Cr 基合金の高温特性におよぼす Fe, Mo の影響*

依 田 連 平** 吉 田 平 太 郎**

Renpei Yoda and Heitaro Yoshida : Effects of Fe and Mo on the High Temperature Properties of Cr Base Alloys.' In order to obtain Cr base alloys with excellent creep strength and hot workability, about twenty kinds of alloys containing 15~30% Fe and 5~25% Mo were prepared by vacuum melting. The composition range in which hot working is possible by swaging was determined, and effects of Fe and Mo on the high temperature properties, deformation resistance, age hardening and bending creep properties, etc. were examined. The effect of cleanliness of the alloys on the age hardening properties, and harmful elements to the hot working were investigated.

The results obtained are as follows:

- (1) The age hardening properties chiefly depend on the precipitation of the σ phase which is determined by the alloy composition and its property is retarded by raising the alloy's cleanliness.
- (2) Nitrogen affects most seriously the high temperature ductility in three elements of C, N and O.
- (3) The oxidation resisting properties becomes considerably deteriorated in the composition containing more than 20% Mo in the test condition of 100 hr heating at 1000°C in air.
- (4) The deformation resistance at 1100°C and 1200°C increases with increasing Mo content when the Cr content is constant, or with increasing Cr content when the Mo content is nearly constant.
- (5) The composition range in which hot working is possible by swaging depends on the phase behaviour, the deformation resistance and the brittleness which are determined by the alloy's composition.
- (6) The creep property tends to be improved by raising the alloy's cleanliness and also by increasing the Mo content when the Cr content is constant and by increasing the Cr content when the Mo content is constant. The creep property of the worked alloy is superior to that of cast alloy having the same composition and the reason is considered to be due partly to the spheroidization of Cr oxide.

(Received October 3, 1966)

I. 緒 言

著者らはさきに大気溶製した 60%Cr-25%Fe-15%Mo 合金は熱間加工が不能であるのに対し、減圧溶製した同じ組成の合金は可能であり、しかも加工材のクリープ強度が鍛造材に比べすぐれていることを報告した⁽¹⁾。そこで加工可能な範囲でクリープ強度のすぐれた Cr 基合金を得る目的で Fe を 15%~30%、Mo を 5%~25%、残を Cr とする Fe, Mo 含量を種々変えた約 20 種類の合金を真空溶製し、スエーピングによる熱間加工可能組成範囲を決定し、さらに変形抵抗、時効硬化性、曲げクリープ特性、耐酸化性などの高温特性におよぼす Fe, Mo の影響を検討した。また真空溶製と大気溶製した Fe, Mo 含量のほぼ等しい 15%Mo-Fe-Cr 系の数種の合金についてその清浄度が時効硬化性におよぼす影響、60%Cr-25%Fe-15%Mo を基準組成として C, N, O を添加した大気溶製合金を用いて本合金系の熱間加工性に対し、如何なる元素が最も悪い影響を与えるかなどについても併せて検討した。

II. 試 料 お よ び 実 験 方 法

原料金属は電解 Cr(99.2%)、電解 Fe(99.9%)、金属 Mo(99.9%) を用い、真空溶製の場合は鋳込前に Ar を 600

mmHg 導入して造塊した。また大気溶製にはタンマン炉を用いた。得られた合金の分析値を Table 1 に示す。このうち A-1~VS は真空溶製合金、T~T 2 O は大気溶製合金である。A~E 系列はおのおの Mo 5, 10, 15, 20, 25% の配合で、各系列の 1, 2, 3, 4 はその順に Fe を 5% ずつ減らし、代りに Cr を 5% ずつ増して配合したものである。また VT, VF, VS 合金は Mo を 15% 一定とした Fe 含量を約 25~35% の範囲で変えたもので、これらは大気溶製した T, F, S 合金の Fe, Mo, Cr 含量とはほぼ等しくなっている。

つぎに T 2 N~T 2 O の大気溶製合金は 60%Cr-25%Fe-15%Mo 一定として N, C, O をそれぞれ Fe-Cr-N (1.12% N), Fe-C (4.29% C), Cr₂O₃ を用いて 0.2% 添加したものである。

時効硬化性、曲げクリープ試験、鍛造性試験は前報と同じ方法で行なつた。耐酸化性試験は 10φ×10 mm の鍛造試料を大気中 1000°C×100 hr 保持して、その前後の重量差から酸化抵抗を求めた。またスエーピングマシンによる熱間加工性試験は 10φ×90 mm に機械仕上げした試験片を 1200°C×20 min 加熱して 1 回に約 0.1 mm の加工を与え同温度に数 min 保持後、同様の操作を繰返し、7 mmφ まで、すなわち断面減少率約 50% までの加工が可能であるかを調べた。また顕微鏡組織は電解腐食により、まず一般組織を出してから赤血塩のアルカリ溶液を用いて黄色に着色する σ 相を同定した。

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, Tokyo)

* 1961 年 10 月本会秋田大会に発表

(1) 依田, 吉田, 向谷: 本誌, 25 (1961), 108.

