単層及び多重溶接熱サイクル再現溶接熱影響部の靱性に 及ぼす島状マルテンサイトの挙動に関する検討*

—80及び100キロ級高張力鋼大入熱溶接 HAZ 部の靱性劣化とその改善
に関する研究 (第1報)—

岡田 斎**, 松田 福久***, 李 鍾麟****

The Behaviour of M-A Constituent in Simulated HAZ with Single and Multiple Thermal cycles*

—The Deterioration and Improvement of HAZ Toughness in 780 and 980 MPa
Class HSLA Steels Welded with High Heat Inputs (Report 1)—

by Hitoshi Okada**, Fukuhisa Matsuda*** and Zhonglin Li****

In this research work, the effect of area fraction of M-A constituent on Charpy absorbed energy ($\sqrt{E}$) of both simulated-CGHAZ (Coarse-Grained HAZ for high heat input welding process) and ICCGHAZ (Intercritically-Reheated CGHAZ for multiple welding process) of either 780 or 980 MPa class HSLA steel has been studied.

The M-A constituent is classified into two types such as massive M-A and elongated M-A depending on its form. The form of M-A changes from “elongated M-A” to “elongated M-A + massive M-A” and then to “elongated M-A + massive M-A + carbide” according to the increase of cooling time, $\Delta t_{18/5}$. Furthermore, the size of M-A increases.

It has been clarified that the $\sqrt{E}$ of ICCGHAZ is rather lower than that of CGHAZ as the result of dual thermal cycle test at the temperature of 1073 K where the peak temperature of second thermal cycle, T_{p2} exceeds A_{c1} due to the formation of massive M-A of large size. However, the $\sqrt{E}$ at both 873 K and 673 K where the peak temperature of third thermal cycle, T_{p3} is lower than A_{c1} is improved to be more than the $\sqrt{E}$ at temperature of 1073 K which is equal to T_{p3} in the triple thermal cycle test. Since these improvement of $\sqrt{E}$ considerably corresponds with the decrease of area fraction of M-A, the M-A constituent is decomposed by the tempering effect of third thermal cycle so that the $\sqrt{E}$ value of ICCGHAZ seems to have been improved.

The increase of area fraction of total M-A in both single and multiple welding thermal cycle tests causes the increase of that of massive M-A seems to be the decisive factor for the deterioration of $\sqrt{E}$ in both CGHAZ and ICCGHAZ of either 780 or 980 MPa class HSLA steel.

Key Words: HSLA steel, HAZ, Toughness, M-A constituent, Multiple welding, Charpy absorbed energy, CGHAZ, ICCGHAZ

1. 緒 言

最近の大型溶接構造物に使用される鋼材は、厚板780 MPa 級高張力鋼の使用が次第に広まってきており、現在では厚板980 MPa 級 (100キロ級) 高張力鋼の水圧鉄管への適用も検討され¹⁾、研究開発も活発に行われている²⁾。

このような厚板高張力鋼の溶接施工では、製作効率を高めるために大入熱溶接施工の採用が望ましいことはいうまでもない。また、多層溶接による溶接施工は避けられない場合が多い。しかし、高張力鋼を大入熱で溶接施工すれば、HAZ粗粒域 (CGHAZ) に脆化が生じ、著しく靱性が劣化することが古くから明らかにされてきている³⁾。また、厚板高張力鋼の多層溶接施工においても、多

重溶接熱サイクルを受けて形成される局部脆化域⁴⁾ (LBZ) の存在による脆化が問題となっている。このLBZには、前述のCGHAZ以外にも、多層溶接における後続溶接パスによってCGHAZが2相域に再加熱された領域 (ICCGHAZ) などがあり、これらのLBZの靱性劣化の原因として島状マルテンサイト (M-A) の生成が指摘され、精力的に研究がなされてきた⁴⁻⁹⁾。

しかしながら、従来のM-Aに関する研究の対象とされた鋼種は、590 MPa 級 (60キロ級) 以下の高張力鋼が多く、添加される元素量がさらに増加する780 (80キロ級) 及び980 MPa 級高張力鋼溶接 HAZ のM-Aに関する研究は比較的少ない。

