論 説

UDC 669.15'74-194:621.791.7

高マンガン鋼クロッシングの溶接

関 口 晃*, 竹内 有公*, 徳和 吉一**

Welding of Austenitic Manganese Steel Crossing

Akira Sekiguchi, Yûkô Takeuchi and Yoshikazu Tokuwa

Synopsis

The austenitic manganese steel crossing was welded with an electrode of 16Mn-16Cr whose deposited metal was composed of γ and several per cent α . But the intergranular microfissures were found on the surface of the weld metal in several months after welding. Most of cracks were found in 1st and 2nd layer welded onto the manganese steel, whose weld metal changed into γ structure through dilution of base metal.

It was considered that the crack was stress corrosion crack due to residual stress and corrosive agent in atmosphere. The effective treatments to prevent the crack are:

- (1) The groove face of the manganese base metal was first welded with ferritic metal such as 25Cr-4Ni as a buttering, and the weld metal was turned into $\alpha+\gamma$. Then the remainder was welded with an electrode of 16Mn-16Cr.
- (2) The welded zone was stress-relieved at the temperature less than 400°C.
- (3) The welded zone was shot blasted.

These treatments were applied on the two sets of austenitic manganese crossing. Accordingly there have been no cracks for the past 6 years since it was practically used.

1. 緒 言

鉄道用クロッシングは高靱性と耐摩耗性が要求されるので、オーステナイト鋼であり、かつ、加工硬化性の大きい13%高マンガン鋼 (1%C-13%Mn) が使用されている。

新幹線用の高マンガン鋼クロッシングは、長さが12mもあり、一体のままでは鑄造できないので、2分割して鑄造し、水靱処理後、溶接して一体化する。いっぽう、在来線の高速化を目的として、クロッシングと普通レールとを接合する計画がある。そこで、これらのクロッシングの溶接施工方法について検討した。

高マンガン鋼の溶接は 16Mn-16Cr 系溶接棒を用い¹⁾ かつ、母材の脆化を防ぐために小入熱で溶接されてきた²⁾。しかし、溶接後数カ月して溶接金属に微細

昭和51年8月18日 受付

*大同製鋼㈱研究開発本部中央研究所

**大同製鋼㈱築地工場

な割れが発生することがわかってきた。この割れを仮りに“置き割れ”と呼び、対策を検討した。

本報告では、高マンガン鋼クロッシングと炭素鋼レールとの溶接を例にとり、この“置き割れ”の発生状況の調査結果、発生原因、防止対策の検討結果について述べる。

2. “置き割れ”の発生状況

2.1 溶接方法

溶接方法の概要を Fig. 1 に、用いた溶接材料を Table 1 に示す。

普通レールは 0.64 %のCを含む高炭素鋼であるので、熱影響部の硬化を防ぐために300~400℃の予熱をし、25Cr-12Ni溶接棒を用いてバタリング溶接した。バタリング後、開先面はグライダーで研削し、所定の形状に加工した。

接合溶接は 16Mn-16Cr 系溶接棒を用い、まず、

Fig. 1. Outline of welding procedure of high Mn rail to high C rail.

Table 1. Chemical compositions and mechanical properties of base metals and deposited metals with various electrodes.

Type of Steel	Chemical compositions							Mechanical properties		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	T.S	El	V.H.N
High Mn rail	1.03/ 1.10	.29/ .39	12.2/ 12.6	.023/ .035	.004/ .009	—	—	76 ~90	55 ~72	174 ~183
High C rail	.64	.15	.86	.033	.032	—	—	91 ~92	11.7 ~12.7	235 ~255
16Mn-16Cr	.15	.60	16.86	.018	.007	16.01	2.3	80.6	39.0	—
25Cr-12Ni	.09	.54	1.51	.014	.008	23.8	13.1	58.9	35.2	207
25Cr-4Ni	.07	.76	1.72	.018	.017	25.3	4.78	—	(uE ₂₀) (5kg·m)	—

