

© 1989 ISIJ

論文

ステンレス鋼の耐キャビテーション・エロージョン性におよぼす金属組織と合金元素の役割

宇佐美賢一*・尾崎 敏範*²・小沼 勉*

Roles of Microstructures and Alloying Elements on Cavitation-Erosion Resistance of Stainless Steels

Kenichi USAMI, Toshinori OZAKI and Tsutomu ONUMA

Synopsis:

The roles of microstructures and alloying elements on cavitation-erosion resistance of stainless steels are examined. The results are summarized as follows;

1) Cavitation-erosion resistance of 13Cr martensitic stainless steel depends on metal hardness and has only little dependency to chemical composition. 2) The resistance of austenitic 18Cr-8Ni steels and similar steels depends on their chemical compositions and the erosion weight loss is determined by the hardness of the surface layer where strain induced martensitic transformation occurs due to the cavitation impact. 3) Cavitation-erosion resistance of austenitic high C-18Cr-6Co stainless steels is most excellent for wide range of Ni equivalent. This reason should be attributed especially to martensitic transformation characteristics related to alloying elements of Co and C.

Key words: cavitation-erosion resistance; stainless steel; metallurgical constituent; martensitic transformation; alloying element.

1. 緒 言

近年、海水揚水発電システムや海底油田採掘システムなどの開発が進められている¹⁾。これらのシステムに用いられる流体機械はさまざまな環境において大型化、あるいは高速小型化の傾向にあり、同時に一層高い信頼性を必要としている。そのため構成材料に要求される性質は一段と厳しく、特に耐キャビテーション・エロージョン性（以下耐 CE 性と記す）、被加工性および経済性をも満足した材料開発が望まれている²⁾。

LAQUE³⁾ の分類による海水中での耐 CE 性は以下の材料が最上級にランクされ、次の序列が与えられている。

a) Co 基肉盛合金, b) Ti 合金, c) 300 型及び析出硬化型ステンレス鋼, d) Ni-Cr 合金, e) Ni-Mo-Cr 合金。

これより、現用鋼である c) 300 型ステンレス鋼以上の耐 CE 性を示す材料は Co 基肉盛合金と Ti 合金とな

る。上述の流体機械に用いるには、前者の場合その利用が溶接肉盛や溶射に限られるうえ、海水中では溶着金属/母材の界面に沿って選択腐食が生じやすい。また、後者の場合、素材が高価であり、被加工性も鉄鋼材料に劣る等の問題がある⁴⁾。一方、300 型ステンレス鋼と同等にランクされた析出硬化型ステンレス鋼は材料硬さが高くなるほど水素脆化割れが生じやすくなり、改善される余地は少ない⁵⁾。このようにみると、300 型ステンレス鋼の改良が上述の流体機械用材料として有望と判断される。

ここで、300 型ステンレス鋼の耐 CE 性については、古くから多くの報告が見られ、合金組成^{6)~9)} や添加元素の影響^{10)~13)} 等が明らかにされている。そして、これらの耐 CE 性は材料の加工硬化能によつてほぼ決定されることが知られている^{10)~13)}。しかし、これらの材料に関する系統的な研究例は少なく、多様な目的に合わせた材料を得るためにはデータを系統的に整理しておく

昭和 63 年 11 月 15 日受付 (Received Nov. 15, 1988)

* 日立製作所日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd., 4026 Kuji-cho Hitachi 319-12)

*² 日立製作所機械研究所 (Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi, Ltd.)

必要がある。

本報では系統的試験結果を基に、ステンレス鋼の耐CE性に及ぼす金属組織と合金元素の役割について報告する。なお、本報中には2~7% Crを含有した低合金鋼のデータも記載したが、詳細な説明は省略する。

2. 試料および試験方法

2.1 試料

Table 1 に試料の化学成分を示す。試料 7~20 は 13Cr マルテンサイト (M) 系ステンレス鋼である。試料 21 以降はオーステナイト (γ) 系ステンレス鋼で、試料 21~68 が C, Cr, Ni 量を変え、試料 69~103 が Co を 2~6% 添加した材料である。なお、試料 104~106 は比較材、試料 78~106 は前報¹¹⁾¹²⁾で報告した材料である。これらの試料の熱処理は M 系 13Cr ステンレス鋼が 980°C で焼入後 300~650°C × 10 h, 空冷の焼もどし処理, γ 系ステンレス鋼は 1050°C × 1 h, 水冷の固溶化処理とした。

試料の作成は以下のとおりとした。すなわち鋼の場合は高周波誘導溶解炉にて 6 kg ずつ溶解し、ジルコン

サンド casting (28 × 120 × 130 mm, Y ブロック) に注湯した。その後上記の熱処理を与えた後、Y ブロック底部より試験片を切出した。溶着金属試験片は SUS 304 鋼板 (40 × 100 × 15 t) 上に 5 層の肉盛溶接を行い、溶接金属表面が試験面となるように加工した。なお、溶接条件は、電流: ~140 A, アーク電圧: ~23 V, 入熱量: ~13 kJ/cm, 層間温度: ~150°C, 溶接姿勢: 下向きとした。

2.2 試験方法

試験には磁歪振動式キャビテーション試験機を用いた。試験片は $\phi 22 \times 18$ mm (ネジ部が 10 mm) であり、試験面をエメリー紙 #1200 で仕上げた。試験条件は振動数 6.5 kHz, 振幅 120 μ m, 試験液は 25 ± 2°C の水道水 (試料 93~103 は 3% 食塩水) とした。侵食量は 2 h 試験後 (一部の試料は最長 10 h), 試験前後の重量差から求めた。試験後の試料は損傷面を外観観察, 走査型電顕 (SEM) 観察するとともに、損傷部直下の断面部について金属組織観察および硬さ測定を行った。さらに、一部の試料について、金属組織を詳細に調べるため試料表面に 0.8% FeCl₃ + 0.5% HCl 混液 500 ml と黒鉛微

Table 1. Chemical compositions of materials in this study (wt%).

