

抄 録

— 原 料 —

ペレットの微細構造と組成の特徴

(3. И. НЕКРАСОВ et al.: Stal, (1969) 12 p. 1065 1070)

ペレットの還元過程における挙動は、多くの点でその初期状態によつて規定される。著者らは、Krivorozhsk 中央鉄山選鉄コンビナート (I) と Sokolovsk-Sarbaisk 鉄山選鉄コンビナート (II) の商業自溶性ペレットならびに Krivorozhsk 産および Shavetsii 産鉄石からなる非自溶性ペレットについて、それらの焼成過程で起こる種々の物理—化学的プロセスによつてもたらされたペレットの組成および構造に関する研究、ならびにペレタイジング過程における介在物の影響に関する顕微組織による調査を行なつた。

ペレット I および II の化学組成は次のとおりであつた。

	Fetotal	FeO	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	CaO/SiO ₂
I	60.79	2.05	6.50	5.53	0.39	0.85
II	61.88	1.93	4.00	4.81	1.27	1.20

ペレットの鉱物学的組織ならびにその微細構造は、Nu-Zeiss および MIM-8M の顕微鏡を使用し、反射および透過法の両面から調査した。またペレットの substructure の調査にあつては、EF-4, 5 および 6 型の 3 種の電子顕微鏡を使用した。

調査の結果次のことが明らかになつた。1) ほとんどのペレットは表面から中心に向かつて、順に分散 hematite の subzone—再結晶 hematite の subzone—中間 zone—magnetite zone からなつている。しかし現在の焼成技術では、ペレットの構造ならびに相の均一性を保障することは困難である。2) ペレットの強度を保障するのは再結晶 hematite の subzone であるが、その zone の占める容積は最高の場合でも全体の約 30% の容積にすぎない。3) 再結晶プロセスの強化は magnetite の酸化中心の数が少ない場合に起こる。4) ペントナイトの存在は焼成過程における液相(ガラス質)の形成を促進する。アルミナの大部分はガラス質の組成となるが、残りの部分は他の相—hematite, calcium-ferrite, magnetite—に分布する。自溶性ペレットの magnetite と hematite の中に Ca の存在が認められた。(鈴木吉哉)

フォード自動車会社における高揮発粉炭ペレットの利用 (D. BOOTH et al.: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 12, p. 1003~1012)

Ford Mortor 会社所有の高揮発炭生産地である Kentucky の Pond Creek で、従来廃棄されていた微粉炭を石油ペレットとし回収する方法が開発されたので、冶金用コークスの原料炭としての価値を調査した。

最初に Ford 実験所で高揮発炭の一部を石炭ペレットで置換する試験を行なつた。石炭ペレットはコークスの物理性状に与える影響は少ないが、原料炭としての化学的および物理的性質が劣り、特にハンドリング中のペ

レットの粉化、および嵩密度の減少による生産性の低下の問題が挙げられた。

次に、ハンドリングを容易にするために、通常の高揮発炭と石炭ペレットを半々に混合して、実操業中のコークス炉で試験を行なつた。このときの原料炭配合割合は高揮発炭 59%、高揮発炭混合ペレット 20%、低揮発炭 21% である。この試験結果次のようなことがわかつた。

(1) ハンドリングの困難さと、ダスト発生の問題がある。(2) 通常程度の oil 添加では、嵩密度が減少し、1 基当たりの装入炭量は通常の 17.5 t より 1.18 t となつた。(3) コークスの化学性状は概ね良好であるがシャッターおよびタンブラー強度はわずかに低下した。

そこで、ハンドリング性の向上と嵩密度低下の防止をはかるため、微粉による吸湿効果を期待して、貯炭場に 3 カ月間放置した後に試験を行なつた。このときの原料炭配合割合は石炭ペレット 7% 配合の高揮発炭 75%、低揮発炭 25% である。試験結果は次のごとくである。

(1 貯) 炭することにより、ハンドリングの困難さが解消した。(2) 0.25 gals/t-coal の oil 添加で通常の高密度が得られた。(3) コークス灰分およびタンブラー強度 (+1 インチ%) は、それぞれ、基準期間で 8.08%、59.34% 試験期間で 8.20%、59.96% で共に高品質のコークスが得られた。

なお、これらの試験により、Pond Creek の石炭ペレットの価値が認められ、1969 年 7 月より実操業で用いられている。(田村 栄)

金属塊化物：製鋼用原料

(J. A. INNES and H. F. MELOUNY: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1437~1443)

現在の鉄鋼産業は、低コスト鉄鉱石とコークス原料炭に依存している。オーストラリアのような原料供給国で産業の将来計画をたてるための検討に際しては、日本のような既存の生産国との間の関係を考慮し、両者にできるだけ満足な方向をとりたい。この論文は Hamersley Iron 社の立場から検討されているが、ここで述べられる考えは他の同じ関係の国々にも適用されるであろう。

オーストラリアのような原料供給国では、経済成長を計るには、なんらかの加工産業を振興させることがのぞましいが既存の生産国に投じられた莫大な資金と必要な技術水準を鉄鋼産業に確保することに疑問があり、たとえてきたとしても競争的關係になる。鉄鋼産業の技術的・経済的動向から検討すると、鉄鉱石を予備還元して金属化し、Fe 90~95% の加工製品(ペレット、ブリケット、塊)を作ることがこの方策であるといえる。

それでは、この金属化原料のコストは long-t 当たりいくらまで許せるか。日本を便宜的基準にしてコストの推定計算を行なつている。(\$ US=460 円)

高炉の装入物富化のために、この金属化原料を平均 35% 装入した場合に 25% の増産を見込み、既設の高炉で使うときは 13352 円、新規計画高炉では 10235 円まで次に、高炉—LD 炉製鋼において混鉄率 70% で 15% を

スクラップ代替に使用すると、金属化原料のコストは13734円まで許せる。したがって製鋼原料に使用するのが有利であり、また製鋼時間の短縮などが期待できる。

コークス価格が高くなり、原子力などによる電力費の低下があると、(その可能性はある)電気炉製鋼が注目される。電力費が1.8円/kWhとなつたとして電気炉に85%の金属化原料を直接に装入した場合を計算すると、13694円までとなる。高品質鋼を要求するところでは、このような金属化原料がスクラップに十分太刀打ちでき(宮崎四郎)

—燃料および熱—

ポット型焼鈍炉におけるタイトコイル焼鈍時の保護ガスの流れについて

(V. TERZIĆ: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 24, p. 1339 ~1345)

冷延コイルの焼鈍に用いられるポット型炉ならびにベル型炉は一種の密封された熱交換器と考えられる。これらの炉における熱の交換はおもに輻射と対流によつて行なわれる。本実験はこれらの炉の熱効率を改善するために熱源からコイル入の対流による熱の伝達を調べた。熱の伝達の各工程での状況を把握するためにはまず保護ガスの流れを知ることが必要である。

実験にはポット型炉が用いられた。インナーカバーは高さ1050mm、内径900mmで、この内側で雰囲気ポットのデッキから吊り下げられた支持台の上にコイルが積まれる。ポットデッキの下にはファンがあり、保護ガスの循環を行なう。保護ガスの平均組成は $0.055 \text{ Nm}^3 \text{ CO}_2/\text{Nm}^3$, $0.065 \text{ Nm}^3 \text{ CO}/\text{Nm}^3$, $0.16 \text{ Nm}^3 \text{ H}_2/\text{Nm}^3$, $0.72 \text{ Nm}^3 \text{ N}_2/\text{Nm}^3$ である。実験に用いた鋼板は $0.08\% \text{ C}$, $0.05\% \text{ Si}$, $0.3\% \text{ Mn}$ なる組成の深絞り用鋼板で、その熱的性質は純鉄と類似している。

