

© 1986 ISIJ

Cr-Mo 鋼と肉盛溶接ステンレス鋼境界部の水素剥離割れの防止

.....
 論 文

橋本 勝邦*・乙黒 靖男*²・斉藤 俊明*
 小池 弘之*³・宮本 勝良*⁴

Prevention of Hydrogen Induced Disbonding at the Interface between Cr-Mo Steel and Stainless Steel Overlay Weldment

Katsukuni HASHIMOTO, Yasuo OTOGURO, Toshiaki SAITO,
 Hiroyuki KOIKE and Katuyoshi MIYAMOTO

Synopsis:

Countermeasures against hydrogen induced disbonding at the interface between 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel and overlaid stainless steel weldment in reactor vessels which are operated under high hydrogen pressures at elevated temperatures were investigated from the viewpoint of base steel and overlaid stainless steel respectively.

It is known that the disbonding is caused by formation of carbide after post weld heat treatment and accumulation of hydrogen during cooling at shutdown at the interface. As for base steel, 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo steel plate with surface layer 2-3 mm thick of low carbon concentration could prevent the disbonding under ordinary operation condition for direct desulphurizer of heavy oil. The thickness of the low carbon layer could be decreased by decreasing the carbon concentration. It was considered that prevention of the disbonding was realized at carbon concentration less than 0.05~0.06% at the interface.

As for overlaid stainless steel, the effect of the amount of δ ferrite on the disbonding was investigated. It was found that more than 18% of δ ferrite after post weld heat treatment was required to prevent the disbonding. δ ferrite seemed to be effective because of decreasing hydrogen content at the interface by increasing mean diffusion rate of hydrogen in the overlaid stainless steel.

1. 緒 言

高温高圧水素環境下で操業される重油直接脱硫装置などの高温反応容器には、高温強度および水素侵食防止の観点から、通常 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼が使用されている。また、その内面には硫化水素による腐食防止を目的として、オーステナイト系ステンレス鋼が肉盛溶接されている。ところが、この種の圧力容器には、運転停止後に母材 Cr-Mo 鋼と肉盛溶接ステンレス鋼との境界に沿って、水素剥離割れ (Disbonding) と呼ばれる割れが発生することがあり、その防止策が課題となつている。

水素剥離割れの要因は、母材と肉盛溶接ステンレス鋼境界における脆化域の形成および水素の集積と考えられている。前者は肉盛溶接後の後熱処理 (PWHT) によつ

て母材中の C が固溶限の大きい肉盛溶接ステンレス鋼へと移行し、その境界に炭化物が多量に析出することによつて起こる。また、後者は高温高圧水素雰囲気中で運転中に容器壁に吸蔵された水素の運転停止後の拡散で起こるが、母材の水素の固溶限の温度依存性がステンレス鋼より大きいことに加えて、オーステナイトステンレス鋼の拡散速度が非常に小さいためと考えられている。

この水素割れ感受性は PWHT 温度が高いほど増大することが報告¹⁾されているが、この PWHT は溶接継手部の応力除去および材質改善のために省くことはもちろん不可能であり、その上耐水素侵食性の観点からは PWHT 温度の高いほど水素に対して安定な炭化物が生成される²⁾ので、あまり PWHT 温度を低くすることはできない。

昭和 59 年本会講演大会にて発表 昭和 60 年 12 月 26 日受付 (Received Dec. 26, 1985)

* 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター (Plate, Bar, Shape & Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*² 群馬大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Gunma University)

*³ 日鉄溶接工業(株)研究所 (Research Institute, Nippon Steel Welding Products and Engineering Co., Ltd.)

*⁴ 新日本製鉄(株)特別基礎第三研究センター (Fundamental Research Lab.-III, Nippon Steel Corp.)

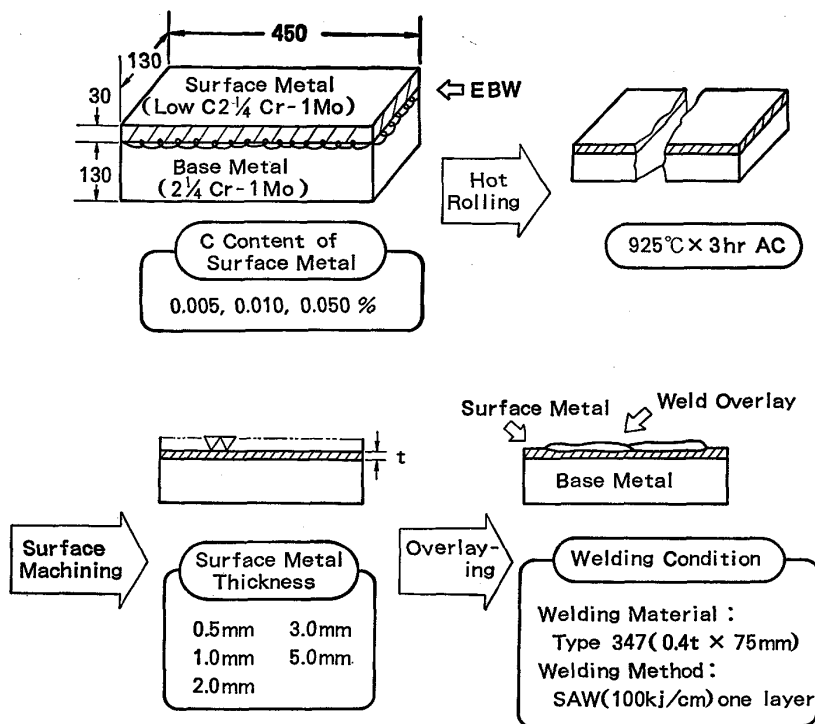


Fig. 1. Fabricating process of test specimens.

