

# 調質鋼の多層盛溶接熱影響部靱性におよぼす Ni, Mnの影響

長谷川 俊永\*・土師 利昭\*・粟飯原 周二\*<sup>2</sup>・岡本 健太郎\*<sup>2</sup>

Influence of Ni and Mn on Toughness of Multi-Pass Weld Heat Affected Zone  
in Quenched and Tempered High Strength Steels

Toshiei HASEGAWA, Toshiaki HAZE, Shuji AIHARA and Kentaro OKAMOTO

**Synopsis :** Influence of Ni and Mn on toughness of multi-pass weld heat-affected zone (HAZ) in quenched and tempered high strength steels was investigated in order to make clear the metallurgical factors controlling the toughness of the local brittle zone (LBZ) in the HAZ.

Change of simulated HAZ microstructure due to chemical compositions and thermal cycle condition is expressed by a modified hardenability index ( $S_1$ ), which corresponds to ideal critical diameter ( $D_1$ ) taking account of the factors of boron and austenite grain size for the HAZ. Simulated HAZ toughness has good correlation with  $S_1$  and Ni content. The highest toughness is obtained at optimum  $S_1$  value ( $\approx 11$ ) regardless of the chemical compositions and the thermal cycle conditions.

For lower bainite, martensite and their mixtures, cementite which precipitated in the laths of auto-tempered martensite during cooling has a important role for controlling the toughness. But, fracture facet size or retained austenite is not a main controlling factor.

**Key words :** welding ; heat affected zone (HAZ) ; toughness ; high strength low alloy steel ; steel plate ; weld thermal cycle ; bainite ; martensite.

## 1. 緒言

溶接構造部材として用いられる高張力鋼は溶接熱影響部(HAZ)の靱性が母材に比べて劣化する場合が多く、HAZの靱性支配要因の研究及びHAZ靱性の優れた鋼材の開発が続けられている。

一般に溶接は少数パスで溶接を完了する大入熱溶接と入熱量が比較的小さく、溶接ビードが複層となる多層盛溶接に大別され、それぞれHAZの熱履歴が大きく異なるためHAZの靱性支配要因と靱性向上手法も異なる。多層盛溶接の場合、HAZは複雑な多重熱サイクルを受け、複雑な靱性分布を示す<sup>1)</sup>。引張り強さが500MPa級の比較的合金成分含有量の少ない高張力鋼においては多重熱サイクル条件とHAZ組織、靱性の関係についての詳細な研究が土師ら<sup>2)3)</sup>によってなされている。それによれば、Fusion Line (FL) 近傍の溶融点近傍に加熱された粗粒組織が後続パスによりフェライト( $\alpha$ )—オーステナイト( $\gamma$ )二相域に再加熱された領域で靱性劣化が最も大きく、ここが局所脆化域(Local Brittle Zone : LBZ)となる。

一方、引張り強さが780MPa以上の調質高張力鋼の多層盛

溶接HAZにおいては、500MPa級鋼とは異なり、 $A_{c3}$ 変態点直上の $\gamma$ 単相域に再加熱された粗粒組織の靱性劣化が大きいことが報告されている<sup>4)5)</sup>。しかし、成分によって最も靱性の劣化する熱履歴が変化する場合もあり<sup>6)</sup>、未解明な部分が多い。

本研究では引張り強さが780MPa以上の低C-Ni-Cr-Mo-Cu系調質高張力鋼の多層盛溶接HAZの靱性を支配する因子を解明することを目的として、溶接再現熱サイクル材の組織及び靱性におよぼすNi, Mnの影響を調査した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼は小型真空溶解炉により溶製した。化学成分をTable 1に示す。母材の低温靱性が優れた780MPa級鋼の化学成分をベースとして、Bを無添加と約10ppm添加の2水準とした上で、Ni, Mn量を変化させた。

鋼塊を1250°Cで2h加熱した後、板厚13mmに熱間圧延し、焼入れ焼戻しを施して素材とした。焼入れは900°Cで1h加熱後水冷し、焼戻しは625°Cで1h加熱後水冷した。

平成5年9月30日受付 平成6年3月4日受理(Received on Sep. 30, 1993; Accepted on Mar. 4, 1994)

\* 新日本製鉄(株)大分技術研究部(Oita R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Oaza-Nishinosu Oita 870)

\* 2 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所(Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels tested (mass% \*ppm).

