

抄 録

—原料—

Thyssen の Schwelgern 焼結プラントの焼結技術の発展

(K. ZIMMERMAN, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 1, pp. 12~18)

多種の鉱石の混合物の焼結には、焼結プロセス技術の標準化が必要である。高炉では焼結鉱の化学組成だけでなく、ふるい後の粒度、強度、還元性、還元中の挙動などに関する要求もあり、石炭の適正配合による焼結作業が不可欠である。返鉱を少なくするためには細粒の少ない粒度構成の高い強度をもつ焼結鉱が前提となる。

Schwelgern の第 2, 第 3 焼結設備はそれぞれ 150, 400 m² の面積をもち、高さは 400, 500 m である。1974 年には 12% FeO, 2% MgO を含有して還元強度は初期に 40%, 後期に 60% であった。塩基度は 1.7, ドラム強度は第 2 焼結で 60%, 第 3 焼結で 65%, 生産性は 1.5 t/(m²h) であった。粉コークスを 70 kg/t 焼結鉱要した。

1975 年は景気後退により銑鉄生産は減少し塩基度は 1.5 で、粉コークス量は約 60 kg/t 焼結鉱に下がった。夏には第 2 焼結設備の冷間ふるい、クーラーが改修され、1976 年 2 月には第 3 焼結設備の冷間ふるい、混合設備が改修された。これにより還元強度は 30~40%, FeO は 7.5%, MgO は 0.8% に減少し、ドラム強度は高くなり返鉱は減少した。

強度低下を防ぐため、焼結層上側部に多くの熱を供給しなければならない。予熱空気や酸素を含む燃料ガスの供給により焼結強度が改良された。また、最適な FeO 量の添加と層高を高くし焼結速度を遅くすることにより、焼結強度は増加し返鉱の減少の効果があらわれた。層高が低いと強度が 65% で約 700 kg/t 焼結鉱の返鉱があつたが、高い層高で強度が 75% 以上で返鉱は 300 kg/t 焼結鉱であつた。返鉱の減少と FeO 量の添加により熱消費量は 1400 MJ/t 焼結鉱となりコークス消費量は 38 kg/t 焼結鉱に減少した。(月橋文孝)

—製 鉄—

HyL 還元鉄の高炉への使用

(J. CELAGLA S., et al.: Iron and Steel Eng., 57 (1980) 1, pp. 37~42)

世界の鉄鋼メーカーの主たる目的は、高炉操業の最適化であつた。このために、数々の新技術が生まれてきた。例えば、焼結鉱やペレットの使用、高圧操業、燃料吸き込みや酸素富化送風などが、挙げられる。一方、コマーシャルベースで稼働中の HyL プラントは、当時、比較的規模が小さくて、HyL 還元鉄は、市場に、ほとんど存在しなかつた。しかし、コークス価格の増加に伴い、還元鉄を高炉に使用する試みが、見直されてきた。その頃、HyL を改良した HyL II プロセスが開発されて、コークス炉ガスを改質しないで、直接還元炉に利用することが可能となつた。この結果、エネルギー原単位

を、2.3 Gcal/t(DRI) に下げることができた。これは、旧プロセスよりも、10~20% 低いデータである。このような背景の中で、The US. Bureau of Mines, U. S. Steel, Stelco, 新日鉄八幡、川崎製鉄、Altos Hornos de Mexico は、実験室規模の高炉に対する還元鉄の使用テストを行つた。その結果、各社とも一致して、原料の還元率が 1% 増加すると、出鉄量は、0.8% 増加して、コークス比は、0.7% 低下した。Altos Hornos de Mexico 社の実験によると、炭素が Fe₃C の形態で還元鉄中に分布していると、FeO の還元に寄与して、出鉄量の増加を期待できる。1% の炭素が還元鉄中に含まれると、Fe は、5.35% 増加した。また、鉱石中の硫黄は、HyL で還元中に、60~80% 除去されるので、コークスを使つた場合よりも、0.019% だけ、銑鉄中の硫黄が下がった。最後に、高炉、高炉と HyL II の結合、そして高炉とコークス炉ガスを使用する HyL II の結合、各プロセスについて、銑鉄 t 当たりの原単位は、それぞれ、152.73 \$/t, 139 \$/t, 125.28 \$/t であった。

