系統的に調べるため、本報においては、耐割れ性高張力鋼多層盛 HAZ の組織分類を行い、これにもとづき HAZ の組織分布を明確にした。得られた主な結果は次のようであった。

(1) 前組織にかかわらず、HAZ は溶接熱サイクルのピーク温度により三つの領域に分類される。すなわち、ピーク温度の低い側から、 α - γ 2 相域に対応する温度域(領域Ⅰ)、オーステナイト化するものの焼入性が低い温度域(領域Ⅱ)ならびに焼入性が高い温度域(領域Ⅲ)である。

(2) 二重熱サイクルを与えた場合、二重目の熱サイクルのピーク温度が一重目のそれより高いか同等であれば、組織はほぼ二重目の熱サイクルのみにより決定される。HAZ には変態度以上に3回加熱される部分が存在するが、この場合二重目のピーク温度は一重目のそれより高いので、この部分は二重熱サイクルにより再現しうる。

(3) このことから、多層盛 HAZ の組織は、ピーク温度領域の組合せがⅠ、Ⅱ、Ⅱ+Ⅰ、Ⅲ、Ⅲ+Ⅰ、Ⅲ+Ⅱの6種の一重あるいは二重熱サイクルにより再現しうる。

(4) 多層盛 HAZ の組織分布を再現熱サイクル実験に

より推定した結果、HAZ 外縁域および中間域はほぼ均一な組織分布をとるが、ボンド近傍域では明確に形態の異なる三種類の組織が交互に分布することが判明した。

おわりに、実験遂行に際して御協力いただいた西 泰彦工学修士ならびに長谷川正工学士に対し謝意を表します。

参考文献

- 1) 堀田, 酒井, 山戸, 今井, 柿本: 高張力鋼の溶接熱影響部の靱性について(第1報), 溶接学会誌, 35-9 (1966), 847
- 2) 伊藤, 佐藤, 山口, 梅田: 多重熱サイクル溶接熱影響部と多重焼入材の性質について, 溶接学会誌, 34-7 (1965), 665-680
- 3) 平井: 耐ラメラ鋼の開発に関する研究, 学位請求論文 (1979)
- 4) 大重, 古賀: 高張力鋼溶接熱影響部の2相領域への再加熱部の微細組織と靱性, 溶接学会全国大会講演概要, 第26集 (1980), 76-77
- 5) 長谷川, 高橋, 鈴木: 高張力鋼溶接継手の破壊靱性, 溶接学会誌, 44-4 (1975), 317-322
- 6) 亀田, 高橋, 鈴木: 高張力鋼溶接継手の熱影響部微視組織と破壊靱性, 溶接学会誌, 45-6 (1976), 457-463
- 7) 大塚, 西村, 魚里: 溶接部における予き裂端からの破壊発生に関する COD クライテリアンについて, 溶接学会全国大会講演概要, 第18集 (1976), 296-297
- 8) 大塚, 宮田, 西村, 天高: 低靱性域を含む溶接部の靱性について, 溶接学会全国大会講演概要, 第25集 (1979), 316-317
- 9) 佐藤, 豊田, 武藤, 土居: 溶接ボンド部の靱性評価に関するフラクトグラフィ的研究, 溶接学会誌, 49-11 (1980), 766-772
- 10) 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, 49-7 (1980), 467-472

高張力鋼多層盛溶接熱影響部の靱性分布*

—多層盛溶接熱影響部の組織分布と靱性に関する研究(第2報)—

中尾 嘉邦**, 大重 広明***, 野井 伸恒****, 西 泰彦*****

Distribution of Toughness in HAZ of Multi-Pass Welded High Strength Steel*

—Study on Distribution of Microstructure and Toughness in Multi-Pass Weld HAZ (Report 2)—

by Yoshikuni Nakao**, Hiroaki Oshige***, Shingo Noi**** and Yasuhiko Nishi*****

The distribution of toughness in HAZ of multi-pass welded high strength steel was investigated on the basis of the distribution of microstructure which had been discussed in the previous report.

