連載講義

溶接構造の損傷とその防止

Failures and Their Prevention of
Welded Structures

II 各種構造物の損傷とその防止対策*

Failures of Welded Structures
and Their Preventions

II-1 溶接欠陥の種類・原因および対策*

峰 久 節 治**

Kind, Cause and Countermeasure of Welding Defect*

by Setsuji Minehisa**

概 要

溶接構造物の損傷には溶接施工中に生じるものと、使用中に生じるものがある。本稿では前者のうち、溶接士の技量不足によって生じるスラグ差込み、融合不良などを除き、溶接技術者が溶接前に検討を十分行うことによって防止できる溶接部の割れやぜい化などの欠陥の発生原因を述べるとともにその防止法についても述べる。なお、最近、ステンレス鋼の肉盛溶接が高温高圧の压力容器に対して施工されているが、これが水素環境下で使用されるとはく離現象を生じることがあるので、これについても述べる。

1. 結 言

溶接構造物の安全性・信頼性の向上をはかることは溶接技術者の最大の責任である。そのため、溶接技術者はどのようにして無欠陥の溶接継手を作るかの検討を常日頃から行っておく必要がある。

溶接欠陥には気孔・スラグ巻込み・溶込み不良・融合不良・割れなどのほかに、種々のぜい化現象がみられる。これらの欠陥の中、前4者は溶接士の技量不足により発

生することが多いのに対して、割れや、ぜい化現象は溶接技術者の溶接施工前の検討が不十分なときに発生することが多い。

特に、最近のように構造物の使用環境がきびしくなると、使用される鋼材が高級化してくると、溶接技術者の事前検討が十分に行われていない場合には、予期しない欠陥を生じて、溶接構造物の大事故を起す可能性が大きくなる。

本稿では溶接士の技量不足が主原因となる溶接欠陥の説明は省略して、割れや、ぜい化現象を中心に説明する。

2. 溶接割れ

溶接継手に生じる割れには、変態終了後に生じる低温

*原稿受付 昭和58年2月3日

**正 員 日立造船(株)技術研究所 Member, Technical Research Institute, Hitachi Zosen Corporation.

表 1 溶接割れの種類とその原因

発生温度	割れ名称	溶接発生場所	割れの形状例	原因	一般的対策
低温割れ	ルート割れ(縦割れ)	HAZ WM		①拡散性水素 ②鋼材の硬化性 ③拘束度 ④応力集中	○予熱, 後熱施工 ○低水素系溶接棒の使用とこれの乾燥
	縦割れ	HAZ WM		①拡散性水素 ②鋼材の硬化性 ③溶接線に直角方向の拘束力	同上
	横割れ	HAZ WM		①拡散性水素 ②鋼材の硬化性 ③拘束	同上
	ビード下割れ	HAZ		①拡散性水素 ②鋼材の硬化性	同上
	トゥ割れ	HAZ		①拡散性水素 ②鋼材の硬化性 ③アンダカット, 形状的不連続による応力集中	○予熱, 後熱施工 ○低水素系溶接棒の使用とこれの乾燥 ○トゥ部の整形
	ヒールクラック	HAZ		①拡散性水素 ②鋼材の硬化性 ③溶接金属の収縮による角変形	○予熱, 後熱施工 ○低水素系溶接棒の使用とこれの乾燥 ○溶接ビード長を長くする, 仮付溶接により角変形を阻止する.
	角割れ変形	HAZ		①アンダカットなど形状的不連続による応力集中 ②裏側溶接による角変形	○トゥ部の整形 ○溶接順序の適正化
高温割れ	多層(ラメラ肉割れ)	BM HAZ WM		①板厚方向延性低下 ②板厚方向に働く収縮応力 ③角変形によるひずみ集中 ④拡散性水素 ⑤鋼材の硬化性	○鋼中介在物量低減 ○継手設計の配慮 ○溶接方法の選択 ○予熱, 後熱施工 ○低水素系溶接棒の使用とこれの乾燥 ○バタリング法
	粒界ミクロ割れ	HAZ WM		①溶接熱による鋼中の S, P など不純物の結晶粒界への析出 ②1,000℃ 付近における拘束度	○鋼材中の不純成分の減少
	クラケル割れ	WM		①クレーター中心部への不純物の析出 ②収縮による空孔	○クレータ処理
	梨ノド実割れ			①低融点不純物の偏析	○溶接条件の選択によりビード断面形状調整

