

Table 4. Rupture strength of typical 12 percent chromium heat-resisting steels.

Steel name	C	Cr	Mo	W	V	Nb	Other element	Stress for rupture in 1000h. (kg/mm ²)	
								600°C	650°C
H46 (original) ⁽¹⁾	0.15	11.0	0.50	—	0.70	0.15	—	23.0	14.0
H46 (latest) ⁽¹⁾	0.15	11.5	0.45	—	0.30	0.25	—	25.5	15.0
Rex 448 ⁽¹⁾	0.20	11.0	0.80	—	0.15	0.50	—	26.4	16.0
Ascolloy ⁽²⁾	0.20	12.0	—	3.0	0.25	—	Co 5.0	24.0	12.5
C422 ⁽²⁾	0.23	13.0	1.0	1.0	0.25	—	—	23.0	11.5
TAF 1A ⁽³⁾	0.16	12.0	0.8	0.2	0.2	0.2	N+B 0.02+0.03	35.0	26.5
TAF 1B ⁽³⁾	0.16	12.0	0.8	—	0.2	0.2	N 0.03	33.0	23.5

(1) British type (2) American type (3) Japanese type

(3) 各種耐熱鋼の 650°C における破断強度

Fig. 1 は、著者等の実験室で行なつた 12% Cr 鋼, TAF. 1A, 18-8 鋼, 18-8 Mo 鋼, Timken 16-25-6 の 650°C における破断試験の結果である。これにより TAF. 1A の 650°C, 1000h の破断強度は 12% Cr 鋼に比較して 7~8 倍になつてゐることがわかる。

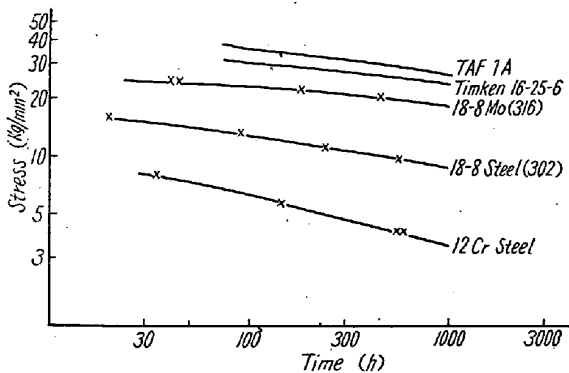


Fig. 1. Rupture strength of heat-resisting steel at 650°C.

(4) 代表的 12% Cr 耐熱鋼の破断強度

Table 4 は 12% Cr 耐熱鋼の 600°C, 650°C の 1000 h の破断強度を示す。これから見て著者等の研究により得た TAF. 1A は英国, 米国のものよりはるかに強力であることがわかる。

IV. 結 言

以上の実験結果を要約すると次のごとくなる。

- (1) 12% Cr 耐熱鋼に B を単独に 0.15% 添加すると, 0.05%~0.10% B を添加した場合より, かつてクリープおよび破断強度は低下する。
- (2) 12% Cr 耐熱鋼における B+N は 0.02~0.05 % 程度の範囲で変化しても, クリープ強度はあまり変化しない。ただし添加量が多くなれば焼入温度を高めなければならぬ。
- (3) 12% Cr 耐熱鋼に 0.03% B+0.10% N を添加したものは, いちじるしく破断強度が低下する。したが

つて N は B と同時に添加する場合でも 0.05% 以下でなければならぬ。

(4) 12% Cr 耐熱鋼に Ti+B を添加すればクリープ強度をいちじるしく低下せしめる。

(5) 12% Cr 耐熱鋼に W+B+N を添加した TAF. 1A は 1250°C から焼入することにより 650°C, 1000h の破断強度は Timken 16-25-6 合金よりやゝ強力になる。また TAF. 1A の 650°C, 1000h の破断強度は, 12% Cr 鋼の 7~8 倍である。

(6) 12% Cr 耐熱鋼の合金元素が複雑になればなる程焼戻硬度でクリープ強度を推定することは困難である。

(108) LCN 155 耐熱鋼におよぼす Cb, N の影響

(溶体化処理後の焼戻における析出について-III)
Effect of Cb and N on the LCN Heat-Resisting Steel

(On the Precipitation during Tempering after Solution Treatment)

T. Masumoto, et alius

東北大学金属材料研究所 工博 今井 勇之進
工修 増本 健

I. 結 言

本合金の時効性におよぼす Cb, N の影響について筆者等はすでに二報にわたり報告し, Cb および N を同時に添加することにより溶体化処理後の焼戻硬度を高くし, 軟化速度遅く, 硬化量を大とすることを明らかにしさらに Cb, N がこの優秀な時効性を与える理由を調べるために顕微鏡組織, X線, 電子顕微鏡による析出物の形状, 種類, 構造におよぼす Cb, N の効果を研究した

