

© 1987 ISIJ

りん添加極低炭素高強度冷延鋼板の耐二次加工脆性におよぼす Nb, Ti 複合添加の効果

論文

山田 正人*・徳永 良邦*²・山本 満治*³

Effect of Nb and Ti on Resistance to Cold-work Embrittlement of Extra-low-carbon High Strength Cold-rolled Steel Sheet Containing Phosphorus

Masato YAMADA, Yoshikuni TOKUNAGA and Mitsuharu YAMAMOTO

Synopsis:

The present work deals with the resistance to deep drawing-induced brittleness. The materials used in this study are 40~45 kgf/mm² grade extra-low-carbon high strength steel sheets containing P and Si as strengthening elements.

Though the resistance to the brittleness is improved by B addition in any steel, it is more remarkable in Nb and Ti containing steel than in Nb or Ti containing one.

The difference of the effects of B between Nb and Ti containing steel and Nb containing one is attributable to the difference of existing state of B. In Nb and Ti containing steel, B exists as solute atom because N is precipitated as TiN, thus acting to inhibit the segregation of P to grain boundaries. Solute B also enhances the grain boundary strength by itself. On the other hand, solute B content is quite small because a considerable portion of B precipitates as BN in Nb containing steel.

The reason why Nb and Ti containing steel is superior to Ti containing steel in resistance to the brittleness is that a small amount of solute C coexists with B only in the former. Solute C also inhibits the segregation of P to grain boundaries and enhances the grain boundary strength.

Key words: cold-rolled product, segregation, cold-work embrittlement, extra-low carbon steel, phosphorus, boron, grain boundary.

1. 緒 言

自動車業界では、車体重量軽減による燃費の改善や安全性確保を目的として、軟鋼板から高強度鋼板へと材料の置換が進んでいる。最近では、Front-engine Front-drive 化の流れに伴う部品形状の複雑化や、複数部品を一体化してプレス成形しようとする動向があり、従来以上に成形性の優れた高強度鋼板の必要性が高まっている¹⁾。材料特性として、寸法精度、面歪みなど形状不良の点からは低い降伏強度が必要とされ、破断特性の観点からは、深絞り成形では板厚の薄手化率に等しい r 値の向上が必要であり、張出成形では歪み伝播性を高めて破断歪みを高める点で n 値の向上が必要となる¹⁾。

従来、極低炭素鋼に Ti, Nb 等の炭窒化物形成元素を添加した、いわゆる IF 鋼 (Interstitial Free Steel) に P, Si, Mn を添加することにより低 YP, 高 r 値, 高 n

値を有する高強度鋼板が製造できることは種々報告されている^{2)~4)}。P は少量の添加で最も有効に強度を高めることができ、経済的観点からは P による強化が望ましい。しかし、Ti 添加極低炭素鋼では P を添加すると深絞り性の低下が著しく、高い r 値を得るには Mn 単独の添加あるいは、Mn および Si を添加して強化する必要がある³⁾。この方法には製造コストが高い欠点がある。一方、Nb 添加極低炭素鋼では P 添加による r 値の劣化が小さく⁴⁾、P 添加による高 r 値ハイテンが製造可能であるとされる⁴⁾⁵⁾が、P 添加量が高くなると P が粒界に濃化し、厳しい深絞り成形を受けると二次加工脆性 (粒界脆性割れ) を起こす危険性がある。従つて、P 添加による強化では引張強さ 35~38 kgf/mm² 級が限度であると報告されている⁶⁾。

二次加工脆性を抑制するには B の添加が有効とされる²⁾⁷⁾、B は同時に r 値を低下させたり⁷⁾⁸⁾、再結晶温度

昭和 59 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 6 月 6 日受付 (Received Jun. 6, 1986)

* 新日本製鉄(株)人事部 (Personnel Division, Nippon Steel Corp.)

*² 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 工博 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp., 5-3 Tokai-cho Tokai 476)

*³ 新日本製鉄(株)分析研究センター (Analysis Research Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of the steels used in laboratory experiments.

Steel		C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	B
Nb	N1	25	0.21	0.17	0.080	0.001	0.043	27	0.024	—	—
	N2	28	0.62	0.33	0.078	0.001	0.038	29	0.023	—	—
	N3	25	0.20	0.17	0.082	0.001	0.046	26	0.023	—	15
	N4	29	0.72	0.47	0.078	0.001	0.038	29	0.023	—	15
Nb·Ti	NT1	26	0.20	0.17	0.080	0.001	0.026	29	0.023	0.010	—
	NT2	27	0.63	0.33	0.079	0.001	0.035	23	0.024	0.012	—
	NT3	24	0.20	0.17	0.080	0.001	0.024	28	0.022	0.010	9
	NT4	22	0.70	0.35	0.080	0.001	0.026	30	0.024	0.011	14
	NT5	26	0.63	0.33	0.079	0.001	0.035	23	0.024	0.013	19
Ti	T1	29	0.20	0.17	0.066	0.001	0.033	26	—	0.048	—
	T2	29	0.21	0.17	0.066	0.001	0.033	25	—	0.049	14
	T3	30	0.59	0.32	0.067	0.001	0.035	28	—	0.050	14

