

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 620.193.461.1 : 669.781

80kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼の溶接割れ感受性におよぼす B の影響\*

大野恭秀\*\*・藤井博己\*\*・関野昌蔵\*\*

Effect of B on Delayed Fracture in Heat-Affected Zone  
in 80kg/mm<sup>2</sup> Class High Tensile Strength Steel

Yasuhide OHNO, Hiromi FUJII, and Shozo SEKINO

## Synopsis:

This paper showed the effect of B on the delayed fracture of high strength steels. As the result of many cold cracking tests in welding (Tekken-type etc.), three characteristic facts were indicated. Firstly, B is very effective in preventing cold cracking. Secondly, B segregates at austenite grain boundaries in heat affected zone. Thirdly, diffusion of hydrogen becomes slower when B segregates at austenite grain boundaries. From these facts it is thought that the diffusion of hydrogen to stress-concentrated region is suppressed by B in heat affected zone and thus B is beneficial in preventing cold cracking and makes steels insensitive to cold cracking.

(Received Oct. 29, 1973)

## 1. 緒 言

最近、高張力鋼の用途および使用量が増加する傾向にあるが、高張力鋼を使用する際に注意を要する問題の1つに溶接時の遅れ割れがある。遅れ割れに対する感受性は強度が高いほど敏感であり、高張力鋼は焼入性を上げる元素が種々添加されているため、とくに溶接部が硬化して遅れ割れに敏感になる。この溶接部の遅れ割れ感受性と成分との関係の評価には、従来から  $C_{eq}$  が使用されている。この式は、本来溶接部の最高硬さと化学成分を関係づけたもので必ずしも遅れ割れと対応しない面があり、最近、斜め  $\gamma$  開先拘束割れ試験と成分とを直接関係づけた  $P_{CM}$  という式が提案されている<sup>1)</sup>。遅れ割れに強い高張力鋼を開発するという観点からは、他の性質をできるだけ犠牲にしないで  $P_{CM}$  を下げるということが必要である。しかし、これには母材の強度靱性と相反する面がある。そこで、 $P_{CM}$  を上げずに微量元素を有効に利用することも1つの方法である。微量元素として、介在物を通じての S の効果について種々の報告がなされている<sup>2)3)</sup>。

本報告では、B に着目して実験をおこなった。B は、鋼の焼入性を微量で著しく向上させるため高張力鋼にとって興味ある元素であるが、遅れ割れに対しては、 $P_{CM}$  の式によると B の係数は正で、B は有害であることが示

されている。確かに、ベース成分の焼入性が低く、B が添加されることによつて焼入性が増大し、溶接熱影響部の組織がベイナイトやマルテンサイトなどの低温変態組織に変化する場合は有害であろうが、比較的ベース成分の焼入性が高く B 無添加でも低温変態組織になる場合、B の効果は必ずしも明確ではないと考えられる。以下に、80 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼について、遅れ割れにおよぼす B の効果を検討した結果について述べる。

## 2. 実験および結果

2.1 斜め  $\gamma$  開先拘束割れ試験の結果

供試材は1トン電気炉で溶解し、250 kg 鋼塊に4分注し、25 mm 厚に圧延した鋼板で、この圧延材を焼入焼もどして母材の強度が80 kg/mm<sup>2</sup> 級の高張力鋼になるようにした。実験した成分系の範囲は、C : 0.06~0.13, Si : 0.17~0.45%, Mn : 0.57~2.1%, Cu : 0~2.0%, Ni : 0.5~1.6%, Cr : 0.5~2.5%, Mo : 0.27~0.65%, V : 0~0.05% である。

