溶解法の異なる高強度ステンレス鋼における 腐食疲労強度特性[†]

長谷川 潔* 岡崎 章三* 清 重 正 典*

Corrosion Fatigue Behavior of High Strength Stainless Steel Manufactured by Three Different Melting Processes

by

Kiyoshi HASEGAWA*, Shozo OKAZAKI* and Masanori KIYOSHIGE*

The corrosion fatigue tests in city water were carried out on precipitation hardening stainless steel, SUS630, variously heat treated (H1075, H1025, and H900), which was manufactured by three different melting processes (air, double and triple melting process). The results obtained are as follows.

The corrosion fatigue strength of all H1075 specimens manufactured by three melting processes decreased compared with fatigue strength in air. The triple melted H1075 specimen showed the highest value of corrosion fatigue strength, followed by the double melted and air melted specimens in the descending order. This result seemed to be connected with the maximum size of inclusions in the specimens.

As for the triple melted specimens subjected to different heat treatments, the H1025 specimen showed the highest value of corrosion fatigue strength and the H900 and H1075 specimens were about the same.

Key words : Melting process, Corrosion fatigue strength, Inclusion, SUS 630, Heat treatment

1 緒 言

近年、機械や構造物の高性能化の追求に努力が払われた結果、使用条件が過酷になり、材料の強度特性に対する要求が厳しくなっている。とくに静的強度を高くした場合、微小欠陥や非金属介在物の大きさ、形状、数量などの影響を非常に受けやすく、そのため疲労強度のばらつきが大きくなり、静的強度を高くした割には疲労強度の向上が期待できない。したがって、高強度になればなるほど、疲労強度に及ぼす介在物の影響を把握することは、強度設計上重要な問題である。

疲労強度に及ぼす微小欠陥や非金属介在物の影響については研究も^{1)~4)}多くなされているが、系統的な定量的評価法として村上らの研究⁵⁾があるぐらいで非常に少ない。とくに腐食環境中での疲労強度に及ぼす影響について研究されたものはほとんど見当たらない。

一方、高度の品質水準と高い信頼性が要求される部品に使用する特殊合金の製造に対しては、真空溶解など特殊溶解法が適用されており、これらの溶解法の主な目的のひとつとして非金属介在物の低減があげられている。

そこで、本報では、船舶、原動機などに使用される高強度ステンレス鋼について、溶解法および熱処理の相違による腐食疲労特性を調べることで、介在物の腐食疲労強度に及ぼす影響について検討した結果を報告する。

2 実験方法

2・1 供試材および試験片

供試材は、析出硬化型ステンレス鋼の SUS 630 である。供試材は、次の3種類の溶解法(A)大気溶解、(B)大気溶解→エレクトロスラグ溶解⁶⁾(ダブルメルト

Table I. Chemical compositions.

Melting process	(wt. %)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Nb+Ta
(A)	0.05	0.26	0.92	0.014	0.003	4.39	15.02	0.01	3.44	0.29
(B)	0.04	0.15	0.80	0.008	0.003	4.26	15.13	<0.01	3.42	0.29
(C)	0.04	0.18	0.78	0.006	0.002	4.30	15.10	0.07	3.41	0.32

[†] 原稿受理 平成3年12月4日 Received Dec. 4, 1991

* 正 会 員 川崎重工業(株)明石技術研究所 〒673 明石市川崎町, Akasi Tech. Inst. Kawasaki Heavy Ind., Kawasaki-cho, Akashi, 673

Table II. Area proportion of inclusions.
(%)

(A)	(B)	(C)
0.025	0.008	0.002

と称す), (C) 大気溶解 → エレクトロスラグ溶解 → 真空アーク再溶解⁶⁾ (トリプルメルトと称す) により溶製したインゴットを鍛錬比 6 s 以上で鍛造, 圧延加工し, 所定の寸法に仕上げた。ここで (A), (B) 材は $\phi 110$ mm, (C) 材は $\phi 200$ mm である。

(B), (C) の介在物の一例, および組織観察結果をそれぞれ Fig. 1, 2 に示す。さらに, (A), (B), (C) 材の圧延方向における断面 (後述の試験片切出し断面と一致) において, 約 0.4×0.3 mm を 1 視野として 30 視野を観察し, これを, 画像解析装置 (Cambridge Instruments 社の QUATIMENT 920) により, 介在物の寸法を測定した。

試験片は (A), (B), (C) 材からそれぞれ周方向に角柱 ($25 \times 25 \times 90$ mm) に切り出した後, 所定の熱処理を実施し最終形状に仕上げた。ここで熱処理は (A),

Fig. 1. Inclusions in specimens.

