

669.3:669.78/

る。

文 献

- 1) 熊田: 日本金属学会々報, 2 (1963), 5, p. 261~271
- 2) 岩元他: 鉄と鋼, 50 (1964), 4, p. 724~727
- 3) E. J. Dulis et al: Trans ASM, 44 (1952), p. 621~642
- 4) 岡本他: 耐熱金属材料研究委員会報告集 (昭和37年7月), p. 1~28
- 5) 乙黒: 鉄と鋼, 49 (1963), 7, p. 989~995

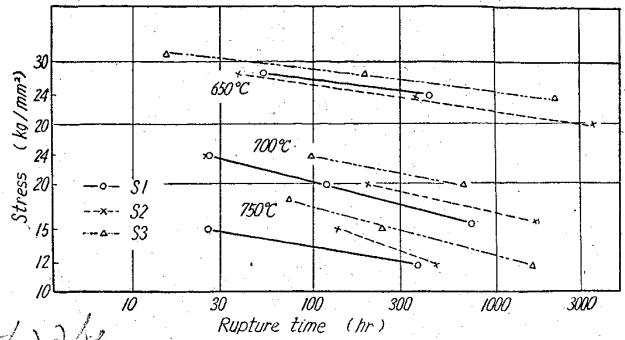


Fig. 1. Stress-rupture time curve of specimens.

鍛造したものをクリープ破断試験に使用し, また10mm角棒に鍛造したものを顕微鏡試料に, 硬度試料は5mm厚×15mm巾に鍛造したものを使用した。

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, 700°C および 750°C でクリープ破断試験を行なった。結果を Fig. 1 に示す。

1150°C × 1hr → 油冷 750°C × 20hr → 空冷

S1 は 15%Cr-12%Ni-1.5%W-2%Mo 系オーステナイト耐熱鋼に Ti 0.8% 添加した基本成分のものであるがクリープ破断強度はかなりすぐれている。前回報告した 0.3% C の 15%Cr-15%Ni-2%Mo-2%W 系に Ti 1.8% 添加したものおよび Nb+N+B を添加したものよりもクリープ破断強度は高い。これらの結果からこの系統の耐熱鋼ではあまり多量の Ti を添加すると炭化物の凝集がいちじるしく促進され, クリープ破断強度が低下すると考える。S2 は S1 に Cu を添加したものであるが, 650°C の破断強度は S1 よりかえって低下するが, 700°C 以上では S1 よりすぐれている。以上のように Cu 添加は低温側の 650°C ではクリープ破断強度の向上には効果はないが, しかし 700°C 以上の高温ではオーステナイト地の固溶体強化のためにクリープ破断強度をいちじるしく改善する。

S3 は S2 にさらに B 0.1% 添加した試料であるが, 低温側, 高温側ともいちじるしくクリープ破断強度を向上させる。以上のことから, 15%Cr-12%Ni 系オーステナイト耐熱鋼のクリープ破断強度の改善には, Mo および W 添加によつてオーステナイト地を強化するとともに Cu 添加によつてさらに素地を強化し, Ti および B 添加により一層強化することが重要である。

Fig. 2 と Table 2 におのおの Larson-Miller 曲線とそれから求めた 100hr および 1000hr のクリープ破断強度を示す。

(2) 時効硬度と顕微鏡組織

前報においてこの系統のオーステナイト耐熱鋼には時

(155) 15Cr-12Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす Cu および B の影響 (弱析出硬化型オーステナイト耐熱鋼の研究-I)

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 Copper and Boron on the 15Cr-12Ni Austenitic Heat Resisting Steel. (Studies on the weak precipitation hardening austenitic heat resisting steel -I)

