

18Cr-12Ni 系不銹鋼の諸性質におよぼす Mo および W の影響*

中 川 龍 一**・乙 黒 靖 男**

Effect of Mo and W on Properties of 18Cr-12Ni Stainless Steel.

Ryuichi Nakagawa and Yasuo Ootoguro.

Synopsis:

In previous reports (ib. Tetsu-to-Hagane, 45 (1959), 126; 46 (1960), 377) the authors reported the effect of Nb and Ti on properties of 18Cr-12Ni austenitic stainless steels.

This report concerned the effect of Mo and W aging behavior, microstructure, precipitates, tensile properties at various temperatures and creep-rupture strength of the same steel. The following results were obtained.:

- 1) The steel was hardened during aging by precipitation of M_6C .
- 2) The precipitates of M_6C , $Cr_{23}C_6$, Fe_2Mo , Fe_2W and σ phase were observed.

The amounts of the precipitates of Fe_2Mo , Fe_2W and σ phase were increased as the aging temperature was elevated and as the C content was decreased and as the Mo, the W content was increased.

- 3) The precipitation occurred at first on grain boundaries and secondarily within grains, and subsequently, coagulation of precipitates on grain boundaries began.

- 4) Resistance to oxidation in the air at 1100°C was decreased with the Mo and the W contents.

- 5) Tensile strength was increased linearly with the Mo or the W content at each temperature.

The rate of increase of tensile strength was about 1kg/mm² with a percent of Mo and from 1.5 to 2.0kg/mm² with a percent of W.

- 6) Creep rupture strength was increased with the content. The rate of increase of this strength for the steels with the higher C content was greater than that for the steels with the lower C content because of the precipitation of M_6C .

I. 緒 言

Mo, W は非常に高温強さを高める元素として知られ, Mo 量とクリープ強さとの関係については, 純鉄¹⁾炭素鋼²⁾, 5% Cr および 7% Cr フェライト系不銹鋼³⁾については報告されており, 耐熱鋼には必ず添加されている元素である.

本実験では 18Cr-12Ni オーステナイト不銹鋼の時効硬さ, 顕微鏡組織, 析出物, 常温および高温引張り強さ, クリープラプチャー強さなどの諸性質におよぼす Mo および W 添加量の影響を調べ, あわせて Mo, W の効果について知るために実験を行なった.

II. 試 料

実験に用いた試料の化学組成を Table 1 に示した. Cr, Ni, Si, Mn はそれぞれ一定とし, C のきわめて少ない低炭素グループと, 約 0.1% を目標とした高炭素グループにわけ, 各グループごとに Mo では 1, 2, 3, 4%, W では 2, 4, 6% 添加した試料を溶製した. さらに Mo を 2% 一定にして C を 0.2%, 0.3% とし

Table 1. Chemical composition (%)

No.	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W
M 1	0.022	1.66	0.95	18.40	12.06	0.85	
M 2	0.022	1.61	0.92	18.57	12.50	1.86	
M 3	0.020	1.72	0.87	18.55	12.33	2.71	
M 4	0.024	1.74	0.91	18.31	12.57	3.48	
M 5	0.11	1.66	0.91	18.01	12.60	0.91	
M 6	0.10	1.69	0.98	18.14	12.27	1.72	
M 7	0.11	1.79	0.91	18.40	12.57	2.75	
M 8	0.09	1.75	0.97	18.02	12.38	3.70	
M 9	0.20	1.93	1.04	18.12	11.92	1.97	
M 10	0.28	1.76	0.96	18.15	12.53	1.94	
W 1	0.033	1.71	0.98	18.59	11.96		1.92
W 2	0.031	1.68	0.92	18.95	11.86		3.70
W 3	0.031	1.69	0.86	18.54	12.12		5.43
W 4	0.12	1.70	0.94	18.51	12.08		1.91
W 5	0.11	1.72	0.90	18.64	11.82		3.67
W 6	0.12	1.66	0.98	18.48	12.10		5.45

て C 量の影響を調べる試料とした. 溶解は 10kg 高周波溶解炉で 6kg 溶製し, 80mmφ×120mm の鋼塊に铸造し, 疵取り後引張り試験, クリープ試験, 電解分離の試験用に 15mmφ の丸棒に, 硬さ, 顕微鏡組織の試験

* 昭和 35 年 4 月本会講演大会にて発表

** 金属材料技術研究所 第 1 部

用には 10mm 角にまで鍛造した。各試料ともすべての試験前に 1100°C で 1 時間の溶体化処理を行なった。

III. 実験結果および考察

a) 時効硬さ

時効処理は上記溶体化処理後 600°C, 650°C, 700°C, 750°C の各温度で 1000 時間まで行なった。一部の試料についてその時効時間と硬さの関係を Fig. 1, Fig. 2 に示した。

