

(80) σ 相析出硬化型バルブ鋼の研究
 Study on Hardenable Valve Steels by Sigma
 Phase Formation)

Y. Matsunaga, et alii.

大同製鋼, 研究所

工博 錦織清治・工 藤原達雄

○松永幸雄・工 荒川昭夫

I. 結 言

最近自動車, オートバイの急速な発達にともない内燃機関のバルブの需要は著しく増加してきているが, これとともにバルブ鋼の性能向上が非常に重要な問題となつてきている。

今日この分野で一般に使用されている鋼としては高Cr鋼, 高Cr-Si鋼, 高Cr-Ni鋼, 高Cr-Ni-W鋼等があるが, 米, 英, 独等においては σ 相析出硬化型高Cr-Ni-Mo鋼が“XCR”あるいは“Jessop H48”という名称で排気弁として使用されている。

われわれはこのタイプの鋼の特性を明らかにするために“XCR”をベースとして Table 1 に示す5鋼種を各10kg 熔製し, 10.7mm ϕ に圧延後各種性能におよぼす合金元素の影響を調査するとともに, 現在排気弁として広く使用されている SEH 3 および SEH 4 との比較をおこつた。

II. 実 験 結 果

1. 焼入硬度および組織

900~1,100°C \times 15mn A, C 処理をおこなつた試料について焼入硬度および組織を調べた。

鋼種 A, D, E は各温度において $r + \alpha + \text{carbide}$ の混合組織であるが温度の上昇とともに r を増加し α を減少し硬度は低下する。鋼種 B, C は焼入温度が 1,050°C 以上の場合はほとんど r 組織で硬度も低いが 1,000°C 以下の場合は $r + \text{Martensite}$ で硬度も高く, これは低Crの鋼種 C においてとくに顕著である。

2. 時効温度と硬度および組織

1,000°C + 15mn A, C 処理後 500~900°C でそれぞれ 15h 時効した場合の硬度曲線を Fig. 1 に示す。

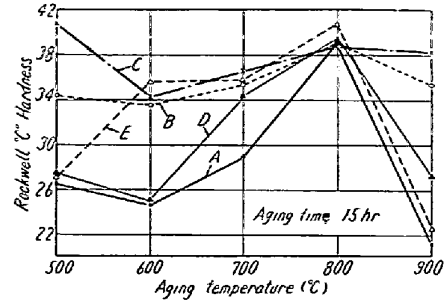


Fig. 1. Relation between aging temperature and hardness of various steels.

鋼種 A, D, E, は 700°C で相当量の σ を生成し 800°C で最大量となり 900°C では急激に減少する。硬度は σ 生成量に比例するのみならず, σ 粒間の距離が接近している場合程硬度が高くなる¹⁾。鋼種 B は 800°C でわずかに σ を生成するのみで他の温度では全然 σ は認められない。鋼種 C は各時効温度で σ の生成は認められない。各温度において鋼種 B, C の硬度が高いのは σ 相生成には関係なく, 焼戻による fine carbide の析出および r の martensite 化による 2 次硬化現象に基因するもので, 900°C でも硬度が下らないのは再焼入による硬化のためと考えられる。

したがつてこれらの鋼種における Cr 量は σ 生成に強力な作用を有し, 大体 Cr 量とともに σ 量を増加するが Cr 20% 以下では σ は生成しない。また時効温度としては 800°C よりやや低目の温度が最適と考えられる。

3. 時効時間と硬度および組織

1,000°C \times 15mn A, C. 後 780°C \times 5, 10, 15, 20, 30, 50h の時効処理後の硬度曲線を Fig. 2 に示す。

鋼種 A, D, E は σ 量と硬化が比例し 5 h で急激な上昇を示し, 15h までは緩慢な上昇を示すが 20h 以上では飽和状態に達する。鋼種 D の硬度が全般的にやや低いのは σ 量が多いにもかかわらず σ 粒のサイズが大きいいため粒間距離が大となつているためである。また鋼種 E の硬度が高いのは σ 粒が微細で粒間距離が小さいためである。

鋼種 B は 5 h でやや硬度の上昇を示すがそれ以上の時間ではあまり変化はない。この鋼種の硬化は少量の σ 生

Table 1. Chemical composition (%)

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N
A	•47	•59	•44	4•63	23•76	2•87	—	—
B	•46	•61	•50	4•63	20•69	2•84	—	—
C	•50	•58	•46	4•75	18•29	2•88	—	—
D	•36	•59	•48	4•72	24•15	2•89	—	—
E	•46	•73	•50	4•72	22•34	2•82	•83	•168

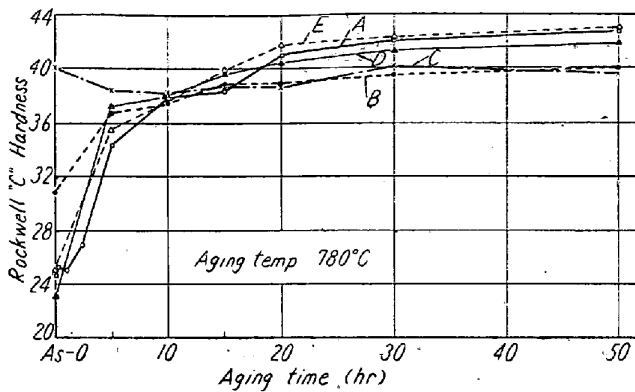


Fig. 2. Relation between aging time and hardness of various steels.