これまで水素剥離割れ対策としていくつかの方法^{3)~8)}が提案されているが、本報では母材表層部の低炭素化および肉盛溶接ステンレス鋼の組織の影響について報告する。

2. 試料の作成と実験方法

表面に低炭素の層を有する鋼板を作成する方法はいろいろあるが、本実験においては圧延クラッド法を用いた。Fig. 1に供試鋼板の製作手順を一括して示す。母材はTable 1に示す化学組成を有する市販の2 1/4Cr-1Mo鋼を用い、表層部には耐水素侵食性を考慮して母材と同じ成分系で、C量の目標値を0.005, 0.01, 0.05%の3水準とした低炭素鋼を用いた。この表層部材用の低炭素鋼を30mmの厚さに圧延した後、130mm厚さの母材に重ねて、その境界の4周を電子ビーム溶

Table 1. Chemical composition of 2 1/4 Cr-1 Mo steel used in the experiment.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al
0.14	0.17	0.57	0.006	0.005	2.39	1.09	0.007

接により溶接した後に60mm厚さに熱間圧延した。その後極厚鋼板の焼入れに相当する焼ならし(925°C×3h→空冷)を行つた後表層部低炭素層の厚みを変えるための機械加工を行つた。この低炭素層の厚さはその後行う肉盛溶接の溶込みによって変化するが、肉盛溶接前の状態で0.5, 1, 2, 3, 5mmの5水準とした。

その後Type 347を用いて肉盛溶接を行い、引き続き690°C×21hのPWHTを施した後、Fig. 1の最後に示した試験片寸法に機械加工をした。

なお肉盛溶接ステンレス鋼成分の変化による水素剥離

Table 2. Overlay welding materials, and chemical composition and microstructure of the weldment.

Specimen	Hoop electrode	Amount of added elements to the flux*			Chemical composition of overlaid stainless steel					SCHAEFFLER diagram		
		Cr	Ni	Mn	C	Mn	Ni	Cr	Nb	Ni _{eq}	Cr _{eq}	δF (%)
1	347S	4.7	—	1.2	0.048	1.53	9.48	18.42	0.61	11.7	19.3	4.6
2	308L	—	—	1.2	0.037	1.74	8.81	17.11	—	10.9	17.7	1.8
3	308L	13.0	—	1.1	0.042	1.73	8.35	18.26	—	10.9	18.9	7.6
4	308L	19.9	—	1.0	0.042	1.71	8.42	21.47	—	10.5	22.1	16.8
5	308L	31.0	—	0.9	0.043	1.61	7.94	23.69	—	9.9	24.3	35.0
6	308L	39.0	—	0.8	0.043	1.59	7.87	27.01	—	9.9	27.6	65.5

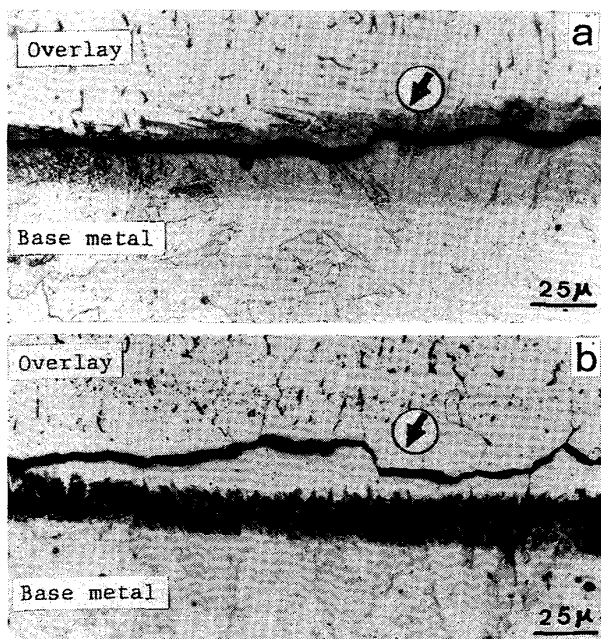
* Base composition of the flux (wt%)
15SiO₂-25Al₂O₃-15T. Ca-19MgO-Others