Steel number	Mother composition and metal phase	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Other	
1~6	2~7 Cr cast steel	0.13~0.14	0.26~0.43	0.65~0.66	—	2.21~7.03	0.38~0.51	Cu: ~2.05	
7~20	13Cr-8~8Ni martensitic cast stainless steel	0.04~0.07	0.06~0.47	0.39~0.67	1.84~8.21	12.20~12.88	0~0.59	—	
21~33	18~30Cr-8~20Ni austenitic weld metal	0.07~0.10	0.24~1.06	0.77~1.85	7.80~71.28	16.40~29.04	0~2.45	Nb: 0~1.90	
34~41	18Cr-7~10Ni austenitic weld metal	0.06~0.07	0.23~0.29	0.96~1.05	6.50~10.72	17.03~19.59	—	—	
42~49	20Cr-8~10Ni austenitic weld metal	0.05~0.08	0.27~0.30	1.17~1.29	7.30~15.16	18.94~21.85	—	—	
50~59	18~20Cr-8~10Ni austenitic cast stainless steel	0.07~0.08	0.27~0.94	0.76~1.04	8.03~10.35	17.70~19.50	—	—	
60~63	High C-18Cr-9Ni austenitic cast stainless steel	0.08~0.20	0.56~0.98	0.93~1.03	8.95~9.20	18.05~18.65	—	—	
64~68	18Cr-8Ni-0Co austenitic weld metal	0.04~0.37	0.19~0.31	0.42~0.60	6.95~9.43	17.69~18.46	—	—	
69~71	18Cr-6Ni-2Co austenitic weld metal	0.11~0.43	0.19~0.20	0.36~0.41	5.37~5.78	18.20~18.37	—	Co: 1.83~2.26	
72~74	18Cr-4Ni-4Co austenitic weld metal	0.12~0.43	0.18~0.19	0.38~0.40	3.62~3.94	17.60~18.39	—	Co: 1.83~4.20	
75~77	18Cr-2Ni-6Co austenitic weld metal	0.11~0.37	0.18~0.19	0.37~0.45	2.08~2.35	18.05~18.51	—	Co: 6.00~6.25	
78~92	0.3C-18Cr-6Co austenitic weld metal	0.25~0.35	0.38~0.51	1.8~5.3	2.1~3.6	19.1~20.9	—	Co: 6.3~7.1	
93~103	18Cr-6Co austenitic cast stainless steel	0.022~0.025	0.20~0.25	2.02~4.30	2.20~7.85	15.81~18.09	0.07~3.35	Co: 6.10~6.35	
104	Reference steel	SCS13	0.06	1.07	0.47	8.70	18.41	0.23	Co: 0.16
105		D309Mo	0.08	0.41	1.60	12.60	22.10	2.10	—
106		D301	0.08	0.37	0.80	7.40	17.60	—	—

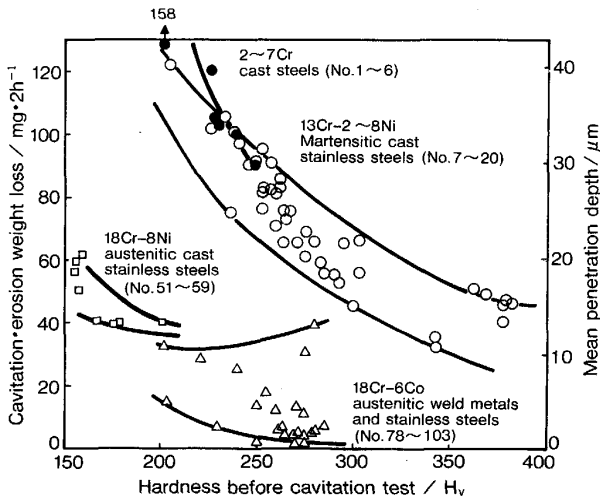


Fig. 1. Relationship between cavitation-erosion weight loss and hardness before cavitation test for several types of stainless steel.

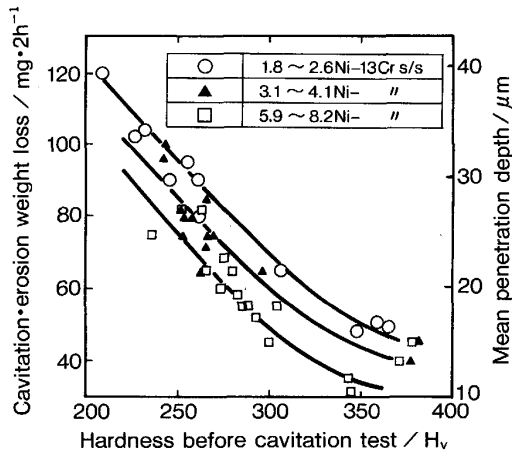


Fig. 2. Relationship between cavitation-erosion weight loss and hardness before cavitation test of 13Cr martensitic cast stainless steel (steel number : 7~20).

