

高周波焼入れシャフト材の捩り強度に及ぼすP, Bの影響

越智 達朗・蟹澤 秀雄*・佐藤 洋*・渡邊 忠雄*²

Effects of Phosphorus and Boron on Torsional Strength of Induction Hardened Steel for Automotive Shafts

Tatsuro OCHI, Hideo KANISAWA, Hiroshi SATO and Tadao WATANABE

Synopsis : The purpose of this study is to establish a method of increasing strength of shaft steels in mode I fracture associated with intergranular fracture. The effects of phosphorus and boron on the torsional strength in mode I fracture were investigated.

The strength in mode I fracture of induction hardened steel was increased by the addition of boron. The beneficial effect of the addition of boron on the torsional strength was larger than that of lowering phosphorus content from 0.013% to 0.002%. In the boron bearing steel, the segregation of boron in prior austenitic grain boundary was recognized and the amount of phosphorus segregation was one half that of boron-free steel. This was because the segregation of boron and phosphorus occurred concurrently at the induction heating and boron scavenged phosphorus in prior austenitic grain boundary.

It is concluded that the increasing strength by the addition of boron was due to two causes: lowering the amount of phosphorus segregation by the effect of scavenging phosphorus in grain boundary and the increase in the grain boundary strength by the unique effect of boron. The effect of the latter on the strength was larger than the former.

Key words : medium-carbon shaft steel; induction hardening; torsional strength; grain boundary segregation; intergranular fracture; brittle fracture; phosphorus; boron; low temperature tempering.

1. 緒言

自動車のシャフト部品は、一般に中炭素鋼を高周波焼入れすることにより必要な捩り強度が付与されている。高強度化を狙いとして硬化層硬さを高くすると、モード I 破壊を起こし強度がかえって低下する現象が起きる。筆者らは既報¹⁾において、モード I 破壊は旧オーステナイト粒界での粒界割れが起点であり、モード I 破壊強度の向上には粒界強度の増加が必要であることを明らかにした。また、前報²⁾では、高周波焼入れシャフト材の旧オーステナイト粒界にはセメンタイトが析出しており、Si, Mo添加によりこの粒界セメンタイトが微細化し、強度が向上することを明らかにした。粒界破壊の主な原因として、セメンタイトのような粒界析出物の他に、溶質原子の粒界偏析があげられる³⁾。Pは最もよく知られた粒界脆化元素であり、これについては焼戻し脆性の分野で多数の研究が報告されている³⁻⁸⁾。焼戻し脆性に関する検討は、主として570~820Kの温度域で焼戻しされた鋼材について検討されており、本研究で対象としている約440Kのような低い温度で焼戻しされた鋼材の粒界強度に関しては報告例が少ない。一方、Bは粒界偏析を起こすことにより粒界脆化を抑制するという、Pとは全く逆の効果を有していることが知られている⁹⁾。ただし、従来の研究

はフェライト中における粒界偏析に関する検討であり、高周波焼入れシャフト材で問題となるオーステナイト中での粒界偏析に起因した粒界強度に関して、Bの影響を検討した報告例はほとんどない。そこで、本研究では、高周波焼入れシャフト材のモード I 破壊強度に及ぼすP, Bの影響について検討した。

2. 実験方法

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。Series Aは、0.0012~0.013%Pを含有する基本鋼であり、Series Bは、Pを0.002%まで低減した鋼であり、Series Cは、0.0012~0.014%P鋼にBを約0.0025%添加した鋼である。粒界強度はC量の影響を顕著に受けるために、上記の各Seriesについて炭素量を0.4~0.6%の範囲で変化させた。次に、Series Dは、粒界強度に及ぼすBの影響について、Pの偏析を介した効果とBの独自の効果を分離するために用いた材料である。