割れ試験に対しても Table 1 に示す化学成分の市販の $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼厚板 (130 mm) を用い、肉盛溶接ステンレス鋼の組織すなわち成分調整は電極の種類とフラックス中の添加元素量によつて行つた。各肉盛溶接ステンレス鋼の化学成分および SCHAEFFLER の組織図にもとづく δ フェライト量を Table 2 に示す。

試験片への水素チャージは水素圧 200 kgf/cm²、温度 450°C のオートクレーブ中に 48 h 保持して行い、その後室温まで空冷した。水素剝離割れ発生の程度は超音波ホログラフィーで調査し、さらに UST 欠陥箇所を切断し、顕微鏡により断面の割れ観察を行つた。また、肉盛溶接部境界における C, Ni, Cr などの濃度変化を EPMA による Line Scanning によつて、あわせて調査した。

3. 実験結果と考察

まず初めに、断面の割れ観察により得られた水素剝離割れ状況を現す断面組織写真を Photo. 1 に示す。割れは酒井ら⁹⁾の形態分類による Type I に相当する。肉盛溶接ステンレス鋼と母材の境界に生成した炭化物析出層の中を伝播するもの (Photo. 1a)、および Type II に相当する。境界に隣接する粗大オーステナイト結晶粒界を伝わるもの (Photo. 1b) の二種類が観察された。これらはいずれも母材から移動した C とステンレス鋼中の Cr が結合して生成した Cr_{23}C_6 の存在により、その部分が脆化して割れが伝播するものと考えられる。そして

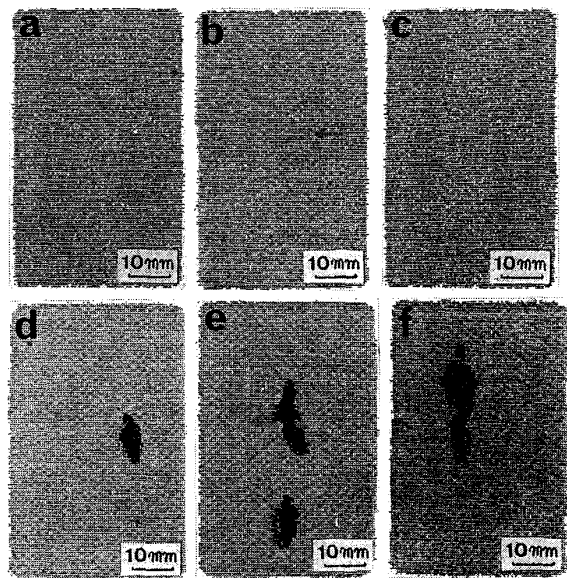


a : Crack through carbide layer
b : Crack along coarse austenite grain boundary

Photo. 1. Types of hydrogen induced disbonding.

き裂の発生原因としては酒井らが指摘するように水素による遅れ破壊と考えられる。

次に実験条件としての PWHT 温度をきめるためにその影響を調査した。PWHT 条件としては溶接まま、500°C および 600~750°C の 50°C おきの 6 条件とし、それぞれ 21 h 保持を行つた。その後前述の条件で水素チャージを行い、UST により境界の剝離状況を調べた結果、Photo. 2 に示すように 650°C を超すと剝離割れを生じ、PWHT 温度が高くなるほど割れの程度が激しくなる傾向が観察された。PWHT による境界炭化物の生成状況を Photo. 3 に示すが、PWHT 温度の高いほど炭化物層の幅も広くなり、しかも明瞭になつてくる。その境界部の C 濃度変化を EPMA により測定した結果



a : As welded b : 500°C c : 600°C
d : 650°C e : 700°C f : 750°C

Photo. 2. Effect of PWHT on degree of disbonding detected by UST.

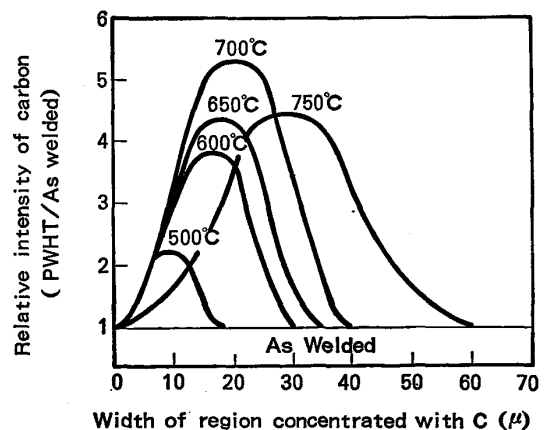
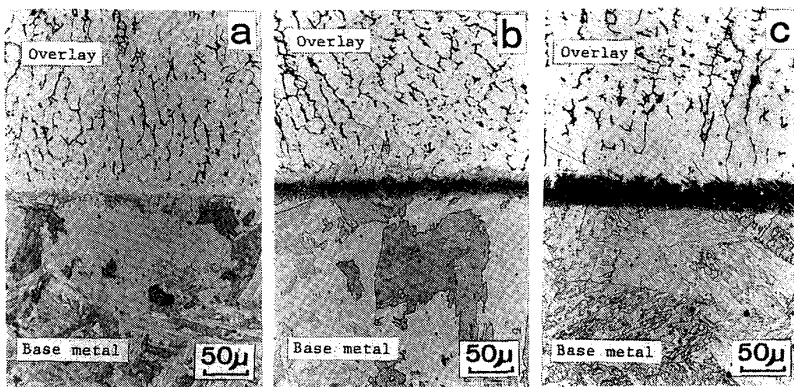


Fig. 2. Effect of PWHT temperature on C concentration at the interface between $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ steel and overlaid stainless steel.



a : As welded b : PWHT 600°C c : PWHT 700°C
 Photo. 3. Microstructural change with PWHT temperature at the interface ordinary 2 1/4 Cr-1 Mo steel and overlaid stainless steel.

