

Table 3. Comparison of chemical composition and rupture strength of austenitic stainless steels and heat resisting steels.

Steel No.	Chemical composition (%)										Rupture strength kg/mm <sup>2</sup>			
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Nb	other element	650°C		700°C	
											1000 hr	10000 hr	1000 hr	10000 hr
18-8(304)	<0.08	<0.75	<2.00	18.0 ~20.0	8.0 ~11.0	—	—	—	—	—	10.5	7.7	7.6	5.4
18-8Ti (321)	<0.08	<0.75	<2.00	17.0 ~20.0	9.0 ~13.0	—	—	5×C% ≒0.6	—	—	14.9	10.5	10.4	6.4
18-8Nb (347)	<0.08	<0.75	<2.00	17.0 ~20.0	9.0 ~13.0	—	—	—	10×C% ≒1.0	—	15.8	10.0	10.4	6.4
16-13Mo (316)	<0.08	<0.75	<2.00	16.0 ~18.0	11.0 ~13.0	2.0 ~3.0	—	—	—	0.04	14.0	9.4	9.2	6.5
Esshete 1250	0.10	0.96	6.0	15.0	10.0	1.0	—	—	1.0	0.25V B add	23.5	19.6	20.5	11.8
S 3	0.19	0.5	0.97	15.28	11.97	2.10	1.27	0.87	—	2.72Cu 0.115 B	25.0	20.0	18.5	13.5

からオーステナイト系ステンレス鋼に比較して Esshete 1250, S3 などの破断強度は非常にすぐれている。特に S3 の長時間の破断強度がすぐれている。

IV. 結 言

以上 15%Cr-12%Ni-1.5%W-2%Mo-0.8%Ti 系オーステナイト耐熱鋼のクリープ破断強度におよぼす Cu および B の影響について検討して次の結果を得た。

(1) クリープ破断強度は Cu および B の添加によつて高められ、特に Cu+B の添加によつて低温、高温ともいちじるしく高めることができる。

(2) 加工硬化した試料の時効による硬度低下はクリープ破断強度の高いものほど低く最終硬度は高い。しかし現在短時間の結果しか得られていないのでさらに長時間の実験を行なう必要があると考える。

(3) 各試料の顕微鏡試料は大差は認められないが、析出物の量、大きさで若干の差異があるようで Ti の添加した S1 は析出物の量が多く、Cu+B を添加した S3 は細い析出物で出ている。

文 献

1) 藤田他, 鉄と鋼 50 (1964), p. 209~210

669.152426-194.56:669.14.018.85  
:620.172.251.226:669.295:669.784

(156) 15Cr-12Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす Ti および C の影響

(弱析出硬化型オーステナイト耐熱鋼の研究—II)

東京大学工学部 工博 藤田 利夫  
日立金属工業 ○九 鬼 秀 勝

Effect of Titanium and Carbon on the 15Cr-12Ni Austenitic Heat Resisting Steel.

(Studies on the weak precipitation hardening austenitic heat resisting steel—II)

Dr. Tosio FUJITA and Hidekatsu KUKI

I. 結 言

15%Cr-15%Ni 系オーステナイト耐熱鋼<sup>1)</sup> および 15

%Cr-12%Ni 系オーステナイト耐熱鋼のクリープ破断強度および時効硬度、組織におよぼす合金元素の影響について報告したが、その中でこの系統の耐熱鋼の高温強度を向上させるには Mo および W、あるいは Cu によりオーステナイト地を強化し、Ti および B の添加により、Ti の炭化物を析出させ、B で結晶粒界を強化し、さらに硼化物を析出させることが重要であることを指摘した。

本報では 15%Cr-12%Ni 系オーステナイト鋼の Mo, W, Cu および B の各元素を一定にし、Ti および C の含有量を変えクリープ破断強度を最も高める Ti および C の組成範囲を求めるために 650°C および 700°C でクリープ破断試験を行なつた。また溶体化処理温度のクリープ破断強度におよぼす影響、ならびに加工硬化させた試料の時効による硬度変化についても実験を行なつた。

