

# セミアステナイト系析出硬化型ステンレス鋼の諸特性に 及ぼすTiおよびAl添加の影響

池田 裕樹\*・磯本 辰郎\*・岸本 耕司\*

Effects of Titanium and Aluminum additions on the properties of semi-austenitic precipitation hardening stainless steel  
Hiroki Ikeda, Tatsuro Isomoto and Koji Kishimoto

Synopsis: The effects of Ti and Al additions on the various properties of semi-austenitic precipitation hardening stainless steel (0.01C-6.7Ni-15.8Cr-3.3Cu-2.0Mo-0.2Nb, 16-7PH) were investigated to develop a new material with good cold workability and high strength. The additions of Ti and Al increased the strength after precipitation hardening heat treatment while a substantial effect on the cold workability were not recognized after solution heat treatment. The increase of these elements, however, aggravated the hot workability due to proliferation of  $\delta$ -ferrite and the corrosion resistance due to an increase of local-action cell between matrix and intermetallic precipitate. It is found that the small amount of Ti to 16-7PH stainless steel resulted in good cold workability after solution treatment and high strength and good corrosion resistance after precipitation hardening heat treatment.

Key words: semi-austenitic; precipitation hardening; hot workability; cold workability; Ti and Al additions; corrosion resistance; high strength

## 1. 緒言

従来、ステンレス鋼を柱および梁等建築構造材として使用したステンレス建築構造物は、建築基準法で予想されていない特殊な建築材料および構造方法を用いたものとして、個々の建築物ごとに建築基準法第38条の規定に基づく建設大臣認定が必要であった。

しかし、ステンレス鋼の意匠性のみならず高温強度や耐食性に代表される特性の良さをも生かした建築物へのニーズが高まったことを受け、社団法人ステンレス構造建築協会が「ステンレス建築構造物」について平成6年9月30日に建築基準法の一般認定を取得した<sup>1) 2)</sup>。これにより、今後は建築構造材へステンレス鋼を適用することが一般的な工法として普及してくることが予想されている。

この「ステンレス建築構造物」においては柱及び梁等建築構造材の締結用として高強度ステンレス鋼製のボルト・ナットが規定されているため、これらの素材である高強度ステンレス鋼の需要も増加すると考えられている。

一方、建築構造材以外の内外装やサッシ等の取付け用のドリリングタッピングネジは、従来より意匠性や耐食性の良さからステンレス鋼製のものが使用されており、今後も更に需要が増加して行くと考えられている<sup>3)</sup>。

これらステンレス鋼製高強度ボルト・ナットは普通鋼の高強度ボルトと同程度の高い強度、またドリリングタッピングネジは十分な穿孔性を持つよう高硬度が要求される。加えて、どちらの場合でもステンレス鋼として十分な耐候性を併せ持つことが要求される。更に、冷間鍛造やヘッダーで製造される場合が多く、素材の冷間加工性が優れていることも重要である。

このステンレス鋼製高強度ボルト、ナットおよびドリリングタッピングネジ等の素材として、現在は汎用のステンレス鋼が適用されているが、以下に挙げるような幾つかの問題点がある。

マルテンサイト系ステンレス鋼 (SUS410等) は、強度的には十分で冷間加工も可能であるが、耐食性が不十分である。一方、オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS304, SUSXM7等) では、耐食性および冷間加工性は十分なレベルにあるが強度が低い。またマルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼 (SUS630) は、耐食性および強度的には良好であるが、冷間加工が非常に困難である。セミアステナイト系析出硬化型ステンレス鋼 (SUS631) は、強度は十分であるが、冷間加工性および耐食性とも十分ではない。

以上のようにどの鋼種系でも一長一短があり、高強度ステンレス鋼製ボルトとしての要求特性を全て満たす鋼種は

\* 技術研究所特殊鋼研究室

存在しない。

しかし、各鋼種系を比較するとセミアステナイト系析出硬化型ステンレス鋼が最も特性を満たす可能性が高いものとする。そのため、筆者らがこの可能性について種々検討した結果、SUS630の成分を基本に低C化した上でMsおよびMd点を調整し、セミアステナイト化した成分系(0.01C-6.7Ni-15.8Cr-3.3Cu-2.0Mo-0.2Nb、以後16-7PH鋼と記す)を見出した。この成分は低C材である上にオーステナイトの変形抵抗を低下させるCuを含有しており、SUS631に比べて耐食性および冷間加工性が改善されている。しかし、60%冷間加工後に析出硬化熱処理(953K)を施した場合の硬さが約500HVと、同じ熱処理を施したSUS631(約560HV)に比べるとまだ劣っていることが明らかになっている<sup>4)</sup>。

そこで、本研究では一層の析出硬化硬さの向上を目的として、諸特性に及ぼす析出硬化元素であるTiおよびAlの影響について調査を行ったので報告する。

## 2. 実験方法

### 2・1 供試材化学成分

本研究においては、前述した考え方により成分調整した16-7PH鋼をベース鋼とする。これに析出硬化度の向上のためTiおよびAlを添加した成分系を考えた。TiおよびAlは固溶化熱処理時にオーステナイト基地中に固溶し、急冷時のマルテンサイト変態時に析出せず過飽和に固溶することになる。これを753K付近で時効処理することにより金属間化合物として微細に分散析出し、材料を硬化させる。

また、TiおよびAlはフェライト生成元素であるため、 $\delta$ フェライト量の抑制を目的として成分バランス的にオーステナイト生成元素であるNiを高めた高Ni鋼の成分も検討した。本研究で使用した供試材の化学成分値をTable 1に示す。

### 2・2 試験片調整方法

供試材を100kg真空溶解炉(VIM)にて溶解後、鋼塊より割り出した試験片を用いてグリーン試験機により熱間加工性の調査を行った。

残りの材料を $\phi 20$ に鍛伸し、1323K $\times$ 1.8ks、W.Q.の固溶化熱処理を施した後に硬さおよび残留オーステナイト量測定を行った。また、固溶化熱処理を施した材料にて冷間加工時の変形抵抗および冷間加工後の硬さを測定し、冷間加工性の評価を行った。

