

抄 録

— 原 料 —

還元性におよぼす高炉装入物の品質の影響

(J. DARTNELL: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 3, p. 282~292)

生産量が多く燃料比の低い点で日本の焼結技術および高炉操業技術は世界各国の目標となつてゐる。1967 年における英国の輸入した塊鉱および粉鉱の化学組成は同期に千葉製鉄所で輸入したものと同じであつた。それらの鉱石の還元時の還元性や強度はいずれもほぼ同じであるが、高炉生産量は日本のほうがはるかに多い。これは高炉装入前の鉱石予備処理、焼結の差が原因となつてゐる。本報では高炉操業におよぼす装入物の品質の影響を述べるとともに、英国と日本における高炉装入材料の品質・組成についても比較を行なつてゐる。

両国の処理の相異は主として鉱石の破碎とふるい分けにあり、最大粒径を 40~30 mm に揃えることにより、焼結鉱の量を増大させることができる。しかし、装入物のコストが高くなるためコークス比を低下させて経費を節減することが必要になる。

焼結鉱の品位は英国のほうが劣り、特に強度と粒度が一定していないことがめだつ。焼結鉱の強度は塩基度の増加のみならずスラグ量の増加によつても向上させることができる。たとえば $\text{FeO} + \text{SiO}_2 + \text{CaO} > 25$ とすることが行なわれている。

1967 年に英国で用いた高炉装入物の 65% が焼結鉱であつたことから、それらの品質と生産性の改良にはもつと努力が必要である。

還元に必要な熱量も英国のほうが多く必要であり、還元性が悪いことと塩基度が低いことが原因となつてゐることがわかつた。

(渡辺靖夫)

等温還元下における鉱石およびペレットの機械的挙動の調査

(O. BURGHARDT and K. GREBE: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 11, p. 561~573)

高炉における通気性を推測する試験として荷重還元試験を行なつた。まず種々の鉱石およびペレット (酸性) について、Stahl-Eisen-Prüfblatt による還元装置と還元ガスを用い、荷重 (0.8 kg/cm^2) を加えながら 2.5 hr の等温還元を行なつた。試料の粒径は 10~12.5 mm、試料量は 1.8 kg とした。試料層の差圧および軟化率を、重量変化から求めた還元率と対比させてその関係を調べた。その結果ペレットでは 950°C より、鉱石では 900°C より試料間の差が大きくなる。 1000°C における最高差圧の値はペレットでは 10 種が 10 mm H₂O 以下、4 種が 25~35 mm H₂O、1 種が 530 mm H₂O で、鉱石でのそれは 3 種が 10 mm H₂O 以下、6 種が 13~30 mm H₂O、2 種が 600~1350 mm H₂O であつた。この傾向は高炉の操業経験とも定性的に一致している。またペレットは還元率 30% までは、ほとんど軟化しないが、鉱

石では還元開始とともに軟化がはじまり、還元率 30~50 % でとくに軟化が著しく、差圧が上昇すること、およびマグネタイト鉱石は差圧上昇の程度が低いことが認められた。

次に内径 125 mm の二重レトルトからなる改良装置により、試験条件の影響を調査した。ヘマタイト鉱石の等温還元 (1000°C) で、荷重が $0 \sim 1.5 \text{ kg/cm}^2$ の範囲の試験から、荷重の増大にともない差圧は直線的に増すこと、軟化率も同時に上昇するが高荷重になるとその傾向はやや低下することがわかつた。荷重を一定 (0.5 kg/cm^2) とし、還元温度を $975 \sim 1075^\circ\text{C}$ の範囲で変化させた場合の温度の影響は、軟化率に対しては荷重と同様であるが、差圧に対しては荷重よりも影響が大きいという結果がえられた。たま再現性は試料重量を一定にするとよかつた。

さらに荷重の還元率におよぼす試験から、 0.45 kg/cm^2 の荷重によつて $(dR/dt)_{40}$ が 20% 程度まで減少することが認められた。この傾向はヘマタイト鉱石およびペレットにおいてより大きい。

(森 徳明)

— 耐 火 物 —

レンガの耐滓化性試験

(H. KOSMIDER et al.: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 13, p. 724~735)

耐火レンガの滓化にはレンガ自身および浸食剤としてのスラグの物理的、化学的性質や温度などの諸因子が影響する。個々の因子の効果を抽出するための試験は実操業に近い条件で行なう必要がある。この考えから半工業的試験装置を開発し、耐火レンガの耐滓化性試験を行なつた。開発した試験装置は回転炉で、普通サイズの各種材質のレンガを炉内に内張りし、一定化学組成のスラグを定期的に供給排出しながらガス加熱により耐滓化試験を行なう。試験に供したレンガは塩基性レンガとして、マグネサイト、マグネサイトクロム、クロムマグネサイト、ドロマイトの各レンガ、酸性レンガとして取鍋レンガであり、また浸蝕剤として使用したスラグの化学組成は 28.9% Fe_2O_3 , 24.6% SiO_2 , 46.5% CaO である。使用スラグ量は 30 kg、炉回転数は 5.5 回/hr、試験温度は主として 1600°C 、試験時間は 30~50 hr であつた。試験の結果次の結論が得られた。塩基性レンガについては、(1)レンガの MgO 含有量が高いほど滓化速度は遅い。(2)滓化速度はレンガの気孔率が高いほど低下する傾向があるが MgO ほどの効果はない。(3)滓化に先立つてレンガの化学組成や物理的性質が変化する浸透現象 (tränkung) がある。酸性レンガについては、(1)塩基性レンガに比較して滓化速度が速く、マグネサイトレンガの約 10 倍である。(2)開孔気孔が少ないほど、また Al_2O_3 含有量の高いほど滓化速度は遅い。(3)滓化に先立つ浸透現象は顕著ではない。

さらにマグネサイトレンガを用い温度、スラグ組成な

どを変えた試験から、(1)スラグ塩基度が高いほど滓化速度が速い。(2)スラグ中の Fe_2O_3 含有量が高いほど滓化速度は速く、含有量が 15% から 25% になることにより速度は 2 倍となる。(3)滓化速度は温度が高いほど速く、 150°C の温度上昇により速度は約 2 倍となる。などの結論が得られた。(植谷暢男)

微粒マグクロ耐火物

(R. H. HERRON and W. J. SMOTHERS: Am. Ceram. Soc. Bull., 48 (1969) 5, p. 544~548)

電融マグクロ煉瓦は熱間強度が大きく、スラグの透過が少ないが、熱衝撃に弱く価格が高い。また直接結合レンガは電融レンガより熱間強度が小さく、スラグに対しては弱い。この両者の長所、欠点を考えて試作されたのが“fine grained”(微粒)マグクロ耐火物である。

60% のマグネシアクリンカー、40% のクロム鉄鉱をボールミルで粉碎し、 $560\text{kg}/\text{cm}^2$ で成形し、 1749°C で 4 hr 焼成した。

微粒マグクロ煉瓦の性質は表 1 に示したとおり。

焼結体を常温で顕微鏡観察すると微細な沈積したスピネル粒を持つペリクレス粒、密閉気孔、それに粒間スピネルの 3 種からなる。

SiO_2 量が 2~3% と増加するにつれて密閉気孔は 5% から 15% と増加し、開口気孔は 10~15% から 5% 以下に減少するが、全気孔率はほとんど変化しない。熱間強度は焼成温度が低い場合 2~3% と SiO_2 が増加するにつれて弱くなる。

表 1 微粒、電鑄、直接結合マグクロ耐火物の諸性質

	微粒	電鑄	直接結合
嵩比重	3.48	3.1	3.16
見掛比重	3.63		3.79
見掛気孔率 (%)	5.0	6-14	16.5
スラグ透過の厚さ (mm)	1.0-1.4	2.2-5.8	>35
熱間強度	1593°C で 崩潰せず	1593°C で 崩潰せず	1550°C で 崩潰
熱衝撃強さ (回数)	15-25	4-6	26-33
曲げ強さ (kg/cm^2)	370	175	70

(宗宮重行)

石灰耐火物の諸性質

(D. H. HUBBLE: Am. Ceram. Soc. Bull., 48 (1969) 6, p. 618~621)

CaO は優秀な耐火度を持ち、石灰石という原料の豊富なことが大きな利点であるが、欠点としては水和しやすいことと、少量で高純度品であること、高価であることである。この報告は石灰耐火物の製法、性質、使用の可能性について論じている。

石灰粒としては $1200\sim 1260^\circ\text{C}$ に仮焼し、更に 1700°C に焼成したものと、電融したものの 2 種を使用した。

これら原料の一定の大きさの粒を混合し、ピッチを混合し、成形焼成するか、焼成後ピッチを含ませて試作品を製作した。

表 1 石灰耐火物の諸性質

焼成温度 (°C)	見掛気孔率 (%)	見掛比重	嵩比重	曲げ強さ		貯蔵可能な週 の数	スポーリング 試験の回数
				1260°C kg/cm ²	1482°C kg/cm ²		
焼結石灰 No L-1							
1427	31.2	3.35	2.35	37	8	2~4	>10
1538	29.9	3.38	2.38	34	16	2~4	>10
1649	25.1	3.36	2.52	88	33	2~5	8
焼結石灰+3% Al ₂ O ₃ No L-5							
1427	46.1	3.31	2.45	>112	8	2~5	
1649	20.5	3.26	2.60	>112	18	3~6	4
焼結石灰+5% Al ₂ O ₃ No L-6							
1427	18.9	3.27	2.70	>112	15	3~6	
1649	10.8	3.15	2.87	>112	18	10~12	
焼結石灰+10% Al ₂ O ₃ No L-7							
1427	5.4	3.08	2.90	>112	37	10~15	3
1649	2.8	3.00	2.96	>112	30	10~15	2
溶融石灰 No FL-1							
1427	16.7	3.32	2.95	77	17	4~8	>10
1538	16.5	3.30	2.96	63	27	4~8	>10
1649	11.0	3.23	2.92	87	32	5~10	>10
溶融石灰+3% Al ₂ O ₃ No FL-2							
1427	10.2	3.05	2.88	>112	38	10~15	10
1649	5.7	3.10	2.92	>112	45	10~5	5
溶融石灰+SiO ₂							
1704	(2%SiO ₂)			>112	72		
1704	(4%SiO ₂)			>112	87		
高純度ドロマイト (MgO 40%, CaO 57%)							
	16.5	3.41	3.05	>126	40	12~24	>10

性質の一例は表 1 に示すとおり。

この石灰耐火物は酸化鉄と接触した場合に、ドロマイト煉瓦、ペリクレス煉瓦よりおとるので使用に限界がある。

石灰耐火物は真空冶金用耐火物として蒸気圧の低いことから利用できるだろう。またセメントキルン用耐火物としても利用できるだろう。(宗宮重行)

— 製 銑 —

定温実験による充填層高の還元速度に対する影響

(R. SCHEEL et al.: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 6, p. 445~460)

鉍石を静止充填層で還元した場合の層高方向に関する還元率の差異を解析し、鉍石の還元反応速度定数の妥当な求め方を導入した。実験は Stahl-Eisen-Prüfblatt 1170/64 にもとづき、900°C の一定温度に加熱したマルコナ・ペレットの充填層 (1000 g) を 2 種類の組成のガス (イ) 40% CO, 60% N₂; ロ) 28% CO, 12% CO, 60% N₂ により一定時間還元後、層高を 4 分割し、各層間の還元率の差異を調査する方法を採用した。実験結果の解析にあたっては鉍石の還元反応は 1 次反応にしたがつて進行する、すなわち、反応速度の解析から得られる速度定数は還元率が一定である場合には還元ガス組成には無関係であると仮定した。

しかし、この仮定が成立したのはウスタイト領域に入ってからであり、この領域では還元率の増大とともにガスの拡散経路が長くなること、および金属鉄層が生成することにより速度定数は還元率に依存したが、ガス組成への依存性はなかつた。しかし、ウスタイト以前の低還元率の領域では、層高方向のガス組成の変化に伴い各層間に反応前線 (reaktionsfront) の差が現われるために一定還元率下においても各層での速度定数に明りょうな相違が生じガス組成への依存性が明らかとなつた。以上の点から、この領域での反応速度定数の決定方法が問題となる。ドイツにおいては高炉の反応動力学的な数学モデルを立てる場合、鉍石の反応速度定数の誤差として 7% が許容されることが提案されている。この点を考慮して、ウスタイト以前の領域での反応速度定数の差が 7% 以内になる還元率に到達した時点での値を採用することにした。この時点での還元反応速度は各層間で近似的に一致している。上の方法で求めたマルコナ・ペレットのこの領域での反応速度定数は 0.3%/min であつた。