C, N, B: ppm Others: wt%

を高める傾向が強い⁷⁾などの欠点を有する。

以上の点を考慮して、本報では、合金添加コストと強化能の観点から最も有利な P, Si を強化元素として用い、機械的性質に悪影響を与えない程度の B を添加した場合の 40~45 kgf/mm² 級極低炭素系高強度鋼板の二次加工性について検討した結果を報告する。

2. 実験方法

供試材は実験室溶解した極低炭素鋼であり、Ti 添加鋼、Nb 添加鋼、あるいは Nb·Ti 複合添加鋼をベースとして P, Si, Mn および B を添加している。その化学成分を Table 1 に示す。Nb·Ti 添加鋼における Ti の添加は、基本的には鋼中の N を TiN として析出させることを目的としたものである。従つて、その添加量をほぼ N 量に対して原子濃度比が 1 に相当する量としている。P, Si, Mn の添加量は、40 kgf/mm² 級を対象にして P≒0.08%, Si≒0.20%, Mn≒0.20% であり、45 kgf/mm² 級を対象にして P≒0.08%, Si≒0.65%, Mn≒0.35% である。B は無添加と約 15 ppm 添加した場合を検討し、Nb·Ti 添加鋼についてはその添加量をいくらか変化させている。

実験方法の概略を Fig. 1 に示す。予備の熱間圧延によつて 30 mm 厚とした鋼片を 1250°C で 1 h 加熱した後、3 パスの圧延により 6.0 mm 厚の熱延板にした。仕上圧延温度は A_{r3} 変態点以上 ($\geq 930^\circ\text{C}$) である。高温巻取り相当の処理として、720°C に 2 h 保持した後炉冷した。表面酸化層除去のため 4 mm に研削した熱延板を 0.8 mm, 1.4 mm 厚まで冷間圧延 (冷間圧延率: 80, 65%) し、連続焼鈍に相当する熱処理 (加熱速度: 10°C/s, 850°C-30 s 保持) を施した後、0.8% の調質圧延を行った。引張試験には冷却速度: 100°C/s の試料を用い、耐二次加工脆性の調査には、P の粒界偏析が起こりやすい焼もどしを伴う徐冷サイクル (7°C/s→460°C→530°C-20 s→7°C/s) の試料を用いた。このサイクルは合金化

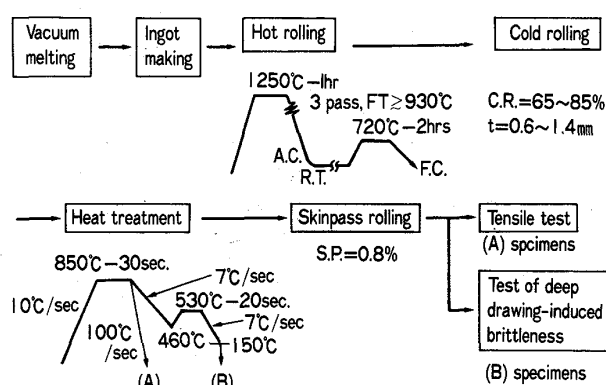


Fig. 1. Procedures of laboratory experiments.

溶融亜鉛めつき鋼板を製造する場合に対応する。

耐二次加工脆性を調べるため、調圧後の試料を 60 mmφ に打ち抜き、平底円筒絞り成形 (絞り比: 2.17)、塗装焼付け相当熱処理 (170°C-20 min) を行つた後、-70°C~RT の温度で 10 min 保持して圧潰試験に供した。圧潰試験には市販の万能深絞り試験機を用い、円筒成形された試験片の胴部に、試験片の圧延方向と 45° をなす方向から荷重を負荷し、変形速度約 100 mm/min で圧潰した。評価は、脆性割れが発生する最高温度を遷移温度として測定した。また、絞り成形後の円筒から円周方向に切り出した試片を走査型マイクロオージェ電子分光装置 (AES) 内で破壊させ、P, B 原子の粒界偏析挙動を調べた。B 添加材では粒界破面率は減少するものの、後項に示す遷移温度の低い試料にも一部に粒界破面が観察された。本実験では、これらの粒界破面について分析を行つた。AES は Perkin-Elmer 社製・PHI-600 を用い、試片破断時の真空度は 3×10^{-8} Pa, 温度は 130 K, 分析中の真空度は $10^{-10} \sim 10^{-11}$ Pa である。破断後短時間内に分析を完了させたため、残留ガス (O, C) による汚染は最小限にとどめられている。測定条件は、加速電圧: 10 kV, フィラメント電流: 2 A, ビーム電流:

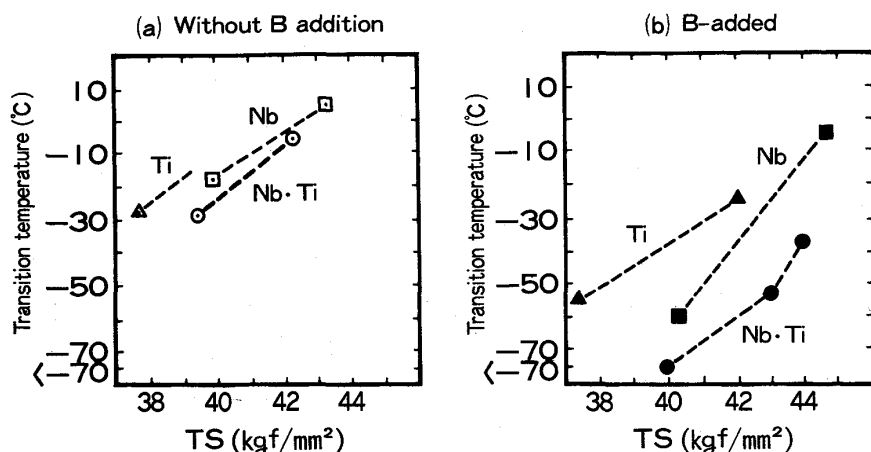
Drawing ratio=2.17, $t=1.4$ mm

Fig. 2. Transition temperatures of various type of steels and the effects of B addition to them.

