- king in a Low Alloy Steel, Weld. J., 55-9 (1976), 276-S
- 3) 本間弘之: HY80 鋼溶接部の遅れ破壊について, 溶接冶金研究委員会資料 WM-454-73, 1973年2月
- 4) 下田秀夫他: 鋼材から放出される水素の観察, 本誌, 35-12(1966).

- 1195
- 5) 大野恭秀他: 80kg/mm² 級高張力鋼の溶接割れ感受性におよぼすBの影響, 鉄と鋼, 60-9 (1974), 1373
- 6) 菊田米男他: 鋼の水素脆化と鋼中水素の微視的挙動に関する研究(第2報), 本誌, 46-1 (1977), 1004

鋼の再熱割れに関する基礎的研究(第5報)*

—粒界き裂発生応力に及ぼす Sb の影響—

中尾 嘉邦**, 西山 丈司***

Fundamental Study on the Reheat Crackings in Steels (Part 5)*

—Effect of Antimony on the Crack Initiation Stress at Grain Boundary—

by Yoshikuni Nakao**, and Takeshi Nishiyama***

The effect of antimony on the intergranular crack initiation stress at 600°C was investigated to clarify the mechanism of reheat cracking.

Two kinds of steels were used, one was crack sensitive A387-12, the other one was insensitive A533B-Class 1.

It is concluded that in these steels, antimony atoms segregate to prior austenite grain boundaries of simulated weld thermal cycle zone (peak temp.; 1350°C, 800°C to 500°C; 10 sec) during heating up to 600°C, and that the cohesive strength of grain boundary decreases in proportion to the content of segregated antimony.

1. 緒 言

前報¹⁾においては, HT 80, A 387-12 ならびに A 533 B-Cl. 1 鋼を用い, 600°C における巨視的な粒界き裂発生応力(粒界き裂発生応力とする)に及ぼす P の影響について詳細な検討を加えた。その結果, P は粒界に偏析し; 粒界き裂発生応力を低下させることを明らかにした。本実験においては, 鋼の再熱割れの機構を究明する一環として, 鋼中の不純物元素である Sb が A 387-12 及び A 533 B-Cl. 1 鋼の粒界き裂発生応力に及ぼす影響について実験的検討を行ったのでその結果について報告する。

2. 供試材料ならびに実験方法

本実験に用いた鋼材の化学組成を Table 1 に示す。A 387 鋼のシリーズ及び A 533 B 鋼のシリーズはそれぞれ A 387-12 鋼ならびに A 533 B-Cl. 1 鋼に対応した鋼である。これらのうち A 387-2 及び A 533 B-2 鋼は市販鋼である。その他の鋼は高周波真空溶解炉を用い, 50 kg のインゴットに溶製後1250°Cから900°Cの温度範囲で鍛造圧延を行い, 20 mm 厚の板に仕上げたものである。その後 A 387 鋼のシリーズについては, 900°C×50 min 空冷+650°C×50 min 空冷の焼ならし+焼もどし処理を, また A 533 B 鋼のシリーズについては, 900°C×25 min 空冷+880°C×25 min (800°C-400°C間 58°C/min で冷却)+670°C×35 min (50°C/hr で空冷)なる熱処理を施した。

本実験においては, Sb の偏析挙動を検討するため, 低温で衝撃破壊させた試片の粒界破面率の測定を試みた。すなわち, Fig. 1(a) に示す試験片を-100°Cに冷却後シャルピー衝撃試験機で衝撃破壊させた。この場合重

*原稿受付 昭和55年6月18日(昭和55年度春季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

***正 員 大阪工業大学 Member, The Osaka Institute of Technology

** Faculty of Engineering, Osaka University

*** The Osaka Institute of Technology

Table 1 Chemical compositions of steels used (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Sb	Sn	As
A387-1	0.165	0.24	0.63	0.003	0.006	0.11	0.99	0.16	0.50	-	0.0004	0.0005	0.001
A387-2	0.160	0.25	0.61	0.010	0.007	0.14	1.03	0.15	0.51	0.003	0.0050	0.0007	0.003
A387-4	0.163	0.26	0.61	0.011	0.009	0.15	0.96	0.16	0.50	0.001	0.0012	0.0012	0.001
A387-6	0.163	0.26	0.62	0.011	0.008	0.17	0.96	0.16	0.50	0.001	0.0116	0.0012	0.001
A533B-1	0.183	0.185	1.40	0.005	0.008	-	0.194	0.63	0.557	-	0.0004	0.0005	0.001
A533B-2	0.190	0.224	1.45	0.008	0.006	0.010	0.155	0.64	0.547	-	0.0076	0.0005	0.002
A533B-8	0.194	0.24	1.47	0.006	0.006	0.004	0.15	0.65	0.53	0.001	0.0336	0.0008	0.001

