

Table 2. Rupture strength of superheat-resisting steel.

Steels names	Chemical composition (%)										Rupture strength* (kg/mm <sup>2</sup> )					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Nb	B	Other elements	650°C			700°C		
											1000	10000	100000	1000	10000	100000
S 5	0.22	1.0	1.0	14.68	10.00	2.08	1.54	—	0.148	Ti 0.87 Cu 2.84	27.0	24.0	(21.0)	19.2	16.3	(13.5)
Esshete 1250	0.10	0.5	6.0	15.0	10.0	1.0	—	1.0	Added	V 0.25	23.5	19.6	(17.0)	20.5	11.8	(7.2)
G18B	0.40	1.0	0.8	13.0	13.0	2.0	2.5	3.0	—	Co 10.0	23.5	18.1	(14.0)	18.5	13.2	(9.0)
N-155	0.15	0.5	1.5	20.0	20.0	3.0	2.0	1.0	—	Co 20.0 N 0.15	28.0	22.0	(17.2)	21.0	(16.0)	(12.0)

\* For rupture in 100 and 1000 h.

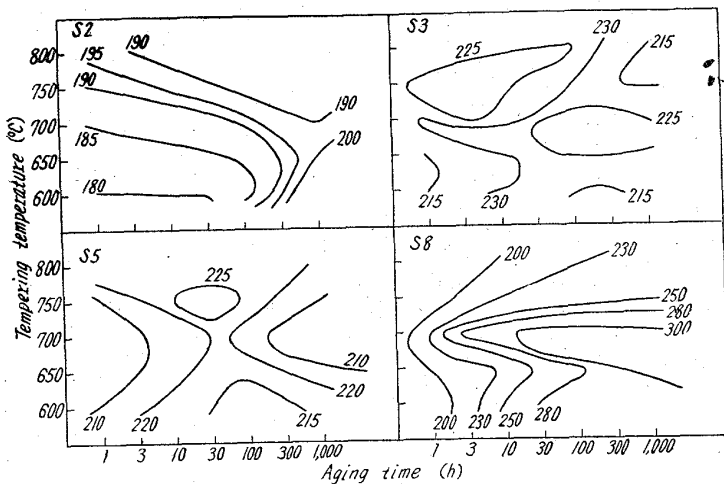


Fig. 4. As-aged hardness of S 2, S 3, S 5 and S 8.

IV. 結 言

以上の実験結果を要約すればつぎのごとくなる。

(1) 600~700°C 付近で長時間のクリープ破断強度および破断伸びのすぐれたオーステナイト系耐熱鋼は、強析出硬化型よりも弱析出硬化型のものである。

(2) 弱析出硬化型耐熱鋼としては C, B, N と Mo, W, Ni, V などを組合せるよりも C, B と Mo, W, Ti, Cu などを組合せる方がより有利である。

(3) B を多量添加すればクリープ破断強度は良くなるが、溶接性に問題が残るため B 量は溶接性にさしつかえない程度に添加し、他の合金元素の組合せを適当にし、かつ熱処理 (主として溶体化処理) を最上の条件に持つて行けば、15Cr-10Ni 系オーステナイト鋼でも、650~700°C で G18B, N-155 程度以上のクリープ破断強度を有するものを開発することも困難でない。

(4) 時効硬度から、オーステナイト系耐熱鋼の長時間クリープ破断強度を推定することは非常に困難である。

( ) ; Extrapolated value  
 669, 14, 018, 44, 669, 15, 24, 26, 27-194  
 (172) NA-22H の 1200°C クリー  
 プ破断強さにおよぼす合金  
 元素の影響  
 539, 434  
 669, 014, 6

太平金属工業  
 工博 井上繁弘・土屋 隆・○松本洋祐  
 Effect of Alloying Elements on  
 the Creep Rupture Strength of  
 NA-22H at 1200°C. 63/72

Dr. Shigehiro INOUE, Takashi TSUTIYA  
 and Yosuke MATSUMOTO.