さらに、冷間加工を施した材料に803~1153Kの析出硬化熱処理を施して硬化させた後、硬さ測定および耐食性について調査を行い、析出硬化特性の評価を行った。

本実験における試験片の調整方法をFig.1に示す。

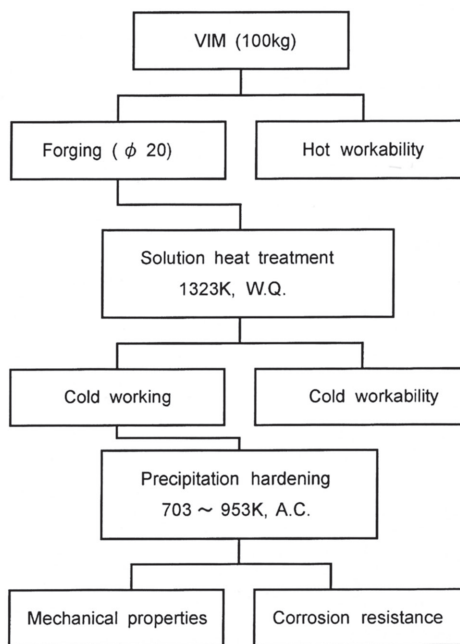


Fig.1. Specimen preparation.

### 2・3 実験方法

材料の熱間加工性をグリーン試験の絞り値で評価した。

鋼中の $\delta$ フェライト量を鋼塊中周部より採取した試験片をAMS2315Aに準拠した点算法にて測定した。

各条件における硬さを試験片断面中周部を荷重98Nのピ

Table 1. Chemical compositions of materials used. (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti	Al	Nb	N
16-7PH(base)	0.011	0.26	0.72	0.018	0.001	6.46	15.53	1.96	3.27	tr	0.005	0.25	0.0204
High Ni	0.004	0.21	0.51	0.018	0.001	7.05	15.80	1.99	3.23	tr	0.020	0.19	0.0198
0.1Ti	0.008	0.25	0.85	0.020	0.002	6.78	15.73	1.91	3.26	0.07	0.004	0.19	0.0255
0.4Ti	0.012	0.26	0.75	0.018	0.002	6.65	15.38	1.92	3.37	0.40	0.018	0.22	0.0242
High Ni-0.4Ti	0.008	0.22	0.58	0.017	0.001	7.04	15.65	2.02	3.23	0.34	0.012	0.20	0.0160
0.5Ti-0.4Al	0.004	0.24	0.83	0.020	0.002	6.68	15.50	1.90	3.31	0.48	0.420	0.18	0.0244
SUS630	0.053	0.19	0.86	0.018	0.001	4.71	15.68	0.10	3.30	0.01	0.012	0.30	0.0186
SUS631	0.070	0.47	0.71	0.013	0.005	7.39	16.09	0.01	0.12	0.01	0.920	tr	0.0167



ツカース硬さ試験機で測定した。

残留オーステナイト量を試験片中周部のX線回折の積分強度比により測定した。

冷間加工性を拘束型の冷間圧縮試験<sup>5)</sup>を行い、圧縮時の変形抵抗値および圧縮後の試験片中周部硬さで評価した。

析出物の観察および同定には薄膜を作成し、FE-TEMにて行った。使用したTEMはCold-FEタイプの日立製HF-2000である。これは1nm領域の分析が同時に可能であり、析出物の構成元素分析に使用した。

耐食性を、耐全面腐食性試験として5%塩酸および硫酸298K溶液における86.4ks浸漬、さらに耐孔食性試験として6%塩化第二鉄298K溶液における86.4ks浸漬を行い、いずれも試験片の腐食減量を秤量し、単位面積および単位時間当たりの減量を算出することで評価した。

### 3. 実験結果

#### 3・1 熱間加工性

熱間加工性の評価として各供試材のグリーブル試験を行った結果をFig.2に示す。ベース鋼に比べTiおよびAlの添加量が増すほど絞り値が低下し、熱間加工性が劣化していることが分かる。これは、TiおよびAlがフェライト生成元素であるため鋼中の $\delta$ フェライト量が増加し、この $\delta$ フェライトとマトリックスとの界面が熱間加工時の割れの起点となるためと考えられる。

Fig.3に鋼塊中周部での $\delta$ フェライトの分布状況を示す。 $\delta$ フェライト量はTiおよびAl添加とともに増加していることが分かる。 $\delta$ フェライトと合金元素の影響については様々な経験式<sup>6)~8)</sup>が提唱されているが、本成分系範囲でTiおよびAlの影響を考慮したものはない。

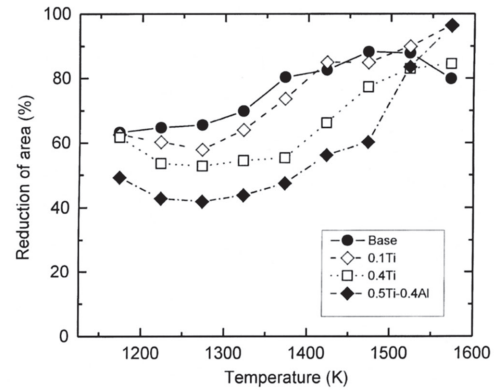


Fig.2. Hot ductility test results of base, 0.1Ti, 0.4Ti and 0.5Ti-0.4Al steels at high temperatures.

