

© 1988 ISIJ

# 10 Cr 耐熱鋼のクリープ破断強度及び 常温靱性に及ぼす Mo と W 量の影響

//////////  
論 文  
//////////

劉 興 陽\*・藤 田 利 夫\*<sup>2</sup>

## Effects of Mo and W Contents on Creep Rupture Strength and Toughness of a 10% Cr Heat Resistant Steel

Xing-yang LIU and Toshio FUJITA

### Synopsis:

With the Mo equivalents (wt%Mo + 1/2 wt%W) being within the range of 1.2-1.6%, the effects of Mo and W contents on creep rupture strength and toughness have been investigated for a 10 Cr heat resistant steel.

(1) With the Mo equivalent being a constant of 1.2, variation in W and Mo contents shows little effect on the toughness and on the creep rupture properties at under 600°C as well as on the short-term side of higher temperatures, but the steel containing more W shows higher creep rupture strength on the long-term side of 700°C.

(2) The steels containing more Mo or W show lower toughness when heated at 600°C, but increased creep rupture strength at 600°C as well as on the short-term side of higher temperatures. The change is related to the fact that the increase in Mo or W content enhances both solution hardening and precipitation hardening under the conditions mentioned above. However, the increase in Mo or W content has no any beneficial effect on the long-term creep rupture strength at above 650°C. The increased coarsening tendency of precipitates resulting from the increase in Mo or W content was considered the factor detrimental to the creep rupture strength on the long-term side at above 650°C.

(3) The steels developed in this study show a extrapolated 10<sup>5</sup> h creep rupture strength of as high as 15-20 kgf/mm<sup>2</sup> at 600°C and 7-9 kgf/mm<sup>2</sup> at 650°C. It is evaluated that these steels would be applicable at up to 621°C as the rotor material.

**Key words:** 10% Cr heat resistant steels; creep rupture strength; toughness; solution hardening; precipitation hardening; coarsening; Mo and W contents.

## 1. 緒 言

Mo は耐熱鋼の高温強度を著しく向上させることが、多くの研究によつて明らかにされている<sup>1)~5)</sup>。一方、W は単独添加する際 Mo と似た効果があるとされているが、他の合金元素と複合添加する際には高温強度への効果が熱処理、基本成分及び試験条件などによつて変化し、結果のばらつきが大きい<sup>5)</sup>。また、W は添加量が多い場合、脆化を起こすおそれがあるため<sup>5)</sup>、Mo ほど用いられてこなかつた。

著者らはすでに 9 Cr 耐熱鋼において、Mo の一部のかわりに W を添加することにより、常温靱性を低下させずに、高温長時間側のクリープ破断強度が改善されると報告した<sup>6)</sup>。さらに、ロータ用高クロム耐熱鋼として

は 9 Cr 鋼よりも 10 Cr 鋼の方が高温強度が優れていることがわかつた<sup>7)</sup>。本研究では、10 Cr 耐熱鋼を用いて Mo よりも W を多めに添加したうえ、おもに Mo 量と W 量を変化させて、クリープ破断強度及び常温靱性への影響を調べた。

## 2. 実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。S1, S2 及び S3 鋼は、W 量を 1.8% と一定にし、Mo 量をそれぞれ 0.3, 0.5, 0.7% と変化させたものである。S4 鋼は S1 鋼の W 量を 2.2% に増加させたものである。S5 鋼と S6 鋼は Mo 0.7%, W 1.8% として、それぞれ 0.7% Ni, 1.0% Co 添加の効果を見るためのものである。また、S1 鋼と S7 鋼は Mo 当量 (W の重量%の 1/2 と Mo の重

昭和 60 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 3 月 5 日受付 (Received Mar. 5, 1987)

\* 東京大学大学院 (Graduate School, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

\*2 東京大学工学部 (Faculty of Engineering, The University of Tokyo)

Table 1. Chemical compositions (wt%).

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	N	Mo <sub>eq.</sub>
S1	0.14	0.07	0.47	0.70	10.48	0.29	1.78	0.20	0.054	0.055	1.18
S2	0.13	0.05	0.49	0.70	10.30	0.49	1.78	0.20	0.056	0.040	1.38
S3	0.13	0.06	0.48	0.70	10.44	0.68	1.79	0.20	0.055	0.052	1.58
S4	0.13	0.06	0.47	0.70	10.45	0.29	2.17	0.20	0.055	0.052	1.38
S5	0.12	0.07	0.46	0.70	10.52	0.69	1.81	0.20	0.054	0.059	1.60
S6*	0.13	0.07	0.46	—	10.40	0.69	1.79	0.20	0.054	0.052	1.59
S7	0.13	0.06	0.48	0.70	10.51	0.48	1.44	0.20	0.058	0.056	1.20

\* Co: 1.01%

Table 2. Heat treatment.

1100°C×5 h 100°C/h 600°C, A. C.
680°C×20 h, A. C.

