

|||||  
 論 文  
 |||||

## ステンレス鋼の耐アブレシブ摩耗性に及ぼす硬さ, 析出物の影響

広 田 龍 二\* 末 次 輝 彦\*\* 森 川 広\*\*\* 伊 東 建次郎\*\*\*\*

## The Influences of Hardness and Precipitates on Abrasive Wear Resistance of Stainless Steels

Ryouji Hirota, Teruhiko Suetsugu, Hiroshi Morikawa, Kenjiro Itou

## Synopsis:

The influences of hardness and precipitates on abrasive wear resistance were investigated in stainless steels with the base chemical composition of 17mass%Cr and 13mass%Cr. Specific wear was evaluated by pin-on-disk wear test, in which specimen was worn by SiC particles contained in the polishing paper.

In the case of (Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> or NbC were precipitated in the matrix, reduction of specific wear was much larger than in the case of vickers hardness of specimen increased from 108HV to 632HV. Then, it was revealed that abrasive wear resistance was strongly affected by dispersion of carbides. Compared by a sort of carbide, TiC followed by NbC and (Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub> exhibited much effect of improving abrasive wear resistance. And there was a strong correlation between hardness of carbide and specific wear. From Secondary electron image (SEM) observation of the wear surface, it was seen that hard carbides suppressed wearing by SiC particles. In the case of the same carbides such as NbC dispersed in matrix, with increasing the volume fraction of carbides, specific wear reduced slightly and settled at a constant value.

## 1. 緒 言

織機部品のフラットヘルド（以下、ヘルドと称する）には、高強度を有するSUS420J2（0.3mass%C - 13mass%Cr鋼）が使用されている。ヘルドは、長さ約340mm、幅約3mmの細長い部品であり、織機1台に約12000本装着され、その中央部に開けられた穴に糸が1本1本通される。機織りの際には穴部と糸が擦れるため、ヘルドは織機の使用時間経過とともに摩耗し、やがては摩耗痕に接触した糸のほつれ、切れなどが発生する。そのため機織りの生産現場においては、織機を一定期間使用するたびにヘルドを交換する必要がある。近年、紡織業界の分野では、糸を構成する化学繊維の高強度化（硬質粒子TiO<sub>2</sub>との複合化）や織機の高速度化が急速に進められており、それにともないヘルドの摩耗が促進され、その寿命低下の問題が顕在化している。

化学繊維に含有されるTiO<sub>2</sub>粒子は径1μm程度であり、その硬さは約2000HV<sup>1)</sup>である。一方、ヘルド部材

のSUS420J2は通常、焼入れ-焼戻しが施され、硬さを480HV程度に調整して使用される。これらのことからヘルドの摩耗形態は、繊維に含有されるTiO<sub>2</sub>粒子による切削に起因したアブレシブ摩耗<sup>2) 3)</sup>と推察される。SUS420J2は高強度を有するとともに耐摩耗性が良好なステンレス鋼としてよく知られている<sup>4)</sup>が、ヘルドメーカーからは、高寿命のヘルドを製造するためにSUS420J2よりもさらに耐アブレシブ摩耗性が良好なステンレス鋼が求められている。

一方、これまでにステンレス鋼の耐アブレシブ摩耗性に着目した研究として、マルテンサイト(α')系ステンレス鋼において炭素量と比摩耗量との関係<sup>5)</sup>、フェライト(α)系ステンレス鋼において摩耗量に及ぼす炭化物<sup>6)</sup>、Nb量<sup>7)</sup>の影響、オーステナイト(γ)系ステンレス鋼において摩耗痕深さに及ぼす炭化物量の影響<sup>8)</sup>、加工誘起マルテンサイト変態と摩耗量との関係<sup>9) 10)</sup>を調査した例、あるいはα系ステンレス鋼とγ系ステンレス鋼の耐摩耗性を比較した例<sup>11)</sup>などがある。これらのほとんどは、耐アブレシブ摩耗性の支配因子が材料の硬さである<sup>12)</sup>

\*ステンレス高合金研究部 材料プロセス研究チーム 主任研究員 \*\*ステンレス高合金研究部 材料第一研究チーム  
 \*\*\*ステンレス高合金研究部 部長 \*\*\*\*ステンレス高合金研究部 材料プロセス研究チーム (現 株式会社 北陸ヨシナカ)

ことを前提にして議論を展開している。しかし、前述したようにアブレシブ摩耗とは硬質粒子により材料が切削される摩耗であるため、基底中に分散する析出物に強く影響を受けると考えられる。析出物の影響については、 $\gamma$ 系ステンレス鋼において耐アブレシブ摩耗性が炭化物の体積率と相関を示すとの報告<sup>8)</sup>があるが、炭化物による耐アブレシブ摩耗性向上メカニズムまでは言及していない。このような耐アブレシブ摩耗性の影響因子、すなわち材料の硬さおよび析出物の影響を系統的に調査し、支配因子を把握することは、耐アブレシブ摩耗性に優れたステンレス鋼を開発するうえできわめて重要と考えられる。

そこで本研究では、Fe-17mass%Cr鋼およびFe-13mass%Cr鋼をベースとした鋼を用い、耐アブレシブ摩耗性に及ぼす硬さ、析出物の影響を調査し、その支配因子を明らかにすることを試みた。

## 2. 供試材および実験方法

Table 1 に供試材の化学成分を示す。供試材は、Fe-17mass%Cr鋼およびFe-13mass%Cr鋼（以下mass%は単に%）をベースとした。Fe-17%Cr鋼については0.001%C鋼、0.05%C鋼、0.07%C-0.35%Nb鋼および0.08%C-0.44%Ti鋼を用い、Fe-13%Cr鋼については、0.34%C鋼、0.34%C鋼にNb量を0.16%~0.51%に変動させて添加した鋼および0.42%C-0.40%Ti鋼を用いた。

Table 1 Chemical compositions of stainless steels used (mass%)

	C	Cr	Nb	Ti
17%Cr base steel	0.001	17.12	-	-
	0.05	16.87	-	-
	0.07	16.84	0.35	-
	0.08	16.78	-	0.44
13%Cr base steel	0.34	13.58	-	-
	0.34	13.49	0.16	-
	0.34	13.56	0.32	-
	0.39	13.61	0.40	-
	0.34	13.59	0.51	-
	0.42	13.64	-	0.40

- : Not detected

いずれの鋼も高周波真空溶解炉で溶製し、縦80mm×横180mm×高さ215mmの寸法の扁平鋳型に鋳造した。その後、酸化スケールを除去するために鋼塊に表面研削を施し、1200℃まで昇温して30分間均熱後、板厚5mmまで熱間圧延を行い、続いて熱延板に溶体化処理および熱処理を施した。0.001%C-17%Cr鋼についてのみ、熱間圧延の仕上げ厚みを9mmとし、熱延板を熱処理後、

圧延率44%、80%で冷間圧延を行った。Table 2 にそれぞれの鋼に施した熱処理の条件を示す。熱処理後の熱延板から直径3mm長さ20mmの試験片を長手方向が圧延方向になるように採取した。0.001%C-17%Cr鋼については冷延板からも試験片を採取した。

Table 2 Conditions of heat treatment

	Steel	Conditions
17%Cr base steel	• 0.001%C	(i) 950℃ - 30min → WQ* <sup>1</sup> (ii) 950℃ - 30min → WQ → cold rolling with the reduction of 44% and 80%
	• 0.05%C • 0.07%C - 0.35%Nb • 0.08%C - 0.44%Ti	(i) 800℃ - 6h → AC* <sup>2</sup>
13%Cr base steel	• 0.34%C • 0.39%C - 0.40%Nb	(i) 1050℃ - 15min → WQ (ii) 1050℃ - 15min → WQ → 800℃ - 30min → AC (iii) 1050℃ - 15min → WQ → 300℃ - 30min → AC
	• 0.34%C - (0.16~0.51)%Nb	(i) 1050℃ - 15min → WQ
	• 0.42%C - 0.40%Ti	(i) 1050℃ - 15min → WQ → 300℃ - 30min → AC