腹部を溶接した。ついで、ビードの両端をガウシングしてから底部と頭部とに高マンガン鋼の裏当て金を取り付けた。頭部と底部は交互に溶接し、歪防止をはかった。各パス毎に水冷し、パス間温度は100℃以下とした。溶接電流は130~160Aとし、アーク長さを短かめに保った。

2.2 “置き割れ”発生状況

溶接部は研削仕上げした後に、X線検査と浸透検査によって無欠陥であることが確かめられた。この溶接

部を6カ月後に再び浸透検査したところ、割れが認められた。その割れの状況を Photo. 1 に示す。そこで、同じ方法で溶接した多数の溶接部についても、浸透検査した結果、同様な“置き割れ”が認められた。

“置き割れ”に関する観察結果をつぎに示す。

(1) 溶接金属に発生している。

16Mn-16Cr 系の溶接金属に発生しており、母材では割れは認められなかった。

(2) 表面から発生する。

割れが発生した面をグラインダーで 3~5mm研

High C rail High Mn rail
depo.
(16Mn-16Cr)

Photo.1. 16Mn-16Cr weld metal with delayed crack (6 months after welding).

a)

b)

Photo.2. Comparison (a) delayed crack observed after 6 months since it was welded, with (b) stress corrosion crack.

Photo. 2(a) に示すように、割れは粒界を伝ばしており、粒内割れは認められなかった。

溶接部には、通常、降伏応力に近い残留応力が存在すると思われるから、以上のような“置き割れ”の観察結果を総合的に判断して、この割れは、一種の応力腐食割れであると考えた。

3. “置き割れ”促進試験法

大気中に放置して“置き割れ”発生を調べるには長期間を要するので、この割れを短期間で試験できる促

進すると、割れは取り除くことができたが、数カ月経つと再び割れが発生してきた。割れ発生部を縦・横に切断して検査したが、割れはすべて表面から発生しており、内部から発生したものは認められなかった。

(3) 真空中では発生しない。

“置き割れ”が発生した溶接金属部から約30mmの直方体2個を加工した。表面の割れをグライダで研削除去した後、一方を真空フラスコ内に、残りを大気中に放置してときどき観察した。この結果大気中の試験片には1カ月後に割れが認められたが、真空中の試験片は6カ月後も割れが認められなかった。

したがって、腐食性の弱い大気でさえも、割れ発生に影響を与えていることがわかった。

(4) “置き割れ”は粒界割れである。

進試験方法を検討した。

腐食性の環境として、 H_2S 飽和0.5%酢酸水溶液、3%NaCl水溶液、0.4% SO_2 ガス、42% MgCl_2 沸騰水溶液を用いた。これらは、大気中に存在すると思われる腐食性物質か、または、応力腐食割れが生じやすいとされている Cl^- イオンを含む腐食性物質である。

割れを発生した溶接金属の無欠陥部から $1\text{t} \times 10\text{w} \times 60\text{L}$ の試験片を切り出して、Fig. 6 の曲げ治具で曲げ応力 $62\text{kg}/\text{mm}^2$ を負荷して、各種環境においた。 H_2S 飽和0.5%酢酸水溶液で5hr、3%NaCl 水溶液

は滴下条件下で 70hr, 0.4% SO_2 ガスで 25hr それぞれ試験したところ, いずれも粒界割れが認められた。 MgCl_2 沸騰溶液では約 7 hr 後に破壊したが, 割れは貫粒割れの形態をとった。

念のために, JIS-G-4303 硫酸・硫酸銅粒界腐食割れ試験および陰極電解法による水素脆化試験も行ったが, このいずれの場合も割れは発生しなかった。

以上の結果から腐食液として取扱いが最も容易な 3% NaCl 水溶液を用いることにした。また, 試験機としては応力と割れ発生までの時間とを容易に求めることのできる福井らが用いた Fig. 2 の試験機⁸⁾を利用した。

Fig. 2. Method of stress corrosion cracking test (Fukui, et al.).