Fig. 2. Microstructures of specimens.

Table III. Mechanical properties.

Material	Melting process	Heat treatment	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Hardness (Hv)
SUS630	(A)	H1075	974	1055	19.0	46.7	343
	(B)	H1075	1019	1069	20.7	58.0	352
	(C)	H1075	1030	1068	21.9	65.1	349
		H1025	1071	1104	20.8	64.7	362
		H900	1229	1401	18.1	48.9	436

各供試材の化学成分を Table I に示す。

溶解法 (A), (B), (C) の供試材の清浄度を JIS G 0555 に準じて測定した結果を Table II に示す。また (A),

(B) 材の場合 H1075 処理, (C) 材については H1075, H1025, H900 の処理を行った。それぞれの熱処理材の機械的性質を Table III に, また熱処理条件を Table IV に示す。

試験片の最終形状は Fig. 3 に示すものであり, 試験部はエメリ紙 #2000 で最終研磨後, 脱脂して試験に供した。

2・2 実験方法

Table IV. Heat treatment.

H1075	1040°C×0.5 hr W. Q., 580°C×4 hr A. Q.
H1025	1040°C×0.5 hr W. Q., 550°C×4 hr A. Q.
H900	1040°C×0.5 hr W. Q., 480°C×1 hr A. Q.

Fig. 3. Shape and dimensions of fatigue test specimen.

Fig. 4. Schematic diagram of corrosion fatigue test equipment.

疲労試験は、電気油圧サーボ式疲労試験機（±10 ton）を用いて実施した。試験条件は軸荷重で応力比 $R=0$ 、繰返し速度 10 Hz である。環境は大気中と水道水中で実施した。水道水の電気伝導率は $250 \mu\text{S}/\text{cm}$ で、 Cl^- イオンは約 40 ppm である。

水道水は試験部の温度が 25°C になるように温度調節を行い、循環（約 $80 \text{ cc}/\text{min}$ ）させた。ただし、水道水は 1 個の疲労試験毎に新規交換した。Fig. 4 に試験装置の概略を示す。

3 実験結果と考察

3・1 介在物の寸法

画像解析装置より各供試材の介在物の個数 N 、等

Fig. 5. Histogram of inclusions in specimens.

価直径 d （介在物を円とみなして、観察された 1 個の介在物の面積と等しくなる直径）を測定し、その結果を Fig. 5 にヒストグラムで示した。またこれを正規確率紙に示すとほぼ直線で表されることから正規分布に従うものと考えられる（Fig. 6）。ここで Fig. 5 に介在物の全個数を ΣN 、平均直径を $\bar{d}$ 、標準偏差を s で示した。Fig. 5, 6 によると、介在物の全個数は (A) 材が最も多く、つぎに (B) 材、(C) 材の順に少くなっている。平均直径 $\bar{d}$ をみると、(A) 材が $4.5 \mu\text{m}$ 、(B) 材が $3.4 \mu\text{m}$ 、(C) 材が $3.0 \mu\text{m}$ 、また介在物の最大直径 d_{max} とはほぼみなせる $(\bar{d} + 3s)$ の値は (A) 材が $12.3 \mu\text{m}$ 、(B) 材が $9.1 \mu\text{m}$ 、(C) 材が $7.8 \mu\text{m}$ であった。

3・2 溶解法の疲労強度に及ぼす影響

溶解法 (A)、(B)、(C) による試験片（熱処理はいずれも H1075）の大気中および水道水中の疲労試験結果を Fig. 7 に示す。

大気中の疲労試験結果によると、(A) 材が最も疲労強度が小さい結果が得られた。(B)、(C) 材につい

ては応力振幅 $\sigma_a = 391 \text{ MPa}$ において、いずれも未破断であるため明確でないが、 $\sigma_a = 441 \text{ MPa}$ においては (C) 材が最も寿命が長かった。

一方、水道水中の疲労試験結果において、(C) 材の場合、大気中に比べて疲労強度が低下し、例えば $N_f = 2.0 \times 10^6$ において、水道水中のとき σ_a が約 350 MPa であり、大気中より約 20% 以上の疲労強度の

Fig. 6. Normal distribution of inclusions in specimens.

