

抄 録

—製 鋼—

√ 簡単なスラッグ中における Fe, FeO, Fe₂O₃ 及び CaO の活量

(H. R. Larson and J. Chiman: J. Metals 6 No. 6 (1954) 759~762)

Gibbs-Duhem 式は 3 元系に対して次式で与えられる。

$$N_1 d \ln a_1 + N_2 d \ln a_2 + N_3 d \ln a_3 = 0$$

ただし N_1, N_2, N_3 は各成分のモル分率, a_1, a_2, a_3 は各成分の活量である。Wagner の方法によつて

$$y = N_3 / (N_3 + N_1)$$

とおけば上式より

$$\left(\frac{\partial \ln a_1}{\partial N_2}\right)_y = \frac{-y}{(1-N_2)^2} \left(\frac{\partial \ln a_2}{\partial y}\right)_{N_2} - \frac{N_2}{1-N_2} \left(\frac{\partial \ln a_2}{\partial N_2}\right)_y \dots\dots\dots (1)$$

(1) 式を CaO-FeO-Fe₂O₃ 系にあてはめるためにこの系を CaO-FeO 系と考へて (1) 式の 3 成分すなわち添数 1, 2, 3 をそれぞれ Fe, O, Ca O とすると (2) 式が得られる。

$$\left(\frac{\partial \ln a_{Fe}}{\partial N_0}\right)_y = \frac{-y}{(1-N_0)^2} \left(\frac{\partial \ln a_0}{\partial y}\right)_{N_0} - \frac{N_0}{1-N_0} \left(\frac{\partial \ln a_0}{\partial N_0}\right)_y \dots\dots\dots (2)$$

(2) 式を求めるに当つて熔鉄と平衡状態にあるスラッグ中の Fe の活量を標準にとり, y : 一定の線に沿つて (2) 式を積分する。この場合の境界条件は (3) 式で与えられる。

$$\log a_{Fe}(N_0, y) = \log a'_{Fe} + \int_{N_0'}^{N_0} \left(\frac{\partial \log a_{Fe}}{\partial N_0}\right)_y dN_0 \dots\dots\dots (3)$$

ただし N_0' は $a'_{Fe}=1$ の場合のスラッグ中の O のモル分率である。(3) 式を y : 一定の線に沿つて積分すると

$$\log a_{Fe}(N_0, y) = -y \int_{N_0'}^{N_0} \frac{\partial}{\partial y} \left(\frac{\log a_0}{(1-N_0)^2}\right)_{N_0} dN_0 - \int_{N_0'}^{N_0} \frac{N_0}{1-N_0} d \log a_0 \dots\dots\dots (4)$$

が得られる。

さて CaO-FeO-Fe₂O₃ 系スラッグの各成分の活量を

求めるためには次のごとくにした。すなわちこの 3 成分スラッグと CO-CO₂ 混合ガスを 1550°C において平衡させた場合のスラッグ成分及びガス成分より p_{O_2}, y, N_0 の関係を求めて図示しこの関係を (4) 式に入れて図式的に微分又は積分を行つて計算すると y の種々の値に対する N_{Fe} と $\log a_{Fe}$ との関係が得られこれを図示した。次に CaO の活量は p_{O_2} : 一定の線に沿つて前図より次式を図式的に積分すると求めることが出来る。

$$\log a_{CaO} = - \int_{N_{CaO}(sat)}^{N_{CaO}} (N_{Fe}/N_{CaO}) d \log a_{Fe}$$

次に FeO, Fe₂O₃ の活量を求めるにはスラッグ中の $N_{FeO}, N_{Fe_2O_3}$ は分析値によつて既知であるから

$$a_{FeO} = a_{Fe} \times a_O, \quad a_{Fe_2O_3} = a_{Fe}^2 \times a_{O_3}$$

と定義すると前図より $a_{FeO}, a_{Fe_2O_3}$ が計算出来る。

標準状態としては FeO は化学式そのままの FeO をとり $a_{FeO}=1$ とし又 Fe₂O₃ は CaO=0 なる FeO スラッグが熔鉄と平衡している場合のスラッグ中の Fe₂O₃ のモル分率を Fe₂O₃ の活量に等しいものとしてこれを標準とした。かくして得られた $a_{CaO}, a_{Fe}, a_{FeO}, a_{Fe_2O_3}$ を CaO-FeO-Fe₂O₃ 系において等活量線として図示した。

次に CaO/SiO₂=2.235, 1.306 及び 0.540 の 3 種の塩基度のスラッグが FeO, Fe₂O₃ を含有する場合についても同様な計算を行つて (CaO+SiO₂)-FeO-Fe₂O₃ 系について FeO, Fe₂O₃ の活量を求めてこれを図示した。ただしこの場合も温度は 1550°C である。

(盛 利貞)

—鉄及鋼の鑄造—

√ 鋼塊の冷却及び再加熱時の内部温度分布

(R. J. Sarjant and M. R. Slack, J. Iron Steel Inst. 177, Part 4 (Aug, 1954) 428~444)

鋼塊を鑄込んでから型抜き, 均熱炉への装入, 抽出から圧延迄の表面及び内部の温度変化を研究した。試料は極軟リムド扁平鋼塊の 8t, 6t, 4t の 3 種類を使用し, 後二者は何れも台車鑄込を行つた。何れも 1~3h のトラックタイムで, 均熱炉に装入, 均熱後圧延した。

研究の方法は, 先ず鋼塊及び鑄型の中央断面を矩形の等価な平面上で置きかへ, そこに二元次の網の目を仮定し

て二次元非定常熱流の微分方程式

$$C\rho \frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(K \frac{\partial \theta}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(K \frac{\partial \theta}{\partial y} \right)$$

但し C : 比熱, ρ : 比重, K : 熱伝導度, θ : 点 (x, y) 時間 t に於ける温度

を差分方程式の形に書きかえ累積分を行つて、鋼塊表面及び内面の温度と鑄込後の時間との関係を算出した。更に、鋼塊を均熱炉に装入してから抽出迄、光高温計で正確に表面温度を実測し、計算の結果と比較した。更に充分な圧延を行うためには、抽出時の鋼塊が如何なる均熱状態にあることが必要か、そしてその状態を得るにはトラックタイム、均熱時間を如何にしたらよいか。又均熱炉の熱効率を得るには供給燃料を如何にしたらよいか等を考察した。