steel	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Al	B*	N*
A1	0.081	0.21	0.49	1.03	0.25	0.59	0.47	0.078	-	26
A2	0.080	0.21	0.73	1.03	0.25	0.59	0.47	0.077	-	26
A3	0.081	0.21	0.98	1.03	0.25	0.59	0.47	0.072	-	25
A4	0.081	0.22	1.27	1.01	0.26	0.60	0.47	0.073	-	22
A5	0.081	0.22	1.50	1.00	0.25	0.59	0.47	0.072	-	23
A6	0.077	0.21	2.20	0.98	0.25	0.59	0.51	0.047	-	20
A7	0.076	0.23	0.52	3.16	0.25	0.63	0.55	0.072	-	38
A8	0.083	0.22	0.78	3.19	0.26	0.62	0.55	0.074	-	24
A9	0.085	0.23	1.06	3.14	0.28	0.62	0.55	0.079	-	35
A10	0.084	0.22	1.25	3.01	0.25	0.61	0.48	0.074	-	27
A11	0.085	0.21	1.48	2.99	0.25	0.60	0.48	0.073	-	29
A12	0.094	0.23	0.54	6.30	0.26	0.63	0.55	0.072	-	33
A13	0.094	0.22	0.76	6.43	0.26	0.61	0.54	0.073	-	24
A14	0.085	0.23	1.03	6.08	0.27	0.60	0.53	0.074	-	35
A15	0.091	0.22	1.25	6.11	0.25	0.60	0.48	0.073	-	25
A16	0.090	0.21	1.49	6.07	0.25	0.60	0.47	0.072	-	29
B1	0.075	0.22	0.75	1.04	0.25	0.64	0.48	0.068	9	16
B2	0.075	0.22	0.98	1.04	0.25	0.64	0.49	0.068	10	15
B3	0.074	0.22	1.20	1.03	0.25	0.63	0.48	0.067	10	14
B4	0.071	0.21	1.48	1.01	0.25	0.60	0.48	0.065	10	17
B5	0.073	0.21	1.73	1.01	0.25	0.60	0.48	0.068	10	18
B6	0.073	0.21	1.96	1.01	0.25	0.60	0.48	0.069	9	19
B7	0.075	0.21	0.74	3.01	0.25	0.60	0.48	0.048	11	17
B8	0.076	0.22	0.98	3.01	0.25	0.60	0.48	0.088	11	17
B9	0.077	0.21	1.25	3.02	0.25	0.61	0.48	0.087	11	18
B10	0.076	0.21	1.48	3.00	0.25	0.59	0.48	0.072	10	14
B11	0.076	0.21	1.72	2.99	0.25	0.60	0.48	0.072	10	13
B12	0.076	0.21	1.98	3.00	0.25	0.60	0.48	0.072	9	18

(P, S ≤ 0.003mass%)

2.2 溶接再現HAZシャルピー衝撃試験

各素材から圧延方向に平行に採取した12×12×55mmの試験片に高周波誘導加熱により2種類の溶接再現熱サイクルを与えた。一つは最高加熱温度( $T_{p1}$ )が1400°Cの単一サイクルでFL近傍の粗粒組織を再現するものである。他は上記単一サイクルを第一次サイクルとし、さらに最高加熱温度( $T_{p2}$ )が900°Cの第二次熱サイクルを加えた二重サイクルである。これはこのクラスの鋼の多層盛HAZ靱性が一般的に最も劣化する $Ac_3$ 変態点直上の $\gamma$ 単相域に再加熱された粗粒組織を再現するための熱サイクルである。室温から $T_{p1}$ ,  $T_{p2}$ までの昇温時間は22s, 保持時間は1sで、加熱後の冷却条件は800°Cから500°Cまでの冷却時間( $\Delta t_{8/5}$ )が30s(入熱4~5kJ/mmのサブマージアーク溶接条件に相当)である。

熱サイクルを与えた試験片から標準2mmVノッチシャルピー衝撃試験片を加工し、衝撃試験に供した。靱性の指標としては50%破面遷移温度( $vTrs$ )を用いた。

2.3 微視組織の観察

シャルピー衝撃試験後の試験片の脆性破面近傍の断面をピクラルで腐食し、光学顕微鏡により微視組織を観察した。表面活性剤を添加したピクリン酸飽和水溶液により粒界を現出させ、切断法により平均 $\gamma$ 粒径を求めた。一部試料についてはF.S.LePeraによる腐食法<sup>7)</sup>で島状組織の分布を観察した。島状組織はCの濃縮した島状マルテンサイト(M\*)あるいは一部 $\gamma$ を含むmartensite-austenite constituentの両者を含むが以降M\*と総称する。さらに炭化物分布を観察する目

的で、抽出レプリカの透過型電子顕微鏡(TEM)観察も実施した。

3. 実験結果

Fig. 1, 2にそれぞれB無添加材, B添加材の靱性とNi, Mn量の関係を示す。熱サイクル条件やB添加の有無により再現HAZ靱性におよぼすNi, Mnの影響は複雑に変化する。

B無添加材では単一サイクルの場合, Ni量が1%ではMn量の増加により再現HAZ靱性は向上するが, Ni量が3%, 6%では逆にMn量の増加により靱性は劣化する。 $Ac_3$ 変態点直上に再加熱される二重サイクルの場合は3%NiにおいてMn量の増加により靱性は向上する。6%Niでの靱性変化はほとんど認められなくなり, Mn量によらず靱性レベルは非常に良好である。

