

- 3) R. M. FISHER: Amer. Soc. Test. Mat., Spe. Tech. Pub., No.155 (1953), p. 336
- 4) R. D. HEIDENREICH: L. STURKEY and H. L. WOODS, J. Appl. Phys., 17 (1946), p. 127
- 5) A. L. TSOU, J. NUTTING and J. W. MENTER: J. Iron and Steel Inst, (U.K.). 172 (1951), p. 163
- 6) 徳光 直: 理研彙報, 21 (1942), p. 89
- 7) J. R. RAIT and H. W. PINDER: J. Iron and Steel Inst.(U.K.), 154 (1946), p. 371
- 8) W. A. HARE and G. SOLER: Trans. Amer. Soc. Metals, 26 (1938), p. 903
- 9) 成田貴一, 森 憲二, 鈴木正美: 未発表
- 10) 成田貴一, 高田 寿: 神戸製鋼, 8 (1958) p.123
- 11) Subcommittee on Nonmetallic Inclusions in Steel, "Metals Handbook", (1948) p. 449, Am. Soc. Metals.
- 12) P. EHERLICH: Z. Anorg. Chem., 259 (1949), p. 11, 28
- 13) P. EHERLICH: Z. Anorg. Chem., 259 (1949), p. 1
- 14) 沢村 宏, 盛 利貞: 鉄と鋼, 43 (1957) p. 31

Mo-V 低合金耐熱鋼の系統的研究*

出 口 喜勇爾**・中 島 治 男**

Systematic Study on the Mo-V Low Alloy Heat-Resisting Steel.

Kiyoji Deguchi, and Haruo Nakajima

Synopsis:

The effects of adding Cr, Ni, Mo, V, Si and Mn on the low-alloy heat-resisting Mo-V steel of the base component 0.15% C, 0.8% Mo and 0.3% V were systematically studied.

The results obtained are as follows.

(1) S-curve is affected by Mo more remarkably than by V. When Mo and V are added together, then the noses of A_3 and A_1 transformation curves appear at about 770 and 700°C respectively and the bainite transformation at below about 575°C. By increasing Si, Cr and Mn, the beginning of A_3 transformation is retarded down to below about 700°C, and also that of bainite transformation down to below about 500°C, according to the decrease of temperature.

(2) By the X-ray analysis of the precipitated carbides extracted electrolytically from the isothermal transformed steels, $M_{23}C_6$, Fe_3C and VC are found in Mo-V steel, but only Fe_3C is found in plain Mo or V steel. No differences are found in the kinds of carbides of Mo-V steel even by changing Cr, Si, Mn etc.

(3) By adding Mo and V together, the hardness as quenched is far higher than by adding them independently of each other, and the hardness increases further by adding Cr, Mn, Si etc. respectively. These results are well understood according to the effects of the added elements on S-curves. The maximum Charpy impact value is obtained by tempering at temperatures between 730~750°C after quenching from 970°C.

(4) The tensile strengths of the Mo-V steels at room temperature are far higher than those of plain Mo or V steel and the ratios of the yield points to the tensile strengths are also high. As far as the variations of Cr, Si, Mn and Ni of the Mo-V steel are less than those described above, the required mechanical properties are obtainable by tempering at the adequate temperatures between 730~750°C.

(5) By the results of creep-rupture tests of Mo-V steels at 500°C, the followings are confirmed; the effect of Si between 0.08~0.42% is not distinct; by adding Cr up to about 0.93%, the strengths are apt to decrease after long time; by those containing about 0.45%Cr, the strengths are higher when Mn is lower; by those containing Cr and Ni up to the upper limit of specification the strengths are higher than those containing no Cr and no Ni.

I. 緒 言

最近 Supercharger の翼その他の用途に対し Mo-V

* 昭和34年11月本会講演大会にて発表

** 日本特殊鋼株式会社

低合金鋼が使用されだしているが、その基本成分は C 0.15, Mo 0.8, V 0.3% である。すなわち高温 creep rupture 強さを増すために Mo を 0.8%, また析出物としては最も成長しがたくしかも均一に分布したがって creep を起しがたくするといわれる V を 0.3% 添加されているに過ぎない。これの高温 creep-rupture 強さに関しては外国で多数報告^{1)~3)}されている。ところが本鋼種を受注する場合 C, Mo, V は上記のとおりであつても、その添加量が少ないため現場製品の製造にあたつてはほかの合金元素たとえば Si, Mn, Cr Ni 含有量の変化による機械的諸性質の変化などを検討する必要がある⁴⁾、S 曲線、焼入焼戻温度による硬度、衝撃値および引張強さならびに高温ラプチャー強さにおよぼすこれら添加元素の影響を系統的に研究した。

II. 試 料

供試材の化学成分および変態点を Table 1 に示す。No.1~4 によれば、変態点(加熱冷却ともに約4°C/mn)は単味のC鋼に Mo 0.76 および V 0.30% 添加することによつて高くなり、Mo, V 同時添加すればさらに高くなる傾向にある。

No.5 および6によれば Mo-V 鋼に Cr を 0.54 および 0.93% 添加することにより、加熱変態点は約 10 および 20°C 高くなるが、冷却変態点には差が認められない。

No.7~9 は Cr 約 0.45%, Ni 約 0.25% 添加した Mo-V 鋼につき Si を0.08~0.42%に変化したもので、加熱変態点は Si の増加によつてやや高くなる傾向にあ

Table 1. Chemical compositions and transformation points of test-samples.

