

抄 録

—原 料—

媒溶剤結晶粒度の焼結速度、強度におよぼす影響

(T. L. MYRON et alii: Blast Furn. & Steel Plant, 50 (1962) 6, p. 511~515)

自溶性焼結鉄の利用の増大に伴ない、媒溶剤の最適仕様の決定が重要な問題となつてきた。初期に問題となつたのはサイズで、ついで組成、添加量、燃料消費量などが検討された。最近では媒溶剤の組織、種類、MgO含有量と仮焼速度の関係などが研究されている。本稿はU.S. Steelで最近行なつた媒溶剤結晶粒度の焼結速度、焼結鉄強度におよぼす影響の調査結果を述べたものである。

試験用には非常に異なつた結晶粒度を有するミシガン鉄山産のドロマイトおよび結晶粒度の微細な石灰石、非常に結晶粒の粗大な成分の類似した大理石を使用した。これらの試料につき結晶粒度、成分などを調査したのち仮焼試験を2000°、2250°、2500°Fで実施した。この温度は焼結時に到達する温度で、試料には8 mesh以下、10 mesh以上の粒子を用いた。測定は直読秤を使用し、加熱時間と重量減少の関係を求めた。

仮焼試験について焼結試験を15inφ×12in深さの実験用非連続式の焼結装置を用いて行なつた。焼結用試料は1/4in以下の鉄石、所定量のドロマイト、1/8in以下の微粉コークスの混合物に水分を添加混練し、(15s)焼結用格子に入れ点火、下向吸風法で焼結した。焼結後はASTMによるタングラータテストを行ない、篩分け後の3 mesh以上の重量を焼結強度比較に用いた。

試験の結果によれば、仮焼速度はドロマイトも石灰石も結晶粒度には無関係であつた。速度自体は石灰石よりドロマイトの方が多少早い。これはドロマイトの分解温度が石灰石よりも低いことによるものである。

焼結試験の結果は、焼結速度、強度いずれも結晶粒度による影響は認められず、C%が焼結速度、焼結強度に対し影響を与えることが認められた。試験結果はいずれも再現性に富みばらつきは小さかつた。石灰石を用いた焼結試験の結果でも石灰石、大理石の間に差異は認められなかつた。

以上の実験結果を要約すれば媒溶剤の結晶粒度は、仮焼速度、焼結速度、焼結鉄強度に対しほとんど影響をおよぼさないことが知られる。(河井重徳)

—製 鉄—

Ford Motor Co. における天然ガスとペレットの使用 (R. D. KILLIAN, Jr. Blast Furn. & Steel Plant, 50 (1962) 6, p. 523~525)

本稿はFord Motor Co. の鉄鋼部門において1960年に降に実施した。装入原料としてのペレットおよび天然ガス吹込に関する操業試験の結果を述べたものである。

試験には1948年に建設した有効内容積49000 ft³、炉床径29ft 羽口数20の溶鉄炉を使用した。装入原料と

してはペレット以外に鉄石、自溶性焼結鉄を使用する。ペレットはFe 62%、SiO₂ 8.5%で40%、60%配合時の状況を調査した。

	基準通常 操業時	40% ペレット	60% ペレット
出鉄量(t/d)	1933	2260	2345
送風量(cfm)	93,000	102,700	105,000
コークス量(lb/t)	1424	1362	1369
金属分歩留(%)	92.99	96.10	96.40
装入物 Fe%	56.84	58.39	59.01

1961年2~4月はペレット不足で装入配合量が低下したが、この間には出鉄量が明かに顕著な低下を示した。5月以降ペレット装入量を増加すると共に出鉄量は再び増加した。これは装入物Fe%および送風量の増加に起因するものである。

61年5月以降天然ガスの試用が開始された最初は送風量の0.5%位を送風支管内へ吹込んで、吹込量を次第に増加させていつたが、carbon-depositionの問題から、後には天然ガス吹込用羽口を別に設けることにした。最初ガス吹込量を2.63%として出鉄量、コークス比などにつき良好な結果を得たが、その後添加量をふやして行なつた試験結果はいずれも2.63%の場合におとり、2.5~3.0%の間に最適吹込量があることが明かになつた。試験結果は下表に示す通りである。

