

## 抄 録

## —鋼の製造—

## 押湯のガス加熱による造塊

(Metal Progress Feb. 1953, 113)

鋼塊の頂部を Oxy-gts 焰にて加熱することにより在来方法では 15~20% 追加注入していたのに対して、改良法によると僅か 6~7% の追加注入で塊造を行つている。研究は Firth-Sterling と Linde Air Products, CO との協力によるものである。同氏は Blown off heating tip を水冷式にせず、Top Casing は注湯孔と合体せしめて容積を出来るだけ節約し酸素、天然瓦斯を同一圧力で床面近くの多岐管より導入している。両瓦斯の比率を一定にし先ず  $O_2: Gas = 1.0: 1.4$  である。然し瓦斯比と加熱時間の長短は鋼塊の成分、大きさにより幾分変る。

8 3/4" 鋼塊……………加熱時間 10 分

13 3/8" " ……………" " " " 15 分

尙、望めば注湯以前に Casing を加熱することで、瓦斯量を 40% も節約し得る。一般に頂部加熱の時は熔鋼と焰との間にスラッグを存在することを必要するが人工的スラッグも研究しているが成功していない。この方法はオーステン鋼、マルテン鋼、フェライト鋼等のステンレス鋼に適用して効果を上げている。反対に高炭素鋼、高マンガン鋼、高珪素鋼には酸化されてよくない。Textier は水冷式トーチをステンレス(14×16", 15×19", 16×16" 鋼塊)に用いて研究したところによると、14×14"~16×16" 鋼塊は Single torch にて処理している。勿論 Casing は全部を被覆し中央に孔を明けて、Torch は鋼塊面より 6" のところに保持している。このようにして行つた結果、組織、化学変化も同様で、在来法より 4~6% も製産高を上げている。Steel Dükensne Work の Data では水冷式でない Simple blow off で 1 1/4"φ バイブに小孔をあけ、天然瓦斯を 45~50 P.S.I. で吹きつけて完全鋼塊を得ているが Hot Top に鋼塊量の 6~7% を必要する。ステンレスの Cr の酸化を減少するために酸素:Gas=1.2:1 の比率として 22×25" 或 22×24" 鋼塊では 1~1 1/2 hrs の加熱を行つている。W. R. Lysobey はバーナが Top に密着していないと瓦斯消費量が大きくなると述べている。20×20" の鋼塊では 3ヶ、バーナを用いて 30,000~3,500°F の温度

を得ている。燃料消費 (9×6") は酸素 250ft<sup>3</sup>, ガス 190ft<sup>3</sup>。水冷式ならばステンレス加熱では酸素:天然瓦斯=2:1 Propane であると、 $O_2: Propane = 5:1$  がよい。

(大西信三郎)

## キルド合金鋼鋼塊における非金属介在物の分布

(K. L. Feters, M. M. Helzel and J. W. Spretnak. Trans A. S. M. Vol. 41 (1949) 303~327)

9 箇の合金鋼鋼塊 (SAE 4340, 0.3% Mo-0.12V, 0.6% Cr-1.55 Ni-0.24Mo) についての非金属介在物を金属組織学的方法と酸による抽出によつて得られた介在物を鉱物学的に検査する方法によつて研究した。金属組織学的研究によると非金属介在物は次の形状を示す、即ち球状シリケート、複雑シリケート、球状酸化物、共晶硫化物、角くばつた硫化物、共晶と角くばつたもの、混合硫化物、球状硫化物等である。一般的にいえば介在物は鋼塊中に均一に分布しているし、その大きさも均一である。然しながら或る鋼塊では硫化物の大きさが鋼塊の頂部にいたるにつれて大きくなる、それに反して酸化物と珪化物は底部の方が大きさが大きいのである。酸によつて抽出した介在物を鉱物学的に研究すると介在物はアルミナの群と粒の集合体、酸化物と明るい色の非晶質、鉄-アルミナ、ムライト、酸化物結晶層 (n=1.70)、石英、石英とアルミナの集合体等の形状を呈する。此等の非金属介在物の形状は一般に脱酸方法によつて決定される。