1 μ A, ビーム径: 約 0.3 $\mu\phi$, 測定間隔/測定時間: 0.5 eV/100 ms である。

P, B の定量は, 例えば次式により Fe の Peak to peak 値との比で求める一般的な半定量法によつた。

$$P(\text{wt}\%) = \frac{(I_P/S_P) \times M_P}{(I_{Fe}/S_{Fe}) \times M_{Fe}}$$

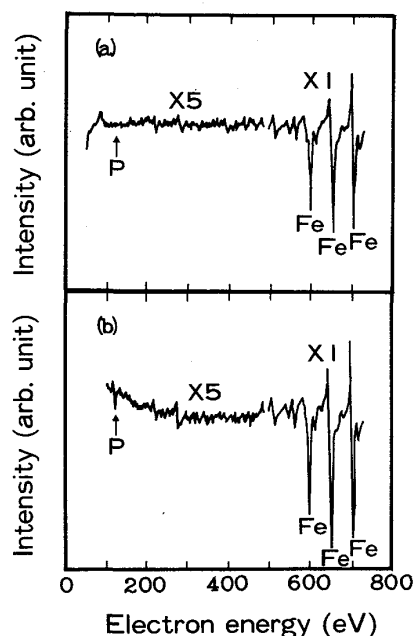
ここで, I_P , I_{Fe} はそれぞれ P, Fe のオーグեսペクトルから求めた Peak to peak 値。 S_P , S_{Fe} は, それぞれ PHI のハンドブックから引用した P, Fe の元素相対感度係数。 M_P , M_{Fe} は, それぞれ P, Fe の原子量である。

また, 添加元素の存在状態の相違を調べるために, 析出物の抽出レプリカ観察, 状態分析を行つた。

3. 実験結果

Fig. 2 は, B 無添加および B 添加の場合の, 素材成分系による遷移温度の相違を示す。 B 無添加の場合, 本供試材のように P 含有量が高い成分ではいずれの遷移温度も高く, 成分系による差は小さい。 また, B 添加により耐二次加工脆性が改善されるのは, いずれの成分系においても同様である。 しかしながら B 添加による耐二次加工脆性の向上程度には成分系によつて明らかな差が現れ, Ti 添加鋼, Nb 添加鋼, Nb·Ti 添加鋼の順に耐二次加工脆性は良好となる。 すなわち, 本実験のように B 添加量が微量(約 15 ppm) の場合, B 添加による耐二次加工脆性改善効果は Nb·Ti 添加鋼において最も大きい。

Photo. 1 は, 遷移温度直下の温度において圧潰試験で脆性破壊した試験片の破面を示す走査型電子顕微鏡写真である。 遷移温度の高い試片では粒界破面の占める割合が高く, B を添加して遷移温度が低くなるに伴つてへき開破面の面積率が増えている。 また, Fig. 3 は破面の元素分布を測定した AES スペクトルであり, 粒界破面 (b) では P の濃化が認められるのに対し, へき開破



(a) Cleavage fracture surface (NT4)

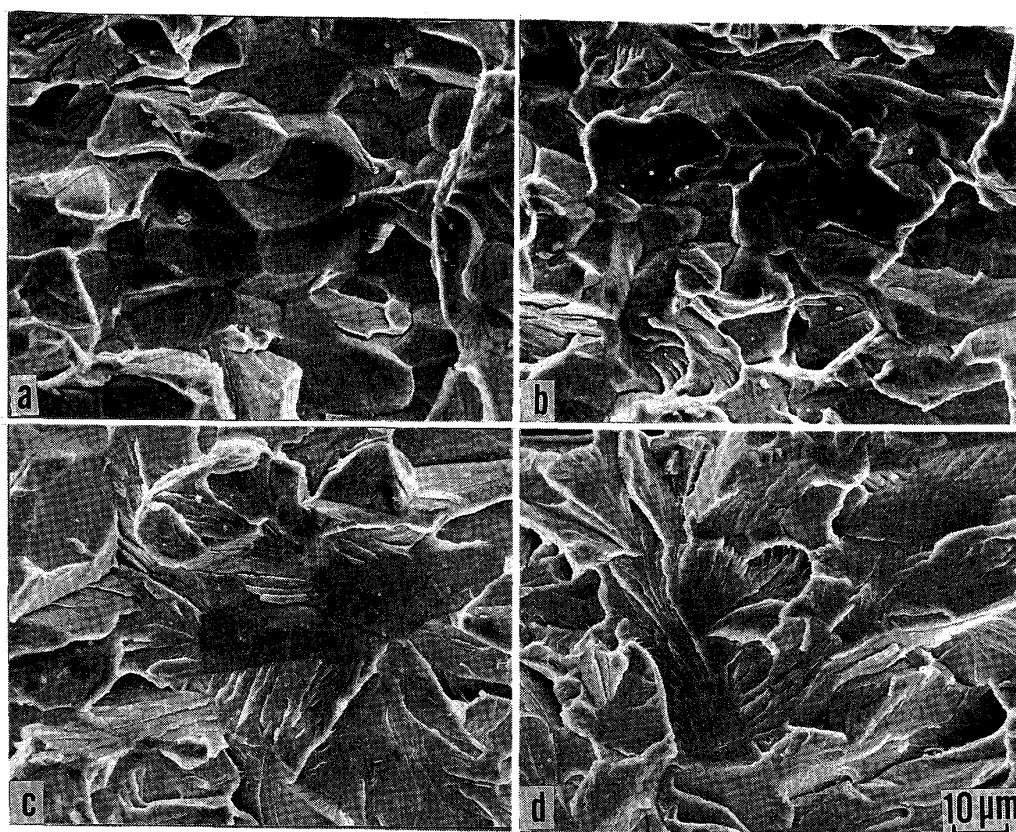
(b) Intergranular one (NT2)