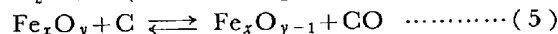
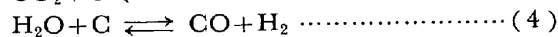
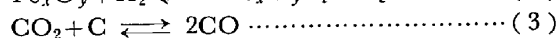
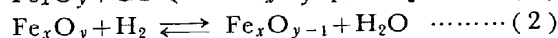
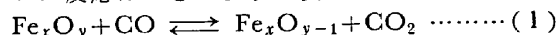
まず保護ガスの流れの方向を知るために毛糸を55mm間隔で固定した針金を保護ガスの通路に張つて、ガスの流れの状況を外から観察して写真にとつた。これによつてガスの流れの方向がわかり、ガスは通風路をらせん状に流れていることもわかつた。次に循環する保護ガスの速度と容量の測定には圧力を利用した計器が不適当であるので加熱線式風力計を採用した。この風力計は電気で加熱された白金メッキのタングステン線のまわりの保護ガスの対流による熱損失が流速の関数となることを利用したものである。この計器を用いてインナーカバー内の各部の流速と流量を $20^\circ\text{C} \sim 350^\circ\text{C}$ の範囲で測定した。さらに 800°C までの高温での流速は測定データを外挿することによつて求めた。流速、したがって流量は温度の上昇とともに減少する傾向にあり、これは測定位置のファンからの距離が大きいほど顕著であるベル型炉においてもこの保護ガスの流れの実験結果はコイルの積み方、コイル間隔ならびにファンによる送風条件が同じであれば適用できる。(渡辺忠雄)

—製 鉄—

シャフト反応についての考察

(A. MERTDOGAN: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 11, p. 929~932)

高炉内の反応は複雑であるが、これを簡略化することは有意義である。鉄鉱石の還元反応とコークスのソリューションロス反応はつぎのように表わすことができる。



これらの反応はガス組成を変化させるので、炉頂でのガス分析値によつて反応の進行を知ることができる。間接還元反応 IR は (1) および (2) で表わされるのに対して直接還元反応 DR は (5) によつて表わされる。直接還元反応は stack region では (1) と (3), あるいは (2) と (4) の組み合わせとして起こる。

高炉内の反応では化学量論的、熱的および反応速度に関する条件が同時に満足されなければならないので、IR と DR の割合を知ることは高炉操業上重要である。高炉での酸素、炭素および水素収支を図式化することによつて、炉頂ガス組成と IR と DR の関係が理解される。

IR/DR の計算式は炉頂ガス組成 (%) を用いて実用的な形に表現することができる。ガス分析計を装備しているのであれば IR/DR を求めるのに必要な図表などを用意して、溶鉄の Si, S, 温度などと同様に、IR/DR もプロットされるべきである。(浜田尚夫)

スラグ移動反応論の溶鉄脱離への応用

(H. J. LANGHAMMER et al.: Stahl u. Eisen, 89(1969) 21, p. 1137~1146)

2t 水平回転炉およびグラファイトルツボ中で、 CaO , Na_2O , SiO_2 , P_2O_5 スラグ-溶鉄間の脱硫実験を 1250°C の下におこない、溶鉄上のスラグ移動速度、組成の効果を半工業的、および実験室的規模で調査した。スラグ移動速度の低下により、反応速度は低下するが脱硫度は改善される。理論的に、移動スラグによる元素 X の反応度は、反応開始前 $(X)_0=0$ と仮定すれば $\omega = [X]_0/[X] = e^{\eta Y}$ と求められるが実測値との間には偏差が見られる。これはスラグの混合作用に起因するものと考えられ、反応性のないスラグの効果を考慮に入れて

$$\omega = (1 + \eta y_A') \cdot \left(\frac{1 + \eta y_A'}{1 + \eta y_E'} \right)^{Y - y_A'/y_A' - y_E'}$$

η : 元素 X のスラグ、メタル間分配比, y_A' , y_E' : 反応開始時および反応後の反応性のないスラグのメタルに対する相対比, Y : スラグ比

を得た。平衡時における脱硫率は

$$B = \frac{1.1\% \text{Na}_2\text{O} + \% \text{CaO} + 0.7\% \text{MgO}}{0.94\% \text{SiO}_2 + 0.18\% \text{Al}_2\text{O}_3 + 0.6\% \text{P}_2\text{O}_5}$$

からもわかるとおり、 SiO_2 存在下ではナトリウムシリケートの形成のため、 CaO の Na_2O への置換で若干増すのみであるが、 $36.5\% \text{SiO}_2 - 54\% \text{CaO} + \text{Na}_2\text{O}$ では $\text{CaO}/\text{Na}_2\text{O} + \text{CaO} \geq 0.25$ において、S の移動速度の低下が大となり 1250°C でのソーダスラグへの S 移動速度は通常の 1450°C 高炉スラグの 10 倍以上となる。木炭を添加すると、酸化雰囲気下のソーダスラグの脱硫を改善するが、コークス粉の場合は溶鉄への溶解が速く効果は薄いことが判明した。以上脱硫度は溶鉄上をスラグが S の移

動速度を阻害せぬ層厚で、またスラグ混合の効果を起こさぬ速度で移動することによって改善される。また脱硫速度の改善は (Na_2O) の増大、場合によっては木炭の添加によって可能となる。
(角田健夫)

一製 鋼一

酸素上吹による鉄精錬の際のガス相からの脱硫

(J. P. COEUR, H. SCHENCK, and E. STEINMETZ:
Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 11, p. 855~865)

鋼浴からの脱硫はスラグとガス相の両方から進行する。しかし、ガス相からの脱硫は報告も少なく、測定精度もよくないので、本実験では小型転炉を用い、その上に蓋をつけ、そこから廃ガス採取用の管によりガスを直接採取し化学分析、ガスクロマトグラフで分析した。実験には 350 kg の転炉と 10 kg の誘導炉を用い所定の組成の溶銑に酸素で吹精した。その際に石灰の装入は塊状の場合と粉状石灰をランスから吹込のと 2 種類で行ない、さらにスラグのない場合の脱硫効果も調べた。廃ガス中の S はガス状のものと塵塵と結合しているものがある。後者の場合はほとんどが硫酸塩の形になっており、さらにそのうちの大部分が鉄硫酸塩とカルシウム硫酸塩であった。ガス状の S は SiO_2 の形で存在している。しかし、廃ガス中の S はガスの冷却過程で SO_2 が塵塵と反応するので硫酸塩と SO_2 の比は常に一定にはならない。

石灰を 65 kg/t、 O_2 を 60 $\text{Nm}^3/\text{t pig}$ の条件で LD 法、LD-AC 法により精錬した結果、いずれの方法においても溶銑中の全 S に対し約 8% が廃ガスから脱硫された。これは脱硫された全 S に対し 15% に相当する。またスラグのない場合の精吹でもスラグによる脱硫がないにもかかわらずガス相からの脱硫が起こっている。LD 法の場合実際の気相の S の分圧は O_2 を 1 atm として計算した気相の S の値より約 10^4 ほど大きかった。したがって Fe 中の S と O_2 の反応による脱硫は計算値よりかなり多い。ガス相による脱硫速度は鋼中の S が多くなるに従い直線的に上昇する。ガス相からの脱硫は溶銑と O_2 の接触状況すなわちスラグの厚さ、 O_2 の吹精速度により著しく異なる。特に LD-Kaldo 法ではランスからの O_2 が十分に溶銑に達していないとガス脱硫に及ぼす影響は大きくなる。
(吉越英之)