割れと溶融凝固に伴って生じる高温割れとがあり、その他に溶接に関連した割れとして溶接後熱処理による再熱割れ（以下 SR 割れと呼ぶ）やラメラテアもある。

溶接割れの種類を表示すると表 1¹⁾ になる。

2.1 低温割れ

溶接低温割れは主として水素が原因となって生じる遅れ割れである。一般に、溶接終了後数分から数日後の間に発生し、結晶粒内および粒界いずれにも伝ばする。

溶接低温割れは基本的には次の 3 つの要因が重畳することにより起る。

- (a) 溶接部の硬化組織
- (b) 溶接部の拡散性水素
- (c) 拘束

溶接熱影響部の組織は鋼材の化学成分と溶接熱サイクルとで決まるが、溶接熱影響部の低温割れはマルテンサイトなどの硬化組織の部分に発生する。鋼材の溶接低温割れ感受性に対する化学成分の影響は種々検討の結果、次式で示される溶接割れ感受性組成 P_{CM} で示されるようになった。

$$P_{CM} = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}Mn + \frac{1}{20}Cu + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{20}Cr + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{10}V + 5B(\%) \quad \dots\dots(1)$$

アーク溶接の際、溶接金属中に吸収された拡散性水素はその冷却中にある程度は放出されるが、その他は鋼中に拡散し、割れの発生・伝ばに大きい影響を及ぼす。冷却過程での水素放出量は、予熱や溶接直後の後熱によって比較的低温までの冷却時間を長くすると、増大し、残留水素量が減るので、予熱や後熱は低温割れ防止に役立つ。

溶接低温割れを防止するための溶接施工条件を求める一方法に溶接割れ感受性指数 P_c 値あるいは P_w 値を用いる方法がある。すなわち

$$P_c = P_{CM} + \frac{H}{60} + \frac{h}{600} \quad \dots\dots(2)$$

$$P_w = P_{CM} + \frac{H}{60} + \frac{R_F}{40 \times 10^3} \quad \dots\dots(3)$$

ただし、 H ：溶接金属の拡散性水素量 (ml/100 g)

h ：鋼板板厚 (mm)

R_F ：継手の拘束度 (kgf/mm²・mm)

と、溶接部の 100℃ までの割れ発生限界冷却時間 $(t_c)_{cr}$ との関係、図 1 を利用して、図 2 に示すフローチャートに従って溶接施工条件を求める方法である。図 2 の溶接

図 1 P_w 値と限界冷却時間 $(t_c)_{cr}$ の関係

図 2 割れ防止対策の考え方のフローチャート

部の冷却時間 $(t_c)_{ac}$ は次式²⁾によって求めることができる。

$$(t_c)_{ac} = 1.53 \times 10^2 (V/A)(LW)^{0.25} \left\{ \frac{1}{(T - T_\infty)^{0.34}} - \frac{1}{(T^* - T_\infty)^{0.34}} \right\} \quad \dots\dots(4)$$

ただし $(t_c)_{ac}$ ：アーク通過直後から T ℃ までの冷却時間 (min)

V/A ：試片の単位表面積当りの体積 (cm³/cm²)

LW ：試片の長さとの積 (cm²)

T ：周囲温度

$T^* = 0.24 \eta J/mC + T_0$ (℃)

η : アーク熱効率 (被覆アークでは
0.75)

J : 溶接入熱量 (J/cm)

l : ビード長 (cm)

m : 試片重量 (g)

T_0 : 試片の初温 ($^{\circ}\text{C}$)

C : 試片の平均比熱 (0.12 cal/g $^{\circ}\text{C}$
を使用)

なお、式(3)の R_F の値は通常図 3 に示すようなものである。

図 3 実際構造物における溶接継手の拘束度

HT 80 や 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo 鋼などのような高強度材料の厚板材を多層で溶接した場合に、最終層直下の層で溶接金属に横割れを生じることがある。これも低温割れの 1 種であって、このような位置に割れが生じるのは、溶接金属内の拡散性水素の分布が断面内に均一ではなく、最終層直下で拡散性水素量が最大になるためである。この割れは図 4³⁾ に示すように、溶接金属の強度が高くなる

