

a) Mo: Mo は高抗張力域 (120 kg/mm<sup>2</sup> 前後) で  
の靱性改善にいちじるしい効果を有し、この効果は完全  
焼入、不完全焼入を問わず認められる。また Mo 量を  
0.6% まで増加させることは、焼入冷却速度 30°C/mn  
までの鋼材の靱性を改善する上に最も効果的である。

b) Ni: Ni を増加することは完全焼入状態の靱性に  
はほとんど効果を示さないが、不完全焼入状態の靱性に  
はきわめて大きな効果を示す。また Ni 2.5~3% に増  
加させると、冷却速度の遅い範囲 (1.5~8°C/mn) の靱  
性改善上最も効果的で、かつ Ni の添加は低温における  
靱性をいちじるしく向上させる特長がある。

c) Cr: Cr は全く靱性を改善させないが、焼入性増  
大効果が大きいので、Ni と同様冷却速度の遅い範囲で  
の常温の靱性を相当向上させる。併し Ni とはことなり  
低温の衝撃値を大巾に低下させる傾向がある。

d) C: C量を減少させることは、完全焼入、不完全  
焼入を問わず、また強度の如何にかかわらず衝撃値をい  
ちじるしく向上させる。しかしながらCの減少は焼入性  
を低下させるので対称となる鋼材直径を十分吟味する必  
要がある。

e) V: Vの靱性改善効果は小さいが、高強度域では  
ややその効果がいちじるしくなる。しかし Cr と同様  
低温衝撃値を低下させる傾向が認められた。

IV. 結 言

SNCM 8 を基準成分とし、Ni, Cr, Mo, C, V の焼  
戻諸性質におよぼす効果を比較した結果、次の諸項が認  
められた。

1) 軟化抵抗は Ni→Cr→Mo→V の順で大きくな

る。

2) 伸び、絞りにおよぼすこれらの元素の効果は明瞭  
に認められなかつた。

3) 常温の靱性を向上させる元素として、冷却速度の  
比較的早い範囲 (250 mm φ 以下の鋼材) においては、  
Mo が有効であり、冷却速度がこれ以下の場合、Ni,  
Cr が有効である。一方低温の靱性を向上させる元素と  
しては Ni が最も有効で Cr, V は靱性を低下させた。  
Mo は冷却速度の早い範囲においては、靱性を向上させ  
る。高強度域においては、Mo および V が靱性改善上効  
果があるようである。なお焼入性能を十分考慮しつつ C  
量を低下させることは靱性改善上大きな効果がある。

(125) Mo-V 低合金耐熱鋼の基礎的  
研究

日本特殊鋼

工博 出口喜勇爾・○中島 治男

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

Kiyoji Deguchi, Haruo Nakajima.

従来わが国では Supercharger などの試作段階にお  
いてはとかく安全を期して必要以上に高合金鋼を選ぶ傾  
向のあつたことは無理からぬところであるが、それぞれ  
の設計条件に対し十分使用に耐えしかもなるべく低合金  
であるごとき耐熱鋼を選択することは重要なことであ  
る。

Table 1. Heat-resisting Mo-V construction steel (Böhler).

Mark	Chemical composition %			Heat-treatment °C			
	C	Mo	V	Annealing	Hardening	Tempering	
DMV 83	0.15	0.8	0.3	680~700 Fc. Cool	950~980 Oil	650~700 Air cool	
Room-temperature mechanical property				High-temperature strength property kg/mm <sup>2</sup>			
Yield point kg/mm <sup>2</sup>	>60			Temperature °C DVM Creep-limit		500 25	550 20
Tensile strength kg/mm <sup>2</sup>	70~85			1 % Creep-limit	1,000 h	28	17
Elongation % (L=5d)	>14				10,000 h	21	12
Impact value kgm/cm <sup>2</sup> (DVMR)	> 8			Rupture strength	100,000 h	14	6
					1,000 h	30	25
					10,000 h	23	17
					100,000 h	15	8