塩基性酸素法のスクラップ予熱に関する操業、経費、品質への考察

(W. F. KEMNER: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969)
12, p. 1037~1012)

Alan Wood 社の BOF 工場は 140 t の転炉を 2 基有し、年間 125 万 t の生産能力を有する。製品は、40% が 0.1% C 以下の低炭素鋼、58% が 0.1~0.3% C の鋼である。転炉の操業は 1968 年 3 月にはじまったが、この 2 週間後には、従来使用していた平炉 9 基の操業を停止した。この工場の設備配置は既報した。18 ft の高炉 2 基で平均 1900 t/day の溶銑を供給しているが、溶銑-スクラップの比 72/28 で操業を行なうには、溶銑が不足する。このために、工場では、スクラップで溶銑の不足を補うために、天然ガスと酸素の予熱系統を設置している。溶銑を 60% にすることができれば 3 回多く吹錬す

ることが可能となる上に、溶銑の価格が、スクラップに比べて高く、漸次値上り気味であるため、溶銑をスクラップで代用することは経済的見地よりきわめて魅力のあることである。これらの予熱系統については既報で述べたが、今回は、この予熱系統を使用して、高スクラップで一年間操業した結果を報告する。操業成績にはガス流速、ランスの高さ、挿入状況など多くの要因が、影響を与えると考えられるが、それらはまた別に検討されなければならない。今回の検討では次の結果を得た。すなわち溶銑の供給側に限界があるとき、塩基性酸素法炉 (BOF) でスクラップ量を通常行なわれている 28% から 35% に増大させるためには予備加熱が必要である。この方法は、生産性を向上させるが、熱行程で平均 15 min の延長となる。また 35% から 40% までスクラップ量を増すには、さらに付加的な熱源を必要とする。このために SiC が使用されるが、SiC の使用は、スクラップと溶銑の価格の差を考えると約 1% のコスト高となる。現在のところでは、上方からランスを用いるガスバーナーでは、予熱時間は 10~15 min が許容限度である。これ以上長時間にわたると、約 10% の生産性の減少となる。40% スクラップの操業は、低スクラップ操業と同等の品質を保持するためにさらに努力が必要であるが、この問題は今後解決されるであろう。
(世良田勝彦)

鋼の真空脱硫におよぼす物理化学的因子

(O. J. M. KINSMAN et al.: J. Iron Steel Inst., 207
(1969) 11, p. 1463~1478)

真空脱酸に関する研究はこれまで数多く行なわれているが、まだ十分なものとはいえない。工業的規模における真空脱ガスによる溶鋼からの酸素の移動プロセスは非常に複雑であり、多くのパラメーターを含んでいる。これらのパラメーターはすでに KRAUS によつてある程度研究されているが、なお、実際のプロセスを完全に理解することは困難である。そこで本報では、今日までに知られている理論をまとめ、さらに実験事実と対応させて理論的検討を試みた。

真空脱酸における酸素の平衡値は非常に低いが、C-O 反応速度、溶鋼-耐火物表面反応による溶鋼の再酸化という 2 つの因子によつて実際の脱酸には限界がある。炭素による脱酸反応は化学反応、炭素、酸素の溶鋼表面への移動、一酸化炭素の溶鋼からの移動などのプロセスを含んでいる。これらのプロセスは、また、多くの研究がなされている。それらの研究をまとめると次のようなものになる。

1) 化学反応(均質反応、不均質反応)、2) 気相中の物質移動(真空脱酸においては律速過程とはならない。); 3) 静止溶鋼中の物質移動(境界層理論、Danckwerts の表面更新理論、Machlin の剛性流モデル、Kraus の自然対流モデル)、4) 非静止溶鋼中の物質移動(気泡生成の機構、気泡成長の機構)、5) 溶鋼-耐火物反応速度(シリカルツボマグネシアルツボ、アルミナルツボ)、これらの理論と実験事実との対応を行なつた結果、脱酸における律速過程は化学反応よりむしろ物質移動律速と考えるほうがよいと思われる。実際、単純な境界層理論、表面更新理論はかなりの成功を得ている。また Kraus の自然対流理論は気泡によつて、気相-固相界面が増加し、拡散距離が減少するような場合においても有効な理論で

あつた。

(山上 諄)

屑鉄からピレットへの連続製鋼

(A. S. ZELLE: Iron Steel Engr., 46 (1969) 11, p. 62~69)

従来アメリカで果たした屑鉄の歴史を述べるとともに現在における屑鉄工業の問題を指適している。近年は大量の屑鉄の連続製鋼が要求され、特に労働賃金の上昇に伴い装入原料として安い屑鉄が注目されている。

連続製鋼にはガスまたはオイルバーナーにより屑鉄を回転炉内で連続的に溶解する方法が実行されている。屑鉄の装入は回転炉の一方の口から行なわれ、溶解しながら他方の口へ移動し、必要に応じて溶解中に精錬および合金化が行なわれる。この方法は 20 t/hr までの溶解には経済的になりつつ。

一方電気炉により大量の屑鉄を 6 本の炭素電極で迅速に溶解する方法も行なわれている。6 本の電極は均等に 2 つの加熱帯に分けられており、ライニングの寿命も単時間に溶解されるので長くなる。出鋼された溶鋼は取鍋に移されるか、あるいは誘導炉へ入れられて最終精錬することもできる。誘導炉から出鋼された鋼はただちにピレット製造用の連続鑄造機のタンディッシュに流し込まれる。現在 35 t/hr の高電力電気炉で溶解が行なわれているが、溶および成分の調節は 75 min で完了し、tap to tap の時間は 90 min 以内である。溶鋼は取鍋に移され、二重ストランドの湾曲連続鑄造機のタンディッシュへ運ばれる。35 t の溶鋼を 6 inch×6 inch のピレットに鑄込むのに約 1 hr であつた。取鍋の運搬中も鑄込みが連続的に行なえるようにタンディッシュの容量を大きくしてある。さらにこの連続製鋼法で 1 年間に生産した 50 万 t のピレットの生産経費の明詳が示されている。

(吉越英之)

— 加 工 —

モリブデン二珪化物の圧粉および焼結

(F. FILTER et al.: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 11, p. 895~900)

熱の良導体として重要なモリブデン二珪化物について供用される粉末の粒子径が圧粉および焼結挙動に及ぼす影響について調べている。

使用した粉末は、約 63% Mo, 37% Si であり、またその粒子径は 0.5~70 μm である。

実験は、この粉末もまず 10kbar の圧力で冷間圧粉によつて圧粉体としてその性質を調べ、次にこの圧粉体を焼結して焼結体とし、最適の焼結条件を求めた。

圧粉体の密度と粉末の平均粒径および圧粉圧力との間には対数的な関係があり、圧粉圧力が大きいほど、また平均粒径が大きいほど、密度が高くなる。

圧粉体の焼結は、水素ガス中で圧力をかけずに行なつたが、平均的な粒径をもつ粉末 (5~15 μm) については 1700°C で 3 hr の焼結条件が最も高い焼結体密度を示した。したがつてこの粒度の粉末に対しては上記の焼結条件が最適であるといえる。あまり細かい粉末を使用した場合には、焼結体の密度が減少するが、これは異常相特に珪酸化物が出現することに起因するためである。

上記の焼結条件で得た最も密度の高い焼結体は、密度

の低い焼結体に比していろいろな長所をもち、弾性係数が高いのみならず、モリブデン二珪化物(プレスト)の低温酸化に対して強い抵抗力を有している。(中村皓一)

