

ることが報告された。

相馬（東大）は実験条件、とくに還元ガス濃度が実際の高炉の場合と相違していることについてどのように考えるかと質問した。本研究結果より炉内溶融帯の状況を説明するつもりはなく、解体調査結果と結びつけながら明らかにしてゆきたいと答えた。

吉井（北大）は溶融体中の成分の分布の不均一は活量の変化で説明できるのではないかとの意見を述べた。活量のデータが不十分なため明らかにできないが、溶融スラグをガス還元した場合の濃度変化と傾向は合っていたことであつた。

近藤（新日鉄基礎研）は高炉原料の予備還元率と溶け落ち温度およびスラグ組成との関連を調べた結果では還元率が低い場合には FeO 含量の高いスラグが低温で先に溶け落ち、還元率が高い場合には高温でスラグとメタルが同時に溶け落ちる現象が見られたことを、そして広畑第 1 高炉の解体調査でも両形式の溶け落ち状況が観察されたことを報告した。川鉄における実験でも同様な結果が得られたとのことであつた。

小野（九大）は還元が進み金属鉄が生成しはじめると還元速度が小さくなることの機構についての考えを質した。1250°C、還元率 55% のペレット表面を調べると金展鉄は緻密であり、内部から滲みだしたと思われるスラグに包まれていることが観察され、反応面積が小さくなるのが還元速度の小さくなる主要原因であろうと答えた。

#### 討論 4. ガスを介しての硫黄の反応と溶融帯の挙動

吉井（北大）は石灰焼結鉱を Ar-H<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>S-CO ガス気流中で加熱し、還元と同時に起こる S の吸収を検討した結果について報告した。加熱時間 60 min の実験においては S は低温（1000°C 以下）では還元された鉄中に吸収されるが、高温では生成されたスラグにも吸収されるようになり、1400°C では半溶融あるいは溶融した鉄は炭素飽和であり、スラグ中の FeO も少なく (S)/[S] は平衡値に近いことが示された。

日野（東北大）はスラグ中へのガスよりの S の溶解には  $p_{O_2}$  の影響が大きいと考えられるが  $p_{O_2}$  の値はどうであつたかと質問したのに対し、強還元性雰囲気であつて  $p_{O_2}$  は  $10^{-16}$  atm 程度で RICHARDSON らの言う sulphur capacity の範囲である。メタルおよびスラグへ吸収された S については  $(CaO) + [S] \rightarrow (CaS) + (FeO)$  反応の平衡関係により (FeO) が低いとメタルの S 吸収は少ないことになると答えた。

榎谷（川鉄技研）は 1400°C での実験では急速還元、急速滲炭によつて短時間のうちに溶融した鉄の S 吸収であるから、低温領域をゆつくり通過する場合の S 吸収とは事情が異なるのではないかと、高炉の溶融帯のスラグにはかなりの FeO が含まれるのでスラグによる脱硫は期待されないのではないかとの意見を述べた。この点について吉井は 1400°C の場合 C の高い溶鉄と FeO の低いスラグとが接触して存在していたので反応ガスとの接触は十分だつたと考えていること、急速還元であるので S を吸収しやすい FeO の生成が早い、この時期から最終状態にいたる過程については更に研究を要すると述べた。さらにスラグによる脱硫に関しては、溶融帯では FeO が溶融スラグの生成に関与するが、溶鉄の滲炭量も

多く、溶融に接触するスラグ中の FeO は急速に還元されるので効果的な脱硫が期待されると思うと述べた。

今回の討論では貴重な解体調査結果が 2 件報告されたが溶融帯附近の状況は対照的に相違するものであつた。溶融帯の生成は装入原料操、業法に大きく影響され、その位置も一定ではない。したがつて炉内状況を推定する場合には操業との関連に留意することの必要性、またメタル、スラグの組成変化についても慎重な検討が必要なが明らかになされた。さらに多くの解体調査のデータが望まれる次第である。

