

## 論 文

UDC 669.14.018.85 : 669.14.018.44 : 669.245'26'27 : 621.039.53

## Ni-Cr-W 系固溶強化型超耐熱合金の合金設計\*

渡 辺 力 蔵\*\*・千 葉 芳 孝\*\*

## Alloy Design of Solid Solution Strengthened Ni-Cr-W Superalloy

Rikizo WATANABE and Yoshitaka CHIBA

## Synopsis:

For the purpose of developing cobalt-free tube materials for the heat-exchanger of nuclear steel-making process, an alloy design has been conducted with respect to the Ni-Cr-W system.

Theoretically promising composition ranges in the Ni-Cr-W system are determined by the conditions that average electron vacancy number  $N_V$  is smaller than Barrows' critical electron vacancy number  $N^C$  and that lattice parameter  $a$  is greater than 3.580 Å. Some compositions in the above mentioned range have been examined experimentally and 23% Cr-18%W has been determined as the best composition from the creep rupture strength point of view.

Effects of carbon and magnesium on the creep rupture strength of 23%Cr-18%W-Ti-Zr-Bal.Ni alloy have been studied. The long-term creep rupture strength decreases with the increase of carbon content in the range from 0.03% to 0.14%. Up to 90 ppm magnesium does not significantly affect the creep rupture strength of the alloy at 1000°C, but about 160 ppm magnesium significantly reduces the creep rupture strength at that temperature.

In conclusion, 23%Cr-18%W-(0.3%Ti)-(0.05%Zr)-0.03%C-Bal. Ni alloy has a high possibility of satisfying the creep rupture strength target, that is more than 1kg/mm<sup>2</sup> at 1000°C and 10<sup>5</sup> hours.

## 1. 緒 言

前報<sup>1)</sup>で報告したように筆者らは原子力製鉄用熱交換器材料を開発する目的で Ni-Cr-Mo-W 5 元系 Ni 基固溶強化型合金につき合金設計を行ない、1000°C-10<sup>5</sup> 時間クリープ破断強度 1 kg/mm<sup>2</sup> 以上でチューブに加工可能という目標を満足する可能性の高い 30Co-16Cr-20W-Bal Ni を基本組成とする合金 SSS410 を開発した。しかし合金中の Co はスケールとともに He ガスに運ばれて炉心を循環し、炉心で半減期のきわめて長い<sup>60</sup>Co に変わつて放射能汚染をひきおこす危険性があるところから、Co を含む合金はたとえ熱交換器用材料でも 1 次系の材料としては安全性の観点から問題があるので、さらに Co を含まずに目標強度を満足する合金を開発する必要がある。

SSS410 を開発する過程で筆者らは Mo と W とは合金の固溶強化に対し同じような効果をおよぼすが、1000°C 程度の高温におけるクリープ破断強度に対しては Mo より W の方が有利であることをみいだした<sup>1)</sup>。したがって本研究では Co と Mo を除いた Ni-Cr-W 3 元系固

溶強化型合金につき、1000°C-10<sup>5</sup> 時間クリープ破断強度 1 kg/mm<sup>2</sup> 以上でチューブに加工可能という目標のもとに合金設計を行なった。

## 2. 理論的分析

前報<sup>1)</sup>の理論的分析で、Ni 基固溶強化型合金の 1000°C 程度の温度におけるクリープ破断強度に作用する組織要因のうち、オーステナイト組成に関係するものはオーステナイトの拡散係数、弾性係数および積層欠陥エネルギーがあるが、このうち前 2 者はパラメーターとしてオーステナイトの格子定数  $a$  により、また後者はパラメーターとしてオーステナイトの平均電子空孔数  $N_V$  により代表させることができ、結局クリープ破断強度は  $a$  および  $N_V$  が大きいほど高くなることを示した。さらに、合金の組成がオーステナイト I 相領域にあるためには合金の平均電子空孔数  $N_V$  が BARROWS の限界電子空孔数  $N^C$  より小さいことが必要であるので<sup>2)</sup>、これを  $N_V$  の上限とし、格子定数  $a$  には 3.580Å という下限を設定して両パラメーターが限定した範囲内にある組成を計算し Co 0~100% (10%ずつ変化)、Cr 0~48% (4%ずつ変

\* 昭和50年4月本会講演大会にて一部発表 昭和50年10月27日受付 (Received Oct. 27, 1975)

\*\* 日立金属(株)冶金研究所 (Metallurgical Laboratory, Yasugi Works, Hitachi Metals Ltd., Yasugi-machi Yasugi 692)

Table 1. Theoretically promising compositions and their structural parameters.

