

NLにおいては渦電流法と超音波探傷による寸法測定と欠陥検出法が考案された。

渦電流法は普通非磁性金属に適用されステンレス鋼管には都合がよい。また径の小さいものに敏感であるから外径 12.7mm, 厚さ 1.25mm 以下の管に対して適用されるのが米国の実情のようである。Superior Tube Co. では 1955 年以来渦電流法で燃料要素, 熱交換器管の検査を行なっている<sup>26)</sup>。渦電流法には管と同軸の場合と側面からコイルを接する場合があります相互に長短相補っている。また渦電流法のみでは総ての欠陥を検出することはできない。例えば内径の変化と管内面の小さい筋疵とを区別出来ない。これは超音波探傷法の併用により補うことが出来る。

ヘリウムリークテストは管内を高真空に保ち質量分析器に接続して外部から He を吹付ける。これを質量分析器で検出するものである。

燃料被覆鋼管では燃料が燃焼するとその核反応生成物として Xe のようなガス状の物質が発生し, わずかな欠陥でもそこから洩れて放射能物質の冷却材への混入の危険性があり, またこのガス状物質のため内部の圧力上昇が考えられるので欠陥は燃料体破損の原因となり易い。したがって非破壊検査を厳重に適用して内外の欠陥を検出している。その方法としては渦電流法, 液体浸透試験, 水圧試験などを適用している。渦電流検査で厚さは 5% の偏差内, 液体浸透試験を実施して 5 倍の拡大鏡で見て欠陥を認めないことなどが規格以外に附加的に要求される。

## 5. 結 言

原子力用として特に開発されたステンレス鋼管は小径長尺管および燃料被覆管で, 小径管は製造されていたが 10m 以上の長尺は困難であった。また小径薄肉管は作られていたが燃料被覆管ほどに寸法精度, 曲り公差を要求されたことはなかった。すなわち原子炉用に使用されるステンレス鋼管は数量的な面からは問題とするに足りないが, 品質, 形状, 寸法の面では今までに諸工業に要求されなかった程度のもものが要求され, 品質においては問題とされる場合は欠陥のないものを保証することによりこのため各種の非破壊検査法が行なわれ, 加工面についても原子炉の場合には一層厳格な条件の下で成形, 溶接などの検討が行なわれている。要するに原子炉用ステンレス鋼管としては材質的な要求よりもむしろ製造される時の条件を厳しく規定する問題についてなお今後努力すべき点がある。

## 文 献

- 1) E. A. LIVINGSTONE: J. Metals, 10 (1958) 2, p. 111~113
- 2) N. D. GROVES: Steel, 140 (1957) 20, p. 143~144
- 3) 細田: 住友金属, 11 (1959) 2, p. 167
- 4) Reactor Core Materials, 2 (1959) 3, p. 36~39
- 5) W. L. FLEISCHMANN: Iron Age, 183 (1959) 7, p. 106~107
- 6) A. M. BOUNDS: Iron Age, 182 (1959) 25, p. 102~103
- 7) BRITISH NUCLEAR POWER ENERGY CONFERENCE: Symposium on Calder Hall Nuclear Power Plant (1956)
- 8) Steel: 144 (1959) 15, p. 114, 118
- 9) J. R. LANE: Metal Progress, 72 (1957) 6
- 10) M. H. BARTZ: A/CONF P/1878 (U.S.A.) (1958)
- 11) W. K. BOYD: Reactor Core Materials, 2 (1959) 3, p. 29
- 12) Nickel Topics, 13 (1950) 1, p. 1, 5
- 13) U.S.A. E.C: Corrosion and Wear Handbook for Water Cooled Reactor (1957) p. 187
- 14) M. J. MAKIN et al: A/CONF. P/80 (U.K.) (1958)
- 15) 長谷川(正): 原子力発電, 2 (1958) 3, p. 13~25
- 16) 伏見: 化学工業, 6 (1955) 9, p. 822~824
- 17) 橋口: 原子力金属, 1 (1956) 2, p. 18~23
- 18) S. SHAPIRO: A/CONF. 15/P/784 (U.S.A.) (1958)
- 19) W. J. SMALL et al: 4th NESC (Chicago) 1958 Session X Prep. 92
- 20) R. J. CLARK et al: Corrosion, 14 (1958) 9, p. 419t~423t
- 21) 日本原子力産業会議: 原子力年鑑 (1960)
- 22) Nuclear Engineering, 1 (1956) Oct. p. 286
- 23) R. R. ROTHERMEL et al: Welding J. 40 (1961) 2, p. 119~124
- 24) 田上, 他: 鉄と鋼, 45 (1959) 9, p. 1002~1004
- 25) W. J. MCGONNAGLE: Nucleonics, 14 (1957) Oct.
- 26) I. R. GRIEVE et al: Metal Progress, 78 (1960) 6, p. 110~114, 126, 128
- 27) 小島, 他: 住友金属, 9 (1957) 253~262, 11 (1959), p. 224~230