溶融帯附近の反応に関して興味ある実験室的研究が 2 件報告されたが、この種の実験の困難を克服して研究を押し進める必要性が痛感された。

## II. 溶鋼の複合脱酸について

京都大学工学部 工博 座長 盛 利貞

鋼が製造されるかぎりなくならない研究テーマが溶鋼の脱酸である。このテーマを主題とする討論会は 3 年おきに開催することになっている由で、本年はちょうど開催の年に当たっている。問題はいろいろあるが、最近注目されてきた複合脱酸に焦点をあてて企画することにしたところ、5 件の講演応募があつた。いずれも内容が充実しており、どれを省くというわけにもいかないので、すべて講演願うことにした。以下講演の内容と討論の要旨を述べ、さいごに問題点をまとめて報告としたい。

#### 討 5. Al-Si および Ca-Si 合金による鋼の複合脱酸について

吉田千里は Ca-Si, Al-Si 2 種類、Al および Si を用いて、攪拌浴またはほぼ静止浴の条件で Ar 中または大気中でそれぞれ脱酸を行ない、鋼浴中 O と保持時間との関係を求めて複合脱酸の効果を検討した。

攪拌浴 Ar 中での脱酸においては Al 単独の方が Al-Si 合金より有効で、大気中での脱酸は Al 単独脱酸の場合には添加 2~3 min 後には再酸化が起こり、いつぼう Al-Si 添加の場合は Al が 0.3% 以上であれば 10 min 程度までは Si が溶鋼の再酸化を防止する。つぎに準静止浴 Ar 中での脱酸については、Al-Si 複合脱酸剤の方が早期に脱酸する。Al 単独添加ではアルミナクラスターが Al の拡散を妨げるが、Al-Si 添加ではクラスターが小さく Al, Si の拡散が容易である。Si が増加すると溶鉄とアルミナとの界面エネルギーが低下するためにクラスター化を防止すると推定している。まとめとして Al, Ca は脱酸の初期に効果が強いが、Si は後期に再酸化を防止し、Ca-Si より Al-Si が再酸化防止に良いとしている。

坂尾弘は Al 単独脱酸と Al-Si 脱酸とのちがいは脱酸反応による熱効果の差、したがつて対流の強弱が影響するのではないかと質問し、梶岡博幸は脱酸剤の歩留、溶解速度、脱酸剤添加後も O 量が高い理由、Al-Si 添加で再酸化が防止される機構などについて訊ねた。回答をつぎに要約する。

1. 脱酸反応の熱効果に伴う対流が介在物にいかなる影響を及ぼすかを考えると、a) 固体脱酸剤の溶融と b) 溶融した脱酸剤すなわち Al, Si などの溶鉄中への溶解と脱酸反応の 2 段階に大別できる。Al-Si は Photo,



AS 3-1



AS 4-1 ×50 (5/8)

Photo. 1. Microstructure of Al-Si alloy.

1に示すとおり枝状の初晶  $\alpha$ -Si と共晶とからなり, Si 含有量が大きくなるほど Al の歩留が改善される. このことから a の段階が b よりも影響が大であろう. 熱効果に伴う対流は b の段階に属すると考える.

2. るつぼからの O の溶け込みとアルミナの懸濁などのため O 量が大きくなったが, 実験は脱酸状態の比較に重点をおいた.

3. 脱酸剤添加後の Si と O との間に密接な関係が認められることから, Si は大気から入る O を補足する効果が大きいと考える.

4. 溶鋼中の O 量の低い例として 20 t のエルー式電気炉による溶解例を示し, この場合も Fe-Al-Si 合金脱酸が安定性があり, ばらつきが少ない.