9 箇の鋼塊の介在物の含有量には相当のばらつきがあり、0.0055% から 0.0285% までの範囲にある。鋼塊中の介在物の分布には著しい組織的な傾向はないが、通常は端とか頂部に於ては含有量が大きくなるのであるし、又鋼塊の底部にはアルミナ系統の非金属介在物が優勢であり、頂部にはシリケートと酸化物の非晶質が多いのである。非金属介在物の寸法、形状、分布、或いは含有量等と肉厚縫目無鋼管における欠陥との間に何等の関係がないことは明瞭である。(上野 学)

## —鋼の加工—

## Inert Gas Arc 熔接による炭化物の表面硬化

(Material &amp; Method. Jan. 1953, 81)

Inert gas shield の Arc によつて Air Reduction を行い、W-Carbide を Vibratory hopper より落下せしめながら Deposit を作る自動表面硬化法が非常に

発達した。特に機械部分品の Heavy section に応用して有効である。或油井の工具接続に用いるときは、先ず合金をとかして、熔金のプールを作り、Arc のあとから W.c 粉を注入せしめて製作する。このため熱影響部分が少くなる。顕微鏡によると W.c はとけないで丸粒子を示している。そうして合金結合状態も完全に行われて従来方法の如く材質的犠牲を少くし迅速操作である。この方法で成績を上げたのは油井穿孔鑽である。この管は地下長距離まで埋つているから岩石、土壌との摩擦のため接続部が擦り減るので W.c を Deposit せしめて効果を上げている。在来の酸素アセチレン熔接では Slowly で仕事にならぬ。次に水中熔接の研究を完了し、広く用いられている。これらの方法は合金が多くとけて、亀裂が発生する。Inert gas 法はとけることを最小に喰い止めて、W.c を Puddle 状態にするか、合金が W.c 粒子周囲に凝固して合金と W.c を充分結合している。W.c 粒子装入調節は電気操作により、粒子は 30~40 mesh である。この大きさであると Bead 中によく分布されて、W.c 粒の周囲に広い "Border" のある好都合の合金状態となつている。次に摩擦抵抗も酸素アセチレン法と略同様に Arc 熔接より優秀である。且つ亀裂もなければ porosity も僅かである。Matrix の硬度は 48~51 Rc で Toughness と Resistance の中間状態の硬さを示している。この新法は従来方法に比して W.c の分布もよく、Matrix 中の W, C, の両成分も少く摩擦抵抗も大きく、W.c は loose なものを使用するので在来の棒材を用いるより便利であり、調節自由自在である特点を有している。一般に高価である欠点がある(大西信三郎)

### —鋼の性質・物理冶金—

**鋼の滲炭中の硫化物の浸透** (A. Preece & K. J. Irvine: Journal of the Iron & Steel Institute. vol. 157 (1947) 336)

可鍛鑄鉄で "Peeling" 欠陥ができるとき生ずる組織によく似た鉄の硫化物層が鑄鋼の表面からやゝ内側に形成されることがある。硫化物が鉄中に移動する機構は明白でないのをこれを明らかにするため、鋼試料の表面に硫化鉄或はこれと酸化鉄の混合物を塗り CO 或は CO+CO<sub>2</sub> ガス中で加熱し、硫化物の鉄への浸透を観察した。アームコ鉄表面に硫化鉄を塗布し CO ガス中で加熱すれば温度が 985°C (Fe-FeS の共晶温度) 以上のとき滲炭層の内側に硫化鉄層が形成され温度を高くしても浸透速度はかわらない。加熱雰囲気は H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> のとき硫化鉄の浸透はない。加熱時間が硫化鉄の浸透深度に及ぼす影響