B添加材はB無添加材と異なり単一サイクルにおけるMn量の増加による靱性劣化が1%Niでも認められる。また, 単一サイクル, 二重サイクルともMnによる靱性変化は単調でなく, 再現HAZ靱性が最も良好となる最適Mn量が存在する。

Fig. 3にB無添加材の光学顕微鏡組織の例を示す。単一サ

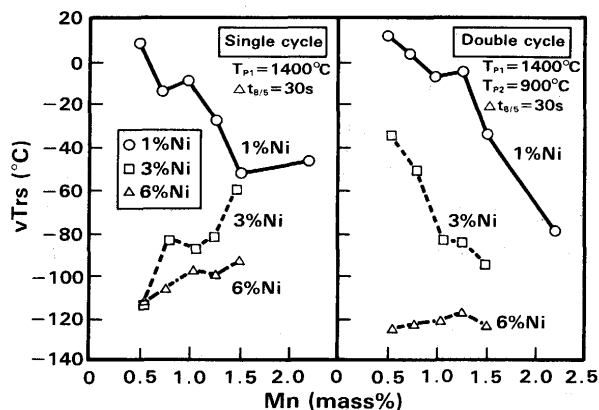


Fig. 1. Influence of Ni and Mn content on simulated HAZ toughness of boron free steels.

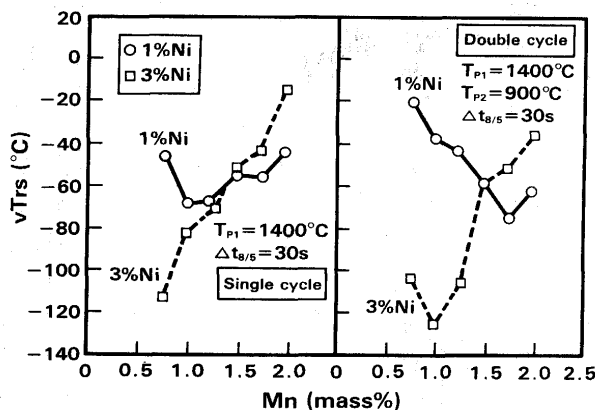


Fig. 2. Influence of Ni and Mn content on simulated HAZ toughness of boron added steels.

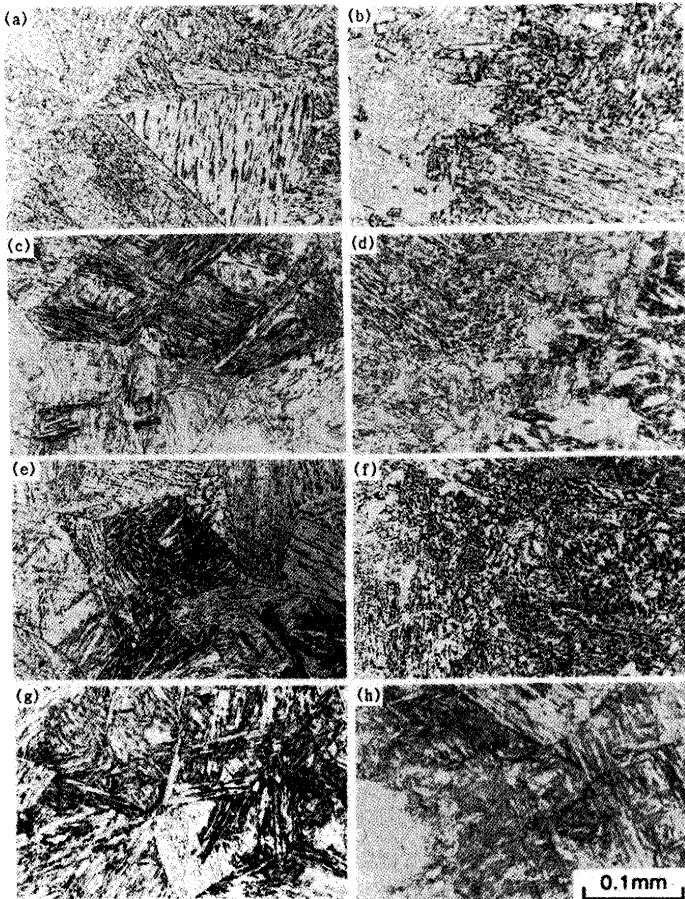


Fig. 3. Influence of Ni, Mn and thermal-cycle conditions on the microstructure of simulated HAZ of boron free steels.

(a) steel A1, single cycle, (b) steel A1, double cycle, (c) steel A5, single cycle, (d) steel A5, double cycle, (e) steel A7, single cycle, (f) steel A7, double cycle, (g) steel A11, single cycle, (h) steel A11, double cycle.