(小林一彦)

中国：より多くの量を目標に

(R. L. BROWN: Iron and Steel Intern., 52 (1979) 6, pp. 351~359)

中国は現在意欲的な鉄鋼生産設備の拡大を意図している。歴史的にみるならば、中国で鉄の記述が最初に文献にあらわれるのは B.C. 518 年の周時代であるが、鉄が使用されたのはもつと古く、周朝中期と思われる。それ以後中世から 1948 年までは中国社会の機構から発展が押えられてしまつた。1958 年の大躍進で近代的な製鉄所と土法高炉の二本足の政策が行われたが、土法は経済的に発展できなかつた。

近代的製鉄所としては鞍山は 500 万 t 以上で 30 万人が働き、上海は 250~500 万 t, 100~250 万 t は 8 ヶ所で貴州、道都、武漢、大冶、馬鞍山、大原、と通化を含み、50 万 t 以上が 2 ヶ所、25~50 万 t が 20 ヶ所ある。

武漢はソビエト式製鉄所が建設されたが、その運営は政治局の直かつの下に、技術者、労働者グループの改善提案を取り上げながら運営が行われている。

生産は 1978 年に圧延鋼材 2200 万 t, 銑鉄 3480 万 t 粗鋼 3178 万 t と発表され、需要は次年度 2700 万 t で 1 人当たり 32 kg と期待されているが、これは低目の数字である。

英国からは各種鋼材 13 万 t が輸入され、2100 万ポンドに達している。日本からは 100 万 t が輸入されている。フランス銀行から 70 億ドル、日本から 40 億ドル、英国から 12 億ドルの借かんが得られている。

今後の経済建設では日本だけで負担はできないので、資金や設備を西欧からも得ようとしている。計画目標は 1985 年に 2 倍の 6000 万 t を目標としているが、現実的ではない。

(相馬風和)

高温未清浄コークス炉ガスを直接還元と高炉用の還元ガスに应用する場合の経済評価

(J. F. MECKEL: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 25/26,

pp. 1462~1468)

今日、天然ガスが、直接還元用原料に使用されている。一方、コークス比を下げるため、高炉への重油吹き込みも行われている。1973年のオイルショック以来、原油の供給が減少し、そのため、原油価格は、上昇の一途をたどりつつある。その結果、原油にかわる別のエネルギーが見直されてきた。この点で、高温のコークス炉ガスは、還元ガスの製造に対する代替原料ガスとして、重要な意味を持つので、直接還元プロセスと高炉に、高温のコークス炉ガスを吹き込む場合の経済評価を試みた。高炉から排出されたガスは、コークス炉と二つの直接還元プロセスを経由して再び、コークス炉に帰還される。コークス炉の排ガスは、39 100 m³/h で供給され、第一直接還元プロセスでは、52 t/h、第二直接還元プロセスでは、34 t/h の還元鉄を製造することが可能である。コークス炉ガスの原価は、0.06 DM/m³ で、還元ガスの製造原価は、0.03 DM/m³ である。ガスの酸化度を考慮すると、還元ガスの価格は 0.0265/m³ になる。一方、高炉にコークス炉ガスを吹き込むことも可能であり、コークス比の低下を期待できる。その結果、コークス炉は小さくなり、付帯設備は、ガス清浄のための脱硫及び除塵装置だけである。高炉の炉頂ガスを帰還しないで、コークス炉ガスから還元ガスを製造する場合、ガスの価格は、0.55 DM/m³ である。コークス炉ガスを高炉に吹き込む場合、還元ガスの酸化度が 25% の場合に、コークスとガスの換算率は、0.247 kg koks/m³ である。この数値を用いると、コークス比を 290 kg/t まで下げることが可能である。これは 8.31 DM/t の節約を意味する。

(小林一彦)