*原稿受付 昭和60年2月14日(昭和56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 University

***正 員 津山工業高等専門学校 Member, Tsuyama Technical College

****正 員 (株)新潟鉄工所 Member, Niigata Engineering Co., Ltd.

*****正 員 大阪大学大学院(現在日本鋼管(株)) Member, Graduate School, Osaka University (Present address: Nippon Kokan K.K.)

The main results obtained were as follows.

- (1) The toughness differed with each microstructure which had been classified in the previous report.
- (2) The toughness of each microstructure was improved by the tempering thermal cycles of the following passes. But the degree and the peak temperature range of the improvement were varied according to the individual microstructures.
- (3) The toughness was relatively low in the area close to the base metal and high in the intermediate area between the base metal and the weld metal. In the area near the fusion line, low and high toughness regions were distributed alternately.

Key Words: High strength steel, Multi-pass welding, Weld heat affected zone, Toughness, Microstructure, Weld thermal cycle

1. 緒 言

前報¹⁾においては、60キロ級高張力鋼について、多層盛溶接熱影響部 (HAZ) の組織分布を求めた。その結果、HAZ には多種の組織が分布して存在し、たとえばボンド近傍では3種類の組織が交互に分布することが明らかとなった。このような多様な組織は、それ特有の靱性値を有するはずであるから、HAZ の靱性を考えるには、このような組織分布にもとづく HAZ の靱性分布を求めておくことは有意義であろう。したがって、本報においては、前報で分類した各種組織の靱性を再現熱サイクル材により測定し、これを用いて HAZ の靱性分布を求めた。

なお、この際、靱性には後続ビードによる焼もどし作用が大きな影響を与えることが判明したので、特にこの点については焼もどし熱サイクルによる組織等の変化も含め詳細な検討を加えた。

2. 供試材料ならびに実験方法

Table 1 に化学組成を示す前報と同一の60キロ級耐割れ性高張力鋼を実験に供した。溶接条件としては、前報で示した平均入熱が20ならびに 35 KJ/cm のものを選定した。したがって、再現熱サイクル条件はこれに対応させ、800~500℃の冷却時間 (Δt) が10ならびに 25 s のものを用いた。

後続ビードによる焼もどし効果を調べるために、後で

Table 1 Chemical composition of a high strength steel used (wt%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	V	B
CF-1	0.07	0.29	1.09	0.017	0.004	0.13	0.14	0.15	0.04	0.001

Table 2 Chemical composition of the high carbon materials used to simulate M-A constituent (wt%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
0.5C	0.50	0.17	0.78	0.017	0.007	0.13	0.02	0.13	0.17	0.04
1.3C	1.14	0.25	0.95	0.025	0.009	0.14	0.02	0.14	0.18	0.04
1.6C	1.59	0.17	0.80	0.026	0.008	0.13	0.02	0.14	0.19	0.04

述べる理由により、Table 2 に示す高炭素材を用いた。これは、Table 1 に示した鋼材を母合金として、これに炭素を添加してアルゴン雰囲気中で高周波溶接したものである。

焼もどし熱サイクル過程の変態現象の検討には試作した差動トランス方式の熱膨張試験装置を使用した。組織観察は、前報と同様に2段階食試料²⁾を用いて SEM により行った。なお、靱性は JIS 4 号試験片によるシャルピー衝撃試験結果により評価した。圧延方向を試験片長手方向とし、板表面と直角方向に切欠きを入れた。

3. 実験結果ならびに考察

3.1 溶接熱サイクルのピーク温度と靱性との関係

前報において、多層盛 HAZ の組織は一重および二重熱サイクルにより再現できることを示した。よって、ボンド近傍域を取り上げ、一重目の熱サイクルのピーク温度は1350℃とし、二重目の熱サイクルのピーク温度を変化させた二重熱サイクルを付与して-15℃における吸収エネルギーを測定した。 Δt を 10 s としたときの結果を Fig. 1 に示す。