は抛物線的である。硫化鉄の浸透機構は次の如く考えられる。鉄が滲炭される時 C は硫化鉄に固溶されぬから熔融せる硫化物層を通じて表面へ鉄の拡散が起り、この鉄へ C が固溶され滲炭層を作りこのため硫化鉄は内面へ移動する。試料表面に被覆する硫化鉄へ酸化鉄を混合し 1000°C/20hr CO 中で加熱した場合には、100% 硫化鉄と 75% 硫化鉄+25% 酸化鉄の場合に硫化鉄は最も浸透した。硫化鉄と酸化鉄共晶はなかつたが 960°C で浸透が始つた故、顕微鏡では観察されぬが硫化物層は O<sub>2</sub> を含むものと考えられる。加熱雰囲気は CO<sub>2</sub> を混合したとき CO<sub>2</sub> 15% 以下で硫化鉄の浸透が起り、75% 硫化鉄+25% 酸化鉄を被覆した鋼でも 15% CO<sub>2</sub> 以下で起るが、この場合浸透する硫化物は酸化物を含んでい。CO<sub>2</sub> の混合比が減少すると浸透硫化物中の酸化物は減少する。従つて硫化物+酸化物共晶は約 15% CO<sub>2</sub> 以上で安定と考えられる。

鋼の成分が硫化物の侵入深度又形成される硫化物層の組成に影響し、C は 0.60~0.90% では C 量の増加と共に深度は浅くなり、形成される硫化鉄層は分散されその廻りに Mn 硫化物粒子を伴う。C% の増加と共に硫化物の浸透深度が浅いのは硫化物が分散されて粒となるので鉄の拡散が硫化物層のみを拡散しないからである。又長時間加熱すれば(1000°C/200hr) 硫化鉄は硫化マンガへ変る。Mn も硫化鉄の侵入速度を遅くする。加熱時間が短い間は硫化物層は連続しているが、長時間になると破壊され C は内部へ拡散して行く。Si も浸透深度を減少させるが、形成される硫化物層は厚い。1.72% Si 鉄の表面に酸化鉄と硫化鉄の混合物を塗つた場合には、硫化物は結晶粒界に浸透し鉄シリケートを形成する。S は硫化物の浸透に影響しない。

浸透した硫化鉄は 75% CO+25% CO<sub>2</sub> 雰囲気の中で、長時間加熱すれば 20 時間で硫化鉄層中に酸化鉄との共晶が生じ時間の増加と共に酸化鉄が増加し 200hr 後では全て酸化鉄に変る。この場合、もとの硫化鉄の部分以外に酸化鉄は形成されず、拡散してくる O<sub>2</sub> のため鉄の S 溶解度が部分的に異なり S の逆拡散があるためと考えられる。(江口直記)

**高温度に於ける Fe 中の C と Mn の相対的擴散効果** (K. J. Irvine: Journal of the Iron & Steel Inst. June (1952) 142)

アームコ鉄の表面に硫化鉄を被覆して CO ガス中で 1000°C で長時間加熱すれば硫化鉄が一定の層となつて鉄中に浸透して行くが、これと同様なことが N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> ガ

スを用いた場合又は炭素鋼, Ni, Cu モネルメタル等の場合にも起るかどうかが又浸透した硫化物の形状が異なるかどうか等を調べた。実験結果によれば interstitial solid solution を形成し得る元素例えば Fe-C, N<sub>2</sub>, Ni-N<sub>2</sub>, C 等のとき硫化物の浸透が生じ, interstitial solid solution を形成しない Cu-H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, C では浸透は起らない。又この固溶体中の元素が S の溶解度に及ぼす影響が形成される硫化物の形状に関係し, 例えば炭素鋼では Mn を含有するとき S の溶解度を増すので浸透した硫化物の廻りに細い硫化物粒子の分散が見られ, Ni でも同様である。

次に C と Mn の相互関係を調べるため 0.76% C 炭素鋼と 0.226% S, 1.02% Mn の快削鋼を用い, N<sub>2</sub>, CO ガス雰囲気中で 1000~1400°C で実験した。0.75% C 炭素鋼では S は約 1000°C から鉄へ溶解し始め 1350°C で溶解度の急激な変化が生じ, 又 S は C を排斥することが硫化物の分布とパーライト組織の変化から確かめられた。快削鋼は 0.14~0.70% C の範囲に予め滲炭して 1000~1400°C で 100hr まで加熱した。0.14% C 快削鋼では 1300°C まではパーライトを結晶粒界に形成させ, 終には結晶粒界に巨大なセメントイトを形成し, この傾向は 1150~1200°C で最大で温度がこれ以上ではその傾向が弱くなる。S が固溶される速度は高温ほど大きくなり硫化物が結晶粒界に現われる。1350°C で Mn Sulphide は溶解し丸くなる。0.3~0.4% C に滲炭した快削鋼では 1200°C 以上では組織は 4 段階に分れて変化する。第 1 段階は 1200°C で結晶粒界に硫化物が析出し, 第 2 段階は 1350°C で大硫化物の粒界への移動が起り, 第 3 段階は 1400°C における結晶粒界の Fe Sulphide の析出で第 4 段階は結晶粒界が熔融しここに硫化物が集合する。

