

Fig. 3. Relation between cumulative and 1st stage life fraction.

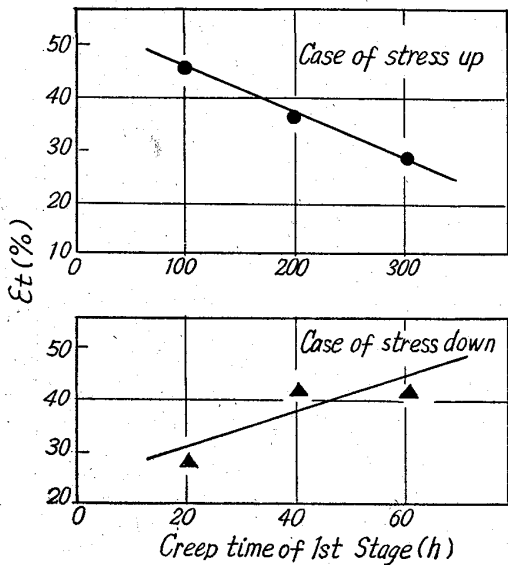


Fig. 4. Effect of 1st stage creep time on rupture elongation.

管の内圧静応力条件と段階的変動応力条件下でのクリープ破断寿命を求めた。その結果、

- (1) 静応力条件下では接線方向応力と破断時間の関係は両対数グラフ上で良く直線性を示す。
- (2) 同じく破断時の接線方向伸びは破断時間の増加と共に減少の傾向を持つ。
- (3) 軸方向伸びは $\sigma_1/\sigma_2=2$ の場合ほぼ 0 である。
- (4) 段階的応力変動の影響としては、応力低下は応力増加よりも累積寿命が長くなる傾向がある。
- (5) 応力変動時の円周方向破断伸びも静応力条件下と同じ全クリープ時間の増加とともに減少する。

文 献

1) E. L. ROBINSON: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., 74 (1952), p. 777

(2) A. S. T. M.: Rep. on the strength of wrought steels at Elevated Temp. (1950), p. 9
 (3) 西原, 平, 田中, 大路: 機械学会論文集, 22 (1956), p. 832

292-194:620.172.2:620.178.746.22
 669.14.018.44:669.15'26'28'
 (156) タービン軸用 5%Cr-1%Mo-0.5%V 鋼におよぼす C の影響 7.84

日本特殊鋼 63346
 工博 沢 繁樹・野村 宏・中島治男

Effect of Carbon on 5%Cr-1%Mo-0.5%V Steels for Turbine Shafts. 1557~1559
 Dr. Shigeki SAWA, Hiroshi NOMURA and Haruo NAKAJIMA

I. 緒 言

蒸気タービン用あるいは過給機用軸車は、その効率を高めるため、使用温度が次第に高められると共に、長時間の使用において、高い応力に耐えられることが要求されている。著者らは焼入性が良くて焼戻温度が高く、比較的靱性も高い 5%Cr-1%Mo-0.5%V 鋼について、軸車材としての各種性質を調べると共に、この鋼におよぼす C 量の影響を比較検討した。

II. 試 料

試料は 35 KVA 高周波電気炉にて 8 kg 鋼塊を溶製し、 $\phi 20$, $\phi 15$ および $\phi 15\text{mm}$ に鍛伸して、それぞれ引張、クリープ破断および衝撃試験に供した。試料の組成を Table 1 に示す。Si 1.0, Cr 4.75~5.0, Mo 0.98, V 0.46% 一定とし、C 量を 0.15~0.38% に変化している。なお V/C は 1.20~3.07 の範囲にある。

鍛伸後の試料は、いずれも 850°C に 1h 保熱後 20°C/h の速度で 530°C まで徐冷焼鈍した。

III. 実験結果

(1) 熱処理硬さ

950~1100°C に 30 mn 保熱後空冷した場合の、焼入硬さおよび 1050°C 空冷後、450~700°C で焼戻した場合の、硬さの変化を Fig. 1 に示す。

焼入硬さの最も高い温度は 1000~1050°C であるが、その値は C 量によつて、いちぢるしく影響され、C 量の低いものは焼入硬さも低い。しかしこれを焼戻すと、C 量の低いもの程 500~600°C の高い焼戻温度で析出硬化し、650°C 以上の焼戻では、硬さの変化は余り認められなくなる。C 含有量の低いものに認められるこの析出硬化は、Mo あるいは V が原因しているものであろう。

これらの結果により、以下に述べる各種性能試験は、軸車の機械加工性を考慮して、 $H_B 302\sim 311$ になるような下記熱処理のものについて行なつた。

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	V/C
CL	0.15	1.02	0.31	0.010	0.014	4.98	0.98	0.46	3.07
CM	0.28	1.02	0.31	0.009	0.015	4.84	0.98	0.47	1.68
CH	0.38	1.02	0.36	0.009	0.015	4.75	0.97	0.46	1.20

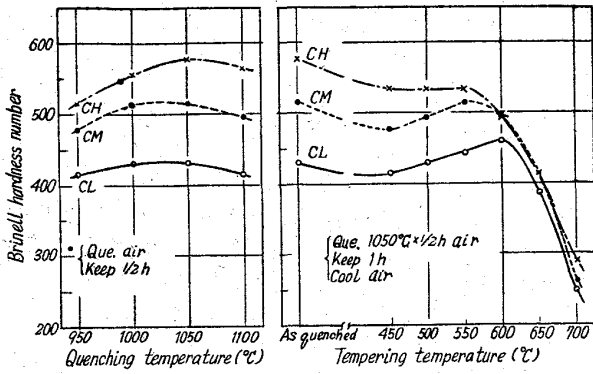


Fig. 1. Effect of heat-treatment on the hardness of 5Cr-1Mo-0.5V steels.

