

討10 BとNの制御による調質80kg/mm²級高張力鋼板溶接熱影響部の組織と靱性の向上

川崎製鉄(株) 技術研究所 ○勝塚典明 田中康浩 赤秀公道
工博 船越督己 工博 大橋延夫

1. 緒言

調質高張力鋼の溶接熱影響部は融点直下の高温まで加熱され、しかも冷却速度が遅い場合には靱性や強度が劣る組織となりやすいため、溶接入熱量を制限している。80kg/mm²級鋼ではフェライト相を出現させず細かいベイライト+マルテンサイト状組織にすることが望ましく、このためには合金元素を多量添加する必要があるが溶接割れが起りやすくなり経済的にも不利となる。一方、80kg/mm²級鋼は靱性向上のため通常Bが添加されており、種々の熱処理条件下におけるその効果については色々検討されている^{1), 2)}が、溶接部の性質への影響については不明な点が多い。そこでBとともにNの影響を詳細に調べることにより、合金元素を多量添加することなく溶接部の組織が改善できるかどうかを検討した。さらに、構造物としての安全性への寄与を確かめるため、溶接継手について破壊試験を行なった。

2. 使用材料および実験方法

(1) 溶接ボンド部靱性におよぼすN、B含有量の影響

表1に示すような組成でBを0~0.0032%, Nを0.009~0.0061%に変化させた50kg鋼塊を真空高周波炉で溶製し、圧延により17mm厚の鋼板とし、焼入れ焼もどし処理を行ない、引張強さを85kg/mm²にそろえて試験に供した。熱サイクル再現装置および変態点測定装置を用いて、溶接ボンド部相当(最高加熱温度1350°C)の熱サイクルを付与し、組織観察、2mmVノッチシャルピー衝撃試験およびα変態点の測定を行なった。また、一部の鋼種につき熱サイクル冷却途中の1050~750°Cの各温度で1~30min保持して析出B量を変化させα変態点および靱性の変化を調べた。析出B量は電解残渣の化学分析により求めた。

表1 化学成分(wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Al	B	N
0.09	0.25	0.80	0.011	0.006	0.20	0.92	0.47	0.47	0.028	0.055	-	0.0009
0.11	0.27	0.81	0.013	0.008	0.25	1.02	0.51	0.50	0.031	0.064	0.032	0.0061

(2) B、N制御鋼の溶接継手部の靱性

用いた材料は表2に示す化学成分と機械的性質を有する転炉溶製の80kg/mm²級高張力鋼(板厚50mm)である。鋼AはB、Nを制御した試作鋼であり、鋼Bは従来鋼である。これらの鋼板につき表3に示す溶接条件でサブマージアーク溶接継手を製作した。入熱量は45kJ/cm, 60kJ/cmおよび2電極深溶込み溶接法(KX法)による90kJ/cmの3種である。図1に示す各位置で採取した試験片を用い、2mmVノッチシャルピー衝撃試験および切欠付き曲げ試験(COD試験)を行ない、靱性およびCOD値を求めた。試験片ノッチ位置は溶接金属、ボンドおよびボンドより1mmの3種とした。COD試験片の寸法形状を図2に示す。

表2 使用材料の化学成分、機械的性質

Chemical Composition (wt.%)													
Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Alsol	B	N
A	0.11	0.26	0.81	0.015	0.006	0.24	0.92	0.48	0.44	0.04	0.049	0.0009	0.0033
B	0.11	0.22	0.75	0.013	0.008	0.23	1.00	0.46	0.45	0.03	0.055	0.0019	0.0052
Mechanical Properties													
Steel	Thickness (mm)	Rolling Direction	σ _{0.2} (kg/mm ²)	σ _{TS} (kg/mm ²)	EI (%)	E ₄₀ (kgm)	v _{TR5} (°C)						
A	50	L	84.4	87.9	27	22.1	-108						
B	50	L	79.7	84.2	26	23.0	-111						

174T

3. 実験結果および考察

(1) 溶接ボンド部靱性におよぼすN、B含有量の影響

α変態をおくらせるB添加の効果はBがB化合物(BN, Fe₂₃(BC)₆ etc.)となることにより減

表3 溶接条件

Welding Materials	Shape of Groove	Pass No.	Current (A)	Voltage (V)	Speed (cm/min)	Heat Input (KJ/cm)	Preheat Temp. (°C)	Interpass Temp. (°C)	
450J/cm x KB-80C		1	520	26	20	40.6	100	150	
		2-7	600	32	25	45.1			
		Gauging							
		8-15	600	32	25	45.1			
		Gauging							
		16-23	600	32	24	60.0			
600J/cm x KB-80C		1	750	32	24	60.0	100	150	
		2-6	800	34	27	60.4			
		Gauging							
		7-13	800	34	27	60.4			
		Gauging							
		14-20	800	34	27	60.4			
900J/cm (KX) x KB-110		1, 2	(Lead) 1450 (Trail) 1150	32	65	90.6	-	50	
		Gauging							
		3	800	34	27	60.4			