— 製 鋼 —

凝固しつつある Fe-Mn-O メルト中での酸化物系介在物生成に関する研究

(E. SCHÜRMANN and N. BANNENBERG: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 11, pp. 467~472)

本研究の目的は、チョクラルスキー法による結晶引き上げおよびブリッジマン法に基づく結晶引き下げ実験で、凝固中の Fe-Mn-O メルトからの二次脱酸生成物 (FeO-MnO 介在物) の生成を、Mn, O 初期含有量、凝固速度を種々変化させて研究することにある。

結晶引き上げ実験では、凝固した鉄中に、周期的なバンド状の介在物の析出が観察され、その間隔を測定することにより、前駆酸化物の核生成のため必要な過飽和度を推定した。このためには、V. G. SMITH らの提案した、凝固界面における液相中の溶質濃度 $C_1^0(x)$ に関する式

$$C_1^0(x) = \frac{C_0}{2k_0} \left\{ 1 + \operatorname{erf} \left(\frac{1}{2} \sqrt{\frac{\nu \cdot x}{D}} \right) + (2k_0 - 1) \exp \left[-k_0(1-k_0) \frac{\nu \cdot x}{D} \right] \operatorname{erfc} \left[\frac{2k_0 - 1}{1} \sqrt{\frac{\nu \cdot x}{D}} \right] \right\}$$

を用いた。

ここで、 C_0 : 初期溶質濃度、 k_0 : 分配係数、 ν : 凝固速度、 x : 凝固距離、 D : 溶質の拡散係数

こうして得られた過飽和度は、一定の Mn, O 初期含有量に対しては、凝固速度のいかにかわらず、ほとんど一定の値を示した。

一方、結晶引き下げ実験では、凝固した鉄中および凝

固界面近傍の急冷した残留メルト中に、いかなる介在物も見出されなかつた。この結果は、二次脱酸生成物が、固液界面上に直接ではなく、それからある距離を隔てて形成され成長していることを示している。

これらの実験結果にもとづき、二次脱酸生成物の形成をとともなう凝固の際の、Mn, O 濃度の変化を、溶質の濃化、介在物の核生成・成長の各過程にわたって、Mn-O 平衡曲線図、溶質濃度-凝固距離図上で、半定量的に推定し、これに詳細な検討を加えた。(檀 武弘)

1600°C における製鋼スラグの鉄の酸化段階

(E. SCHÜRMAN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 12, pp. 499~502)

Fe と平衡している CaO-FeO-P₂O₅-SiO₂ 中の Fe³⁺ と Fe²⁺ の比を、FeO, 10~40%, SiO₂, 0~40%, P₂O₅, 0~40% の範囲で測定した。測定方法は以前に報告した FeO-Fe₂O₃-SiO₂ あるいは FeO-Fe₂O₃-CaO の測定に用いたものと同様の方法であるため、本論文には記述されていない。

Fe³⁺ の濃度は酸化鉄濃度が増大すれば増加し、SiO₂ 含有量が増加すると減少する傾向にある。P₂O₅ および SiO₂ を含有しないスラグの CaO の飽和条件下での Fe³⁺ 濃度は 8% である。このときの CaO の飽和濃度は 37.5% である。CaO が飽和の状態では、FeO を増加させると Fe³⁺ 濃度は増加する。FeO 濃度を一定にして SiO₂ を変化させると、1つの SiO₂ 濃度に対して 2つの Fe³⁺ 濃度を有する領域がある。すなわち、Fe³⁺ v. s. SiO₂ のグラフでいわゆる「ノーズ」を画く領域がある。この領域は SiO₂ 濃度が約 5% から 10% の間にある。P₂O₅ 量が増大すると一般的には Fe³⁺ 濃度は小さくなるが、SiO₂ 濃度の低い領域では、Fe³⁺ v. s. SiO₂ のグラフはノーズを画く。本測定結果での Fe³⁺ 濃度の最大値は 8% であつた。