Dr. Toshio FUJITA and Hidekatsu KUKI

I. 緒 言

15%Cr-15%Ni-2%W-2%Mo 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 Ti, Ti+B および Nb+N などについて報告した。この系統の耐熱鋼は Nb や N で強化するよりも Ti および B の添加により一層高温強度を高めることができ, これは Ti および B の添加により, Ti の炭化物の析出, B での結晶粒界の強化のためであろうと指摘したが, 本報では 15%Cr-12%Ni-2%Mo-1.5%W-0.8%Ti 系オーステナイト耐熱鋼に Cu を添加したものおよび Cu+B を添加したもののについて, 650°C, 700°C および 750°C でクリープ破断試験を行なった結果について述べる。これは Cu 添加によつてオーステナイト地の強化をねらつたものおよびさらに B を添加したことによる結晶粒界強化の影響を調べるためのものである。そのほか加工硬化した試料の時効による硬度低下とクリープ破断強度との関係について実験したので, 顕微鏡組織とあわせて報告する。

II. 試 料

本実験に用いた試料の化学成分を Table 1 に示す。S1~S3 までの各試料とも C 0.2%, Si 1%, Mn 1%, Ni 12%, Cr 15%, W 1.5%, Mo 2% および Ti 0.8% に一定とし, S1 はこの基本成分で, S2 は S1 に Cu 2.5% 添加したもの, S3 は S2 にさらに B を 0.1% 添加したものである。

試料は高周波誘導炉で 20kg 溶解し, 20mm 角棒に

Table 1. Chemical composition of specimens (%)

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	Ti	Cu	B
S 1	0.23	1.06	1.01	0.007	0.019	12.66	14.78	1.43	2.25	0.76	0.04	—
S 2	0.21	0.92	0.99	0.006	0.015	12.14	14.98	1.32	2.15	0.77	2.73	—
S 3	0.19	0.96	0.97	0.003	0.011	11.97	15.28	1.27	2.10	0.87	2.72	0.115

pp1990~1992

言 No.64317

669.152426-194.56:669.14.014.85:620.17225/2262

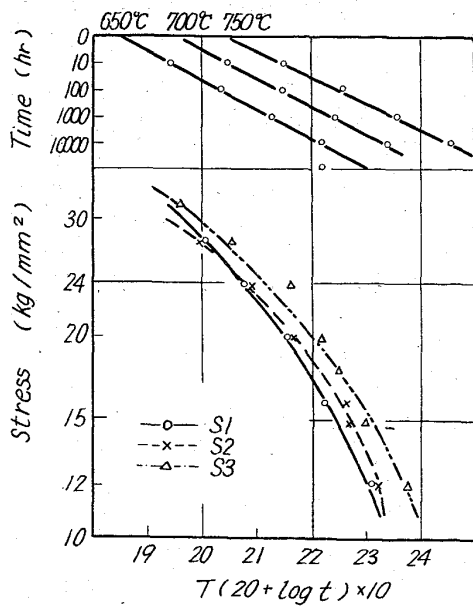


Fig. 2. Rupture strength of each specimens.

Table 2. Rupture strength of each specimens.

Steel No.	650°C		700°C		750°C	
	100hr	1000 hr	100hr	1000 hr	100hr	1000 hr
S1	26.7	21.5	20.5	15.3	14.7	10
S2	27	23	22	17.0	16.5	10.3
S3	30	25	24	18.5	17.7	12.5

strength unit ; kg/mm²

効硬化性が認められず、したがって時効硬度からクリープ破断強度の予想の困難なことを報告した。これらのオーステナイト系耐熱鋼は溶体化処理状態で Hv 170~200 くらい、3000hr までの時効によつても 200~230 くらいの硬度上昇しか認められない。そこで本報では加工硬化した試料の時効による硬度低下とクリープ破断強度との関係について調べた。

硬度試料は鍛造により 5mm 厚×15mm 巾の板にし、これを 1150°C × 1hr → 油冷の溶体化処理を行なつたあと、両面の脱炭層を削り取り冷間圧延により 50% の加工率 (板厚減少率) にしたものを使用した。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、650°C、700°C および 750°C のものについて Fig. 3 に示す。圧延のままの初硬度は基本成分の S1、S1 に Cu 添加の S2 および Cu+B 添加の S3 の順に低くなる。時効により各温度とも S1 の硬度低下が大きく、次に S2、S3 の順になりクリープ破断強度の高いものほどその硬度低下は小さく 300hr で S1、S2、S3 の順に硬度が高くなる。クリープ破断強度のある程度の予想は可能であると考えられる。