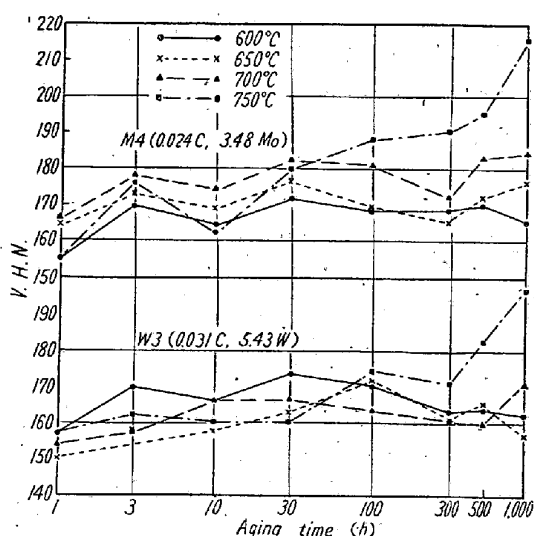


Fig. 1. As-aged hardness of M4 and W3.

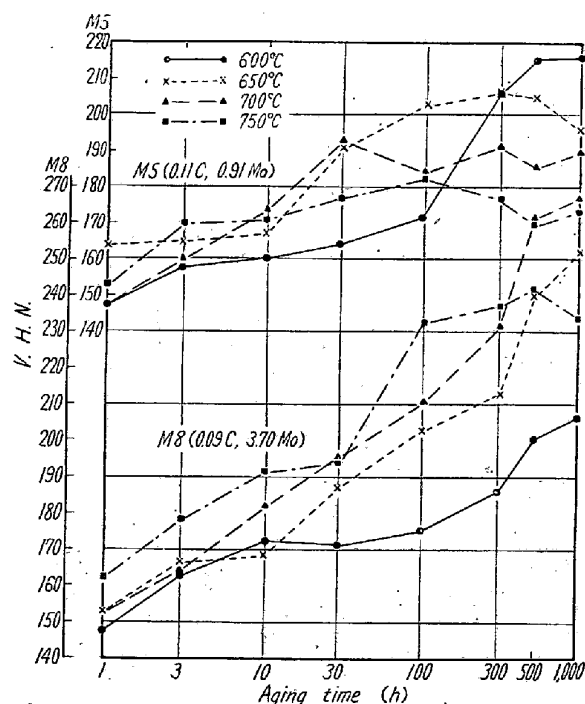


Fig. 2. As-aged hardness of M5, and M8.

一般に C 量の少ない試料では各時効温度とも硬さの変化は少ない。C 量の多い試料では時効硬化がいちじるし

く、硬化は主に炭化物の析出によるものと考えられる。

低 C, 低 Mo および W の試料 M1, M2, W1 は各時効温度において 1000 時間後も硬さの変化はまったくみられない。試料 M3, W2 もわずかしき硬化はみとめられない。しかし低 C, 高 Mo および W の試料 M4, W3 は Fig. 1 にみるように、700°C 以下の時効温度ではまったく硬さ変化はないが、750°C の場合のみ約 300 時間以後急激に硬化しているのがみられる。これはほかの場合にみられない相の生じたことが考えられる。試料 W3 について 750°C で 1000 時間時効後、この電解残渣の X 線回折線を Fig. 3 (a) にしめた。電解分離の方法については後述する。その結果 Cr_{23}C_6 , M_6C ($\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$, $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$) は後述の試料 W3 の 650°C の時効の場合にもみられるが、そのほかに Fe_2W および σ 相が確認された。すなわちこの 750°C で 300 時間以後の急激な硬化は Fe_2W および σ 相の析出によることはあきらかである。Mo の場合も同様に後述の顕微鏡組織の観察および電解残渣の X 線回折により Fe_2Mo および σ 相の析出によるものであることが確認された。また Fig. 3 の X 線回折線の中で示した σ 相は FeCr としたが、Mo の場合みられる FeCrMo と同様な FeCrW なる σ 相も考えられ、図の線も FeCrMo の線と一致する場合も多いのであるが、 FeCrW は ASTM の “Index to the X-ray Powder Data File” には発表されていないので一応除いた。しかし FeCr なる σ 相の線ともまったく完全に一致するわけではなく少しずれているようである。このことからある程度 W を固溶した FeCr なる σ 相と考えた方が適当と思われる。