Alloy	Cr (wt%)	W (wt%)	Ni (wt%)	Cr+W (wt%)	Nc-Nv	Nv	$a$ (Å)
S S S 1	0	36	Bal.	36	0.02	1.27	3.589
S S S 11	4	32	//	36	0.19	1.4.	3.587
S S S 12	4	36	//	40	0.07	1.51	3.596
S S S 33	8	28	//	36	0.25	1.54	3.585
S S S 34	8	32	//	40	0.13	1.64	3.594
S S S 59	12	24	//	36	0.27	1.66	3.583
S S S 60	12	28	//	40	0.14	1.76	3.591
S S S 61	12	32	//	44	0.01	1.86	3.601
S S S 83	16	20	//	36	0.26	1.77	3.581
S S S 84	16	24	//	40	0.13	1.87	3.590
S S S 103	20	20	//	40	0.10	1.97	3.588
S S S 113	24	16	//	40	0.07	2.06	3.586
S S S 118	28	12	//	40	0.03	2.15	3.584

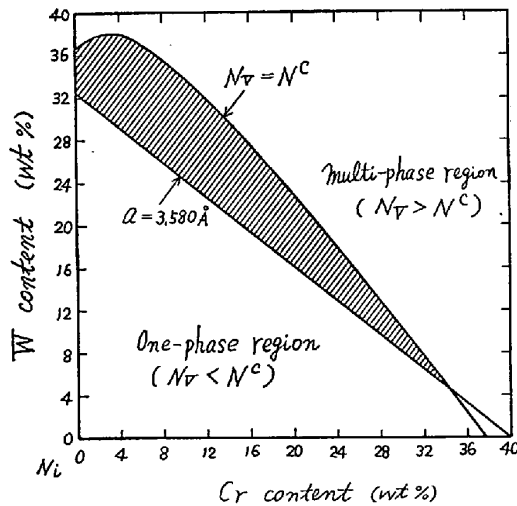


Fig. 1. Theoretically promising composition range in Ni-Cr-W three component phase diagram at 606°C.

化), Mo 0~25% (2.5%ずつ変化), W 0~40% (4%ずつ変化) および Ni Bal なる組成範囲の全組合せ約 17 000 個の中から 674 個を抽出した. この中から本研究の対象となる Ni-Cr-W 3 元系に属するすべての組成を抽出すると Table 1 に示す 13 個の理論有効組成が得られた. これらの組成は Cr が 0~28%, W が 12~36%とかなり広い範囲にわたって分布しているが, Cr+W は 36~44% と狭い範囲に納まり, しかも 13 個中半分以上にあたる 7 個は Cr+W が 40% と一定である.

オーステナイト 1 相領域の境界線は  $N_V$  が  $N_C$  に等しい組成を意味するが, 3 元系の場合この境界線は BARRROWS の方法<sup>2)</sup>によつて計算することができ, Ni-Cr-W 3 元系切断状態図中では Fig. 1 に示す 2 次曲線になる. 一方  $a$  が 3.580 Å に等しい組成は前報に述べた計算法によれば 1 次曲線となり<sup>1)</sup>, Fig. 1 に示す直線で表わされる. したがつて  $N_V$  が  $N_C$  より小さく,  $a$  が

3.580 Å より大きい組成は Fig. 1 の斜線の領域に相当し, Table 1 に示した 13 個の組成はいずれももちろん Fig. 1 の斜線の領域内にある. この斜線の領域を Ni-Cr-W 3 元系におけるオーステナイト組成についての理論有効組成領域と呼ぶことにする. Ni-Cr-W 3 元系では理論的分析によつて有効組成領域を Fig. 1 に示す狭い範囲に限定することができたわけで, 従来の合金開発法ではずっと広い範囲を実験的にカバーしなければならないことを考えれば, 3 元系のような比較的単純な系においても本研究における合金設計法が従来の合金開発法に比べて能率的であることがわかる.

### 3. 実験的検討

#### 3.1 実験方法

最初に理論有効組成領域内における Cr と W の最適バランスを決定するために Cr と W のバランスのクリープ破断強度におよぼす影響につき実験した. ついで C の最適添加量を求める目的で, C 含有とクリープ破断強度の関係につき実験した. さらに前報では検討しなかつた Mg の効果を調べる目的で Mg のクリープ破断強度および引張性質におよぼす影響につき実験した.

試料はいずれも真空誘導溶解により溶製した 10~20 kg インゴットを 30~45 mm 角に鍛造したものを用いた. 熱処理条件は予備的に固溶化処理温度とマイクロ組織の関係を調べ, 最適条件を決定した.

