

ばすCの影響を試験して、つぎの結果が得られた。

(1) 1000~1050°Cの空冷焼入によつて、最高の焼入硬さが得られ、これを670~690°Cで焼戻すると、 $H_B$  300前後の硬さが得られる。

(2) 常温~550°Cにおける引張り強さは、低Cのものが低く、伸びはC量によつて余り変化しない。

(3) 衝撃値は -50~50°Cの範囲においては、試験温度が低くなるにつれて、漸減するが比較的が高く、C量の影響は余り認められない。

(4) 550°Cにおけるクリープ破断強さは、0.15~0.38%の範囲において、C量の低いもの程高い傾向にある。

文 献

- 1) 渡辺, 熊田: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 594~595
- 2) E. W. COLBECK, J. R. RAIT: High-Temperature Steels and Alloys for gas Turbine, Special report No. 43 (1952), The Iron and Steel Institute. p. 107~124
- 3) 藤田, 倉笹, 岳野: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 597~599

669.14, 018.85: 669.15'74-  
194.3: 620, 172, 251.2  
(157) 高 Mn 耐熱鋼の研究

金属材料技術研究所

工博 依田連平・○吉田平太郎・小池喜三郎

Study of high Manganese Heat Resisting Steels. 1559~1561.

Dr. Renpei YODA, Heitaro YOSHIDA and Kisaburo KOIKE

I. 緒 言

先に N-155 合金の Ni 20%のうち 10%を同量の Mn で置換えても適量の C, N を添加すれば、N-155 に比べすぐれたクリープ特性を有し鍛造容易でしかも経済的な合金が得られることを報告した<sup>1)</sup>。そこで更にこの合金

を発展させるため、Cr, Mo, Ni, N などの諸元素の量を種々変えてその高温特性におよぼすこれら元素の影響を検討した。

II. 実験方法

高周波溶解で得られた約 3 kg の鋼塊を 1200~1000°C で鍛造し、1200°C×1 時間加熱水冷の溶体化処理して、700°C, 800°C で 500 時間までの時効硬化性試験を行なつた。また溶体化処理後 800°C×4 時間空冷した試料のクリープ破断寿命を 700°C では 26 kg/mm<sup>2</sup>, 800°C では 14 kg/mm<sup>2</sup> の条件で求めた。その他、鍛造性試験、常温高温引張試験、残渣の X 線回折などを適宜行なつた。試料の分析値を Table 1 に示す。

III. 実験結果

1. Ni+Mn=20%, Fe+Cr=一定合金系における Cr, Mn の影響 (No. 21~No. 25 試料)

1) 時効硬化性試験

Fig. 1 に 700°C での結果を示す。この図から Mn 含量がほぼ同じなら Cr 含量のます程、また Cr 含量がほぼ同じなら Mn 含量の増す程時効硬化性が大となることがわかる。既報の高 Mn 合金は Ni を Mn で置換えることより得られるすぐれた時効硬化性を利用したクリープ特性のすぐれた材料であるが、Mn 10%以上の場合にも Mn が増す程時効硬化性が大となることが知られる。所でこの系の合金の上述の現象は Mn, Cr 含量の増大と共に析出量が増すことが顕微鏡組織から知られたが、No. 23, No. 25 の 800°C×500 時間加熱試料の X 線回折から種々の炭化物と共に  $\sigma$  相が認められ、これが硬化に寄与していることがわかつた。

2) クリープ破断試験

Fig. 2 に Mn=10%, Ni=10%を含む No. 21, 22, 23 のクリープ特性におよぼす Cr の影響を示す。この図から Cr 含量が増す程、破断時間破断伸び共に Cr 含量にほぼ比例して低下することが知られる。また Mn 含量の更に高い No. 24, 25 も Cr 含量が増すと同様に破断時間、破断伸びは低下することが認められ、これは前述のように Cr 含量、Mn 含量の増大と共に炭化物  $\sigma$  相

Table 1. Chemical composition of alloys.