高 C の含 Mo グループでは Fig. 2 にその一部の時

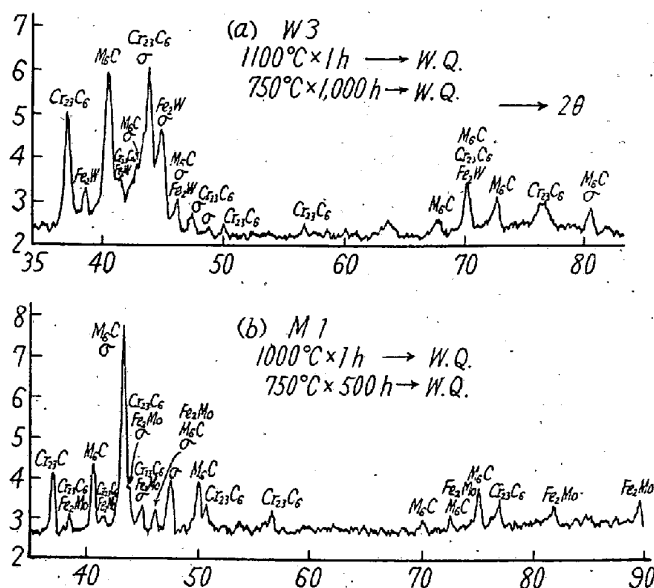


Fig. 3. X-ray diffraction lines of specimens.

効硬化曲線を示したが、Mo 量が増すとともに硬化の程度は大きくなる。すなわち時効硬化は Mo を含む炭化物の析出によるものと考えられ、含Wの場合も同様である。後述のX線回折により M_6C (Fe_3Mo_3C , Fe_4W_2C , Fe_3W_3C) が確認された。この M_6C の析出は時効温度により異なり、そのため硬化曲線を時効温度別にみると、時効温度が低いほど最初の硬化は少ないが、長時間になると硬化はいちじるしく、達する最高硬さも時効温度の高い場合より高くなる。また Mo 量が多いほどこの最高硬さの山は長時間側に移るようである。

含Wの高Cグループの試料 W4, W6 もまったく上述と同様な傾向を示す。しかし W5 では異なる傾向を示し、最高温度の $750^{\circ}C$ の場合がもつともいちじるしく硬化している。この理由としては前述の W3 の場合のように σ 相, Fe_2W の析出も考えられるが、よりW量の多い W6 では逆の傾向を示しているので、このような析出物により $750^{\circ}C$ の場合のみいちじるしく硬化すると考えられない。

試料 M2, M9, M10 の Mo 量がほぼ一定で C 量の異なる試料についてCの影響をみると、M2 はまったく硬化はみとめられない。M9, M10 では硬化の程度の差はまったくないが、時効曲線全体の高さはC量の増加とともに高くなっている。

b) 時効による顕微鏡組織の変化

顕微鏡組織は硬さ測定と同じ時効温度で 100 時間、1000 時間時効したものにつき観察して比較検討した。Photo. 1 にその一部を示した。腐食はすべて王水を用いた。

溶体化処理のままの組織は、低Cでは Mo, Wの添加量とともに結晶粒は微細化し、とくに高CのW添加の場合はいちじるしく微細化する。高Cの Mo のグループでは結晶粒の変化はない。また低Cグループでは残留の析出物はないが、高Cグループで Mo, W 量の多いほど析出物は多く残留している。