これらの範囲にある成分系を約40 チャージ溶解し、上記処理後、斜め  $\gamma$  開先拘束割れ試験をおこなった。試験条件を Fig. 1 に示す。

\* 昭和47年4月本会講演大会にて発表  
昭和48年10月29日受付

\*\* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所

Fig. 2には  $C_{eq}$  とルート割れ率との関係を示す。溶接予熱温度は 100 および 150°C とした。全体として、 $C_{eq}$  が低いほどルート割れ率が下がる傾向がみられる。それ以外に、Bの有無で層別すると、予熱温度が 100°C、150°Cとも、Bを添加した方が割れ率が低く、150°C予熱の場合B添加鋼の方は、ほとんど割れが発生していない。これを  $P_c$  ( $P_{CM}$  に水素量と拘束度を入れたもの) で整理し直しても同様の傾向を示し、Fig. 3にそれを示す。

このように、B添加により遅れ割れ感受性が改善される傾向がみられた。ここでB添加というのは、8~20 ppm程度の添加である。この事実をさらに検証するため、ベース成分が同一でBのみ添加および無添加に変化させた

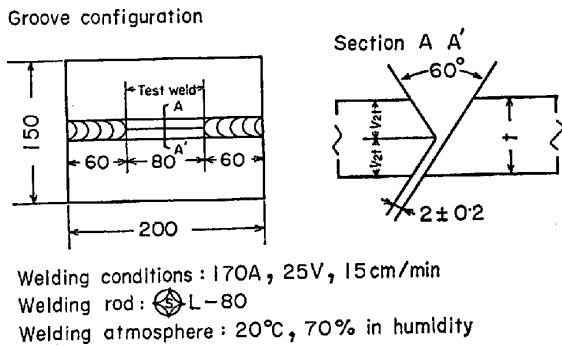


Fig. 1. Welding conditions.

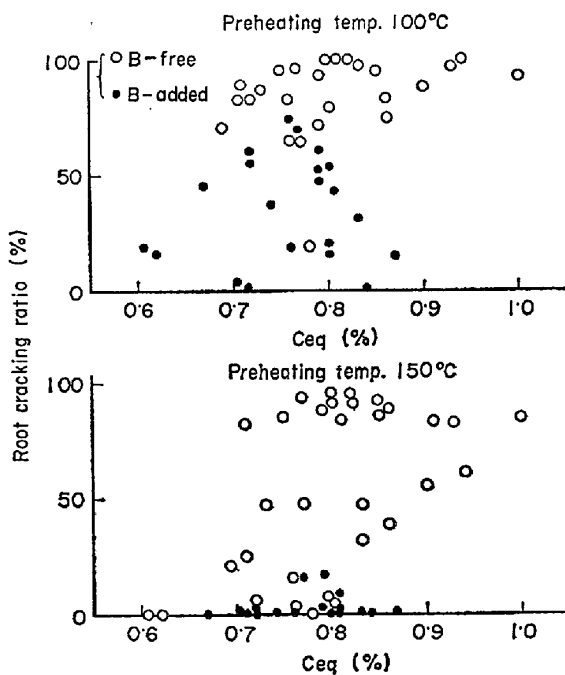


Fig. 2. Relation between  $C_{eq}$  and root cracking ratio.

$$\left( C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} \right)$$

成分系についてBの効果を直接比較した。Table 1, 2, 3にその結果を示す。3成分系について比較したが、どの場合も、B添加により割れ発生防止予熱温度が低下している。とくに、Table 2におけるF-2, F-4を比較した場合、割れ発生防止予熱温度がBの添加により、50°C以上も低くなっている。このように、微量のB添加により遅れ割れ感受性が大幅に改善されることがわかった。以下にその理由について考察した。

2.2 Bの分布

斜めγ開先拘束割れ試験溶接部におけるBの分布状態を調べるため、継手部のフィッシュトラックエッチングをおこなった。アルミナ研磨した試料の表面に薄いセルロイドの膜をはり、中性子照射してB(n, α)Liの反応により放射されるα線の軌跡をセルロイド膜のエッチングにより調べた。

Photo. 1にその結果を示す。斜めγ開先拘束割れ試験のボンド部におけるB添加鋼 (F-4) の写真であるが、Bはボンド部から母材側熱影響部の粒界に偏析している。この粒界は旧オーステナイト粒界である。