供試鋼はいずれも150kgの高周波炉で真空溶解し、熱間鍛造により直径30mmの棒鋼に成形し、1123K×1時間の条件で焼準処理を行った。その後、平行部直径16mm、平行部長さ76mm、平行部の中央の上下に深さ2mm、先端曲率0.25Rの切欠きを有している捩り試験片を作製した。高周波焼入

平成9年4月21日受付 平成9年6月5日受理 (Received on Apr. 21, 1997; Accepted on June 5, 1997)

* 新日本製鐵(株)室蘭技術研究部 (Muroran R&D Lab., Nippon Steel Corp. 12 Nakamachi Muroran 050)

* 2 東北大学大学院工学研究科 (Faculty of Engineering, Tohoku University)

Table 1. Chemical composition of steels.

Series	Steel	mass %									
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	B	N
Series A	A1	0.41	0.25	0.81	0.013	0.015	1.00	0.030	0.022	-	0.0045
	A2	0.47	0.25	0.81	0.012	0.015	1.00	0.030	0.023	-	0.0041
	A3	0.54	0.25	0.81	0.012	0.015	1.00	0.032	0.023	-	0.0049
	A4	0.60	0.25	0.81	0.013	0.015	1.00	0.032	0.023	-	0.0048
Series B	B1	0.40	0.25	0.80	0.002	0.014	0.99	0.027	0.022	-	0.0049
	B2	0.46	0.25	0.80	0.002	0.014	0.99	0.026	0.022	-	0.0046
	B3	0.53	0.25	0.81	0.002	0.015	1.00	0.027	0.022	-	0.0046
	B4	0.60	0.25	0.81	0.002	0.014	1.00	0.027	0.022	-	0.0044
Series C	C1	0.40	0.25	0.81	0.012	0.014	1.00	0.030	0.023	0.0025	0.0041
	C2	0.46	0.25	0.82	0.014	0.015	1.00	0.030	0.023	0.0025	0.0038
	C3	0.53	0.25	0.82	0.013	0.014	1.00	0.030	0.023	0.0024	0.0035
	C4	0.59	0.25	0.81	0.013	0.016	1.00	0.030	0.023	0.0024	0.0037
Series D	D1	0.52	0.28	1.33	0.002	0.014	-	0.027	0.020	-	0.0045
	D2	0.53	0.28	1.33	0.015	0.014	-	0.026	0.020	-	0.0039
	D3	0.53	0.27	1.32	0.003	0.014	-	0.029	0.020	0.0020	0.0037
	D4	0.53	0.27	1.31	0.013	0.015	-	0.029	0.021	0.0021	0.0036

Table 2. Case hardness, Case hardening depth and γ -grain size No. of induction hardened specimens

Steel	Feed Speed (mm/s)								
	20			15			12.5		
	Case Hardness	Case Depth*	γ -G. S. No.	Case Hardness	Case Depth	γ -G. S. No.	Case Hardness	Case Depth	γ -G. S. No.
A1	629	0.45	7.8	618	0.89	7.2	638	1.0	6.6
A2	670	0.44	7.8	667	0.70	7.4	657	1.0	6.3
A3	708	0.46	7.8	696	0.73	7.4	701	1.0	6.6
A4	734	0.43	7.6	729	0.66	7.8	736	1.0	6.8
B1	620	0.45	-	622	0.74	-	607	1.0	-
B2	660	0.43	-	658	0.65	-	637	1.0	-
B3	702	0.46	-	686	0.75	-	712	1.0	-
B4	723	0.43	-	727	0.78	-	728	1.0	-
C1	639	0.44	7.6	602	0.75	7.0	626	1.0	6.8
C2	664	0.44	7.8	648	0.71	7.7	657	1.0	6.7
C3	700	0.41	8.0	694	0.60	7.6	693	1.0	6.8
C4	737	0.43	8.1	735	0.68	7.6	734	1.0	6.7

*Case hardening depth; Case hardening depth(t)/radius(r)