650°C の硬度曲線に認められるにこれらの耐熱鋼は短

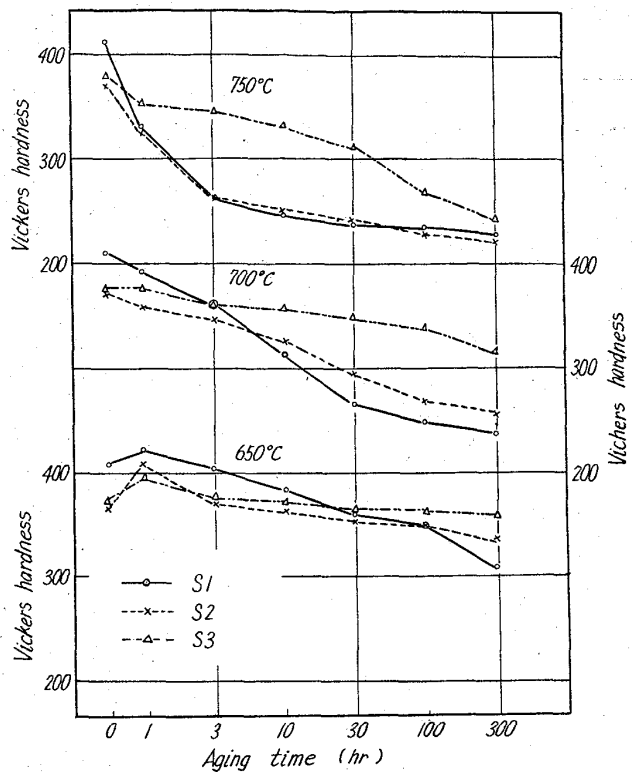
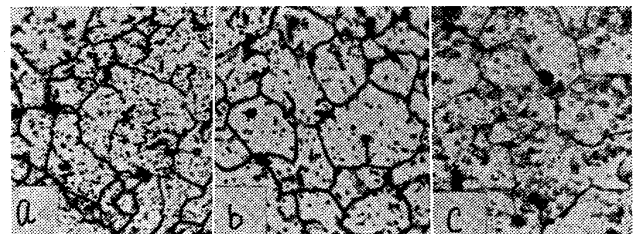


Fig. 3. Aging hardness after cold rolling of 15%Cr-12%Ni austenitic heat resisting steels



(a) S1×400 (b) S2×400 (c) S3×400

Photo. 1. Microstructures of 15Cr-12Ni austenitic heat resisting steels after solution treatment at 1150°C → O.Q and aging for 20hr at 700°C

時間の時効により初硬度より硬度値の上昇が観察された。同様のことは 600°C でも認められ低温の方がその上昇値は高い。

Photo. 1 にこれらオーステナイト耐熱鋼のクリープ試験前の、1150°C × 1hr → 油冷、750°C × 20hr → 空冷処理状態の顕微鏡組織を示す。いずれの試料も地はオーステナイトで粒内、粒界に析出物がでている。組織上ほとんど差異は認められないが、S1 の析出物の量が他の試料よりも多いようである。B の入った S3 の試料は非常に細い析出物が分散している。またこの試料は他の試料 (S1、S2) に比べて嚙食されにくい。

(3) オーステナイト系ステンレス鋼および耐熱鋼の破断強度

Table 3 は代表的なオーステナイト系ステンレス鋼 (18-8, 18-8Ti, 18-8Nb, 16-12Mo), および Essete 1250 と S3 の破断強度を比較したものである。これら

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 ²			
	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ブ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) クリーブ破断強度は 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ブ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

669.152426-194.56:669.14018.85
: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¹⁾ および 15

%Cr-12%Ni 系オーステナイト耐熱鋼のクリーブ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ブ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 でクリーブ破断試験を行なつた。また溶体化処理温度のクリーブ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ブ破断試験に使用し、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) クリーブ破断強度

試験片は次の熱処理を行ない、650°C および 700°C でクリーブ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。