III. 実験結果および考察

1. 本実験組成の α , $\alpha+\sigma$, σ 相境界

Cr-Fe-Mo 3 元系状態図については、武田ら⁽²⁾によつて詳細に研究され、 α (bcc), γ (fcc), ε (Fe₃Mo₂, hex.), δ (Cr の

ており、 σ 相領域は高温になるほど Fe-Cr 側から Fe-Mo 側に移行するとともに、FeCr 中の Cr の一部が Mo で置換され Fe(Cr, Mo) の σ 相を形成するようになる。すなわち σ 相は Mo を含むことにより高温でより安定となる。また図中 900°C の α , $\alpha+\sigma$ 相境界は 1100°C に比べ、低 Mo 側

Table 1 Chemical compositions of alloys. (%)

Element Alloy	C	Mo	Fe	N	Cr	Element Alloy	C	Mo	Fe	N	Cr
A-1	0.0022	4.05	32.84	⑤0.0138 ①0.0008	Bal.	D-4	0.0056	23.60	17.63	⑤0.0191 ①0.0004	Bal.
A-2	0.0053	3.56	26.65	0.0134 —	〃	E-2	0.0047	23.51	24.20	0.0116 0.0008	〃
A-3	0.0071	5.14	22.12	0.0186 0.0004	〃	E-3	0.0169	23.25	19.02	0.0101 0.0025	〃
B-1	0.0030	12.87	30.42	0.0163 0.0002	〃	E-4	0.0156	23.44	16.30	0.0108 0.0035	〃
B-2	0.0084	10.31	23.86	0.0266 0.0005	〃	V T	0.012	14.33	26.73	0.0108 0.0006	〃
B-3	0.0144	10.94	22.02	0.0400 0.0005	〃	V F	0.007	16.50	32.62	0.0060 0.0006	〃
B-4	0.0161	10.57	16.39	0.0233 0.0011	〃	V S	0.007	15.00	34.87	0.0127 0.0016	〃
C-1	0.0125	14.03	28.02	0.0153 0.0002	〃	T	0.049	14.33	27.82	0.2602 0.0258	〃
C-2	0.0030	18.05	28.20	0.0148 0.0008	〃	F	0.056	14.00	33.86	0.0795 0.0018	〃
C-3	0.0048	13.40	22.39	0.0202 0.0006	〃	S	0.020	14.03	35.83	0.1078 0.0203	〃
C-4	0.0053	17.93	16.20	0.0195 0.0005	〃	T 2 N	0.049	13.17	25.26	0.2766 0.0151	〃
D-1	0.0033	21.60	32.40	0.0131 0.0006	〃	T 2 C	0.11	12.17	28.00	0.1916 0.0218	〃
D-2	0.0055	21.20	26.18	0.0148 0.0003	〃	T 20	0.033	14.03	26.67	0.1710 0.0055	Bal.
D-3	0.0045	21.87	22.68	0.0156 0.0004	〃						

同素体、変態点約 1700°C, fcc), χ (Fe₃₅Mo₁₀Cr₁₂, bcc), σ の 6 相のあることが報告されているが、Table 1 に示した組成範囲では炭化物、窒化物以外は α , σ 相のみが存在する。

ところで Cr-Fe-Mo 3 元合金の 900°C (120 hr 保持), 1100°C (24 hr 保持), 1300°C (24 hr 保持) における α , $\alpha+\sigma$, σ 各相の境界は Putman ら⁽³⁾ により Fig. 1 のごとく示されている。図中の矢印は 1100°C におけるこれらの相境界を示したものである。そして Fe-Cr 2 元合金には 820°C 以下で安定な FeCr の σ 相が、Fe-Mo 2 元合金には 1180°C と 1540°C の間に安定な FeMo の σ 相があり、これら両相は同一の結晶構造を有し、Fe-Cr 側から Fe-Mo 側に連つ