II. 試 料

試料は 15kV の高周波電気炉で 6kg 溶解し、20 mm 角棒に鍛造したものをクリープ破断試験に使用し、10mm 角棒に鍛造したものを顕微鏡試料に 5 mm 厚×15mm 巾に鍛造したものを硬度試料に使用した。

試料の化学成分を Table 1 に示す。各試料とも Si 1%, Mn 1%, Ni 12%, Cr 15%, W 1%, Mo 1%, Cu 2.5% および B 0.1% に一定し、試料 S1~S6 では Ti 0.6% に固定して C 含有量を 0%, 0.1%, 0.2%, 0.3%, 0.4% および 0.5% と 6 段階に変えて添加したものであり、S3 および S7~S9 は C 量を 0.2% に固定して、Ti 量を 0%, 0.3%, 0.6% および 0.8% に変えて添加したものである。

III. 実 験 結 果

(1) クリープ破断強度

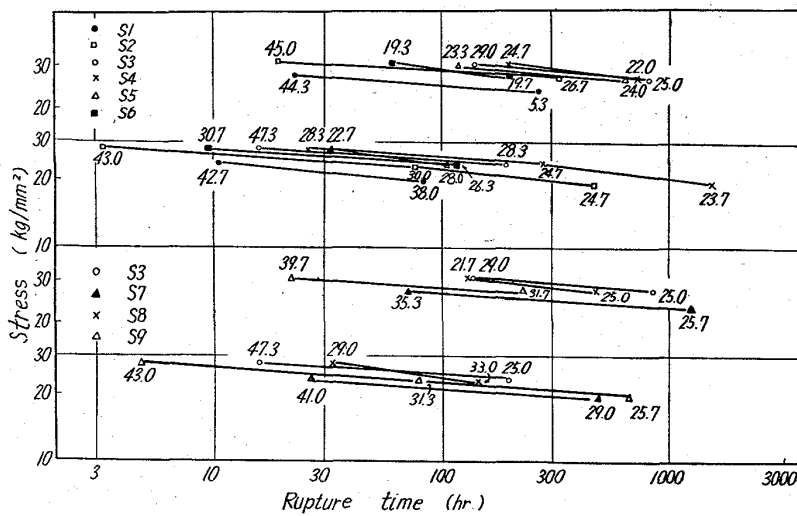
試験片は次の熱処理を行ない、650°C および 700°C でクリープ破断試験を行なつた。

1150°C × 1hr → 油冷 750°C → 20hr → 空冷

Fig. 1(a) に 15Cr-12Ni 系オーステナイト耐熱鋼の破断強度におよぼす C の影響、Fig. 1(b) に Ti の影響の応力-破断時間曲線を示す。

Table 1. Chemical composition of specimens (%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	Ti	Cu	B
S1	0.02	1.13	0.83	0.010	0.009	12.00	15.01	1.00	2.13	0.62	2.36	0.095
S2	0.11	1.02	0.81	0.010	0.010	11.90	14.83	1.00	2.15	0.51	2.16	0.081
S3	0.20	1.14	0.86	0.011	0.008	12.00	15.07	0.95	2.15	0.62	2.16	0.091
S4	0.29	1.05	0.82	0.009	0.009	11.90	14.92	0.97	2.17	0.51	2.16	0.090
S5	0.39	1.12	0.80	0.010	0.010	11.80	14.92	0.92	2.15	0.64	2.24	0.103
S6	0.50	1.09	0.75	0.010	0.011	12.00	14.92	0.95	2.12	0.68	2.28	0.110
S7	0.25	1.01	0.85	0.009	0.011	11.90	15.01	0.99	2.15	—	2.16	0.094
S8	0.23	1.08	0.84	0.009	0.010	11.90	15.01	1.02	2.15	0.33	2.16	0.094
S9	0.21	1.14	0.82	0.010	0.010	12.00	15.01	0.96	2.12	0.80	2.16	0.091



(a) Effect of C on rupture strength of 15%Cr-12%Ni austenitic heat resisting steels.  
 (b) Effect of Ti on rupture strength of 15%Cr-12%Ni austenitic heat resisting steels.