## VI. 原子炉用ボロン・ステンレス鋼

江波戸 和 男\*

### 1. 緒 言

多量の B を含む鋼は非常に脆く, 延性がないために原

\* 日本冶金工業株式会社

子炉で使用される以前には工学的に興味を持たれておらず単に Fe-B 系の金相学的研究が大部分で析出硬化の観点からオーステナイトステンレス鋼に B を 1・2% まで添加したもの、あるいは電気抵抗の大きいことから電気材料として一部研究がみられるにすぎなかつた。しかし B の熱中性子吸収断面積の大きいことに着目し、これを鋼に合金化し、原子炉の制御に使用することが考えられてから、多量の B を含む鋼の開発が急速に進められた。米国においては世界最初の原子炉 CP-1 (1942年12月2日) を始めとして、X-10, Hanford pile, BGRR, EBWR など各種熱中性子炉に、英国においても BEPO を始めとして Calder Hall 原子炉および Windscale 原子炉などに制御棒として B 鋼が広く使用されている。わが国においても最近臨界に達した HTR では 1・33% B ステンレス鋼が制御棒として使用されている。さらに最近では鋼自体が  $\gamma$  線を良く吸収するのに加えて B の熱中性子吸収断面積の大きいこと、中性子と B の反応は  $\gamma$  線を出さないなどの利点から遮蔽材の重量削減、压力容器の温度勾配の減少、生体遮蔽用コンクリートの厚さを少なくするなどの目的で熱遮蔽材として B 鋼が注文され、すでに EBWR では 1% B 18-8 ステンレス鋼が使用されている。初期の段階ではおもに鋼に B を添加する試みが多かつたが耐酸化性あるいは耐食性の点で問題があり発展的な鋼種としてオーステナイト系ステンレス鋼に B を合金化するようになった。

2. Fe-B系状態図およびボロン・ステンレス鋼の組織

1914年に HANNESSEN が 8% B までの Fe-B 系について研究したのを始めとして翌年 TSCHISCHESKY からも 12% B までについて研究している。1930年に WERER と MÜLLER は Si および Al の影響を細かに調べこれらの共存しない状態を想像した Fe-B 系状態図を示した。これは図 6.1 にみるように Fe-C 系状態図と似ていて Fe<sub>2</sub>B が Fe<sub>3</sub>C に相当する。この図によると 1381°C で B の  $\delta$  相への溶解度は 0・15%,  $\gamma$  相への溶解度は 0・10% である。また 915°C で  $\gamma$  相への溶解度は 0・10%,  $\alpha$  相への溶解度は 0・15% 以下となっている。最近の NICHOLSON の報告<sup>2)</sup> によると B の  $\gamma$  相への溶解度は 911°C で 0・002%, 1165°C で 0・018% である。したがって B を 1% 以上含む鋼は B を硼化物として析出する。

B ステンレス鋼では主にオーステナイト基質が用いられ、基質がオーステナイト単相になるよう 18Cr-8Ni のうち Ni を 12%~15% まで増し、これに 1~2% B を添加している。しかし熱間加工性あるいは常温の靱性を

