

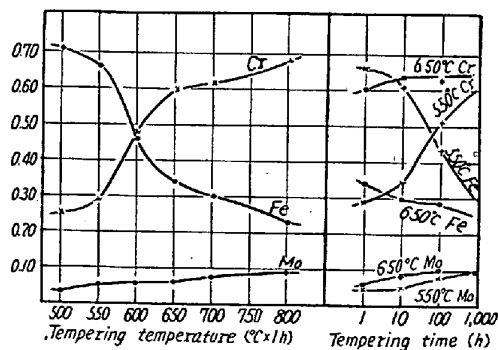


Fig. 1. Effects of tempering temperature and time on the change of composition of carbides extracted. (12%Cr-Mo steel.)

に起つており、たがいに分離できない。これは Table 2 の結果を裏付けている。Mo 含量は、焼戻しの進行とともに次第に増加して平衡に達する。

分析の結果、Mo, W は独自の炭化物を生成することなしに、 M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ 型炭化物の中に固溶しているものと思われる。V 含量も焼戻し中余り変化しない。

(3) 硬度

Fig. 2 は焼戻しによる硬度の変化を Larson-miller のパラメーターにとつたものである。12%Cr-W 鋼の焼戻し硬度は 12% Cr 鋼とほとんど異ならないが、12% Cr-Mo 鋼、12% Cr-V 鋼の低温短時間の焼戻し硬度の増加はいちじるしい。

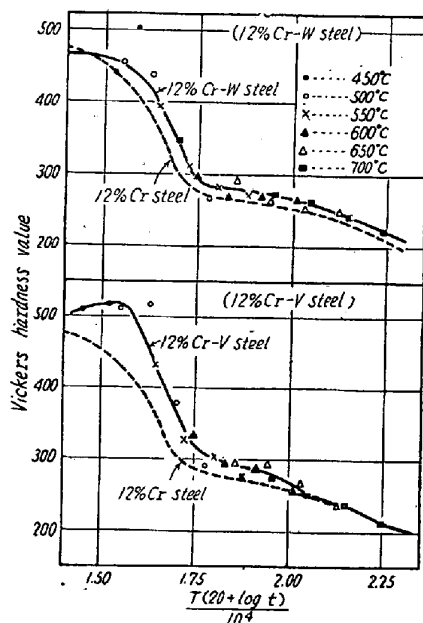
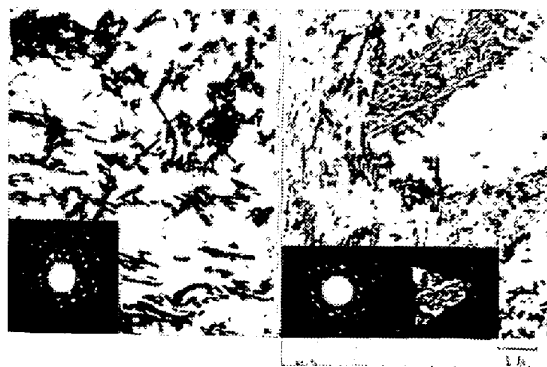


Fig. 2. Change of hardness on tempering.

しかし、一般に 12%Cr 鋼では Cr 炭化物の成長につれて硬度は急激に減少し、2次硬化現象もあまり顕著ではない。

(4) 電子顕微鏡

なお、エキストラクション・レプリカ電子線回折法による解析結果も、X 線解析結果にほぼ一致した。Photo. 1 は、12%Cr-Mo 鋼および 12%Cr-W 鋼の焼戻し試料から得たエキストラクション・レプリカ写真の例である。



12% Cr-W steel
2% Cr-Mo steel
Tempered at 700°C for 1 hour.
Carbon extraction replica

Photo. 1. Extraction micrograph of the carbides in 12% Cr-W steel and 12% Cr-Mo steel.

