

## 抄 録

## —耐火物—

## ウラニウムその他の金属熔解鑄造用耐火物

(S. D. Stoddard W. T. Harper Bulletin Amer. Cer. Soc. March 1957 Vol. 36No. 3 p. 105~108)

ウラニウムその他の金属の熔融鑄造には純酸化物の耐火物が用いられる。この報告はその耐火物の純度とか製作方法を論じさらにその保護皮膜とそのつくり方におよんだものである。

坩堝は泥漿鑄込式乾式圧縮手打のいずれでも成型できる。MgO 98%, SiO<sub>2</sub> 1.0~1.5%, CaO 0.1, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0.1 融点 2800°C を用いる。ボンドとしては MgSO<sub>4</sub>/MgO = 6% を 20% の濃度溶液として用いる細度は 200M 通過 60% 100M~200M 40% を用いる。成型圧は 700 kg/cm<sup>2</sup> 焼成温度は 1850°C 誘導炉内で焼成する。後 1200°C で再焼成して炭素を抜く。

酸化石灰の坩堝はウラニウムおよびその合金の純度が極端に高い必要のある場合に使用する。酸化石灰は吸水性が大きいから 90°C で炉内から取出しただちに密閉した金属容器やデシケイター内に入れて貯蔵しなければならぬ。石灰は分光化学的純度を要する。乾式圧縮成型には 1% の蜜蠟を四塩化炭素にとかして用いる。結合材と潤滑材として使用する。均一に分布させるためによく攪拌しかつ徐々に加熱し四塩化炭素を蒸発させる。

泥漿鑄込式成型では無水アルコールを用いる必要がある。それでも蒸発が速いときは型がこわれやすい。焼成温度は 1700°C で誘導炉中で行いさらに再熱することはマグネシアの場合と同じ。

酸化トリウムも全く同様にして使用することができる。ただし酸化トリウムには水を混ぜることができる。また鉄その他ウラニウムに濡れない特長がある。

## 酸化アルミニウム坩堝

325M 全通のアルミナ	1960 g	} ball mill に入れ 11時間50~52rpm で回転させる。
ベントナイト	10 g	
ボールクレ	30 g	
蒸溜水	1250 g	
磁性ボール 1" φ (高密度)	3185 g	
1/2" φ (高密度)	1015 g	

1/8" までの厚みの製品ができる。

以上は泥漿鑄込法の場合のことであるが乾式圧縮成型法の場合には Polyethylen glycol の 50% 水溶液を結合材として使用する。アルミナの細度は 325M 全通 60% 28M~100M のもの 40% を用いる。結合材の量はアルミナの 4% 従つて水の量も 4% である。成型圧は 700 kg/cm<sup>2</sup> 焼成温度は 1400~1800°C

皮膜黒鉛は各種金属溶融に極めて便利な材質であるが高温においてカーバイトをつくりやすい欠点がある。これを防止するために皮膜を塗付する。皮膜は酸化マグネシウムを硫酸マグネシウムの溶液でぬりつける。ただし混練後 30 分以内に使用する必要がある。10~100 μ 水銀柱の真空中で 700°C に加熱する。(三輪基治)

## 珪酸アルミナ質煉瓦の使用中に起る異常変質

(Louise Halm: Trans. Intern. Ceram. Congr.

3rd Congr, Paris 1952 p. 183~191)

本報告は珪酸アルミナ質(珪酸の多い)煉瓦のガラス用坩堝炉についての報告である(電気炉の珪石煉瓦についても同様の現象が起り得ることを認めている—訳者註)この炉では煉瓦が多孔質になつて損耗されて行く。試験の結果鉍滓化した様子もなければ格別フラックスが増した様子もないが成分は明らかに最初とは異つたものになつてアルミナが 40~60% におよんでいた。結局 SiO<sub>2</sub> が SiO に還元されこの SiO は極めて気化しやすいから煉瓦が損傷されると考えられた。(三輪基治)

## 耐火物の試験成績と使用実績の予見について

(J. H. Chester J. Mackenzie: Trans Intern. Ceram Congr. 3rd Congr. Paris 1952 p. 155~64)