を Fig. 2 に示すが、溶接ままではCの濃化すなわち炭化物の生成はなく、PWHT 温度が高くなるほどC濃化層の幅が広がってくる。しかしこのピーク濃度は700°Cの場合が最大であり、750°Cになると幅は広がるが、ピーク高さはかえって低下してくる。そこで以下の実験においては最大ピークを示す条件に近い690°Cを用い、時間は極厚鋼板に対して用いられるテンパーパラメーター $(T.P. = T(20 + \log t))20.5$ に相当する21hを用い

た。

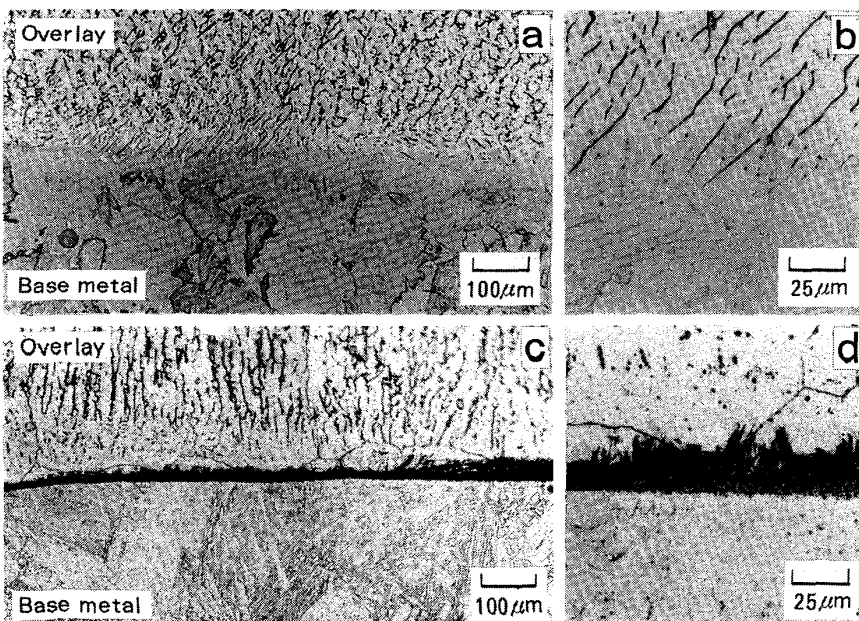
上記実験条件により、まず表層低炭素鋼板の水素剥離割れ実験を行った。Table 3 に表面層の炭素濃度、厚みの変化に応じた水素剥離割れの検出状況を示す。表面低炭素層の厚みが1mmまではC量の多少にかかわらず、すべての試験片に割れが発生した。断面組織観察による割れ検査の結果、これは本実験での肉盛溶接時の溶込み深さが0.5~1.0mm程度あるため、低炭素層がほとんど溶融してまざり合ってしまった、その効果が十分に発揮されないためであることが分かった。表層部の厚さが2mmになるとC濃度の大小によつてその効果が変わり、0.005%という極低炭素の場合には割れは発生しないが、0.01, 0.05%の場合には中程度の割れが発生する。さらに3mm以上に厚くなると割れは発生せず、水素剥離割れ防止が可能になる。

Table 3. Relation between C content and thickness of low C 2 1/4 Cr-1 Mo steel layer, and degree of disbonding.

C(%) t(mm)	0.5	1.0	2.0	3.0	5.0
0.005	●	●	○	○	○
0.010	●	●	◐	○	○
0.050	●	●	◐	○	○

●Disbonding ◐Slight disbonding ○No disbonding

次に母材表層部の低炭素化によるPWHT時のC移行抑制の機構を明らかにすべく、母材と肉盛溶接ステンレス鋼との境界部近傍の性状について調査した。



a, b : As welded
 C ; 0.010% t ; 0.5mm
 c, d : PWHT (690°C x 21h)
 C ; 0.010% t ; 0.5mm

Photo. 4. Microstructural change with PWHT at the interface between low carbon 2 1/4 Cr-1 Mo steel and overlaid stainless steel.