測定結果は、CaO, SiO₂, FeO の 3 元素ダイアグラム上に、CaO 飽和組成における等 (Fe₂O₃/FeO) 線が画かれ、この上に LD 転炉スラグと平炉スラグの組成が吹錬時間と共にどのように変わって行くのかも示されている。また、パラメータを FeO 濃度あるいは P₂O₅ 濃度として、Fe³⁺ 濃度と SiO₂ 濃度の関係が図示されている。(雀部 実)

リムド鋼が凝固する時に生成する鑄型スラグの精錬能力について

(R. P. KONOVALOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR. Metall., (1979) 6, pp. 11~20)

リムド鋼の鑄型内に発生するスラグの精錬能力を向上するための添加物を研究した。スラグに Na₂CO₃, NaF, CaF₂, NaCl, Na₂B₄O₇ の混合物を、その相成を変えて添加した結果、スラグの表面張力、密度、粘度はいちじるしく低下し、融点も 1400°C 以下に低下した。

上記の混合物 0.3~0.5 kg/T を、13~22T のリムド鋼の鑄型内に添加し、リムド鋼が凝固する時の精錬能力を比較した。

スラグと鋼の S の分配比は混合物の添加によつて 6~15 から 30~45 といちじるしく増加して脱硫能を増大した。この脱硫は、Na₂CO₃ か Na₂B₄O₇ が分解して生成した Na₂O によるものと推定された。

P の分配比も 6~9 から 10~26 と増加したが、スラ

中の (%FeO) との間に次の関係が得られた。

$$L_p = \frac{(\%P_2O_5)}{[\%P]} = -2.0 + 0.31(\%FeO)$$

混合物の添加によつてスラグの粘性が低下し、 P_2O_5 のスラグ内での拡散が速くなるので脱りん速度が大きくなると考えられた。

混合物を添加して得た鋼塊から造つた鋼板中の非金属介在物量は、比較鋼塊から造つた鋼板の 1/1.4 であり、相当減少した。これは、スラグの表面張力が減少したために、スラグ-溶鋼の界面張力が増加し粘着力が減少して介在物が除去されやすくなるためと推定された。

混合物中の B_2O_3 が C あるいは Al によつて還元され、溶鋼中に入るため (0.0025~0.0036%)、鋼板中では窒素が BN となり、鋼板の時効性の減少することも明らかにされた。(郡司好喜)

VODK 法を用いての転炉中での高クロム鋼真空精錬
(H. MEYER and M. WALTER: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 23, pp. 1325~1328)

VODK とは Vacuum Oxygen Decabrization Konverter の略である。Tyssen 社では次のような作業手順をとっている。1 t エル炉で屑鉄、FeCr, FeNi などを溶解し、この溶鉄を底に Ar を吹き込むためのポーラスプラグを持つ転炉に移しかえる。移す際ポーラスプラグの目づまりを防ぐため、0.5 Nm³/h の Ar を吹きつつける。次に 30 Nm³/h の Ar を底吹きしながら、転炉の上方からランスを降ろして O₂ を吹いて予備精錬を行う。20 min の予備精錬を行つた後、ランスを引き上げて転炉にふたをして 5 Torr で真空引きを行い、主として脱炭の微調整を行う。この際下部のポーラスプラグから Ar を吹きつつける。脱炭終了後還元剤を添加し、Cr と Mn の還元と脱硫を行うため再度真空引きを行う。この際にも Ar を底吹きする。その後、CaF₂ 系添加剤を加えた排滓を行つて精錬工程は終了する。以上の作業手順は 30 000 t にのぼる高 Cr 鋼の試験吹錬の後に確立したものである。

この工程で、予備精錬前に 17.8%Cr, 1.6%C であつた溶鉄が予備精錬後に 16.2%Cr, 0.22%C 程度になる。最後の脱炭微調整と還元操作により、最終整品は 16.4%Cr, <0.020C となる。

諸原単位のうち、Ar は 1 m³/t 粗鋼、スラグ還元剤としての Si は 9.5 kg/t 粗鋼である。

予備精錬の O₂ 吹錬を 400 Torr の減圧下で行うと、Cr の歩留りが約 0.4% 向上する。この Cr の歩留り向上はスラグ還元用 Si の原単位を 1.0~1.5 kg/t 粗鋼下げる効果を有している。