そこで、本蔵の提唱するNi-bal.式<sup>6)</sup>を基本として、本成分系範囲にて $\delta$ フェライト量に及ぼすTiおよびAlの影響について重回帰計算を行った。その結果、以下の各成分の重量%を基にした回帰式が得られた。

$$\delta\text{フェライト当量} = \text{Ni} + 27\text{C} + 23\text{N} + 0.1\text{Mn} + 0.3\text{Cu} -$$

$$1.2(\text{Cr} + \text{Mo}) - 0.5\text{Si} - 0.2\text{Nb} - 4.3\text{Ti} - 3.5\text{Al} + 8$$

この回帰式で得られた値と鋼塊中周部の $\delta$ フェライト量の測定結果との関係を過去に行ったデータも含めてFig.4に示す。両者には良い相関があることが分かる。 $\delta$ フェライト当量が低くなるにつれて鋼中の $\delta$ フェライトが増加し材料の熱間加工性は劣化する傾向にある。一般的に、グリーブル試験結果で絞り値60%以上であれば経験的に実機での圧延に問題がないとされている。この知見を基に $\delta$ フェライト当量とグリーブル試験結果とを比較した結果、 $\delta$ フェライト当量が-1以上の場合であれば絞り値60%以上が確保でき、製造性に問題がないと考える。

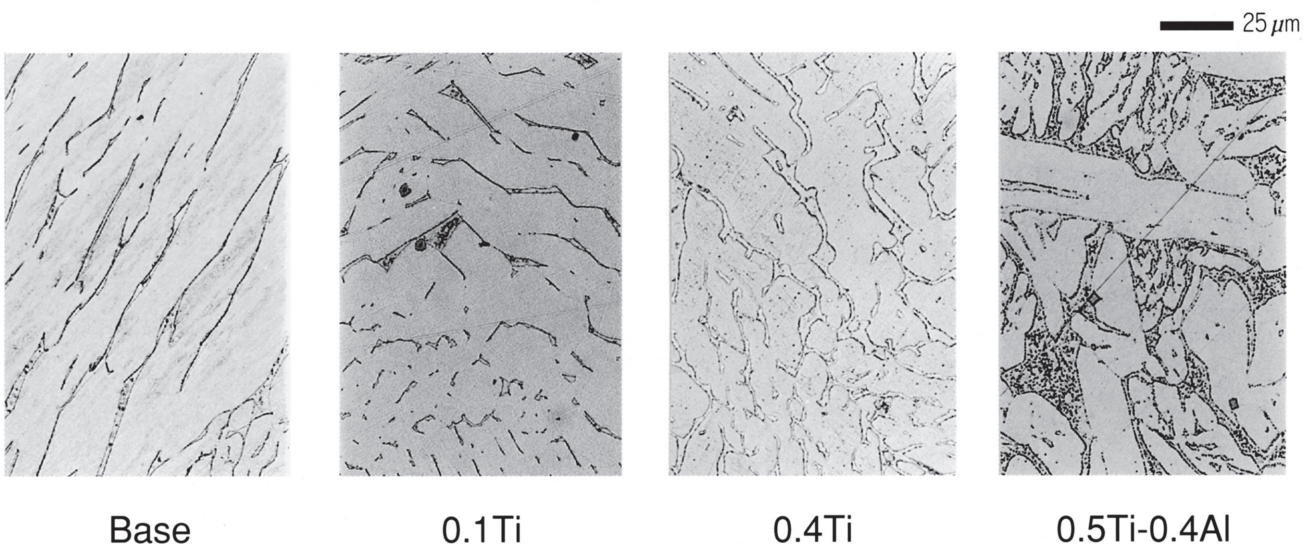


Fig.3. Effects of Ti and Al additions on the amount of  $\delta$ -ferrite.

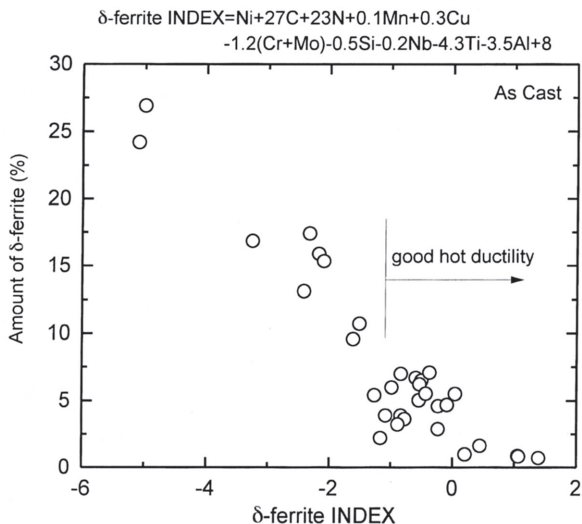


Fig.4. Relationship between  $\delta$ -ferrite INDEX and amount of  $\delta$ -ferrite.

回帰式より、TiおよびAlの $\delta$ フェライト当量式における係数はTiが-4.3、Alが-3.5と非常に高い。そのため本成分系にTiおよびAlを添加する場合、前述したように製造性を考慮して $\delta$ フェライト当量が-1以上を確保するよう各合金元素成分を調整する必要がある。ここで、CrおよびMo等他のフェライト生成元素の低減は耐食性の劣化をもたらすと考えられるため、オーステナイト生成元素（ここでは係数が正の元素）にて成分バランスを調整する必要があると考える。

### 3・2 固溶化熱処理特性

1323Kにて固溶化熱処理を行った後の硬さをFig.5に示す。0.4Tiおよび0.5Ti-0.4Al材の硬さが若干増加しているのは、固溶強化されたためと考えられる。しかし、その上昇分は小さく、高Ni材を除いてはほぼ同じ硬さレベルであると考えられる。図中より明らかなように高Ni材は固溶化熱処理後の硬さが一段と低くなっている。

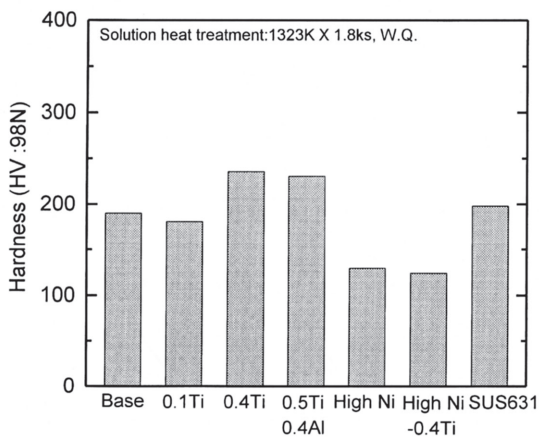


Fig.5. Effects of Ti and Al additions on hardness after solution heat treatment.

