

文 献

1) 小柴, 九重: 日立評論別冊 No. 33 (昭34—12)

(111) 15Cr-20Ni 系オーステナイト
耐熱鋼におよぼす Ti, Al の影響

(オーステナイト系耐熱鋼の研究—IV)

東京大学工学部

藤田 利夫・○笹倉 利彦

Effect of Ti and Al on 15Cr-20Ni
Austenitic Heat-Resisting Steels.

(Studies on austenitic heat-resisting steels—
IV)

Toshio FUJITA and Toshihiko SASAKURA

I. 緒 言

現在強力なオーステナイト系耐熱鋼がいろいろ発表されているが、これら多くは Ti および Al を数%添加したものである。そこで筆者らは 15Cr-20Ni 系オーステナイト鋼を基準組成とし、これに炭化物生成元素だけでなく Ni と金属間化合物を形成する Ti および Al の添加量を変えて単独に添加したものおよび複合添加した試料につきクリープ破断強度、時効硬度、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調べた。

II. 試 料

試料は 15kVA の高周波電気炉で 6kg 大気溶解後、70mmφ の鑄型に鑄造し、これを 20mm の角棒に鍛造してクリープ破断試験に供した。さらに 10mm の角棒に鍛造して硬度測定および顕微鏡組織用に使用した。

試料の化学組成を Table 1 に示す。

S31 は Ti および Al を添加せず 15Cr-20Ni の基準組成とした。S32~S36 は Ti のみをそれぞれ 1.0, 1.5, 2.0, 3.0, 4.0% 添加し、S37~S39 は Al のみを 1.0,

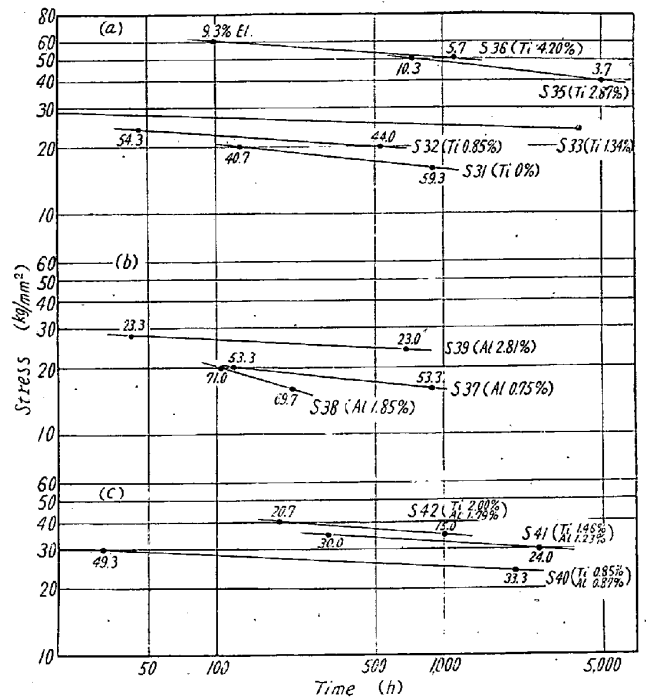


Fig. 1. Stress-time curves of 650°C.

2.0, 3.0% 添加したものである。さらに S40~S42は Ti および Al をそれぞれ 1.0, 1.5, 2.0% ずつ複合添加したものである。S43, S44 は S34, S35 の B を除去したものである。

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 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.