(樋谷暢男)

D-LM 法による連続製鉄法

(W. C. JEFFERY: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 7, p. 553~559)

D-LM 法による連続製鉄プラントが北米 Alabama 州の Mexico 湾に面する Mobile 湾西岸に建設された。D-LM 法は鉄鉍石、石炭、溶剤などの混合、粉碎、脱水工程、成型工程、乾燥、炭化工程を経て電気炉による製錬と成分調整工程から成り立っている。粉碎工程は湿式ボールミルによる開回路方式で、およそ鉄鉍石 60%、石炭 30%、溶剤 10% に混合された原料がボールミルで碎かる。脱水工程をへて 13% 水分を含有する 1 インチ径のグリーンボールがディスクペレタイザーで成型さ

れる。グリーンボールは移動格子上に給鉍され乾燥、予熱を経てペレット中の石炭の分解、分溜が起こり、発生する C, CO, CnHm, H₂ などによつて酸化鉄の還元反応が進行すると同時に石灰石の分解も行なわれる。乾燥帯は炭化帯の排ガスによるダウンドラフトで炭化帯は 2 室に分かれ前室は後室の排ガスを利用するダウンドラフト、後室は前室の排ガスの一部を熱交換器を経てアップドラフトで循環している。グレートから排出された炭化ペレットは塩基度が自溶性で還元率は 40~60% で篩い分けを行なつて貯鉍槽へ貯えられる。次工程の電気炉は連続装入方式で、約 1000°C に予熱されているペレットが装入されると炉のシャフト部で下部から上昇してくる熱い CO ガスで熱交換と還元反応が進み、装入物が高温帯へ降下しながら液化し約 1400°C のスラグと高炭素含有メタルになる。メタルは次工程の成分調整用電気炉へ入り温度調節や合金鉄、冷却剤、酸化剤の添加による成分調整が行なわれる。

D-LM 法は集約した工程であり、ガスや工業用水の循環使用、湿式粉碎工程、および電気炉製錬の採用により公害防止上、数々の特徴をもっている。また D-LM 法は操業の融通性、迅速冶金反応、連続還元工程を特徴としていて鋳物用、製鋼用、合金鉄用のメタル製造に關して大きな潜在能力を持っている。(佐藤範彦)

計算機による高炉制御

(A. A. BESWICK et al.: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 6, p. 743~750)

Margem 製鉄所の第 5 高炉へのプロセス制御用計算機の適用について述べている。計算機制御計画の目的の紹介について、高炉とその付属設備およびこの計画のために備えた計装および秤量システムと計算機との複合システムについて述べている。とくにここでは、データ表示のためのコンソールや計算機へのデータ入力法の設計について述べている。ここでの力点は高炉からの信頼性あるデータを集めることに注がれている。一部には、重要な指数をチェックするに必要な計測には、二重の方法によつてデータを集め、確かめるといつたシステムにする努力をしている。溶鉄秤量所や製鋼プラントの制御用計算機とのデータ結合をしている。操業や管理のための操業データの出し方についても述べている。プラントの監視は、計算機の重要な機能の一つであり、このシステムには高炉炉体冷却および熱風弁冷却系統の計装も含まれている。高炉のプロセス制御を主に次の 4 項目に分類している。まず装入物秤量とその比率の直接制御で、これは自動秤量設備で行なわれ、コークスの湿分、原料分析、スラグ分析、秤量誤差の補正をその中に含む。つぎに特殊なドライブポンプを使つて高炉への重油吹込みの直接制御を行なっている。この制御システムは高炉内の棚吊り防止に寄与している。最後に鉄鉄の品質の制御である。これは制御の媒体としてのパラメータを使うもので、予測を加味したプロセスの動的モデルを使つて達成したいと述べている。本論では、この計画の時間的な推移と、製鉄所における将来の展望を指向している。

(田宮稔士)

直接還元鉄の将来における役割

(J. MACKENZIE: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 6, p. 765~771)

直接還元鉄の製造方法、プラントの立地条件とコスト、および経済的な製品の用途について述べている。

第1に製造方法についてはロータリーキルン：固体燃料、静置層：ガス還元、流動層：ガス還元および堅型炉：ガス還元の各プロセスの特徴を述べている。

第2に立地条件と操業コストについて英国や北米では20~50万t/yearの規模で減価償却費が $\text{£}1/\text{t}$ 、投資回収費が $\text{£}2/\text{t}$ 、操業コストはプロセスや立地条件で異なるが $\text{£}2\sim3/\text{t}$ 、鉱石費は西欧の粉鉱ベースで $\text{£}6/\text{t}$ 、燃料費はSLRN法の場合で $\text{£}3/\text{t}$ 、HYL法で $\text{£}5/\text{t}$ になろう。結局西欧での直接還元鉄製造コストはおおよそ $\text{£}13/\text{t}$ で売価としては $\text{£}15/\text{t}$ となろう。このうち鉱石と燃料のコストが支配的であり、山元が直接還元鉄を造る場合にはコスト的に非常に有利になる。また臨海工場は輸送費の点で有利である。第3に直接還元鉄の利用法では、高炉装入物として考えられるのは、限界に達した製鉄ならびに製鉄設備でさらに出鉄増が要求される場合とか、高炉改修時の溶鉄不足に対処する場合であるが、必ず溶鉄コストは上昇する。宅炉用原料としては、化学組成が確かで粒度も均一で連続装入ができ、スクラップと違って市場価格に大きな変動がないという特徴があるが、一方脈石分が多く歩留りの低下、電力や電極、耐火物の原単位上昇を伴う。結局は製造コストいかにできまる。将来的見地に立てば巨費を要するコークス炉—高炉—酸素製鋼のプラントが見直され、大規模な直接還元—電炉製鋼の新しいプラントが注目される。結論として、直接還元鉄は当然高炉に取って代わることはできないが、発展しうる分野として安価な鉱石や燃料が得られ高炉での最少限生産量より少ない溶鉄が要求される場合がある。結局問題はスクラップ価格との対比における経済性にあろう。(佐藤範彦)

鉄鉱石ブリケットの還元

(M. D. PEPPER and B. L. DANIEL: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 7, p. 972~978)

脈石成分 SiO_2 、 Al_2O_3 、 CaO の各一成分だけが低い、3種の高品位鉱、および3成分のいずれも含む一種類の低品位鉱について、ブリケットを作り還元速度に対する脈石成分の影響について検討した。各鉱石は、粉碎後ブリケットを作り焼成し、気孔率をいずれも11.5%程度に調整した。還元ガスは、 H_2 -Arガス、および H_2 - H_2O ガスを用い、550°C、750°C、1050°Cで還元を行なった。

脈石成分の影響には、次の2点が考えられる。

a) スラグの生成：ライムとシリカは、ヘマタイト結晶粒のまわりにスラグ層を形成し、還元ガス、および還元生成ガスの拡散をさまたげ還元速度を低下させる。また、このスラグによる結合は、ヘマタイト結合に比べ強度が低いのでクラックの生成を容易にする。

b) ヘマタイト中への固溶：特にアルミナのヘマタイト中への固溶が大で還元速度を低下させる。

これらの2つの効果は、低温で特に明りようであるが還元温度が高くなるにしたがい、その効果は少なくなり

1050°Cでは、高品位鉱の間の還元速度に差が見られなかった。スラグ体積の大きい低品位鉱は、高温においても還元速度は著しく低い。シリカ分の多い鉱石の場合は、swellingやクラックを生じたが、550°Cではスラグによる効果が大きくクラックによる還元速度の上昇はない。750°Cでは、クラックの影響が現われ還元速度は上昇する。 H_2 - H_2O 還元においては、クラックが、さらに多くなり初期還元速度が大きく、また H_2 -Arガス還元よりも還元率が高くなった。一方、ライム分の多い鉱石はクラックが少ないため、還元生成ガス H_2O のスラグによる妨害が大きく、 H_2 - H_2O ガスによる還元は、 H_2 -Arガス還元よりも還元率が低下した。また、そのときの H_2 - H_2O 比と平衡する酸化鉄組成にも達しない。アルミナを含む鉱石は、アルミナ分のヘマタイトへの固溶により、スラグ体積は減少しているが、還元速度は低下した。(佐々木晃)

ウーグレー試験高炉における高燐鉄用および低燐鉄用装入原料の精錬試験

(U. SCHEIB: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 12, p. 613~627)

低燐鉄を生産する高炉は、高燐鉄を生産する高炉に比して、生産性が低くトラブルが頻発しているため、ウーグレー試験高炉で、高燐鉄用および低燐鉄用装入物の比較実験を行なった。鉱石品位の操業におよぼす影響およびトラブルの特性と原因を知ることが目的としている。

水平—垂直ゾンデにより半径方向、高さ方向のガス組成、温度、圧力を調べ、装入物成分の還元度の変化や軟化の進行を知るために、炉内の種々の高さから採取した試料の顕微鏡観察と篩試験を行なった。操業試験に先立ち実験室で鉱石の予備実験を行なった。

ガス利用率は900~1100°Cで急激に増大し約950°Cでウスタイト/鉄の境界線に達している。高圧操業時に行なったガス圧測定によれば、棚吊りの場合、全圧損のほとんどが羽口面上1~2mの領域の20~50cmの狭い範囲で生じている。この領域から採取した試料の顕微鏡観察によれば、装入物成分は相当還元され軟化している。しかしこの領域で、鉄鉄やスラグの滴下が認められないため、液相領域のフラディング現象はトラブルの原因ではない。そこでガス通気性阻害の原因として、還元による鉱石の軟化や崩壊、粉化が取りあげられた。

微粉の吹きあげの一原因となる炉内の動圧は、炉頂近くで極大値を、羽口面上1~2mで極小値を持ち、その下方で急激に上昇している。炉頂での動圧の高い“流れの障壁”を通過した微粉、または炉内で生じた微粉は羽口面上1~2mにある動圧の低い“流れの落とし穴”に集積する。それゆえ、炉内の軟化帯におけるこのような微粉の集積が通気性を阻害し、高炉のトラブルを引き起こすと考えている。(鈴木孝久)

ウーグレー試験高炉から採取した試料の観察

(K. GUDDAS: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 13, p. 716~723)

ウーグレー試験高炉の種々の高さから採取した試料の顕微鏡観察により、焼結鉱や鉱石の還元の進行と、溶融体および炉床—鉄鉄が滴下する間の現象を調査した。

50% マグネタイトを含む焼結鉱を装入した場合、試

料は、羽口面上 3.8m で多量のマグネタイトを含み、2.8m で金属鉄への還元が認められ、2.3m でマグネタイトはウスタイトに変化し、それを囲む鉄が増加している。さらに羽口上 1~1.5m の領域で、試料全面にわたって鉄への還元が進行し、溶融が始まっている。他の装入物を用いた場合も、本質的に同様の変化が見られる。残留ウスタイトを囲む鉄は相互に結合し、ガス通気性を阻害している。この軟化帯の金属鉄はすでに 0.5~0.8% C と多量のアルカリ成分を含んでいる。羽口面上 50 および 270mm の高さのスラグは、かなりの Fe(II)-O を含み、羽口帯で 10~20% に達している。ボッシュスラグの溶融点は、Fe(II)-O やアルカリを含有しない場合、1350~1400°C の間にあり、これらの合計が 10~15% に達して始めて 1300°C に低下する。スラグのアルカリ含有量は塩基度の上昇とともに減少する。アルカリの炉内循環が確認され、アルカリ濃度はガス温度 1000~1100°C の領域で最大になっている。羽口面上 50~270mm の領域で Si, Mn, C は 50~70% まで、P は最終組成まで銑鉄に含有される。コークスの燃焼によって生じた S は、羽口面上 1.5m から徐々に銑鉄中に入り、羽口面で最大の含有量を示す。鉄は溶融帯で 3% C を含み、羽口面より下方で最終組成まで浸炭される。銑鉄がスラグ相を通過して始めて、銑鉄やスラグの最終組成を決定する反応が進行する。(鈴木孝久)

高炉装入物面上の水平ゾンデによるガスの流れの状態の調査

(A. OBERHAUSER and K. KOEHIER: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 14, p. 756~760)

高炉の装入物面の直上で、半径方向に同時に 6ヶ所の位置でガス温度測定とガス試料採取のできるゾンデを開発した。このゾンデを炉床径 8m、有効内容積 1098m³ の高炉で使用し、ガスの流れの状態を調査した。この高炉は装入物の衝突板の位置を、炉口径 5100~6400mm の範囲内で、自由に、あるいは定められたプログラムによつて変化できる設備を有している。調査時にこの高炉はトーマス銑を生産していた。

