

抄 録

—原料—

焼結鉍の輸送中および貯鉍中の粒度構成の変化

(J. LANG et al.: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 1, p. 3~8)

焼結工場から高炉に装入されるまでの焼結鉍の輸送による粒度構成の変化, および鉍石槽中での粒度偏析を定量的に決定し, 高炉装入物中への焼結鉍粉の混入を低減させる方法を検討した。

粒度構成による, 鉍石槽中での焼結鉍偏析の測定は鉍石槽の下にある 20 t 容量の秤量ホッパーにおける偏析を測定することにより行なわれた。その結果は粒度構成は時間とともに大きく変化することがわかった。この結果を鉍石槽の場合にあてはめて考えれば, 4 hr ないし 8 hr の間に細粒が 10% から 25% まで規則的に変化する焼結鉍が高炉に装入されることになる。

次に輸送過程が焼結鉍粒度構成に及ぼす影響を調べるために, コールドスクリーンで篩分けられた直後の焼結鉍と鉍石槽に入る直前の焼結鉍と鉍石槽を通り抜けた後の焼結鉍とを採取し, 粒度構成を調べた。その結果はコールドスクリーンから鉍石槽までの過程は主として衝撃力による影響を受け, 鉍石槽中を通過するときはアブレーションがおきていることが予想できた。この考え方は 3 m の高さより焼結鉍を鉄板に落下させたときの粒度構成の変化, およびトロンメルによる粒度構成の変化が, それぞれ輸送過程および鉍石槽通過の際の粒度構成変化とよく一致する点より裏付けられた。輸送過程における焼結鉍中の -5 mm の割合はコールドスクリーン直後で 3.5%, 鉍石槽に入る直前で 7.0%, 鉍石槽を通り抜けた後で 12.5% であつた。

高炉装入物中への焼結鉍粉の混入を低減させることは

1) コールドスクリーンでよく篩い分けを行ない, 焼結鉍粉量を下げ,

2) 適当な破壊を加え, それにより破壊に対する抵抗を焼結鉍に与え,

3) 小さな鉍石槽を建設し, 鉍石槽内での偏析を減少せしめると同時に鉍石槽を通り抜けるときに発生する粉を減少させる。

ことによつて達成できる。(谷中秀臣)

—燃料および熱—

スケール生成のないスラブやビレットの加熱

(E. A. COOK and K. E. RASMUSSEN: Iron Steel Engr., 47 (1970) 3, p. 63~69)

スラブやビレットなどの鋼片を加工する際, 加工前の加熱工程中に発生するスケールは, スケールロスによる歩留低下, スケールかみこみによる圧延中のキズ発生, および圧延中の脱スケール処理や鍛造後のショットブラストクリーニングの必要など, 製造コスト上, 製品品質上で数々の不利益を生ずるものである。そのため, 加熱中のスケール生成を極力少なくする方法について, 従来

から多くの研究がなされており, 今日かなりの進歩が認められるようになった。ここでは, スケール発生のない鋼片の加熱方法について, その原理と実際操業への応用例および実施上の問題点について述べた。

直火式加熱炉で鋼片を加熱する場合, 鋼片周囲のふん囲気は燃焼生成物により影響をうけ, 天然ガスを空気との混合により燃焼させる場合は, 配合する空気量によつてふん囲気中の CO_2/CO , $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2$ の値が変化する。たとえば, 空気 60% の場合それぞれ 0.40 よび 0.125 であつたものが, 空気 50% の配合ではそれぞれ, 0.23 および 0.70 に減少する。すなわち, それだけ還元ふん囲気に移行するわけで, このことを利用すれば, スケール生成のない加熱が可能なのである。しかし一方, 燃焼を維持するにはある程度以上の熱量が必要であつて, 空気 50% では炎の温度が低すぎるため燃焼を維持できない。このため, ガスの予熱や配合空気において酸素を富化せしめるなどの方法をとる必要がある。以上の原理を適用し, 実際にスケールを生成させない加熱炉を設計製作し実用に供した。実用に際しては, 燃焼コストを下げるための有効な熱利用, 燃焼ガス組成のコントロールの点から, ガスの混合法に問題がある。これらについて, 加熱を 3 段階にわけ, 低温域では空気を大量に配合したガスを燃焼させ, スケール生成のいちじるしい高温域になつてから空気 50% とする方式をとつた。また, ガスの混合性がよいバーナーや効率のよい復熱装置を設計製作した。(大内啓史)

—製 鉄—

溶融スラグの電離とその冶金反応における意味

II. 溶鉄と溶滓間の硫黄の移行反応速度論

(M. G. FROBERG, M. L. KAPOOR, and A. NILAS: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 1, p. 5~10)

S の溶鉄から溶滓への移行は 3 つの過程からなりたつと考えられる。すなわち, (a) 溶鉄から鉄/溶滓界面への S の拡散, (b) 界面における S の電気化学的交換反応 $[\text{S}] + 2e^- = (\text{S})^{2-}$, (c) 界面から溶滓への S イオンの拡散, (b) の反応が進行するには 2 個の電子を必要とし溶鉄中のイオン化の可能な成分がカチオンとして溶滓に移行することによりこの反応が補償される。したがつて S の溶滓への移行速度は溶鉄/溶滓界面を移動するイオンの移行速度の和に等しい。S の移行が界面における反応だけで進行すれば, (a)(c) の過程は無視でき, S の移行は他成分のイオン化反応の正・逆方向の差に等しい。もし N 種の成分が S の移行速度を規定する場合, S の溶滓への移行速度式は絶対反応速度論から次のように表わせる。

$$J_S^t = \frac{1}{2} \sum_{I=A}^N Z_I \left[\frac{Z_I \mu_S^{M'} - \mu_S^I}{RT} - \frac{Z_I \mu_S^{M'} - \mu_S^I}{Z_S RT} \right] - \frac{Z_I \mu_S^{M'} - \mu_S^I}{Z_S RT} \left[K_I \cdot a_I' \cdot e^{-\frac{Z_I \mu_S^{M'} - \mu_S^I}{RT}} - K_I \cdot a_I'' \cdot e^{-\frac{Z_I \mu_S^{M'} - \mu_S^I}{RT}} \right]$$

ここで、 J_S^t : 時間 t における S の移行速度、 Z_I : 成分 I の電価、 K_I : I 成分の反応速度定数 a'_I : 1 相における I 成分の活量、 μ_S^M , $\mu_S^{M'}$: 溶鉄中および溶鉄界面における S の化学ポテンシャル。溶湯の攪拌効果が弱く (a) (c) の過程を考慮した速度式は次のようになる。

$$J_S^t = D_S^M \cdot \frac{\mu_S^M - \mu_S^{M'}}{\delta_M^0 - L_M \sqrt{w}} = \frac{1}{2} \sum_{I=A}^N Z_I \left[\frac{Z_I \mu_S^{M'} - \mu_S^{S'}}{K_I \cdot a'_I e^{-\frac{\mu_S^{M'} - \mu_S^{S'}}{RT}}} - \frac{Z_I \mu_S^M - \mu_S^S}{K_I \cdot a'_I e^{-\frac{\mu_S^M - \mu_S^S}{RT}}} \right]$$

$$= D_S^M \cdot \frac{\mu_S^{S'} - \mu_S^S}{\delta_S^0 - L_S \sqrt{w}}$$

ここで D_S^M : 溶鉄中の S の拡散係数、 δ_M^0 : 静止状態における溶鉄界面の厚さ、 L_S : 位置係数、 w : 攪拌速度。炭素飽和溶鉄から石灰含有滓へ S が移行する場合、界面で次の反応が起こると考えられる。[Fe] = (Fe)²⁺ + 2e⁻, [C] + (O)²⁻ = {CO} + 2e⁻。もし界面反応のみであれば次式となる。

$$J_S^t = \vec{K}_{CO} \cdot a_{(CO)}^{2-} \cdot e^{-\frac{\mu_S^M - \mu_S^S}{RT}} + \vec{K}_{FeO} a_{[Fe]} \cdot e^{-\frac{\mu_S^M - \mu_S^S}{RT}} - \overset{\leftarrow}{K}_{Fe} \cdot a_{(Fe)^{2+}} \cdot e^{-\frac{\mu_S^M - \mu_S^S}{RT}}$$