factured at -143°C

Fig. 3. Auger spectrum obtained from cleavage fracture surface and intergranular one.

面 (a) では特に成分偏析は認められない。 Photo. 1, Fig. 3 から, 二次加工脆性の起こりやすい材料は P の粒界濃化が大きく, その結果, 粒界強度が低くなつたものと考えられる。

Fig. 4 は, 同一 P 添加量の供試材について Ar イオンでスパッタリングして求めた粒界破面からの深さ方向の P 濃度分布である。 B 無添加の場合にはバルクの約 10 倍に相当する P の粒界濃化が認められるのに対し, B を添加するとその濃化度は低下する。 遷移温度と同様に, B 添加による P の粒界濃化度の低下は成分系で異なつてい



a:NT2 b:T3 c:NT4 d:N3
 Fractured at a: -10°C b: -30°C c: -50°C d: -70°C
 Transition temp.: a -5°C b -25°C c -40°C d -60°C
 Photo. 1. SEM micrographs of fracture surfaces.

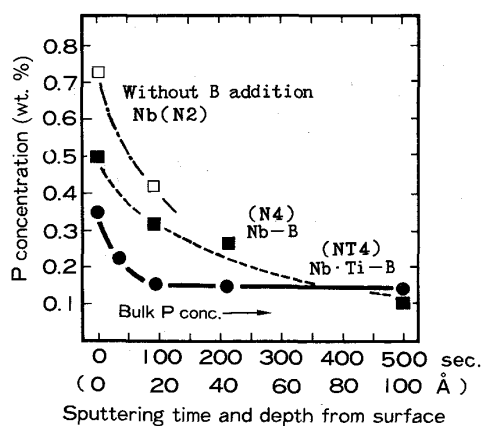
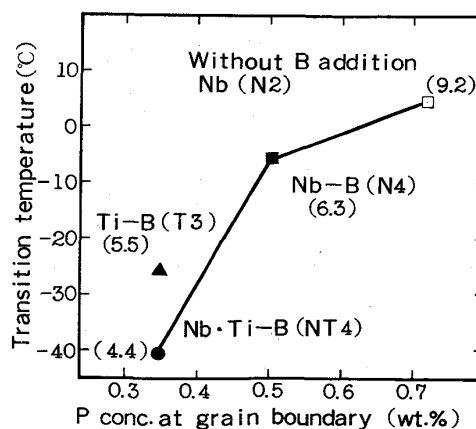


Fig. 4. Concentration profiles of P as a function of argon-ions sputtering time.



(): [P conc at g.b.]/[bulk P conc.], $D_0/D=2.17$, $t=1.4$ mm

Fig. 5. Relation between P concentration at grain boundary and transition temperature.

る。

Fig. 5 は、Fig. 2 に示した遷移温度と Fig. 4 に示した P の粒界濃化量の関係を示す。遷移温度は粒界 P 量の低下に伴って低下するが、詳細には、Nb 添加鋼、Nb・Ti 添加鋼と比較して Ti 添加鋼は粒界 P 量の割に遷移温度が高い。すなわち、B 添加時の成分系による遷移

温度の相違を説明するには、第一には P の粒界濃化量が重要であるが、それ以外の影響要因も存在している。

Fig. 6 は、粒界破面で測定した粒界 B 量と粒界 P 量、P の粒界濃化度 (バルク P 量に対する粒界 P 量の比, [P conc. at g.b.]/[bulk P conc.]) の関係を示す。粒界 P

量と粒界B量には見掛け上成分系によらずにほぼ直線関係が認められるが、同一の粒界B量でPの粒界濃化度を比較すると、Ti添加鋼での値が大きい。換言すれば、Pの粒界濃化傾向はTi添加鋼において最も強いと言える。

成分系によりBの効果異なる原因を検討するために、焼鈍後の試料におけるB, Nの存在状態を抽出残渣の分析により調べた結果をFig. 7に示す。Nb添加鋼にBを添加した場合はBの多くが窒化物(BN)として