量%の和)を約1.2%と一定にして、Mo量とW量を同時に変化させたものである。これらの供試材のMo当量はいずれも1.2~1.6%になるように設計した。各鋼種は真空溶解炉を用い10 kg溶解したのち、1100°C~950°Cにおいて18 mmφの丸棒に鍛造した。

熱処理条件はTable 2に示すように、1100°Cで5 h溶体化処理したのち、100°C/hの冷却速度で600°Cまで冷却し、その後空冷した。焼もどし処理は680°Cで20 h行つた。

クリープ破断試験は平行部直径6 mm、標点間距離30 mmの試片を用いて600°C~700°Cで行つた。シャルピー衝撃試験、引張試験はおのおのJIS 4号標準試片、クリープ破断試験片を用いて20°Cで行つた。

透過型電子顕微鏡による組織観察用薄膜試料は、熱処理材及びクリープ破断材から約200 μm厚の薄片を切り出し、耐水研磨紙で約100 μmの厚さまで機械研磨したのち、3 mmφの試片に打ち抜いて、10%過塩素酸+90%氷酢酸電解溶液中でTwin-jet法により仕上げた。

熱処理材とクリープ破断材の析出物の抽出には電解分離法を適用した。熱処理あるいはクリープ破断試験中の高温長時間加熱による試料表面層の成分変化及び酸化を考慮し、熱処理材については表層から約2 mmの部分を取り捨て、クリープ破断材については、旋盤で酸化層を

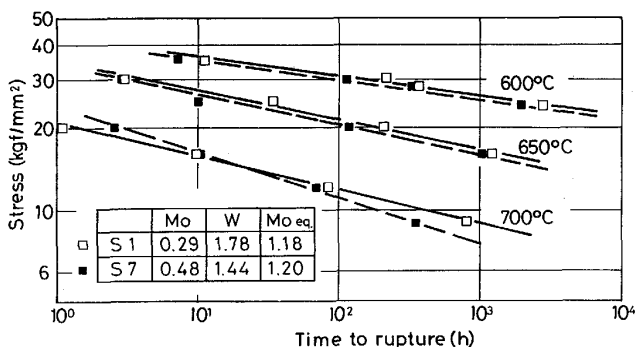


Fig. 1. Creep rupture curves for steels S1 and S7.

十分に取除いた。このように用意した試料を95%メチルアルコール+5%塩酸の電解液にて約200 mA/cm<sup>2</sup>の電流密度で20 h電解したのち、0.2 μmのフィルターを用いて残渣を回収した。抽出残渣を十分乾燥させたのち、X線による炭化物の同定、エネルギー分散型X線分析装置(EDAX)による組成分析などに供した。EDAXによる組成分析は加速電圧15 kV、エミッション電流は40 μA、走査面積約1 mm<sup>2</sup>、計数時間100 sの条件で計数し、V, CrおよびFeについてはK<sub>α</sub>線, MoについてはL<sub>α</sub>線, WについてはM<sub>α</sub>線を用いてコンピューターでZAF補正を行つた。

### 3. 実験結果及び考察

#### 3.1 クリープ破断強度

クリープ破断試験の結果をFig. 1~6に示す。

Fig. 1にS1鋼とS7鋼とクリープ破断強度を示す。600°C及び650°Cでは両鋼に強度の差がないが、700°Cでは約10<sup>2</sup> hからWの多いS1鋼が高い強度を有している。著者らはすでに9%Cr耐熱鋼においてWの多い方が高温長時間側のクリープ破断強度が優れていることを示したが<sup>6)</sup>、Mo当量1.2%の10%Cr耐熱鋼においても、同じMo当量でWの多い方が高温長時間のクリープ破断強度が優れていることが示されたことになる。

S1, S2及びS3鋼のクリープ破断強度をFig. 2に示す。600°Cでは、Mo量が多いほどクリープ破断強度が高いが、650°Cでは顕著な強度差が認められなくなり、

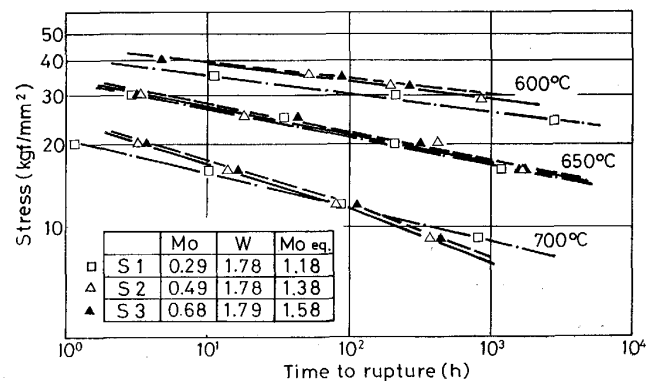


Fig. 2. Creep rupture curves for steels S1, S2 and S3.

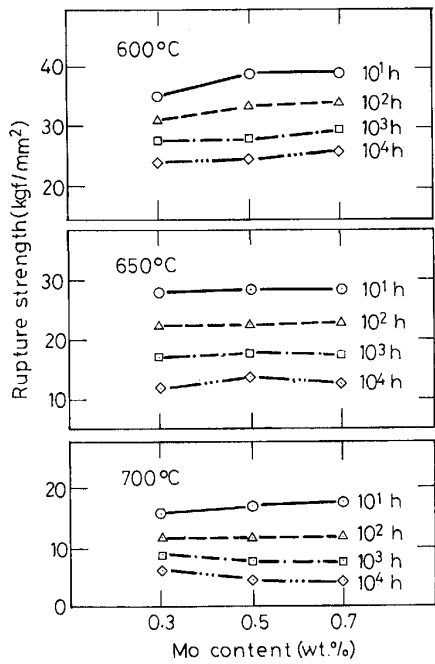


Fig. 3. Effects of Mo content on creep rupture strength.