鋼の熱間圧延におけるスラブの温度変化の水モデルによるアナログ実験

(J. S. MILLER: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1444~1453)

圧延中のスラブの温度変化を知るためには、解析的な方法や数値的な方法などがあるが、かなりの困難をとまなう。ここでは、装置も簡単で取扱いの容易な水モデルによるアナログ実験で、鋼の熱間圧延中の温度変化を求めめる。

この方法の原理は、Fourier の伝熱の法則と Poiseuille の流体の法則とがアナログな関係にあることに基づいている。いまスラブの長手方向と幅方向の伝熱を無視すると、厚さ方向に、いくつかの蓄熱部とそれをつなぐ伝熱棒からなつていような伝熱モデルが考えられる。そしてこれを蓄熱部に相当する水柱管と、伝熱棒に相当する細管とからなる水モデルにおきかえることができ

る。なぜなら、伝熱モデルでは $\frac{\delta T}{\delta t} = \frac{1}{c\rho/k} \left(\frac{\delta^2 T}{\delta x^2} \right)$ が、水モデルでは $\frac{\delta h}{\delta t} = \frac{1}{AB} \left(\frac{\delta^2 h}{\delta x^2} \right)$ (T = 温度, k =

熱伝導係数, c = 比熱, ρ = 密度, h = 圧力差, A = 水柱管断面積, B = 細管の単位長さ当たりの流動抵抗, t = 時間, x = 距離) になり、水モデルの式で、 t , h , A , B のスケールを適当に選ぶことによつてスラブ内の厚さ方向の熱伝導のアナログ実験が可能となる。すなわち、水柱管内の水量は蓄熱部の熱容量に相当し、その高さは温度を表示している。細管の流動抵抗は伝熱棒中の熱流の抵抗に相当する。またスラブ表面から伝熱、輻射、対流で外部に熱が奪われるが、これは水モデルでは細管の一端から水を流出させることに相当し、流出細管の寸法と流出口の高さを調節して奪われる熱量にマッチさせることができる。

製作した水モデルの実験装置の基本構成は 6 本の水柱管 (10 φ×450 mm) と、それらをつなぐ細管 (1 φ×200 mm) からなり、ある時間の温度分布を凍結させるため各水柱管には同時に閉鎖するバルブがついている。

これを用い、4 段可逆圧延機による鋼の熱間圧延中の温度変化に対する一連のシュミレーションを行ない、実際にスラブの表面温度を測定した結果と比較したところ、定量的にも十分高い精度で一致することが確かめられた。(田頭 扶)

組織を調節することにより改善された深絞り性

(W. B. HUTCHINSON et al.: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1479~1483)

薄板成形加工は一般に絞りと引張りの組み合わせと考えられるだろう。引張り変形能は主に材料の加工硬化性に支配されるが深絞り性は造形の異方性による。異方性は結晶学的な方位選択あるいは圧延と焼鈍の大量生産工程で与えられる組織に基因する。

冷間圧延後等温焼鈍した低炭素リムド鋼薄板において粒成長期の組織について調べたが深絞り加工に適した強い組織が一次再結晶直後第二相の粒子を細かく分散させ

たとき得られた。脱炭によりこれらの粒子がなくなると粒の成長がおこり {111} を増し {100} を減じる二次再結晶現象がみられた。焼鈍前の最適冷間圧下率は 70~85%、平均歪比は 2.0 以上である。

こうしてつくられた薄板はアルミキルド鋼薄板の代用として良好な深絞り性が必要とされるところに用いることができる。さらに完全に脱炭すると簡単な珪酸被覆に適する製品が得られるかもしれない。

工業的規模ではほぼ 900°C で熱間圧延を終了し 550°C 以下まで噴霧水で冷却することによつて細かいパーライトの分散を得ることができる。脱炭はオープンコイル焼鈍炉で容易に行なえる。実験室の試験では温度をあげることにより焼鈍時間を短くできることがわかつた。

上記の方法で処理された薄板(リムド鋼)はアルミ脱炭鋼の薄板にみられる塑性歪比の値よりすぐれており、降伏点、引張り強さ、均一伸びはアルミキルド鋼品と比べて遜色はない。
(中島俊雄)

コールド・ストリップの表面仕上げにおよぼす酸洗・冷間圧延ならびにホットストリップ表面の影響

(P. FUNKE, Jr. and W. MIKULLA: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 24, p. 1333~1338)

コールドストリップの表面状態は酸洗、冷間圧延条件のほかにもホットストリップの表面の影響を受けるといわれているが、これに関する研究はあまりなされていない。著者らは酸洗、および最終スタンドに粗いロールを持つ4スタンドタンデムミルと滑らかな作動ロールを持つレパースミルを用いた2種の冷間圧延を通してホットストリップの表面粗さを追跡し、コールドストリップの表面状態への影響を調べた。

ホットストリップは板厚 2.0~3.0 mm、板幅 900 mm で、表面の粗さが 29~36 μ の粗いものと、6~11 μ の細かいものを用い、酸洗は硫酸 (96°C)、インヒビターを含む塩酸 (25°C) 溶液で行ない、さらに冷間圧延で板厚を 0.75~0.90 mm にした。また表面粗さは圧延方向とそれに直角方向に触針式を用いて測定した。

酸洗において、表面の粗さは酸の種類、ホットストリップの粗さの違いに関係なく、初期の 20 sec 浸漬まで増加し、その後一定になる。またスケールブレーカーで表面粗度は変化しないが、駆動ロールを用いると板幅方向で板の端より約 150 mm にある粗度の大きい部分が平滑均一化される。特にこの傾向は粗いホットストリップにおいて著しい。タンデムミルで圧延した後の表面にはホットストリップで見られる板幅方向の粗さの変動はなく、また最終スタンドのロールの胴長方向の粗さも均一であることから、ホットストリップの表面の影響は残らないと考えてよい。さらにレパースミルでも 30~40 μ と 10~15 μ の粗さの異なるストリップを圧延すると、20% 程度の加工度で粗さの違いはなくなり、80% では 2~8 μ の粗さになる。また圧延方向とそれに直角方向での加工度に対する粗度の違いは見られない。しかし粗深度に対する微深度の比(プロフィール比)は直角方向で加工度を増しても変わらないが、圧延方向では減少する傾向にある。
(小池一幸)

鋼線の引抜きにおける加工熱処理について

(H. BÜHLEY und K. RITTMANN: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 24, p. 1353~1356)

加工熱処理においては鋼をオーステナイトの状態で加工し、パーライトが中間段階組織への変態が開始する前に焼入れを行なつてマルテンサイト組織を得る。その場合加工は安定オーステナイトの領域および準安定オーステナイトの領域で行なうが、後者をさらに再結晶温度以上での加工とそれ以下 Ms 点以上での加工とに区別して考えることがある。本報告では炭素量の低い鋼線と中程度の量の炭素を含む鋼線の引抜きにおいて安定オーステナイト領域で加工熱処理を行ない、針金の機械的性質に及ぼす影響を検討した。

実験には C 15 鋼 (C : 0.12~0.18%, Si : 0.15~0.40%, Mn : 0.3~0.6%, P < 0.045%, S < 0.045%) と C 35 鋼 (C : 0.32~0.39%, Si : 0.15~0.40%, Mn : 0.5~0.8%, P < 0.045%, S < 0.045%) の針金(直径 5.1~5.85 mm)を使用した。引抜き加工は 800~1100°C で行ない、断面減少率は 5~35%、加熱時間は一律に 5 min とした。

加工熱処理したこれらの針金について引張試験を行ないその効果を調べた。そして引抜き加工における諸条件、すなわち断面減少率、ダイス角、加工温度さらに炭素濃度などの影響について次の結果を得た。