一方、M-Aが靱性に及ぼす影響に関して、その量 (面積率又は体積率) 以外にも、形状^{11,12)}、大きさ^{10,11)}などの形態が注目されるようになりつつある。しかし、形態が靱性に及ぼす影響についても不明な点が多く、特に、780及び980 MPa 級高張力鋼溶接部に生成するM-Aの形態に注目し、それが靱性に及ぼす影響について検討した研究はない。

そこで、本研究では、水圧鉄管などの分野で適用が始り、使用量も増加するとみられ、かつ、研究例がほとん

*原稿受付 平成5年6月30日 平成2年度春季全国大会で発表

**正 員 堺東本鉄工所 Member, KURIMOTO, Ltd..

***正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute, Osaka Univ.

****非 会 員 大阪大学溶接工学研究所 (客員研究員, ハルビン工科大学) Non-member, Foreign Researcher, Harbin Institute of Technology

ど見当たらない980 MPa 級高張力鋼を含め、780及び980 MPa 級高張力鋼大人熱溶接 HAZ における靱性劣化と回復に及ぼす M-A の挙動について検討することとし、本報では、まず CGHAZ 及び ICCGHAZ におけるシャルピー吸収エネルギー($\sqrt{E}$)に及ぼす M-A の影響を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材料

本研究では、780及び980 MPa 級高張力鋼をそれぞれ2種類使用した。これらを HT80-A, HT80-B, HT100-A 及び HT100-B と呼ぶ。供試鋼板の化学組成を Table 1 に示す。HT80-A 及び HT80-B は780 MPa 級高張力鋼であり、HT100-A 及び HT100-B は980 MPa 級高張力鋼である。また、HT80-A ($t=60$ mm) 及び HT100-A ($t=150$ mm) は焼入れ焼戻し鋼であり、HT80-B ($t=25$ mm) 及び HT100-B ($t=38$ mm) は直接焼入れ焼戻し鋼である。

2.2 衝撃試験法及び再現熱サイクル条件

供試鋼板の圧延方向と平行に2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験片 (JIS Z 2202 の4号試験片) を採取し (ノッチは板厚方向)、直接通電抵抗加熱方式の Gleeble 1500 を用いて再現溶接熱サイクル試験を行った。熱サイクルは、最高加熱温度 (T_p) を1623 K とし、保持時間 (t_h) は6 s とした。1073 から773 K までの冷却時間 ($\Delta t_{8/5}$) を3.5~1000 s の範囲で変化させた。これを単層溶接熱サイ

クル試験と呼ぶ。そして、単層溶接熱サイクル試験は、HT80-A, HT80-B, HT100-A 及び HT100-B にて検討した。

次に、ICCGHAZ を対象として2重熱サイクルの再現溶接熱サイクル試験を行った。まず、 T_p が1623 K の再現 CGHAZ (このときの冷却時間を単層溶接熱サイクルと区別するために $[\Delta t_{8/5}]_1$ と記す) に2相温度域の後続溶接パスに相当する最高加熱温度 (T_{p2}) が1073 K の2重熱サイクルを、冷却時間 ($[\Delta t_{8/5}]_2$) を変化させて付与して ICCGHAZ を再現した。

そして、2重熱サイクルに、さらに種々の最高加熱温度 (T_{p3}) の3重熱サイクルを付与した。3重熱サイクル曲線の例を Fig. 1 に模式的に示す。また、2重及び3重熱サイクル試験は、生成する M-A が4鋼種で最も大きくかつ多い HT80-B にて検討した。

これらの再現溶接熱サイクル試験終了後、再現溶接熱サイクルが付与された試験片を用いて283 K の試験温度でシャルピー衝撃試験を行い、 $\sqrt{E}$ で靱性を評価した。そして、2段階腐食法⁷⁾を用いて M-A を現出させて SEM 観察を行い、約2000倍の倍率で写真撮影した。次に、5枚の写真上で30×60メッシュを使用した点算法で M-A の面積率を計算した。

なお、本論文では、2重熱サイクルまで付与し、靱性を評価する試験を2重熱サイクル試験と称し、3重熱サイクルまで付与し、靱性を評価する試験を3重熱サイクル試験と称す。

3. 実験結果及び考察

3.1 単層溶接熱サイクル再現溶接熱影響部におけるシャルピー吸収エネルギーと島状マルテンサイトの検討

本研究では M-A の形態を棒状と塊状に分類し、それぞれを以下に示すとおり定義した。

棒状 M-A: 観察面において M-A の幅 W と長さ L の比 L/W (以下アスペクト比と呼ぶ) が3以上のもの。

塊状 M-A: 観察面において M-A のアスペクト比が3未満のもの、または、M-A のアスペクト比が3以上のものであっても、多重熱サイクル試験の旧 γ 粒界に生成する M-A のごとく、粒内の塊状 M-A と同程度以上の幅を有し著しく粗大なもの。