上記の条件でさらに溶鉄中に Si が含まれていると、S の活量を高めると共に界面では Si が 4 価のカチオンとして反応するので次式のようになる。

$$J_S^t = \vec{K}_{CO} \cdot a_{(CO)}^{2-} \cdot e^{-\frac{\mu_S^M - \mu_S^S}{RT}} + \vec{K}_{Fe} \cdot a_{[Fe]} \cdot e^{-\frac{\mu_S^M - \mu_S^S}{RT}} - \overset{\leftarrow}{K}_{Fe} \cdot a_{(Fe)^{2+}} \cdot e^{-\frac{\mu_S^M - \mu_S^S}{RT}} + 2 \left[\vec{K}_{Si} \cdot a_{[Si]} \cdot e^{-\frac{2(\mu_S^M - \mu_S^S)}{RT}} - \overset{\leftarrow}{K}_{Si} \cdot a_{(SiO_4)^{4-}} \cdot e^{-\frac{2(\mu_S^M - \mu_S^S)}{RT}} \right]$$

溶滓が SiO₂ を多く含んでいると、上式の 4 項目は無視でき、さらに 5 項目が負に作用するので S の溶滓への移行速度は小さい。(吉越英之)

CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系スラグの窒素吸収

(A. MAJDIĆ, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 1, p. 11~17)

溶鉄の窒素吸収には広範な研究がなされているが、スラグ-溶鉄間の窒素の挙動には系統的研究が少ない。そこで CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系合成スラグにより、ガス-スラグ間の窒素吸収速度におよぼすスラグ組成、ガス組成、圧力および温度の影響を研究した。

実験には黒鉛ルツボを使用し、熔融スラグ中に窒素のみ、または CO や Ar との混合ガスを吹込む方法が用いられた。窒素圧力の影響は真空誘導炉により、0.5 から 3.0 atm まで、タンマン炉では混合ガスの窒素分圧 0.2 から 1.0 atm までの範囲で調査された。

窒素吸収速度 U_N (%/hr) は CaO の増加により顕著に増大するが、Al₂O₃ の増加ではわずかな増大にとどまる。SiO₂ の増加は U_N の低下をもたらす。たとえば、1600°C で SiO₂/Al₂O₃ を一定に保ち、CaO を 30 から 50% に増すと U_N は 0.03 から 0.33 に増大する。40% CaO で Al₂O₃ を 0 から 30% に増すと 0.04 から 0.16 に上昇する。CaO/Al₂O₃ を一定にし、SiO₂ を

0 から 20% に増すと 0.33 から 0.17 に低下する。成分の変化と U_N の関係は連続的ではなく、組成が析出相を生ずるところで U_N は不連続な変化を示す。

温度上昇は U_N の増大をもたらす。三元共晶組成 (38% CaO, 42% SiO₂, 20% Al₂O₃) では 1300°C で 0.005, 1600°C では 0.10 である。CaO-Al₂O₃ 二元系で 43~59% CaO を含む場合、1600°C では U_N は 0.3 程度であるが、各組成の液相温度の 20°C 以内にまで下ると、 U_N は急減し 0 に近づく。

U_N は窒素ガス圧力の平方根に比例して増大するが、混合ガスの場合にはこの平方根則が適合しない。また、CO が存在すると U_N は小さくなる。

実験後のスラグの X 線回折や化学分析結果によると、吸収窒素の 90% は CaCN₂, 残りは AeN と Si₃N₄ であつた。

これらの実験結果から、吸窒機構にはガス-スラグ界面に吸着された窒素に対するルツボ材の炭素と熔融スラグ中の遊離酸素イオンの 3 者間の電子交換反応を律速とする窒化物やシアナミドの生成反応が考えられる。温度上昇は遊離酸素イオンの放出を増大させるので、この電子交換反応を促進するものと考察している。

(関根稔弘)

ヘマタイト焼結体の還元強度におよぼす結晶組織変化の影響

(H. B. EDWARDS et al.: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 12, p. 1565~1577)

ヘマタイト焼結体、および、ヘマタイトにカルシウムシリケートスラグ、カルシウムフェライトスラグを添加した焼結体を、それぞれ、マグネタイト、ウスタイト、鉄の各段階まで還元し、還元前後の熱間強度を 1200°C までの温度範囲で求め、結晶組織変化の影響、スラグの影響を検討した。還元前の熱間強度は、800°C までは、スラグ結合の焼結体のほうが、ヘマタイト結合の焼結体よりも強度が高い。しかし、それ以上の温度になると、いずれの焼結体も急速に強度が低下し、逆にスラグ結合の焼結体のほうが強度が低くなる。さらに、カルシウムフェライトスラグの焼結体は、高温においては可塑性を有する。還元によるクラックの発生、見掛けの膨脹は、ヘマタイトからマグネタイトの段階で最も大きく、いずれの焼結体の強度も著しく低下する。この強度の低下は低温においてはクラックの発生によるものであるが、高温においては、マグネタイトやスラグの強度が低いことによる効果が大い。用いたスラグは、いずれも 800°C まではクラックの発生、および膨脹を少なくし生成したマグネタイトの強度を高める。しかし、カルシウムシリケートスラグは、高温における強度が低いため、温度が高くなるとその効果が見られなくなる。一方、カルシウムフェライトスラグは、高温において可塑性を有するため、ヘマタイト→マグネタイトの変態応力を緩和し、クラックの発生を抑え、還元強度を増加させる効果がある。ウスタイト、鉄への還元段階においても、さらに強度は低下するが、新たなクラックの生成は、マグネタイトへの還元段階よりも少ない。スラグ結合は、クラックを減少させ、また還元ガスの拡散を妨げるため焼結体の還元性を低下させる。これは、特に、カルシウムシリケ

ートスラグにおいて著しく、カルシウムフェライトスラグは、それ自身の還元性が良好なため、それほど焼結体の還元性を低下させない。(佐々木晃)

高生産能率時の高炉内のガスと物質の動き

(K. POLTHIER: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 5, p. 240~246)

高炉の生産量は、吹き込みうる送風量により決定される。この限界送風量は、炉下部のコークス層を通過する液体のフラッシング現象および、炉上部での装入物の局部的な吹きぬけ現象によつて制限される。

Qugrée の試験高炉の操業から、装入物が同じ (100% 焼結鉄) で、コークスの種類および粒度のみが異なるときの操業データを用いて、生産量におよぼすコークス粒度、スラグ比などの効果を検討した。

炉下部のコークス層を通過する液体がフラッシングを起こす条件は、A. MERSMANN の示した線図によつて求めた。この結果、Qugrée の試験高炉の条件では、もし操業がフラッシング限界点で行なわれるならば、

(1) コークス粒度を 10 mm から 20 mm に大きくすると、スラブ量 300 kg/t 鉄鉄のとき、鉄鉄生成量は、52 から 87 t/24hr に増加し、

(2) コークスの平均粒度が 20 mm のとき、コークスの空間率が 0.32 から 0.40 まで増すと鉄鉄生成量は 52 から 87 t/24hr に増加し、

(3) スラグ量が 500 から 300 kg/t 鉄鉄に減少すれば、鉄鉄生成量は、1.275 倍に増加する。

炉上部において、ガスの圧力損失と装入物の重量が等しいとおけば、与えられた操業条件で、流動層に移行する限界粒子径を求めることができる。84.7 t/24hr という高い鉄鉄生成量の操業では、この限界粒子径は、コークスで 6.5 mm、焼結鉄で 1.6 mm に達する。したがつてこのような高生産性は、たとえば 5~25 mm の小さい粒度のコークスでは達成できない。この限界粒子径は、炉頂圧力によつて変わり、もし他の条件が同じならば、炉頂圧力に逆比例する。

これらの考察から、高炉で高い生産性を得るためにはできるだけ大きい粒度で、粒度範囲のせまいコークスの使用、コークス、焼結鉄の微粉の除去、および、炉内のガス流速を低下させるための、高炉頂圧と酸素富化が有効である。(福武 剛)

高炉操業におよぼすラージベルの接触面の形状の影響

(M. C. Кудояров, et al.: Stal, (1970) 1, p. 12~15)