討 6. Ca-Si-Al 基複合脱酸合金で処理した Al キルド厚板用鋼中の介在物の挙動

垣生泰弘は介在物が問題となりやすい Al キルド厚板用鋼を対象とし, LD 転炉鋼を Al, Ca-Si-Al, Ca-Si-Ba-Al あるいは Ca-Si-Mn-Al で脱酸し, RH 脱ガス処理して複合脱酸剤の効果を検討している. 主として 100 t 溶鋼に関する現場実験と, 介在物の形態調査のための 20 kg 試験溶解との結果である. O は最初に 600 ppm 前後で, 脱酸剤添加後はすべて  $70 \pm 20$  ppm 程度に低下し, 脱ガス処理約 10 min で  $20 \pm 4$  ppm になる. 介在物は Al 脱酸の場合少数のアルミナクラスターと不定形の  $Al_2O_3$  粒子で, Ca 系合金による複合脱酸の場合はクラスター, 不定形粒子のほかやや大きい球状介在物が存在し CaO が含まれている. 介在物の面積率は脱ガス前では Ca-Si-Mn-Al 脱酸が多少悪いが, 脱ガス後はいずれも  $0.003 \sim 0.005\%$  前後で差はない. アルミナクラスターも脱ガス処理後は脱酸剤の差がなくなり, 組成も脱ガス後はスペサタイトに近いものに変化し差はない. 結局脱ガス攪拌処理を行なう場合は従来の Si, Mn 添加後 Al 単独脱酸で清浄な鋼がえられ Ca 系複合脱酸

剤の特別な効用は認められないと論結した.

満尾利晴は脱ガス処理する場合には製鋼温度で高い Ca 蒸気圧を示す脱酸剤の使用はその効果を削減する危険性がないか. 脱酸剤の種類と鋼板の超音波探傷結果との関係, Al 脱酸のみ鑄型中で大型介在物が増加しない理由などについて質問し, 裕川典雄は脱酸剤の種類いかにかわらず脱ガス処理前に  $\Delta O$  が  $70 \pm 20$  ppm となる理由について, また川和高穂は脱ガス処理による介在物の浮上分離係数  $k$  の絶対値が小に過ぎないかと質問し, さらに脱ガス処理する場合の脱酸作業の改善策として Al ワイヤーフード法<sup>1)</sup>を紹介した. 坂上六郎は介在物の浮上分離と脱ガスのさいの溶鋼の攪拌との関係について意見を述べた. 回答をつぎに要約する.

1. Ca 系合金は脱ガス処理前に添加すれば Ca の効果を減ずることはないと思う.

2. 早期発熱高発熱型押湯保温剤を使用することもあり, どの脱酸剤の場合も超音波欠陥はない.

3. Al 脱酸の場合は浮上分離した大型介在物量と空気酸化または耐火物溶損により生成した大型介在物量とがほぼ等しかつたために見掛け上増加しなかつたと考える. (それなら脱ガス終了時にもつと低い介在物レベルまで低下してよいのではないかと満尾は意見を述べた.)

4. 脱酸剤中の Al 量が主として脱酸のレベルを支配するためと考える.

5.  $k$  の値に誤りはなく, RH 脱ガスの方が Ar 吹き込みの約 2 倍である. RH 処理中の Al 減少量は約  $0.001\%/min$  で低いため到達 O 量が低くなると考える. 脱酸作業の改善策として脱酸剤の添加方法, 順序などを研究する余地はあろう.

6. 現場の取鍋は溶鋼深さが 2 m 以上もあり, 介在物の分離に対する Stokes 法則の寄与は小 ( $k \approx 0.002 \text{ min}^{-1}$ ) で, 攪拌による分離効果が大きいと思う.