耐火煉瓦の使用実績を唯一項目の試験成績だけから批判することはほとんど不可能である。各種の試験を併せて行つてその全結果を総合して考える必要がある。この間の事情を実例を以て説明している。特に粘土質煉瓦にあつては再熱収縮が極めて大切である。クロマグ煉瓦では酸化鉄と接触させた場合に起るパースティングの測定が重要である。耐磨性を予見するにはそれと同じようなガスの流れ具合温度溶材条件下特別の試験を行わねばならぬ。造塊煉瓦のスポーリングを予知するのは焼けすぎの程度を検査するのが極めて有効である。安定ドロマイト煉瓦の損耗機構の説明や海水マグネシアの評価や炭素煉瓦の耐磨性の向上にも有効な実験室的試験方法がある。煉瓦自体の品質の差異や使用条件の差が多いため試験結果と実用成績とはなかなか一致しない。他の人の試験結果を比較引用する場合にはその試験方法の詳細を知らないととんだ誤りを犯すことがある。国際規格が要望される所以である。(三輪基治)

## ホットトップ用耐火物として鑄込耐火物

(R. J. Tatensek; A. T. Peters: J. Metal April 1957 p. 582~585)

これは 1955 年 10 月に開かれた米国の鉄鋼研究会の平炉鋼製造技術委員会における討論結果である。

キャストブルのホットトップは煉瓦製のものに比し二倍保つ。しかしキャストブルが損耗して容積が 15% 位増大するのでそれだけ鋼の損失も増大する。対象にしたホットトップは 27<sup>3</sup>/<sub>4</sub>" 角で鋼塊の大きさは 12,500~12,200lb であつた。キャストブルとしては SiO<sub>2</sub> 39.0% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 48% CaO 10% FeO 1.0% その他 2% のものを用い鋼板の上にグリースを塗つて型枠として成型し固つたら脱型してガスで 48 時間かかつて乾燥して用いた。表面にドロマイトクリンカーの粉末をポルトランドで固めて塗りつけておいて時々修理する。キャストブルで 120 回位の寿命が得られる。(三輪基治)

## —製 鉄—

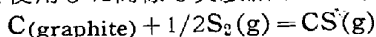
## CS および炭素飽和溶鉄中の硫黄の熱力学上の性質

(C. J. B. Fincham & R. A. Bergman: J. Metals, 1957. Vol. 9, No. 5, p. 690~694)

1600°C と 1800°C で含硫炭素飽和溶鉄と A-CS<sub>2</sub> 混合ガスとを平衡させて、その結果より気体の CS の標準生成遊離エネルギーを求めた。

使用した炉は内径 1/2 in, 長さ 3 ft の黒鉛管を抵抗体兼反応管とした電気抵抗炉であり、反応ポートは純黒鉛棒を削って作成したもので、同時に2つの試料を入れることができる。温度測定は光高温計で行った。試料は純鉄と黒鉛の混合物より熔製した炭素飽和鉄および純鉄、黒鉛、FeS の混合物より熔製した含硫炭素飽和鉄 (0.98% S) とを母合金とし、この2種の母合金を適当に混合して種々の硫黄含有量の試料を熔製した。なお試料の重さは約 1/2 g とした。また実験の際にポートに入れる2つの試料の硫黄含有量は予想される平衡値よりも少ないものと多いものにして、予想される平衡値の両側から平衡値に接近させた。実験温度は 1600°C および 1800°C, 実験時間は 75~290 分, A-CS<sub>2</sub> 混合ガスの流速は標準状態に換算して 9~17.4 cm<sup>3</sup>/sec である。実験終了後は試料をのせたポートを炉の端へ速かに移動して急冷し、試料の硫黄含有量を燃焼法で分析した。また A-CS<sub>2</sub> 混合ガス中の CS<sub>2</sub> はキサントン酸塩法で分析した。

以上の実験結果と Morris と Buehl の H<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>S 混合ガスを使用した同様な実験結果とから計算によつて



の反応の平衡恒数を求め、さらに CS の標準生成遊離エネルギー変化を表わす方程式として

$$\Delta F^\circ_{1873^\circ-2073^\circ K} = +59000 - 22.75T (\pm 7000) \text{ cal}$$

を得た。

また 1600°C における含硫炭素飽和溶鉄の S<sub>2</sub> の蒸気圧と含硫無炭素溶鉄の S<sub>2</sub> の蒸気圧とを比較した結果、前者の S<sub>2</sub> の活量係数は後者のその約 7 倍近くになったが、これは高炉での脱硫効率の方が平炉での脱硫効率よりも高い理由の一つである。(平野見明)