高Ni材の固溶化熱処理硬さが低下したのは、ベース鋼に比べて残留オーステナイト量が多いためと考えられる。固溶化熱処理後の残留オーステナイト量のX線による測定結果を過去のデータも含めてFig.6に示す。本成分系は固溶化熱処理により組織がほぼオーステナイトになることを目標に成分設定を行っているが、ベース系の6.5Ni材は残留オーステナイト量が40~50%の値となっている。このことから、一部マルテンサイト変態していると考えられる。これに対し、高Ni材では約85%以上がオーステナイト組織でマルテンサイト変態がほとんど起こっていないため、低い硬さが得られたものとする。

前述したように、本成分系では若干の $\delta$ フェライトが存在するが、鍛伸後の材料中の $\delta$ フェライト量は約1~2%程度にまで低減しているため、硬さに及ぼす影響は小さいと考える。

固溶化熱処理材のマイクロ組織をFig.7に示す。マイクロ組織はいずれも $\delta$ フェライトを含むオーステナイト組織である。 $\delta$ フェライトは鍛伸方向に伸びており、高Ni材ではほとんど認められないが、Tiの添加に伴い次第に増加している。特に、0.5Ti-0.4Al材では $\delta$ フェライト量が非常に多くなり二相組織になっている。これからも、TiおよびAlを添加する場合は成分バランスを考慮する必要があることが分かる。

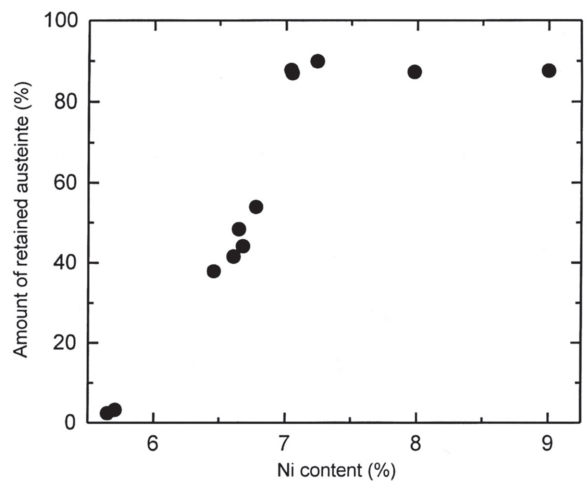


Fig.6. Effect of Ni content on amount of retained austenite after solution heat treatment.

### 3・3 冷間加工特性

Fig.8に冷間加工後の硬さおよび冷間加工時の変形抵抗を示す。図中に示すように冷間加工後の硬さおよび冷間加工時の変形抵抗とも、本成分系は同じセミアステナイト系析出硬化型ステンレス鋼であるSUS631よりも大幅に低下しているのが認められる。特に高Ni系の鋼種では、加工初期の変形抵抗および加工後の硬さとも一段と低下している。これは前述したように、高Ni材は固溶化熱処理後の組



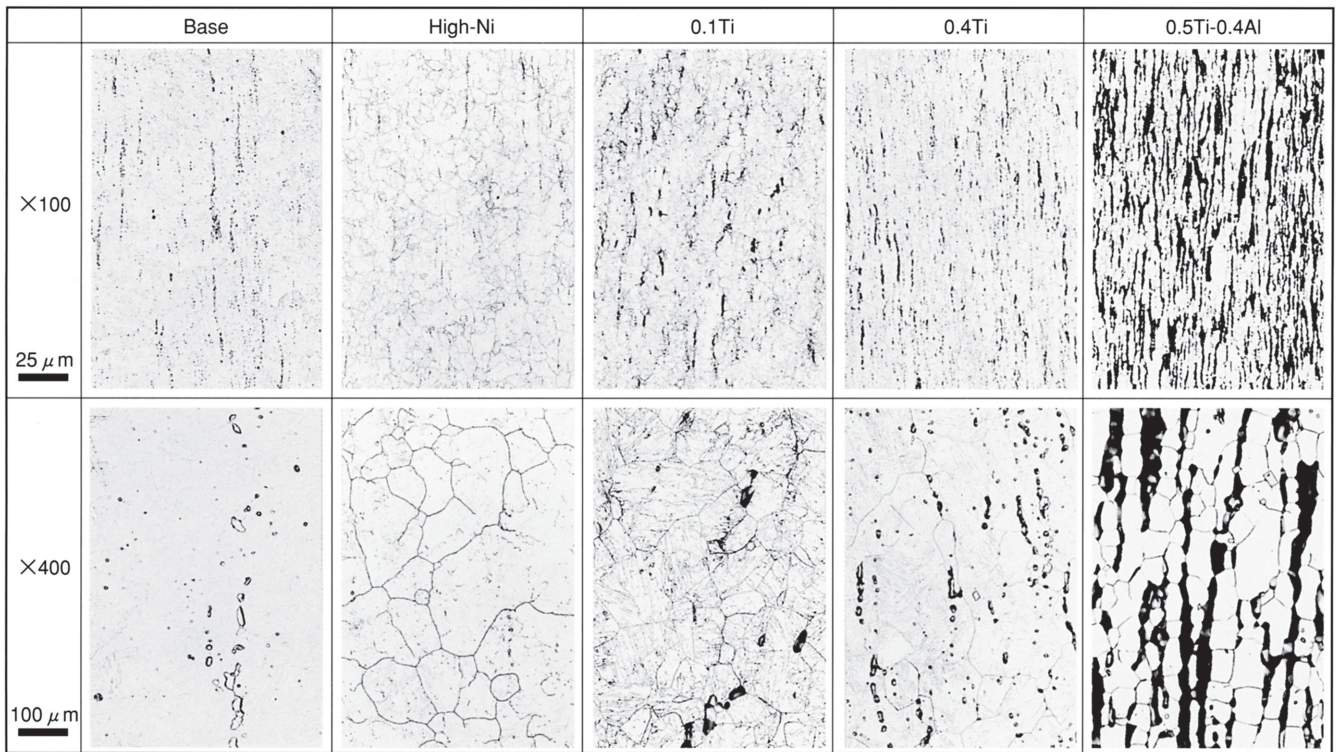


Fig.7. Microstructures of specimens after solution heat treatment.

