に伴い非金属介在物が増加するのでディンプルの破面単位は小さくなる。この意味においても溶接金属を低 Si-低 O 組成とするのが望ましい。

(4) 焼もどしによる溶接金属の軟化は、Si 量が多いほど遅延する。

(5) vE_{-196} の O 量に対する変化挙動は、溶接金属中固溶 Si 量と非金属介在物の生成量とのバランスにより説明できる。

(6) 適正焼もどし温度 590℃ は、溶接金属の true A_{c1} 点直上の温度に相当し、残留オーステナイト量は最高値を示すが、次の理由によりこれのみが靱性改善の要因ではないと考えられる。

i) 低 Si のとき残留オーステナイト量が 1.4~5.6 % の間で変化しても vE_{-196} はほとんど変化しない。

ii) 高 Si ほど残留オーステナイト量は増大するが、 vE_{-196} は逆に低下する。

参 考 文 献

- 1) C.E. Witherell, J.V. Peck; Progress in Welding 9% Nickel Steel, Weld. J., 43-11 (1964), 473s-480s
- 2) 社団法人日本溶接協会; 9% Ni 鋼用共金溶接材料の実用化に関する試験研究, 9NT 委員会報告書 (1975)
- 3) 市原, 杉山, 藍田, 西川; 9% Ni 鋼板の共金溶接施工法, R & D 神戸製鋼技報, 28-4 (1978), 46-51
- 4) 渡辺, 高村, 金子, 上野, 岩崎, 長嶺; 共金溶接法による 9% Ni

- 鋼の溶接, 日本鋼管技報, 85 (1980), 36-48
- 5) M. Ushio, F. Matsuda; Effect of Oxygen on Stabilization of Arc in 9% Ni-Steel GMA Welding, Trans. JWRI, 7-1 (1978), 93-100
- 6) 大岡, 三村, 矢野, 杉野, 樋泉; 9% Ni 鋼における析出オーステナイトと機械的性質の関連性について, 日本金属学会誌, 30-5 (1966), 442-448
- 7) K. Suzuki, T. Shimoyama; Brittleness in Heat Affect-Zone 9% Nickel Steels for Low Temperature, Mitsubishi Technical Bulletin, MTB 010027 (1965)
- 8) 阿草, 古生, 西山; 未発表
- 9) 高石; 鋼中の 1 次偏析に伴う炭素の 2 次凝集, 富士製鉄技報, 13-1 (1964), 1-26
- 10) 茨木, 奥村; Martensite の焼戻しにおよぼす Si の影響について (第 1 報), 日本金属学会誌, 19-3 (1955), 223-229
- 11) 山中, 日下; 耐衝撃工器具鋼の研究—Si の影響について—, 鉄と鋼, 40 (1954), 362-364
- 12) A.S. Kenneford, T. Williams; Effect of Some Common Alloying Elements on the Breakdown of Martensite in a W.Q. 0.35% Carbon Steel, J. Iron & Steel Inst., 185-4 (1957), 467-474
- 13) G.R. Brophy, A.J. Miller; The Metallography and Heat Treatment of 8 to 10% Nickel Steel, Trans. ASM, 41 (1949), 1185-1203
- 14) D. Hardwick; Some Properties of Steels Containing Nine Percent Nickel, Iron & Steel, 34-9 (1961), 414-420
- 15) C.W. Marschall, R.F. Hohemann, A.R. Troiano; The Characteristics of 9% Nickel Low Carbon Steel, Trans. ASM, 55 (1962), 135-148
- 16) 雑賀, 深川, 伊藤; 9% Ni 鋼の低温じん性に関する研究, 石川島播磨技報, 13-1 (1973), 17-27
- 17) 日本金属学会編; 金属便覧, 改訂 4 版, 丸善 (1982), 780

