

Photo. 2. Microstructure of 2 Mo-0.41N aged at 900°C for 1 h after 1200°C solution-treatment. Etching solution: 1 HCl+1 alcohol. ×100 (9/10)

かである。Cb を含む他の 2 鋼種の焼戻軟化が比較的早いのは溶体化状態においてすでにかなりの CbN が析出しており素地中の Cb および N の濃度が低いためと考えられる。つぎに溶体化試料および 30% 冷間圧延試料について 700°C, 800°C および 900°C に 1000h まで時効して組織および硬度変化を調べた。2 Mo-0.41 N 鋼溶体化試料は 700°C および 800°C に加熱すると窒化物が Widmannstätten 状の全面析出を示すが、900°C 加熱では Photo. 2 にみるように同様の全面析出が起る一方粒界反応による層状析出部が全面析出部を蚕食しながら成長し、10h 時効で全体の 30% 位を占めるにいたり、その後はさらに長時間時効してももはや粒界反応は進行しない。硬度は 700°C および 800°C 時効で Hv 30 程度の増加を示すが、900°C 時効ではほとんど変化はみられない。1 Mo 1 Cb-0.59 N 鋼および 2 Cb-0.63 N 鋼は上記各温度に時効しても粒界および粒内に方向性をもたない微粒状の窒化物の析出がみられる程度であつて、これは前述のように 1200°C-1h 溶体化で未固溶の CbN が残存しオーステナイト素地の N 量が 2 Mo-0.41 N 鋼に比してかなり少ないためと思われ、硬度も時効によつてほとんど変化しない。

冷間延圧試料を上記各温度で時効すると Mo の多いものほど軟化がいちじるしく遅れ、800°C-300h 時効で 2 Cb-0.63 N 鋼は再結晶粒がみられるのに対し 1 Mo 1 Cb-0.59 N 鋼および 2 Mo-0.41 N 鋼は依然として歪んだ結晶組織を留めている。

2. 高温クリーブ破断特性

各鋼の 1200°C-1h 溶体化試料および 800°C 時効試料について 700°C で引張クリーブ破断試験を実施した。溶体化試料は応力 20 kg/mm² では 3 鋼種とも 700h 程度で破断し、破断伸びは 2 Mo-0.41 N 鋼で 30% 程度、1 Mo 1 Cb-0.59 N 鋼および 2 Cb-0.63 N 鋼で 40% 程度のかなり大きな値を示した。700°C 1000h 破断強度はいずれも 17~19 kg/mm² となり、前報¹⁾で報告した 25 Cr-28 Ni-0.54 N 鋼の 6.9 kg/mm² に比較して、Mo および Cb の添加によりいちじるしい向上を示し、また破断伸びも非常に増加している。しかし 800°C 30h および 100h 時効試料は同じく 20 kg/mm² の応力下で各鋼種とも破断寿命が 300h 前後に減少し、また破

断伸びは 2 Mo-0.41 N 鋼 30h 時効で 18.3%, 100h 時効で 25.7%, 2 Cb-0.63 N 鋼 30h 時効で 23.3%, 100h 時効で 36.0% を示し、ともに 30h 時効の場合に伸びの減少がいちじるしい。

IV. 結 言

高圧窒素中溶解法により 0.41~0.63% N を含む高窒素 25% Cr-28% Ni 鋼を溶製し、その組織およびクリーブ破断特性におよぼす Mo および Cb 影響についてしらべた。

2 Mo-0.41 N 鋼は 1200°C 加熱で十分溶体化し、その後の高温時効で窒化物が粒界反応あるいは全面析出によつて現われ、顕著な組織変化を示すが、Cb を含む他の 2 鋼種は 1200°C 溶体化で CbN が残存し高温の時効による組織変化はあまり顕著ではない。しかしとくに Mo の添加は再結晶温度をかなり高め、また Mo, Cb とともにクリーブ破断特性をいちじるしく改善する 1200°C 溶体化後 800°C で時効処理を施すとクリーブ破断特性は溶体化試料に比較して劣化することを認めた。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1509

669.14.018.44:669.15'24'26-
194.56:539.434:669.26:669.24
(174) 15 Cr-25 Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす Cr および Ni の影響

15 Cr-25 Ni 系オーステナイト耐熱鋼におよぼす Cr および Ni の影響

(オーステナイト系耐熱鋼の研究—VIII)

東京大学工学部 工博 藤田利夫
日立金属工業 ○笹倉利彦

Effect of Chromium and Nickel on 15%Cr-25%Ni Austenitic Heat-Resisting Steels.

