

© 1987 ISIJ

1/2Mo 鋼溶接部の水素アタック限界温度におよぼす溶接後熱処理の影響

論文

千葉隆一*・大西敬三*²・石井邦雄*³・前田啓吉*³

Effect of Postweld Heat Treatment on Critical Temperature in Hydrogen Attack of 1/2 Mo Steel Welds

Ryuichi CHIBA, Keizo OHNISHI, Kunio ISHII and Keikichi MAEDA

Synopsis:

Relationship between a critical temperature in hydrogen attack and postweld heat treatment conditions was shown by a metallurgical investigation that was conducted to make clear a preventive measure of failures occurring in 1/2 Mo steel welds of heat exchangers and pipe lines which had been used in oil refineries and petrochemical plants.

The authors examined degradation of tensile properties, susceptibility to intergranular cracking and bubble formation behavior in both actual welds and a simulated-heat-affected zone material (simulated HAZ) after a hydrogen exposure in the temperature range from 320 to 500°C under a pressure of 100 or 150 kgf/cm² (9.81 or 14.71 MPa).

Postweld heat treatment at a temperature range from 550 to 650°C produced a significant improvement in hydrogen attack resistivity of the actual weld. In addition, an examination result of the simulated HAZ exhibited to produce a maximum critical temperature in hydrogen attack by excuting a heat treatment at around a temperature of 650°C. It was concluded that the highest resistivity to hydrogen attack was able to maintain provided a postweld heat treatment would be performed in the temperature range between 625 and 650°C.

1. 緒 言

高温高圧水素を取り扱う石油精製および石油化学プラントの 0.5 Mo 鋼製熱交換器や配管には、長期間運転後に水素アタックに起因する割れ事故が発生しており、それが保全のための重要な問題点として注目されていることは周知のとおりである¹⁾。著者らは 0.5 Mo 鋼製装置に発生した損傷の原因の究明とその防止対策を見出すための研究を行い、水素アタックによる粒界割れは鋼板の成形加工により作製された容器母材、または配管溶接部に多く発生していることを知ることができた²⁾。また母材部の水素アタック抵抗性は成形加工時の熱履歴または成形後の熱処理に依存しているので、炭化物の安定化を考慮した熱処理を施す必要のあることを明らかにした³⁾。一方、0.5 Mo 鋼の場合溶接部の水素アタックによる損傷は、溶接後熱処理 (PWHT) を施さないかあるいはそれが不十分な場合に発生すると思われていたが、PWHT

が施された装置にも 0.5 Mo 鋼の使用限界線の安全側で運転されていたにもかかわらず損傷が発生していると報告されているので⁴⁾⁵⁾、実プラントの経験によると必ずしも PWHT の効果は明らかではなかった。

高温高圧水素による 0.5 Mo 鋼製装置機器の溶接部の損傷は、公表されていないものを含めると件数はかなり多いと推定され、その防止対策の早期確立が望まれている。本研究では、水素アタックに起因する溶接熱影響部の粒界割れについて PWHT の影響を明らかにし、また割れ防止のための最適 PWHT 温度を見出すために、実際の溶接継手材と熱影響部の再現材 (再現 HAZ) の水素アタックに対する抵抗性を調査した。

2. 試験材料および試験方法

供試材料は、Table 1 に示すように ASTM A204 Grade B 規格の 3 種の 0.5 Mo 鋼である。Steel A は成形加工後にシーム溶接した口径 20 インチの配管用エ

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 60 年 12 月 12 日受付 (Received Dec. 12, 1985)

* (株)日本製鋼所材料研究所工博 (現: 日本フローセル(株)技術部) (Materials Research Laboratory, The Japan Steel Works, Ltd., Now Technical Division, Nippon Flow Cell Co. Ltd., 1-24-15 Shingashi Itabashi-ku Tokyo 175)

*² (株)日本製鋼所MHグループ 工博 (MH Group, The Japan Steel Works, Ltd.)

*³ 日揮(株)材料研究部 (Material Research Department, JGC Corporation)

Table 1. Chemical composition of base metals.

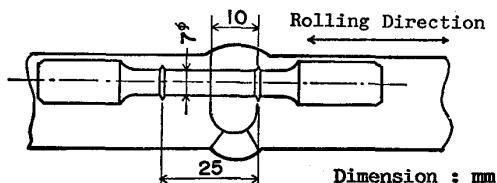
Steel	Classification	(wt%)									
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al
A ¹⁾	Elbow	0.20	0.25	0.66	0.006	0.009	0.10	0.07	0.12	0.54	0.017
B ²⁾	Shell plate	0.17	0.30	0.74	0.014	0.012	0.18	0.21	0.21	0.51	0.009
C ³⁾	Shell plate	0.22	0.30	0.73	0.010	0.016	0.12	0.09	0.20	0.55	<0.005

Note 1) 13 mm thick, 2) 20 mm thick, 3) 70 mm thick

Table 2. Welding and postweld heat treating conditions of steel B.