成と焼戻による fine carbide の析出および austenite → martensite による硬化が同時に起つているためと考えられる。

鋼種 C は時効時間に無関係にほとんど一定の硬度を示しているが、これは焼戻 2 次硬化現象によるものである。したがって鋼種 A, D, E の 780°C における時効時間としては約 15 h が適当と思われる。

4. 機械的性質

(1) 熱間抗張試験

鋼種 A, B, D, E について 1,000°C × 15mn A.C, 780°C × 15h 時効後常温および 500~900°C で熱間抗張試験をおこなった結果を Fig. 3 に示す。

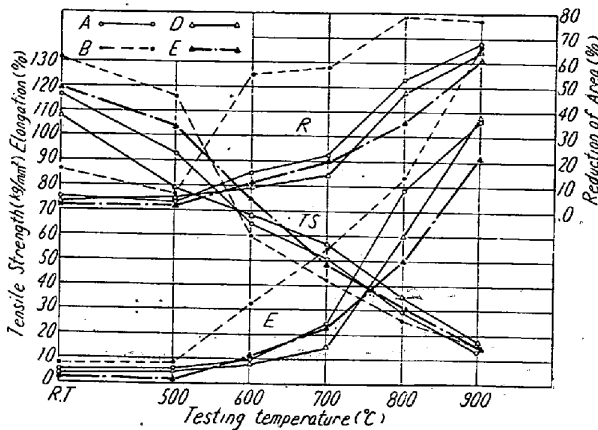


Fig. 3. Mechanical properties at various testing temperature.

抗張力は 500°C までは B > E > A > D の順で常温と大差なく 600°C 以上になると各鋼種とも一様に低下を示す。800°C では D > E > A > B で低温の場合と逆になる。

伸び、絞りは 500°C 以下では非常に低いが温度の上昇とともに増加し、とくに鋼種 B は 600°C より急激に上昇を示す。鋼種 A, D, E は 800°C にいたり著しい上昇を示す。

(2) シャルピー値と時効時間

鋼種 A について 1,000°C × 15mn A.C, 780°C × 5, 10 15 h 時効処理した試片についてシャルピー衝撃試験をおこなった。シャルピー値は極めて低く、5 h 時効で 1.2 kg m/cm² であり、これはさらに時効時間が長くなるにつれて、すなわち σ 量が増すにつれて漸次低下する。

(3) 熱間衝撃試験

1,000°C × 15mn A.C, 780°C × 15 h 時効した鋼種 A について 400~900°C の熱間衝撃試験をおこなった。600°C 以上では温度の上昇とともにシャルピー値は漸次上昇を示すが 800°C でも極めて脆く 1.3 kg m/cm² 程度に過ぎない。

5. 酸化試験

1,000°C × 15mn A.C 処理した試料について 800, 1,000, 1,200°C の各温度で 5h づつ 4 回、繰返加熱をおこない酸化増量を測定した。800 および 1,000°C では各鋼種とも良好な耐酸化性を示すが 1,000°C ではとくに鋼種 A, D がやや優れている。1200°C ではいずれも酸化はなはだしくとくに鋼種 B, C, E が悪い。

6. バルブ成形試験

各鋼種の 10.7mm φ 材について排気弁を試作し製造上の難易性を調べた。

(1) 鍛造性

バルブ傘部の up-set 加工性は各鋼種とも SEH 4 よりは容易く SEH 3 と略同程度で良好である。

(2) 機械加工性

鍛造後シェーパー加工をおこなったが、切削加工性は D (易) > A > E > C > B (難) で一般に低 Cr の鋼種は加工困難である。

7. SEH 3 および SEH 4 との比較

σ 析出硬化型の鋼種 A, D, E の熱間強度は SEH 3 および SEH 4 よりも大であり、800°C では伸びは SEH 4 の約 2 倍、SEH 3 と略同等であり、絞りも SEH 4 よりは大である。

耐酸化性も 800°C では鋼種 A, D, E と SEH 4 で大差はないが 1,000°C では SEH 4 の酸化増量と比較して格段の優秀性を示す。また高温硫黄ガス中における耐蝕性についても Cr は非常に効果があり Ni は有害であることよりもこれらの鋼種は SEH 4 よりも優秀である。