60kg/mm² 級高張力鋼の大入熱溶接*

鈴木 元昭**, 作井 新**, 小嶋 敏文**, 渡邊 之**

High Heat Input Welding of 60kg/mm² Grade High Tensile Strength Steel*

by Motoaki Suzuki**, Shin Sakui**, Toshifumi Kojima** and Itaru Watanabe**

The notch toughness of weld-HAZs deteriorates with the increase in welding heat input. The degradation of notch toughness is caused by the austenite grain growth and heterogeneous transformation products. 60 kg/mm² grade high tensile strength steel's weld-HAZ has a stronger tendency to increase the unfavourable transformation products, for example M-A constituent, than 50 kg/mm² grade steel's weld-HAZ, because of its higher hardnability. So it was concluded that 60 kg/mm² grade steel's weld-HAZ showed lower notch toughness than 50 kg/mm² grade steel's weld-HAZ, when the high heat input welding processes were used.

This investigation was carried out to clarify the factors which govern the HAZ toughness and to de-

*原稿受付 昭和58年3月3日 (全国大会論文発表講演)

**正 員 日本鋼管(株) Member, Nippon Kokan K.K.

velop the 60 kg/mm² grade steel suitable for high heat input welding. The results were summarized as follows.

- (1) 60 kg/mm² grade steel's weldment made by the electrogas arc welding technique showed low notch toughness at the weld-HAZ. These deterioration could be recognized not only at the coarse grained region but also at the fine grained region in HAZ.
- (2) When the welding heat input was higher than 60 kJ/cm, HAZ toughness was improved with decreasing the heat input. On the other hand, HAZ toughness became to deteriorate with decreasing the heat input, when the welding heat input was lower than 60 kJ/cm.
- (3) Welding heat input dependency on HAZ toughness mentioned above could not be explained by metallurgical point of view. But it could be interpreted by correlation between notch position and hardness distribution. That is, when the discontinuity of strength existed near the notch, the brittle crack initiated at the notch root deviated and propagated towards weaker region. And obtained values were governed by the characteristics of weaker region.
- (4) The experiment was conducted to improve the HAZ toughness. As a result, HAZ toughness of 60 kg/mm² grade steel's weld-HAZ toughness was improved by reduction of carbonequivalent. This improvement was resulted from reduction of M-A constituent and formation of pearlite.
- (5) The tensile strength of low carbon equivalent type 60 kg/mm² grade steel's weld-HAZ had a tendency to decrease at the inverse of heat input. In practice, however it was concluded that lowering the carbon equivalent in a range investigated in this study got no trouble.

1. 緒 言

大入熱溶接による溶接熱影響部の靱性劣化は、結晶粒の粗大化と粒界および粒内での不均質連続冷却変態組織の形成に起因する。非調質型 50 kg/mm² 級高張力鋼に比較して炭素含有量を低く抑え、Cu, Ni, Mo, V 等の合金元素を添加することによって焼入れ性の向上を図っている調質型 60 kg/mm² 級高張力鋼の場合、溶接後の冷却過程がある範囲内で徐冷であればある程、M-A constituent の生成等変態組織の不均質化が進行し、それらに起因する脆化が懸念される。

本研究は、調質型 60 kg/mm² 級高張力鋼エレクトロガスアーク溶接法による大入熱溶接を対象として、溶接熱影響部の靱性を支配する各種要因について検討するとともに、それらに適合する鋼材の開発を意図して行なわれたものである。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

Table 1 に供試鋼の化学組成を示す。Cu-Ni-Mo-V 系 60 kg/mm² 級高張力鋼（記号 1）に加え、炭素当量の異なる (Cu)-(Ni)-(Cr)-(Mo)-V 系 60 kg/mm² 級高張力鋼を溶製した。溶製にあたってはいずれの場合も 250 ton 転炉を用い、鋳造、分塊後、23 mm および 36 mm に仕上圧延した。圧延後、所定の温度にて焼入焼戻し処理を行い試験に供した。また比較のため、Table 1 に併せて示した Si-Mn 系 50 kg/mm² 級高張力鋼を溶製した。記号 6 については制御圧延により、また記号 7 については制御圧延と制御冷却を併用して、鋼を製造した。Table 2 に供試鋼の機械的性質を示す。