結果を発表した。すなわち実際に材料の強度を改良する析出物は第二段析出物として $M_{23}C_6$ carbide であり、この carbide の分布、量、析出速度等が Cb, N の添加により影響し機械的性質を変化させることを明らかにした。また特に低温で析出する第一段析出物の種類、組成等が第二段析出物に大きい影響を持つことを予想した。しかるに充分な報告がなされていなかったため、本報では前報の追加研究結果を補足し、合せて本合金系中に存在する析出物、特に低温析出物を X 線、化学分析により究明し、さらに長時間時効による σ 相の有無について研究した結果を発表する。

II. 試料および実験方法

実験に使用した試料は前報の試料 8 種の他に析出物の研究のために Fe-Co-Cr-Ni-W-Mo 基合金に Cb, N を変化せしめた 2 種の試料を使用した。(Table 1) 実験方法は前報に引き続き熱膨脹測定他に電解抽出せる残渣物の X 線、化学分析を行い、また残渣量より焼戻、および時効に伴う析出物中の各元素濃度%の変化を求め理論値と比較検討した。また衝撃試験を行い、30 kg 衝撃試験機を使用し、試片は JIS 規格にしたがった。

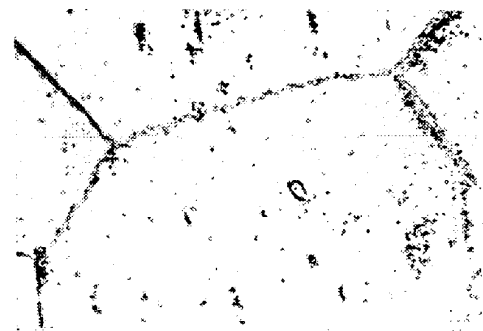
III. 実験結果および考察

析出過程：前報において焼戻過程の第一段析出物と第二段析出物との関係が顕微鏡組織から考察されたが、この析出物の遷移は種々問題になるところなので熱膨脹測定により再検討した。すなわち溶体化処理を行った後、650°C に焼戻後再加熱すると明らかに収縮が認められる。この変化は再溶解したものがふたたび析出するものと考えられ 750°C 以下の焼戻温度では可逆的に変化する。またこの変化は丁度第一段析出温度と一致し、加熱速度、時間により、その量を変化する。しかし 750°C 以上に焼戻すと変化を生じなくなるので準安定相が存在すると考えられる。この変化は Cb, N の有無に関係なく生じるがその量を異にする。一般に析出物の遷移はイ) 析出物が溶け込まずに存在し別個に析出する場合、ロ) 析出物が溶け込んで新しい別な相が析出する場合、

ハ) 析出物がそのまま他の相に変化する場合の 3 つの場合が考えられるが、上記の実験結果はロ) の場合がもつとも良く説明しうると考えられる。ゆえに時効性に関係ある第二段析出物は第一段析出物により影響されると考えられる。

第一段析出による機械的性質の変化：第一段析出物は凝集した析出物で粒界、粒内に分布し、時効性が無く、硬度の上昇はほとんど認められなかった。しかし Cb₂ を添加した試料を 1300°C、1 時間溶体化処理を行った後低温時効(500°C ~ 650°C)すると、第一段析出物が粒界粒内に発生し 650°C 50 時間時効すると Fig. 1 の顕微鏡写真に示したように第一段の Cb 化合物(X 線回折)が粒界に析出する。このような組織は材質的に非常に悪いことが予想されるので低温で長時間時効した時の組織と衝撃値および硬度との関係を調べた。Fig. 2 は 650°C 時効の場合を示したものである。すなわち硬度があまり変化しないにもかかわらず急激に衝撃値を減少する。この脆化区域は Cb の添加しない料試では認められない。ゆえに本材料の溶体化処理温度を高くしたり Cb% の多い場合は低温時効に注意しなければならない。

析出物の種類および存在範囲(X 線回折による)：前報において主な析出物を決定し、Cb, N の有無に関係なく $M_{23}C_6$ carbide が析出し、時効性を与える主体をな



Heated 1 h at 1305°C and oil quenched prior to heating for 100h at 650°C. Etched with Cu Cl₂ solution. ×50

Fig. 1. Micro structure of No. 7 specimen, containing 1 per cent columbium.

Table 1 Chemical composition of specimens.