イクル材はいずれも粗粒の $\gamma$ から変態した組織で、Ni, Mn量が少ない鋼では比較的粗大なセメンタイトや $M^*$ がラス境界に沿って存在する上部ベイナイト( $B_U$ )が主体の組織となっている。Ni, Mn量が増加するにつれて $B_U$ の割合が減少し、 $M^*$ が認められず、セメンタイトが微細でラス幅のせまいベイナイトやマルテンサイト(M)の割合が増加する。 $M^*$ の認められないベイナイトはTEMによるレプリカ観察ではラス内部にセメンタイトが析出しており、セメンタイトの形態、分布は下部ベイナイトに類似している。ただし、結晶学的な確認は行っていない。成分、冷却条件等から本組織は邦武らの分類でのB-III型ベイナイトと推定される<sup>30)</sup>、以降では便宜的に下部ベイナイト( $B_L$ )と呼ぶこととする。

二重サイクルの場合もNi, Mn量の増加にともなう組織の変化は単一サイクルと同様である。ただし、二重サイクル材は1回目の熱サイクルで形成された粗粒 $\gamma$ の粒界に微細な $\gamma$ が形成された顕著な混粒組織となっている。平均的には単一サイクルに比べて細粒化し、焼入性の低下した組織を呈する。

B添加材も組織の変化はB無添加材と同様であるが<sup>3)</sup>、B添

加の有無で比較すると、一般的にB添加材の方が変態温度の低い組織となっており、いずれの成分、熱サイクル条件でもBが焼入性を高めている。

## 4. 考察

### 4・1 再現HAZ靱性におよぼす微視組織の影響

靱性変化と組織変化を対応させてみると、従来から一般的に認められているように<sup>9)~10)</sup> $B_U$ の割合の多い組織の靱性が低く、 $B_L$ やMの割合が増加するにつれて靱性は改善される傾向がある。光学顕微鏡組織においてラス幅が広く、セメンタイトあるいは $M^*$ がラス境界に沿って存在するベイナイトを $B_U$ とみなして画像解析装置を用いて測定した $B_U$ の割合と靱性の関係を求めるとFig. 4のようになる。Ni量により差はあるものの、 $B_U$ 量の増加にともなう $vTrs$ は上昇する。

靱性におよぼす化学成分の影響は組織変化を通したものと、固溶Niによるマトリクスの強靱化のように組織とは直接関係しないものが重畳して複雑である。組織の変化を定量的に評価し組織要因を抽出するために、焼入性の指標として一般的に用いられる理想焼入れ臨界直径( $D_I$ )に基づいて組織と靱性の関係を整理することを試みた。

以下の(1)式で示される $D_I$ (inch)<sup>11)</sup>と $B_U$ 量の関係を求めた。

$$D_I = k(\gamma) \cdot \sqrt{C\%} \cdot (1 + 0.64 \cdot Si\%) \cdot (1 + 4.10 \cdot Mn\%) \cdot (1 + 0.27 \cdot Cu\%) \cdot (1 + 0.52 \cdot Ni\%) \cdot (1 + 2.33 \cdot Cr\%) \cdot (1 + 3.14 \cdot Mo\%) \dots (1)$$

ここで、 $k(\gamma)$ は焼入性に対する $\gamma$ 粒径の影響を表す因子で、母材の熱処理における文献値<sup>11)</sup>をそのまま用いて、単一サイクル、二重サイクルの平均 $\gamma$ 粒径に対応する値としてそれぞれ0.50, 0.32とした。

結果をFig. 5に示す。本研究の成分範囲においては、熱サイクル条件によらずB添加材、無添加材それぞれ $B_U$ 量は(1)式の $D_I$ により整理できる。単一サイクル材、二重サイクル

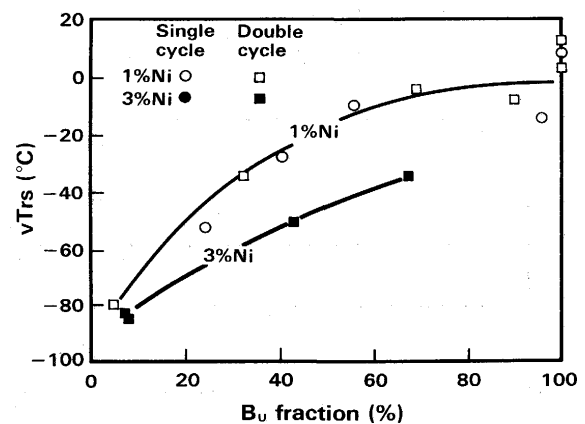


Fig. 4. Influence of  $B_U$  fraction on simulated HAZ toughness of boron free steels ( $D_I \leq 12$  inch).

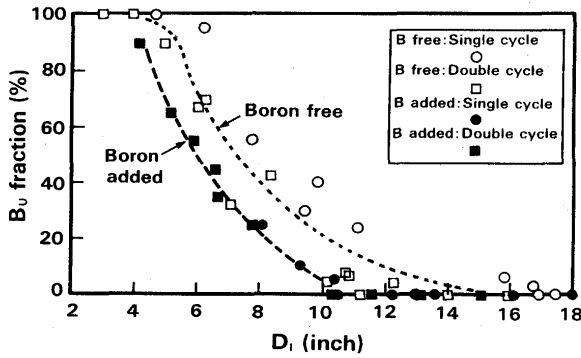


Fig. 5. Influence of  $D_1$  on  $B_U$  fraction for simulated HAZ microstructure.