図中の I, II ならびに III の領域は前報で求めたピーク温度領域である。すなわち、領域 I は α - γ 2 相域への

Fig. 1 Relation between peak temperature of the second thermal cycle, and toughness ($\Delta t = 10$ s)

加熱ピーク温度域、領域Ⅱは完全オーステナイトになるものの焼入性が低いピーク温度域、ならびに領域Ⅲは焼入性が高いピーク温度域である。

この図より次のことがわかる。まず、変態開始温度 (750℃) 以上のピーク温度に再加熱された場合、靱性はピーク温度領域Ⅰ、ⅡならびにⅢにはほぼ対応して変化している。領域Ⅲではピーク温度上昇とともにオーステナイト結晶粒は増大し、これにより靱性は低下するが、この低下量はあまり大きなものではない。このことから、本実験の場合は、靱性に対してはオーステナイト結晶粒度よりも組織形態が支配因子であるといえる。したがって、HAZ の靱性分布を求めるには組織形態のことなるピーク温度領域Ⅰ、Ⅱ、Ⅲの組織の靱性を求めればよいと考えられる。さらに Fig. 1 によると、変態開始温度以下のピーク温度への加熱によっても靱性が大きく変化しており、後続ヒートによる焼もどし作用の影響が大きいことを示している。

以上の結果より、HAZ の靱性分布を求めるには、まずⅠ、ⅡならびにⅢの領域のピーク温度を組み合わせた一重および二重熱サイクルにより生じる各組織の靱性を求め、さらにこれに焼もどし熱サイクルによる効果を加える必要があるといえる。なお、本研究では変態開始温度以下のピーク温度を有する熱サイクルを焼もどし熱サイクルと称す。

3.2 各変態組織の靱性

Δt が 10 ならびに 25 s の場合について、領域Ⅰ、Ⅱ、Ⅲのピーク温度を 800, 1000, 1350℃ で代表させてこれらを組み合わせた一重あるいは二重熱サイクルを付与した試験片の vE_{-15} を測定した結果を Table 3 に示す。この結果より、ばらつきはあるものの、それぞれの冷却条件について、同一組織のものはほぼ同一の靱性値を示すと見なしうる。

Table 3 によると、最終熱サイクルのピーク温度が

Table 3 Absorbed energy of each microstructure

PT ₁ (°C)	PT ₂ (°C)	$\Delta t=10s$		$\Delta t=25s$	
		Microstructure	vE_{-15} (kg-m)	Microstructure	vE_{-15} (kg-m)
1350	-	M + BⅢ + BI	17.0	BI	4.9
800	1350	"	21.6	"	5.5
1000	1350	"	28.3	"	5.9
1350	1350	"	17.0	"	5.8
1000	-	$F_p + (MA)_D$	11.3	$F_p + (MA)_D$	14.0
800	1000	"	12.2	"	12.7
1000	1000	"	11.2	"	9.9
1350	1000	"	13.3	"	9.1
800	-	$F_L + (MA)_{FGB}$	5.6	$F_L + (MA)_{FGB}$	9.9
800	800	"	3.1	"	4.9
1000	800	$F_p + (MA)_D$	9.2	$F_p + (MA)_D$	3.5
1350	800	$F_L + (MA)_{FGB} + (MA)_{LB}$	3.1	$F_L + (MA)_{FGB} + (MA)_{LB}$	0.9