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ac, °C	Ar, °C
C Steel												
1	0.16	0.32	0.31	0.022	0.022	0.04	0.05	Tr	0.08	0.17	729~872	672~821
Mo Steel												
2	0.16	0.29	0.31	0.022	0.030	0.04	0.06	0.76	0.08	0.17	734~888	679~837
V Steel												
3	0.16	0.30	0.31	0.021	0.031	0.04	0.06	Tr	0.30	0.17	739~893	685~840
Mo-V Steel												
4	0.19	0.33	0.57	0.019	0.011	0.14	0.08	0.84	0.29	0.21	744~883	673~811
Effect of Cr												
4	0.19	0.33	0.57	0.019	0.011	0.14	0.08	0.84	0.29	0.21	744~883	673~811
5	0.17	0.36	0.61	0.019	0.014	0.54	0.05	0.86	0.30	0.21	754~888	683~811
6	0.17	0.29	0.53	0.020	0.014	0.93	0.08	0.88	0.30	0.21	764~903	673~811
Effect of Si												
7	0.17	0.08	0.28	0.018	0.030	0.45	0.30	0.79	0.33	0.15	744~888	693~816
8	0.18	0.27	0.36	0.018	0.016	0.48	0.24	0.81	0.31	0.15	744~883	683~812
9	0.18	0.42	0.41	0.018	0.015	0.48	0.24	0.81	0.33	0.15	749~891	673~816
Effect of Mn												
5	0.17	0.36	0.61	0.019	0.014	0.54	0.05	0.86	0.30	0.21	754~888	683~811
10	0.17	0.28	0.31	0.019	0.014	0.54	0.07	0.86	0.30	0.20	758~888	718~836
Effect of Ni												
7	0.17	0.08	0.28	0.018	0.030	0.45	0.30	0.79	0.33	0.15	744~888	693~816
11	0.19	0.18	0.32	0.019	0.016	0.46	0.09	0.81	0.31	0.14	744~888	674~811
Effect of Cr-Ni												
7	0.17	0.08	0.28	0.018	0.030	0.45	0.30	0.79	0.33	0.15	744~888	693~816
12	0.17	0.17	0.35	0.014	0.018	0.09	0.13	0.72	0.25	0.15	739~888	677~827

るが、冷却変態では変態終了温度が低くなる。

No.5 と 10 は Mn を約 0.6 と 0.3% にして Mn の影響を、また No.7 には 0.3% の Ni (需用者の規格上限) を添加し、No.11 には特に Ni を添加しないで Ni の影響を、No.7 と 12 は Cr, Ni を規格の上限にしたものと、特別に添加しないもので、Ni と Cr の影響をしらべた。

III. Mo-V 鋼の S 曲線におよぼす 各種添加元素の影響

まず主要成分たる Mo, V のみならず Si, Cr, Mn などが本鋼種の組織成分におよぼす影響を本質的に究明するために Table 1 に示す全試料について、S 曲線を求めた。

試験方法は、 $\phi 10\text{mm}$ に鍛伸、約 700°C 炉冷、 5mm 角に切削した供試材を、 950°C に 10mn 保熱オーステナイト化後、 $500\sim 800^\circ\text{C}$ 間の所定温度の鉛浴中に焼入

れ、この温度に一定時間恒温変態処理後水冷した。恒温変態処理後の試料の組織成分の判定にはマイクロピッカース硬度を併用し、析出炭化物の種類は電解残渣の X 線分析によつた。

試料 No.1~4 の S 曲線を Fig. 1 に、Mo-V 鋼における Cr, Si, Mn および Cr と Ni の影響の比較を Fig. 2 に、また、恒温変態処理後の代表的顕微鏡組織を Photo. 1~2 に示す。

1) Fig. 1 によれば、C 鋼 (No.1) に V を 0.3% 添加 (No.3) しても S 曲線はほとんど変化しないが、Mo を約 0.8% 添加 (No.2) すると、変態の生起は遅れ、特に炭化物は 700°C に約 1 h 以上保持しなければ析出せず、 A_1 変態は 700°C 付近に鼻を生じることを示し、約 $550\sim 500^\circ\text{C}$ に 10 s 以上保持したものではパーナイト組織を示す。