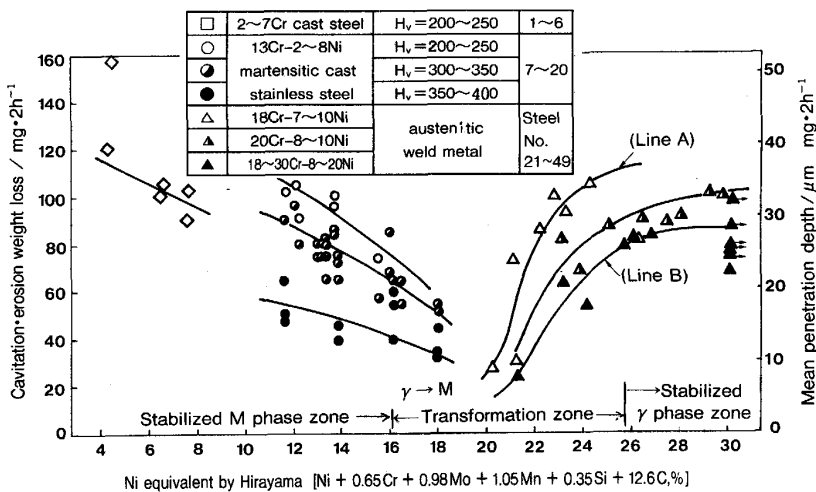


Fig. 3. Relationship between cavitation-erosion weight loss and Ni equivalent for several types of steels.

粉末 200 g のペースト混合物を塗付し、120 h 保持するエッチング処理により生じた腐食部を SEM 観察した。

3. 試験結果および考察

3.1 M系13Crステンレス鋼の耐CE性挙動

Fig. 1 に試験結果をまとめて示す。ここでは素材硬さと侵食量の関係を他の鋼種と共に示した。M系13Crステンレス鋼の侵食量は素材硬さに強く依存し下に凸の傾向が見られる。すなわち、 $HV \geq 250$ では化学組成に関係なく硬さに強く依存し、 $250 \leq HV \leq 350$ では多少のばらつきが見られるものの、侵食量と硬さの間にほぼ反比例的な関係が見られる。しかし、 $HV \geq 350$ では侵食量の硬さ依存性が徐々に減少し、これ以上硬さを増しても耐CE性の改善はあまり望めない傾向がうかがえる。そこで、上記のばらつきの原因を調べる目的でFig. 2にM系13Crステンレス鋼の化学成分のうちNi量を3段階に分けて示した。Ni量が少ない材料はバンドの上方に、多い材料は下方に位置する傾向が見られる。すなわち、素材硬さが同じときNi量の多いほど材料の耐CE性が優れている。これらの挙動を理解するため、侵食量を材料硬さごとに分類し、平山のNi当量¹⁴⁾によつて整理した。その結果をFig. 3に示す。このNi当量は γ 相の安定度を示すパラメーターで、その値が小さいほど γ 相が不安定であることを示す。さらにその値が25.7%以下では常温で75%の冷間加工を施すと γ 相に一部M相を生成し、20.7%以下では固溶化状態で一部M相を生成する。12%程度ではほぼ100%M相となると言われる¹⁴⁾。なお、平山の式に入れる固溶C量は個々の試料中のC固溶限 C^* を(1)式で求め、化学組成表中のC量が C^* より小さい場合はそのまま、 C^* を超える場合は C^* を固溶C量とした。

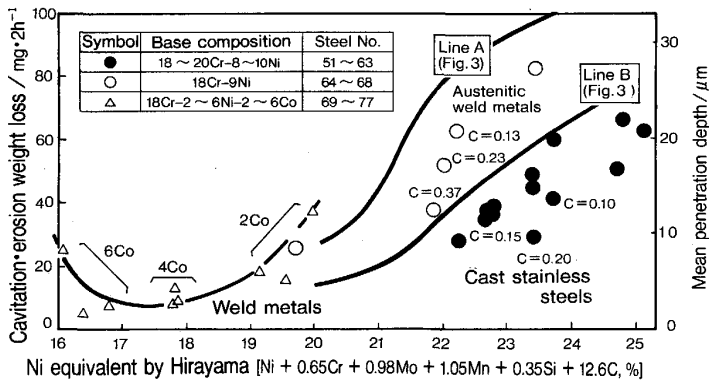


Fig. 4. Relationship between cavitation-erosion weight loss and Ni equivalent of Co. Bearing weld metals and cast stainless steels (steel number : 51~77).

$$\log C^* = -6100/T + 4.21 - 0.086(Cr + Ni) \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 T は絶対温度であり、1323 Kとした。

この結果より、M系13Crステンレス鋼は材料硬さごとにNi当量に対し右下がりの傾向が認められる。したがって、この耐CE性の増大はNi当量の増大(残留 γ 相量の増大)に伴う加工硬化能の増加に基づくものであると説明できる。

以上より、M系13Crステンレス鋼の耐CE性は素材硬さによりほぼ決定され、Ni当量の増加によつて生ずる加工硬化能の増大は特性改善への寄与が比較的小さいと考えられる。