Kuznetsk 冶金コンビナートの高炉では、1957 年に至るまでラージベルの耐用期間は 36~41 カ月間であつたが、その後の高炉ガス圧の増大、装入物中焼結配合量の増加ならびに製鉄強度の強化に伴つて、1960~1967年の 6~24 カ月と著しい寿命の短縮がみられるようになった。このことに関連して、Kuznetsk 冶金コンビナートではラージベルの構造の改良を試み、それと同時に高炉操業におよぼすベル構造の影響に関する各種調査を行なつた。

著者らはまず第 1 に 1/25 の縮小透明モデル炉を使用し、炉頂での原料の分布におよぼすベルの接触面の形状の影響を調査した。調査された接触面の形状は、従来の

平面接触 (接触の勾配角 53°) と新型の球面接触 (接触面角 60°) の 2 種であるが、球状接触面を有するベルの場合には、ベル面を離れる原料の落下軌跡が平面接触の場合よりもより急勾配となり、原料の炉頂壁面に衝突する位置が下方に移動する。したがつて、ストックラインのレベルを一定にした場合、装入上面の描く原料の傾斜は球面構造のベルのほうがゆるやかになり、原料分布の改善が認められる。次に、球面構造のラージベルを取付けた実際の高炉でも、火入れに先立つてモデルと同様装入面のプロファイルを調査したが、モデルの調査とまったく同じ結果が得られた。

平面接触のベルから球面構造のベルに変えた後に約 4% の出鉄量の増大と約 2% のコークス比の低下がみられた。

なおまた、ラージベルの球状接触面はベルのしまりをより密にするために、ベルの耐久性を高め、さらにこのベル構造は炉内周辺ガス流の強さをある程度調節可能にする。しかし、周辺ガス流が過度に発達するような場合には、ストックラインのレベルを下げるか、装入サイクルの様式を $OCOC \downarrow COCO \downarrow$ と交互にするか、あるいは羽口の長さを若干 (50~100 mm) 長くすることによつて過度の周辺ガス流をさけることが目的にかなつている。(鈴木吉哉)

— 製 鋼 —

コンセルアール溶解する特殊合金電極の水平型半連続铸造

(H. M. Мучкевич, et al.: Stal, (1970) 1, p. 25~28)

直径 60~150 mm のコンセルアール溶解用の Ni 合金電極を水平型の半連続铸造法で造つた。溶融合金はとりべから金属受器と連結器をへて水冷銅鑄型に注入されるが、金属受器内での溶融金属のメニスカスは常に鑄型より高くなつており、金属の飛沫、スラグの捲込みおよび空気との接触が防止されている。鑄型を出た鑄塊はロールの上を通つて機械により引き抜かれ、適当な長さに切断される。

鑄型を出てからの鑄塊中の溶融金属プールの長さ L (mm) は実験によつて決められ鑄塊の直径 D (mm) と引抜速度 v (m/min) の間に

$$L = 0.25 D^2 v$$

なる関係がえられた。

Ni 合金の過熱温度は最小になるようにし、出湯温度で $1510 \sim 1530^\circ\text{C}$ 、金属受器で $1450 \sim 1470^\circ\text{C}$ とした。最適の鑄込速度は $0.7 \sim 0.8 \text{ m/min}$ と考えられた。

この半連続铸造法で造られた電極表面の性状は、他の方法で造られたものよりよく、表面気泡やスラグで汚染されていない。鑄型から出ると 1000°C 以上の高温のために酸化されて灰色の表面になるが、冷却するまで酸化を防止すると輝いた表面の鑄塊がえられる。えられた鑄塊の円形断面の伊がみおよび長さ方向のたわみは非常に少かつた。

電極のマクロ組織は健全であり、割れ、捲込み、収縮孔および介在物などの欠陥は見られなかつた。また Cr, Ti, Al, S および P の偏析も見られなかつた。この電極は、鑄型の直径が 110, 125 および 150 mm のコンセルアール溶解炉で再溶解されたが、えられた材料の機械

的性質は、その材料に要求される仕様を十分に満足するものであった。(郡司好喜)

大型塩基性酸素上吹転炉の排ガス洗浄設備

(A. D. ROWE, et al.: Iron Steel Engr., 47 (1970) 1, p. 74~90)

塩基性酸素上吹転炉の排ガス集塵設備について、乾式静電気集塵、洗浄集塵、および、八幡式未燃焼ガス回収装置を対象として各装置の特性、建設費、運転費を検討した。また集塵装置の設計のための簡単な基礎式を示した。

集塵装置の容量を決定するために必要な最大排ガス流量は、装入メタル重量とC濃度の関数として次式で表わされる。

$$V_{F(\text{peak})} = 44 \cdot 3HC, \quad V_T = 0 \cdot 55V_F(1 + 3 \cdot 9E)$$

ここで、 $V_{F(\text{peak})}$: 炉口からの最大排ガス流量 (Ncfm), H : 装入メタル重量 (t), C : 溶鉄中の C 濃度 (%), V_T : 燃焼後の排ガス流量 (Ncfm), E : CO ガス燃焼の際の空気過剰係数。フードの冷却方法について、パネルタイプとメンブランチューブタイプの2種類を検討した。また、排ガスの燃焼に必要な空気量について、各集塵装置間で比較し、集塵効率への影響を述べた。炉口とフードとの間げき面積と大気中からの流入空気量との関係を求めた。各装置の特性、特に処理可能なガス温度と処理後のガス中のダスト含有量について述べ、各装置の概略を図示した。また、静電気集塵設備について、湿式と乾式の優劣について検討した。

300 t 転炉を対象に、1/2 基操業 (A法) と 2/3 基操業 (B法) の2例について建設費および操業費を概算した。A法の建設費は電気集塵、洗浄集塵、OG法に対してそれぞれ 4・55, 4・16, 4・98 (百万ドル) であり、操業費は 32・5, 46・6, 40・5 (万ドル/年) となる。また、B法の場合、電気集塵、洗浄集塵、OG法に対して設建設費はそれぞれ 8・29, 6・81, 6・95 (百万ドル) となり、操業費は 58・7, 80・6, 69・9 (万ドル/年) となる。最近のOG法の設備ではシール用の N_2 ガスが不必要なので操業費が上述の2割程度安くなる。さらに、OG法では他の方法と比較して溶鋼の歩どまりが約1%高く、大型転炉の排ガス集塵設備としての長所が多い。(藤井徹也)

— 鑄 造 —

Algoma Steel 社におけるビーム・ブランクの連続鑄造 (G. S. LUCENTI: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) p. 19~32)

Algoma Steel 社では BISRA との共同研究によりビーム・ブランクの連続鑄の可能性をパイロットプラントで確かめた後、1966年9月2ストランドのビーム・ブランク連続鑄機と4ストランドのブルーム連続鑄機よりなる年産60万tの連続鑄工場の建設に着手し、ブルーム連続鑄は1967年9月、ビームブランク連続鑄は1968年3月より操業を開始した。後者の場合、鋼種はすべてシリコンキルド鋼で、150 t 転炉より供給される。おもな注入条件は次のとおりである。注入前アルゴン攪拌処理 5~7 min, 注入温度 1590°C, 取鍋ノズル 180 mm φ, タンデッシュノズル 70 mm φ × 2, タンデッシュ予熱温度 1040°C, 注入時間 60~70 min/ヒート。連続鑄機は Concast S型で曲率 10m, 水冷鋼鑄型の断面積は 840 cm², 870 cm²,

1426 cm² の3種類、長さ 710 mm, 注入速度は 660~1000 mm/min, 鑄型振動のストローク 19 mm, 鑄型と矯正機間の距離は 16・7m でその間に6段のローラーエプロンと水冷ノズルが配置されている。矯正機入口のビーム・ブランク温度は約 500°C, 矯正後の切断は酸素プロパン・トーチにより行なわれる。1969年1~2月間のビーム・ブランク連続鑄の成功率は 56・2% で、事故の中では取鍋ストッパー事故が発生率 16・8% で最も多く次いでタンデッシュのノズルづまりが多い。ブリークアウト発生率はブランクのプロファイルにより異なるが 0~4・2% である。連続鑄製ビーム・ブランクの表面はピンホール、ブローホール、ラップや振動マークが少なく非常に良好である。操業条件によりコーナー割れが発生するが、浅く、スカーフィングで容易に除去できる。また、鋼塊-分塊工程のビーム・ブランクより抗張力、降伏点がわずかに高く、伸びが低い、内部のパイブ発生率および再加熱時における酸化損失量が少ないためブランク材歩留りが約3%高い。現在、操業初期に経験した多数の欠陥に対する改善が進められており今後の飛躍的發展が期待される。(江島彬夫)