Fig. 3 の実線は, 溶接後約30日間大気中に放置する間に割れが発生した溶接金属の無欠陥部から採取した試験片 (6 mm ϕ) に各種の応力を負荷して“置き割れ”を促進試験した結果である。また, 破線は6ヵ月経過後も“置き割れ”が発生しなかった溶接金属の中

Fig. 3. Relationship between stress and time to failure of weld metal under dropping of 3% NaCl solution.

心部から採取した試験片についての結果である。

発生した割れの状況を Photo. 2 (b) に示す。大気中に 6 ヶ月間放置した溶接金属に発生した“置き割れ” (Photo. 2-a) とよく似ており, この試験により“置き割れ”を再現できたと考えられる。

また, Fig. 3 から, “置き割れ”が発生した溶接試験片の割れ発生限界応力は 20kg/mm^2 であり, “置き割れ”が発生しなかった試験片の限界応力は 50kg/mm^2 である。

そこで, レール溶接部の残留応力を歪解放式の測定法によって求めたところ, 約 30kg/mm^2 の引張残留応力が得られた。残留応力は, 施工条件によって, また, 溶接部の場所によって変化するから, 30kg/mm^2 はあくまで一例としての値にすぎないが, 一つの目安にはなる。

“置き割れ”が発生した溶接部は, 限界応力が実際の残留応力より低く, 短期間で割れが発生し, 6 ヶ月後にも“置き割れ”が発生しなかった溶接金属は限界応力が残留応力を上回っていたため, 割れを防止できたと考えられる。

30kg/mm^2 の応力を負荷した場合に促進試験法では約 100 hr (4.2 日) で割れが発生しており, 大気中での 30 日の約 1/30 の時間に短縮できた。

4. 成分・組織と“置き割れ”

“置き割れ”促進試験法を用いて組成および組織の面から防止対策を検討した。

ベース組成は 13% マンガン鋼の溶接に使用される 16Mn-16Cr 系とし, C, Si, Mn, Cr, Cu の 5 元素について, Table 2 に示すそれぞれ 3 水準 27 チャージを 500g 大気誘導炉により溶製した。Ni は Fig. 4 に

Table 2. Content level of each element of 27 cast steels.

Element	level		
	1st	2nd	3rd
C	0.12	0.26	0.39
Si	0.1	0.5	1.0
Mn	11	15	18
Cr	13	16.5	21
Cu	<0.1	0.25	0.35

示すごとく 1~2% 以上含まれると応力腐食割れが激しいとされている⁴⁾ので, この範囲をさけて 0.3% 以下とした。

鋼塊から採取した試験片を, 付加応力 50kg/mm^2 (溶接残留応力は 30kg/mm^2 と測定されているが安全をみて 50kg/mm^2 にした), 試験期間 500hr, 滴下液 3% NaCl 水溶液のもとで促進試験した。この期間中に割

Fig. 4. Influence of Ni content in 4 kinds of alloys on the time to failure in the boiling $MgCl_2$ solution.

(G. Riedrich et al.)

れを発生しないものを耐割れ性良好とした。試験結果を分散分析したところ C と Cr が有意であった。この結果を C と Cr とで整理し Table 3 に示す。

Cr 含有量が多いほど“置き割れ”が発生しにくい、これは組織との関連で評価できる。 $\gamma + \alpha$ の二相組織になると割れが発生しないことを示している。炭素含有量が多くなると、割れが発生し易くなるが、炭素含有量が多くなった場合でも、組織が $\gamma + \alpha$ の二相組織であれば、“置き割れ”が発生しなくなることを示している。

Fontana ら⁵⁾は、 α 量が増すと応力腐食割れ発生限界応力が高くなると述べている。また、 α 層は割れの伝ばを阻止すると述べており^{5), 6)}、二相組織が“置き割れ”に強い一つの理由と考えられる。

この結果をもとに、Photo. 1 の割れ発生位置を調べてみると、“置き割れ”部はいずれも高マンガン鋼母材と隣接する溶接金属部であり、母材の希釈によって C 含有量が多く、 γ 組織になった部分に相当する。底部溶接金属中央部に認められる割れも、高マンガン

Table 3. Effect of C and Cr content, or microstructure on the stress corrosion cracking.