3.2 γ 系18Cr-8Niステンレス鋼および類似鋼の耐CE性挙動

試料51~59の代表鋼種について、素材硬さと侵食量との関係をFig. 1に示す。またFig. 3(試料21~49)および4(試料51~68)に平山のNi当量と侵食量との関係を示した。Fig. 1より、 γ 系ステンレス鋼では侵食量と素材硬さの間に明確な関係が見出されず、Fig. 3と4とで整理に用いたNi当量との方に比較的明確な関係が見出される。すなわちFig. 3に示した試料(C含有量:0.05~0.10%, 溶着金属)の侵食量はNi当量 \geq 26%の γ 相安定領域ではNi当量に無関係で一定の値を示すものの、それ以下では急減している。Ni当量 \approx 20%の γ 相不安定領域では γ 相安定域の1/5ほどまで侵食量が減少している。Fig. 4においてもほぼ同様である。なお、Fig. 4には試料51~63(図中黒丸)は鋳鋼、試料64~68(図中白丸)は高C含有溶着金属、図中の実線はFig. 3の低C含有溶着金属の上下の線(Line AおよびB)を示した。また添え字はC量である。この結果を詳細に見ると、侵食量は溶着金属に比べ鋳鋼の方が、また、同じ鋼種では低C鋼に比べ高C鋼の方が、若干少ない傾向を示している。これは侵食に対する抵抗が前者では δ -フェライトの分散状態や溶着金属層間の

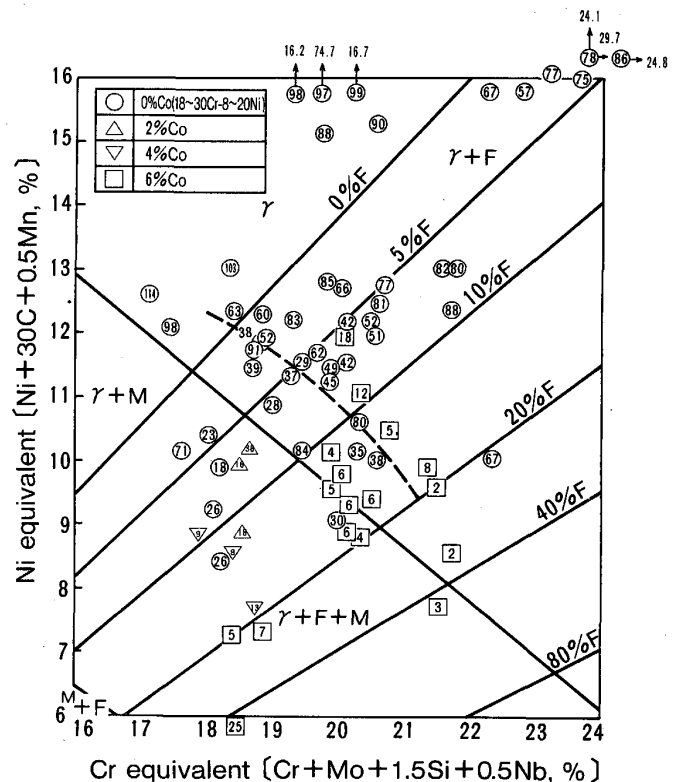


Fig. 5. Chemical structure of Co bearing stainless steel in Schaeffler's diagram and their cavitation-erosion weight loss. Numbers in symbol are cavitation erosion weight loss (mg/2h, steel number : 21~77).

結合状態¹³⁾に、後者では炭素の加工硬化率の増大作用¹⁶⁾や析出炭化物の分散強化作用¹⁷⁾に基づいているためと思われる。この理由については後で検討する。いずれにしても、 γ 系18Cr-8Niステンレス鋼の耐CE性は γ 相不安定領域で最高に達しているのも、この耐久性の機構は γ 相がキャビテーション衝撃力により加工誘起マルテンサイト変態し、高硬度になることにより達成されるものと見ることが出来る。Fig. 5はそれらを確認する目的で示したシェフラの状態図である。各シンボル

内数字は侵食量 (mg/2h) である。ここで白丸印で示した (18~30)Cr-(8~20)Ni ステンレス鋼 (試料 21~68) に注目すると、その侵食量はフェライト相 (F) と γ 相の混相領域では Ni 当量と Cr 当量の共に大きい側で大きく、図中点線より下方の $[\gamma + F]/[\gamma + F + M]$ の境界領域では小さな値を示している。これは侵食量が γ 相の安定性に基づくことを示している。

以上より、18Cr-8Ni および類似の γ 系ステンレス鋼の耐 CE 性は素材硬さに無関係で、化学組成 (特に Ni 当量) に伴う γ 相の M 変態しやすさでほぼ決定されるものと見ることが出来る。そして、材料の製法に基づく金属組織、C 量等の違いはそれらに多少の影響を与える程度と考えられる。