WQ\*<sup>1</sup> : water quenching  
AC\*<sup>2</sup> : air cooling

これらの試料をビッカース硬さ測定、組織観察、析出物の同定、ピンオンディスク型摩耗試験および摩耗面の観察に供した。

ビッカース硬さ測定は、試料の断面硬さをFV-7型FUTURE-TECH製ビッカース硬度計を用いて荷重98Nにて行った。

組織観察は、摩耗試験前の試験片について行った。試験片の長手方向を切断面と平行になるように切断し、切断面を鏡面研磨した。金属組織を観察するためにフッ酸、硝酸、グリセリンをそれぞれ体積比で1:1:3に混合した液でエッチングした。また、析出物分布を観察するために、切断面を鏡面研磨後、10%シュウ酸溶液中にて6Vで1秒間の電解エッチングを施した。エッチングを施した試料の観察を、光学顕微鏡にて行った。

析出物の同定は、EPMA分析と抽出した析出物のX線回折により行った。EPMA分析には、日本電子(株)製JXA-8900RL型EPMAを用いた。摩耗試験前の試験片を組織観察用の試料と同様に切断、鏡面研磨し、70μm×80μmの領域を面分析した。分析条件は加速電圧15kV、照射電流 $3 \times 10^{-8} \mu\text{A}$ 、ビーム径0.5μm、スキャンピッチ0.5μmとして分析一点あたりの検出時間を50msとした。析出物の抽出は、試料をヨウ素-メタノール溶液中で超音波溶解した後、溶液中の未溶解残渣を、メンブレンフィル

ター (孔径 $0.1\mu\text{m}$ ) を用いて吸引ろ過することにより行った。抽出した残渣に、(株)リガク製RINT1500を用いX線を照射させ回折線の反射角度から析出物を同定した。X線回折の条件は、Coターゲット、電圧140kV、20mAである。

ピンオンディスク型摩耗試験は、野村計機製POD-5057型ピンオンディスク型摩耗試験機を用いて行った。Fig. 1 に試験機の概略を示す。試験片を径100mmφのディスク上に貼られたSiCペーパーにのせ一定の荷重をかけながらディスクを回転させ、試験片の円形の箇所をアブレシブ摩耗させるものである。用いたSiCペーパーは番手#400、SiC粒子の硬さは3100HV、粒径は約 $20\mu\text{m}^{13}$ である。試験条件は、付加荷重20N、摩擦距離80m、ディスク回転速度を $0.66\text{m/s}$ とした。試験後の試料について摩耗量Mを測定し(1)式を用いて比摩耗量 $W^{14}$ を計算して耐アブレシブ摩耗性を評価した。

$$W = M / PL \dots\dots\dots (1)$$

ここで W:比摩耗量 ( $\text{mm}^2/\text{N}$ ), M:摩耗量 ( $\text{mm}^3$ )

P:荷重 (N), L:摩擦距離 (mm)

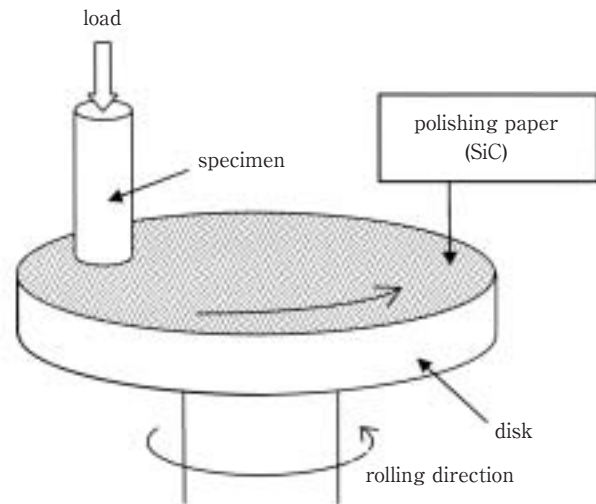


Fig. 1 Schematic illustration of a pin-on-disk wear test apparatus.

比摩耗量Wが小さいほど耐アブレシブ摩耗性が良好であると評価される。

摩耗面の観察は、日立製作所製S-4000型走査顕微鏡を用いて行った。

### 3. 結果および考察

#### 3.1 フェライト組織と焼戻しマルテンサイト組織での比摩耗量の比較

Fig. 2 に $950^\circ\text{C} - 30\text{min}$ 保持空冷後の $0.001\%C - 17\%Cr$

鋼 (a) (b)、および $1050^\circ\text{C} - 15\text{min}$ 保持後水冷の焼入れ処理、続いて $300^\circ\text{C} - 30\text{min}$ 保持空冷後の焼戻し処理を施した $0.34\%C - 13\%Cr$ 鋼 (c) (d) の光顕組織を示す。試料 (a) (c) はフッ酸、硝酸、グリセリンで、試料 (b) (d) は10%シュウ酸溶液で電解エッチングを施したものである。 $0.001\%C - 17\%Cr$ 鋼は再結晶フェライト組織を呈しており(a)、光顕観察では析出物は認められなかった(b)。一方、 $0.34\%C - 13\%Cr$ 鋼は焼戻しマルテンサイト組織を呈しており(c)、析出物が全面に分散していた(d)。

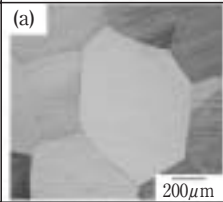
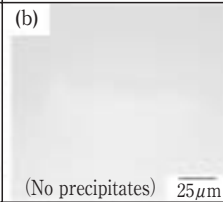
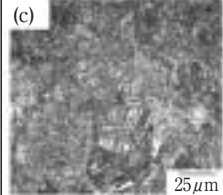
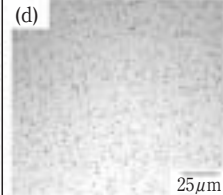
etched by	HF, HNO <sub>3</sub> , and glycerin	10%H <sub>2</sub> C <sub>2</sub> O <sub>2</sub>
0.001%C - 17%Cr steel	(a) 	(b) 
0.34%C - 13%Cr steel	(c) 	(d) 

Fig. 2 Optical micrographs of  $0.001\%C - 17\%Cr$  steel with heat treatment at  $950^\circ\text{C}$  for 30min following air cooling (a) (b), and  $0.34\%C - 13\%Cr$  steel with heat treatment at  $1050^\circ\text{C}$  for 15min following water quenching,  $300^\circ\text{C}$  for 30min following air cooling (c) (d).

Fig. 3 に $0.34\%C - 13\%Cr$ 鋼から抽出した析出物のX線回折パターンを示す。図から $0.34\%C - 13\%Cr$ 鋼に認めら

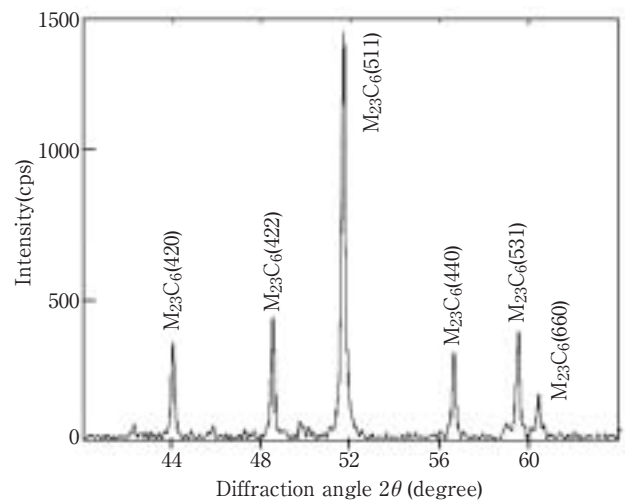


Fig. 3 X-ray diffraction pattern obtained from the precipitates extracted from  $0.34\%C - 13\%Cr$  steel.