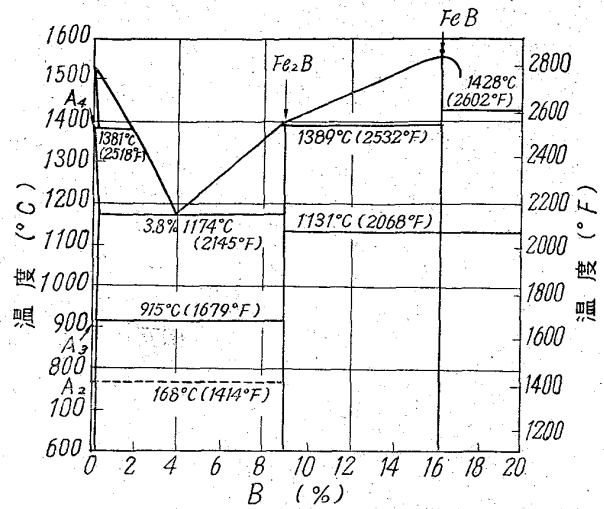


図 6.1 Werer, Müller による Fe-B 系状態図<sup>1)</sup>

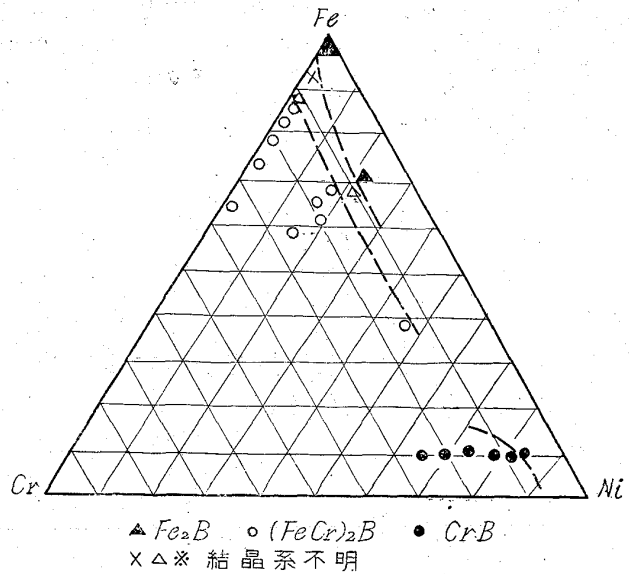


図 6.2 Fe-Cr-Ni 3 元素で見た硼化物の形態<sup>4)</sup>

改良するために種々の鋼種に B を添加する試みがある。H. A. SALLER 等<sup>3)</sup>は炭素鋼、オーステナイト、ステンレス鋼の他に 17-7 PH, 17-4 PH, V-2B, A-286 など基質がオーステナイトでないもの、あるいは Cu, Be などの入っている鋼について 1% 以上の B を添加した場合一定の強度と伸びが得られる合金組成を検討している。いずれの場合でも B は硼化物として存在し Fe-Cr-Ni 3 元系での硼化物は図 6.2 に示す通りでオーステナイト系ステンレスに現われる硼化物は (Fe, Cr)<sub>2</sub>B 型と考えられている<sup>4)</sup>。またこの鋼の共晶点は約 2% B にあり B 量が 2% を超えると過共晶組織となり針状に発達した炭硼化物の初晶が現われる。金型試料で B の有無によるマクロ組織を比較すると B が入らない場合には金型外壁から樹状晶がきれいに発達しているが B が入ると共晶反応を伴うため凝固の温度範囲が狭くなり樹状晶は微細