以上の実験から次の如き結論が得られる。

(1) 純 Fe では S の溶解度は極微量であるが少量の Mn や Ni が存在すれば溶解度は温度と共に急に増加し 1350°C 以上で溶解度及び固溶速度が急増する。

(2) Fe 中の O<sub>2</sub> は Mn Sulphide の融点を低める。

(3) Fe 中の S と C の比が Sulphide の変化に重要な役割を果し, 快削鋼の如き S 量の場合では balancing C 量は 1150°C の 0.3% C から 1300°C の 0.14% 以下に変わる。低 C 量のときは C は結晶粒界へ動かされ, 一方高 C 量のときは S が結晶粒界へ行く。一般の低 S 普通鋼では C は S を結晶粒界へ移動させる。

(4) 約 1400°C で Fe Sulphide が  $\delta$ -rich 相内の結晶粒界で形成される。

以上の実験事実は鋼の過熱又は燃焼に関する研究結果とよく一致し, ある点ではこれを拡張したものである。

又 C と S の動きは偏析のある工業用鋼の加熱に当つて重要で偏析元素は高温で加熱すれば拡散によつて不均一性が除去されるが C と S については S が固溶体へ溶解する 1000~1300°C では逆に不均一性が増加する。

(江口直記)

### ガスタービン用合金における時効

(Nicholas J. Grant and Joseph R. Lane. Trans. A.S.M. vol. 41 (1949) 95~124).

本稿において次に示す 4 種の耐熱合金の高温における時効の特徴について報告している。4 種の耐熱合金とは低炭素の Vitallium 合金, 高炭素の Vitallium 合金, 規格 6059 合金である Ni-Co-Cr-Mo 合金, Multimet 合金の少しかわつたものである。

25V-0 (Vitallium 合金)

C%	Mn%	Si%	Ni%	Cr%	Co%	Mo%	W%	Ta%	Fe%
0.25	1.0	...	...	23	68	6	...	...	...

45R-6 (6059 合金)

C%	Mn%	Si%	Ni%	Cr%	Co%	Mo%	W%	Ta%	Fe%
0.45	1.0	...	32	26	33	6	...	...	...

100NT-2 (Multimet 合金)

C%	Mn%	Si%	Ni%	Cr%	Co%	Mo%	W%	Ta%	Fe%
1.00	1.5	0.5	30	20	20	3	2.2	2	Bol.

111VT2-2 (高炭素 Vitallium 合金)

C%	Mn%	Si%	Ni%	Cr%	Co%	Mo%	W%	Ta%	Fe%
1.10	...	...	...	23	67	6	...	2	...

此等の耐熱合金は 480°C か 540°C の温度までは安定で, 組織上何等の変化がないが, 他の測定法によると或種の変化が行われている。730°C の温度近くになると最初の析出物があらわれる。時効のもつともよくあらわれるのは低炭素合金では 840°C から 870°C の温度範囲である, 高炭素合金では 870°C から 925°C までの温度範囲である。いずれの耐熱合金も析出物の凝集は 925°C 附近にて起り, 1150°C から 1205°C までの範囲で再び析出物は地中に再固溶する。此の炭化物の析出物の溶融点はこの合金よりも低い。次に析出反応の速度を 540°C, 730°C, 815°C, 900°C の各温度において求めた。540°C ではいずれの合金も安定であるが, 730°C で析出反応速度は最大となる。25V-0 合金と 111VT2-2 合金では 730°C の温度で 2 時間目に明瞭なる変化があらわれ始める。然し 815°C と 900°C では直ちに変化があらわれる。これは加熱温度が高くなればなる程変化が早くあらわれて来ることを示す。此の研究で驚くべきことは 4 つの耐熱合金は炭素含有量も合金元素含有量も異なるにもかかわらず殆んど同じ温度で析出し始め, 又同じ高温で再固溶するということである。耐熱合金にとつて時効反応は重要な現象であつて耐熱性に充分利用