れは周波数30kHzで移動焼入れ法により行った¹⁰⁾。移動速度を変化させることにより、同一材料において硬化層深さを変化させた。また、別途マイクロオージェ試験片を作製し、周波数400kHzで高周波焼入れを行った。焼戻し条件はともに443K×1時間加熱-放冷である。

3. 実験結果

3.1 実験方法

Table 2に高周波焼入れ材の硬さ、 γ 粒度を示す。Series AとCの差はB添加の有無であるが、移動速度が同一なら、B添加によって、硬化層の硬さ、深さともにほとんど影響がなかった。また、移動速度の変化によって、硬化層深さをt/rで約0.45~1の範囲で変化させることができた。硬化層の硬さは移動速度によらず各鋼種でほぼ一定であり、含有

C量の増加に伴って大きくなっている。

これらの試験片について振り強度の評価を行った。Fig. 1に振り強度を(1)式で求められる相当硬さ¹¹⁾H_{eq}で整理した結果を示す。

$$H_{eq} = \frac{3}{a^3} \int_0^a H(r) r^2 dr \dots\dots\dots (1)$$

H(r) : 硬さ, a : 半径, r : 中心からの距離

C量が0.4%の材料の破壊モードはいずれもモードIIIであり、一方、C量が0.46%以上の材料の破壊モードはいずれもモードIである。各試験材のモードI破壊強度をC量で整理した。結果をFig. 2に示す。なお、モードI破壊強度に対して硬化層深さの影響は小さいため、Fig. 2の振り強度は、硬化層深さ3水準の平均値をプロットした。モードI破壊強度はC量の増加により低下する。同一C量で比較するとP量

をSeries Aの約0.013%からSeries Bの0.002%へ低減することにより、振り強度は約70MPa向上する。また、Series AとSeries Cの差、つまりB添加の効果は低P化の効果を上回り、約0.013%P鋼にBを添加することにより、強度は約120

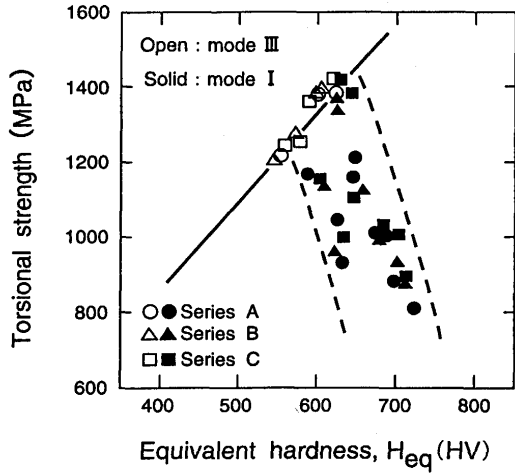


Fig. 1. Relationship between equivalent hardness and torsional strength.

MPa向上する。

Fig. 3, Fig. 4 にモード I 破壊材の破面の一例を示す。すべて表面起点の脆性破面であり、また起点部ではいずれの

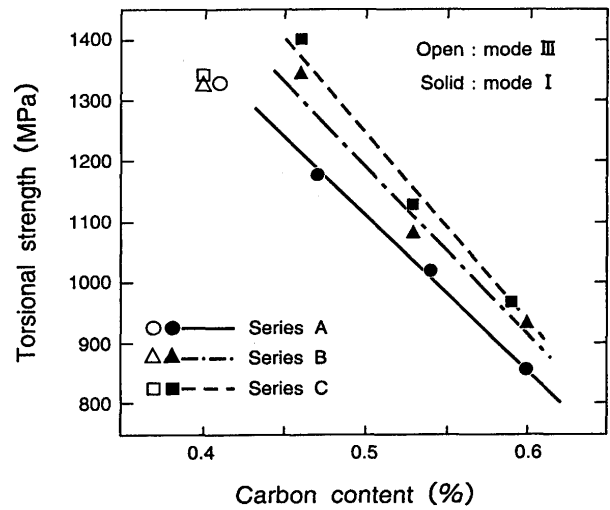


Fig. 2. Effect of phosphorus and boron contents on torsional strength.