	基準時	2.63% gas	3.65% gas	3.04% gas
出鉄量(t/d)	2256	2356	2344	2340
送風量(cfm)	9,8000	99,000	100,000	103,000
コークス比(lb/t)	1302	1119	1125	1178
ガス吹込量(cfm)	0	2607	3653	3126
ペレット配合量(%)	10	22.5	27.5	37.5

以上の調査の結果、今後の研究によりこの溶鉄炉の生産性およびコストはさらに改善される可能性のあることが明かとなつた。(河合重徳)

—製 鋼—

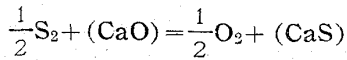
溶融石灰—シリカ系における硫化カルシウムの溶解度と活量 (R. A. SHARMA AND F. RICHARDSON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) Part 5, p. 373~379)

既報のCaO-Al₂O₃系 (J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 198 (1961) Part 4, 386~390, 鉄と鋼, 47, (1961) 14, p. 1933 抄録)に引き続き、本報では、1500°C 1550°CでのCaO-SiO₂系のCaS溶解度を測定し、同系各成分の活量などを計算している。

実験方法としては、イリジュームのカップに所定比のCaOとSiO₂を入れて、N₂(50%)、H₂S(8% at 1500°C, 7.4% at 1550°C) H₂, CO₂混合ガス流と8h平衡させた後急冷し、硫黄量を分析したものである。なおN_{SiO₂}/N_{CaO}+N_{SiO₂} (Nはモル分率)が0.5附近を対

象にしているの、純2元系は実験温度の1500°Cで固体であるが、硫黄を吸収すると融点が下り、溶融状態になる。

分析した(CaS)とガスの $\text{PH}_2\text{S}/\text{PCO}_2$ ($1/2$ に比例する)をプロットすることにより、各モル比でのCaSの溶解度を、±10%の精度で求め、CaS飽和における γ_{CaS} (CaSの活量係数)を計算している。これによれば、 γ_{CaS} は $\text{N}_{\text{SiO}_2}/\text{N}_{\text{CaO}} + \text{N}_{\text{SiO}_2}$ が0.42から0.58に増加すると17.3から8.5に下り(温度によらない)、CaSの溶解度(CaS)_sは1500°Cで0.06から0.12に増加しており、CaO-Al₂O₃-CaS系とは逆の傾向が見られる。同時に



$$K = \left(\frac{p_{\text{O}_2}}{p_{\text{S}_2}} \right)^{1/2} \cdot \frac{a_{\text{CaS}}}{a_{\text{CaO}}}$$

$a_{\text{CaO}} = (p_{\text{O}_2}/p_{\text{S}_2})^{1/2} \times 1/K$ から、CaS飽和での石灰の活量を求め、この3元系での γ_{CaO} の値が $\text{N}_{\text{SiO}_2}/\text{N}_{\text{SiO}_2} + \text{N}_{\text{CaO}}$ 一定の2元系の場合にも適用されると仮定して、CaO-SiO₂系の a_{CaO} を計算している。(N_{SiO₂} 0.42~0.58で a_{CaO} 0.023~0.003)

更にGibbs-Duhemの式から a_{SiO_2} を求め、 a_{SiO_2} と a_{CaO} の値から結晶CaSiO₃、Ca₂SiO₄の生成自由エネルギーを計算した所、 $\Delta G_{\text{CaSiO}_3} = -21,660\text{cal}$ 、 $\Delta G_{\text{Ca}_2\text{SiO}_4} = -35,860\text{cal}$ (1500°C)となり、何れも熱力学データから求めたものとよく一致している。

この他、溶融CaO-SiO₂系の生成自由エネルギー、分子生成熱が計算図示されている。(佐野信雄)

フェロアロイおよび添加原料中の水素

(E. R. SAUNDERS, J. L. LAMONT & G. PORTER: Proc. Electr. Fur., 18 (1960) p. 76~92)

鋼中に水素が入る段階としては、炉・取鍋・鑄型の耐火物、造滓剤、装入・添加原料、溶解・出鋼の際の大気、鑄型の材質・離型剤などが挙げられるが、ここでは添加フェロアロイのサンプリング、貯蔵の影響、フェロアロイ中の水素量などを調査した。