Fig. 1. Stress-rupture time curve

S1 は C を添加しない試料であるが、その 650°C および 700°C の破断強度は最も低い。S2~S6 は C 含有量を 0.1% から順次 0.5% まで添加した試料であり、C%が増すにつれて高くなるが、ある C 量で最高の破断強度を示す。すなわち 650°C では 0.2~0.3% C あたりで最も強くなり、さらに C 量が増加すると却つて破断強度は低下する。同じようなことは 700°C でもいえるが、短時間側では 0.4% C まで破断強度が増大しそれ以上では急激に低下する。長時間側では C%の高いものは破断強度の低下が大きく、0.2~0.3% C 量で最高の破断強度が得られる。これらの結果から Ti が 0.6% 付近では、C 量が約 0.2~0.3% で丁度適当な程度の炭化物を一樣に析出し、しかもこれらが 650~700°C 付近で凝集しないため破断強度が高められると考えられる。

Fig. 1(b) は Ti 含有量の影響である。C の場合と同じようにある Ti 量で最高の破断強度を示す。すなわち Ti 添加のない試料 S7 の破断強度は 650°C および 700°C で最も低く、Ti 量の増加とともに破断強度は増大し、0.6% Ti で最高強度を示しそれ以上では低下する。この理由も C の場合と同じように、Ti を添加することにより TiC が析出し破断強度を増大させるものと考えられ、Ti が多量になると析出する炭化物が多くなり、そのために凝集が早く起るようになり破断強度の低下が大きくなると考える。

以上のことから 15Cr-12Ni 系オーステナイト耐熱鋼の高温強度を向上させるには Ti 添加は極めて有効であり、その含有量はあまり多くなく C とある配合比のところで最も有効で、C 量で 0.2~0.3%、Ti 量で 0.5~0.8%、すなわち Ti/C 比で 2~3 くらいがもつとも効果的であると推定される。

Fig. 2(a), (b) に C 量, Ti 量に対して 1000hr の破断強度を図示したもので、また Table 2 には Larson-Miller 曲線から求めた破断強度を示す。

(2) 溶体化処理温度の破断強度におよぼす影響

溶体化処理温度の破断強度におよぼす影響について調べるために、次の熱処理を行なった試験片を 700°C、24 kg/mm<sup>2</sup> の荷重でクリープ破断試験を行なった。

1250°C × 1hr → 油冷

750°C × 20hr → 空冷

その結果を Fig. 3 に示す。

1150°C で溶体化処理が行なつたものの同温度、同荷重での試験よりも破断時間は相当長くなるが、破断伸びがいちじるしく減少する。これは 1250°C の溶体化処理

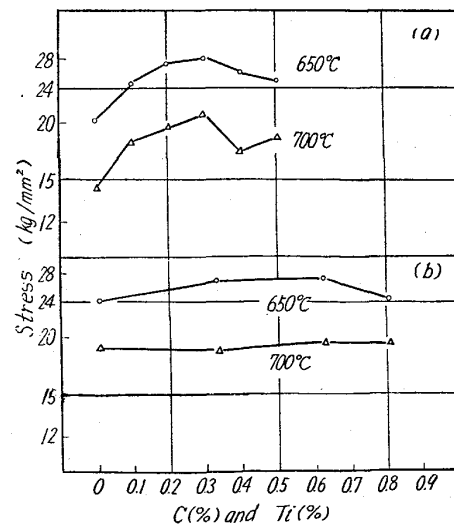


Fig. 2. (a) Effect of C on rupture strength for 1000hr at 650°C and 700°C  
 (b) Effect of Ti on rupture strength for 1000hr at 650°C and 700°C