クリープ破断試験は大気中 1 000°C および 1 050°C で行なつた. 試験機はシングル型でこ式高温クリープ破断試験機を用い, 試験片は平行部 6 mm φ, 標点間距離 30 mm とした. 一部の長時間側の試験ではダイヤルゲージによりプロードの変位を測定し, 各時間でのクリープ伸びを算出してクリープ曲線を求めた. 引張試験は容量 10 t の定歪速度型高温引張試験機によつて行なつた. 試

Table 2. Chemical compositions of samples (%).

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Ti	Zr
SSS 60	0.04	0.12	0.02	0.001	0.006	Bal.	12.02	28.30	0.54	0.04
SSS 84	0.05	0.05	0.01	0.001	0.018	//	15.95	24.66	0.55	0.04
SSS103	0.04	0.10	0.01	0.001	0.007	//	19.82	20.56	0.54	0.03
SSS113	0.05	0.05	0.01	0.003	0.009	//	23.71	16.67	0.55	0.03
SSS118	0.05	0.03	0.01	0.001	0.008	//	27.72	12.50	0.50	0.05

験片は平行部径 6.4 mm φ, 標点間距離 32 mm とした.

3.2 Cr と W のバランスのクリープ破断強度におよぼす影響 (その 1)

3.2.1 試料

Table 1 に示した理論有効組成の中から Cr+W が40% レベルの7合金を選んで実験を行なった. 各試料には前報の場合と同様鍛造性の点からCを0.05% 添加し, Cによる固溶強化元素の炭化物生成を抑制するためにTiを0.5% 添加した. また前報の結果から粒界強化に有効なZrを0.05% 添加した. Wの高い方の2合金は鍛造不能であったので実験を断念した. 試料の化学組成をTable 2に示す.

各合金の標準熱処理条件は炭化物が十分固溶化することを第1の条件として考慮し, SSS118 は 1250°C × 1hr 空冷, その他は 1275°C × 1hr 空冷とした. 全体的に本系の合金は Co を含む合金に比べて炭化物の固溶終了温度が高い.

3.2.2 クリープ破断試験結果

Fig. 2 に 1000 および 1050°C における各合金のクリープ破断時間-応力線図を示す. この図から単純な直線外挿により 1000°C-10<sup>5</sup> 時間のクリープ破断強度を求めると, 16Cr-24W の SSS 84, 20Cr-20W の SSS103 および 24Cr-16W の SSS113 の3合金は 1 kg/mm<sup>2</sup> の目標をかるうじて満足するが, 十分な確信をもって保証できるほど高くはない. クリープ破断伸びは各合金とも20%以上を示した.

3.2.3 検討

Fig. 3 には Cr と W のバランスと 1000 および 1050°C における 100 および 1000hr クリープ破断強度との関係を示す. この図からクリープ破断強度は 20 Cr-20W の付近で最大となり, これより低 Cr-高 W にしても, あるいは高 Cr-低 W にしてもクリープ破断強度が低下することがわかる. しかし 20Cr-20W の付近においても高温長時間側になるにつれてクリープ破断強度の最大の位置が低 Cr-高W側から高 Cr-低W側にずれる傾向があり, 20Cr-20W の近傍については Cr と W のバランスをより詳細に調べる必要がある.

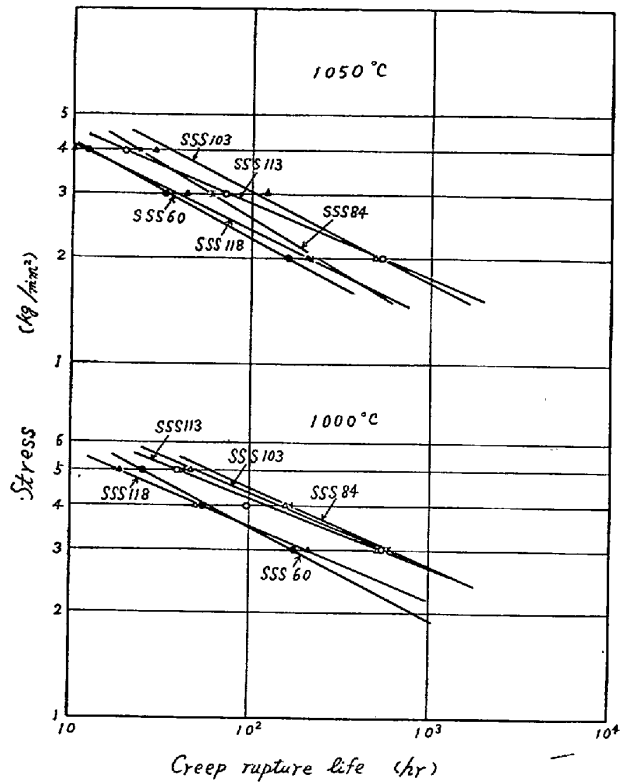


Fig. 2. Creep rupture life-stress curve of each alloy at 1000 and 1050°C.