2.2 溶接

前記の供試鋼を用い Table 3 に示す溶接条件にて溶接を行った。表中に示されとうり細径ワイヤを用いる高能率エレクトロガスアーク溶接法によって継手を作製した。使用した溶接機は Arcos 社製 Vertomatic-SG である。溶接にあたっては、表中に示される範囲内において電流、電圧、突き出し長さおよび開先形状を変化させる

Table 1 Chemical composition of steels (wt.%)

Marks	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	N	Ceq	Note
1	0.11	0.25	1.58	0.015	0.004	0.25	0.53	tr.	0.06	0.04	tr.	0.0031	0.41	HT60
2	0.09	0.24	1.45	0.017	0.004	0.22	0.51	tr.	tr.	0.04	tr.	0.0026	0.36	
3	0.08	0.27	1.27	0.015	0.004	0.14	0.63	0.15	0.03	0.04	tr.	0.0026	0.36	
4	0.10	0.25	1.40	0.014	0.004	0.23	0.51	tr.	0.04	0.04	tr.	0.0027	0.37	
5	0.13	0.24	1.35	0.021	0.007	tr.	tr.	tr.	0.04	0.05	tr.	N.A.	0.38	
6	0.08	0.27	1.23	0.014	0.003	tr.	tr.	0.10	0.02	0.04	0.0009	0.0022	0.35	
7	0.13	0.34	1.30	0.017	0.005	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	tr.	0.0032	0.37	HT50
8	0.10	0.29	1.63	0.016	0.003	0.14	0.11	tr.	tr.	tr.	tr.	0.0032	0.39	

$$\text{Ceq} = \text{C} + \text{Si}/24 + \text{Mn}/6 + \text{Ni}/40 + \text{Cr}/5 + \text{Mo}/4 + \text{V}/14$$

Table 2 Mechanical properties of steels

Marks	Thickness (mm)	Y.P. (kgf/mm ²)	T.S. (kgf/mm ²)	vE-15 (L) (kgf-m)
1	23	64.2	72.2	25.0
	36	64.6	72.4	28.6
2	23	58.5	65.5	31.5
	36	59.5	67.1	25.7
3	23	60.3	66.3	31.4
	36	60.1	67.2	29.5
4	23	63.9	68.9	30.0
	36	60.7	69.1	27.6
5	22	62.4	71.8	25.2
6	23	61.6	67.3	29.9
7	25	40.4	53.6	27.6
8	25	41.0	52.6	32.7

ことによって溶接入熱を変化させた。なお板厚 23 mm については片面一層溶接、板厚 36 mm については両面一層溶接を前提とした。

2.3 機械試験ならびに組織観察

得られた継手よりシャルピ試験片 (JIS-Z 2202 4 号) を採取し、衝撃試験を行った。試験片採取位置ならびに切欠位置を Fig. 1 に示す。またシャルピ試験片採取位置に対応する位置の硬さを測定するとともに、同位置における微視組織を光学顕微鏡ならびに電子顕微鏡により観察した。さらに継手引張試験片を採取し引張試験を実施した。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 調質型 60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部の靱性

Fig. 2 に Cu-Ni-Mo-V 系 60 kg/mm² 級高張力鋼 (Table 1, 記号 1, 板厚 23 mm) のエレクトロガスアーク溶接部 (溶接入熱; 85 kJ/cm) の衝撃特性と切欠位置

の関係を示す。図から明らかなように大入熱溶接が行われた場合の溶接熱影響部の靱性は母材のそれに比較して大巾に劣化する事実が認められ、またこうした靱性劣化が溶接熱影響部の比較的広い範囲にわたって生じていることがわかる。