さらに 700°C の長時間側では、Mo 量のもつとも少ない S1 鋼がもつとも高いクリープ破断強度を有している。

Fig. 2 の結果から 600~700°C の 10~10<sup>4</sup> h の破断強度を内挿または外挿すると Fig. 3 のようになる。いずれの温度においてもクリープ破断強度の差は小さいが、600°C では 10<sup>4</sup> h まで S1 < S2 < S3 の順となる。すなわち、Mo 量が多いほど強度が高くなっている。しかし、試験温度が高くなると、短時間側では同様な傾向がみられるが、長時間側では強度の順位が変化する。すなわち、650°C では約 10<sup>3</sup> h から 0.5% Mo の S2 鋼、700°C では約 10<sup>2</sup> h から 0.3% Mo の S1 鋼がもつとも強くなっている。このことより Mo 量の増加は 600°C 以下の低温側では高温強度の改善に効果があるが、650°C 以上の温度ではあまり効果はないことが示唆される。

クリープ破断強度に及ぼす W 量の影響は Fig. 4 に示すように、Mo の効果と非常に似ている。すなわち、低温側では W 量が多い方がクリープ破断強度に有利であるが、高温長時間側では W 量の多い鋼はクリープ破断強度の低下が大きく、むしろ W 量の少ない鋼のクリープ破断強度が高くなる。

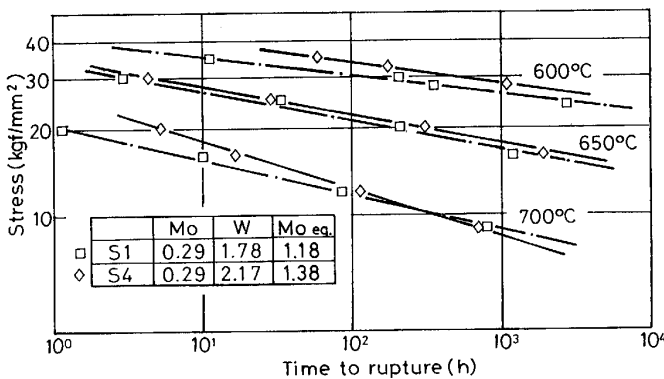


Fig. 4. Effects of W content on creep rupture strength.

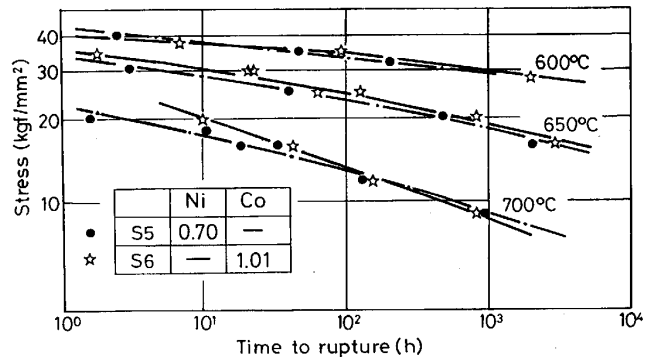


Fig. 5. Creep rupture curves for steels S5 and S6.

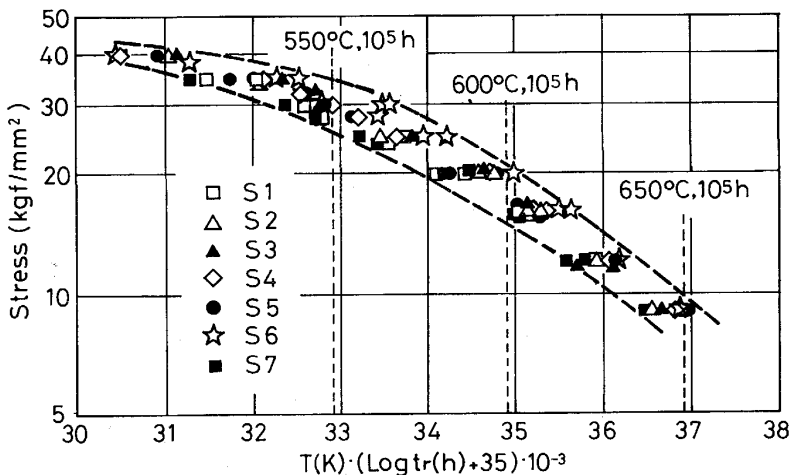


Fig. 6. Master creep rupture curves for steels S1-S7.

一方, Fig. 5に示すように, 0.7%Niのかわりに1.0%Coを添加すると, 短時間側ではクリープ破断強度がやや上昇するが, 長時間側では両鋼の強度差がなくなる.  $10^5$  hのクリープ破断強度が重視されているローター材としては, 0.7%Niのかわりに1.0%Co添加してもあまり効果がないと思われる.

LARSON-MILLERパラメーター(定数は35)を用いて, S1~S7鋼の長時間の強度を外挿した結果をFig. 6に示す. 成分によってある程度差があるが,  $600^\circ\text{C}$ ,  $10^5$  hのクリープ破断強度はいずれも $15\sim 20$  kgf/mm<sup>2</sup>程度と高い. この値はこれまでに報告されている12Cr系耐熱鋼の中でもつとも強いものと考えられる. Fig. 7にS1~S7鋼と従来のフェライト系耐熱鋼の $10^5$  hのクリープ破断強度を比較した結果を示す. GEローター材<sup>5)</sup>に比べても本研究で開発した鋼は, Siの低減, Cの適量化に加えて, Moの一部をWで置換することなどにより, 高温強度が著しく優れ,  $650^\circ\text{C}$ ,  $10^5$  hのクリープ破断強度が $7\sim 9$  kgf/mm<sup>2</sup>程度である. なおこの強度は, 同成分系で実機ローターとほぼ同様な性質を示すと考えられる2t鋼塊からも得られており<sup>8)</sup>, ローター材として $621^\circ\text{C}$ までの使用に耐える値であると考えられる.