図 4 HT 80 のサブマージアーク溶接金属横割れに及ぼす溶接金属強さと水素量の影響

と低い拡散性水素量でも発生するので、高い強度の溶接金属の場合にはできるだけ拡散性水素量を減らす対策をとることが必要である。

溶接低温割れを防止するためには上述の割れの 3 要因を小さくすることが必要である。そのために具体的には次のような方法がとられる。

(a) 溶接部の組織の改善

P_{CM} 値の低い鋼材を使用し、溶接入熱量の増加、予熱処理の実施などにより溶接部の冷却速度を遅くして、できるだけマルテンサイト組織の生成を少なくする。

最近 P_{CM} 値を低くしながら、強度・じん性を高める

図 5 普通圧延および制御圧延(KONTROLL 法)過程における組織変化模式図

ため、制御圧延鋼が開発されている。この制御圧延鋼は圧延前の加熱から最終圧延パスに至るまでの全圧延過程を制御することによって変態組織を微細にし、圧延のままで強度とじん性を同時に高めた鋼である。図5⁴⁾に制御圧延による細粒に機構の一例を模式的に示す。オーステナイト域の比較高温域で圧延を終了する普通圧延に比べて、制御圧延ではオーステナイトの再結晶温度域圧延(第1, 第2圧延)によるオーステナイト粒の細粒化およびオーステナイトの未結晶温度域圧延(第3圧延)による伸長オーステナイト粒の形成と粒内での変形帯の導入を通じて、微細な圧延組織が得られる。また、じん性を向上させる制御圧延法としてオーステナイト+フェライトの2相域で圧延を終了する2相域圧延も実用化され始めている。さらに、圧延終了後に直ちに水冷を行う加速冷却法も採用され出している。

このような圧延法の採用によって、造船用 HT 50 鋼板の C_{eq} は従来鋼より0.03~0.10%程度低くでき、それだけ耐割れ性は向上している。

鋼材の各種製造法の比較を表2⁵⁾に示す。

(b) 拡散性水素量の低減

低水素あるいは極低水素系溶接棒の使用や、CO₂ガスアーク溶接法の利用などにより拡散性水素量を減少させる。

また、使用前の溶接棒の乾燥および乾燥後使用までの溶接棒の保管についても十分な注意を払う。

鋼材表面の水分・錆・ほこり・油類あるいは有機物は水素源となるので除去しておく。

予熱処理の実施、層間温度の保持は溶接金属中の水素の外部への拡散を助け、水素量の低減に効果があり、また、溶接後の後熱処理も極めて水素量の低減に有効である。

雨天における屋外作業または落水のあるような場所での溶接はさけるようにする。

(c) 溶接部に働く応力の低減

溶接設計および溶接施工条件の設定・管理によって応力の緩和をはかる。開先精度不良による多量の溶着金属を使用は応力増大の原因になるので注意が必要である。

2.2 高温割れ

溶接高温割れには溶接金属に起る凝固割れと、溶接熱影響部に起る液化割れとがある。これらの割れはいずれも化学成分の偏析に起因し、凝固過程にある溶接金属や高温にさらされた溶接熱影響部粗粒域の結晶粒界近傍に溶融膜が形成される場合に起りやすい。この溶融膜は低融点生成元素、たとえばS・Pなどの偏析によるものである。

高温割れに対する各種合金元素や不純物元素の影響に対しては種々の実験式が提案されているが、その中の一に Wilkinson の式⁶⁾がある。それは

$$HCS = \frac{C \times [S + P + (Si/25 + Ni/100)]}{3Mn + Cr + Mo + V} \times 10^3 \quad \dots (5)$$

であって、 $HCS < 4$ であれば割れの危険性が少ないというものである。

一般に、高張力鋼・低温用鋼や低合金耐熱鋼などでは、

表2 HT 50 鋼材製造法の比較 (同一成分の場合)