I. 緒 言 611~613

NA-22H (48Ni-27Cr-6W) は 1000°C 以上  
 でインコネル合金よりも大きな高温強度をもつ耐  
 熱鋼として知られている。

本実験では、NA-22H の 1200°C におけるクリープ  
 破断強さに各合金元素が単独で何如なる影響をおよぼす  
 ものであるかを調査し、併せてその際に見られるミクロ  
 組織上の変化を検討したので、その結果を報告する。

II. 試 料

試料はすべて、100kg および 500kg 高周波誘導炉  
 により実際操作に溶製した。

NA-22H の基準成分は、48% Ni, 27% Cr, 6% W,  
 0.4% C, <2% Si, Mn とした。含有量を変化させた成  
 分は C, W, Si, Ni, Cr の 5 成分で、各成分の含有量  
 変化は単独とし、成分上の調整は Fe によつた。

すなわち、C は 0.2, 0.4, 0.6, 0.8%, W は 2,  
 4, 6, 8%, Si は 0.5, 1.0, 1.8, 3.0% の各 4 段階、  
 Ni は 43, 48, 53%, Cr は 22, 27, 32% 各 3 段階、  
 計 14 種の試料を ASTM, B 190 規定の寸法に砂型に  
 て铸造し、30φ×240l の本体よりクリープ破断試験お  
 よび顕微鏡試験片を採取した。

なお NA-22H の強度的な位置を明確にするために、  
 1200°C でしばしば用いられるインコネルを試料に加え  
 た。全試料に対して、組織上の条件を整える意味で 1100  
 °C×1→W. Q. の処理を施した。

III クリープ破断試験機

試験機本体は直接荷重式で、荷重能力は 2~60kg で  
 ある。炉は縦筒型 (250φ×55φ×350l) のシリコニッ

ト電気炉で、温度調節はプロッサ方式、温度検出は白金抵抗体によつた。

試験片の寸法は  $6\phi \times 30l$  で、応力は  $1\text{kg/mm}^2$ ,  $0.6\text{kg/mm}^2$  の2段階とした。

1200°Cにおける試験片温度の時間的な変動は  $\pm 6^\circ\text{C}$ , 試験片標点距離間の温度変動は  $\pm 3^\circ\text{C}$  である。

IV. 実験結果

1) NA-22 H の 1200°C クリープ破断強さにおよぼす合金元素の影響

温度 1200°C, 応力  $1\text{kg/mm}^2$  における NA-22 H のクリープ破断時間と C, W, Si, Ni の含有量との関係を Fig. 1 に示す。

a) C の影響; 破断強さは C% の増加につれて大となり 0.4% C 付近で最高に達する。C が 0.6% よりさらに増加すれば、おそらく破断強さは小さくなるものと推定される。図中、破断伸びは C% の増加について減少するものと思われる。

b) W の影響; W の増加に伴つて破断強さは増大して行くが、4% W を越えると破断強さの増加度は極めて小さくなり略平衡に達する傾向を示す。破断伸びは 6% W 以上になるとやや低くなるようである。

c) Si の影響; Si 含有量は破断強さに極めて大きな影響をおよぼす。破断強さは 1% Si において最大となり、これより Si が増しても減しても低下する。破断伸びも略同じ傾向をもつ。Si 含有量の適量は 0.8~1.5% と見られる。

d) Ni の影響; Ni は 48% 前後で破断強さを最大にし、48% より増減すればいずれの場合も破断強さは低下するが、その度合は Ni 減少の場合に大である。破断伸びはこれと逆の傾向を示し 48% Ni で最も低い。

2) NA-22 H とインコネルの 1200°C におけるクリープ破断強さ

温度 1200°C, 応力  $1\text{kg/mm}^2$  のクリープ破断試験で得られた NA-22 H (基準成分) およびインコネルの破断時間は各々 34.1h, 2.8h であつた。

この結果から、1200°C における NA-22 H のクリー

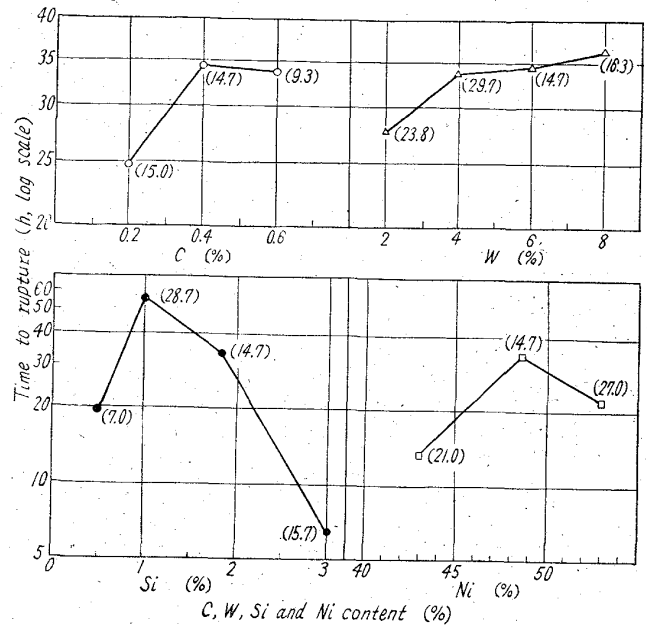


Fig. 1. Effect of alloying elements on stress rupture time of NA-22 H under  $1\text{kg/mm}^2$  stress at 1200°C. (1100°C×1h→W. Q. before test.)