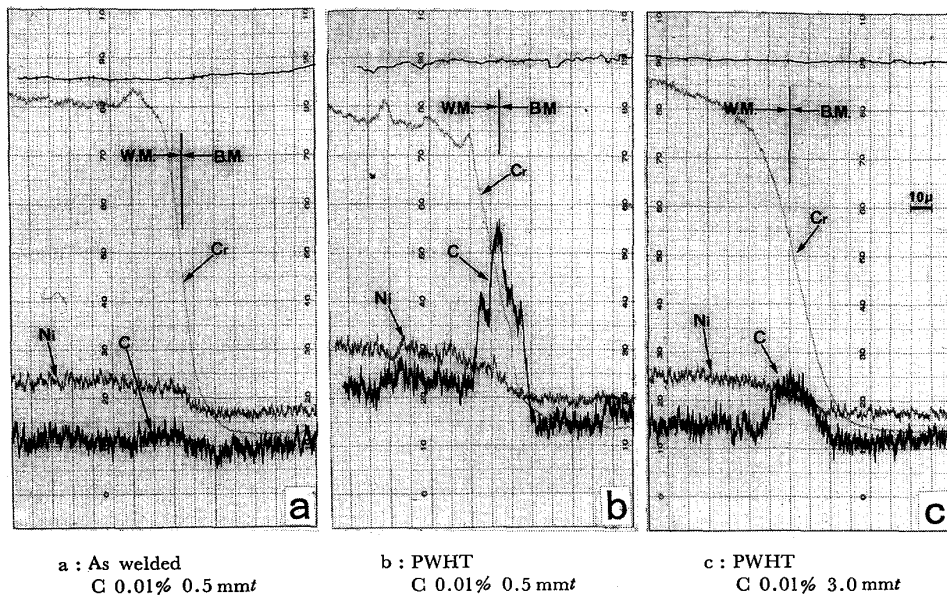


Fig. 3. Lineal analysis of carbon by EPMA near the interface between $2\frac{1}{4}$ Cr-Mo steel and overlaid stainless steel.

Photo. 4 に PWHT による境界部近傍のマイクロ組織変化を示す。肉盛溶接ステンレス鋼は母材に比べて C の固溶限が高いため、PWHT を行くと母材中の C がステンレス鋼側へ移行し、その境界部に電子線回折により $M_{23}C_6$ と同定された炭化物が帯状に析出してくる。その際低炭素層の厚みが増すほど炭化物析出層が不明瞭になってくる。境界部近傍での元素の移動の状況を調べるために EPMA により C, Ni, Cr の線分析を行った。(電子ビームは境界部に対して直角に $10\ \mu\text{m}/\text{min}$ の速度で走査した) その結果を Fig. 3 に示す。Cr, Ni 濃度は境界部分から急激な遷移はあるが、低炭素層の厚みおよび PWHT の有無に関係なく、ほぼ同じ分布状態を示す。

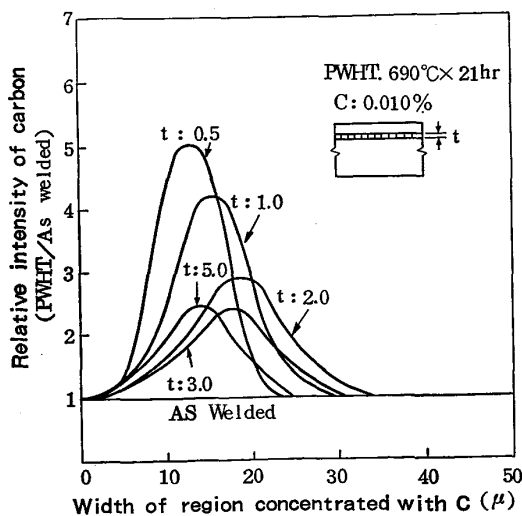


Fig. 4. Effect of thickness of low carbon layer on C concentration at the interface between $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo steel and overlaid stainless steel.

す。C は溶接ままでは Fig. 3a に示すようにピークは見られず、なだらかに遷移しているが、PWHT を行くと境界部に著しいピークが生ずる。しかし同じ PWHT を行っても Fig. 3b と c の比較から明らかなように表層の低炭素層の厚みが厚いとピークは低くなる。Fig. 4 に PWHT 後の低炭素層厚みと境界炭化物層の幅およびピーク C 濃度 (溶接のままに対する比率) との関係を示す。低炭素層の厚みが増すほど C の相対強度は低くなり、母材表層部の低炭素化が PWHT 時における C の境界への集積を抑制する効果のあることが分かる。

そこで、PWHT の際の母材から低炭素層を通してオーステナイトステンレス鋼肉盛溶接境界部への C の拡散を概略計算してみた。

実際の重油直接脱硫装置のごとき反応容器を想定し、本実験のような考えを適用した場合の母材低炭素層近辺の C 濃度の変化を模式的に示すと Fig. 5 のようになる。

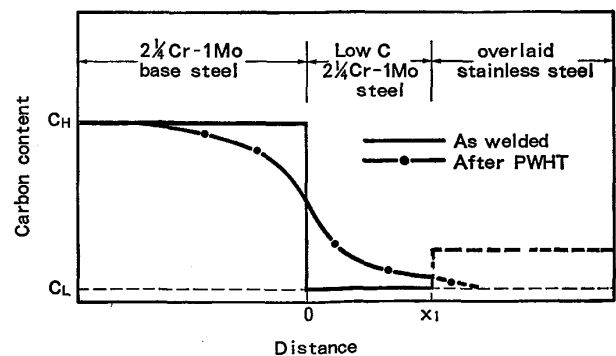


Fig. 5. Carbon concentration change in the surface layer.