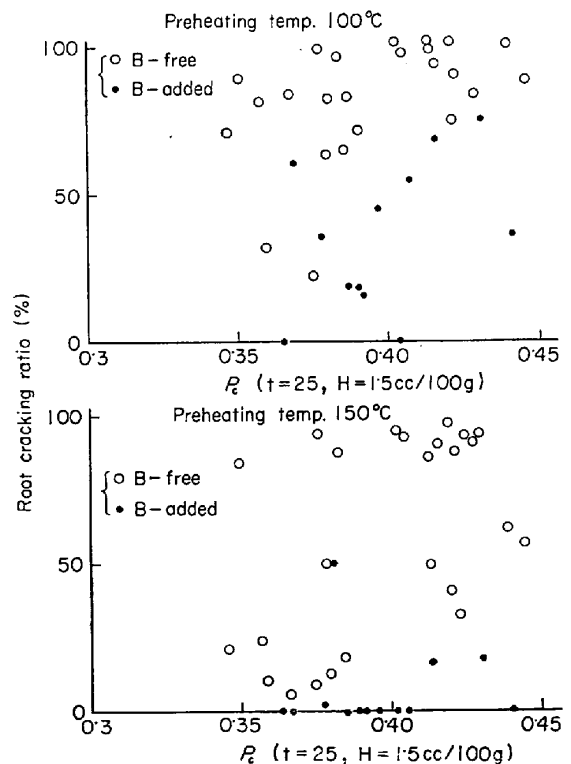


Fig. 3. Relation between  $P_c$  and root cracking ratio.

$$\left( P_c = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B + \frac{t}{600} + \frac{H}{60} \right)$$

Table 1. Effect of B on cold cracking

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
H-1	0.09	0.34	1.76	0.011	0.015	0.53	1.58	0.73	0.53	0.01	0.0012
H-2	〃	0.35	1.78	〃	〃	0.57	1.57	〃	〃	〃	—

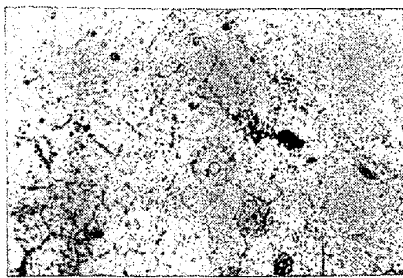
	Preheating temp.	100°C					125°C					150°C						
		1	2	3	4	Ave.	1	2	3	4	Ave.	1	2	3	4	Ave.		
H-1 (B-added)	Root		20	0	36	18	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Section		3	0	15	6	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Surface		0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
H-2 (B-free)	Root	58	82	100	90	82	82	18	88	92	70	0	0	0	0	0	0	0
	Section	15	25	45	40	31	35	5	25	30	24	0	0	0	0	0	0	0
	Surface	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0

Table 2. Effect of B on cold cracking.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
F-2	0.08	0.38	1.81	0.008	0.012	0.84	0.95	0.57	0.42	0.01	—
F-4	〃	0.28	〃	〃	0.83	0.96	0.96	〃	〃	〃	0.0015

	Preheating temp.	100°C					150°C				
		1	2	3	4	Ave.	1	2	3	4	Ave.
F-2 (B-free)	Root	95	89	64	76	81	17	77	0	0	24
	Section	35	25	20	25	26	8	15	0	0	6
	Surface	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
F-2 (B-added)	Root	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Section	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	Surface	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0



Weld metal  
Fusion line  
Base metal

Photo. 1. Distribution of B at fusion line by fission track etching method ( $\times 200$ ).

### 2.3 水素の放出位置

遅れ割れに影響を与える因子として、一般的に水素、応力、材質の3条件が考えられるが、本実験の場合、応力は一定である。Bの有無の水素および材質に対する影響を考える必要がある。Bが10 ppm程度添加された場合、変態特性を通じて材質に影響を与える以外にBが固溶することによつて、材質に影響を考えると考えにくい。つまり、組織が同一なら材質は同じと考えられる。今回の実験では、Ce<sub>q</sub>が比較的高く溶接熱影響部の組織はすべてマルテンサイト組織になっている。B添加によりオーステナイト粒界の性質に変化が生ずる可能性があ