1) 引張強さは加工温度とともに増加した。これは加熱時間を一様にした結果、低温側では $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が完全には進行しなかつたためであると考えられる。

2) 900°C 以下で引張強さは加工度とともに増加した。1000°C 以上では加工度が約 20% で引張強さに最大が現われた (C 35 鋼, 1100°C で最高値 167 kg/mm²)。

3) ダイス角の影響は 900°C 以上で顕著となつた。通常よく用いられるダイス角 (12°~18°) が加工熱処理の場合にも適していると思われる。

4) C 35 鋼の針金を 200°C で 2 hr 焼戻すと伸びが著しく増加した。これは 400°C までの焼戻処理が耐力の増加に与える影響に関する従来の報告を確認した結果となつた。

5) 炭素濃度と強度との関係についても従来の文献と一致した結果を得た。すなわち加工熱処理後 C 35 鋼の針金の引張強さは C 15 鋼より大きくなつた。

(和田 仁)

冷間ピルガー圧延における圧延率、壁厚・管径の減少比、先進および孔型設計の鋼管の機械的性質に及ぼす影響 (W. DAHL et al.: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 24, p. 1357~1363)

冷間ピルガミルの性能、経済性を向上するうえで、先進率、加工度などを増加させることが望ましいが、材料の変形能の点からこれには限界がある。それゆえまず基礎的に、ピルガー圧延された管の機械的性質におよぼすこれら圧延条件の影響を、詳しく調べる必要がある。そこで本研究では、Cr-Ni 鋼など 5 種類の鋼を用い、孔型設計、圧延率、先進率を変えてピルガー圧延し、加工後のパイプの欠陥、硬度、内部応力などを測定して、これら圧延条件の影響を検討した。孔型設計は、直線状孔型と階段状孔型の 2 種とした。前者は、孔型の作業部の始め 380 mm で管径と壁厚が直線的に減少して最終寸法に達するもので、後者は 120 mm でただちに最終寸法に達するものである。なおロール径は 338 mm、素材の寸

法は 66 mm×5.5 mm で行なつた。これら 2 種の孔型ロールを用い、種々の圧延率で圧延し、壁厚減少率/管径減少率の値が 0~2.5 まで変化するようにし、その影響もしらべた。

硬度測定より、加工硬化過程については、全鋼種とも圧延率 50% までは急激に硬化し、以後なだらかになることがわかつた。最終硬度は、階段状孔型のほうがつねに低い値を示した。壁厚減少率と管径減少率の比の影響は、前者が増すと、やや抗張力の低い管が圧延される。管の内部応力は直線状孔型の場合、壁厚減少率/管径減少率=1 の点で顕著な最大値を示した。これに対し階段状孔型の場合、壁厚減少率が增加するにつれて単調に増加する。孔型の作業部分における内部応力の発生状況を調査した。内部応力は変形の開始時点でとくに高く、以後漸減し、とくに壁厚減少率が大きく先進率が小さい場合は大きく減少する。階段状孔型は、作業部の始めて大きな壁厚減少を与えるので内部応力は一般に小さい。45° 割れは、先進率が大きいとき、孔型の形状変化の激しい部分で発生し、ある材料は壁厚減少率/管径減少率=1 の点で発生した。内部応力がその原因と考えられる。(大内啓史)

一性 質一

リムド鋼の異常組織と熱処理

(W. DuBroff and C. H. Harrison: Blast Furn. Steel Pl., 57 (1969) 12, p. 997~1002)

圧延によつて小歪を与えられたリムド鋼の偏析バンド組織について研究を続けてきたが、この偏析バンドは、冷間加工時に大きな歪を与えられた場合の組織と類似しており、微細析出物の存在により焼準効果を弱化させることが明らかとなつた。

適当な熱処理により微細析出物は粗大化し、再結晶組織が形成されるが、これらの現象は偏析バンド中の硬さ変化から解析が可能であり、その形成のメカニズムを明示することができる。

供試サンプルは、あらかじめ加工歪を与えられたもので下表の 5 種類である。

Chemical analyses (in weight per cent).

Sample	C	Mn	Al	N	Si	S	P
No 1	0.035	0.31	0.006	0.003	0.003	0.014	0.009
2	0.043	0.34	0.006	0.003	0.003	0.015	0.009
3	0.060	0.40	0.005	0.002	0.001	0.019	0.011
4	0.052	0.35	0.006	0.002	0.003	0.017	0.009
5	0.048	0.37	0.005	0.003	0.003	0.015	0.009

それぞれ光学顕微鏡および電子顕微鏡にて組織観察を行なつたが、No 3 サンプルについては 1300°F~2500°F まで 100°F ごとに炉準 (2500°F については焼入も含む) し、顕微鏡観察と微小硬度計による硬さ測定を行なつた。偏析バンド中の析出物の分析は X 線回折法を用いた。以上の実験結果は次の通りである。

(1) 偏析バンド中には AlN , Al_2O_3 , $[(Mn_{0.93}Fe_{0.17})(Al_{1.96}Fe_{0.04})O_4]$, $[FeAl_2O_4]$ の異常集中が認められた。

(2) 偏析バンド中に冷間歪を与えられると微細な AlN の析出により焼準効果が弱化するものと考えられ

る。

(3) 焼準を行なうと温度の上昇とともにバンド中の硬さは減少するが、この現象は再結晶、結晶粒粗大化、および析出物の分解と相関性がある。

(4) 焼準時における異常組織の特徴は、アルミニウム富化域の周囲に Al_2O_3 複合化合物が形成する必然性を包含していることであり、このアルミニウム富化域は焼準後の圧延において凝集延伸される。

(花田裕司)

鑄鋼の耐久限に及ぼす粒界析出物の影響

(F. De Kazinczy: J. Iron Steel Inst, 207 (1969) 11, p. 1454~1456)

一般に鑄鋼においては炭化物や窒化物が粒界に析出し、その板状析出物に沿つて静的破壊が起こつたり、また引張試験の伸び断面減少率やシャルピー衝撃エネルギーが下がることある。ここではこれらの析出物が耐久限に及ぼす影響について調べた。

試料は 20 t の鑄物の内部から取り、950°C で焼ならしたものを引張試験疲労試験を行ない、破壊試片の破面を観察して破壊が始まっている欠陥の形や大きさを調べた。試料の成分は 0.22C, 0.48Si, 0.76Mn, 0.012P, 0.016S, 0.068Nb, 残り Fe である。

50% の破壊可能性をもつ耐久限は 16.5 kg/mm² であり、破壊が開始している欠陥はいずれの試験についても微細収縮孔であり、耐久限は収縮孔の形や大きさによつてかなりの影響を受けているが、Nb を含まない材料と比べて顕著な相違は見られない。すなわち、NbC の板状析出物が鑄鋼のオーステナイト粒界に析出してても耐久限には影響を及ぼさないことがわかつた。これは上に述べたようにすべての試験片において破壊が微細収縮孔から起こっていることに起因し、Nb を含むか否かには無関係であることが明らかになつた。

破壊クランクの伝播の仕方についても観察し、クラックは粒界の NbC を横切り、粒を通過しながら進行していることがわかつた。

(中村皓一)

0.14%C-3%Ni 鋼の高温酸化

(G. G. Brown and K. G. Wold: J. Iron Steel Inst, 207 (1969) 11, p. 1457~1462)

Ni 鋼や Fe-Ni 合金の高温酸化については多くの研究者が取扱っているが、ここでは主として温度と酸化雰囲気について調べている。

供試材は Common-wealth Steel Co. Ltd. の L 5 級の 3%Ni 肌焼鋼で、組成は 0.14C, 0.37Si, 0.64Mn, 0.022P, 0.020S, 3.18Ni, 0.14Cr, 0.025Mo その他である。