HT80-B の再現 CGHAZ で観察された棒状 M-A と塊状 M-A の代表的な SEM 写真を Fig. 2 に示す。Fig. 2 (a) に示した棒状 M-A は $\Delta t_{8/5}=100$ s において観察されたものであり、Fig. 2 (b) に示した塊状 M-A は $\Delta t_{8/5}=200$ s において観察されたものである。

HT80-A, HT80-B, HT100-A 及び HT100-B の再現 CGHAZ における $\sqrt{E}$ と M-A 面積率に及ぼす $\Delta t_{8/5}$ の影響をそれぞれ Fig. 3~Fig. 6 に示す。それぞれの図に

Fig. 1 An example of simulated multiple thermal cycle.

Table 1 Chemical compositions of steel plates used.

Material	Thickness mm	Chemical compositions (mass%)												Ceq	Pcm	
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al			B
HT80-A	60	0.12	0.23	0.93	0.006	0.002	0.19	1.22	0.48	0.45	0.03	—	0.066	0.0007	0.53	0.26
HT80-B	25	0.10	0.27	0.92	0.009	0.002	0.20	0.98	0.47	0.27	0.04	—	0.052	0.0012	0.45	0.23
HT100-A	150	0.14	0.05	1.03	0.004	0.001	0.23	3.80	0.56	0.58	0.027	0.012	0.047	0.0011	0.67	0.34
HT100-B	38	0.11	0.11	0.86	0.004	0.001	0.03	1.57	0.54	0.56	0.073	—	0.053	0.0011	0.55	0.26

において、上図は vE と $\Delta t_{8/5}$ の関係を示し、下図は M-A 面積率と $\Delta t_{8/5}$ の関係を示している。また、Fig. 3～Fig. 6 の下図における●は棒状及び塊状の全ての M-A 面積率

Fig. 2 Examples of morphology of elongated M-A and massive M-A by SEM.

Fig. 3 Relation between both vE and area fraction of M-A constituent and $\Delta t_{8/5}$ in HT80-A.

を示している。M-A が生成し $\Delta t_{8/5}$ が大きくなれば、その M-A の一部がフェライトと炭化物に分解するようになる。Fig. 3, Fig. 4 及び Fig. 6 の○は、M-A が分解して形成されるフェライトと炭化物を除いた全 M-A 面積率を示し、△は、塊状のみの M-A 面積率を示している。

Fig. 3, Fig. 4 及び Fig. 6 の上図に示すごとく、HT80-A 及び HT100-B では $\Delta t_{8/5}$ が 100 s 以下、また HT80-B では 50 s 以下の範囲で、再現 CGHAZ の vE は母材の vE_0 と同等又は若干低下する。しかし、780 MPa 級高張力鋼における水圧鉄管¹³⁾ 及び橋梁¹⁴⁾ での要求 vE ($vE_0 \geq 47$ J) と比較すれば、試験温度が異なることを考慮しても、充分大きな値であると考えられる。また、光学

Fig. 4 Relation between both vE and area fraction of M-A constituent and $\Delta t_{8/5}$ in HT80-B.

Fig. 5 Relation between both vE and area fraction of M-A constituent and $\Delta t_{8/5}$ in HT100-A.

Fig. 6 Relation between both vE and area fraction of M-A constituent and $\Delta t_{8/5}$ in HT100-B.

顕微鏡組織は、マルテンサイト及びB-III型ベイナイト、又はそれらとB-I型ベイナイトの混合組織であった¹⁵⁾。

一方、 $\Delta t_{8/5}$ がそれらの値を超えると vE は急激に低下し、要求靱性値を下回るようになる。このときの光学顕微鏡組織は、ほぼ全面がB-I型ベイナイトであった。