3.2 常温引張特性及び靱性

常温引張性質をTable 3に示す. 各鋼とも約80

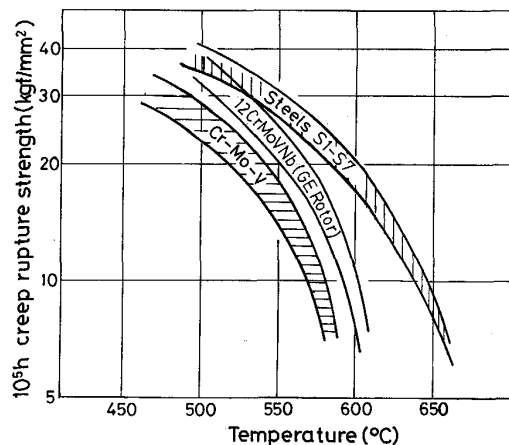


Fig. 7. Comparison of  $10^5$  h creep rupture strength between traditional ferritic heat resisting steels and the steels developed in this study.

Table 3. Tensile properties at room temperature.

Steels	0.2% P. S. (kgf/mm <sup>2</sup> )	T. S. (kgf/mm <sup>2</sup> )	El. (%)	R. A. (%)
S1	81.3	91.5	18.5	63.6
S2	81.0	90.5	19.0	65.5
S3	80.8	92.0	16.3	60.6
S4	78.9	90.1	18.7	65.1
S5	80.1	91.0	18.9	64.4
S6	82.2	93.5	16.7	60.4
S7	79.4	90.3	18.5	64.2

kgf/mm<sup>2</sup>の0.2%耐力,  $90$  kgf/mm<sup>2</sup>前後の引張強さを示しており, ローター材としては十分な強度レベルであ

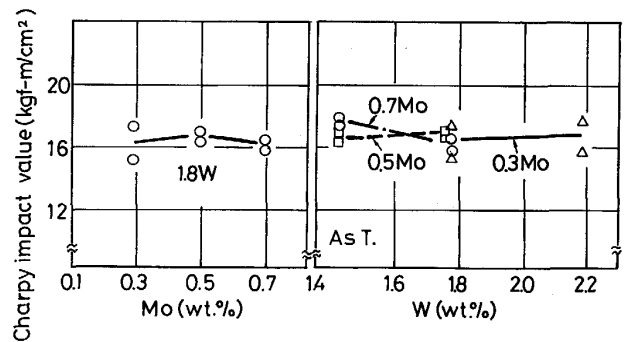


Fig. 8. Charpy impact properties at room temperature for the as-tempered specimens.

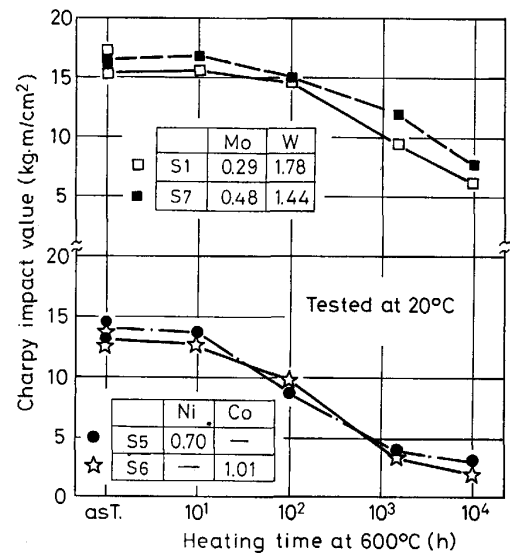


Fig. 9. Change of Charpy impact values with heating time at  $600^\circ\text{C}$  for steels S1, S5, S6 and S7.

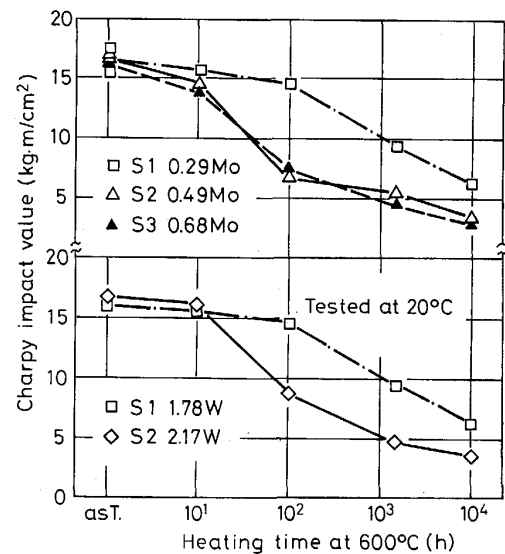


Fig. 10. Change of Charpy impact values with heating time at  $600^\circ\text{C}$  for steels S1-S4.