[サンプリング]試料の破碎粒度が細くなると水素分析値が大になる傾向がある。これは新しい破面が形成される際は高温で活性化しており、大気中の湿気と反応して水酸化物・水素化物が生ずるためと思われる。Fe-Cr-Si, 中C-Fe-Mn, 高C-Fe-Crは相当細かく(40~80M)なつてからこの傾向が現れるが、Fe-Ti, Fe-Cb, 低C-Fe-Crは1/2inの大きさからすでにこの傾向が出ている。以下では総て粒度は8Mに揃えて分析した。

[貯蔵の影響]

低C-Fe-Cr……152溶解分について3~12ppm(大部分は4~8ppm)という値を得たが、製造時の湿気とフェロアロイ中の水素量との間の関係は見出されない。またSi, Cr量とも無関係である。常温で長期間貯蔵(4ヶ月)しても変化しないが高温(1500°F)だと短時間(15mn)で減少する。ただし1290°Fでは3hでも変化していない。

電解Cr……長期間貯蔵(8mon)による影響はない。

低Al-90%Fe-Si……湿つたデシケータ(24h), 水

中(72°F, 212°F×4h), 湿つた気流中(4h)などの条件の下でも変化しない。

電解Mn, Fe-Mn……水中に浸漬(24h)後各種条件で乾燥・分析したが、水素の吸収多く、その程度は電解Mnの方が著しい。

[添加物中の水素量] 一般にFe-Si, Fe-Crは10ppmのオーダー、電解Cr, Mnは60~70ppm, Ti, V, Zr, Cb, Caなどは20~80ppmという結果が得られている。

430型ステンレス鋼50t製鋼の際、添加物、その他に含まれる水素量を集計すると、添加合金3ppm, スクラップ6ppm, 大気50ppm, 石灰53ppmという結果が得られた。この他、取鍋の耐火物、ホットトップの影響、鑄型の湿気・炭化水素などの要因があるがそれぞれの作業により異なるので、ここではとりあげなかつた。

(上正原和典)

430 ステンレス鋼帯製造の際の冶金的・製法の諸問題

(L. NEMETHY & P. B. DENNIS: Proc. Electr. Fur., 18 (1960) p. 342~360)

Atlas Steelsにおいて430の新設備による製造の際経験した問題点を述べる。

[機械的性質] 熱延板の連続焼鈍を行なう際、所要の機械的性質を得るには一定量のAlが必要である。鎮静用元素の添加は機械的性質全般について、特に熱延板の曲げ性能に対して有利であることが判明した。

[清浄度] 溶鋼の酸素量を適正に保持することによって清浄度の調整は可能であるが、Alを添加元素とする際は添加前に完全脱酸の必要がある。鎮静剤としての合金元素(Cb, Ti)の添加は、清浄度・機械的性質・表面状況をそこなうものではない。

[ribbing と roping] 原因については判然としていないが、安定した化学成分の採用と、熱延作業時の正確な温度管理の確立は、ribbing と roping を支配する重要な因子である。ことが判つた。

[耐蝕性] 鋼帯表面でのCrの放出が確認され、最終焼鈍作業がこれに最も多く関与することが判つた。このCrの放出された層は適当な酸洗(光沢は失われるが)とバッフィングとにより除去でき、また光輝焼鈍によつて少なくすることが可能である。(上正原和典)

アルゴン中鑄造による鋼質の改善

(M. F. HOFFMAN, P. G. BAILEY, & R. L. W. HOLMES: Proc. Electr. Fur. 18 (1960) p. 375~386)

鋼塊中の非金属介在物の大部分(82~96%)は注入作業時の表面積の増加による酸化物の多量の発生に起因するといわれている。これを防止するため不活性ガスにより空気との接触を阻止する研究を行なつた。用いたガスはAであるが、これは比重・拡散などの点でHe, N₂より利用し易いためである。

[鑄型の準備] 鑄型底部・押湯との継目などの漏れが無いようにするとともに湯口もAl薄(0.003in厚)でシールする。

[Aガスの注入] 単にガスを吹込んだのでは、鑄型内部のO₂量を0.25%に下げるのに内容積の7~10倍のガスを要し不経済である。これに対し内部の空気と丁度置換するよう底にAガスを通してやれば1.5~1.75倍し