製 造 法	普通圧延	制 御 圧 延		加 速 冷 却	
		従来の制御圧延	特殊制御圧延	加速冷却	制御圧延+加速冷却
熱 履 歴					
組 織	F+P	F+P	F+P	F+P+B	F+P+B
フェライト粗度 No.	7	8	9~10	8	9~11
強度(T.S)の上昇量 (基準: 普通圧延)	0	0	3~5 kgf/mm ²	3~10 kgf/mm ²	3~10 kgf/mm ²
靱性(r_T)の改善量 (基準: 普通圧延)	—	10~20°C	30~60°C	0~20°C	30~60°C
セパレーション	な し	な し	発 生	な し	なしあるいはわずかに発生

製鋼技術の進歩により、P・Sは極めて低くおさえられるようになり、苛酷な拘束条件でない限りほとんど高温割れは発生しないようになっている。しかし、Ni 添加量の多い鋼の溶接熱影響部では硫化物による粒界の液化とともに、粒界に偏析した Ni と Cr との共晶反応生成物の低融点液化によって高温割れが起ることがある。

溶接金属において発生する高温割れは凝固過程での最終部である柱状晶の会合部に生じることが多い。この割れは図 6⁷⁾に示すように、ビードの幅と深さの比 W/H

図 6 2.25 Cr-1 Mo 溶接金属の高温割れ発生率に及ぼすビード断面形状の影響

(○→ $R=5\text{ mm}$ △→ $R=8\text{ mm}$)

(溶接条件; サブマージアーク溶接, ワイヤ径 = 4.8ϕ , 熔融型フラックス, 電流 = $650\sim 700\text{ A}$, 電圧 = 30 V , 速度 = 30 cm/min)

が小さくなれば急激に発生するようになる。この W/H が小さく、柱状晶が横向きに会合しているビードを一般に“なしの実形ビード”と呼んでいるが、これは高温割れに対して危険なビードである。このビードは他の条件が一定であれば、溶接電流が過大である場合にできやすい。また開先底部の R を大きくすることも高温割れ防止に有効である。

2.3 SR 割れ

厚鋼板溶接継手の性能向上や溶接残留応力の軽減をはかるために焼なまし処理が行われる。この溶接後の焼なまし処理を溶接後熱処理 (Post weld heat treatment …PWHT), または応力除去焼なまし (stress relief heat treatment …SR) と呼ぶ。この処理を行うと、場合によっては、溶接熱影響部や溶接金属にぜい化や割れを起すことがある。この割れを再熱割れとが、SR 割れとか言い、溶接後熱処理実施の可否を決める場合、重要な問題となる。

SR 割れに影響する因子は残留応力・応力集中・切欠きの存在・SR 条件・化学組成・組織などである。

図 7 SR 割れと SR 熱処理の関係

SR 割れは、図 7⁸⁾に示すように、SR 温度が 500°C 付近から発生し、 600°C 付近でその程度が著しくなる。この温度は析出時効の起る温度であり、時効によって粒内が硬化し、残留応力によるひずみを粒界で受けもたせることにより、粒界が開くものと考えられている。したがって、結晶粒が粗大化している程、粒界面積の割合が減少するので、粒界のひずみ量が増し、割れやすくなる。粒界を開かせる応力はかなり高い必要があり、応力集中部があると、そこに割れが発生する。このような条件を満たす場所としては厚板溶接のトウ部があるが、実際にもこの部分でもっとも多く SR 割れを発生している。

SR 割れに及ぼす合金元素の影響を調べて、内木ら⁹⁾は SR 割れ感受性指数 $4G$ を次式で表わしている。

$$4G = \text{Cr} + 3.3 \text{ Mo} + 8.1 \text{ V} - 2(\%) \quad \dots\dots(6)$$

この $4G$ が大きい程割れやすく、応力状態にもよるが、 $4G \geq 0$ で割れが発生するとしている。

また、伊藤ら¹⁰⁾は Cr-Mo 鋼を中心として SR 割れ感受性を調べ、次式を求めている。

$$P_{SR} = \text{Cr} + \text{Cu} + 2 \text{ Mo} + 10 \text{ V} + 7 \text{ Nb} + 5 \text{ Ti} - 2(\%) \quad \dots\dots(7)$$

ただし $\text{Cr} \leq 1.5\%$, $\text{C} = 0.10\sim 0.15\%$, $\text{Cu} \leq 1.0\%$, $\text{Mo} \leq 2.0\%$, V , Nb , $\text{Ti} \leq 0.15\%$