討 7. Al 系複合脱酸による溶鉄の脱酸挙動

小山伸二は高周波炉により Ar (+H<sub>2</sub>) 雰囲気中で純鉄 4 kg を溶解し, O 量を 400~500 ppm に調整して Al 合金, CaO, CaF<sub>2</sub> などの酸化物, 弗化物と Al の混合物, 粉末あるいは粒状 Al を Al $\approx 0.15\%$  になるよう添加し脱酸挙動を調べた. その結果, (1)脱酸剤添加後 1 min 程度まではほとんど脱酸が進行せず, その後次第に脱酸が進行する A 型, (2)脱酸剤添加直後から急速に脱酸が進行 C, O 量が低下してのち脱酸速度が小となる B 型, (3) A と B との中間に属する C 型の 3 種類に大別した. Al, Al-Ca, Al-CaO は A 型, Al-Mn (1:9), Al-(CaF<sub>2</sub>+NaCl) は B 型, Al-Mn (1:1), Al-Si-Mn (1:0.2:0.8), Al-BaO は C 型である. 脱酸直後の介在物の形態は A 型では小 ( $2\mu$  以下) なるものが単独に分散しており, B 型では脱酸直後から  $100\mu$  程度の大きなクラスター状  $Al_2O_3$  の生成が顕著で, C 型ではその中間の傾向を示す. 抽出介在物の X 線回折結果から, 脱酸初期の小さな介在物は低温型アルミナ  $\theta$ ,  $\delta$ ,  $k$  が多く, クラスターを形成する介在物は  $\alpha$ - $Al_2O_3$  と考えている. 低温型アルミナの生成機構が Al 脱酸の機構を考えるうえで重要であると述べ, さらに強制攪拌の条件下ではどの脱酸剤の場合もアルミナクラスターの生成が顕著で低温型アルミナの比率は小である. 20% Al を含む

Si-Al-Ca-Ba, Fe-Al-Si-Mn-Ca を 0.24% 以上添加すると B 型に, 0.12% 添加すると A 型になるとしている。

坂上六郎は Al 脱酸における核生成過程, 低温型アルミナの生成機構, 脱酸後の保持時間中の Al, Si, O の濃度変化とアルミナの形態との関連性などについて質問し, 裕川典雄は SAMARIN の文献<sup>2)</sup>を引用して Al-Mn 脱酸の場合にスピネルが生成しなかつたか。これがクラスターの生成に影響するのではないか。また Al-Mn 脱酸剤の最適組成などについて訊ねた。さらに岩本信也は低温型アルミナの同定方法, 生成機構について意見を求めた。回答をつぎに要約する。

1. 低温型アルミナの生成機構について確定的なことはいえないが,  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の生成には大なる過飽和を必要とし, このような条件下では安定構造の  $\alpha$  よりも不安定構造の低温型アルミナが核生成しやすい場合があるのではないか。

2. 脱酸後の保持時間中に SiO<sub>2</sub> の還元により Si は次第に増加するが, Al の変化は顕著でない。また Al の減少とアルミナの形態変化との関係は明確ではない。O の変化との関係は調べていない。

3. 低温型アルミナのうちのスピネル型のもは  $\gamma$  があり,  $\eta$  あるいは  $\delta$  もスピネル型とする考えもある。Al-Mn 脱酸の場合に低温型アルミナが本実験では少ないので SAMARIN の結果とは一致しない。Al-Mn(1:9) の場合には介在物中に MnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系のものが認められるから, クラスター化を助長することは考えられる。Al-Mn 合金の最適組成は調べてはいないが, MnO による核生成の助長の効果, 組成による Al-Mn の熔融温度の変化と均一溶解性などを考え合わせると最適組成域が存在するだろう。