れた析出物は $M_{23}C_6$ 型の炭化物であることがわかる。一方、後述するEPMA分析では析出物が観察された箇所にCrおよびCが濃化していることが確認された。これらの結果から、分散していた析出物は $(Fe, Cr)_{23}C_6$ と同一とした。

Table 3 にこれら0.001%C-17%Cr鋼および0.34%C-13%Cr鋼の比摩耗量を比較した結果を示す。なお、表中にはそれぞれのビッカース硬さも併せて示している。

Table 3 Specific wear of 0.001%C-17%Cr steel and 0.34%C-13%Cr steel

Steel	Precipitates	Specific wear ( $\times 10^{-7} \text{mm}^2/\text{N}$ )	Vickers hardness
0.001%C-17%Cr	No Precipitates	7.7	108HV
0.34%C-13%Cr	$(Fe, Cr)_{23}C_6$	5.2	576HV

0.34%C-13%Cr鋼の比摩耗量は0.001%C-17%Cr鋼の約2/3であり、0.34%C-13%Cr鋼は耐アブレシブ摩耗性に優れていることがわかる。ビッカース硬さを比較すると、0.34%C-13%Cr鋼が576HVに対して0.001%C-17%Cr鋼は108HVと低い。一般に純金属や炭素鋼において耐アブ

レシブ摩耗性は、材料の硬さで一義的に決まるとされている<sup>12)</sup>。したがって、このビッカース硬さの差異が比摩耗量に影響していると推察される。しかし、Fig. 2 に示したように0.34%C-13%Cr鋼には $(Fe, Cr)_{23}C_6$ が全面に分散しているため、比摩耗量に対して試料の硬さ、析出物の存在、どちらが強く影響しているかを、この結果から判断することはできない。

### 3.2 比摩耗量に及ぼす硬さ、析出物の影響

本節では、比摩耗量に及ぼす硬さ、析出物それぞれの影響について検討した。まず析出物が認められない試料を用いて比摩耗量に及ぼす試料の硬さの影響を調査し、ついで硬さを同等にそろえた試料を用いて比摩耗量に及ぼす析出物の影響を評価した。

Fig. 4 は、950°C-30min保持空冷後の0.001%C-17%Cr鋼(a)、圧延率44%、80%で冷間圧延を施した0.001%C-17%Cr鋼(b)(c)および1050°C-15min保持後水冷の焼入れ処理を施した0.34%C-13%Cr鋼(d)(e)の光顕組織を示す。試料(a)~(d)はフッ酸、硝酸、グリセリンで、0.34%C-13%Cr鋼の試料(e)は10%シュウ酸溶液でエッチングしたものである。なお、図中にそれぞれの試料のビッカース硬さを示している。圧延率44%、80%で冷間圧延を施した0.001%C-17%Cr鋼(b)(c)は伸展粒からなる圧延組織を呈しており、試

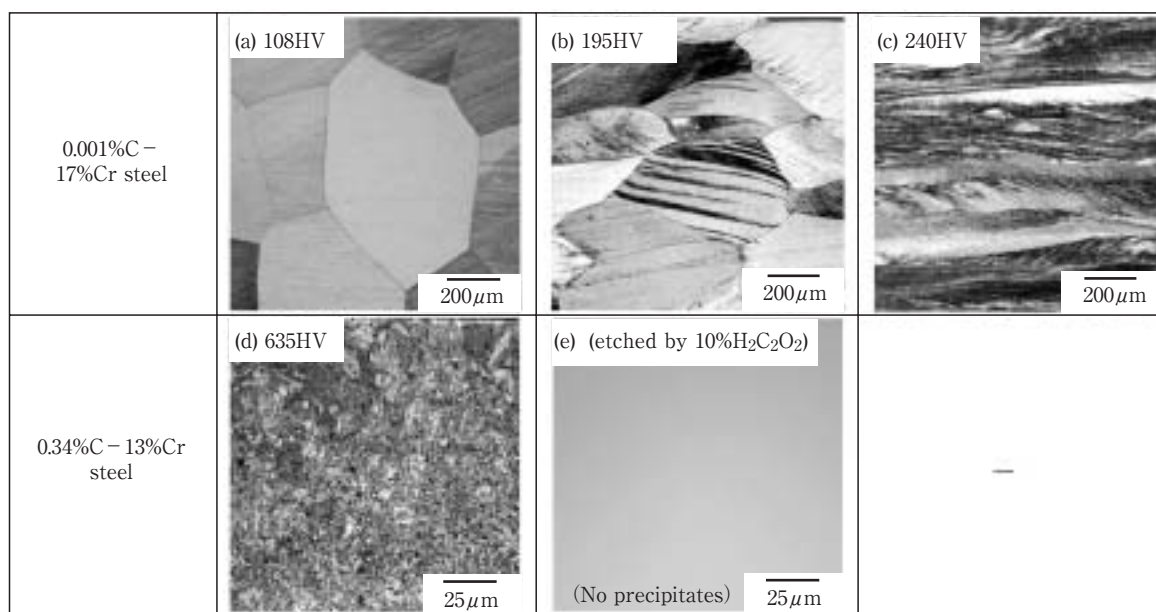


Fig. 4 Optical micrographs of 0.001%C-17%Cr steel with heat treatment at 950°C for 30min following air cooling (a), cold rolled with the reduction of 44% (b) and 80% (c), and 0.34%C-13%Cr steel with heat treatment at 1050°C for 15min following water quenching (d) (e).

料 (a) と比べると圧延によって転位が導入されていることがうかがえる。前節 Fig. 2 に示したように 0.001% C - 17% Cr 鋼には析出物は認められなかった。一方、焼入れ処理を施した 0.34% C - 13% Cr 鋼はマルテンサイト組織を呈しており (d)，こちらでも析出物は認められなかった (e)。

Fig. 5 に、これらの試料の比摩耗量をビッカース硬さで整理した結果を示す。なお、図中には焼入れ - 焼戻し処理を施した 0.34% C - 13% Cr 鋼，すなわち  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  の分散が認められた試料の比摩耗量も併せて示している。比摩耗量はビッカース硬さの増加にともないゆるやかに減少しており、ビッカース硬さの増加が耐アブレシブ摩耗性の向上に寄与していることがわかる。しかし、 $(Fe, Cr)_{23}C_6$  の分散が認められた試料の比摩耗量はこれらいずれの試料よりも小さい。このことは、析出物の存在自体が比摩耗量に大きく影響を及ぼすことを示唆している。そこで析出物の存在自体の影響を把握するため、硬さを同等にそろえた試料を用いて比摩耗量に及ぼす析出物の影響を評価した。

Fig. 6 は、圧延率 80% で冷間圧延を施した 0.001% C - 17% Cr 鋼 (a)，1050℃ - 15min 保持後水冷の焼入れ処理，続いて 800℃ - 30min 保持空冷後の焼戻し処理を施した 0.34% C - 13% Cr 鋼 (b) および 0.39% C - 13% Cr - 0.40% Nb 鋼 (c) の光顕組織を示す。試料は 10% シュウ酸溶液で電解エッチングを施したものである。図中には試料のビッカース硬さを示しており、ビッカース硬さは約

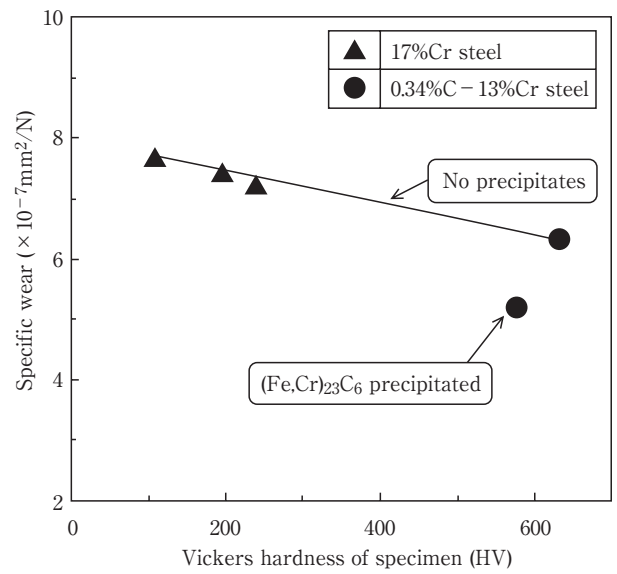


Fig. 5 Relation between vickers hardness of specimen and specific wear.