— 加 工 —

ロール曲げ式クラウンコントロールの評価

(K. N. SHOHET: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 1, p. 41~49)

このレポートはロール曲げ法によるクラウンコントロール限度の評価法に関するものである。

ロール曲げによるプレートクラウンのコントロール限度を

- 1) バックアップロールとワークロールとの間に起こる過度の接触圧力に起因するロール表面のスポーリング
- 2) ラジヤル荷重増に起因するベヤリングの破損
- 3) 周期的な曲げ、および剪断応力に起因するロールネックの疲労

によつてきめられるものとし、36MNの圧延荷重、'Coffin Schedule' にしたがう圧延、その他若干の仮定を設けてこれを論じている。

プレートミルのクラウンコントロールにロール曲げ法を採用するときは、ロール曲げ力の大きさとその作動頻度とをある限度以内に保たねばならぬ。そうしないとロールおよびベヤリング寿命が著しく低下するがここにその力の適用は上記3要因によつて支配される。

ロール曲げ法によるクラウンコントロールは最終パスにのみ用いられるべきであり、その最もシビヤな不利はロールネックの疲労に現われる。

ロール曲げ法によるクラウンコントロールを JWW, JWB (ワークロール曲げ), および JBB (バックアップロール曲げ) の3システムに分類するとき、JWW, JWB システムは JBB システムより良好なようでありその中でも JWB システムが特に最良である。

プレートクラウンを矯正しようとするとその結果、形状が悪くなつたり平坦でなくなつたりすることがある。いまはクラウンの変化がいかに平坦さに影響するか、これを調査中である。(図7, 表9) (内藤弥太郎)

圧延時の温度制御による高張力溶接構造用細粒鋼の経済的製造

(W. ESCHÉ and A. DREVERMANN: Stahl u. Eisen, 90, (1970) 4, p. 179~184)

高張力構造用鋼は降伏点が高く脆性破壊に対して安全で溶接性もすぐれていることが要求されるが、これらの要求は本質的には結晶粒を微細化することによつて満足される。降伏点は固溶体からの析出によりさらに高められるが、この際遷移温度が上昇する可能性もある。

圧延中あるいは圧延後の冷却の際温度制御を行なうことにより析出過程のカイネティックを十分に利用し、工業材料としてすぐれた性質をそなえた鋼を製造することは経済性の面からいっても望ましいことである。

高張力鋼のこの分野における開発の可能性を検討するため 0.10~0.22% C, 0.20~0.58% Si および 1.30~1.70% Mn を基本成分とする St 52-3 およびこれに少量の Ni, Nb, N, V, Ti を添加したものを供試材とし 10~60 mm 厚の鋼板および 9~13 mm 厚の熱間帯鋼の強靱性におよぼす圧延中および圧延後の温度制御の効果について顕微鏡組織、引張試験、衝撃試験などにより調べた。

その結果 St 52-3 を基本成分とする鋼に少量の Nb, V あるいは Ti を添加した鋼は仕上げ圧延温度を低くすることにより 50 kg/mm² 以上の高い降伏点をもつた鋼板を作ることができる。また同時に炉温を下げることににより低温での靱性が著しく改善される。熱間帯鋼についてはこの温度制御を行なうことにより、これを 55 kg/mm² の降伏点をもちしかもすぐれた衝撃値をもつたものにするのが可能である。炭素含有量を下げることにより衝撃値の遷移温度を非常に低い温度に下げることができる。

(宮地博文)

アームコ・ミドルタウン工場の 86 in 連続熱延設備

(F. W. BARNES and E. J. DENNER: Iron Steel Engr., 47 (1970) 1, p. 59~71)

アームコでは、その設備拡張および近代化計画の一環として、1968年にミドルタウン工場においてコンピューター制御による 86 in. 高速連続熱延設備を稼動させた。この建設にふみ切つた理由は、品質向上、生産原価低減などのほか、市場予測の結果広幅ストリップの需要がコイルの大型化をとらなつて将来のびると考えられたからである。

本設備は、2面のスラブヤード、3基の加熱炉、6スタンドの粗圧延機、7スタンドのタンデム式仕上げ圧延機その他付属設備などからなり、厚さ 0.048 ないし 0.500 in., 幅 24 ないし 80 in. の熱延コイルを製造する。この設備のおもな特徴として取り上げられているものは、(1)コンピューターによるオンライン制御、(2)自動式スラブ抽出機、(3)すべてのロール径およびロール計画の範囲における、幅出しロールおよび圧延機と、テーブル速度との適正調整、(4)高圧脱スケール装置の適切な使用、ロール加速能力、スタンド間張力、速度および板厚自動制御装置を持つた仕上げ圧延機、などの点である。

本報文では、これらの設備についてそれぞれの装置の容量、能力などの仕様および操作について工程順に詳細にのべ、各工程におけるコンピューターの役わりを説明している。特に、加熱炉入側のスラブ段階から、成品コ

イルとなつて秤量場が上がつてくるまで、コンピューターによる一貫した工程管理および鋼材の追跡が可能であることが強調されている。さらに、著者らと他の製鉄メーカーおよび設備メーカーとの間に行なわれた、主としてコンピューター制御および操業上の問題点に関する質疑応答を報文の最後に収録している。(写真10)

(志村一輝)

—性 質—

クロム-モリブデン鋼 10 CrMo 9 10 のクリープ破断試験と組織変化の観察

(A. KRISH et al.: Arch Eisenhüttenw., 41 (1970) 1, p. 43~53)

10 Cr Mo 9 10 (0.1% C, 2.4% Cr, 1% Mo) 鋼について 500, 530, 575, 600°C で 72 000hr までのクリープ破断試験を行ない、クリープ曲線、クリープ破断時間の外挿について検討し、更に光学顕微鏡、電子顕微鏡、電解抽出、X線回折、電子線回折により組織変化を調べた。

500°C で試験したものの初期段階におけるクリープ速度の減少は約 500~1 000hr までに完了し、530~600°C で比較しうる荷重に対するこの初期段階は 1 000~2 000hr 以上まで継続した。伸びの完全なる停止はいかなる試験においても観測されなかつた。加速度をもつ第3段階はこれらの鋼の場合約 3~5% 伸びの後に始まり、 2×10^{-5} %/hr 以下のクリープ速度が測定される場合には 500~575°C の温度で数年の寿命を予測することができる。光学顕微鏡によりクリープ試験中の析出物の本質的变化は見え出しえない。電子顕微鏡観察によると最終状態の組織ではほとんど微細析出物は認められない。クリープ試験中微細な板、棒、針状の炭化物を広く析出し長時間のクリープ中にフェライト中の微細炭化物の消失により、非結晶質の相の量を増し、結局組織は中間相のみとなり、炭化物は同じ経過で粗大化し、認めうるフェライトからの析出はなくなる。また試験温度が高いとこれらの変化は常に急激になる。抽出炭化物の回折および分析結果は炭化物中の鉄にかわり時間と温度にともないモリブデンが増加することを示した。炭化物 $M_{23}C_6$ ならびに M_7C_3 が優先析出し、最終状態で M_7C_3 が分裂して試験時間、温度とともに多くの M_6C が析出する。炭化物中の鉄とモリブデンの比の変化は析出物の形成と同時に材料の高温強さを支配する重要な要素である。

(山田武海)

30% Cr 鑄鉄の高温酸化

(D. MORTIMER et al.: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 12, p. 1599~1606)