織がほぼオーステナイト組織で更にCuを含有しているためと考えられる。この高Ni材の冷間加工特性は、冷間鍛造用途に汎用されているCu含有のオーステナイト系ステンレス鋼であるSUSXM7とほぼ同等であり、非常に優れているものと考えられる。

冷間加工特性に及ぼすTiおよびAl添加の影響は、ベース系および高Ni系ともTiおよびAlを添加しても冷間加工後の硬さおよび冷間加工時の変形抵抗ともほとんど変化していないことより、無視できる程度に小さいと考える。

### 3・4 析出硬化特性

析出硬化特性を評価するため、一般的なセミアーステナイト系析出硬化型ステンレス鋼の析出硬化法の一つである、冷間加工を施しオーステナイトをマルテンサイト化した後析出硬化熱処理を施す処理（CH処理）<sup>9)</sup>を行った。その際に、マルテンサイト量が一定になるように加工率を選定する必要があるため、加工率を変化させX線により残留オーステナイト量を測定した。その結果をFig.9に示す。

加工率が60%になるとベース系および高Ni系とも残留オーステナイト量がほぼ同一となり、 $\delta$ フェライト量は共に1~2%程度であるため、結果としてマルテンサイト量もほぼ同一となると考える。そのため、冷間加工率を60%とした。

60%冷間加工した材料に753K×3.6ks, A.C.の析出硬化熱処理を施した場合の硬さの測定結果をFig.10に示す。析出硬化硬さはTiおよびAlの添加とともに増加し、0.5%Ti-0.4%Al材では約550HVという高強度が得られている。

しかしながら、同じ条件で処理したSUS631と比べると若干硬さが低い結果となった。これは、図中に示す冷間加工後の硬さ比較により、SUS631は析出硬化度はそれほど高くないものの、冷間加工時に非常に硬化しているために結果的に高硬度が得られたものであることが分かる。

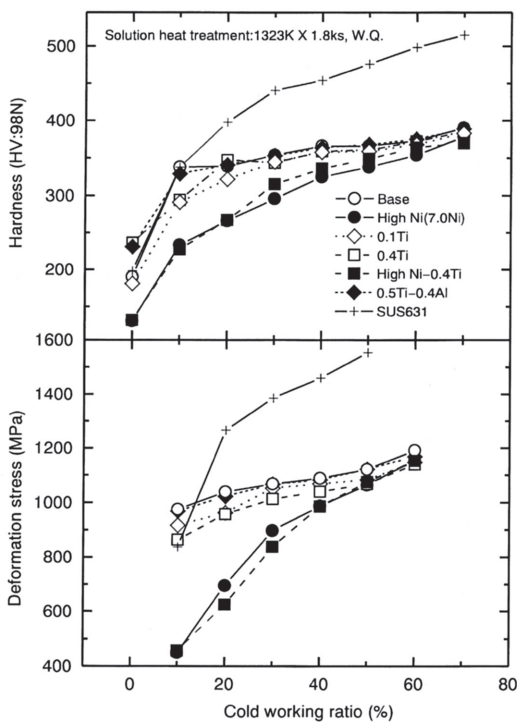


Fig.8. Effects of Ti and Al additions on cold workability.

SUS631の冷間加工後の硬さが高い理由としては、60%の冷間加工を施した場合の加工誘起マルテンサイト量には本成分系と大きな差が無いことより、加工誘起マルテンサイト中に固溶しているC量の差およびCu含有量の差に起因していると考えられる。

さらにベース鋼、0.4%Ti添加材およびSUS631について、60%冷間加工後に703~953K×3.6ks, A.C.の析出硬化熱処理を施した後の硬さを測定し、析出硬化熱処理温度の影響について検討した。その結果をFig.11に示す。

ベース鋼およびSUS631では753Kの熱処理温度が硬化のピーク温度であるのに対し、0.4%Ti添加鋼では703Kの熱処理温度が硬化のピーク温度となっており、ピーク温度が低下しているのが認められた。また、その状態での硬さはSUS631とほぼ同等となっている。

硬さピークの温度が低下する理由については、Tiを添加した場合には析出硬化に寄与するTi系の金属間化合物（後述）の析出が促進されたためではないかと考えられる。

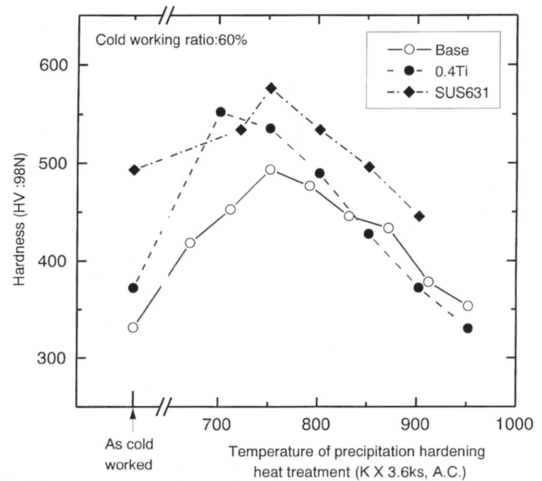


Fig.11. Effect of Ti addition on hardness after cold working followed by precipitation hardening heat treatment.