1350℃の場合は冷却条件により靱性は大きくことなり、 Δt が 25 s になると全面的に BI 組織となり、ぜい化することがわかる。

これに対し、最終熱サイクルのピーク温度が 1000℃の場合は冷却条件による靱性の差は少なく、これは両者で組織が類似していることに対応している。したがって、 Δt が 10 s の場合、ピーク温度が 1350℃よりもむしろ 1000℃のときの靱性が低く、25 s のときはその逆となっている。これは最終ピーク温度が 1000℃の組織は、前報で示したように、ポリゴナルなフェライトと M-A 組織との混合組織となっており、ピーク温度が 1350℃の組織にくらべて、 Δt が 25 s の場合は組織形態 (組織の細かさを含む) で勝り、 Δt が 10 s の場合は M-A 組織が多いという点で劣っていることによると考えられる。

また、最終ピーク温度が 800℃の場合は全般的に低靱性で、とくにピーク温度が 1350+800℃の順に熱サイクルがかかった場合の靱性は著るしく低い。この理由としては、この場合の組織は、粗粒化した旧オーステナイト

Fig. 2 Distributions of toughness in HAZ (Without the effect of tempering thermal cycles)

Fig. 3 Schematic thermal cycles used to investigate the effect of tempering thermal cycles in the bond region

Fig. 4 Relation between peak temperature of tempering thermal cycle and toughness
((a) $\Delta t=10s$ (b) $\Delta t=25s$)

粒界を取りまくように M-A 組織が分布するものであり、このような分布状態の M-A 組織がその変態時に粒内に引張りの内部応力を発生させ、ぜい性破壊の発生を容易にさせる可能性が考えられる^{3,4)}。

Table 3 の結果を第 1 報で求めた HAZ のピーク温度分布図に適用して求めた HAZ の靱性分布図を Fig. 2 に示す。ただし、この図には焼もどし熱サイクルの影響が入っていないので、実際の靱性分布はこれとはことなる。

3.3 焼もどし熱サイクルによる靱性変化

各組織の靱性がその後の焼もどし熱サイクルによりどのように変化するかを検討するため、まずボンド部に着目して Fig. 3 に示すような再現熱サイクルを用いた。すなわち、一重あるいは二重熱サイクルによりボンド域に生成される三種類の組織を再現させ、これにピーク温度が 400～700℃ の焼もどし熱サイクルを重ねた。なお、以下では、Fig. 3 において、一重あるいは二重熱サイクルにより求めた組織をそれぞれ組織 I、II、III と称することにする。

Δt が 10 ならびに 25 s の場合について、各組織の焼もどし熱サイクルによる vE_{-15} の変化を Fig. 4 に示す。いずれの場合も、焼もどし熱サイクルのピーク温度の上昇にともない靱性は改善されていく。この結果により、Table 3 に分類した組織のうち、たとえば Δt が 25 s では、BI, $F_P+(MA)_D$ ならびに $F_L+(MA)_{CGB}+(MA)_{LB}$ の組織の焼もどし熱サイクルによる靱性の変化が明らかになった。よって次に、この以外の組織、すなわち HAZ の外縁域に存在する $F_L+(MA)_{FGB}$ の靱性変化を Δt が 25 s について求めた結果を Fig. 5 に示す。

Fig. 5 Relation between peak temperature of tempering thermal cycle and toughness
(Outer part of HAZ)

この場合は、Table 3 に示したように、同様な組織でも 800℃ (2 相域) に 1 回加熱される場合と 2 回加熱される場合とで靱性がことなるので、その両者について実験を行った。これらの場合もピーク温度が 400℃ 以上で靱性改善が行われている。

以上に示したように、組織形態により焼もどし熱サイクルによる靱性改善の程度がことなっているが、これは靱性改善機構がことなることによると考えられ、その詳細は 3.5 において検討する。

3.4 溶接熱影響部の靱性分布

3.3 で求めた焼もどし熱サイクルによる靱性変化を、Fig. 2 に重ね合わせることで求めた HAZ の vE_{-15}

Fig. 6 Distributions of toughness in HAZ (Considering the effect of tempering thermal cycles)