錘の振上げ角度は 60° と一定にした。得られた試片の切欠先端部に Fig. 1(b) に示すような $0.53 \times 2 \text{ mm}^2$ 測定領域を設定し、走査形電子顕微鏡を用いてこの領域に含まれる粒界破面の正射影の総面積を測定した。このようにして得られた正射影の総面積を $0.53 \times 2 \text{ mm}^2$ で除して粒界破面率とした。なお、衝撃破壊温度として -100°C を採用したのは、粒界破壊の発生を容易にするためである。

粒界き裂発生応力の測定方法ならびに実験装置は前報¹⁾のとおりである。また使用した試験片の寸法、形状を Fig. 1(c) に示す。

3. 粒界破面率の推移に基づく Sb の偏析挙動の検討

Sb は鋼の焼もどし過程において粒界に偏析し、焼も

どしぜい化をひきおこす元素として良く知られている²⁾。したがって、A 387-12 ならびに A 533 B-CL 1 鋼においても 600°C へ加熱する過程で Sb が粒界へ偏析することがじゅう分に予想される。また Sb の粒界濃度が増加した場合には、焼もどしぜい化現象からの類推より、衝撃破面上に占める粒界破面の率は増大することが推測される。そこで本章においては、 -100°C において衝撃破壊させた試片の粒界破面率の推移から Sb の粒界偏析挙動を検討することにした。

$6 \times 10 \times 90 \text{ mm}$ の試片にボンド部の溶接熱サイクル(ピーク温度: 1350°C , $800^\circ\text{C}-500^\circ\text{C}$:10秒)を再現後、Fig. 1(a) の試験片に加工した。この試験片に 400°C へ約5秒で急熱後直ちに空冷する熱処理及び 400°C へ約5秒で急熱後、 400°C から 600°C へ6分、30分、60分で直線的に加熱し直ちに空冷する後熱処理を施した。なお応力を負荷して 400°C から 600°C へ直線的に加熱し、直ちに空冷する後熱処理も実施した。この場合にはボンドの溶接熱サイクルを再現後、Fig. 1(c) に示す試験片に加工し、前述の後熱処理を施した。その後両端を切断して Fig. 1(a) の試験片に加工した。

Fig. 2(a) は A 387-1, -2 及び -6 鋼の実験結果を示す。図中には衝撃破壊後の試験片を用いて硬度を測定し、その結果も合せて図示している。図中の ① は溶接熱サイクル再現材の結果で、市販鋼である A 387-2 及び Sb を添加した A 387-6 のいずれの鋼においても粒界破面は認められない。また溶接熱サイクルを再現後 400°C へ急熱し、直ちに空冷した ② の試片においても衝撃破面上には粒界破面は認められない。しかし 600°C へ加熱した A 387-2 及び A 387-6 鋼においては、Fig. 2(a) にみるように、いずれも粒界破面が観察されるようになる。また硬さがほぼ一定にもかかわらず、 400°C から 600°C への加熱時間(加熱時間とする)が長くなるにしたがって、粒界破面率は増大する傾向が認められる。しかし負荷応力が粒界破面率に及ぼす影響は認められなかった。なお負荷した応力値は、後述の実験より得られた、粒界き裂発生応力より 0.5 kgf/mm^2 低い値である。A 387-2 鋼と A 387-6 鋼の粒界破面率を比較してみる

Fig. 1 Schematic diagram of (a) impact specimen, (b) region to measure intergranular fracture ratio and (c) specimen for reheat cracking test

Fig. 2 Intergranular fracture ratios of (a) A387-1, -2, -6 steels and (b) A533B-8 steel