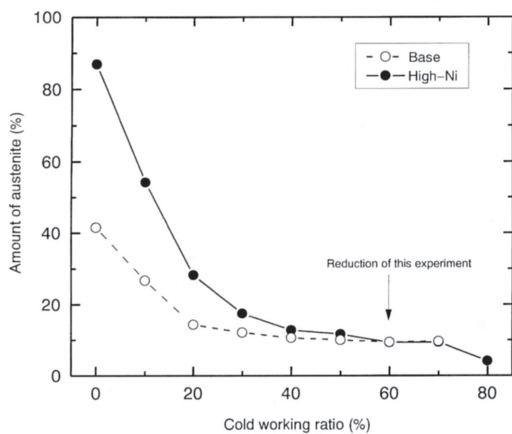


Fig.9. Effect of cold working ratio on amount of retained austenite measured by X-ray diffraction.

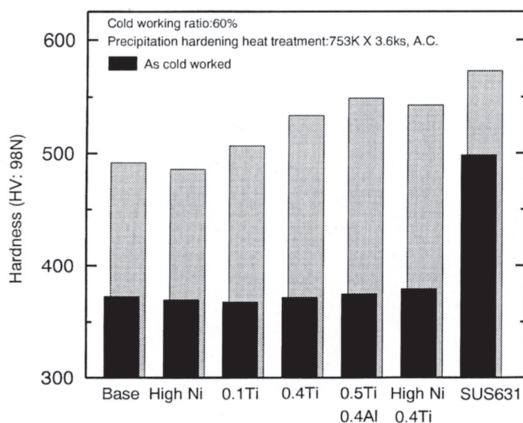


Fig.10. Effects of Ti and Al additions on hardness after cold working followed by precipitation hardening heat treatment.

### 3・5 析出挙動

SUS630の強化機構は、一般的にマルテンサイト基地中に過飽和に固溶したCuが $\epsilon$ -Cu相として微細分散析出することによる<sup>10)</sup>とされている。本成分系は基本的にSUS630と同じ成分系であるため、析出硬化機構としては同じく $\epsilon$ -Cuの析出が基本となっているものと考えられる。加えて本成分系ではMo, TiおよびAlが添加されているため、これらの金属間化合物が析出することにより更なる高硬度が得られると考える。

そこで、ベース鋼と0.4%Ti添加鋼にて893Kで14.4ksの過時効処理を施し、析出物を粗大化させ観察を容易にした状態でTEM観察を行った。

Fig.12にベース鋼におけるCu相の析出状況を示す。析出物は10~20nm程度の微細なもので、下側に示すマトリックスと析出物とのEDS分析結果を比較することによりCuのピークが確認できる。本研究では良好な回折スポットは得られなかったが、同じ成分系でのTEM観察結果<sup>11)</sup>において析出物はU.K.Viswanathanらの報告<sup>12)</sup>にある $\epsilon$ -Cuであることが明らかになっているため、この析出物も同様に $\epsilon$ -Cu相と考えられる。また、同様の析出物は本成分系鋼種の全てに観察された。そのため、本鋼種系の析出硬化は基本的には $\epsilon$ -Cu相の微細分散析出によるものと考えられる。

Fig.13にベース鋼および0.4%Ti鋼におけるCu以外の析出物の状況を示す。この析出物は50~100nm程度と比較的粗大化している。また、このような粗大析出物はベース鋼においては数は少なく、析出硬化に寄与している度合いは小さいものと推測される。しかし、Ti添加鋼種ではベース鋼の場合と異なり、このような粗大析出物は多数観察された。

下側に示すEDS分析の結果よりベース鋼はFe-Cr-Nb系の金属間化合物であり、0.4%Ti鋼ではFe-Cr-Ti-Nb系の金属間化合物と考えられる。更にこれらは $\epsilon$ -Cuの析出物に比べて大きいことより、より早い段階で析出が始まったものと



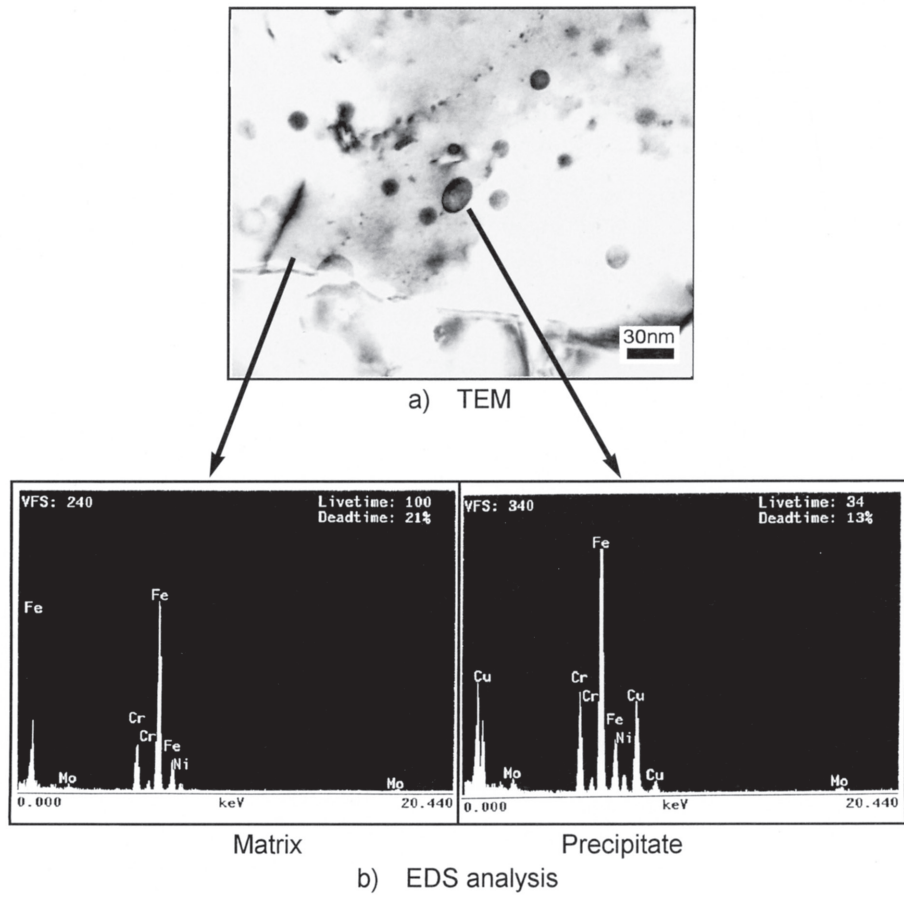


Fig.12. TEM micrograph and EDS analysis on base material overaged at 893K for 14.4ks.