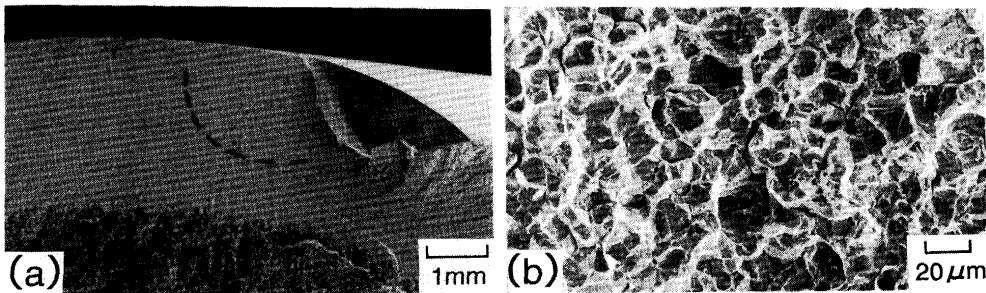


Fig. 3. SEM fractographs of steel A3: (a) around origin of mode I fracture, (b) high magnification of the region surrounded by broken line in the photograph (a).

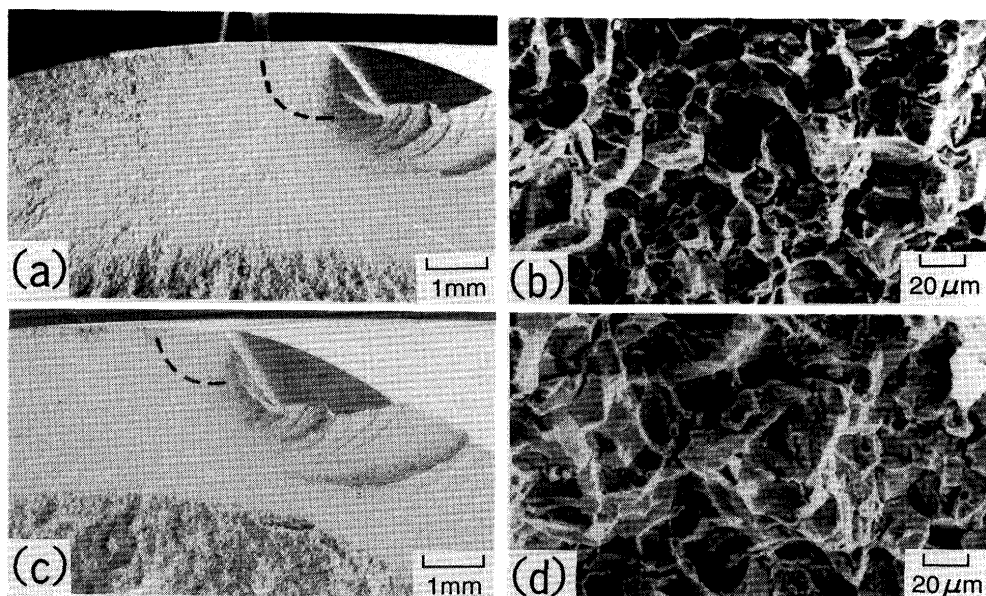


Fig. 4. SEM fractographs: (a) around origin of fracture of steel B3, (b) high magnification of the region surrounded by broken line in the photograph (a), (c) around origin of fracture of steel C3, (d) high magnification of the region surrounded by broken line in the photograph (c).