IV. 結 言

(1) 12%Cr-Mo 鋼、12%Cr-W 鋼、12%Cr-V 鋼について焼戻しにともなう炭化物の挙動を観察するために、電解分離法により炭化物を分離採取し、X線解析、化学分析のほか、硬度、組織、電子顕微鏡組織などの一連の実験を行なった。

(2) 12%Cr-Mo 鋼では、Cr 鋼の $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 変態だけが起り、Mo 独自の炭化物 MC, M_2C , M_6C は生成しない。 $M_3C \rightarrow M_7C_3$ 変態の時期は変らないが、 $M_{23}C_6$ 型炭化物の生成は早くなり、 M_7C_3 型炭化物の成長は顕著でない。

(3) 12%Cr-W 鋼でも、Cr 鋼の $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 変態だけが起り、12%Cr-Mo 鋼と同じような挙動を示した。

(4) 12%Cr-V 鋼では、Cr 鋼の $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ 変態だけが起り、V 独自の炭化物 MC (M_4C_3) は生成しない。 M_7C_3 型炭化物は 12%Cr 鋼よりも早く消失するが、12%Cr-Mo 鋼および 12%Cr-W 鋼よりは安定である。

(161) 強力ステンレス鋼の高温特性について

(強力ステンレス鋼の研究—I)

東京大学工学部

○藤田利夫・安保秀雄・笹倉利彦
On High-Temperature Properties of High-Strength Stainless Steels.

(Studies on high-strength stainless steels—I)

Toshio Fujita, Hideo Abo
and Toshihiko Sasakura.

I. 緒 言

近年新らしいステンレス鋼として高力（析出硬化型）ステンレス鋼が現れ、強度（常温および高温）および耐食性がすぐれているため広く構造用材料に使用されるようになった。

本研究は強力ステンレス鋼として特に高温強度のすぐれた 15-7 Mo 鋼およびこれに Ti, Be などの合金元素を添加した鋼 5 種類について高温の時効特性、クリープ破断試験、顕微鏡組織などを中心として調べたものである。

II. 試 料

試料は 15 kVA の高周波電気炉で 6 kg 熔解し、これを 20 mm の丸棒に鍛造しクリープ試験片に供した。さらに 10 mm の角棒に鍛造し硬度測定用の試料に使用した。

その化学成分を Table 1 に示す。S1 は 15-7 Mo 鋼、S2 は 15-7 Mo 鋼に 0.13% の Be を添加したもの、S3 は 15-7 Mo 鋼の Al のかわりに Ti を添加したもの、S4 は 15-7 Mo 鋼の Al の半分を Ti で置換したもの、S5 は 15-7 Mo 鋼の Mo を同量の W で置換したものである。

III. 熱処理および実験方法

各試料についてつぎの熱処理を行なった。

溶体化処理 (A 処理) 1050°C × 1/2 h → 空冷

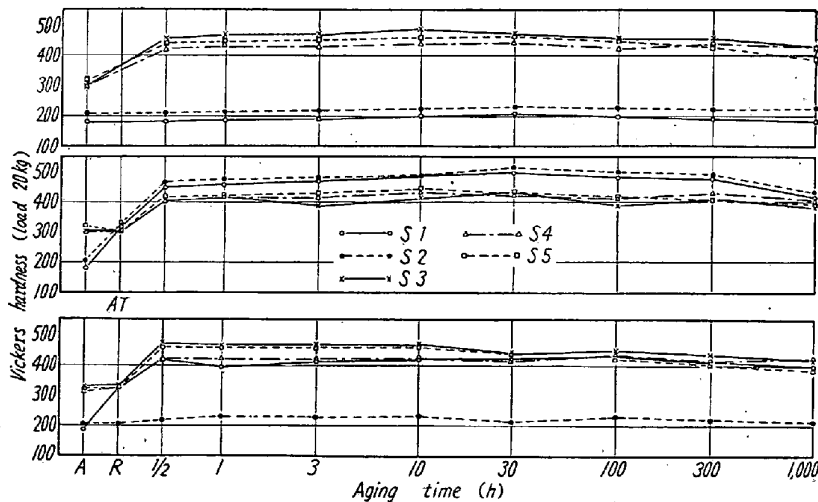


Fig. 1. Ageing characteristics of high-strength stainless steels.