Alloy	Element	Mn	Cr	Ni	Co	Mo	W	Nb	N	C	Fe
No. 21		10.42	19.79	9.82	19.77	3.77	2.44	1.02	0.251	0.24	Bal
No. 22		9.82	25.67	9.88	20.6	3.07	2.38	0.99	0.233	0.186	//
No. 23		8.88	29.00	9.34	20.6	2.97	3.06	0.72	0.231	0.163	//
No. 24		11.64	19.25	4.79	20.6	3.05	2.84	0.85	0.187	0.222	//
No. 25		14.23	25.24	4.91	21.4	2.76	2.99	0.80	0.185	0.172	//
No. 30		9.24	19.49	9.96	20.64	3.42	2.86	0.85	0.309	0.279	//
No. 31		9.12	20.24	10.46	19.44	3.20	2.01	1.05	0.324	0.253	//
No. 32		9.13	23.50	10.05	17.15	3.11	2.04	0.93	0.351	0.245	//
No. 33		9.40	25.72	10.16	15.88	3.03	1.82	0.85	0.384	0.243	//
No. 34		9.00	27.58	10.24	13.45	3.01	2.28	1.05	0.369	0.242	//
No. 45		9.70	19.83	9.87		6.23	2.82	0.53	0.372	0.270	//
No. 50		10.06	19.96	6.59		0.89	2.39	0.62	0.735	0.250	//
No. 51		10.03	19.85	6.46		1.89	2.44	0.50	0.906	0.23	//
No. 52		10.19	19.30	6.56		2.87	2.87	0.58	0.859	0.24	//
No. 54		9.00	20.41	6.42		4.91	2.31	0.59	0.760	0.23	//

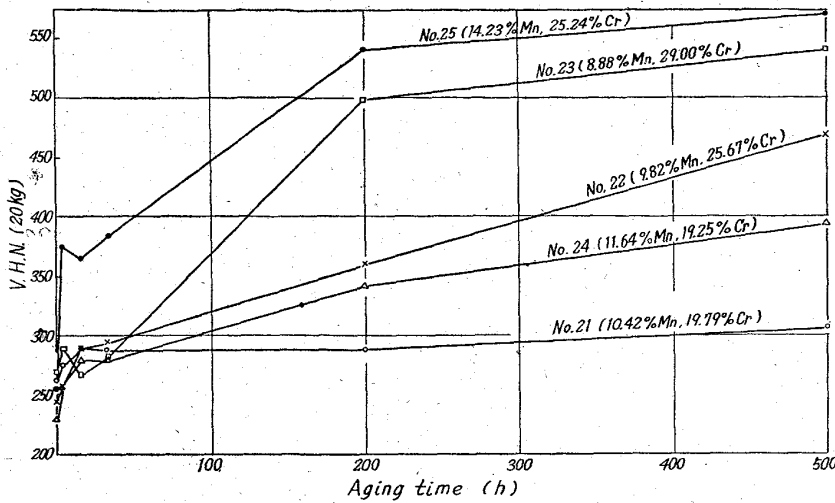


Fig. 1. Effect of Cr on the hardness of alloys containing Ni+Mn=20%, Fe+Cr=const. at 700°C aging.

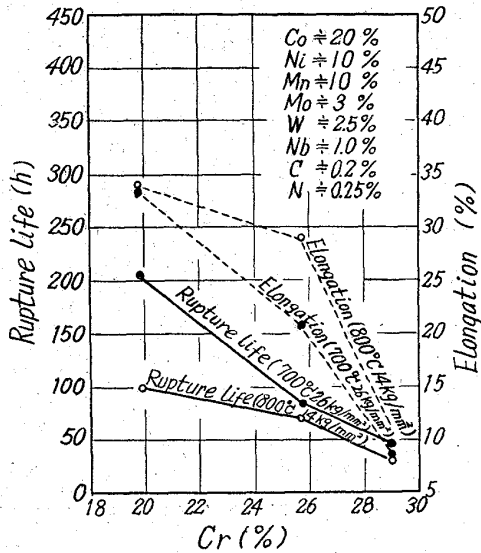


Fig. 2. Effects of Cr in the alloys containing Fe+Cr=constant on the creep rupture life and elongation at 700°C.