Table 2. Rupture strength of each specimens

Steel No.	650°C		700°C		C	Ti	Ti/C
	100hr	1000 hr	100hr	1000 hr			
S1	25.6	20.8	20.0	14.5	0.02	0.62	31
S2	28.5	24.3	23.4	18.3	0.11	0.51	5
S3	33.0	27.0	26.0	19.2	0.20	0.62	3
S4	34.0	28.0	26.8	21.5	0.29	0.51	2
S5	33.0	26.0	24.5	17.0	0.39	0.64	1.6
S6	30.5	25.7	23.8	18.5	0.50	0.68	1.4
S7	27.5	24.0	23.2	18.7	0.25	—	0
S8	33.0	26.8	25.4	18.5	0.23	0.33	1.4
S9	29.0	24.5	23.5	19.2	0.21	0.80	4

strength unit ; kg/mm<sup>2</sup>

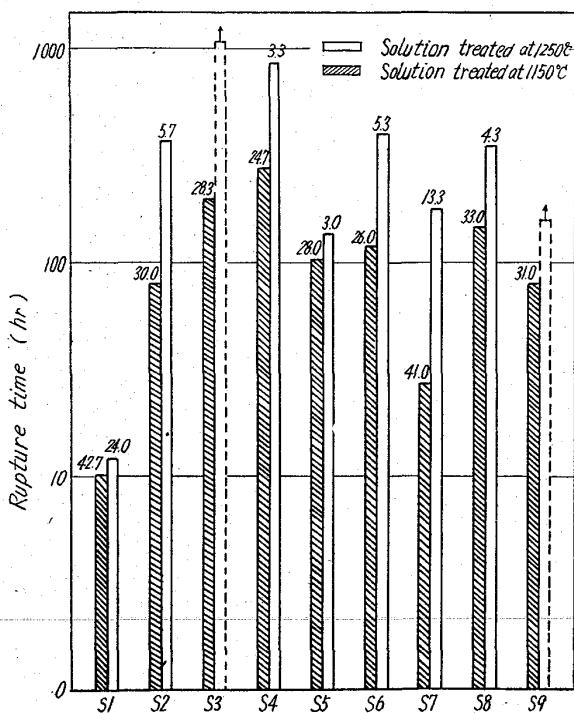


Fig. 3. Effect of solution treatment temperature on creep rupture strength under constant stress of 24kg/mm<sup>2</sup> at 700°C.

により、合金元素が十分固溶され matrix が強化されるため破断強度は高くなるが、1250°CではBを含有するため結晶粒界が一部溶融し、また結晶粒の成長もいちじるしいので破断伸びが減少するものと考えられる。

したがって、溶体化処理温度は 1150°C が適当と考える。

(3) 時効硬度

この系統の耐熱鋼では時効硬化性はほとんど認められず、硬度からその破断強度を予想することは非常に困難であることを先に報告したり、そこで他の方法で硬度と破断強度との関係を調べるために、今回は冷間加工を行ない加工硬化した試料の時効による硬度低下について調べた。