材とも同一ばらつき範囲内にあることから上記の粒径因子は有効であると考えられる。しかし、B添加材の方が同一 $D_1$ でも $B_U$ の割合は少なく、B添加による焼入性向上効果をさらに考慮する必要がある。

一般に母材の熱処理ではBの焼入性に対する係数はBoron factor( $f_B$ )として、C量や合金成分との関係で詳細に検討されている<sup>12)</sup>。しかし本研究のような急速加熱で高温短時間に再加熱される再現HAZと比較的低温長時間に加熱される母材熱処理とではAlによるNの固定の程度が異なる等の理由により、Bの影響の仕方が異なると推定され、母材熱処理の $f_B$ をそのまま用いることには問題がある。本研究においてはジョミニ試験等で測定される焼入性そのものを求めることが目的ではない。そこで、 $B_U$ 割合の変化に基づいて $f_B$ を決定した。Fig. 5において、B無添加材の $B_U$ 量と $D_1$ の平均的な関係を基準として、同一 $B_U$ 量となるB添加材の $D_1$ との比、

$$f_B = \frac{(B\text{無添加材の}D_1)_{B_U\text{ fraction}=x}}{(B\text{添加材の}D_1)_{B_U\text{ fraction}=x}} \dots\dots\dots (2)$$

として $f_B$ を求めた。

Ni, Mn量がほぼ同一のB添加、無添加材について、上式から $f_B$ と $D_1$ の関係を求めた結果をFig. 6に示す。上野らの母材における実験結果<sup>13)</sup>のように $D_1$ が高くなるにつれて $f_B$ は低下するという報告もあるが、本研究の熱履歴の場合は $D_1$ や熱サイクル条件により若干変動はあるものの、ほぼ1.2~1.3の範囲で一定とみなせる。したがって、組織と成分、靱性

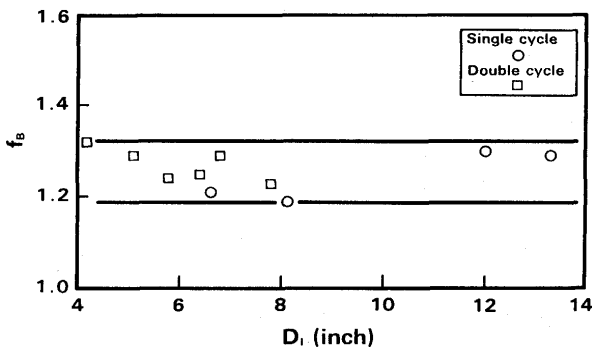


Fig. 6. Relation between  $D_1$  and  $f_B$ .

の関係を調べるための指標として $f_B$ は一定値としても大きな誤差は生じないと考え、本研究では $f_B=1.3$ とし、(3)式により成分の組織におよぼす影響を指標化した。ただし、(3)式で得られる指標は、 $f_B$ が一般的な母材の熱処理におけるBoron factorとは内容が異なるため、区別を明確にするため $S_1$ と称する。

$$S_1 = f_B \cdot D_1 = 1.0 \cdot D_1 (\text{B無添加材}) \\ = 1.3 \cdot D_1 (\text{B添加材}) \dots\dots\dots (3)$$

$S_1$ は $B_U$ の分率から求めた指標であるため、 $B_U$ を含まない $B_L$ からMにいたる組織領域も $S_1$ で代表させることには問題が残る。そこで、 $B_L$ からMの組織変化と $S_1$ の関係を検討した。光学顕微鏡組織から $B_L$ とMを正確に区別することが困難なため、硬さの変化から組織変化を推定した。すなわち、実際の再現HAZ硬さ(ビッカース硬さ:  $H_V$ )とその成分におけるM単相組織の硬さ( $H_{V100\%M}$ )との比と $S_1$ の関係を求めた。ただし、 $H_{V100\%M}$ はIrvineらの実験結果<sup>14)</sup>に基づいて推定した値を用いた。Fig. 7にその結果を示す。 $H_V/H_{V100\%M}$ はばらつきはあるものの、熱サイクル条件や成分によらずほぼ $S_1$ のみで統一的に整理できる。同図中には本研究の成分範囲について百合岡らのHAZ最高硬さの推定式<sup>15)</sup>により求めたM変態率を併せて示すが、 $H_V/H_{V100\%M}$ とM変態率は良好な対応を示しており、 $H_V/H_{V100\%M}$ はほぼMの割合を示していると推定される。したがって、 $B_L$ とM混合組織においても $S_1$ はほぼ微視組織の割合を表す指標とみなすことができる。