酸化処理は試料をまず純粋な窒素中で反応温度まで昇温してから、酸化雰囲気中を通して実施した。酸化温度としては、800, 900, 1000, 1100°C を、また酸化雰囲気としては、酸素および 75% H_2O -25% H_2 を採用した。

1100°C で酸化した場合は、内部に明らかに特殊な金属と酸化物の混合した層をもつ酸化物ができる。この層の厚さや性質は酸化雰囲気によつて変化するが、観察された金属の粒子は半連続的な金属の線状のものであつた。混合層は金属の内部酸化に伴うてできる気孔内の酸化物の分離によつて形成される。また、1100°C ででき

る層の性質が酸化雰囲気によつて異なるのは、内部へ酸素を輸送するガスによる気孔の安定度に差があるからと考えられる。さらに混合層中の金属の見かけの粒子径が時間とともに大きくなるが、これは酸化物の分離に伴う線状金属の密集や再結晶による。

温度の影響についていえば、比較的低温で酸化した場合、酸素中ではサビの中の金属粒子が合体しにくくなるが、75% H_2O -25% H_2 中では金属と酸化物の層が温度に関係なく形成される。(中村皓一)

鉄系材料中の水素の見かけの拡散に及ぼす非金属介在物の影響

(A. M. EVANS and E. C. PALLASON: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1484~1490)

本研究は酸化物や硫化物などの非金属介在物が水素との間に親和力をもつかどうかということ、水素の見かけの拡散度に対する空隙体積の影響、および水素脆性に及ぼす空隙やマンガン硫化物介在物の影響について知見を得るために行なわれたものである。

試料はそれぞれ SiO_2 , Al_2O_3 , $MnO \cdot SiO_2$, MnS 型の介在物を含む低炭素合金および純鉄であり、830°C で 1hr 真空脱ガスを行なつたのち、水素添加を施した。

実験は密度測定、引張試験などを行ない、これらの結果から介在物の影響について考察した。

鉄系材料中の微小空隙は水素の放出速度を遅らせ、また見かけの拡散度と微小空隙の体積との間には相関関係がある。実用材料では、水素の見かけの拡散度は微小空隙が介在物の量、型、熱的および機械的履歴によつて受ける影響の大きさにしたがつて変化する。

酸化物や硫化物などの非金属介在物は水素に対する親和力はないようであり、微小空隙発生の場合を提供するだけである。また、水素の放出過程の活性化エネルギーは 8.5~9.5 kcal/g·atom くらいである。

引張試験の結果から、塑性変形は空隙の体積の増加によつて進行し、ゆえに水素の移動度は試験中連続的に変化することがわかつた。したがつて、水素脆性はある特定の温度における微小空隙や劈開クラックの進行度に依存する複雑な関数として示される。(中村皓一)

ロックウェル硬度試験：試料の傾きの影響

(D. BASTIN and T. O. MULHEAVN: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1491~1493)

ロックウェルC硬度の試料の傾きに対する影響が調査された。試料は 0.5 in 厚で、硬度が均一であることが明らかな 2 本のバーから採られた。この組成は BS 970, En 31, En 27 のものである。試料は一定範囲の硬度を得るために焼入・焼戻された。また試料は平滑で、しかも平行にされ、微細な顕鏡微鏡の仕上げまで研磨された。試験には Wilson ロックウェル試験機が使われ、試料に傾斜を与えるために傾斜ブロックが使われた。傾斜は、2°, 4°, 6°, 8° が与えられた。

調査の結果、硬度の読みにはかなりのバラツキがあつた。このことより次の 2 つのことが明らかになつた。

(i) 傾きの増加に伴い、硬度が減少する。

(ii) 硬度の読みのバラツキは、傾きが増加するとともに増加する。

このバラツキの検討は Douglas による方法によつて処理された。これは回帰線を計算する方法で、バラツキ量

を評価する。これで計算された回帰線は硬度計の侵入深さに比例して侵入深さの誤差を表わしている。この傾斜 Ca の計算から、試料傾きと侵入深さの誤差間の関係を評価することができる。 R_0 を平滑な面における硬度の平均値 R_a をある傾きにおいて測定された個々の硬度の値とすると HRC の誤差% ($\Delta R\%$) は

$$\Delta R\% = \left(\frac{100}{R_0} - 1 \right) 100Ca \quad Ca = \frac{R_0 - R_a}{100 - R_0}$$

で表わされる。

ロックウェルC硬度の誤差はヴィッカーズのそれと比べて 4 倍の大きさになる。これはロックウェルC硬度の穴の径がヴィッカーズのものと比べて非常に大きいので MULKEAUN と SAMULELS がヴィッカーズ硬度の誤差について検討したものの他の因子が働くに違いない。その原因について図で詳細に説明してある。また材質の硬度が高くなるにつれ誤差の割合は少なくなるが、それでも傾きが 2° 以上になれば誤差が生じてくる。しかしながら傾きが 1° をこえなければ誤差は 5% を越えないだろう。(堀口義弘)

3%Ni-Cr-Mo-V 鋼のマルテンサイトとベイナイトのじん性

(D. P. EDWARDS: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1494~1502)

0.34% C, 0.19% Si, 0.21% Mn, 3.27% Ni, 1.62% Cr, 0.63% Mo, 0.15% V を含むローター材から切取つた試験片を、連続冷却、焼入れ、または恒温変態によつて広範囲に組織を変えたのち同一強度 (0.2% 耐力約 75 kg/mm²) に焼もどして破壊じん性を調べた。破壊じん性試験は、つかれ試験機によりあらかじめ鋭いクラックを入れたシャルピー寸法の試験片を用い、20~-196°C の温度範囲で衝撃および曲げ試験を行なつた。またマイクロフラクトグラフィによつて破面を観察し、破壊に対する抵抗と組織との関係を調べた。

最大荷重と試験片の形状より導びいた Gc と、エネルギー測定より求めた W/A (W: クラックを伝播させるに必要なエネルギー, A: 破面の面積) の間にはかなりの差があつたが、材料の比較に対しては同様の傾向を示した。曲げと衝撃試験の結果はデーターのばらつき -196°C 以外では同じ傾向であつた。ひずみ速度の影響として、衝撃試験の方が全面降伏以下の低応力で破壊する傾向を強めることは疑いない。

変態組織の影響は、600°C での長時間 (20~24hr) の焼もどしを行なつても残り、マルテンサイトがもつともじん性が高く、ついで下部ベイナイト、上部ベイナイトの順序であつた。意外なことにマルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織は、マルテンサイトまたはベイナイト単独組織の場合よりむしろ高いじん性を示した。また前オーステナイト粒界の効果は明らかであつた。

フラクトグラフィの結果から、一般にじん性は破面のあらさと局所的な塑性変形量とに関係が認められた。変態温度が低いほど、プレートの missorientation の傾向が増加し、破壊面の変化に伴う塑性変形量が増加する。下部ベイナイトのじん性の低下は粒界破壊の増加による。(金尾正雄)

Fe-20%Cr-35%Ni 合金のクリープ特性に及ぼす粒度および炭化物析出の影響

(R. LAGNEBORG: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1503~1506)