の分布図を Fig. 6 に示す。これは、第 1 報に述べた方法により HAZ の焼もどし熱サイクルのピーク温度を推定し、これによる靱性変化を Figs. 4, 5 より求めて描いたものである。なお、Fig. 6 を描くにあたっては、後続ビードによる焼もどし熱サイクルのうち、ピーク温度の最高のもののみ影響を考慮している。また、Fig. 3 に示した組織のうち $F_L + (MA)_{FGB}$ を除いて、同一冷却条件において同一組織に分類したものは同一の焼もどし効果をうけると仮定している。さらに、 Δt が 10 s の場合 $F_L + (MA)_{FGB}$ の組織は Δt が 25 s の場合と同程度の焼もどし効果をうけると仮定している。

Fig. 6 において、板の表裏面近傍 (図では左右端近傍) で靱性が低いのは、この部分では後続ビードによる焼もどし効果が作用しないためである。このことによっても、HAZ の靱性には焼もどし熱サイクルの効果が大きいことがわかる。

Fig. 7 は、Fig. 6 の 35 KJ/cm の場合について、ビード番号 1, 2, 3 の部分のピーク温度分布を模式的に示

Fig. 7 Schematic diagram showing microstructures and peak temperature distributions in HAZ ($\Delta t=25s$)

したものである。すなわち、ビード 2 によって形成された組織を色分けで示し、後続ビード (ビード 3) によってそれらの組織にかかる焼もどし熱サイクルのピーク温度を破線で示している。

さて、Fig. 6 の 35 KJ/cm の場合をみると、HAZ 外縁域 (母材に近い側) ではやや靱性が低い。この部分の組織は 400℃ 以上のピーク温度の熱サイクルで焼もどし効果をうけるが、Fig. 7 からわかるように、実ビードにおいても十分にその効果をうけている。しかしながら、焼もどし後の靱性がやや低いので、やや低靱性の領域となったものである。

つぎに、HAZ 外縁域とボンド近傍域には含まれた中間域では、全体的に高靱性で一部やや低靱性の部分が混じっている。Fig. 7 に示すように、この領域はポリゴナルなフェライトと M-A 組織との混合組織 ($F_P + (MA)_D$) であり、この組織は基本的にはあまり高靱性ではないが、Fig. 4 に示すように、焼もどし熱サイクルによる靱性改善が著しい。なお、一部にやや低靱性部があるのは、Fig. 7 に示すように、焼もどし熱サイクルのピーク温度が 500℃ 以下の部分が一部にあり、この部分の焼もどし効果が不十分であることによる。

さらに、Fig. 6(b) において、ボンド近傍域では高靱性部、やや靱性の低い部分ならびに低靱性部の 3 種の領域が交互に存在する。これは、Fig. 7 に示すように 3 種類の組織に対応しており、B I 組織は約 600℃ 以上、 $F_P + (MA)_D$ 組織は約 500~600℃ ならびに $F_L + (MA)_{CGB} + (MA)_{LB}$ 組織は約 400~500℃ のピーク温度の焼もどし熱サイクルをそれぞれうけている。これらは Fig. 4 (b) において、それぞれ III, II, I に対応する組織であり、III ならびに II の組織は上記の焼もどし熱サイクルにより十分に靱性改善作用をうける。これに対し、I の組織は Fig. 4(b) に示すように、焼もどし熱サイクルによってもあまり靱性は向上せず、したがって Fig. 6(b) に示すように低靱性部として残存したものである。このことから、Fig. 6(b) のボンド近傍域において、 vE_{-15} が 10 kg·m 以上の部分を高靱性部と考えると、高靱性部と低靱性部とが交互に分布していることになる。

以上の解析から明らかなように、HAZ の靱性には焼もどしによる影響が大きく、結局焼もどし熱サイクルをうけても靱性があまり回復しない組織が低靱性部として残存することになる。

3.5 焼もどし熱サイクルによる靱性改善機構

Fig. 8 は、Fig. 3 に示す熱サイクルにより、ボンド近傍域に存在する 3 種類の組織の破面遷移温度に及ぼす焼もどし熱サイクルの影響を調べた結果を示す。この図より、それぞれの組織について靱性が改善される焼もどし