Fig. 7において $H_V/H_{V100\%M}$ は $S_1$ の増加につれて1に漸近し、 $S_1$ が約17で最大となりそれ以上 $S_1$ が増加してもほぼ一定か、わずかながら低下する傾向がある。このことから $S_1$ が約17以上ではM単相組織となると推定される。この推定は百合岡らの推定式によれば $S_1$ が約17でM単相となることと一致する。 $S_1$ が約17以上で実測の再現HAZ硬さが $H_{V100\%M}$ よりも低く、 $S_1$ の増加につれて漸減するのは残留 $\gamma$ の生成と関連していると推定される。

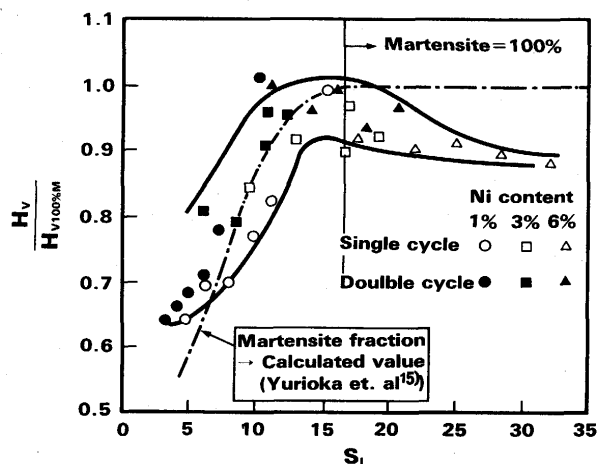


Fig. 7. Relation between  $S_1$  and hardness of simulated HAZ of boron free steels.

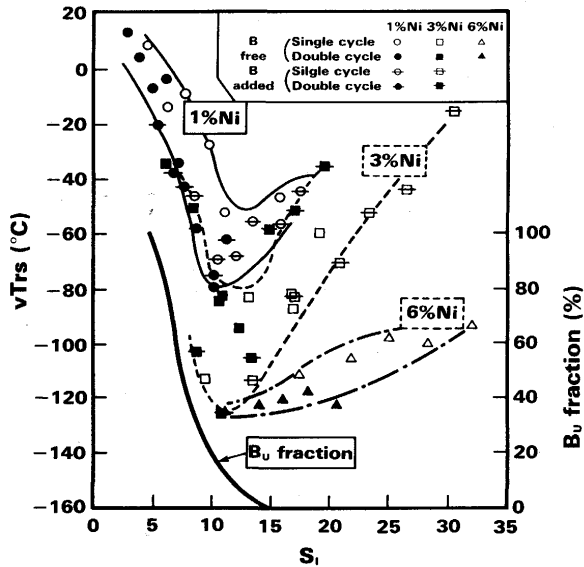


Fig. 8. Relation between  $S_1$  and simulated HAZ toughness.

以上の検討から組織割合はNi/MnバランスやB添加の有無、熱サイクル条件によらず $S_1$ によりほぼ推定可能である。 $S_1$ が約11~17の範囲ではほぼ $B_L$ とMの混合組織、約17以上ではM単相組織となる。

再現HAZ靱性を $S_1$ で整理した結果をFig. 8に示す。再現HAZ靱性と $S_1$ の関係はNi量ごとにひとつの関係で表すことが可能である。同図中に $B_U$ 量と $S_1$ の関係も併せて示すように、 $S_1$ の小さい領域では $S_1$ が増加して $B_U$ 量が減少するにつれて靱性は顕著に向上する。いずれのNi量でも $S_1$ が11程度で $B_U$ 量が約10%以下となり靱性は最も良好となる。 $B_U$ が存在せず $B_L$ とMの混合組織からM単相組織となる領域では再現HAZ靱性は低 $S_1$ 領域とは逆に $S_1$ の増加とともに劣化する。以上の傾向は定性的にはいずれのNi量でも同様であるが、靱性レベルはNi量が多いほど良好である。

#### 4・2 再現HAZ靱性におよぼすNiの影響

$S_1$ が約11より小さい成分ではFig. 5に示したように $S_1$ の低下による $B_U$ 量の増加とともに再現HAZ靱性が劣化する。これは $B_U$ 量の増加により破面単位の粗大化、 $M^*$ の増加、粗大化が生じるためである<sup>5)</sup>。ただし、 $B_U$ 量が同じでもNi量の多い成分の方が靱性は良好である。

Fig. 9に $B_U$ 量がほぼ等しく、Ni量が異なる組織の $M^*$ の分布を比較した例を示す。白く見える部分が $M^*$ である。 $M^*$ 面積率に顕著な差は認められないが、靱性が劣るNi量の少ない鋼の方が粗大な $M^*$ が多く観察される。 $M^*$ がマイクロクラックとして働くとすれば、そのサイズが大きくなるほど靱性が劣化すると推定される。したがって、Niは $B_U$ 中の $M^*$ の微細化を通して靱性を向上する効果を有していると考えられる。