Base metal	Electrode	Current (A)	Voltage (V)	Traveling speed (mm/min)	PWHT	
					Temperature (°C)	Holding time (h)
0.5Mo	E7016-Al 4 mm Dia.	170	25	150	550-650	5

Tensile Test Specimen taken from Welded Joint



ルボ材, Steel B および C は圧力容器用シェル材である。エルボには石油精製プラントで約 8 年間使用中に配管との周溶接部 (熱影響部) に粒界割れが発生し, それは水素アタックによる割れと類似していた。記録によると, 運転条件は水素分圧 16.2 kgf/cm², 温度は 426°C であり, API Publication 941⁵⁾ を参照するとそれは 0.5Mo 鋼の使用限界線の安全側である。なお, この材料に関する熱処理記録などは残っており不明である。

水素曝露による引張性質の変化調査のために, Steel A の溶接継手の健全部から受入れままおよびそれを 625°C で 5 h の PWHT を施したのちに継手試験片 (平行部直径 7 mm, 標点距離 25 mm) を作製した。また Steel B については, Table 2 に示す要領で被覆アーク溶接し, 溶接ままおよび 550~650°C で 5 h PWHT を施したもののより継手引張試験片を作製した。Steel C については, 溶接熱影響部の再現のために板厚の 1/4 の部分から直径 13 mm の試験片を採取し, それを高周波加熱により 1350°C まで急速加熱し, 相当入熱量が 30 kJ/cm になるように制御冷却した。この試験片に 625~700°C で 5 h の PWHT 相当の熱処理を施したのち, 砂時計形引張試験片 (切欠半径 50 mm, 切欠底直径 6 mm) を作製した。

これらの引張試験片とともに顕微鏡観察用試験片を, 圧力 100 または 150 kgf/cm², 温度 320~500°C で 300 h 水素ガス中に保持して炉冷後に, 残留水素による脆化の影響を除くために 0.2 mmHg 以下の減圧下, 350°C で 5 h 脱水素処理を施した。脱水素処理後の試験片に

ついては, 引張試験, 光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) 観察を行った。なお冶金学的要因を明らかにするために, 透過電顕 (TEM) による組織調査, 電解抽出残渣の組成分析および X 線回折 (Co ターゲット使用による) を実施した。

3. 試験結果

3.1 エルボ溶接部の水素曝露試験

Table 1 に示した Steel A (配管との周溶接部) から採取した受入れままの継手試験片を, 圧力 100 kgf/cm², 温度 400~480°C で 300 h 水素曝露したところ, 400 および 440°C の曝露では引張性質に顕著な変化が認められなかった。しかし, 480°C では断面収縮率が低下し, また Photo. 1 に示すようにエルボ側の HAZ に粒界割れが発生し, その近傍には Photo. 2 に示すように, 粒界に沿って気泡キャビティの存在が確認された。なお, 同時に水素曝露後の PWHT を施した Steel A 溶接継手試験片 (HAZ のかたさには PWHT 前のものに比べてほとんど差異がなかった) には, 上記とほぼ同様の挙動がみられた。

3.2 溶接後熱処理の影響

溶接継手材について, 水素アタックにおよぼす PWHT の影響を明らかにするために, Steel B 溶接継手材を 550, 600 および 650°C で 5 h PWHT を施して HAZ のかたさを確認し, 水素曝露後の引張性質を調査した。

Fig. 1 は溶接部の最終ビード部のかたさ測定結果

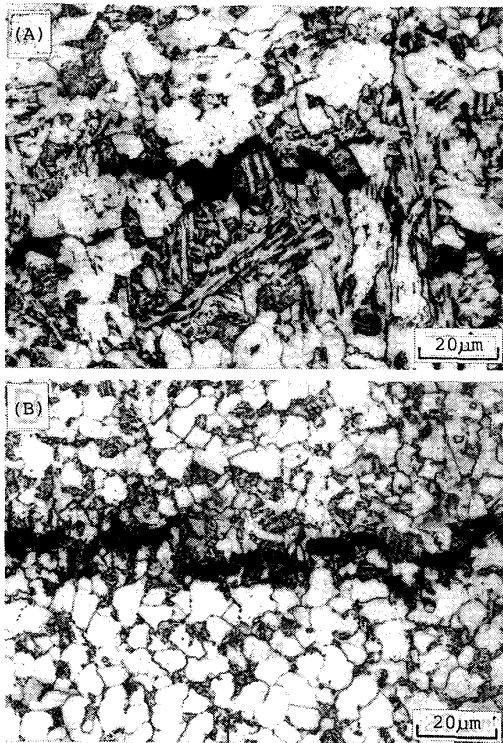


Photo. 1. Cracks detected in heat affected zone of as-received (A) and postweld-heat-treated (B) elbow after exposure to hydrogen at 480°C for 300 h under 100 kgf/cm².