材料でも Fig. 3 に示したような粒界割れを呈している。破線で囲んだ領域が粒界割れ破面の領域である。粒界割れ破面の領域は、0.012%Pを含有するA 3鋼では起点から約2.0mmの範囲であるのに対して、Pを0.002%まで低減したB 3鋼で約1.4mm、0.013%P鋼にBを添加したC 3鋼で約1.0mmと、低P化およびB添加により粒界割れの領域が小さくなっている。このことは、低P化、B添加により、粒界強度が増加していることを示している。

P量の異なる材料およびBを添加した材料について、マイクロオージェ試験片を装置内で破断させ、粒界面でArスパッタと分析を繰り返すことにより、粒界から粒内へのP、Bの濃度分布を求めた。結果をFig. 5に示す。スパッタ速度が0.22nm/sであることから、1秒毎にほぼ1原子層ずつ粒界から粒内へスパッタされていると考えることができる。0.013%Pを含有するA 4鋼では、Pの顕著な粒界偏析が認められる。Pの偏析深さは約10原子層である。これに対して0.002%PのB 4鋼ではPの粒界偏析は全く認められない。一方、0.013%PにBを添加したC 4鋼では、Pの偏析深さの約2倍の深さまでBが粒界偏析し、A 4鋼に比べてPの粒界偏析量は約半分に低減している。ただし、B 4鋼に比較すれば、やはり明瞭なPの粒界偏析が認められる。

4. 考察

4.1 オーステナイト加熱時のPとBの粒界偏析挙動

Pによる粒界脆化については、焼戻し脆性に関連して多く

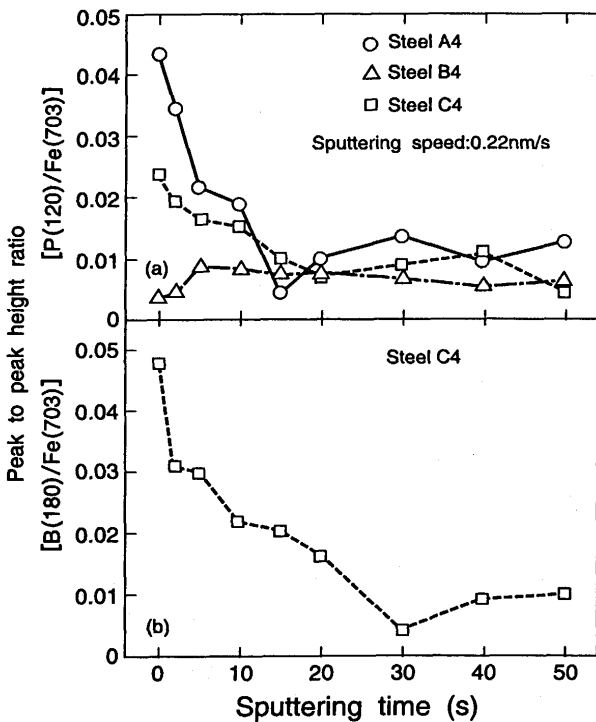


Fig. 5. Depth profiles of (a) phosphorus concentration and (b) boron concentration below intergranular fractured surface.

の検討が行われている³⁻⁸⁾。焼戻し脆化が問題となる温度は、通常570K前後と770K前後の二つの温度域がある。前者は低温焼戻し脆性と呼ばれ、焼入れ加熱時のオーステナイト中のPの粒界偏析が原因と言われている⁴⁾。一方、後者は高温焼戻し脆性と呼ばれ、焼戻し過程でのフェライト中のPの粒界偏析が原因と言われている⁵⁾。これに対して、本実験における高周波焼入れ後の焼戻しの温度は約440Kであり、上記の低温焼戻しよりもさらに低い温度である。440Kの焼戻し過程でPが粒界偏析を起こすことは考えにくい。Pが粒界偏析を起こす可能性のある唯一の時期は、高周波加熱時である。ただし、高周波加熱は通常1273K×2秒程度の短時間加熱である。そこで、このような短時間加熱の条件下で、低温焼戻し脆性の場合と同様に、果たしてオーステナイト粒界へのPの偏析が起こり得るのかについて考察した。

