

抄 録

— 製 鉄 —

溶融 Fe-C-S 系合金における S の表面活動度と熱力学的活量 (P. Kozakevitch, S. Chatel, G. Urbain & M. Sage: Rev. Metall., 52 (1955) 2, pp. 139~160)

メタル/ガス, メタル/スラッグ (非金属介在物生成), メタル/黒鉛 (ノデュラー鑄鉄) 或はメタル/耐火物 (侵蝕) などの界面現象に関し, 粘性と共に表面張力に関心が持たれるのであるが, 高炉スラッグにおける FeS 介在物の生成, 崩壊についての資料を得るためこの研究を行った。

まず 1000~1700°C におけるメタル, スラッグ, ガラスの表面張力 (γ) の測定には数種の方法があるが, こゝでは支持台上の溶融金属滴の Ar 気中の X 線像 (1450°C) から γ を求める方法を取った。(詳細な実験装置, 方法, 鉄合金の調製, 分析及び γ 計算と誤差計算法などは附録に一括している) たゞし接触角がいつも 90°C 以上としている。こゝで γ のバラツキは Fe-C 系で ± 70 dyne \cdot cm $^{-1}$, その他の系では大抵 ± 45 程度である。

これらを総括すれば次のようになる。

(1) C, Si, P はいずれも溶鉄の表面張力をかなり低下させる。たとえば C~3%, Si 1~5%, S \leq 0.003% の系では $\gamma = \gamma_0 - 8[\text{Si}\%]$ (γ_0 -Fe-C系), 又 P については同様な条件で $\gamma = \gamma_0 - 26[\text{P}\%]$ となる。C 0.47~5.6% S 0.005% の Fe-C 系では $\gamma = 1600 - 100[\text{C}\%]$ (C>1%) となり, 外挿して純鉄 (S \leq 0.003% 程度) の γ を推定すると 1700~1800 dyne \cdot cm $^{-1}$ (1550~1600°C) となる。この直接決定は非常に困難なのである。

(2) S は Fe-C 合金の表面張力を著しく低下させるし, tensioactive であるから表面層に集積し, 極端に淡くない限り, 他の不純物を表面層から追いだして汚染から保護する役割を果す。

(3) Fe-S-C 合金の表面単分子層は FeS に富化されており, C は FeS にほとんど溶解度をもっていない (0.042%, 1450°C) から, 表面層に侵入できない。表面層が吸着物質に飽和するとすれば FeS が network の (010) 面に従つて積み重なつていくことになる。

(4) C は S の活量 a_s を増し, 表面活動度を大きくする。Sherman, Elvander & Chipman による f_s (活量係数) = $1 - 0.059[\text{S}\%]$ を利用し, Morris, Buehl による $f_s - \text{C}\%$ 曲線を適用すると $f_s \cdot f_s^{\frac{C-x}{S}} / f_s^{C-1.25}$

(C 1.25%, S の無限稀釈を基準とする) が求められ, C の異なる合金でも $\gamma - a_s$ の関係を 1 本の曲線にまとめることができる。

(5) トーマス鉄, ヘマタイト鉄, 鑄鉄及びノデュラー鑄鉄などに関しても, 著者その他文献からの γ を網羅してみると, 同じく $\gamma - a_s$ が 1 本の曲線で表わされるがバラツキは前記純鉄系よりも大きい。又球状黒鉛の生成に関しては, 数種の結晶面に S が不均等に吸着され

結晶生長速度に異方性を与えるものと考えられる。S の含有量と共に表面張力が変わるといふことによつて解釈するのは無理なようである。(松下幸雄)

— 製 鋼 —

Fe-Ni 熔融合金中における S の活量について

(J. A. Cordier and J. Chipman: J. Metals, 7 (1955) 8, 905~907)

Fe-Ni 合金 (0~100% Ni) に溶解した S について, $\text{H}_2(\text{g}) + \text{S} = \text{H}_2\text{S}(\text{g})$ の平衡反応を 1600°C において測定した。実験方法は Sherman, Elvander and Chipman の方法と同様で 120g の合金をアルミナ坩堝に入れ $\text{H}_2\text{S} + \text{H}_2 + \text{A}$ 混合ガスを 1200cc/min で流した。保持時間は 4~8h である。上式の平衡恒数を K とすれば $\log K$ に及ぼす誤差はつぎのとおりである。温度 ($\pm 15^\circ\text{C}$) による誤差は 0.01 で試料中 S の分析誤差は分析法よりも偏析にもとづくものが大きくこれによる誤差は 0.02 程度と思われる。また混合ガスの成分は 1600°C に加熱するために H_2S が分解する。すなわち $\text{H}_2\text{S}(\text{g}) = \text{H}_2(\text{g}) + 1/2\text{S}_2(\text{g})$ ($\Delta F^\circ = 21680 - 11.81T$) の解離反応によつて変化し, さらに $\text{S}_2(\text{g})$ が $\text{S}(\text{g})$ に解離することによつても変化する。 $\text{S}_2(\text{g}) = 2\text{S}(\text{g})$ ($\Delta F^\circ = 86500 - 29.20T$) 反応の平衡恒数は最近 St. Pierre and Chipman が測定したがこの反応による前式の $\log K$ の誤差は 0.01 のオーダーであり結局全体として $\log K$ の値で ± 0.04 程度の誤差があることになる。

