

抄 録

—原 料—

焼結原料中の水分の連続測定

(P. M. BERRY: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 202 (1964) 7, p. 569~574)

最近まで Corby 焼結工場では、水分の調整は操業者のいわゆるカンに頼っていた。この方法は大体の目安になるが、厳密な水分調整ができるとはいえない。焼結原料水分の連続迅速測定法として電気抵抗を測定する方法が採用された。

最初バッチテストを Corby 鉬石単味で行なったが、 $\pm 0.5\%$ の精度であった。また電気抵抗と飽和水分の関係を調べると飽和水分点は、電気抵抗が 5500Ω と一定となる。また通気度の最高値は水分含有量が飽和水分点より 4% 多い点で起った。すなわち原料の電気抵抗が $850 \sim 970 \Omega$ のとき通気度は最高となる。原料粒度の影響も調べられたが大きい粒子はほとんど影響を与えず、小粒を除くとサンプルの抵抗がますますことが判ったが精度に重大な影響を与えるほどではなかった。

次に工場操業に応用するためベルトの上に鋼板製 ($200 \text{ mm} \times 50 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$) の電極をおいて原料の電気抵抗が測定された。この装置は 1962 年 3 月に設置され 1 年半プレートをかえたのみで操業を続けている。プレートの寿命は、軟鋼で 8 週間 0.5% 炭素鋼で 10 週間である。

次にこの装置の検定がターンテーブル上で原料の乾燥法による水分決定法で行なわれた。原料の配合は現場と同じで 68% 鉄鉬石 27% 返鉬 5% コークスである。テーブルの速度、電極面積、電極板圧などは余り測定に重大な影響を与えなかった。ただサンプルの温度が電気抵抗に影響があり、電気抵抗特性が湿った鉬石のそれと似ているサーミスターが、電気回路に組込まれた。こうして水分の誤差は、 $\pm 0.2\%$ の精度に保持することが可能となった。
(満岡正彦)

—耐 火 物—

将来の耐火物と製鋼

(R. E. BIRCH: J. METALS, 16 (1964) 6, p. 512~515)

実際的な製鋼法、製鉄法から将来の耐火物について考察した。

① 融 点

製鋼用耐火物としては 1800°C 以上の融点を持つ必要があるが、表-1 のような酸化物があり、9" straight brick の価格をも示した。もはや ZrO_2 は物珍しい耐火物でない。またすでに BeO 、 ThO_2 、 CeO_2 、 UO_2 などは坩堝として使用されている。

② 水和性

CaO 、 MgO はすでに工業的に消化性を防止できるようになり 1962 年には高温焼成マグネシア粒を水で練った塊が平炉々床に使用され、ドロマイト—マグネシアの全範囲が製造され、試験され、寿命はドロマイト単味耐火物より長くなった。 CaO は消化性があると同時にスラ

ッグ生成用酸化物であり、その使用に考慮を払う必要があるが、ドロマイトと類似性がある。

③ 還元性

Co 、 Ni 、 Zn などの酸化物は容易に還元される。 Cr_2O_3 は蒸気圧が高いが MgO と化合させ 1650°C 以下の使用によい。

④ 毒 性

BaO 、 BeO には毒性、 ThO_2 、 U_3O_8 などは放射性があり、注意しなければならない。 BeO は価格からみて熱電対保護管などの少量使用に限定されるだろう。

⑤ 高融点金属、非酸化物

金属、炭化物、珪化物、窒化物、硼化物などは SiC を除き、価格の点から製鋼工場用耐火物としては高価すぎる。

⑥ 製鋼用耐火物の主流

アルミナ、マグネシアが第一、次に用途に限度があるジルコニアと炭素、これらは高純度の物体が製造でき価格も 9" レンガが $\$ 30.00$ 以下で安く、使用条件下で安定である。ジルコニアは酸化鉄に対し抵抗性が弱いが、ノズル用耐火物として使用されつつある。