## — 製 鋼 —

製鋼作業における水素について (H. Epstein, J. Chipman & N. J. Grant: J. Metals 9 (1957) Apr. pp. 597~608)

酸性平炉 3 基, 塩基性平炉 2 基, 塩基性電気炉 7 基について脱炭, 脱酸, 出鋼, 注湯等の各時期における H 含有量を調査した。最初に従来の文献を概観し、つぎに試料採取方法および分析方法について述べている。試料はティラー式鋼製採取器を改造して用いた。真空ガラス管式の採取器を用いると結果が少しバラついた。試料は液体窒素中に保存し H の放出を防止した。オーステナイト鋼は常温に保持しても H は逸出しないがフェライト鋼ははなはだしい逸出が認められる。-80°C のドライアイス+アセトン中に貯蔵すると 12 日以内は少くとも H の減少は認められないがアセトンが吸収されるため高値をえる。

H 分析方法は 1% Si, 0.5% Al を含む Sn 中で試料 1~10 g を溶かし 1100°C において真空抽出したガスの熱伝導度を測定する方法によつた。製鋼作業中の H 含有量の変化はつぎのとおりである。1) 脱炭期 (酸化期) には CO ガス気泡の発生によつて H は低下するが

4 ppm. 以下とするためには塩基性平炉では 0.50% C/h, 酸性平炉では 0.20% C/h の脱炭速度を必要とする。塩基性平炉は塩基性電気炉よりも酸化末期の H 含有量は高い。H の吸収は炉内の水蒸気によるもので平炉より電気炉の方が H 含有量が低いのは炉内水蒸気量が少なるためである。また酸性平炉スラッグは塩基性平炉スラッグより H の吸収速度が小なるため酸性平炉鋼は塩基性平炉鋼より H が低い。2) 脱酸すると CO 気泡の発生がやみ H の吸収速度が H の除去速度をこえるので H は増加する。挿物は十分乾燥しておかないと H を増加する。塩基性電気炉では還元期にあまり H が増加しないがこれは炉内の水分が小なるためである。3) 出鋼, 注湯時についてはキルド鋼は炉前より取鍋試料が平均 0.5 ppm だけ H 含有量は高い。取鍋や湯道の耐火物, 鋳物塗料などが水分や H を含む材料をもつと熔鋼は H を吸収する。新しい取鍋では H は 1 ppm 増加し, 3 回目では 0.3 ppm 増加した。塗料を施さぬ鋳型と乾燥砂型では H は低く 4 ppm 程度で, 塗料を厚く施した鋳型は最も高く 8.6 ppm, 生砂型はこの中間であつた。

セミキルド鋼は CO 気泡が発生するため取鍋試料は炉前試料より H は低い。熱力学考察を加えると一般に  $K_H = [H]/P_{H_2}^{1/2}$ ,  $K_{H_2O} = P_{H_2O}/(P_{H_2}[\%O])$ , 炉に侵入するガスの最初の水蒸気分圧を  $P'_{H_2O}$  とすれば  $[H] = L(P'_{H_2O})^{1/2}$

$$\text{ただし } L^2 = K_H^2 / (1 + K_{H_2O}[\%O])$$

実測値はこの式でよく説明される。

また H の除去速度と脱炭速度との関係は 1600°C において次式で与えられる。

$$-\frac{d[H]}{dt} = 4 \times 10^{-4} [H]^2 \frac{d[C]}{dt}$$

H の吸収が行われない場合の脱炭速度と H の除去速度の関係図が示されている。脱炭速度が大になると H の吸収速度も大となると思われる。(盛 利貞)

ロートル製鋼法の原理と成果 (R. Graef: Stahl und Eisen 10 Jan. 1957 p. 1~p. 10)

Oberhausen で行なつたロートル製鋼法は基本的に言つて昔から行われている酸素製鋼法の延長である。mixer 中や平炉浴中で酸素ランスにより銑鉄を処理する方法は炉, ライニングの寿命が極端に影響されるためにあまり行われなくなつた。この困難を解決するのが回転炉の使用である。ロートル法は円筒状炉を円筒軸を中心に回転させ2つのランスで酸素を送り1つは浴中へ1つは浴上に酸素を吹付ける方法である。