焼結鉱装入後とコークス装入後では、ガスの温度と組成の分布に著しい差異があつた。焼結鉱装入後ではコークス装入後よりも、CO₂% が高く CO% は低かつた。ガスの温度は焼結鉱装入後のほうが低かつた。この差異は炉の中心よりも周辺部の方が大きかつた。半径方向各位置におけるガスの温度および組成の装入後の時間的变化も、コークスと焼結鉱とは異なつていた。3 期間に分けて、衝突板の位置を変えて調査を行なつた。衝突板の位置と焼結鉱装入量の適当な組み合わせによつて、炉内のガスの流れの分布を改善してコークス比を低下することができた。第 1 期よりも第 2 期、第 2 期よりも第 3 期のほうがガス流の分布は均一であり、コークス比は第 1 期と比べて、第 2 期では 15、第 3 期では 65kg/t-銑鉄減少した。装入物を変更した場合の炉頂ガス組成の時間的变化についても調査した。(浜田尚夫)

—製 鋼—

セミキルド鋼の製造への脱酸速度論の応用

(L. v. BOGDANDY et al.: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 13, p. 704~710)

セミキルド鋼の製造に際し、Mn, Si など脱酸力の弱いもので鋼中の酸素量を調節することはかなり困難であつた。ここでは実験室的に Mn の脱酸能力を調べ、ZrO₂ から成る電解質を用いて電池を構成して鋼中の酸素量を測定した。さらにその結果を現場のセミキルド鋼用の脱酸に応用した。実験室で 0.06% O の鋼を 1600°C に溶解し、電解 Mn を 0.78% 添加したところ、約 0.017% まで脱酸され、これは従来考えられていた Mn の脱酸能力よりも大きな値である。しかし、Mn による脱酸ではセミキルド鋼としてまだ不十分で、さらに Si を加え、脱酸生成物の析出を容易にするため微量の Al を添加することにより、セミキルド鋼製造用の脱酸剤が可能と考えられる。そこで 0.046% O の鋼に 1600°C でフェロマンガ、フェロシリコンから作つた 70% Mn, 3.5% Si, 1.4% Al, 6.5% C の合金を添加した。その結果 O は添加後ただちに約 0.014% まで減少した。しかしこの O 量はセミキルド鋼としてはやや多く、さらに合金の Si 量を高め、70% Mn, 6.5% Si, 2% Al, 6% C で実験したところ、0.012% O となつた。これはセミキルド鋼として妥当な値である。次に脱酸成分を合金とせず Mn, Si, Al の順に単味で添加すると 0.005% O まで低下し、これはセミキルド鋼として不適当である。しかも脱酸成分の添加時間の違いによる O の変動が著しいので合金として用いるのが望ましい。さらに脱酸剤の O の変化による脱酸能を調べたが、熔鋼の初期 O が 70.10⁻³%, 47.10⁻³%, 29.10⁻³% の場合、脱酸後の O はそれぞれ 15.10⁻³%, 13.10⁻³%, 10.10⁻³% と所定の酸素量にかなりよく制御できた。

この脱酸剤を現場的に製造する上には何らの困難もなかった。0.10~0.17% C, 0.70~1.05% Mn を含んだ強度 40~50kg/mm の平炉鋼をこの合金で脱酸したところ、従来鋼塊表面の損失が 10~15% であつたのに対し 4% に減少した。現在低 Mn 鋼の脱酸にもこの合金の応用を研究しているが良好な結果が得られている。

(吉越英之)

製鋼における水素の挙動

(M. WAHLSTER and A. HILPERT: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 13, p. 710~716)

本報告では塩基性平炉、LD 転炉、塩基性転炉および電気炉におけるメタルとスラグ中の水素の挙動を調べた。スラグと溶鋼に分配される H の平衡関係を調べるため、それぞれの製鋼法におけるスラグと鋼を 1600°C で溶解し、 $\frac{P_{H_2O}}{H}$ で平衡させたところ、 $\frac{(H)}{H}$ は塩基性平炉で 8.2、塩基性転炉で 8.6、LD 転炉で 9.3、電気炉で 6.5 となつた。

塩基性転炉：25t の転炉で 30% 酸素富化した空気で吹精したところ、初期の H が 1.4.10⁻⁴% だつたものが、2.0.10⁻⁴% に、スラグで 28.10⁻⁴% に上昇した。この値は Siererst の法則による平衡に達している値である。

さらに H_2O/O_2 で吹精すると H が $1.4 \cdot 10^{-4}\%$ から $9.5 \cdot 10^{-4}\%$ に, (H) は $7 \cdot 10^{-4}\%$ から $80 \cdot 10^{-4}\%$ と著しく増加した. しかしその後で $30\%O_2$ を富化した空気の後吹きすると $30 \sim 60$ sec で H , (H) がいずれも減少し H_2O からの H の影響はなくなった.

LD 転炉: 90 t の転炉に H が $1.4 \cdot 10^{-4}$ の溶鋼を装入し, これに 20% の屑鉄を入れた場合, 10 min 後には H が $1.0 \cdot 10^{-4}\%$ に下り, 出鋼時には $3.4 \cdot 10^{-4}\%$ に上昇した. その時の (H) は $28 \cdot 10^{-4}\%$ である. 鋼中炭素の違いによる H の変動は認められなかった. $(H)/H$ は吹精終了時には 9.3 の平衡値に達している.

塩基性平炉: 30 t 平炉で H $2.1 \cdot 10^{-4}\%$, (H) $22 \cdot 10^{-4}\%$ を精錬した後の水素量はそれぞれ, $5.0 \cdot 10^{-4}\%$, $40 \cdot 10^{-4}\%$ に増加した. しかし石灰などの装入物に付着している水分による H への影響は, P_{H_2O} が $0.14 \sim 0.16$ atm の範囲では平炉の場合現われなかった.

電気炉: 12 t 炉における H , (H) の変動は初期に H が $3.5 \cdot 10^{-4}\%$, (H) $28 \cdot 10^{-4}\%$ だったものが酸化期終了時にはそれぞれ, $2.2 \cdot 10^{-4}\%$, $19 \cdot 10^{-4}\%$ に減少した. しかし還元期になると再び H $4.0 \cdot 10^{-4}\%$, (H) $22 \cdot 10^{-4}\%$ に増加し, 出鋼までこの値は変化しない. 電気炉では平炉と異なり, 雰囲気中の P_{H_2O} の増加に伴い H も増加した. なおスラグにより酸素イオン濃度が定まりスラグ中の OH イオンの吸収度も決定され, 金属への H の移動はスラグ中の H 活量により説明できる. (吉越英之)

製鋼におけるカルシウム溶解の向上への寄与

(W. BERENS, H. MASUHR and K. -O. ZIMMER: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 14, p. 772~776)

塩基性平炉において種々の処理をした石灰のスラグ形成への影響を調べ, さらに溶剤として螢石, ボーキサイト, バドル滓を添加した場合の効果調べた. 実験は 80 t の平炉で 4.65% C, 0.75% Si, 0.53% Mn, 0.019% P, 0.020% S に CaO の粉度および仮焼度を変えて添加した. その結果, 果溶解時間とともにスラグ成分が $CaO-FeO-SiO_2$ 系の CaO 域へ移動するのが認められた. 仮焼度の弱い石灰を添加した場合, $Fe(II)$ を含んだ酸化物の一部が, 先行している精錬反応により分解し, 塩基度が $2.6 \sim 3.4$ の間ではスラグ中の Fe 含有量は装入した石灰の性状により著しく影響された. すなわち仮焼度の強い石灰を装入した場合の最終スラグには約 20% の Fe が含まれ, 弱仮焼石灰では約 18% であった.

さらに弱仮焼石灰にボーキサイト, バドル滓を溶剤として添加するとスラグ中の Fe は 15~16% に低下した. 脱硫作用に関しては強仮焼石灰のほうが弱仮焼石灰を添加した時よりも $[S]$ は多い. 石灰に螢石やボーキサイトを添加すると石灰の反応性は向上し, とくにこまかく砕れた弱仮焼石灰の溶解速度は大きな塊の強仮焼石灰よりもはるかに速い. また塩基度の上昇とともに溶剤の効果がよくなる. なお石灰の同じ粒度範囲における 1 g 当りの表面積は弱仮焼石灰では強仮焼より約 4 倍高い値である. 脱硫やスラグ状態に最も望ましい石灰とボーキサイトの配合は 5:1 であった. 溶剤の節約にはこまかな弱仮焼石灰を用いるのが望ましく, 強仮焼石灰を単独で装入することは経済的にも, 脱硫にも最も不適当である.

さらに石灰と螢石または石灰とボーキサイトを取鍋に装入することにより溶鋼への復焼を著しく抑制することができた. (吉越英之)

取鍋中の溶鋼表面からの輻射による熱損失

(J. SZEKELY and J. W. EVANS: Trans. AIME, 245 (1969) p. 1149~1159)

取鍋中に溶鋼を保持すれば, 必ず熱損失を生ずるが, 最近の報告では溶鋼上に 2~3 in の slag 層がある場合は, 約 1 時間にわたって熱損失をかなり減少させることができ, 熔融金属表面が裸で露出している場合は急激な熱損失を生ずるといわれている. 真空脱ガスその他の真空中での作業はもつぱら後者の条件で行なわれ, 本研究も熔融金属上に slag 層のない場合を取り扱った. この条件下では, 金属表面からの輻射の一部は系外へ, 一部は取鍋壁へと放出される. 取鍋壁におちた輻射の一部は吸収伝導され, 一部は反射あるいは再輻射される. 本研究の目的は, 金属表面からの熱損失を算出する一般式を導出することである. 取鍋として円筒状容器を用い, 実際作業の場合にも大きな差を生ずることなく使用しうる次のような仮定を設けて数式化を行なった. (1) 金属内のガスの熱損失への寄与は無視しうる. (2) 金属中の対流は無視しうる. (3) 取鍋壁の熱伝導は側壁では水平一方向, 上蓋では垂直一方向とする. (4) 壁厚は取鍋の径に比して十分薄い, (5) 側壁, 上蓋の熱伝導率, 熱拡散率は温度に無関係で一定, (6) 最上部と底部の温度分布は水平方向で一定. (7) 底部の熱容量は大きく常に一定 (8) 表面はすべて灰色. (9) 壁の外側の温度は一定に保持される. 計算機を使用した計算結果は, 幾何学的形状 emissivity 壁の熱伝導率, 熱拡散率, 取鍋の余熱などをパラメータとする {熱損失速度-時間} 曲線でグラフに示した. 従来の作業では熱損失はもつぱら幾何学的形状と壁の熱係数の関係からのみ取り扱われていたが, 本研究の結果, 次のような結論を得た. (I) 製鋼温度では, 輻射による熱損失は伝導による熱損失に匹敵する. (II) 熱損失は取鍋に上蓋を設けると大きく減少する. (III) 一定形状では壁の emissivity よりも熱伝導率, 熱拡散率の方が輻射による熱損失に大きな影響を与える. (IV) 壁の余熱は熱損失に大きく寄与する. (世良田勝彦)

—加工—

特殊鋼の急速加熱

(E. KOHLER: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 11, p. 580~587)

最近の炉材の進歩, 制御設備の改良, および自動化, 昇温時の鋼の金属, 物理学的研究の進歩によつて, 熱間加工時の表面酸化, 脱炭, 合金元素の脱離の少ない優れた表面特性を持たせるための特殊鋼の急速加熱が可能となった. 本論文では急速加熱のための誘導加熱の基礎, 装置の構成, 特長, 加熱技術, 作業結果について述べている.