ある時間での粒界偏析量と平衡偏析量の比、つまり「規格化された粒界偏析度 (Grain boundary normalized enrichment)」は次式で求められる¹¹⁾。

$$\frac{x_b(t) - x_b(0)}{x_b(\infty) - x_b(0)} = 1 - \exp(-4Dt/\beta^2d^2) \operatorname{erfc}(4Dt/\beta^2d^2)^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

$x_b(0)$: 等温保持開始時の粒界偏析濃度

$x_b(t)$: 時間t保持後の粒界偏析濃度

$x_b(\infty)$: 平衡偏析濃度

D : 拡散係数, β : 粒界富化率, d : 粒界の厚さ

ここでは、(2)式を用いて、Pの粒界偏析量の時間変化を求めることにより、1273K×2秒のような短時間加熱の条件下で、Pのオーステナイト粒界への偏析が起こり得るかどうかを調べた。Gaussの誤差関数として、(3)式に示す近似式を用いた¹²⁾。

$$\operatorname{erfc} x = (0.3480y - 0.09588y^2 + 0.7479y^3) \exp(-x^2)$$

$$y = 1 / (1 + 0.4705x) \dots\dots\dots (3)$$

計算に用いたデータをTable 3に示す。なお、粒界富化率 β は次の手順で求めた。粒界富化率は固溶度に依存し、固溶度が小さいほど増加することが明らかにされている¹⁵⁾。Hondrosらの結果を数式化した(4)式を用いて β を求めた。1273KにおけるPの固溶度は、西沢ら¹⁶⁾の測定値 $X_{co} = 1.5at\%$ を用いた。

$$\log \beta = -\log X_{co} + 0.7 \dots\dots\dots (4)$$

X_{co} : 固溶度 (原子率)

Table 3. Data for calculation of grain boundary normalized enrichment of phosphorus at 1273K.

D_0 (cm ² /s)	Q (kcal/mol)	D (cm ² /s)	β	d (cm)
0.01	43.7 ¹³⁾	3.145×10^{-10}	334	5×10^{-8} ¹⁴⁾

(2)式を用いて、Pの粒界偏析量の時間変化を計算した結果をFig. 6に示す。実線がPの計算結果である。Pの粒界偏析は極めて短時間で起こり、1.6秒で平衡偏析濃度の80%に達することがわかる。以上の考察から、高周波焼入れのような短時間加熱の条件でも、Pのオーステナイト粒界への偏析は十分に可能であることが確認できた。

次に、B添加鋼では、Pと同様にBが顕著な粒界偏析を起こすが、BとPの粒界偏析挙動を比較することを目的として、(2)式を用いて、Bの粒界偏析量の時間変化を計算した。計算に用いたデータをTable 4に示す。粒界富化率 β は、1273 KにおけるBの固溶限を0.045at%として(4)式を用いて求めた。

(2)式を用いて、Bの粒界偏析量の時間変化を計算した結果をFig. 6の図中に破線で示す。Bの偏析が平衡偏析濃度の80%に達するために必要な時間は約1.1秒である。つまり、規格化した粒界偏析度で見ると、Bの粒界偏析はPの偏析とほぼ同じ速度で進行する。B添加により、Pの粒界偏析量が半分程度に抑制されるのは、Fig. 6からBがPと同時に粒界を占有するためであることが明らかである。以上の考察から、B添加によるモードI破壊強度の向上は、Bの粒界偏析に伴うPの粒界偏析量の低減、すなわち、Bの粒界浄化作用により粒界強度が増加することが一つの原因と言える。なお、Fig. 6の計算結果は、本研究における高周波焼入れのような短時間加熱の条件では、Pよりも先にBが粒界を占有して、Pの粒界偏析を完全に抑制することは困難であることを示している。

4・2 B添加による粒界強化の理由

Pは粒界脆化を引き起こすのに対して、Bは粒界脆化を抑

Table 4. Data for calculation of grain boundary normalized enrichment of boron at 1273K.