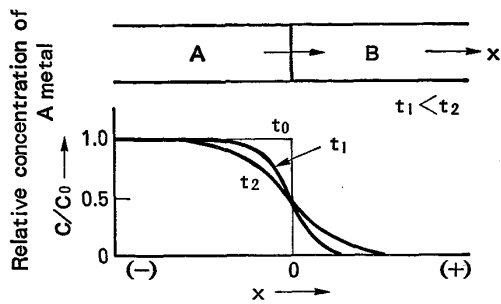


Fig. 6. Compositional change in the vicinity of the interface between A and B metals during heating.

ただしその上に肉盛りされたステンレス鋼まで考えに入れるとその活量なども不明のため解析が困難になるので、単純化してステンレス鋼を除いて母材と低炭素層の間の拡散のみを考え、しかも低炭素層は無限に続いているとして Cr-Mo 鋼と肉盛り溶接ステンレス鋼の境界に相当する x_1 点での C 濃度を推定してみた。(すなわち、ここで計算される C 濃度は、実際に割れが発生する炭化物析出層のものでなく、炭化物析出層に相当する位置のものである。)

一般に Fig. 6 のように純金属 A と B の棒を接合し、それを一定温度 TK で t_s 加熱した場合、接合面からの距離 x 位置における濃度 C は (1), (2) 式を用いて表されることが知られている。

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (1)$$

$$C(x, t) = C_0/2 \cdot [1 - \operatorname{erf}(x/2\sqrt{Dt})] \dots\dots\dots (2)$$

ここで

D : 温度 T における A 金属の B 金属中での拡散係数

D_0 : 頻度因子

Q : 拡散の活性化エネルギー

R : ガス常数

erf : ガウスの誤差関数

これを本実験に適用すると (3) 式のように変形される。

$$C(x, t) = C_L + (C_H - C_L)/2 \cdot [1 - \operatorname{erf}(x/2\sqrt{Dt})] \dots\dots\dots (3)$$

ここで

Table 4. Calculated carbon content at the interface between $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo steel and stainless steel overlay weldment.

** *	0.5	1.0	2.0	3.0	5.0
0.005	0.064	0.050	0.027	0.016	0.006
0.010	0.067	0.054	0.031	0.021	0.011
0.050	0.091	0.081	0.065	0.058	0.050

* Thickness of low carbon layer (mm)
** C content of low carbon layer (%)

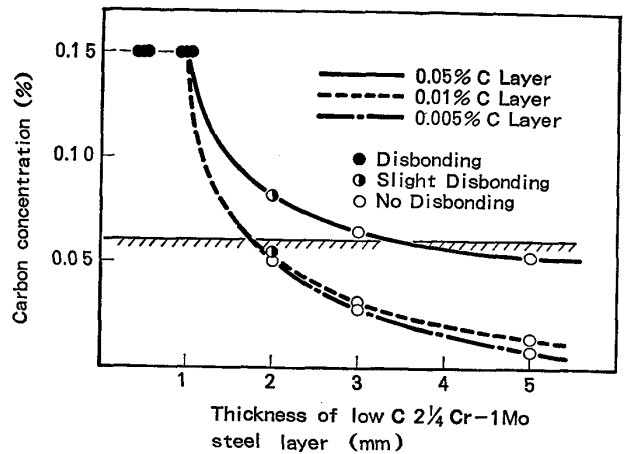


Fig. 7. Carbon concentration at the interface between $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo steel and overlaid stainless steel.

C_H : $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼母材の C 濃度

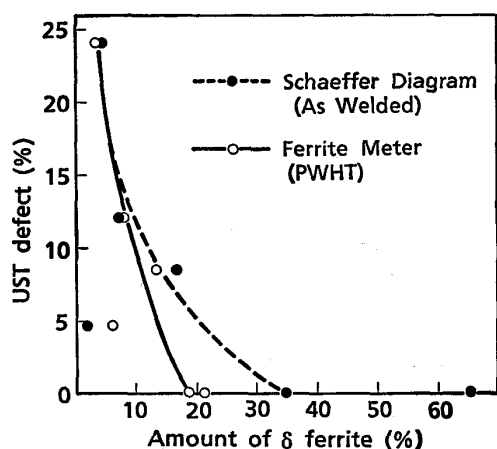
C_L : $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼低炭素材の C 濃度