誘導加熱は電磁場の変化により材料に誘導抵抗を生ぜしめ, 非接触に熱エネルギーを与える方法である. ここで問題になるのは浸透深さ δ で, これは $\delta = 50 \cdot 3 \sqrt{\rho / \mu f}$ (ρ : 比抵抗, μ : 透磁率, f : 周波数) で表わされる. オーステナイト鋼などの非磁性材料では温度上昇に対

し、 ρ の増加量は小さく、 μ もほとんど一定であるが、非合金鋼では ρ がキュリー点まで著しく増加し、 μ は減少する。したがって非磁性と磁性材料ではキュリー熱まで δ や熱伝導が著しく違うため、昇温速度の異なることが推定される。管圧延や成型プレス前の加熱処理として径 189~268mm、長さ 550~800mm の 10%Cr-60%Ni オーステナイト鋼と非合金構造用鋼について誘導加熱を行なった場合、表面温度が 1250°C まで達する時間、および t 当たりの消費エネルギーはオーステナイト鋼で 374~463sec, 334~395kWh、構造用鋼で 269~315sec, 317~355kWh と前者のほうが昇温に時間がかかり、消費エネルギーも大きい。また中心と表面の温度が等しくなる時間は両者とも 9min と同じであるが、構造用鋼のほうが 700°C までは中心部の昇温速度が大きい。表面温度を 1100°C に設定した場合、表面層はコイルの熱反射などでオーステナイト鋼で 1300°C 近く、構造用鋼で 1200°C と一時的に過熱され、両者とも表面に割れを生じた。しかし誘導加熱は装置、およびエネルギーコストが高いにもかかわらず、多くの場合経済的な利点を持つていて、特殊鋼の加熱に対し将来性のある方法といえる。

(小池一幸)

ホットストリップ表面粗さにおよぼす連続式ホットストリップミル作業要因の影響

(P. FUNKE jum and W. MIKULLA: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 15, p. 801~807)

この論文の目的は、ホット・ストリップの表面粗さに及ぼす熱間圧延作業要因の影響を明らかにすることである。試験に用いられた半連続式ホット・ストリップミルは、逆転粗圧延機 1 基、仕上圧延機 6 基からなり、ロール胴長は 1700mm、作動ロール直径は 663mm で、最高圧延速度は 780m/min である。一部の試験は仕上圧延機 5 基の別の半連続式ホットストリップミルで行なわれた。圧延材は C 0.10% 以下、Mn 0.35% の深絞り用炭素鋼である。ホット・ストリップの表面粗さは、試片を多量のインヒビターを添加した塩酸水溶液に浸漬酸洗した後、圧延直角方向に触針法によつて測定された。

作動ロールの初期粗さの影響は予期に反して小さい。仕上圧延機のロール粗度が 0.5 μ m でも 1.1 μ m でも、ストリップの表面粗さはほとんど変わらなかった。そして 6 スタンドのいずれか 1 つに特に大きな粗度のロールを組込んでも、悪影響はみられなかった。しかしロールの材質とその圧延中の摩耗は、ストリップの表面粗さに決定的な影響を与える。圧延量が 1000 t くらいまでの間は、ロールの摩耗はわずかであつて、ストリップの表面粗さはほぼ一定であるが、1000 t を越えるとロールの摩耗が急激に増加し、同時にストリップの表面粗さも放物線的に急上昇する。そして第 1 パスの圧延温度が通常の作業温度よりも高い場合は、ストリップの表面粗さの急上昇は、より少ない圧延量で始まる。また圧下率が大きいほう、したがって仕上り厚が薄いほうが、この急上昇は早く始まる。圧延仕上温度と巻取温度の影響は調べなかった。ストリップの幅方向の粗さ分布は、縁から 150mm までは徐々に粗くなるが、それより内側は一樣であつた。

(周藤悦郎)

最終成品および半成品を製造する横行圧延法

(C. VANGHAN: Iron Steel (U. K.), 42 (1969) 3, p. 167~173)

円形を有する成品の、新しいロール成形法に、3つのタイプがある。そのプロセスと原理を述べるものである。1つは、加工片の両側で、垂直・平行に組んだ、対方向に前後進する楔形の平らな押型の間で成形する。押型は変形、引伸および成形の3部分で構成され引抜きとは異なる。機械 UWQ 40×400 は熱ピレットより 40mm ϕ ×400mm の丸棒を造る。寸法精度は、径で $\pm 0.09 \sim \pm 0.19$ mm, 90~300 mm 長さに 0.5 mm である。押型は寿命まで 2000~1000 片生産できる。設置には、床面積 3.1m×2.1m、高さ 2.9m、重量 11.5T、圧延力 200T スピード 350mm/s である。次のタイプは、主として自動車工場で鍛造と同じ最終成品を造つてゐる。楔形押型を、同一面を同方向に回転する2重のロール上に組み込み、この間で成形する機械で、ロールが完全に1回転すると、加工棒片は回転方向に前進して形を造る。ロールされた成品は棒から切断していく。誘導加熱、棒送り各装置を有し、約 4 m 長さの鋼棒から自動連続生産ができる。加熱容量 max400kg/H, 0.45kg の成品、12~35mm ϕ 棒をロール後 300mm にする。max 圧下は径に対して 2:1 が可能で、ロール温度は 1200°C。以上の2つのタイプは、材料ロスがきわめて少なく精度もよく、高スピード生産ができるが成品サイズおよび長さとの比は 10:1 に限定され、特に通常は最終成品を造る鍛造作業の半成品を造るのに好都合である。最後は、3個のロールで、車や車輛の車軸やその他のシャフトの圧延法で、ロールを主軸に 3~6° 傾斜させ、また材料に応じて放射状の動きができるようにして、製品の引張特性、精度、品質を向上し、また材料の歩留がよいことが特徴である。ロールされた成品は、径 12~120 mm、長さ 700~4000 mm で長さの径に対する比率は 30:1~60:1 と長い製品の成形に適する。鋼ボール、ローラなどの圧延プロセスも開発され、40~120mm ϕ クラッシャーボールの製造を行なつてゐる。2重の螺旋形の溝ロールで軸方向に累進的に球形を圧延していく方法で、ロール1回転で1ボールができる。3~5 m のピレットから、理論的な生産速度は 40~180ball/min で、電動機は 160~1450HP である。鋼ローラは平ロールと溝形ロールを組合せ円形棒から造れる。同様に小形の円筒片も成形できる。他の機械で、ギヤブランク、熱交換器円管などの製造が可能である。

(大森敏愛)

一性 質一

高硬鋼の強度および靱性の諸性質に関する最近の試験方法

(H. SEHLIGHT and E. SCHREIBER: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 5 p. 445~450)

強度、靱性試験のために一般に用いられる引張試験、切欠衝撃試験は $H_{RC} 55$ 以上の硬度をもつ鋼については適用できず、また衝撃振り試験、衝撃曲げ試験などの動的試験方法も変形仕事量の計算には有効であるが、強度特性を知るには向かない。そこで本論文では、一部を切り取つたリング状の試片を使用する試験方法を考案し、

リングの両端に張力を与えることによつてリングに曲げを与え、両端の広がり、破壊応力などを測定し、さらに横断面や接線方向の応力分布について、理論的計算と偏光弾性学的方法の両者から調べた。また、一般の曲げ試験との比較や測定値の再現性についても考察した。

採用した試料は、100Cr 6 鋼 (0.90~1.05% C, 0.15~0.35% Si, 0.25~0.40% Mn, $\leq 0.030\%$ P, $\leq 0.025\%$ S, 1.4~1.65% Cr) で、900°C で 30min 加熱後、180°C の熱浴中に 5 min 保持し、種々の温度で 2 hr 焼戻したものである。

接線方向の応力は計算による方法と光学的方法から求めた分布が一致している。最も応力がかかるのは、切り取った部分の反対側である。

測定値の再現性については 45 個の試片を用いて、弾性限 (σ_E)、0.1 mm の永久歪による応力 ($\sigma_{0.1}$)、破壊応力 (σ_B)、弾性伸び (f_{el})、塑性伸び (f_{pl})、およびそれらに至るまでの仕事量 A_{el} , A_{pl} について調べたが、測定値の信頼度は、その数が 10 個以下の場合には乏しいが、30 個以上あればほぼ満足できるものとなる。

一般の曲げ試験との比較からは、(1) σ_E , $\sigma_{0.1}$, σ_B はリング曲げのほうがかかなり小さくてかつ一般の曲げ試験のように焼戻し温度変化によつてピークをもつということがないこと、(2) f_{pl}/f_B の値がリング曲げのほうが小さいことなどがわかった。(中村皓一)

700°~1200°C における炭素鋼のオーステナイト粒の成長

(A. DOMSA et al.: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 6, p. 489~492)

本論文は Si, Al で脱酸した約 0.15~1.2% C を含む鋼の試片の表面について、1200°C までの温度で真空炉中にて加熱してオーステナイト粒度を調べ、さらにこの試片を冷却した後の粒度を表面および内部について求めた実験に関する報告である。

採用した試料は、C% が 0.15%, 0.45%, 0.8%, 1.0%, 1.2%, 1.4% の 6 種類で、そのほか 0.2~3% Si, 0.2~0.7% Mn, 0.01~0.03% P, 0.01~0.04% S を含む単純な炭素鋼である。以下に得られた結果を示す。

(1) 加熱によるオーステナイト粒の成長は永続的に進行するのではなく、ある温度範囲に達すれば再結晶を起こし、かなりの粒成長をもたらす。その範囲までの間の温度では、オーステナイト粒の成長は結晶粒界の移動や粒の結合によつて起こる。

(2) 著者らは Fe-C 状態図の中に結晶粒が特に強い成長を示す温度曲線を書入れているが、この曲線は熱変形や熱処理の際の鋼に最適な加熱範囲を決定するのに役立つ。

(3) 試料を減圧下で高温に加熱するときや適当な冷却を施した後は、試片の表面のオーステナイト粒度は一般に試片内部のフェライト-パーライト粒度に一致する。ただし、0.15% C しか含まないフェライト鋼の場合は、加熱温度が高いときには例外である。なお、オーステナイト粒が顕著に成長し始める温度は試料によつて異なり、0.8% C の場合が最も低い、総じて約 900°C 付近である。(中村皓一)

Cr-Mo-V 低合金鋼のクリープ破断強さにおよぼすバナジウム炭化物の分布の影響

(T. PRNKA and V. FOLDYNA: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 6, p. 499~504)

析出硬化型合金のクリープ破断強さは析出物の性質、形状、分布に依存するといわれるが、この方面の研究は今日までわずかしかない。K. F. HALE は 2.25 Cr-Mo 鋼で、J. H. PAGE らは 0.25C-1 Cr-0.8Mo-0.3V 鋼で、I. R. KRJANIN らは 0.2C-2.0Cr-1.3Mo-0.6V 鋼で炭化物の分布とクリープ特性の関係を明らかにした。これらの研究は析出物の分布をもつて材質を近似する定量的係数とすることを示しているが、この係数の決定や適用には慎重を要する。本研究はチェコ規格の耐熱鋼 15128 (ドイツ規格 14 MoV63) についてクリープ破断時間と初期状態のバナジウム炭化物分布の関係を明らかにすることを目的とした。

試験は 0.13C-0.5Mo-0.3V を平均組成とする低合金鋼に種々の熱処理を施したものについて行ない、バナジウム炭化物の分布は透過電顕観察により調査した。この炭化物粒子の分布は粒子間隔と粒径により示しうると考え、これまで多くの研究から、ある平面における粒子の平均間隔 λ_w , ある空間における平均粒子間隔 λ_0 は $\lambda_w = \frac{1}{2} (n_v \cdot d)^{1/2}$, $\lambda_0 = n_v^{1/3} \cdot d$, $n_v = \frac{n_0}{A_0 \cdot t}$ (n_v : 単位体積当たりの粒子数, d : 粒径, n_0 : 測定面における粒子数, t : 薄膜の厚さ) から求めた。クリープ破断試験は 525, 550, 575, 600°C で約 40000hr まで行なつた。

2 つの平均粒子間隔 λ_w , λ_0 と破断時間の関係を両対数法で調べると定性的に一致するので、 λ_0 を基に考えると、平均粒子間隔と破断寿命の関係は第 1 次近似において直線関係を示す。この測定点のばらつきはクリープ試験中の析出粒子の凝集、再固溶、二次析出、転位密度の変化などを考慮していないことになる。クリープ破断時間と平均粒子間隔の関係をみると、破断時間は初期状態におけるバナジウム粒子間隔が小さいほど増加する傾向にあり、試験材において最も高いクリープ強さは平均粒子間距離が約 500~700 Å もしくは平均粒径 100~300 Å のときに期待される。これは G. T. P. BUCHI らの結果と一致する。(山田武海)

オーステナイト系低炭素 Cr-Ni 鋼のマルテンサイト変態

(H. SCHUMANN and H. J. FIRCKS: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 7, p. 561~568)

ディラトメーター, X線分析, 磁気測定, 組織観察の方法で 0.05% C, 7.3~22.4% Cr, 2.6~17.6% Ni その他少量の元素を含有する 19 種の鋼の準安定オーステナイトの変態について、-196°C の低温まで調べている。この研究から (Cr+Ni) 量に依存するマルテンサイト変態図の確立およびそのマンガン鋼の変態図との比較、微細組織中の γ , ϵ , α_ϵ の組織学的観察、 ϵ 相の起源などに関する結論を得ている。以下にその概要を示す。