転炉の耐火物はドロマイトであり、90 チャージまで無修理で操業を行うことができた。

いずれの作業も再現性は非常に良好であつた。

(雀部 実)

パルス酸素ジェット吹錬による転炉での含バナジウム鉄鉄の予備処理

(A. V. YAVOISKII, et al.: Stal', (1979) 8, pp. 587~588)

周波数 525 Hz のパルス酸素ジェットで溶鉄を精錬すると脱炭反応がもつとも促進されることを 10 t の試験転炉で確かめた。さらに、130 t 転炉により、100~800

Hz のパルス酸素ジェットを用い、V を含む銑鉄の溶製試験を行つた。

試験には、4.2~4.7%C, 0.15~0.18%Si, 0.24~0.3%Mn, 0.4~0.49%V, 0.08~0.17%Ti, 0.05P, 0.028~0.036%S で温度が 1 330~1 350°C の溶銑を用いた。

パルス酸素ジェットを用いない普通の精錬法では、半製品中に 0.04~0.05% の V が残留した。脱炭速度及び脱 V 率が最高となる最適の周波数 575~600 Hz の精錬で得られた半製品中の V は、普通の精錬法で得られたものより 0.02~0.04% も低くなつた。また最適のパルス酸素ジェットの使用により脱炭速度は 20% も向上することができた。

精錬によつて生成するスラグの組成は普通精錬 (6.06~9.02%MnO, 16.83~22.09%SiO₂, 28.10~33% Fe_t, 19.30~22%V₂O₅) に比し、パルス酸素ジェット精錬 (6.51~8.13%MnO, 17.12~21.80%SiO₂, 26.30~32.60% Fe_t, 22.40~25.20%V₂O₅) のスラグ中の V₂O₅ が相当高くなつた。

適当な周波数のパルス酸素ジェットで精錬すると、必要な残留 V 量の半製品を得るのに全酸素量は 2 500 m³ から 2 000~2 100 m³ に減少でき、精錬時間は 8~9 min となつた。(郡司好喜)

中間結晶器をもつ連続铸造機で造られる鋳片の品質の改善

(D. A. DYUDKIN, et al.: Stal', (1979) 9, pp. 673~674)

連铸々片の組織改善及び中心偏析の低減のために、タンデッシュと鋳型の間に中間結晶器 (熱交換器) を設け、溶鋼中の結晶核の増加をはかつた。

0.2%C 鋼を断面 150×1 200 mm の鋳型で連続铸造したが、この際溶鋼はあらかじめ中間結晶器の表面を流した。タンデッシュ内の溶鋼温度は 1 555~1 575°C で、中間鋳型で奪われる熱量は 6.3~17.6 kJ/kg 鋼の範囲に変動した。

中間結晶器の使用により、柱状晶が短くなり等軸晶帯の長さはテムプレートで 1.8~2.2 に増加し、短辺の断面では普通鋳片の 10~19 mm に対し 108~128 mm (8.3 倍) に増加した。

デンドライト組織の密度は平均で普通鋳片の 1.2 倍となつたが、柱状晶帯から等軸晶帯への遷移域では最高 50% も高くなつた。

元素の偏析は中間結晶器の使用によつて平均化し、普通鋳片の最大偏析が C: 125%, S: 140%, P: 155% と高いのに対し、試験鋳片では各元素とも 120% 以下となつた。

光学顕微鏡観察による非金属介在物の全量は両鋳片ともほぼ同一であり、表面から中心に向かつて単調に減少した。しかし、普通鋳片の硫化物は中心域で増加した。電解抽出法による定量では、試験鋳片の中心域で酸化物の増加が見られ、この領域での酸素含有量は普通鋳片の 1.6 に増加した。これは、中間結晶器における溶鋼の再酸化によるものと推定された。

鋳片を圧延したシートの機械的性質は、試験鋳片の衝撃じん性が若干向上する他はほぼ同一であつた。

(郡司好喜)