し得る。次に4種の耐熱合金についての析出物の各状態があらわれる温度を示す。

合 金	時効開始 温 度	最大の時効変化を 示す温度	時効析出物の 凝集温度	再固溶温度	炭化物の 変移温度
25V-0	1300°F	1550~1600°F	1600°F	2100°F	2300°F
45R-6	1300"	1550°F	1600°F	2200"	2300"
100NT-2	1300"	1700"	1700~1800"	2250"	2300"
111VT2-2	1300"	1600~1700"	1700~1800"	2100"	2300"

(上野 学)

### 鋼におけるグラインダー焼付けの性質とその探知 (L. P. Tarasov and C. O. Lundberg. Trans. A. S. M. Vol. 41 (1949) 893~939)

グラインダーにて研磨する条件が悪いと表面は着色して熱を持つにいたり、表面より 5~6/100in の深さの表面層の物理的条件に影響を及ぼすにいたる。本稿において硬化焼入した鋼の一部分をグラインダーで研磨した際におけるマイクロ組織と硬度の変化について報告し、マクロ組織についても検討している。特に傾斜のついた尖頭部分のグラインダー面をマイクロ組織にてしらべると組織の変化があらわれている、そして組織の遷移部分には結晶粒界のオーステナイト化した部分のみとめられ、この部分は明白色にエッチされた再硬化した結晶粒界に黒くエッチングした充分焼戻を受けた結晶粒内とより成りたつてい。表面層の一番外側に近づくにつれて明白色の結晶粒界の巾が大きくなつて行く。グラインデングの不良の高速度鋼では Rc 63 から Rc 54 に硬度の急激の低下が遷移部分にあらわれる。グラインデングを上手に行うと再硬化現象(オーステナイト化)はおこらず、硬度の低下部分、即ち遷移組織の部分はみとめられない。軟鋼は甚しい研磨によつて硬化せず、かえつて軟化する。グラインダー表面における焼付の跡をマクロ組織により探知し得るし、且又その焼付した部分の応力の評価も可能である。(上野 学)

### マルテンサイトと残留オーステナイトの等温分解 (B. L. Averbach & Morris Gohen: Trans. A. S. M. Vol. 41 (1949) 1024~1060)

本稿においてマルテンサイトの分解速度と残留オーステナイトの分解速度をX線と精密長さ測定の方法によつて研究し報告している。第1段階の焼戻ではマルテンサイトの分解は炭素の放出により進行し、温度が高くなれば分解速度は早くなり、第1段階焼戻の末期においてマルテンサイト格子よりの炭素の放出は止み、そしてセメントサイトを形成し始める。第1段階の焼戻末期における

マルテンサイトの炭素の固溶の程度は温度が高くなり、Cr含有量が多くなると増加の傾向を示す、そして末期のマルテンサイトは中間析出物と準安定平衡を保つていると考えられる。マルテンサイトの分解は焼戻中に生ずる歪除去によつて影響をうける反応速度恒数をもつ次式にて示される。

$$-dc/dt = K \cdot C/t^n; K, S \dots \text{温度に関する恒数}$$

$t$ ... 焼戻時間,  $C$ ...  $t$  時間におけるマルテンサイト格子中の炭素濃度

マルテンサイトの分解による活性熱は約8300Cal/molである。これは殆んどフェライト中における炭素の拡散による活性熱の半分である。焼入硬化した鋼において約5%位の残留オーステナイトは常温でマルテンサイトに等温変態する。この等温変態は焼入後最初の1.5時間までは迅速に進行する、そしてそれ以後は変態速度は減じて行き数ヶ月後には一定になる。この一定になつた変態速度には常温以上に焼戻処理を行つても何等の影響をみとめられない。焼戻温度と焼戻時間が充分に増加するならば良く知られた残留オーステナイトのパーサイトへの変態が行われ、その活性熱は約38,000Cal/molである。この現象(即ち第2段階焼戻)は残留オーステナイトがマルテンサイトに等温分解することと全く区別され得る。(上野 学)

### 鋼の寸法の安定性 (IV) 工具鋼

(B. S. Lement, B. L. Averbach and M. Cohen. Trans. A. S. M. Vol. 41 (1949) 1061~1092.)