(1) $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態と $\epsilon \rightarrow \alpha$ 変態をディラトメーターによつて分離し、 ϵ マルテンサイトと α マルテンサイトをその組織や平面の隆起具合について指摘した。また、マルテンサイト温度については $M_S \gamma \rightarrow \alpha$, $M_S \gamma \rightarrow \epsilon$, $M_S \epsilon \rightarrow \alpha$

の3つについて測定した。

(2) Fe-Cr-Ni 3 元素の状態図の濃度-温度断面には三重点が存在し、この点に3つの変態線 γ/α , γ/ϵ , ϵ/α が交わる。また、特性-濃度曲線では、三重点においてたとえば密度、飽和磁化などにかんがりの変化がみられ、組織の成長も不連続的に変化する。

(3) $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 変態をした後には α_2 マルテンサイトが微細に形成される。これはオーステナイトの正八面体の面内に Widmanstätten 状に位置している。

(4) Cr-Ni 鋼のマルテンサイト変態図はマンガン鋼のそれとよく一致している。

(5) Fe に $1/3$ (2% Cr + 1% Ni) を添加すると A_1 温度に対して 1% Mn を添加するのと全く同一の効果を示す。この効果はその金属の原子の最外殻電子数によつて生ずる。

(6) Cr-Ni 鋼のマルテンサイト変態挙動は高压下の純鉄のそれに似ている。また純鉄に対して静水圧をかけることは、Mn, Ru, Ir, Co または Cr と Ni を 2 : 1 に添加することと等価である。(中村皓一)

化学工業用の新しい鋼

(J. O. EDSTRÖM and B. SHÖLD: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 7, p. 954~962)

1968年9月にバーミンガム大学で開かれた“ステンレス鋼”に関する集会に報告されたもので、その proceedings からの再録である。多くの化学工業に用いられる新しい ELC (極低炭素) ステンレス鋼について紹介している。

パルプ工業では熱交換器の管にこれまでは AISI 304 および 316 系が用いられ、短期間に応力腐食割れが起こっていたが、これに新しいフェライト-オーステナイト系の鋼 (0.03_{max} C, 18.5 Cr, 4.7 Ni, 2.7 Mo, 1.6 Si) が用いられる。

肥料工業の尿素生産工程では耐食性が大きく強い構造材料が要求されるが、これらは ELC 鋼の特徴である溶接性および冷間成形性をも与えてくれる。N を合金させた鋼 (0.03_{max} C, 18.5 Cr, 11.0 Ni, 0.18 N, および 0.03_{max} C, 17.0 Cr, 13.6 Ni, 2.8 Mo, 0.18 N) により満足させられる。N の添加により、これらの鋼は安定化処理をしたオーステナイト鋼、またはそれ以上の強さをもたらす。燐鉱石を硫酸と反応させて、燐酸と副産物としての弗酸を得る場合、このようなはげしい腐食性条件下で、Mo, Cu を加えた新しいステンレス鋼 (0.02_{max} C, 19.5 Cr, 25.0 Ni, 4.5 Mo, 1.5 Cu) は標準型耐酸鋼よりはるかに高い抵抗を示す。

石油化学工業の改質工程の多くの部分に (0.04C, 21 Cr, 31Ni) の Ni 合金を用いると、酸化と炭化に対する抵抗、高温での強さと靱性、および溶接性などの点ですぐれた結果を与えてくれる。

化学工業の多くの工程で、海水を冷却剤として凝縮器に通じるが、この際標準型のステンレス鋼の使用は点食を起こす。これに対する抵抗を与えるためには Mo 含有量を極めて高くした (0.02_{max} C, 17.5 Cr, 24.0 Ni, 4.7 Mo) 鋼を用いる。

原子力工業においては、強度が大きく応力腐食や全面腐食に耐えるもの、耐硫酸性のもの、濃硝酸に耐えるもの

など多くの要求が出されるが、これらの新鋼種のあるものはそれぞれの要求を満足しうる。(鈴木正敏)

熱間圧延における鉄中の珪酸塩の挙動

(J. A. CHARLES and I. UCHIYAMA: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 7, p. 979~883)

本報告は熱間圧延中に、介在した珪酸塩の挙動について述べられたものであり、今回はその予備研究として報告されている。

真空溶解で造った純鉄 (C : 0.01%, Mn, Si, S : 0.005%, P : 0.003%, O₂ : 0.02%) から $3/4$ " を一辺とする立方体の試片を切り出し、試片中央に穴径 0.030" 穴間距離 0.02~0.03" として 1~3 コの穴をあけ、特殊装置により穴にスラグを吸い上げることによつて珪酸塩を含ませたものである。試片の圧延はロール径 8" の 2-Hi ミルで行ない、圧延温度は 700°C~1250°C の範囲で 7 段階に分け、それぞれの温度における圧下率を 30%, 60%, 80%, 90% として圧延されたサンプルを光学顕微鏡によつて観察した。圧延前の試片による顕微鏡組織は目標とした単相ではなく、FeO に富んだ別の薄い相によつて囲まれており、これは試片にスラグを導入する前にできたものと推定される。1250°C で圧延されたサンプルでは、介在物はフィラメント状となり紐状に伸びている。すなわち圧延温度が高いと介在物は流動性を持つ。また 80% 以上の圧下率では形切目状が発生し終局的にはいくつかの薄片に分裂する。また、仮に 2 つまたはそれ以上の介在物がサンプルの厚み方向に密集して存在するならば、おのおのの介在物は分裂する前に高温圧延中に混合してしまうであろう。また比較的低い圧延温度では混合物は脆性と靱性の両方を示す。

温度条件あるいは組成の違いによる変形などの下で、混合物の結合、破壊、および分散などの現象の研究に対し、本報告は一つの指針を与えるであろう。またマトリックスの硬さに対する混合物の影響、混合物の大きさ、形の違いおよびその変形度合、マトリックス欠陥の偶然性などの研究は現在進行中である。(宮本章)

鋼の弾性諸性質

(E. H. F. DATE: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 7, p. 988~991)

鋼の弾性係数は他の物理的な性質とともに、設計技術者にとっては重要な要素であり、近年これをより正確に知ることが必要化してきたのに伴つて、その決定方法も向上してきた。本報告は最新の電子技術、すなわち高周波共鳴法を用いて、 $E = 4\rho l^2 f_L^2$ (ρ : 密度, l : 自由距離, f_L : 長さ方向の共鳴数) および $G = 4\rho l^2 f_T^2$ (f_T : ねじり方向の共鳴数) の二式より、ヤング率 E , ねじり係数 G を求めたものである。この方法によれば、ヤング率とねじり係数を高温において同時に決定することが可能である。

供試材は炭素鋼、合金鋼、2, 5, 8, 12% Cr 鋼、オーステナイト鋼で、いずれも約 800°C~1050°C の間の温度で溶体化処理したものを用いている。

実験はこれらの試料に対して、20, 100, 200, 300, 300, 400, 500, 600°C の各温度における E , G を測定し、さらにこの値を利用して、ポアソン比や体積弾性係数を計算した。

フェライト鋼とオーステナイト鋼の E , G の値の相違は明らかであつたが、さらに Cr 添加による効果も顕著であり、添加量が多いほど E , G の値も増してきて、同一温度下ではほぼ直線的関係を示している。また、 E , G の値は温度上昇とともに減少している。

E , G から計算したポアソン比、体積弾性係数は、厳密には試料が等方性のときにのみ根拠をもつが、個々の結晶粒の弾性諸性質は等方性を持たなくても、弾性定数間には準等方的関係があるはずであり、実際にポアソン比を他の方法で決定してみたところ、いくつかの試料については成立つことがわかつた。(中村皓一)

オーステナイト系ステンレス鋼の強度について

(K. J. IRVINE et al.: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 7, p. 1017~1028)

オーステナイト鋼の引張特性に及ぼす合金元素の効果を検討するため、C (0.006~0.11%), Cr (16~25%), Ni (8~25%), Mo (0~4%), V (0~4%), W (0~4%), Al (0~2%), Si (0.3~4%), Mn (1~8%), Cu (0~2%), Co (0~8) の種類の鋼について試験を行なつた。

0.2% 耐力はオーステナイト粒度 δ とフェライト量に依存し、浸入型固溶元素の固溶強化は置換型固溶元素より大きく、フェライト生成元素は耐力や引張強さに重要な効果を示す。耐力と組織と組成の関係を示す式として $0.2\% P. S = 4.1 + 32 (N\%) + 23 (C\%) + 1.3 (Si\%) + 0.24 (Cr\%) + 0.94 (Mo\%) + 1.2 (V\%) + 0.29 (W\%) + 2.6 (Nb\%) + 1.7 (Ti\%) + 0.82 (Al\%) + 0.16 (\delta\%) + 0.46 (d^{-1/2})$ を得た。不安定なオーステナイト鋼ではマルテンサイトは耐力を増す。安定なオーステナイト鋼の引張強さは双晶頻度に依存し、固溶体強化、 δ フェライトの効果は耐力の場合と同様である。安定なオーステナイト鋼の引張強さは、 $T. S(\gamma) = 29 + 35 (C\%) + 55 (N\%) + 2.4 (Si\%) - 0.01 (Ni\%) + 1.2 (Mo\%) + 5.0 (Nb\%) + 3.0 (Ti\%) + 1.2 (Al\%) + 0.14 (\delta\%) + 0.82 (t^{-1/2})$ から、マルテンサイトを含むオーステナイト鋼の引張強さは、 $TS (\gamma + \alpha) = TS (\gamma) + 12 + 0.82 (\text{マルテンサイト}\%)$ から得られる。このような回帰式を用いると鍛造用鋼の性質を説明することができる。Nb, Ti のような強力な窒化物生成元素が存在する場合を除いて N は強力な強化元素であることが知れる。

(山田武海)

丸棒および板材の油冷および空冷における冷却過程の電子計算機による計算

(F. HENGERER et al.: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 12 p. 641~654)

大きな材料を焼入れたときの、材料内部の各位置における冷却過程を知ることはいろいろな理由から重要であり、簡単な形状のものについては比較的多くの冷却曲線が報告されている。しかし測定結果にはかなりのバラツキがあり、測定には費用を要するので今後多くの報告を期待することは困難である。そこで考えられるのが数学的な計算である。従来から簡単な形状のものについては計算が行なわれているが、計算の複雑化をさけるためにかなりの仮定が設けられているので、中心部の冷却曲線は比較的信頼できるが表面部についてはかなりの誤差が

伴う。

本研究では 34CrNiMo 6 鋼を用いて直径 100~2000 mm の丸棒および板厚の材板 50~1600 mm を油冷および空冷したときの、材料内部の各位置における冷却過程を電子計算機によつて計算した。計算に必要な熱的因子(熱伝導度、比熱、密度、変態熱、熱伝達率)の値を文献および実験結果から求めた後に、著者のところで開発したプログラムを用いてデジタル計算機によつて計算した。そして文献による実際の測定結果と比較した。

まず丸棒について、油冷の場合の実測結果にはかなりのバラツキがあるが、計算による冷却曲線は実測冷却曲線とよい一致を示した。空冷の場合には、直径約 300 mm 以下では計算冷却曲線は実測冷却曲線からやや大きくずれたが、これ以上の大きさではよく一致した。板状の材料については実測結果が報告されていないので直接の比較はできないが、板の中心部における 800~200°C 間の冷却に要する時間が同一寸法の丸棒の約 2 倍であることから、板材の油冷および空冷における計算冷却曲線も十分信頼できると考えられる。

さらにいろいろな直径あるいは板厚の丸棒あるいは板を油冷および空冷したときの中心部における冷却過程と同一の冷却過程を小試験片 (12×12×60 mm³) でうため冷却条件を示した。(中島宏興)

中炭素鋼における窒化アルミニウムの分布

(J. WYSZKOWSKI et al.: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 14, p. 768~772)

フェライト結晶粒界と、パーライト結晶粒における AIN の分布に関する研究は少ない。そこで本論文ではこれについて電顕観察によつて検討を加えた。供試材は C 0.37~0.49%, Al 0.014~0.187%, N 0.0046% ~ 0.011% の普通鋼 7 種で、そのうちの 1 種は市販材そして残りの 6 種は実験室的に溶製したものである。これらを熱間引抜により棒状の試片とした。1260~1300°C の温度で AIN をオーステナイトに固溶させて、試片の一部は AC1 点以下の温度で焼鈍し、別のものは種々の加熱速度で AC3 点以上の温度で焼鈍した。これらの試料を電顕で観察して AIN の分布におよぼす熱処理の影響を調べた。熱延状態においても一部の試料では結晶性の析出物がみられ熱処理を行なうと全試料に類似の形状のより小さな析出物が観察された。これらの析出物は電子線回折によつて AIN であることが確認された。