Niを3.8 mass%含むHT100-Aの再現CGHAZにおける vE は、Fig. 5に示すごとく、 $\Delta t_{8/5}$ が増加しても他の鋼種にみられるような vE の急激な低下は認められず、実験したすべての範囲内において母材の vE_0 よりも低下するが、 $\Delta t_{8/5}$ が1000 sにおいても約120 Jの大きな吸収エネルギーを保っている。これは、3.8 mass%のNi添加によるマトリックスの靱性向上及びNiなどの添加合金元素による焼入れ性の向上により実験範囲内で靱性に有害とされるB-I型ベイナイトが生成しなかったことなどによるものと考えられる。なお、HT100-Aの再現CGHAZの光学顕微鏡組織は、 $\Delta t_{8/5}$ が1000 sにおいてもマルテンサイトとB-III型ベイナイトとの混合組織であった。

次に、Fig. 3、Fig. 4及びFig. 6の下図より、それぞれHT80-A及びHT80-Bでは $\Delta t_{8/5}$ が21 s、HT100-Bでは $\Delta t_{8/5}$ が100 s以上でM-Aが生成し始めるが、生成するM-Aは棒状が多い。また、全面積率は、 $\Delta t_{8/5}$ の増加とともに大きくなる。そして、塊状M-Aは、棒状M-Aよりも $\Delta t_{8/5}$ が大きくなって出現し始める。さらに、 $\Delta t_{8/5}$ が200 s以上でM-Aの一部がフェライトと炭化物に分解し、その分解量は $\Delta t_{8/5}$ が大きくなるにつれて増加するようである。このような $\Delta t_{8/5}$ の増加に対するM-A面積率の変化は、HT80-A、HT80-B及びHT100-Bにおいて、ほぼ同様である。

しかし、Fig. 5に示されるごとく、HT100-Aでは、実験範囲内の全ての $\Delta t_{8/5}$ においてM-Aは観察されなかった。

棒状M-Aは、HT80-A、HT80-B及びHT100-Bいずれの鋼種においても、M-Aが観察される全ての範囲において認められ、その値は、 $\Delta t_{8/5}$ が増加しても、大き

Fig. 7 Comparison of the dimensions and shapes of M-A constituent in HT80-B for different $\Delta t_{8/5}$ checked by SEM.

くは変化しないようである。したがって、 $\Delta t_{8/5}$ の増加にともなう全M-A面積率の増加は、棒状M-Aよりもむしろ塊状M-A面積率の増加に基づくものと考えられる。

HT80-Bにおいて、 $\Delta t_{8/5}$ が100, 200, 500及び1000 sのM-AのSEM写真の例をFig. 7に示す。HT80-Bでは、 $\Delta t_{8/5}$ が100 sでは塊状M-Aも多く認められるが、図に示したごとく棒状M-Aも観察される。 $\Delta t_{8/5}$ が200 sでは、100 sと比較して塊状M-Aがより大きくなる。 $\Delta t_{8/5}$ が500及び1000 sになると図にみられるような粗大な塊状M-Aが観察されるようになり、面積率も増加することが認められる。さらに、粗大な塊状M-Aの一部が分解し、矢印で示すごとく析出した炭化物が腐食された痕跡が黒色に観察される。再現CGHAZにM-Aが生成する鋼種では、 $\Delta t_{8/5}$ の増加にともないM-Aの形態は棒状M-A→棒状M-A+塊状M-A→棒状M-A+塊状M-A+炭化物に変化し、またM-Aの大きさも増大した。

3.2 2重熱サイクル再現溶接熱影響部におけるシャルピー吸収エネルギーと島状マルテンサイトの検討

2重熱サイクル試験による再現ICCGHAZの vE とM-A面積率に及ぼす $[\Delta t_{8/5}]_2$ の関係をFig. 8に示す。Fig. 8の上図は vE と $[\Delta t_{8/5}]_2$ の関係を示し、下図はM-A面積率と $[\Delta t_{8/5}]_2$ の関係を示している。1重熱サイクルの $[\Delta t_{8/5}]_1$ は50 s、2重熱サイクルの $[\Delta t_{8/5}]_2$ は50, 100及び200 sとした。

Fig. 8の上図より、2重熱サイクル試験の vE は、 $[\Delta t_{8/5}]_2$ の増加につれて低下する傾向にあり、多重熱サイクルによる靱性劣化は著しいことがわかる。

次に、Fig. 8の下図より、2重熱サイクル試験の全M-A及び塊状M-A面積率は単層溶接熱サイクル試験よりも増加し、さらに $[\Delta t_{8/5}]_2$ の増加とともにそれらの面積率はいずれも増加している。