現在のロートルプラントは 1952 年 4 月に実際的なテストを始めた。ロートル炉は長さ 48 ft 内径 8 ft 10 in 外径 12 ft 2 in である。この円筒状炉の両端は開口になつており前端の開口部から銑鉄, 酸素, 造滓剤を装入し後端の開口部には平炉で用いる種類の出鋼ホールがあり排出ガスや鋼滓を取り出すのも後端の開口部である。

回転速度は連続的に 0.1~0.5 r.p.m 変化できる。炉のライニングは 2 層よりなつておりすなわち 4<sup>3</sup>/<sub>4</sub> in (120 mm) のマグネシヤ煉瓦のパーマネントライニングと打ちつけタードロマイトの層である。開口部の囲りの煉瓦リングはクロムマグネシヤ製である。酸素は前端開口

部より吹きこまれるが独立に容量や圧力、濃度をコントロールできる2つの分離したサーキット（第1と第2）より吹きこまれる。

第1酸素は水冷ノズルを通じて熔鉄面下に吹き込まれ浴を酸化し攪拌する。第2酸素は浴面に吹付けCOの燃焼を完全にする。排出ガスは反対口から完全に引き出される。ロートル炉が空の時や再ライニングの後に油バーナーで加熱をつづける。

高磷銑鉄を鋼まで精錬する時はダブルスラッグ法を用いる。鋼浴粗成がC約2%でPが0.1~0.2%以下になつた時第1除滓を行なう。その後石灰と鉍石を添加して最終脱磷のための第2の鋼滓を作る。

溶解の出鋼から出鋼までの時間は約2時間である。鉍石や石灰の装入に15分かかり、銑鉄の装入に10~15分、その後酸素吹込に50~60分かかかる。鋼滓の除去と出鋼に各々約10分かかかる。

酸素吹込時間の最初の1/3の間は脱磷反応が脱炭反応よりも激しい。普通のベッセマーだと脱炭反応が脱磷反応に先行するがロートル法だと脱磷反応が先に進む。COの燃焼とそれとともなう温度上昇は熔鉄の精錬を促進させるに有効な因子である。

またロートル法では普通の塩基性ベッセマー転炉や平炉よりも硫黄が減少する。これは鋼滓温度が高いためである。 (吉村恒夫)

—加工—

高度の鋼片生産を目的とする鋼塊の設計

(H. G. Jones, P. D. Dickerson & D. T. Steer: Iron & Steel, Vol. 29, No. 14, 1956, 612)

Abbey 電工会社の圧延部門では、鋼塊を圧延する時間と、鋼片の広範囲な寸法に対する圧延比との関係から次の二つの重要事項を明らかにした。すなわち①6段階の圧延は、かなりの時間を消費するので特別な品質の鋼材でない限り4段階圧延によるべきであることと②圧延型の同じものでは、鋼塊の圧延時間と、鋼片の全圧延比とが略々直線の関係にあることである。

そしてこの圧延工場での経験から次の簡単な関係式が誘導された。

$$\text{鋼塊圧延時間 (sec)} = 2 \cdot 52 [\text{全断面収縮 (inch)}] + 34 \cdot 7 \dots\dots\dots (1)$$

この式において、単位時間の圧延生産量 [4段階圧延に制限] を換算する時には、各鋼塊間の圧延間隔は6秒を許容されることにした。

今重量 17.1 t, 断面積 60in×36in, の鋼塊 (鋼塊質量: 0.255 lb/in<sup>3</sup>) を 50 in 巾に圧延する時、鋼片の厚さ (鋼片質量: 0.283 lb/in<sup>3</sup>) は 5 1/2 in となり、その断面収縮は (60-50) + (36-5 1/2) = 40 1/2 in となる。したがって (1) 式より、この鋼塊は理論上約 137 秒の時間で圧延されることになる。さらに重量 13 t, 断面 67 in×28 in の鋼塊を 50 in 巾に圧延する時、鋼片の厚さは 4 1/2 in となり、(67-50) + (28-4 1/2) = 40 1/2 in の断面収縮より、圧延時間はふたたび 137 秒となる。しかしながら、その圧延 t 数を比較すると後者は 376t/h であるのに、前者は 425 t/h にもものぼっている。また、Table 1 より鋼塊の巾が増大することは、厚さの場合

より遙かに圧延 t 数に影響することがわかつた。

これらの事実より、鋼片の生産増強の方法が示唆されるわけである。

この意味で、品質と両立した最厚の鋼塊がそれだけ、生産圧延屯数を上げるということになる。

もちろん、生産 t 数に目標を置いた鋼塊の寸法も、結局は最上の圧延率、最適の加熱条件を考慮に入れた鋼片の厚さ、および圧延後の酸洗等の処理に適合した鋼片重量等を考慮に入れて折衷したものでなければならぬことは明らかである。

Table 1. Summary of selected ingots reduced to a pair of 50-in slabs.