次に CaO 、 Cr_2O_3 で MgO と化合したものはよい耐火物となる。これら融点は 2000°C 以上である。

⑦ 新しい冶金学

アルミナ、マグネシア、ジルコニアが実験的溶鉄炉の熱風炉に使用され、トリアが考慮されている。

また高純度アルミナ、マグネシアの製造が可能になり耐火物製造法の改良によって気孔率が低下した。

表-1 酸化物の融点、価格、使用上の問題点

	融 点	9" レンガの 価格(ドル)	使用上の 問題点
BaO	1920($^\circ\text{C}$)	2.32	水和性
SrO	2420	4.10	水和性
CaO	2615	0.10	水和性
La_2O_3	2310	95.00	価格
ZnO	1970	2.15	還元
NiO	1985	18.00	還元
CoO	1805	21.80	還元, 価格
TiO_2	1840	3.10	還元
CeO_2	2600	32.00	価格
Cr_2O_3	2265	6.85	還元
U_3O_8	2880	96.00	価格
HfO ₂	2900	1400.00	価格
Y_2O_3	2410	590.00	価格
BeO	2530	70.00	価格
ThO_2	3220	83.00	価格
ZrO_2	2690	9.85	
Al_2O_3	2070	0.70	
MgO	2850	0.52	

(宗宮重行)

—製 銑—

焼結鉬の軟化温度

(С.П. ЕФЦМОВ: Известия Вуз Чернал Металлургия, (1964) 7, p. 36~42)

各種焼結鉬の軟化温度におよぼす加熱速度、塩基度および還元の影響を調べた。

使用した焼結鉄は工場および研究室で製造したもので塩基度 (CaO/SiO₂) はそれぞれ 0.16, 0.69, 0.77, 1.00, 1.16 の 5 種類である。これらの焼結鉄を +2-3 mm に破碎し、内径 35mm, 高さ 63mm のマグネシヤるつぼに入れ、これを黒鉛抵抗加熱炉で加熱した。上から 2kg/mm² の圧力をかけ、るつぼ中の焼結鉄の膨脹収縮を自動記録装置で記録した。

加熱速度を増大すると焼結鉄の軟化温度は上昇する。一例を挙げると、加熱速度 20°C/min 以上では軟化温度は 1300°C 以上となり、加熱速度 20°C/min では軟化温度 1300°C 附近、加熱速度 8~10°C/min で軟化温度は 1180°C になる。従って塩基度および予備還元の影響を調べる試験では加熱速度は 8~10°C/min 一定とした。この加熱速度は高炉の炉胸中の装入物の移動速度より算出した値である。

焼結鉄の塩基度は 1.0 附近で軟化温度が最も低く 1080°C 前後となり、還元性も低下する。一般に塩基度が 1.0 以上になると軟化温度が上昇する。CaO/SiO₂ の比が 0.7~1.0 の場合、1032°C の軟化開始温度をもつ 3FeO·SiO₂ の共晶が多量に生成しやすく、これが軟化開始温度を低下させると考える。

焼結鉄の予備還元は軟化温度を低下させ、10%還元で軟化温度は最も低くなる。還元がそれ以上になると FeO 硅化物から Fe の還元が始まり、そのため軟化温度は上昇する。SiO₂ 成分が一定で FeO が増大すると軟化開始温度が低下し、FeO が一定で SiO₂ が多い場合は予備還元が進行したとき軟化温度が低下する。

精鉄から得た焼結鉄では FeO 成分が軟化の開始に与える影響が少ない。(石井 透)

— 製 鋼 —

エレクトロスラグ再溶解精錬法

(A. C. WILLIAMS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 202 (1964) Part 7, p. 581~587)

BISRA で研究しているエレクトロスラグ再溶解精錬法についてはさきに著者が報告している (J. & J. Spec. Rep. 77, 79-82, 1963) が、今回さらにその後行なったやや大規模な実験結果について述べている。

今回の実験では水冷銅鑄型を用い 30V, 1000A の条件で予め溶解しておかない固体状態のスラグを使用して 3in と 4in 径および 4in 角で最大 50lb の鋼塊を製造した。このスラグの性質は単に炉内雰囲気から溶鋼の酸化を防ぐだけでなく溶鋼を精錬し、熱を与え、精錬温度で液相を保ち、適当な電気伝導度を有する必要がある。前述した実験によれば以上の性質を具備するスラグは CaF₂ だけであったので、今回も CaFe を主体として、これに Al₂O₃, CaO, SiO₂, Cr₂O₃ などを添加した場合の精錬効果について検討した。温度は 1700~1775°C で行なった。

実験の結果として次の事項が明かとなった。

(1) 脱硫について: CaO の割合とスラグの量が多い程脱硫は進み CaO 40% では脱硫率が 85% に達するが、CaO を 40% 以上に高めるとスラグの電気伝導度が悪くなって精錬が困難となる。Al₂O₃ 含有量の影響については明確でないが Fe₂O₃ 含有量は明らかに脱硫を妨げる作用がある。

