

20.6.21/53

669.14.018.85-669.15'24'26'295-194
 1669.187.05-982:669.295:539
 434

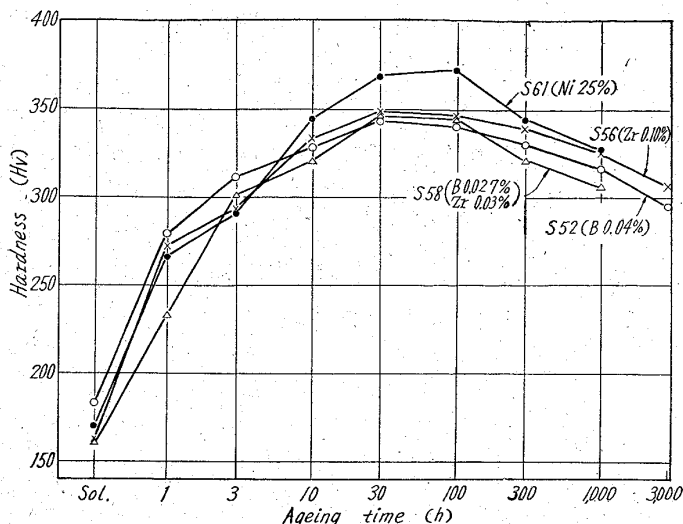
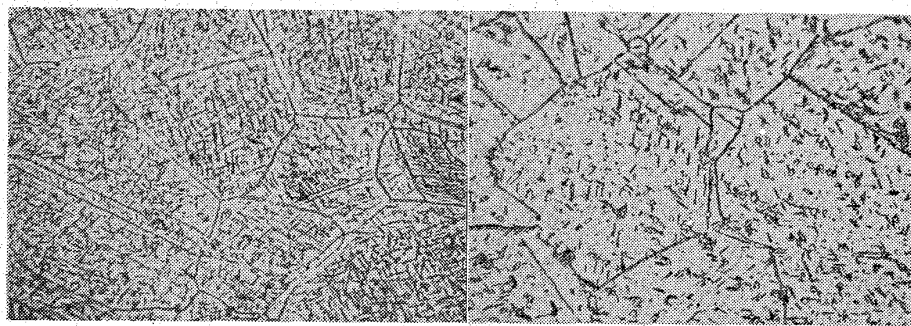


Fig. 2. Ageing hardness at 700°C.



S 51 (H_v=211) S 61 (H_v=249)
 (1,150°C×1h→O. C, 800°C×1,000h→A. C)

Photo. 1. Typical microstructure of S 51 and S 61. ×480(2/3)

3) 顕微鏡組織

顕微鏡組織は 1100°C, 1150°C, 1200°C×1h → O. Q 後, 700°C および 800°C で時効を行って調べた。

代表的な顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。B を添加した試料は 1200°C の溶体化処理で粒界に Fe₂B の析出が見られた。Ni を 25% に増した S61 ではほとんど粒内一面に Ni₃Ti の析出が見られ、Ni を増すことによつて NiTi の生成が増大している。

(153) 15Cr-25Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす溶解法および Ti 量の影響 P.609~606

(オーステナイト系耐熱鋼の研究—VI)

東京大学工学部

工博 藤田 利夫・○笹倉利彦

Effect of Melting Methods and Ti Contents on 15Cr-25Ni Austenitic Heat-Resisting Steels.

(Studies on austenitic heat-resisting steels—VI)

Dr. Toshio FUJITA and Toshihiko SASAKURA.