か要しない。この際、排出の効率は適当な器具を用いればガスの流速とは実際上無関係であるので製造速度に同調させることができる。

〔注入流の遮蔽〕 一般に鑄型に注入する際の熔鋼の流れは空気を型の内部に引込むばかりでなく、型内部のガスが加熱され上昇して空気中に流出する。これを防止するため取鍋のノズルの周囲を長い鋼製の筒で覆うと共に、筒の上部にAガスを送れるような装置を施す。筒の直径は鑄型の湯口内径より若干小さめにする。筒の長さは径と同程度が良い。

〔介在物〕 各種合金鋼 (SAE 8745, SAE 4130, SAE E 4340, Nitralloy N など) について実験した結果、Aガス使用による介在物の減少が99%の信頼度でいえ、また90%の信頼度で30~65%の向上(大気中鑄造時の介在物—Aガス中鑄造時の介在物/大気中鑄造時の介在物)が見込まれる。

〔鑄肌〕 ステンレス鋼(430, 316)などについての精整のための重量ロス(グラインダー)は3.5~15.5%(平均10%)減少することが判明した。またHayness超合金による2.5t鋼塊の実験では大気中鑄造のものより11~24%(90%信頼度)少なかった。

〔鋼中ガス〕 取鍋中で真空脱ガス処理を行なった4340をAガス中で鑄造した後水素・酸素・窒素の分析を行なったが、これらを抑える可能性は先づ無いことが判明した。

〔経済性〕 Aガスは1ft³当り5~10¢、鋼塊1t当りの消費量は9~15ft³。また適当なAの流量調節装置により炉前作業員の増員は不要である。(上正原和典)

平炉に施ける酸素ランスの設備とその結果

(W. E. BRANDT: Iron & Steel Eng., 33 (1961) 6, p. 116~119)

U.S. Steel社は平炉に経済的なO₂使用を試みていたが1954年にSouth Chicago工場に酸素ランスを設備して以来、今日では256炉の内75炉に天井ランス法を設置するようになった。Fairlss工場では1956年に天井ランス法を始めた。以下はFairlss工場での結果を記す。尚、1チャージの出鋼量は345~400tである。ランスの本数は実験の結果、2本が最適と判断され2本のランスは塩基性吊天井(アーチ型)に取付けた。ランスは3本の構成パイプからなり、一番内側の2inのパイプでO₂が送られ高伝導性の6個の穴を有した銅ノズルから吹精する、その2inのパイプの外側を4inのパイプで囲みこのパイプから冷却水が導入され、さらにその外側の6inのパイプから排水される。ランスは裏壁側にそつたクレーン・ガーターに取付けられたマスト(大天井の上に位置する)で吊られる。ランスを上げ下げするウインチは小天井の隅の上の金物に取付けられる。ウインチは炉前から自動的に操作される。O₂、冷却水の導入パイプはクレーン・ガーターの上の高架通路に取付けられるので、この通路のためランスなどの取換にも便利である。O₂は発生装置により純度99.5%、圧力150psiで750,000cfhを供給することができる。また吹き込まれたO₂は鉄鋼石600lb/bと同等の酸化力を有する。溶銑は鋼塊歩留を考えると70~80%の範囲で装入するのが良く、溶銑を装入した後にランスはス

ラグラインまで下げられ出鋼まで吹精を続ける。吹精を始めてから60~90mnの間フラッシュは盛んである。酸素ランスの使用から得たデータと経験から次の結果が出た。

1. 製鋼時間が1.46h短縮された。(すなわち8.74hから7.28hになった)
2. 時間当り6.62tの生産増加があつた。
3. 燃料使用量は25%減少した。
4. 石灰使用量は同じ位であるが、鉄鉱石は約15%減少した。
5. 脱Sは良好となり延性に富んだ鋼ができた。最後に僅かな費用の酸素ランス設備により平炉における生産性は増大した。このことは酸素ランス使用により高い温度において反応が行なわれるからであるとして結んでいる。(岡村光真)

—加工—

カップ深絞り試験とエリクセン試験による軟鋼の深絞り性試験結果の比較 (ALFED KRÜGER: Stahl u. Eisen, 82 (1962) 5, p. 283~290)