この $P_{SR} \geq 0$ で割れが発生するとしているが、Cr が 1.5% を越えると急激に割れの発生が減少することも実験結果として示している。

しかし、これらの感受性指数がマイナスになる鋼でも SR 割れを発生することがあるので、化学成分だけで SR 割れ発生の有無を判断することは危険であろう。

実用的な SR 割れ防止法としては次のものが考えられる。

- (a) SR 割れ感受性の低い鋼材の使用
- (b) 溶接余盛の除去，アングカットの補修または除去
- (c) テンパービードの採用，溶接入熱量の低減による結晶粒粗大化防止

- (d) 構造および継手設計による外的拘束の低減

一般に，SR 割れが心配される継手の SR を行う場合には，SR 前に溶接余盛を削除し，平滑にしておくことが望ましい。また，図8のような積層管理により応力集中を起しやすいトウ部を細粒化することや，図9のようにテンパービードを TIG 溶接で施工することも SR 割れ防止に効果がある。

図8 溶接積層法による再熱割れ防止法

図9 ティグ溶接によるテンパービード法

2.4 ラメラテア

ラメラテアは溶接時または使用中に圧延鋼板の厚さ方向に大きい拘束を受け，板面に平行な非金属介在物を伝ばして起る階段状の割れである。図10はラメラテアの代表的な例である。

ラメラテアは溶接構造物の大形化および複雑化にとも

図10 ラメラテアの代表例と分類

なって問題となってきたものであり，大形で拘束の大きい完全溶込みT形あるいは貫通突合せ溶接や，かど継手に起りやすい。

ラメラテアの要因は次のようなものである。

- (a) 鋼材の材質的要因

鋼材の化学成分ではSの含有量の影響がもっとも大きく，その他 O, Si, Al などの非金属介在物形成元素も影響する。図11¹¹⁾にS含有量とラメラテア発生との関係を示す。S含有量が0.01%以下ではラメラテアは起りにくい傾向にある。さらに，Ca 添加と低 Si 化もラメラテア減少に効果がある。

図11 鋼材のS含有量とZ方向窓く試験片によるラメラテアとの関係

- (b) 設計・施工上の要因

拘束の程度，溶接金属の強度，拡散性水素が高くなるとラメラテアが発生しやすくなる。

鋼材のラメラテア感受性の評価には簡単にS含有量や板厚方向(Z方向)引張試験による絞り値が用いられ，ラメラテア防止上，鋼材のS含有量は0.010~0.015%以下，板厚方向の絞り値15~20%にすることが必要と考えられている。

このラメラテアは低温割れを起点とすることが多く，この種のラメラテアに対しては感受性指数として次式が求められている¹²⁾。

$$P_L = P_{CM} + H/60 + 6S \quad \dots\dots(8)$$

または

$$P_L = P_{CM} + H/60 + L/7000 \quad \dots\dots(9)$$

ただし P_{CM} ：溶接割れ感受性組成(%)

H ：拡散性水素量 (ml/100g)

S ：鋼材のS含有量(%)

L ：単位面積当りの介在物の総長さ (μ /mm²)

ラメラテアの防止対策をまとめると表3のようになる。

表 3 ラメラテアの種類とその要因および対策

ラメラテアの種類	代表的なラメラテア再現試験法	要 因	対 策
① ルート割れなどの低温割れを起点とするラメラテア	クランフィールド形試験 Z方向クランフィールド形試験 Z方向インプラント試験 T形片側すみ肉継手試験	a. ルート割れ要因 (硬化組織, 水素量, 拘束) b. 圧延により伸ばされた MnS 系介在物 c. 水素ぜい化 d. 角変形による溶接ひずみまたはノッチによる応力やひずみの集中	i) 鋼材の溶接割れ感受性組成 ii) 鋼材のS量または介在物の長さ iii) 溶接金属の水素量の低減 iv) 角変形の防止または応力やひずみの集中防止のための継手形式と開先形状
② 介在物の開口を起点とし溶接熱影響部に沿って伝ばするラメラテア	Z方向窓わく拘束試験 定ひずみ式 (バレストレント形) 試験 Z方向H形拘束試験 貫通板継手試験	a. 圧延により伸ばされた MnS 系介在物 b. SiO ₂ 系または Al ₂ O ₃ 系介在物 c. 外的引張拘束 d. 水素ぜい化	i) 鋼材のS, Si, Al, Oの低減 ii) 鋼材に希土類元素の添加 iii) 鋼材の圧延条件と熱処理条件の改善 iv) 外的引張拘束の緩和 v) 溶接金属の延性向上と水素量の低減
③ 溶接熱影響部からかなり離れた板厚中央付近に起こるラメラテア	かど継手曲げ拘束試験 突出しなし貫通板継手試験	a. 圧延により伸ばされた MnS 系介在物 b. SiO ₂ 系または Al ₂ O ₃ 系介在物 c. 曲げ拘束による溶接残留応力 d. ひずみ時効	i) 耐ラメラテア鋼の選定 ii) 圧延鋼材端面の機械加工 iii) 曲げ拘束度の低減 iv) 継手形式, 開先形状の改善 v) バタリング等の積層法の検討