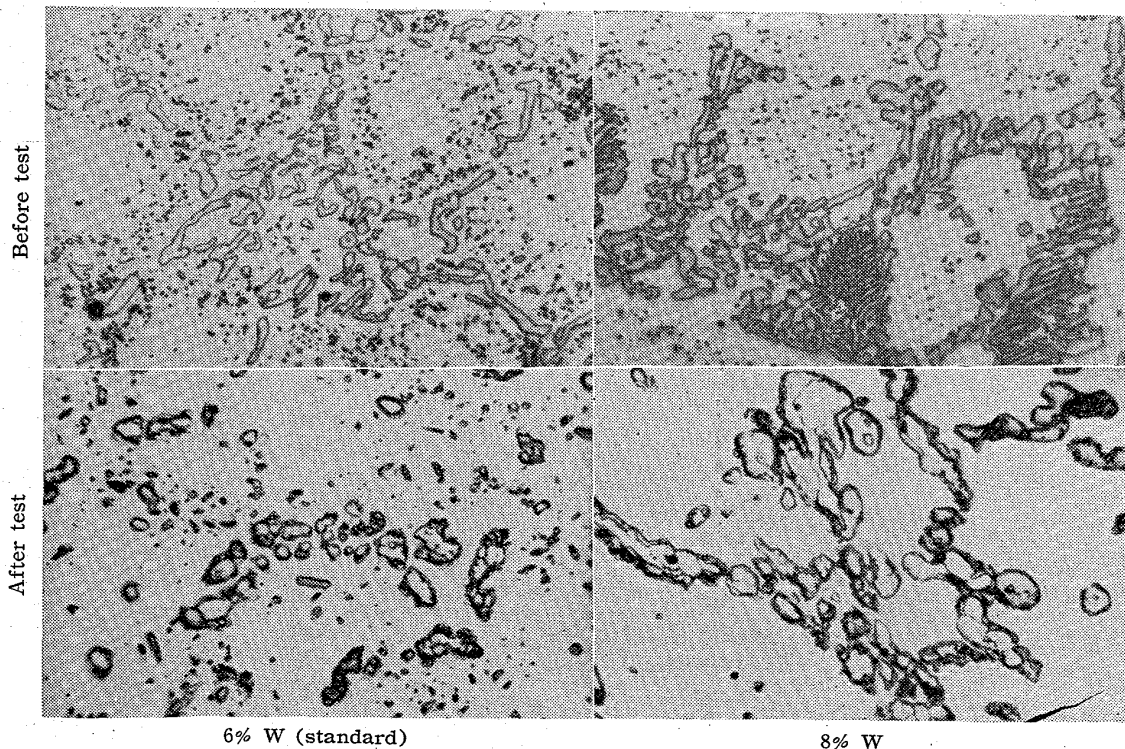


Photo. 1. Microstructure of NA-22 H (1100°C×1h→W. Q.). Etched by 10% chromic acid. ×550 (2/3)