その結果、差分方程式を積分するにあつては積分の進行と共に従来の研究結果を参照して、鋼塊断面と等価な矩形内に仮定した網目の大きさ、鋼の潜熱の増加、鑄込後数分して鋼塊が収縮するため鑄型との間に空隙が出来るが、この空隙の形成の速さ、鋼塊と鋼との接触面の熱の流れについて考えた仮定の違い等から生ずる誤差は小さくなることが分つた。そして鋼塊内面温度分布に及ぼす空隙形成時間の影響は普通の時間で型抜きされた鋼塊では圧延時には無視されること。空隙を通しての熱伝導と鋼塊及び鑄型表面のエミシビティは圧延時の温度分布に影響しないこと、鋼塊の温度分布計算で生ずる誤差は型抜き迄で、70°C 均熱炉の抽出迄順次減少し、鋼の平均温度で抽出時 20°C 以下となり、圧延時、表面と中心との温度差は 8°C 以下となることが分つた。

実際作業の結果、安全に型抜き出来る最短時間は、8, 6, 4t の各扁平鋼塊で、75, 50, 30mn とされている。計算の結果、それに相当するスキンの厚さは鋼塊の重さに比例し近似的には

最小スキンの厚さ $x_s(\text{cm}) = 2 + 2.5 \times [\text{鋼塊の重さ}](\text{t})$ なる方程式であらわされる。

鋼塊の均熱炉装入から抽出迄の時間温度曲線(計算により求めた)の研究から、中心と表面温度が一番早く同一になる最適トラックタイムが明らかとなつた。あまりトラックタイムの短いものは、中心が未だ熱すぎて冷えるのに時間がかかり、又あまり長いものは冷えすぎているので何れも加熱時間を長くする。最適のトラックタイムは鋼塊の重さに比例し、近似的に

最適トラックタイム $t_{opt}(\text{mn}) = 15 \times \text{鋼塊重量}(\text{t})$ とあらわされる。

完全に圧延されるために、鋼塊の断面及び表面の両方

を通じて、温度の均一性が必要である。このため実際作業上必要な加熱時間は 8t 鋼塊については経験上

$$\text{加熱時間}(\text{h}) = \text{トラックタイム}(\text{h}) + 1(\text{h})$$

計算結果から 8t 鋼塊では、中心部と表面とでは抽出のほんの直前、圧延状態になることが分つた。したがつて、8t 鋼塊の加熱を限定する要因は、表面温度の均一性を得ることである。一方、4t, 6t 鋼塊では、圧延のために強いて表面温度均一を与えるための均熱の時間を要しない。それでも 4t 鋼塊では表面と内部とで圧延時 145°C 以上の温度差となつたものはなかつた。圧延時、鋼塊中の温度差の最大は普通表面と中心部の間であるがトラックタイムが短いときは温度のピークはその中間の点にあらわれた。

加熱炉の熱効率を、加熱炉ピット面積あたり供給熱量と相関させてあらわした。

最も良好な効率を得るスケジュールは鑄型寿命も考慮して、鋼塊を出来るだけ短時間で型抜きし、直ちに均熱炉に操入し加熱する様にする。若しトラックタイムが最適時間より早すぎた時は、中心部と外部との温度が等しくなる様(この時は始め中心の方が高温)に、最初徐々に熱を与えることである。

尙この他温度分布に関する従来の研究の概要を紹介し附録に差分方程式による数値積分の方法の概要を示した。(二上 菱)

—鉄及鋼の加工—

✓ 改良硬化法 (Eduard M. H. Lips & H. Van Zuilen: Metal Progress 66 (1954) 2 103~104)

鋼の熱処理は従来の焼入焼戻処理に加え恒温焼入法が工業的に行われてきたが Philips (オランダ) で研究された新方法は恒温処理間の準安定状態のオーステナイトを加工成形した後変態を行わしめる方法であり、鋼線及び帯鋼の製造に適し従来の方法より良好な機械的性質が得られる。この方法では鋼を先ず r 化した後 S 曲線の鼻以下の比較的潜伏期の長い温度に急冷し r の準安定状態において仕上の形状に加工する。この加工は再結晶温度以下で行われるから冷間加工に属するわけである。加工された r は引續いてベイナイト又はマルテンサイトに変態し顕著な好性質が附与される。即ち 4.5%Ni, 1.5%Cr, 0.35%C の Ni~Cr 帯鋼において普通の焼入焼戻で降伏点 295,000psi, RC 56.5, 伸 2%, 絞 5% のものが新方法により r 状態で圧延した場合には夫々 400,000psi, 58, 12% 及び 42% となり著しい弾性と高硬度のものには珍しい延伸性とが兼備される。又 0.9%の

ピアノ線の線引加工にこの方法を適用すれば従来のバテソニング後常温加工したものに対し、クリープ強度が1.4倍に上昇する。(河井泰治)

オーステナイト不銹鋼に稀土類元素酸化物を添加すると熱間圧延性が良くなる

(R. H. Henke, R. A. Lula: Journal of Metals (1954) 6, 8, 883)

フェライト不銹鋼は熱間圧延温度では僅かオーステナイト相を生ずるが 1065°C に於ける変形抵抗は 12.8kg/mm² 程度であるから非常に熱間圧延し易い。12%Cr 鋼は他の成分如何によつて熱間圧延温度ではオーステナイトであることもありフェライトであることもあり両相共存の場合もある。例えば 405-不銹鋼では Al を加えるとフェライトになり、403-不銹鋼では C を最高規格量 Cr を最低規格量含むとオーステナイトとなり、何れも容易に熱間圧延し得る。しかし 12%Cr 鋼で C を最低規格量 Cr を最高規格量含む場合にはフェライトとオーステナイトが共存し高温脆性がある。

Cr-Ni 系オーステナイト不銹鋼は変形抵抗が炭素鋼の約 2~2.5 倍であり、再結晶速度が遅いため、熱間圧延の際の変形速度は小さくする。特に 309, 310, 316, 317, 15Cr-15Mn-1Ni の各不銹鋼は最も展延性悪く、301, 302, 304 の 18-8 不銹鋼は之等よりも僅かに展延性が良い。チタンを含む 321-不銹鋼は最も展延性が良い。

不銹鋼の高温脆性の原因としては (1) フェライト、オーステナイト両相共存、(2) 合金元素量の多いオーステナイトの二つが考えられるが (1) は成分元素の含有比を適当にし、適当なソーキング処理を行い、熱間圧延温度を適当にすれば高温脆性を避け得る。フェライト存在量は熱間圧延温度 1300°C よりも少し下の 1205°C の温度でソーキングすることにより最も減少し得る。例えば 18-8 不銹鋼に対しては、平衡係数 $A = 30C + Mn/2 + Ni + 11.8 - 1.3Cr$ の値が -1 よりも小さいときは先ず 1205°C でソーキングしてから 1303°C に加熱するのがよい。A > -1 の時はインゴットを直ちに 1303°C に加熱して熱間圧延してよい。