Fig. 3 に溶融境界線より 2 mm および 4 mm 離れた位置での光学顕微鏡組織を示す。図に示されるように、上記の位置において結晶粒径に大巾な相異が認められるにもかかわらず、これらの位置における衝撃特性がほぼ同様の値を示す事実は、60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部の靱性が結晶粒径よりもむしろ地組織の靱性に支配されることを示している。

3.2 溶接熱影響部の衝撃特性と硬さ分布

溶接入熱の低減による溶接熱影響部靱性改善の可能性を検討するため、溶接入熱を変化させた継手を作製し、衝撃試験を行った。溶接入熱を広範囲に変化させることを目的として板厚 36 mm の鋼板を用い、Table 3 に示したように開先形状を変化させて溶接を行った。得られた継手の最終溶接側 1/4 t よりシャルピ試験片を採取し、Bond+2 mm 位置に切欠を付与して衝撃試験を行った。

試験結果を Fig. 4 に示す。60 kJ/cm を越える溶接入熱範囲では溶接入熱の減少とともに衝撃値が上昇する傾向が、一方 60 kJ/cm 以下の範囲では逆に衝撃値が低下するとともに広範囲にばらつく傾向が認められた。

そこでこうした衝撃値の溶接入熱依存性を明らかにするため、光学顕微鏡により微視組織観察を行った。それらの結果によれば、溶接入熱の減少とともに結晶粒の粗大化が抑制される傾向にあるものの、粒内はいずれの場合も上部ベイナイトを主体とする組織を呈しており、溶接入熱の相異による粒内組織の顕著な変化は認められなかった。とくに溶接入熱 58 および 72 kJ/cm にて溶接された継手部では、結晶粒径およびラス状フェライト形状

Table 3 Welding conditions

Thickness (mm)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)	Extension (mm)	Heat input (kJ/cm)	Edge preparations
23, 25	400 - 440	40 - 44	9.6 - 12.0	25 - 50	80 - 121	
36	400	40	9.5 - 23.9	40	40 - 101	

Electrode : DWS60G (1.6mm ϕ), Shielding gas : CO₂

Fig. 1 Sampling and notch positions

Fig. 2 Impact properties of Cu-Ni-Mo-V type steel's high heat input weldment

等の粒内組織がきわめて類似しており, そうした組織の違いから吸収エネルギー値の変化を説明することは困難であった。

そこで溶接継手部の硬さ分布を測定し, それらと衝撃特性の相関性について検討を試みた。Fig. 5 に溶接部の硬さ分布測定結果を示す。図中に示される矢印は切欠位置を, またおのおの図の上方に示される数字は-15°Cでの吸収エネルギー値を示している。いずれの溶接継手においても溶融境界線から溶接熱影響部側へ 1~4 mm 離れた位置に最も硬化した部分が存在し, それらの値と最低値との差は溶接入熱 101 kJ/cm の場合を除いて 60 Hv 以上の大きな値となっている。こうした場合の切欠位置, 最硬化位置および吸収エネルギーの相関をみると, 切欠位置が最硬化位置よりも溶融境界側にあるとき吸収エネルギーは低い値を示し, 一方切欠が母材側にあるとき得られた吸収エネルギーは高い値を示す傾向が認められる。また切欠位置と最硬化部が一致する場合にはその吸収エネルギーが高い値を示す場合と低い値を示す場合がある。

Fig. 3 Microstructure of Cu-Ni-Mo-V type steel's weldment

こうした現象は狭い領域に顕著な強度的不連続が存在する場合, き裂がより強度の低い側に逸れて伝播し, 得られる吸収エネルギー値は逸れた側の特性を示しているとして説明される。すなわち, 切欠が最硬化部よりも母材側にあるとき, き裂は母材側へ逸れて伝播し高い値を示すのに対し, 逆の場合にはき裂が溶融線側を伝播し粗粒域の低い靱性値が示されたものと考えられる。また切欠位置と最硬化位置が一致する場合には, き裂が母材側へ逸れた場合には高い値が, 溶融境界線側に逸れた場合には低い値が示されたものと考えられる。これらはそれぞれ順に溶接入熱 58 kJ/cm, 72 kJ/cm および 40 kJ/cm の場合に相当する。