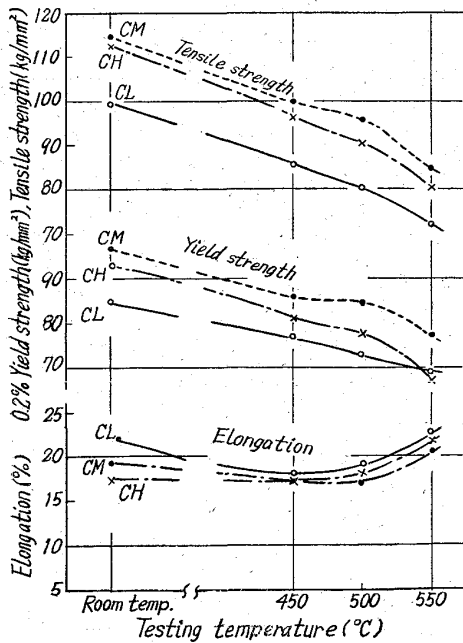
焼入処理 1050°C×1/2h → 空冷
 焼戻処理 670~690°C×1h → 空冷

(2) 引張試験

常温および 450~550°C における引張り性質を Fig. 2 に示す。低C試料の常温~550°C における引張り強さは、高C試料のそれに比べて低いが、550°C における耐力(0.2%)はその差が小さくなる傾向を示す。伸びは常温試験の場合、C量が低い程大きい、高温試験の場合には、その差が少なくなる。

(3) 衝撃値

軸車等においては衝撃値の低いことが、しばしば問題になるので、Uノッチ標準(JIS 3号)型試験片について、常温附近における衝撃値の変化を調べた。その試験結果を Fig. 3 に示す。C量による衝撃値の差は余り認められない。いずれの試料も試験温度が低くなるにつれて、衝撃値は漸減するが、-50°C で約 6、25°C で約 10 kg m/cm² といずれも良好な値を示す。



C 0.15%, 1050°C×1/2h Air, 670°C×1h Air } H.B.
 C 0.28%, 1050°C×1/2h Air, 680°C×1h Air } 302~311
 C 0.38%, 1050°C×1/2h Air, 690°C×1h Air }

Fig. 2. Influence of C content on the tensile properties of 5Cr-1Mo-0.5V steels.

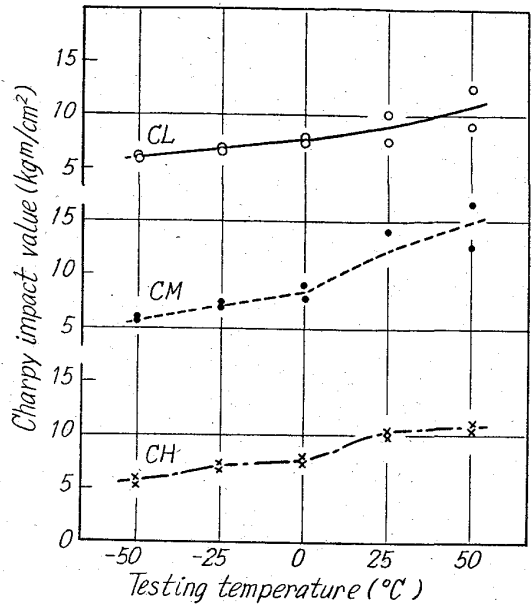


Fig. 3. Effect of testing temperature on U notch impact value of 5Cr-1Mo-0.5V steels.

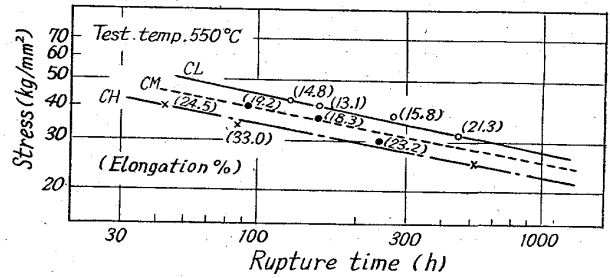


Fig. 4. Influence of C content on the stress-rupture curve of 5Cr-1Mo-0.5V steels.

(4) 高温クリープ破断試験

直径 6mm, 標点距離 30mm (L=5D) の平滑クリープ破断試験片について、試験温度 550°C における応力-破断時間曲線を求めた。試験結果を Fig. 4 に示す。なお昇温および均熱時間は約 25h とした。

これによれば、本鋼種の実験範囲では、C含有量の少ない方が、明らかに良好なクリープ破断強さを示し、破断伸びは小さい。

C含有量が低い程クリープ破断強さの高いこの現象は、1Cr-1Mo-0.25V鋼¹⁾、3Cr-0.5Mo-0.8V-0.5W鋼²⁾および5Cr-1Mo-0.2V-Nb, B, N鋼³⁾についても認められるものであるが、Colleckerら²⁾は3.0%Cr系のいわゆるH.G.T. 3鋼において、V/Cの比が4以下になると、Cr₇C₃が出現してクリープ強さが低下し、析出炭化物がVC(またはV₄C₃)の時最良の強さが得られると述べている。

本実験試料においても、V/Cの比が大きい程、クリープ破断強さは高くなっているが、C量が低いものは炭化物の生成量がすくないため、基地がMoおよびVによつて強化されると共に、その析出炭化物の種類等も原因しているものと考えられる。

IV. 結 言

5%Cr-1%Mo-0.5%V鋼の特性および、それにおよ

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¹⁾。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/mm², 800°C では 14 kg/mm² 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 σ 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 σ 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	//