(Studies on austenitic heat-resisting steels—VIII)

Dr. Toshio FUJITA and Toshihiko SASAKURA.

I. 結 言

第 7 報までの試料の C 調整は高炭素フェロクロームを使つていたが本報では低炭素で C 調整を行なつた。すなわち 15 Cr-25 Ni 系オーステナイト鋼に Mo 1.5%, W 1.5%, Ti 4%, B 0.05%, Zr 0.05% を添加したもの、さらにこれらの Ni 量を 35% 高くしたもの、Cr 量 10% に低くしたものおよび電解 Cr を使用したものについてクリーブ破断強度、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

試料は高周波真空溶解炉で 6 kg 溶製した。これを 20 mm の角棒に鍛造してクリーブ破断試験に供し、さらに 10 mm の角棒に鍛造して時効硬度および顕微鏡組織に使用した。試料の化学組成を Table 1 に示す。これらの試料の C 調整はいずれも低炭素 (C=4%) を用いた。

S91 は 15 Cr-25 Ni に W 1.5%, Mo 1.5%, Ti 4%, B 0.05%, Zr 0.05% を添加したものである。

S92 は S91 の Ni 量を 35% に高くしたもの、S93

Table 1. Chemical composition of specimens.

Steel No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	Ti	B	Zr
S 91	0.02	0.53	0.53	25.60	14.06	1.05	1.40	4.48	0.050	0.045
S 92	0.02	0.55	0.46	35.50	14.15	1.36	1.40	4.64	0.057	0.045
S 93	0.02	0.57	0.57	25.20	10.65	1.19	1.40	4.64	0.051	0.040
S 94	0.02	0.49	0.49	25.40	13.36	0.95	1.45	4.56	0.059	0.045

は S 91 の Cr 量を 10% に低くしたものである。

S 91 ~ S 93 の Cr 量は低炭素フェロクロムで調整したものであるが、S 94 のみは電解 Cr を使用した。

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 × 20 → A. C.

Fig. 1 (a) に 650°C, Fig. 1 (b) に 700°C, Fig. 1 (c) に 750°C の試験結果を示す。さらにこれらを Larson-Miller の $T(20 + \log t)$ を用いて示せば Fig. 2 のごとくなる。

S 91 は 15Cr-25Ni に W 1.5%, Mo 1.5%, Ti 4

%, B 0.05%, Zr 0.05% 添加したものであるが 650 ~ 750°C の温度範囲でのクリープ破断強度は最低である。

Ni 量を高くした S 92 は 650°C の短時間側で他の鋼種に比べ最高のクリープ破断強度を示すが長時間側では S 93, S 94 とほとんど差はない。また 700°C では電解 Cr を使用した S 94 とほぼししいクリープ破断強度を有する。

これからもわかるように 15Cr-25Ni 系耐熱鋼の Ni 量を高くしても低温側ではクリープ破断強度はいちじるしく向上するが高温側ではあまりクリープ破断強度の向上には貢献しない。

Cr 量を低くしたものは基準組成の S 91 より 650°C, 1000h のクリープ破断強度は 12 kg/mm² 高くなっているが、高温になるにしたがって強度は接近している。

電解 Cr を使用した S 94 の 650°C, 1000h クリープ破断強度は基準組成の S 91 より 12.5kg/mm² 高く、700°C では Ni 量を高くした S 92 程度の強度である。破断伸びは電解 Cr を使うことによつて多少大きくなっている。

Table 2 に Fig. 2 から求めた 650°C, 700°C および 750°C における 100 h および 1000h のクリープ破断強度を示す。

2) 時効硬化

つぎのような熱処理を行ない、時効硬化の現象を調べた。

1150°C × 1h → O. Q.