240HV にそろえている。0.001% C - 17% Cr 鋼 (a) には、析出物が認められないのに対して、0.34% C - 13% Cr 鋼 (b) には析出物が全面に分散している。0.39% C - 13% Cr - 0.40% Nb 鋼 (c) には、0.34% C - 13% Cr 鋼 (b) で認められたのと同等の大きさの析出物が全面に分散していると同時に図中矢印で示した径が若干大きい析出物が点在していることがわかる。

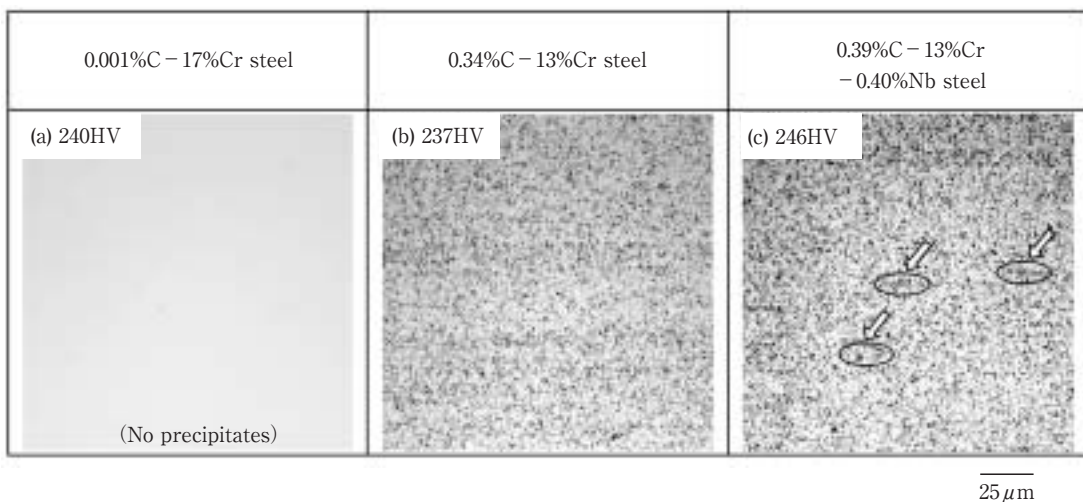


Fig. 6 Optical micrographs of 0.001% C - 17% Cr steel cold rolled with reduction of 80% (a), 0.34% C - 13% Cr steel (b) and 0.39% C - 13% Cr - 0.40% Nb steel (c) with heat treatment at 1050℃ for 15min following water quenching, 800℃ for 30min following air cooling.

Fig. 7 に0.34%C - 13%Cr鋼 (a) および0.39%C - 13%Cr - 0.40%Nb鋼 (b) のEPMA分析結果を示す。0.34%C - 13%Cr鋼 (a) では、径1 $\mu$ m程度の範囲でCrとCが同一箇所濃化していることがわかる。この試料においては、抽出残渣のX線回折で $M_{23}C_6$ のピークが検出された。これらの結果から、分散している析出物は $(Fe, Cr)_{23}C_6$ であると考えられた。一方、0.39%C - 13%Cr - 0.40%Nb鋼 (b) ではC濃化している箇所が、径1 $\mu$ m程度の範囲だけではなく2~5 $\mu$ mの範囲にもあることがわかる。Cが径1 $\mu$ m程度の範囲で濃化している箇所にはCrの濃化 (例えば矢印A)、径2~5 $\mu$ mの範囲で濃化している箇所にはNbの濃化が認められる (例えば矢印B)。抽出残渣のX線回折では、 $M_{23}C_6$ とともにNbCのピークが検出された。これらの結果から、分散している析出物は $(Fe, Cr)_{23}C_6$ およびNbCであると同定された。

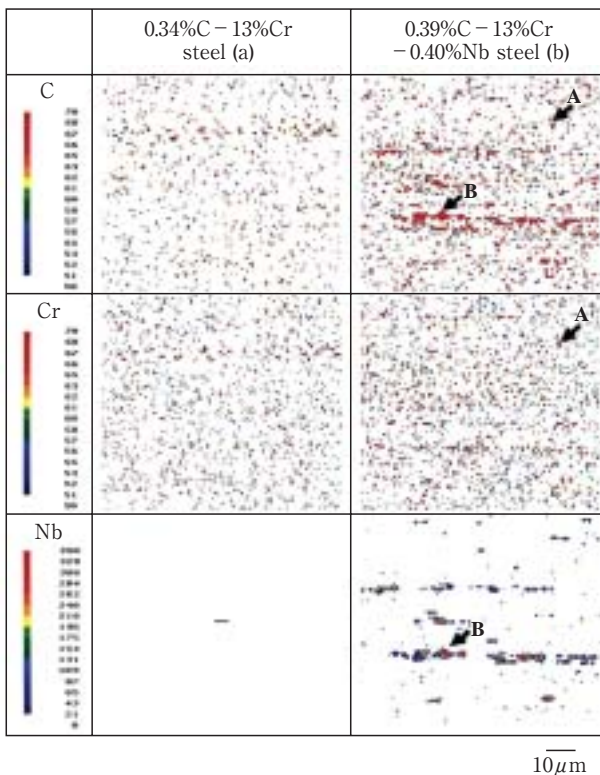


Fig. 7 EPMA analysis of 0.34%C - 13%Cr steel (a) and 0.39%C - 13%Cr - 0.40%Nb steel (b).

Table 4 は、0.001%C - 17%Cr鋼、0.34%C - 13%Cr鋼 および0.39%C - 13%Cr - 0.40%Nbの比摩耗量を比較した結果を示す。なお、表中にはそれぞれのビッカース硬さも併せて示している。ビッカース硬さが同等にも

かかわらず比摩耗量は異なっており、析出物が認められなかった0.001%C - 17%Cr鋼の比摩耗量が最も大きく、ついで $(Fe, Cr)_{23}C_6$ が析出していた0.34%C - 13%Cr鋼、 $(Fe, Cr)_{23}C_6$ とNbCが析出していた0.39%C - 0.40%Nb - 13%Cr鋼の順で比摩耗量が減少している。これらの結果から、比摩耗量には試料のビッカース硬さのみならず析出物の存在自体が影響していることが判明した。

Table 4 Specific wear of 0.001%C - 17%Cr steel, 0.34%C - 13%Cr steel and 0.39%C - 13%Cr - 0.40%Nb steel

Steel	Precipitates	Specific wear ( $\times 10^{-7}$ mm <sup>2</sup> /N)	Vickers hardness
0.001%C-17%Cr	No Precipitates	7.3	240HV
0.34%C-13%Cr	$(Fe, Cr)_{23}C_6$	5.3	237HV
0.39%C-13%Cr-0.40%Nb	$(Fe, Cr)_{23}C_6, NbC$	3.0	246HV

Fig. 8 は、Fig. 5 およびTable 4 の結果をまとめて比摩耗量をビッカース硬さで整理したものである。析出物が認められなかった試料では、ビッカース硬さが108HVから632HVに増加しても比摩耗量は $1.3 \times 10^{-7}$  (mm<sup>2</sup>/N) 減少する程度である。 $(Fe, Cr)_{23}C_6$ が析出していた試料では、ビッカース硬さが237HVから576HV

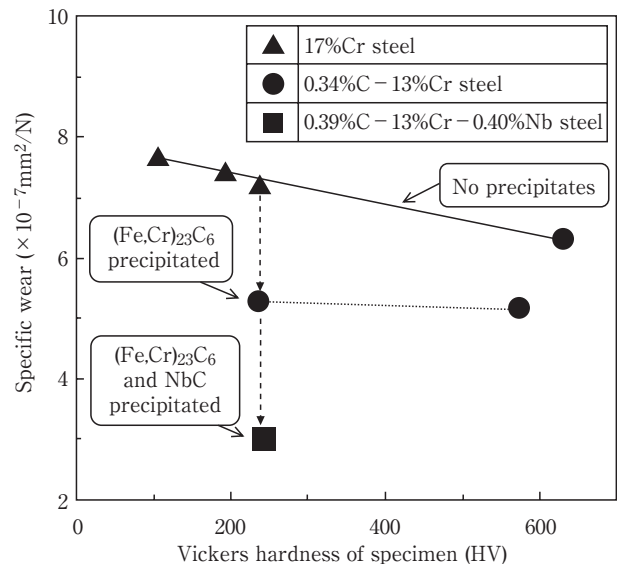


Fig. 8 Relation between vickers hardness and specific wear.

