
本研究に際し日本染色機械株式会社から材料の一部を提供していたとき、大同製鋼株式会社には材料の分析をお願いした。両会社の御協力に対し衷心より謝意を表します。

文 献

- 1) C. B. Post and W. S. Eberly, Transactions of American Society for Metals, Vol. 43 (1951) p. 243~259
- 2) Welding Handbook, third edition, p. 654
- 3) Helmut Thielsch, Weld. J., Vol. 30 (1951) No. 5, p. 209

溶接が鋼材の切欠脆性に及ぼす影響について* (第3報)

大 谷 碧** 太 田 省 三 郎**

Effect of Welding on the Notch Sensitivity of Mild Steel* (3rd Report)

By M. Otani** and S. Ota**

Abstract

Notched bead bend specimen of Lehigh type was used to evaluate the influence of welding on the notch sensitivity of structural mild steels. The test pieces were arc welded manually and compared with the unwelded base plates. Some of them were cooled to -10°C and then welded to examine the effects of different welding temperatures. The ductility transition temperatures ($T_{r\alpha}$ or $T_{r\phi}$) were determined by measuring the bend angle at maximum load (α_M) or the lateral contraction below notch (ϕ_{BN}) respectively, and the fracture transition temperature (T_{rs}) was decided by the fracture appearance.

Tests results revealed that $T_{r\alpha}$ and $T_{r\phi}$ were seriously raised after arc welding except one killed steel, accompanied by great reductions of α_M and ϕ_{BN} . So a considerable danger of susceptibility to crack growth may be said to be present in heat affected zones. On the other hand, T_{rs} was hardly influenced by welding; namely, it was indicated that the transition temperature of welded joint might not rise particularly when a crack, initiated in the heat-affected zone, propagated into the base plate. The increase of hardness was also slight in specimens welded at -10°C, and their transition temperatures were exactly the same as those welded at room temperature.

At the same time, it was proved that there existed satisfactory correlations between transition temperatures of steels determined by various test methods, if they were classified in to the fracture and ductility transition temperature and compared between each group. For example, T_{rs} correlated well to the transition temperature determined by the fracture appearance in the Kahn tear test, and $T_{r\alpha}$ also did so to 15 ft-lbs. transition temperature measured by the V-notched Charpy test.

は し が き

第1報¹⁾及び第2報²⁾においては、溶接変質部に生じた割れが変質部に沿って伝播する場合の脆化現象を論じ、この際は Fracture 遷移温度の上昇度が比較的少いことを明

* 原稿受付昭和28年9月(昭和28年度溶接学会秋季學術講演会において発表)

**正員、鉄道技術研究所 Member. Railway Technical Research Institute.