Mo と V を同時に添加した Mo-V 鋼 (No.4) では Mo 鋼の S 曲線に比し、(i) 特に A_3 変態の生起は低温になる程遅くなり、約 770°C 付近 (約 20 s) に鼻があらわれ、(ii) A_1 変態は、約 700°C においては Mo 鋼のそれとほとんど変わらないが、 600°C においては 8 h 保持したものでもこの変態があらわれず、(iii) 500°C におけるパーナイト変態の開始はわずかにおくれている。

各種恒温変態処理後の硬度は、C 鋼に Mo を添加すると増加し、V のみ添加したものはこれよりもやや低いが、Mo と V を同時に添加した Mo-V 鋼ではいちじるしく硬度を増す。

以上の結果より見て、Mo-V 鋼の Mo は S 曲線における炭化物の析出を遅らせるとともにパーナイト変態を起す働きをなし (Photo. 1)、同時に硬度を高め、これにさらに V を 0.3% 程度加えるとフェライトの析出は遅れ、硬度はいちじるしく高くなることがわかる。

2) Mo-V 鋼に対する Cr の影響について (No.4~6) は Fig.2(a) に示すごとく、Cr を 0.54 および 0.93% に増加しても A_1 変態はほとんど変化せず、 500°C におけるパーナイト変態の開始がわずかに遅れる程度である。 A_3 変態の鼻は Cr を添加してもほとんど変わらず約 770°C で約 15 s 付近にあるが、低温になるにしたがつて

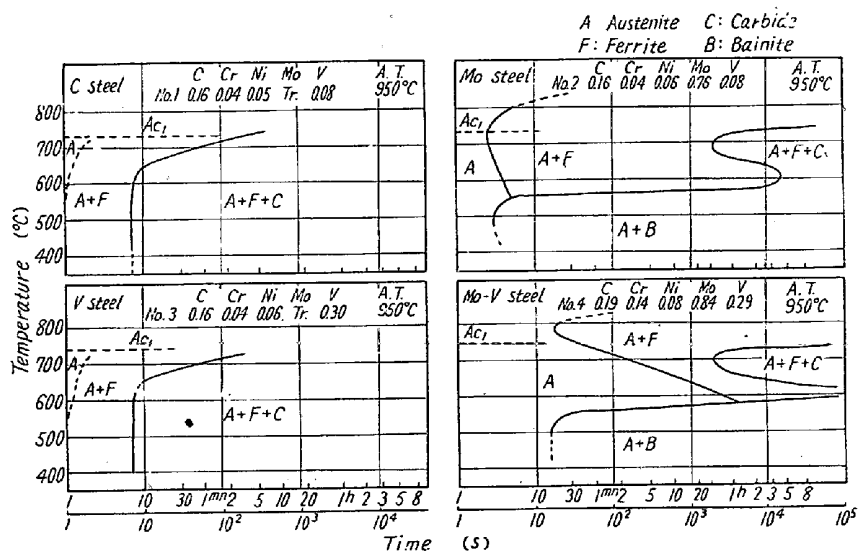


Fig. 1. S curve of C, V, Mo and Mo-V steel.

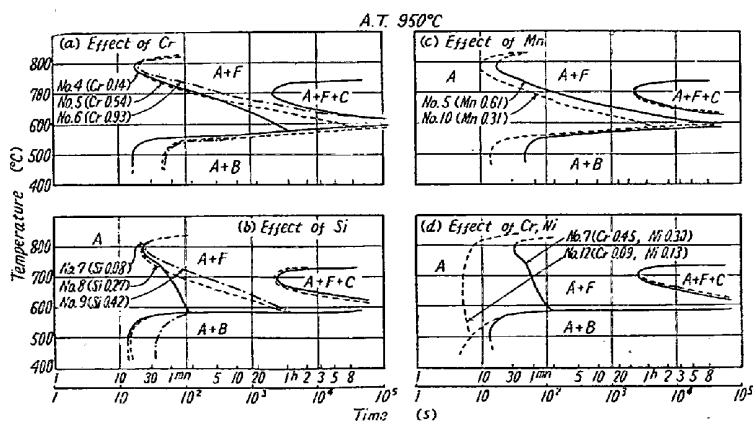
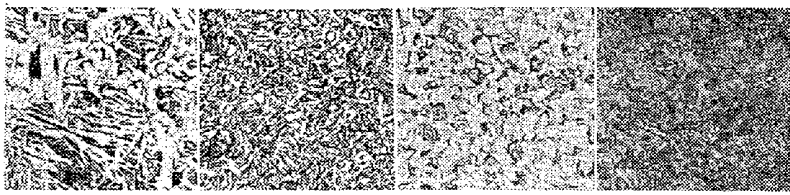
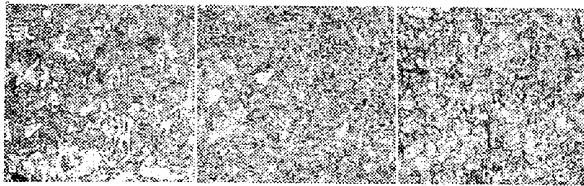


Fig. 2. Effect of Cr, Si, Mn and Cr-Ni on S curve of Mo-V steel.