4. ASTM カード所載の  $\alpha$ ,  $\theta$ ,  $\delta$ ,  $k$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の各数値を同定に用いた。回折ピーク高さの比を求める場合に用いた格子面間隔値はそれぞれ  $\alpha$ : 2.085,  $\theta$ : 2.01,  $\delta$ : 1.986,  $k$ : 3.04 Å である。回折強度が大でかつ分離可能なものを選んだ。PLUMMER<sup>3)</sup>の研究では熔融したアルミナが凝固過程で  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> への変態が阻止されて低温型アルミナとなる理由について完全には説明されていないが, いったん熔融した場合に冷却条件によつては低温型アルミナが生成する事実は否定できないと思う。そのかぎりでは PLUMMER の実験からただちに宮下らの考え方を否定することはできないと思う。1 次脱酸生成物としてハーシナイトを考慮しなかつた理由は a) 養輪ら<sup>4)</sup>の実験条件に必ずしも対応しないこと, b) X線回折結果でもその生成が認められないことなどである。ただし養輪らの指摘した機構も条件によつては考える必要がある。

#### 討 8. ステンレス溶鋼の複合脱酸について

鈴木是明は 18-8 ステンレス溶鋼を 10 t 電気炉で溶製し炉内 Al 脱酸ののち, 取鍋で Ca-Si-Ba-Al を 0.3 および 0.8% 添加し, Al 脱酸のみの場合と比較した。鋼塊は 1.4 t 角型である。鍛造材ではアルミナクラスターによる欠陥は観察されなかつたが鑄放し状態では Al 単独脱酸の鋼塊は欠陥が多い。複合脱酸剤を添加するとアルミナクラスターの数が減り, 長さも短くなる。つぎに Fe-1%P 合金溶体を用いて固液共存の温度範囲に保持し凝固途中のクラスター生成状況を調べたところ Al

単独の場合と複合脱酸剤使用の場合とであまり差がなかつた。したがつてこの複合脱酸剤は添加初期のクラスター化の抑制に効果があると結論している。

不破祐はこの複合脱酸剤中どの成分がアルミナクラスターの抑制に効くと考えるか。脱酸剤中の Si が高い理由は不破らの実験では Al, Al-Ba, Al-Ca, Al-Ca-Ba を添加した場合, 介在物の形状分布に大きな変化は認められないが,  $\Sigma$ O は Al-Ca-Ba が最低で Al-Ba では 0.01% 前後で高値を示したと述べ, 丸橋茂昭は 1.4 t 鋼塊と 2.5 kg 鋼塊とではクラスターの分布傾向が一致しないと思うがどうか。Ca-Si-Ba-Al はクラスターを形成しないのかあるいは浮上が速いのか。2.5 kg 鋼塊の中心部にクラスターが少ない理由。また複合脱酸剤を用いるとクラスターを形成するアルミナ粒子の絶対量が少ないと解釈できないかなどを訊ねた。回答をつぎに要約する。

1. クラスター化の抑制に効くのは Ca で, Al は O 量の低下に寄与し, Ba は Ca の効果を持続させる作用を持つと思われる。Si は市販品中にすでに含まれていたもので, とくに高くしたのではない。

2. 2.5 kg 鋼塊の凝固時間は 30~50 sec 程度なので凝固過程に軸心部に介在物が集まることはないので分布傾向は異なる。複合脱酸剤を使用すると Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO 系の球状に近い低融点酸化物が生成し, 浮上速度が大きいためクラスターが形成されるに至らない。浮上除去量の多いことはアルミナ粒子の絶対量の減少にもなると解釈できる。

#### 討 9. 複合脱酸による 17%Cr ステンレス鋼の品質の改善

矢野修也は 17%Cr 鋼板の塩水噴霧試験後の発錆部を調査し発錆部起点介在物にアルミナが多いことを認め, いつぼう鋼板の曲げ性を劣化させる介在物はマンガンシリケートのストリンガーであるから, まず CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 系の合成スラグの 5% NaCl 水溶液中の溶解量変化を調べ, TiO<sub>2</sub> 添加の影響ならびに各種硫化物の溶解性を検討した。その結果 CaS および CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系介在物は発錆を促進するが SiO<sub>2</sub> を増加させると介在物の溶解量が減少することを認めた。この知見を実操業に応用して硫化物系介在物のリング状析出を抑制する限度を S=0.004% とし, さらに Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の析出限界濃度を Al=0.004% と決定し, Al の代わりに Mn-Si 複合脱酸を行ない Mn/Si を 0.7 以下にして介在物を SiO<sub>2</sub> にするかまたは Mn/Si を 1.4 以上にしてマンガンクロマイト系介在物を析出させるかのいずれかによつて耐錆性と曲げ性ともに優れた鋼板が得られるようになったと報告した。