にあるが、Putman らによれば σ 相の析出は 900°C では極めて遅いので、120 hr 以上さらに長時間保持すれば、その境界は高 Mo 側に移動する傾向があることを示している。

そこで A~E 系列の各試料を 1000°C から 1300°C まで 100°C 間隔で各 5 hr 加熱し、その硬度変化を求めた。その結果 A, B, 系列では硬度変化があまり認められなかった。これら合金は真空溶解により C 量が 0.017% 以下、全 N は 0.04% 以下なので炭化物や窒化物などの析出、固溶現象がほとんどないためであろう。また低 Mo, 高 Cr の A, B 系列では σ 相もほとんど析出固溶しないからである。そして硬度はむしろ加熱温度の上昇につれ、いくらか上昇する傾向があるが、これは Cr を多量に含むこの合金系の特徴である。C, D, E 系列では 1100°C までの加熱で硬度

(2) 武田, 湯川: 本誌, 21 (1957), 275.

(3) J.W. Putman, R.D. Potter and N.J. Grant: Trans. ASM, 43 (1951), 824.

は上昇し, 1200°C では低下する傾向が認められ, D-1, D-2, E-2 合金ではとくに顕著である. これは明らかに σ 相の

Fig.1 Boundaries of α , $\alpha+\sigma$ and σ phases at 900°C, 1100°C and 1300°C in Cr-Fe-Mo alloys.
---: 900°C; —: 1100°C; - · - ·: 1300°C

析出と固溶が原因している.

2. 時効硬化性試験

Fig.2 は Mo 含量約 15% 一定とし, Fe 含量 25%, 30%, 35% の大気溶製 T, F, S 合金と, これら合金とほぼ同じ組

Fig.2 Effect of Fe and cleanliness on the age hardness of Cr-Fe-15% Mo type alloys at 1000°C.

成を有する真空溶製 VT, VF, VS 合金の 1000°C における時効硬度変化を示したもので, 図中付記した数値は 200 hr 加熱による硬度上昇である. 真空溶製, 大気溶製両合金とも Fe 含量の増すにつれ, 硬化量, 硬化速度は増大するが, 合金の組成がほぼ同じならば硬化量はほぼ同一であるのに対し, 硬化速度は真空溶製合金は大気溶製合金に比べて遅いことが知られる.

σ 相の生成に対し熊田⁽⁴⁾は, フェライト形成元素 (Si, Mo, Al, Ti など) は促進し, オーステナイト形成元素のうち Ni は抑制し, Mn は促進するとしており, また Fe-Ni-Cr オーステナイト鋼中の C, N は Cr と結合し, 素地中の Cr 濃度を低下させ $\gamma+\sigma/\sigma$ 境界, $\gamma+\alpha+\sigma/\gamma+\alpha$ 境界を高

Cr 側に移動させる作用があるとしている. ところで Shortsleeve ら⁽⁵⁾は約 30% の Cr を含む鋼の σ 生成に対し, C は促進するがこれは σ 形成にさきだつ炭化物の生成が原因であるとしている. また Tisinai ら⁽⁶⁾は Foley, Rees, Shortsleeve らの研究結果を比較し, Fe-Cr-Ni 合金について Ni 含量 8% 以下の場合, 市販の純度のもは高純度のもより σ が出来やすいとしている. さらに Hamond ら⁽⁷⁾は 60%Cr-15%Fe-25%Mo 合金の σ 生成に対し, C は促進すると述べており, また湯川⁽⁸⁾により CM-469 合金 (60%Cr, 25%Mo, bal.Fe) の σ 析出量はアーク溶解材が大気溶解材に比べ少ないことが報告されている.

ところで時効組織中, 酸化物, 窒化物, 炭化物などを取囲んで共存する σ 相が往々にして認められる. これは Cr が C, N, O と結びつきやすいので, その周辺の素地の Cr 濃度が低下して σ 相の生成を容易にするものであろう. したがって Fig.2 に示す結果は, 本系合金の σ 相生成が合金の清浄度を高めることにより抑制されることを示している.

Fig.3 は 1000°C の時効硬度変化を示したもので C-2, C-3, C-4 合金の比較から, Mo 含量約 13.5%~18% の範

Fig.3 Hardness change at 1000°C in Cr-Fe-Mo alloys.