$S_1$ が約11以上の成分では $B_U$ はほとんど認められず、 $M^*$ をほとんど含まないため、靱性支配要因は $B_U$ 主体組織領域と

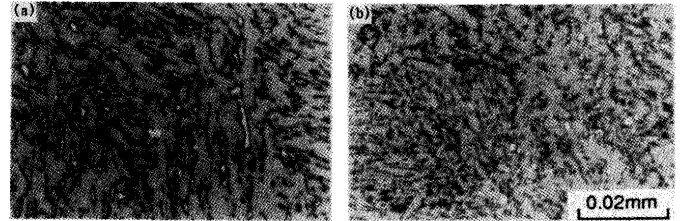


Fig. 9. Influence of chemical compositions on the size and distribution of  $M^*$  in simulated HAZ of boron free steels (single cycle). (a) steel A4 (1.27%Mn-1.01%Ni;  $B_U$  fraction 69%,  $vTrs = -4^\circ C$ ), (b) steel A7 (0.52%Mn-3.16%Ni;  $B_U$  fraction 67%,  $vTrs = -34^\circ C$ )

は異なる。 $S_1$ が約11以上の組織領域において靱性を支配するマイクロ因子としては有効結晶粒径(破面単位)、残留 $\gamma$ 、マトリクス状態等の可能性が挙げられるが、有効結晶粒径、残留 $\gamma$ 量については $S_1$ やNi/Mnバランスによる差は認められなかった。そこで、マトリクスに注目して、抽出レプリカのTEM観察を行った。結果をFig.10( $B_L$ とMの混合組織)、Fig.11(M単相組織)に示す。Fig.10に示すように、 $B_L$ のラス内には変態中に生成したと思われる炭化物(矢印A)が認められる。 $M$ ラス内にはFig.10, 11中の矢印Bに示すように微細な析出物が観察される。 $M$ 中の微細析出物は針状で、 $B_L$ 中の炭化物に比べて微細である。また、 $B_L$ ラス内の炭化物と異なり、種々の方向性をもって析出していることからMが冷却中にauto temperされて生じた炭化物であると推定される。

$B_L$ とMの混合組織からM単相へ変化する場合の靱性劣化は $B_L$ 組織割合の減少に帰することができ。一方、M単相組織における $S_1$ の増加による靱性劣化要因は明確ではない。 $M$ ラス内の炭化物は $S_1$ が約25~30(Fig.11)と大きい場合も $S_1$ が約16~17(Fig.10)の場合と同様に析出している。

同じ焼入性でNi/Mnバランスが異なる鋼を比較した場合、M単相組織においてはラス中の微細炭化物の分布状態は靱性の良好な高Ni低Mn鋼(Fig.11(a))と靱性の劣る低Ni高Mn鋼(Fig.11(b))とで明確な違いが認められる。高Ni低Mn鋼ではほぼいずれのラスにも炭化物の析出が認められるのに対して、低Ni高Mn鋼では炭化物の析出がほとんど認められないラスも観察され、ラスごとの炭化物の析出が不均一であるかあるいは全体の析出量が少ない傾向が認められる。これが靱性に大きな影響をおよぼしている可能性がある。ただし、Mがauto temperされて生じた微細炭化物のサイズは $S_1$ やNi/Mnバランスによって大きな差はなく、非常に微細であることも考慮すると炭化物が発生起点のマイクロクラックとして働いているとは考え難い<sup>16)</sup>。一方、マルテンサイトラス中のCの固溶状態に注目すると、炭化物の析出が認められないラスではCが多量に固溶していることが考えられる。一般に、固溶Cが多いほど靱性が劣化する<sup>17)</sup>。高Mn低Ni鋼のM組織で靱性が低下したのはラス中の固溶Cが高かったこ

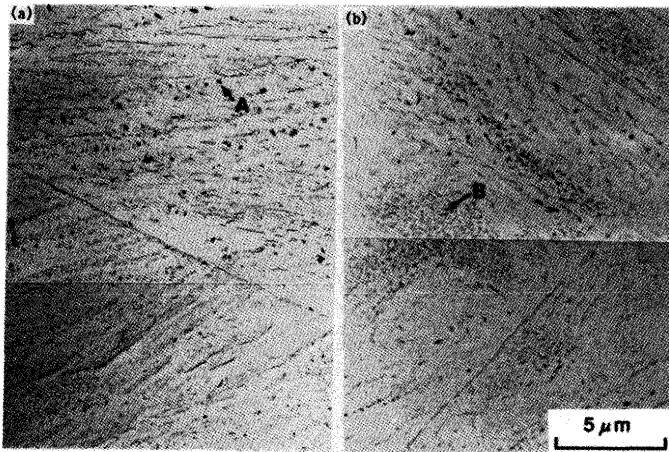


Fig. 10. TEM microstructures of simulated HAZ with  $S_1=16-17$ , extraction replica (boron free, single cycle).  
 (a) steel A10 (1.25%Mn-3.01%Ni :  $S_1=16.8$ ), (b) steel A6 (2.20%Mn-0.98%Ni :  $S_1=15.7$ ).

