100 kg/mm² 級高張力鋼溶接熱影響部について

中村 素* 栗山良員* 山崎康久*

Hajime Nakamura, Yoshikazu Kuriyama and Yasuhisa Yamazaki: A Study on the Weld-Heat-Affected Zone of 100 kg/mm² Grade High Strength Steel. In the preceding paper, the authors reported that a remarkable brittle zone exists in HAZ (Heat-Affected-Zone) of HT-100 steel welded joints. The results of brittle fracture tests showed that brittle cracks always run over the parts of 0.5 to 1.0 mm apart from the fusion line heated to 1150°~1350°C during welding. Therefore it is important to make clear why HAZ of HT-100 steel shows such a brittle behavior.

Chemical analysis showed that no remarkable changes in composition were observed across HAZ, and this was also confirmed by an X-ray-microanalyser. The increase of free nitrogen as a result of decomposition of AlN in the steel was though to be not harmful to the embrittlement of HAZ. After various investigations the authors concluded that the embrittlement of HAZ was mainly dependent on the microstructure change due to heating above Ac₃ and rapid cooling during welding.

(Received March 31, 1967)

I. 緒 言

HT-100 鋼の溶接熱影響部とくに融合部に脆化領域が存在し、溶接欠陥が共存した場合低応力破壊する可能性のあることが各種の大型、小型脆性破壊試験で明らかにされたことを前報で報告した。溶接熱影響部の脆化は溶接時にうける熱履歴に密接な関係があることは明白で、どのような熱履歴をうけるかを追求する必要がある。融合線からの距離がはなれるにしたがつて到達する最高加熱温度は低下するが、融合線からの距離と最高加熱温度との関係は古く Rosenthal⁽¹⁾ らによつて研究されその後も二、三⁽²⁾⁽³⁾ の研究者によつて解明されている。調質型高張力鋼におよぼす溶接熱サイクルの影響に関しては、鈴木、田村⁽⁴⁾ および西、鈴木、下山⁽⁵⁾ らの研究がある。いずれも溶接熱影響部に相当する熱サイクルおよび応力サイクルを試験片に再現し、最高加熱温度、冷却速度などの影響を明らかにしている。

前報で述べたごとく、供試 HT-100 鋼溶接熱影響部で脆性亀裂が伝播する領域はつねに融合部から 0.5~1.0 mm 母材よりの部分であつた。HT-100 鋼溶接部の脆化現象対策を確立するには、その機構を明確にする必要があるのでこの報告においては熱サイクルを計算および実験で確認した上、化学分析およびX線マイクロアナライザにより成分変動を検討しさらに光学、電子顕微鏡で組織および微小析出物を解明した。これらの実験を経てから、再現溶接熱サイクル装置により脆化部を再現し脆化機構を明らかにした。

II. 実 験 方 法

1. 溶接熱影響部の熱サイクル測定

予熱 120°C、入熱 32000 joule/cm で溶接し熱影響部の温度測定を行なつた。試験板の寸法および溶接順序を Fig.1 に示す。

Fig.1 Specimen for temperature measuring.

2. 化学成分の定量分析

溶接金属を融合線まで機械加工で除去したのち、径 2 mm のドリルを用いて熱影響部に深さ 0~2 mm および 2~4 mm の孔を加工し、それぞれの部分から化学分析試料を採取し、C, Si, Mn, P, S, Ni, Cr, Mo のほか酸可溶の Al および Al₂O₃, N (total N) ならびに AlN の定量分析を行なつた。AlN の分析は Beeghly 法⁽⁶⁾ により試料をハロゲンエステル中に溶かし残渣中の N を Kjeldahl 法で定量し、この N

* 石川島播磨重工業株式会社 (Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., Tokyo)

(1) D. Rosenthal: Weld. J., **20** (1940), 220 s.

(2) W. F. Hess, L. L. Merrill, E. F. Nippes and A. P. Bunk: Weld. J., **22** (1942), 377 s.

(3) C. Adams: Weld. J., **37** (1958), 210 s.

(4) 鈴木、田村: 金属材料技術研究所報告, **4** (1961), No. 3, 47.

(5) 西、鈴木、下山: 三菱重工技報, **1** (1964), 1.

(6) H. F. Beeghly: Anal. Chem., **21** (1944), 12.