(2) のオーステナイト自体の高温脆性を起すものには Ni, Cr 含有量の多い 309, 310, 316, 317, Cr-Mn 不銹鋼があり、之等オーステナイト不銹鋼には稀土類元素を添加すると熱間圧延性が良くなる。従来は 15~20% Ti, 10~13% Al, 0~25% V, 3~5% Si, 0~8% Mn, 0.2~0.8% B, 0~4% Zr, 残余 Fe のフェロアロイ (Grainal) を 4lb/t を炉内へ、4lb/t をとりべ中へ添

加することによつて高温加工性を良くしていたが、之は確かに 8000lb 以下のインゴットに対して有効であつた。最近ではミツシュメタル (Mischmetal) 即ち稀土類元素混合物又はその酸化物を添加することによつてオーステナイト不銹鋼の高温加工性を良くしている。しかし稀土類元素を添加すると不純物がインゴットの表面附近に偏析し易くヘヤークラックの原因となり易いので稀土類元素の酸化物を添加するのがよい。Grainal を添加する場合には 3lb/t, Grainal を用いないときには 5lb/t の稀土類元素酸化物を添加するのがよい。鋼中のセリウム含有量が 0.036~0.040% の所が最もよい。

熱間圧延工程中の廃材率が、稀土類元素を用いながつた 1951 年には 29.6% であつたのが稀土類元素を用いるようになった 1953 年には 26.2% に減少し、特に 0.036~0.040% セリウムの場合には 21.7% 迄も下げられた。又大きなインゴットの圧延も可能となつた。

参考表

AISI No.	Cr%	Ni%
301	16~18	6~8
302, 303	17~19	8~10
304	18~20	8~11
309	22~24	12~15
310	24~26	19~22

(阿部秀夫)

炭素工具鋼 (E. Rapatz u. O. Mirt: Stahl u. Eisen 74 (1954) 19, 1195)

炭素工具鋼及び <0.7%Cr, <0.5%V, <0.7%Ni, の低合金工具鋼について、化学組成、熔解方法、熱間加工方法、焼準焼鈍方法、焼入法と焼入性能に及ぼす各種元素の影響、過熱過敏性、靱性と焼戻温度及び時間との関係、焼入に依る寸法変化の現象等広範囲に、数多くの文献を掲げて教科書的に説明している。

其の主な点を述べてみると、熔解は主として電気炉で行うが、装入原料は Cr, Ni, Cu, Sn 及び As の如き不純物の少ない原料を入念に選ばなければならない。鍛造及び圧延は 1000~850°C の範囲で行うが、仕上温度が高いと網状炭化物が現われ且つパーライトも粗になるので非常に脆くなる。過熱の状態では熱間加工されたものは、焼準操作を行い油中に焼入せねばならない。焼準は 1.2% C のものでは 900°C 以上で行つて、二次セメンタイトを完全に溶け込ませる必要がある。

焼鈍は亜共晶鋼と過共晶鋼に依つて異なるが、一般に、740~780°C の範囲で行い、過共晶鋼の方が温度が高く且つ温度範囲も広がっている。適当に焼鈍されたものは、硬度 H_B 156~243, 抗張力 55~80 kg/mm² とな

り球状セメンタイトを得る。炭化物の粒度は、3~6 μ が良いという者と、6~10 μ が良いという者がある。焼鈍後の冷却速度は、過共晶鋼は可成りの速さを以つてしても、組織上の影響は少い。併し、素地の硬度に影響があるので、Ar₁変態を遅くさせたり、恒温保持を行うと良い。焼入は、790~840°Cで行い表面硬度はHRC 62~65となる。米国に於いては、焼入深度と過熱過敏性を調べる為に Penetration-Fracture-Test を広く行つているとの事である。

Cは0.6%以上あれば硬度としては最高硬度が得られるが、摩耗抵抗や切削性を増す為に更に高目の方が望ましい。Siは結晶粒度を粗にし感受性が強くなるので割れを生じ易い。SiO₂が核を凝集させて核作用を減少させる為であろう。0.2%から其の影響が現われる。Mnは更に影響が強くなり、C 1.0%、Mn 0.4%のものは小形のものでも水焼入は不適當である。PとSは0.03%以下であれば、焼入性能に影響は認めない。断面積で焼入温度の深いものを必要とする場合は、0.5%のCrを添加する。VはVカーバイトを作り高温で徐々にオーステナイトに溶け込み、オーステナイト結晶粒の成長を極度に阻害し、焼入に際し変態を遅らせるので、焼入深度を大にし且つ靱性を増す性質がある。Niも0.7%添加すると焼入層が非常に強靱となり、NはAl窒化物を作つて焼入性能を向上する。

オーステナイト結晶粒は大きい方が焼入性能は良く又高温鍛造した方が遙かに焼入深度は大きくなつてゐる。

焼戻は100°C以下では實際的に硬度に影響なく、100°C以上になると著しく硬度は低下して靱性を増す。振れ衝撃試験の結果に依ると、160~200°C附近に靱性の最大値があつて、250°C附近に最小値がある。この最小値は、残留オーステナイトの分解の為か又は、セメンタイトが凝集して、ある限界の大きさに達した為であると言われている。(酒井普一郎)

ピツツバーグ製鋼会社の完全な冷間圧延設備

(Iron & Steel Engineer, 31 (1954) No. 5 141~42)

本文はピツツバーグ製鋼会社が65,000,000第4ヶ年拡張計画の一つとして完成した冷間圧延設備に就いて、その構造、性能をかなり詳細に説明している。その概要は次の如きものである。

冷間圧延機

4スタンド、4段ロール、66in巾のタンデム型で圧延速度は3170ft/mnである。特にハウジングが強力に設計されており、将来、不銹鋼や錫板の圧延も可能であ

る。モーターは正逆の両回転を有するものを使用し、No. 1のスタンドには1500HP No. 2~No. 4のスタンドには2250HPが各々2ヶ宛設備されている。各モーターは14,200KWのモーターゼネレーターで回転し電圧及び入力を調整する事が出来る。又400サイクル磁気増巾調整機構が装置されている。圧延機の各スタンド間には張力計が装置されている。板の厚みの正確を期するためにX線厚みゲージと継続的厚み記録針が装置されている。

焼鈍炉

コイル状となつてゐる圧延鋼板4ヶを1組とし、各々に直径6 $\frac{1}{2}$ ftの円筒状の覆いをかぶせ、一列に並んでいる4ヶの円形の台の上に一つ宛乗せる。そして移動式の焼鈍炉を上からかぶせる。コイル焼鈍炉は10ヶあり、8ft(巾) \times 34ft(長さ) \times 12ft(高さ)で1/4吋厚の鋼板で製作され9inの断熱煉瓦が使用されている。加熱はガス循環方式が採用され燃料消費量は800,000~1200,000Btu/tである。コイルの内側の加熱は4300cfmの送風機により燃焼ガスを循環する。10個のコイル焼鈍炉のみに板状の鋼板を焼鈍するために、別に2個の焼鈍炉がある。焼鈍時間は鋼板の数量及び必要な粒度組織に支配されるが大凡30~60時間である。