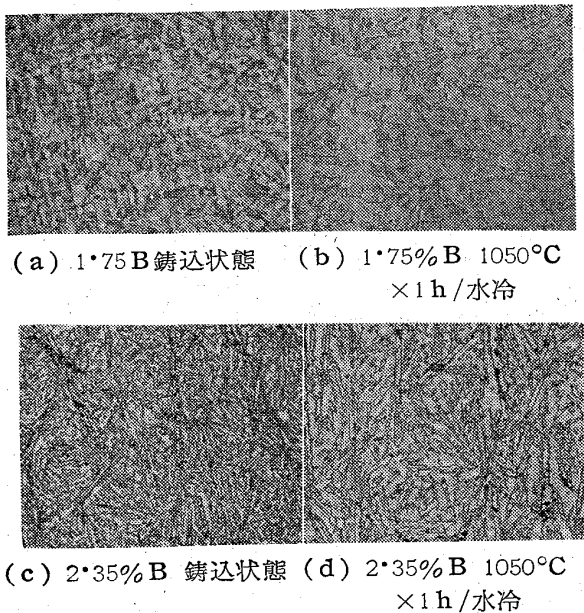


写真 6.1 Bステンレス鋼の顕微鏡組織

化する。顕微鏡組織は写真 6.1 (a)(b)(c)(d) にみるように亜共晶、過共晶組織の炭硼化合物の量、形態共に焼鈍してもほとんど変化しない。

### 3. 溶解・鋳造および加工性

原子炉に使用する鋼であるから配合原料中の誘導放射能の半減期が長い元素に対する管理が必要である。例えば BNL の実験炉に使用した制御棒では Mn を下げることが研究され 1% 以下にしている<sup>5)</sup>。B 添加には通常 20% 程度の Fe-B が使用されている。B の添加歩留は小型の試験炉で 90~95%、大型の生産炉で 80~85% である。溶解炉は高周波誘導炉が主で塩基性ライニングの場合には Mn が還元されたり、また B 鋼の溶湯は浸透性があるためライニングの微細な割れからの溶湯の浸透があるので酸性炉の方が安定する。Fe-B は保管中に水素を吸収し易いので使用前に 800°C 位で加熱すると良い。湯の流動性は良好で鋳込温度は 1460°C 位が適当である。Hanford Pile 用の制御棒は 1.4% B ステンレス鋼を遠心鋳造で作っている<sup>6)</sup>。

熱間加工性は共晶組織前後の B 量で本質点に異り、過共晶組織では鍛造不可能であり粒界から割れてしまう。B ステンレス鋼ではこの共晶点 B 鋼よりも低 B 濃度側にきているために熱間加工可能な範囲の B の合金限度が少なく、これを改良する目的で種々の基質および種々の添加元素が試みられている。

このようなことから鍛造と圧延は非常に難しく、熱間加工可能温度範囲は極めて狭く、温度が低すぎると割れを生じ易く、高すぎると過熱されて一部融解する。鍛

造に当っては 1100°C ~ 900°C で変形が徐々に行なわれるように鍛造条件に注意する必要がある。米国の EBWR で熱遮蔽材として実用されている 1% B ステンレス鋼は 3,000 lb の鋼塊から 1 inch 板を作っている<sup>7)</sup>。鍛造可能な最高 B 量は約 2% までといわれているが真空溶解すれば 2.2% B 付近まで鍛造圧延が可能であるという<sup>8)</sup>。

機械加工は炭化物の工具を使用すれば AISI 302 と同程度、AISI 309 よりはやや優れた切削性を有する。ただし硼化合物が hard spot となり工具の寿命を減らしたりする。

### 4. 機械的性質および耐食性

B ステンレス鋼の機械的性質は析出している炭硼化合物のために延性が少なく衝撃値が低い。図 6.3 に 17Cr-15Ni に B を添加した場合の引張強さ、伸びおよび衝撃値の変化を示す。B 量の増加にしたがって伸びおよび衝撃値は急激に減少する。B 鋼では衝撃値の温度依存性が大きい B ステンレス鋼ではこれが少なく極低温、高温ともに B 鋼に比し優れている。これらは熱処理によってもほとんど変化しない。1.4% B を含む鋳物の機械的性質は表 6.1 に示すとおりであるがいずれも熱処