0.024%C, 3.48%Mo の試料 M4 は Photo. 1 (e) にみるように相当量のフェライト相が存在するが 0.09%C,

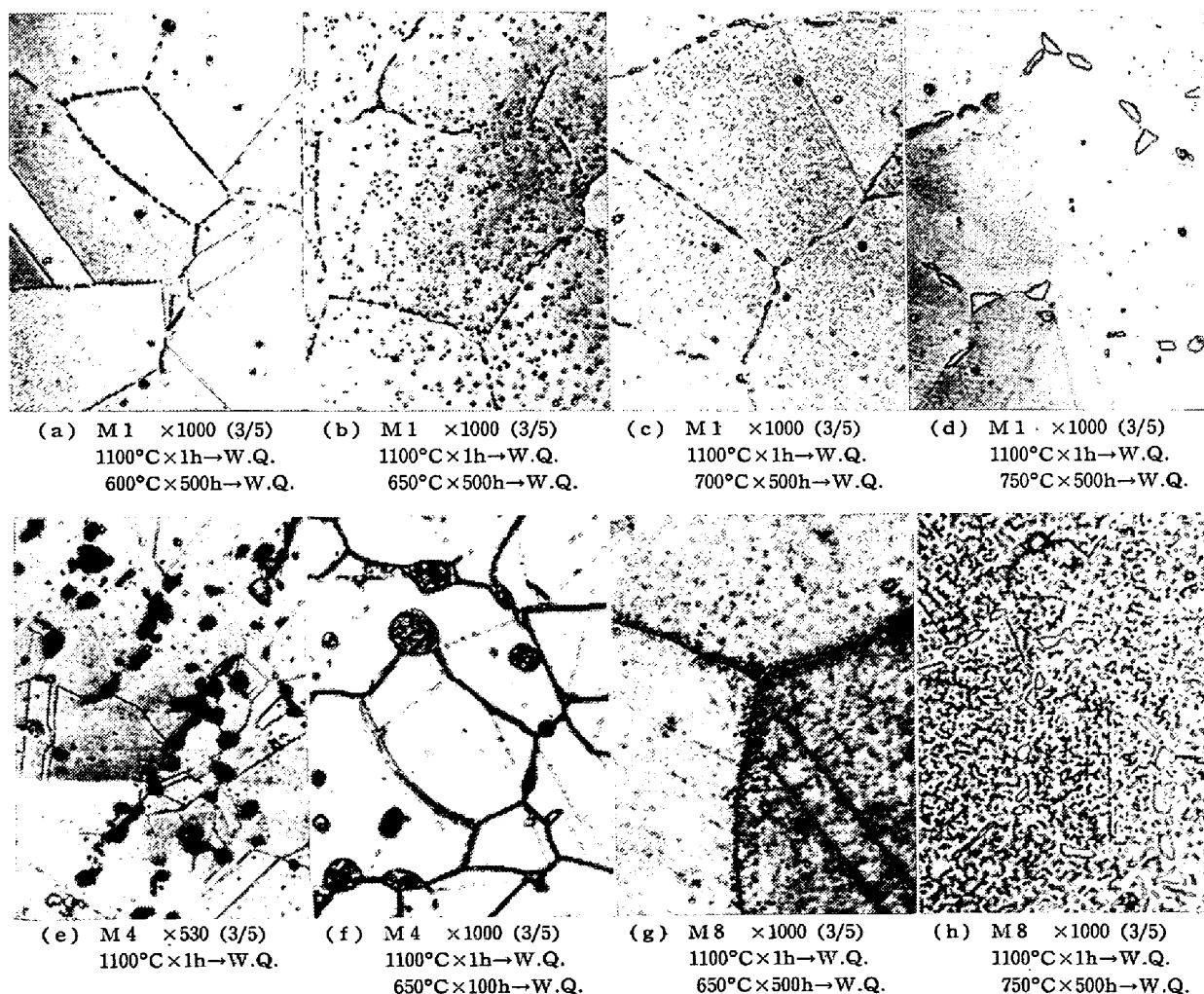


Photo. 1. Microstructure of specimens.

3.70% Mo の試料 M8 ではフェライト相はまったくみとめられない。また W の場合は全試料ともオーステナイト相のみで、この程度の C, W 量ではフェライト相はみとめられないようである。

まず含 Mo の場合、試料 M1 の時効処理後の組織は 100 時間までは 700°C 以下の時効温度ではほとんど変化がない。750°C の場合のみ粒界、粒内に多くの析出物がみられる。500 時間の時効処理後の組織は Photo. 1 の (a) (b) (c) (d) に示すように、600°C では粒界に Cr_{23}C_6 と思われる析出物が生じ、650°C では粒界のみならず粒内にも多くの析出物が均一に分布して析出している。700°C では粒内全体の析出物が非常に多くなり、粒界の析出物は凝集し始めている。あるいはこれは σ 相とも考えられる。750°C の時効温度では以上の析出物はすべて粒界に凝集してしまっている。この組織の試料の電解残渣の X 線回折線を Fig. 3 (b) に示した。それによると Cr_{23}C_6 , M_6C はほかの時効温度およびほかの試料の時効組織にもみとめられる析出物であるが、この場合はその上に Fe_2Mo , σ 相の線が出ておりこれらの相の存在が確認された。オーステナイト系不銹鋼の長時間加熱によりこのような相が生ずることについての報告は割合多いようである^{4,5,6}。このような相が存在すれば当然硬さが増すことが考えられる。(Fig. 1)しかし試料 M1 が各時効温度で硬化しなかつたのはその量が非常に少ないためと思われる。

試料 M4 はフェライト相が存在することが M1 と異なる。短時間の時効後でもフェライト相の部分の腐食液に対する作用が異なることから、溶体化処理のままのフェライト相が短時間の時効処理後ほかの相に変ることが想像される。すなわち電解残渣の X 線回折によりフェライト相の存在する場合 σ 相が生じやすいことがあきらかにされた。