(2) 脱磷について: Fe₂O₃ と CaO は効果があるが余り酸化性になると鋼中の C や Si が酸化除去されるおそれがあるのでいづれも約 20% 位が理想的であり、CaO の代りに BaO を使用しても同様の効果がある。なお Fe₂O₃ は特に添加しなくても溶解材料と共に自然に入ってくる。

(3) スラグによる合金化について: 鋼中の Ti, Al, Si, Mn などは容易に酸化されるのでこれを防ぐには黒鉛を添加するか外部からの酸化を極力減ずるようになる必要があるが、黒鉛を使用すると鋼中に C が吸収されるおそれがある。酸化には鋼中に存在する氧化物系の非金属介在物も一役かっている。なお黒鉛あるいは Si, Mn などと共に Cr₂O₃ を添加すると最高 2% までの Cr が鋼中に還元する。このようにして合金化も可能である。

(4) 非金属介在物の除去について: 硫化物や珪酸塩が除去されるので非金属介在物は量も大きさも減少するが Al₂O₃ を含有したスラグの場合 Al が鋼中に還元しこれが Al₂O₃ 系介在物増加の原因となることは注意を要する。(堀川一男)

— 加 工 —

低合金鋼の溶接性

(W. H. WINN: Brit. Welding J., 11 (1964) 8, p. 366~376)

最近造船用鋼材として高張力で切欠靱性の高い溶接用鋼が開発されているが、これら鋼板に対しては強さ、切欠靱性、溶接性が最良になる鋼成分を選ばなければならない。そのためには溶接性を定量的に評価することが必要である。

この報告では溶接性を評価するために、一連の成分をかえた鋼板を造り、B. W. R. A. の CTS 試験を修正した方法を行なっている。試験は鋼板の厚さ、溶接のサイズを一定にし、予熱温度によって冷却速度が変えられた。ここで溶接性とは溶接熱サイクルによる鋼の H. A. Z (熱影響部) 割れの有無を第一に考え、各成分の鋼の H. A. Z. 割れを防止するために必要な最低予熱温度によって、溶接性を表わしている。

H. A. Z. 割れは割れ感受性をもった H. A. Z. のマイクロ組織に十分な水素および引張応力が加わった時に発生する。上記の如く試験板の予熱温度を変えると各鋼の成分に従って冷却速度に応じた H. A. Z. ミクロ組織がえられる。そこで溶接金属に水素を多く含むルチール系溶接棒で溶接すると溶接金属から H. A. Z. へ拡散する水素によって H. A. Z. ミクロ組織の割れ感受性に応じて割れを発生する。すなわちルチール系溶接棒溶接金属中の水素によって H. A. Z. のマイクロ組織の割れ感受性をしらべている。

反面低水素系溶接棒を使用すると溶接金属の水素が非常に少いのでルチール系溶接棒と同一の予熱条件では割れを生じないので 3/32in のルート間隙をあけた試験片を用いた。この間隙による応力とルチール系溶接棒の水素とがほぼ同一の働きをする。

鋼材の化学成分を炭素当量によって表わすと H. A. Z. 割れを防止できる最低予熱温度によって表わされる溶接性との間に直線的関係がある。この関係は T. S. N. (Thermal Severity Numbers) 10⁵ の条件下では次

式によって表わされる。

$$T = 210 \cdot C_{eq} - 25$$

T : 最低予熱温度 °C

C_{eq} : 鋼板の炭素当量

この鋼板成分と溶接性の関係は低合金、高張力鋼厚板の溶接において H.A.Z. 割れを防止するために規定しなければならぬ予熱温度をえるのに利用される。

高張力の溶接金属を用いると、溶接金属割れの傾向が増すので、もし高張力の溶接金属が要求されるならば、予熱温度は溶接金属の冷間割れの見地からも考えなければならぬ。(石崎敬三)

高張力鋼のエレクトロ・スラグ溶接

(D. J. ELLIS: Brit. Welding J., 11 (1964) 9, p. 418~426)

板厚 $1\frac{3}{4}$ から $2\frac{1}{4}$ in までの高張力鋼と低合金鋼に対するエレクトロスラグ溶接の可能性について検討した。溶接部の試験は溶接のまま、応力除去および焼準の条件で行なった。

1. ASTM A-204 Grade B $2\frac{1}{4}$ in 厚

溶接金属成分は C 0.055, Si 0.52, S 0.033, P 0.029, Mn 0.80, Mo 0.53%, 溶接のままでは引張強さ、衝撃およびカタサは良好、表曲げは20度で破断した。応力除去では機械的性質は良好、衝撃値はむしろ低下した。焼準では降伏点、引張強さを減少させ、伸びと衝撃値を増加させた。焼準、焼戻しあるいは応力除去すればエレクトロスラグ溶接法が使用できる。