Table 3. Effect of B on cold cracking.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
F-7	0.06	0.35	2.00	0.006	0.012	0.50	1.45	0.56	0.35	0.05	—
F-8	0.07	0.36	2.07	//	0.014	0.51	1.52	//	0.37	0.06	0.0009

	Preheating temp.	100°C					150°C				
		1	2	3	4	Ave.	1	2	3	4	Ave.
F-7 (B-free)	Root	93	99	88	0	70	0	0	0	85	21
	Section	40	40	25	0	26	0	0	0	25	6
	Surface	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0
F-8 (B-added)	Root	74	37	73	55	60	0	0	0	0	0
	Section	30	10	25	25	23	0	0	0	0	0
	Surface	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0

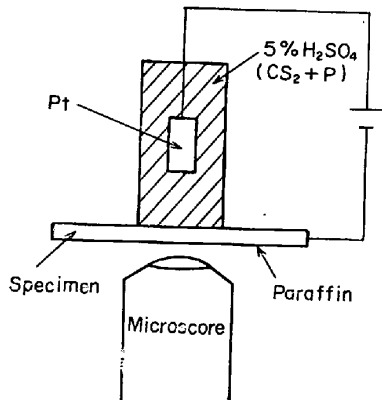


Fig. 4. Apparatus for observation of the position of permeating hydrogen.

るが、本報告では以下に示すように B 添加と水素の挙動について検討をおこなった。

まず、水素の透過放出位置を大西ら<sup>4)</sup>の方法により測定した。Fig. 4 に実験装置を示す。両面アルミナ研磨した試料の片面より 5% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> (CS<sub>2</sub>+黄燐) の電解により水素をチャージし、他面にパラフィンを塗つて水素放出位置を顕微鏡で観察した。試料は、B の有無で割れ発生防止予熱温度に大きな差があつた F-2, F-4 の試料を用いた。溶接熱影響部を模して 1300°C から水冷した試片より切出した。電流密度は、0.1 A/cm<sup>2</sup> である。

Photo. 2 に水素放出位置の写真を示す。写真には、旧オーステナイト粒界が同時に現出されているが、水素放出位置は写真に示すような旧オーステナイト粒界がほとんどであり、とくに、写真に示すような三重点からの放出が多く観察された。Table 4 に電解チャージを始めて

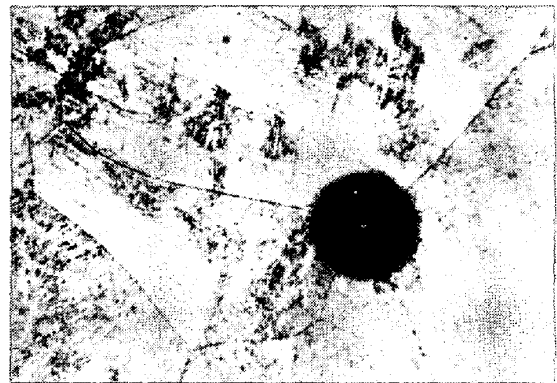


Photo. 2. Position of hydrogen emission. (×100)

Table 4. Time required for hydrogen to emit.

	Thickness (mm)	Time	
F-2 (B-free)	1	11 min	0 sec
	2	6 "	30 "
	3	13 "	5 "
	4	12 "	30 "
F-4 (B-added)	1	12 min	17 sec
	2	14 "	55 "
	3	16 "	0 "
	4	16 "	50 "

から水素が放出し始めるまでの時間を測定した結果を示す。顕微鏡で観察しているため視野が狭く、ばらつきが大きいですが、B を添加した F-4 の方が時間が長いことがわかる。また、放出されてくる水素の量も B 添加鋼の方が少ないようであつた。そこで、つぎに水素の透過量を測定した。