囲では Cr 含量約 54% から 64%~66% と増大すれば, 時効硬化性かなり抑制されることがわかる. これは 1000°C, 200 hr 時効した C-2, C-4 合金の組織の Photo.1 (a), (b) から知られるように, σ 相の量が後者よりも前者の方が多いためである. また A-1, B-2 合金の硬度変化から, Mo 含量が約 4%~10% の範囲ならば, Cr を約 65% も含有すれば, 時効硬化性は C 系列合金に比べて著しく少ないことが知られる. さらに C-2, D-2, E-2 合金の比較から, Cr 含量約 52%~54% 一定で Mo 含量が約 18% から 23.5% へと増すにつれ, 時効硬化性が顕著になることが知られる. なお, D-2, E-2 合金はそれぞれ 32 hr, 16 hr 以降の加熱で著しく酸化崩壊したので, それまでの硬度変化のみを示した. そして 16 hr 加熱した E-2 合金は Photo.1 (a) に示

(5) F. J. Shortsleeve, and M. E. Nicholson: Trans. ASM, **43** (1951), 142.

(6) G. F. Tisinai, J. K. Stanley and C. H. Samons: J. Metals, **6** (1954), 1251.

(7) J. P. Hamond, A. B. Westerman and H. C. Cross: J. Metals, **4** (1952), 1329.

(8) 湯川, 武田: 本誌, **27** (1963), 99.

(4) 熊田: 金属学会会報, **2** (1963), 261.

すC-2合金の時効組織に比べて著しく σ 相の析出していることを認めた。いずれにしてもこの系の合金の時効挙動は

Photo.1 Microstructures of alloys aged for 200 hr at 1000°C. ($\times 400$)
(a) C-2 alloy; (b) C-4 alloy

Mo 含量一定ならば Fe 含量の減るほど、すなわち Cr 含量の増すほど、また Cr 含量一定ならば Mo 含量の減るほど時効硬化性は抑制されるが、これらはすべて σ 相の析出挙動に関連するもので、Fig.1 に示した状態図から理解される。

3. 耐酸化性試験

Fig.4 は大気中 1000°C $\times$ 100 hr の加熱による酸化増量と Fe, Mo 含量の関係を示したもので、Mo 含量が 20% 以

Fig.4 Effect of Fe and Mo on the oxidation resisting properties of Cr-Fe-Mo alloys.
(1000°C $\times$ 100 hr in air)
unit : mg/cm²

下ならば数 mg/cm² の重量増加であるが、20%以上になると 100 mg/cm² 以上となり耐酸化性が著しく劣化することがわかる。そこでこの両領域を図中の曲線で明示しておいた。試験後の試験片は Mo 含量 20% 以下ならば、剥離性の黒い酸化物が見られたが、20% 以上になると試料全体が膨れ上り割れ目が生じて極めて脆い。しかも耐酸化性の著しく劣化する領域では σ 相の析出が概して顕著であった。なお Martens ら⁽⁹⁾によれば 44.7%Cr を含む Fe-Cr 合金は σ 相が生成する際、約 0.24% の収縮を示すとしている。

(9) H. Martens and P. Duwez: J. Metals, **8** (1956), 614.

ところでこの加熱による膨張、崩壊現象は Leslie ら⁽¹⁰⁾によつていわゆる“catastrophic oxidation”と呼ばれ、6% Mo を含む Fe 基超耐熱 16-25-6 合金にも認められている。近時耐熱鋼、耐熱合金はその高温特性を高めるため、Mo などの合金元素含量を増す傾向にあるが、Cr を 50% ~ 60% も含む合金においてもこの現象があることに注意しなければならない。

4. 鍛造性試験

Table 2 は 15%Mo を含む Cr-Fe-Mo 合金の鍛造性におよぼす C, N, O および Fe の影響を示したもので、○, △, × はそれぞれクラックを認めない、微細クラック

Table 2 Effect of Fe, C, N and O on the forgeability of Cr-Fe-15%Mo type alloys.
testing temperature: 1200°C

Alloy	Impact energy (kg-m)			Critical impact energy (kg-m)
	5.2	7	9	
VT	—	○	○	>9
VF	—	○	○	>9
T	—	○	△	7~9
F	○	△	—	5.2~7
T2C	○	△	—	5.2~7
T2N	×	×	—	<5.2
T2O	○	×	—	5.2~7

note: ○ no cracks, △ fine cracks, × large cracks.