3. 溶接部のぜい化

溶接部は一般に母材に比べてぜい化することが多く、溶接構造物の安全性にとって、このぜい化は重要な問題となってくる。

切欠じん性は結晶粒の大きさや組織によって大きく変化する。すなわち、フェライト粒径の効果は Petch¹³⁾ によって研究され、衝撃せん移温度 T_r が結晶粒径 d と (10) 式の関係を持つことが明らかにされた。

$$T_r = \beta \ln d^{-1/2} + k \quad \cdots (10)$$

ただし β , k : 常数

図12は (10) 式が実験値とよく一致していることを示している。また、組織に対しては図13に示すように、低炭素マルテンサイトと細粒ベイナイトとの混合組織のときに良好な切欠じん性が得られ、粗粒ベイナイト組織になると切欠じん性は悪くなる。

これらのことを考えると、溶接部の切欠じん性を向上

図12 0.11% C鋼の衝撃遷移温度のフェライト粒径(d)依存性 (Petch)

させるためには、溶接入熱量を低くして、冷却速度を早くすることが必要である。しかし、一方、溶接部の低温割れの発生や、溶接能率の向上を考えると、溶接入熱量の大きいことが望ましいというような矛盾が生じる。こ

図13 再現熱サイクル試験での冷却時間、組織と衝撃値の関係

の相反する要求を満足させるため、材質面・施工面での検討が種々行われている。

材質面での検討の一つは特殊元素の添加によって結晶粒の微細化をはかり、大入熱量溶接に耐えるようにしよ

図14 再現熱サイクル試片のシャルピー遷移曲線 (入熱量 230 kJ/cm)

図15 再現溶接熱影響部の衝撃性質 Ni 含有量の関係 (最高加熱温度: 130°C)

うとするものである。その試みとして REM, B あるいは REM, B, Ti の複合添加を行っている。B はオーステナイト粒界における初折フェライトの生成を抑制するとともに、BN としてオーステナイト粒内における微細フェライトの形成に直接的な役割を果し、REM は酸化物・硫化物として、また Ti は窒化物として鋼中に微細に分散し、結晶粒の結晶化に寄与する。これらの元素添加の効果を図14¹⁴⁾に示す。

Ni の添加も切欠じん性の向上に効果がある。図15¹⁵⁾は Ni 量と遷移温度との関係を示したものである。

施工法および施工条件の選定の検討では

- 溶接入熱量の制限
- 溶接方法の選択
- 多層盛溶接施工法の実施

多層盛溶接では上層ビードの二次熱サイクルにより溶接金属あるいは熱影響部の結晶粒や組織を微細化できるため、一般には単層溶接に比べて切欠じん性は向上する。

- 溶接積層パターンの制御

溶接時の熱サイクルの利用として溶接ウィングパターンの制御法がある。この方法を用いると、見かけ上は同一入熱量でもボンド部の組織が微細になり、じん性が高くなり、能率も増大する。

などが実施されている。

高温で使用される構造物に 2/4Cr-1 Mo 鋼がよく使用されているが、この鋼材は操業中の極めて長時間の加熱によってぜい化することが明らかになっている。このぜい化を焼もどしぜい化と呼んでいる。