AIN を規則的に分散させるためにはまず 450°C×24hr つづいて 500°C×48hr さらに 700°C×4hr 焼鈍すればよい。これによつて AIN の大部分はある線に沿つて分散する。これは 450°C および 500°C における長時間の焼鈍によつてポリゴン化が起こり、この場所への Al および N 原子の拡散によつて AIN の析出が起こるためである。(Almet) · (Ntotal) の積が最も低い試料では 900~940°C に急速に加熱することによつてその前のオーステナイト粒界に AIN のあらい析出物がみられたがその他の試料では AC3 点以上で焼鈍してその後空冷すると AIN は不規則な分布となつた。この窒化物の一部は網目状あるいはフェライトまたはパーライト中の微小領域を包むような形で規則的に配列していた。しかしこの AIN の網目状の規則配列はその前のオーステナ

イト粒界と何の関係もなかった。そして一般に熱間で変形しやすい鋼種では AIN の分布は不規則となる。また AIN の析出物が網目状、鎖状あるいは比較的均一な直線状になつてみられたことは AIN 原子と原子が小傾角結晶粒界の方向へ容易に拡散してゆくことを示すものである。(渡辺忠雄)

珪素-鉄合金における降伏の開始

(D. W. MOON and T. VREELAND: Acta Met., 17 (1969) 8, p. 989~996)

Hahn の理論によつて降伏おくれ時間の応力と温度依存性が明らかにされている。しかしこの理論は多結晶体の不均質性を考慮にいれておらず、また粒径の増大による降伏点での応力低下の消失を説明できないなど完全なものではない。この論文では Si-鉄多結晶合金の降伏おくれ時間を測定して、転位動力学的な考察を試みた。

試料は多結晶の 3%Si 鉄合金で 50% の冷間圧延後、700°C×60min の再結晶処理を行なつた。平均粒径は 25 μ で転位密度は $10^6 \sim 10^7 \text{cm}^{-2}$ である。

この試料について一定の歪速度で引張試験を行ない、静的な応力-歪曲線を求めた。また降伏おくれ時間をきめるため一定応力を急激に加えるパルス試験を行なつた。試験温度はいずれも常温 (24°C) である。クロスヘッド速度 0.25~0.50mm/min で行なつた静的試験での降伏前の塑性微小歪は $44 \sim 280 \times 10^{-6}$ であつた。パルス試験を 50.05~52.22kg/mm² の応力範囲で行ない、おくれ時間として 0.010~0.263sec が得られた。この値は理想的な方位をもつた結晶粒を転位が横切る時間 (計算値) の $10^3 \sim 10^4$ 倍である。このことは降伏時にすべての結晶粒内で同時に迂りが進行することはないことを示している。よつておくれ時間は降伏領域が試料のある部分で厚さ方向に拡がるに要する時間であるというモデルを作つて、降伏おくれ現象を詳細に検討した。降伏おくれ時間 (t_D) は、最低のシュミット因子 (S) をもつ結晶粒で迂りが起こる時間によつて支配されるとすると $t_D = (\tau_0/ms)^n d^2/h \cdot \sigma^{-n}$ で与えられる。ここで m : 応力集中係数, d : 結晶粒直径, h : 迂り帯の間隔, σ : 加えられた引張応力である。 t_D の実験値を入れて計算すると $ms = 0.390 \sim 0.443$ となる。これは妥当な値であるこのモデルは真の上降伏点や一定応力下での歪時間曲線を説明することができる。また 1) 臨界分解剪断応力以下では転位は移動しない 2) 降伏速度は動いている転位の速度に依存するという 2つの仮説を提案した。

(斧田一郎)

低炭素双晶マルテンサイトの焼もどし

(C. J. BARTON: Acta Met., 17 (1969) 8, p. 1085~1093)

高炭素マルテンサイトの焼もどしの第一段階では準安定な ϵ 炭化物が析出するが、低炭素マルテンサイトでは一般には ϵ 炭化物は析出しないと考えられている。しかしマルテンサイトの morphology が高炭素では双晶であるのに対し、低炭素では (高 Ni 鋼を除いて) ラスであるので ϵ 炭化物の析出の有無が炭素量によるのか、あるいはマルテンサイトの morphology によるのかは不明である。

それで本実験ではそれを明らかにするために、0.1%

C, 28% Ni 組成の低炭素双晶マルテンサイトを用いて焼もどしの第 1 段階 (100°, 150°C 階焼もどし) を透過電顕で調べ以下の結果を得た。

電顕で析出物が同定されるのは 100°C×48hr 以降でこの析出物は JACK らの方位関係を持つた rod 状の ϵ 炭化物であつた。 ϵ 炭化物はマルテンサイト板内の双晶領域でも、また双晶のない領域でも観察された。前者の場合、 ϵ 炭化物は双晶-マトリクス界面に析出し、双晶を垂直に横切つて存在しているが、後者の場合は $\langle 100 \rangle_\alpha$ 方向に平行に、いくつかの rod がグループをなして析出している。

150°C×48hr の焼もどし後は、 ϵ 炭化物として指数付けできない粒子が存在しその回折パターンはセメントイトとして解析できるが、焼もどし温度が低いことや、この種の回折法では Hägg 炭化物との区別がつかないことを考えると Hägg 炭化物であるかもしれない。

以上のことから炭素マルテンサイトの焼もどし特性は炭素量のみによるよりもマルテンサイトの morphology に、より直接的に関係しているものと思われる。

(舘茂則)

12%Cr-Co-Mo 鋼の析出の研究

(D. J. DYSON and S. R. KEOWN: Acta Met., 17 (1969) 8, p. 1095~1107)

これまでに Co, Mn を多量に含む 12%Cr ステンレスマルエージ鋼は Laves 相, Chi 相, あるいは Fe₃Co 規則格子相の析出により硬化することが報告されているが、これらの研究では析出物はすべて多結晶体の電子線、あるいは X 線回折による同定である。それで本実験では単結晶の回折パターンが得られる制限視野回折法を用いて、12%Cr-6%Mo-10%Co-0.1%C 鋼の時効硬化に対応する析出相の特性を調べた。抽出残査の X 線回折、蛍光 X 線分析、EPMA 分析も合わせて行なつた。得られた結果は次のようである。

(1) 時効硬化は非常に短時間 (6000°C では 10min) でピークに達するが、過時効軟化は遅い。過時効状態になるまでは電顕組織の変化は観察されず、また回折パターンにも析出前段階やゾーンの形成を示すようなものは得られなかつたが、過時効状態では R 相と M₂X 炭化物が同定された。M₂X は高温での時効で M₆C に変化する。R 相の粒径と硬さの間には直線関係が成り立ち、本鋼の時効挙動は主として R 相の析出によるものと思われる。

(2) 回折パターンのステレオ解析の結果、R 相とフェライトの間には $(100)_R \sim // (3\bar{2}1)_F$, $(010)_R \sim // (21\bar{3})_F$, $(1\bar{1}0)_R \sim // (1\bar{3}2)_F$, $(001)_R \sim // (111)_F$ の方位関係が存在し、この関係によるとフェライトからの R 相の析出の際の原子移動はわずかで済むことが示される。これが本鋼種において R 相の析出が σ 相の析出より好都合である理由と思われる。

(3) R 相中には Fe, Cr, Mo は含まれているが Co はほとんど含まれていない。時効において、Co は核生成転位を安定化し析出に寄与すると同時に、マトリクス中の Co 濃度が高くなるためマトリクスの規則化などによる硬化もあるものと思われる。(舘茂則)

Fe-C 合金の歪速度感受性におよぼす炭素量、試験温度および歪速度の影響

(A. R. MARDER: Trans. AIME, 245 (1969) 6, p. 1337~1345)

超塑性材を得るための条件として 1) 加工温度/溶融温度が >0.5 , 2) 歪速度感受性係数 m ($d \log \sigma / d \log \dot{\epsilon}$, σ は応力, $\dot{\epsilon}$ は歪速度) が >0.3 , 3) 微細組織であることが従来あげられている。この研究は共析変態温度以下での鉄炭素合金の m 値におよぼす炭素量、組織および試験温度の影響をしらべ、超塑性の有無を確かめたものである。

試料は真空誘導溶解を行なった 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1.0% C の鉄合金で、熱間圧延後引張試験片を切り出し、760~927°C × 1 hr 水冷と 538~704°C × 1 hr 水冷の熱処理を行なって細かなフェライト地の中に炭化物が微細に分散した微粒組織を得た。引張試験はインストロン機により、引張速度 0.005~50 mm/min, 試験温度は主として 704°C でヘリウム中で行なった。

すべての試料は一樣に応力の歪速度依存性を示した。炭素量の増加にともないしだいにフェライトは等軸の組織になり、0.8% C 材では等軸で微細な組織が得られる。 m 値と C 量の関係をプロットすると 0.8% C 材の m 値が最も高く、0.35 を示した。 m 値が最大の試料では引張後空孔が均一に分布しており、 m 値の低い場合は空孔はくびれ部分に集中した。81% の伸びを示した 0.8% C 材のゲージ部分の組織をしらべると炭化物とフェライトの界面で空孔が生成しており、比較的転位の少ない等軸のフェライト粒からなっていた。フェライト粒径 (14~26 μ) と試験温度 (649~704°C) の影響を 0.8% C 材についてしらべた結果、 m 値は粒径の増加とともに直線的に減少し、また 704°C で最も高かった。最大の伸びは 0.8% C 材を 0.025 mm/min の速度、704°C で引張ったときに得られ、98% であった。本研究の鉄-炭素合金では炭化物とフェライトの界面での空孔生成のため超塑性に関連した大きな伸びは得られなかったが、適当な手段によつてフェライト粒 10 μ を以下に調整すれば $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ 域でも m 値を 0.4 以上とすることができよう。(斧田一郎)

マルテンサイト系強力鋼の低温靱性におよぼす合金元素の影響

(C. VISHNEVSKY and E. A. STEIGERWALD: Trans. Amer. Soc. Metals, 62 (1969) 2, p. 305~317)

本報告は、常温で 112~126 kg/mm² の降伏強さを有する 0.35% C, 3% Ni, Cr-Mo-V 系マルテンサイト鋼の切欠曲げ破壊靱性におよぼす各合金元素の影響を検討したものである。その場合、複合添加による相互作用については検討してなく、各元素単独添加の効果のみを調べた。また、破壊靱性値と降伏強さ、引張延性、加工硬化係数などとの関連性を解析した。

C, Mn, Si, Cr, Mo は切欠曲げ破壊靱性の遷移温度を高め、また一般に加工硬化係数を大きくし、靱性を低下する。Al は、脱酸と細粒化作用に必要とする以上の量を添加すると、遷移温度と靱性を若干劣化する。Ni は、1.26~6.23% の範囲内では、遷移温度を大きく下げ、そして低温での靱性を著しく改善する。多くの合金

系では、切欠曲げ遷移温度は、加工硬化係数が減少するとともに低下するのに対し、Ni はまったく逆の関係を示す。したがって、加工硬化係数が破壊靱性値に対し、本質的な影響をおよぼしているとは考えられない。

24°C での K_{IC} は破壊歪の真の値と直線関係にあるが、-196°C での K_{IC} は破壊歪量に依存しない。この現象は、破壊歪に根拠を置く臨界歪規準の概念は破壊がおもに延性破壊である場合のみ成立することを示唆している。

また、Hahn-Rosenfield モデル [$K_{IC} = (2/3 E Y \epsilon n^2)^{1/2}$, E : ヤング率, Y : 降伏強さ, ϵ : 真の破壊歪, n : 加工硬化係数] を用い引張試験のデータから K_{IC} を計算すると、広い温度範囲にわたつて実測値と大きくく違ふ。この結果は、強度が高くなりまた試験温度が低下するとともに非延性破壊の割合が増加し、そのため K_{IC} を計算するのに大きな誤差が生じることを示している。

(河部義邦)

フラクトグラフィーと破壊力学

(R. C. BATES and W. G. CLARK Jr.: Trans. Amer. Soc. Metals, 62 (1969) 2, p. 380~389)