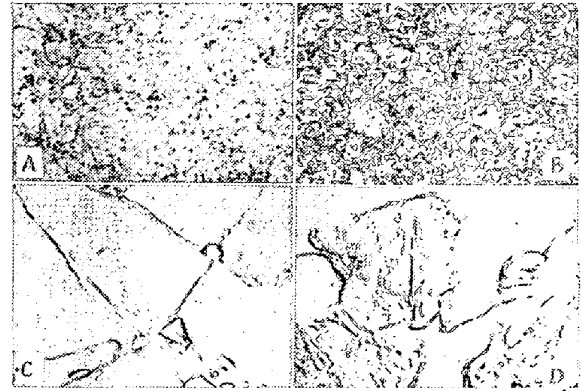
最近 Supercharger の翼その他の用途に対し Mo-V 低合金鋼が使用され出しているが、Böhler のカタログによればつぎのごとく記載されている。

これでは高温 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従つて 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ず、成分的にもかなりかわつた鋼種でわが国ではこれについてはまだほとんど研究されていない。この高温 creep-rupture 強さに関しては外国で多数試験報告<sup>1)</sup>されているが、基礎的検討はあまり行われていない。しかして主要合金元素である C, Mo, V は上記のとおりであつてもその添加量が少いため、たとえ規格範囲内とはいえ他の合金元素、例えば Si, Mn, Cr, Ni などの変化により影響を受けることが多い。

ところで下記成分の製品翼の翼部全縦断面を鏡したところ、Photo. 1 に示すごとく全面上部 bainite の均一組織を示すがごく小局部に電子顕微鏡写真によつても明らかな auto tempered martensite の点綴しているのが見られた。これは成分偏析かあるいは焼戻に際し

ての局部過熱によると考えなければならないのであるがいま別の 1 t 鋼塊につき成分偏析を試験した結果は Table 2 のとおりであつて、鋼塊偏析によつては上記ほどいちごるしい組織の偏析を来すことはないと思われる。

しかし Table 3 において、No.1~3 を見れば Si は



Left : Normal part Right : Abnormal part  
A, B :  $\times 200$  (2/5) C, D :  $\times 8,000$  (2/5)

Photo. 1. Light-micrograph and electron-micrograph of heat-treated Mo-V steel blade.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Quenched	Tempered
0.15	0.18	0.41	0.010	0.015	0.31	0.18	0.78	0.25	0.22	960°C $\times$ 39mn air	740°C $\times$ 40mn air

Table 2. Check on the segregation of chemical compositions of 1 ton ingot of Mo-V steel.

		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
Ladle analysis		0.15	0.16	0.44	0.07	0.06	0.85	0.25
Top part	A	0.14	0.16	0.43	0.07	0.04	0.84	0.25
	B	0.15	0.16	0.42	0.07	0.04	0.84	0.24
	C	0.15	0.16	0.43	0.07	0.06	0.84	0.25
	D	0.15	0.16	0.43	0.07	0.04	0.84	0.25
	E	0.14	0.16	0.43	0.07	0.04	0.83	0.24
Bottom part	A	0.14	0.15	0.43	0.07	0.04	0.84	0.25
	B	0.14	0.15	0.42	0.07	0.04	0.84	0.25
	C	0.14	0.16	0.42	0.07	0.04	0.84	0.25



Table 3. Chemical compositions and transformation points of test-samples.

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Ac °C	Ar °C
1	0.17	0.08	0.28	0.018	0.030	0.45	0.30	0.79	0.33	0.15	761~898	832~686
2	0.18	0.27	0.36	0.018	0.016	0.48	0.24	0.81	0.31	0.15	761~870	822~681
3	0.18	0.42	0.41	0.018	0.015	0.48	0.24	0.81	0.33	0.15	776~870	807~664
4	0.17	0.17	0.35	0.014	0.018	0.09	0.13	0.72	0.25	0.15	751~887	842~675
5	0.19	0.18	0.32	0.019	0.016	0.46	0.09	0.81	0.31	0.14	761~881	832~675

規格範囲であるが変態点はやゝ異り、前記のごとき組織の相違を来し得る

ことはあり得ると思われる。また No. 4 と 5 とは Cr の影響を検討したものである。

いま No. 1 と 4 とを比較すると、No. 1 は Cr, Ni を規格の上限程度まで含有しているのに対し No. 4 は

これらを特別に添加しなかつたものであるので、この両試料の S 曲線を比較して見れば Fig. 1 のとおりである。

これによれば、Ferrite の析出し始める点もやゝ異なるが、特に炭化物 C (主に  $Fe_3C + Mo_2C$  に V が固溶) の析出する点が No. 4 よりも No. 1 の方が最大 2~3 h 右にずれており、同一温度で同一時間恒温処理したものでも硬度はかなり異なる。従つて熱処理後の機械的性質もかわつてくるわけで、これらの点について報告する。