この焼もどしぜい化の特徴は次に示すようなものである。

- ぜい化したかどうかは衝撃試験のぜい化過程前後の遷移温度の変化によって明らかとなる。

- ぜい化は P, Sb, Sn, As などの不純物元素を含む低合金鋼を 375°~575°C の温度範囲に長時間加熱すると発生する。

- 上記微量成分の他、Mn, Si, Cr, Ni はこのぜい化を促進させ、Mo, W はこれを遅らせる。

- 同一組成であれば、ぜい化を受ける程度はマルテンサイト、ベイナイト、パーライト組織の順に少くなる。また、もとのオーステナイト結晶粒を粗大化させる条件はすべてぜい化の程度を大きくする。

Cr-Mo 鋼の焼もどしぜい化は短時間の加熱では起りにくいので、ぜい化の促進方法として、ステップクリーニングと言う熱処理方法が採用されている。図16はステップクリーニング処理の加熱温度と保持時間の例を示したものである。

図16 ぜい化促進熱処理例(step cooling)

ステップクーリングによるぜい化割合の判定には一般に次式で求められる遷移温度を用いている¹⁶⁾。

$$T_{remb} = T_r + 1.5(T_{rstep} - T_r) = T_r + 1.5(\Delta T_{rstep}) \quad \dots\dots(11)$$

ただし T_{remb} : 実際の作業中に発生するであろうとみなされるぜい化後の遷移温度(%)

T_r : ぜい化前の遷移温度(°C)

T_{rstep} : ステップクーリングぜい化処理後の遷移温度(°C)

ΔT_{rstep} : ステップクーリング処理前後の遷移温度の変化量(°C)

この鋼に対する合金成分および不純物の焼もどしぜい化に与える影響を検討した結果、次式で示される量以下であれば、ぜい化はあまり問題にはならないとされている。

$$\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As)/100 \leq 20 \quad \dots\dots(12)$$

(P, Sb, Sn, As : ppm)

あるいは

$$J = (Si + Mn)(P + Sn) \times 10^4 \leq 180 \quad \dots\dots(13)$$

(Si, Mn, P, Sn : %)

この鋼の溶接金属の焼もどしぜい化も鋼材と同様であって、たとえば、サブマージアーク溶接金属のぜい化温度範囲は図17¹⁷⁾のとおりであり、また、ステップクーリング後の衝撃値に対する化学成分の影響は図18¹⁸⁾に示すとおりである。

図17 2.25Cr-1Mo サブマージアーク溶接金属のぜい化温度と $vTrs$ (°C)

図18 2.25Cr-1Mo 鋼被覆アーク溶接金属のステップクーリング後の50°F(10°C)における衝撃値に及ぼす化学成分の影響(換算式: 1 ft-lb = 1.36 J)

図19 各種 Cr-Mo 溶接金属の焼もどしぜい化

図19¹⁹⁾はいろいろな化学成分の溶接金属に対して一定のステップクーリング処理をした時のぜい化特性を示したものである。鋼材で述べたと同様に 2¼Cr-1Mo 鋼や 3Cr-1Mo 鋼の ΔT_r の上昇が他の成分系に比べて大きいことがわかる。なお、一般に (11) 式の T_{remb} は 100°F (38°C) 以下に規定されることが多い。

4. 肉盛溶接部に生じる欠陥

原子力压力容器や高温高圧压力容器には容器内面にオーステナイト系金属が肉盛溶接される場合が多い。このような肉盛溶接をした場合に、肉盛溶接部の熱影響部に小さな割れが発生していることがある。この例を図20²⁰⁾に示す。この種の割れをアンダークラッド割れと呼んでいる。この割れはビードの重ね部で、次のパスのビードによって600~700°Cに加熱された熱影響部の粗大結晶粒組織に起因する。大入熱量肉盛溶接をした時が割れやすい。

図20 アンダクラッド割れの発生する HAZ の位置
(a)断面図 (b)平面図

アンダクラッド割れを防止するには

(a) 割れを発生しない鋼種を選択, すなわち, 高 Mn, 低 Cr 成分は低 Mn, 高 Cr 成分より割れ感受性が低い. また, C 量が少い程割れにくく, さらに, Al による結晶粒微細化鋼が割れ感受性は低い.

(b) クラッド法の改善, すなわち, 比較低熱量の肉盛 2 層肉盛溶接 (第 1 層による粗大結晶熱影響を第 2 層で微細化する), 再焼なまし方式が検討されている.