Carbon content (%)	Cr content (%)			Total	Microstructure	
	Cr=13	Cr=16.5	Cr=21		γ	$\gamma + \alpha$
$\bar{C}=0.12$	0/3	0/3	0/3	0/9	0/3	0/6
$\bar{C}=0.26$	2/3	0/3	0/3	2/9	2/4	0/5
$\bar{C}=0.39$	3/3	3/3	1/3	7/9	7/7	0/2
Total	5/9	3/9	1/9	9/27	9/14	0/13

i) $\Delta/\square$: cracked specimens/total specimens.

ii) Stress : 50kg/mm²

iii) Corrosive solution : 3%NaCl

鋼の裏当て金が溶け込んだ位置であり (Fig. 1 参照)、右側の高マンガン鋼母材に隣接している割れと類似の位置にあるといえる。

5. 応力緩和による“置き割れ”の防止

5.1 応力除去焼鈍

前述したように、溶接部には約 30kg/mm² の引張応力が残存していた。この応力は Fig. 3 の 0.4 C-14 Mn-12Cr の溶接金属の割れ発生限界応力を約 10 kg/mm² 上廻っている。限界応力以下に残留応力を減らすことができれば“置き割れ”防止対策として有効

になるはずである。

Büller ら⁷⁾は 13%マンガン鋼の残留応力を比較的低温で、ある程度低減することができると述べている。

そこで、16Mn-16Cr 溶接継手部の残留応力を熱処理で除くことを検討した。応力を除去するには、できるかぎり温度を高くしたほうが有利であるが、脆化温度域に加熱することだけは避けなければならないので、加熱温度と脆化との関係を実験的に確認した結果を Fig. 5 に示す。

この結果をもとに、脆化の危険のない 300℃ および

Fig. 5. Relationship between the impact value of high Mn steel and the stress relief temperature.

400°Cでの応力除去処理の効果を調査した。母材および溶接金属から $1t \times 10w \times 60L$ の試験片を採取し、これに曲げ治具 (Fig. 6 参照) で弾性範囲内の強制歪を与えて熱処理した後、拘束を取り除き試験片の残留歪から応力の緩和量を求めた。この結果を Fig. 6 に示す。30~50kg/mm² の応力が300°C, 400°C・2 hr の焼鈍によって 20kg/mm² 程度にまで応力除去され、比較的低い温度で、意外に大幅な応力の低減ができることが確認された。なお、母材 (13%マンガン鋼) と

Fig. 6. Effect of low temperature stress relief on the residual stress.

溶接金属 (16Mn-16Cr 鋼) とは、ほぼ、同じ程度の応力解放が起ったことを示している。

しかし、熱処理後 20kg/mm² 程度の応力が残留するから、この処理だけでは“置き割れ”を完全に防止することはできない。

5. 2 ショットピーニング

残留応力を低下させるもう一つの方法として、引張残留応力を完全に取り去ることのできるショットピーニングを検討した。

レール溶接部を縦方向に2分割して、一方をショットピーニング処理し、他方をそのまま、それぞれ大気中に放置した。後者は、約3カ月後に割れが生じたが、前者は、6カ月後にも割れが生じなかった (おのおの $n=2$)。