その結果の一部を Fig. 1 に示す。

Fig. 1 (a) は Ti の単独添加の影響である。図からもわかるように Ti 添加量が多くなるにしたがってクリープ破断強度は高くなっている。3% 添加した S35と

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Steel No.	C	Cr	Ni	Mo	W	Ti	Al	B
S31	0.05	14.54	20.13	1.25	1.13	—	—	0.01
S32	0.05	14.39	20.13	1.28	1.08	0.85	—	0.01
S33	0.05	14.63	20.04	1.23	1.06	1.34	—	0.01
S34	0.05	14.50	20.00	0.38	1.60	1.76	—	0.008
S35	0.05	14.39	19.94	1.29	0.98	2.87	—	0.01
S36	0.05	14.15	20.00	1.30	1.09	4.20	—	0.013
S37	0.07	14.60	19.75	1.26	1.13	—	0.75	0.01
S38	0.06	14.51	20.13	1.25	1.24	—	1.85	0.01
S39	0.06	14.45	20.13	1.24	1.13	—	2.81	0.01
S40	0.05	14.54	19.95	1.24	1.13	0.85	0.87	0.01
S41	0.05	14.63	19.95	1.25	1.09	1.46	1.23	0.01
S42	0.05	14.39	20.00	1.23	1.08	2.00	1.79	0.01
S43	0.05	14.06	20.26	1.30	1.04	2.02	—	—
S44	0.06	14.68	19.90	1.17	1.08	2.94	—	—

4%添加した S36 はかなり接近し、S36 の 650°C, 50kg/mm² の破断時間は S35 の約 1.5 倍である。しかし破断伸びは Ti 添加量が多くなるにしたがつて 1% Ti で 40~50% であつたものが 4% Ti では 6~9% 程度に低下する。絞りも破断伸び同様 Ti% が多くなるにしたがつて小さくなる。

Fig. 1 (b) は Al の単独添加の影響である。Al を 1% 添加した S37 は基準組成の S31 とほとんど同じ程度のクリープ破断強度を示す。しかし 2% 添加した S38 は S31 よりかえつてクリープ破断強度は低下している。したがつて Al を 1~2% 添加しても本耐熱鋼のクリープ破断強度の向上にはほとんど貢献しない。3% Al を添加した S39 は短時間側では 2% Ti 添加したものに近い強度を示しているが長時間側でかなり低下している。これらの試料は破断伸びおよび絞りは大きく、破断個所の組織を観察すると結晶粒はいちじるしい変形をおこしている。Fig. 1 (c) は Ti および Al を複合添加したものの影響である。Ti および Al を単独に添加したものと比較すると Ti 量と同じならばそれに Al を添加すれば強度はさらに高くなる。すなわち Al の添加は Ti の金属間化合物の析出を助長するものと考えられる。

Table 2 は B の影響を示す。この表から同じ条件でクリープ破断試験を行なえば B を添加することによつて破

Table 2. Effect of B on 15 Cr-20 Ni austenitic heat-resisting steels.

Steel No.	650°C, 50kg/mm ²		700°C, 30kg/mm ²	
	Rupture time (h)	Rupture El. (%)	Rupture time (h)	Rupture El. (%)
S 34	160.0*	—	>190.0	—
S 43	50.0*	—	97.7	7.3
S 35	728.0	10.3	1364.0	23.7
S 44	135.3	4.7	600.0*	—

* extrapolated.

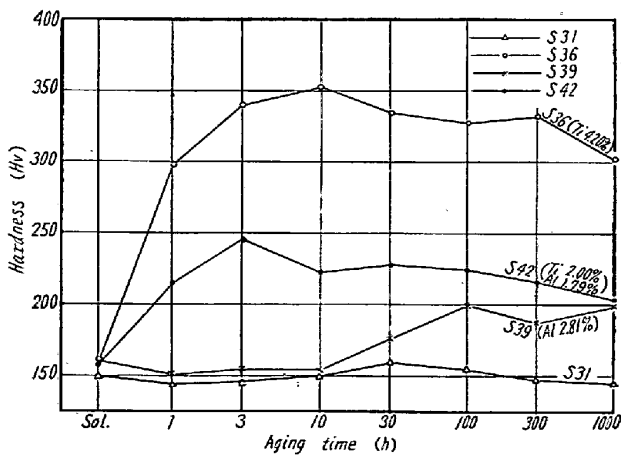


Fig. 2. Aging hardness of steels at 750°C.