に増加しても比摩耗量はほとんど変化していない。一方、ビッカース硬さが約240HVの試料で比較を行うと、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>が析出すると比摩耗量は析出物が認められない試料に比べ $1.9 \times 10^{-7}(\text{mm}^2/\text{N})$ 減少し、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>とNbCが析出するとさらに $2.3 \times 10^{-7}(\text{mm}^2/\text{N})$ 減少している。

本節における結果から、今回調査した範囲では、ステンレス鋼の耐アブレシブ摩耗性は試料のビッカース硬さよりも析出物の存在そのものに強く影響されることが明らかになった。

### 3.3 比摩耗量に及ぼす析出物の影響

前節Fig. 8の結果からは、比摩耗量に対して析出物の量、種類のどちらがより強く影響しているかを判断することはできない。そこで本節では、まず比摩耗量に及ぼす析出物の体積率の影響を評価し、ついで析出物の種類の影響を検討した。

Fig. 9に0.05%C - 17%Cr鋼 (a), 0.07%C - 17%Cr -

0.35%Nb鋼 (b), 0.08%C - 17%Cr - 0.44%Ti鋼 (c) および0.34%C - 13%Cr鋼 (d), 0.39%C - 13%Cr - 0.40%Nb鋼 (e), 0.42%C - 13%Cr - 0.40%Ti鋼 (f)の光顕組織を示す。17%Cr鋼は800℃ - 6h保持空冷したもの、13%Cr鋼は1050℃ - 15min保持後水冷の焼入れ処理をし、続いて300℃ - 30min保持空冷後の焼戻し処理を施したものである。17%Cr鋼 (a) (b) (c) では13%Cr鋼 (d) (e) (f) に比べ析出物の量が少ないことがわかる。また17%Cr鋼では試料 (b) (c) に分散している析出物の径は、試料 (a) における析出物に比べ若干大きいことを確認できる。一方、13%Cr鋼の試料 (e) (f) では試料 (d) において認められたのと同等の大きさの析出物が全面に分散しているとともに図中矢印で示したような径が若干大きい析出物が点在していることがわかる。0.05%C - 17%Cr鋼 (a) および0.34%C - 13%Cr鋼 (d) では、抽出残渣のX線回折およびEPMA分析から、分散している析出物は (Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>と同定された。

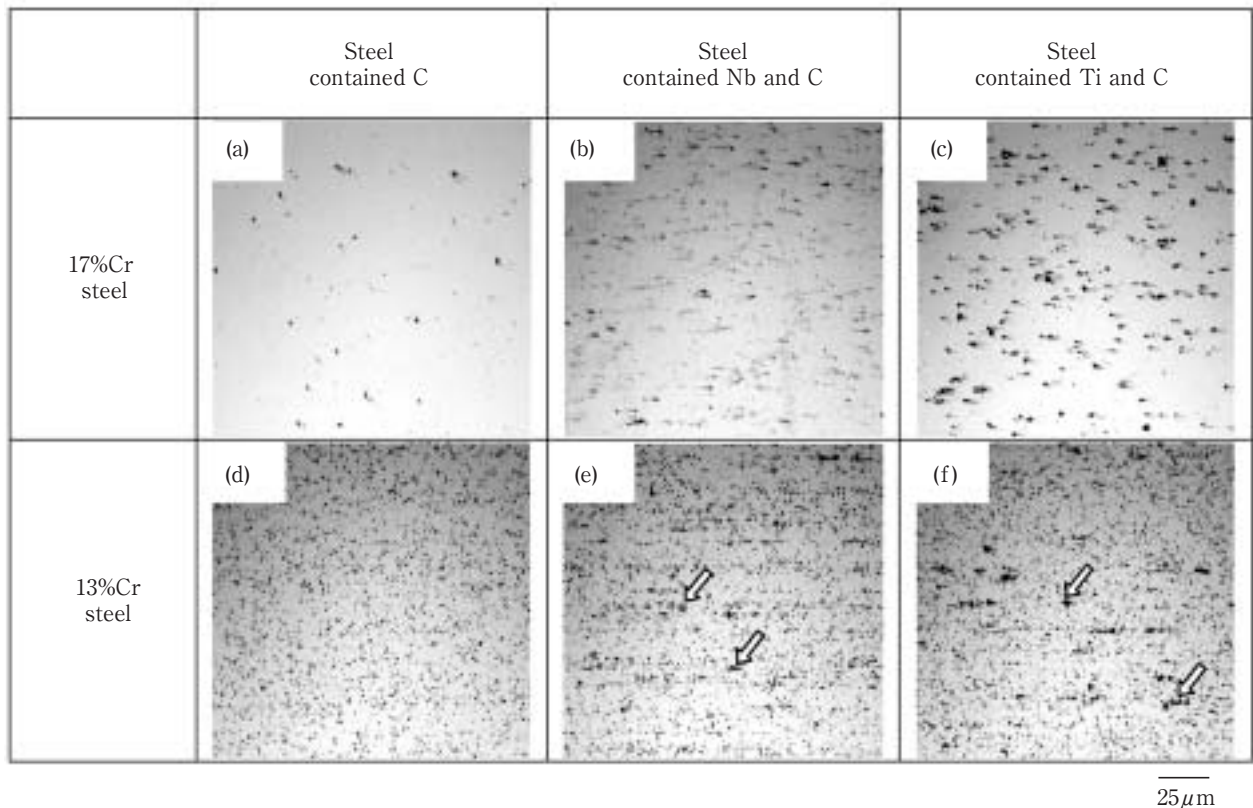


Fig. 9 Optical micrographs of 0.05%Cr - 17%Cr steel (a), 0.07%C - 17%Cr - 0.35%Nb steel (b), 0.08%C - 17%Cr - 0.44%Ti steel (c), 0.34%C - 13%Cr steel (d), 0.39%C - 13%Cr - 0.40%Nb steel (e), and 0.42%C - 13%Cr - 0.40%Ti steel (f). 17%Cr steels were heat treated with 800℃ for 6h following air cooling. 13%Cr steels were heat treated with 1050℃ for 15min following water quenching, 300℃ for 30min following air cooling.

Fig.10には0.07%C-17%Cr-0.35%Nb鋼 (a) および0.08%C-17%Cr-0.44%Ti鋼 (b) のEPMA分析結果を示す。0.07%C-17%Cr-0.35%Nb鋼 (a) ではNbとCが、0.08%C-17%Cr-0.44%Ti鋼 (b) ではTiとCが同一箇所に濃化していることがわかる。抽出残渣のX線回折では、0.35%Nb鋼 (a) においてNbC、0.44%Ti鋼 (b) においてTiCのピークが検出された。以上の結果から、0.07%C-17%Cr-0.35%Nb鋼 (a) および0.08%C-17%Cr-0.44%Ti鋼 (b) に分散している析出物は、それぞれNbC、TiCであると同定された。0.39%C-13%Cr-0.40%Nb鋼および0.42%C-13%Cr-0.40%Ti鋼についても同様のEPMA分析、抽出残渣のX線回折を行い、0.39%C-13%Cr-0.40%Nb鋼に認められた析出物は、NbCと $(Fe, Cr)_{23}C_6$ 、0.42%C-13%Cr-0.40%Ti鋼に認められた析出物はTiCと $(Fe, Cr)_{23}C_6$ であることを確認している。

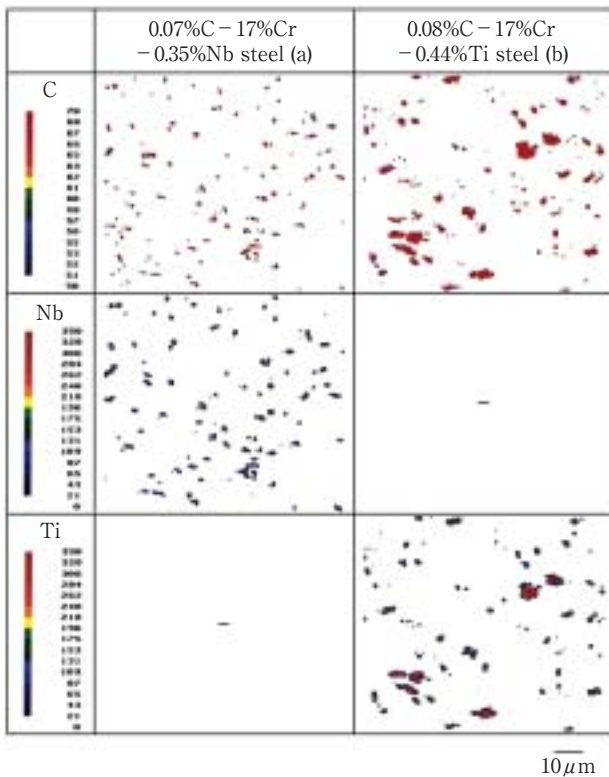


Fig.10 EPMA analysis of 0.07%C-17%Cr-0.35%Nb steel (a) and 0.08%C-17%Cr-0.44%Ti steel (b).