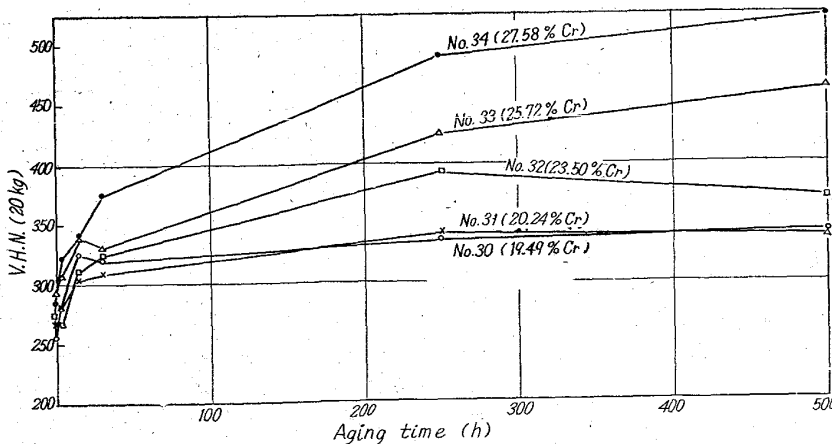


Fig. 3. Effect of Cr on the hardness of alloys containing Co+Cr=40%, at 700°C aging.

などの析出が著しく増し却つて悪影響を与えるためである。

3) 鍛造性試験

鍛造性試験機を用い、1000°C、1200°Cでの変形抵抗を測定したが、Mn含量が増えると変形抵抗は減少し、Cr含量が増すと逆に高まることが知られた。Crを30%近く含む合金が鍛造可能であるのは、Mnが10%近く含まれるためである。

以上の結果からラプチャー寿命に対してMnを10%より多くすること、FeをCrで20%より多く置換えることは好ましくないので、次にCoを2%づつCrで置換え、C、Nを高めた合金について検討した。

2. Cr+Co=40%合金系におけるCrの影響 (No. 30~No. 34 試料)

1) 時効硬化性試験

Fig. 3に700°Cでの試験結果を示す。この図からNo. 21~No. 25と同様Cr含量が増す程時効硬化性は大となり、顕微鏡組織から、これはCr含量が増すことにより、著しく析出が増えるためであることが知られた。

2) クリープ破断試験

Fig. 4はクリープ特性におよぼすCr含量の影響を示す、この図から破断時間は700°CではCr24%付近までは殆んど変りないが、それ以上になると急激に低下し、また800°CではCr含量と共にほぼ比例的に低下する。

3) 常温および高温引張試験

抗張力は常温では約90~94 kg/mm<sup>2</sup>の範囲で、Cr含量が増すと増大する傾向にあり、700°Cでは56~59 kg/mm<sup>2</sup>でCr含量の影響によるものかどうかは認められぬが、800°Cでは約35~42 kg/mm<sup>2</sup>で常温と逆にCr含量が増すと却つて減少する傾向があることが認められた。このようにCrを20%よりも増加させるといづれの合金についても高温強さを低下させるので、次にCrは20%一定としてCoを全く除き、Ni、Nの含量を調整してMo含量を変えた合金について検討した。

3. Coを含まぬ合金系におけるMoの影響

Fig. 5にクリープ・ラプチャー試験の結果を示す。この図から10%Ni、10%Mn系の試料は6%Moで素地を強化すれば、Coを含まなくても250時間程度の破断時間を示すが、Niを更に低めてN含量を高めると、Mo約2%付近で400時間に達するすぐれたクリープ破断時間を示し、これよりMoが多くても少くても却つて低下する。Niの少ない試料においてMoが多くなるとクリープ特性が悪くなる原因の一つは耐酸化性の低下である。しかもこの合金はNを1%近

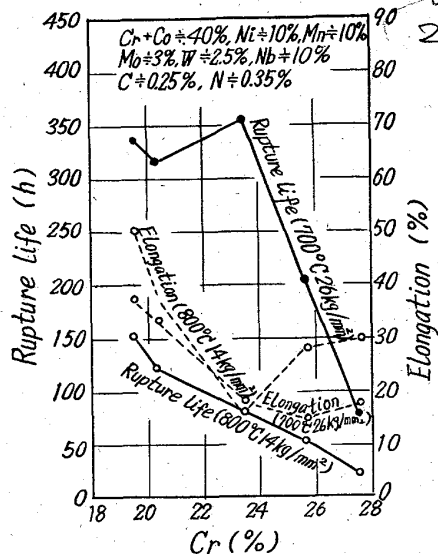


Fig. 4. Effects of Cr in the alloys containing Co+Cr=40% on the creep rupture life and elongation at 700°C.