本稿において68°F(20°C)における時効による寸法変化を種々の熱処理を実施した4つの低合金鋼と2つの高合金工具鋼について研究し報告している。1年以上の寸法変化を測定しマルテンサイトの分解と残留オーステナイトの変態という観点より此等の熱処理の影響を説明している。低合金鋼においては寸法の安定性はCr, W, Mnの如き合金元素の存在によつて増加するし、又希望の硬度まで焼戻温度をたかめることにより安定化は増す。約300°F(150°C)の焼戻処理前に或いは処理後に

行つたサブゼロ処理は収縮速度を増加させる、そして硬度を増加させる。サブゼロ処理を実施すると低温度で充分長時間焼戻すと高温度で短時間焼戻するよりも硬度も寸法の安定性も高くなる。常温まで直接に焼戻するに比し中断焼戻処理を実施すると寸法の安定性は悪くなり然も中断焼戻後充分高い温度で焼戻すると寸法の安定性は回復するが硬度は非常に低下する。硬度の低下を嫌う場合には中断焼戻後長時間焼戻とサブゼロ深冷処理との繰返を採用することを避けることが望ましい。高合金工具鋼においては焼戻処理が2次硬化を生じるならば寸法の安定性を求めることは非常に困難である。この場合焼戻温度より油焼戻する焼戻処理を数回繰返せば寸法の安定性は改良される。更に此の焼戻処理にサブゼロ処理を加へて実施して、これ等を数回繰返すことは高炭素高クロムダイス鋼の寸法安定性にとつて非常によい処理方法である。(上野 学)

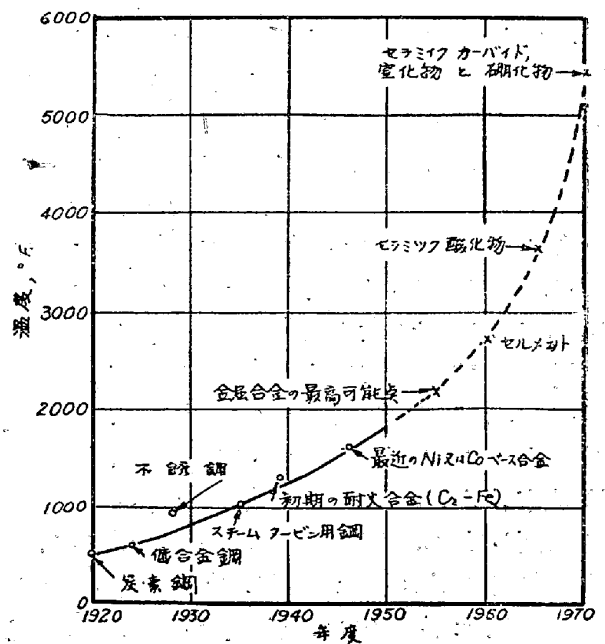
**強度と耐熱性を持つ合金と金属化合物**

(Andre Michel; Metal Progress, 1953, Jan., 121)

フランスの特殊鋼製造技術者である著者は高温用金属とセラミックの研究に於ては自国が世界に冠たるものであるとし、今や高温用合金の改良は単体又は金属結合体としての金属酸化物、金属カーバイド、金属硼化物の研究にある事を指摘している。先づ合金の内のフェライト系の物を挙げオーステナイト系の物に比して、常温の弾性係数の高い事、熱膨張の低い事、鍛造、熱処理、捏造の容易な事、軍需資材として安価な事等の利点と一方靱性が1,000°F以下で急速に減少する事、750°F以下ではノッチ感度の大きな事、熔接の困難なる事、等の不利を述べ、この系の一般的なCr-Mo鋼、Ni-Cr-Mo鋼の成分元素の効果、即Moの靱性に対する積極的抵抗性、Crの酸化抵抗性、Niの焼戻効能性、更に高温高張力に役立つV、析出硬化、酸化抵抗に効あるCbに就て述べている。次にオーステナイト系の物に就ては所謂、流れの抵抗と基地の歪抵抗より高温靱性抵抗を説明して居る。又従来の18-8不銹鋼より更に高温抵抗性あるNi、Co、ベースの物が研究されて居る事や、高温基地の本質的な性質を補強する意味で種々の元素の添加が次の方法で行われている事、即2100°F附近の高温で各種元素を固溶体の形で添加し之を急冷して1200~1500°Fの中間温度に再加熱してこの添加元素を化合物として析出させている事に就て述べて居る。この析出物はカーバイドか中間金属化合物で、現に使用されて居るこの補強元素はW、Mo、Ti、Cb、Al、Ta及びN(之