高 C のグループでも析出過程は試料 M1 について述べた傾向とまったく同様であり、ただ析出物の量が比較的多いことのみが異なる。また σ 相も低 C の場合より生じ難い。M8 の 500 時間時効後の組織の一部を Photo. 1 (g) (h) に示した。

W 添加の場合も Mo とほとんど同様の傾向を示す。ただその変化が Mo の場合より幾分遅いよう

である。すなわち低 C の試料 W3 の 100 時間後の組織は 600°C, 650°C, 700°C と大差はなく、結晶粒界に微細な析出物がみとめられる程度であるが、750°C では結晶粒界の析出物量は非常に多くなり、また粒内とくに粒界周辺部に多い。500 時間の時効では 600°C では 100 時間と変りはないが、650°C では粒内に均一に分布した析出物がみられる。これは後述の X 線回折から推測できるように M_6C および Cr_{23}C_6 と思われる。750°C では析出物はさらに多くなり、粒界では一部凝集しているのがみとめられる。Fig. 1, Fig. 3 からこれは σ 相が生じたものと考えられる。

以上析出の過程を考えると、まず粒界に析出し、ついで粒内にも生じ、それらが粒界に凝集してくるものと思われる。析出物は M_6C および Cr_{23}C_6 であり、長時間になると σ 相, Fe_2Mo あるいは Fe_2W を生ずる。その所要時間の長短は時効温度の高低にいちじるしく影響される。

以上の組織、析出物の確認のため、試料を電解分離してその残渣を Geiger flex を用いて X 線回折した。その回折線の一部を Fig. 4 に一部示した。電解分離は前報^{7,8}と同様に 10% HCl エチルアルコール溶液中で 48 時間行なつた。ただし W の場合のみ白濁の水酸化物と思われるものが生ずるので、10% HCl のみとした。

試料 M4 ではフェライト相の線のみしかみとめられない。650°C で 100 時間、500 時間時効しても X 線回折線はまったく同様で、 FeCrMo なる σ 相と Cr_{23}C_6 の線のみみられる。すなわち σ 相はフェライト相より生じやすいことはあきらかである。試料 M8 では溶体化処理のままでは M_6C のみであり、時効により Cr_{23}C_6 が相対的に増している。

W の場合試料 W3 について Fig. 4 に示したが、溶体化処理のままではほとんど M_6C で、 Cr_{23}C_6 はわずしかみとめられない。100 時間時効後もほとんど変りな

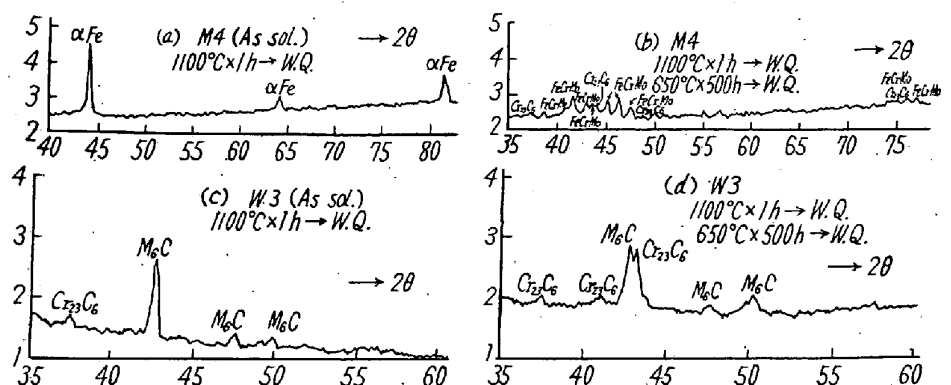


Fig. 4. X-ray diffraction lines of specimens.

く、わずかに M_6C , $Cr_{23}C_6$ の線が強くなるようである。500 時間時効後では $Cr_{23}C_6$ の線が M_6C の線に比し強くなり、このことから $Cr_{23}C_6$ の量が相対的に増したと考えられる。時効温度が $750^\circ C$ の場合は Fig. 3 に示したとおりである。高 C の試料 W6 では逆の傾向を示し、溶体化処理のままでは M_6C の線は $Cr_{23}C_6$ の線より比較的弱い。すなわち $Cr_{23}C_6$ は相対的に多いようである。しかし 500 時間時効後は M_6C の量が増す。以上のことから高 C グループの方が硬化がいちじるしく、また後述するようにクリープ・ラプチャー強さなどが高いものこの M_6C の析出効果によることは確実である。