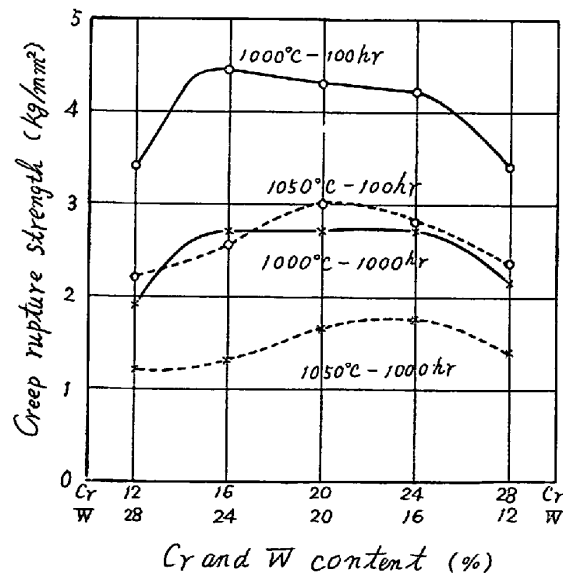


Fig. 3. Relation between the balance of Cr and W content and creep rupture strength.

Table 3. Nominal chemical compositions (%) and structural parameters of experimentally examined alloys (upper) and real chemical compositions (%) of samples (lower).

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Ti	Zr	N <sub>C</sub> -N <sub>v</sub>	N <sub>v</sub>	a (Å)
SSS 84M	0.03	0.02	0.02	0.001	0.005	Bal. Bal.	19 19.08	22 21.43	0.41	0.07	0.07	1.96	3.590
SSS 103M	0.02	0.02	0.01	0.002	0.004	Bal. Bal.	21 21.57	20 19.80	0.41	0.04	0.06	2.01	3.589
SSS 113M	0.02	0.02	0.01	0.002	0.004	Bal. Bal.	23 22.88	18 17.34	0.48	0.06	0.04	2.06	3.588

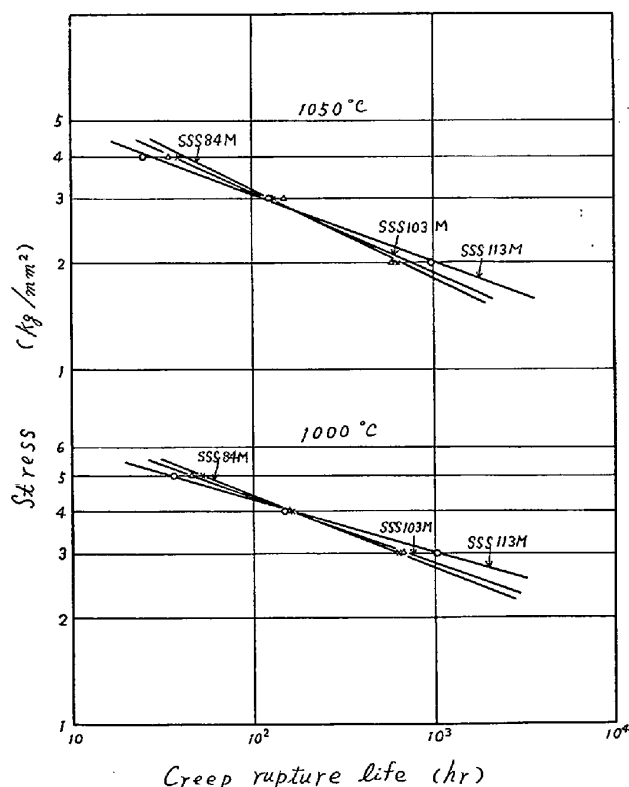


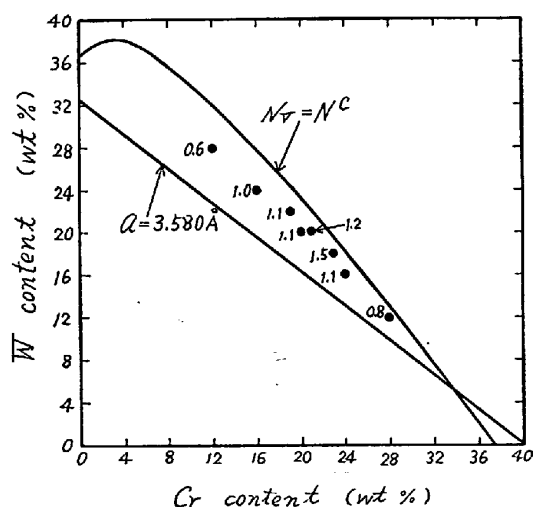
Fig. 4. Creep rupture life-stress curve of each alloy at 1000 and 1050°C.