全M-A面積率と塊状M-A面積率との差は棒状M-A面積率を示しているが、 $[\Delta t_{8/5}]_2$ にかかわらずほぼ一定である。したがって、 $[\Delta t_{8/5}]_2$ の増加にともなう全M-A面積率の増加は、単層溶接熱サイクル試験と同様、主として塊状M-Aの増加に基づくものである。

2重熱サイクル試験において、50 s ($[\Delta t_{8/5}]_1$) × 50 s ($[\Delta t_{8/5}]_2$)、50 s × 100 s及び50 s × 200 sのM-Aの形態をFig. 9に、200 s × 200 sの形態をFig. 10に示す。図にはM-A面積率と vE の値も合せて示している。

まず、50 s × 50 sにおいて生成するM-Aは、Fig. 7に

Fig. 8 Relation between both vE and area fraction of M-A constituent and $[\Delta t_{8/5}]_2$.

HT80-B, Double thermal cycle, $[\Delta t_{8/5}]_1=50\text{s}$ $T_{p1}=1623\text{K}$, $T_{p2}=1073\text{K}$, $t_{h1}=t_{h2}=6\text{s}$			
Morphology of M-A constituent	$[\Delta t_{8/5}]_2$	Area fraction	vE_{10}
	50 s	Elongated M-A 8 (%) Massive M-A 5 (%)	118 N
	100 s	Elongated M-A 10 (%) Massive M-A 7 (%)	69 N
	200 s	Elongated M-A 10 (%) Massive M-A 10 (%)	54 N

Fig. 9 Relation between change of morphology of M-A constituent and $[\Delta t_{8/5}]_2$ with $[\Delta t_{8/5}]_1=50\text{s}$.

示される単層溶接熱サイクル試験と同様小さな棒状のものが多いが、なかには単層溶接熱サイクル試験では観察されなかった大きな塊状 M-A も旧 γ 粒界において観察された。そして、 $[\Delta t_{8/5}]_2$ が増加するにつれて生成する M-A は大きくなり、また、塊状 M-A 面積率も増加した。これらの塊状 M-A は、Fig. 10 に示されるごとく、主として旧 γ 粒界に繋がって生成し、粒内の M-A の生成は単層溶接熱サイクル試験と比較してその数が少なかった。

CGHAZ では、熱サイクルにより γ 結晶粒が成長粗大化し、その γ 粒近辺には炭化物などが多く存在する。そして、2 相領域に再加熱されるとこのような炭化物集中域が優先的に γ に逆変態するが、Speich ら¹⁰⁾ によれば、炭素濃化部からの γ の逆変態に必要な時間は、極めて短

Fig. 10 Morphology of M-A constituent with $[\Delta t_{8/5}]_1 = [\Delta t_{8/5}]_2 = 200\text{s}$.

Fig. 11 Relation between both vE and area fraction of M-A constituent and T_{p3} .

時間である。したがって、多重熱サイクルを受けるとき、最終熱サイクルの T_p が 1073 K の 2 相域温度であれば、保持時間が 6 s でも γ の逆変態が終了し、2 相域温度からの冷却時間（ここでは $[\Delta t_{8/5}]_2$ ）により逆変態部の組織が決定され、M-A の生成量及び生成形態が決まる。そして Fig. 8 の下図のごとく、 $[\Delta t_{8/5}]_2$ が大きいほど M-A の生成量は多くなると考えられる。

一方、逆変態 γ 領域は、マトリックスよりも炭素濃度が大きいので冷却過程の冷却速度に応じて容易に M-A が形成される。したがって、Fig. 9 の $\Delta t_{8/5}$ が 50 s のごとく単層溶接熱サイクル試験で生成する M-A は微細であっても、2 相領域に再加熱される多重熱サイクルを受けると、単層溶接熱サイクル試験で観察されない大きな塊状 M-A が新たに旧 γ 粒界に生成するようになると考えられる。

3.3 3 重熱サイクル再現溶接熱影響部におけるシャルピー吸収エネルギーと島状マルテンサイトの検討

3 重熱サイクル試験において vE 及び M-A 面積率に及ぼす T_{p3} の影響を Fig. 11 に示す。Fig. 11 の上図は T_{p3} と vE との関係を示し、下図は T_{p3} と M-A 面積率との関係を示している。 $[\Delta t_{8/5}]_1$ は 50 s、そして、 $[\Delta t_{8/5}]_2$ 及