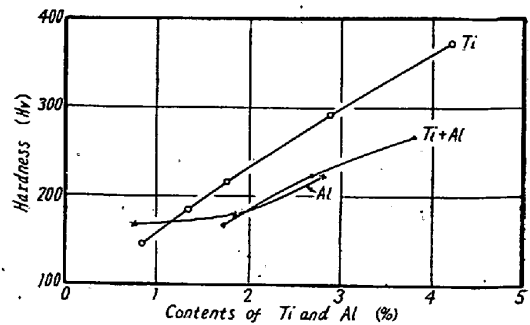


Fig. 3. Effect of Ti and Al contents on aging hardness at 700°C and 1000 hours.

断時間および破断伸びは数倍になることがわかる。

2. 時効硬度

つぎの熱処理を行ない時効硬度を調べた。

1150°C × 1h → O.Q.

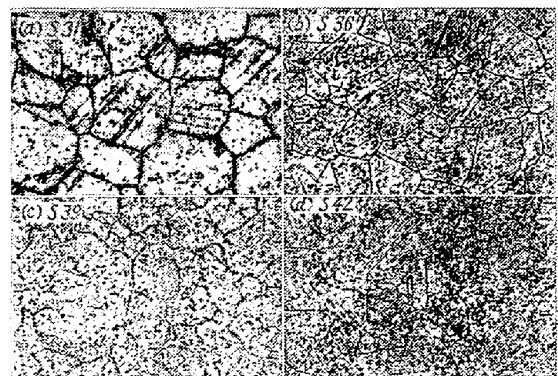
650, 700, 750, 800°C × 1, 3, 10, 30, 100, 300, 1000h → A.C.

750°C で時効した代表的なものを Fig. 2 に示す。基準成分の S31 はほとんど硬化しない。クリープ破断試験の場合と同じく 4% Ti 添加した S36 が最高を示す。Al を単独添加した S39 はあまり顕著でないが長時間になるにしたがつて硬度は高くなつている。

700°C, 1000h の硬度におよぼす Ti および Al の添加量の影響を Fig. 3 に示す。これから Ti および Al の添加量を増すにしたがつて時効硬度は高くなる。とくに Ti 単独添加の場合はいちじるしい。Al を単独に添加した場合は 1% 以下では Ti よりややすぐれているがそれ以上ではあまり顕著でない。

3. 顕微鏡組織

顕微鏡組織は 1150°C × 1h → O.Q. 後 700°C および 800°C で時効を行なつて調べた。代表的な顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。Ti および Al の単独添加の場合ならびに Ti および Al の複合添加の場合も添加量を増すに



(1150°C × 1h → O.Q. 800°C × 1000h → A.C.)

Photo. 1. Typical microstructures of specimens ×150 (2/5)

したがって Ni₃Ti, Ni₃Al および Ni₃(Ti, Al) の生成が増大している。

(112) オーステナイトステンレス鋼の疲労強度

八幡製鉄所技術研究所

牟田 徹・西 正・○竹村 右

Fatigue Properties of Austenitic Stainless Steels.

Tōru MUTA, Tadashi NISHI
and Susumu TAKEMURA

I. 緒 言

AISI 304 および 316 などオーステナイト系ステンレス鋼の回転曲げ試験法による疲労試験を行なったところ、荷重が一定値以上になると試験片平行部がいちじるしく発熱し試験の続行が不可能になった。そこで、発熱の少ない限度内で試験を行なったが、一方、発熱に伴う強度の低下を防ぐために試験片を水冷して試験を行なったところ、疲労限が約 4 kg/mm² 上昇した。したがって、このような試験では、荷重のくりかえし速度が重要な因子になると考えられる。また、そのような発熱に關係すると思われる因子を求めた。