No. 1 (C Steel) 10 S No. 2 (Mo Steel) 10 S No. 3 (V Steel) 10 S No. 4 (Mo-V Steel) 30 S
×500 (2/5)

Photo. 1 Microstructures of isothermally treated samples at 500°C.



No. 4 (Cr 0.14) 1h No. 5 (Cr 0.54) 8h No. 6 (Cr 0.93) 8h
×500 (2/5)

Photo. 2. Microstructures of isothermally treated samples at 600°C.

Cr の影響があらわれる, すなわち Cr が増すにつれて A_3 変態は遅れ (Photo. 2) 600°C における変態開始時間は Table 2 のとおりである.

Table 2. Beginning time of A_3 transformation at 600°C.

Sample	Cr%	Time
No. 4	0.14	About 40mn
No. 5	0.53	About 5 h
No. 6	0.93	Not begin even at 8h

各恒温変態処理後の硬度は, 600°C 以上の温度では Cr の影響は余り認められないが, 500°C で恒温処理したベーナイト組織は Cr が増すにしたがつて硬度が高い.

3) Si の影響は Fig.2(b) に示すごとく, Si 0.08~0.42% 程度の差によつては, A_1 変態および A_3 変態の鼻は余り変らないが, Si の特に低い No.7 (0.08%) では 600~650°C における A_3 変態の開始が早く約 2mn 以内におこることはほかの Si の多いものと異なるところである. 500°C で恒温変態処理してベーナイト組織の

認められたものについては, 同じ時間保熱した場合, Si の特に低い No.7 はほかに比し硬度が低い.

4) Mn の影響は Fig. 2(c) に示すごとく, Mn の低いものの方が A_3 変態およびベーナイト変態の開始が早くなるが A_1 変態はほとんど変らない.

5) Mo-V 鋼に Cr と Ni を規格の上限程度に加えたもの (No.7) と特別に加えないもの (No. 12) とを比較すると, A_1 変態とベーナイト変態の開始はあまり変らないが, Cr や Ni を含まない No.12 の A_3 変態開始は非常に早く, 550°C 以上の温度において 10s 以内に始まる. しかし No. 12 と No. 4 を比較すると両者ともに Cr, Ni を含まないものであるが, No. 12 の方が Si, Mn が低い以外に特に Mo が 0.12% ほど低くなつていたので, A_3 変態の開始が非常に早くなつて点より見て, Mo もこの程度の差によつて A_3 変態の開始を遅らせることが考えられる. Cr と Ni を含まないものは含んだものに比し, いずれの恒温変態処理を行なつた場合でも硬度が低い.

6) 恒温変態処理による析出炭化物の種類

700°C で恒温変態処理して炭化物の認められた試料につき, つぎの条件で電解して炭化物を抽出し, この X 線分析を行なつて炭化物の種類を決定した. 代表的試につきその結果を Table 3 に示す.

電解液: 0.2N 塩酸+5% クエン酸
電流密度: 10mA/cm²
電解時間: 約 50 h

これによれば, C 鋼および V 鋼の析出炭化物は Fe_3C のみであるが, Mo 鋼では $M_{23}C_6$ および Mo_2C , Mo-V 鋼では $M_{23}C_6$ と M_6C のほかに VC が認められる. この VC は V 鋼には認められなかつたので, Mo と V を同時添加すると, あたかも水溶液における common ion の影響のごときによつて, 生成するものと考えられる. Mo-V 鋼に Cr を 0.93% 加えても, また Si, Mn など前記程度変化しても析出炭化物の種類は変らない.

Table 3. Carbides of isothermal transformed samples at 700°C×5h.

Sample No.		Carbide
1	C Steel	Fe_3C (Rhombic)
2	Mo Steel	$M_{23}C_6$ (Cubic), Mo_2C (Hexagonal)
3	V Steel	Fe_3C (Rhombic)
4	Mo-V Steel (Cr 0.14)	Fe_3C (Rhombic), $M_{23}C_6$ (Cubic), VC (Cubic)
5	" (Cr 0.54)	Fe_3C (Rhombic), $M_{23}C_6$ (Cubic), VC (Cubic)
6	" (Cr 0.93)	Fe_3C (Rhombic), $M_{23}C_6$ (Cubic), VC (Cubic)

IV. 熱処理による機械的性質の変化

1) 焼入温度による硬度の変化

本 Mo-V 鋼の焼入温度は 950~980°C とされているが、Table 1 の試料を ϕ 15mm に鍛伸した供試材につき、900~1000°C の各温度に 30mn 保熱後油焼入 (C 鋼のみ水焼入) して、焼入温度と硬度との関係を再検討した。その結果を Fig. 3 に示す。