Fig.11はこれらの17%Cr鋼および13%Cr鋼の比摩耗量を比較した結果を示す。図中( )内にそれぞれの試料のビッカース硬さを示している。ビッカース硬さは、17%Cr鋼では143HV~164HVの範囲にあり、13%Cr鋼では576HV~585HVの範囲にある。17%Cr鋼、13%Cr鋼いずれにおいても $(Fe, Cr)_{23}C_6$ が析出した試料の比摩耗量

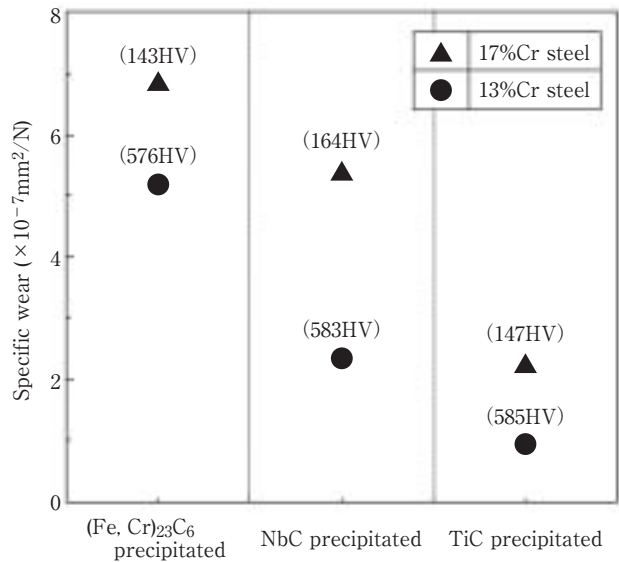


Fig.11 Specific wear of 17%Cr base steels and 13%Cr base steels.

が最も大きく、NbC、TiCが分散すると比摩耗量は減少し、TiCが分散している試料の比摩耗量が最も小さくなった。同一の炭化物が分散している試料で比べると、13%Cr鋼の比摩耗量はいずれも17%Cr鋼に比べ小さかった。

これらの試料に析出している炭化物の体積率を<Appendix>に示す方法にて計算し、比摩耗量との関係を整理した結果をFig.12に示す。図中には析出した炭化

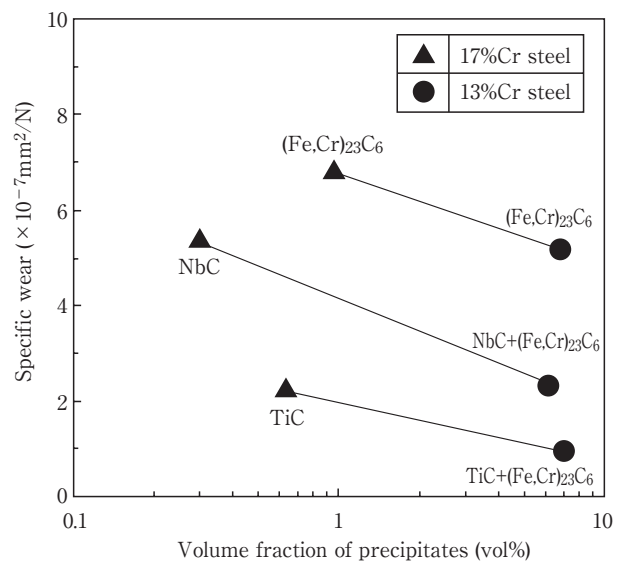


Fig.12 Effect of volume fraction of precipitates on specific wear.

物の種類も併せて記している。同一炭化物が析出している試料と比較すると、炭化物の体積率増加により比摩耗



量は減少する傾向を示している。しかし、13%Cr鋼、あるいは17%Cr鋼のみで比較すると、炭化物の体積率がほぼ同等の試料でも比摩耗量に差異が見られる。したがって、比摩耗量は炭化物の体積率のみで一義的に整理できるとはいえない。

一方、析出している炭化物の硬さに着目すると、 $(Fe, Cr)_{23}C_6$ 、NbC、TiCの硬さはそれぞれ1300HV、2400HV、3200HV<sup>15)</sup>である。そこで比摩耗量を炭化物の硬さで整理した。その結果をFig.13に示す。13%Cr鋼、17%Cr鋼いずれにおいても比摩耗量は炭化物の硬さの増加にともない直線的に減少していることがわかる。この結果から、ステンレス鋼の耐アブレシブ摩耗性は、析出している炭化物の硬さに強く影響されるものと考えられた。ここで、13%Cr鋼の比摩耗量が17%Cr鋼に比べ小さかったのは、13%Cr鋼の方が、試料の硬さが高いことおよび炭化物の析出量が多いことに起因すると推察される。同一炭化物の析出量の影響については次節にて述べる。

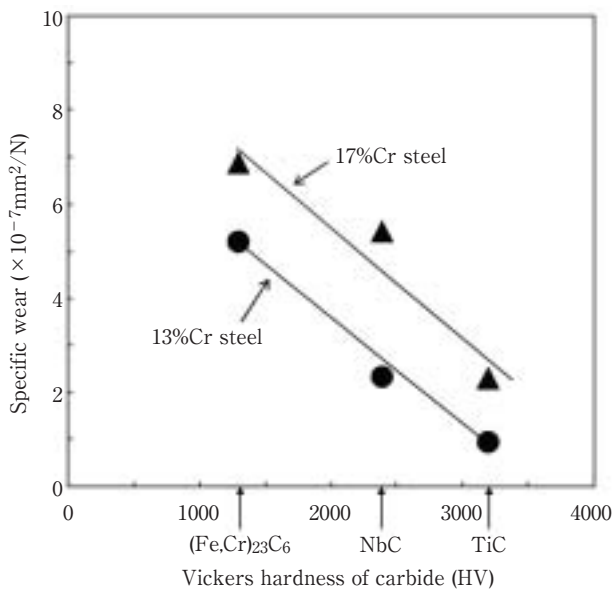


Fig.13 Effect of vickers hardness of carbide on specific wear.

これまでにステンレス鋼の耐アブレシブ摩耗性に及ぼす析出物種の影響については、M.Aksoyらがフェライト系ステンレス鋼で検討を行っている<sup>6)</sup>。彼らは、フェライト組織を呈する18%Cr鋼にMo、Ti、VあるいはNbの炭化物が析出した場合に耐アブレシブ摩耗性が向上すると報告している。しかし、耐アブレシブ摩耗性が向上した要因を炭化物分散による試料の硬さ上昇と結論づけており、炭化物そのものの影響は考慮していない。本研究では、上述したように硬質な炭化物自体がアブレシブ摩耗を抑制している可能性が考えられた。そこで炭化物による耐アブレシブ摩耗性向上メカニズムを明らかにするために、試料摩耗面の観察を行った。

Fig.14に0.34%C-13%Cr鋼 (a) および0.39%C-13%Cr-0.40%Nb鋼 (b) の摩耗初期における試料摩耗面のSEM像を示す。摩耗距離はいずれも10mである。0.34%C-13%Cr鋼では直線的な擦過痕が認められるのに対し(a)、0.39%C-13%Cr-0.40%Nb鋼ではNb炭化物が切削を抑制している様子がうかがえる(b)。

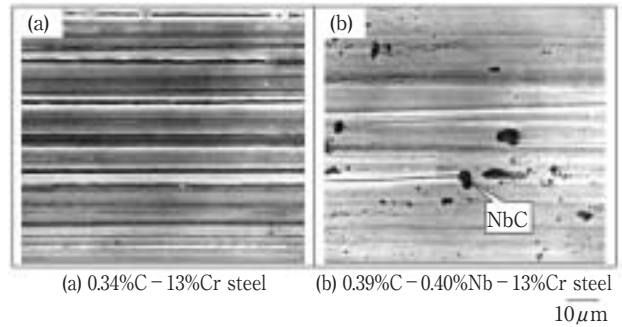


Fig.14 SEM micrographs showing the initial wear surface of specimens, 0.34%C-13%Cr steel (a) and 0.39%C-0.40%Nb-13%Cr steel (b). Wear distance is 10m.