森久に代わつて梶岡博幸はアルミナ単独で発錆の起点となりうるか。もしなるとすればアルミナと地鉄との間に生じた空隙が発錆に悪影響を及ぼすのではないか。またもしアルミナ自体が発錆の起点とならないとすれば Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO-硫化物の複合介在物の生成あるいはその組成が影響すると考えられないか。鋼中の  $\Sigma$ Ca, 介在物中の CaO 量はどれ位かと質問した。回答をつぎに要約する。

1. アルミナのみで発錆の起点となりうるか否かを実

験的に明確に示すことはむずかしいが、つぎの例がある。アルミナは硬さが大でクラスター状に分布し鋼板表面の粗さを悪くする。表面粗さが悪くなると発錆が顕著になる。マンガンクロマイト系介在物はアルミナほど硬くなく、クラスターにもならないので表面粗さも悪くならない。CaO+MnS の共存下に Al が加わると  $Al_2O_3 + CaS$  を生成しアルミナの周囲に CaS が存在する場合があるが、つねに (Ca, Mn)S が存在するとはかぎらない。マンガンクロマイト系介在物を含むよう制御した鋼中の Ca 量は 1 ppm 以下である。

討論概要は以上であるが、質問内容も回答も紙面の都合で大幅に短縮したため微妙なニュアンスが必ずしも出ていない恐れが多分にあるが御諒承願いたい。

講演の内容全般として、a) 複合脱酸剤はなぜ効果があるのか。その理論的検討、b) 脱ガス処理を併用する場合の複合脱酸剤の寄与、とくに蒸気圧の大なる金属たとえば Ca, Sr などを含む脱酸剤の効果の有無、c) 鋼中の IIa 族金属元素の分析方法、d) これら金属元素の酸化物、硫化物などの介在物の検鏡方法、熱力学的数値すなわち脱酸、脱硫の平衡値などについて新しい知見がえられまた今後の研究に待たねばならない問題点が提起された。

おわりにこの討論会に参加された講演者、討論者に厚く御礼を申し上げます。

#### 文 献

- 1) 根本秀太郎, 川和高穂, 佐藤秀樹, 阪本英一: 鉄と鋼, 58(1972), p. 387
- 2) A. M. SAMARIN: 鋼の脱離の物理化学的原理, (1964), p. 53
- 3) M. PLUMMER: J. Appl. Chem., 8(1958), p. 35
- 4) 裴輪晉, 山田守, 加藤誠: 鉄と鋼, 51(1965), p. 22309

### III. 鋼およびステンレス鋼の耐海水性

東京大学工学部金属工学科 工博

座長 久松 敬弘

海水中における普通鋼の定常腐食速度は、重量減少が全表面で均一におこっている(均一腐食)を仮定すれば  $0.1 \text{ mm/year}$  であり、これは化学装置材料の A 級に合格するものである。したがって海水中における鋼の腐食の問題点は腐食の局在化にあり、低合金耐海水鋼はこの観点から見て普通鋼にまさるものでなければならない。討論講演 15, 16 はこの問題に関するものであつた。海中構造材料または海水を扱う装置材料としてのステンレス鋼にあつては、もつぱら局部腐食のみが問題となり、今回は割れの問題を討論対象から外してあるので、実質的に孔食とすきま腐食が問題とされ、討論 17, 18 はこれに関係したものである。