以上の実験結果から前式の自由エネルギーとして $\Delta F^\circ = +6500 + 8.3T$ が得られ $1/2 \text{S}_2(\text{g}) = \text{S}$ に対しては $\Delta F^\circ = -28180 + 3.44T$ を得た。また Fe-S 合金の 1600°C における S の活量係数の変化は $\log f_s = -0.028[\%S]$ で与えられる。以上の諸式は Fe-S 系においても Fe-Ni-S 系においても全く同様にあてはまる。Fe-Ni 合金中に含有される S の活量係数に及ぼす Mn, Cr, Co の影響は Fe-S 合金または Ni-S 合金中におけると同様であろう。しかし C, O, Al, Si 等は Fe 中と Ni 中とでは異なる挙動をとるからこれ等の元素の影響は Fe-Ni-S 合金中では Fe-S 合金における場合と異なるであろう。Mg, Ca は Ni 中においては Fe 中におけるよりも脱硫剤として一層有効であろう。(盛 利貞)

平炉用浸漬型高温計 (A. Goodall: J. Iron & Steel Inst., 180 (1955) 3, p. 247)

Appleby Fordingham Steel Co. に於て長期に亘り平炉用浸漬型高温計が試作研究され, 順次改良型が作られた。

第 1 号: 熱電対予備線を手もとにまき込んでおく普通の型式である。線はガラスファイバーチューブを通して絶縁する。管体には Maksiecar II セメントを 1/2-in の厚さに塗つて熱絶縁したものである。浸漬部分が管体と直角に曲つてゐる為新しい線の引出しが困難となり, その為ガラスファイバーチューブが摩耗し, 短絡故障する

欠点がある。

第2号：予備線を引き出しやすくする為に、浸漬部上端に予備線をアスベストセメントのマガジンに入れて取りつけた。これによりガラスファイバーチューブの線による摩耗がなくなった。この装置による測温費は1回当り5s以下である。

第6及び7号：第1, 2号に用いたガラスファイバーの絶縁物は吸湿性の為絶縁性が劣化することがある。

そこで楕円形断面の2つ穴の絶縁物を作り、これを同じ楕円形断面の鋼管中におさめ、ねじれを防いだ。この絶縁物の中は線の通過が容易であつた。第6号には熱絶縁として耐熱ペーストを1/4 inの厚さに塗つた。第7号にはペーストの代りにカーボンスリーブを用いた。しかしカーボンスリーブは、熱絶縁としては管内の温度が上りすぎて不適當であつた。

第8号：これは第6号に用いた楕円形の絶縁物と第2号の予備線用マガジンを併用したものである。楕円形絶縁物には Mullite とアスベストセメントを利用した。

アスベストセメントの方が耐久力がある。熱電対管の先端はカーボンブロックを鋼管の外側にかぶせ、ピンで固定し、保護する様にした。この8号は従来のもより短絡による事故が著しくへつた。

次にこの熱電対の使用状態に於ける較正法としてパラジウム線法が述べてある。熱電対の高温接点の間に約3mmのパラジウム線を挿入溶接して、これを通常の測温と同様に炉中に入れ加熱すればPdの融点で断線する為Pdの融点によつて熱起電力が較正できる。使用状態と同一条件で較正できるのが特徴である。

終りに、この熱電対を広く安価に利用するには熱電対の形状を標準化し、絶縁物の形を加工しやすいものとする必要があることを述べている。(小幡 録)

シーメンスマルチン製鋼法に於ける温度測定法

(Günther Boos, Jacob Willems: Stahl u. Eisen, 75 (1955) Nr. 14, Heft. 14)