(c) 溶接後熱処理条件の変更, すなわち, 溶接後熱処理に入る前に 500~550℃ の中間熱処理とする.

などの方法が効果あるとされている.

さらに, 最近高温の水素雰囲気中で使用されている圧力容器の肉盛金属の境界部で肉盛金属にはく離を生じる

肉盛金属; 347L, 溶接法; ESW(S.P)
PWHT条件; 593℃x6hr+620℃x7.5hr
+691℃x15.3hr
水素添加処理条件; 441℃ 96kgf/cm²
(9.4MPa) H₂x48hr

図21 剥離割れの代表的形態 (倍率; ×40)

という事故も生じている. この欠陥は図21²¹⁾に示すように肉盛金属の境界層近傍に生じる割れである.

割れは肉盛金属と母材との境界部の炭化層または肉盛金属の粗粒界に沿って生じている. この位置には溶接後熱処理に伴って, 母材からの炭素浸入および炭化物の析出が起っている.

実際に割れが発生するのは操作を停止し, 常温まで温度が低下してから数時間以上経過した時期のようである.

高温の水素雰囲気で使用されている容器が常温まで低下してきたときに, 肉盛金属境界部には水素が多量に集積し, この水素によって割れが発生するものと考えられている. 水素の集積度を計算で求めた一例を図22²²⁾に示

図22 圧力容器壁断面における水素濃度分布

す。この図からもわかるように水素は肉盛金属の境界部に著しく集積している。

このはく離割れを防止するためには溶接後熱処理を低温・短時間にすることや、肉盛溶接を低入熱で施工することとともに、操業停止を急激に行わずに、徐冷するなどの方法が有効と考えられている。

5. 結 言

構造物の高級化が著しい近年、それに対応して鋼材・溶材・溶接法の改良・進歩も激しい勢いで進んでいる。また、信頼性の向上に対する要求も一段ときびしさを増している。

このような情況下において、われわれ溶接技術者は新しい溶接技術を着実に確立して、欠陥のない構造物を製作する義務を果していかなければならない。

本稿においては、割れ、ぜい化について、その原因および対策を述べたが、溶接欠陥はそれ以外にも多くあり、それらの欠陥の生じないような対策を十分に検討することも必要なことである。そのためには、溶接技術管理が重要な役割を果すので、溶接技術者は、広い視野に立って、新しい技術の知識を吸収しながら、その知識を技術管理の中に取り入れ、信頼性のある構造物を世に送り出す努力をすべきであろう。

参 考 文 献

- 1) 稲垣・伊藤：高張力鋼・低温用鋼の溶接，産報出版，(1978)，119
- 2) 溶接便覧，丸善 (1977)，920
- 3) 奥村・堀川：1st International Symposium of JWS，(1971)，1-A-7，1
- 4) 神戸製鋼所：日立造船技術懇談会資料(1982)
- 5) 同上：同上
- 6) F.J.Wilkinson：British W.J.，5(1958)，557
- 7) 井川・五代：耐熱鋼・耐熱材料の溶接，産報出版，(1978)，69
- 8) 伊藤・中西：本誌，40 (1971) No.12，1261
- 9) 内木・岡林：本誌，39 (1970) No.10，1059
- 10) 伊藤・中西：本誌，41 (1972) No.1，59
- 11) IL 委員会：IIW Doc. IX-1020-77 (1977)
- 12) 伊藤，池田，中西，小溝：本誌，46 (1977)，64
- 13) N.J.Petch：Fracture (Proc.of the Swampscott Conference)，John Wiley (1959)，54
- 14) 川崎製鉄：川鉄の船体構造用高張力厚鋼板(1982)，26
- 15) 坪井・中野・平井：溶接学会講演概要集(第12集)，(1973)，36
- 16) 井川・五代：耐熱鋼・耐熱材料の溶接，産報出版，(1978)，27
- 17) 田井・井上：第68回溶接冶金研究委員会資料(1977)，No.WM-647-77，13
- 18) R.Bruscato：Weld.J.，49 (1970)，No.4，148s
- 19) 井川・五代：耐熱鋼・耐熱材料の溶接，産報出版，(1978)，85
- 20) 同上，63
- 21) 藤井・狭間・堀田・中島：第89回溶接冶金研究委員会資料(1982)，No.WM-890-82，19
- 22) 同上：17