## 2.4 水素の拡散係数

Fig. 5 に示す装置により水素の拡散係数を測定した。電解チャージによつて試料に侵入した水素は、試料を通つてグリセリン内に放出され、グリセリン上部の空間にたまって目盛りをつけた部分のグリセリンを押し上げる。この押し上げられる高さによつて透過水素量の時間変化を測定した。電流密度は  $0.1 \text{ A/cm}^2$  である。電解液は、 $\text{CS}_2$  と黄燐を入れた 5%  $\text{H}_2\text{SO}_4$  である。この測定方法は、温度変化による誤差が非常に大きいので、すべて恒温槽中で実験をおこなつた。その結果を Fig. 6 に示す。試料は F-2 および F-4 である。この結果をみると、B 添加した F-4 の方が、B 無添加の F-2 より単位時間あたりに放出される水素量が少ないことがわかる。この図より水素の拡散係数を time-lag 法により計算すると、F-2 では  $1.5 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{sec}$ 、F-4 では  $1.0 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{sec}$  であつた。

このように、B の添加と水素の挙動との関係を調べると、B の分布、水素の放出位置とも旧オーステナイト粒界であり、しかも B の添加により水素の拡散係数が低下

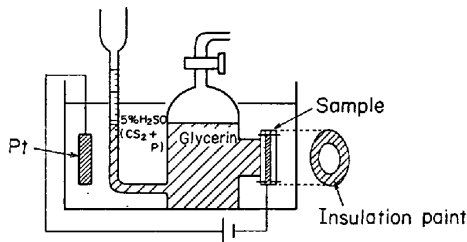


Fig. 5. Apparatus for measurements of diffusion coefficient of hydrogen.

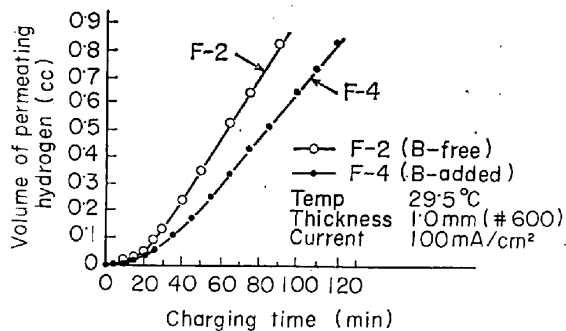


Fig. 6. Volume of permeating hydrogen as a function of charging time in B treated and B free steels.

することがわかつた。

これらの事実から、水素は鋼中でも旧オーステナイト粒界を優先的に拡散し、B がオーステナイト粒界に偏析することによつて水素の拡散が抵抗を受けることが考えられる。このような旧オーステナイト粒界にそつた水素の拡散に対する抵抗に関して、旧オーステナイト粒界への B の偏析が必要であるかどうかを以下に検討した。このことを検討するため、B のオーステナイト粒界への偏析の程度を変えて水素の拡散係数を測定した。

## 2.5 B の分布と水素の拡散係数

これまでは、B の添加無添加の効果を検討してきたが、ここでは添加した B の分布状態を熱処理によつて種々変えて水素の透過能を測定した。供試材は Table 5 に示す市販の 80 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼である。

B が 12 ppm ほど添加された本供試鋼のスラブを切出し、圧延加熱温度を 3 条件、その後、熱処理条件を 2 種に変えて水素透過試験をおこなつた。以下に実験条件を示す。

$$\begin{aligned} &\left. \begin{array}{l} \text{① } 1100^\circ\text{C} \times 2\text{hr} \\ \text{② } 1200^\circ\text{C} \times \text{〃} \\ \text{③ } 1300^\circ\text{C} \times \text{〃} \end{array} \right\} \rightarrow \text{圧延} \\ &\rightarrow \text{熱処理} \left\{ \begin{array}{l} \text{① } 930^\circ\text{C} \times 20 \text{ min, 水冷} \\ \text{② } 1000^\circ\text{C} \times 60 \text{ min, 水冷} \\ \quad \rightarrow 890^\circ\text{C} \times 20 \text{ min, 水冷} \end{array} \right\} \end{aligned}$$

上記の 6 条件の焼入ままの試料から  $1.1 \text{ mm} \times 80 \text{ mm} \phi$  の試片を切出し、これを  $1.0 \text{ mm} \times 80 \phi$  に両面アルミナ研磨して供試材とした。これらの処理によつて B のオーステナイト粒界への偏析程度が変化することは、別途報告する予定である。