製鋼作業に於て温度測定が重要な意味をもつことは一般に認められている所であるが、この論文では「Degussa型」白金-白金ロヂウム熱電対を石英保護管を使用して鋼浴の内に2~4秒浸漬保持した場合と「Bioptix型」色温度計を使用し炉扉の隙間からアーチのいろいろの場所の温度、出鋼温度及び鑄込温度を測定比較した結果について報告している。測定した熔鋼は次の3種類である。

a) 不鎮静軟鋼 高純度並に表面の美しさを要求されるもの。

b) 調質用炭素鋼 C35 C45

c) 鎮静快削鋼 シーメンスマルチン炉ではアーチと鋼浴の間に熱の交換が行われる。アーチとスラグの温度差は殆ど10°C以内である。出鋼時にはスラグの温度は鋼浴より20~60°C高い。アーチの温度をBioptixでスラグの温度を浸漬型高温計で、出鋼温度を浸漬型高温計とBioptixで測るとこれらの測定値の間に一定の関係があることが認められる。

浸漬型高温計とBioptixで出鋼温度を測定した場合その差は±15°Cの内にあり、大部分は±10°Cの内にあつた。

出鋼後の熔鋼の温度降下の程度は次の条件によつてきまるが、1. 出鋼時間、2. 取鍋の大きさ、3. 取鍋の温度とライニング、4. スラグの厚み、5. 出鋼後の時間、更に調査の便宜上熔鋼重量75t、出鋼時間8~10mnの場合取鍋の大きさを一定にすると温度降下に関する因子は、1. 取鍋の輻射、2. スラグの厚み、3. 煉瓦の熱伝導損失となる。

28熔解の測定結果によると鑄込時の色温度と黒体温度の差異は90~180°Cで出鋼時よりも大きい。この原因については種々の説があるが酸化膜によると云われている。

総括として浸漬型高温計とBioptixを使用して炉のアーチ、スラグ、鋼浴の温度を測定した所この2種類の温度計の測定値の間に一定の関係があることがわかつた。更に鑄込の際鑄込始めの温度より、途中の温度の方が高いことが認められ、このことより取鍋の中の熔鋼はその位置によつて温度が異なることが推測される。

尙質疑応答にKurt Guthmann: 取鍋の中の熔鋼の温度差について上1600~1620°C, 中1615°C, 下1565~1590°Cの引例あり、更にF.A. Gruenigen, D.W. Lawther: 取鍋の大きさと出鋼後の時間、温度降下の程度について図表入り説明がある。(安原四郎)

一加工一

鋼塊中端のデンドライト状偏析に及ぼす鍛造の影響に関するオートラヂオグラフ法による研究 (A. Kohn, J. Doumerc: Rev. Metall., 52 (1955) 3, pp. 249~259)

30kw高周波誘導電気炉によつて、酸性ルツボ中で40kgの鋼を溶解し、シャモットの円筒形モールドに鑄込んで試料とした。たゞし~30mCのP³²(2gの赤燐から~15%PのFe-Pにしておく)をモールド中にカプセルに包んで入れた。加熱初期が1mm Hg、鑄込の瞬間が2.8mm Hgていどの減圧であり、モールド中でAl(20g)脱酸を行つた。型抜後、頭部を切り取り、底部から板状試料を取つた後、112mmφのインゴットを中心軸が共通な段のついた棒に鍛造(1250°C)し、鍛造比が順次1.8, 3.6, 4.7, 13.5及び35になるようにした。更にこの底部から試料を取つて、うすい平板に鍛造した(鍛造比70)。この後、段つき棒鋼を真中から切断し、更に軸をとおつて縦断し平滑に磨き上げた。化学組成は、平均してC 0.42%, P 0.021%であり、Pの著しい偏析はなかつた。

つゞいて、前記20×15×2mmていどの平板につき拡散焼鈍の影響をみるために、白金電気炉中で1100, 1200及び1300°C, 8, 16, 32及び64hの熱処理(真空中)を行い、この後マッフル炉で900°C×30mnの焼ならしをしておいた。試料はいずれもAl₂O₃でパフ仕上げしてから、emulsionを密着させて露出に移つた。棒状試料はP*の受領後5日で露出に入り1ヶ月、板状の方は12~15日後に露出に移つて6週間放置してから19°C×10mnで現象した。かくしてStead試薬によるマクロ組織と、オートラヂオグラフによるimageを比較し、更に後者はとくに製作したマイクロフォトコンパレーターで黒化度を定量し、interdendriteの部分とデン

ドライト軸とのP濃度の比を、「不均一度」と定義して考察し次のようなことが分つた。

(1) 「不均一度」は as cast で ~ 4 , $1100^{\circ}\text{C}\times 64\text{h}$ の処理で2.5以下となり, それを1.5以下にするには, $1200^{\circ}\text{C}\times 64\text{h}$ 或は $1300^{\circ}\text{C}\times 10\text{h}$ 程度の処理が必要である。ただし不均一度はバラツキのため band で示される。