3.3 γ 系 18Cr-6Co ステンレス鋼の耐 CE 性挙動

試料 69~103 の試験結果を Fig. 1 および 4~6 に示す。ここでは溶着金属、鋳鋼の違い等を無視して示した。Fig. 1 より、 γ 系 18Cr-6Co ステンレス鋼では侵食量と素材硬さの間に明確な相間は見出されない。しかし、Fig. 4~6 では Ni 当量との間に相関性が見られる。すなわち Fig. 4 より、2~6% Co 含有鋼の侵食量は 18Cr-8Ni 系ステンレス鋼の延長線上に位置し、Co 量の増大に伴い侵食量の減少する傾向が見られる。また Fig. 5 より、シェフラ状態図上の位置がほぼ同じであっても 4~6% Co 含有鋼の侵食量は 0~2% Co 含有鋼に比べ小さな値を示している。Fig. 6 はこれらの関係を C 量ごとに分類した結果である。 γ 系 18Cr-8Ni ステンレス鋼の侵食量は Ni 当量 \approx 22~25 間での増加が急勾配を示すのに対し、 γ 系 18Cr-6Co ステンレス鋼の

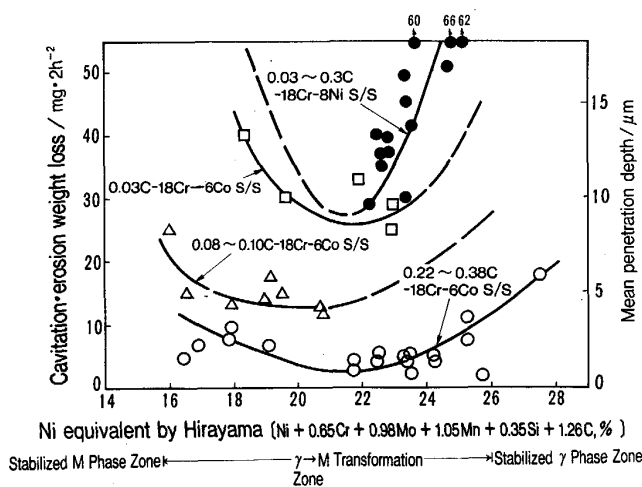


Fig. 6. Relationship between cavitation erosion weight loss and Ni equivalent of Co. Bearing austenitic metals and cast stainless steels (steel number: 51~77).

Table 2. Role of alloying elements on martensite transformation of anstentic stainless steels¹⁸⁾.

Alloying element	M_s lowering value ($^{\circ}$ F/1%)	M_d lowering value ($^{\circ}$ F/1%), (b)	Ni equivalent coefficient (a)	b/a
Ni	106	106	1.00	106
Mn	97	73	$0.11 \text{ Mn} - 0.0086 \text{ Mn}^2$	—
Cu	153	121	0.44	275
Co	24	23	0.41	56
C	4 300	1 400	24.5	57
N	5 800	570	18.4	31

(Base composition: 16Cr-12Ni-14Mn-3Co-0.1C-0.1N)

侵食量は C 量ごとに明確に区分されいずれも幅広い Ni 当量間において緩やかな勾配を示しているのが特徴である。このように Co や C が耐 CE 性に著しく作用する原因については Table 2¹⁸⁾ が参考になる。表下に示した基本組成に対する各合金元素の役割は表中の係数を比較することで示され、Co および C は Ni 当量係数 (a) に対する M_d 点の降下割合 (b) の小さい元素であることが明らかである。すなわち、b/a の値が小さい元素は幅広い Ni 当量域で γ 相を安定化させる反面、塑性変形により M 相を生じやすくする元素と見ることができ、Co の b/a 値は C と同等、Ni の 1/2 倍である。したがって Ni に代えて Co を添加した鋼は、キャビテーション衝撃により加工誘起 M 相を生じやすく、こうして表面直下に生成した硬化層の存在が耐 CE 性を向上する原因と考えられる。

以上より、 γ 系 18Cr-6Co ステンレス鋼の耐 CE 性は素材の当初硬さに無関係で、化学組成 (特に Co および C 量, Ni 当量) によりほぼ決定されるものと見ることが出来る。そして、本材料の最大の特徴は γ 系 18Cr-8Ni ステンレス鋼に比べ 10 倍程度の耐 CE 性を示すことである。

3.4 ステンレス鋼の耐 CE 性発現機構

Fig. 7 に各鋼種の C 量と侵食量の関係を示す。ここで M 系 13Cr ステンレス鋼は代表例として 550~560 $^{\circ}$ C 焼もどし材のみ示した。この 13Cr 鋼の侵食量は C 量に依存せず、3.1 節で述べた焼もどし温度に伴う硬さ依存性の方が大きいようである。これは本鋼の残留 γ 相量が比較的少なく、キャビテーション衝撃によつて生ずる加工誘起 M 変態に伴う加工硬化量が少ないため、C による M 相の加工硬化率増大作用¹⁶⁾ が実質的に現れなかつたものと思われる。一方、 γ 系 (18~30)Cr-(8~10)Ni ステンレス鋼の侵食量は、C 量に依存する部分とそうでない部分に区分されるようである。すなわち、Ni

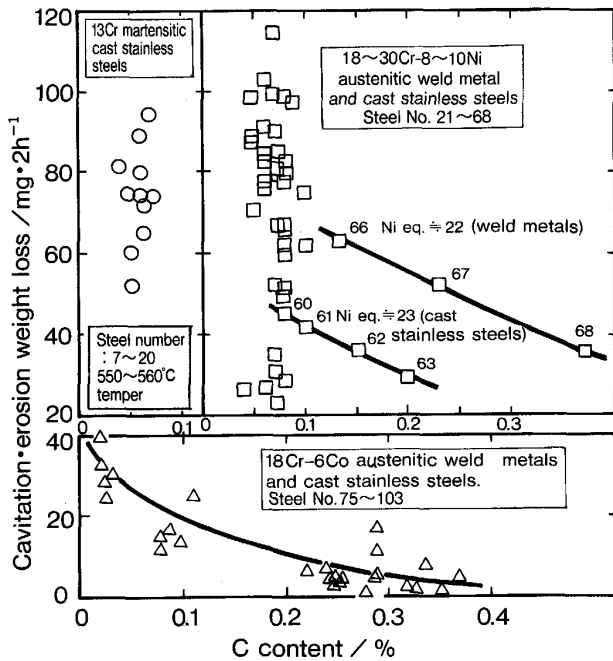


Fig. 7. Relationship between cavitation erosion weight loss and C content for several types of stainless steels.