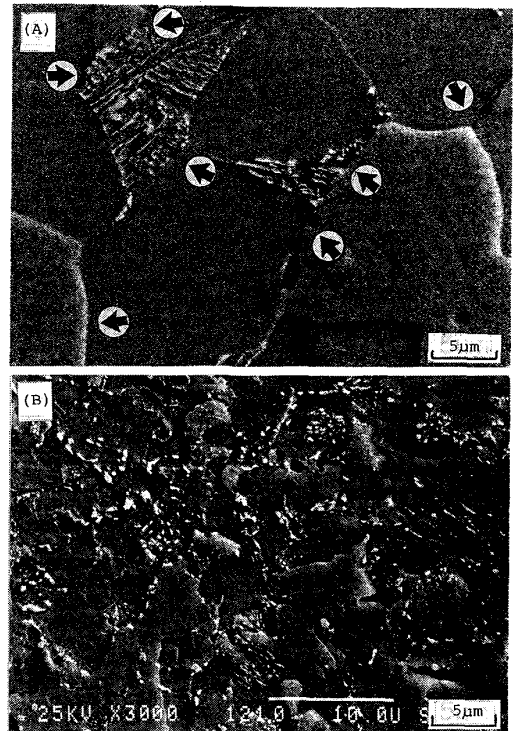


Photo. 2. Bubble cavities detected in as-received heat affected zone (A) and base metal zone (B) of elbow after exposure to hydrogen at 480°C for 300 h under 100 kgf/cm².

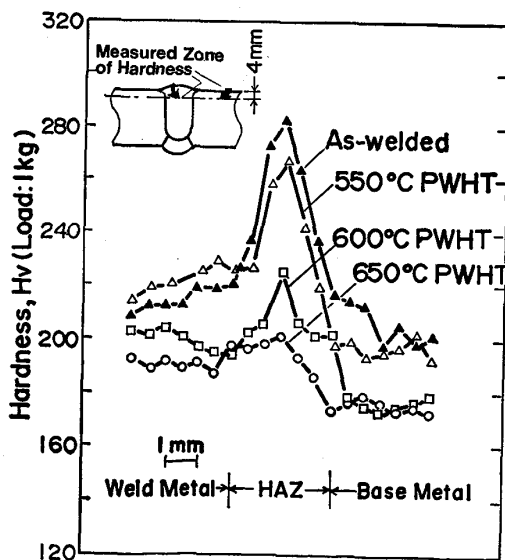


Fig. 1. Hardness distribution at outer surface side of welds of steel B before and after postweld heat treatment for 5 h.

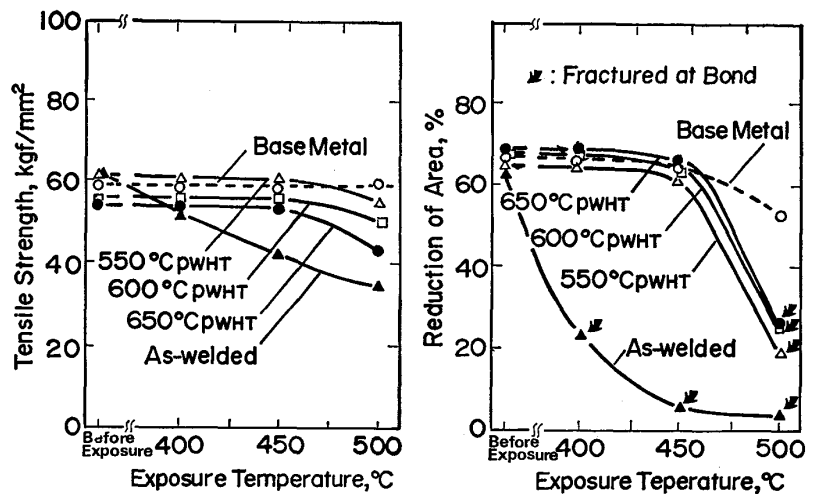


Fig. 2. Tensile properties of welded joints of steel B as-welded and postweld-heat-treated for 5 h, subsequently exposed to hydrogen for 300 h under 150 kgf/cm².

を示したものである。HAZの最高かたさは溶接ままで Hv 282、550°CでPWHT後にはやや低下し (Hv 276)、600 および 650°Cではそれぞれ Hv 224 および Hv 200 に低下した。これらの溶接継手材について圧力 150 kgf/cm²、温度 400~500°Cで水素曝露した場合の引

張強さと断面収縮率の変化は Fig. 2 に示すとおりである。溶接ままの材料の引張強さおよび断面収縮率は、400°C およびそれ以上の曝露温度で著しく低下した。それに対して、550、600 および 650°CでPWHTを施したものでは 450°C以下で曝露した場合の引張性質はほ

とんど劣化せず、母材とはほぼ同等の抵抗性を保持していることが判明した。しかし、500°C の曝露では引張強さが低下し、特に断面収縮率の低下が著しく、ほとんどの試験片はボンド部で破断することがわかった。それに対して、400 および 450°C 曝露のものはすべて母材部で破断した。

また水素曝露後の試験片について内部断面を顕微鏡観察したところ、溶接ままの HAZ には 450°C で曝露後には顕著な粒界割れと脱炭が認められ、550~650°C で PWHT を施したものには 450°C で曝露した場合に割れと脱炭は認められず、500°C で曝露のものには HAZ に粒界割れが発生したので、水素曝露による引張性質の劣化傾向とよく対応していた。

溶接継手材についての水素曝露試験結果から、溶接ままでは HAZ の粒界割れ感受性の強いこと⁶⁾が確認され、また 550~650°C で PWHT を施すことによつて割れ防止のために効果があり、450°C 以下の水素曝露条件下で母材とはほぼ同等の水素アタック抵抗性を有していると判定された。