### 3.3 Cr と W のバランスのクリープ破断強度におよぼす影響 (その 2)

#### 3.3.1 試料

20Cr-20W の付近の Cr と W のバランスをさらに詳細に調べるために、今回は Cr+W を 41% レベルとし Cr と W を 2% ずつ変化させた 3 合金について実験を行なった。炭化物の固溶終了温度を下げるため C と Ti の添加量は前回より低目のそれぞれ 0.03 および 0.35 % を目標とした。Zr の添加量は前回同様 0.05% とした。Table 3 に試料の化学組成とオーステナイト基本組成に対する組織要因パラメーターを示す。

各合金の標準熱処理条件はいずれも 1250°C × 1hr 空冷とした。C および Ti 量が前回に比し低いので全般に

Fig. 5. Relation between the balance of Cr and W content in the theoretically promising composition range of Ni-Cr-W system and extrapolated 1000°C-10<sup>5</sup> hour creep rupture strength (kg/mm<sup>2</sup>).

炭化物の固溶終了温度は低くなっている。

#### 3.3.2 クリープ破断試験結果

Fig. 4 に各合金の 1000 および 1050°C におけるクリープ破断時間-応力線図を示す。両温度とも短時間側では 3 合金のうち低 Cr-高 W 合金ほどクリープ破断強度が高いが、長時間側では逆に高 Cr-低 W 合金ほどクリープ破断強度が高くなるのがわかる。とくに 23Cr-18W の SSS113M は直線外挿すると 1000°C-10<sup>5</sup> hr クリープ破断強度が約 1.5 kg/mm<sup>2</sup> となり、目標強度を満足する可能性が高い。クリープ破断伸びは各合金とも長時間側ほど低下する傾向があるが、いずれも 30% 以上を示した。

#### 3.3.3 検討

Fig. 5 に Ni-Cr-W 3 元系の 606°C 切断状態図中におけるこれまでに実験した各合金の標準 Cr, W 含有量と 1000°C-10<sup>5</sup> hr 直線外挿強度を示す。理論有効組成領域内では 23Cr-18W の付近に最高の強度があり、そ

Table 4. Chemical compositions of samples (%).

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Ti	Zr
SSS 113MC1	0.03	0.03	<0.01	0.002	0.004	Bal.	23.12	17.99	0.36	0.11
SSS 113MC2	0.09	0.01	<0.01	0.002	0.004	//	23.18	18.07	0.36	0.13
SSS 113MC3	0.13	0.03	<0.01	0.002	0.004	//	23.43	17.52	0.36	0.11
SSS 113MC4	0.14	0.04	<0.01	0.002	0.005	//	22.35	18.24	0.35	0.13

れより高 Cr-低W側でもあるいは低 Cr-高W側でも長時間のクリープ破断強度は低下することがわかる。Table 1 および 3 からわかるように、Cr+W を一定にして理論有効組成領域内を低 Cr-高W側から高 Cr-低W側に移動するにつれ、 $a$  は減少し、 $N_V$  は増加する。前報<sup>1)</sup>の理論的分析結果によれば、 $a$ が増加するほど拡散係数は低下、弾性係数は増大し、一方  $N_V$ が増加するほど積層欠陥エネルギーは低下する。したがって理論有効組成領域内を低 Cr-高W側から高 Cr-低W側に移動するにつれて拡散係数は増加し、弾性係数は減少するが、積層欠陥エネルギーは低下するわけである。クリープ破断強度は拡散係数が低く、弾性係数が高く、積層欠陥エネルギーが低いほど高くなるので、23Cr-18W の付近でクリープ破断強度が最大になり、その両側で低下するのはこの組成の付近で拡散係数、弾性係数および積層欠陥エネルギーのバランスが最適となり、これより低 Cr-高W側では積層欠陥エネルギーが高くなるため、またこれより高 Cr-低W側では拡散係数が高く、弾性係数が低くなるためと考えられる。

### 3.4 C のクリープ破断強度におよぼす影響

#### 3.4.1 試料

最適基本組成の 23Cr-18W 系につき、最適 C 量を求める目的で C 量を 0.03~0.14% の間に変化させた 4 種類の試料につき実験を行なった。Ti の添加量は 0.35% とし、Zr は 0.1% とした。Table 4 に試料の化学組成を示す。