D_0 (cm ² /s)	Q (kcal/mol)	D (cm ² /s)	β	d (cm)
2×10^{-9}	21.0 ¹⁷⁾	4.964×10^{-7}	11137	5×10^{-8}

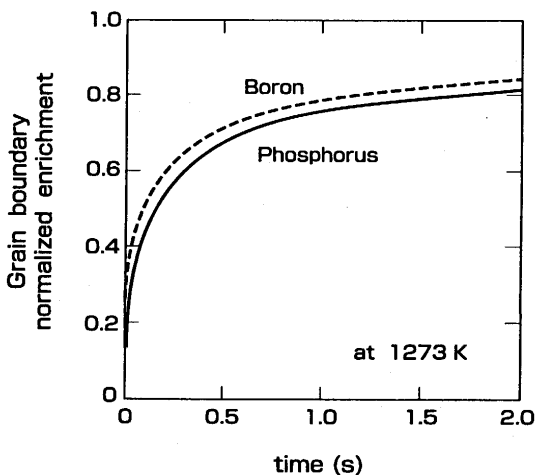


Fig. 6. The calculated change in grain boundary segregation of boron and phosphorus with time.

制するか、あるいはむしろ積極的に粒界を強化する作用があるとされている^{9,18)}。本研究において、Fig. 5に示したように、B添加によってPの粒界偏析量は約半分に減少するものの、低P鋼のように全く粒界偏析がなくなるわけではない。それにもかかわらず、Fig. 2から明らかなように、モードI破壊強度に及ぼすB添加の効果は低P化の効果を上回るほどの大きな効果がある。このことは、モードI破壊強度がB添加によって向上する原因は、Bの粒界偏析により粒界偏析Pが低減したこと、およびBの粒界偏析自体の粒界強化作用の重畳したものであることを示唆している。

そこで、上記の粒界Pの低減作用とBの独自の粒界強化作用のどちらが支配的であるかについて検討した。

Series Dの材料を用い、0.002%P鋼および0.013~0.015%P鋼の各々についてB添加の有無の影響を調べた。結果をFig. 7に示す。0.53%Cベース鋼であるが、Fig. 2のSeries A~Cの材料の結果に比較して強度が高めなのは、Series Dの材料のオーステナイト粒度が約10番とSeries A~Cの材料に比べて微細なためである。Fig. 7において、0.014%P量でB添加の有無を比較すると、B添加によりモードI破壊強度は約190MPa向上する。ここで、Fig. 5に示したように、B添加によってPの粒界偏析量は約半分に減少する。一般的にはPの粒界偏析量はPの含有量に比例する。そのため、モードI破壊強度に対するB添加による粒界Pの低減作用は、B無添加鋼に置き換えて考えると、Pの含有量を半減したのと同じ効果と言える。Fig. 7のB無添加鋼の強度とP量の関係から読み取ると、P量を0.014%から0.007%へ半減した時の強度の増加代は約70MPaであり、これがBの粒界P低減作用によるモードI破壊強度の向上代である。残りの約120MPaがBの独自の粒界強化作用による強度の向上代である。以上から、B添加によるモードI破壊強度の向上に対して、Bの独自の粒界強化作用が粒界Pの低減作用よりも効果がやや大きいと言える。なお、B添加鋼、無添加鋼の双方についてP量を零に外挿し、P量が0%の場合においてBの有

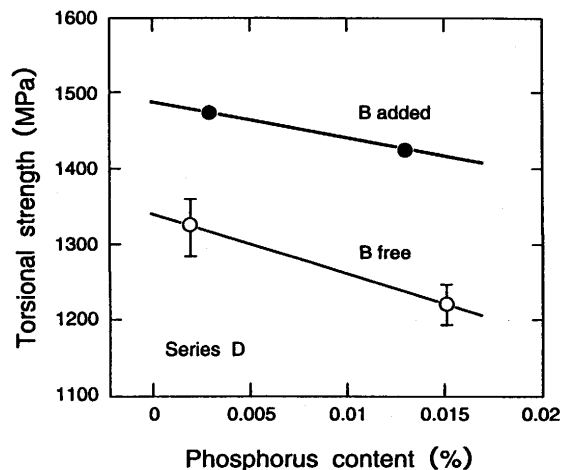


Fig. 7. Effect of phosphorus and boron contents on torsional strength.