Fig. 7. Fatigue test results of specimens manufactured by different melting processes.

低下が認められた。また (A), (B) 材の水道水中の疲労強度は, (C) 材に比べて低い腐食疲労強度を示すが (B) 材の方が若干 (A) 材より腐食疲労強度が高い傾向を示した。

疲労試験片の破面を調査した結果, どの溶解法においても起点近傍には大気中, 水道水中いずれも介在物 (Al_2O_3 , MnS) が認められるものが多かった。大気中の破壊の起点は試験片の内部にある介在物を起点とするものが認められ, 一例を Fig. 8 に示す。一方, 水道水中における疲労試験片の起点は, いずれも試験片表面にあり, これは水道水による環境の影響によるものと思われる。Fig. 9 に腐食疲労破面の一例を示すが起点部には Al_2O_3 が認められた。腐食環境中の場合, 介在物や欠陥など表面の不均一性によって特定の箇所が選択的に腐食しやすいことから, 水道水中の場合, 介在物の箇所が腐食に敏感となり, 起点となりやすいものと思われる。

Fig. 7 より, 水道水中の疲労強度 ($N_f=1.0 \times 10^7$) と介在物の最大寸法 $d_{\max}$ の関係を調べた結果を Fig. 10 に示す。これによると, 介在物の最大寸法が大きくなるにつれて腐食疲労強度が低下する傾向が認められた。^{*1}

腐食疲労強度は腐食ピットの成長挙動と腐食ピットをき裂とみなし, 破壊力学的手法からき裂発生限界深さを求めることにより推定が可能である⁸⁾。そこで, 介在物から腐食が進行するものとして, 介在物の寸法 $d_{\max}$ と腐食ピット深さ d_{pit} の和をき裂深さ a とみなして (Fig. 11),

$$a = d_{\max} + d_{\text{pit}} \quad (1)$$

またき裂を半円形とみなすと, き裂進展限界値 ΔK_{th} は次式で示される。

$$\Delta K_{\text{th}} = 1.12 \Delta \sigma \sqrt{\frac{4a}{\pi}} \quad (2)$$

ここで, $\Delta \sigma$: 応力範囲 ($N_f=10^7$)

また腐食ピット深さ d_{pit} は, 時間 t の $1/3$ 乗に比

(a) Entire fracture surface.

(b) ① zone (circular zone, Al_2O_3).

(c) ② zone.

Fig. 8. SEM-observed fracture surface.

((A), H1075, Air, $\sigma_a=392$ MPa, $N_f=4.4 \times 10^6$)

例¹⁰⁾するとして, 今回の腐食疲労試験において, 起点部に介在物がなくて腐食ピットのみで破壊した試験片の腐食ピット深さと試験時間の関係から,

$$d_{\text{pit}} = 3.07 \times 10^{-6} t^{1/3} \quad (\text{m}) \quad (3)$$

t : hr

とした。介在物を起点として腐食ピットが成長する場合の腐食ピットの成長速度も式 (3) で表されると仮定した。

ΔK_{th} は筆者らが以前得た塩化物水溶液における SUS 630 の ΔK_{th} の値 (4.3 MPa) を用いて, 式 (1), (2), (3) より, 腐食疲労強度を推定し, その結果を $d_{\max}$ で整理したものを Fig. 10 に併記した。これによ

*1 介在物の寸法, 形状, 分布, 種類が腐食疲労強度に影響を及ぼすと考えられるが, 形状, 分布, 種類については (A), (B), (C) 材いずれも明確な差が認められなかったため, ここでは最大寸法に着目した。

Fig. 9. SEM-observed fracture surface.

(C), H1075, City water, $\sigma_a=353$ MPa, $N_f=2.0 \times 10^6$ Fig. 10. Relationship between corrosion fatigue strength and $d_{\max}$ of inclusions.

