

(729) 大入熱溶接用Ti-B系鋼のHAZ組織と靱性

Ti-B系大入熱溶接用鋼の開発②

新日本製鐵(株)

厚板条鋼研究センター ○山本 広一 松田 昭一
 分析研究センター 小松 肇
 大分技術研究室 川島 善樹果
 八幡技術研究部 大野 恭秀

1. 緒言

既報のごとく¹⁾, Ti-B複合添加鋼の大入熱HAZ靱性は, 粒内フェライトの生成により従来鋼に較べて著るしく改善される。本報では, Ti, Bフリー鋼との比較により, HAZ組織の特徴, 粒内フェライト生成核の組成, 靱性改善機構などの検討結果について述べる。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分をTable 1.に示す。主な実験項目を以下に記す。

Table 1. Chemical composition of steels

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	N
Ti-B-LowN	0.08	0.25	1.4	0.008	0.002	0.04	0.008	0.0014	0.0030
LowN	0.08	0.25	1.4	0.009	0.002	0.03	-	-	0.0025

(1)溶接再現熱サイクル(ピーク温度1400℃, 800→

500℃冷却時間160s)冷却途中焼入れによる $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の特徴把握。

(2)微小領域電子線回折, EDAXなどによる粒内フェライト生成核の同定。

(3)脆性破壊発生点の同定, 有効結晶粒度測定。

3. 実験結果

(1)再現HAZ組織は, 粒界アロトリオモルフ(F_p), 粒界マッシュフェライト(F_M), フェライトサイドプレート(F_s), 粒内フェライト(IFP), 上部ベイナイト(Bu), パーライト(P), 高炭素島状マルテンサイト(M^*)などから構成されている。Ti-B鋼は, Ti, Bフリー鋼に較べて, ① F_p, F_s が少ない, ②IFPの発達が著るしい, ③P変態開始および終了温度が高く M^* が少ない, などの特徴がある(Fig.1)。

(2)IFP生成核は, 0.1~2.0 μm サイズの④TiN+MnS+ $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$, ⑤TiN+MnS+ $\text{Fe}_3(\text{CB})$ などの複合析出物である。析出物体積のかなりの割合を占めるMnS, 最外殻の鉄の炭硼化合物がIFPの生成に寄与しているものと考えられる(Fig.2)。

(3)脆性破壊は, F_p および F_s からおおむね発生する(厳密にはそれらの組織中に散在するP, M^*)。脆性亀裂発生点を含む破面単位(d ; F_p+F_s のサイズに近い)が大きくなるほど靱性は低下する(Fig.3)。Bは, IFP変態の促進, F_p, F_s, M^* 変態の抑制などにより, HAZ靱性の改善に寄与する。

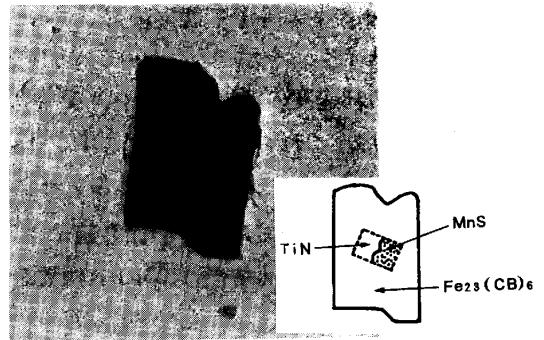


Fig.2 TiN-MnS- $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ complex precipitate formed at 630℃ on the way of cooling

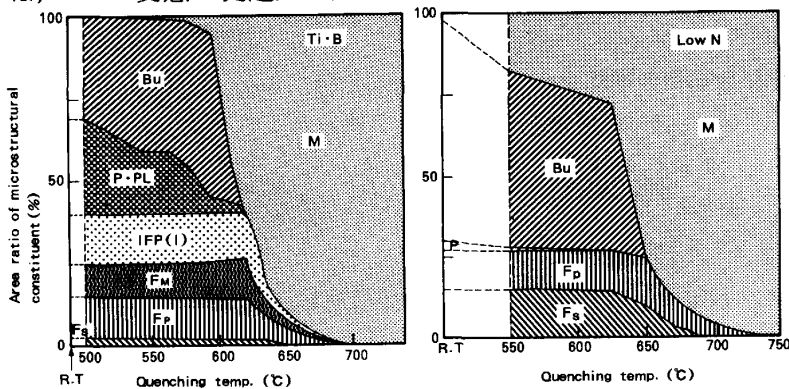


Fig.1 Diagram showing area ratio of microstructural constituents of Ti-B and low N steels

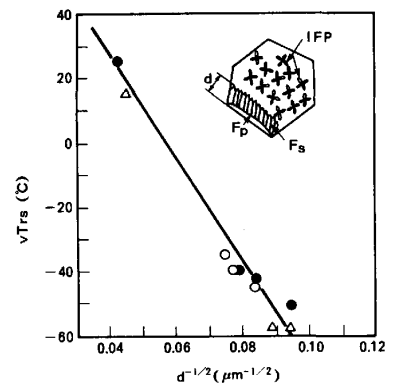


Fig.3 Relation between $vTrs$ and $d^{-1/2}$