—性 質—

低炭素マルテンサイト鋼の靱性および延性・脆性遷移
におよぼす Ni の影響L.-Å. NORSTRÖM and O. VINGSBO: Metal Sci., 13
(1979) 12, pp. 677~684)

低炭素 (<0.1%C) でラスマルテンサイト組織を呈する鋼のうち 5%Mn, 5%Ni, 9%Ni 鋼について、延性・脆性遷移を結晶粒、降伏強度および Ni 含有量に着目して検討している。

衝撃遷移温度 (ITT) はフェライト系鋼の場合にフェライト結晶粒と降伏応力に依存するのに対応して、マルテンサイト系鋼ではマルテンサイトパケットサイズと降伏応力に依存していることがわかった。

また、パケットサイズと降伏強度を一定とした場合の ITT は、Mn 鋼よりも Ni 鋼の方がはるかに低く、さらに Ni 鋼の中では 9%Ni 鋼の方が 5%Ni 鋼よりも低くなっていることがわかった。このときの Ni 添加 1% あたりの ITT の低下はおよそ 20°C であった。Ni 添加による主な効果は、へき開破壊に対する抵抗が増大することであり、降伏強度が低下することによる部分は小さい。Ni は、この効果によつて低温用鋼に広く利用されている。

延性・脆性遷移が温度の関数としてみた降伏強度とへき開強度が等しくなる点の温度で起こるという単純な仮定にもとづいて整理したところ、ITT に及ぼす結晶粒、降伏応力、Ni 添加の影響がうまく説明された。

へき開強度は、マルテンサイトパケットサイズに大きく依存している。しかし、温度の上昇にしたがつて、へき開強度の大きな上昇がみとめられた。これは、破壊の過程が交差すべりの影響をうけていることを示している。(村上雅人)

300 級マルエージ鋼のオーステナイト域におけるセ
レーション(I. S. KIM and M. G. CHATURVEDI: Metal Sci., 13
(1979) 12, pp. 691~695)

$4.17 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の速度で引張ると 360~600°C の荷重-伸び曲線にセレーションが観察される。歪みが小さい範囲でのセレーション (A 型) は歪みとともに大きくなり間隔も広がる。歪みがさらに大きくなるとそれらの間に小さなセレーション (B 型) がみられるようになり歪みとともに大きさと頻度を増すが、A 型のセレーションは小さくなるので両者の区別がしだいにつかなくなる。A 型から B 型への遷移は試験温度が高いほど早く生じ、セレーションが観察されはじめる歪み ϵ_c は温度の低下とともに大きくなる。0.2% 耐力は試験温度を上げてもほぼ一定であるが引張強さは低温域ではわずかに、550°C 以上では大きく低下する。加工硬化は 450~500°C で最大となり、全伸びははじめ減少し 600°C 付近から急に大きくなるが、均一伸びははじめ減少し 550°C 付近でピークを示して再び減少する。歪み速度を増すと 0.2% 耐力は変わらないが、引張強さはわずかに減少し伸びが増加する。 ϵ_c は大きくなり、450°C での $\log \epsilon_c$ 対 $\log \dot{\epsilon}$ 曲線は傾き 1.5 の直線となる。歪み速度感受性指数はセレーションが見られる温度範囲で減少し負の値となる。300°C で長時間時効してから 450°C で引張ると時効し

ない場合より ϵ_c が大きくなる。この場合 Ni_3Mo の析出が観察された。 ϵ_c と $\dot{\epsilon}$ との関係を McCormic の式および Saada の理論を用いて考察すると、セレーションを生じさせるのに要する活性化エネルギーとして $155 \pm 17 \text{ kJ mol}^{-1}$ が得られ、また変形中可動転位密度はほとんど変化していないことが分かった。これらのことから、セレーションおよびセレーション域で観察される機械的性質の変化は、Mo 原子による動的歪み時効の結果であると結論され、セレーションの挙動は Cottrell-Bilby の式から説明できる (柴田浩司)

バナジウム鋼における硬さと冷却速度の関係

(A. J. LAPOINTE and T. N. BAKER: Metals Technology, 6 (1979) 10, pp. 374~379)