(c) 耐酸化性

Mo および W 含有量の耐酸化抵抗におよぼす影響を知るため、熱天秤を用いて $1100^\circ C$ 、大気中における酸化増量を測定した。Mo、W 量と酸化増量の関係を Fig. 5 に示したがほぼ直線的に増加する。また $1100^\circ C$ で 48 時間保持した試料の酸化皮膜を X 線回折した結果、両試料とも Cr_2O_3 , Fe_3O_4 , $FeO \cdot Cr_2O_3$ をみとめ、そのほかに W 含有の試料では WO_3 をみとめた。Mo 含有の試料では予期し得る MoO_3 は昇華温度が低い ($973^\circ C$) 存在し得ないものと思われる。また Fig. 5 で Mo 含有の試料の酸化増量が見掛け上少ないものこのためと考えられる。

(d) 常温および高温引張り強さ

引張り試験は常温、 $500^\circ C$ 、 $600^\circ C$ 、 $700^\circ C$ および $800^\circ C$ の各温度でおこなった。その結果の一部を Fig. 6 Fig. 7 に示した。

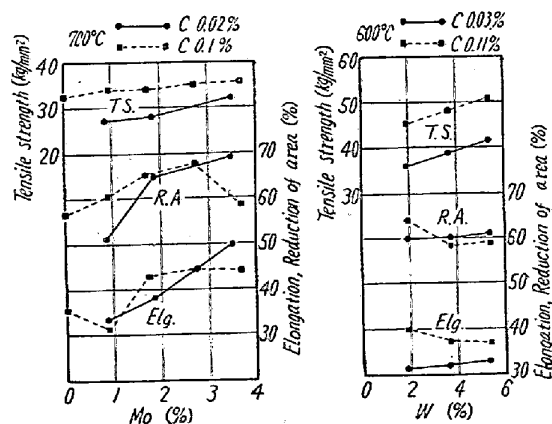


Fig. 6. Effect of the Mo and the W contents on tensile strength, elongation and reduction of area.

各試験温度において引張り強さは Mo、W 量とともに増加し、その増加の割合は温度、C 量により余り変らない。Mo 1 % 当り約 1 kg/mm^2 ; W 1 % 当り約 $1.5 \sim 2.0 \text{ kg/mm}^2$ の増加率を示す。高 C グループは常に高い値を示すが、温度が高くなるとともに C 量による差は少なくなる。

伸び、絞りも低温では Mo、W 量による変化は少ない。高温になるとともにその値は増し、とくに Mo の場合その傾向がいちじるしいようである。

Fig. 5 に一部示すように試験温度と伸びの関係をみると各試料とも $600^\circ C$ 近辺で最小値を示している。その傾向は低 C グループほどいちじるしく、18-8 および含 Ti、Nb 18-8 不銹鋼に共通な現象である。

(e) クリープ・ラプチャー強さ

クリープ・ラプチャー試験は最大荷重 1.5 t 、楕円比 $1:10$ の試験機を用い、 $700^\circ C$ 、 $650^\circ C$ 、 $600^\circ C$ の温度で行なつた。各温度ともそれぞれ 2 種の応力を加え、比較的短時間と長時間のラプチャー時間を求めた。試験片は直径 6 mm ϕ 、平行部長さ 30 mm のものを使用し、熱処理は $1100^\circ C$ で 1 時間の溶体化処理を施したままである。しかしクリープラプチャー試験を行なうさい、試験温度に達してから約 20 時間その温度に保持し、温度が安定してから荷重を掛けるので、試験片は応力が加わるまでにその試験温度で約 20 時間の時効処理を受けているものと考えらるべきである。

結果の一部を Fig. 8, Fig. 9 に示した。図中の数字はその点におけるラプチャー伸びを示す。

低 C グループにおいては各試験温度、各応力の場合ともラプチャー時間すなわちラプチャー強さは Mo、W 量とほとんど直線的な関係で増加している。これは低 C グループは時効により M_6C の析出は少ないため、ラプチャー強さはオーステナイト中に固溶されている Mo、W 量のみに影響されたためと考えられる。また Mo が 3.48 % の試料 M4 はフェライト相および σ 相が存在しているわけであるが、これらの相の存在はラプチャー強さにあまり影響がないようである。

含 Mo の高 C のグループでは同様にラプチャー強さ

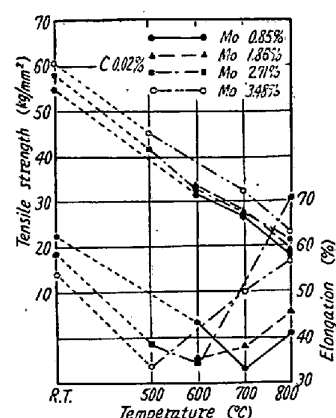


Fig. 7. Relation between temperature, tensile strength and elongation.

