高張力鋼多層溶接部の割れに及ぼす溶接中断の影響*

桐原 誠信** 小沼 勉** 渡辺 潔**

Effect of Interruption of Welding on Cracking of Multi-Pass Welds for High-Strength Steel*

by Seishin Kiriara**, Tsutomu Onuma** and Kiyoshi Watanabe**

With the demand for the increasingly large capacity of machines and equipment, structural dimensions are growing large, and design stress is becoming higher eventually. This naturally necessitates the use of high-strength steel possessing high tensile and high toughness.

Although mild steel is generally adopted for welded structures, it needs an exceedingly large gauge to give sufficient strength and involves difficulties in building up welded structures. In this report on research, an examination was conducted on the effects of the intensity of restraint, restraint stress, and the throat ratio Q_w upon delayed cracks during manual arc welding on high-strength steel.

1. 緒 言

一般に溶接割れ防止のための予熱温度をスリット形拘束割れ試験によって求めると非常に高い予熱温度が必要となる場合がある。たとえば別の論文¹⁾²⁾で述べたように、板厚 50 mm の80キロ高張力鋼を用いてY開先のスリット形拘束割れ試験を行なうと割れ停止予熱温度は約 150°C となり、実用されているレ開先のスリット形拘束割れ試験では割れ停止予熱温度は約 250°C といった高い値となる。このような高い予熱温度では実際の作業の点できわめて困難であるばかりでなく溶接ボンド部の靱性低下の見地からも問題がある。そこで本報告では板厚 t の突合せ継手を溶接する場合に、あるのど厚 t_w までは連続多層溶接を行なうことによって、予熱パス間温度を上記の値よりも低くできるか否かについて検討を行ない、このような低い予熱パス間温度でも割れを発生しない限界のど厚比 ($Q_w = t_w/t$) を求めることとする。

一方、さらに予熱パス間温度を低下させることを目的として母材よりも強度レベルの低い溶接材料を用いて溶接するいわゆる軟質溶接継手の割れの評価についても検討することとした。

2. 実験方法

2.1 試験片

供試母材は SM-41 (T-11 材, 板厚 $t=20$ mm, H 形拘束試験片を用いてのど厚比 Q_w と拘束応力 σ_w との関係

*原稿受付 昭和51年6月18日 (昭和48年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 日立製作所日立研究所 Member, Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd.

を求めた), HT-60 (T-8 材, $t=60$ mm) および HT-80 (T-5 材, $t=50$ mm) を用いた。その化学組成および機械的性質を表 1 に示す。試験片としては適当な板厚まで減厚した Y 開先 (開先角度 60°) の RRC 試験片と K 開先 (開先角度 45°) の H 形拘束試験片を用いた。RRC 試験片は溶接長を 200 mm, ルートフェース h を溶接量の変化に応じて曲げ拘束が発生しないように 2 mm から $\frac{1}{2}t$ に変化させた。この試験片の拘束度は板厚 t と拘束間距離 l を変えることによって自由に設定できる。

拘束度 K は次の式で求めた²⁻⁵⁾。

$$K = \frac{E \cdot t}{l} \quad (\text{kg/mm} \cdot \text{mm}) \quad \dots\dots\dots (1)$$

E : 弾性係数 (21000 kg/mm²)

t : 板厚 (mm)

l : 拘束間距離 (mm)

H 形拘束試験片の拘束度は佐藤らが提案した試算式³⁻⁵⁾を用いて決定した。

2.2 溶接方法

試験溶接は下向で入熱 $Q=17$ kJ/cm で行なった。予熱は RRC 試験片の場合は開先をはさみ 200 mm の範囲をアセチレンバーナで加熱し, H 形拘束試験片の場合は全体を電気炉に入れて行なった。

3. 多層溶接部の割れに関する実験と検討

3.1 溶接量と拘束応力

図 1 は H 形拘束試験片を用いて各パスの試験溶接完了後室温 (15°C) まで冷却し, それぞれの収縮量 S_i をコンタクトストレーンゲージにより求め, 溶接量 (のど厚比 Q_w) との関係を示したものである。図 2 は図 1 を基

Table 1 Chemical composition and mechanical properties of high-strength steel

Sample No.	Chemical composition (%)													Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	B	Nb				Ti
T-5	0.12	0.26	0.76	0.005	0.004	0.23	1.00	0.49	0.50	0.02	0.063	0.0005	—	—	74.6	79.8	26
T-8	0.15	0.30	1.22	0.014	0.003	—	0.02	0.02	0.14	0.06	—	—	—	—	56.0	67.0	29
T-11	0.16	0.03	1.07	0.012	0.018	—	—	—	—	—	—	—	—	—	30.0	46.0	25