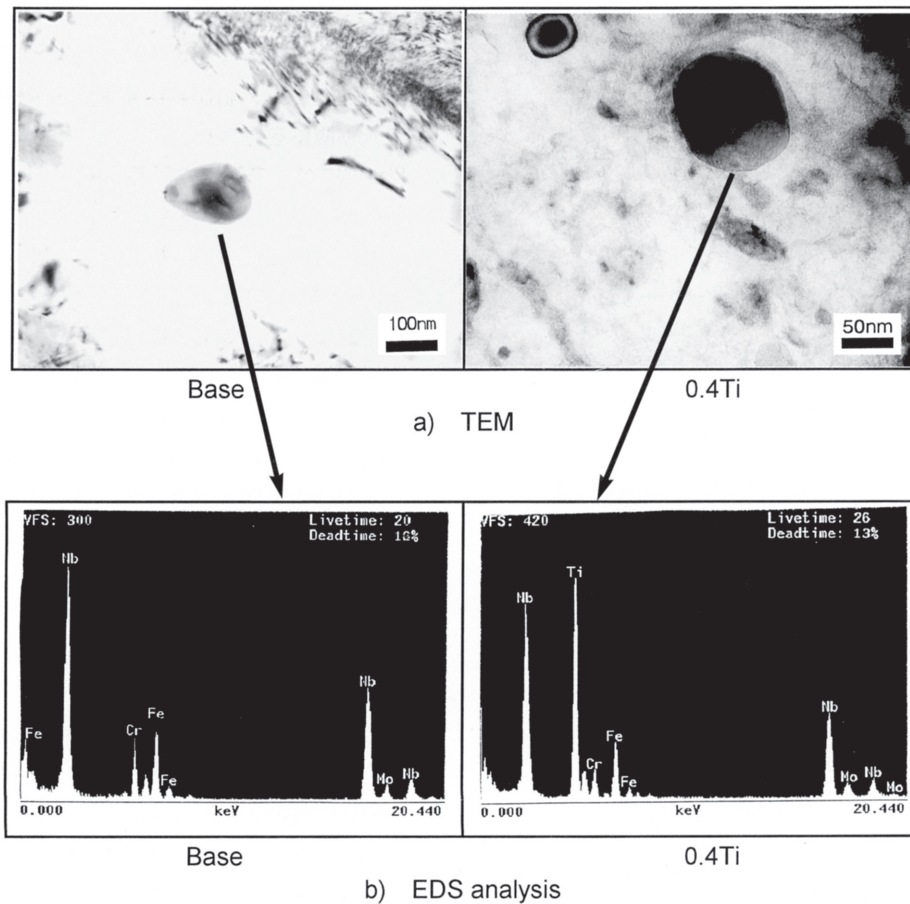


Fig.13. TEM micrograph and EDS analysis on base material and one containing 0.4%Ti overaged at 893K for 14.4ks.

推測される。

以上のことより、Ti添加鋼種で析出硬化硬さが増したの  
は、このFe-Cr-Ti-Nb系の金属間化合物が多数析出したこと  
によると考えられる。更に析出硬化ピーク温度が低下した  
のは、この金属間化合物が $\epsilon$ -Cuの析出物に比べて温度の  
低い段階で析出し、硬化に寄与するためと考えられる。

しかし、これら金属間化合物の同定および構造解析につ  
いては今後の検討課題である。

### 3・6 耐食性

耐全面腐食性の評価として液温298Kの5%塩酸および硫  
酸浸漬試験の結果をFig.14に示す。また、耐孔食性の評価  
として、液温298Kの6%塩化第二鉄浸漬試験の結果をFig.15  
に示す。

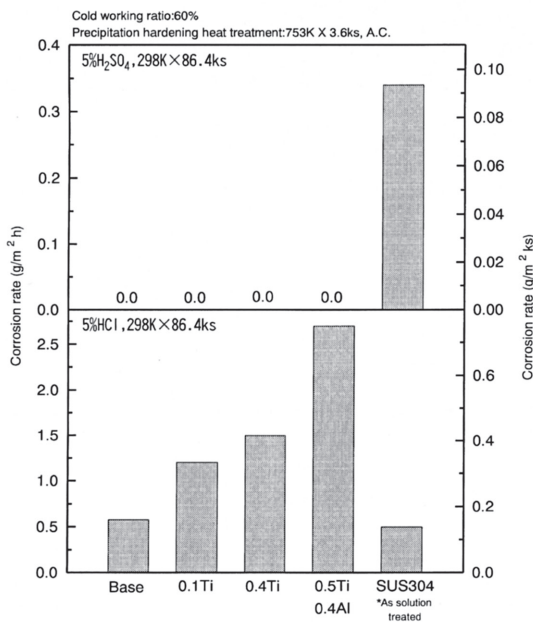


Fig.14. Effect of Ti and Al additions on general corrosion resistance after cold working followed by precipitation hardening heat treatment.