硬度試験片は鍛造により 5mm厚×15mm巾にしたものを 1150°C ×1hr→油冷の溶体化処理後、両面の脱炭

層を削り取つたものを冷間圧延によつて 50% の加工率 (板厚減少率) にした試験片について硬度測定を行なつた。

時効温度と時間は次の通りである。

600°C  
650°C  
700°C  
750°C  
800°C

×1, 3, 10, 30, 100, 300hr→空冷

これらの結果のうち 700°C および 750°C の硬度の変

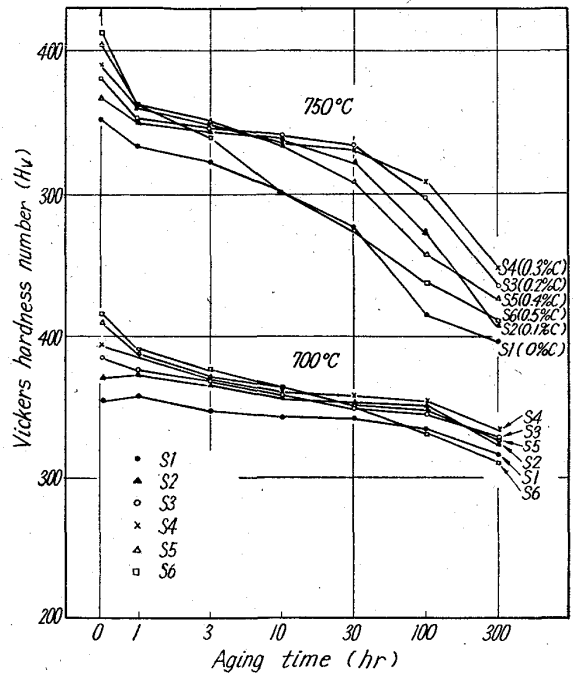


Fig. 4. Effect of C on aging hardness after cold rolling

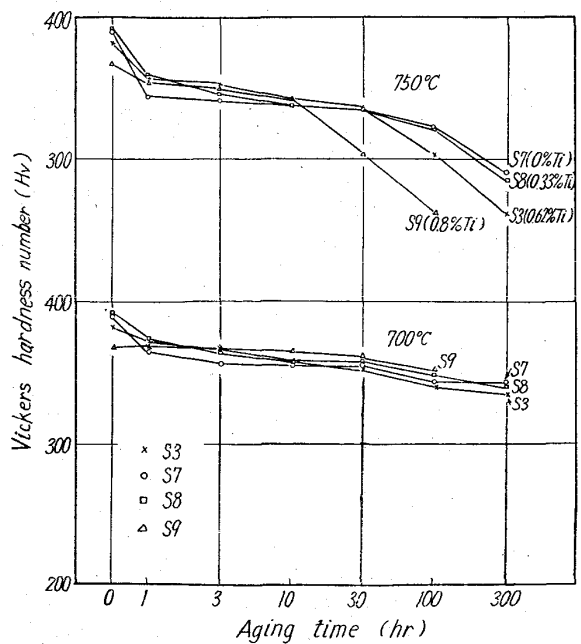


Fig. 5. Effect of Ti on aging hardness after cold rolling

化を Fig. 4, Fig. 5 に示す。Fig. 3 は C 量の影響で圧延のままでは硬度は Hv 350~420 に達し、C 量の高いものほどその初硬度は高い。時効により 700°C では 1~30hr くらいまでは加工歪の回復による硬度低下が主なようで、炭化物の析出あるいは凝集による硬度変化は認められず、初硬度の高いものほど高いようである。100hr 以上では炭化物の凝集が始まるようで C 量の高い S6 の硬度低下はいちじるしく、300hr では大体破断強度の強いものほど硬度は高い。750°C ではより顕著にその傾向が現われ破断強度の強い順序の硬度も高くなり、この系統の試料では硬度から破断強度を類推することも可能であるようである。

Fig. 5 は Ti 量の影響を示す。

C の場合ほどはつきりした差はなく 700°C ではほとんど破断強度との関係はなく、750°C でも最も強いはずの S3 の硬度が S7 および S8 よりも低く、硬度と破断強度との関係はあまり認められない。

この耐熱鋼は加工後の 600°C および 650°C の時効で 3hr くらいまでは、硬度が初硬度より逆に高くなるという現象が観察された。

#### IV. 結 言

15%Cr-12%Ni 系オーステナイト耐熱鋼の破断強度におよぼす C と Ti の影響について調べたが、これを要約すると次のごとくなる。

(1) 破断強度をもつとも高くする C および Ti の添加量はのおのおの、0.2~0.3%, 0.5~0.8% 程度が適量で Ti/C 比で 2~3 である。

この適量の C および Ti の添加により TiC が析出し、破断強度をいちじるしく増加させると考えられる。

(2) 溶体化処理後加工硬化させた試料の時効による硬度と破断強度との関係を求めたが、C の影響のものについてはかなりよく一致するが、Ti の影響についてはほとんど関係が認められなかった。

(3) 溶体化処理温度を高めると破断強度をかなり高めるが、破断伸びをいちじるしく減少させる。したがってあまり溶体化処理温度を高めることはできず、1150°C 附近が適当である。