討 15. 「耐海水鋼の局部腐食挙動」(玉田, 日本鋼管) は含 Cr 低合金鋼の海水中 5 年までの浸漬実験における挙動をしらべたものである。普通鋼でも海水のような条件では、浸漬初期に表面のある面積は「不侵食」であるが、時間の経過とともにこの「不侵食」部は事実上なくなってしまう。ところが 4%Cr 鋼ではこの「不侵食」部(これをマクロカソードと呼ぶ)は 1 年後で 65%, 5 年

後でも 10% の面積をしめる。このような腐食の局所化に対する Cr 他の添加元素効果についてのべた。岡田(新日鉄), 梶野(東工試), 下平(東北大金研), 久野(川鉄), 門(新日鉄)らの討論は腐食の形態、添加元素の効果についてであつた。

討 16. 海水腐食による鋼表面の不均一性と腐食速度の相関について(清水, 川鉄技研)において提出された主要な問題点は次のようである。上述のようなマクロな腐食局在化は同じ鋼についても、浸漬する場所により異なる事実がある。1 年間浸漬で千葉県千倉海岸では 16 鋼種のマクロアノード面積率(=1 マクロカソード面積率)が  $0.8 \sim 1.0$  のせまい範囲にあるのに、千葉市海岸では  $0.4 \sim 1.0$  と広く分布している。さらに 1 年後の腐食減量とマクロアノード面積率との間には明らかに相関がある。このことについての考察を行なっている。

鋼の中性溶液中における腐食は酸素の拡散律速で、単位面積当りの腐食速度は鋼の組成・組織に依存しないという従来の定説はおおまかにすぎることになる。

討 16. に対する松島(日本鋼管), 増子(東大工)の討論は細部を別とすれば次の点で一致する。すなわち、示された腐食率とマクロアノード面積率との関係は、マクロカソードの酸素還元反応への寄与がかなり小さいことを示している。したがつてむしろこの見地から考察すべきだとするものである。座長も、酸素還元過電圧のターフェル係数  $b = -0.11V/\text{decade}$  で金属による差は交換電流密度 ( $i_0$ ) にのみ現われ、Pt の例によると oxide-covered Pt は裸の Pt にくらべ  $i_0$  が  $1/100$  になる。このことからマクロカソードの寄与をマクロアノード内のカソードの  $10^{-2}$  位にみるか、ないしは無視すれば、従来説もマクロカソード面積率ゼロの場合として含められるとしてこの立場を支持した。低合金耐海水鋼は腐食の局在化の見地から添加元素効果をもう一度見直すのが安全であろう。

ステンレス鋼の局部腐食に関する、討 17. ステンレス鋼の耐海水性(岡田, 新日鉄), 討 18. 各種ステンレス鋼の耐海水性(長野, 住金工)では孔食・すきま腐食が論じられた。この場合の孔食というのは、ステンレス鋼の自由表面において強酸化性の条件でおこるものである。成長性食孔の発生のための臨界の酸化性を孔食電位と呼び、これは鋼と環境 ( $Cl^-$  濃度と温度) がきまればきまる。海水浸漬の条件は通常のステンレス鋼の孔食電位を越えるほどの酸化性でないので、孔食は問題にしないでよいとするのが過去のデータである。したがつて孔食は主として海水を扱う装置材料のとき問題になると考えてよい。討 17. の岡田は耐孔食性のきわめて優れたフェライト系ステンレス鋼,  $25Cr-3Mo-0.7Nb-0.03C-(0 \sim 5Ni)$  の開発を中心としてのべて、これに対して、小若(住金工), 遅沢(日冶金), 水野(日金工), 鈴木(味の素)らが討論し、コメントものべられた。

討 18. において長野は主としてすきま腐食についてのべた。すきまという幾何学的構造は構造物そのものになくとも、海水浸漬では生物付着によつて生ずる。すきま試片の海水浸漬と、すきま外の面積をひろげるかわりに活性炭と接触させた試片による実験室試験結果との相関のよいことをのべた。試験方法とその解釈などについ