(2) 鍛造比70のものは, そのまゝで不均一度が1.5以下になつてゐる。

(3) しかしこの値は, $1/10\text{mm}\phi$ 程度の2つの相隣る偏析線(せんい状組織における)のPの平均値の関係を示しているにすぎないが(オートラジオグラフ法は β 線の散乱のために分解能は $1/10\sim 2/10\text{mm}$ 位である), fibres がせばまつているので拡散処理中のPの拡散を助けることになる。(松下幸雄)

一鉄鋼の性質, 物理冶金—

Fe-C 合金の焼戻におけるミクロ構造変化に関する研究の続報 (B. S. Lement, B. L. Averbach and Morris Cohen: Trans. A.S.M. 47 (1955) 291~320)

本稿は1954年にTrans A.S.M. で発表した焼戻中における高純度 Fe-C 合金のミクロ組織変化の研究の続報である。本稿では $370^{\circ}\text{C}\sim \text{Ac}_1$ の焼戻温度範囲における電子顕微鏡組織と顕微鏡組織の変化を報告している。その研究の結果を総括すると,

1) Fe-C 合金を約 370°C 以上に焼戻すると, フェライト・マトリックスの粒界に析出しているセメンタイト・フィルムが粗大化と拡大化現象を起し, 針状の粒内に析出していた粒状のセメンタイトは地に固溶して行く。このセメンタイト・フィルムは 370°C 以下の焼戻でも元のマルテンサイト粒界と元のオーステナイト粒界に析出しているのである。そしてそれが 370°C 以上に加熱しても粒界に析出したまゝで粗大化と拡大化を行うのであるから, そのフィルムは安定であることを示す。

2) 粒内のセメンタイトが粒界に移動する過程において, 粒内と粒界にあるセメンタイトの球状化と凝集とを伴う。これらのすべての過程は合金のC量が少くない程一層たやすく進行する。セメンタイト・フィルムの形成は焼戻による硬化現象の一つに因るのであるけれども, 焼戻にともなうセメンタイトの球状化と凝集化及び地のC濃度の低下による軟化現象によつて硬化が打消される。

3) 界面エネルギーのことを考えるとフェライト粒界における球状化したセメンタイト粒がセメンタイト・フィルムよりも安定であるためには, セメンタイト粒は或る最小の大きさよりも寸法が大きくならなければならない。計算による最小の大きさはC量とフェライトの粒度と共に増加する。

4) $480^{\circ}\text{C}\sim 705^{\circ}\text{C}$ の焼戻温度範囲におけるフェライト粒の生長は粒界にあるセメンタイトの阻止により僅かである。

5) 焼戻中における炭素鋼のマトリックス中のCの固溶量は Fe_3C の組成とはことなる小さい凝集性 (coherent) を持つたセメンタイト粒の存在に帰因する。

(上野 学)

磁性酸化鉄懸濁液による Ni 鋼の変態過程と偏析状態

の研究 K. H. v. Klitzing unter Mitwirkung von E. Wesserhöft: Arch. Eisenhüttenwes., 26 (1955) 141

強磁性体金属の研磨面に磁性酸化鉄の懸濁液をのせて磁場をかけると規則正しい模様が現われる。これは Bittersch Streifen とも呼ばれ特に磁区構造の研究に利用されてこの方面に著しい進歩をもたらした。著者はこの方法を Fe-Ni 合金の $\gamma\rightarrow\alpha$ 変態の研究に応用することを試みた。試片の研磨方法及び懸濁液の製作法は Williams, Bozorth, Shockley (Phys. Rev. 75 (1949) 155) に拠つた。28% Ni-1% Mn-Fe 合金を急冷して常温でオーステナイト地にぼつりと一枚のマルテンサイト葉が生成した組織を得て, これに懸濁液をのせ磁場を研磨面に平行にかけると磁粉は葉の中心軸に沿つて集まると共に, 葉の両端にも著しく集積する。然し試片を液体空気で冷却して十分にマルテン化させると, 磁粉の局部的な集積は認められなくなるが, 部分的に変態させた場合には著しい模様が現われる。

焼戻に伴う $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態を調べるには, オーステナイトの Curie pt. 及び Ms pt. が共に常温以下にある合金として, 28% Ni-3% Cr-Fe 合金を選んだ。金型に鑄造したので試片は著しい方向性を持ち, その方向の結晶偏析は焼鈍しても容易に除かれない。この偏析のため試片はオーステナイト状態でも結晶成長方向に点々と磁粉図形が現われるが, 一部マルテン化するとマルテンサイトによる磁粉図形のみが際立つて現われる。これを 360° , 450° , 500°C と焼戻して行つてもマルテンサイトは多少減少するが依然としてマルテンサイトによる磁粉図形が見られ, 700°C ではマルテンサイトの残骸の図形と並んで元の偏析図形が現われて来る。 1000°C 1h 加熱してもマルテンの残骸の図形は尙消えない。これは先の低温度焼戻で一部の α が $\alpha\rightarrow\alpha'$ (低 Ni) + γ (高 Ni) なる変化を起し, その Ni の偏析がなかなか均一化しないためと考える。