存在し、固溶状態で存在するBの比率は低い。一方、Nb・Ti添加鋼、Ti添加鋼ではNがTiNとして析出しており、Bはほぼ全量が固溶状態で存在している。

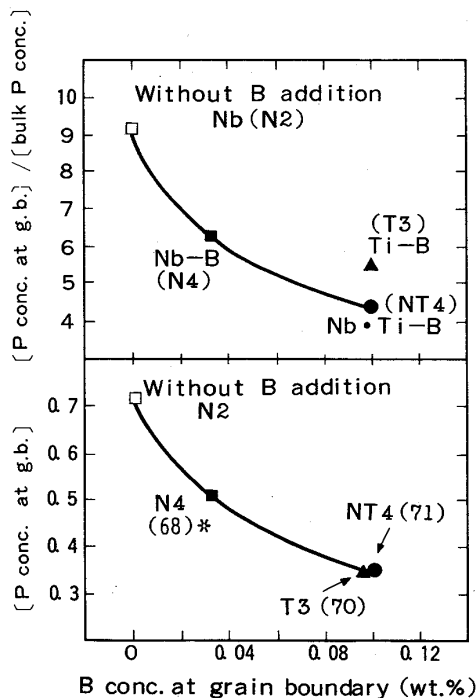
Photo. 2は、熱延板中の析出物、特に窒化物の分布を示す透過電子顕微鏡写真である。Fig. 7に示した焼鈍板でのB, Nの存在状態と対応して、Nb・Ti添加鋼、Ti添加鋼(B添加材も含む)では1~2 μm 径の粗大なTiNが析出しているのに対し、Nb添加鋼では微細な100~200 $\text{\AA}$ 径のAlN(B無添加)、あるいは200~300 $\text{\AA}$ 径にBNが析出している。炭化物はNb・Ti添加鋼、Nb添加鋼では100~200 $\text{\AA}$ 径のNbC、Ti添加鋼では200~300 $\text{\AA}$ 径のTiCであった。

4. 考 察

4.1 Nb添加鋼とNb・Ti添加鋼の相違

Fig. 5に示すように両者の遷移温度の相違はPの粒界濃化量の差と対応し、一方、粒界P量の差異はFig. 6に示すように粒界B量の差異と相関がある。すなわち、Bを添加した場合にNb・Ti添加鋼の耐二次加工脆性がNb添加鋼より良好であるのは、前者の方が粒界P量が低くなること、および、粒界B量が高くなることと対応している。

Pは鋼の粒界を脆化させ⁹⁾、一方、Bは粒界の結合力を高める¹⁰⁾¹¹⁾ことが知られており、本実験における成分系による遷移温度の差も同様に、粒界のP, B量が異なることにより粒界の結合力が化したためと考えられる。ただし、本実験では、粒界P量の低下と粒界B量の上昇が連動しているため、おのおのの寄与を分離することはできない。後項に示すが、Nb添加鋼、Nb・Ti添加鋼ともAging indexが0.5~1.0 kgf/mm²(Aging index: 10% 予歪み時の流動応力と、さらに100°C・1h時効処理した場合の降伏応力の差)であり、固溶Cが存在する。



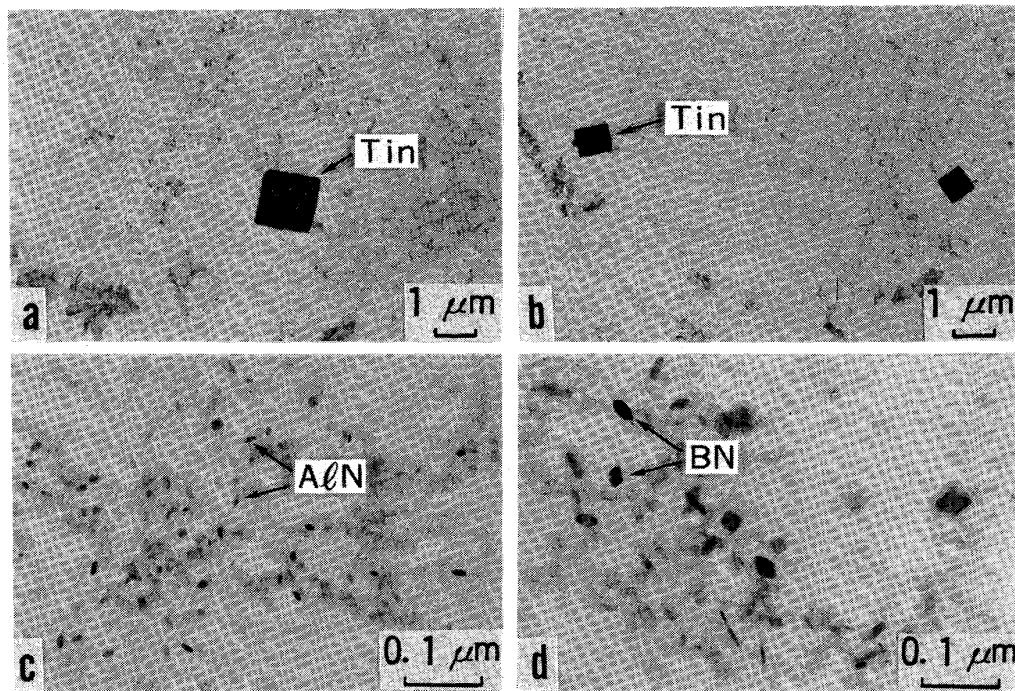
(): [B conc. at g.b.] / [bulk B conc.]