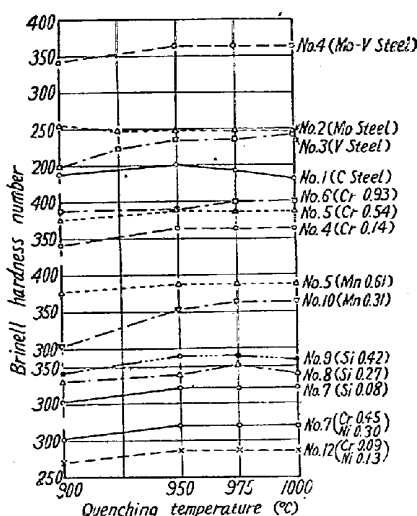


Fig. 3. Relation between quenching temperature and hardness.

これによれば、C 鋼に V および

Mo を単独に添加すれば、硬度はそれぞれやや増加するが、Mo と V を同時に添加すればいずれの温度より焼入れた場合でも硬度はいちじるしく (H.B. 約 100 以上) 増加する。これは前掲 S 曲線において、Mo-V 鋼のペーナイト変態が Mo 鋼あるいは V 鋼のそれよりも遅れ、しかも Ms 点が約 450°C 付近にあることなどにより首肯される。

Mo-V 鋼に Cr, Mn, Si および Cr と Ni を添加するといずれも硬度が増すが、これは上記元素が Ms 点を変化させ、ペーナイト変態を遅らせるためであろう。

以上のごとく Mo-V 鋼に対する添加元素の量によつて、焼入硬度に差はあるが、焼入温度が 950°C になれば十分に硬化し、それ以上温度を上げて硬度は余り変化せず、1000°C になるとかえつて残留オーステナイト生成のため硬度の低下するものが認められるので、上記程度に添加元素量に変化しても焼入温度は 950~980°C 程度が適当であることを再確認した。

2) 焼戻温度による硬度の変化

この Mo-V 系鋼においてはシャルピー衝撃値が熱処理温度によつていちじるしく変り、製造上問題になることがあるので、まず特に焼戻温度による硬度および衝撃値の変化を調べた。

各試料を ϕ 15mm に鍛伸、約 700°C で炉冷後、衝撃試験片用所定長さに切断し、970°C $\times$ 1/2 h 油焼入 (No. 1 の C 鋼のみは 920°C $\times$ 1/2 h 水冷) してから 600~775

°C の各温度に 2 h 保熱焼戻した。焼戻脆性を検討するために冷却は空冷と油冷の 2 通りとした。

まず硬度について見ると、No. 1 を除いては、各試料ともに概していずれの焼戻温度においても、空冷と油冷とで大差がないので、空冷の場合の添加元素の影響のみを Fig. 4 に示す。

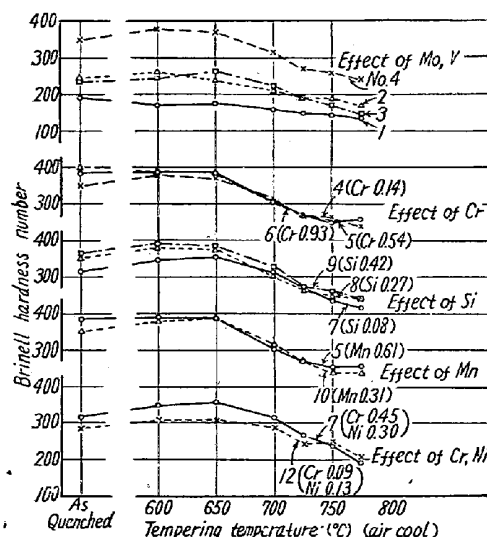


Fig. 4. Relation between tempering temperature and hardness.

これによつて見れば C 鋼に Mo, V をそれぞれ単独添加および同時添加の場合、前項焼入温度について述べたと同様なことがいえるが、ただ焼戻温度が上昇するほどこれら各試料間の硬度数の差は少なくなっている。Cr の影響はいずれの焼戻温度においてもあまりなく、Si および Mn は焼戻温度の低い場合に限つて添加量が増すと硬度が増加しており、Cr と Ni を同時添加した場合にも概略 730°C 以下の焼戻においては硬度が高くなっている。

3) 焼戻温度による衝撃値の変化

全試料ともに焼戻温度 730°C 以下では焼戻後の油冷、空冷の差異により衝撃値はあまり相異せず焼戻脆性はほとんど認められない。焼戻温度が 750°C 以上になると、温度および冷却方法による衝撃値の差異がいちじるしくなるが、これは Table 1 に示す加熱変態範囲に入り一部焼入硬化するためと考えられる。