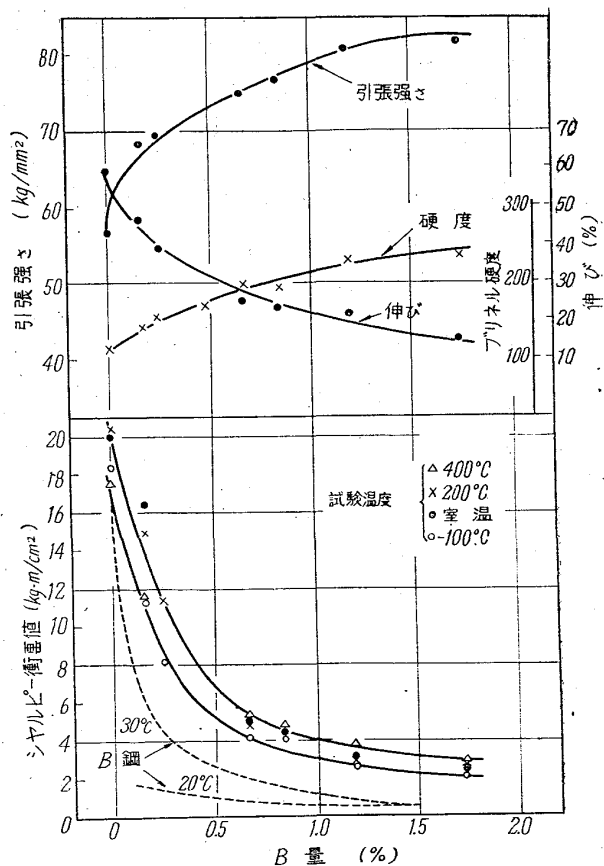


図 6.3 17Cr-15Ni ステンレス鋼の機械的性質におよぼす B の影響

表 6.1 1.4% B ステンレス鋼鋳物の機械的性質<sup>9)</sup>

熱 処 理	耐 力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸 び (%)	絞 り (%)
鋳込のまま	25.3 26.7	87.8 75.2	4 2	4 3
1050°C ×10分水冷	33.7 30.9	83.6 73.8	5 4	7 4
1060°C ×20分水冷	28.8 28.1	83.6 63.9	4 3	6 5

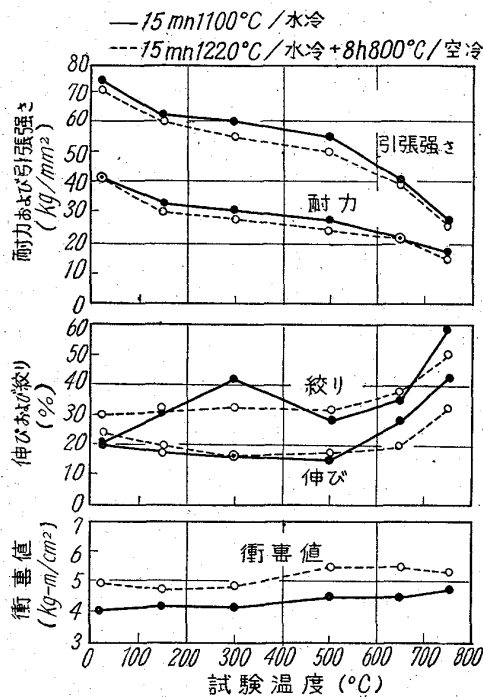
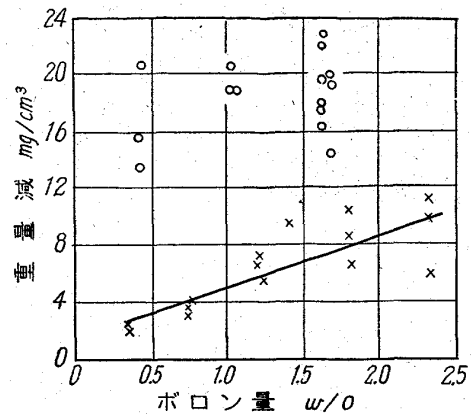