30 Cr 鑄鉄の 650°C, 950°C での高純度 O_2 や 550~625°C の温度範囲における酸化試験を行なつた。

27% Cr 鑄鉄の 2% Al を含むものと含まない材料の高純度酸素中での耐酸化性はより高価な耐食性合金に匹敵する。2% Al を添加すると Cr_2O_3 に加えて Al に富む酸化物を生ずるため 950°C での耐酸化性に有益であり、650°C における酸化に及ぼす Al の効果は本論のような短時間試験では明らかでない。表面炭化物の選択酸化はスケールを通つて炭素もしくは炭素の酸化物に対して生ずる。これは初期段階における孔食腐食や酸化速度

の増大の原因となる。しかしながら素地の長時間腐食は比較的緩慢である。素地のクロムの顕著な欠乏は $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ から $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$ に遷移する炭化物の選択酸化とクロムの拡散の相互作用により生ずる。2% Al 鋼鉄は材料の性質をそこなう Al_2O_3 の樹枝状介在物が網目状に分布し、この介在物は Al を含まない合金には存在しなかつた。鋼鉄の一部は $550^\circ\sim 625^\circ\text{C}$ の間の温度で燃料の燃焼環境にさらすと激しい孔食腐食を生ずるが、大部分は 200hr 以上でさえ孔食腐食を生じない。酸化面積は $(140\sim 280)\times 10^{-10}\text{ cm}^{-2}$ を示し、明らかに温度に無関係であるが、酸化速度は試験時間の増加とともに減少するといういくつかの事実がある。燃料の燃焼による腐食速度は 650°C では O_2 における速度より大きく、少なくとも 2 乗であつた。200hr 試験において高価な 25Cr 20Ni 鋼の平均腐食速度は 32% Cr 鋼鉄よりもわずかに小さいが、最大ピット深さは相方とも同様であつた。たとえ本研究がこれらの材料の有望性を示しているも、これらの鋼鉄のプラントへの適性を検討するため長時間試験が必要とならう。(山田武海)

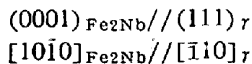
Fe-Ni-Cr-Nb 系における析出

(I. KITMAN: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 12, p. 1612~1618)

Fe-Ni-Cr 系合金に Ti や Al を添加すると、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, すなわち γ を析出してかなりの時効硬化を示すことがあるが、本報告では Nb をとりあげ、15~55Ni, 10~15Cr, 2.5~7.5Nb を含む 13 種の Fe-Ni-Cr-Nb 系のオーステナイト鋼について、その時効析出挙動を調べている。

試料はいずれも 1150°C で 1 hr 溶体化処理し、650, 700, 750, 800°C の各温度で 1000hr まで時効処理を行なつて、硬度測定やレプリカ、薄膜の電顕観察などを実施した。

Ni 量が増えると析出物も異なつたものとなり、まず 25% 以下の Ni を含む試料においては、いずれの特効温度においても Laves 相 (Fe_2Nb) が析出し、しかもその場所はマトリックス中および粒界の両方である。マトリックスと Fe_2Nb との方位関係は



である。また、Nb 量が 5% の場合には、 1150°C の溶体化処理ではかなりの量の Fe_2Nb が溶け残り、その量は Ni 量が多いほど少なくなる。なお、 Fe_2Nb の析出は硬度の上昇にはあまり寄与しないようである。

Ni 量が 30% 以上になると準安定な 4 面体の Ni_3Nb (γ^*) の析出がみられ、かなりの硬化が起こるが、過時効すると γ^* が $\text{Ni}_3\text{Nb}(\beta)$ に変わる。 $\gamma^* \rightarrow \beta$ の移行はセル反応または粒間反応によつて起こるが、この反応は Nb 量や時効温度によつて左右される。 γ^* の形態は至と表面エネルギーの平衡によつて定まり、また、析出量が多いときは $\{100\}_{\gamma}$ 上に正方形の板状になることが観察された。(中村皓一)

高張力低合金鋼の疲れ破壊について

(K. R. L. THOMPSON et al.: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 12, p. 1624~1627)

AISI 4340 鋼の疲れ破面のレプリカを電子顕微鏡で観

察することにより、破壊の mode および割れ伝播状況を調べた。疲れ試験は Schenck PBRN-10 Programme Pulser を使用して zero-tension で行なつた。 10^4 以下の繰返数で破断する場合は $40^\circ\text{C}/\text{min}$, それ以上は $2000^\circ\text{C}/\text{min}$ で行なつた。試験雰囲気は温度 250°C , 湿度 50% であつた。

試料にはそれぞれ 4 種類の熱処理を施した。すなわち 870°C から油中に焼入れた後、A: 200°C , B: 400°C , C: 550°C および D: 650°C に焼戻した。C 材および D 材の破面は rubbing が著しいために striation の観察はできなかつた。おもな結果は次のとおりである。

1) 割れは一般に試験片の外周部より発生していたが内部から発生した場合も観察された。前者の場合、粒内および前オーステナイト粒界割れが混合していたが、後者の場合、粒内割れであつた。

2) A 材 (UTS $125\text{ t}/\text{in}^2$) の破面は粒内および粒界割れが混つていたが、B 材 (UTS $95\text{ t}/\text{in}^2$) は主として粒内割れであつた。応力レベルと破壊 mode との関係は明らかでなかつた。

3) striation は A 材, B 材とも局所的に観察された。

4) striation の間隔を種々の割れ長さに対応して測定した結果、次のことがわかつた。

(a) 割れ生長速度は応力および割れ長さの関数である。

(b) 破壊までの繰返数が増加するにしたがつて、割れ発生までに費やされる繰返数の割合は増大する。すなわち、低応力レベルの場合、寿命を支配するのは割れ発生過程である。(角田方衛)

極低炭素鋼におけるマルテンサイトの焼もどし脆性

(G. DELISLE and A. GALIEOIS: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 12, p. 1628~1634)

中炭素鋼および高炭素鋼のマルテンサイトは、 $300\sim 400^\circ\text{C}$ 付近に焼もどした場合に衝撃靱性の低下をおこすことが多くの研究者によつて報告されているが、本研究はこの低温焼もどし脆性の原因を追求することをおもな目的としている。試料は 0.03~0.05% C の極低炭素鋼で、硬さ試験、引張試験、オルゼン試験を行ない、さらにいろいろな温度に焼もどした試験片についてレプリカおよび薄膜による電顕観察を行なつた。さらに焼もどし脆性におよぼす Al, Ni の影響も調べた。えられた結果を要約すると、

(1) 焼もどし脆性は極低炭素鋼においても現われ、その温度範囲は $300\sim 400^\circ\text{C}$ であつた。

(2) マルテンサイトの焼もどし脆性は、焼もどしの際に小板状のセメントライトが粒界や亜粒界に並んで析出し、残っている転位の運動を阻止するためであると考えられる。そして焼もどし温度の上昇とともにこのような形態の炭化物が球状化するにつれて、焼もどし脆性も消えていく。

(3) 0.055% Al の添加は焼もどし脆性に対して影響を示さなかつたが、5% Ni の添加は脆化を多少減少させた。

(4) 極低炭素鋼は、低温で焼もどすよりも焼入れたままの状態のほうが、強度と靱性のくみ合わせの点ですぐれている。また、冷間加工によるよりも焼入れによつ

て強度を上げた場合のほうが高い靱性を示す。

(中島宏興)

塩水中における鋼の腐食機構

(H. J. CLEARY: J. Metals, 22 (1970) 3, p. 39~46)

塩水中における鉄鋼の腐食度とその腐食機構については既往の報告で十分討議されているが、まだ多くの因子、たとえば酸素の拡散、腐食生成物の役割あるいは水素の発生速度などについて不明な点が存在する。本文は塩水中における鉄鋼の腐食機構に関する既往の文献を展望したのち、腐食機構を明確にするのを目的とした新しい実験結果を報告している。

直径 15~25 μ のチップを有する pH 測定用微小ガラス電極と酸素測定用微小銀電極を用いて、静止 3% NaCl 溶液中の鉄表面上に形成された腐食生成物内において液中から鉄表面に向かう pH と溶存酸素濃度の勾配を測定した。浸漬 4 か月後、鉄表面には活性態のアノード面と不動態のカソード面が約 85 対 15 の比率で生じた。アノード面では腐食生成物が形成されるため、これを通して鉄表面へ向かう酸素濃度の勾配が小さく、pH は液中と同じ値を示すが、カソード面では腐食生成物の形成が少ないため、酸素濃度の勾配が大きく、金属表面の近傍では 9 以上の pH 値を示した。これらの事実からみて、腐食反応における主なカソード反応は溶存酸素の電解的還元であつて、腐食機構はこの反応の速度と、第一鉄塩の酸化における酸素の化学的還元とのつりあいを含むという考えを提案している。しかし金属表面におけるアノード反応とカソード反応の速度と両者の支配率を明確にするにはさらに検討を必要とする。(小林豊治)