テンパーロール

焼鈍を行つた鋼板に0.5%以下の僅かな圧下で冷間圧延を行い、表面の仕上状態を改良し、ゲージに合格する平らな均一な板に成形し、その後の成形加工の為に調質する圧延機で形式は4段ロールで2個の1400HPのモーターで回転し圧延速度は2650ft/mnである。

以上の設備の外に切断機に就いて簡単に説明が行われている。各設備間は殆んどコンベヤーシステムを採用し能率よく行われている。新設した冷間圧延設備と既設の熱間圧延設備を使用し、年間約750,000 net tonの鋼板を製作する事が出来ると述べている。(金田次雄)

白鑄鉄の焼鈍 (A. HuHgren & G. Östberg: Iron & Steel, 27, No. 7, (1954) 272~282)

この研究実験に使用された試料は次表に示す成分のものである。

試料の成分と S : Mn 比

試料番号	C %	Si %	Mn %	出 所
No.0	2.27	1.09	0.36	Norrahammar
No.1	3.67	1.07	0.17	Husquarna
No.2	2.65	1.05	0.17	"
No.3	2.62	1.61	0.29	"
No.7	2.57	0.96	0.06	Overum

試料番号	P%	S%	S: Mn%	出 所
No. 0	0.06	0.069	0.19	Norrahammar
No. 1	0.08	0.17	1.0	Husquarna
No. 2	0.08	0.26	1.5	"
No. 3	0.04	0.37	1.3	"
No. 7	0.07	0.175	2.9	Overum

研究結果の概況に就いて逐述すると、先ず焼鈍雰囲気
の黒鉛型への影響であるが、CO 気中では球状黒鉛が
出来、N₂, He, CO₂ 気中では密集黒鉛が生成される。密
集型は球状型に較べて生成速度は早い。又 H₂ 気中での
カーバイド安定化は、8h H₂ 気中で焼鈍しても黒鉛化
を起さないこの実験に依つて証明される。温度が 1,050
°C 以上になると CO 気中でも球状化し、H₂ 含有が9
%以上では完全球状化する。黒鉛化に必要な時間は H₂
の増加と共に増し H₂ 含有の多い時は密集黒鉛も球状黒
鉛も生成が遅れる様になる。

次に S:Mn の比であるが 1.0~2.9 の如き高い S:Mn
比の鉄では焼鈍気中の H₂ 含有量が球状黒鉛形成の原因
になるが、低 S:Mn 比 (0.2) のものでは、1,100°C の
純 H₂ 気中でも黒鉛の球状化は起らない。又球状黒鉛の
核生成は FeS, MnS の如き硫化物の境界に、非球状黒
鉛の核生成はオーステナイト、セメンタイト、熔鉄の境
界に発生する傾向を示している。S:Mn 比が高い
事は球状黒鉛の核粒子が MnS, FeS の如き硫化物から
成る関係と相俟つて球状黒鉛の根本条件の如く考えられ
ている。

凝固点以下の焼鈍中の変化は Morrigh によつても
示された様に FeS, MnS の如き硫化物介在物が球状化す
る事である。これは FeS と MnS の単複介在物の双方
がオーステナイト結晶粒中にある時、漸次球状になり結
晶粒界にある時レンズ状になる事を意味している。又、
焼鈍時間が十分に長いと細かい硫化物粒子が析出する様
になる。

球状黒鉛は上述の条件のほかに N₂ と H₂ との混合
気中で H₂ 含有の多い時、又低温での滲炭気中で形成さ
れる。

討論の所では、焼鈍中の黒鉛核生成に於いて片状黒鉛
と球状黒鉛の核には区別が無い事、並びに (硫化物オ
ーステナイト), (硫化物~セメンタイト), (オーステナ
イト~セメンタイト), (硫化物~熔鉄), (オーステナ
イト~熔鉄) の境界は黒鉛の核生成に便宜を与えている事、
焼鈍実験中、オーステナイト粒で囲まれた粒化物は早く
丸くなるが黒鉛に接触した同じ様な粒子は黒鉛の生長中
に起る変形の結果不規則なものとなる事、白鑄鉄鑄物で

は S:Mn 比の低いとき MnS 介在物が片状黒鉛の核に
なる事、球状黒鉛の核粒子は一般に MnS の粒子である
事、高 Mn:S 比と、焼鈍温度で高 H₂ 含有の雰囲気
を撰べば球状黒鉛が生ずる事、等に就いて述べられている。

(谷 昌博)

焼戻機構に及ぼす珪素の影響 (Walter S. Owen:
Trans. A.S.M. 46, (1954) 812~829)

2.2% Si まで含有せる鋼を焼入し焼戻したときに如
何なる影響があらわれるかは Allten & Payson の両
氏 (Trans A.S.M. Vol.45, 1953, p 498) によつて
最近報告されているが、然し焼戻段階にわけて解析され
ず、各焼戻段階における定量的解明がなされていないの
で精密な寸法測定、磁気分析、X線廻析、比熱、電気抵
抗等によつて Si 含有鋼を各焼戻段階にわけて定量的に
研究した。

1) Si が存在すると、焼戻温度が可成り高くなつて
始めて第3の焼戻段階の分解がみとめられるようになる。
そして第2と第3の焼戻段階が完了するには焼戻温
度は相当高目にしなければならない。

2) 炭素鋼の場合には炭素の拡散は第2と第3の焼戻
段階の機構を左右する、然し Si が充分多くなると炭素
の拡散は第3の焼戻段階にはもはや影響せず、反応は内
面からの Si の拡散によつて影響される。

3) Si 合金鋼では準安定状態に達するに可成り時間
を要し、反応は不活潑である。これは多分析出したセメ
ンタイトからマトリックスに Si の原子が移動する際に
不活潑であることに帰因するものと考えられる。

(上野 学)

リムドトーマス鋼で製造した水焼入スプリング
線の引張強さ上昇に及ぼす化学成分ならびに焼入
温度の影響 (Robert Grimm, Alfred Krüger:
Stahl u. Eisen 74 (1953) 6, 331~338)

リムドトーマス鋼線の水焼入スプリングに使用して
いるが、このスプリング線の製造は実際の経験に基いて
行われており、従つて文献には殆んど発表されていな
い。焼入によつて一様な強度上昇を得るには勿論 A₃ 以
上の温度から焼入るべきであるが、径 5~6mm の細い
鋼線の圧延終了温度を常に A₃ 以上に保つことは圧延作
業上不可能である。80mm 角鋼片から出発し最初のバ
スを通じた時の温度は 1130~1190°C を示し、これが
最終バス (径 5mm) ではコイルの始めて 920°C、コ
イルの終りで 750°C となつた。この測定結果からコ
イル全長を A₃ 点以上に保とうすればピレットの圧延温度は
少くも 1350°C 以上でなければならず、實際上殆んど不