Width in	Ingot		Slab Thickness in	Rolling rate tons/h
	Thickness in	Weight tons		
67	28	13.0	4 1/2	376
	30	13.9	5	392
	32	14.8	5 1/2	408
	34	15.7	5 3/4	419
	36	16.7	6	433
60	30	12.4	4 1/2	395
	32	13.3	5	410
	34	14.1	5	419
	36	14.9	5 1/2	432
56	32	12.4	4 1/2	411
	34	13.2	5	424
	36	14.0	5	432

(谷 昌博)

—性質—

新しいロールの性質と用途 (H. Goebel: Stahl und Eisen, Feb. 7, 1957, Heft 3)

この報告では新しい2つの種類のロール、すなわちインディフィニットーチル(グレン)ロールと球状黒鉛鑄鉄(DCI)ロールの組織、化学成分、機械的性質、およびその使用成績をチルドロールまたは鋼ロールと比較している。

ドイツおよび米国では最近圧延機械がいちじるしく発達し、これに使用されるロールの材質に対し、とくに熱間亀裂のおこりにくいこと、耐磨耗性の大きいことが要求され、この要求に対しグレンロールと DCI ロールができた。

グレンロールでは Ni, Cr, Mo, または Cr, Mo を加えて、パーライト、ソルバイト、トルースタイト、マルテンサイト組織のものも作られる。DCI ロールでは燐共晶、硫化物が非常に少なく、全部パーライト組織だけのものは非常に強靱であり、また黒鉛のないチル層をもたすことも不可能ではない。また Cr を加えるとロールの中心部までセメントタイトが現われて強度が下つて脆くなるため Si により調節する。マルテンサイト組織の DCI ロールはグレンロールより高い硬さを期待することはできない。

グレンロールおよび DCI ロールの化学成分は Table 1 の通である。グレンロールは型鋼用ロールから発達し

Table 1.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
グレンロール	2.8~3.5	0.7~1.3	0.3~0.8	0.05~0.2	<0.08	3	1	0.2~0.6
DCIロール	2.9~3.6	1.5~2.5	0.4~1.5	0.01~0.1	痕 跡	1.5~2.0	0.2~1.0	

熱間亀裂が少く、硬度の変化が少いため板およびストリップ用ロールにも使われるようになった。DCIロールは強度耐摩耗性ともに大きく、鋼ロールまたは鋳鉄ロールの代りに使われる。著者の工場ではつぎの4種のDCIロールが作られている。

① 鋳鋼、鍛鋼ロールの代りに棒鋼、線材用粗ロール分塊ロールに使われる。ロールの中心部はパーライトとフェライトで胴の表面にはセメンタイトがあり、引張り強さ 45~55 kg/mm<sup>2</sup>、伸び 3~5%、硬さ 45 Hs である。

② 鋳鋼ロールの代りに衝撃の大きい、熱間亀裂の危険性のあるところに使用され、引張強さ 70~80 kg/mm<sup>2</sup>、伸び 1~3%で①より耐摩耗性が大きい。

③ パーライト質 DCI ロールで鋼ロールの代りに、衝撃はなくて、耐摩耗性の必要な型鋼、棒鋼用粗ロールに使われる。引張強さ 50~60 kg/mm<sup>2</sup>、伸び 1~3%、硬さ 50~60 Hs。

④ 半硬質、軟質ロールの代りに使われる。パーライトセメンタイト質 DCI ロールで、引張強さ 30~40 kg/mm<sup>2</sup>、伸び 0~1%、硬さ 60 Hs で、耐摩耗性大きく軌条、型鋼用に使われる。

グレンロール、DCI ロールを粗ロール、大型、中型、小型ロール、線材ロール、厚板、中板、薄板用ロール等 29種のロールに使用した場合、鍛鋼ロール、鋳鋼ロール、半硬質および軟質ロール、チルドロール、Mo 入りチルドロールと圧延成績を比較したところ、最高 530%の向上をみた。