る。しかしながら、合金元素量を変化させているにもかかわらず、常温強度及び延性に差がほとんど認められない。高温強度の変化とあわせて考えると、Mo と W の強化機構が温度により変化するものと推察される。

Mo と W 量を変化させた鋼の焼入れ焼もどしそのままの状態での常温シャルピー衝撃値を Fig. 8 に示す。すべての鋼が  $16 \text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  前後の衝撃値を示しており、Mo と W の影響が見られない。これは、各鋼の遷移温度が  $20^\circ\text{C}$  より低く、 $20^\circ\text{C}$  は遷移曲線の上部棚エネルギーを示す温度範囲に入っているためと考えられる。

焼入れ焼もどしをした試料を更に  $600^\circ\text{C}$  にて  $10^4 \text{ h}$  まで加熱した時の常温シャルピー衝撃値の変化を、Fig. 9 および Fig. 10 に示す。Mo 当量一定で Mo と W 量を変化させた S1 鋼と S7 鋼の間、Ni と Co をそれぞれ添加した S5 鋼と S6 鋼の間には、 $10^4 \text{ h}$  まで加熱してもシャ

ルピー衝撃値に大きな違いが認められない。一方、Fig. 10 に示すように、Mo または W 量を単純に増加すると常温靱性が低下する。したがって、常温靱性だけを考えるのであれば、Mo および W の添加量が少ない方が望ましいと考える。

### 3.3 微視組織

焼入れ焼もどしそのままの状態では、各鋼はすべて焼もどしマルテンサイト単相であり、0.7%Mo を添加した S3 鋼においても  $\delta$  フェライトは観察されなかつた。微細組織の一例として S1, S2 及び S3 鋼の焼もどしそのまま材の透過電顕組織を Photo. 1 に示す。ともに転位密度の高いマトリックスと旧オーステナイト粒界及びマルテンサイトラスの境界に細かい板状あるいは球状の析出物が観察される。Mo 量を変化させているにもかかわらず、3 鋼の間には顕著な組織の差が認められない。

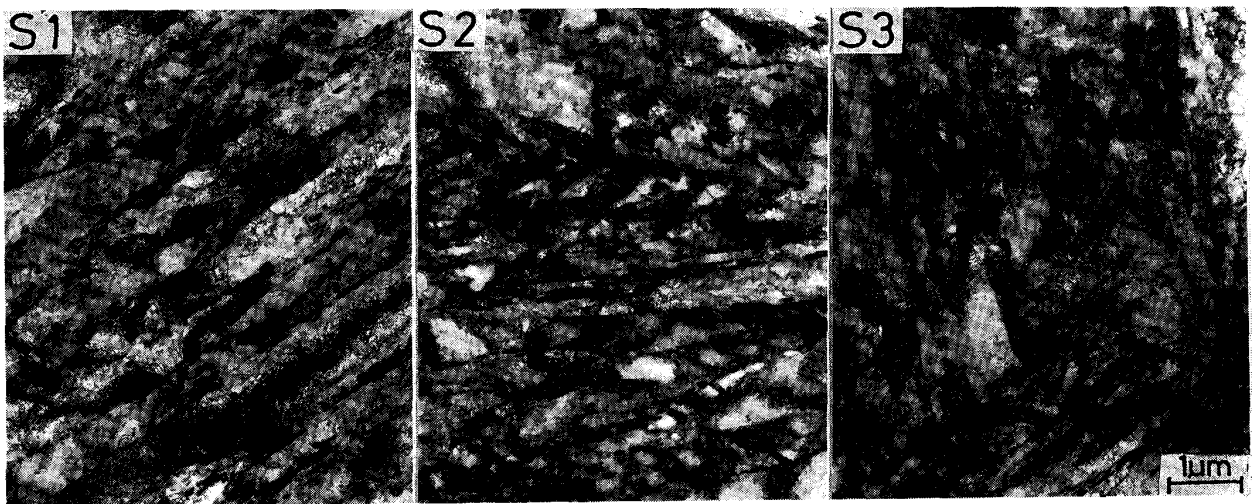


Photo. 1. Transmission electron micrographs for steels S1, S2 and S3 in the as-tempered condition.

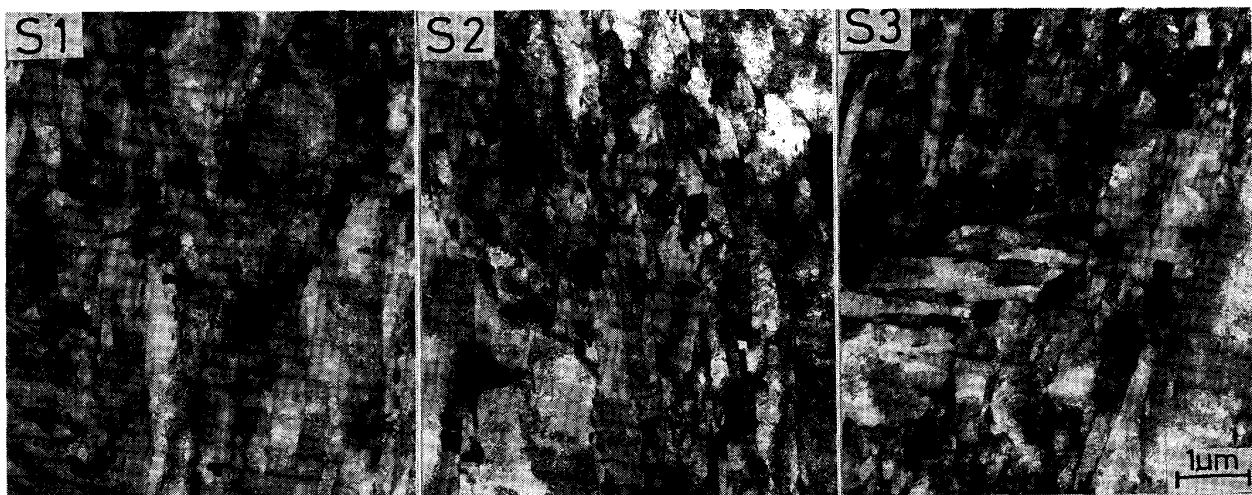


Photo. 2. Transmission electron micrographs for steels S1, S2 and S3 after heated for  $10^4 \text{ h}$  at  $600^\circ\text{C}$ .