ク、大きなクラックの生成を意味する。VT, VF, T, F 合金の比較から大気溶製合金は真空溶製合金に比べて容易に割れが発生しやすいこと、さらに T, T2C, T2N, T2O 合金の比較から本系合金の鍛造性に対して N が一番有害であることがわかる。アーク溶製した 0.0012%N を含む純 Cr の靱性-脆性遷移温度は 350°C であるのに対し、0.0005%N と N 含量を低めた場合には 150°C まで低下することを Weaver⁽¹¹⁾は報告しているが、著者らは前報で⁽¹⁰⁾Cr-Fe-Mo 合金においてもその靱性に対し、N が最も有害な元素であることを示唆しておいた。本実験結果はこの見解が正しいことを示している。

大気溶製、真空溶製合金とも Cr 含量が増すと C, N 含量が高まる傾向があるが、真空溶製合金では大気溶製合金に比べて N 含量が 1/10~1/20 となり、その靱性改善は主として N 含量の低減によるものである。

Fig.5 は試験温度 1100°C、衝撃エネルギー 7 kg-m で行なつた鍛造性試験から得られた変形抵抗値と組成の関係を示したもので、Mo 含量一定ならば Cr 含量の増すほど、また Cr 含量一定ならば Mo 含量の増すほど、変形抵抗が大となる傾向が認められる。1200°C についても同条件で行なつたが、上述と同様の結果が得られた。これは主とし

(10) A. C. Leslie and M. G. Fontana: Trans. ASM, **41** (1949), 1213.

(11) C. W. Weaver: J. Inst. Metals, **89** (1960~61), 385.

て Cr, Mo 含量の増大による素地強化のためである。ただし 21.60%Mo, 32.40%Fe の D-1 合金と 21.20%Mo, 26.18%Fe の D-2 合金を比較すると 1200°C の場合、前者の 52.3 kg/mm² に対し後者は 67.5 kg/mm² でかなり高いが、1100

Fig.5 Effect of Fe and Mo on the deformation resistance on Cr-Fe-Mo alloys.
testing temp: 1100°C.
impact energy: 7 kg-m.

°C の場合には前者が 91.5 kg/mm²、後者が 79.6 kg/mm² で逆にかなり低い値を示した。試験後の試料の顕微鏡組織から 1200°C では両合金とも σ 相が認められないが、1100°C では D-1 合金には著しい σ 相の析出が認められるのに反し、D-2 合金ではその量が少なかった。ところで切断した試験片について、クラックの有無を調べたところ、試験温度 1100°C の場合は、Mo 10%, 15% 系列では Cr 含量の最も高い B-4, C-4 合金に Mo 25% 系列でも最も Cr 含量の少ない E-2 合金に、試験温度 1200°C では B-4 合金に各々クラックが認められた。B-4, C-4 合金にクラックが生ずるのは Cr 含量が高いため試料が脆いことによるものであり、E-2 合金では高 Mo 含量のために変形抵抗が高いことと σ 相を生じやすいためである。

Photo. 2 は 1200°C で試験後の B-4 合金の組織を示したもので、クラックの両側で再結晶していることが認められ

Photo.2 Microstructure of B-4 alloy after forgeability testing at 1200°C.
($\times 100$)

るが、これはそれらの領域付近で大きな応力が存在していたからである。

5. スエーシングによる熱間加工性試験

Fig. 6 はスエーシングによる熱間加工性と組成との関係を示したもので、○印は可能、△印は困難、●印は不能の

Fig.6 Region in which hot working is possible in Cr-Fe-Mo alloy.

- : Hot working is possible by swaging (alloys melted in vacuum)
- △: Hot working is difficult by swaging (alloys melted in vacuum)
- : Hot working is impossible by swaging (alloys melted in vacuum)
- : Hot working is possible by rolling (alloys melted in low pressure)

組成を示し、ハッチした部分が加工可能の組成範囲である。またこの範囲中の□印はさきに報告した熱間圧延可能であつた減圧溶製試料の組成である。この組成範囲では Mo 含量 20% 以下の場合、変形抵抗は 1100°C で約 70 kg/mm² 以下、1200°C では約 60 kg/mm² 以下であることが知られる。Mo 5% および 10% 系列では Cr 含量の最も高い A-3, B-4 合金は加工不能であるが、これは変形抵抗が大であるだけでなく試料が脆い。また溶製試料中 Cr 含量の最も少ない D-1 合金が不能であるのは σ 相の著しい析出によるためである。このように熱間加工可能組成範囲は試料組成による相挙動、変形抵抗、靱性などによつて定まっている。

6. クリープ試験

Fig. 7 は曲げクリープ特性におよぼす Fe, Mo の影響を示したもので、付記した数値は撓み量 10 mm に達するまでの時間を分単位で表わしている。また () はスエーシング加工した試料の数値である。Mo 含量一定ならば Cr 含量の増すほど耐クリープ性がすぐれているが、これは素地が強化されるためである。また Cr 含量一定ならば Mo 含量の増すほど耐クリープ性が改善される傾向があるが、これは Mo 含量の増大による α 素地の強化と σ 相の析出によるものであろう。