焼戻温度による衝撃値の変化におよぼす添加元素の影響を Fig. 5 に示す。これについて見ると、

i) Fig. 5-a に示すごとく、C 鋼に Mo, V を合金することによつて、730°C 以下の焼戻では衝撃値は低下しその程度は Mo の単独添加、V の単独添加および Mo, V の同時添加の順となり、焼戻温度が高くなるにつれてこの差は少なくなる。硬度においては Mo および V の

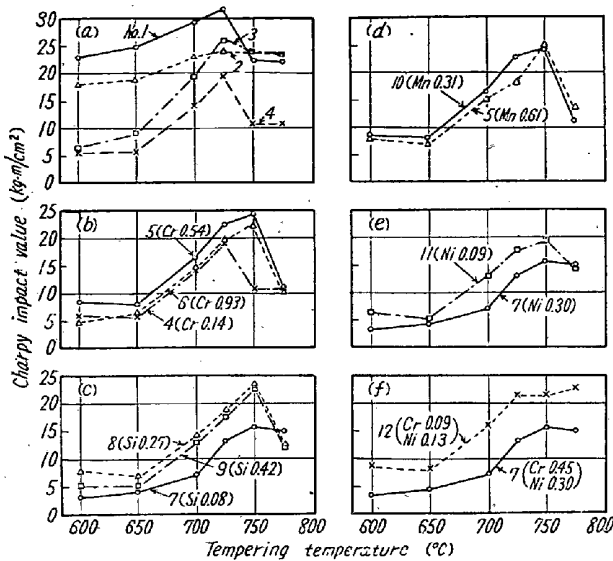


Fig. 5. Effect of added elements in Mo-V steel on impact value by tempering temperature.

単独添加では両者ほとんど差異がなかったのであるが、衝撃値ではこの点が異なる。750°C以上の焼戻では衝撃値はかえつて低下し、C鋼およびMo-V鋼ではこの低下する程度が大きい。

ii) Crについて見ると (Fig.5-b), Crを添加しないものよりも0.54%添加したものの方が衝撃値が高く、さらにCrを増して0.93%になるとほぼほとんど変化しないかあるいはわずかに減少する。Cr添加の2試料では最高衝撃値を示す温度が約25°C高温側にずれているのはTable 1に示す Ac_1 の差異のためであろう。

iii) Siが0.27と0.42%では (Fig.5-c) いずれの焼戻温度においても衝撃値に大差はないが、0.08%ではこれよりも低くなっているのは、S曲線より見てフェライト生成のためであろう。

iv) Mnについて見ると (Fig.5-d) この程度のMn量の差異によつては衝撃値の一元的変化傾向があまり判然としない。

v) Niは (Fig.5-e) 0.3%でも添加されると、750°C以下の焼戻では衝撃値は低下するが、それ以上の温度では差異のないのは、 $Ac_1 \sim Ac_3$ が同じであるためと考えられる。CrとNiが同時に添加されると Fig.5-f に示すごとく、添加されないものに比し、衝撃値はかなり低下する。

Table. 4 Standard specification of mechanical properties of Mo-V steel at room temperature.

Yield point kg/mm ²	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %	Reduction of area %	Charpy impact value kg-m/cm ²	Brinell hardness
>60	70~90	>14	>40	>8	215~280

4) 引張強度

各試料をいずれもφ16mmに鍛伸、約700°C炉冷焼鈍後引張試験に供した。前項によればMo-V鋼に要求されるシャルピー衝撃値の規格8.0kg-m/cm²以上は、いずれの試料も700~750°Cの焼戻によつて得られたので、引張試験は970°C焼入後 (No.1のC鋼は920°C水冷) 700~750°Cに2h保熱空冷した試料についての結果のみを述べることにする。これらの結果を同一熱処理を行なった場合の衝撃値をもあわせて Fig. 6 に示す。これによればいずれの試料でも700°C焼戻したも

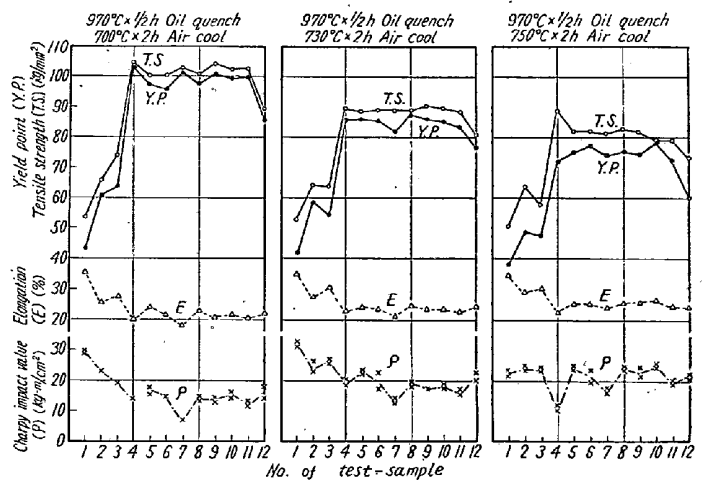


Fig. 6. Relation between test-samples and mechanical properties by heat treatments.