III. 結 言

1. σ 析出硬化型バルブ鋼の σ 相生成は Cr 量により大きな影響を受け、Cr 量 20% 以下では σ は生成しない。
2. σ 析出硬化鋼 A, D, E の熱処理としては 1,000

°C×15mn A.C, 780°C×15h 時効が適当である。

3. これらの鋼は 800°C 附近の高温に長時間曝されても組織の安定性が大きく、SEH 3, SEH 4 と比較して熱間強度、耐酸化性が大きい。

4. 全般的に見てバルブ鍛造加工性および機械加工性も良好であり製造上とくに難点は認められない。

文 献

- 1) John J. Gilman: Tr. of A.S.M (1951) Vol. XLIII p. 161

(81) 耐熱鋼の研究 (XII)

(含 Ti, B 16-25-6 合金のクリープ試験)

Studies of Heat-Resisting Steels (XII)

E. Asano.

東都製鋼, 技術部 浅野 栄一郎

I. 緒 言

Ti および B をそれぞれ単独あるいは併用添加した 16-25-6 合金についてはさきにその析出現象を調査報告し、また、前報では加工効果および加工を受けた材料の析出組織について報告した。標準成分の 16-25-6 合金のクリープ特性についてはすでに数多くの実験がおこなわれてきているが含 Ti, B 16-25-6 合金は新しく配合した合金であるために、そのクリープ性は全く知られていない。したがって、本報では 16-25-6 合金に Ti あるいは B を加えることによつて、クリープ性がいかに変化するかを調べることにした。

ガスタービン材料等の耐熱合金のクリープ特性を調べるに当つては種々の熱処理条件の材料、クリープ荷重、試験温度について非常な長時間にわたつた継続テストをおこなわねば最終的結論が得られぬのであるが、本報では諸般の事情からこれら全般にわたつたテストをすることができなかつたので、1 種条件を選んでクリープ試験し、同時にその時の硬度、顕微鏡組織の変化等を調べるに留つた。

II. 試料および実験方法

(1) 試料

本実験に使用した試料の化学成分は Table 1 に示すごときもので、試料は #B11 比較のために用いた標準成分の 16-25-6 合金である。

各試料は高周波電気炉により 3kg インゴットに鍛造後約 25mm 角棒に熱間鍛造してから超音波探傷機によつて内部欠陥のないことを確認してから熱処理を加えた。熱処理は 1150°C×1.5h の溶体化処理とその後の 800°C×50h の予備時効処理である。

2. クリープ試験: クリープ試験機は芥川、藤田および竹村* の製作によるものを使用した。クリープ試験温度は、Timken 16-25-6 合金が実際に使用される 650°C を選び 4 種の試料間にその相違が明瞭に現われるように荷重を多少大きくして 18 kg/mm² とし試験時間は 500h とした。

III. 実験結果

(1) クリープ試験

クリープ試験前の予備時効処理としては、溶体化処理後 800°C×1h~200h の時効における硬度変化と顕微鏡組織の変化とを調べたが硬度の点からは硬化が相当に進み、組織では粒内析出が多少進行した状態として 800°C×50h の予備時効処理を選んだ。

クリープ試験は 650°C 荷重 18 kg/mm², 500h 継続し、その間の伸びを測定した。その結果によると #D5 では 178.5μ, #B11 では 2067μ, #D6 では 2042μ, #D7 では 3898μ の伸を記録した。この結果を概括すると 16-25-6 合金の N の代わりに 1.3% Ti を加えたものでは、クリープ抵抗が著しく上り、また N の代わりに 0.060% B を加えたものでは 0.10~0.16% N 含有の標準 16-25-6 とほぼ同様のクリープ強度を示したが Ti, B を併用してもそれが極く少量の場合はクリープ強度がかなり劣つてくるといえよう。

クリープ試験中の加熱、つまり 650°C×500h の加熱によつても試料 #B11, #D6, #D7 ではクリープ前の硬度とほとんど相違がないが、#D5 では著しい硬化を示している。これはクリープ荷重を加えずに単に 650°C×500h の時効を加えたものにも認められる。これは、

* 芥川、藤田、竹村: 機械学会誌

Table 1. Chemical components of samples.

Mark	C%	Si%	Mn%	Cr%	Ni%	Mo%	Ti%	B%	N%	Fe%
#B11	0.06	0.81	1.35	16.04	24.20	6.77	—	—	0.136	Balance
#D5	0.04	1.25	1.48	15.77	23.79	6.58	1.32	—	—	〃
#D6	0.07	0.88	1.51	16.78	24.60	7.24	—	0.060	—	〃
#D7	0.07	0.43	1.13	17.53	27.30	6.86	0.08	0.025	—	〃