少すといわれている。^{32,4)}そこでまず析出Bの影響を調べた。N含有量の異なる鋼(0.0022%B-0.0060%N, 0.0026%B-0.0029%N)を用い、最高加熱温度を1350°C, 800~500°Cの冷却時間(800~500)を30secとする熱サイクルを

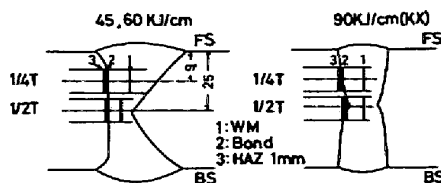


図1 試験片採取位置

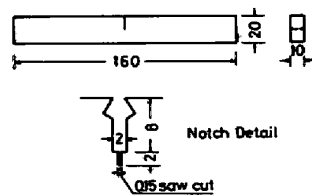


図2 COD試験片形状

付与し、冷却途中の1050, 900, 750°Cの各温度で恒温保持したのち同一熱サイクルの冷却曲線に沿って冷却したときの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点を求めた(図3)。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に対するBの効果は変態前のBの状態が左方とれると考えられるので、ここでは750°Cまで冷却したときの析出B量を一つの目安とした。析出B量の増加によって $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点の著しい上昇が認められ、固溶B量の相違にかかわらず析出B量と直線的な関係にあることが注目される。同一処理を施したのちの靱性を図4に示す。若干バラつきはあるが析出B量の増加によって $vTrs$ は上昇する傾向を示している。これらの結果から変態上昇や $vTrs$ の上昇に対しては固溶Bよりも析出Bの影響が

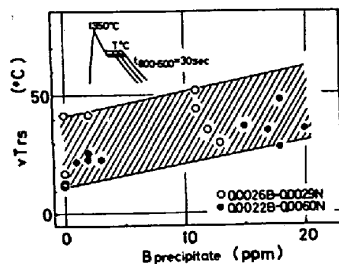


図4 破面遷移温度($vTrs$)と析出B量の関係

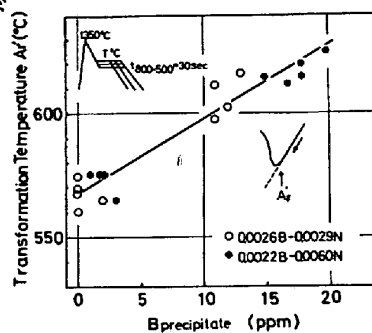


図3 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点と析出B量の関係

大きくこのことは靱性の劣る高温変態生成組織がB化合物の存在によって生成しやすいことを示唆している。したがって溶接ボンド部靱性を良好ならしめるためには析出B量はなるべく少ないほうがよいといえる。

さて析出B量は、高温からの冷却速度やN含有量によって変化するが、冷却速度は溶接入熱、予熱温度、板厚により一定となるため、析出B量を減少させるためには實際上N含有量を減少させることが有効である。そこで、N含有量のみを変化させ、溶接熱サイクルの冷却を800~500=30secとした場合の靱性を調べた。(図5)0°Cにおける吸収エネルギー(E_0)はN含有量の減少とともに増加するが、 $vTrs$ はN含有量が減少してもたかだか20°C低温側へ移る程度である。したがって E_0 の変化は遷移曲線の大幅な移動によるものではなく、Eshelbyの増加によるものと考えられる。組織はN含有量が9~32ppmの範囲で変化してもいずれも粗い上部ベイナイトであり、著しい変化はみられなかった。

上述の結果は必ずしも固溶B量が一定ではないため、つぎに析出B量の少ない状態で固溶B量の影響を調べた。変態前750°Cにおける析出B量($B_{precipitate}$)を全B量から差引いた値を固溶B($[B] = B_{total} - B_{precipitate}$)量とした。冷却時間800~500=30secの熱サイクルに沿って冷却したときの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点を測定した(図6)。固溶B量の減少によって変態点は低温側へ移っているが、B無添加ではふたたび高温とはる。また固溶B量と靱性の関係を図7に示す。 $[B]$ の減少によって $vTrs$ も低温側へ移行し、 $[B] = 7ppm$ 付近で $vTrs = -50^\circ C$ と最低値を示すが、B無添加材の $vTrs = +30^\circ C$ とふたたび高温にはり、最適固溶B量が存在することがわかる。