当量が 22~23 あたりの γ 相不安定領域に位置する材料は C 量依存性が明確で、C 量の増大により侵食量が単調に減少している。一方、同一 C 量、たとえば 0.05~0.1% における侵食量はこれら C 含有量の変化に伴う値以上に变化しており、Fig. 6 で見られたように侵食量を決定する主要因が Ni 当量であることを示している。したがって、C 量の効果は γ 相が多量の M 相に変態可能な γ 相不安定領域においてのみ生じ、C 含有量の増大に伴う加工硬化率増大作用¹⁶⁾ が引き出されるものと思われる。次に、 γ 系 18Cr-6Co ステンレス鋼の侵食量は C 量に強く依存し、C 量の増大に伴う侵食量の低下割合が顕著である。これは本鋼が Co 添加により幅広い Ni 当量範囲でキャビテーション衝撃によつて容易に大量の M 相を生成するため、C 量の増大に伴う M 相の加工硬化率増大作用¹⁶⁾ が直接的に現れたものと思われる。なお、C の固溶限以上の領域にもその効果が見られるのは Cr 炭化物の析出に伴う材料の分散強化に基づくものと思われる¹⁷⁾。

Fig. 8 は試験前後における試験面直下の材料硬さと C 量の関係である。18Cr-6Co ステンレス鋼は、C 量の増大に伴い著しく材料硬さが上昇しているのに対し、18Cr-8Ni ステンレス鋼はその変化が少なく上述の推察を裏付けている。

以上をまとめると Fig. 9 が得られる。図には Ni 当

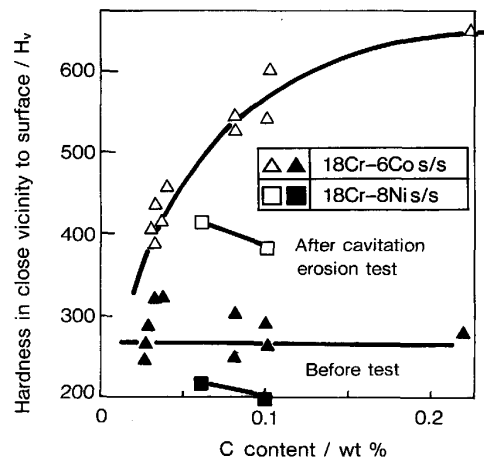


Fig. 8. Relationship between carbon content and hardness in close vicinity to cavitation erosion surface (steel number: 93~103, 61 and 104).

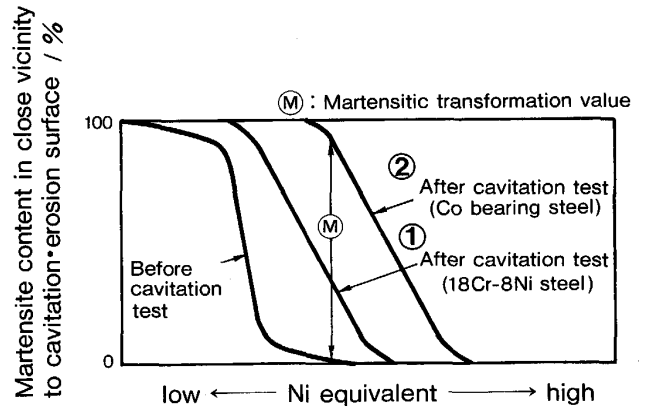


Fig. 9. Schematic drawing for role of alloying elements and microstructures on cavitation erosion resistance.

量と試験面直下の M 相量の関係を模式的に示した。試験によつて生じた M 相量は曲線間の差 (M) として表される。13Cr M 系ステンレス鋼は Ni 当量が十分小さく、当初の M 相量が 100% に近い値をとっているため残留 γ 相が完全に変態したとしても加工誘起 M 変態量は必然的に小さい値となる。 γ 系 18Cr-8Ni ステンレス鋼では Ni 当量が比較的大きく、当初 100% 近い γ 相をとることができる。しかし、試験後の M 相量が図中の曲線① (18Cr-8Ni) をとるため、加工誘起 M 変態量はそれほど大きな値をとり得ず、Ni 当量が 22 前後の限られた範囲においてのみ優れた耐 CE 性を示すことになる。一方、Co 含有鋼は Table 2 における Co の M_s 点降下割合が小さいことから明らかなように、試験後の M 相曲線は曲線② (Co 含有鋼) の値をとることになる。その結果、18Cr-8Ni 鋼に比べ高い Ni 当量においても加