原子炉の焼料被覆管としての使用が予定されているオーステナイト系 20%Cr-35%Ni ステンレス鋼のクリープ強さとクリープ靱性に及ぼす粒度, 炭化物の析出, Ti や Al のような添加元素の影響を検討するため大気中溶解, 高真空中溶解, カルシウム脱酸を適当に組み合わせた四種類の合金について試験を行なった。すべての材料は冷間スウェジング後, 35~600 μm の粒度を得るため 1030°~1390°C の間の温度で 1 hr の溶体化処理を行ない, 同一な組織を得るため各合金について適当な温度で焼なましを行なった。一方炭化物の分布や形状の効果は 650°~1150°C の温度で焼なましを行ない, 一定の粒度を得, しかるのち適当な温度および時間で熱処理を行なった。クリープ試験は 600° および 700°C で行なった。

クリープ速度は一般に大きな粒度のときはほとんど変化しないが, 小さい粒度のときはわずかに増加する。このクリープ速度の増加は全ひずみに対して粒界すべりの寄与するところが増加することにより説明しうる。大きな粒度の材料において第三次クリープが第一次クリープから直接開始し, これは大きな結晶粒度で第二次クリープを著るしく増す原因となる。0.5%Ti と 0.5%Al を添加するとクリープ中に微細な γ' の析出を生ぜしめ, これは著るしくクリープ強さを増し, 同時にクリープ靱性を低下させる。約 0.1%Ti を単独添加すると TiC が焼なまし処理により固溶し, その結果クリープ中に微細な析出がおり, かなりの強化作用を示す。Ti を添加しない材料ではクリープ特性は焼なまし温度に対してほとんど変化しない。小さな粒度, 低炭素材および真空溶解材は高いクリープ靱性を示す。(山田武海)

含 Si 鋼の真空脱硫の動力学

(V. D. SEHGAL: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 11, p. 1507~1511)

脱硫速度を決定する因子, すなわち, (i) 融液内から融液と真空との界面への S, 溶質金属の移動, (ii) 界面における金属硫化物の形成と分離, について考察した。

はじめに従来の研究によつて得られた関係式を使つて実験的に S の速度損失 ($-dS/dt$) を求めた。試料としては S, Si 量の異なる 7 種類の鋼を使用し, 真空炉としては 3000 H₂ の誘導溶解炉を用いた。その結果, $-dS/dt$ は

$$-dS/dt = 40 \times 10^6 \exp\left(-\frac{68000}{RT}\right) C_{Si} C_S \dots (1)$$

(C_{Si} , C_S それぞれ融液中の Si, S の濃度 [モル/100g]) となることがわかつた。

次に $-dS/dt$ を Si と S の衝突理論から理論的に求めた。この理論によれば, 脱硫の最大速度は

$$-dS/dt = Z \exp(-E/RT) 60 \text{ sulphur atoms/cm}^3/\text{min} \dots (2)$$

となるが, 有効な反応は融液と真空との界面での層内に限られるから,

$$-dS/dt = 6/10Z \exp(-E/RT) \delta A/N \text{ moles of sulphur/100g} \dots (3)$$

で示される。この Z に衝突理論から求められる式を代入すると

$$-dS/dt = \frac{(N^2 \phi^2 \sigma^2)}{100^2} \left\{ \frac{15\pi RT}{28} \right\}^{1/2} \frac{A \delta 6}{N10} \dots$$

$$\exp(-E/RT) C_S C_{Si} \dots (4)$$

となるが, この式の σ^2 , ϕ , A , δ , T , N , R に適当な値を代入することによつて

$$dS/dt = 9 \cdot 07 \times 10^6 \exp(-E/RT) C_S C_{Si} \dots (5)$$

が得られる。ただし, (2)~(4) 式中で, Z: 衝突数/cm³, E: 活性化エネルギー, R: 気体定数, δ : 界面層の厚さ, A: 融液と真空界面の面積/単位融液重量, N: アボガドロ数, ϕ : 融液密度, σ : S と Si の平均モル直径, である。(1)と(5)式の比較から frequency factor は比較的近い値を示しており, また(1)式および実験誤差を考慮すれば, 脱硫反応の活性化エネルギーは 65 kcal 程度とするのが妥当であろう。(中村皓一)

破壊機構におよぼす圧力の影響と Fe-C 系材料のじん性との関係についての観察

(T. E. DAVIDSON and G. S. ANSELL: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969) 11, p. 2383~2390)

0.004, 0.40, 0.83, および 1.1% の C を含有する 4 種類の Fe-C 系合金の焼鈍し材と, 0.004% C 以外の 3 種類を球状化処理したものとを, 直径 4 mm ϕ , ゲージ長 17 mm の試験片にして, 最高 22.8 kbar までの圧力下で引張り, その破面を光学および電子顕微鏡で観察した。試験片の一部は破断の伝播過程を見るために破断点近傍まで引張つた状態で観察し, これらと試片の破断時の伸びとを比較検討した。

セメントイトを含まない材料 (0.004% C) と球状化処理した各材料では破断の伝播機構は同一で, フェライト中の孤立したボイドの成長と合体とからなる。その差は, 球状化材のほうがセメントイト粒子の破壊によるボイドの発生が起りやすい程度である。これらの破断機構に対する圧力の影響も類似のもので, ボイドの成長抑制である。これらの材料の, じん性-圧力の関係は直線的で, 圧力の増加につれてじん性が增大する。この場合 C 量の増加につれてこの関係の傾斜は減少するが, これはセメントイト粒子の数の増加, および粒子間距離の減少により, 粒子の破壊により形成されるボイドの数は増加し, 合体するに要する成長量は減少するためである。

焼鈍し材の場合, 圧力の効果はパーライト中のフェライトおよび自由フェライトにおけるボイド成長の抑制とパーライト中のセメントイトおよび過共析セメントイトの劈開の阻止とである。セメントイトの破壊は圧力によつて妨げられないが, その様式は劈開から劈断に変わるようである。さらに, 圧力によつてパーライト中のセメントイト板状晶は破壊する前に著しい塑性変形ができるようになる。これらの材料のじん性と圧力との関係は非直線性で, 圧力の低い部分では傾斜が小で, 圧力が高くなると球状化した材料の場合と同じような傾斜を取つてくるが, それらの関係についても観察結果から説明することができる。(鈴木正敏)

低合金 Ni-Cu 鋼の α - γ 変態におよぼす Nb の影響

(G. L. FISHER and R. H. GEILS: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969) 11, p. 2405~2412)

0.9%Ni, 1.2%Cu を含む低炭素鋼 (0.023~0.027% C) に Nb を 0.04, 0.07, 0.1% 添加し, 連続冷却中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態におよぼす影響を調べた。

熱膨脹試片を 1068°C と 950°C でオーステナイト化したのち, 炉冷および空冷し変態特性を研究した. 900°C ~ 800°C 間の冷却速度はそれぞれ 1068°C の場合は 17°C/min と 375°C/min で, 950°C の場合は 20°C/min, 360°C/min である. Nb を添加すると, 950°C から炉冷した場合を除いて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度が著しく低下した. この効果は, オーステナイト化温度が高く, 冷却速度の早いほど著しかった. 1068°C から冷却した場合 Nb 量と変態温度低下の大きさの間には明確な関係がみられず, 0.07%Nb 鋼を 375°C/min で冷却したとき最大の 92°C の低下がみられた. 950°C から冷却した場合は 0.04%Nb で最も著しく 72°C の低下を示した. Nb を添加しない基本材と 0.07%Nb 鋼を 1200°C に加熱後, 15°~1800°C/min の 5 段階の速度で冷却し顕微鏡組織を調べた. 熱膨脹試験の結果から予想されたように, 徐冷した試料の組織変化は少なかったが, 冷却速度が増すと 2 つの鋼種のフェライトの形態に差がみられた. 基本材においては 440°C/min の冷却速度まで等軸フェライト組織を示したが, Nb 鋼では 130°C/min の冷却速度でも等軸とベイナイト状フェライトの混在組織を呈した. 1800°C/min で冷却した場合, 基本材では, 前オーステナイト粒界に“異常形状 (allotrimorphs)”フェライトの核発生, 成長がみられるが, 0.07%Nb 鋼ではまったく認められなかった.