* : Bulk B conc. is regarded as 4.9 ppm from Fig. 7, $D_0/D=2.17$, $t=1.4$ mm

Fig. 6. Relation between the segregation of B at grain boundary and that of P.

Existing state of N (fractional %)					Type of steels	Existing state of B (fractional %)				
100	80	60	40	20		20	40	60	80	100
Nb(C,N)					Nb	(N2)				
TiN					Nb-Ti	(NT2)				
TiN					Ti	(T1)				
Nb(C,N) AlN BN					Nb-15B	BN				
TiN					Nb-Ti-9B	$N_{as}^{BN} < 2\text{ppm}$				
TiN					Nb-Ti-14B	$N_{as}^{BN} < 2\text{ppm}$				
TiN					Ti-14B	$N_{as}^{BN} < 2\text{ppm}$				

Fig. 7. Effects of chemical compositions on existing states of N and B.



a: Steel T3 b: Steel NT4 c: Steel N2 d: Steel N4

Photo. 2. TEM micrographs of precipitates observed in hot-rolled specimens.

固溶CはBと同様に粒界の結合力を高める¹²⁾効果を持つが、この点に関しては両成分系による差はない。本実験では、AES分析において炭化物によるピークと固溶Cによるピークを分離できなかったため、以下の議論では粒界C量に関しては詳細な議論を省く。

同一のB量を添加した場合に両成分系によつて粒界P量、粒界B量が異なる理由は、固溶Bとして存在するB量の違いによると考えられる。Fig. 7, Photo. 2に示すように、Nb・Ti添加鋼では添加したBはほぼ全量が固溶Bとして存在するのに対し、Nb添加鋼ではBの多くがBNとして存在するためにB添加量は同一に関わらず、固溶B量は前者の方が多い。平衡偏析理論¹³⁾からすると、粒界偏析B量はバルクB量に比例し、上記両成分系ではBの存在状態の差による固溶B量の差が粒界に濃化するB量の違いに結びついたと考えられる。Fig. 6にはBの濃化程度をバルクB量に対する粒界B量の比($[B \text{ conc. at g.b.}]/[bulk \text{ B conc.}]$)として示している。Nb添加鋼における固溶B量としてFig. 7の分析結果の値を用いると、 $[B \text{ conc. at g.b.}]/[bulk \text{ B conc.}]$ の値自体は両成分系ではほぼ同一の値であり、要は固溶B量だけが変化したものであることが理解される。

窒素の存在状態の相違は、平衡溶解度積から理解できる。 γ 相中のTiN, BN, AlNの平衡溶解度積は次式で与えられる。

$$\log[Ti][N] = -16188/T + 4.72^{14)} \dots\dots\dots (1)$$

$$\log[B][N] = -13970/T + 5.24^{14)} \dots\dots\dots (2)$$

$$\log[Al][N] = -7400/T + 1.95^{15)} \dots\dots\dots (3)$$

これらの式から窒化物の析出開始温度を推定すると、Ti添加鋼(T1~T3)では熱延前加熱温度(1250°C)でTiNがほぼ全量析出し、Nb・Ti添加鋼(NT1~NT5)でもTiNの溶解温度が1250°Cより高いために加熱段階で大部分が析出していると考えられる。これに対し、Bを添加したNb添加鋼(N3, N4)の場合、BNは1250°Cで全量溶解し(N3, N4)、冷却中の析出開始温度は1039°C(N3)~1045°C(N4)であり、AlNの析出開始温度は980°C(N4)~987°C(N3)である。従つて、Bを添加したNb添加鋼の組成では、Fig. 7に示すようにBNが優先的に析出したと考えられる。析出物サイズに関しても、Ti添加鋼、Nb・Ti添加鋼では高温で析出開始したTiNが加熱炉中で凝集粗大化を起こすのに対し、Nb添加鋼ではBN(B添加材)、AlN(B無添加材)とも熱延後の冷却段階で析出し、この場合は冷却速度が大きく十分成長できないために、Photo. 2に示す分布状態が得られたと考えられる。

以上から、Nb・Ti添加鋼、Nb添加鋼における粒界B量の相違は、固溶B量の差から説明できると言える。次に、このような粒界B量の差は、Fig. 6に示すように粒界P量の差につながっているため、その理由について

考える。

まず考えられるのは、Site competition 効果¹²⁾、すなわち、B と P の粒界での偏析場所が共通であり、B の優先的な濃化によつて P の濃化が抑制されることである。C と P の平衡粒界偏析には Site competition 関係の存在が報告されており¹⁶⁾¹⁷⁾、同様の機構が B と P の間にも存在するのではないかと考えられる。また、P と B の間には斥力が働いているために、焼鈍温度からの冷却中に粒界に先に偏析した B によつて、P の粒界偏析が抑制されるとも考えられる。P と B の間に働く力に関しては、萬谷¹⁸⁾が 1400°C の溶鉄中で弱い斥力が働くことを見出しており、 α 相中でも同様な力が働いていることは十分考えられる。実際、 α 相中における B の拡散定数は P の値よりも著しく大きく (700°C では、B: $1.32 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ ¹⁹⁾, P: $8.4 \times 10^{-12} \text{ cm}^2/\text{s}$ ²⁰⁾)、また、B が粒界²¹⁾、表面²²⁾に偏析する傾向が強いこと、P 量によらず優先的に粒界濃化すること²³⁾が報告されている。