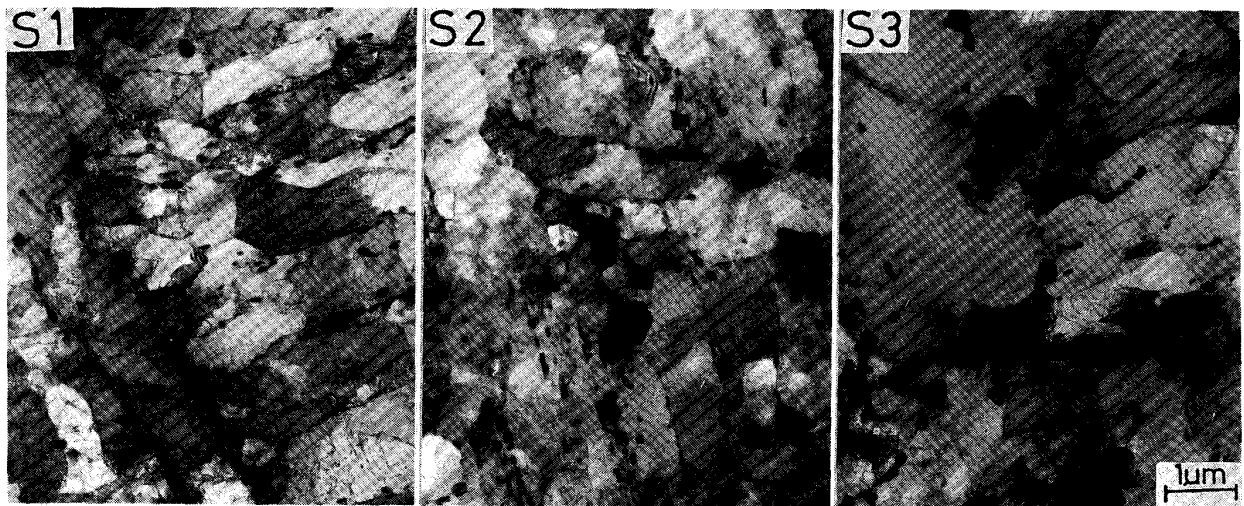


Photo. 3. Transmission electron micrographs for steels S1, S2 and S3 creep ruptured at 700°C, 9 kgf/mm<sup>2</sup> (S1: R.T.=802 h; S2: R.T.=378 h; S3: R.T.=452 h).

さらにS1, S2及びS3鋼を600°Cで10<sup>4</sup>hまで加熱したときの透過電顕組織をPhoto. 2に示す。長時間加熱により、3鋼種である程度回復したマトリックスと約0.5µmまでに成長した数多くの析出物が観察される。Mo量のもつとも少ないS1鋼では、析出物の成長がおもに旧オーステナイト粒界で起こっているのに対し、Mo量を増加させたS2, S3鋼では旧オーステナイト粒界に加えて粒内にも粗大化した析出物が観察される。3鋼種の間差がわずかではあるが、Mo量の増加につれて析出物が成長しやすくなる傾向にある。さらに試験温度が上昇すると、この傾向がさらに顕著になる。このことをPhoto. 3に示す。同じ700°C, 9 kgf/mm<sup>2</sup>でクリープ破断した試料の中で、Mo量の少ないS1鋼は破断時間が長い(R.T.=803 h)にもかかわらず、S2(R.T.=378 h)及びS3鋼(R.T.=452 h)より析出物が細かい。W量を変化させたS1とS4鋼についても同様なことが観察された。これらの結果から、MoとWの添加量は析出物の粗大化速度に影響し、このことを通して、高温強度に影響を及ぼすものと考えられる。

#### 3.4 抽出残渣

電解分離法で抽出した残渣の秤量結果をFig. 11に示す。MoおよびW量の増加につれて抽出残渣量が増加する傾向が認められる。

一方、S1~S4鋼の抽出残渣をX線によつて同定した結果をTable 4に示す。いずれの鋼種もM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>型炭化物が主析出物であり、別に微量のCr<sub>2</sub>(C,N), NbCが同定された。長時間側では、前述した析出物の他にLaves相(Fe<sub>2</sub>(Mo,W))も析出した。鋼種間での相違を比較すると、MoあるいはW量を増加させると、わ

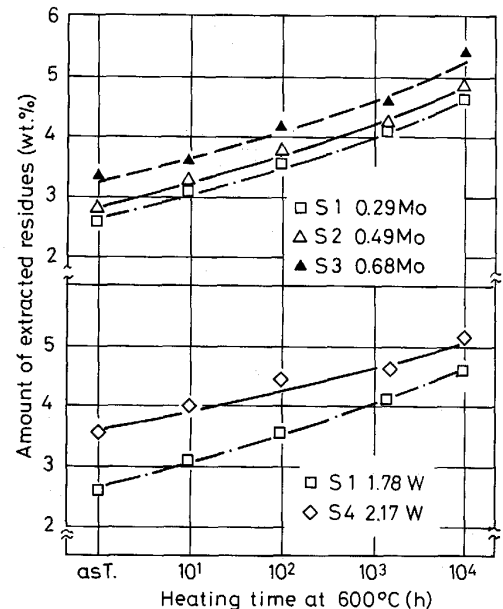


Fig. 11. Change in amounts of extracted residues with Mo content and heating time at 600°C.