可能である。A₁ 点以下の温度から焼入すれば C の析出硬化により引張強さを増し、またスプリングの製造に使用しているトーマス鋼は 0.010~0.025% の N を含んでいるから N による析出硬化を生ずることが予想される。

化学成分 0.06~0.09% C, 0.27~0.36% Mn, 0.049~0.082% P, 0.030~0.042% S, 0.010~0.015% N の 8 つのリムドトーマス鋼を 700°C から水中に焼入し 29 日間迄放置してで引張試験を行い成分の影響を調査した。引張強さは先ず急冷により著しく上昇し、放置により多少上昇するが 15 日以上放置してもそれ以後は最早僅かしか増加しないことが確かめられた。C は明らかに引張強さの増加に影響する。P は焼入およびその後の時効による引張強さの増加には影響せず、N 含量の影響も認められなかつた。

次に焼入温度の影響を見る為に 0.06~0.09% C, 0.22~0.35% Mn, 0.048~0.081% P, 0.023~0.026% S, 0.012~0.017% N の 3 つのリムドトーマス鋼を 650, 700, 800 および 900°C から水中に焼入し引張試験を行つた。900°C から焼入れた試料は焼入により引張強さは著しく上昇したが、析出硬化は僅かしか現われなかつた。650 および 700°C から焼入れた試料は、引張強さのバラつきが非常に少く、引張強さの増加は P 含量最低 N 含量最高のチャージが最大であつた。

650°C から焼入れた試料の顕微鏡組織は焼準組織に比して粒界セメンタイトが少なくなつており、700°C から焼入れたものは微量の粒界セメンタイトと一部は凝集して粒界に析出している。800°C から焼入れた組織は粒界がばやけ明らかに変態の途中であることを示し、セメンタイトは一部針状に現われている。

焼入温度は工場の作業条件に応じて決定されるのであるが、焼入温度 650~700°C が引張強さのバラつきも少く均一な組織が得られるので、この温度範囲を得るよう努めるべきである。(耳野 亨)

高炭素、高 Cr 工具鋼の熱処理工程の短縮

(J. Y. Riedel: Metal Progress, 63 (1953) No. 2 67~70)

広く使われている 1.5% C, 12% Cr 型 (SAE. D 2) の高炭素、高 Cr 工具鋼は合金含量が高いため、熱処理により充分硬化させるためには Ac₃ 以上 200 乃至 250 °F の高温 (普通 1850°F) に長時間保つて炭化物を固溶させねばならず、従つて熱処理工程にかなり長時間 (普通 24 時間) を必要とする。

本研究は、高速度鋼の場合と同じく、焼入温度を高め

て炭化物の固溶を促進させようとするものである。

(I) 焼入温度の影響—11 箇の試料を先ず 45 分間 1500°F に保ち次に 1850°F から 2350°F の温度範囲に 5¹/₄ 分間保つて空冷 (焼入れ) した。その結果は次の通りである。

1) 1850°F~1950°F の温度では、炭化物の固溶が不十分のため充分の硬度は得られない。

2) 2000°~2100°F の温度では、炭化物が完全に固溶するため完全に硬化する。しかし焼入れのままでは残留オーステナイトのため硬度は余り高くなく、Subzero 焼入れにより充分な硬度が得る。

3) 2150°~2350°F では、炭化物の固溶が完全に起り大量の安定なオーステナイトを生じ、これは Subzero 処理によつても変態しない。

以上の結果より、1 時の高炭素、高 Cr 工具鋼の試料は次の工程により比較的短時間に硬化することができ

- 1) 1500°F に 45 分間予熱。
- 2) 2000°~2100°F に 5¹/₄ 分高温加熱。
- 3) 室温に空冷。
- 4) 液体窒素中に 1 時間 Subzero 焼入。
- 5) 希望の硬度 (普通 Rc 60) に焼戻す。

予備実験により、2100°F 及び 2150°F から焼入れた試料に生ずる残留オーステナイトは 1000~1050°F の範囲に焼戻すと容易に変態を起して硬化することがわかつた。高温焼入 (焼入れ温度より空冷) によつて生じた残留オーステナイトは焼戻し温度を適度に選べば変態を起すことを認めた。2100°F から焼入れた後、950°~1000°F に焼戻すと、普通この種工具鋼に望まれる硬度 (Rc 60) が得られる。焼入温度は 2300°~2350°F では過熱となり、2300°F 以上では脆くなる。焼入温度は最高 2250°F 迄が適当である。2200~2250°F の焼入から生じた残留オーステナイトを変態させるための焼戻し温度はほぼ 1075°~1100°F である。

(II) 推奨できる処理—Subzero 処理せずに径 1 時の高炭素、高 Cr 工具鋼を短時間の工程で硬化させるには次の如き方法がよい。

- 1) 1500°F に 45 分間予熱。
- 2) 2100°F に 5¹/₄ 分間高温加熱。
- 3) 室温に空冷。
- 4) 1000°F に 2 時間加熱後空冷。

本方法では高温に保持する時間が短いため脱炭のおそれが少ない。

(III) 歪み—焼入れの際に大量の収縮が起るが 1000 °F で焼戻すと収縮量は許容範囲内に減ずる。(1 時につ

き 0.001 吋)

(IV) 使用試験—工具の寿命をためすため磨耗試験を行つた。それによれば、新しい処理により耐磨耗性は良くなるという予期せざる結果を得たが、これをうらみずけるには更に多くの磨耗試験を行わなければならない。しかし少なくとも本方法による工具は実用に供して安全であることがわかる。(白井直人)

—鉄及鋼の性質・物理冶金—

鋼の等温焼戻脆化温度に及ぼす硬度の影響

(B. C. Woodfine: Journal of Metals (1954)

6, 5, 532)

一般に鋼の焼戻脆性の起る焼戻温度は約 625°C であると考えられているが、最近の Jaffe と Buffum の実験結果では SAE-3140 鋼では 650°C 及び 675°C であると報告されている。之はフェライト結晶粒の粗大化によるものとして説明することができる。低合金鋼を焼戻す時の組織変化としては

- (1) 炭化物粒子の球状化及び生長
- (2) フェライト結晶粒の生長
- (3) 合金元素の炭化物とフェライトの配分

の三変化が考えられ、この中 (1) は降伏点を上げ、(2) は脆性破断応力を増し、(3) は降伏点も脆性破断応力も低下させると考えられる。焼戻温度が低い場合にはフェライト粒の生長は非常におそいため、脆化温度は硬度に比例して低くなると考えられる。しかし焼戻温度が高い時には硬度は減少するが (2) のフェライト結晶粒の生長が起るために脆化温度は逆に高くなると考えることができる。