これらの結果から、硬質な炭化物による耐アブレシブ摩耗性向上のメカニズムをFig.15のように推察した。すなわち軟質な $(Fe, Cr)_{23}C_6$ が析出している場合、研磨紙のSiC粒子が接触すると $(Fe, Cr)_{23}C_6$ は基底とともに削りとられて摩耗が進行する(a)。一方、硬質なNbCあるいはTiCが析出している場合には、SiC粒子による切削をNbCあるいはTiC自体が抑制し、その結果、耐アブレシブ摩耗性が向上する(b)。

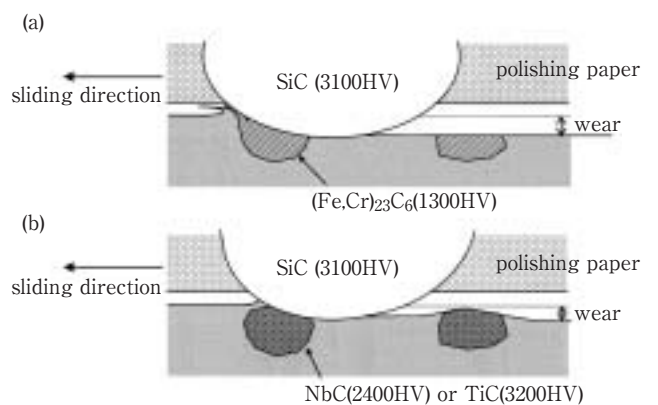


Fig.15 Schematic illustration showing the mechanism of improving abrasive wear resistance by Nb or Ti carbide.

### 3.4 比摩耗量に及ぼす同一炭化物の析出量の影響

これまでに得られた結果から、ステンレス鋼の耐アブレシブ摩耗性は析出している炭化物の硬さに強く依

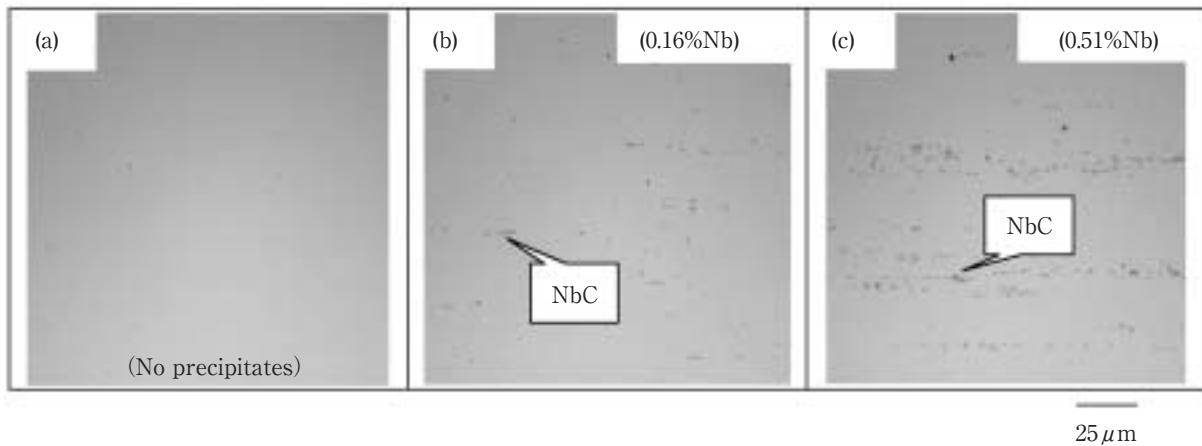


Fig.16 Optical micrographs of 0.34% C - 13% Cr steel (a), 0.34% C - 0.16% Nb - 13% Cr steel (b), and 0.34% C - 0.51% Nb - 13% Cr steel (c) were heat treated with 1050°C for 15min following water quenching.

存していることが明らかになった。本節では、析出物の種類をそろえて比摩耗量に及ぼす析出物量の影響を調査した。

Fig.16に1050°C - 15min保持後水冷の焼入れ処理を施した0.34% C - 13% Cr鋼 (a), 0.34% C - 13% Cr - 0.16% Nb鋼 (b), および0.34% C - 13% Cr - 0.51% Nb鋼 (c) の光顕組織を示す。試料はいずれも10%シュウ酸溶液で電解エッチングを施したものである。ピッカース硬度はいずれも約630HVである。0.34% C - 13% Cr鋼 (a) には析出物は観察されないが、Nb添加鋼 (b) (c) では、析出物の分散が認められた。EPMA分析結果から、これらの試料で観察された析出物はNbCであることを確認している。Nb量が増加すると析出物の量が多くなっていることがわかる。

Fig.17に0.34% C - 13% Cr - (0~0.51)% Nb鋼におけるNbCの体積率と比摩耗量の関係を示す。NbCの体積率は< Appendix >に示す方法で計算した。比摩耗量はNbCの体積率が増加すると減少し、体積率が0.4vol%以上ではほぼ一定となった。この結果は、炭化物の体積率がある一定値を超えると比摩耗量にはほとんど影響を及ぼさないことを示している。

堤らは、 $\gamma$ 系ステンレス鋼において炭化物の体積率と摩耗痕深さが強い相関を示すとし、炭化物  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  の体積率増加により耐アブレシブ摩耗性が向上すると報告している<sup>8)</sup>。この見解は本研究での結果と異なる。この差異は、彼らの用いた試料が加工誘起 $\alpha'$ の生成しやすい0.15% C - 18.3% Cr - 6.6% Ni鋼であったため生じたものと推察される。SUS304では摩耗試験時の摩耗面近傍に加工誘起 $\alpha'$ が生成し、その生成量で耐アブレシブ摩耗性が変化すると報告がある<sup>10)</sup>。このことから、彼らの試験では加工誘起 $\alpha'$ と炭化物量の影響を重畳して評価

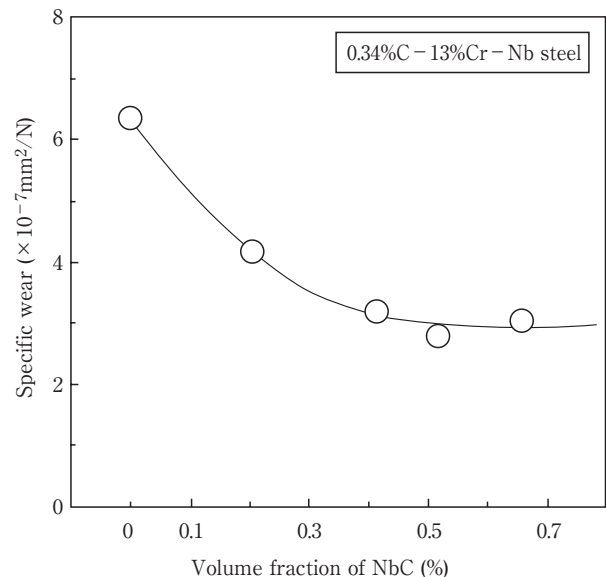


Fig.17 Effect of volume fraction of NbC on specific wear.