6. 実体溶接継手による防止対策の効果の確認

前述のように、“置き割れ”防止対策としてはC量を少なくする、 $\gamma + \alpha$ 二相組織にすること、応力除去処理が有効であろうことを小試験片で推定してきた。ここでは、実体溶接継手にどのように応用するか、どのような効果があるかを確認した結果を述べる。

“置き割れ”対策を行った実体溶接部を、そのままの状態で行った試験のために、JIS Z 2371 の塩水噴霧試験を行った。

まず、溶接金属のC量をすくなくする方法として、低炭素の溶接棒で、小入熱の溶接を行い、高炭素の母材の溶込みをできるかぎりすくなくするような肉盛をする方法 (バタリング) がある。これによって、その後溶接する部分の金属を低炭素で $\gamma + \alpha$ の二相組織にすることができる。

Fig. 7. Effect of each treatment on the cracking of weldmetal under the 5% NaCl moisture.

Fig. 7 (I) はバタリング溶接の効果を示す。バタリング溶接に25Cr-12Ni系の溶接棒を使用した(b)の場合は、30日間の試験後も接合溶接部には割れは発生しなかった。しかし、バタリング層には24日後に割れが認められた。対策前のものに比べれば割れに対する抵抗は高まっているが、割れを完全に防止できるまでには至っていない。これは母材に接する第1層のバタリング層は、いくつかの母材溶込みをさけられないから、C量が増加し、かつ、 γ 組織になったことによると考えられる。そこで、バタリング層を適量の α を含む $\gamma + \alpha$ 二相組織にするために、フェライト系溶接棒(25Cr-4Ni)でバタリングした。この結果、約10%の α を含む $\gamma + \alpha$ 組織が得られ、この溶接部(c)は、30日経過後も接合部はもちろんバタリング層にも割れは発生しなかった。

Fig. 7 (II) は応力除去焼鈍の効果を示す。従来の施工法によるレール溶接部(a)は、試験開始後2日で割れが発生したのに対して、同様に施工した溶接レールを425°C・2hrの応力除去焼鈍した場合(e)は23日目の検査で割れが認められた。350°Cの応力除去処理(d)はほとんど効果がなかった。すなわち、応力除去処理が“置き割れ”防止にある程度効果があることを示しているが、先にも述べたように、これだけでは十分ではなかった。

Fig. 7 (III) はショットピーニング処理の効果を示す。(a)の溶接のままのレールに、スチールショットS 200 (JIS G 5903)をアークハイト12"/1000(アルメンCスケール)の強さでショットした。(a)に直接ショットピーニングを施した(f)も、また、350°Cの応力除去(この処理のみでは、前述のように効果は少なかった)後ショットピーニング処理を施した(g)も割れ防止に効果が認められた。ショットピーニングが応力腐食割れ防止に有効なことは渡辺ら⁸⁾によっても述べられている。

7. 敷設用実体レールの試作

溶接方法の概要を Fig. 8 に、使用した溶接材料を Table 1 に示す。“置き割れ”防止対策としては、効果があると思われる処理をすべて取り入れて試作した。

- (1) 高マンガン鋼レール開先面のバタリング溶接
全長が約4,200mmの高マンガンクロッシングの本線側両端の開先面に25Cr-4Ni系溶接棒(3.2mm ϕ)を用いて、100Aで1層のバタリングをした。
- (2) 炭素鋼レールのバタリング溶接
長さ1,500mmの炭素鋼レールを380~400°Cに予熱

Fig. 8. Outline of improved welding procedure.