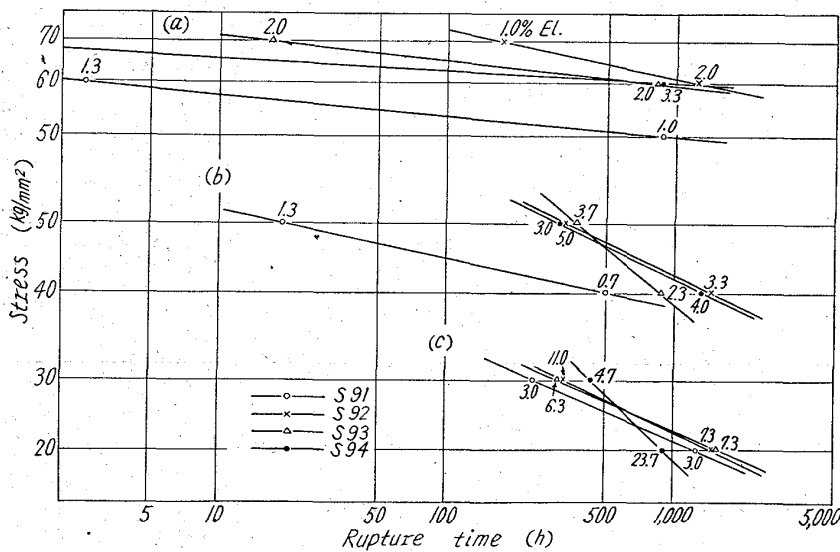


Fig. 1. Stress-time curves of 15%Cr-25%Ni steels.

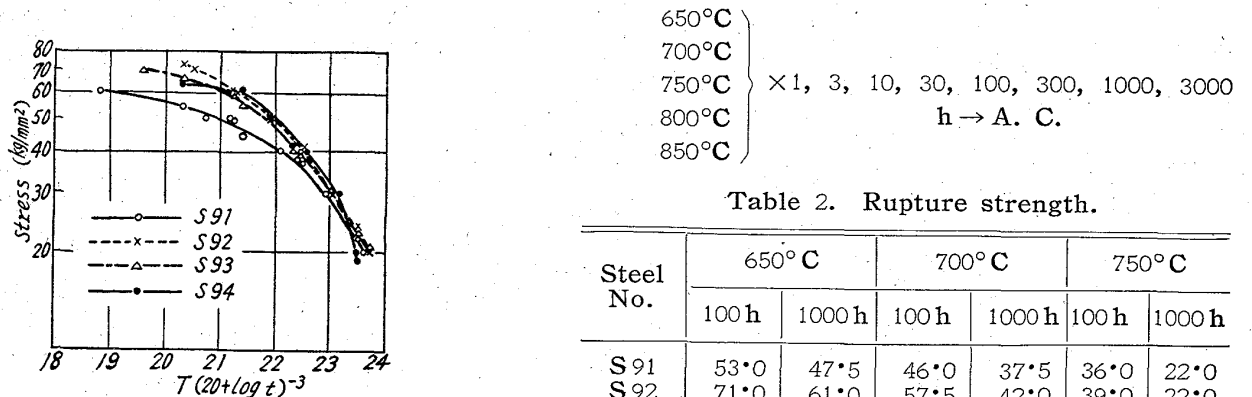


Fig. 2. Rupture strength of 15% Cr-25% Ni steels.

Table 2. Rupture strength.

Steel No.	650°C		700°C		750°C	
	100 h	1000 h	100 h	1000 h	100 h	1000 h
S 91	53.0	47.5	46.0	37.5	36.0	22.0
S 92	71.0	61.0	57.5	42.0	39.0	22.0
S 93	65.0	59.5	56.0	40.0	38.0	22.5
S 94	62.5	60.0	57.5	41.0	40.0	19.0

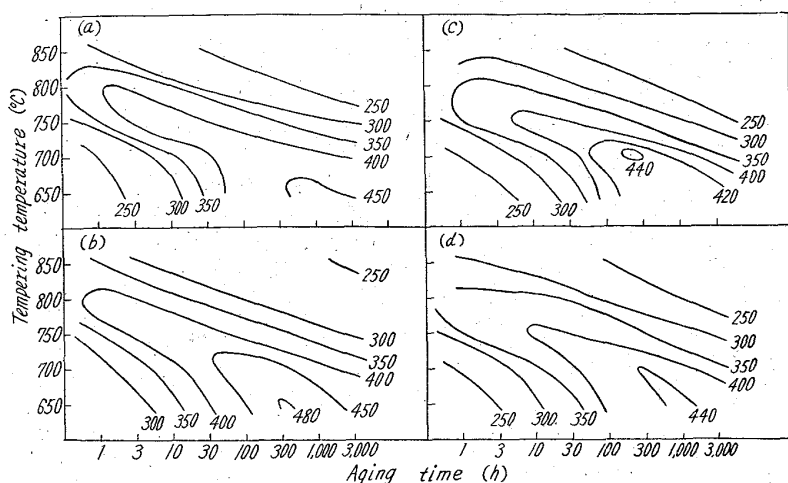


Fig. 3. As-aged hardness of 15% Cr-25% Ni steels (a=S91, b=S92, c=S93 and d=S94).