(3) 式より前記実験の C 量および厚さの低炭素層を有する鋼板に対してステンレス肉盛り溶接境界部における C 濃度を求めた。この場合の D の計算は P. L. GRUZIN ら¹⁰⁾の実験による数値を用いた。結果の一覧を Table 4 に示すが、低炭素材として C 量 0.005, あるいは 0.01% を用いた場合はその厚みがかかなり薄くても境界の C 量を低く抑えることができるが、0.05% とした場合には相当に厚くすることが必要なことがわかり、実際の割れとの対応があることになる。しかしながら前述のとおり、ステンレス鋼の肉盛り溶接の際母材側に 0.5~1mm 程度溶込みを生ずるために、実際の低炭素層の厚みを 1mm 程度減じて考える必要がある。そのような観点から初期低炭素層厚みとステンレス鋼境界の炭素量との関係を修正して示したものが、Fig. 7 である。これを見ると 0.01% C の 2mm 厚と 0.05% C の 3mm 厚の間に逆転現象はあるものの、大まかにみて境界炭素量と水素剥離割れの間密接な関係のあることが裏付けられた。これは、境界の炭素量が低くなると、境界およびそれに隣接する粗大オーステナイト結晶粒界に析出する炭化物が減少し、脆化を軽減するためと考えられる。なおこの図の中での若干のくい違いは表面低炭素鋼板製作時の板厚精度、肉盛り溶接の際の溶込み量の違いなどによるものと考えられる。この結果から若干の誤差を含んでいたとしても、前述の仮定のもとに計算した剥離割れを生じないための境界炭素量の上限はおおよそ 0.05~0.06% と推定される。

次に二相ステンレス鋼肉盛り溶接による水素剥離割れ実験の結果について述べる。Table 5 に各試料の δ フェラ

Table 5. Amount of δ ferrite in overlaid stainless steel and UST defect indicating disbonding.

Specimen	δ Ferrite (%)			UST defect (%)
	SCHAEFFLER diagram	Ferrite meter		
		As welded	After PWHT	
1	4.6	4.3	3.5	24.0
2	1.8	4.5	6.2	4.6
3	7.6	8.2	7.8	12.0
4	16.8	13.2	12.6	8.4
5	35.0	29.0	18.6	0
6	65.5	>50	21.0	0

Fig. 8. Relationship between UST defect % in area and amount of δ ferrite.

イト量と UST による欠陥面積率を示す。 δ フェライト量の影響については、SCHAEFFLER の組織図が溶接ままの組織を示しているため実際に水素剝離割れを生ずる時点の組織と必ずしも対応を示していないと考え、PWHT 後のフェライト量をフェライトメーターにより再度測定しなおした。 Fig. 8 に UST 欠陥面積率と SCHAEFFLER 組織図による δ フェライト量およびフェライトメーターによる PWHT 後のフェライト量の関係を示す。 いずれもよい相関を示し、あるフェライト量をこすと水素剝離割れを生じなくなる。 この臨界値は SCHAEFFLER 組織図から判断すれば約 35% であり、PWHT 後のフェライトメーターによる値からは約 18% ということになる。 SCHAEFFLER 組織図と PWHT 後のフェライト量に差があるのは、前者が溶融金属からの急冷であり、状態図的には甚だしく非平衡状態のためである。 このことは Table 5 における溶接ままおよび PWHT 後のフェライトメーターによる測定値の比較からも明らかであり、PWHT の間に平衡状態に近づこうとするためである。 このことは著者の一人による実験結果¹¹⁾からも裏付けられることで、 δ フェライト量は溶体化処理温度の低下と

ともに減少することおよび PWHT 温度に相当する温度での時効によつて δ フェライトが分解し、その量を減ずることが報告されている。

したがつて水素剝離割れ防止の観点から、肉盛溶接を SCHAEFFLER 組織図をもとに管理してもよいことになる。 一方、Table 5 の試料 2 は Fig. 8 において、 δ フェライト量が少ないにもかかわらず欠陥面積率が低い。 この理由は試料 2 の組成がオーステナイト、 δ フェライトおよびマルテンサイトの 3 相が現れる成分範囲にあり、SCHAEFFLER 組織図で計算される δ フェライト量より実質的にフェライト量が多いことに加えて、マルテンサイトの存在がフェライトとしてより有効に働いているものと考えられる。

ところでフェライト量が増加すると水素剝離割れが軽減される理由は以下のことが考えられる。 すなわち、水素剝離割れの要因は母材と肉盛層境界における炭化物の析出による脆化域の形成および水素の集積であると考えられている。 前者については Photo. 5 に示すように、試料 3 と 5 の比較から境界炭化物の析出状態に大差はない。 しかるに後者の母材とステンレス鋼境界部の水素の集積は、母材の水素の固溶限の温度依存性がオーステナイトステンレス鋼に比べて大きいことに加えて、オーステナイト中での水素の拡散速度が非常に小さいことに起因するわけであるので、肉盛溶接ステンレス鋼中に δ フェライトを生成させて、平均的に水素の拡散速度を高めることは水素の集積を抑える効果があると考えられる。 そして、これは境界におけるステンレス鋼側の水素濃度を減少させて、境界に隣接する粗大オーステナイト結晶粒界割れを軽減するばかりでなく、境界炭化物析出層の