B の偏析程度は、フィッシュトラック法で調べることができる。Photo. 3 にその写真例を示すが、写真から定量化することが難しい。B の偏析度合いは、焼入性によつて評価することができ、オーステナイト粒界に偏析するほど、焼入性は向上する。Fig. 7, 8 に上記処理の場合のジョミニー曲線を示す。Fig. 7 は 1 回焼入の場合、Fig. 8 は 2 回焼入の場合であるが、1 回焼入の場合、圧延加熱温度によつて焼入性に差がみられ、加熱温度が低いほど焼入性は高い。2 回焼入の場合、加熱温度によらず高い焼入性を示している。

後で示すが、これらの処理によつてオーステナイト粒度はほとんど変わらない。また、焼入ままであるので、

Table 5. Chemical composition.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B
HT 80	0.14	0.24	0.77	0.013	0.005	0.23	0.82	0.52	0.42	0.04	0.0012

組織はすべてマルテンサイトで硬さも同一である。したがって、これらの処理による違いは、Bの分布状態のみと考えられる。これら6種類の供試材について、水素透過試験をおこなった。装置は前回と同一のものを使用した。結果を Fig. 9 に示す。Table 6 に time-lag 法による拡散係数を示す。Bの分布状態と対応づけるため Fig. 7, 8 のジョーミニー曲線より  $H_v$  320 の距離を焼入性の代表値として、10 min 間の水素透過量と  $H_v$  320 までのジョーミニー距離の関係を Fig. 10 に示す。この図中に、オーステナイト粒度および硬さを示した。これらの値はほとんど変わらないことがわかる。 $H_v$  320 のジョー

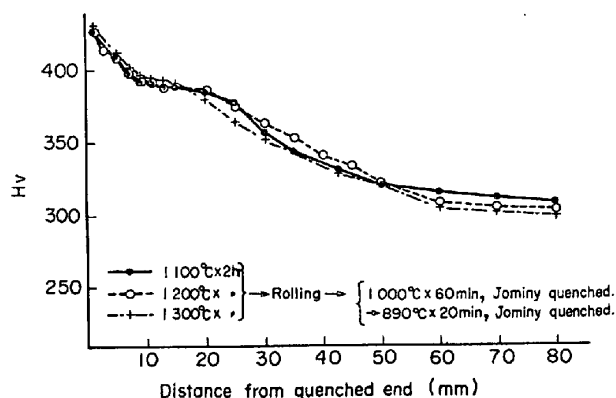
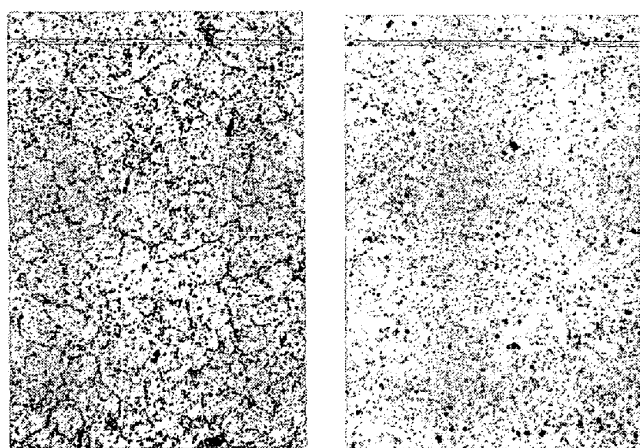


Fig. 8. Jominy curves in double quenching.