は Mo 量とともに増大するが、その傾向は 700°C, 650°C, 600°C のうち高温ほどいじりやすい。また Fig. 6 にみるように高 Mo ほどラプチャー時間の増加率はいじりやすい。これは 700°C, 17 kg/mm² の場合も同様である。しかし 650°C, 600°C と温度が低下するにつれこの 3.7% Mo に当る試料 M8 のラプチャー時間は 2.7% Mo の試料 M7 と同程度、さらに逆に短くなる。これはラプチャー強さに有効な M₆C が高 Mo では 600°C では析出するのに長時間を要し、その作用を受けないためとも考えられる。

含 W の高 C グループでは Fig. 7 にみるように 700°C, 650°C においてはラプチャー時間は W 約 4% まではゆるやかに上昇しそれ以上の W では急激に上昇する。600°C ではその傾向がさらにいじりやすい。

各温度において同じ Mo, W 量でも高 C グループは低 C グループのラプチャー時間の数倍以上に達し、また Mo, W 量とともにラプチャー時間が増すこと、およびこの試験温度では M₆C が相当析出することから、ラプチャー強さの増大はこの M₆C の析出効果によるものであることはあきらかである。すなわち Mo, W は地を強くすると同時に、

その炭化物の析出により材料を強くするものと考えられる。また Mo と W の 18 Cr-12Ni 系不銹鋼のラプチャー強さにおよぼす効果を量的に比較すると、W の影響は

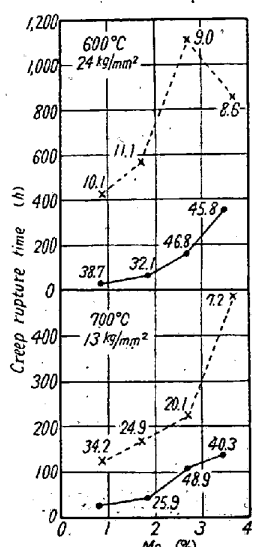


Fig. 8. Relation between creep-rupture time and the Mo content under stress of 13 kg/mm² at 700°C, or 24 kg/mm² at 600°C.

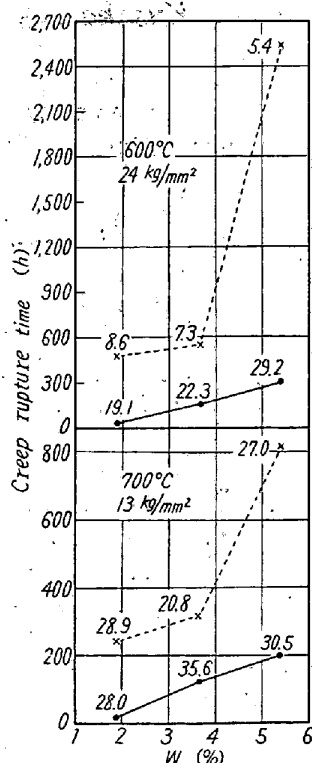


Fig. 9. Relation between creep-rupture time and the W content under stress of 13 kg/mm² at 700°C, or 24 kg/mm² at 600°C.

Mo の影響の約 1/2 程度と考えられる。BULLENS は炭素鋼で同じような結果を報告している⁹⁾。

図示しなかつたが Mo を 1.72~1.97% とほぼ一定量を含む試料についてラプチャー時間におよぼす C 量の影響を求めた。C 0.28% までは C は Mo と逆に温度が低いほどラプチャー時間の増大がいじりやすい。また長時間ラプチャー試験ほどその効果が顕著である。

IV. 結 言

18 Cr-12 Ni 不銹鋼の時効硬さ、組織、析出物、耐酸化性、常温および高温引張り強さ、クリープ・ラプチャー強さにおよぼす Mo, W 添加量の影響を調べ、つぎのごとき結果を得た。

- 1) 時効硬化は M₆C の析出による。一般に低温ほど、達する最高硬さが高く、その山も長時間側に移る。
- 2) そのほか析出物として Cr₂₃C₆, Fe₂Mo, Fe₂W, σ相を確認した。これらはまず粒界、ついで粒内にも生じ、最後に粒界に凝集する。Fe₂Mo, Fe₂W, σ相は時効温度の高いほど、C 量の少ないほど、Mo, W 量の多いほど析出しやすい。
- 3) 1100°C, 大気中の酸化抵抗は Mo, W 量ともにいじりやすく低下する。
- 4) 引張り強さは各温度において Mo, W 量とともに直線的に増し、その増加率は Mo, W 1% 当りそれぞれ約 1 kg/mm² および 1.5~2.0 kg/mm² である。
- 5) クリープ・ラプチャー強さは低 C, 高 C とも Mo, W 量とともに増し、とくに高 C ではいじりやすい。これはおもに M₆C の析出による。また W の影響は Mo の影響に比し、添加量からみて約 1/2 である。