($\alpha+\gamma$) 2相共存域でのこのような α の分解を調べるため, 更に 0.32% C, 7% Ni 鋼について磁粉図形を作つた。焼入して完全 α 状態の時はかえつて磁粉図形は現われないが 600°C で長時間焼戻すと普通の腐蝕組織では γ 相の生成を識別出来ないのに, 磁粉図形は焼戻時間と共に次第に鮮明となり, α の一部が拡散によつて γ に変態してゆくことを示す。(田中良平)

外的に加えた引張応力下におけるオーステナイトの等温変態について (Subrata Bhattacharyya and George L. Kehl: Trans. A. S. M. 47 (1955) 351~379)

A.I.S.I. 1085, 4340, 1045 鋼におけるオーステナイト \rightarrow ペーナイト等温変態に及ぼす外的に加えた引張応力即ち塑性変形の影響について, 本稿に報告されている。外的に加えた応力は一般の場合, $0\sim 60,000$ psi であり, 2, 3の場合には $100,000$ psi の応力を加えた。

不安定なオーステナイトに降伏応力以上の応力を加えるとオーステナイト \rightarrow ペーナイト変態は加速される。この変態の開始と終了は加えられた応力によつて短縮される。そしてこの短縮の程度は鋼の変態温度によつて変化する。一定時間の等温変態では, 変態するオーステナイト

ト量は或る応力範囲で著しく増加する。そしてこの応力は不安定オーステナイドの降伏応力と良く関連している。

同じように変態したオーステナイト量の増加は塑性歪即ち加えられた歪エネルギーに関連している。

更に、オーステナイトの変態に及ぼす応力の影響は、加えた外部応力が取除かれた時にのみ存続することが明らかとなった。応力の加わらない時の変態開始までの時間と同じ時間だけたつた後に、外部応力を加えると加えた応力をもつとも有効に変態を加速する。オーステナイトの降伏応力以上に加えた外部応力はペーナイト針状組織に著しい方向性をあたえることが明確になった。そして高い外部応力のもとではオーステナイト中に双晶が観察される。(上野 学)

300° 以下の温度範囲における Fe-Ni 系の変態領域

(F. Lihl: Arch. Eisenhüttenw., 25 (1954), 475)

Fe-Ni 系の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態は変態速度が甚だ遅く、極端に長時間の熱処理を行わない限り平衡に達しないので、この系の状態図を作るのは実際上非常に困難である。そこで平衡を研究するその温度で合金を製造することが出来れば、この困難は解決される筈である。その一つの方法として金属化合物を還元して固溶体を作ることが出来る。例えば、Fe, Ni, Co, Mn などの蟻酸塩は一連の連続した固溶体を作り且つ 300°C 以下で容易に還元されて非常に微粒の合金粉末を生ずる。従つてこの方法を低温度での合金製造に利用出来る。但しこの方法では還元進むにつれて酸化物を生じ、又炭素が合金中に入る危険もある。

著者は更により良い方法としてアマルガム処理の方法を案出した。即ち目的とする合金の各成分金属のアマルガムを作つて混合するか、或は両金属を Hg の上に同時に電着させて合金アマルガムを作り、次いで残つた Hg を圧出し更に蒸溜して Hg-free の合金を得る。混合法は成分金属が Hg と化合物を作るものであれば良く、この化合物が Hg の沸騰点以下で分解しその際生ずる単体金属が発生機の状態で相手の金属と反応して合金を作る。同時電着による方法は電解条件の点で煩雑であるけれども、金属が Hg と化合物も作らず溶解度も小さくて Hg 中に懸吊するものでも良い。

Fe も Ni も Hg への溶解度は非常に小さくて夫々 Fe 及び NiHg₄ として固相のまま Hg 中に懸吊していると考えられる。これらのアマルガムを種々の割合に混合して 1 時間攪拌し、過剰の Hg を圧出してからセメント状のアマルガムを蒸溜炉に入れて 360°C で残りの Hg を分離してガサガサの微粉状合金を得る。これを X 線で調べた結果、格子常数は文献に示されているよりも小さい値を得たが、微粒のためである。組成による α 及び γ 固溶体の格子常数の変化から α 及び γ の固溶限として夫々 9.5 及び 66 原子 % Ni を得た。この値は普通の熔製合金を用いた研究で極く長時間の焼鈍を行つても得られなかつたものであるが、Owen u. Liu (1949) が長時間熱処理によつて作つた状態図を低温側に延長すると 250°C 直下で丁度上の 2 点と一致する。このことから、Owen 等の状態図が真の平衡を示すことが解ると