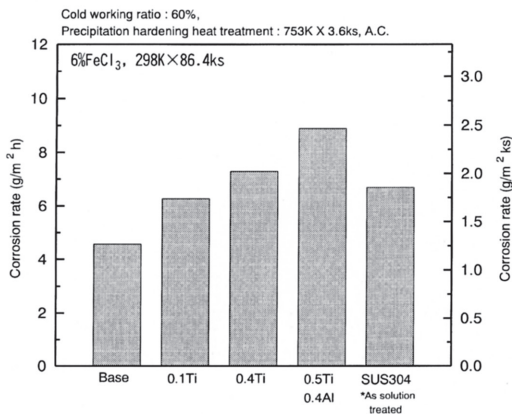


Fig.15 Effect of Ti and Al additions on pitting corrosion resistance after cold working followed by precipitation hardening heat treatment.

ベース鋼の耐食性はSUS631よりも極めて優れており、  
SUS630、SUS304と比較しても優れた特性を示すことが明  
らかになっている<sup>4)</sup>。本研究においてもベース鋼の耐食性  
はSUS304と比較して優れていることが分かる。

SUS630を低C化した上1%程度のMoを添加することによ  
り、SUS304と同程度の耐食性が確保できることが明らか  
になっている<sup>13) 14)</sup>が、本研究のベース鋼はこれよりもさら  
にMoを添加していることで不動態皮膜がより安定化され、  
より優れた耐食性を示すものと考えられる。

耐食性に及ぼすTiおよびAl添加の影響としては、実験結  
果から明らかなように添加により耐食性は劣化する方向に  
ある。これは、金属間化合物の析出量が増加するため、マ  
トリックスとの局部電池作用が増加したためと考えられ  
る。

しかし、耐食用途への汎用鋼であるSUS304と比較して  
も、ベース鋼の耐食性が良好であることより、0.4%Ti添加  
鋼においても耐塩酸性を除いてほぼ同等の特性を有してい  
ることが分かる。そのため、一般的な耐候性については  
0.4%Ti添加鋼でも問題がないと考えられる。

### 3・7 まとめ

以上の特性を考慮すると、ベース鋼のNiを高めた高Ni材  
に0.4%程度Tiを添加した鋼種 (0.01C-7.0Ni-15.8Cr-3.3Cu-  
2.0Mo-0.4Ti-0.2Nb) が優れた冷間加工特性、析出硬化後の  
耐食性と強度に優れているものと考えられる。この成分に  
おいては前述した高強度ボルト、ネジおよびドリリングタ  
ッピングネジ素材としての要求特性を全て満足できるもの  
と考えられる。

## 4. 結論

- ① SUS630をベースにセミアステナイト化した16-7PH鋼  
は、SUS631に比べて優れた冷間加工特性を有し、冷間  
加工後に析出硬化熱処理を施すと高強度が得られる。
- ② 更にTiおよびAlを添加することにより、冷間加工特性を  
損ねることなく析出硬化熱処理後の硬さを増加させるこ  
とができる。
- ③ TiおよびAlの添加は $\delta$ フェライト量を増加させ、熱間加工  
性を劣化させる。
- ④ TiおよびAlの $\delta$ フェライト生成傾向を回帰分析した結果、  
オーステナイト生成傾向の強いNiの係数を+1とするとTi  
は-4.3、Alは-3.5であることが分かった。
- ⑤ 本成分系にTiおよびAlを添加する場合は、熱間加工性を  
確保するため $\delta$ フェライト等量が-1以上になるよう成分  
調整する必要がある。
- ⑥ 本成分系で析出硬化に寄与しているのは、基本的には微  
細分散析出物である $\epsilon$ -Cuと考えられる。
- ⑦ 他の析出物としては、Fe-Cr-Nb系の金属間化合物があ



## 文 献

- り、Ti添加鋼種ではこれにTiが入ったFe-Cr-Ti-Nb系の金属間化合物が $\epsilon$ -Cuに加えて多数析出するため析出硬化度が増したものと考えられる。
- ⑧Ti添加鋼の析出硬化のピーク温度が低下する傾向が認められたが、これは上述のTi系の金属間化合物の析出が促進されたためと推測されるが、これについてはまだ明確となっておらず、今後の検討課題である。
- ⑨TiおよびAl添加により耐食性の劣化を招くが、添加した場合においてもSUS304と同等の耐候性を有しているものと考えられる。
- ⑩以上より、ベース鋼のNi量を高めた高Ni材に0.4%Tiを添加した成分系 (0.01C-7.0Ni-15.8Cr-3.3Cu-2.0Mo-0.4Ti-0.2Nb) は、優れた冷間加工特性と、析出硬化後の硬度および耐食性に優れていると考えられる。

- 1) ステンレス建築構造設計施工基準並びに付属の諸規定 (1994) [社団法人ステンレス構造建築協会]
- 2) ステンレス建築構造設計施工基準・同解説 (ステンレス建築構造設計施工基準作成委員会編, 建設省住宅局建築指導課監修), (1995) [社団法人ステンレス構造建築協会]
- 3) 特殊鋼, 44-12 (1995), p.6
- 4) 池田裕樹: 未発表
- 5) K.Osakada, T.Kawasaki and K.Mori: Annals of the CIRP, 30-1 (1981), p.135
- 6) 本蔵義信: 日本金属学会会報, 24 (1985), p.512
- 7) K.J.Irvine: Journal of The Iron and Steel Institute, 204 (1966), p.386
- 8) A.L.Schaeffler: Welding Journal, 26 (1946), p.601
- 9) 藤田輝夫: ステンレス鋼の熱処理, (1970), p.224[日刊工業新聞社]
- 10) 笹倉利彦, 九重常雄, 新持喜一郎: 鉄と鋼, 64 (1969), p.831
- 11) 久我英靖, 深浦健三, 砂田久吉, 池田裕樹: 材料とプロセス, 8 (1995), p.1516
- 12) U.K.Viswanathan: Material Science Engineering, A104 (1988), p.181
- 13) 池田裕樹, 磯本辰郎, 阿部源隆: 材料とプロセス, 6 (1993), p.1789
- 14) 池田裕樹, 磯本辰郎, 阿部源隆: 山陽特殊製鋼技報, 1 (1994), p.28