Fig. 1 Relation between intensity of restraint and shrinkage (H-type specimen)

Fig. 2 Relation between throat ratio and restraint stress (H-type specimen)
tw: throat (mm)
t: plate thickness (mm)

にして式(2)によって拘束応力 σ_w を求めたものである。

$$\sigma_w = \frac{K_0 \cdot t \cdot \Delta}{t_w} \quad (\text{kg/mm}^2) \quad \dots\dots\dots (2)$$

K_0 : 拘束係数 (kg/mm²·mm)

Δ : ルート間隙の弾性的変位量 (mm)

ただし、ここでは Δ 値として標点間距離で求めた収縮

量 S_t を用いた。これについては佐藤³⁻⁵⁾らの実験によると H 形拘束試験片の拘束係数 K_0 が 10~40 kg/mm²·mm の範囲では Δ は S_t の 94~99% で近似的に等しいと報告しているので、ここでは Δ を S_t に置き換えて算出することとした。図2によれば、拘束応力 σ_w はのど厚比 Q_w が増加するにつれて減少するが $Q_w \geq 0.5$ になると減少の程度は小さくなる。また拘束度が増加するとそれにつれて拘束応力も大きくなる。

次に RRC 試験機によってのど厚比 Q_w と拘束応力 σ_w との関係について検討してみた。図3はその結果を示す。ここで、拘束応力 σ_w が $Q_w < 0.2$ で極端に低くなっているのは最大拘束応力に達する前に破断したためである。 $Q_w > 0.2$ では溶接量が増加するにつれて拘束応力 σ_w は順次低下して行く。この傾向は図2の溶接収縮量から算出した結果とほぼ一致している。

Fig. 3 Relation between throat ratio and restraint stress (RRC-Test)

以上の結果より、拘束応力 σ_w はのど厚比 Q_w が増加すると減少することが明らかとなった。その拘束応力 σ_w の減少の傾向はのど厚比 $Q_w = 0.5$ 付近を境として異なり、 $Q_w \leq 0.5$ では急激に低下するが、 $Q_w \geq 0.5$ では低下の程度が小さくなる。

3.2 多層溶接における拘束応力の発生と遅れ破壊

図4は HT-80材 (T-5, 板厚 $t=20$ mm, RRC 試験), 拘束度 $K=1800$ kg/mm·mm の試験片を用いて予熱温度 $P_H=25^\circ\text{C}$, パス間温度 $T_{IP}=100^\circ\text{C}$ で溶接パス数を1~4パスまで変化させた場合の拘束力の発生状況を示す。最終拘束力はパス数の増加に比例して大きくなっている。溶接割れは1パス1層溶接および2パス2層溶

Fig. 4 Restraint force curve of multi-pass welding

Fig. 5 Restraint stress curve of multi-pass welding

接継手に発生し、4パス3層溶接継手のものには発生していない。図5は図4の拘束力を溶接の断面積で除し、拘束応力 σ_w として示したものである。1パス1層 ($Q_w=0.26$) 溶接部の最終拘束応力 σ_w は 67 kg/mm^2 、2パス2層 ($Q_w=0.4$) は $\sigma_w=77 \text{ kg/mm}^2$ 、4パス3層 ($Q_w=0.55$) は $\sigma_w=70 \text{ kg/mm}^2$ である。ここで $Q_w=0.4$ および $Q_w=0.55$ のものより $Q_w=0.26$ の方が拘束応力 σ_w が小さいのは最大拘束応力に達する前に破壊したためである。

以上の結果より、多層溶接継手部の拘束応力はのど厚比の増加とともに減少する傾向にあり、のど厚比を増加させることは割れ防止に役立つことが明らかとなった。

そこで、RRC 試験機を用いて、のど厚比 Q_w および拘束度 K を種々変化させて実験を行なった。

図6および図7はそれらの実験結果をまとめたものである。図6は HT-60 材に対してまとめたものである。(溶接条件は予熱温度 $P_H=25^\circ\text{C}$ 、パス間温度 $T_{IP}=75^\circ\text{C}$ 、入熱 $Q=18 \text{ kJ/cm}$) 実線は割れ発生限界線を示す。 $Q_w=0.15$ (1パス溶接) から $Q_w=0.41$ (3パス溶接) になると割れ発生限界拘束度は急激に上昇し、 $Q_w=0.3$ で $K_{cr}=2500\sim3000 \text{ kg/mm}\cdot\text{mm}$ となる。