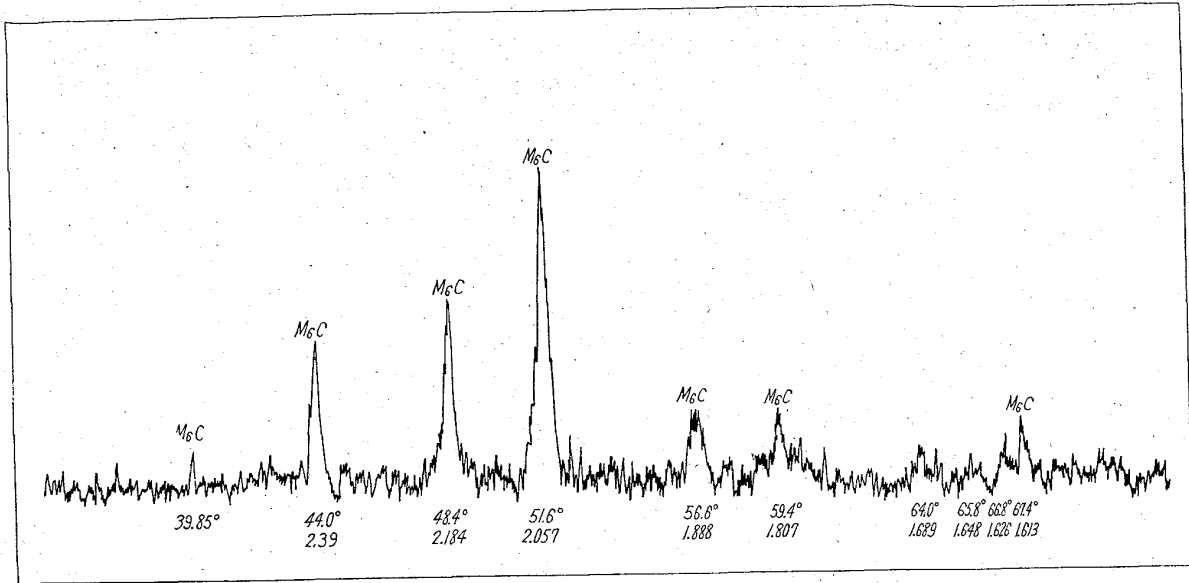


Fig. 2. X-ray scanning diagram of electrolytic residues isolated from NA-22 H. (target Co, filter Fe).

ブ破断強さはインコネルよりも大きく、破断時間において 10 倍以上であると考えられる。

3) クリープ破断試験前後の NA-22 H のマイクロ組織

Photo. 1 に 6%W (基準) および 8% W, NA-22 H のクリープ破断試験 (1200°C, 1kg/mm<sup>2</sup>) 前後のマイクロ組織を示す。なお試験後のマイクロ組織は共に破断部近くのものである。

Photo. 1 に見られる析出相を決定するために、基準成分の NA-22 H について濃塩酸、エチルアルコール (9:1) 液で電解分離 (0.06A, 48h) して得られた残渣を X 線で回折した。その際に得られた回折図は Fig. 2 に示す通りで、析出相は格子定数  $a=10.7\text{Å}$  程度の  $M_6C$  と見られる。

Photo. 1 で明らかなように  $M_6C$  は W の増加によって、大きくかつ多量となる。C 量によるマイクロ組織の変化も W の場合と略同様な傾向を示した。いずれの場合も、試験前に見られる小さく分散した相 (Photo. 1, before test) は、クリープ破断試験中に凝集して極めて少なくなるかほとんど認められなくなっている。(Photo. 1, after test)

この  $M_6C$  の組成、形状、量ならびに基質への溶解度などは NA-22 H におけるクリープ破断強さに大きな影響をおよぼしているものと推察される。

### V. 結 言

1) 短時間の 1200°C における NA-22 H のクリープ破断試験結果によれば、C は 0.4% 付近で破断強さを最大にし、W は 4% まで破断強さを上昇させるが、4% 以上になるとその上昇度は非常に小となる。Si の影響は可成り大きく 0.8~1.5% で破断強さは最大となる。Ni は 48% より増しても減しても破断強さを低下する。

2) 1200°C における NA-22 H のクリープ破断強さはインコネルより大で、破断時間において 10 倍以上と考えられる。

3) NA-22 H のマイクロ組織で観察される析出相は、

$M_6C$  と見られ、この相の析出状態は NA-22 H におけるクリープ破断強さに大きな影響をおよぼしているものと思われる。

$M_6C$  は 1200°C においてクリープ破断試験中に凝集する傾向を示す。

669.14.018.44:669.15'24'26'786-194.8  
:539.434:669.28:669.293

(173) 高窒素 25% Cr-28% Ni 耐熱鋼の性質におよぼす Mo および Cb の影響

63173  
(高窒素 25% Cr オーステナイト耐熱鋼に関する研究—II)

東京工業大学

613~615  
工博 岡本 正三・工博○田中 良平  
八幡溶接棒研究所 藤本 六郎

Effect of Molybdenum and Columbium on Properties of High-Nitrogen 25% Cr-28%Ni Heat-Resisting Steels.

(Studies on high-nitrogen 25%Cr austenitic heat-resisting steels—II)

Dr. Masazō OKAMOTO, Dr. Ryohei TANAKA and Rokurō FUJIMOTO.

### I. 結 言

第 1 報において報告したように 25% Cr-28% Ni 耐熱鋼に約 0.5% の N を添加すると再結晶温度がいちじるしく高められ抗クリープ性もかなり改善される。しかしこの合金は溶体化後の 700°C 時効でも容易に窒化物の層状析出を生じ、かつこの層状析出物の凝集粗大化も早く組織的に不安定で抗クリープ性もなお不十分であった。本報ではこの高窒素耐熱鋼に再結晶温度を高める Mo, 再結晶温度を高めかつ N との親和力の強い Cb をそれぞれ 2% ずつ単独に添加したものおよび 1% Mo と