ずかではあるが、Laves相の析出が速くなる。これは、Mo/C, または W/Cの比率が高くなるほど、Laves相が析出しやすくなるという従来<sup>5)</sup>とも一致している。また、他の試料と比べると、S2鋼のCr<sub>2</sub>(C,N)量が少ないことも観察される。これは、M<sub>2</sub>X型析出物の析出挙動がN量に大きく影響されることから、S2鋼のN量が他の鋼種より少ないためではないかと考えられる。

S1~S4鋼の抽出残渣をEDAXにより組成分析した結果と上記秤量結果から、析出及び固溶しているMo量(wt%)とW量(wt%)を計算した。Mo量を変化さ

Table 4. Precipitates identified by X-ray diffraction.

a : Precipitates in the specimens heated at 600°C

Steels	As tempered	600°C 10 <sup>1</sup> h	600°C 10 <sup>2</sup> h	600°C 1 500 h	600°C 10 <sup>4</sup> h
S1	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves**	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*
S2	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NbC* Cr <sub>2</sub> (C,N)**	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NbC* Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)**	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* NbC*
S3	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves**	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*
S4	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves**	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*

\* : Weak \*\* : Very weak

b : Precipitates in the creep ruptured specimens tested at 650°C and 700°C

Steels	As tempered	650°C 20 kgf/mm <sup>2</sup>	650°C 16 kgf/mm <sup>2</sup>	700°C 20 kgf/mm <sup>2</sup>	700°C 9 kgf/mm <sup>2</sup>
S1	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves** (210)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves* (1 200)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* (1.15)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* NbC** (803)
S2	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NbC* Laves** (428)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* NbC* (1 776)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> NbC* (3.20)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* NbC* (378)
S3	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* Laves* NbC* (317)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* (1 750)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* (3.71)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)** NbC** (452)
S4	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC*	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC* Laves* (312)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC** (1 944)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Cr <sub>2</sub> (C,N)* NbC** (5.40)	M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> Laves* Cr <sub>2</sub> (C,N)** NbC** (696)

\* : Weak \*\* : Very weak ( ) : Rupture time

せた S1, S2 および S3 鋼についての結果を Fig. 12 に示す. Mo 添加量の変化は W の析出挙動にほとんど影響しないことと, Mo 自身の析出量および固溶量が添加量と良い対応関係にあることがわかる. 注目されるのは, 短時間側では各鋼で析出 Mo 量よりも固溶 Mo 量の差が大きい, 加熱時間が長くなるにつれて, 固溶 Mo 量の差がだんだん小さくなり, かわりに, 析出 Mo 量の差が大きくなっている. これは, ある温度において Mo の固溶限が存在しており, 長時間加熱により固溶 Mo 量が過飽和状態から平衡の固溶限に近づいてくるためと考えられる. この過程は拡散によるもので, 試験温度の上昇に

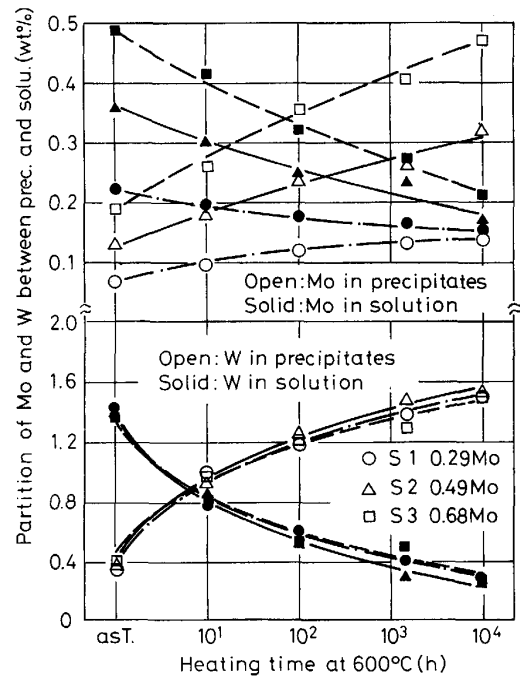


Fig. 12. Partition of Mo and W between precipitates and solution for steels S1, S2 and S3.

従つて速くなると予想される. 同様に, W 量を変化させた S1 と S4 鋼は Mo の析出挙動に有意な差が認められなく, 固溶 W 量の差が長時間になるにつれて小さくなる. これらのことから Mo あるいは W 量を変化させると, 短時間側では Mo(W) の微細析出効果とともに固溶効果, 長時間側ではおもに析出効果の違いによつて, 強度の差が決められるのではないかと考えられる. このように考えると Mo と W 量の変化によるクリーブ破断強度の変化が説明される. すなわち, 短時間側では, 各鋼間で析出物の種類, サイズ及び分布に顕著な差がなく (Table 4, Photo. 1), Mo 量の増加が析出物量の増加をもたらすと同時に, 固溶効果を向上させることにより, クリーブ破断強度を上昇させる. また, 拡散の比較的遅い低温側では, 長時間加熱しても析出物がある程度成長するが, 顕著に粗大化はしない (Photo. 2). したがつて, Mo 量の多い鋼でも析出物量の増加による微細析出強化作用が大きく低下することがなく, 高いクリーブ破断強度が維持される. しかし, 温度が高くなると, 拡散速度が速くなるので, 平衡に近づくに必要な時間が短くなり, 長時間側の強度差は析出効果の依存性が大きくなると推測される. しかし, Mo と W 量が多くなるにつれて析出物が粗大化しやすくなる傾向にあるため (Photo. 3), Mo と W の増量は高温強度を低下させるものと考えられる.