構造用合金の破壊原点における応力状態を表わす破壊力学的パラメータと、フラクトグラフィーで観察される破面様相の関連性について研究した。

403型ステンレス鋼, PH 9-4-25鋼, ASTM, A533B 級低合金鋼, および Ti-6 Al-4 V 合金を用い、破壊靱性試験と疲労試験を行ない、破面を電子顕微鏡で観察した。破壊靱性試験片については、前疲労クラックと急速破断領域との境界に見られる "Stretched zone" にとくに注目して観察した。また疲労試験片については、破面の中心線にそつて数カ所を選び、切欠を底からの距離を測定して、それぞれ対応する応力強度因子 ΔK と $\Delta K/E$ を計算し、その場所におけるストリーションの間隔をレプリカ電顕観察によつて測定し、巨視的な割れ成長速度との関係を調べた。

破壊靱性試験においては、実験に用いたすべての合金の破壊開始点に "Stretched zone" が認められ、破壊に対する相対的靱性と関係づけることができた。すなわち破壊靱性値を K_Q , 降伏強さを σ_{YS} とすれば、

$$\text{ゾーンの幅 (インチ)} \div 8.5 \times 10^{-4} \left(\frac{K_Q}{\sigma_{YS}} \right)^{1.6}$$

で与えられる。

また疲労破面のストリーションの間隔は、主としてクラック先端付近のひずみの関数で、 $(\Delta K/E)$ なるパラメータと関係があり、

$$\text{ストリーションの間隔} \div 5.4 \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^{2.1}$$

で表わされる。試験片の寸法、試験温度、および組織のような因子は、それらがクラック先端付近のひずみに与える効果のみがストリーションの間隔に影響をおよぼす。そしてすくなくともある種の合金、たとえば低合金鋼, Ti 合金などには疲労クラックが伝播しない ΔK (または $\Delta K/E$) の限界値が存在する。これらの実験結果から、破面観察のみで破壊における応力状態を定量的に評価できることが示された。

(青木孝夫)

—熱 処 理—

C, Si, S を含む鉄基合金上に形成されるスケールの高温での付着力

(A. K. GHOSH and R. ROLLS: Iron Steel (U. K.), (1969) p. 151~157)

この研究はスケールの高温での付着力に関する鉄中の C, Si, S の個々の影響と集成的な影響を調べたものである。スケールの高温付着力を評価するのに熱間衝撃試験を行ない衝撃により剝離するスケール量から付着力を表わす指数を求めこれを用いた。サンプルは C (~ 0.1 wt% と 1 wt%), Si (~ 0.3 wt% と 3 wt%), S (~ 0.01 wt% と 0.1 wt%) を含む鉄基合金。酸化雰囲気は天然ガスあるいは都市ガスの燃焼組成で 70vol % N_2 , 20vol % H_2O , 10vol % CO_2 のものとこれに 5 vol % O_2 を加えたもの。酸化温度は 1050°C, 1250°C で酸素ポテンシャルの低い雰囲気と高い雰囲気にした。

酸化雰囲気では鉄中の C は CO , CO_2 となり生長するスケールを機械的に分裂させる。したがって C 量が多い鋼のスケールは付着力が弱い。Si は容易に酸化して SiO_2 となり FeO と強く反応して低融点のファイヤライト ($2FeO \cdot SiO_2$) を形成する。ヴィスタイトとファイヤライトの共晶点は 1170°C である。S は Fe 中に存在するときは熱力学的にみて酸化されることはなく FeS としてとどまる。 FeO と FeS の共晶は 920°C である。Si%, S% の高い合金はこのように液相を生じ液相が衝撃力をやわらげる作用をするためスケールは剝離しにくく強い付着力を示す。

スケール付着に関する C と S, C と Si の複合効果は対照的で C と S の場合も CO , CO_2 ガスの発生により気孔率を増大せしめるが C と Si の場合は C と S よりもつと強いガス発生があり最外殻のヘマタイト、マグネタイト層の割れ目から珪酸塩の一部が流出する。前者の場合強い付着力を示すがこれは本体の粒界に液が浸透するためと思われる。C% が高くないとき S と Si の複合効果は S, Si の単独効果から考えられるように強い付着力をもたらす。

(中島俊雄)

—物 理 冶 金—

100Cr6 鋼におけるカーバイド (Fe_2O) の形成挙動

(H. BORCHER and K. DOFFIN: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 6, p. 493~498)

本報告は 0.985% C, 1.36% Cr, 0.29% Si, 0.43% Mn, 0.023% P, 0.014% S を含む 100Cr 6 鋼について、 Fe_2C の形成、すなわち、マルテンサイトからの C の分離の過程を X 線を利用して追跡し、時間を変数とする法則としてまとめたものである。またほかに、従来の研究から得られた法則や電顕観察結果との比較を行なっている。

これに関連する実験としては、すでに焼入した鋼を短時間焼戻した後の ϵ -カーバイドについて、X 線を利用した研究がなされている。

試料は塩浴中で 1040°C $\times$ 30min オーステナイト化処理、特殊な硬性油中に室温 (20°C) で焼入れしたものをを用いた。

100, 150, 200°C の各温度について Fe_2C の成長を調べたが、その時間経過に対する法則は

$$f = \text{const} (t - t_0)^{n+1}$$

で示される。ここに、 $n = -0.86$, t_0 : 温度に依存する潜伏時間, f : 分離した C の割合, t : 経過時間, である。この式は O. KRISEMENT が、熱量測定実験から導いたマルテンサイトからの C の分離の時間則と一致している。なお、この時間則から計算して求めた f と実験から直接求めた f とにしばしば相違がみられたが、これは分離が進行するとそれが他の部分と作用を及ぼし合つて、相互に分離の進行を妨げあうことに起因すると思われる。また、H. K. GÖRLICH と H. GOOSSENS が ϵ -カーバイドについて抽出レプリカの電顕観察によつて得た結果と本実験による結果とにかなりの相違がみられたが、これは単に実験方法の違いによるものと思われる。

(中村皓一)

パーライト段階での変態中の Mn の平衡および交換反応におよぼす鋼中の Si の影響

(J. PHILIPP and W. KOCH: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 6, p. 513~517)

マルテンサイト段階の変態後の Fe-Mn-C 系の交換反応についての研究は従来からかなり行なわれてきたが、本報ではさらに別の合金元素、すなわち Si がパーライト段階後の交換反応に及ぼす影響を調べ、活量係数 f_{Mn}^{Si} の修正、平衡定数に関する考察などを行なっている。

供試材は (1) MnSi 1 (0.45% C, 2.2% Si, 4% Mn) と (2) MnSi 2 (0.5% C, 1.1% Si, 0.3 Mn) の 2 種類で、いずれも 950°C で 30min オーステナイト化した後、(1) については 600~675°C の間で、(2) については 600~700°C の間で 10min~1200hr までの 8 種類の加熱時間で恒温変態させたものである。

実験の内容はこれらの試料についての硬度測定、フェライトおよびカーバイド中の Fe, C, Mn, Si の分析、分配値 $W_{(a,k)}$, 平衡定数 $K_{(a,k)T}$, 自由エネルギー変化 ΔF などの測定である。

変態の時間を長くするとカーバイド中の Mn が増加するが、その分配値 $W_{(a,k)}$ は両対数表示を行なえば時間に対して直線的に上昇する。

平衡定数 $K_{(a,k)}$ はすでに得られている Si を含まない場合の値と異なっており、この差が Si の挙動による効果を示している。たとえば、約 2% Si のを含む MnSi 1 鋼ではフェライト中の Mn の活量が Si の働きを反映しており、また次式を利用して活量係数 f_{Mn}^{Si} を求めることができる。

$$\log f_{Mn}^{Si} = \log K_{(a,k)T}^{0\%Si} - \log K_{(a,k)T}^{2\%Si} = 0.094$$

すなわち、 $f_{Mn}^{Si} = 1.24$ となる。また $\log f_{Mn}^{Si}$ と Si 濃度とが直線的な比例関係をもつと仮定すれば、(1)(2) の 2 種の供試材をグラフアイト化させた試料に対しても上のような平衡に関する議論を適用できる。

(中村皓一)

脆性破壊のコットレル理論についての検討

(D. AURICH: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 7, p. 557~559)

A. H. COTTRELL によると延性から脆性への変化は次のような式により示される。

$$\sigma_y T_u = \sigma_B T_u = \frac{8\nu'G}{k_y T_u} D^{-1/2} \quad (1)$$

A. KOCHEDRÖRFER は $\sigma_y = f(T)$, $k_y = f(T)$ であるから、粒度に依存する脆性破壊温度を計算しうることを指摘した。KOCHEDRÖRFER らは計算による脆性破壊温度と実験値のよい一致を、W. DAHL らは計算値と実験値の間の相違を示した。DAHL らは実験式

$$\sigma_y T_u = \sigma_B T_u = \sigma_0 + kD^{-1/2} \quad (2)$$

を得たが、 σ_0 , k の物理的意味は明らかにしていない。COTTRELL はほとんどすべての転位が剪断変形により交又するすべり面(101), (10 $\bar{1}$)に集積し、 $\frac{a}{2} [\bar{1}\bar{1}1] +$

$\frac{a}{2} [111] \rightarrow a [001]$ に基づき、パーガースペクトル n_a の転位が生じ、それがクラックの核になると仮定した。A. N. STROH は COTTRELL のクラック発生機構は粒界や双晶粒界に転位が集積するときのみ可能であることを提案した。また $\sigma_B T_u \cdot n_a = 4\nu'$ なる近似式に J. D. ESH-

ELDY の式 $n = \frac{\sigma - \sigma_i}{2Gb} D$, PETCH の式 $\sigma_y - \sigma_i = k_y D^{-1/2}$, $b = a$ を導入すると式(1)と同様な結果が得られる。一方 COTTRELL や H. P. STÜWE は延性から脆性へ変化するときの割れの長さは $C = \frac{4\nu'G}{\pi(1-\mu)\sigma^2}$ であることを示した。 $C = D$, $\pi(1-\mu) \simeq 2$ であると仮定すると $\sigma_B T_u = \sqrt{\frac{2\nu'G}{D}}$ で、 $k = \sqrt{2\nu'G}$ とすると DAHL の結果と一致

する。また E. OROWAN も GRIFFITH の理論を導入して同様な結果を得た。

このように脆性破壊の結晶粒径依存性に対する k_y の効果は基礎的理論を変えることなしに無視することができ。 σ_0 はラセン転位と双晶に支配される組織と関連する応力であろうが、その物理的意味は明らかでない。

(山田武海)

321 型ステンレス鋼中の Y 相に関する金属組織学

(C. da CASA and V. B. NILESHWAR: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 7, 1003~1009)

Ti が S とかなりの親和力を持つことは、Ti を含む鋼中で硫化物を形成することから明白であり、321 型のステンレス鋼においても、Y 相または τ 相と呼ばれる硫化物の相が存在することが知られているが、この相の詳細については不明な点が多い。本論文は光学顕微鏡、電子顕微鏡、X 線および電子線回折などを利用した Y 相に関する金属組織学的研究について報告したものである。

試料としては、1200°C で 1 hr 溶体化処理後水焼入れし、750°C で最高 500hr まで時効した 321 型ステンレス鋼を用いた。

321 型ステンレス鋼中の Y 相の分布は、連鎖状および結晶粒界に沿った板状の 2 種類があり、板状のものは非常に薄く、304 型にみられる $M_{23}C_6$ に似たものであ

る。

Y 相の安定性については、試料を 1200°C~1350°C の相の各温度で 1 または 6 hr 熱処理し、水焼入れして組織観察を行なったが、Y 相は 1350°C で 6 hr 熱処理しても安定であることがわかった。S また含有量を 0.002~0.028% の範囲で変化させて、その影響を調べたところ、結晶粒界の板状 Y 相の量は S 含有量が少ないほど減少し、さらに 0.002% S では連鎖状 Y 相は全く見られなくなった。

Y 相の構造については次の結論を得た。

(1) $a = 3.20 \text{ \AA}$, $c = 11.2 \pm 1 \text{ \AA}$ の六方晶の単位胞をもち、これは GEMILL らの説と一致する。

(2) 60% Ti-2.9% S-11% C の組成をもつチタン炭硫化物である。

(3) 一般のステンレス鋼程度の S 量では Ti が安定剤として有効なのは、安定な Y 相では C が Ti と S 結合しているからである。(中村皓一)

288°K における純鉄の低降伏応力におよぼす粒度と歪速度の影響

(J. HARDING: Acta Met., 17 (1969) 8, p. 949~958)