Heating temp. 1100°C  
Quenching temp. 930°C

Heating temp. 1300°C  
Quenching temp. 930°C

Photo. 3. Photographs by fission track etching method. ( $\times 200$ )

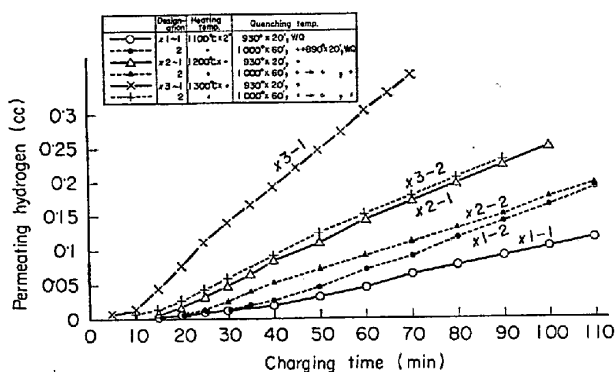


Fig. 9. Volume of permeating gas as a function of charging time in specimens subjected to various heat treatments.

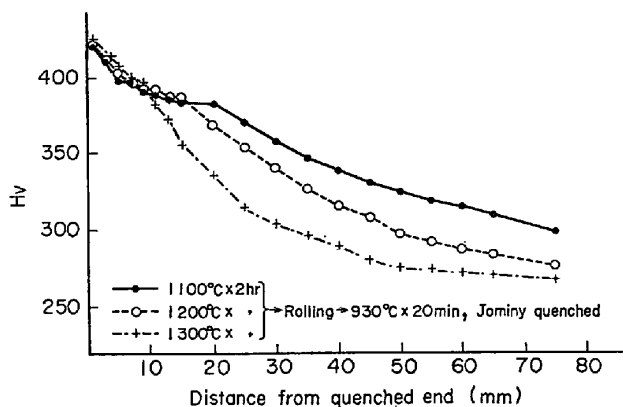


Fig. 7. Jominy curves in single quenching.

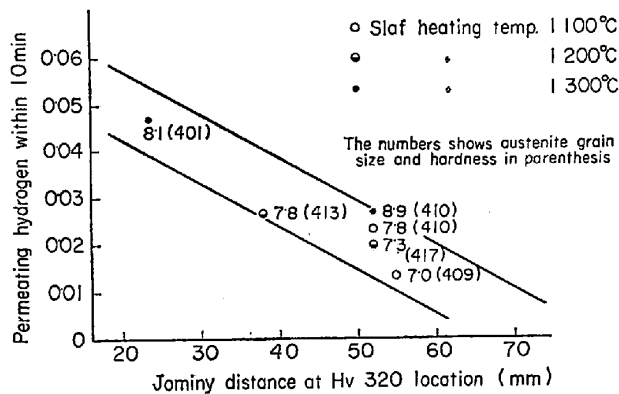


Fig. 10. Relation between hardenability estimated by the distance from quenched end to  $H_v$  320 location in Jominy specimens and permeating hydrogen.

Table 6. Diffusion coefficient of hydrogen.

Heating temp.	Quenching temp.	Diffusion coef.
1100°C x 2hr	930°C x 20 min, WQ	$9.3 \times 10^{-7}$ cm <sup>2</sup> /sec
"	1000°C x 60 min, " → 890°C x 20 min, WQ	$1.3 \times 10^{-6}$ "
1200°C "	930°C x 20 min, WQ	$2.0 \times$ " "
"	1000°C x 60 min, " → " "	$1.5 \times$ " "
1300°C "	930°C x 20 min, WQ	$3.7 \times$ " "
"	1000°C x 60 min. " → " "	$2.2 \times$ " "

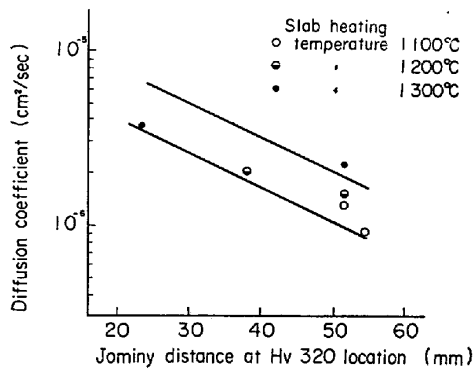


Fig. 11. Relation between hardenability estimated by the distance from quenched end to  $H_v$  320 location in Jominy specimens and diffusion coefficient of hydrogen.