に当量の Al を計算で求め AlN 量とした。AlN 以外に窒化物をつくる Si, Fe, Cr および Mn が共存する鋼では、ハロゲンエステル溶解による残渣中の N はかならずしも AlN としての N のみではないが、分離できないのですべて AlN とした。total N は同じく Kjeldahl 法で定量した。このほか、融合部付近の化学成分変化を詳細かつ連続的にしらべるため X 線マイクロアナライザ[†]を用いて Cr, Ni および Mo を定量した。加速電圧は 25 kV、試料の移動速度を 100 μ /min とし、溶接金属から融合線を経て母材溶接熱影響部までの間 6 mm に X 線分光計を走査させた。定量位置は

Fig.2-1 Thermal cycle-A.

Fig.2-2 Thermal cycle-B.

Fig.2-3 Thermal cycle-C.

[†] 日本電子工業 KK 製、型式 JXA-3-367.

200 μ ごととし、X 線の照射面積はほぼ 6~8 μ で連続照射を行なつた。

3. 顕微鏡組織

溶接部を 3% Nital で腐食し組織を検鏡し、かつカーボン抽出レプリカ法を用い電子顕微鏡で組織を観察した上、微小析出物を電子線回折により検討した。

4. 溶接熱サイクル再現試験片による V シャルピー試験

融合線より 0.5~1.0 mm 母材よりの部分がうける熱サイクルを試験片に再現し、V シャルピー試験を行なつた。高周波誘導加熱方式の熱サイクル再現装置を用い、加熱制御用として径が 0.3 mm のアルメル-クロメル熱電対を試験片中央に溶接した。Fig.2 に使用した溶接熱サイクル曲線を示す。

III. 実験結果

1. 溶接熱影響部の温度-時間曲線測定結果

融合線からの距離を 1, 2 および 3 mm と変えて溶接熱影響部の温度-時間曲線を求めた結果を Fig.3 に示す。距離

Fig.3 Temp-time curves for H.A.Z. (1 mm from fusion line).

が 1 mm の点では隣接するビードが通過するとき、最高 1180°C に加熱され、隣接する前後のビードにより 560°~860°C に加熱される。距離が 2 mm および 4 mm では、それぞれの最高加熱温度が 950° および 700°C になることがわかる。融合線から 0.5~1 mm に認められる脆化部は、入熱が 32000 joule/cm のとき、ほぼ Fig.3 の ⑤ 曲線のごとき熱サイクルをうけることがわかる。すなわち最高加熱

温度はほぼ 1180°C で、590°C までは約 60°C/sec で冷却する熱サイクルである。

溶接熱影響部がうける熱サイクルは、Rosenthal⁽¹⁾ が解明し、温度分布および冷却速度に関し理論式を報告している。その後この理論式を中心に、アーク溶接の諸因子がとり入れられた種々の式が誘導されている。なかでも熱源がある大きさをもち、最高温度を母材の融点とする Adams⁽³⁾ の誘導した次式が実際の計測結果とよく一致するといわれている。

$$\frac{1}{T_p - T_0} = \frac{V r' t \rho C_p \sqrt{2 \pi e}}{Q} + \frac{1}{T_m - T_0}$$

ただし、 T_p = 最高温度 (°C) T_m = 母材の融点 (°C)

T_0 = 母材の初温 (°C)

V = アークの移動速度 (cm/sec)

r' = 融合線からの距離 (cm)

t = 板厚 (cm) C_p = 比熱 (cal/g·°C)

ρ = 密度 (g/cm³) Q = 実効入熱 (cal/sec)

溶接条件は、 $T_0 = 120$, $V = 0.094$ cm/sec, $t = 2.2$ cm で、入熱は 32000 joule/cm であり、突合わせ溶接時の入熱実効率を 0.75⁽⁴⁾ とすると $Q = 536$ cal/sec である。800°C ~ 1000°C において $C_p = 0.21$ cal/g·°C, $\rho = 7.8$ g/cm³, $T_m = 1530$ °C を代入して $r' = 0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5$ および 1 cm の点における T_p を求め実測結果と比較すると **Table 1** のごとくで

Table 1 Maximum heated temperature of H.A.Z. calculated value and observed value.

Distance from fused line (cm)	Calculated value (°C)	Observed value (°C)
0.05	1308	—
0.10	1122	1178
0.20	920	900
0.30	778	—
0.40	680	640
0.50	604	—
⋮	⋮	⋮
1.00	417	—

Table 2 Chemical compositions of H.A.Z. of HT 100 steel.