図 6.4 18Cr-11Ni-1.3B 鋼の高温強度

理による効果はほとんどみられず硼化物の安定性の大きいことが知られる。各種機械的性質に対する焼鈍温度および試験温度の影響が 18Cr-11Ni-1.3%B について BUNGARDT らにより研究されている<sup>9)</sup>。それによると図 6.4 にみるように引張強さ、耐力は 200°C まで急激に低下し 500~600°C までは徐々に、それ以上の温度で再び急激に低下するという通常のオーステナイト・ステンレス鋼と同様の強度の温度依存性を示す。伸びおよび衝撃値は 1100°C 水冷処理よりも 1220°C 水冷+800°C、8 時間空冷処理の方が優れた値を示している。4% B 以上の大気溶解した鋳物は極めて脆く 9~10% B ではまったく金属的特性を失ってしまう。このような B ステンレス鋼の脆性を改良しようとする試みは、2, 3 行なわれており添加元素として Al, Ti, V, Zr, Nb が試みられ西間により Ti が最も効果的であると報告されている<sup>3)10)11)</sup>。

図 6.5 重量変化と B 量との関係 (316°C 高温水)<sup>12)</sup>

D. C. BELOUIN<sup>12)</sup>は 18Cr-14Ni ステンレス鋼に B を 0.74~2.5% 添加して 316°C および 360°C で静的な高温水腐食試験を行なっている。この結果図 6.5 に示すように B 添加により腐食値はわずかに増加するがその影響はほとんど無視出来る程度である。

## 5. 溶 接 性

ステンレス鋼を蔽遮材あるいは制御材として構造物に組立る場合には当然溶接施工が問題となる。B ステンレス鋼の溶接に際しては、溶接部に割れその他有害な欠陥を生じないことは勿論、一般の構造物と同様な溶接部の強度、延性および靱性の他に、原子炉に適用するための適的な物理的性質および耐食性を備えている必要がある。溶接方法には一般に通常のオーステナイト・ステンレス鋼用被覆溶接棒による被覆アーク溶接または溶加棒を用いる TIG 溶接が考えられている。しかし被覆溶接棒のフラックスに Fe-B を添加して含 B 溶着金属を得る試み<sup>13)</sup>もあるが実用的には未だ問題がある。Pathfinder Reactor と Allis-Chalmers Critical Facility の制御棒 (2% B 304 鋼) の組立てには 3/32 inch 径の E308-16 被覆溶接棒によるアーク溶接が採用されている<sup>14)</sup>。これによると被覆アーク溶接は TIG や MIG 溶接に比較して止端部の溶け込みが十分で少量の溶着金属ですむ点が優れていると報告している。B ステンレス鋼の溶接割れ感受性は D308, D309 および D310 型などの通常のステンレス鋼用溶接棒または芯線によるアーク溶接および TIG 溶接においてはあまり問題ない。ステンレス鋼用各種溶接棒によるフィスコ試験およびスミ肉溶接試験などにおけるビード割れは通常のステンレス鋼なみであり、存在するクレター割れも B ステンレス鋼特有のものではなく、クレター割れの防止法としてはアークを母材上に乗らせて消す方法が有

表 6.2 十字形すみ肉溶接継手の引張試験<sup>14)</sup>  
(2% B 304 鋼を E308—16 被覆溶接棒で溶接)

熱処理	引張強さ (psi)	破断位置
溶接のまま	72,000	溶接部に接近した母材
	69,000	〃
	70,000	〃
	72,000	〃
1100°F 4時間炉冷	68,000	〃
	70,000	〃
	69,000	〃
	61,000	溶接部の溶融線
1300°F 4時間炉冷	69,000	溶接部に接近した母材
	70,000	〃
	67,000	〃
	68,000	〃

表 6.3 突合せ継手の引張試験<sup>15)</sup>

母材	溶接棒	条件	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	破断位置
1.6% B ステンレス 鋼	なし	溶接なし	55.1	—
	D308L	溶接のまま	56.3 56.8	母材 〃
		1050°C ×70分水冷	56.3	〃
		D310	溶接のまま	54.9 53.2
	1050°C ×70分水冷		57.7	母材
	1.76% B ステンレス 鋼	なし	溶接なし	59.8
D308L		溶接のまま	58.7 56.8	溶接部— 母材境界 〃
		1050°C ×70分水冷	57.5	〃
		D310	溶接のまま	61.6 60.0
1050°C ×70分水冷			57.9	母材