一次焼戻処理 (T 処理) 760°C × 1 1/2 h → 空冷

深冷処理 (R 処理) -76°C × 15 h

時効処理 (H 処理) 500°C

A-H, A-T-H および A-R-H 処理を行なったものについて硬度の測定を行なった。またクリープ試験片は A-T, A-R 処理を行なった。クリープ破断試験は 500°C, 50 kg/mm² で行なった。

IV. 実 験 結 果

(1) 硬度

A, A-T, A-R 処理後 500°C でつぎの時間保持後空冷し硬度を測定した。1/2, 1, 3, 10, 30, 100, 300, 1000 この結果を Fig. 1 に示す。

AH 処理では S1, S2 はほとんど硬化しない。これは A 処理後ではこわらの試料がオーステナイトであるためである。S3, S4, S5 は A 処理ですでにマルテンサイトになっておりいちじるしく硬化する。

AT 処理により S1, S2 もまたマルテンサイト化する。この場合には時効処理による硬化がいちじるしい。S3, S4, S5 は AH 処理の場合より硬化が少ない。これは A 処理ですでにマルテンサイト化しているので、760°C × 1 1/2 h の T 処理でマルテンサイトが焼戻されて軟化するためである。

AR 処理すなわち焼なまし後深冷処理を行なうと S1 はマルテンサイト化するが S2 はまったくマルテンサイト化しない。したがって S2 は時効処理でも

ほとんど硬化せずオーステナイト状態のままである。また S1 も時効処理による硬化は AT 処理の場合ほど大きくない。

一般にこの系統のステンレス鋼ではマルテンサイトになった場合、R 処理の方が T 処理の場合よりビッカース硬度で 100 程度高いのが普通である。したがって深冷処理により、S1 は完全にマルテンサイトになっていないと考えられる。S3, S4, S5 の試料では時効処理による硬化は AT 処理の場合とほとんど変わらない。ただ軟化が幾分早いように思われる。

(2) クリープ破断試験

Table 1. Chemical compositions. (%)

Specimen No.	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	W	Be
1	0.07	0.58	0.43	14.96	6.60	1.90	0.81	—	—	—
2	0.09	0.60	0.49	14.66	5.93	2.33	0.86	—	—	0.13
3	0.06	0.52	0.50	14.87	6.29	1.69	—	0.95	—	—
4	0.05	0.54	0.51	14.37	6.44	2.33	0.65	0.41	—	—
5	0.01	0.54	0.34	14.71	6.48	—	0.74	—	2.63	—

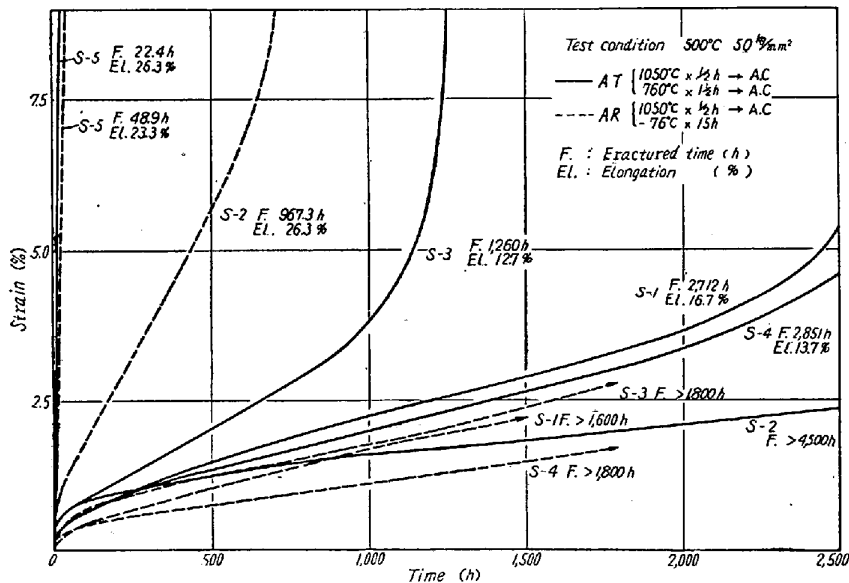


Fig. 2. Creep-rupture curves of high-strength stainless steels.