無の効果を比較すると、B添加による振り強度の向上代は約150MPaである。これが、Pの粒界偏析がない場合のBの独自の粒界強化作用によるモードI破壊強度の向上代である。Pの粒界偏析がない場合に比較して、上記のような0.014% P量を含有する場合のBの独自の粒界強化作用による強度の向上代は若干小さいが、これはPの粒界偏析が避けられないために相対的にBの粒界偏析量が減少したことによると考えられる。なお、Pの粒界偏析が何故粒界脆化を引き起こし、Bの粒界偏析が何故粒界を強化するかについては、いくつかの説が提唱されているものの、必ずしも明確ではないのが現状である¹⁹⁾。

5. 結論

高周波焼入シャフト材の高強度化を狙いとして、モードI破壊振り強度に及ぼすP、Bの影響について検討し、次の点を明らかにした。

(1) モードI破壊強度はB添加により向上する。B添加の効果はPを0.013%から0.002%へ低減する効果と同等以上である。

(2) Bはオーステナイト結晶粒界に偏析し、これに伴ってPの粒界偏析量が約半分に低減する。これは、高周波焼入れの加熱時に、BがPとほぼ同じ速さで粒界を占有するためである。

(3) モードI破壊強度がB添加によって向上する原因は、

Bの粒界偏析がPに比べてより短時間で起こり、Pの粒界偏析量が低減したこと、およびBの粒界偏析自体の粒界強化作用の重畳したものである。後者の寄与が大きい。

文 献

- 1) Tatsuro Ochi and Yoshiro Koyasu: SAE Tech. Pap. Seri., #940786 (1994).
- 2) 越智達朗, 蟹澤秀雄, 佐藤 洋, 渡邊忠雄: 鉄と鋼, **83** (1997), 659.
- 3) C.L.Briant and S.K.Banerji: Int. Met. Rev., **23** (1978), 164.
- 4) 須藤 一, 吉田光彦: 粒界の偏析と鋼の諸性質, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1979), 53.
- 5) 南雲道彦, 井上 泰, 山本広一: 粒界の偏析と鋼の諸性質, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1979), 111.
- 6) H. Kimura: Trans. JIM, **29** (1988), 521.
- 7) R.D.K.Misra and P.Rama Rao: Acta.Metall.Mater., **39** (1991), 2183.
- 8) C.J.McMahon, Jr.: Mater.Charact., **26** (1991), 269.
- 9) 田賀秀武, 吉川明静: 金属材料技術研究所研究報告, **15** (1972), 57.
- 10) 第3版鉄鋼便覧VI: 日本鉄鋼協会編, 丸善, 東京, (1982), 573.
- 11) D.McLean: Grain Boundary in Metals, Oxford University Press, London, (1957), 132.
- 12) 鞭 巖, 佐田栄三, 森山 昭, 高津 学: 冶金実用数学, 科学技術社, 金沢, (1975), 156.
- 13) W.ヒュームロザリ著, 平野賢一訳: 鉄鋼物性工学入門, 共立出版, 東京, (1978), 287.
- 14) 木村 宏: 金属物理セミナー, **4** (1980), 261.
- 15) E.D.Hondros and M.P.Seah: Int. Met.Rev., **22** (1977), 262.
- 16) 金子秀夫, 西沢泰二, 玉置維昭, 谷藤暁男: 日本金属学会誌, **29** (1965), 166.
- 17) 邦武立郎: 日本金属学会報, **3** (1964), 466.
- 18) 山田正人, 徳永良邦, 山本満治: 鉄と鋼, **73** (1987), 1049.
- 19) 木村 宏: 金属物理セミナー, **5** (1981), 113.