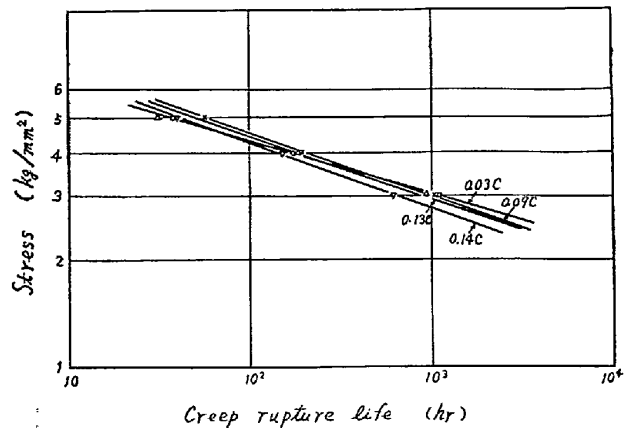


Fig. 6. Effect of carbon on creep rupture life-stress-curve of 23%Cr-18%W alloy at 1000°C.

各合金の標準熱処理条件については 0.03C 材は前と同様 1250°C×1h 空冷としたが、その他の合金は C 量が高いので炭化物を十分固溶化させるために 1300°C×4hr 空冷とした。この場合の結晶粒度は 0.03C 材で ASTM No. 1 程度、その他の合金は -1~0 程度とかなり粗大であった。

#### 3.4.2 クリープ破断試験結果

Fig. 6 に各合金の 1000°C におけるクリープ破断時間-応力線図を示す。C が増加するほど長時間側のクリープ破断強度が低下する。0.03C 材は 1000°C-10<sup>5</sup>hr 直線外挿強度が前と同様 1.5 kg/mm<sup>2</sup> 程度である。

Fig. 7 には各合金の 1000°C -3 kg/mm<sup>2</sup> におけるク

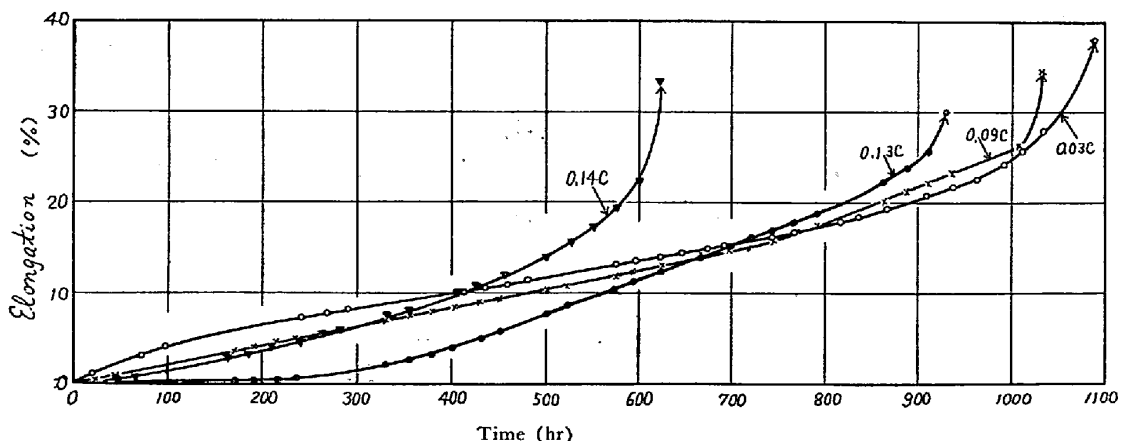


Fig. 7. Effect of carbon on creep curve of 23%Cr-18%W alloy at 1000°C-3 kg/mm<sup>2</sup>.

リープ曲線を示す。0.03C 材では遷移クリープ、定常クリープ、加速クリープと変化する正常なクリープ曲線を描くが、0.09C 材および 0.13C 材では遷移クリープ段階が認められず、クリープの当初から定常クリープを示し、非常に興味深いことに定常クリープが2段に折れ曲がり、後段の方がクリープ速度が大きくなっている。そして折れ曲がりを生ずるのはC量が高い方が早く、前段のクリープ速度はC量の高い方が小さいが、後段のクリープ速度はC量の低い方が小さい。0.14C 材では遷移クリープ、定常クリープを示さず、ほとんどははじめから加速クリープとなっている。クリープ破断伸びはC量によってそれほど顕著に変化しない。