した可能性が考えられる。あるいは、 $(Fe, Cr)_{23}C_6$ とNbCで耐アブレシブ摩耗性に及ぼす体積率の影響度が異なっているため、挙動の差異が生じた可能性も考えられる。

同一炭化物での析出量の影響として、Fig.17のような挙動を示した原因は現在のところ不明であり、その解明については今後の課題としたい。

#### 4. 結言

Fe - 17% Cr鋼およびFe - 13% Cr鋼をベースとした鋼を用い、ステンレス鋼の耐アブレシブ摩耗性に及ぼす硬

さ、析出物の影響を調査し、以下の知見を得た。

- (1) 比摩耗量の減少量は、ピッカース硬さが108HVから632HVに増加した場合よりも、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>あるいはNbCが分散していた場合のほうが大きく、耐アブレシブ摩耗性は析出物の存在に強く影響を受けることが明らかになった。
- (2) 析出物の種類で比較すると、析出物分散の効果は、TiCが最も大きく、ついでNbC、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の順であった。
- (3) 析出した炭化物の硬さで整理すると、比摩耗量は炭化物の硬度の増加にともない直線的に減少した。このことから、耐アブレシブ摩耗性は、炭化物の硬さに強く影響されると考えられた。
- (4) 摩耗面のSEM観察結果から、硬質な炭化物による耐アブレシブ摩耗性改善のメカニズムは、炭化物自体がSiC粒子による切削を抑制することであると推察された。
- (5) 同一炭化物で比較すると、比摩耗量は炭化物の体積率増加により減少するが、体積率がある一定値以上ではほとんど変化しなかった。
- (6) 以上の結果から、ステンレス鋼における耐アブレシブ摩耗性の支配因子は析出物の硬さであると考えられた。

<Appendix>

ここでは0.34%C-13%Cr鋼および0.05%C-17%Cr鋼における(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>を例にとり、その体積率の計算方法を説明する。まず炭化物の体積を、その密度とそれを構成する元素の含有量から求め、ついで基地の体積をその重量分率と密度から求め、炭化物の体積率を計算するという手順をとる。

(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の体積率 $f_{M_{23}C_6}$ は下式(2)であらわされる。

$$f_{M_{23}C_6} = V_{M_{23}C_6} / (V_m + V_{M_{23}C_6}) \dots\dots\dots (2)$$

$V_{M_{23}C_6}$  : 試料中の $M_{23}C_6$ の体積 (cm<sup>3</sup>),

$V_m$  : 試料中の基地の体積 (cm<sup>3</sup>)

$V_{M_{23}C_6}$ および $V_m$ は下式(3)(4)であらわされる。

$$V_{M_{23}C_6} = (W \times \{Fe_{M_{23}C_6} + Cr_{M_{23}C_6} + C_{M_{23}C_6}\} / 100) / \rho_{M_{23}C_6} \dots\dots (3)$$

$$V_m = (W \times \{100 - (Fe_{M_{23}C_6} + Cr_{M_{23}C_6} + C_{M_{23}C_6})\} / 100) / \rho_M \dots\dots (4)$$

W : 試料全体の質量 (g),

$Fe_{M_{23}C_6}$  : 炭化物として存在しているFe量 (mass%),

$Cr_{M_{23}C_6}$  : 炭化物として存在しているCr量 (mass%),  
 $C_{M_{23}C_6}$  : 炭化物として存在している炭素量 (mass%),  
 $\rho_{M_{23}C_6}$  : (Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の密度 (g/cm<sup>3</sup>),  
 $\rho_M$  : 基地の密度 (g/cm<sup>3</sup>)

ここで、 $Fe_{M_{23}C_6}$ および $Cr_{M_{23}C_6}$ を考える。稲葉らは、12%Cr鋼に析出する $M_{23}C_6$ について、炭化物中のCr濃度を分析し、その結果から $Cr_{23}C_6$ 中のCr原子のうち原子分率で35%がFe原子と置換されているとしている<sup>16)</sup>。このことから $Cr_{M_{23}C_6}$ および $Fe_{M_{23}C_6}$ は、Cr, Fe, Cの原子量52, 55.8, 12を用いて下式(5)(6)であらわされる。

$$Cr_{M_{23}C_6} = C_{M_{23}C_6} \times 52 \times 23 \times 0.65 / (12 \times 6) \dots\dots\dots (5)$$

$$Fe_{M_{23}C_6} = C_{M_{23}C_6} \times 55.8 \times 23 \times 0.35 / (12 \times 6) \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 $C_{M_{23}C_6}$ を考える。13%Cr鋼および17%Cr鋼の熱処理温度におけるCの固溶量を新井らの式<sup>17)</sup>を用いて計算すると0.0010mass%以下となる。このことから0.34%C-13%Cr鋼および0.05%C-17%Cr鋼では、鋼中に含有されるCすべてが析出しているものと仮定した。これら(3)(4)(5)(6)式を(2)式に代入して $f_{M_{23}C_6}$ を求めた。なお、 $\rho_{M_{23}C_6}$ の値は7.19 (g/cm<sup>3</sup>)<sup>18)</sup>を用い、 $\rho_M$ は $\alpha$ 組織、 $\alpha'$ 組織でそれぞれ、7.70 (g/cm<sup>3</sup>), 7.75 (g/cm<sup>3</sup>)<sup>19)</sup>とした。

NbCおよびTiCの体積率についても同様の考えで求めた。NbC, TiCの密度はそれぞれ、7.76 (g/cm<sup>3</sup>), 4.91 (g/cm<sup>3</sup>)<sup>20)</sup>とした。Nb, TiはCrよりも炭素との結合力が強い元素である<sup>21)</sup>ことから、炭化物を構成するNb, Tiの量は、化学量論的にCと結合する量とした。

なお、(Fe, Cr)<sub>23</sub>C<sub>6</sub>とNbCあるいはTiCが同時に析出していた場合には、炭化物の体積率 $f$ は下式(7)あるいは(8)式を用いて求めた。

$$f = (V_{NbC} + V_{M_{23}C_6}) / (V_m + V_{NbC} + V_{M_{23}C_6}) \dots\dots\dots (7)$$

$$f = (V_{TiC} + V_{M_{23}C_6}) / (V_m + V_{TiC} + V_{M_{23}C_6}) \dots\dots\dots (8)$$

参考文献

- 1) サムソフ監修, 遠藤敬一訳: 最新酸化物便覧-物理的・化学的性質-, 日・ソ通信社, 和歌山, (1979), 201.
- 2) 水本宗男, 加藤康司: トライボロジスト, 37 (1992), 1018.
- 3) 水本宗男, 加藤康司: トライボロジスト, 38 (1993), 273.
- 4) 例えば, ステンレス協会編: ステンレス鋼便覧, 日刊工業新聞社, 東京 (1995), 503.
- 5) 貴志浩三: 鉄と鋼, 53 (1967), 1323.
- 6) M.Aksoy, V.Kuzucu, M.H.Korkut : *Wear*, 211 (1997), 265.
- 7) M.Aksoy, V.Kuzucu, M.H.Korkut : *Journal of Materials Processing Technology*, 91 (1999), 172.
- 8) 堤 修平, 池上雄二: *CAMP-ISIJ*, 16 (2003), 1405.

- 9) 釜崎謙吾, 佐々木朋裕, 八高隆雄, 大谷 忠, 坂本 智: 2004年度精密工学会秋季大会学術講演会講演論文集, (2004), 367.
- 10) 志村好男, 水谷嘉之, 中島耕一: 日本潤滑学会第22期通常総会講演予稿集 (1978), 45.
- 11) 志村好男, 水谷嘉之, 中島耕一: 日本潤滑学会第22期通常総会講演予稿集 (1978), 39.
- 12) 例えば水谷嘉之, 日本鉄鋼協会編: 第148・149回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1993), 120.
- 13) 木下直治監修, 高沢孝哉編者: 表面研磨・仕上げ技術集成, 日経技術図書, 東京, (1984), 49.
- 14) 潤滑ハンドブック, 日本潤滑学会編, 養賢堂, 東京, (1978), 92.
- 15) 佐藤忠雄: 熱処理, 13 (1973), 2.
- 16) 稲葉智一, 三上真人, 小野嘉則, 土山聡宏, 高木節雄: 鉄と鋼, 87 (2001), 613.
- 17) 新井 宏, 竹田誠一: 鉄と鋼, 72 (1986), 831.
- 18) 土山聡宏, 高木節雄, 中村定幸: 鉄と鋼, 80 (1994), 68.
- 19) ステンレス協会編: ステンレス鋼便覧, 日刊工業新聞社, 東京 (1995), 502, 529.
- 20) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善, 東京, (1984), 137.
- 21) 成田貴一: 日本金属学会会報, 8 (1969), 49.