7種のリムド鋼(普通のトーマス鋼2種、酸素添加吹き鋼1種、酸素—水蒸気添加吹き鋼2種、平炉鋼2種)と、3種のキルド鋼(酸素添加吹き鋼、酸素—水蒸気添加吹き鋼、平炉鋼、各1種)について、深絞り性がカップ深絞り試験(Näpfziehversuch)とエリクセン試験でどのように現われるかを調べた。用いた軟鋼は、すべて炭素量を約0.07%にそろえたもので、各々熱間圧延後、1)引渡し状態(830°C焼鈍後、テンパーロール)、2)920°C焼準、3)700~720°C焼鈍、4)250°C1hの焼戻し(時効処理という)の処理をしたもの4種を試料として用い、板厚1.5, 1.0, 0.75mmについて試験を行なった。

リムド鋼でのカップ試験の結果は、割れを発生しなかつた試料の数をパーセント表示で表わしたが、現場的に確認されているような、鋼種による深絞り性の順序づけは認められなかつたが、しかし、熱処理、板厚の差は認められた。エリクセン試験では、鋼種の深絞り性に対する優劣も板厚、熱処理による差も認められた。

キルド鋼では、カップ試験も、エリクセン試験も、鋼種の差を示さないが、板厚と熱処理の差は明瞭に認められた。

最後にリムド鋼で、表面状態(スケールの有無)のカップ試験、エリクセン試験結果への影響を、920°C焼準620°C焼鈍の2つの熱処理状態で調べたが、カップ試験はスケールの有無の影響を明瞭に示さない。一方エリクセン試験は、これを明瞭に示す。

以上から、この論文では、深絞り性判定には、カップ試験より、エリクセン試験の方が優れているという結論となる。(森 勉)

高圧下の深絞り板のすべり摩擦係数について

(WALTER PANKNIN und MARKUS REIHLE: Stahl u. Eisen, 82 (1962) 8, p. 470~479)

深絞りの場合の垂直力や摩擦力などを測つて、垂直圧力を変えた際の摩擦係数の変化を調べ、更に潤滑剤として2, 3の液体、粉末を用いたときに摩擦係数におよ

ばす材料, その表面状態ならびに表面の塑性変形層などの影響を調べた。

いろいろな潤滑剤を用い, 鋼と黄銅の深絞り実験で直接摩擦力を測ることにより, 垂直圧力の増加に伴う摩擦係数の低下がどのような影響によるものかを研究した。約 100mm/mn の速度で行なつた実験によつて, 摩擦係数は垂直圧力に依存することがわかつた。液体潤滑剤を用いた場合の圧力依存性は固体(粉末)潤滑剤を用いたときのそれとは異なつてゐる。すなわち, 固体潤滑剤を用いた場合の依存性の方が小さい。

液体潤滑剤を用いた場合に現われた, 表面圧力の増加に伴う摩擦係数の急激な低下は結局, 材料表面の凹凸に原因があつた。液体潤滑剤に対して, 摩擦係数と表面の凹凸の間の関係を数量的に調べた。摩擦係数の圧力依存性は表面層の塑性変形によつて附加的な影響をうけない。

このようにして深絞り実験でみいだされた摩擦係数の挙動は, 塑性変形した材料の表面における凹凸による影響に帰せられる。それに対して固体潤滑剤を用いた場合には, 文献の報告にみられるように, 摩擦係数の標準的な圧力依存性が明らかになつた。(大森正信)

一 性 質 一

軟鋼における表面熱間脆性

(D. A. MELFORD: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) 4, p. 290~298)

軟鋼が酸化すると, そのスケール下層に Ni, Cu, Sn, Sb および As の濃縮が起こる。この現象は, X線マイクロアナライザーにより確かめられた。これらの残留元素のうち, Cu だけが 1100~1300°C の温度範囲においてオーステナイト中の Cu の固溶限を越えると直ちに溶融相を形成する。フェライトを形成させる元素 Sn, Sb および As は, 上記の温度でオーステナイト中の Cu の固溶限に影響を与えるので, 表面熱間脆性に影響をおよぼす。

Cu を含む鋼に Ni を加えると, Sn が存在しない場合には良い影響を与える。

$Cu+6Sn=A$ という代数式を求めた。この式により実際の加熱作業における Cu-Sn-Fe の状態図の特定の温度についての γ 相の安定限界を知ることができる。従つて, A の値により, この作業において, 熱間脆性を起こさせる溶融相が析出するかどうかを判定することが可能である。ここで, A の値は酸化の状況に関係しており, 半経験的な式として $Cu+6(Sn+aSb+bAs) < 9/E$ が与えられた。ここで E は 1200°C の特定な加熱作業によつて得られた係数で, スケール下層中の Ni の平均含有量を用いると実際上有効である。