つぎに、靱性に著しい相違の認められた組織を写真1に示す。B無添加材の組織は $latk$ 幅もひろく $latk$ 境界にマルテンサイトが残った粗い上部ベイナイトである。また $[B] = 16ppm$ 材の組織もB無添加材と同様のベイ

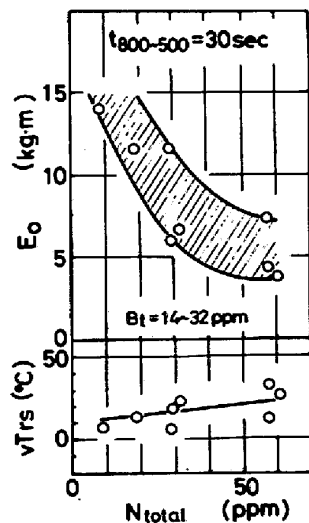


図5 $E_0, vTrs$ におよぼすN含有量の影響

イト組織であるが、B無添加材にくらべ組織は若干細かくなっている。一方靱性のすぐれた(B)=7ppm材の組織は、 $t_{800-500}$ 以内にセメンタイトが析出した下部ベイナイトであり微細な組織となっている。

以上のように、N含有量を下げB含有量を適正に制御することによって、 $\delta \rightarrow \alpha$ 変態後は下がり、組織が微細化し、溶接ボンド部の靱性が向上することがわかった。このような知見にもとづいて工場試作を行なった。

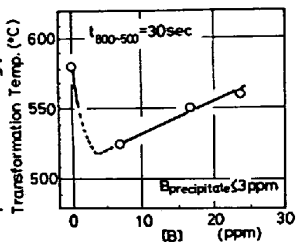


図6. $\delta \rightarrow \alpha$ 変態後と固溶B量の関係

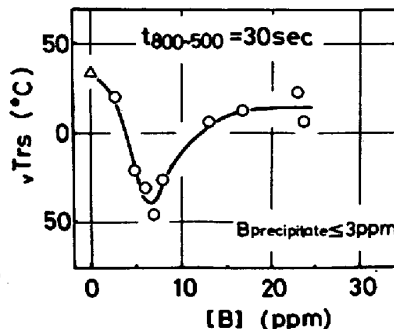


図7. vTrsと固溶B量の関係



写真1. 固溶B量の異なる溶接ボンド部の電子顕微鏡組織

(2). B-N制御鋼の溶接継手部靱性

工場溶製した板厚50mmの鋼A(試作材)、鋼B(比較材)を用い、入熱量45kJ/cm、60kJ/cmおよび90kJ/cmのサブマージアーク溶接継手を作製し、溶接金属、ボンド部、ボンド部より1mmの位置にノツテをつけてシャルピー衝撃試験を行なった。靱性のひとつも劣るボンド部についての吸収エネルギーを図8に示す。各入熱量において鋼Aは鋼Bにくらべ高い値を示している。入熱量の増加によって吸収エネルギーは減少する傾向を示しているが、鋼Aでは入熱60kJ/cm溶接でも鋼Bの45kJ/cm溶接と同等またはそれ以上の靱性を有している。入熱90kJ/cm溶接では、溶接法の相違から開先形状が異なるため、入熱45、60kJ/cm溶接との直接的な比較はできないが、鋼Aでもこのように高入熱では靱性の劣化が著しい。また、HAZ1mmにおいてもボンドと同様の傾向を示した。

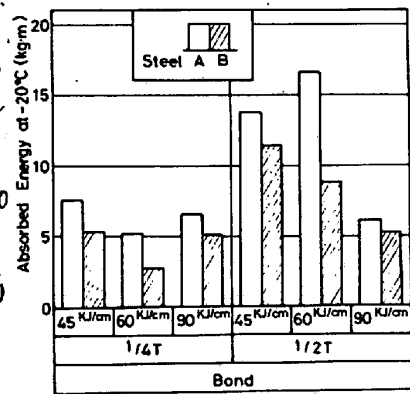


図8 溶接継手ボンド部の吸収エネルギーの比較

鋼Aの45、60、90 kJ/cm溶接ボンド部および鋼Bの45kJ/cm溶接ボンド部について行なった小型COD試験の結果を図9に示す。クリップゲージ変位の切欠先端への換算はWellsの式⁵⁾によって行ない、限界COD値、 S_c は破壊時の値を採用したが、破壊前に荷重の最大が生じたものは荷重最大時のCOD値、 S_{max} をもって示した。鋼Aの45および60kJ/cmの溶接ボンド部および鋼Bの45kJ/cm溶接ボンド部について得られた S_c はほぼ等しく、 -50°C で0.3mm、 -100°C で0.15mmであるが、 -196°C では0.01mm程度に低下する。すなわち、鋼Aの60kJ/cm溶接ボンド部の S_c がやや高めに77ている。しかし、鋼Aの90kJ/cm溶接ボンド部の S_c はこれらの群からややはずれ、 -50°C で0.055mm、 -100°C で0.04mm程度であるが、温度の低下にともなう S_c の変化量は比較的少ない。これらの結果は、鋼Aが80kJ/cm²