Fig. 8 Relation between peak temperature of tempering thermal cycles and $vTrs$ ($\Delta t=25s$)

熱サイクルのピーク温度域がことなることがわかる。すなわち、Ⅲの組織の靱性の回復はピーク温度が400℃あたりまではあまり顕著でないが、それ以上になると急激に大きくなる。これに対してⅠの組織の場合は、靱性の回復はピーク温度が400℃あたりまでで生じ、それ以上ではあまり変化がない。

焼もどし熱サイクルのピーク温度と硬さの関係を Fig. 9 に示す。Ⅲの組織の場合は、ピーク温度が400℃以上になると硬さが低下していく傾向にあり、これは Fig. 8 に示した靱性改善傾向と一致する。このような関係はⅡの組織の場合にもほぼ当てはまる。したがって、これらの場合はマトリックスの変形能の増大により靱性改善が

Fig. 9 Relation between peak temperature of tempering thermal cycles and hardness ($\Delta t=25s$)

行われたと推定できる。これに対してⅠの組織は焼もどし熱サイクルによりほとんど硬さが変化しない。これはこの組織はもともと800℃に再加熱されており、その時点でオーステナイト変態しない部分はすでに十分な焼もどしを受けているからである。よって、この場合はマトリックスの軟化以外の要因が靱性改善に寄与していると考えられる。

Fig. 10 にⅢならびにⅠの組織の焼もどし熱サイクルによる SEM 組織の変化の例を示す。いずれの場合も、このような SEM 組織で見るかぎり、マトリックスの組織変化は明らかでないが、M-A 組織に着目すると、ピーク温度が300～400℃になるとその一部が炭化物を析出して分解し、600～700℃になるとほぼ完全に分解している。また、Fig. 11 は各組織中の M-A 組織の量を面積定量した結果である。これによると、Ⅰの組織の M-A 量が最も多い。以上のことから、Ⅰの組織の焼もどし熱サイクルによる靱性変化は M-A 組織の焼もどし過程と関連が深いと推察される。

Fig. 12 は二重目の熱サイクルにより2相域に再加熱された場合に旧オーステナイト粒界に M-A が生成される過程を模式的に示したものである。すなわち、一重目の熱サイクルにより粗大化した旧オーステナイト粒界の炭化物を核としてオーステナイトが生成し (B), 炭化物

Fig. 10 Effect of tempering thermal cycles on scanning electron microstructures ($\Delta t=25s$)

Fig. 11 Area fraction of M-A constituent in simulated HAZ specimens

Fig. 12 Schematic diagram showing the course of forming M-A constituent in the Region I

の固溶にしがってこのオーステナイト中の炭素濃度は均一化する (C)。その後の冷却過程において、このオーステナイトの幅の減少ならびに α - γ 界面の炭素量の増大が生じ、これによりオーステナイト中の平均炭素量が增大してくる (D)。そしてこの部分の一部がマルテンサイトに変態し、安定化したオーステナイトが残留している。M-A 組織が形成されると考えられる。

Fig. 13 の白丸は二重目の熱サイクル (ピーク温度 800°C) の冷却過程の種々の温度から水冷した試片について旧オーステナイト粒界に生じている M-A 組織の平均幅を顕微鏡組織写真上より測定した結果である。750°C あたりまでは α - γ の逆変態が進行し、M-A の幅は増大しているが、これより低温になると、急激に減少している。このことから前述のようなオーステナイト中の炭素の濃縮現象が生じていると考えられるので、次式によりオーステナイト中の平均炭素濃度を算出した結果を Fig. 13 の黒丸で示す。

$$C_{\gamma} = \{d_0 \cdot C_{\gamma_0} - C_{\alpha}(d_0 - d)\} / d_0$$

Fig. 13 Change of measured width of austenite in grain boundaries and estimated average carbon content in austenite, on cooling from 800°C