スケール下層中にある元素は上述のように濃縮されるが, 高い温度になるに従い, その元素はスケール下層部より本体中に拡散する可能性があると考え, その傾向が見られた。計算を行なつたが, 更に正確な拡散に関するデータが測定されることが待たれ, それにより数学的な解析が可能になるだろう。

スケール下層中で濃縮された Cu は, 他の元素とは関係なく MnS 介在物が酸化された時にそと反応し,

MnO のまわりに CuS の殻を作る。この現象はどこの場所でも起り, CuS の溶融点は Cu のそれよりも高いので, この現象は表面の性質に対して有害であるとは考えられない。すなわち, 少量の S が存在すると有効であるかもしれない。

表面熱間脆性におよぼす溶融相の析出の影響は, 一般に直接的なもので, 激しくその程度は変ると推定された。(内山 郁)

Al と N を含む普通炭素鋼鋼塊における粒間割れの発生におよぼす化学成分の影響

(J. A. WRIGHT and A. G. QUARREL: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) 4, p. 299~307)

鋼の粒間割れの発生の起因として種々の因子が考えられ, Al キルド鋼ではもとのオーステナイト粒界に析出した AlN がその主な原因であると言われている。しかし, N を多量に含む Al キルド転炉鋼は稀にしか粒間割れを起こさず, 一方 N 量の少ない高級防弾鋼板が屢々その現象を示すことがある。これから, それは単に AlN のみによるものでないと考えられるので本実験を行なつた。その概要と結果は次のとおり。

(1) 軟鋼 (0.27% C) を基本成分とし, C, Mn, P, N および S 量をそれぞれ変えた系統の鋼を真空溶解し, アルゴンまたは N 雰囲気中で铸込み溶製した。

(2) 上記鋼の機械的性質を調べ, 電子顕微鏡による衝撃試験片破面検査, 電子回折による析出物の同定などを行なつた。

(3) 軟鋼鋼塊の铸造状態におけるもとのオーステナイト粒界から 2 種類すなわち樹枝状と板状の析出物が取り出され AlN であることが判つた。

(4) C や Mn すなわち粒内の強度を増す元素を加えると, 粒間割れを起こし易く, 粒を弱める元素 S や P を加えるとその感受性が低下する。

(5) 焼戻温度を変えた試料についてその破面を観察した。その結果, 焼戻温度が低い程, マトリックスの塑性変形はしにくくなり, 粒間破壊を起す確率が大きくなる。

(6) S 量が多くなると, 硫化物粒子が増加するので, 早まつた延性破壊 (premature ductile fracture) を起こす。

(7) AlN が析出すると, もとのオーステナイト粒界を弱くし, 粒間破壊を起こし易くする。その破壊の径路は, AlN の樹枝状の枝に沿つて, ギザギザな形状をなしていると考えられる。

(8) 粒間破壊の機構は, 多くの点で, 早まつた延性破壊の機構と類似している。(内山 郁)

2¹/₄%Cr-1%Mo 鋼のクリープ特性と金属組織におよぼす Sn 添加の影響

(L.M.T. HOPKIN and E. A. JENKINSON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) Part. 5, p. 356~359)

製鋼原料のスクラップ中にブリキ板の混入が多くなつてきており, 鋼中の Sn の害が問題になつてゐる。特に Cu のような他の不純物と共存する場合には僅か 0.05% でも熱間加工に有害であると報ぜられている。2¹/₄%Cr-1%Mo 鋼で蒸気管や過熱器管を製造する場合にも問題を起すと述べられている。一方 2¹/₄%Cr-1%Mo 鋼

は高温で使用される材料であるから、少量の Sn が顕微鏡組織に影響してクリープ性を害することが心配されるが、この点についてはまだ研究されていない。そこで 2 $\frac{1}{4}$ %Cr-1%Mo 鋼のクリープ性と組織におよぼす 0.1%Sn 添加の影響について研究したものである。試料は他の不純物の影響を除くために高純度の原料を使用して比較した。容量 25 lb の真空炉で高純 NPL 鉄、電解 Cr をアルミナ坩堝中で溶解した上水素で還元し Mo を加えた後 C と Sn を鑄込直前に添加した。分析結果は次のとおりである。