級鋼質高張力鋼について従来からいられていたような溶接入熱量の制限をやぶり、60 KJ/cmの溶接入熱でも十分な破壊靭性をもっていることを示している。この結果は前述のシャルピー衝撃試験の結果とも一致している。

一般に溶接構造物では溶接欠陥などの潜在欠陥が脆性破壊の起る点となる可能性があるため許容されるべき欠陥の形状や大きさを明確にしておく必要がある。そこで、本実験で対象とした溶接ボンド部について許容される欠陥の大きさを検討した。許容欠陥の大きさを求める手法についてはCOD特性にもとづくデグイン曲線を求める方法がBurdekinらにより提唱されており、規格化の動向もみられる。しかし、80 K_g/mm²級高張力鋼のように強度が高く、降伏比が大きい鋼材を用いた構造物についての局所的な集中ひずみ量を測定した資料も少なく、その適用については問題もある。そこで今回はもっとも普遍的な手法にしたがって許容欠陥寸法を試算してみた。長さ2aの亀裂先端のCOD、S、は付加応力、σ、に対して、

$$S = \frac{8a\sigma_y}{\pi E} \ln \sec\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_y}\right) \quad (E: \text{ヤング率})$$

の関係がある。種々の条件で溶接されたボンド部について各温度で計測されたSを用い、構造物が使用される応力条件をσ_y/2.5として、許容される板厚貫通欠陥寸法(半亀裂長さa)を求めた。その一例を表4に示す。

Sの測定値から予想されるように、鋼Aの90 KJ/cm溶接ボンド部を除き他の溶接条件のボンドはほぼ同じ大きさの欠陥が存在しても脆性破壊を誘起せず、その寸法は-35°Cではおよそ400mm、-160°Cで50mm程度であることがわかる。一方、90 KJ/cmの溶接ボンド部については許容される欠陥寸法が小さく、-35°Cで約80mmである。しかし、-160°Cでは他とほぼ同程度の大きさになる。

4. まとめ

調質80 K_g/mm²級高張力鋼溶接ボンド部の靭性向上を目的として、N、Bの影響を調べ、つぎのことになった。

- (1) BNの形成を少なくしてα→α'変態をおくらせる目的でN含有量のみを低減しても靭性の向上は得られず、N含有量を下げるとともに固溶B量を最適値に制御することによってはじめたボンド部の組織が微細化し、靭性が向上した。
- (2) N、Bを最適値に制御した鋼板のサブマージーク溶接継手熱影響部の靭性は従来より向上し、シャルピー衝撃試験、COD試験により溶接制限入熱の上昇を画れることが確認できた。

参考文献: (1) 上生ら: 鉄と鋼, 60('74), P1470

2) 邦武ら: 鉄と鋼, 61('75), S593, 594

3) M. Ueno and T. Inoue: Trans. ISIJ, 13('73), p210

4) Y. Ohmori: Trans. ISIJ, 11('71), p339

5) British Standard: DD19('72)

6) B.A. Bilby et al: Proc. Roy. Soc. A272('63), p304

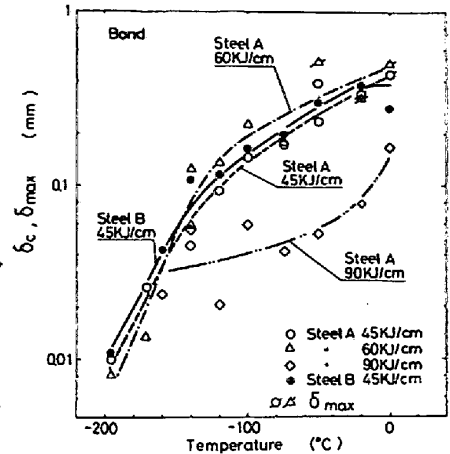


図9. 溶接ボンド部のCODの温度依存性

表4. 溶接ボンド部の許容欠陥寸法

Steel	Heat Input KJ/cm	Tolerable Defect Sizes at Various Temperatures(mm)		
		-35°C	-50°C	-100°C
A	45	187	156	92
	60	216	199	130
	90	39	34	28
B	45	198	168	96

σ=σ_y/2.5