最近、析出硬化についての研究がなされているが、本研究ではオーステナイトから連続冷却したとき、V 鋼の強度が冷却速度によつてどのように変化するかを調べるため硬さ試験を行ったものである。供試材は 0.12C-0.46V 鋼、0.13C-1.5Mn-0.45V 鋼、及び 0.10C-1.53Mn-0.13V 鋼の 3 種類で、冷却速度は $100 \sim 0.003 \text{ KS}^{-1}$ の範囲で変化させ、また溶体化熱処理は $1325 \text{ K} \times 1 \text{ h}$ を採用している。また併せて、冷却速度が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度に与える影響も調べており、冷却速度を 0.06 から 2.0 KS^{-1} に上げると Ar_3 及び Ar_1 温度は約 100K 低下する。以上の実験から次のような結果を得た。

(1) 臨界冷却速度が $1.5 \sim 3 \text{ KS}^{-1}$ の範囲のとき硬さのピークがみられた。(2) 化学量論的に MC を形成する成分のときピークも最大となる。(3) Mn の増加に伴いピークは広がり、その高さも低下する。またピークがより低い冷却速度の方向に移動する。(4) Mn が入っていない鋼ではフェライトとベイナイトの硬さを別々に測ることができ、冷却速度を低くしていったとき、硬さのピークが立ち上がり始めるのとフェライト粒が現れ始めるのが対応している。また 0.13V 鋼ではピークが他の 2 つの鋼種に比べて小さい。このようなピークが現れるのはフェライト (α) 中に V (CN) が析出し析出硬化作用があるためであると考えられ、Mn の効果は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度と関連づけられる。すなわち Mn が入ると変態温度が下がり、 α 中の C, N, 及び V の拡散速度を低下させる。その結果硬さのピークは低くなり同時に冷却速度の小さい方向、すなわち変態温度が高くなる方向に移動するものと考えられる。

過去の実験データとの比較も行われており、特に谷野他による 0.2C-0.53V 鋼の冷却速度と硬さの関係については詳細に論じられている。(河淵 靖)

E 52 100 鋼の微視組織と機械的性質におよぼす熱処理の影響

(R. J. KAR, et al.: Met. Trans., 10A (1979) 11, pp. 1711~1717)

ボールベアリングに用いられ、1%C を含む、AISI E 52 100 鋼の微視組織と機械的性質におよぼす熱処理の影響を調べている。低温でオーステナイト化すると未固溶炭化物のために靱性が低下し、高温の場合は焼入れ時の応力や微小割れが誘起されるので、二段溶体化処理をこころみている。また、ベイナイトの導入による強度と靱性の最適化をねらつて、Ms 点上での等温保持の影響を調べている。

一段で溶体化 (900°C) した場合には、焼入れ焼もどし材も等温変態材も、強度・靱性はほぼ等しい。前者では、未固溶炭化物と微小割れが靱性低下の原因のようである。

二段で溶体化 ($1150^{\circ}\text{C} \rightarrow \text{RT} \rightarrow 900^{\circ}\text{C}$) したのは、一段目で炭化物を固溶させ、二段目で旧オーステナイト粒径を小さくすることにより靱性を向上させようとしたものである。二段溶体化後の焼入れ焼もどし材では強度は上昇し靱性も少し改善された。また、等温変態した場合は強度・靱性がかなり高められ、硬度も上昇した。この等温変態後の組織は、低温ベイナイトとマルテンサイトと残留オーステナイトの混合組織であり、引張試験中に

残留オーステナイトが加工誘起変態をおこしていることが飽和磁化の測定により確認された。

この鋼の靱性については、より詳細な研究が必要であるが、変態時の応力と旧オーステナイト粒界の炭化物が影響をおよぼしているのではないかと考えられる。また、不安定な残留オーステナイトの存在が、強度・靱性に寄与している可能性があるが、一義的に説明することはできない。

要するに、熱処理温度と回数を適切に選択することにより、通常はもろい高炭素鋼でも、強度と靱性の最良の組みあわせを得ることができた。

(三宅英徳)