と、全般的には Sb を 116 ppm 含む A 387-6 鋼の方が Sb 含有量の低い A 387-2 鋼 (50 ppm Sb) よりも粒界破面率は高くなっている。さらに高純度の A 387-1 鋼 (4 ppm Sb) では加熱時間が30分の試片においても粒界破面は認められない。

Fig. 2(b) は A 533 B-8 鋼について粒界破面率を実測した結果で、④ 及び ⑥ 段階ではほとんど粒界破面は認められない。しかし 600 °C へ加熱した試片においては、加熱時間が6分の場合でも大幅な粒界破面率の増加が認められるとともに、硬さの値がほぼ一定にもかかわらず、

加熱時間が長くなるにしたがって粒界破面率が増加し、ある一定値に近づく傾向が観察される。A 533 B-8 鋼の場合には応力負荷の効果が認められ、粒界破面率が増加する傾向がみられる。

以上述べた Fig. 2 の結果は、400 °C から 600 °C の温度範囲において、Sb が A 387-12 鋼及び A 533 B-Cl. 1 鋼の粒界に偏析し、その偏析濃度が Sb のバルク濃度ならびに加熱速度依存性を有することからもたらされたものと判断される。すなわち、Sb の偏析濃度が高くなることにより粒界破面率が増加するものとする、Sb のバ

Fig. 3 Effect of heating time from 400°C to 600°C on intergranular crack initiation stress at 600°C in (a) A387-12 steel and (b) A533B-Class 1 steel

ルック濃度が高い場合には、後述する D. Mclean³⁾ の平衡偏析説に基づく Sb の粒界偏析濃度の計算からも明らかなように、粒界の Sb の偏析濃度は大きくなるので、粒界破面率が増大するものと考えられる。またバルク濃度が一定の場合でも、加熱時間が長くなるにしたがって Sb の粒界偏析濃度が増加するので、粒界破面率は増大するものと考えられる。

以上のことより、Sb の粒界偏析は400℃から600℃へ加熱した後熱処理の段階で顕著になるものと判断される。なお、粒界破面率の推移に及ぼす応力の効果については不明な点が多いので、今後の検討事項とすべき問題である。

4. 粒界き裂発生応力に及ぼす加熱条件及び Sb の影響

6×10×90 mm の試片にボンド部の溶接熱サイクル (ピーク温度: 1350℃, 800℃-500℃: 10秒) を再現後、表裏面から各 1 mm 研削し、Fig. 1(c) の試験片に加工して試験に供した。

Fig. 3(a) は A 387-12 鋼の粒界き裂発生応力に及ぼす加熱時間の影響について検討を加えた結果である。図中には硬さの測定結果も併示した。Sb 含有量が 12 ppm の A 387-4 鋼では加熱時間が6分から30分にかけて粒界き裂発生応力は急激に低下し、30分以降になると漸減する傾向がみられる。市販鋼である A 387-2 鋼の粒界き裂発生応力の推移も A 387-4 鋼とはほぼ同様であるが、加熱時間が30分から60分にかけても粒界き裂発生応力の低下が認められる。A 387-4 鋼の粒界き裂発生応力に比較し、A 387-2 鋼のそれは全般的に低くなっている。Sb を

116 ppm 含む A 387-6 鋼では加熱時間が6分の段階ですでに粒界き裂発生応力は相当低い値となっており、その後、加熱時間が30分、60分と長くなるにしたがって低下する傾向が認められる。また粒界き裂発生応力も他の鋼種にくらべ低い値となっている。

Fig. 3(b) は A 533 B-Cl. 1 鋼の実験結果である。Sb 含有量が低い 4 ppm Sb の A 533 B-1 鋼の粒界き裂発生応力は加熱時間が6分から30分にかけて多少低下するものの、30分以降はほぼ一定となる。市販鋼の A 533 B-2 鋼では、A 533 B-1 鋼よりも粒界き裂発生応力の加熱時間依存性が顕著に現われており、加熱時間が30分以降では A 533 B-2 鋼の粒界き裂発生応力は A 533 B-1 鋼のそれよりも低い値となっている。Sb を 336 ppm 含有させた A 533 B-8 鋼になると、加熱時間が6分の段階ですでに粒界き裂発生応力は顕著に低下するとともに粒界き裂発生応力の加熱時間依存性は A 533 B-2 鋼よりもさらに明確となっている。