Distance from Fusion line (cm)	Chemical compositions (%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	AlN	T.N.	Free N	Sol. Al	AlO
0 ~ 0.2	0.14	0.31	0.99	0.007	0.003	0.55	1.37	0.43	0.05	0.031	0.018	0.0074	0.083	0.012
0.2 ~ 0.4	0.15	0.28	0.88	0.007	0.003	0.55	1.21	0.45	0.06	0.047	0.022	0.0060	0.069	0.015
Base metal	0.15	0.29	0.85	0.014	0.007	0.59	1.20	0.55	0.06	0.044	0.019	0.0040	0.069	0.014

Note: T.N-Total nitrogen Sol. Al-Soluble aluminum

ほぼ一致している。溶接入熱を 10000, 20000 および 45000 joule/cm と変えたときと融合線からの距離と最高温度との関係を Adams の式で求め **Fig. 4** に示した。入熱の増大につれて、ある点における最高温度が上昇し、融合線から 0.5 ~ 1.0 mm の領域は溶接入熱が実用範囲の 20000 ~ 32000 joule/cm であれば 1000°C ~ 1350°C に加熱されることがわかる。

2. 化学 成 分

供試 HT-100 鋼は製鋼過程で約 0.015% の N と 0.08 ~

Fig. 4 Relationship between maximum temperature and heat-input.

0.10% の Al が添加され、圧延および熱処理過程で適量の AlN となり、機械的性質の向上に寄与している。溶接熱により加熱されると AlN は分解し、AlN の効果が消失し、かつ固溶 N が増加するので母材原質部より脆化することが予想される。また融合部付近は溶着金属と母材とが混合し中間合金が生じ、その成分いかんではもろい金属となることもあり得る。溶接熱影響部について化学成分の定量分析を行なった結果を **Table 2** に示す。成分中 C, Si, P, S, Cr, Mo および V は母材原質部と差は認められなかつた。しかし Ni 量は融合線から 2 mm 以内の領域で母材よりも 0.16% 高い 1.37% を示した。これは溶着金属の Ni がほぼ 2.7% で母材よりも高く融合部付近が混合によつて Ni 量が増加したものと考えられる。Mn 量についても同様のことがいえる。融合線から 2 mm 以内の AlN 量は母材よ

りも 0.013%, Al_2O_3 は 0.012% 低く、酸可溶の Al は 0.14% 増加している。融合線から 2 ~ 4 mm の領域ではこのような変化はみとめられず母材原質部とほぼ同等であつた。したがつて、溶接熱によつて 900°C 以上に加熱されたと考えられる融合線から 2 mm 以内の領域では AlN が分解している事実が確認された。著者の一人がさきに行なつた研究⁽⁷⁾によれば AlN は 1100°C 以上に加熱されると Al と N に分離して固溶を開始し、1350°C 以上ではほぼ完全に

(7) 中村, 深川: 材料科学, 1(1964), No.5, 273.

matrix 中に固溶するが、その溶解度は成分、前処理によつて異なり、酸可溶の Al, 固溶 N が多くなるほど溶解度曲線は高温側に移行する。溶接熱影響部においては加熱速度が速いので 1400°C 付近に加熱された融合部近傍にも未固溶の AlN が電顕で観察⁽⁸⁾されている。

0.066% AlN を含有する低炭素鋼を、溶接熱サイクル再現装置を用いて 800°~1300°C に急速加熱、冷却し AlN の変化をしらべた結果は Fig. 5 に示すとおりで、1200°C に

Fig. 5 Relationship between maximum heated temperature and retained AlN.

加熱されると約 25% の AlN が分解することが判明した。今回の実験では、900°C 以上に加熱された領域の AlN 量は 0.031% で母材原質部の 0.044% にくらべ 34% 分解したことになる。Fig. 5 の AlN 溶解度曲線によると 34% AlN が分解する温度は 1250°C であるから分析結果は妥当といえよう。結局、脆化領域は溶接熱影響により AlN が 30~40% 分解し、固溶 N が 0.003~0.004% 増大することが明らかになった。

X線マイクロアナライザを用いて溶接部の Cr, Ni 量の変動をしらべた結果は Table 3 のとおりで、Cr, Ni の偏析にともなう若干のばらつきは認められるが、大きな変動は検出されなかつた。また、融合線より 1.8 mm の範囲内における Ni 量の平均値は 0.796% で、2.2~3.6 mm の範囲内の Ni 平均量は 0.877% であり、化学分析の際検出された溶着金属との混合による Ni 量の増加は認められなかつた。これは混合による Ni 量の増加が、融合線のみ集中し、溶融しなかつた溶接熱影響部には生じなかつたためと解釈される。

3. 顕微鏡組織

(8) 長谷部: 溶接学会誌, 33(1964), No.12, p.14.