加工試料と同組成の鋳造試料のクリープ特性を比較する

と A-1 試料を除き、いずれも前者が後者に比べ、時間にして 20%~70% も改善されるが、この傾向は高 Cr, 高 Mo

Fig. 7 Effect of Fe and Mo on the bending creep properties.

unit: min
 ● : cast alloy
 () : swaged alloy
 testing temp: 1000°C
 load : 3 kg (bending stress 7 kg/mm²)
 span : 7.0 mm
 specimen : 3×5×100 mm

Photo. 3 Microstructure of B-2 alloy after creep testing at 1000°C. (×100)
 (a) cast alloy (b) swaged alloy

含量のものほど顕著である。先報で熱間圧延した 60%Cr-25% Fe-15% Mo 試料が鋳造試料よりクリープ特性のすぐれていることを述べたが、以上の事実から本系合金は加工方法の如何にかかわらず、加工により耐クリープ性が改善されることがわかる。試験後の鋳造試料の破断付近にはその表面にいずれもクラックが認められたが、加工試料では Cr 含量の多い B-3 試料, Mo 含量の多い D-3 試料の 2 試料にのみ見られ、加工による耐クリープ性の向上は変形能の向上が一因と考えられる。Photo. 3 (a), (b) はクリープ試験後の鋳造および加工 B-2 試料の顕微鏡組織であるが、加工試料では Cr 酸化物の球状化が行なわれており、これが変形能の向上に寄与するものと考えられる。

また Table 3 は 10 mm の撓み量に達するまでの時間を示したもので、合金組成がほぼ等しい場合、VT と T および VF と F の各合金の比較から真空溶製合金は大気溶製合金に比べすぐれている。また T, T 2 N, T 2 C, T 2 O 合金

の比較から大気溶製合金では、C, N, O 量の増大は劣化に働くことがわかる。以上の事実から合金の清浄度を高めれば耐クリープ性が向上することが知られる。

Table 3 Time required till 10 mm deflection of Cr-Fe-15% Mo type alloys.
 testing temp.: 1000°C
 bending stress: 7 kg/mm²

Alloy	Time required till 10 mm deflection (min)
V T	732
T	365
V F	204
F	156
T 2 C	138
T 2 N	168
T 2 O	182

ば耐クリープ性が向上することが知られる。

IV. 結 言

Mo 5%~25%, Fe 15%~30% を含む Cr 合金を真空溶製し、スエーピングによる熱間加工可能な組成範囲を決定し、時効硬化性、耐酸化性、変形抵抗、耐クリープ性などにおよぼす Fe, Mo の影響を検討した。また 60% Cr-25% Fe-15% Mo を基準組成として、これに C, N, O を添加したもののおよび Mo を 15% にして 55% Cr-30% Fe, 50% Cr-35% Fe 合金を大気溶製し、その清浄度が時効硬化性、耐クリープ性におよぼす影響と鍛造性に有害な元素を追求し、つぎの結果を得た。

(1) 合金の清浄が高まれば、時効硬化性は遅滞化される。また真空溶製合金の時効硬化性は合金組成で定まる σ 相の析出に主として支配される。

(2) 真空溶製、大気溶製の如何にかかわらず Cr 含量のますます N 含量の高まる傾向がある。また本系合金の高温靱性は C,

N, O の 3 元素の中 N が最も悪い影響を与える。

(3) 大気中 1000°C, 100 hr の耐酸化性は Mo 含量 20% 以上になると著しく劣化する。

(4) 1100°, 1200°C の変形抵抗は Cr 含量一定ならば Mo 含量の増すほど、Mo 含量一定ならば Cr 含量の増すほど増加する。

(5) スエーピングによる熱間加工可能組成を決定した。

この組成範囲は合金組成によって定まる相挙動、変形抵抗、脆性に依存している。

(6) 耐クリープ性は合金の清浄度を高めれば改善される傾向がある。また Mo 含量一定ならば Cr 含量の増すほど α 素地の強化により向上する。また Cr 含量一定ならば Mo 含量の増すほど α 素地の強化と σ 相の析出により向上する。さらに加工材の耐クリープ性は同組成の鋳造材よりもすぐれているが、その一因として加工による Cr 酸化物の球状化が挙げられる。