このような Fig. 3(a) 及び (b) の結果は、図中に併示した硬さの測定結果から粒内の析出強化によりもたらされたと考えることはできない。したがって、粒界き裂発生応力が Sb のバルク濃度ならびに加熱時間依存性を有する現象は、第3章で述べた Sb の偏析挙動の結果と考えあわせ、Sb の粒界偏析にともなう粒界強度の低下がその主要原因になっているものと推察される。

5. 平衡偏析説に基づく Sb の粒界偏析濃度と粒界き裂発生応力との相関性

前章で述べたように、A 387-12 及び A 533 B-Cl. 1 鋼

Fig. 4 Relation between intergranular crack initiation stress at 600°C and Sb content in A387-12 steel (a) bulk content, (b) calculated content at grain boundary

の600℃近傍の温度における粒界破壊現象と Sb の粒界偏析現象との間には密接な関係の存在することが推察されたので、本章においては、粒界き裂発生応力と Sb の粒界偏析濃度との相関性について考察を加えることにした。P. W. Palmberg⁴⁾らの実験結果によれば、数種の鋼についてオージェ電子分光分析装置を用いて測定した粒界から粒内へむけての Sb の濃度分布形態は P の濃度分布形態とほぼ一致しており、P と同様に粒界に1原子層程度の偏析が生じているものと推定される。P の粒界偏析現象に関しては前報¹⁾でも述べたように、D. Mclean³⁾の平衡偏析説で記述できるものとされているので⁵⁻⁷⁾、Sb の粒界偏析現象に対しても D. Mclean³⁾の平衡偏析説に基づき解析することにした。

前報¹⁾においても述べたが、(1) 及び (2) 式が粒界の不純物元素の平衡偏析濃度 $C_{gb\infty}$ ならびに任意の時刻における偏析濃度 C_{gbt} を与える式で、D. Mclean³⁾ により導入された式である。

$$C_{gb\infty} = C_m e^{B/RT} / (1 + C_m e^{B/RT}) \dots \dots \dots (1)$$

$$(C_{gbt} - C_{gb0}) / (C_{gb\infty} - C_{gb0}) = 1 - e^{(Dt/a^2) \cdot \operatorname{erfc} (2\sqrt{Dt}/a\delta)} \dots \dots \dots (2)$$

(1) 及び (2) 式中の各記号の説明は前報¹⁾のとおりである。Sb の粒界偏析の駆動力を与える E の値としては、 $E=10,600$ Cal/mol の値を採用した。この値は C. J. McMahon⁸⁾ ならびに R. A. Mulford⁹⁾ のデータを (1) 式に代入して算出したものである。また拡散係数 D の値としては、 $D=1,100 \exp(-66,000/RT)$ なる値を採用した。加熱時間を変化させて 600℃へ加熱する場合の粒界偏析濃度の計算方法は前報のとおりである。

Fig. 4(a) は Fig. 3(a) を用い、粒界き裂発生応力を A 387-2, -4 及び -6 鋼中に含まれる Sb のバルク濃度で整理した結果である。図に示すように、いずれの加熱条件においても、Sb のバルク濃度の増加にともなって粒界き裂発生応力は低下しており、大体の傾向は認められるが、本質的には粒界の Sb の偏析濃度で粒界き裂発生応力を整理する必要がある。

Fig. 4(b) は (1) 及び (2) 式に基づき Sb の粒界偏析濃度を計算し、その計算値で粒界き裂発生応力を再整理したものである。Fig. 4(a) にくらべ Fig. 4(b) の場合には両者の間により良好な相関関係の得られていることがわかる。

Fig. 5(a) は A 533 B-1, -2 及び -8 鋼で実測した粒界き裂発生応力を Sb のバルク濃度で整理した結果である。また、Fig. 5(b) は Sb の粒界偏析濃度の計算値で Fig. 5(a) の粒界き裂発生応力を再整理した結果である。両図にみるように、A 533 B-Cl. 1 鋼も A 387-12 鋼の場合と同様、Sb の粒界偏析濃度の計算値で粒界き裂発生応力を整理する方が Sb の粒界強度に及ぼす影響がより明確に現われている。