ただし、 d ならびに C_{γ} はオーステナイトの平均幅ならびに平均炭素濃度、 d_0 ならびに C_{γ_0} は炭素の濃縮が生じる直前におけるオーステナイトの幅ならびに平均炭素濃度であり、 C_{α} はフェライト中の炭素濃度である。今の場合 d_0 としては Fig. 13 の 750°C における測定値 6.4 μm 、 C_{γ_0} としては Fe-C 系状態図より求めたこの温度におけるオーステナイト中の平衡炭素濃度 0.58%，ならびに C_{α} としてはフェライト中の最大固溶量 0.02% の値を用いている。

Fig. 13 に示した計算結果によると、M-A 組織の平均炭素濃度は 1~1.5% のオーダーに達するのではないかと推測される。このことから、ひとつの目安として、母材

Fig. 14 Change of dilatation of high carbon materials on cooling ($dt=25s$)

の炭素量を0.5, 1.0ならびに1.5%目標に増量した Table 2 に示す材料（以下 M-A 相当材と称し, 0.5 C, 1.1 C ならびに 1.6 C と記す）について以下の検討を行った。まず, ピーク温度を1100℃として, M-A 相当材を Δt が 25 s の冷却条件で冷却したときの熱膨張変化を Fig. 14 に示す。0.5 C 材は 500℃ 以上で変態が生じており, 中間段階組織主体の組織となる。これに対して, 1.1 C ならびに 1.6 C 材は, 100~200℃ で開始した変態が室温でも完了しておらず, 高炭素マルテンサイトと残留オーステナイトから成る組織となる。

つぎに Fig. 15 は, このようにして冷却した M-A 相

Fig. 15 Change of dilatation of high carbon materials on heating ($\Delta t=25s$)

Fig. 16 Relation between peak temperature of tempering thermal cycles and hardness in high carbon materials ($\Delta t=25s$)

当材も再加熱したときの熱膨張変化である。この結果より, 1.1 C ならびに 1.6 C 材においては, 400~500℃ における変態収縮の他に 200℃ 近傍でいわゆる焼もどしの第 1 段階による収縮が生じていることがわかる。

また, Fig. 16 は M-A 相当材を Δt が 25 s の条件で冷却した後, 種々のピーク温度の焼もどし熱サイクルを付与したときの硬さ測定結果である。これによると 0.5 C 材ではピーク温度が約 400℃ 以上においてはじめて軟化が生じているが, 1.1 C 材ではこれより低温においても軟化が生じている。1.6 C 材では, これらにくらべ軟化はあまり顕著でなく, これは残留オーステナイトが非常に多いことによると考えられる。

このような結果を総合すると, M-A 組織中で炭素量 1% あたりまで濃縮された部分は高炭素のマルテンサイトと残留オーステナイトから成っており, これに焼もどし熱サイクルがかかると, 300℃ 以下の温度で焼もどしの第 1 段階が起こり, これにより収縮ならびに軟化が生じると考えられる。

したがって, Fig. 8 の I の組織の場合に, 低いピーク温度の焼もどし熱サイクルにより靱性の向上がみられるのは, このような M-A 組織の焼もどし現象によるものである可能性が強い。しかし, II の組織の場合は, Fig. 11 にみられるように, その M-A 量が比較的多いにもかかわらず, 300℃ あたり以下での靱性改善量は少ない。これは M-A 組織の組成あるいは分布状態がことなることによると考えられる。すなわち, I の組織の場合には, 前述のように M-A 組織生成時に生じた内部応力が低靱性の原因であるならば, 焼もどし過程の第 1 段階における収縮による内部応力の緩和により靱性の回復が生じるが, 組織 II の場合は, M-A が分散しているので, このような内部応力によるぜい化がもともとあまり生じていなかったと考えられる。