この機構を Site competition 効果とするか、または斥力効果とするかは、實際上区別はむずかしい²⁴⁾。

前者は、平衡粒界偏析に対する考え方であるが、本研究で用いた試料は焼鈍後の冷却がかなり早いところから、平衡偏析状態になつていないとは考えにくい。従つて、P と B の間に斥力が働いているために Fig. 6 の結果になつたと考えるが、更にこの点を明確にするには、室温長時間保持により、平衡粒界偏析のデータを調べる必要がある。

このような B の効果は固溶状態の B によつてもたらされると考えられ、Nb 添加鋼、Nb・Ti 添加鋼における固溶 B 量の違いが P の粒界濃化を抑制する程度の違いに結びついたと考える。

TAKAHASHI ら²³⁾は、Ti 添加鋼に B を 20 ppm 以上添加した場合に粒界 P 量が低下する現象をりん化合物の形成のためではないかとしているが、実証はされていない。りん化合物の形成は Nb 系素材では顕著でない²⁵⁾こと、TAKAHASHI ら²³⁾の実験において粒界 P 量が低下する B 量と比較して本実験の B 量は低いことなどから、本実験結果を説明する機構としての可能性は低い。

4.2 Ti 添加鋼と Nb 系素材の相違

両者の相違は次の 2 点である。第一に、Ti 添加鋼の P 添加量は 0.066~0.06% であり、Nb・Ti 添加鋼の 0.079~0.08% と比較して低いが、Fig. 5, 6 に示すように、同一量の B を添加した場合の粒界 P 量は Nb・Ti 添加鋼とはほぼ同一である。換言すれば、Ti 添加鋼の P の濃化度 ($[P \text{ conc. at g.b.}]/[\text{bulk P conc.}]$) が大きい。第二に、Ti 添加鋼では、粒界の結合力を低下させる粒

界 P 量と結合力を高める粒界 B 量が同一 (Fig. 6) であるにも関わらず、Fig. 5 に示すように遷移温度は Nb・Ti 添加鋼よりも高いことである。

以上の現象は、以下のような考察から固溶 C の効果と考えられる。Ti 添加鋼では高い r 値を得るために C, N の総和に対して原子比が 1 を越える Ti 添加量 ($(\text{Ti}/48)/\{(\text{C}/12) + (\text{N}/14)\} \approx 2.3 > 1$) を必要とするのに対し、Nb 系素材では、C に対する Nb の比が 1 に近い値でよい ($\{(\text{Nb}/93) + (\text{Ti}^*/48)\}/\text{C} = 1.0 \sim 1.7$, $\text{Ti}^* = \text{Ti} - (48/14)\text{N}$, $\text{Ti}^* > 0$ の場合のみ考慮)。このような Ti, Nb 添加量の相違によつて、Ti 添加鋼の Aging index は 0 kgf/mm² であり、Nb 系素材の Aging index は 0.5~1.0 kgf/mm² である。すなわち、前者では固溶 C は存在せず、後者では約 1 ppm の固溶 C²⁶⁾が存在する。固溶 C は Site competition 効果によつて P の粒界偏析を抑制する¹⁶⁾¹⁷⁾効果を有すると同時に、固溶 C 自体が粒界の結合力を高める¹²⁾ことが知られている。Ti 添加鋼における P の濃化度 ($[P \text{ conc. at g.b.}]/[\text{bulk P conc.}]$) が Nb・Ti 添加鋼よりも大きいのは、Site competition 効果によつて P の粒界偏析を抑制する固溶 C が存在しないためと考えられる。すなわち、Ti 添加鋼では固溶 B だけが P の粒界濃化を抑制するのに対し、Nb・Ti 添加鋼では固溶 B と固溶 C の両者が P の粒界濃化の抑制に寄与していると考えられる。C と B が共存する際の相互作用は明確でないが、本実験結果からは、Fig. 6 に示すように固溶 C が存在しても B の濃化度 ($[B \text{ conc. at g.b.}]/[\text{bulk B conc.}]$) はあまり変化していない。

Fig. 6 に示すように粒界 B 量、粒界 P 量が同一であるにも関わらず、Fig. 5 に示すように Ti 添加鋼の遷移温度が Nb・Ti 添加鋼より高い結果も、固溶 C 自体が粒界の結合力を高めることを実証するものと考えられ、両成分系の差は、粒界の結合力を高める固溶 C 自体の寄与の有無に帰結されたと考える。

以上、P, B, C の粒界濃化という観点から成分系による二次加工性の相違を考察した。一方、耐二次加工脆性に影響する他の要因としては、結晶粒径の効果²⁷⁾が知られている。本実験に用いた供試材の結晶粒度は、最も異なるものを比較しても ASTM G.S.No. で 0.5 以下の差であり、結晶粒度による遷移温度への寄与は 5°C 以下と推定され²⁷⁾、上記 P, B, C の粒界濃化による寄与と比較すれば小さいと推定される。

5. 結 論

P, Si を強化元素とし、微量の B を添加した 40~45 kgf/mm² 級極低炭素系高強度鋼板の耐二次加工脆性を

3種の成分系, すなわち, Ti 添加鋼, Nb・Ti 添加鋼, Nb 添加鋼について検討した結果, 以下の結論を得た.