I. 緒 言

第5報までに 15Cr-20Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす各種元素の影響について報告した。本報では Ni 量を 25% とし、Ti を 5% 程度添加しても matrix がオーステナイトになるようにした。このような 15Cr-25Ni 組成のオーステナイト系耐熱鋼を真空溶解で溶製したときに Ti 添加量がどのような影響をおよぼすか、また合金元素がまったく同じ耐熱鋼につき真空溶解および真空アーク溶解の二つの溶解法がクリープ破断強度、時効硬度および顕微鏡組織などにどのような影響をおよぼすかについて検討した。

II. 試 料

S71~S74 は高周波真空溶解炉で 6kg 溶製し、20mm の角棒に鍛造してクリープ破断試験に供し、さらに 10mm の角棒に鍛造して時効硬度および顕微鏡組織用とした。S75, S76 は高周波電気炉で 6kg 溶製して 30mm φ の金型に鋳込み、これを消耗電極棒として真空アーク炉で再溶解を行い、鋼塊を 20mm の角棒に鍛造してクリープ破断試験に供し、さらに 10mm の角棒に鍛造して時効硬度および顕微鏡組織用に利用した。試料の化学組成を Table 1 に示す。

S71~S73 は 15Cr-25Ni に Ti を 3, 4, 5% ずつ添加したもので、S74 は S72 に Zr を 0.03% 添加したものである。S75, S76 の溶解目標成分は S72, S74 と同じで真空アーク溶解を行ったものである。

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Steel No.	C	Cr	Ni	Mo	W	Ti	B	Zr*
S 71	0.03	14.55	25.44	1.48	1.74	2.92	0.032	
S 72	0.05	14.82	25.14	1.55	1.16	4.06	0.032	
S 73	0.04	14.82	25.44	1.52	1.59	5.05	0.029	
S 74	0.04	14.97	25.66	1.35	1.61	4.10	0.035	0.03
S 75	0.08	14.87	25.83	1.50	1.29	3.70	0.029	
S 76	0.08	14.72	25.35	1.58	1.33	3.76	0.030	0.03

Additional amount

III. 実験結果

1) クリープ破断試験

試験片はつぎの熱処理を行ない、650°C, 700°C および 750°C でクリープ破断試験を行なった。

1150°C×1h → O. Q. 750°C×20h → A. C.

その結果の一部を Fig. 1 および Fig. 2 に示す。

Fig. 1 は真空溶解を行なったものであるが約 1000 時間程度までは Ti を 4% 添加した S72 が最高のクリープ破断強度を示すが 1000 時間以上では Ti 4% に Zr を 0.03% 添加した S74 が最高を示す。しかし Ti を 5% 添加した S73 は Ti を 3% 添加した S71 より低く 700°C, 1000h で約 10kg/mm² 低くなっている。また破断伸びも量が多くなるにしたがって小さくなり、4% 以上の Ti はクリープ破断強度の向上には貢献しない。

Fig. 2 は真空溶解と真空アーク溶解を行なった試料のクリープ破断強度の比較である。図からもわかるように Ti を単独添加したものは 650°C, 1000h のクリープ破断強度は真空溶解で 56 kg/mm² であるが真空アーク

ク溶解を行なった S75 では 49 kg/mm² で真空溶解の方がややすぐれている。

一方 Ti および Zr を複合添加したものは真空アーク溶解を行なったものの方が高いクリープ破断強度を示している。破断伸びも両溶解法共同じ程度である。

Table 2 は各試料の各温度における 1000 h の時効硬度とクリープ破断強度を示す。

2) 時効硬度

つぎの熱処理を行ない時効硬度を測定した。

1150°C×1h → O. Q.

650°C
700°C
750°C } ×1, 3, 10, 30, 100, 300, 1000h →
800°C
850°C } A. C.

測定結果の一部を Fig. 3 に示す。

Fig. 3 (a) は真空溶解を行なったものであるが Ti 添加量が多いものほど時効硬度は高い。また同量の Ti 添加量であれば Zr を 0.03% 添加した S74 の方が高い硬度を示す。

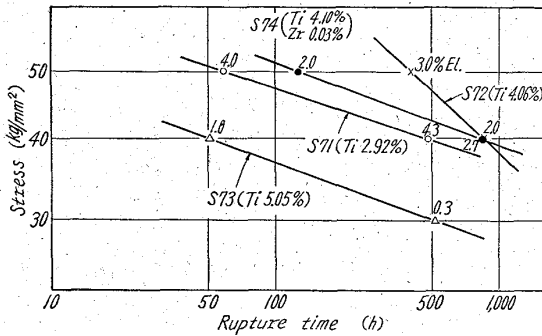


Fig. 1. Stress-time curves at 700°C.