効であるとされているので溶接施工上割れに対してはD308程度の溶接棒で問題ないと考えられている<sup>18)</sup>。継手部の機械的性質については、表6.2<sup>14)</sup>に308溶接棒による十字形すみ肉溶接継手の引張試験結果を、また突合わせ継手のそれを表6.3<sup>15)</sup>に示すが、いずれも母材より破断しており継手効率は十分高いことを示している。溶接部の曲げ試験結果では割れ発生までの曲げ角度はD308がやや優れているが、いずれも母材よりかなり低く延性の劣化を示唆している。この場合の亀裂発生場所は主として溶着金属中に母材のBが溶け込む可能性のある溶着金属と母材の境界である。これに対しては溶接入熱

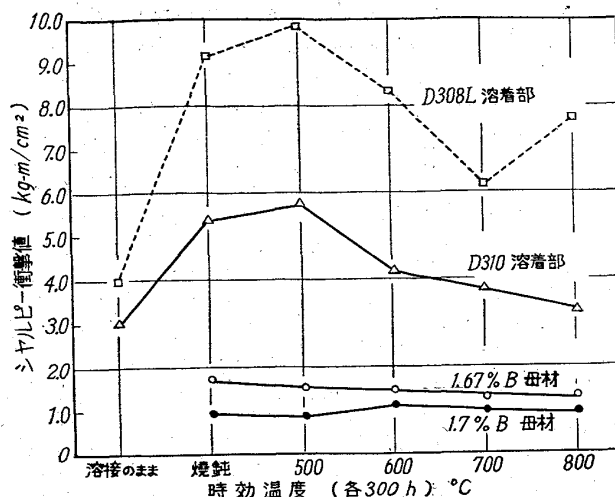


図 6.6 Type D308L および D310 溶接棒で溶接した場合の溶着部の熱処理による衝撃値の変化

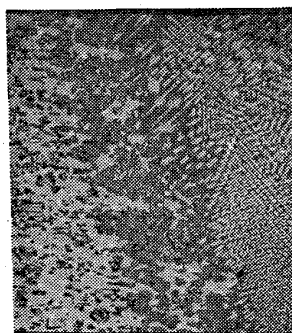


写真 6.2 2% B ステンレス鋼の溶接境界部組織

を小さくし層間温度を出来るだけ低くすることが望ましい。図6.6に母材および溶着金属の種々の熱処理条件下における衝撃値を示すが衝撃値に関しては問題はいむしろ母材側にあるといえるが多層盛りや応力除去焼鈍などを考慮すればD310よりもD308L溶接棒を使用した方が好ましい。写真6.2に1.7% B ステンレスをD308芯線によりTIG溶接した組織を示すが境界部分にBの溶け込んだ部分が存在する。このような組織は500~800°Cで300hまでの時効によってもほとんど変化を認めないとされている<sup>15)</sup>ことから溶接時の熱影響によつては変化ないとみなされる。

## 6. 放射線照射損傷

Bを含む鋼では他の鉄鋼材料の場合とは別の放射線損傷があつて重要である。すなわち<sup>10</sup>Bは中性子により、<sup>10</sup>B + <sup>1</sup>0n = <sup>7</sup>Li + <sup>4</sup>Heの反応で<sup>7</sup>Liに変わる。Lombardo<sup>16)</sup>によると天然Bを1.18~2.04%含むステンレス鋼で4~7×10<sup>20</sup> nvtの照射で衝撃値は約1/2あるいはそれ以下となると報告している。表6.4はこの鋼の中性子照射による機械的性質の変化を示すが照射により引張強さは増加し、伸びが減少している。しかし外観点には特別の変化は認められていないようである。またSchaff-Nit<sup>17)</sup>が93%濃縮<sup>10</sup>Bを1%ステンレス鋼中に入れMTRおよびETRで15, 25, 40および90% burn