Jaffe, Buffum 等の SAE-3140 鋼に就いて実験結果から硬度と脆化温度との関係曲線を図示すると、脆化温度はロックウェル C 硬度 25 迄は硬度に比例して -85°C 迄下り極小値を示し、それ以下の硬度では逆に脆性温度が硬度と共に直線的に高くなることを示している。

(阿部秀夫)

焼鈍せる球状黒鉛鑄鉄の硬度と抗張力

(A. L. Carr: Iron and Coal Trades Reivew (1954). August 27, 507)

普通鑄鉄では黒鉛の形状や分布状態が種々存在するので硬度と抗張力の明確な関係は求め難いが球状黒鉛鑄鉄では黒鉛が一定の球状であるため多くの人々によつてこれ等の関係が追求されている。ここでは焼鈍せる球状黒鉛鑄鉄の硬度、抗張力、降伏点に及ぼす Si, Mn, Ni, P, 残留パーライト量の影響並びに硬度と抗張力、降伏点と

の関係等について実験し他の研究者の結果と比較検討している。溶解は塩基性ライニングせる高周波炉を用い基合金組成 C 3.0~3.5%, Si 約 2.5%, Mn 0.15%, Ni 1.0%, P 0.02% のものに Ni, Si, Mn, P を種々に添加し Mg 処理後熔銑約 35lb を 2 $\frac{1}{2}$ in² のブロックに砂型鑄造した。焼鈍は 900°C-2h., 700°C-24. 後 400°C まで炉冷し其の後空冷した。硬度、抗張力及び降伏点に対する Si, Mn 又は Ni 含量の関係は著者の実験範囲内では直線関係が得られた。第 1 表は完全焼鈍せる球状黒鉛鑄鉄及びフェライト鋼の性質に及ぼす種々な合金元素 1% の影響を研究者別に示したものである。

第 1 表

材 料	性 質	研究者	Si	Mn	Ni
焼 鈍 せ る 球 状 黒 鉛	ブリネル 硬 度	Reese Reynolds Carr	25 29 35	— 11 30	— 7 12.5
	隆 伏 点 (t/in ²)	Reynolds Carr	5.0 5.5	0 4.0	2.7 2.5
鑄 鉄	抗 張 力 (t/in ²)	Ress Reynolds Carr	4.9 4.9 5.0	— 0 3.8	— 2.25 2.0
フェライ ト 鋼	ブリネル 硬 度	Bain Austin	50	35	12
			40	24	12

抗張力及び降伏点は P 含量 0.15% まで僅か増加するが其の後減少する。硬度は P 増加と共に僅か上昇するが 0.2% 以上では一定値にとどまる。C 3.0~3.5%, P 0.05% 以下で完全焼鈍せるものについて Si, Mn, Ni 量と機械的性質の関係を示せば次式の如くなる。

$$\text{ブリネル硬度} = 60 + 35\text{Si} + 30\text{Mn} + 12.5\text{Ni}$$

$$\text{抗張力 (t/in}^2\text{)} = 14 + 5.0\text{Si} + 3.8\text{Mn} + 2.0\text{Ni}$$

$$\text{降伏点 (t/in}^2\text{)} = 5 + 5.5\text{Si} + 4.0\text{Mn} + 2.5\text{Ni}$$

上式は硬度 ± 15 、抗張力及び降伏点は $\pm 4\text{t/in}^2$ の誤差範囲内にある。一般に残留パーライト 1% は硬度約 2、抗張力及び降伏点約 0.2t/in² の増加を示すが粗粒パーライトに較べて微細パーライトは増加率大である。降伏点と硬度の関係を Si, Mn, Ni, P, 残留パーライト量に関してプロットすると降伏点の値約 5~6t/in² の巾をもつて降伏点は硬度に比例する。抗張力も同様である。しかしこの様な比例関係は特に高い P 含量、多量のカーバイド含有、過剰の高 Si の場合のごとく脆い破面で破断されるものには適応されない。最後に硬度と抗張力に関して他の研究者によつて求められた結果と比較図示し一般に著者の結果と同じオーダーであることを示している。(鳥取友治郎)

最近の不銹鋼 (R. H. Aborn: Metal Progress 65 (1954) No.6 p. 115)

不銹鋼製造についての最近の進歩は酸素及び0.02%C以下のFe-Crペレットの利用による0.03%C以下の極低炭素不銹鋼の溶解、Ce等稀土類元素又はその酸化物添加により、鍛造割を防ぎ広範囲の条件での作業を可能にしたこと。及び不銹鋼塊々を炭素鋼と同様に分塊ロール、連続ロールで圧延することである。不銹鋼の腐蝕には次の如き型式がある。ピッチングはClイオンがあるとき、これは表面のCrを含む酸化物被覆をやぶるので起り易い。316型不銹鋼はピッチングを起し難い。ガルバニック腐蝕は還元性溶液や海水の如き塩化物溶液にさらされ、不動態被覆を除去せられた時起り易い。応力腐蝕は微視的ピットが起点となり、残留応力、外力等により生じ、結晶粒内にわれを生ずる。これに対しては設計的に機械的応力、繰返応力、熱応力を極力少くし含Moの316及び317型不銹鋼の使用膨脹係数の小さい410、430型不銹鋼の使用、粒界腐蝕のおそれのない鋼種に対しては1500~1700°Fでの応力除去焼鈍、表面に圧縮応力を残留せしめる如きピーニング等の処理が望ましい。研磨琢磨等は応力腐蝕を起し易くする。粒界腐蝕は1500~900°Fで約90%のCrを含む炭化物が粒界に析出することにより起る。これを防ぐにはCb、Tiの添加、極低炭素不銹鋼の使用等がよい。不銹鋼の耐酸化性は空气中で甚しくスケールを生成する温度を基準にすれば12%Cr鋼1250°F、12%Cr+Al鋼1300°F、17%Cr鋼1550°F、18-8不銹鋼1650°F、27%Cr鋼2000°F、25Cr-20Ni鋼2000°Fである。

Ni節用の為17%Cr、6%Mn、4%Ni鋼、16%Cr、17%Mn、1%Ni、0.15%N鋼が使用せられているが製造上に問題がある。430型不銹鋼はNi節用鋼として広く使われている。その外に析出硬化型不銹鋼として17%Cr、7%Ni、0.7%Ti鋼、17%Cr、7%Ni、1%Al鋼、0.4%C、10%Cr、21%Ni、4%Mn、4%Al鋼等が使用せられている。(長谷川太郎)

使用者による工具鋼の冶金学的調節

(A. G. Blackwell: Iron & Steel, 27 No.6(1954) 214~222)

