

および S15 の 700°C の 1000h の時効硬度は S14 の方がかなり高いが、クリープ破断強度は S15 の方がすぐれている。したがって時効硬度からクリープ破断強度を推定することは非常に危険であることがわかる。S16 は S15 より C 量が高いため 650°C でも時効硬化はあまり顕著でない。とくに S17 のごとく C 量が 0.23% になると 650°C でもほとんど時効硬化がおこらない。

S18 は S15 の B をなくしたものであるが 650°C でも時効硬化はまったくおこらない。したがって B は 650°C の時効硬化を促進する効果があるものと考えられる。

S19 のごとく合金元素を複合添加しても 650~750°C で時効硬化はおこらない。

III. 結 言

以上の実験結果を要約するとつぎのごとくなる。

(1) 14Cr-15Ni 系オーステナイト耐熱鋼では C 量が低いほど 650~700°C のクリープ破断強度はすぐれている。すなわち C 量は 0.06~0.08% 以下が良い。これは C 量が多いと TiC を作り、クリープ破断強度をいちじるしく向上させると考えられる Ti の金属間化合物の形成が少なくなるためである。

(2) W, Nb などの合金元素はクリープ破断強度の向上にあまり顕著な効果がない。

(3) Ti および Al 量を多くすることによりクリープ破断強度は非常によくなる。恐らく Al (2%以下) はクリープ破断強度にはあまり貢献しないが Ti を酸化物、窒化物にする作用をおさえ Ti をできるだけ多く (Ni, Fe)₃Ti として固溶体にはいらせるためである。

(4) 14Cr-15Ni 系オーステナイト耐熱鋼では 700°C 付近で時効硬化が行なわれたとしても必ずクリープ破断強度は高くなるとは限らない。したがって時効硬度からただちにクリープ破断強度を推定することは非常に危険である。

(5) 650°C 付近のクリープ破断強度および時効硬度を高めるには B が非常に有効である。

(6) 14Cr-15Ni 系オーステナイト耐熱鋼の 650~700°C のクリープ破断強度を高めるには Ti がもつとも有効であることがわかる。

(175) 15Cr-25Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす合金元素の影響 (オーステナイト系耐熱鋼の研究—Ⅲ)

東京大学工学部

藤田 利夫・○笹倉 利彦

日本鋼管水江製鉄所 田中 輝久

Effect of Alloying Elements on 15Cr-25Ni Austenitic Heat-Resisting Steels.
(Studies on austenitic heat-resisting steels—Ⅲ)

Toshio FUJITA, Toshihiko SASAKURA
and Teruhisa TANAKA.

I. 緒 言

第 2 報では 14Cr-15Ni 系オーステナイト耐熱鋼についてのべたが、本報では Ni 量を 15% から 25% にし最近発表された W545 の成分の Mo, Ti, B などを変化し、さらに W, Nb などを添加した 4 種類の試料につき時効硬度、クリープ破断強さ、顕微鏡組織などについて調べた。

II. 試 料

試料は 15 kVA の高周波電気炉で 6 kg 熔解し、これを 20mm の角棒に鍛造しクリープ破断試験に供し、さらに 10mm の角棒に鍛造し硬度測定および顕微鏡組織用の試料に使用した。

試料の化学組成を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of specimens.

Sample No.	C	Si	Mn	Ni	Cr
S21	0.07	0.92	0.96	25.33	14.50
S22	0.07	0.87	0.92	25.84	14.38
S23	0.09	0.87	1.06	24.72	14.23
S24	0.09	0.85	1.07	26.04	14.62
Sample No.	W	Mo	Ti	Nb	B
S21	—	1.40	2.88	—	0.05
S22	—	1.42	2.64	—	0.20
S23	—	2.85	1.74	—	0.23
S24	0.87	1.45	1.52	0.53	0.12

S21 は W545 の組成を目標に熔解した。S22 は W545 の B 量を 0.20% に高くしたものである。S23 は S22 の Ti を少なくし、Mo を多くしたものである。S24 は S22 の Ti を少なくし、その代り W および Nb を添加したものであり、第 2 報における S15 の Ni 量を 15% から 25% にしたものである。

III. 実 験 結 果

(1) 時効硬度

試料 S21~S24 に対しつぎの熱処理を行ない、時効硬度の変化を調べた。

1000, 1150°C × 1h → O.Q.