共に、アマルガム法で作つた合金が 250°C の平衡状態に相当し、従つて平衡温度は Hg の蒸溜温度よりも 100°C 以上低いことが解る。即ち NiHg₄ の分解によつて生ずる Ni 原子と Hg 中に懸吊せる Fe とが合金化する温度によつて平衡の位置が決定されるものと考えられる。360°C に 1 時間蒸溜しても平衡の移動は殆んど起らなかつたのであろう。

この研究からアマルガム処理によつて極く低い温度でも容易に平衡状態の合金が得られ、又融点が高いとか、沸点の差が大きいなどのために熔製の困難であつた系の合金製造にも応用出来る。(田中良平)

非常に安定なオーステナイト系不銹鋼に於けるシグマ相の生成に及ぼす冷間加工と再結晶の影響

(A. J. Lena & W. E. Curry: Trans. A.S.M., 47 (1955) pp. 193~210)

本稿には 310 型と Cr-Mn 系の不銹鋼におけるシグマ相の生成に及ぼす冷間加工の影響について報告されている。冷間加工によつてフェライトを生じないオーステナイト系不銹鋼の冷間加工によるシグマ相の生成速度の増加は、次の式による再結晶変態に帰因するのである。

組成 C₁ の歪を持つオーステナイト

→シグマ相 + 組成 C₂ の歪を持たないオーステナイト。

若し変形と時効温度の条件が再結晶を起さない程度のものであれば、冷間加工による影響は殆んどみとめられない。実際に僅かの冷間加工は、時効温度で焼鈍状態の鋼に起る方向性を持つウイドマン・ステッテンの析出物の生成を阻止する傾向を持つ故に、シグマ相の生成を遅らせる。再結晶変態は少なくとも 2 種の形態学上の形のシグマ相を生成させる。その一つはシグマ相の板と再結晶したオーステナイトが層状に重なり合つたパーライトに似たものと、他の一つは再結晶した結晶粒界に主として析出したシグマ相とである。

後者のものは微細の結晶粒のものを迅速に再結晶させた場合におこる。即ち適当な冷間加工後高い温度で時効させるか、強く冷間加工した試料を適当な温度で時効させる場合に表われる。

最後にこの研究の結果次の如く結論し得る。即ち冷間加工の影響は、Dulis & Smith の仮説である再結晶後に生ずるシグマ相の核の数の増加によるのではなく、むしろ再結晶それ自身がシグマ相の生成を加速するのである。(上野 学)

高 Mn オーステナイト不銹鋼の諸性質 (G. N. Flint and L. H. Toft: Metallurgia, 51 (1955) March, p. 125)

含 Ti 18% Cr-10% Mn-2% Ni 不銹鋼について、その機械的性質、深絞り性及び耐蝕性を 18-8-Ti 及び 17% Cr の両不銹鋼と比較した。18-8-Ti に較べて高 Mn 鋼の方が proof stress や硬さはかなり高く、又抗張力も僅かながら大きい、伸びは約半分、30% に達しない。cupping machine で深絞りすると 18-8-Ti よりも軽い条件でも crimping が現われ易い。

この鋼の焼鈍組成は γ と α とがほぼ半々で、Ti の炭窒化物が介在している。850°C に 1000h 加熱しても組織は変らず脆化も起らないが、650°C では容易に σ 相を

析出して著しく脆化し、又塑性の減少、耐硝酸性の劣化を示す。65% 沸騰硝酸に対する耐蝕性は焼鈍状態でも又 650°C × 2h sensitize した状態でも、18-8 Ti 及び 17% Cr 鋼に劣るが、沸騰硝酸に対しては 17% Cr 鋼と大差は無い。又 30°C 及び 50°C の 50% 錯酸、25% クエン酸、50% 燐酸及び明礬アンモン飽和液などの弱酸や無機酸に対しては何れの鋼も不働態を示す。飽和亜硫酸では 17% Cr 鋼は局部的にかなり侵蝕されたが高 Mn 鋼及び 18-8-Ti は不働態であつた。5% AlCl₃ に対しては凡て不働態を示し、10% ZnCl₂ では 17% Cr 鋼、高 Mn 鋼のみ 40~48 日後に腐蝕され始めた。

18 カ月に亘る大気中腐蝕試験では外観で比較すると高 Mn 鋼は他 2 者に劣るが、pitting の深さは 17% Cr 鋼より浅い。0.2% NH₄Cl に 0.5%~10% の FeNH₄(SO₄)₂ を添加した溶液によつて各鋼の pitting に対する抵抗性を調べた結果は、18-8-Ti が最も優れ、17% Cr 鋼は高 Mn 鋼より僅かに強い。