3.3 水素アタックの限界温度

一般に HAZ の水素アタック抵抗性は PWHT による炭化物の安定化に依存して変化すると理解されている

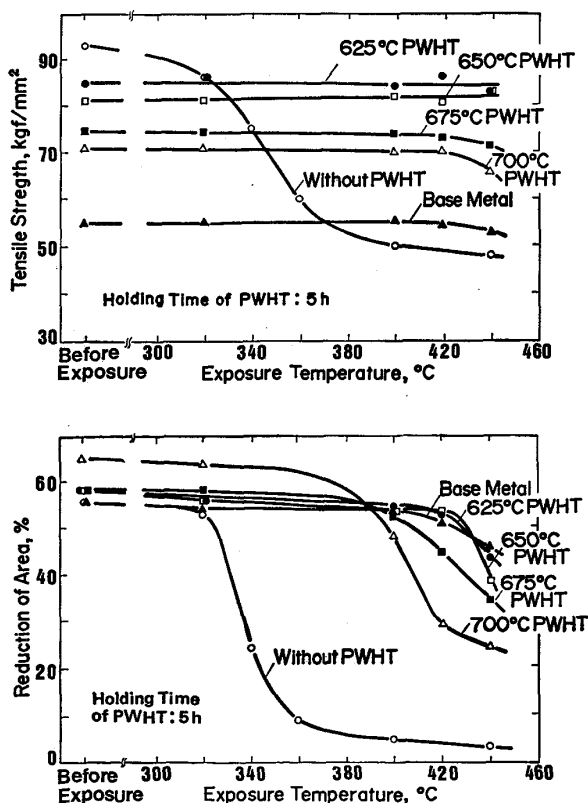


Fig. 3. Tensile strength and reduction of area of simulated HAZ and base metal of steel C after exposure to hydrogen for 300 h under 100 kgf/cm².

ので⁶⁾⁷⁾、その効果を明らかにし、また最適 PWHT 温度を見出すために Steel C の再現 HAZ について水素曝露試験を実施した。

Fig. 3 は、圧力 100 kgf/cm²、温度 320~440°C で水素曝露させた再現 HAZ の引張強さおよび断面収縮率と、母材 (920°C 焼ならし、625°C 焼もどし) のそれとを比較して示したものである。PWHT を施さない再現 HAZ の引張強さと断面収縮率は 340°C 以上で水素曝露した場合に著しく低下した。それに対して、625 および 650°C で 5 h PWHT を施した再現 HAZ の引張強さは 440°C で曝露した場合にもほとんど変化しなかつた。またその断面収縮率は曝露温度が 420°C を超えると低下し、その低下の程度は母材のそれとほぼ同程度であつた。さらに 675 および 700°C で同時間 PWHT を施した再現 HAZ の引張強さは 440°C で曝露した場合にやや低下し、断面収縮率は 675°C で PWHT を施したものについては 420°C 以上の曝露により、また 700°C で PWHT を施したものを 400°C 以上で曝露した場合に著しく低下した。

以上のように、400°C 以上の水素曝露によつて引張性質特に断面収縮率が PWHT 温度に依存して変化していることが判明したので、PWHT 温度の影響をより明らかにするために Fig. 3 から断面収縮率の低下開始温度を求めた。すなわち、断面収縮率と曝露温度との関係を示すそれぞれの曲線の変曲部に接線を引き、その接線の交点に位置する曝露温度を読みとり、それを便宜上水素アタックの開始温度 (限界温度) として Fig. 4 に示した。図に明らかなように、その限界温度は 650°C 近傍で PWHT を施した場合に最も高く、PWHT 温度をそれ以上に高くすると逆に低下することを示している。要するに、この現象から 0.5Mo 鋼 HAZ の水素アタックに対する抵抗性を改善するためには 650°C 近傍の PWHT が最も適しているとみなされる。

Table 3 は引張試験片と同時に圧力 100 kgf/cm²、温度 320~440°C で水素曝露させた試験片についての光学顕微鏡ならびに SEM による割れと気泡キャビティの調査結果を示したものである。PWHT を施さない再現 HAZ については 320°C で曝露した場合には割れおよび気泡キャビティは認められず、340 および 360°C の曝露により粒界割れと気泡キャビティも認められた。また 625 および 650°C で PWHT を施したものには、420°C 以下の水素曝露において割れは発生しなかつた。それに対して 675 および 700°C で PWHT を施したものには、400°C 以下の曝露では割れが発生せず、420°C およびそれ以上で曝露した場合に発生した。すなわ

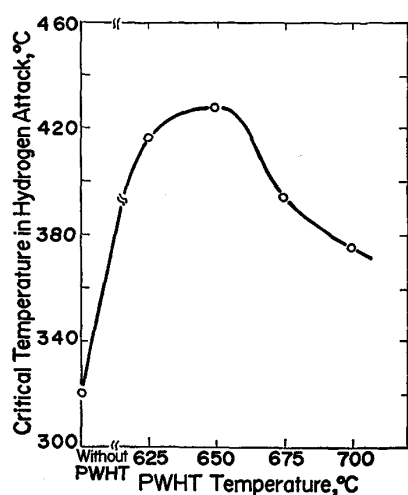


Fig. 4. Relationship between postweld heat treatment temperature and critical temperature in hydrogen attack of simulated HAZ of steel C after exposure to hydrogen for 300 h under 100 kgf/cm².