なお、米国ではロールの中心部を DCI とした複合グレンロールも作られている。(安原四郎)

#### Ni-Cr 鋼の高温鼻部焼戻脆性について

(L. D. Jaffe and D. C. Buffum: J. Metals, (1957), 9, Jan, p. 8~16)

Ni-Cr 鋼 (SAE 3140鋼) について研究の結果、焼戻脆性が恒温的にかつ急速に2種の温度範囲にて発生することを確めた。すなわち 490~550°C 間に発生する低温鼻部脆性と Ac<sub>1</sub> 点直下 (675°C 附近) に発生する高温鼻部脆性とである。これら2種の焼戻脆性は腐蝕液に対する反応速度および破面の進行経路等がそれぞれ異っている。すなわち腐蝕液として ethereal picric acid を用いて腐蝕速度を観察すると、低温鼻部脆性に属するものは無脆化試料より腐蝕速度が急速であり、これに反して高温鼻部脆性に属するものは遙かに遅かった。また破面の場合、低温鼻部脆性に属するものは破面はオーステナイト結晶粒界に沿って進行し、高温鼻部脆性に属するものはフェライト粒界に沿い、また無脆化状態のものは結晶粒の中を通って進行する。

高温または低温鼻部脆性範囲のいずれであろうとも、試料を一定温度にて焼戻脆化後、次に Ac<sub>1</sub> 点以下のよ

り高温度に保持すると、その脆化の様相は後に保持した温度だけに単独に保持したがごとき状態に急速に変化する。これとは逆に一定温度で脆化後さらに低温度にて保持した場合には、最終の脆化程度は、それぞれ単独に脆化させた場合よりも程度の差こそあれさらに大となる。ただし保持温度を両者ともに低温鼻部脆性範囲とした場合には、初めに一旦復元現象を示した後さらに長時間保持すると脆性を増加する。

試料を変態点下の焼戻温度範囲から徐冷する際に発生する脆性は、低温鼻部脆性の性状を示し、主として 600~500°C 間を通過中に発生する。

これら2種の脆性の根本原因は現在なお不明であるが現在まで一般に低温鼻部脆性は、鉄の炭化物と考えられる非常に細かい核がオーステナイト結晶粒界へ析出する現象か、または固溶炭素原子のオーステナイト結晶粒界への偏析に起因すると考えられており、また高温鼻部脆性は一部の人々によつてフェライト結晶粒の成長または炭化物核の凝集に起因すると考えられている。しかし今回の実験によつてつぎのごとく考えられる。高温鼻部脆性範囲において脆化させた場合に、フェライト結晶粒の顕著な変化なしに遷移温度が 90°C も上昇するという現象が観察された。これによつてフェライト結晶粒の成長がこの脆性の主要因子とは考えられない。また炭化物粒度の成長は高温鼻部脆性範囲に保持することによつて観察することができたが、一般の焼戻操作においても大なり小なり炭化物の粒度の凝集が起るのが普通であり、この現象が靱性を一般に漸増させるので、この凝集現象が脆性の直接原因とは考えられない。高温鼻部脆性は不可逆的脆性といわれているが、高温鼻部脆性のある温度で焼戻後焼戻温度をさらに上昇すると、保持時間の比較的短いうちに復元現象(遷移温度の低下)を発生し、その後時間の経過とともにふたたび遷移温度が上昇する。すなわち現在の研究結果ではこれらの現象は可逆的である。

オーステナイトが少し形成される Ac<sub>1</sub> 点以上の温度で恒温処理を行うと、その脆性の性状が高温鼻部脆性の脆性と大勢において同じであつた。この事実は高温鼻部脆性の本質を明らかにするのに非常に重要な点を含んでいると考えられる。

低温鼻部脆性範囲にて長時間恒温的に保持すると脆性は次第に減少し、あたかも過時効のごとき様相を呈する。この現象から考えて、低温鼻部脆性の原因として固溶炭素原子のオーステナイト結晶粒界への偏析という説では説明が困難である。(吉田勝彦)

#### 超高抗張力構造材料に有用な型鋼

(J. C. Hamaker, Jr.: Metal Progress 70 (1956) 6, 63~96)