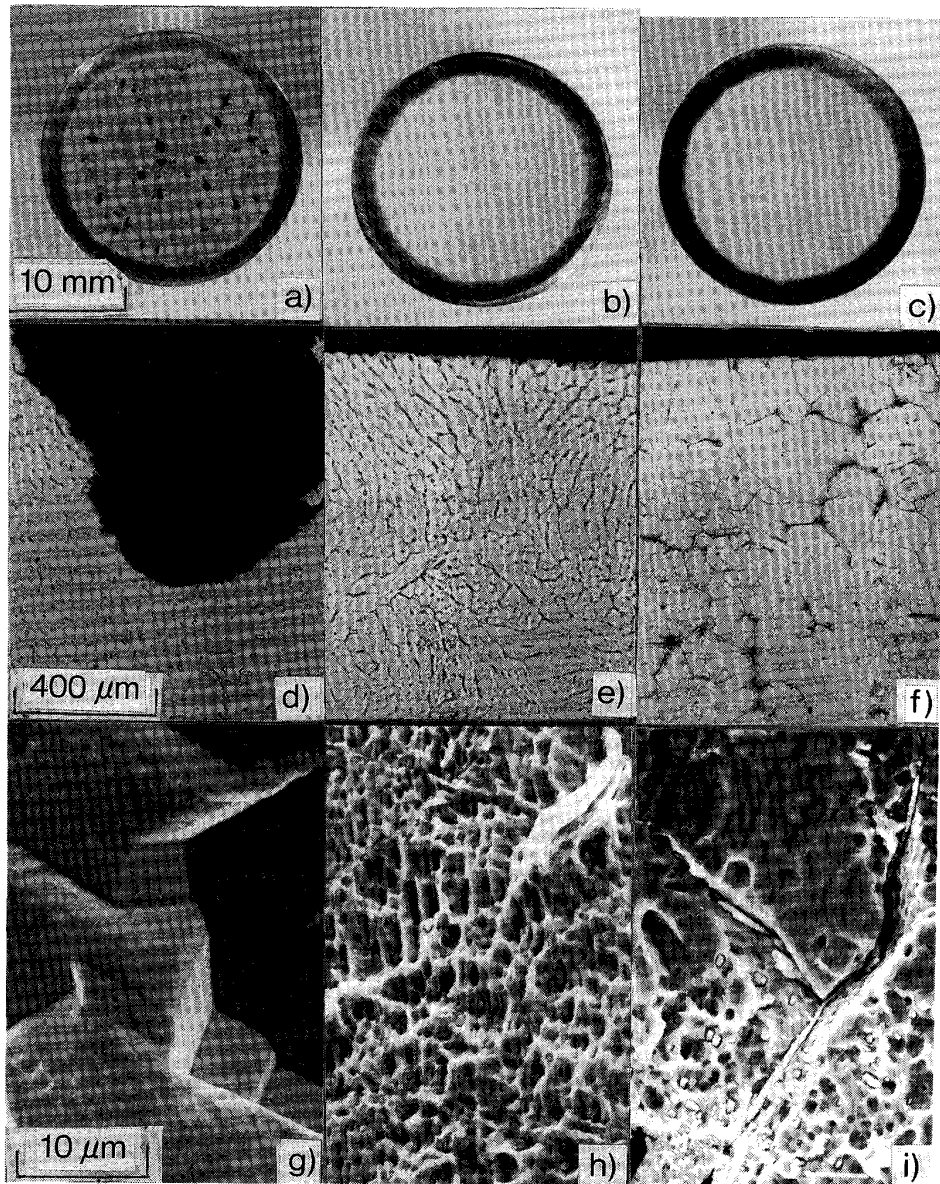


Photo. 1. Photographs of the attacked surface [a~c)] and their cross section after cavitation erosion test [d~f)] and SEM photographs [g~i)] of pitting corrosion surface [g~i)]. a), d) and g) are for 18Cr-8Ni cast stainless steel (steel number : 104). b), e) and h) are for low C-Cr-6Co cast stainless steels (steel number : 97). c), f) and i) are for 0.2C-18Cr-6Co cast stainless steels (steel number : 93).

工誘起 M 相を生成することが可能となり、優れた耐 CE 性を示すものと考えられる。

Photo. 1 は 3 種類の試料における試験後の試験片外観 (a~c)、試験面の断面状況 (d~f) およびエッチング処理を加えた表面の SEM 写真 (g~i) である。18Cr-8Ni ステンレス鋼は試験面に激しい凹部が生じ、その底部には、共に γ 相をとどめている。一方、 γ 系低 C-18Cr-6Co ステンレス鋼は試験面の損傷が少なく、その侵食面直下には M 相が見られる。また腐食面にも M

相の微細な溶解跡が確認される。次に、 γ 系 0.2C-18Cr-6Co ステンレス鋼は低 C 材とほぼ同様であるものの、粒内および粒界に析出した炭化物が確認される。これらの観察結果は上述の推測をほぼ裏付けている。

次に、Photo. 2 にキャピテーション・エロージョン侵食面の SEM 写真の代表例を示す。18Cr-8Ni ステンレス鋼では表面の凹凸が激しく $\sim 10 \mu\text{m}$ 程度の比較的大きな塊が剝離したように観察される。一方、0.2C-18Cr-6Co ステンレス鋼では侵食面が平坦で $\sim 3 \mu\text{m}$ 程