650, 700, 750°C × 1, 3, 10, 100,

300, 1000h → A.C.

1150°C で溶体化処理を行ない、650~750°C で時効した硬度を Table 2 に示す。

Table 2. Ageing hardness of specimens.

Sample No.	Ageing temp. (°C.)	1150°C sol.	Ageing time (h)			
			1	10	100	1000
S 21	750	161	317	308	295	270
	700	163	262	314	334	346
	650	158	196	238	292	364
S 22	750	174	254	283	277	243
	700	175	296	324	320	324
	650	175	225	263	309	338
S 23	750	176	176	171	189	191
	700	171	173	178	206	211
	650	173	180	239	282	278
S 24	750	168	168	168	182	183
	700	170	169	175	196	211
	650	173	175	239	278	272

S21の1hの時効は時効温度の高いほどいちじるしく硬度が高くなっている。しかし長時間になるにしたがって、750°Cでは過時効となり、時効硬度は減少する。これに反し650~700°Cでは顕著に析出がおこり硬度が高くなる。

Fig. 1にS21の1000°Cおよび1150°Cで溶体化処理を行なったものの時効硬度曲線を示す。

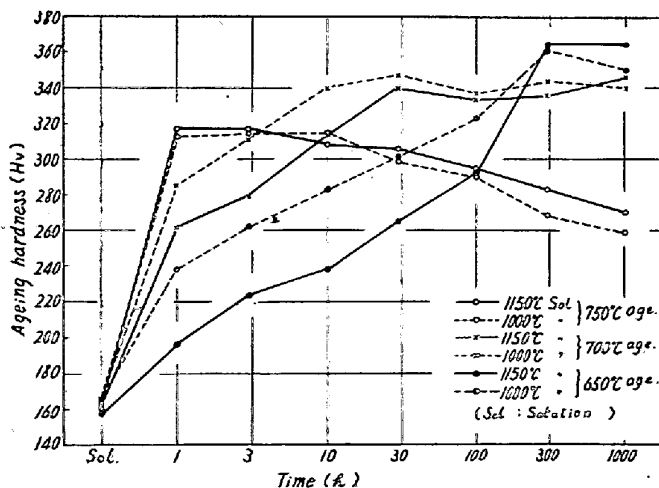


Fig. 1. Ageing hardness of S21.

短時間で時効温度が低いほど溶体化処理温度の差は大きい長時間になるにしたがって、この差もだんだん小さくなっていく。

B量を多量添加したS22はほとんど同じような時効硬度を示すがS21の方がやや硬度は高い。

S23ではS22と異なり650°Cのみで硬化を示す。S24ではS23と同様650°Cのみで硬化し、S23とS24の時効硬度曲線はよく類似している。

(2) クリープ破断試験

試験片はつぎの熱処理を行ない、650°Cおよび700°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.

これらの結果を Table 3 に示す。

Table 3. Creep-rupture strength.