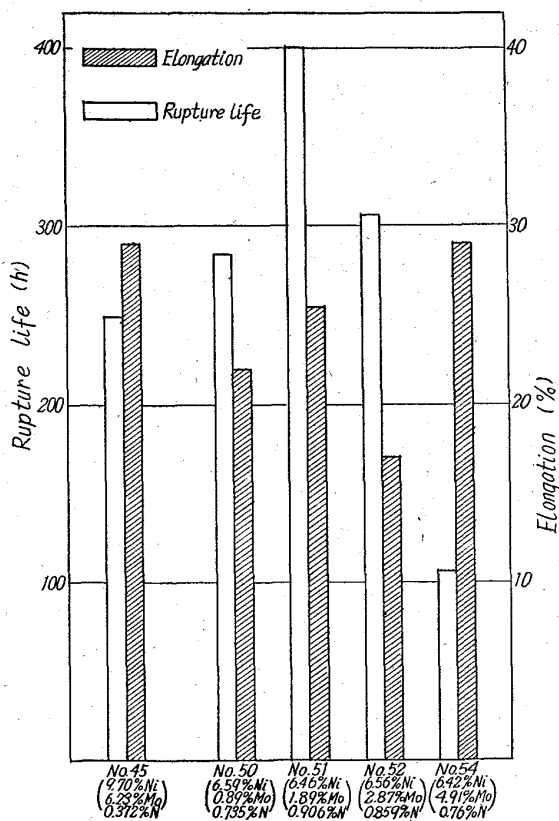


Fig. 5. Effects of Mo on the creep rupture life and elongation of alloys containing no Co at 700°C, 26 kg/mm².

く含んでも鍛造が容易であり、Ni, Mo 含量共に既報の合金に比べ少いため一層経済的であり、700°C のクリープ破断時間はすぐれたものである。

文 献

- 1) 依田, 吉田, 佐藤: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 166

12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度におよぼす C, W および Co の影響 63348

東京大学工学部 工博 藤田利夫

Effect of Carbon, Tungsten and Cobalt on Creep Rupture Strength of 12% Chromium heat Resisting Steels.

Dr. Toshio FUJITA.

I. 緒 言

12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度を高めるためには 600~650°C 附近で焼戻軟化抵抗を最も大きくするように合金元素をできるだけ多く添加する必要があるが、合金元素を 1.5~2.0% 以上添加すれば δ フェライトが出てくる。従つてこの δ フェライトをなくするためには合金元素量 (Mo, W, V, Nb など) 及び Cr 量を低くするか、または C, Mn を高めるか、更に N, Ni, Co などを添加しなければならない。しかし Cr 量を低くすることは 600~650°C のクリープ破断強度を低下させるため約 10.5~11.0% 程度必要である<sup>1)</sup>。C は 0.25% 以上添加すれば 600°C 以上では炭化物の凝集が盛んになり、また Ni, Mn などを 2~3% 添加すると 12% Cr 耐熱鋼の変態点をさげ 550~600°C のクリープ破断強度を低下させる<sup>2)</sup>。N の添加は 650~700°C のクリープ破断強度を低下さす<sup>3)</sup>。従つて残された元素としては Co だけでしかも、この Co は変態点をあまりさげないでかつ、δ フェライトを消す役割をはたすため、12% Cr 耐熱鋼にとっては非常に大切な元素である。

本報では 12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度におよぼす C の影響を 0.15% 附近と 0.23% 附近で比較しさらに W, および Co 添加の影響をしらべたものである。

II. 試 料

試料は高周波電気炉で 20 kg 大気溶解後 100mm 角の金型に鑄造し、これを 25mm の角棒に鍛造してクリープ破断試験片に供した。また焼戻硬度測定および顕微鏡組織用試料にはさらに 10mm の角棒にまで鍛造して使用した。

Table 1 に試料の化学組成を示す。試料 S1~S3 は C 量が 0.15% 附近であり、S4~S6 は C 量が 0.23% 附近である。試料 S1 および S4 は TAF 鋼の C 量の上限、下限を目標にしたものである。試料 S2 および S5 はそれらに W を 0.25% 程度添加したものであり、試料 S3 および S6 はそれらにさらに Co を 3% 添加し、Mo 量も 1.5% にあげたものである。

III. 実験結果

- (1) クリープ破断強度におよぼす C 量の影響  
試料 S1~S6 について次のような熱処理を行ない、600~700°C でクリープ破断試験を行なつた。  
1150°C × 1/2h → 油冷, 700°C × 1h → 空冷  
これらの試験結果から得られた 100, 1000, 10000 h のクリープ破断強度を示すと Table 2 に示すとくとなる。  
S1 および S4 を比較すると 0.15~0.24% 程度の C 量