し、その端部の開先面に25Cr-12Ni系溶接棒(3.2mm ϕ)を用いて、110Aで2層バタリングした。その上に、4.0mm ϕ の16Mn-16Cr系溶接棒を用いて130Aで、さらに一層のバタリングをした。

(3) 接合溶接

まず、腹部を16Mn-16Cr系被覆溶接棒を用いて接合し、つぎに、頭部、底部の開先内を2層溶接した。

たまたま溶接の自動化についても並行して研究していたので、この実用テストも兼ねて、開先内の残り部分については半自動溶接で肉盛溶接した。溶接電流は280~300A、被包ガスは作業性の良いAr+10%CO₂にした。運棒はストレート、溶接速度は400~450mm/minとした。溶着鋼のフェライト量は1%~5%の範囲となった。

(4) 応力除去焼鈍

溶接部を管状炉で囲み、350°Cに1hr保持して炉冷した。Averyら⁹⁾によると高マンガン鋼は371°Cでも脆化したと報告しているので、安全をみて処理温度を350°Cにした。

(5) ショットピーニング処理

クロッシングの全面にショットピーニング処理を行った。その条件は、

スチールショット : S 200 (JIS G 5903)

粒 度 : 直径1.7mm以上が60%

アークハイト : 12"/1000(アルメンCスケール)であった。

8. 敷設テスト

“置き割れ”防止対策を施した高速用高マンガンクロッシング2セット（溶接箇所：計4箇所）を昭和45年と46年に、東海道線辻堂駅構内に敷設した。

敷設後、定期的に“置き割れ”発生の有無を検査しているが、すでに6年または5年以上を経過した現在まで、割れは全く認められない。

この結果は、“置き割れ”防止対策が有効であったことを証明している。

この時点での問題点として、対策の簡略化（対策を一つだけにすること）があった。この点について、その後検討した結果、各種対策のなかでもショットピーニングは極めて有効な対策であり、ショットピーニング処理単独で“置き割れ”を防止できることを確認した。

9. 総 括

高マンガン鋼溶接部に溶接後数ヶ月して自然に割れが発生してくることがわかり、これを“置き割れ”と呼び、その発生原因、対策について検討した。その結果、

- (1) 16Mn-16Cr 系の溶接金属に発生する“置き割れ”は、溶接残留応力と大気中の腐食性物質とによって起る一種の応力腐食割れと思われる。
- (2) 腐食液として、3～5%食塩水を用いて、“置き割れ”を促進試験できることがわかった。
- (3) “置き割れ”防止対策としては
 - (a) 炭素含有量を少なくする
 - (b) $\gamma + \alpha$ の二相組織にする
 - (c) 応力除去処理
 - (d) ショットピーニング処理

が有効であった。

- (4) 上記“置き割れ”対策を採用した施工法で2組の高速用クロッシングを試作し、敷設テストした。すでに6年または5年以上を経過したが、割れは全く認められておらず、対策が有効であったことが証明された。

なお、本研究は日本国有鉄道鉄道技術研究所との共同研究の一部として完遂されたものであり、御懇篤な御指導を賜った元鉄道技術研究所溶接研究室長 安藤精一博士、大井一郎博士、現在同研究室主任研究員 木俣登博士ならびに敷設テストに御協力いただいた国鉄の関係各位に深甚な感謝の意を表します。また、元大同製鋼㈱保田正文博士、築地工場鋳鋼事業部の関係各位にもご援助いただき厚くお礼申しあげます。

（文 献）

- 1) 溶接学会編 溶接便覧新版，丸善株式会社出版
- 2) F. Danhier : W. J., 33 (1953) 3, 155
- 3) 福井，浅田：鉄と鋼，54 (1968) 12, 1290
- 4) G. Riedrich, H. Kohl : Berg-u. Hüttenmännische Monatshefte, 108(1953) 1, 1
- 5) M. G. Fontana, F. H. Beck, W. Flowers : Metal Progress, 80 (1961) 6, 99
- 6) 渡辺，向井，横山，岡：溶接学会誌，33 (1964) 10, 908
- 7) H. Büler, E. Herrman : Arch. Eisenhüttenwes., 27 (1956) 4, 269
- 8) 渡辺，渡辺：日本機械学会論文集（第3部），29 (1963) 199, 614
- 9) Avery. Chapin : W. J., 34 (1954) 5, 459