Sample No.	650°C, 40 kg/mm ²		700°C, 30 kg/mm ²	
	Rupture time (h)	Rupture elongation (%)	Rupture time (h)	Rupture elongation (%)
S 21	4325·1	13·3	1181·8	28·0
S 22	2155·4	21·0	551·9	28·7
S 23	202·4	29·7	139·1	31·0
S 24	>300 ⁽¹⁾	—	945·1 ⁽²⁾	27·3

Note: (1) 35 kg/mm², (2) 24 kg/mm²

S21は大体W545と同じ、あるいはそれ以上のクリープ破断強さを示す。

W545のBを0.20%にしたS22ではW545より650°C, 1000hの破断強度は約2kg/mm²低くなり、B量を多く添加することにより、かえってクリープ強度は低下する。

S23はS21S22に比較してクリープ破断強度はいちじるしく低下する。これらから650~700°Cのクリープ破断強さに対してMoよりもTiの方がより有効であることがわかる。しかしTiを多くすると鋼塊の樹枝状晶が非常に発達するため鍛造がいちじるしく困難になる。

S24は第2報のS15のNi量を15%から25%に多くしたものであるがNi10%の増加で700°C1000hのクリープ破断強さは約2.5kg/mm²高くなる。

Fig. 2にS21~S23の700°C, 30kg/mm²のクリープ歪-時間曲線を示す。

IV. 結 言

以上の実験結果を要約するとつぎのごとくになる。

(1) 各試料とも1150°Cまたは1000°Cで溶体化処理を行なっても時効硬度は大体同じ傾向を示す。しかし短時間では時効温度の低い方でその差が大きく、時効温

度の高くなるにしたがつてその差は小さくなつてくるが長時間ではその差もだんだん小さくなつてくる。

(2) S21, S22は 650~700°C, 1000h では過時効にならないが, 750°C では過時効になる。これは本耐熱鋼で析出する (Ni, Fe)₃Ti の金属間化合物が 700°C 付近までは安定であるが, 750°C では不安定になると考える。

(3) S23; S24 は 650°C のみで時効硬化をおこし, 700~750°C ではほとんど時効硬化をおこさない。これは S23, S24 の Ti 量が少ないため (Ni, Fe)₃Ti の析出が少なくなり, 700~750°C 付近ではほとんど硬化をおこさないものとする。

(4) S22 のごとく B 量を多くしたものの時効硬度は S21 とほぼ同じであるがクリープ破断強さは低下する。

(5) S22 の Ti を減少し, Mo を多くした S23 は S22 に比較していちじるしくクリープ破断強さは低下

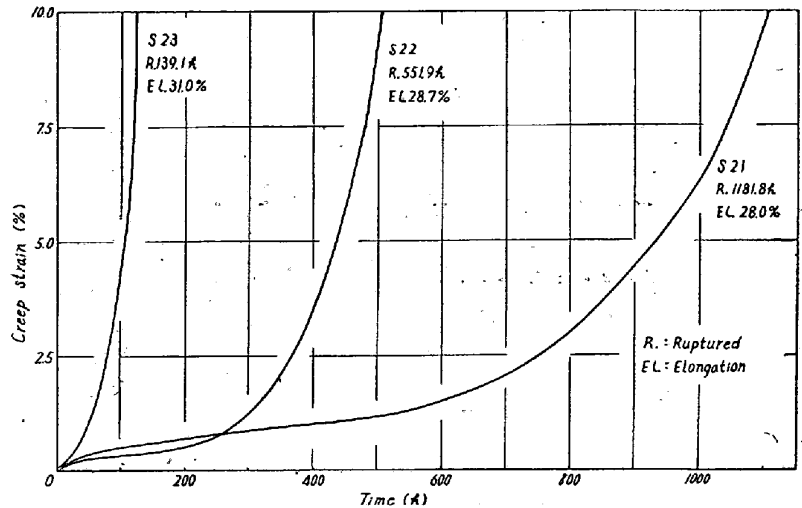


Fig. 2. Creep-rupture curves at 700°C, 30 kg/mm².

する。これから 650~700°C のクリープ破断強度の向上には Mo より Ti の方がより有効であることがわかる。

(6) S22 の Ti を少なくし, W, Nb を添加した S24, すなわち第 2 報の S15 の N 量を 10% 多くしたものは 700°C, 1000h のクリープ破断強さは S15 より約 2.5 kg/mm² 高くなる。