Table 3 Cr, Ni contents in H.A.Z. analyzed by X-ray micro-analyzer.

Location of survey (μ)	Cr (%)	Ni (%)
-200	0.656	1.660
0	0.487	0.598
200	0.511	0.770
400	0.521	0.771
600	0.434	0.964
800	0.434	1.003
1000	0.385	0.771
1400	0.501	0.675
1800	0.511	0.819
2200	0.463	0.867
2600	0.395	0.877
2800	0.521	0.887
3000	0.617	0.993
3200	0.578	0.694
3300	0.550	1.156
3400	0.405	0.964
3600	0.443	0.568
Base metal	0.54	0.93

入熱 32000 joule/cm で溶接した供試 HT-100 鋼溶接部の光学顕微鏡組織 (倍率 100 倍) を Photo. 1 に示す。融合線から 0.5 mm の点は 1350°C に加熱され急冷されるので、パーナイトとマルテンサイトの混合組織を示し、350~380 Hv の硬さを示す領域である。融合線から 2~3 mm 離れた部分は Ac₁ 点 (730°C) 以上の 790°~900°C に加熱されているので炭化物が粒界に凝集しフェライト粒もややまるみを帯びているが、母材と同様密な組織が保たれている。

母材および溶接熱影響部のカーボン抽出レプリカによる電顕写真を Photo. 2 に示す。母材中には長さ 6~7 μ の矩形析出物と円形の析出物が見られるが、これは Photo. 3 で示すごとく AlN および Cr₂₃C₆ と判断される。溶接熱影響部には母材と異なつて析出物があまり存在しないが、AlN と考えられる析出物が若干認められた。冷却速度の点からこの AlN は一度固溶したものが再析出したものではなく、未固溶の AlN である。

4. 熱サイクルを再現した試験材の V シャルビー試験結果

HT-100 鋼溶接熱影響部の脆化領域は融合線より 0.5~1.0 mm 母材よりの部分で、この部分が受けた熱サイクルを試験材にかけ、V シャルビー試験を行なつた結果を Fig. 6 に示す。A, B および C 熱サイクルをかけたものは、いずれも母材よりもいちじるしく脆化している。3 種の熱サイクルのなかでは (C) 熱サイクルをかけたものが若干高い破面遷移温度 Trs を示している程度で、3 者間に大きな差は認められなかつた。衝撃値遷移曲線についても同様のことがいえる。

同一チャージの HT-100 鋼溶接部 (溶接入熱は 30000 joule/cm) の融合部付近の母材部に切欠を加工した 2 mm V シャルビー試験における破面ならびに衝撃値遷移曲線は Fig. 7 のごとくで Fig. 6 の結果とほぼ同様で、破面遷移温度 Trs は母材よりも 42°C 高い -1°C であつた。したがつて、再現溶接熱サイクルをかけた試験片の衝撃性質は溶接

Photo.1 Microstructure of weld-heat-affected zone of HT-100 steel. ($\times 100 \times 4/5$)

熱影響部の融合部付近の性質を再現していると見なすことができよう。

曲線 (B) (C) のごとき多重熱サイクルをかけたものと (A) のごとく最高加熱温度が 1180°C の熱サイクルを 1 回かけたものとの間に大きな差異がなかった。これは、1180°C の熱サイクルをうけることが供試 HT-100 鋼溶接熱影響部の脆化現象に対して支配的因子であると考えられる。