降伏現象の研究は従来、Hall-Petch の式 $\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2}$ における σ_i , k_y の解析を通じて行なわれているが、とくに問題となるのはそれらの温度、歪速度依存性である。 σ_i は構造依存の項 σ_i' と温度依存の項 σ^* あるいは $\tau^* = \frac{1}{2}(\sigma_i - \sigma_i')$ にわけて考えられ、また活性

化体積 V , 活性化エンタルピー H などが検討されるが、これらは従来、歪速度よりも主に温度をかえた測定から検討されている。本研究は、温度は室温一定とし歪速度を $10^{-4} \text{ S}^{-1} \sim 10^3 \text{ S}^{-1}$ と大幅にかえておこない、従来の結果と比較検討した。

歪速度を変えるには、 $10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ S}^{-1}$ はインストロン型、 $0.2 \text{ S}^{-1} \sim 100 \text{ S}^{-1}$ は水圧方式、 $500 \text{ S}^{-1} \sim 2500 \text{ S}^{-1}$ は衝撃式の引張でおこなった。0.004% C の純鉄を用い種々の粒度の試料を作成した。歪速度の変化にともなう $\sigma_y \sim d^{-1/2}$ の関係を図示して、 k_y の歪速度依存性を調べたところ、歪速度依存性は認められなかった。数値も $0.76 \sim 0.87 \text{ MNm}^{-3/2}$ で従来の文献値と一致している。降伏の伝播機構として、こり帯端部での応力集中によるくぎずけ転位の解放によつて降伏の伝播が行なわれ、 k_y はその応力集中を示すとする説と、粒界近傍での新しい転位の生成によるとする説があるが、前者の場合、 k_y は温度、歪速度に大きく依存するはずであり、本研究の結果は前者を否定し、後者を支持するものである。 τ^* は、歪速度 $10^{-4} \text{ S}^{-1} \sim 2350 \text{ S}^{-1}$ の変化に対し $0 \sim 200 \text{ MN/m}^2$ まで変化した。 σ_i' は約 7 MN/m^2 であった。 V と τ^* の関係は、COMRAD の結果とよく一致した。温度をかえることにより求めた COMRAD の結果と歪速度をかえることにより求めた本研究結果が一致したことは重要である。 $\tau^* > 150 \text{ MN/m}^2$ の高応力では、 V は応力に依存せず、 $12b^3$ の一定値となつた。 H は σ^* と温度の関係が不明なため正確な計算値ではないが、DONRAD らの値よりもやや高い値が得られた。(大内啓史)

合金鋼の物理冶金

(J. NUTTING: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 6, p. 872~893)

英国鉄鋼協会は 1969 年、創立 100 周年を迎え、その記念式典において、多数の権威が鉄鋼業および冶金学の種々の分野について基調講演を行なった。J. Iron Steel Inst. 207 巻 6 号はその記念特集号であつて、本論文はその一つである。

電子顕微鏡という新しい実験技術と転位論という概念が芽ばえたのはかなり古いが、この新しい技術と概念が相互に影響を与えたのは、1956 年の薄膜の透過電顕技術の発達を待たざるを得なかつた。合金鋼の物理冶金の分野においても、合金鋼の組織、この鋼における転位の性質、組織と性質の関連について、過去 10 年間におびただしい研究がなされた。この論文はこれらの研究にもとづいて、(1)フェライト(α)、オーステナイト(γ)、マルテンサイト(α')の組織と構造、性質、転位の形態、(2)過飽和固溶体(α , γ , α')からの浸入型および置換型元素の析出、(3)パーライト、ベイナイト、 α' 反応など γ の分解と変態生成物の機械的性質、(4) α' とベイナイトの焼もどし、などについて、転位の性状と溶質元素との相互作用、強度や延性と組織との関係、合金元素の役割りなどの観点から、主要の進歩と将来について概説した。

また変形と破壊機構に関しても、とくに塑性におよぼす転位の知識の増加や、走査型電子顕微鏡などの電顕技術の進歩によつて、最近では脆性破壊のみならず延性破壊やより複雑な疲れ、クリープ、応力腐食についてもよりよい説明を与えることができるようになった。これらの点や過熱や burning、焼もどし脆性についてもふれた。

(金尾正雄)

溶鉄中の酸素と硫黄の拡散係数

(R. L. McCARRON and G. R. BELTON: Trans. AIME, 245 (1969) 6, p. 1161~1166)

脱硫、脱酸反応の速度論に重要であるにもかかわらず溶鉄中の酸素と硫黄の拡散係数は、いまだに確定していない。ガス相から溶鉄中への吸収速度を研究する第 1 段階として、新しい方法でこれらの拡散係数を測定し、精度の高い結果を得たので報告する。溶鉄中の硫黄の拡散係数は、わずかに川合の値 $4.6 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sec}$ (1560°C) があるのみであり、酸素の場合は、KOSLOV らの $7.8 \times 10^{-3} \text{cm}^2/\text{sec}$ (1660°C) から KRYUK らの $1.22 \times 10^{-4} \text{cm}^2/\text{sec}$ (1550°C) まで数種の報告があるが、いずれの場合も精度は十分ではない。本研究では内径 3~4 mm、高さ 30~90mm のアルミナ管中に鉄を溶融し、内径 7 mm の反応管中に保持して、硫黄の場合 $\text{H}_2\text{S}/\text{H}_2$ ガスを 150 ml/min、酸素の場合 $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2\text{-Ar}$ 混合ガスを 200ml/min 流して、気相側の拡散律速を防止して実験を行なった。

実験結果は、1560°C で $D_0 = 2.3 (\pm 0.3) \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{sec}$, $D_s = 1.7 (\pm 0.2) \times 10^{-4} \text{cm}^2/\text{sec}$ であつた。本来、自己拡散係数は、活量勾配のない条件で測定されるものであるから、本実験結果は厳密には化学的拡散係数と呼ぶべきであるが、低濃度であることと、鉄中の酸素と硫黄が Henry 則に従うことから、この値はほぼ自己拡散

係数に一致すると考えられる。

同様の方法で溶融鋼中の酸素と硫黄の拡散係数を測定し、 $D_0 = 1.3 \times 10^{-4} \text{cm}^2/\text{sec}$, $D_s = 3.9 \times 10^{-4} \text{cm}^2/\text{sec}$ を得た。鉄、銅いずれの場合も D_s が大きい、これは拡散現象が密度の局部的変化に起因するとする Swalin-theory で説明される。また、非金属溶媒の溶液論を拡散して使用すると、溶解熱が負であるほど密度の局部的変化は小さく、したがつて拡散係数は小さくなるが、鉄の場合は 16Kcal、銅の場合は 11Kcal、酸素が硫黄より負の溶解熱をもっている。したがつて、得られた結果は稀薄溶液の拡散係数は、溶媒-溶質間の相互反応の強さに関係することを準定量的に示すものと考えられる。

付記に、実験で使った細管上部から鉄表面までの距離の影響を述べた。酸素の場合には影響がなく、硫黄の場合大きな影響を受けたがこれは理論と一致した。

(世良田勝彦)

1100°C におけるウスタイト中の Fe^{55} の拡散とウスタイト組成

(P. HEMBREE and J. B. WAGNER, Jr.: Trans. AIME, 245 (1969) 7, p. 1547~1552)

トレーサーとして Fe^{55} を用い、1100°C におけるウスタイト中の Fe の拡散係数を 6 種のウスタイト組成について測定した。ウスタイトは、純鉄薄板を CO-CO_2 ガスで目的の組成に酸化し、十分な加熱処理により均質化を行ない表面研磨による影響も取り除いた。トレーサーの付着は電着法を用いた。次に、一定時間拡散焼鈍を行ない、表面計数法により、拡散焼鈍前後の計数率変化を測定した。

拡散焼鈍開始前の計数率に対する、焼鈍後の計数率の比 F は、次のように与えられる。

$$F = e^{u^2 Dt} [1 - \text{erf}(u^2 Dt)^{1/2}]$$

ここで、 u は試料内部における放射線の吸収係数であり、 t は拡散焼鈍時間である。この式から拡散係数 D を求めると cation vacancy 濃度との間に、 $D = 3 \times 10^{-29} [V_{\text{Fe}}]$ なる直線関係が得られた。[V_{Fe}] は、 cm^3 中の vacancy の数を表わす。この関係式の係数は、簡単な vacancy 拡散機構にもとづいた計算値とほぼ一致した。

次に、ウスタイトの単一組成について 800°C で同じようなトレーサーによる測定を行なった。この場合、拡散係数が時間により変化することではなく、低温において、 $\text{H}_2\text{-H}_2\text{O}$ ガスを用いてウスタイト試料の均質化を行なったときに報告されているような、拡散焼鈍中の拡散が妨害される現象 (pinning) は観察されなかつた。これは $\text{H}_2\text{-H}_2\text{O}$ ガスによる均質化処理においてウスタイト表面に生成する針状ウスタイト結晶が、 CO-CO_2 ガスでは生成せず、 Fe^{55} の拡散が防げられなかつたためと考えられる。

(佐々木晃)

ハットフィールド・マンガン鋼における加工硬化挙動

(K. S. RAGHAVAN: Trans. AIME, 245 (1969) 7, 1569~1575)

高マンガン・ハットフィールド鋼の加工硬化の挙動を透過電顕法を用いて調べた。

実験材料は AISI 303 タイプの 18-8 ステンレスと 1.00~1.25% C, 11.5~13.5% Mn であつて、直径 0.56

cm, 長さ 0.94cm の円柱形にし, 1050°C で 30min 焼鈍後, 塩水中で急冷した. この試料はインストロン試験機で, 0.05cm/min の速度かつ種々の温度で圧縮した. 高温の場合は硝酸ナトリウムと硝酸カリウムの等量の混合物を用い, すべての荷重歪みの点は IBM 360-65 型コンピューターを用い真の応力歪み曲線に換算した. 常温で 57.4% 圧縮したものについて, 小さく円板状に切りとり, 電顕研究を行ない, 透過電顕試料とした.

電顕観察では加工初期に $1/6 a_0 \langle 112 \rangle$ 型の拡張した部分転位にはさまれた多くのリボン状積層欠陥がみられた.

変形が進むにつれ個々の積層欠陥の厚みが増し, その上にあらわれる固有のプリンズと電子回折の結果から, 双晶片が形成されることがわかった. これら双晶や積層欠陥はお互の, ならびに転位の運動の強い障壁となつて, 加工硬化を増大させる. ハットフィールド鋼の著しく高い加工硬化率は, 初めのオーステナイト地が双晶によつて連続的にだんだん小さな区域に細分割されることによると推論される. さらに結晶学的な解析を行なうと, オーステナイト母体から双晶へ移動する転位は, $b_1 = b_2 T + b_e T$ のように分解し, $b_e T$ のパーカース・ベクトルを持つ転位を双晶境界面に残していくことが推定される. このように界面転位を作るためのエネルギーが余分に必要となるため, 加工硬化が一層大きくなると考えられる. 今回の実験はこれまで行なわれた電顕観察結果と異なり, hcp 相 (ϵ 相) は観察されなかった.

(野北楷夫)

—そ の 他—

高電流アークの物性

(B. BOWMAN, G. R. JORDEN, and F. FITZGERAND:
J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 6, p. 798~805)

近年アーク炉は適切な操業方法, 有効な利用によつて生産性は向上したがアーク炉における電弧の詳しい知識を得ることは必要である. 1965 年 United Steel, Co. において電弧について種々の研究が行なわれた. この報告書はこの研究所で得られた結果を簡単に述べてある.

高電流アークの性質を調査するためストロボスコープを使用し “cold” “warm” “hot” の雰囲気での電弧の形状を調査した. その結果電極が陰極となつたときに発生する電弧は強硬なアーク柱となり陰極ジェットが発生した. 電極が陽極となつたときの電弧の形状は非常に入り組んだ広がりのあるアーク柱であり, 電流が零となつたときの電弧は消滅し発光した枝状のガス柱が発生した. オシロスコープを使用しアーク電流, 電圧を観察したが “cold” のときのアーク電流, 電圧の波形は変動しておりはつきりとした波形は認められなかったが “hot” のときははつきりとしたカーブが認められた. 電極先端の形状により電弧の発生位置, 電弧の形状は変化し数例をあげている. 操業されているアーク炉において電弧の安定性はスクラップの形状大きさ配合によつて左右される. 電極先端の損耗は, 電流を増加するにしたがつて大きくなるが電極先端の penning は小さくなる. また入力と同じで DC アークの場合の電極先端の損耗は電極が陽極のときと比べて電極が陰極となつたときのほうが少ない. (西川敏秀)