(1) B の添加により, いずれの成分系においても耐二次加工脆性は改善される.

(2) B 添加量が 15 ppm と微量の場合, B による耐二次加工脆性の向上程度は成分系で異なり, Ti 添加鋼, Nb・Ti 添加鋼, Nb 添加鋼の順に向上程度は大きい.

(3) B を添加した場合に Nb・Ti 添加鋼の遷移温度が Nb 添加鋼よりも低い理由は, 固溶状態で存在する B の比率の相違に起因すると考えられる. 前者では Ti の添加によつて N が TiN として析出するため B のほぼ全量が固溶状態で存在するのに対し, 後者では B の多くが BN として存在し, 固溶 B が少ない. B の効果は, それ自体が粒界強度を高める直接的効果と, P の粒界偏析を抑制することによる間接的効果であると考えられる.

(4) Ti 添加鋼では, 同一の固溶 B が存在する Nb 系素材と比較して P の粒界濃化度が大きく, また, 同一の粒界 P 量, 粒界 B 量で遷移温度が高い. この理由は, 固溶 C の有無に起因し, Nb 系素材では固溶 C が存在して Site competition 効果により P の粒界偏析を抑制し, また固溶 C 自体が粒界強度を高めているからであると考えられる.

文 献

- 1) 深田 新, 近田 滋, 森下忠晃: 鉄と鋼, **70** (1984), S1252
- 2) 高橋延幸, 柴田政明, 古野嘉邦: 鉄と鋼, **66** (1980), S1127
- 3) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 奥山 健, 苗村 博: 鉄と鋼, **65** (1979), S838
- 4) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 鉄と鋼, **66** (1980), S1123
- 5) 入江敏夫, 橋口耕一, 佐藤 進, 小西元幸, 高橋 功, 橋本 修: 鉄と鋼, **66** (1980), A205
- 6) 入江敏夫, 佐藤 進: 日経メカニカル(1982年5月24日), p. 50
- 7) 須田豊治, 酒匂雅隆, 田山勝彦, 荒木健治, 和田守弘, 梶谷英雄: 鉄と鋼, **69** (1983), S1365
- 8) 福田宣雄, 清水峯男: 塑性と加工, **13** (1972), p. 841
- 9) K. ABIKO, S. SUZUKI and H. KIMURA: Trans. Jpn. Inst. Met., **23** (1982), p. 43
- 10) H. TADA and A. YOSHIKAWA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **11** (1971), p. 1256
- 11) 田賀秀武, 吉川明静: 金属材料技術研究所研究報告, **15** (1972), p. 57
- 12) 鈴木 茂, 小畑 稔, 安彦兼次, 木村 宏: 鉄と鋼, **70** (1984), p. 2262
- 13) たとえば, 基礎的解説として, 木村 宏: 金属物理セミナー, **4** (1980), p. 179, p. 261, **5** (1981), p. 113
- 14) 沢村 宏, 盛 利貞: 鉄と鋼, **43** (1957), p. 31
- 15) 沢村 宏, 盛 利貞: 鉄と鋼, **41** (1955), p. 1175
- 16) H. ERHART and H. J. GRABKE: Met. Sci., **15** (1981), p. 401
- 17) S. SUZUKI, M. OBARA, K. ABIKO and H. KIMURA: Scr. Metall., **17** (1983), p. 1325
- 18) 萬谷志郎, 丸山信俊, 藤野伸司: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 921
- 19) S. A. GOLVIN: Fiz. Khim. Obrab. Mater. (1968), p. 119
- 20) P. L. GRUZIN and V. V. MINAL: Fiz. Metal. Metalloved, **16** (1953), p. 551
- 21) J. D. HUGHES and G. T. ROGERS: J. Inst. Met., **95** (1967), p. 299
- 22) 前田重義, 浅井恒敏, 早川 浩, 古野嘉邦: 鉄と鋼, **70** (1984), S459
- 23) N. TAKAHASHI, M. SHIBATA, Y. FURUNO, H. HAYAKAWA, K. KAKUTA and K. YAMAMOTO: Proc. sympo. on "Metallurgy of continuous-annealed sheet steel", Met. Soc. AIME(1982年2月), p. 133
- 24) 木村 宏: 金属学会セミナー「表面・界面の制御」(日本金属学会編)(1983), p. 69
- 25) T. IRIE, S. SATOH, A. YASUDA and O. HASHIMOTO: Proc. sympo. on "Metallurgy of continuous-annealed sheet steel", Met. Soc. AIME (1982年2月), p. 155
- 26) H. KATOH, H. TAKECHI, N. TAKAHASHI and M. ABE: Proc. sympo. on "Technology of continuously annealed cold-rolled sheet steel", Met. Soc. AIME (1984年9月), p. 37
- 27) 酒匂雅隆, 田山勝彦, 下村隆良, 荒木健治: 鉄と鋼, **70** (1984), S1251