Mo あるいは W 量の増加につれて常温靱性の低下が

観察されたが (Fig. 10), これは主に析出物量の増加 (Fig. 11) 及び Laves 相の析出が促進されること (Table 4 a) によるものと考えられる<sup>9)10)</sup>.

本研究に用いた S1~S7 鋼の Mo 当量は 1.2~1.6% の範囲にあつたが (Table 1), 上述の実験結果から, Mo 当量が 1.6% 以上に高くなると, 長時間側では析出物の凝集粗大化の傾向が S3 鋼 (Mo 当量 1.6%) よりさらに強くなると推測され, しかも  $\delta$  フェライトが生成する恐れもある<sup>2)</sup>. これらの因子はいずれも高温強度を低下させる. 常温靱性を考慮しても, Mo 当量を 1.6% 以上増加させることは望ましくない (Fig. 10). また, 本実験の範囲では Mo 当量が低くなるにつれて長時間側のクリープ破断強度の低下が小さくなる傾向にあるが, さらに Mo 当量が 1% 以下に減少すると, 短時間側のみならず, 長時間側においても, クリープ破断強度が低くなるという事実から<sup>11)12)</sup>, Mo 当量を 1.2% 以上にする必要があると考えられる. したがつて, 0.13 C-10 Cr-Mo-W-0.2 V-0.05 Nb-0.05 N 鋼において, Mo 当量が 1.2~1.6% の範囲で適当であると結論される.

#### 4. 結 言

10 Cr 系耐熱鋼において Mo より W を多量に添加し, さらに Mo と W 量を変化させ, クリープ破断強度及び常温靱性に及ぼす影響を調べて, 次の結果を得た.

(1) 10 Cr 鋼においても, Mo 当量を一定にして Mo と W 量を変化させた場合, 650°C 以下の温度ではクリープ破断強度に差がないが, 700°C の長時間側では W 量の多い方が高温強度が優れている. 一方, 本実験の範囲では Ni のかわりに Co を添加しても, 有利な結果は認められない.

(2) 600°C では Mo と W 量が多いほど, 高温強度が高いが, 650°C では強度の差が小さくなり, 700°C の長時間側では逆に Mo の少ない方が強い. すなわち, Mo と W の最適添加量は温度によつて変化する. 0.13 C-10.3 Cr-0.2 V-0.05 Nb-0.05 N 鋼においては, 最適 Mo 当量は 1.2~1.6% にあると考えられる.

(3) 600°C 長時間加熱にともなう常温靱性の低下が,

Mo および W 量の増加につれて顕著になる. そのため, 靱性のみを考える限り, Mo, W 添加量は少ない方が望ましい.

(4) Mo と W 添加量の増加は, 短時間側では固溶 Mo, W 量及び析出 Mo, W 量をともに増加させるのに対して, 長時間側ではおもに析出 Mo, W 量を増加させる. したがつて, 析出物の粗大化しにくい低温側および高温短時間側では, Mo と W 添加量の増加は固溶効果と微細析出効果の両者に有効に働いているため, 高温強度を上昇させる. しかし高温長時間側についてみると, Mo と W の多い鋼では強度を大きく左右する析出物が粗大化しやすく, これが強度低下の原因になつていると考えられる.

(5) 適切な合金設計により, 優れた高温強度を有する 10 Cr 耐熱鋼が得られた. LARSON-MILLER パラメーターで外挿した結果, 本研究で開発した鋼種は 600°C, 10<sup>5</sup> h のクリープ破断強度が 15~20 kgf/mm<sup>2</sup>, 650°C, 10<sup>5</sup> h のクリープ破断強度が 7~9 kgf/mm<sup>2</sup> 程度であり, 621°C まで使用できるものと考えられる.

#### 文 献

- 1) K. J. IRVINE, D. J. CROWE and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., **195** (1960), p. 386
- 2) 高橋紀雄, 藤田利夫: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 1506
- 3) J. KOUTSKY and J. JEZEK: J. Iron Steel Inst., **203** (1965), p. 707
- 4) 藤田利夫, 山田武海, 高橋紀雄: 鉄と鋼, **61** (1975), p. 357
- 5) J. Z. BRIGGS and T. D. PARKER: The Super 12% Cr Steels (1982) [Climax Molybdenum Company, Michigan]
- 6) 劉 興陽, 藤田利夫: 鉄と鋼, **71** (1985), S 1564
- 7) 劉 興陽, 藤田利夫: 鉄と鋼, **71** (1985), S 1565
- 8) 劉 興陽, 藤田利夫: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **27** (1986), p. 183
- 9) Y. HOSOI, N. WADE, S. KUNIMITSU and T. URITA: Journal of Nuclear Materials, **141-143** (1986), p. 461
- 10) 朝倉健太郎, 藤田利夫: 耐熱金属材料第 123 委員会研究報告, **26** (1986), p. 467
- 11) 劉 興陽, 藤田利夫: 鉄と鋼, **69** (1983), S 1257
- 12) T. WADA, P. J. GROBNER and E. J. VINEBERG: Ferritic Steels for High-Temperature Applications (Conf. Proc.), p. 274 [ASM]