Fig. 3 (a) に S91, Fig. 3 (b) に S92, Fig. 3 (c) に S93, Fig. 3 (d) に S94 の時効硬度の等硬度曲線を示す。

これからもわかるようにいずれの試料とも時効硬度は高温短時間側から低温長時間側へ高くなる傾向を示す。

Fig. 3 (b) に示す Ni 量を高くした S92 が最高硬度を示し、650°C, 300h で 480 Hv まで硬化する。

Cr 量を低くした S93 の時効硬度は最も低く、700°C, 200~300h で最高の 440 Hv を示すがその範囲は極めて小さい。Fig. 3 (d) に示す電解 Cr を使用した S94 は Fig. 3 (a) に示す基準組成の S91 と比較してみると、最高硬度は 10~15 Hv 程度低い。しかし 850°C, 3000h の時効硬度は全試料とも硬度差は少なく約 5 Hv 程度である。

IV. 結 言

以上の結果を要約するとつぎのごとくである。

(1) S91 と S92 を比較してみると Ni 量を 35% に高くしても低温側のクリープ破断強度の向上には非常に顕著であるが、高温側ではその差も少なくクリープ破断強度の向上にはあまり有効でない。

(2) Cr 量を低くした S93 は基準組成の S91 よりクリープ破断強度も靱性も高くなる。

(3) 電解 Cr を使用した S94 は基準組成の S91 と比較して、高温になるにしたがって応力-破断時間曲線の傾斜は急になる。

(4) 時効硬度の硬化現象はいずれの試料とも、高温短時間側から低温長時間側へ移動する。特に Ni 量を 35% に高くした S92 の硬化はいちじるしく、650°C, 300h で 480 Hv に硬化する。

Cr 量を低くした S93 が最も硬化は小さいが、最高硬度は 440 Hv に達する。しかしその範囲は極めて小さい。

(5) S91, S94 は 650°C, 1000h, S92 は 650°C, 300h でそれぞれ最高硬度を示すが、Cr 量を低くした S93 は 700°C で最高硬度を示す。各試料とも 800°C および 850°C, 1h. ですでに過時効の現象を示している。

669,018,27,539,557
621,785-975

(175) Refractaloy 26 型合金の常温ばね特性について

(ばね用超合金の研究-I)

三菱鋼材 63175

○上正原和典・金井 良昭

工博 内山 道良 617~619

Spring Properties of Refractaloy 26 Type Alloy at Room Temperature.

(Studies on superalloys for springs-I)

Kazunori KAMISHOHARA, Yoshiaki KANAI and Dr. Michira UCHIYAMA.

I. 緒 言

各種の超合金に関する研究は最近益々盛んになってきたが、超合金の利用分野の一つにばねがあり、この内高温用のものについては特にその急速な開発が望まれている。このため筆者らも種々の超合金のばね的な性能に関する一連の実験を行なっているが、高温用の超合金をばねとして利用する場合には、常温から高温までの特性がばね的に勝れていなければならないことが多いので、実験も常にこの点を考慮して行なっている。

本報ではその第 1 報として Refractaloy 26 型合金の常温におけるばね特性の調査結果を報告する。

II. 試料および実験方法

本実験に用いた試料は 100kg 高周波誘導式真空溶解炉にて溶製した合金を 165mm φ (低部); 205mm φ (頂部)×415mm (高さ) の寸法に真空中で造塊後 20mm φ に熱間鍛造, 6mm φ (または 6mm φ) に熱間圧延, 4mm φ (または 4mm φ) に冷間引抜したもので、その化学成分を Table 1 に示す。

本実験における熱処理は析出温度 4 段階、析出時間 5 段階を選び、その組合せをもつて施行したが、その組合せおよび記号を Table 2 に示す。

III. 実験結果

1. 引張試験

6mm φ 圧延材を約 300mm の長さに切断し、Table 2 の熱処理を施した後、容量 10t (最大 50t) のアムスラー型材料試験機により引張強さ・降伏点・伸び・絞りの測定を行なった。ただし試片は JIS Z 2201 2 号によ

Table 1. Chemical composition of specimen. (%)

C	Si	Mn	P	S	Fe	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al
0.020	0.72	0.57	0.014	0.009	18.23	37.40	17.87	19.12	2.94	2.62	0.08