ち、675 および 700°C で PWHT を施したものの割れ感受性は、625 および 650°C で PWHT を施したもののそれよりも強いことを示している。また PWHT 温度を変えた場合の割れ発生挙動は、Fig. 3 の断面収縮率の変化傾向とほぼ一致していることも判明した。なお Table 3 には、比較のために母材について調査した結果を示しており、420°C 以上の水素曝露において割れが発生した。したがって、625 および 650°C で PWHT を施した再現 HAZ に比べて母材の割れ感受性がやや強いと判断される。それは、フェライト・パーライト組織を有する母材の粒界における気泡発生と割れへの進展が、

Table 3. Effect of postweld heat treatment on intergranular cracking in simulated HAZ of steel C after exposure to hydrogen at 320 to 440°C for 300 h under 100 kgf/cm².

Material	Heat treatment		Cracks detected by optical microscope and SEM ¹⁾ (°C)					
	Temperature (°C)	Holding time (h)	320	340	360	400	420	440
Simulated HAZ	—	—	○	●	●	—	—	—
	625	5	○	—	○	○	○	●
	650	5	○	—	○	○	○	●
	675	5	○	—	○	○	●	●
	700	5	○	—	○	○	●	●
Base metal ²⁾	920	1	—	—	—	—	—	—
	625	5	○	—	○	○	●	●

Note 1) ○: Non Crack ●: Small Cracks ●: Large Cracks
2) Used as reference material

ベイナイト組織を有する再現 HAZ のそれよりもおこりやすいためである⁸⁾。

Photo. 3 は 420°C で水素曝露させた再現 HAZ のマイクロ組織を示したもので、625 および 650°C で PWHT を施した試験片には割れが認められず、675 および 700°C で PWHT を施したものには旧オーステナイトの結晶粒界に沿った割れが検出されている。このような割れおよび母材に認められた割れは、SEM 観察によると Photo. 4 に示すような様相を呈しており、675°C で PWHT を施した再現 HAZ では粒界炭化物に沿って割れが伝播しており、また母材においては主としてフェライトとフェライトの粒界面に沿って割れが伝播して

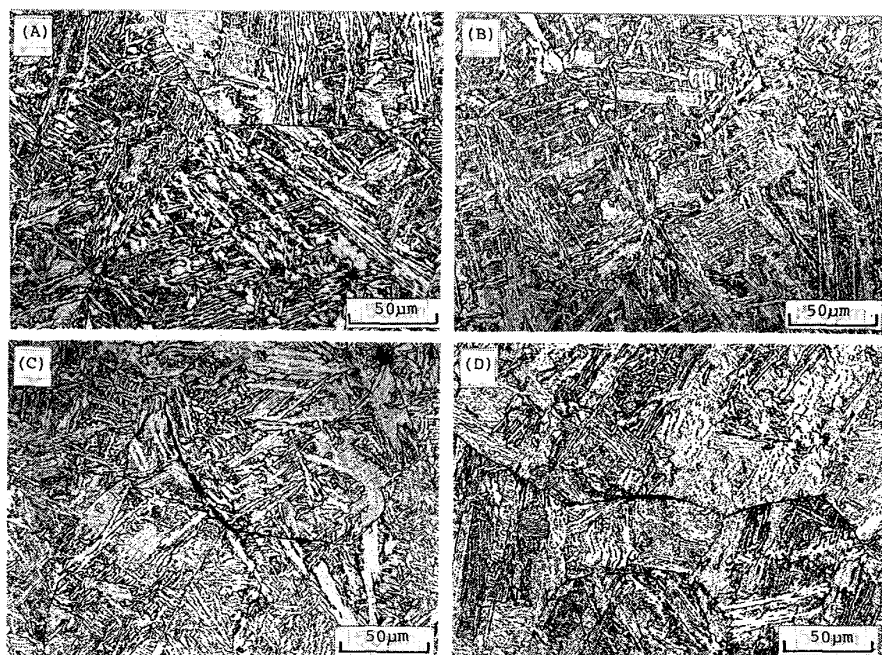


Photo. 3. Microstructures of simulated HAZ of steel C heat-treated at 625°C (A), 650°C (B), 675°C (C) and 700°C (D), subsequently exposed to hydrogen at 420°C for 300 h under 100 kgf/cm².