Fig. 4 Relationship between heat input and impact properties of weldments

Fig. 5 Hardness distribution and impact properties of weldments

事実、溶接入熱 58 kJ/cm の場合には母材側へ、溶接入熱 72 kJ/cm の場合には溶融境界線側にき裂が逸れる現象がシャルピ試験片の破断径路観察によって確認されている。また溶接入熱 40 kJ/cm の場合には、高い値を示した試験片では母材側へ、低い値を示した試験片では溶融境界線側へき裂が逸れて伝播する事実が確認されている。

一方最硬化部と軟化部との硬化差が小さい場合、すなわち溶接入熱 101 kJ/cm の場合にはき裂が逸れることなく伝播する現象が確認された。

以上の検討結果から、切欠の近傍に大きな強度的不連続が存在する場合に得られる吸収エネルギーは切欠位置における靱性値を正確に示さない場合があると判断される。したがって、本実験における切欠位置での真の値は不明であるが、光学顕微鏡観察結果から判断して、その値は Fig. 4 に示された値よりもかなり低いものと考えられ、溶接入熱の低減によっても靱性値は向上しないものと判断される。

3.3 調質型 60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部の微視組織

大入熱溶接を行った継手の溶接熱影響部靱性劣化原因を明らかにし、靱性改善のための指針を得ることを目的として溶接熱影響部の微視組織観察を行った。

Fig. 6 に溶融境界線から 2 mm 離れた位置での光学顕微鏡観察結果ならびに同位置での電子顕微鏡観察結果を示す。いずれの場合もラス状フェライトに囲まれた島状の組織 (図中 A) が観察される。この島状組織内には Fig. 7 に示されるように双晶マルテンサイト (矢印 B) およびやや灰色がかった領域 (図中 C) が観察される。

こうした島状組織は Cordon ら¹⁾ が観察した M-A Constituent および三村ら²⁾ が観察した島状マルテンサイトに相当すると考えられる。こうした島状組織がミクロの応力集中源として作用し地組織の靱性を大きく劣化

Fig. 6 Microstructure of Cu-Ni-Mo-V type steel's weldment

Fig. 7 M-A constituent observed in HAZ

させることは良く知られている事実であり¹⁻⁴⁾, 本実験における溶接熱影響部の大巾な靱性劣化の主因はこうした島状組織 (以下 M-A Constituent と呼ぶ) の形成によるものであると判断される。

3.4 炭素当量の低減による靱性改善

前項での検討結果から, 60 kg/mm² 級高張力鋼において大入熱溶接部の靱性改善をはかるためには, M-A Constituent の生成を極力抑制する必要があると判断される。Garlandら⁵⁾ は焼戻し処理によって M-A Constituent が Ferrite-Cementite Aggregates に変化すると地組織の靱性が大巾に向上することを明らかにしている。したがって溶接熱サイクル冷却過程において M-A Constituent を Ferrite-Cementite Aggregates に変化させることが可能であれば, 溶接熱影響部の靱性を大巾に向上させ得るものと考えられる。

これまでに報告されている 60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部靱性改善のための基本思想も島状組織のパーライト化を狙いとしており, その具体的方法は TiN を代表とする安定第二相粒子の微細分散による溶接熱影響部組織の微細化である⁶⁻⁸⁾。しかしながらこうした方法には著者らが別報⁹⁾ において述べた問題点, すなわち溶融境界線近傍における微細第二相粒子の溶解現象とそれにもともなう結晶粒の粗大化の危険性を内包している。