	C	Cr	Mo	Sn	Si	その他 (分光分析)
Sn 無	0.13	2.1	1.1	約 0.002	約 0.01	<0.01 wt. %
Sn 有	0.15	2.0	1.0	0.11	〃	〃

鋼塊は加熱を繰返して 1100°C で 5/8 in. 径に熱間圧延し次の熱処理を施した。

A 930°C 焼準

930°C 焼準 700°C × 1 h 焼戻

930°C — (400°C/h) → 500°C 空冷

B 930°C — (400°C/h) → 500°C 空冷,

670°C × 1 h 焼戻

C 930°C — (15°C/h) → 500°C 炉冷

熱処理後硬度を測定した処、Sn 有の方が C が高かったため若干硬目であつた。先づ 7t/in², 550°C におけるクリープ曲線を求め、次に焼準焼戻材について 5t/in², 600°C 9t/in² 550°C および 7t/in² 550°C のクリープ曲線を求めた。その結果 Sn の有無についてほとんど差が現れなかつた。商用鋼の成績と比較してもあまり大して相違が認められなかつた。

焼戻軟化速度におよぼす Sn の影響についても 930°C 焼準材を 650°C での焼戻時間を種々変えて焼戻し、硬度から検討したが商用鋼の場合とよく近似した値を示し Sn の影響は認められなかつた。光学顕微鏡や電子顕微鏡で組織を調査したが、Sn の化合物の存在は見当らず Sn の有無による差はわからなかつた。(堀川一男)

—物理冶金—

鋼のベーナイト組織の量を求める二つの金属組織学的方法の比較 (C. A. CLARK and P. M. MUNRO: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 200 (1962) Part 5, p. 395~398)

近年、顕微鏡組織と機械的性質との関係が注目されて

いるが、特にベーナイトとマルテンサイトの混合組織についてその構成割合が問題になつている。

これを定量的に求めるには磁気、熱膨脹、X線などを利用する種々の方法であるが、いずれも簡単ではない。そこで簡単なしかも再現性のある方法が要望されているわけである。本報告はこの目的から試料を金属組織学的に観察する二つの方法、すなわち面積・格子算法 (area-grid count method) と点算法 (point counting method) について果して利用し得る適当な方法であるかどうかを比較しつつ検討したものである。

試料として商用鋼 BSEn 30 B と実験室で熔製した高炭素 3% Ni-Cr 鋼を使用した。いずれも予め 1 $\frac{1}{4}$ in 径の棒を 1200°C で 6 日間加熱して均質化し、3/8 in 径の棒と 9swg の線にし、前者で顕微鏡組織の試験、後者で 2mm 径、3mm 長の磁気測定用試片による試験を行なつた。両鋼種の化学成分は次のとおりである。

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
BSEn30B	0.29	0.20	0.52	4.30	1.39	0.29%
3%Ni-Cr	0.27	0.26	0.57	3.30	0.75	0.06%

BSEn30B と 3% Ni-Cr 鋼試験片をそれぞれ 820°C および 860°C でオーステナイト化し、いずれも 310°C で等温変態させた。温度は ±0.25°C に保持し、種々の量のベーナイトを生成させて室温まで 5 s 以内で急冷して残部をマルテンサイトとした。(BS30B はベーナイトとして 1, 5, 15, 24, 40, 62, 75 および 82%, 3% Ni-Cr 鋼の方はベーナイトとして、1, 5, 15, 25, 40, 60, 75, 85 および 90% 析出した組織を作つた)

面積格子算法は 500 倍の顕微鏡写真について 1/10 in 角の格子を用いて行なつたが、試料の位置によつて成績に可成りの変動が認められ、特にベーナイトの占める割合が多くマルテンサイトの析出量が僅かな場合に磁氣的に測定した値との間に偏差が大きかつた。

点算法は 350 倍の倍率で直接顕微鏡を通して試料を観測し 300 点を探つたが、すべての試料に対して磁氣的に測定した結果とよく一致していた。

測定結果についてはすべて統計的方法によつて解析を行なつたが点算法の方が正確で再現性の良いことが判つた。

しかも点算法は測定所要時間が少なくて済むので、ベーナイトの析出量の定量的測定方法として充分満足して使用できることが明らかとなつた。(堀川一男)