Specimen No.	Basic alloy	Various elements
1	Fe-Co-Cr-Ni-W-Mo-C	Cb(0) N(0.014)
2	〃	Cb(1) N(0.018)
3	〃	Cb(0) N(0.068)
6	〃	Cb(1) N(0.16)
7	〃	Cb(1) N(0.06)
4	Fe-Co-Cr-Ni-W-Mo-Cb-N	C(0.01)
5	Fe-Co-Cr-Ni-Cb-N-C	Mo(0), W(0)
8	Fe-Co-Cr-Ni-W-Mo	Cb(0) C(0.01) N(0.1)
9	〃	Cb(1) C(0.01) N(0.01)

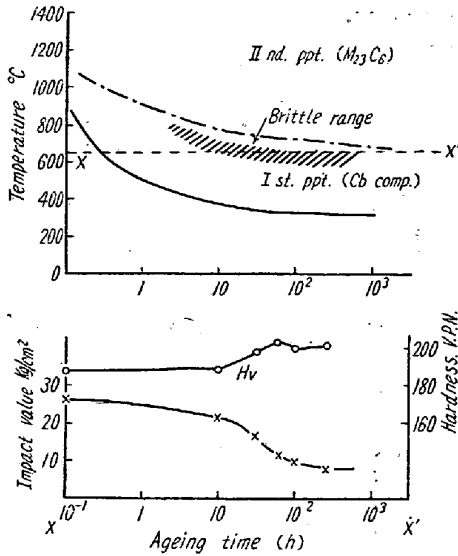


Fig. 2: Relations of impact value, hardness and microstructure during aging at 650°C.

すものと考えられたが、本報においてさらに研究した結果を報告する。すなわち第二段析出物はいづれも $M_{23}C_6$ であるが実用材のみは他に別な回折線が存在し、 $10 \cdot 88 \text{ \AA}$ の面心立方格子の回折線とよく一致する。また第一段析出物は Cb, N の添加により種類を異にし、Cb を添加した試料はいづれも Cb 化合物のみであるが、Cb を添加しない試料は二種の相が認められる。しかしこの回折線は存在可能と考えられる carbide の回折線と一致せず、種々検当した結果 nitride と考えられた。また長時間時効の結果、本合金系では σ 相の X 線回折線は認められない。X 線回折結果による析出物の存在範囲は Cb, N の添加の有無によりいちじるしく影響され、時効性を与える $M_{23}C_6$ の存在温度範囲は N および Cb の添加により狭く、時効時間も長時間で認められる。すなわち非常に析出しにくくなることを示す。

実用鋼材中の析出物の組成：化学分析による。焼戻温度、時効時間による析出物の組成変化を調べるために電解残渣物を化学分析し、合せてその残渣量を計量し、焼戻時効による析出物えの各元素の原子濃度%を計算し、理論値と比較した。その結果析出物が一種で無いため、明瞭な各析出物の組成%を求めることは困難であるが、各元素の配分および変化を考察することができた。すなわち溶体化処理後の残留析出物は Cb および C, N が主で Cb carbide および nitride の固溶体である。また 500°C では特に Cb の増加がいちじるしく、他 C, N, W, が増加する。さらに温度の上昇と共に Cr が急激に増加し、その他 C, N, Mo が多少増加する。Fe, N, Co は割合含有量が多いようである。これと反対に Cb, W の量は減少する傾向があり、これまでの実験結

果を裏付けている。なお明細な結果は発表の際行う。

IV. 結 言

Cb, N は直接時効性に影響することは少く、間接的影響を持つ。すなわち Cb の添加は低温における第一段析出物として Cb 化合物を析出せしめ、N との同時添加により、この Cb 化合物を安定化し第二段析出物の $M_{23}C_6$ の析出を遅らせ、その量を減少せしめる。この性質は耐火材料に非常に有効なものである。ただ溶体化処理温度が高い場合は、低温時効で一時的に材料の脆化を生じるので溶体化処理温度をあまり高くすることは好ましくない。

(109) 実用特殊鋼の炭化物の電解分離による研究 (VII)

高速度鋼の炭化物について (その 1)

Study on Carbides in Commercial Special Steels by Electrolytic Isolation (VII)
On Carbides in High Speed Steels (Part 1)

T. Sato, et alius.

東北大学工学部金属工学科教授 工博○佐藤 知雄
東北大学工学部金属工学科 工 西沢 泰二

I. 結 言

高速度鋼中の炭化物については古くより多くの研究が行われて来たが、特に Bain, Grossmann はすでに 1924 年、18-4-1 型高速度鋼中の炭化物を電解分離してその組成を分析し、また最近 Cohen 等は各種の W ならびに Mo 系高速度鋼中の炭化物について研究結果を発表した。しかしながら、高速度鋼中の炭化物の挙動はきわめて複雑であり、かつその実用上における意義も重要であるから、今後なお多くの研究を必要とする。

本研究においては 18-4-1 型高速度鋼ならびに二、三の高 C 高 V 高速度鋼の焼鈍組織ならびに焼入組織中の炭化物を電解分離し、炭化物の量、組成ならびに結晶構造を決定した。

実験試料の化学組成は Table 1 に示すごとくである。

II. 実 験 結 果

(1) 焼鈍組織中の炭化物

各試料の焼鈍組織 (900°C に 3 時間加熱後、約 20°C/h の割合で徐冷) 中の炭化物ならびに地鉄の化学組成は Table 2 に示すごとくである。高速度鋼の焼鈍組織中に出現する炭化物は M_6C (W の復炭化物), MC (V 炭