いる状況が認められた。なお、母材にはより過酷な水素曝露条件下ではフェライトとパーライトの粒界にも割れが発生するが、比較的マイルドな条件下では Photo. 4 (B) に示すようなフェライト粒界の割れが多く認められている⁸⁾。

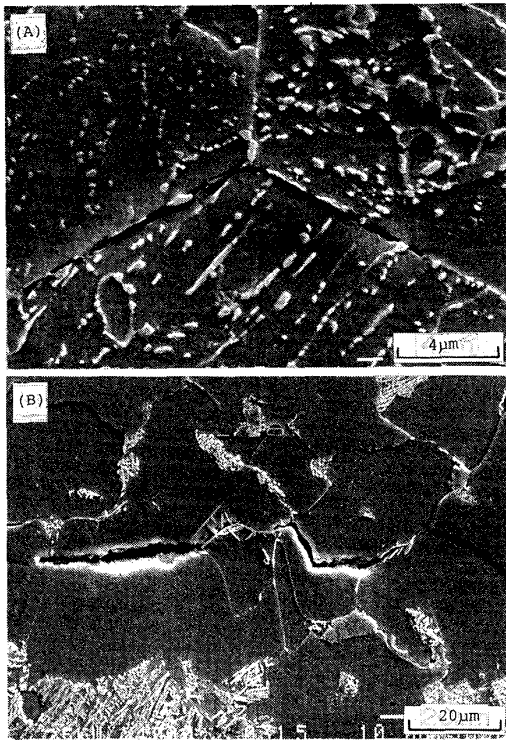


Photo. 4. Cracks detected in simulated HAZ postweld-heat-treated at 675°C (A) and normalized-tempered base metal (B) of steel C after exposure to hydrogen at 420°C for 300 h under 100 kgf/cm².

3.4 組織観察および炭化物の X 線回折

溶接継手の水素曝露試験により、溶接ままの状態では水素アタックに対する抵抗性が著しく劣っており、550～650°C で PWHT を施すと改善され母材とほぼ同程度の抵抗性を保持することが確認された。

また 625～700°C で PWHT を施した再現 HAZ の水素曝露試験により、断面収縮率の低下がおこり始める温度、すなわち水素アタックの限界温度は PWHT 温度に依存しており、限界温度は PWHT 温度の上昇とともに 650°C までは上昇し、650°C を超え 700°C までは逆に低下することが判明した。

以上のような PWHT の効果は、PWHT による組織変化や炭化物の変化に依存していると思われるが明らかでないため、再現 HAZ についての SEM および TEM による組織観察のほかに電解分離残渣の Mo の分析と X 線回折を行って調査した。

625～700°C で PWHT を施した再現 HAZ の組織観察によると、PWHT 温度の上昇とともにマトリックス内の析出物のサイズが増大し、また Photo. 5 に示すように旧オーステナイト粒界に沿う析出物が点状から列状に変化し、さらに 675 および 700°C では粒界に連続的な析出物が認められるようになった。

電解抽出残渣中の Mo 量および X 線回折により同定された炭化物は Fig. 5 に示すとおりである。再現 HAZ における Mo 量は化学分析値とエネルギー分散型 X 線分析装置 (EDX) による分析値には差異があるが、PWHT 温度の上昇とともに Mo 量が増加した。再現 HAZ との比較のために実施した母材についての Mo の

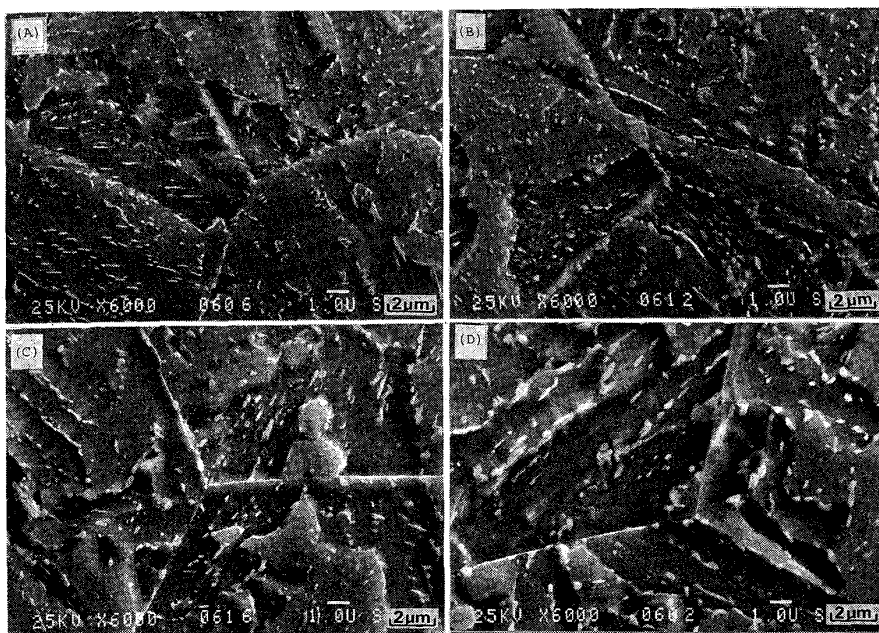


Photo. 5. Scanning electron micrographs of simulated HAZ of steel C after postweld heat treatment at 625°C (A), 650°C (B), 675°C (C) and 700°C (D).