び $[t_{8/5}]_3$ はいずれも200sである。

Fig. 11の上図より、 T_{p3} が A_{c1} (約1000 K)以下の873及び673 Kの $\downarrow E$ は、2重熱サイクル試験の $\downarrow E$ よりも改善され、特に、873 Kではその程度が大きい。しかし、 T_{p3} が A_{c1} を超える1073 Kでは、 $\downarrow E$ の値は急激に低下し、2重熱サイクル試験の $\downarrow E$ と同程度でその値は小さい。

次に、Fig. 11の下図より、3重熱サイクル試験のM-A面積率を2重熱サイクル試験と比較すれば、 T_{p3} が A_{c1} を超える1073 Kでは2重熱サイクル試験とM-A面積率は同程度であるが、873及び673 Kでは全M-A及び塊状M-A面積率とも減少している。特に、 T_{p3} が873 Kでは大幅にM-A面積率が低下している。

3.4 シャルピー吸収エネルギーに及ぼす島状マルテンサイトの影響

HT80-A、HT80-B及びHT100-Bの単層溶接熱サイクル試験において、 $\Delta t_{8/5}$ がそれぞれ100、50及び100 sでの $\downarrow E$ は、全M-A面積率が大きいにもかかわらず良好である。これらの $\Delta t_{8/5}$ におけるM-Aは、大部分が棒状M-Aであり、塊状M-Aはほとんど生成していない。一方、HT80-A、HT80-B及びHT100-Bにおいて、 $\Delta t_{8/5}$ がそれぞれ100、50及び100 sを超えると $\downarrow E$ は急激に低下し、また塊状M-A面積率も増大している。このように再現CGHAZにおける塊状M-Aの増加は、 $\downarrow E$ の急激な低下と良い対応を示している。Fig. 8に示した2重熱サイクル試験においても、同様の結果が得られている。

さらに、3重熱サイクル試験における塊状M-A面積率の減少も、 $\downarrow E$ の改善とよく一致している。この靱性改善は、 T_{p3} が673～873 Kの3重熱サイクルにより靱性が改善される報告^{4,9)}に示されるごとく、焼戻しによるM-Aの分解に起因するものと考えられる。

以上より、塊状M-Aの出現が780及び980 MPa級高張力鋼のCGHAZ及びICCGHAZにおける $\downarrow E$ 劣化の重要な要因であると考えられる。

4. 結 言

本報では、水圧鉄管などの分野で適用が始まり、使用量も増加するとみられ、かつ、研究例がほとんど見当たらない980 MPa級高張力鋼を含め、780及び980 MPa級高張力鋼のCGHAZ及びICCGHAZにおける $\downarrow E$ に及ぼすM-Aの影響を、特にその形態に注目して検討した。

本報で得られた結果を要約すると次のようになる。

(1) 単層溶接熱サイクル試験では、 $\Delta t_{8/5}$ が大きい範囲でM-Aが生成し、また $\Delta t_{8/5}$ の増加につれてM-A面積率は大きくなった。さらに $\Delta t_{8/5}$ が大きくなれば、M-Aの一部がフェライトと炭化物に分解し、その分解量は $\Delta t_{8/5}$ が大きくなるにつれてほぼ増加した。そして、M-Aをその形態により塊状M-Aと棒状M-Aに分類すれば、M-Aの形態は $\Delta t_{8/5}$ の増加とともに棒状M-A→棒状M-A+塊状M-A→棒状M-A+塊状M-A+(炭化物)に変化し、また、M-Aは大きくなった。しかし、3.8%のNiを含む980 MPa級高張力鋼では、実験範囲内の全ての $\Delta t_{8/5}$ においてM-Aは観察されなかった。

(2) T_{p2} が1073 Kの2重熱サイクル試験による再現ICCGHAZにおける $\downarrow E$ は、単層溶接熱サイクル試験では観察されない大きな塊状M-Aが新たに旧 γ 粒界に生成するため、単層溶接熱サイクル試験よりむしろ著しく低下する場合があることが明らかになった。

(3) 単層溶接熱サイクル試験及び2重熱サイクル試験

では、全M-A面積率の増加は、塊状M-A面積率が増加することに対応し、また塊状M-Aの増加は $\downarrow E$ の急激な低下と良い対応を示していた。したがって、塊状M-Aの出現が780及び980 MPa級高張力鋼のCGHAZ及びICCGHAZにおける $\downarrow E$ 劣化の重要な要因であると考えられた。