IV. 考 察 お よ び 結 論

温度計測による溶接熱影響部の最高加熱温度と、Adams の理論式による計算値はよく一致したので溶接熱影響部の各点における最高加熱温度を推測することが可能となつた。各種脆性破壊試験で脆性亀裂が伝播した部分は、前報で述べたごとく融合線より 0.5~1.0 mm 離れた領域である。現地溶接で管理可能な下限値とされている溶接入熱 32000 joule/cm で溶接した場合、この脆化領域がさらされる最高加熱温度は 1150°~1350°C で組織はマルテンサイトとベーナイトの混合組織であつた。化学分析および X 線マイクロアナライザによると融合部付近のみに溶着金属との混合による Ni 量の増大が認められ、また添加 AlN の分解による固溶 N の増加も認められた。Ni 量の増加は切欠靱性をむしろ向上させ脆化の原因とはならず、固溶 N の増加も 0.003~0.004% で Total N 量にして 0.007% である。一般に鋼中の固溶 N が増加すると切欠靱性が低下するといわれているが、Sage⁽⁹⁾ によれば鋼中の固溶 N が 0.004% から 0.007% 増加したことによる 2 mm V シャルビー試験における破面遷移温度 Trs の上昇はほぼ 10°C である。HT-

(9) A. M. Sage and F. E. L. Copley: J. Iron Steel Inst., 196 (1960), 422.

100 鋼溶接融合部の破面遷移温度 Tr_s は母材原質部にくらべてほぼ 40°C 上昇しており, AlN 分解による固溶Nの増

大も融合部の脆化の直接原因ではないと判断される。

固溶N量, 顕微鏡組織と切欠靱性の関係を検討するため

Base metal Weld-heat-affected zone Weld metal
Photo.2 Microstructure of HT-100 steel weldment by electron microscope. ($\times 5000$)

AIN ($\times 20000 \times 2/3$) Cr_{23}C_6 ($\times 20000 \times 2/3$)
Photo.3 Electron diffraction patterns of HT-100 steel.

HT-100 鋼を $1000^\circ, 1150^\circ, 1250^\circ$ および 1350°C に加熱し, その後 950°C まで空冷し, 950°C で 10 分間保持してから室温まで空冷という熱処理を行なった. かくのごとき熱処理によつていづれもマルテンサイトとベーナイトの混合組織であるが粒度の異なつた組織が得られた. 同時に鋼中の AlN 量も変化し Table 4 の結果を得た. これらの熱処理を施した試験材につき 2 mm V シャルピー試験を行なつたところ, 1250° および 1350°C 加熱材は Sage の実験より予想される固溶Nの増加にも

とずく Tr_s の上昇値よりもはるかに高い Tr_s (70°C) を示した. この事実より $1250^\circ \sim 1350^\circ\text{C}$ に加熱冷却したときの HT-100 鋼の脆化は固溶Nの増加のみによるものではな

Fig.6 Impact test results of various specimens duplicated synthetic weld thermal cycles.

Fig.7 2 mmV charpy test results of specimens notched on fusion line.

Table 4 Effects of heat treatment on retained AIN of HT-100 steel.

Heat treatment	AIN (%)	Total N (%)	Free N (%)
1000°C A.C. - 950°C × 10 min A.C.	0.043	0.020	0.0054
1150°C A.C. - 950°C × 10 min A.C.	0.033	0.020	0.0088
1250°C A.C. - 950°C × 10 min A.C.	0.008	0.020	0.0173
1350°C A.C. - 950°C × 10 min A.C.	0.004	0.020	0.0187
Base metal	0.004	0.019	0.0040

く，加熱温度の相違による組織の相違が支配的因子であると考えられた。

融合線からほぼ 1 mm 母材寄りの部分がうける溶接熱サイクルを HT-100 鋼に再現し，2 mmV シャルビー試験を行なった。その結果，溶接継手の融合部に切欠を加工した 2

mmV シャルビー試験による破面および衝撃値遷移曲線とよく一致するいちじるしい脆化現象が認められた。

以上の実験結果より，HT-100 鋼溶接熱影響部の融合部に検出された脆化現象は溶接熱サイクルによつてほぼ 1200°C 以上に加熱されることによつて生ずる組織変化が主因であると判断された。この現象は HT-100 鋼のみではなく他の調質型高張力鋼にも共通である。溶融溶接を行なう限り溶接条件を変化させてもかかる温度に加熱される領域が必ず存在するので，溶接構造物として使用するには脆化領域が存在しても継手性能を低下させない対策が必要である。

本研究にあたり懇切な指導を賜つた東京工業大学中村教授に衷心より御礼申し上げ，実験遂行にあたりご協力をいただいた石川島播磨重工業株式会社 構造研究室 前田博士に厚く御礼申し上げます。