2. BS. 1502~221 $1\frac{7}{8}$ in 厚

溶接金属成分は C 0.080, Si 0.32, P 0.030, S 0.026, Mn 1.03, Mo 0.36%, 溶接のままでは衝撃値が低く、曲げや引張強さおよびカタサは高いが良好である。応力除去では機械的性質は良好、継手引張は規格値の下限に近いけれども母材で破断しているので問題ない。全溶接金属引張強さは 60.8 kg/mm^2 で規格値に合格、応力除去はカタサを低下させ衝撃値を増加させるに有効である。焼準は機械的性質を低下させる。例えば靱性は応力除去のものより低下した。衝撃値は減じカタサを増加させる。エレクトロスラグ溶接をこの材料に行なうならば応力除去が必要で焼準をする場合は焼戻しが必要である。

3. ASTM A212 Grade B $1\frac{3}{4}$ in 厚

溶接金属成分は C 0.063, Si 0.42, S 0.026, P 0.031, Mn 0.92, Mo 0.32%, 溶接のままでは表曲げが破断、引張強さは高く、そのため衝撃値が低くなっている。応力除去では良好な結果がえられた。焼準では熱影響部の衝撃値の一つが 25 ft-lb をわったが他は良好な結果を得た。この材料のエレクトロスラグ溶接は応力除去を行うことが必要で、焼準が要求されるならばこの処理の後、熱影響部の衝撃値を改良するために焼戻しすることが安全である。

次に内径 5 ft 5 in, 板厚 $2\frac{1}{2}$ in の軟鋼の円周継手溶接について述べている。施工上の問題点は (1) 内壁面に対する冷却板の保持方法, (2) 溶接のスタート部, (3) 溶接の終端部, (4) 外壁面に対する冷却板の保持方法, (5) 管の廻転速度, (6) 変形防止, (7) 廻転ローラなどでこれらの実施例について述べている。(石崎敬三)

一 性 質

軟鋼の引張および衝撃特性におよぼすニオブとタンタルの影響 (R. PHILLIPS et alii, J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 202 (1964) Part. 7, p. 593~600)

市販の Nb には Ta が共存しているので本実験では市販の Nb のほか純 Nb と純 Ta を別個に添加してその効果を調べている。試料は C 0.17%, Mn 0.85% に Nb と Ta をそれぞれ 0.68% および 0.065% まで添加した鋼塊を真空溶解によって製造し、圧延仕上温度を 950°C に揃えるようにして径 $5/8$ in の丸棒に圧延し、これから V ノッチ衝撃試験片と引張試験片を削製し、残りは処理温度を変えて焼準した。衝撃、引張のほか顕微鏡組織、フェライト結晶粒度、パーライト占有率、フェライトの微小硬度などの試験も行なった。

試験の結果、引張強さは圧延ままの場合も焼準した場合も共に Nb の添加によって余り影響を受けないが降伏点は上昇する(特に少量で著しい)、また Nb は衝撃試験の遷移温度を $10\sim 20^\circ\text{C}$ 低め、焼準すると Nb が僅か 0.045% 添加の場合でも 50°C 低下する。焼準温度は低目の有効であった。

Ta は Nb の効果に似ていて 0.059% Ta は Nb 0.045~0.031% Nb と当量であることがわかった。パッチの式を用いて Nb の効果について考察した結果 Nb と C を固溶した鋼はフェライト中に極めて微細に析出した炭化物がフェライトの塑性変形に対する抵抗を高めるものと推定された。 950°C 焼準によりこの析出物は粗大化してオーステナイト粒の粗大化を妨げ、したがってフェライト粒を細かくするものと思われるが、更に固溶した Nb が再結晶速度を遅らせることによって粒の生長を抑えることも考えられる。(低温仕上、急速冷却の効果が説明できる) Nb の含有量を増加すると NbC が増しパーライトが減少するので遷移温度が低下する。Nb を 0.065% 以上に高めると細粒効果によって補われる以上に固溶硬化が生じるために遷移温度はかえって上昇する。

要するに軟鋼へ Nb を添加することは経済的に有益であってしかも粒の微細化と高い降伏点を得ることができ、Nb の添加量や添加方法を適当に選択することによって、降伏点と遷移温度を調節することができる。著しく低い遷移温度が要求される場合を除けば Nb の添加は 0.05% 以下で十分である。(堀川一男)