Nb の添加はオーステナイト粒界のフェライトの核発生を阻害することによって変態温度を低下させ, ベイナイト状フェライトの発生をうながす. この効果は低 C-Mo 鋼における B の効果に似ている. (青木孝夫)

NH₃-H₂ 混合ガスによる α -鉄からの Fe₄N の生長速度; 窒素の自己拡散

(K. SCHWERTFEGER et al.: Trans. Met. Soc. AI ME, 245 (1969) 11, p. 2461~2466)

1×0.5×0.03cm の薄板をアンモニアガスと水素ガスの混合気体 (17.3%~42.0%NH₃) を毎分 400cc の割合で流し, 504°C と 554°C で窒化した. 供試材は純度の異なつた鉄で, 1 つは純度の悪い“Plastiron” (40-Si, 50-Cr, 20-Zr, 40-Mn, 20-P, 20-S ppm 単位) で, 高純度の試料は帯精製して作成した. (20-Co+Ni, 4-0). 窒化中の重量変化と窒化後の γ' 相の厚さを光学顕微鏡で測定した. 帯精製した試料を窒化すると, ち密な Fe₄N 層が形成されるが, 純度の低い試料の場合には, 窒化層は特に表面に近いところでポーラスである. しかし, いずれの場合にも窒化層の重量増加は, 窒化時間に対して放物線の形をとり, 窒化相の生長は N₂ が窒化相を拡散することによって, 律速される. この放物線から求まる速度定数を使って窒化相を通過する窒素の自己拡散定数を求めると, $D^* = 3.2 \times 10^{-12} \text{cm}^2/\text{sec}$ (504°C), と $7.9 \times 10^{-12} \text{cm}^2/\text{sec}$ (554°C) であつた. 最近の研究によると, Fe₄N は化学量論的に N が不足しており, 500°C での窒素と α -Fe の平衡濃度は 5.77% で, また ϵ 相との平衡濃度は 5.88% である.

さらに, X線のデータと, 熱力学的データを使って, 窒化相中の窒素の拡散係数を求めて見ると, 504°C

で, Fe₄N と Fe が平衡状態にあるときには $D = 8.3 \times 10^{-10} \text{cm}^2/\text{sec}$ で Fe₄N と ϵ 相が平衡状態にあるときは, $8.3 \times 10^{-10} \text{cm}^2/\text{sec}$ である. 本実験の窒化相は γ' と呼ばれる Fe₄N を主体とする fcc 型の固溶体を有しているが, 正八面体の (1/2 1/2 1/2) を窒素が占め (regular site), 他の (1/2 0 0), (0 1/2 0) (0 0 1/2) (disorder site) は空になつていていると考えると, 窒化物相の熱力学的性質を満足する. 拡散を律速するのは N が窒化物相の regular sites と disorder sites を通過することにある.

(浜野隆一)

43XX 鋼のマルテンサイト開始温度と圧力の関係

(R. E. PREDMORE and E. P. KLIER: Trans. Amer. Soc. Metals, 62 (1969) 3, p. 768~775)

いくつかの合金に対して, 高圧下の Ms 温度測定および自由エネルギーの計算についてはこれまでも検討されてきたが, 本研究では, 0.22% C から 0.56% C までの 5 種類の AISI 43XX 鋼に対して 38 kbar までの圧力下で Ms 温度を測定し, またこれまでに検討された自由エネルギーの式を組み合わせてこれらの鋼に対するマルテンサイト反応を起こさせる driving force を計算した. 実験は supported piston-cylinder 型圧力容器を使用して圧力を発生させ, 840°C 30 min のオーステナイト化を行ない, 急冷し, その冷却曲線より Ms 点を測定した.

高圧下でもマルテンサイト組織が形成され, Ms 点は低下する. すべての試料とも Ms 点は, 21.1 kbar の圧力では常圧のときよりも 90~120°C 低下し, 1 kbar あたり 4.3~6°C 圧力の増加に対して直線的に低下する.

高圧下で得られたマルテンサイトの硬度は, 常圧下のそれよりも硬く, 0.22% C でロックウェル C で 7, 0.56% C で 3 の増加が認められた. その硬度増加は, 高圧のもとで形成した同一炭素量の Fe-C 合金マルテンサイトの硬度増加と同じ大きさであつた. この硬度増加は, 圧力下のマルテンサイト組織は常圧の顕微鏡組織と比較して, よりこまかい針状の微細組織のためである.

43XX 鋼の $\Delta F_{a-\gamma}$ を温度, 圧力および Fe, Ni, Si, Mn, Cr, Mo, C の化学組成の関数としてマルテンサイト変態発生のための driving force を計算し, 常圧では 5 種類の試料の平均 302 cal/mol, 21.1 および 38 kbar の圧力下で 360~370 cal/mol の値を得た. 常圧での値は COHEN らの Fe-C 合金についての値とだいたい一致している. しかし圧力下では常圧より 60~70 cal/mol だけ driving force の増加を示している. RADCLIFFE らは高圧下でのこの増加を認めていないが, これは本研究では試料体積を 6 倍に, その数を 14 個にして, Ms 温度を圧力の関数として求めたため, 精度が改善されたためである. (藤田充苗)

—物理冶金—

溶解過程および熱処理に依存する純鉄, Fe-Si, Fe-Al 合金の強制磁場強度

(A. HOFFMANN: Arch. Eisenhüttenw., 40 (1969) 12, p. 999~1003)

真空溶解した純鉄, 5.1% 以下の Si を含む鉄, および 2.1% 以下の Al を含む鉄を 33.3~1.46 cm/hr の送り速度で常融し, その常融部の端部 (試料 A), それに近

接した再結晶部分から取り出した試料(試料B)および真空溶解のままのもの(試料C)について、異なつた熱処理すなわち、(i) 880°C で 10hr 水素ガス中で加熱後炉冷 (ii) 1300°C で 60hr 水素ガス中で加熱後炉冷し、さらに 870°C で 20hr 同ガス中で加熱して炉冷を施して強制磁場強度を測定し、結晶粒度やC, N, S, P量の変化を調べた。

試料Cでは、(i)の処理を施した場合、Si, Alを含む試料は強制磁場強度がそれぞれ 135 から 321 mOe, 288 mOe へ上昇したのに対し、他の試料ではさほどの依存性はみられない。また、(ii)の処理を施した場合は強制磁場強度が低く、純鉄ではわずか 17 mOe にすぎなかつた。

真空溶解した試料Cは、0.49Si, 0.37Al までの含有量の場合は約 0.3 mm² の粒度であり、含有量がより多いものでは約 0.04 mm² であつたのに対し、真空溶解以外の試料(A, B)では 2~24 mm² であつた。

熱処理後のC, P量はそれぞれ 20~60×10⁻⁴%, 3~10×10⁻⁴%であるのに対して、N, S量は合金元素量によつて変化した。平均してそれぞれ 1.5~12×10⁻⁴% 4~45×10⁻⁴% S であつた。

粒度もまた強制磁場強度に影響を与え、0.070Si を含む鉄では

$$H_c = 0.023 \times 0.053 / \sqrt{Q} \text{ [Oe]}$$

と書け (Q: 粒度 [mm²]), Alに対してもほぼ同一の関係が成立する。

(中村皓一)