のは引張強さに対する降伏点の割合が高く、焼戻温度が高くなるにしたがつてこの割合はしだいに低下し、伸びとシャルピー衝撃値はいずれの焼戻温度の場合でも試料によつてほぼ併行して変化している。

試料別に見ると、No.2および3のMoおよびV鋼はC鋼よりわずかに強い程度であるが、これらを同時に添加したMo-V鋼ではいちじるしく強さが増し、焼戻温度の低い場合ほどこの増加程度は大きい。Mo-V鋼のCr, Si, Mn, Niなどの成分変動が前記程度の範囲内ならば700~750°C間の適当な焼戻温度を選ぶことによって、Table 4のごとき規格の諸性質は得られることが知られる。

V. 高温ラプチャー試験

Mo-V鋼の代表的試料について、970°C×1/2h油冷、

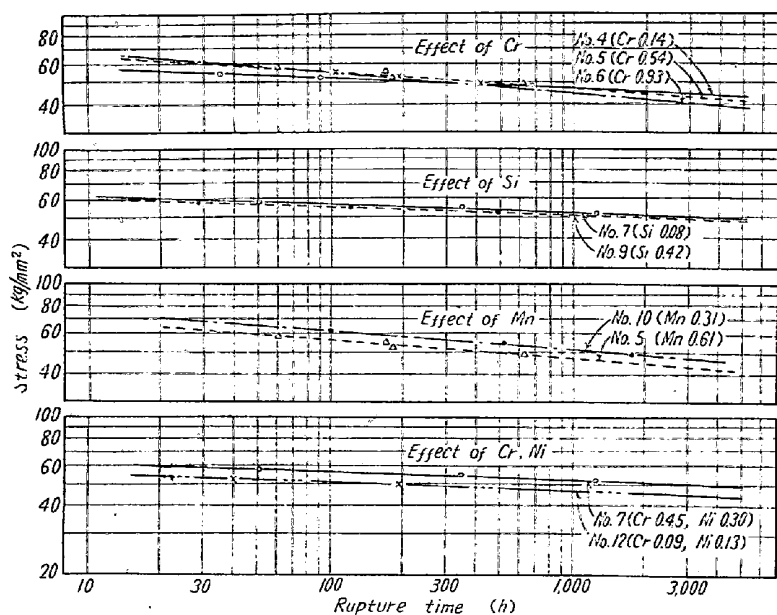


Fig. 7. Creep rupture strength at 500°C of Mo-V steel.

730°C 空冷の熱処理後 500°C におけるクリープラプチャー試験を行なった。これらの結果を Fig. 7 に示す。

これによれば、Mo-V 鋼に Cr が添加されると、短時間側では強いが長時間側ではかえって弱くなる傾向を示し、Si は 0.08~0.42% の範囲ではほとんど差がないといえよう。Cr を約 0.5% 含んだ Mo-V 鋼では Mn の低い方がラプチャー強さは高い。No. 12 の Cr, Ni を含まないものに比し、No. 7 の Cr 0.45, Ni 0.3% 含んだものは約 4 kg/mm² ラプチャー強さが高いがこれは V などがやや異なり Fig. 6 に示すごとく常温強さにも差異の認められるものである。

VI. 総 括

以上述べたところを総括すればつぎのとおりである。

1) 基本成分が C 0.15, Mo 0.8, V 0.3% の Mo-V 低合金耐熱鋼について、Mo, V およびほかの添加元素 Si, Cr, Mn, Ni などの影響 (Cr 0.93, Si 0.42, Mn 0.61, Ni 0.30% まで) を系統的に研究した。

2) 本鋼種の組織成分におよぼす添加元素の影響を S 曲線を求めて本質的に究明した。その結果 Mo-V 鋼の S 曲線におよぼす基本成分の影響は Mo がいちじるしく、Mo, V の同時添加によつて約 770°C に A₃ の、約 700°C に A₁ の鼻があらわれ、約 575°C 以下にはベーナイト変態があらわれる。しかして一般に Si, Cr, Mn が多くなるほど、A₃ 変態は約 700°C 以下において、ベーナイト変態は約 500°C 以下において、温度が低下するほど変態の生起がおくれる。

3) 恒温変態処理による析出炭化物を電解分離して X

線分析を行なった結果では、Mo 鋼および V 鋼に比し、Mo-V 鋼では炭化物もいちじるしく変つて、Fe₃C, M₂₃C₆ および VC が存在することが明らかになった。Mo-V 鋼の Cr, Si, Mn などを変化しても炭化物はほとんど変らない。

4) 焼入硬度は、Mo および V の単独添加よりも、これらを同時添加した Mo-V 鋼の方がはるかに高くなり、さらに Cr, Mn, Si などの添加によりそれぞれ硬度が増加するが、これは S 曲線におよぼすそれら添加元素の影響などによつて説明されるところである。