(4) 3重熱サイクル試験において、 T_{p3} が A_{c1} を超える1073 Kの $\downarrow E$ は、 T_{p2} が1073 Kの2重熱サイクル試験による $\downarrow E$ とほぼ同じでその値は小さかった。しかし、 T_{p3} が A_{c1} 以下の873及び673 Kの $\downarrow E$ は、2重熱サイクル試験の $\downarrow E$ よりも改善され、特に、873 Kではその程度が大きかった。そして、これらの $\downarrow E$ の改善はM-A面積率の低下と良く一致していたため、3重熱サイクルの焼戻しによりM-Aが分解し、その結果、再現ICCGHAZの $\downarrow E$ が改善されたと考えられた。

参 考 文 献

- 1) 浦沢, 内田: 水圧鉄管用高張力鋼 HT100 について, 電力土木, No. 201 (s61), 33-40.
- 2) 松浦, 呉, 西上, 渡辺, 鈴木, 作井: 水圧鉄管用100 kgf/mm²級高張力鋼の溶接性と継手の破壊靱性, 溶接学会論文集, 3(1985) 1, 124-131.
- 3) たとえば E.F. Nippes, W.F. Savage and R.J. Allio: Study of the Weld Heat-affected Zone of T-1 Steel, Welding J., 36-12 (1957), 531-540.
- 4) 土師, 栗飯原, 萩原, 川島, 内野, 富田, 千々岩: 引張強度50 kgf/mm²級高張力鋼溶接熱影響部の限界 CTOD に及ぼす局所脆化域の影響, 鉄と鋼, 74 (1988) 6, 1105-1112.
- 5) H. Mimura, M. Iino, H. Haga, N. Nomura, K. Aoki and K. Aoki: On the Toughness and Micro Structure in Low Carbon Steels Subjected to Weld Thermal Cycles, Trans. Japan Welding Society, 1970, Vol. 1, 28-34.
- 6) 笠松, 高嶋, 細谷: 溶接構造用高張力鋼の溶接熱影響部の靱性に及ぼす島状マルテンサイトの影響, 鉄と鋼, 65(1979) 8, 92-101.
- 7) 井川, 大重, 田上: 高張力鋼溶接熱影響部に生成される島状組織に関する研究, 溶接学会誌, 49 (1980) 7, 47-52.
- 8) 井川, 大重, 田上: 高張力鋼溶接熱影響部に生成される島状組織が靱性に及ぼす影響, 49 (1980) 8, 30-35.
- 9) 中尾, 大重, 野井, 西: 高張力鋼多層盛溶接熱影響部の靱性分布, 溶接学会論文集, 3 (1985) 4, 99-107.
- 10) S. Aihara and T. Haze: Influence of High-Carbon Martensitic Island on Crack-Tip Opening Displacement Value of Weld Heat-Affected Zone in HSLA Steels, TMS Annual Meeting, Phoenix, Arizona, January, 1988.
- 11) F. Kawabata, K. Amano, N. Itakura, F. Minami, M. Toyoda, and H. Jing: Morphologic Effect of Local Hard Phase on Toughness of Local Brittle Zone, Proceedings of the Workshop on Strength Mismatching and Its Control, Tokyo, July, 1992, (IIW Doc. X-1254-92), 1-11.
- 12) F. Minami, H. Jing, M. Toyoda, F. Kawabata and K. Amano: Effect of Local Hard Zone on Fracture Initiation of Weld HAZ, Proceedings of the Workshop on Strength Mismatching and Its Control, Tokyo, July, 1992, (IIW Doc. X-1254-92), 23-34.
- 13) 水門鉄管協会: 水門鉄管技術基準, 平成5年3月.
- 14) 本州四国連絡橋公団: 鋼橋等製作基準・同解説, 平成元年4月.
- 15) 大森, 大谷, 邦武: 低炭素低合金高張力鋼のベイナイト, 鉄と鋼, 第57年, 第10号 (1971), 1690-1705.
- 16) G.R. Speich, V.A. Demarest and R.L. Miller: Formation of Austenite During Intercritical Annealing of Dual-Phase Steels, Metall. Trans., 1981, 12A, 1419-1428.