は析出カーバイドのCと置換し得るから特に加える)等で、現在迄の研究結果では二つ又は其以上の添加による複合生成物は只一つの物よりも遙かに有効であるとの事である。この系で現在市販の物は、Timken型の14~20%Cr、10~30%Ni、6%Mo、W+Cb+Ti4%以下Al約1%、N0.4%の成分のものとNiベースでは英国のNimonic80(20%Cr、2.5%Ti、0.8%Al、0.6%Mn、残Ni)とアメリカの70%Ni、8%Al、21.5%Mo、の成分のものと更に高Co合金ではCo、20%に対しNi20~60%、残Feの一般的成分のものと“Vitallium”(62%Co、28%Cr、6%Moか又は6%W+2.5%Ni)とである。将来は使用温度の上昇を之以上金属合金に期待する事は無理として居る。従つて作業温度上昇とジェットの能率を増進する為に機械的にも化学的にも金属合金より強固なセラミック製品に主力が注がれる様になつたのも当然とされて居る。確かに、セラミックは以上の合金に比ぶれば耐酸化性強く、高温度に於ては一層化学的に安定であり且つ低比重(円心力を減少せしむるに役立つ)な物とされて居る。又正確にはセラミックとは呼ばれないが之と同じ性質のもので金属カーバイドと金属硼化物[Ta、Cb、Ti、W等のカーバイドとCr、Mo、Ti等の硼化物]がある。(窒化物、珪酸化物も価値はあるが現在では研究されて居らない)。之等は粉末冶金の方法で作られ“Cermets”(Ceramic Metalより或れる術語)と名付けられ、現在迄に研究されたものは次の如きものとされて居る。即ち1) Fe、Crと結合せるアルミナ、

高温合金とセラミックの過去及び将来への展望 (J.H. Collins; J. of Aeronautical Sci. April 1940)



2) Co, Ni, Cr, Cu と結合せる Be 及び Zr の酸化物,  
 3) Ni を含有の Cr 硼化物, 4) Ni を含有の Ti カーバイド (“Keranium” としてアメリカでは発達せるもの), 又, Co, Mo を含有の Ti カーバイド, 5) Fe を含有の硼素カーバイド, 等で Ti カーバイド特に Bカーバイドに Ta 又は Nb カーバイドを添加する事は酸化抵抗を改良するものとされて居る。一般にカーバイドセルメットは酸化物セルメットより熱伝導が良く熱衝撃抵抗

はあるが酸化抵抗は劣るものとされている。尙セルメットの比重は金属合金の半分又は  $1/3$  である。又、セルメットは金属の酸化防護用被覆剤として用いられているとの事である。図は J. H. Collins が現在迄の金属の使用最高可能程度と予想される来るべき 20 年間のセラミック及びセルメットの進歩を表示したものである。

(谷 昌博)

## 並形耐火煉瓦の寸法に就てのお願い

日本鐵鋼協會評議員・窯業協會相談役 黒田 泰造

先に鐵鋼協會、耐火煉瓦協會及び燃料協會々誌上に耐火煉瓦の形状に就て載せて貰つた。其反響或は載せて頂いた効能があつたか何うかと心配していたが、先ず相当あつたとの事で喜んで居る。とまれそれを書くのに一年もかゝり、所々に尋ねて書き上げたのであつたので。