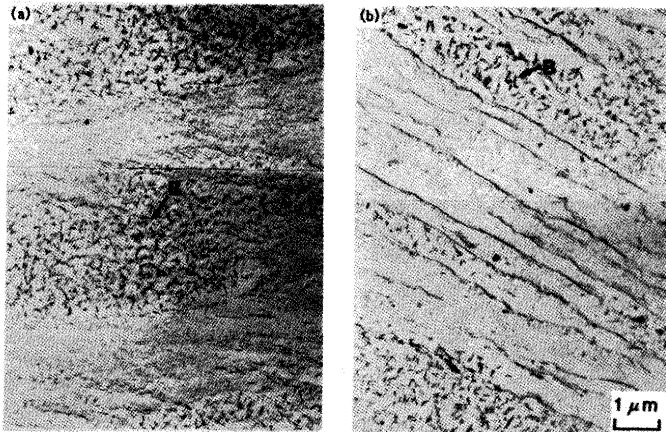


Fig. 11. TEM microstructures of simulated HAZ with  $S_1=25-30$ , extraction replica (single cycle).  
 (a) steel A14 (1.03%Mn-6.08%Ni-boron free :  $S_1=24.9$ ), (b) steel B12 (1.98%Mn-3.00%Ni-boron added :  $S_1=30.5$ ).

とが原因と考えられる。M組織における靱性におよぼす固溶Cの影響の定量的な評価は今後の課題である。

## 5. 結論

引張り強さが780MPa以上の低C-Ni-Cr-Mo-Cu系調質高張力鋼成分の多層盛溶接HAZの靱性を支配する組織因子を解明することを目的として多層盛溶接を想定した溶接再

現HAZ靱性におよぼすNi, Mnの影響を検討した結果、以下のような結論が得られた。

(1)理想焼入れ臨界直径( $D_I$ )に基づいて焼入性におよぼす $\gamma$ 粒径とBの効果を検討した指標 $S_1$ ((1), (3)式)を用いることにより, Ni, Mn量, B添加の有無, 熱サイクル条件の違いによらず再現HAZ組織比率を推定できる。

(2) $S_1$ が約15以下で $B_U$ が生成し,  $S_1$ の低下とともに $B_U$ 比率が増加する。11~17の範囲では $B_U$ がほとんど生成せず,  $B_L$ とMの混合組織となる。約17以上ではM単相組織となる。

(3)再現HAZ靱性は成分や熱サイクル条件によらず,  $S_1$ とNi量で表される。同一Ni量で比較した場合, 最も良好な靱性は $S_1$ が約11のとき得られる。また, Ni量は $S_1$ によらず全体的に靱性を向上させる効果を有する。

(4) $S_1$ が一定で比較した場合のNiによる靱性向上は,  $B_U$ 組織( $S_1 \leq 11$ )の場合はM\*の微細化によるものであり,  $B_L$ とMの混合組織( $S_1 = 11 \sim 17$ )およびM単相組織( $S_1 \geq 17$ )の場合はマルテンサイトラス内のauto temperによる炭化物の析出量の増加, あるいは分布の均一化によるものと推定される。

## 文 献

- 1) 中尾嘉邦, 大重公明, 野井伸悟, 西 泰彦: 溶接学会論文集, 3(1985), p.773
- 2) 土師利昭, 粟飯原周二, 萩原行人, 川島善樹果, 内野耕一, 富田幸男, 千々岩力雄: 鉄と鋼, 74(1988), p.1105
- 3) 土師利昭, 粟飯原周二, 大野恭秀, 内野耕一, 川島善樹果, 富田幸男, 千々岩力雄, 三村 宏: 製鉄研究, (1987)326, p.36
- 4) 千葉秀隆, 五弓 紘, 山場良太, 松田昭一: 鉄と鋼, 71(1985), S590
- 5) 長谷川俊永, 土師利昭, 粟飯原周二: 鉄と鋼, 72(1986), S1544
- 6) 鈴木和久, 下山仁一: 三菱重工技報, 3(1966), p.75
- 7) F.S.LePera: J.Met.,(1980) March, p.38
- 8) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: 鋼の強靱性, (1971), p.85 [Climax moly.]
- 9) 笠松 裕, 高嶋修嗣, 細谷隆司: 鉄と鋼, 65(1979), p.1222
- 10) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: 鋼の強靱性, (1971), p.45 [Climax moly.]
- 11) 鉄鋼製造法第4分冊(日本鉄鋼協会編), (1972), p.81 [丸善]
- 12) 上野正勝, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, 74(1988), p.910
- 13) 上野正勝, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, 74(1988), p.918
- 14) K.J.Irvine, F.B.Pickering and J.Garstone: J.Iron Steel Inst., 196(1960), p.66
- 15) N.Yurioka, M.Okumura and H.J.U.Cotton: Metal Construction, 19(1987), p.217
- 16) P.Bowen, S.G.Druce and J.F.Knott: Acta Metall.,34(1986), p.1121
- 17) 森川博文, 吉江淳彦, 藤岡政昭: 鉄鋼の変態挙動—実用材料の変態と性質, (1989), p.1 [日本鉄鋼協会]