(昭和 35 年 8 月寄稿)

文 献

- 1) C. R. AUSTIN, et al: Creep, Properties of Some Binary Solid Solution of Ferrite. Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 162(1945), p. 84~105
- 2) R. F. MILLER, W. G. BENZ and W. E. UNVERZAGT: The Creep Strength of 17 Low-Alloy Steels at 1000°F. Proc. Amer. Soc. Test. Mat., 40 (1940), 771~787
- 3) W. G. HILDORF, C. L. CLARK and A. E. WHITE: Characteristics of 5.0 and 7.0% Cr Steels with Varying Mo and V contents. Trans. Amer. Soc. Metals, 27 (1939), 1090~1117
- 4) F. B. FOLEY: The Sigma Phase, Alloy Casting Bull. 5, Alloy Casting Inst., New York, July, (1945)

- 5) W. KOCH, A. SCHRADER, A. KRISH and H. ROHDE: Stahl u. Eisen, 78 (1958), s. 1251~1262
- 6) K. BUNGARDT, G. LENARTZ und K. WETZLER; Arch. Eisenhüttenw., 30 (1959), 7s. 429~
- 7) 中川, 乙黒, 土屋: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 1276
- 8) 中川, 乙黒: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 377
- 9) D. K. BULLENS: Steel and its Heat Treatment, 4th ed., Vol. I, p. 336~395, (1939)

19-9 DL 耐熱鋼の性質におよぼす P 添加の影響について(その 2)*

(耐熱鋼の性質におよぼす P の影響に関する研究—II)

山中 直道**・日下 邦男***・外岡 耀***

Effect of P on Properties of 19-9DL Type Heat-Resisting Steel. (Part 2)

(Study on the effect of P on properties of heat-resisting steel—II)

Naomichi Yamanaka, Kunio Kusaka and Akira Tonooka.

Synopsis:

The effect of phosphorus on properties of 19-9DL type heat-resisting steels with or without addition of boron and rare earth elements was studied. The results obtained were as follows:

(1) The phosphorus increased the maximum hardness obtained by aging after water-quenching from 1150°C, and the addition of phosphorus more than 0.2% accelerated overaging at temperatures higher than 750°C.

(2) The phosphorus greatly improved the rupture strength at 650°C and 700°C, but the rupture elongation and impact value was decreased with increasing phosphorus content.

Small addition of rare earth elements improved the ductility of the 19-9DL type heat-resisting steel containing 0.15% P, and the stress-rupture values at 650°C or 700°C were equivalent to hot-cold-worked 19-9DL heat-resisting steel.

(3) Small addition of boron improved the rupture life and ductility of the 19-9DL type heat-resisting steel containing 0.15% P with or without addition of rare earth elements.

The new type heat-resisting steel invented by the authors contained 0.3% C, 19% Cr, 9% Ni, 1.5% W, 1.5% Mo, 0.5% Cb, 0.2% Ti, 0.15% P, 0.1% B and 0.3% rare earth elements, and the stress-rupture values at 700°C were higher than those of the LCN-155 Alloy.

I. 結 言

著者らは中級耐熱鋼の性能向上を目標として、耐熱鋼におよぼす P 添加の影響について実験を開始し、第 1 報(その 1)においては 18 Cr-12 Ni-2.5 Mo 系, 18 Cr-12 Ni-2 Mo-0.8 Cb 系, 18 Cr-12 Ni-2 Mo-0.8 Cb-0.7 V-0.2 N₂ 系などについて P 添加の影響について報告した。今回はこれに引きつづいて、中級耐熱鋼としてもつとも広く用いられている 19-9DL 耐熱鋼成分のものにおよぼす P 単独添加, および P, B 複合添加の影響について実験した結果を報告する。

周知のように 19-9DL 耐熱鋼は C 0.3%, Cr 19%, Ni 9%, W 1.3%, Mo 1.2%, Cb 0.4%, Ti 0.3% の標準成分のもので、650°C ~ 700°C にて 20% 内外の hot-cold-work を行なうと 650°C における 100h 破断強度が 35 kg/mm² に達するので、もつばら hot-cold work 状態で使用されるのであるが、大型鍛造品に均一な加工度を与えるには作業上 非常な困難が伴うので、われわれは溶体化処理後焼戻時効のみによつて hot-

* 昭和 34 年 4 月本会講演大会にて発表

** 特殊製鋼株式会社, 工博

*** 同 研究所