海洋用途における構造用鋼の腐食性

(R. J. SCHMITT and E. H. PHELPS: J. Metals, 22 (1970) 3, p. 47~55)

腐食は海中鉄鋼構造物の設計に当たつて考慮すべき重要な因子の一つで、多くの場合、比較的簡単な設計の改良によつて激しい腐食の発生を防ぐことができる。また防食法の選定に当たつては長期の経済的効果が得られるように考慮する必要がある。本文は海洋環境における構造用鋼の腐食性とこれらにみられる代表的な腐食現象を解説し、さらに海中鉄鋼構造物に対する各種の防食法を説明している。

種々の暴露条件における各種構造用鋼の長期腐食試験結果によると、海洋大気中や海水の飛まつ帯と潮位帯では構造用炭素鋼より低合金高張力鋼と合金高張力鋼の方が耐食性を有するが、全面浸漬状態では低合金鋼と合金鋼は炭素鋼より耐食性のうえで利点を有しない。海洋環境で経験される代表的腐食現象には異種金属接触腐食、応力腐食割れおよび腐食疲れがある。海洋大気と海水中で行なわれた数種の応力腐食割れ試験の結果では、構造用鋼と低合金鋼は塩化物溶液に対し応力腐食割れの抵抗性を有する。海中構造物の防食法としては電気防食、耐食性金属の外被、コンクリート被覆、有機塗料およびメッキなどが有効である。(小林豊治)

低炭素マルテンサイトの焼もどし

(G. R. SPEIGH: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969) 12, p. 2553~2556)

最近の低炭素マルテンサイトの強度の研究においては

マルテンサイト中の欠陥上への炭素原子の偏析が重要視されている。にもかかわらず現在までこの炭素原子の偏析については研究がとぼしく、正確な偏析の様相は知られていない。本論文においては焼入れ時ならびにその後の焼もどし時のマルテンサイト中の炭素原子の偏析、炭化物の析出および素地の再結晶などについて報告する。

用いた試片は真空溶解によつて得られた 0.025, 0.057, 0.097, 0.18, 0.20, 0.29, 0.39 および 0.57 wt% の炭素含有量の鋼を 0.25 mm に冷間圧延した鋼板で、焼入れは 1000°C からの水中急冷、焼もどしは 25°C から 700°C まで行なつた。この試片について電気抵抗、内耗、硬さを測定し、光学顕微鏡および電子顕微鏡により組織観察を行なつた。この実験結果は以下のとおりである。

(1) 0.2% C 以下の焼入れままのマルテンサイトにおいては、全体の 90% 以上の炭素原子が転位あるいは lath 境界などの欠陥上に偏析する。この偏析は急冷途中におけるマルテンサイト内での炭素原子の拡散によつて説明できる。

(2) lath 状マルテンサイト中の転位密度は $0.3 \sim 0.9 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ である。

(3) 炭素量 0.2% 以上から炭素原子は通常の侵入型位置に入りはじめる。

(4) このため炭素量 0.2% 以上でのみマルテンサイトの正方性が認められる。

(5) 炭素量 0.2% 以下のマルテンサイトを 150°C 以下で焼もどすと炭素原子の欠陥上への偏析はさらにすすむが、炭化物 (ϵ) の析出は認められない。

(6) 250°C 以上での焼もどしではどの炭素量のマルテンサイトも棒状の炭化物 (Fe_3C あるいは Hägg 炭化物) を析出する。

(7) 400°C では棒状炭化物は溶解し、球状 Fe_3C が形成される。

(8) 500~600°C ではマルテンサイト中の欠陥の回復がおこり、針状のフェライトを生ずる。

(9) 600~700°C ではこの針状のフェライトは再結晶し、球状 Fe_3C を含んだ等軸のフェライトとなる。

(藤平昭男)

低合金高張力鋼の変形されたオーステナイトの再結晶挙動

(J. N. CORDEA and R. E. HOOK: Metallurg. Trans., 1 (1970) 1, p. 111~118)

0.21% C, 1.2% Mn 鋼のオーステナイトにおける再結晶挙動に対する Nb と V の効果を、おもに高温引張試験における軟化によつて調べた。試験の手順は次のとおりである。(1) 600°F/sec の速度でオーステナイト化温度に加熱、ある時間保持する。(2) ついで 60°F/sec で試験温度に冷却し、ただちにあるいはある時間保持したのち引張加工する (35% の断面減少が生ずるまで、1 ips のラム速度で引張変形を与える)。(3) ただちに荷重を除いてそのまま試験温度に種々の時間 (t_D) 保持したのち、同じラム速度で破断させる。

最初変形させたときの荷重を L_1 、 t_D 時間保持後破断させたときの最大応力を L_2 とすると、 $(L_2 - L_1)/L_1 \times 100$ (荷重パラメータ) を t_D に対しプロットすることに

よつて再結晶挙動を評価した。荷重パラメータは、 t_D が
ますとともに高い値(再結晶ゼロ)から低い一定の値(100
%再結晶)に低下する。

1315°C × 1min オーステナイト化し、815~925°C で
試験した結果、AISI 1020 鋼にくらべ、V, Nb 処理鋼
は再結晶を遅らせたが、とくに Nb (0.011%) は V
(0.059%) より少量にもかかわらず効果が著しかった。
また試験温度が低いほど再結晶が遅れた。活性化エネル
ギーはおおよそ 45~60 kcal/mol であった。

オーステナイト化温度は、より低い温度である試験温
度における再結晶の速度に大きな影響をおよぼした。
1315°C を 1090°C に下げると再結晶が早くなつた。オ
ーステナイト化温度が低いことによる結晶粒が細かいこ
とのみではこの挙動を完全に説明することはできず、マ
トリクスの Nb や V の含有量やその分布が主要な役割
をはたしているものと考えられる。

試験温度において、最初の引張変形前の保持時間を長
くすると再結晶が早くなつたが、炭化物の析出が生じ、
固溶 Nb, V が減少したためと考えられる。

(金尾正雄)

18% Ni マルエージング鋼の結晶粒度と機械的性質 におよぼす熱処理の影響

(G. SAUL et al.: Metallurg. Trans., 1 (1970) 2,
p. 383~387)

マルエージング鋼の組織と性質に熱処理がどのような
影響をおよぼすかについては多くの研究があるが、この
熱処理中に生じる反応は複雑であり変化に富んでいる。
本論文においては 18% Ni の 250, 300 ksi (175, 210
kg/mm²) 級の 2 種類のマルエージング鋼について、
オーステナイト粒度と機械的性質に熱処理がどのような
影響をもつかについて報告する。

オーステナイト粒度調整のためには 2 種類の方法を行
なつた。その 1 は通常行なわれるオーステナイト化温度
を種々にとる方法であり、他の 1 は初めの方法により粗
粒化した鋼を、別の適当なオーステナイト化温度と M_f
以下の温度との間で加熱冷却することにより微細化する
方法である。通常行なわれる調整法によつては、オース
テナイト化温度の上昇にしたがつて粒度は粗大化し、最
も粗粒のものは ASTM 粒度 1 のものが得られた。他方
250 ksi 級の鋼においては 927°C, 300 ksi 級の鋼にお
いては 1027°C のそれぞれの温度と室温との間で、上記
の ASTM 粒度 1 の鋼を加熱冷却する方法により 1 cycle
で ASTM 粒度 2 から 4, 4 から 5 cycle で ASTM 粒
度 7 の鋼が得られた。この加熱冷却による粒度微細化の
方法は、従来特に効果的であるとは報告されてはいな
かつたものであり、本研究によつて開発されたもので
ある。この cycle 中の加熱温度はその鋼種によつて異なる
ため、応用する鋼ごとに決定しなければならない。