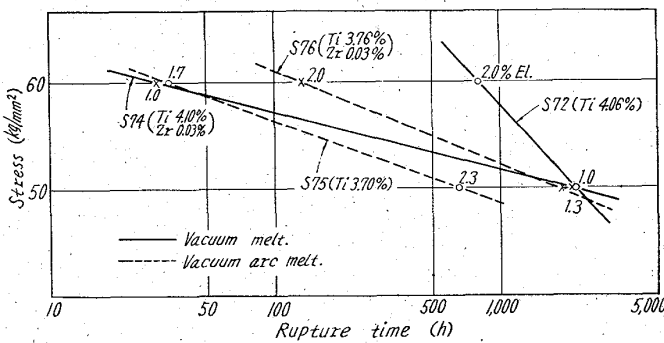


Fig. 2. Stress-time curves at 650°C.

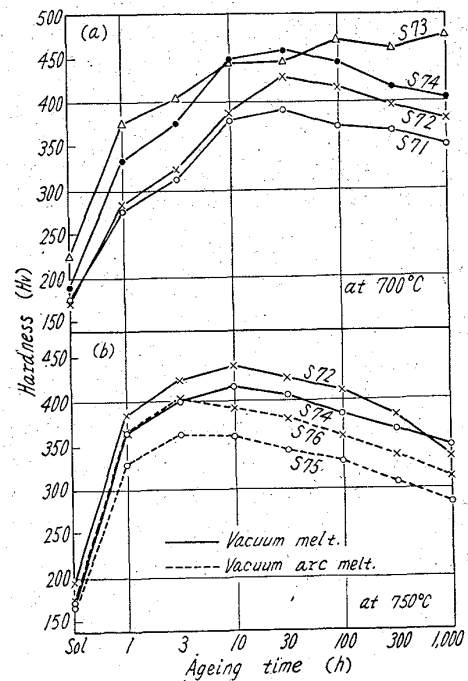


Fig. 3. Ageing hardness.

Table 2. Rupture strength and ageing hardness of specimens.

Steel No.	Ageing hardness after 1000 h (Hv)				Rupture strength (kg/mm ²)			
	650°C		700°C		650°C		700°C	
	650°C	700°C	750°C	800°C	100 h	1000 h	100 h	1000 h
S 71	—	351	292	237	(61.0)	51.0	47.5	(37.0)
S 72	—	381	348	254	(65.0)	56.0	(56.0)	(42.0)
S 73	—	476	383	281	(37.0)	—	37.0	(28.0)
S 74	—	404	337	258	56.0	50.5	(51.5)	(39.5)
S 75	—	363	285	249	56.0	(49.0)	(47.5)	(38.0)
S 76	—	381	313	264	(61.5)	51.0	(52.0)	(38.0)

() : extrapolated value

Fig. 3 (b) は真空溶解と真空アーク溶解の溶解法による時効硬度の比較である。真空溶解の方が硬度は高く、同一組成であれば 20~60 HV 程度高い硬度を示す。

3) 顕微鏡組織

1150°C 溶体化処理を行ない、700°C および 800°C で顕微鏡組織を調べた。前報 Photo. 1 (b) と同様な組織を示し、800°C、1000 h では粒内全体に Ni₃Ti の析出が見られた。700°C でも 1000 h 時効すると Ni₃Ti が粒内に見られる。

しかし溶解法による組織の変化は 500 倍程度の倍率では明らかでない。Ni₃Ti の析出状態も同じようである。

(154) オーステナイト系耐熱合金の焼戻過程に関する考察

東北大学金属材料研究所

工博 今井勇之進
工博 増本健

Considerations on Tempering Process of γ -Type Heat-Resisting Alloys.

Dr. Yūnoshin IMAI
and Dr. Tsuyoshi MASUMOTO.