Fig. 4(b) 及び 5(b) には硬さの値も併示しているが、硬さの値がほぼ一定の条件下で、粒界き裂発生応力が Sb の粒界偏析濃度の計算値と強い相関関係を有していることは、A 387-12 ならびに A 533 B-Cl. 1 鋼において、600℃近傍の温度における粒界破壊現象を支配している主要な因子に Sb があげられることを示している。

6. 実験結果の要約

本実験は再熱割れの総合的な機構を検討する一環とし

Fig. 5 Relation between intergranular crack initiation stress at 600°C and Sb content in A533B-steel (a) bulk content, (b) calculated content at grain boundary

て, A 387-12 ならびに A 533 B-C1.1 鋼を用い, 再熱割れが発生しやすい温度である. 600℃近傍の温度領域における粒界破壊現象に及ぼす Sb の影響について検討を加えたものである. 本実験の結果, Sb は400℃から600℃へ加熱する過程において旧オーステナイト粒界に偏析し, 600℃における巨視的な粒界き裂発生応力を低下させることが判明した.

謝 辞

本研究遂行に際し, 御尽力頂いた三井貴のならびに藤本正文両工学士に対しまして厚く御礼申し上げます.

参 考 文 献

- 1) 中尾, 西山: 鋼の再熱割れに関する基礎的研究 (第4報), 本誌, 49-12 (1980), 835-839
- 2) J. Kameda and C.J. McMahon: Solute Segregation and Brittle Fracture in an Alloy Steel. Metall. Trans. A, 11A-1 (1980), 91-101

- 3) D. McLean: Grain Boundaries in Metals, Oxford Univ. Press (1957)
- 4) P.W. Palmberg, H.L. Marcus and L.H. Hackett: Effect of Solute Elements on Temper Embrittlement of Low Alloy Steels, ASTM STP 499, Temper Embrittlement of Alloy Steels, (1972), 90-103
- 5) R.A. Mulford, C.J. McMahon, D.P. Pope and H.C. Feng: Temper Embrittlement of Ni-Cr Steels by Phosphorus, Metall. Trans. A, 7A-8 (1976), 1183-1195
- 6) M.P. Seah: Grain Boundary Segregation and the T-t Dependence of Temper Brittleness, Acta. Meta., 25 (1977), 345-357
- 7) 山田, 鈴木, 田中: 焼戻し脆性の総括的解釈, 鉄と鋼, 65-2 (1979) A101-A104
- 8) R.A. Mulford, C.J. McMahon, D.P. Pope and H.C. Feng: Temper Embrittlement of Ni-Cr Steel by Antimony: III Effects of Ni and Cr, Metall. Trans. A, 7A-9 (1976), 1269-1274
- 9) C.T. McMahon, E. Furubayashi, H. Ohtani and H.C. Feng: A Study of Grain Boundaries during Temper Embrittlement of a Low Carbon Ni-Cr Steel Doped with Antimony, 24 (1976), 695-704

骨組鋼構造物における溶接欠陥を持つ部材の 全面降伏後破壊性能に関する研究 (第2報)*

—欠陥位置, 板巾, 非貫通欠陥の影響に関する検討—

佐藤 邦彦**, 豊田 政男**, 岡本 修平***

General Yielding Fracture Behavior of Welded Component in Steel Framed Structure (Part 2)

—Influence of defect location, joint width and part-through-thickness defects on joints performance—

by Kunihiro Satoh**, Masao Toyoda**, and Shuhei Okamoto***

Authors have carried out experiments and analyses of welded joints with defects under limited conditions that a joint width was 100 mm and defects were through-thickness notches. Therefore, in this report, the results of another various static tensile tests are described. As for another influence factors on joints performance, defect location, joint width and part-through-thickness defects are examined. In the present experiments, low-toughness weld metal is used to make fracture mode of almost specimens brittle even at room temperature.

One-side notched specimens show lower ductility and strength as compared with center notched and both-sides notched specimens. This results is attributed to a bending moment induced by asymmetric shape in case of one-side notched specimens. Tensile tests are carried out with specimens of 100 mm,

*原稿受付 昭和55年7月17日 (昭和50年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

***正 員 沼水建設(株)原子力部 Member, Nuclear Power Dept. Simian Construction Co., Ltd.