表 6.4 中性子照射を受けた B ステンレス鋼の機械的性質<sup>17)</sup>

B%	NVT	0.2% 耐力 (kg/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kg/mm <sup>2</sup> )	伸び(%)
1.18	0	28.2	67.6	18.4
	0	27.3	67.7	18.0
	3.4×10 <sup>20</sup>	91.5	106.0	2.2
1.64	0	29.4	70.3	13.7
	0	29.6	71.1	17.1
	0.97×10 <sup>20</sup>	67.5	82.4	2.1
1.8	0	29.0	59.2	8.0
	5.8×10 <sup>20</sup>	94.5	104.2	0.5
2.04	0	33.0	62.6	5.4
	7.3×10 <sup>20</sup>	97.2	107.0	0.5

表 6.5 各種制御棒材の核的性質の比較<sup>18)</sup>

材 料	効 果 (Hf=1.00)
3w/o <sup>10</sup> Bを含むステンレス鋼	1.12
Hf	1.00
0.97w/o <sup>11</sup> Bを含むステンレス鋼	0.98
15w/oEu <sub>2</sub> O <sub>3</sub> を分散させたステンレス鋼	0.96
Ag	0.88
Cd	0.80
Ta	0.71
2.7%Sm <sub>2</sub> O <sub>3</sub> を分散させたステンレス鋼	0.71
Haynes 25	0.68
Zircaloy 2	0.05
2S Al	0.02

up させたところ顕微鏡的に組織が変化し、硼化物の周囲に Li と思われるものを見出している。

## 7. 核 的 特 性

Bの熱中性子吸収断面積は 750 バーンであり <sup>10</sup>B のそれは 4020 バーンである。したがってある場合には <sup>10</sup>B を使用した方が有利である。他の制御棒材料である Cd (3300 バーン) や Hf (105 バーン) などと制御棒としての効果を比較すると表 6.5 のようである<sup>18)</sup>。

## 8. 結 言

以上のべた通り B鋼の発展的鋼種とみなされる Bステ

ンレス鋼は強度、耐食性、価格などの点で他の同目的原子炉用構造材料に優るが反面冶金学的に大きな欠点を持っている。それは靱性に関する問題と熱間加工性に関する問題であるがこれらに対する改良策はいくつかなされている。最後に残る核的問題は実際に原子炉で使用されている鋼の使用結果あるいは Inpile Test の結果からその問題点がより明らかにされる日が近いと考えられる。

## 文 献

- 1) F. WEVER and A. MÜLLER: Mitt. Kaiser-Wilhelm Inst. Eisenforsch. 11 (1929)
- 2) M. E. NICHOLSON: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 200 (1954)
- 3) H. A. SALLER, J. T. STACY and H. L. KIEBANOW: US A.E.C Report BM1-1039 (Sept. 1955)
- 4) 西間: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1496
- 5) F. R. KEMMER: US A.E.C. Report. HKF-3
- 6) A. C. CALLEN and A. L. HACKMAN: US A.E.C. Report, HW-10940 (Sept. 1948)
- 7) J. A. BERGER and W. L. KEENE: Steel, 141 (1957) 20
- 8) N. BALAI: Nucleonics, 16 (1958)
- 9) K. BUNGARDT u. R. OPPENHEIM: Arch. Eisenhüttenw., 32 (1961) 2 p. 98
- 10) 西間: 鉄と鋼, 投稿中
- 11) T. H. MIDDLEHAM, J. R. RAIT and E. W. COLBECK: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 187 (1957) Sept. & 188 (1958) April.
- 12) D. C. Belouin: US A.E.C. Report KAPL-M-UM-5 (Feb. 7, 1956)
- 13) 日本溶接協会: 原子力研究委員会資料 (1962)
- 14) J. F. POTOCHNIK: US A.E.C. Report ACNP-6106 (1961)
- 15) 西間, 安田: 溶接学会誌, 31 (1962) 8, p. 630
- 16) J. J. LOMBURDO: US A.E.C. Report. WAPD-SEP-Fe-192 (June 1955)
- 17) H. T. WATANABE and W. O. SCHAFFNIT: US A.E.C. Report. IGO-16483 & 16502
- 18) R. W. DAYTON: US A.E.C. Report. BMI-1191 (June, 24 1957)