此度並形に就て又御願したいと思う。我國の Jis 並形は大体英米形によつたので、日本人の体力、指が短いとか、よく中心まで焼ける様に、或は窯炉には英米の設計によつたものが多いとか、種々研究の上、之が最適との考で決定せられた。即ち英米の並形  $9'' \times 4\frac{1}{2}'' \times 2\frac{1}{2}''$  に対し、それに似た  $230 \times 114 \times 65\text{mm}$  である。しかも  $9''$  と巾の  $4\frac{1}{2}''$  は丁度半分なのを、それでは目地の厚さがないので不合理だとの事で  $230\text{mm}$  の半分より狭い  $114\text{mm}$  とし、先づ  $2\text{mm}$  の目地の厚さをおいたのは英米及独の並形より日本が一步進歩したと云えよう（私が丁度規格の委員長をしていたが、便所に立つて居る間に話が進み、甚だ結構とそれに賛成したのである）、元来此並形規格に対し以前の規格商工省形と称する  $215 \times 105 \times 65\text{mm}$  では少々小さすぎ、築炉上不経済だとの考もあつた。以前の規格は官庁方面でよく用いて頂いたが、此頃は殆んど Jis にされて居る。八幡製鉄所では独逸風の技術を入れたので、並形は独逸形即ち  $240 \times 120 \times 70\text{mm}$  であつたのに、しかも同所で多く煉瓦を造り又自分で使うに係らず、いち早く此規格に代えて下さつたのは誠にうれしく感じたのである。そして大体製鉄業者（煉瓦の  $60 \sim 70\%$  の需用者である）、の方では殆んど此の Jis の規格を使つて居らるゝ。珪石煉瓦は現今先づ Jis である。然るにまだ次の様な三つの並形が少々用いられて居る。

(1) 東京形  $227 \times 109 \times 60\text{mm}$  ( $7.5 \times 3.6 \times 2$  寸)。

(2) 瓦斯並形  $227 \times 113 \times 73\text{mm}$  ( $9 \times 4\frac{1}{2} \times 3$  寸)。

(3) 旧規格  $215 \times 105 \times 65\text{mm}$ 。又、現規格  $230 \times 105 \times 65\text{mm}$ 、英米形  $9 \times 4\frac{1}{2} \times 2\frac{1}{2}''$  ( $229 \times 114 \times 64\text{mm}$ )、

独逸形  $240 \times 120 \times 70\text{mm}$ 。旧規格も鐵道など大体止められるとの事、又関西形と云うのもあたと。

元来修繕用の如きものには其炉に適合すべくやむなく Jis 規格以外のものも用いられねばならぬ事もあるが、何とか早く東京形なども異形として扱い、Jis 並形一本にして頂きたいのである。之は以前尺寸で表はされていた ( $7.5 \times 3.6 \times 2$  寸) のと容積が Jis  $1.7\text{Dm}^3$  に対し  $1.5\text{Dm}^3$  で少々軽いのに Jis より価が安いと思つてうっかり購買さるゝ為である。商工省形もまだ少しは用いられて居り、瓦斯形など瓦斯会社の技師で御存知ない位に此頃少なくなつて居る。

突は御承知の如く日本の煉瓦は形は不整で、しかもコストが多くなると云うのも此つ前にも述べたが煉瓦業者が多く、そして弱くて注文の方が強く、面倒な形のものも唯々として承諾する。米国辺りでは Order made は僅に  $20\%$  であるのに、日本では反対に  $80\%$  となつて居り、いかに非能率であるかゞわかる。米国では体形は正しく築炉も簡単で早く出来る。其上有名な Harbison Walker 社等は一々煉瓦に電信略号を付し電報で注文が出来る。元来煉瓦には原料を永らくねかして造つたり、型を造るに堅い木で随分手数がかゝる。簡単化されて早い強力な Press だとか、粒度調整とか、真空を用うるとか立派な良きものをどしどし造つて貰いたいが一々形が變つてはそれが出来ない。従つて築炉は遅くなり、煉瓦を切つたり又其目地は薄く積めない、是非需要者も規格を尊重して頂きたい、全く御互に損なのである。かくて Order made が  $20\%$  となり、双方でストックを多く持たぬ事にしたい。

よく使用工場で余つた煉瓦等がそんざいに積まれていて、それが最も嫌うべき雨水にぬれていたり（寒国では尙の事恐ろしい）時には青かびの生えたのを見る事がある。切に皆様の御考慮を願う次第である。