オーステナイト粒度が鋼の引張性質にどのように影響
するかについては室温と 871°C とにおいて調べられた。
室温における試験においてマルエージされた鋼の前オ
ーステナイト粒度は機械的性質に比較的小さいが明らかな
影響をおよぼす。他方高温における引張強さについては
オーステナイト粒度は顕著な影響をもち、特に低歪速度
の試験においてその影響は大きい。(藤平昭男)

低炭素フェライト系鋼の強化における Ni, Cu, Cb の 役割

(R. A. DEPAUL and A. L. KITCHIN: Metallurg.
Trans., 1 (1970) 2, p. 389~393)

低炭素 Ni, Cu, Cb 鋼は析出硬化型鋼として知られ
ており、熱間圧延とその後の時効とにより 63 kg/mm²
以上の強度をもち工業的に有用な鋼と考えられる。本論
文においてはこの鋼中の添加元素のそれぞれの作用を理
解する目的で、化学組成 0.03%C, 0.44%Mn, 0.15%
Si の低炭素鋼を基本鋼としてこれに Ni, Cu, Cb をそ
れぞれ単独あるいは複合添加して、その添加が組織と圧
延直後、圧延後時効の機械的性質にどのような影響をも
つかについて報告している。

Ni, Cu, Cb の添加量は 2³ 直交配列にしたがつて決
定し 3 因子について添加と無添加の 2 水準をとつた。添
加の場合は Ni, Cu, Cb についてそれぞれ 0.9%, 1.3
% および 0.05% とした。熱処理は 1232°C と 816°C
で 25% ずつ続けて圧延後空冷とし、時効は 566°C × 1
hr とした。実験結果は以下のとおりである。

- 1) 結晶粒度は Ni, Cu, Cb の添加によつて微細化
する。
- 2) Ni, Cu, Cb の単独添加によつて圧延ままの降伏
強さは基本鋼の 28 kg/mm² からそれぞれ 35, 43 およ
び 35 kg/mm² に増加する。
- 3) 時効にともなう降伏強さの増加は事実上 Cu を添
加した鋼においてのみ認められた。
- 4) 以上から、Ni, Cb による強度増加はおもに結
晶粒の微細化と固溶体硬化によるものと考えられる。
- 5) Cu を添加した鋼が、Cu を含まぬ鋼よりも圧延
ままの状態以降伏強さが大きいのは、圧延後の冷却中に
時効硬化が起こるためと考えられる。
- 6) Ni-Cu-Cb 鋼における Cu によると思われる時
効前後の降伏強さの増加は 10.5 kg/mm² に達する。
- 7) Cu を添加した鋼ではシャルピー衝撃値の遷移温
度は上昇するが、Ni 添加によつて遷移温度は下がるた
め、Ni-Cu-Cb 鋼においては圧延ままで -62°C, 時効
状態でも -30°C であった。

(藤平昭男)

窒化によるオーステナイト系ステンレス鋼の分散強化 (L. E. KINDLIMANN and G. S. ANSELL: 1 (1970) 2, p. 507~512)

オーステナイト系ステンレス鋼の強化の方法を開発す
る目的で、2%までの Ti を含む各種 Fe-Cr-Ti 合金の
薄板中に安定な窒化物を分散させるための NH₃ ガスに
よる窒化条件 (870~1210°C) と合金組成の影響を研究
した。

窒化にともなつて析出する窒化物の粒子は素地オース
テナイトと非整合ではあるが方向性をもつ TiN である。
この TiN の粒子間距離 (IPS と略記) は一般に吸収面
からの深さが増すと直線的に増加するが、組成、窒化温
度がこの直線にどのように影響するかを調べた結果、
IPS が最小である条件は 18Cr-12Ni-2Ti 鋼を 1040°C
付近で窒化した場合であつた。Ni はその量を増すに
したがつて窒化速度が減少し、IPS 直線の勾配も大きくな
るので 12% 以上の Ni 量の鋼では板厚を 10 mm 以下
とし、Ni 量の増加とともに板厚は薄くしなければなら
ない。

窒化にともなう TiN の析出によつて室温と高温における機械的性質は顕著に改善され、特に高温においては 1200°C 付近まで有用な鋼が得られた。一例として 1093°C における機械的性質は 0.2% 耐力 7~14 kg/mm², 引張強さ 10.5~17.5 kg/mm² であつた。

窒化に要する時間が短く、しかも高強度の鋼を得るための最適条件は 18Cr-12Ni-2Ti 鋼の 5 mm 厚板を 1040°C 付近で窒化した場合であつたが、実用的見地からここに得られた 5 mm 厚の板を熱間圧延によつて圧着してより厚い板を製造することを試みた。本研究においては 60 mm 厚の試片を圧着により作製して機械的性質を調べたが、この熱間圧着処理は組織的には IPS を増加し、強度の低下を予想させた。しかしながらこの IPS の増加は加工率と焼なまし処理を少なくすることによつて、かなり阻止され、圧着前の強度が保持されることが判明した。

一方、この圧着材についてクリープラプチャー強度を求めたところ、その値は窒化ままの板材よりも大きく、この原因は圧延中に生じた粒界の性質の変化によるものと考えられた。また、このラプチャー強度を現行の諸超合金と比較したところ、高温用工業材としても十分な強度をもつことが判明した。
(藤平昭男)

—物理冶金—

溶鉄中の窒素の溶解度、活量および活量係数におよぼす温度の影響と添加元素の効果

(H. D. KUNZE et al.: Metallurg. Trans., 1 (1970), p. 281~290)

近年、異なる条件下での窒素溶解度を統一的に説明しようとする試みがある。E. C. NELSON は正則溶液の仮定の下に、

$$\log \% \underline{N}_T = -1.174 - \frac{306}{T} - \frac{1873}{T} \log f_{N,1873} \dots\dots\dots (1)$$

を提案している。CHIPMAN らは相互作用母係数とエンタルピーやエントロピーの相互作用係数の間には、

$$\eta_N^{(Xi)} = 15000 c_{N,1873}^{(Xi)}, \quad \delta_N^{(Xi)} = 3.44 e_{N,1873}^{(Xi)}$$

の関係があり、NELSON の仮定を否定し、

$$\log \% \underline{N} = 1.25 - \frac{188}{T} - \left(0.75 + \frac{3280}{T} \right) \cdot$$

$$\sum e_{N,1873}^{(Xi)} \cdot \% Xi \dots\dots\dots (2)$$

を提案している。窒素溶解度と活量係数は温度に依存し合金成分の活量係数に与える影響は C. WAGNER の方法によつておるが、複雑な合金元素間の相互作用については無視しており合金元素の濃度に適用限界をもつておる。CHIPMAN らの結果に反し、TURNOK らは自分達のデータを基礎に $JH' = 543.4 + 18750 \log f_{N,1873} + 7241 (\log f_{N,1873})^2$ を得、

$$\log \% \underline{N}_T = \log 0.045 - \log f_{N,1873} + \frac{JH'}{4.575} \cdot \left(\frac{T - 1873}{1873T} \right) \dots\dots\dots (3)$$

提案しており、1600°C における 5 合金元素の活量係数に対する効果を Taylor 級数を含む式で示している。以上の (1)~(3) 式では温度 T におけるすべての合金元素

の影響を述べるために 1600°C におけるその組成の活量係数を算出しなければならない。従来の方法はきわめて複雑であるうえ、合金元素が比較的低濃度でなければならなかつた。SHÜRMAN, KUNZE らは従来の方法の限界を克服する、多元素合金中の窒素の活量係数を算出する新方法を提案した。すなわち合金成分の炭素に対する当量濃度 $\% [C]_N^{(Xi)}$ を使い多元系の合金元素を $\% [C]_N^{(Z)}$