そこで本研究では鋼中の炭素当量を変化させ, 溶接熱影響部の組織をフェライト・パーライト化することを狙いとした検討を行った。

Fig. 8 に炭素当量 0.36% の Cu-Ni-V 系 60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部 (記号 2, 板厚 23 mm, 溶接入熱 93 kJ/cm) の光学顕微鏡および電子顕微鏡による観察結果を示す。観察位置は溶融境界線より 2 mm 離れた位置である。炭素当量の高い Cu-Ni-Mo-V 系鋼 (記号 1) 溶接熱影響部の組織が M-A Constituent を数多く含む上部ベイナイトであるのに対し, 炭素当量の低い Cu-Ni-V 系鋼 (記号 2) では伸長したフェライトとラ

Fig. 8 Microstructure of low Ceq-Cu-Ni-V type steel's weldment

ス間に存在するパーライトからなっていることがわかる。ただし, 低炭素当量型 Cu-Ni-V 系鋼溶接熱影響部において観察された島状部のすべてがこうしたパーライトであるわけではなく, 一部に M-A Constituent が認められた。しかしながら炭素当量の高い Cu-Ni-Mo-V 系鋼 (記号 1) のそれと比較して M-A Constituent の体積分率は大巾に減少していることが確認された。こうした微視組織を示す溶接熱影響部が高い靱性値を示すことは容易に推察される。

Fig. 9 に溶接熱影響部の靱性と切欠位置の関係を示す。いずれの切欠位置においても高い値が得られており, またその値も安定している。

Fig. 10 に溶接熱影響部 (切欠位置: Bond+2 mm) の vE-15 と溶接入熱の相関を示す。溶接入熱が広い範囲にわたって変化しているにもかかわらず, 炭素当量の低い鋼においては, その溶接熱影響部の靱性はほぼ一定の値を示していることがわかる。

以上の検討結果から大入熱溶接部の靱性改善に炭素当量の低減がきわめて効果的であることが確認された。

3.5 溶接熱影響部の靱性と合金元素

溶接熱影響部靱性におよぼす合金元素の影響を明らかにするため, 低炭素当量を前提に Mn, Cu, Ni, Cr 量の異なる 3 種の (Cu)-(Ni)-(Cr)-Mo-V 系 60 kg/mm²

Fig. 9 Impact properties of low Ceq-Cu-Ni-V type steel's weldment

Fig. 10 Relationship between heat input and impact properties of low Ceq-Cu-Ni-V type weldment

級高張力鋼（記号 3～5）を用いて溶接継手を作製し、衝撃試験を行った。試験結果を 3.1 項ならびに 3.4 項の結果を併せて Fig. 11 に示す。図から明らかなように、合金元素量を変化させた場合にも大入熱溶接部の靱性は炭素当量によってほぼ一義的に定まる傾向にあり、60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部の靱性に対する合金元素の寄与は炭素当量に帰着するといえる。

また Fig. 11 中には Si-Mn 系 50 kg/mm² 級高張力鋼について行った同種の試験結果を併せて示しているが、同一炭素当量で比較した場合、Si-Mn 系 50 kg/mm² 級高張力鋼溶接熱影響部の靱性は (Cu)-(Ni)-(Cr)-(Mo)-V 系 60 kg/mm² 級高張力鋼のそれにくらべて優

Fig. 11 Relationship between Ceq and vT5 of weld-HAZ

れた値を示しており、大入熱溶接により適合する鋼であることがわかる。Fig. 12 に Si-Mn 系鋼（記号 6）溶接熱影響部の微視組織を示す。観察位置は 3.3 および 3.4 項と同様、溶融境界線から 2mm 離れた位置である。図から明らかなように、細粒のフェライト・パーライト組織が示されており、Fig. 6 および 7 において観察された M-A Constituent は全く認められない。