#### 文 献

- 1) 藤田他, 鉄と鋼, 50 (1964), p. 209~210

669.152426-1943:669.14018.85  
**(157) 25Cr-20Ni 耐熱鋼の諸性質におよぼす C の影響**

(25Cr-20Ni耐熱鋼の研究-I)

太平金属工業

工博 井上 繁弘・土屋 隆

○松本 洋祐

Effect of C on the Properties of 25Cr-20Ni Heat Resisting Steels. pp1995~1998  
 (Study on 25Cr-20Ni heat resisting steels-I)

Dr. Shigehiro INOUE, Takashi TSUCHIYA and Yosuke MATSUMOTO

#### I. 緒 言

25Cr-20Ni 耐熱鋼は、850~1100°C の温度範囲で

すぐれた高温強度をもっているため、最近、鉄鋼の熱処理炉用ラジアントチューブ、ファーネスロール、トレイおよび石油化学工業用の反応管などとして最も広く使用されている耐熱鋼の一つとなっている。

ところで、その機械的性質、ことに高温強度は化学成分および製造条件によつて著しい影響をうけるようであり、これらのうちで化学成分に関しては、C が高温強度を最も大きく左右する合金元素の一つであると報告されているが、不明な点が多く、また製造条件の影響についての報告はほとんど見当たらない。

本実験では、C 量を変化させた砂型鑄物、金型遠心鑄造材さらには鍛造材について、常温と高温の機械的性質ならびに高温クリープ破断強さなどに対する C の影響を、顕微鏡組織の観察を加えながら検討し、あわせて上記三種の製造条件による諸性質の相違を検討したので、その結果を報告する。

#### II. 供 試 材 料

高周波誘導炉で 500kg の 25Cr-20Ni 鋼を溶製し、これに炭粉を添加して C 量を 5 水準に変化させ、各 C 水準について約 1500°C で ASTM-B-190 引張り試験片採取用砂型鑄塊を鑄造する一方、高 C 側の 3 水準に対して金型遠心鑄造管 (186φ×156φ×715l) を約 1480°C の鑄込温度で作製、また高低 C の 2 種を除いた 3 水準について約 1550°C で 70 □ の金型鑄塊を鑄造した。このうち金型鑄塊は、おのおのについて 1080~960°C で 50φ と 30φ に鍛伸して鍛練比 2.5 と 7 の鍛造材とした。

各材料の化学成分を Table 1 に示す。表中、試料記号 KC, KP, KF, はそれぞれ砂型鑄物、金型遠心鑄造管、鍛造材を表わす。

砂型鑄物と遠心鑄造材は鑄放し状態で各試験片を採取し、この際遠心鑄造材試験片の引張り方向は管の長さ方向とした。鍛造材は、結晶粒度調整の目的で約 25~30φ の状態で 1100°C × 1hr → A.C. の処理を行なった後、各試験片を切削した。

#### III. 試験結果ならびに考察

##### (1) 顕微鏡組織

鑄放し状態の砂型鑄物の組織には、KC-1 を除いて、共晶炭化物が interdendritic な網目状をなして存在し、その量は C が増すほど多く、形状はより massive なものになっている。ただ KC-2 では、細かい共晶炭化物がかたまつて存在し断続的な網目状を呈する傾向がある。KC-1 には massive な相が存在するが、これは村上試薬でかすかに輪郭はでるが炭化物とちがつて着色されず、マイクロ硬さ測定によると Hv=230 (全体の約 2/3)、680 の 2 種の存在が確かめられる。したがって KC-1 にはフェライトと σ 相が共存していると判断される。800~980°C で時効すると KC-1 では σ 相が析出し、他は高 C ほど多量に二次炭化物の粒内析出がみられる。Photo. 1(a)(b) にそれぞれ KC-1, KC-3 の顕微鏡組織 (鑄放し) を示す。

遠心鑄造材の組織は 3 種とも同様の組織を示し、共晶炭化物が網目状に存在する。砂型鑄物と異なる点は、管の表面部がチル組織を示すこと、全体に共晶炭化物が細かく分布する傾向のあることである。

鍛造材では炭化物が細かく砕かれていて、その量は C