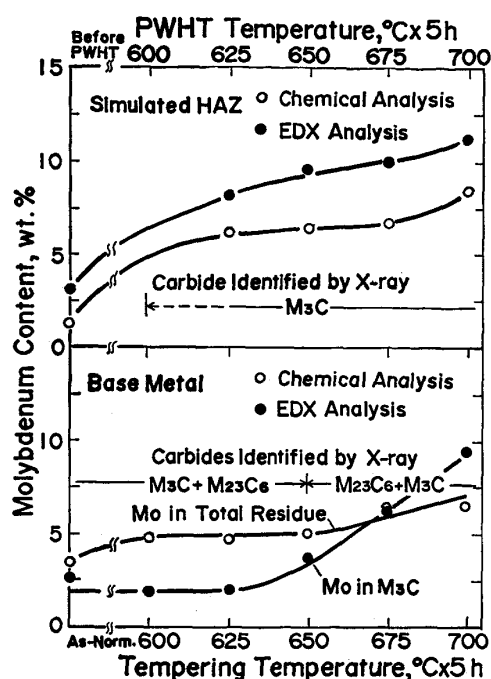


Fig. 5. Molybdenum content in residue extracted from heat treated simulated HAZ and base metal of steel C.

分析結果は Fig. 5 の下段に示すとおりであり、 M_3C 中の Mo 量は焼もどし温度の上昇に伴って増加していることがわかった。また再現 HAZ の残渣の X 線回折によると、PWHT を 625～700°C で施したもののすべてに M_3C 炭化物のみ同定された。それに対して、母材については焼ならしまおよび 600～700°C で焼もどしを施したものに M_3C ならびに $M_{23}C_6$ 炭化物が同定された。

4. 考 察

(1) 溶接継手材の水素アタック抵抗性

配管との周溶接部の HAZ に部分的な粒界割れおよび気泡キャビティが検出されたエルボの溶接継手材について、水素曝露後の引張性質および粒界割れを調査したところ、この材料の水素アタック抵抗性はかなり良好であった。また受入れままと 625°C で 5 h の PWHT を施した内面側 HAZ のかたさ測定結果から、600°C 近傍で PWHT が施されていたと推定された。したがって、Fig. 4 に示した Steel C の結果を参照すると、PWHT により抵抗性が改善されたと思われる。なお使用中に発生した割れは、例えば現地溶接の際の目違いや溶接欠陥などに起因しておこった水素損傷ではないかと思われる。

また Steel B 溶接継手材について実施した水素曝露試験において、溶接ままの状態では HAZ の粒界割れ感受性が著しく強く、550～650°C で PWHT を施すと

引張性質が劣化しがたかつたので、HAZ の割れ防止のために著しく効果のあることが確認された。ただし、この場合の水素曝露試験条件が過酷であつたために、PWHT 温度の影響を明確にすることはできなかった。

(2) 水素アタック抵抗性と冶金学的要因との関係

PWHT 温度の影響は再現 HAZ についての調査によつて認められ、625～650°C で PWHT を施すと断面収縮率の変化から求めた水素アタックの限界温度が高く、675～700°C で PWHT を施すとむしろその改善効果の弱められることが判明し、その現象は割れの観察によつても確認された。

溶接 HAZ の水素アタックにおよぼす PWHT の効果は、625～650°C の温度範囲では焼もどし効果による炭化物の安定化に関係している。すなわち 0.5Mo 鋼の場合では $M_{23}C_6$ または Mo_2C の析出によるものと予想されたが電解抽出残渣の X 線回折においては M_3C のみが同定された。また Mo の分析によると、PWHT 温度が高いほど Mo 量が多く、625～650°C で PWHT を施した場合よりも 675～700°C で PWHT を施した場合の方が Mo 含有量が多かつた。したがって、PWHT による炭化物中の Mo 量の増加は M_3C 中への Mo の固溶による現象と考えられる。

低炭素系 0.5Mo 鋼でフェライト・パーライト組織のものの炭化物の調査結果によると、焼もどしにより M_3C 、 $M_{23}C_6$ および Mo_2C が析出することはよく知られている⁹⁾¹⁰⁾。また著者らの研究においては、比較材として用いた母材 (Steel C) には $M_{23}C_6$ は同定されているが、 Mo_2C は同定されなかつた。 Mo_2C を析出させるには高温かつ長時間の焼もどしが必要であり、例えば 700°C では約 10 h 以上保持すれば析出する¹¹⁾。

以上のことから、ベイナイト組織を有する再現 HAZ とフェライト・パーライト (ベイナイト) 組織からなる母材では、PWHT または焼もどしにおける炭化物の析出挙動が異なつていくことがわかつた。したがって、再現 HAZ に 675 および 700°C で PWHT を施した場合の水素アタックによる粒界割れ感受性が、625 または 650°C で PWHT を施した場合に比べて強いのは析出炭化物の種類に起因するとはいえない。また再現 HAZ と母材の組織が相違しているために、Table 3 に示したように、625 および 650°C で PWHT を施した再現 HAZ において割れが発生しない曝露条件下でも、母材が割れる可能性のあることも判明した。

SEM および TEM による組織観察によつて、PWHT 温度の上昇に伴って炭化物が凝集粗大化していることがわかり、また 675 および 700°C で PWHT を施した

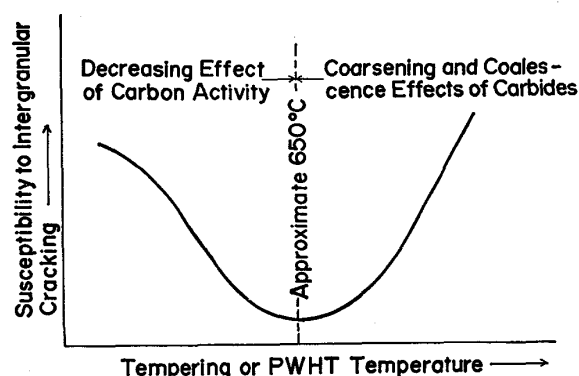


Fig. 6. Schematic illustration showing contributing factors to hydrogen attack susceptibility of 0.5 Mo base metal and its weld.