工具鋼の品質管理は使用者側によつて行われる事が理想的であり、より實際的である。熱処理後工具鋼は表面から中心迄著しい変化がある事は知られている。

著者は、理想的な工具鋼の表面硬度を得る為には、どの位の深さ迄切削しなければならぬかを算定する為に研究所と工場との双方で次の前提を留意事項として行つ

た。

①材料は正確な化学成分(表に示す)健全な鋼塊、均一な組織、適切な物理的性質を保持する事。

②製作規準は電気炉溶解、還元スラッグで温度調節のもとに行い、6in²の1t鋼塊を作り、灰で徐冷後焼鈍(表面疵除去)次に2¹/₄in²に鍛造再焼鈍す(この際、脱炭機械加工の影響を検査の為温酸腐蝕を行う)更に標準の黒皮パーに圧延し再焼鈍を行い、断面の均一性(偏析は可及的に最小にする)脱炭、炭素勾配等に特別の注意を払う。

③成分としてはVが有力な脱酸剤であり、カーバイド形成元素であり、又結晶を細粒に出来る。MoはWに代用出来る。

④表面脱炭防止には硼砂、硼酸の如き耐熱塗料を塗るか塩浴熱処理(中性又は弱炭化塩)を行う事。

	型	C%	Cr%	W%	V%	Mo%	Co%
1	16-1-4-1	0.75	4.00	16.00	1.00	1.0	—
2	5-4-4-2-8	0.80	4.00	5.00	2.00	4.0	8.0
3	5-5-4-4	1.30	4.50	5.00	4.00	4.0	—
4	6-5-4-2	0.80	4.25	6.00	2.00	5.0	—
5	6-6-4-1	0.80	4.00	6.00	1.00	6.0	—
6	0-8-4-2	0.85	4.00	—	2.00	8.0	—
7	1-9-4-1	0.80	4.00	1.00	1.00	9.0	—
8	18-4-1	0.70	4.00	18.00	1.00	—	—

No.1÷No.7 (Mo 高速度鋼)

No.8 (標準W高速度鋼)

熱処理の方法は例を標準18%W高速度鋼にとつた場合、(a)840°Cで10~15mn予熱、(b)1.5~2mn間1.230~1.290°Cの高温に置く、(c)560°Cの塩浴に1mn間焼入室温迄空冷、後に580°Cで1h二段焼入を行う。

尚、試料は最終圧延後の黒皮のものから11段階の直径に機械加工を行つた先細りの蛇腹の如き試料を用う。

硬度測定にはブッカーズ試験機(30kg荷重)を使用、各3回測定す。(測定面は特にエメリペーパーにて研磨)段階直径の表面の硬度測定の結果を夫々グラフに示す事によつて必要な硬度に対する表面からの切削量を算出出来るわけである。尚、この測定結果は直径が減少するのに従つて硬度上昇の傾向があつた。又、特に硬度測定は正確度を期する意味でロックウェル試験機も併用する。(誤差の検討上)

工具完成品に影響する条件として鋼塊の鑄造温度及び冷却速度、鑄肌の状況、焼鈍炉内の状態、鍛造前の鋼塊表面状況、鋼塊から圧延機への鍛造比、圧延及び鍛造の正確性等があげられている。最後に、以上の段階は工具

製造者が最上状態の鋼を確保するには適したものであるが、品質管理としては只最硬度の鋼を得るのに適切なだけで、工具製造者及び使用者にとっては十分なものではない事を著者は指摘している。(谷 昌博)

アルミニウム鋼の低温における機械的性質

(H. T. Green, R. M. Brick: Journal of Metals (1954) 6, 8, 906)

0.02~2.41% Al, 0.001~0.20% Si, 0.002~0.003% Mn, 0.006% C, 0.002~0.006% S, 0.002~0.084% Al₂O₃ の組成のAlを主体とした8種の鋼の100°~185°Cの温度に於ける抗張試験を行つた。インゴットを熱間鍛造後65%の冷間圧延を行つてから真空焼鈍を行い結晶粒の大きさをASTM-No.4程度とした。

之等アルミニウム鋼は、-185°Cの低温でも多少の展延性が認められるが、この温度附近では温度低下と共に展延性が急速に失われるので、恐らくそれよりも少し低い温度では完全に脆くなると推定される。

降伏応力及び一定変形量の歪を与えるに要する応力は温度が低いほど高くなるが、その度合はAl含有量が少いほど著しい。-185°C附近に於ける降伏応力はそのためにAl含有量大なるほど低い。この現象は「固溶軟化現象」(Solid solution softening)と名付けるべきであろう。

Al含有量の少い場合には常温に於ける応力-歪曲線では降伏点に於ける不連続点があつきり認められないが低温では不連続点が明確に現われる。試料を650°Cから焼入れると組織上には何等の変化がないにも拘らず、低温に於ける此の不連続性は少くなる。

破断応力は0.02~0.20% Al鋼では-100°C附近迄は温度が低いほど高くなつて極大値に達し、それ以下の温度では温度に比例して急激に低下する。2.41% Al鋼では此の破断応力の極大値になる温度は-60°C附近にある。

一定変形量の歪を与えるに要する応力を σ 、温度を $T^{\circ}K$ で示すと、 $\log \sigma$ と $1/T$ の関係曲線は折点で分割された2直線になる。この折点の温度は約-120°Cの所であつて、それより低温側では活性化エネルギーは小さく約0.15 Kcal/molである。これは-120°C以下の温度では双晶変形を起すため、これが「固溶軟化現象」の原因であることが分つた。(阿部秀夫)

16-25-6合金中のNiの代用としてのMnについて (Wells E, Ellis & Martin Fleischmann: Trans. A.S.M. 46 (1954) 1039~1055)

10% Niを6% Mnでおきかえた改良型16-25-6合

金鋼の常温の機械的性質、冷間加工性、析出硬化現象、組織等について研究し本稿にその結果を報告している。

1) 16-25-6合金鋼の10% Niを6% Mnで代用した改良型合金鋼は16-25-6合金鋼と同じ機械的性質を常温で持つている、そして16-25-6合金鋼と同じ条件で使用可能である。

2) 595°~760°Cの温度範囲における一定応力下のクリープ破断の性質は改良型合金鋼も16-25-16合金鋼も同じであるが、760°C以上で1000時間以上保持すると改良型合金鋼は16-25-16合金鋼に比して劣る。又650°Cで1000時間以上たつたもの、或いは高温で加熱されたものについて赤間加工性と焼戻性質は16-25-6合金鋼が改良型合金鋼よりも優秀である。然しながらクリープ破断試験における延性はいずれの場合も改良型合金鋼については良好であつた。

3) 析出硬化により韌性を余り犠牲にすることなく改良型合金鋼の強度を高めることが出来る。(上野 学)

Fe-C合金を焼戻する際にあらわれるミクロ組織の変化 (B. S. Lement, B. L. Averbach & Morris Cohen: Trans. A S M. 46 (1954) 851~881)