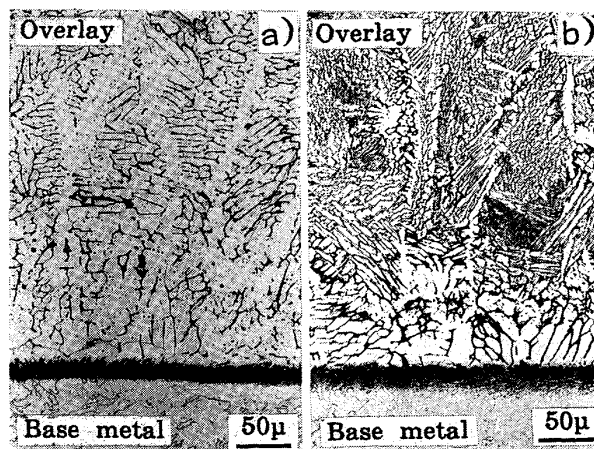
a) No. 3 specimen δ F 7.8% UST defect 12%
b) No. 5 Specimen δ F 18.6% UST defect free

Photo. 5. Microphotographs near the interface between $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo steel and stainless steel overlay weldment.

水素濃度も減少させ、この割れも低減させるものと考え
る。

このことについて以下に示す水素透過実験によつて調
べてみた。

試験片は 30 mmφ×2 mm のものを用い、200°C、200
kgf/cm² の水素雰囲気から 16.7 mmφ の窓を通して拡
散してくる水素量をとらえ水素透過速度を測定した。温
度 200°C は水素暴露温度 450°C からの冷却過程での
水素の逸逃を評価するための代表温度として選んだもの
である。

一例として溶接ままのフェライト量 4.3% と 61% の
ものを比較すると水素透過速度はそれぞれ 0.003, 0.023
cm³/cm²/h とほぼ 1 桁異なり、フェライト相が存在す
ることの効果が顕著なことが認められた。

4. 結 論

高温高圧の水素環境下で使用されることの多い 2¹/₄
Cr-1Mo 鋼製反応容器でしばしば問題となるステンレス
鋼肉盛溶接部境界での水素剥離割れ対策として、Cr-Mo
鋼側および肉盛層側の視点から、それぞれ表面の低炭素
化、 $\delta + \gamma$ の二相ステンレス肉盛りを検討し、以下の結
論を得た。

(1) 0.05% 以下の C 濃度を有する低炭素鋼を鋼板
表面に付与することにより、通常重油直接脱硫装置操
業条件下での水素剥離割れを防止できることがわかつ
た。

(2) 表面 C 濃度をより低くすることにより、この低
炭素層の厚みをいつそう低減することが可能である。

(3) 仮定をもとに母材から低炭素層を通して移動す

る C の拡散を概算した結果、割れを防止するための境界
における濃度は約 0.05~0.06% 以下と推定された。

(4) ステンレス肉盛溶接の立場から水素剥離割れを
防止するために必要な δ フェライト量は PWHT 後で約
18% 以上である。

(5) δ フェライトの役割りについてはオーステナイ
ト中に分散して肉盛層全体の平均的水素拡散速度を高め
ることにあると考えられる。

文 献

- 1) 内藤勝之, 岡田八郎, 渡辺十郎, 大西敬三, 千葉
隆一: 圧力技術, 18 (1980), p. 271
- 2) 満尾利晴, 斎藤俊明, 山戸一成: 鉄と鋼, 68
(1982), S 1402
- 3) 菊田米男, 荒木孝雄, 米田理史, 塩野啓二, 西川
佳弘: 溶接学会論文集, 2 (1984), p. 470
- 4) 大前 堯, 吉田康之, 若元郁夫, 三浦 讓, 小林
敏郎, 富山 久: 溶接学会全国大会講演概要, 34
(1980), p. 210
- 5) 安田功一, 中野昭三郎, 今中拓一: 溶接学会全国
大会講演概要, 35 (1984), p. 130
- 6) H. OKADA, K. NAITO, J. WANABE, K. OHNISHI
and R. CHIBA: Proc. The 1st Int. Conf. on
Current Solutions to Hydrogen Problems in
Steels (1982), p. 331 [ASM]
- 7) T. SAKAI, K. ASAMI, M. KATSUMATA, H. TAKADA
and O. TANAKA: 同上, p. 340
- 8) 吉田康之, 岡本善一郎, 若元郁夫, 竹本 惺, 配
管技術, 2 (1985), p. 78
- 9) 酒井忠迪, 浅見 清, 勝亦正昭, 高田 寿, 田中
治, 竹馬一紘: 第 89 回溶接冶金研究委員会資料,
W-889-82 (1982)
- 10) P. L. GRUZIN, V. G. KOSTOGONOV and P. A.
PLATANOV: Dokl. Akad. Nauk. USSR, 100
(1958), p. 1069
- 11) 乙黒靖男, 中川龍一: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 776