図7は HT-80 材に対して同様のまとめを行なったものである。(溶接条件は予熱温度 $P_H=25^\circ\text{C}$ 、パス間温度 $T_{IP}=100^\circ\text{C}$ 、入熱 $Q=17 \text{ kJ/cm}$) のど厚比 $Q_w=0.4$ まで割れ発生限界拘束度 K_{cr} は約 $1500 \text{ kg/mm}\cdot\text{mm}$ であるが、 $Q_w=0.55$ (4パス3層) 以上にすると割れ発生限界拘束度 K_{cr} は $3000 \text{ kg/mm}\cdot\text{mm}$ まで上昇する。

3.4 多層溶接部の割れ防止に関する検討

多層溶接部の割れは図7 (HT-80 材) から明らかなように溶接のど厚比 Q_w を約 0.5 にすることによって拘

Fig. 6 Relation between throat ratio and crack initiation critical intensity of restraint (HT-60)

Fig. 7 Relation between throat ratio and crack initiation critical intensity of restraint (HT-80)

束度 $K=3000 \text{ kg/mm}\cdot\text{mm}$ 予熱温度 $P_H=25^\circ\text{C}$ 、でも溶接パス間温度を $T_{IP}=100^\circ\text{C}$ まで低下させることができる (HT-80 材, $K=3000 \text{ kg/mm}\cdot\text{mm}$, Y開先の場合の1パス溶接部の割れ停止予熱温度は $150\sim200^\circ\text{C}$)。これはすでに図2および図3で説明した拘束応力の低下および、連続多層溶接することによって溶接部の冷却速度が遅くなり、実質予熱温度を高く設定したものと同じ効果になることに起因するものと考えられる。

以上の実験結果より、 $K=3,000 \text{ kg/mm}\cdot\text{mm}$ 程度の拘束度の高い溶接継手を組立溶接する場合、HT-60 材についてはパス間温度 T_{IP} を 75°C として溶接のど厚比を $Q_w\geq 0.3$ に、HT-80 材についてはパス間温度 T_{IP} を 100°C として $Q_w\geq 0.5$ になるまで連続溶接する必要があることが明らかとなった。しかし、ここで重電機の構造物のように板厚が厚い (板厚 $t=50\sim75 \text{ mm}$) 場合には $Q_w\geq 0.5$ (HT-80 の場合) までパス間温度 T_{IP} を 100°C に保って連続溶接することは、実際の溶接施工上困難である。そこで、次に HT-80 材に対しては軟質溶接材料の適用について検討することとした。

4. 軟質継手部の割れに関する実験と検討

4.1 実験方法

供試母材は HT-80 (T-5 材) 板厚 50 mm のものを

所定の寸法に減厚し使用した。また供試溶接棒は50, 60, 80キロ級被覆アーク溶接棒を350°C×1hの乾燥を行ない使用した。試験としてはレ開先スリット形割れ試験片(板厚10, 20, 30, 50mm)とRRC試験片(溶接長200mm, 板厚20mm)を使用した。

4.2 軟質継手部の割れと拘束応力

図8はRRC試験においてHT-80母材を使用し拘束度, 棒種の違いによる拘束応力の発生状況と割れについての結果である。溶接は3パス溶接, のど厚は約8mm ($Q_w=0.4$)である。

この結果によれば, 低拘束度 ($K=1050 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$) ではHT-80棒, HT-60棒ともに拘束応力の発生状況および最終拘束応力は同様な値を示している。しかし, 拘束度 K を1400, 2100 $\text{kg/mm} \cdot \text{mm}$ と増加させると, HT-80棒の方がHT-60棒より拘束応力の上昇は急であり, 最終拘束応力も高くなる。この原因は溶接棒の強度に起因すると考えられる。図8によれば, 拘束応力が

50 kg/mm^2 以上で溶接割れが発生することがわかる。またHT-80棒では拘束度 $K=1400 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$ 以上, HT-60棒では拘束度 $K=2100 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$ で割れが発生し, HT-60棒の方が割れにくいことがわかる。

図9~12は板厚 t を10mm~50mmまで変化させて拘束度 K を変えた ($K=70t$) レ開先スリット形拘束試験片を用いて, 棒種の違いによる割れ停止予熱温度を求めたものである。これらの結果によれば拘束度 K が700 $\text{kg/mm} \cdot \text{mm}$ と低い場合にはHT-80棒とHT-60棒とに割れ停止予熱温度の差は見られないが $K>1400 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$ になると約50°Cの差がでてくる。一方, HT-50棒の場合, 拘束度 $K=700\sim2100 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$ において150°C以下の予熱温度ですべて割れが生じている。この割れは大部分が溶接金属割れである(HT-60棒, HT-80棒使用の場合の割れは溶接熱影響部に多い)。これは母材に比較して溶接金属の強度が極端に弱すぎるためであると考えられる。図13に代表的な割れの