最後に熔接部附近の粒間腐蝕試験を行つたが顕微鏡で観察して特別な腐蝕を認めなかつた。尚熔接部附近の組織は非常に粗大化した完全 γ で α は消え、又 Ti の炭窒化物も少くなり、その代りに Cr の炭化物とおぼしき微粒の析出物が粒界及び粒内に散在していた。

以上を総括して、高 Mn 鋼が柔軟性及び深絞り性に劣るのは $\gamma + \alpha$ の混合組織のためで、更に Mn 或は Ni を添加して完全 γ 組織とすれば、18-8 Cr/Ni と同程度の柔軟性を得ることが期待される。而して高 Mn 鋼は 18-8 鋼のように広範囲の用途には耐えないが、多くの工業薬品に良く抵抗し、少くとも Cr 単味の不銹鋼程度の耐蝕性を有するオーステナイト乃至半オーステナイト不銹鋼として充分使い得る。(田中良平)

ネジ用含燐平炉鋼の切削性に及ぼす化学組成の影響
(E. J. Paliwoda: Trans. A.S.M. 47 (1955)
pp. 680~690)

機械加工性の均一化は、特に自動ネジ製造機械で大量生産するような場合に、重要な問題となる。化学組成の僅かな相異が可成り切削性の変動に影響する。C-1213 鋼の場合、C と Si は切削性に重要な影響を持つ元素である。工具寿命試験の結果によると C 量と Si 量の増加は著しく切削性に悪結果をもたらす。細長い硫化物の形成を容易にする S の添加は含燐平炉鋼の切削性に中程度の好結果をもたらす。S による好影響は硫化物の非金属介在物の性質によつて左右される。ネジ用ベッセマー鋼においては、卵形の非金属介在物が良い結果をもたらす。Mn と P と N の含有量の僅かな変化は切削性には殆んど影響ないと思われる。冷間引抜した C-1213 鋼の切削性の評価は C と Si と S の含有量によつて可能であり次式にて表示し得る。

$$\text{切削性の指数} = 159 - 850(\%C) - 1800(\%Si) + 150(\%S)$$

(上野 学)

ソビエトに於ける硫化鋼の研究 (B. G. Cass: Iron & Steel, 28 (1955) No. 6, p. 204, 263, 288)

ソビエトの自動車工場である Minsky と Gorky は硫化鋼の使用経験より、その摩耗抵抗が普通熱処理鋼の 3~4 倍もあることを主張している。筆者はここに

N. P. Nadenskaya (Stanki i Instr, 1955, 26 (2), Feb., pp. 11~17) と V. V. Cal'chenko との報告を参考資料として硫化鋼の研究に就て紹介している。

前者の報告では高速度切削鋼の硫化面と普通の熱処理に扱つたものとの摩耗試験を行つている。其の摩耗抵抗試験は切削の時間と速度との関係を正確に測定し、特に摩耗生成物の比活性度に就ては特殊なガイダー試験機で特別な形状の容器中で測定が行われている。試料の成分は C 0.45%, Mn 0.70%, Si 0.31%, Cr 0.08%, S 0.028%, P 0.024% である。この報告では、結論として工具鋼に硫化処理を広範囲に適用することは、現在の技術の状態では時期尚早であると指適している。

次に後者の報告は所謂熱拡散による硫化処理に就て硫化層及び窒化層の磁気変態点が低いことから、強磁性材料にとっては熱拡散に拠つて出来た是等の層が特に表面硫化層の磁気変態点が材料の焼鈍温度より低いと言う事の効果、又潤滑剤に対する役割等に就て詳細に述べられている。そして結論的には、摩耗や切削に対する中間のものとして含硫表面処理、及び酸化剤の可能性を肯定している。特に近代物理学がこの点に関する理論を確認していること、更に金属の圧延、切削等の作業には種々の形で硫黄が使用されている事を附記している。(谷 昌博)

Cr-Ni-W 鋼 50 × NVA (M. F. Alekseenko, G. N. Orekhov: Stal, 1955, 4, pp. 350~355)

Cr-Ni-Mo 構造用鋼 40 × NMA (C 0.36~0.44%, Si 0.17~0.37%, Mn 0.5~0.8%, Cr 0.6~0.9%, Ni 1.25~1.75%, $\sigma_B \geq 100\text{kg/mm}^2$, $\sigma_s \geq 85\text{kg/mm}^2$, $\delta \geq 12\%$, $\psi \geq 55\%$, $a_K \geq 10\text{kgm/cm}^2$) の Mo を V, W Nb によつて代用する可能性を研究し Mo の代りに W 0.8~1.1% を含む Cr-Ni-W 鋼 (40 × NVA) で代用できると云う結論を得た。