4. 結 言

60 キロ級高張力鋼について, 多層盛 HAZ の靱性分布について検討を行い, 次のような結果を得た。

(1) 靱性は前報で示したピーク温度の領域分類 I, II, III に対応する組織にしたがって変化する。(I は $\alpha-\gamma$ 2 相域, II は焼入性の低い領域, III は焼入性の高い領域)

(2) 各領域のピーク温度を組み合わせた一重および二重熱サイクル付与材の靱性は, 最終的な熱サイクルのピーク温度領域が I の場合が最低で, II は中間程度である。III の場合は, 冷却時間が速い場合は高靱性, 遅い場合は中間的な靱性となる。

(3) それぞれの組織の靱性は, 後続ビードを想定した焼もどし熱サイクルにより回復するが, 組織により回復

の程度および回復が生じるピーク温度範囲がことなる。
これは、靱性回復の機構にはマトリックスの軟化と、
M-A の焼もどしによる変態収縮、軟化との二つが存在
することによると推察された。

(4) HAZ の外縁域はやや低靱性、中間域は高靱性で
あり、ボンド近傍部には低靱性部と高靱性部とが交互に
分布する。

おわりに、実験遂行に際して協力いただいた榊田久雄
工学修士に対し謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 中尾, 大重, 野井: 高張力鋼多層溶接熱影響部の組織分布, 本誌, 3-4 (1985)
- 2) 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, 49-7 (1980), 467-472
- 3) 金, 清水, 国尾: 複合組織鋼の破壊挙動におよぼす内部応力の影響について, 日本機械学会論文集 (A編), 46-402 (1980), 173-179
- 4) T. Kunio, M. Shimizu, K. Yamada and H. Suzuki: An Effect of the Second Phase Morphology on the Tensile Fracture Characteristics of Carbon Steels, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 7 (1975), 411-417

狭開先サブマージーク溶接法における $2\frac{1}{4}\%Cr-1\%Mo$ 溶接金属のじん性におよぼす微量元素の影響*

徳久 正昭**, 平井 征夫**, 西山 昇**

Effects of Micro-Alloy Elements on $2\frac{1}{4}\%Cr-1\%Mo$ Weld Metal Toughness
Produced by Narrow-Gap SAW Process*

by Masaaki Tokuhisa**, Yukio Hirai***, and Noboru Nishiyama****

In a narrow gap arc welding process with one run per layer technique, the weld metal toughness greatly depends on that of as-dendritic structure, because of the reduced reheated zone compared with the central part of conventional multipass weld metal. With an emphasis on the improvement of as-dendritic structure weld metal toughness, the effects of micro-alloying elements such as C, V, Ti, Nb on $2\frac{1}{4}\%Cr-1\%Mo$ SA-weld metal toughness are investigated and the following results are obtained:

- 1) The increase of carbon content and V-addition are effective to improve the as-dendritic structure toughness by refining the bainitic lath sub-structure from the higher hardenability and increasing carbon-nitrides precipitated uniformly within the grains after PWHT.
- 2) In $0.12\%C-0.07\%V$ bearing weld metal, the difference in toughness between as-dendritic structure and reheated zone is greatly reduced, resulting in homogeneous weld metal.
- 3) The addition of Nb and Ti is effective to increase the strength but deteriorates the weld metal toughness due to precipitation hardening.
- 4) The optimum chemistry of $2\frac{1}{4}\%Cr-1\%Mo$ weld metal for a narrow gap SAW process is decided to be

C : 0.12%	Cr : 2.25%
Si : 0.20%	Mo : 1.0%
Mn : 0.70%	V : 0.07%
P : $\leq 0.010\%$	$\bar{x}$: $\leq 15\text{ppm}$
S : $\leq 0.010\%$	

*原稿受付 昭和60年2月19日 (昭和59年11月溶接冶金研究委員会にて発表)

**正 員 川崎製鉄(株) Member, Kawasaki Steel Corp.