Fig. 8 State of restraint stress initiation in RRC test

Fig. 9 Crack and intensity of restraint

Fig. 10 Crack and intensity of restraint

例を示す。

以上の結果より, HT-80 材溶接部の割れは HT-60 棒を用いることによって拘束度 $K=3500 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$

のレ開先でも 125°C (図12参照) の予熱を行えば十分であることが判明した。

Fig. 11 Crack and intensity of restraint

Fig. 12 Crack and intensity of restraint

HT-50 Welding rod

$K=2100 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$
 $\text{PH}=75^\circ\text{C}$

HT-60 Welding rod

$K=2800 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$
 $\text{PH}=75^\circ\text{C}$

HT-80 Welding rod

$K=2800 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$
 $\text{PH}=75^\circ\text{C}$

Fig. 13 Example of weld-crack

5. 結 言

スリット形拘束割れ試験片および RRC 試験機を用いて HT-60, HT-80 溶接部の遅れ破壊について実験検討を行なった。その結果を要約すると次のとおりである。

1) 拘束応力 σ_w はのど厚比 Q_w が増加するにつれて低下する傾向にある。

2) 連続多層溶接では HT-60 材の場合、 $Q_w \geq 0.3$, HT-80 材の場合、 $Q_w \geq 0.5$ にすると、割れ発生限界拘束度 K_{cr} は急激に上昇する。

3) 軟質溶接の効果は拘束度 $K=1400 \text{ kg/mm} \cdot \text{mm}$ 以上で現われ、それ以下では溶接棒の強度レベルが異なっても発生拘束応力は同程度である。

4) HT-80 材に対しての割れ停止予熱温度は HT-60 用棒を用いて溶接することによって、HT-80 用棒で溶接する共金溶接よりも約 50°C 低めに設定できる。

終りに臨み、本研究を行なうにあたり、終始ご指導をいただいた大阪大学佐藤教授、寺崎教官に対し謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 桐原, 小沼, 渡辺: 溶学誌 (S. 52-7)
- 2) 桐原, 小沼, 渡辺: 溶学誌 (S. 52-7)
- 3) 佐藤, 溶学誌, 第30巻 (S. 36-4)
- 4) 佐藤, 溶学誌, 第33巻 (S. 39-7)
- 5) 渡辺, 佐藤: 溶接力学とその応用: 朝倉書店

安定形オーステナイトステンレス鋼における炭化物の 挙動とナイフラインアタック現象 (第6報)*

——溶接熱影響部における炭化物の析出現象——

井川 博** 中尾嘉邦** 西本和俊** 中浜修平**** 井上倫人***

Study on Behaviour of Carbides and Knife Line Attack Phenomenon in Stabilized Austenitic Stainless Steels (Report VI)*

——Precipitation Phenomenon of Carbides in Heat Affected Zone——

by Hiroshi Ikawa**, Yoshikuni Nakao**, Kazutoshi Nishimoto**,
Shuhei Nakahama**** and Michito Inoue***

Up to this report, it was made clear that $M_{23}C_6$ precipitated at γ grain boundaries and δ ferrite in which $M_{23}C_6$ had precipitated, caused knife line attack phenomena in SUS 321 and SUS 347. In this report, the quantitative investigation on the precipitating behaviours of carbides in HAZ was carried out in order to make clear the mechanism of knife line attack phenomenon in detail. Besides, the results obtained in this report were considered to be useful to confirm the mechanism of knife line attack phenomenon reported already.

The experimental results obtained in this report are as follows;

- 1) Precipitation curves of $M_{23}C_6$ in synthetic HAZ of SUS 321 and SUS 347 shift to lower temperature and longer ageing time side than that in SUS 304.
- 2) The quantities of $M_{23}C_6$ and MC type carbides in synthetic HAZ of SUS 321 and SUS 347 during sensitizing heat treatment from 550°C to 850°C were quantitatively examined.
- 3) It was made clear that $M_{23}C_6$ precipitated in all the knife line attacked region during sensitizing heat treatment from 550°C to 850°C . This fact strongly supports the mechanism which have been already reported.

1. 結 言

これまでに、組織観察などの定性的な検討結果から、HAZ 中の γ 粒界への $M_{23}C_6$ の析出および $M_{23}C_6$ の析出した δ フェライトがナイフラインアタック現象の原因となることを報告したり、

*原稿受付 昭和51年10月5日(昭和50年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka Univ.

***正 員 日産自動車(株)

****正 員 荏原製作所 Member, Ebara Manufacturing Co., Ltd.