本稿において高純度のFe-C合金をオーステナイト領域より焼入して、700°F(370°C)まで焼戻した際にあらわれるミクロ組織の変化を電子顕微鏡にて追求した研究結果が報告されてある。

この研究により焼入により生じたマルテンサイト葉中にオーステナイトから伝えられた“subgrain”があることが発見された。この“sub grain”の大きさは1000Å~2000Åである。第1焼戻段階(150°C~250°C)では、約0.25% C以上のFe-C合金の場合、網状の ϵ -炭化物がマルテンサイトの“subgrain”の粒界に、即ちsubboundaryにあらわれる。そしてこの網状炭化物の厚さは約200Å以下である。

第3焼戻段階の始め頃にはこの“subboundary”に表われた網状の ϵ -炭化物は固溶し始めて、セメンタイト(Fe₃C)がマルテンサイト葉の粒界と粒間に析出し始める様になる。このマルテンサイト葉の粒界に沿つて析出したセメンタイトの膜と500°F(260°C)にあらわれるA-脆性(A-embrittlement)との間に関連があるものと考えられる。焼戻機構の精緻な解析を硬度とミクロ組織変化より行つてその関連を明確にし、更にこの研究を370°C以上の温度まで続行し、その結果は次の報告に発表する。(上野 学)

金属粉末の自然発火 (B. Kopelman & V. B. Compton: Metal Progress, 63 (1953) No. 2, 77~79)

金属粉末が自然発火するか否かは粒の大きさによつて決まる。平均3ミクロンのZr粉末は非常に自然発火し易いが、12ミクロンの粉末は赤熱しても着火しない。Fe, Ni, Cuを自然発火させるには粒の大きさをZrの約1/100にせねばならない。この大きさの鉄粉は露点-70°FのAr気流中に置いた場合でも酸化のためにかなり熱くなる。このような鉄粉は永久磁石を作る上に必要であるが、もしもかかる雰囲気中にゆるく詰めて貯えておくと磁性は次第に落ちてくる。一般に金属酸化物の生成熱が高ければ高いほど粒の大きさを大きくしても自然に発火する傾向がある。それ故、自然発火は金属粉末がその酸化熱を充分急速に消散することができず従つて急速に温度が上昇するために起るのである。酸化に役立つ自由表面の量が自然発火に対する標識であると普通考えられるから、この表面を狭くする方法又は状態は必然的に自然発火性を弱くする。焼結はこのような方法である。焼結の程度は製造中に用いられる温度によつて決まる。それ故還元温度が低いと自然発火し易い。磁鉄鉱をH₂で還元して作った鉄粉が貯蔵中急速に再酸化するのを避けるには、還元直後1200°Cに加熱せねばならぬ。自然発火を防ぐために還元温度を高くするには不純物を加えて粒が焼結するのを防ぐ方法がとられる。加える物質はその酸化物がH₂によつて還元されぬことが必要である。この方法は、永久磁石に適している超微細鉄粉末(300Å位)の製造に應用されていて、磁性は粒度が小さい程よくなる。この場合にはCaが使われるがCaOを混ぜた粉末の粒度は、同一条件で混ぜずに作ったものより少くとも25%小さく0.025ミクロン位の大きさである。このような危険な粉末を扱う最も簡単な方法は、粉末と反応せず又粉末の細かさとその好ましい特性とを損じない液体中に置くことである。これには揮発油、ベンゼン又はヘキサンの如き非極性有機液体が最も適しているが、普通はアルコール又はアセトンがよく使われる。

(白井直人)

含硼素鋼に関するドイツの研究

(Robert Scherer & Harl Bungardt: Metal Progress 65 (1954) No. 3, 101~106, 174, 176, 178)

著者等(Deutsche Edelstahlwerke A. G.の技術者)は代表的な数種の鋼についてB添加の実験を行った。供試鋼は代表的な滲炭鋼及び調質鋼であるがそれらの実験結果を総括すれば次の通りである。即ち

(1) 滲炭鋼は最も合金元素節約の可能性の大きいものでNi及びCrの節約が可能である。ただしドイツの滲炭鋼にはMoが含まれていないのでこの点は注意する必要がある。

(2) 調質鋼は合金元素節約の出来難い鋼種でドイツではNiを多く含んでいるが、Bは元来浅い焼入作用しか有していないので、これによる合金元素の節約は余り期待出来ない。従つて問題はNi以外の合金元素の経済的な節約減ということになるが、例えばMn-Si鋼にBを添加しても焼入性の大きいCr鋼に匹敵する性質は得られないし、焼戻抵抗や高温強度についてもMoやVをBで置き換えることは出来ない。即ち結論として深い焼入を必要とする鋼種についてはB処理による合金元素の節約は望みがうすい。

尙本論文には多数の実験資料が紹介されている。

(益子美明)

—非鉄金属及合金—

Zr-Al 二元素について (D. J. McPherson & M. Hausen: Trans. ASM. 46 (1954) 54~374)

Zr-Al二元系の完全な状態図を金相学的分析、X線廻析、熱分析によつて追求し完成した。溶解と熱処理はヘリウム、マルゴン雰囲気中か真空中にて実施した。使用したZrは“Grade 3”の沃化法によるZrでありAlは高純度のもを使用した。溶解は不活性気体の雰囲気中で電極が消耗しないアーク炉にて実施された。

Zr-Al系状態図には9つの金属間化合物がある。それはZr₃Al(8.97%Al), Zr₂Al(12.88%Al), Zr₅Al₃(15.07%Al), Zr₃Al₂(16.46%Al), Zr₄Al₃(18.15%Al), ZrAl(22.82%Al), Zr₂Al₃(約30.72%Al), ZrAl₂(37.16%Al), ZrAl₃(47.00%Al)の9つである。これらの内Zr₄Al₃, ZrAl₂, ZrAl₃はそれぞれ約1530°C, 1645°C, 1580°Cにおいて極大点を有する液相線を示す。Zr₅Al₃, Zr₃Al₂, Zr₂Al₃は包晶反応で析出する、そしてZr₃Al₂の場合は1480°Cで16%Alの所に生じ、Zr₂Al₃の場合は1595°Cで30%Alの所に表われ、Zr₅Al₃では1395°Cで14.8%Alの所で包晶反応が行われる。Zr₅Al₃は固溶体中で反応が進行して、多分共析反応により分解する。Z₃Al, Zr₂Al, ZrAlはそれぞれ約975°C, 1250°C, 1250°Cの各温度で包析反応によつて固溶体中に形成される、次に3種の共晶反応がある、それは11%Alで1350°Cの温度の所でβ+Zr₅Al₃⇌液相の反応と2%Alで1480°Cの温度の所で液相⇌Zr₄Al₃+Zr₂Al₃

(以下80頁へつづく)