3.4.3 検討

C量を高めると初期のクリープ速度は低下するが、これはCの固溶強化作用によるものと考えられる。一方高C材で生ずる後段側の定常クリープ段階はCが炭化物として析出した状態に対応するものと考えられる。固溶した状態におけるCはクリープ速度を低める効果があるが<sup>3)</sup>、炭化物として析出すると析出強化の度合よりもCrやWが炭化物となつてオーステナイトマトリックスから抜けることによる固溶強化の低下の度合の方が大きいために、クリープ速度が増大するものと考えられる。定常クリープの折れ曲がりC量が高いほど早いのは、C量が高いほど炭化物が析出しやすくなり、早期に炭化物の析出が生ずるためと考えられる。C量が極度に高くなるとクリープの初期の段階から炭化物が析出しはじめ、また炭化物量が多いため短時間のクリープ破断試験ではクリープ中に炭化物が析出し切らず、クリープの全過程を通じて炭化物が連続的に析出するために強度は連続的に低下し、クリープ曲線の全体が加速クリープを呈するようになるものと考えられる。

上述の観点からはCは炭化物の析出を生じない程度に低い方が好ましいが、粒界に析出する若干量の炭化物は粒界強化に有効であるとも考えられるので、実用的にはCは0.03%程度が適当であろう。

3.5 Mgのクリープ破断強度および引張性質におよぼす影響

3.5.1 試料

MgはBやZrなどと同様、粒界強化作用が期待でき

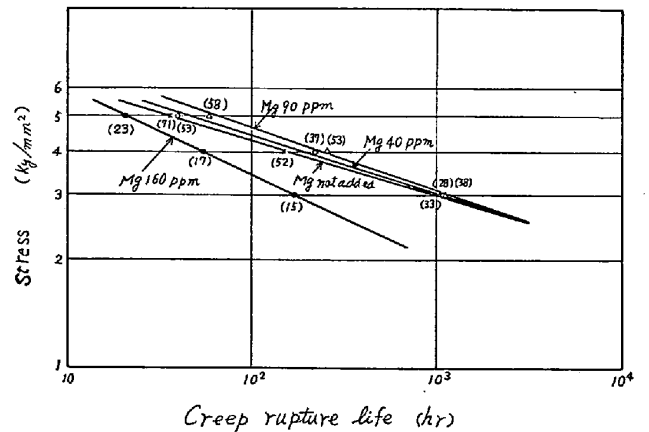


Fig. 8. Effect of magnesium on creep rupture life-stress curve of 23%Cr-18%W alloy at 1000 °C. Figures in parentheses show creep rupture elongation.

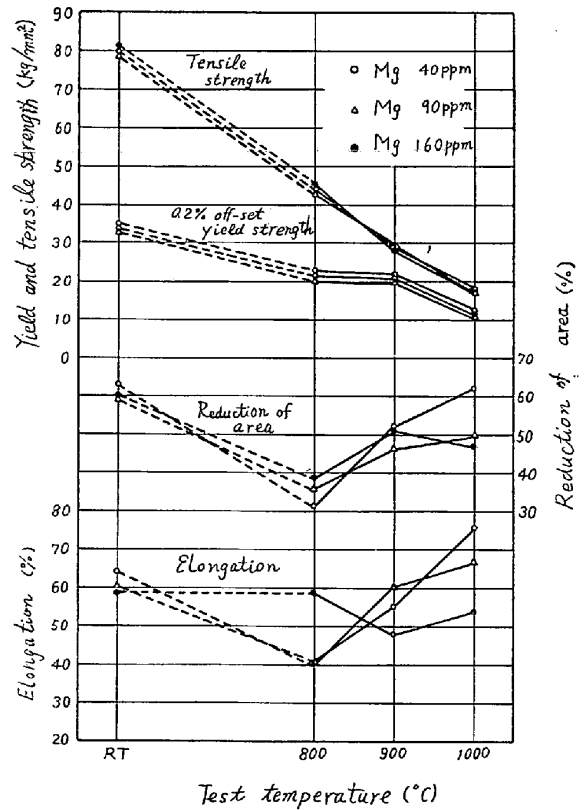


Fig. 9. Effect of magnesium on tensile properties of 23%Cr-18%W alloy.

るので<sup>4)</sup>、23Cr-18Wの基本組成につき、Mgを0~160 ppm添加した場合の影響を調べた。Table 5に試料の

Table 5. Chemical compositions of samples (%).