一方 B の添加による焼入れ性の増大を利用し、炭素当量および P cm を低く抑えることによって耐割れ性を向上させた Al-B 系鋼についても同様の試験を行った。Al-B 系鋼においては炭素当量が 0.35% と低く抑えられているにもかかわらず、溶接熱影響部の靱性は Fig. 11 から予想される値よりも低く、切欠を Bond+2mm に付与した場合の破面遷移温度は +19°C（板厚 23mm、溶接入熱 80 kJ/cm の場合）であった。またその微視組織は Fig. 7 とほぼ同様であった。このことは B の添加が溶接熱影響部内での上部ベイナイトおよび M-A Co-

Fig. 12 Microstructure of Si-Mn steel weldment

nstituent の形成を助長する傾向にあることを示している。

3.6 低炭素当量型 60 kg/mm² 級高張力鋼溶接部の硬さ分布と衝撃特性

Fig. 13(a) に3.4および3.5項で示した低炭素当量型 60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接継手部の硬さ分布の一例を示す。3.4および3.5項において検討を行った継手はすべて溶接入熱の高い条件下で溶接されたものであり、図に示される如く著しい強度的不連続は存在しない。そのため切欠底から発生した脆性き裂は主応力方向に対して直角方向に伝播しており、3.2項において述べたき裂の deviation は認められなかった。したがってシャルピ試験において得られた値はすべて切欠底における靱性を示していると考えてよい。

Fig. 13 Hardness distribution and impact properties of weldments

一方、Fig. 13(b) は Bond+2 mm 位置に切欠を付与した場合の破面遷移温度と切欠底での硬さの関係を示している。破面遷移温度は硬さの減少とともに低温側へ移行しており、鋼自身の焼入れ性の低下によって大入熱溶接熱影響部の靱性が向上する傾向が示されている。こうした硬さの変化が炭素当量、合金元素および微視組織と密接な関係にあることはいうまでもない。

3.7 軟化域と継手強度

3.4, 3.5および前項における検討結果から、溶接熱影響部の焼入れ性の低減、換言すれば炭素当量の低減がきわめて有効であることが判明した。しかしながら、焼入れしによって製造される 60 kg/mm² 級高張力鋼における炭素当量の低減は溶接熱影響部の軟化による継手強度の低下をもたらす傾向にある。

Fig. 14 に低炭素当量型 60 kg/mm² 級高張力鋼(記号 2~4) 継手部の引張試験結果を示す。溶接入熱の増大とともに継手強度の低下傾向が認められる。しかしながら、溶接入熱が 90 kJ/cm 以下の範囲では母材の強度とほぼ同じ値が得られており、本実験における炭素当量範囲では実用上問題ないものと考えられる。また Fig. 14 中には硬度分布から JIS-Z 8413 にしたがって継手各位置での強度を推定し、田中ら¹⁰⁾の方法にしたがって求めた推定継手強度を示している。実測値とそれらの値が比較的良く一致していることがわかる。

Fig. 14 Relationship between heat input and tensile strength of weldments

4. 結 論

60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部の靱性改善を目的とした検討を行い、下記の結論を得た。

(1) 60 kg/mm² 級高張力鋼大入熱溶接部の靱性は溶接熱影響部のひろい範囲にわたって劣化する傾向を示す。こうした靱性の劣化は溶接入熱の低減によって一担抑制されるが、低入熱側で再び顕著となる傾向にある。

(2) このような溶接熱影響部の溶接入熱依存性を金相学的に説明することは困難であり、硬さ分布と切欠位置の相関関係によって説明される。すなわち著しい強度的不連続が存在する場合、切欠底から発生したき裂が低強度側へ逸れて伝播し、得られる衝撃値はき裂が逸れた側の特性に支配されるとして解釈される。したがって上記の靱性改善傾向はあくまでみかけ上のものであり、溶接熱影響部の真の靱性値を示すものではない。

(3) そこで粒内組織の改善を目的として検討を行った。その結果 60 kg/mm^2 級高張力鋼大入熱溶接継手の熱影響部靱性は炭素当量の低減によって大きく改善され、それらは M-A Constituent の減少と島状組織のパーライト化に起因することが判明した。