$= \sum_{Xi=1}^{Xn} C_N^{(Xi)}$ とし、 $\Delta H'$ を炭素濃度に関する参照曲線より求める方法で、あらゆる合金成分の影響を Fe-N-C 系に換算する方法である。これにより $\log f_{N,1873}$ を容易に算出でき、(1)~(3) 式により異なる温度の窒素溶解度を求めることができる。また、著者らは、既報のあらゆるデータの詳細な検討により、 $\Delta \delta' = 5.9 + \Delta H' / 3746 \pm 1 (\text{Cal}/^\circ\text{K} \cdot \text{g} \cdot \text{atm})$ を得、 $\log \% \underline{N}_{Xi} = \Delta S' / 4.575 - \Delta H' / 4.575T$ と結合して、 $\log \% \underline{N} = -5.9 / 4.575 - \Delta H' / 4.575(1/T - 1/3746) - 1.290 - \Delta H' / 17140$ を得、 $\Delta H' = 1150 + 2018 (\% [C]_N^{(Z)}) + 51.42 (\% [C]_N^{(Z)})^2$, $0 < \% [C]_N^{(Z)} < 6.0$, $\Delta H' = 1150 + 2018 (\% [C]_N^{(Z)}) + 38.57 (\% [C]_N^{(Z)})^2$, $0 > \% [C]_N^{(Z)} > -12.0$ また、 $\% [C]_N^{(Z)} = \% C + 0.43 (\% \text{Si}) + 0.39 (\% \text{P}) + 0.10 (\% \text{Ni}) + 0.07 (\% \text{Co}) - 5.88 (\% \text{Ti}) - 5.36 (\% \text{Zr}) - 0.87 (\% \text{V}) - 0.57 (\% \text{Nb}) - 0.38 (\% \text{Cr}) - 0.28 (\% \text{Ta}) - 0.16 (\% \text{Mn}) - 0.10 (\% \text{Mo}) - 0.01 (\% \text{W})$ を得た。これらの式より算出した $\log \% \underline{N}$ と既報の実験値と比較してきわめてよい一致をみた。
(世良田勝彦)

疲労した鉄結晶中のセル組織の形成

(F. V. LAWRENCE, Jr and R. C. JONES: Metallurg. Trans., 1 (1970) 2, p. 367~376)

疲労中の下部組織の発達と疲労現象を関係づけることを目的とし、鉄単結晶を用いてエッチピット法と透過電子顕微鏡観察により、高サイクル疲労の割れ発生に至る過程に重点をおいて研究した。

Ferrovac-E のストリップから、ひずみ焼なまし法によつて作つた単結晶を用い、放電加工により試料を切出して平面曲げ疲労試験し、S-N 曲線、塑性ひずみ振幅の変化、および転位の挙動を調べた。最初の約 1000 サイクルまでの第 I 段階では、ひずみ振幅の増加、すなわち軟化がみられ、転位密度は約 10⁶/cm² から 10⁹/cm² に増加する。この段階では、新しい易動転位の数が増加することによつて疲労軟化が起きるが、セル組織はまだ形成されない。つぎの約 1000~5000 サイクルの間では、ひずみ振幅が一定となり、転位は未発達の亜粒界に集合しはじめる。単結晶の内部に含まれた島結晶の近くにはよく発達したセル組織が現われているのが観察された。第 III 段階においては、ひずみ振幅はある下限値まで減少し、割れが発生するまでその状態が保持される。第 II 段階で生成した未発達の亜粒界の数が増加し、しだいに連続したセル組織を形づくる。これらのセル組織はしだいに細かになり、最終的な一定の大きさに近づく。また一次セルの中にさらに細かな亜粒界もみられた。疲労クラックはこの第 III 段階で初めて見いだされ、島結晶の付近と端部の亜粒界のセル壁中に発生する。セル組織の形成は転位密度がある限界値に到達したと

きに生じ、塑性ひずみの局所的な大きさ、すなわち転位の集積率に依存する。連続的なセル組織の発達と塑性ひずみ振幅の大きな減少が一致することは、これらの下部組織と疲労硬化現象との関連を示している。第Ⅱ段階において、セル壁中に新しい転位が追加され、転位密度と亜粒界の結晶方位の相違が大きくなるのがエッチ効果から推定された。セル粒界の結晶方位の差と相対的粒界エネルギーの減少、あるいはそのいずれかによつて、試料素面のセル壁中に割れが発生するものと思われる。

(青木孝夫)

一分 析

マイクロアナライザーによる酸化物の定量分析

(E. KOHLHAAS and F. SCHEIDING: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 1, p. 97~101)

現在、鋼中の非金属介在物の同定にはマイクロアナライザーが使用されることが多いが、とりわけ 30~50% くらいの酸素と化合した種々の元素の酸化物がしばしばその対象となつている。たとえば、Al, Si, Mg, Ca, Na, K, Ti, Mn, Cr, Fe, W などであるが本報告では、これらを含む多くの酸化物について定量分析(酸素およびその反応の相手について)を行ない、いくつかの元素についてはその質量吸収係数を求めている。また、スラグの分析も実施して所見を記している。

一般に酸素の反応の相手についても、また酸素自身についても、マイクロアナライザーによる分析結果は予想された値とよく一致している。多くの研究者によれば、酸素標準の測定やそれに対応する補正計算から酸化物の定量分析を正確に行なうことは無理であるとされてきたが、本研究によれば補正基準の不備による誤差はさほど大きなものではないことがわかつた。しかし、Mn, Fe, Co, Ni の酸化物中の酸素の分析などのように差異がみられる場合もあつた。

元素の原子番号にともなう酸素の K_{α} 線の質量吸収係数の変化については、すでに HENKE が原子番号 22 くらいまで調べているが、ここでは 24 の Cr から 74 の W までのいくつかの元素を調べた。Cr から Mo までは質量吸収係数は単調に増加し、それから Sb までは急速に減少するが、その後 W まではゆるやかな増加を示した。

鋼中のスラグに関しては、冷間圧延した MnSt 2 鋼と 85CrMo 7 鋼中のスラグ、すなわち、 $MnAl_2Si_2O_8$ 、

Mn_2SiO_4 , $FexMn_{1-x}O$, $MnCr_2O_4$, SiO_2 などについて各成分元素の分析を行ない、さらに顕微鏡写真によつて各スラグの形状や分布状態を示した。(中村皓一)

—そ の 他—

連続亜鉛浸漬メッキラインのエア噴流法によるメッキ量コントロールの開発

(J. J. BUTLER, D. J. BEAM, and J. C. HAWKINS: Iron Steel Engr., 47 (1970) 2, p. 77~86)

連続亜鉛浸漬メッキラインにおいて、亜鉛付着量のコントロールは従来、コーティング・ロール法によつて行なわれてきた。この方法は、均一な付着量のコントロールがむずかしいうえ、付着量やコーティング・スピードが制限される欠点を持つ。そこで Jones & Langlin Steel 社はコーティング・ロール法に変わるものとして、流体ワイピング法を採用した。そして究極の目的を：

1) 付着量に及ぼす変動要因のコントロール。

2) 付着量 0.1~1.25 oz/ft²/片面

3) コーティングスピード 50~500 fpm

4) ストリップ幅方向の付着量の均一化

5) ストリップ幅 26~60 in

6) ディファレンシャル量、最大 1.0 oz/ft² とした、連続亜鉛浸漬メッキラインの開発を進め、ACC (Air Coating Control 法と呼ばれる方法を実用化した。この ACC 法は、亜鉛浸漬浴から出た直後のストリップに、スリット状に近いノズル口を通してエア噴流を衝突させ、亜鉛付着量をコントロールするものである。亜鉛付着量を決定する変動要因式として、亜鉛付着量 (oz/ft²/片面) = $C_1 + C_2 + C_3 + C_4$ を得た。ここで C_1 : ノズル口形状、ストリップ素面粗さ、亜鉛浴温度、ストリップ中で変化する定数、 C_2 : エア噴流速度 (cfm)、 C_3 : コーティング・スピード (fpm)、 C_4 : ストリップからノズルまでの距離 (in.) である。ピッツバーグ工場の連続亜鉛浸漬メッキ・ラインに ACC 装置を設置して、コーティングスピードは最大 500 fpm まで増加でき、また付着量コントロールはコーティングロール法に比較し正確な制御が行なえると同時に幅方向も含めた付着量のバラツキを約 33~50% 程度縮小させることが可能となつた。なお 2 カ月間の稼働による設備費、維持費は、コーティングロール法によるそのほぼ 1/5 であつた。さらに前記の変動要因式を用いて、付着量のアナログ制御を行なうことを検討中である。

(広瀬輝雄)