II. 試料および試験方法

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。試料番号 1 および 4 は 250 kg エール炉で、2, 3, 5, 6 は 100 kg 高周波真空炉で溶製し、150 mm φ の鋼塊から 22 mm φ に鍛造後、1100°C × 15mn 水冷の熱処理後、試験片を切出した。

使用した試験機は Schenck 社製 Simplex (回転曲げ型) で、回転数は 3000 rpm, 試験片の形状寸法は Fig. 1 に示すごときのものであった。

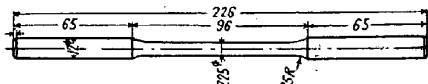


Fig. 1. Dimensions of specimen.

Table 1. Chemical analysis of samples. (Wt %)

No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Sol. N	Insol. N	H	O
1	0.078	0.528	1.85	0.022	0.012	10.21	19.30	0.005	0.09	0.0299	0.0004	0.00055	0.005
2	0.055	0.388	1.57	0.006	0.018	9.89	18.51	0.000	0.01	0.0052	0.0004	0.00041	0.005
3	0.025	0.364	1.57	0.005	0.020	11.73	17.39	0.000	0.01	0.0058	0.0001	0.00029	0.008
4	0.073	0.243	1.62	0.023	0.014	14.35	18.51	2.03	0.09	0.0216	0.0006	0.00049	0.009
5	0.028	0.528	1.62	0.008	0.020	14.77	16.65	2.67	0.01	0.0042	0.0001	0.00032	0.004
6	0.048	0.509	1.55	0.014	0.015	12.60	17.07	2.57	0.01	0.0059	0.0004	0.00030	0.004

Table 2. The values of σ'_w .

No.	σ'_w	
	Air-cooled	Water-cooled
1	22	26
2	20	25
3	19	22
4	23	26
5	23	24
6	23	26

III. 実験結果

Table 2 に各供試鋼の疲労限 σ'_w を示す。同表中左の欄は空冷で行なった場合、右の欄は水冷した場合の値である。一方、JIS 4 号引張試験片を用いて引張試験を行ない、応力-歪線図を求めた。この応力-歪曲線図から、それぞれの空冷条件での疲労限応力値 σ'_w に等しい引張応力値に相当する歪 $\phi_{\sigma'_w}$ を求めた。この $\phi_{\sigma'_w}$ の値は各供試鋼によつて、かなりの差があり、その差を説明するために、鋼中の C% との關係を求めた。Fig. 2 (a) は C% と $\phi_{\sigma'_w}$ の關係を示し、かなりの一定の傾向が認められたので Fig. 2 (b) に示すように N% と $\phi_{\sigma'_w}$ の關係をも求めた。Fig. 2 に明らかなように、N% とも $\phi_{\sigma'_w}$ は一定の關係を有する。

なお冷却水は流量 620 ml/mn で試験片に直接注水した。その結果、試験片表面の変色は全然認められなかつた。

IV. 考 察

オーステナイト系ステンレス鋼は弾性限が低く、かつ、降伏点は明瞭でない。したがつ

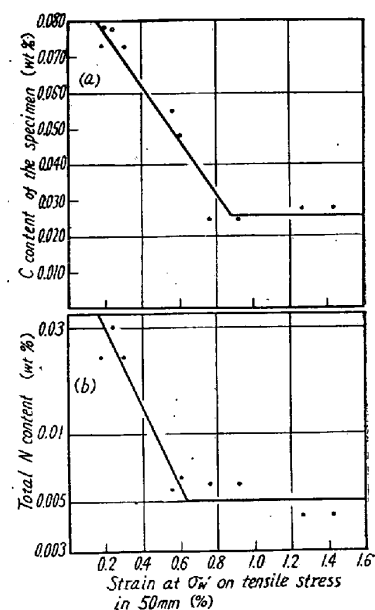


Fig. 2. (a) Relation between C-content and strain. (b) Relation between N-content and strain