ると実験結果とほぼ良い対応を示した。

3・3 熱処理の疲労強度に及ぼす影響

溶解法(C)による供試材において熱処理を H1075, H1025, H900 に変えた試験片の大気中および水道水中の疲労試験結果を Fig. 12 に示す。

大気中の疲労強度をみると, $\sigma_a=441$ MPa において, H1075 材が最も寿命が短く, $N_f=2.1 \times 10^6$ に対し, H1025, H900 の順に寿命が長い結果となった。Table III に示すように, H1075, H1025, H900 になるにつれて引張強度が増加する傾向に一致している。

一方, 水道水中の疲労強度をみると, H900 の場合,

Fig. 11. Illustration of crack a .

Fig. 12. Fatigue test results of specimens subjected to different heat treatments.

H1025 より低く, H1075 とほぼ同程度の強度を示し, 大気中の疲労強度と傾向が異なった。 $N_f=10^7$ における腐食疲労強度 σ_a と引張強度 σ_B の比, σ_a/σ_B を熱処理ごとに Fig. 13 に示す。これによると, H1075, H1025 の場合, σ_a/σ_B の値はほぼ 0.3 程度であるが,

Fig. 13. Relationship between σ_s/σ_B and heat treatment.

(a) Entire fracture surface.

(b) ① zone.

(c) ② zone.

Fig. 14. SEM-observed fracture surface.
((C), H900, City water, $\sigma_a=392$ MPa, $N_f=8.0 \times 10^5$)

H900 の場合, 0.2 程度と他に比べて低い値となった。

Fig. 14 に H900 の場合の腐食疲労試験片の破面観察結果を示す。起点部には Al_2O_3 , MnS の介在物が認められ進展部は擬へき開状を示している。H900 の場合, σ_a/σ_B は小さい値となったのはミクロ組織とその組成の水素ぜい化感受性¹³⁾が関与している可能性が考えられる。

4 結 言

析出硬化型ステンレス鋼 SUS 630 について, 3 種類の溶解法 ((A) 大気溶解, (B) ダブルメルト, (C) トリプルメルト) と熱処理 (H1075, H1025, H900) による水道水中の疲労強度特性を調べた結果, 次のことが判明した。

(1) (A), (B), (C) 材の H1075 の水道水中の疲労強度は, 大気中に比べていずれも疲労強度は低下し, また腐食疲労強度は (C) 材が最も高く, つぎに (B), (A) の順に低い傾向を示した。この (A), (B), (C) 材の水道水中の疲労強度の大小は介在物の最大寸法に関係があるものと考えられる。

(2) (C) 材について, H1075, H1025, H900 の水道水中の疲労強度を比較すると, H1025 が最も高く, 引張強度が最も高い H900 は H1075 とほぼ同じであった。

参 考 文 献

- 1) 角田方衛, 内山 郁, 荒木 徹, 鉄と鋼, **57**, 298 (1971).
- 2) 成田喜一, 伊藤孝道, 神戸製鋼技報, **17**, 53 (1967).
- 3) 尹 鍾大, 形浦安治, 須藤 一, 日本金属学会誌, **46**, 1068 (1982).
- 4) R. Mathis, J. of Mat. Sci., **22**, 907 (1987).
- 5) 村上敬宣, 鉄と鋼, **75**, 1267 (1989).
- 6) 岸田民也, 特殊溶解法, 第72回; 第73回西山記念技術講座テキスト, p. 177 (1986) 日本鉄鋼協会
- 7) 杉本克久, 金属表面技術, **32**, 355 (1981).
- 8) 松田昭三, 岡崎章三, 長谷川 潔, 尾野英夫, 仁瓶寛太, 材料, **33**, 1414 (1984).
- 9) 岡村裕之, “線形破壊力学入門”, p. 218 (1976) 培風館
- 10) 近藤良之, 日本機械学会論文集, A-53, 1983 (1987).
- 11) 中村 宏, 恒成利康, 堀川 武, 岡崎章三, “機械の疲労寿命設計” p. 53 (1983) 養賢堂
- 12) U. K. Viswanathan, P. K. K. Nayar and R. Krishnan, Mat. Sci. and Tech., **5**, 346 (1989).
- 13) 尾崎敏範, 石川雄一, 向井喜彦, 鉄と鋼, **75**, 523 (1989).