航空機用材料の選択に際して、1) 抗張力約 154~196 kg/mm<sup>2</sup> で、なお十分な靱性をもつこと、2) 高速化に

ともなう表面温度の上昇に耐えることの二点が重要であるが、“Hotform”と呼ばれる、0.4% C, 5.0% Cr, 1.3% Mo, 0.5% V (A.I.S.I. H11) の型鋼がこの二つの特徴を備えた合金鋼としてすぐれている。

この材料の室温でもつともよい機械的性質は、1010°Cから空冷焼入後、約540~565°Cで二回焼もどしによつて得られ、抗張力185~200kg/mm<sup>2</sup>、耐力158~165kg/mm<sup>2</sup>、伸び7.8~8.5%、V切欠シャルピー衝撃値2.1~2.8kmである。全抗張力域で低および高Si含有の4340鋼よりも靱性においてすぐれている。また切欠感受性も低い。この高抗張力—高靱性は空冷焼入、および焼もどし二次硬化直上の高温で焼もどすことによる残留応力の完全除去、残留オーステナイトの分解などにきせられる。

高温での機械的性質は室温~約540°Cで既知のいずれの耐熱合金にもまさり約540°Cで抗張力126kg/mm<sup>2</sup>、耐力98kg/mm<sup>2</sup>、V切欠シャルピー衝撃値4.1kgmを示しその重量—抗張力比はTi合金よりもよい。また時効処理を施して強度を得るものに比し組織的に安定である。高温保持時間、温度と軟化の関係はHollomonなどによつて提出された経験式によく一致する。

この他、耐蝕性、耐酸化性にすぐれ溶接その他の作業方法も長い間の経験によつて確立されており広い分野における用途が考えられる。(岡田隆保)

#### 焼入硬化能が大きな鋼の焼入性試験

(C. M. Carman, D. F. Armiento and H. Mar-

kus: Metal Progress 71 (1957) 5 P. 77~80)

焼入硬化能が大きな鋼の焼入性試験方法として W. Wilson により考案せられた方法 (Trans A.S.M. Vol. 43, p. 454) をより簡単で合理的なものに改良した。試験片寸法は 1<sup>1</sup>/<sub>2</sub>inφ×11in で長さ方向に 1~1<sup>1</sup>/<sub>2</sub>in 間隔で、熱電対を入れる 3/16inφ の孔を 7ヶ所つけてある。これを試験片の両端面および周辺の 3つに分れた加熱部をもつ縦型管状炉内に装入したステンレス製筒の中に入れ適当なオーステナイト化温度に 1h 均熱する。焼入の際は、下端面加熱用ヒーターを取り除き試験片を 3in 下方にずらして標準ジョミニー試験法と全く同様に下端面を噴水冷却する。ステンレス製筒は試験片水冷端より 1/8~1/4in 上まで同時に下げる。暫時冷却を行つた後炉温をプログラムコントローラーにより水冷端より 3in の位置における冷却速度に対応するよう冷却する。冷却後試験片の円周上対称の位置 2ヶ所を長さ方向に深さ 0.030in 研磨し水冷端よりの硬度変化をロックウェル C にて測定し通常のジョミニー曲線と同様の記録をとる。この方法を用いて NE98V65, NE86V65, A.I.S.I. 4150, 4160, 4170 などの各鋼種を対象に、再現性、焼入温度による変化、相互の焼入性比較などを試験した結果、これらの焼入硬化能が大きな鋼の焼入性を細かく比較することが可能でかつ大物の熱処理にたいして有効な資料が得られることがわかつた。(田坂鋼二)

## 寄 贈 図 書

### 近代鋳業と先覚

大河原三郎著 鋳業史料研究会発行 (非売品) 135 頁 B6

本書はわが国鋳業ならびに製鉄業における黎明期の先覚者大島高任、山尾庸三、和田維四郎、渡辺渡、大島道太郎、小花冬吉、団琢磨、神田礼治、服部漸、ライマン諸先生の業績と貴い人格を叙したもので、筆者が直接受けた実話、印象が生きいきとして紙面に溢れている。上記の諸先生が斯業発展の今日ある基礎を築かれた当時の苦心、忍耐、努力、真摯、節度、礼儀、友情に対して誠に畏敬の念を禁じ能わざると共に斯業黎明期の事情を知る上にまたとない良書である。

(注) 非売品であるが御希望の方には実費 150 円でお取次します。協会まで御申下下さい。