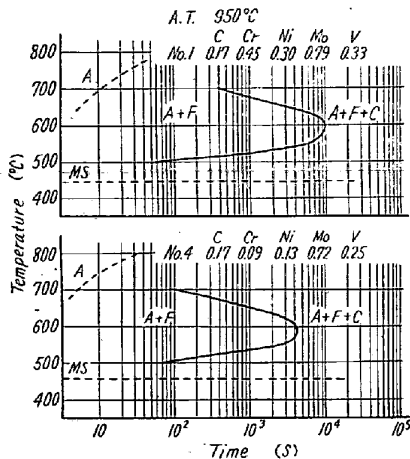


Fig. 1. S curves of Mo-V steel.

文 献

- 1) J. Glen, J. Iron & Steel Inst., 158 (1948), 37
- J. Glen, J. Iron & Steel Inst., 179 (1955), 320
- H. W. Kirby, C. Sykes, A Symposium on High-Temperature Steels and Alloys for Gas Turbines, Special Report No. 43(1952), 81

(126) 原子炉用高ボロン鋼の研究

川崎製鉄, 技術研究所

今井 光雄・中山 竜夫

○木下 繁雄・平田 二郎

Study of High-Boron Alloy Steels for Nuclear Reactors.

Mitsuo Imai, Tatsuo Nakayama, Shigeo Kinoshita, Jiro Hirata.

I. 緒 言

原子炉の制御および遮蔽用として、2~4% B を含む合金鋼が使用される。Fe に B を添加すると、靱性がいちじるしく失われるので、原子炉に使用されるまで工業的用途は無かつた。本研究は上記の目的に使用される Fe-B 合金、およびボロン、ステンレス鋼の鍛造性および機械的性質を調べたものである。

II. 試験材および試験方法

電解鉄, Cr, Ni, フェロボロン (10.6% B, 0.36% C, 2.4% Si, 0.26% P) を用い、75 kVA 高周波炉にて 75 mm 角、本体高さ 200 mm の上広押湯付角型鋼塊 (本体重量 11.5 kg) を熔製した。

熔製鋼種は、Fe-B 系, 18 Cr-10 Ni-B 系, 18Cr-B 系で化学組成の代表例を Table 1 に示す。

なお Fe-B 系では C, Si, Mn を添加した 18Cr-B 系では Si を添加して鍛造性におよぼす影響を調べた。

鋼塊押湯部を切断後、径 22 mm の丸棒に鍛造を行ない鍛造性を判定した。鍛造後の試片は焼鈍後 JIS 4 号試片とし引張試験を行った。

III. 鍛 造 性

(1) Fe-B 合金一

Table 1. Typical analyses of steels tested.

	B	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Al
Fe-B alloy	0.98	0.048	0.24	0.04	0.030	0.007	0.05	—	—	0.035
	2.00	0.087	0.42	0.06	0.048	0.007	0.08	—	—	0.035
	3.03	0.11	0.71	0.10	0.061	0.009	0.09	—	—	0.025
	3.29	0.14	0.73	0.12	0.058	0.003	0.09	—	—	0.041
	4.08	0.17	0.87	0.16	0.080	0.009	0.13	—	—	0.045
18%Cr-10%Ni-B alloy	1.16	0.066	0.72	0.54	0.024	0.019	0.04	18.34	9.78	0.024
	2.00	0.101	0.82	0.64	0.029	0.016	0.06	18.02	9.94	0.032
	2.54	0.117	0.56	0.09	0.036	0.019	0.07	20.80	10.22	0.002
18%Cr-B alloy	1.01	0.058	0.71	0.36	0.016	0.010	0.04	18.58	—	0.043
	2.10	0.095	0.51	0.44	0.020	0.007	0.06	18.70	—	0.057
	2.61	0.08	0.59	0.47	0.032	0.002	0.06	18.45	—	0.055