Fig. 2にクリープ破断曲線を示す。実線はAT処理、点線はAR処理を行なったものの500°C、50 kg/mm²のクリープ破断曲線である。AT処理を行なったものでは15-7 MoにBeを添加したS2がもつとも強く、500°C、50 kg/mm²で4500 hでも破断しない。つぎに15-7 Mo鋼のAlの半分をTiで置換したS4がすぐれている。これから高温強度にはAlとTiが共存することが有利であることがわかる。またS3のごとくAlをTiに全部置換すれば、クリープ破断強さがかなり低下する点から考えてAlの方がTiより有効であることがわかる。

15-7 Mo鋼のMoを同量のWで置換したS5はクリープ破断強さは非常に低くなる。したがってこの結果から15-7系ステンレス鋼のクリープ破断強さにはWよりMoの方が非常に有効であることがわかる。S5のATH処理のときの硬度はS3、S4などとあまり差はないが、他の試料と異なっている点はS3、S4の試料は約10%程度のδフェライトを持っているのに反し、S5ではこれが2~3%程度であるという点である。AR処理を行なった場合でもS5がもつとも弱い。AT処理でもつとも強力であつたS2がAR処理では非常に弱くなる。これはS2がAR処理では硬化せずオーステナイトのままであり、500°Cの長時間時効でもビッカース硬度220程度であるから当然である。

標準の15-7 Mo鋼すなわちS1はAR処理でもAT処理でもマルテンサイト化するためにクリープ破断強さはすぐれているが特にAR処理の方が有効である。

また15-7 Mo鋼のAlをTiで置換したS3はAR

処理を行なうことによりいちじるしくクリープ破断強さを高めることができる。したがってTi添加を行なったものはR処理により完全にマルテンサイトになりFig. 1に示すごとくもつとも硬度が高くなっている。

以上のクリープ破断試験の結果から、500°C付近の耐熱鋼としては15-7 Mo鋼が非常にすぐれていることがわかる。特に500°C付近では15-7 Mo鋼程度の強さができる耐熱鋼はほとんどすべて破断伸びが数%である。したがって高温用の構造材料として非常に優秀であることがわかる。

V. 結 言

15-7 Mo鋼およびこれにTi、Beなどの合金元素を添加した鋼5種類について高温特性を中心に調べた結果つぎのことがわかった。

(1) オーステナイト状態のものは時効してもほとんど硬化せず、したがってクリープ破断強さも小さい。

(2) 15-7 Mo鋼のMoをWで置換せるものは、時効硬度は大きいがクリープ破断強さはきわめて小さい。したがって15-7系ステンレス鋼の高温強度に対してはWよりMoの方がすぐれている。

(3) 15-7 Mo鋼に少量のBeを添加したものは一次焼戻を行なってマルテンサイト状態にすると、クリープ破断強さは非常に高くなる。

(4) 焼戻硬度とクリープ破断強さの間には明確な相関関係は見られないが、焼戻硬度の低いものはクリープ破断強さも小さい。

(5) 15-7 MoのAlの半分をTiで置換するとクリープ破断強さはかなり良くなる。また15-7 Mo鋼に対してはTiよりAlの方がすぐれている。

(6) 15-7 Mo鋼は500°C付近のクリープ破断強さが非常にすぐれ、他の耐熱鋼では見られないほど破断伸びも大きい。したがって500°C付近の構造材料としてはもつともすぐれていることがわかる。