5) 焼戻温度が 700°C 以上になると、各添加元素量の差による硬度の差は少なくなる。焼戻脆性は認められず、各試料とも焼戻温度上昇

により衝撃値が増加し、おおむね約 730~755°C (各試料の A_{c1} により異なる) において衝撃値の山を作る。添加元素の影響としては C 鋼に対する Mo, V のそれぞれ単独およびこれらの同時添加により、また Mo-V 鋼に Ni および Ni と Cr の同時添加により衝撃値は低下し、Cr, Si によつては一般に増加し、Mn によつてあまり差異をきたさない。

6) 常温の引張試験結果によれば、C 鋼に対し Mo および V をそれぞれ単独添加する場合に比し、同時添加することにより、いちじるしく強さを増し、また引張強さに対する降伏点の割合も高い。Mo-V 鋼の Cr, Si, Mn, Ni などの成分変動が前記程度ならば、規格として要求される機械的性質は 700~750°C 内の適当な焼戻温度を選ぶことにより得られる。

7) 500°C におけるクリープラプチャー試験の結果では、Mo-V 鋼に Cr を添加 (約 1% まで) すると長時間側では強さは減ずる傾向を示し、Si の 0.08~0.42% 程度の差は余り影響がなく、Cr を約 0.5% 含んだものでは Mn の低い方が、Cr, Ni を規格の上限まで添加したものは添加しないものに比し、ラプチャー強さの高いことが認められる。

終りに臨み本研究の発表を許可されたる大河原社長、御指導を賜つた村上先生に御礼申し上げます。また S 曲線の作製に大いに努力した西村君、試料の作製に協力した倉林君そのほか関係諸氏に深甚の謝意を表す。

(昭和 35 年 4 月寄稿)

文 献

- 1) J. GLEN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 158 (1948), 37

- 2) J. GLEN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 179 (1955), 320
 3) H. W. KIRBY, C. SYKES: A Symposium on High-Temperature Steels and Alloys for

- Gas Turbines, Spec. Rep., No.43 (1952), 81
 4) H. H. BURTON, T. F. RUSSELL, J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 138 (1938), 57

塩基性鋼滓中のフッ素の定量*

(塩基性鋼滓の化学分析法の研究—V)

若 松 茂 雄**

Determination of Fluorine in Basic Slag.

(Study on the chemical analysis of basic slag—V)

Shigeo Wakamatsu

Synopsis:

This investigation was undertaken to find rapid and accurate chemical methods for the analysis of basic slag. In the report (V), a simple combustion procedure and an indirect volumetric method were described for the determination of fluorine in basic slag.

Combustion procedure:

0.05 to 0.2g of sample mixed with 0.5g of SiO_2 and 0.5g of V_2O_5 is burned at 1300 to 1400°C with moist oxygen in a combustion tube. (Silver gauze rolls are placed at the exit of this tube). The moist oxygen flow rate is adjusted to approximately 200ml per minute.

After about 60mn., the contents of the absorbers (filled with water) are transferred to a 500ml Erlenmeyer flask, and titrated immediately to a phenolphthalein end-point with 0.01 N NaOH. Approximately 0.5g of mannitol is added and the titration is again carried out to the same end point.

In direct volumetric method:

Sample of 0.3g are weighed in a beaker. Add 30ml of 1 to 3 acetic acid, and heat it for 1~2mn at about 350°C (CaO is decomposed).

The solution is filtered, and washed with hot water. The residue is dissolved in 10ml of hot 1 to 1 HCl. Dilute to 150ml with water. Heat to boiling and add 30ml of saturated solution of ammonium oxalate. Boil for 3mn. and then determine Ca by conventional volumetric KMnO_4 methods.

I. 結 言

塩基性電気炉ではもちろん、平炉でも操業のさい flux として螢石を使用するので、塩基性鋼滓中には多少にかかわらずフッ化物を含有しているのが普通である。けれどもフッ化物は溶鋼と鋼滓との反応において直接的にはあまり関係がないから、鋼滓の成分として重要視されておらず、これの分析に関しても迅速性あるいは精度などあまり高度のものは要求されることが少ない。このためにフッ素の分析法の研究も活潑でなく、ここ数年来あまり進歩していない。従来行なわれている分析法は迅速性、精度などいずれの点からみても不十分なものである。しかし塩基性鋼滓の分析において、フッ化物の定量

が正確に行なわれないということは、これと関連のあるライムの分析値が不正確になることを意味するものである。この観点からすればフッ素の定量をなおざりにすることはできない。

よつて著者は本研究の一環としてフッ素の定量をとりあげた。

II. 燃焼法による全フッ素の定量

塩基性鋼滓中の全Fを定量する場合、従来の方法¹⁾では非常に繁雑な手数と熟練を要し、かつ長時間を必要と

* 昭和35年4月本会講演大会にて発表

** 東都製鋼株式会社技術部 工博