(5) 低炭素当量とした 60 kg/mm^2 級高張力鋼大入熱溶接部の強度は、溶接入熱の増大とともに減少する傾向にあるが、本実験で取扱った炭素当量範囲では実用上問題のない範囲にとどまる。

参 考 文 献

- 1) A.P. Coldren, R.L. Cryderman et al.; Symposium "Steel Strengthening Mechanism", Zurich, 1969, 17-44
- 2) H. Mimura, M. Iino et al.; IIW IX-629-69
- 3) 平井; 本誌, 50 (1981) 1, 37-46
- 4) 笠松, 高嶋他; 鉄と鋼, 65 (1979) 8, 1222-1231
- 5) J.G. Garland and P.R. Kirkwood; Met. Const. 7 (1975) 5, 275-283
- 6) 金沢, 中島他; 鉄と鋼, 61 (1975) 11, 2589-2604
- 7) 上田, 船越他; 鉄と鋼, 64 (1978) 2, 303-312
- 8) 大谷, 渡辺; 鉄と鋼, 64 (1978) 14, 2205-2214
- 9) 渡辺, 鈴木他; 本誌, 51 (1982) 2, 118-126
- 10) 田中; JSSC, 9 (1973) 95, 18-20

極低 (P, S) 系 9% Ni 鋼溶接熱影響部の靱性*

渡邊 之**, 小島 敏文**, 鈴木 元昭**

Toughness of HAZ of Extra Low Impurity Type 9% Nickel Steel*

by Itaru Watanabe**, Toshifumi Kojima** and Motoaki Suzuki**

In the previous paper, the authors conducted the coil-spring loading 3-point bending COD test and the large scale tests on the 9% nickel steel weldments and determined that the weld-HAZ itself had satisfactorily high toughness to avoid the initiation of brittle fracture at cryogenic temperatures down to -196°C .

This paper describes further studies conducted on the 9% nickel steels including the extra low impurities one to bear out the superior weld-HAZ toughness from the metallurgical view points. Fracture toughness expressed in terms of CTOD and Charpy-V energy value was revealed to be significantly improved with the decreasing of phosphorous content in the region below 0.005%.

The relation of fracture toughness and the microstructures which form the weld-HAZ structure were evaluated qualitatively by paying special attention to the reverse martensitic transformation mode during heating. As a result, it was evidenced that the superior weld-HAZ toughness depended on mainly its matrix structure, as low carbon Ni contained cellular martensite. The island-like martensite observed in microstructure of specimens subjected to heating to the temperatures, 700 to 900°C was identified as high carbon twinned martensite by the electron diffraction pattern analysis. The microstructure of specimens subjected to heating to 1350°C contains a little upper bainite.

1. 緒 言

溶接構造物の脆性破壊に対する抵抗性を論じる場合、最脆化部の性質それ自身と、最脆化部を含めた溶接継手全体としての破壊挙動のそれぞれに着目した検討が必要である。

筆者らは前報¹⁾で主に LNG 貯槽の建造に使用される極低温用 9% Ni 鋼に関し、オーステナイト系溶接金属との異材継手およびフェライト系溶接金属との共金継手

のそれぞれを用いて破壊靱性試験を行い、溶接熱影響部自身の脆性破壊に対する抵抗性の評価を試みた。そこではとくにバネ荷重系を用いた小型三点曲げ COD 試験ならびに大型脆性破壊試験を実施し、ポップイン破壊挙動に着目した破壊靱性評価を行った。

それらの検討を通じて、9% Ni 鋼溶接熱影響部が使用目的に適合した温度領域で優れた破壊靱性を有することが実証された。併せて 9% Ni 鋼製 LNG 貯槽の構造物としての安全性が、9% Ni 鋼溶接継手がオーステナイト系溶接金属との異材継手である特異性によって保証さ

*原稿受付 昭和58年3月3日 (全国大会論文発表講演)

**正 員 日本鋼管(株) Member, Nippon Kokkan K.K.