I. 緒言

近年、超耐熱合金の発達はめざましいものがあり、多くの合金が開発された。特にオーステナイト系の時効硬化合金は現在の耐熱合金の主体をなしている。しかしこれら合金の発達は多分に経験的知識を基にしており、根本の時効析出過程、焼戻過程に関しては、ほとんど知られていない。今後、耐熱合金の研究は新しい合金の開発にあるのは勿論であるが、この基礎的知識を土台として進む必要があると考えられる。

そこで著者らは代表的オーステナイト系耐熱合金を選択して、その過飽和固溶体を焼戻した際の物理的性質および機械的性質の変化を中心に調べた。

II. 実験方法

使用した試料は実用合金 5 種およびその基本成分合金 7 種で、後者の組成を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition (%) of alloys tested.

Alloy	Cr	Ni	Co	Fe	C	Al
Stainless type	18	8	—	bal.	0.15	—
Timken 16-25+6 type	20	25	—	bal.	0.15	—
LCN-155 type	20	20	20	bal.	0.15	—
S-816 type	20	20	bal.	—	0.15	—
Inconel X type	20	bal.	—	—	—	6~7
	20	bal.	—	—	0.15	—
	20	bal.	—	—	0.15	6~7

実験は主に物理的性質の測定として電気抵抗、比熱、熱膨脹、機械的性質の測定として硬度、抗張力、降伏点伸び、絞り、衝撃値、その他組織検査および電解抽出による析出相の同定などを中心に行なった。

III. 実験結果および考察

1. 焼戻による諸性質の変化

5 種の実用合金とその基合金について溶体化処理後、焼戻した際の電気抵抗、比熱、熱膨脹を測定した。その結果、各合金ともその成分に無関係に、300°C~600°C および 650°C~1000°C の温度範囲で物理的性質に顕著な変化が認められた。第一段階では収縮、発熱、電気抵抗の増加が、また第二段階では収縮、発熱、電気抵抗の減少が生じる。

i) 焼戻第一段階

著者らは先に、この 500°C 附近の異常性について発表したが、それによると Fe-Cr-Co-Ni 系四元系の γ 範囲の大部分に生ずる¹⁾ 基質中の規則的析出 (あるいは短範囲の規則化)* のためであると考察した²⁾。本実験によるとこの 500°C 附近の物理的性質の変化量は微小添加元素によりほとんど左右されず、Fe, Cr, Co, Ni 元素、特に Cr 元素により左右される。基合金をこの温度で充分焼戻した後の諸性質の変化はつぎのようである。

- a) 機械的性質
- 硬度の増加—5~25 VPN
 - 抗張力の増加—1~4 kg/mm²
 - 降伏力の増加—1~5 kg/mm²
 - 伸びの減少—4~10%
 - 絞りの減少—2~3%
 - 衝撃値の減少—2~5 kg/mm²

- b) 物理的性質
- 収縮— $3 \times 10^{-2}\%$
 - 電気抵抗の増加—

$$\sim 0.55 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}$$

$$\text{比熱の発熱} \sim 5 \text{ cal}/^\circ\text{C} \cdot \text{g}$$

- c) その他の性質
- 腐食性 (5% H₂SO 沸騰) の増加 5~10%

この各性質のうち b), c) の変化量は基合金においてのみちじむしいが、しかし各種添加元素を含む実用合金では、あまり明瞭ではない。

熱膨脹の測定からこの変化の活性化エネルギーを検討した結果約 350°C~400°C を前後として、低温で 27~30

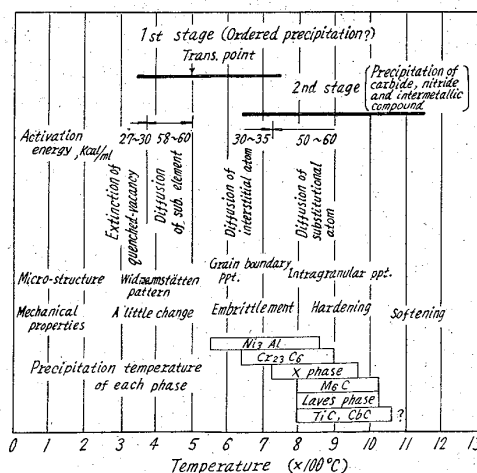


Fig. 1. Tempering process of γ -type heat-resisting alloys.

* A₃Cr の形成があると考えられる。なお A 原子は主に Co, Ni であろう。