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Ti	Zr	Mg (ppm)	O (ppm)
SSS 113MG1	0.02	0.02	0.01	0.002	0.004	Bal.	22.88	17.34	0.48	0.06	—	34
SSS 113MG2	0.02	0.02	<0.01	0.002	0.004	〃	23.00	17.81	0.26	0.05	37	50
SSS 113MG3	0.02	0.02	<0.01	0.002	0.004	〃	23.31	17.46	0.28	0.05	94	60
SSS 113MG4	0.02	0.01	<0.01	0.002	0.004	〃	22.85	17.68	0.27	0.05	161	53

化学組成を示す。この表で SSS113MG1 は Table 3 と同じものである。

各試料はいずれも  $1250^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$  空冷なる熱処理を施して試験に供した。結晶粒度はいずれも ASTM 0.5~2.0 の範囲にあつた。

### 3.5.2 クリープ破断試験および引張試験結果

Fig. 8 にクリープ破断試験結果を示す。Mg が 90ppm まではクリープ破断強度および伸びに大差はないが、Mg が 160 ppm になるとクリープ破断強度および伸びの両方が大幅に低下する。

Fig. 9 には Mg の引張性質におよぼす影響を示すが、耐力および引張強さは Mg の添加量によつてほとんど変わらない。一方伸びおよび絞り室温ではほとんど変わらないが、 $1000^{\circ}\text{C}$  では Mg が 160ppm になると伸びが若干低下する傾向がある。

### 3.5.3 検 討

本実験では Mg は 90 ppm 程度まで悪影響は認められなかったが、悪影響を示し始める限界 Mg 量は合金中の O 量によつても異なるようである。同じ SSS113M の O が 10ppm 以下の試料で試験した結果では Mg 量が 75ppm でも Mg が 10ppm 以下の試料に比し  $1000^{\circ}\text{C}$  以上のクリープ破断強度が大幅に低下した。O が高い試料ではみかけ上 Mg が高くても Mg の一部は酸化物となつて実質的に影響をおよぼす Mg 量が低くなっている可能性がある。

Mg は B や Zr などと同様結晶粒界に偏析するものと考えられているが<sup>4)</sup>、Mg がクリープ破断強度を低下させるおもな原因は、クリープ破断伸びも著しく低下させることから考えて、粒界を弱化し、粒界クラックの生成および成長を助長する作用によるものと考えられる。

DECKER<sup>4)</sup>によると、100~150ppm 程度の Mg は IN-120 の  $650^{\circ}\text{C}$  におけるクリープ破断時間および伸びを著しく向上させる。一方 COUTS ら<sup>5)</sup>によると、30~200 ppm の Mg は Inconel 718 の  $650^{\circ}\text{C}$  におけるクリープ破断伸びをかなり向上させる。これらのことから判断すると、たしかに Mg は比較的低温側のクリープ破断強度あるいは破断伸びを向上させる効果があるものと考えられるが、本研究におけるように  $1000^{\circ}\text{C}$  以上の高温では逆にクリープ破断強度および伸びを低下させることは

注目する必要がある。固溶強化型 Ni 基合金では脱酸脱硫および熱間加工性の向上などを目的としてしばしば Mg が添加されるが、少なくとも  $1000^{\circ}\text{C}$  以上のクリープ破断強度が重要となる用途に対しては Mg の添加量は十分注意する必要がある。

## 4. 結 言

原子力製鉄用高温ガス炉の中間熱交換器材料として、 $1000^{\circ}\text{C}-10^5\text{hr}$  のクリープ破断強度が  $1\text{kg}/\text{mm}^2$  以上の Co を含まない Ni 基固溶強化型合金を開発する目的で、Ni-Cr-W 3 元系合金につき合金設計を行ない、つぎの結果を得た。

(1) 前報の理論的分析の結果から Ni-Cr-W 3 元系に属する理論有効組成として 13 個の組成を抽出した。さらに理論有効組成領域を計算によつて求め、Ni-Cr-W 3 元系切断状態図中に図示した。

(2) 理論有効組成領域内における Cr と W の最適バランスを実験的に検討し、23%Cr-18%W の付近が  $1000^{\circ}\text{C}$  以上のクリープ破断強度の点で最良であることをみいだした。

(3) 23Cr-18W を基本組成とする合金では C は低い方が長時間側のクリープ破断強度が高いことを明らかにし、その理由についても検討した。

(4) Mg は添加量が少量の場合はクリープ破断性質にあまり影響しないが、添加量が過多となるとクリープ破断強度および伸びを著しく低下させることをみいだした。

(5) これらの結果から合金の組成を Ni-23Cr-18W-(0.3 Ti)-(0.05 Zr)-0.03C とすれば目標強度が達成できる可能性が高いという結論を得た。

## 文 献

- 1) 渡辺, 千葉, 九重: 鉄と鋼, 61(1975), p. 2405
- 2) R. G. BARROWS and J. B. NEWKIRK: Met. Trans., 3(1972), p. 2889
- 3) 篠田, 松尾, 中浜, 田中: 学振 123 委研究報告, 13(1972), p. 93
- 4) R. F. DECKER: Steel-Strengthening Mechanisms, (1970), p. 147 [Climax Molybdenum Co.]
- 5) W. H. COUTS, Jr., S. INOUE and G. SAUL: AFML-TR-71-76, (1971)