ミニー距離が長いほど、透過量が少ない。つまり、Bが粒界に偏析するほど、水素が透過しにくいことがわかる。Fig. 11 に拡散係数と焼入性との関係を示すが、やはり同様の傾向を示している。

### 3. 考 察

以上の実験結果を要約すると2つの事実に分けることができる。1つは、Bを添加すると斜め $\gamma$ 開先拘束割れ試験の割れ発生防止予熱温度が低下する。他は、Bがオーステナイト粒界に並ぶと水素の透過能が低下する。この2つの事実を結ぶものとして、斜め $\gamma$ 開先拘束割れ試験の熱影響部のオーステナイト粒界にBが偏析しているということがある。このことから、B添加鋼では斜め $\gamma$ 開先拘束割れ試験における熱影響部の水素の拡散係数が低いと考えられる。このことが、割れ発生防止予熱温度を下げる原因の1つであると考えられる。というのは、溶接ルートの応力集中部への水素拡散を遅らせ、水素が割れに必要な限界量に達するのを妨げるからである。このこと以外に、B添加により材質そのものを変化させている可能性も検討する必要がある。材質としては、組織的にはすべてマルテンサイトであるので差はなく、ただオーステナイトの粒界性状をBが粒界に偏析することによつて向上させている可能性が考えられる。しかし、斜め $\gamma$ 開先拘束割れ試験の割れはすべて粒内割れであり、必ずしも粒界性状の向上では説明できない。材質の差の可能性については、もう少し詳しく実験する必要がある。

なお、本実験で水素は粒界拡散していると思われる事実があり、これは、水素割れが場合によつては粒界割れになることもあるという事実<sup>5)</sup>と関係があると思われる。粒界偏析したBがこの水素の粒界拡散を遅らせる原

因については本実験のみから結論を出すのは早計であろう。

文献<sup>4)</sup>では、介在物の境界からの水素放出が報告されているが、本実験に使用した鋼は、S量が少なく介在物の量が少ないため、そのような放出位置はみあたらなかった。

### 4. 結 論

- 1)  $P_{CM}$  値の高い高張力鋼では、斜め $\gamma$ 開先拘束割れ試験の割れ発生防止予熱温度は、Bが添加される方が低くなる。
- 2) Bは、斜め $\gamma$ 開先拘束割れ試験の熱影響部の旧オーステナイト粒界に偏析する。
- 3) 水素は、旧オーステナイト粒界の三重点より放出される場合が多い。
- 4) Bが旧オーステナイト粒界に偏析すると水素の拡散が抑えられる。

以上のような実験結果が得られ、これらを総合すると水素は鋼中で旧オーステナイト粒界を優先的に拡散しそれが旧オーステナイト粒界へのBの偏析により障害となつて拡散をおくらせる。そのために、応力集中部へ集まる水素量を減らして割れ感受性を改善するということが考えられる。

### 文 献

- 1) 伊藤ほか: 溶接学会誌, 38(1969) p. 1134
- 2) T. BONISZEWSKI, et al.: British Welding J., 14 (1967) p. 321
- [3] J. HEWITT, et al.: British Welding J., 15(1968) p. 151
- 4) 大西ほか: 日本金属学会誌, 31(1967) p. 54
- 5) C. D. BEACHAM: Met. Trans, 3(1972) p. 437

### 討 論

[質問] 神鋼中研 藤田 達

B入とBなしで硬度は同じですか。

[回答] 組織的にB入なしにかかわらずマルテンサイトで硬さは同一です。もし、B入の方が硬ければ、むしろ割れ性に逆の効果を持つこととなります。

[質問] 鋼管 田中

Bレベルによりワレに対する影響がかわつてくるのではないか。たとえば B: 0.006% の場合、Bは Constituents になっていると思われるが、この様な場合には  $\gamma$  Grain boundary にそつた  $H_2$  による Crack が発生しやすくなるのではないか。

[回答] われわれの実験ではBは 10 ppm 程度しか添加しておりませので、60 ppm も入つた場合どうなるかは申し上げられません。