この研究では 20 kg の高周波炉で塩基性のるつぽを用いて上記の Cr-Ni-Mo 鋼の他に他の成分は大体同じで Mo の代りに W 0.62% を含むもの、V 0.31% を含むもの、W 0.25% 及び V 0.16% を含むもの、Nb 0.27% を含むものの試験熔解を行い、試料の形に鍛造後焼準、850~880°C から油焼入、520~620°C × 2h 焼戻後空冷して引張試験、衝撃試験、丸棒による焼入性試験窒化の際の焼戻脆性に対する感受性の試験を行い、W だけ加えた場合だけが Ni-Cr-Mo 鋼 40 × NMA に匹敵する事を確めた。次に焼戻脆性に対する安定性の W% による変化を焼戻後空冷した場合と炉冷した場合の衝撃値を比較する事により検討し W の適量を 0.8~1.1% と決定した。更に 40 × NMA と 40 × NVA (以上で決定した Ni-Cr-W 鋼) の変態点、線膨脹係数、熱伝導度、疲労限界、高温における機械的性質、一端焼入硬度曲線を比較し、磁気分析により 40 × NVA の等温変態曲線を決定し、860°C でオーステナイト化し 315~325°C × 24~40 mn 等温保持後 550~600°C に焼戻して普通の焼入焼戻と同様の機械的性質を得る事を確め、このオーステナイト戻りの焼入性を両鋼について比較した。最後に塩基性 10t 電弧炉で 40 × NVA の熔解を行い、2.6t の鋼塊から取つた試験片の機械試験及び切削性試験を行つた。その結果新しい鋼 40 × NVA は物理的機械的性質、焼入性、焼戻脆性に対する感受性、切削性、穿孔性

の何れにおいても鋼 40 × NMA と同等である事がわかった。(安倍浩二)

高温度 (600°C 附近) に於ける鑄鉄に就て

Iron & Steel, 28 (1955), No. 8, pp. 363~364)

鑄鉄に関する文献を通読すると, Cr, Mo, Ni の添加は匍匐抵抗, 歪割抵抗並びに熱衝撃抵抗性を向上させ, V, Ti, W は鋼同様鑄鉄にも価値あるものとされ, 黒鉛化予備焼鈍は耐熱性の改良に役立つとされているが畢竟するに以上の事は限られた知識に基く結果であるので更に多くの実験が特に温度の範囲を拡げて行われることが要求されている。

ここに紹介する実験は各所の鑄物工場で製造された12種の試料に就いての言わば抽出試験である。その12種の鑄鉄は4種の非合金鉄, 6種の低合金鉄, 2種のノデューラー鑄鉄合金で, 低合金鉄は Mo 鉄, Cr 鉄, Ni-Mo 鉄, Cr-Ni 鉄と更に2種の Ni-Mo-V 鉄で, ノデューラー鑄鉄は成分が同じで組織は夫々フェライトとパーライ

トである。

何れの試料も 510°C で 2h の加熱により歪が除去され, 595~650°C の温度で種々の時間保持して硬度試験が行われた。硬度測定は表面酸化を考慮して厚さ 5/8in に切断せる内側表面に就て行われている。硬度試験の結果では4種の非合金鉄が軟化に対する抵抗が最小であつた。ノデューラー鑄鉄は 595°C で少しく硬度減少を来したが最終硬度は Mo 鉄より高かつた。軟化抵抗最低のものから秩序よくリストにし, 併せてその組織を表示すると Table 1 の如くなる。以上の結果を要約すると Cr は単独で軟化を妨ぐに最も効果的要素である。Mo は効果が尠いが Ni と併せて添加すると幾分よい様である。非合金鉄は非合金ノデューラーより軟化抵抗が良好である。そして一般に合金元素は黒鉛や組織より最終硬度に及ぼす影響力は大である。

将来も以上の種類の鑄鉄は匍匐, 歪割抵抗の試験に撰択され, その材料研究は更に進歩することであろうとされている。(谷 昌博)

Table 1.

Order of resistance to softening	Matrix structure
1. Unalloyed iron	100% fine & medium pearlite
2. Mo-iron	100% fine & medium pearlite
3. Ferritic nodular iron	100% ferrite
4. Pearlitic nodular iron	90% fine & medium pearlite and 10% ferrite
5. Ni-Mo-iron	50% fine pearlite and 50% martensite
6. Cr-Ni-iron	100% fine pearlite
7. Cr-iron	25% ferrite and 75% medium and coarse pearlite
8. Cr-Ni-Mo-V-iron	100% fine pearlite