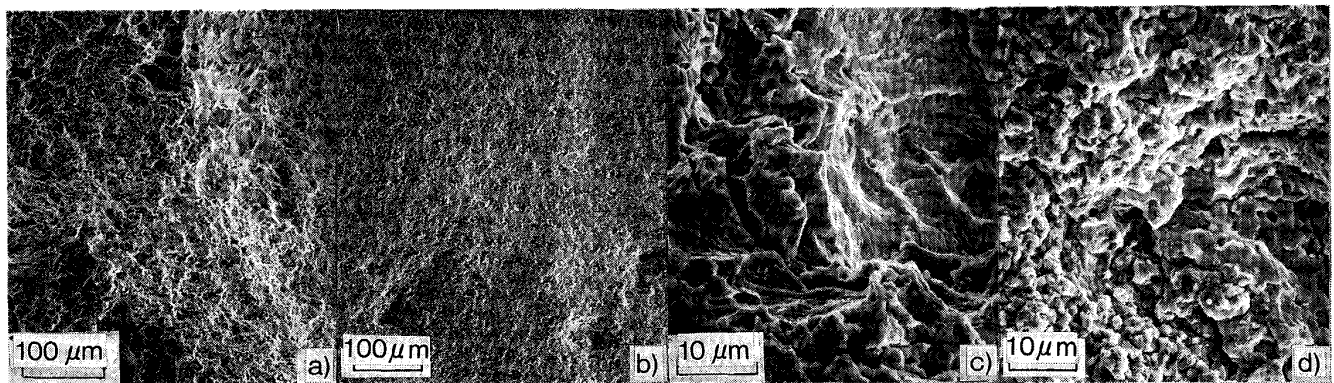


Photo. 2. SEM photographs of the attacked surface after the cavitation-erosion test. a) and c) are for 18Cr-8Ni cast stainless steel (steel number: 104). b) and d) are for 0.2C-18Cr-6Co cast stainless steel (steel number: 93).

度の比較的小さな塊が剥離したように観察され、キャビテーション衝撃によつて生じた加工誘起 M 相の存在による損傷の違いが明確に見られる。

4. 結 言

ステンレス鋼の耐キャビテーション・エロージョン (CE) 性に及ぼす金属組織と合金元素の役割について検討した結果、以下のことが明らかとなつた。

1) 2~7Cr 低合金鋼およびマルテンサイト系 13Cr ステンレス鋼の耐 CE 性は焼もどし温度に依存する素材硬さによりほぼ決定され、化学組成 (残留 γ 相の存在) 変化に伴う加工硬化能の増大がわずかにそれらを改善する程度である。

2) 18Cr-8Ni および類似のオーステナイト系ステンレス鋼の耐 CE 性は素材硬さに無関係で、化学組成に依存する γ 相の加工誘起 M 変態能によつてほぼ決定される。そして、平山の Ni 当量が 20~24% 近傍の γ 相不安定領域ではその値が小さいほど、C 量が多いほど耐 CE 性は向上する。

3) オーステナイト系 18Cr-6Co ステンレス鋼の耐 CE 性は Co 量, Ni 当量及び C 量に強く依存し、幅広い Ni 当量範囲で優れた特性を示す。

4) これは Co が γ 相形成元素の中で M_s 点を下げる効果の最も小さい元素であると同時に、 M_d 点の降下割合も小さいためと考えられ、幅広い Ni 当量範囲で大量の加工誘起 M 相が生成するためである。また C 量の効果は加工誘起 M 相の加工硬化率増大作用および Cr 炭

化物の析出に伴う分散強化作用に基づくものと考えられる。

本研究を行うにあたり試験に協力いただいた当社日立研究所、佐藤晃二氏、高安博氏および日立テクノ株式会社、池田肇二氏に謝意を表す。

文 献

- 1) 工藤良一郎, 福田 実, 林 幸一: ターボ機械, 10 (1982), p. 23
- 2) 幡谷文男, 佐藤晃二: ターボ機械, 12 (1984), p. 161
- 3) F. L. LAQUE: Marine Corrosion (1975), p. 147 [John Wiley and Sons]
- 4) 茨木善朗, 佐々木敏美: 日本金属学会誌, 43 (1979), p. 845
- 5) C. T. FUJII: ASTM STP 610 (1976), p. 213
- 6) 栄 幸雄: 防食技術, 6 (1957), p. 1
- 7) F. J. HEYMANN: ASTM STP 474 (1970), p. 212
- 8) A. THIRUVENGADAM: ASTM STP 408 (1967), p. 22
- 9) 金属防食技術便覧 (日本学術振興会編) (1972), p. 147 [日刊工業新聞社]
- 10) 清岡鐘一: 金属材料, 1 (1961), p. 66
- 11) 小沼 勉, 幡谷文男, 高安 博, 佐藤晃二, 小倉 慧: 溶接学会論文集, 4 (1986), p. 733
- 12) 尾崎敏範, 小沼 勉: 防食技術, 36 (1987), p. 83
- 13) 朝日直達: 機械設計, 25 (1981)15, p. 34
- 14) 平山俊成: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 507
- 15) 西野知良, 賀川直彦: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 107
- 16) 長谷川正義: ステンレス鋼便覧 (1973), p. 85 [日刊工業新聞社]
- 17) 中江秀雄 (私信)
- 18) C. F. HULL: Weld. J., 52 (1973), Research Suppl., p. 193-s
- 19) 長谷川正義: ステンレス鋼便覧 (1973), p. 59 [日刊工業新聞社]