再現 HAZ には、旧オーステナイト粒界に沿う連続的な析出物と思われるものが認められた。ただし、それは X線回折で同定することはできなかつたが、0.5Mo 鋼について 500~600°C で長時間クリープ破断試験後の試験片の粒界には薄片状の析出物が検出されており、それは電子線回折により Mo_2C 炭化物であると報告しているので¹²⁾、本研究で観察された粒界析出物はそれと類似のもので推定される。しかしながら、その点に関しては再検討の余地が残されている。

要するに、0.5Mo 鋼の溶接 HAZ を 675~700°C のように高温で PWHT を施すと、 M_3C を主体とした炭化物の凝集粗大化が著しくなり、旧オーステナイト粒界面に析出物が析出した場合には粒界の靱性の低下が起こることが予想される。その結果、粒界近傍で気泡が発生すると粒界割れへ進展しやすくなると考えられる。Fig. 6 は水素アタックによる粒界割れ発生におよぼす PWHT (または焼もどし) の影響を模式的に示したもので、650°C 以下で熱処理を施すとその温度上昇とともにマトリックス内の固溶炭素が炭化物として固定され、また炭化物中へ合金元素が固溶して安定化し、そのため炭素の活量が低下して水素との反応が抑制される。それに対して、650°C を超える温度で熱処理を施した場合には、粒界近傍の炭化物の凝集粗大化とともに粒界面での析出がおこり粒界の靱性低下も考えられ、気泡から割れへの進展が容易になると思われる。

5. 結 言

製油所の接触改質プラントで約 8 年間使用後に、溶接熱影響部に粒界割れが検出された 0.5Mo 鋼配管用エルボ、圧力容器用 0.5Mo 鋼板の溶接継手材および再現 HAZ 材について、水素アタック抵抗性におよぼす後熱処理の影響を調査した。得られた結果を要約するとつぎ

のとおりである。

(1) エルボ溶接継手材の水素曝露後の引張性質、および HAZ の粒界割れ発生挙動から評価した水素アタック抵抗性は良好であつた。HAZ の最高かたさは Hv 215 であり、溶接施工時には 600°C 前後の PWHT が施されていたと推定された。

(2) 溶接継手材は溶接ままでは HAZ の粒界割れ感受性が強いが、550~650°C で PWHT を施すと割れ発生の限界温度が高くなり水素アタックに対する抵抗性が改善された。HAZ の最高かたさを Hv 220 以下に下げることが望ましく、そのためには 600°C 以上の PWHT が必要と思われる。

(3) 再現 HAZ について、水素曝露による引張延性の低下から求めた水素アタックの限界温度は PWHT 温度に依存することが判明し、その限界温度は 650°C までは PWHT 温度の上昇に伴って上昇し、675~700°C ではむしろ低下することが判明した。したがって、溶接 HAZ の水素アタック抵抗性改善のためには 625~650°C の範囲の PWHT が最適と思われる。

(4) 再現 HAZ のマイクロ組織観察および電解抽出残渣の X線回折により、PWHT 温度の上昇とともに M_3C を主体とした炭化物が凝集粗大化し、また旧オーステナイト粒界の析出物が増加またはそのサイズが増大して、水素アタックによる粒界割れに寄与していると推察された。

文 献

- 1) 種岡昌夫, 近藤 力, 柳井田兼一, 千葉隆一: 高圧ガス耐久性予測調査報告書 (安全工学協会編) (1985 年 1 月), p. 85
- 2) 千葉隆一, 大西敬三, 石井邦雄, 前田啓吉: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1518
- 3) 千葉隆一, 大西敬三, 石井邦雄, 前田啓吉: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 1542
- 4) R. D. MERRICK and A. R. CIUFFREDA: API Proc., Refining Department, 61 (1982), p. 101
- 5) API Publication 941, Third Edition (1983)
- 6) 石塚 寛, 千葉隆一: 日本学術振興会耐熱金属材料 123 委員会研究報告, 11 (1970), p. 323
- 7) 山崎大蔵, 新川利和, 榎本博俊, 大江 力: 三菱重工技報, 13 (1976), p. 63
- 8) R. CHIBA, K. OHNISHI, K. ISHII and K. MAEDA: API. Proc., Refining Department, 61 (1985), p. 57
- 9) C. H. M. JENKINS and E. A. JENKINSON: JISI, 185 (1957), p. 23
- 10) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 194 (1964), p. 137
- 11) R. CHIBA, K. OHNISHI, K. ISHII and K. MAEDA: Corrosion, 41 (1985), p. 415
- 12) 三好栄次, 岡田隆保: 住友金属技報, 18 (1966), p. 393