

抄 録

—原 料—

空気と平衡している $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3$ 状態図

(E. SCHÜRMAN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 5, pp. 267~269)

本研究は $1000^\circ\text{C} \sim 1800^\circ\text{C}$ における空気と平衡している $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3$ 系状態図の作成を行なったもので、著者の一連の $\text{CaO-FeO-Fe}_2\text{O}_3$ 系の状態図の一部となされた。

測定は通常の熱分析で行なったが、正確な値を得るために冷却、加熱速度を種々に変化させた。

又炉の温度制御に光電素子を用いて実験の効率を高めた。得られた結果は図に示されているが、既応の状態図と比較してみると、Dicalcium Ferrite (C_2F) の融点は 1448°C であり、又 C_2F と CaO との共晶線の温度は 1438°C となり、これらの値は B. PHILLIPS と A. MUAN らによつて得られている測定値と一致している。

液相線の形はこれまで報告されている値とだいたい等しい。しかし、 C_2F と Calcium Ferrite の固溶体と液相との包晶点の温度は 1228°C であり、これはこれまで得られていた値より 12°C 高くなっている。

試料の化学分析を行なつて、これまで B. PHILLIPS と A. MUAN による高 CaO 領域でしか、測定されていなかった $\text{CaO-Fe}_2\text{O}_3$ 系における 2 価の鉄の割合を高 Fe_2O_3 の領域でも測定し、これによりほぼ全領域での Fe^{2+} の割合の値が得られた。(佐々木康)

鉄で飽和している $\text{FeO-Fe}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ 系における $\text{FeO}_n\text{-CaO}$ 領域での相平衡について

(E. SCHÜRMAN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 6, pp. 327~331)

本実験は $\text{FeO-Fe}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ の三元系において、鉄で飽和している状態でも Wüstite が多い領域での液相が出現する付近での相平衡状態を調べたものである。

CaO が多い領域側については、ほぼ状態図の形が決定されているが、Wüstite の多い領域では W. OELSEN と W. C. ALLEN らの結果が異なっており、不正確な点が多い。

用いた方法は冷却・加熱曲線による熱分析や等温保持実験、さらに試料を急冷して顕微鏡で組織成分を調べる事により各相を決定した。

なお、温度は Fe の $\gamma\text{-}\delta$, $\alpha\text{-}\gamma$ の変態温度を基にして補正した。

得られた結果は次に示す。

1150°C 以上において Fe で飽和している $\text{FeO}_n\text{-CaO}$ 系の溶解平衡相は Fe と C_2F (lime-Ferrite) の擬二元系とみなせる。よつて 1103°C における共晶点では $\text{Fe-CW}(\text{calc-iowüstite})\text{-C}_2\text{F}$ -液相の四相平衡になっている。

又 1150°C 以上においては CaO の増加とともに 3 価の Fe が増し $\text{Fe-C}_2\text{F}$ の擬二元系から CW-CaO の擬二元系へと変化する。

本実験で得られた結果と他の研究者の結果を合わせて Fe で飽和している $\text{FeO}_n\text{-CaO}$ 系のほぼ完全と思われる状態図を作成し、図に示した。(佐々木康)

ロータリーキルンによる副産物の処理

(G. KOSSER, et al.: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 10, pp. 482~486)

高炉ダストおよび転炉ダストを混合ペレットとし、回転炉によつて、ペレットに含む Zn と Pb の除去および還元鉄製造の試験を行なった。高炉ダスト (Fe:27.5\% , Zn:9.5\% , Pb:4.2\%)、転炉ダスト (Fe:56.7\% , Zn:1.5\% , Pb:0.3\%)、石灰石およびコークスを混合しペレットとした。試験は実験室的規模の鼓胴型回転炉と工業化規模の回転炉(ロータリーキルン)で行なった。

予備試験では、鼓胴型回転炉 (900ϕ , 700l) で反応後ペレット中の残留 Zn 量に及ぼす①初期炭素量 ($4\sim 10\%$)、②塩基度 ($\text{CaO}+\text{MgO}/\text{SiO}_2=0.5\sim 5.0$) および③温度 ($1050\sim 1150^\circ\text{C}$) の影響を調べた。これらの値が高いほど効果的であることがわかつた。すなわち、炭素量が 8% 以上のペレットでは 1100°C , 90min の試験で Zn は 0.1% 以下に、また塩基度が 1 以上では同様に Zn は 0.1% 以下となつた。

工業化試験では、還元鉄の製造に使用されるロータリーキルンによつて、連続装入 (10t/hr) で全量 5000t の処理試験を行なった。回転炉は向流式で長さ 41m , 直径 3.6m である。混合ペレットの成分は $44\%\text{Fe}$, $4.5\%\text{Zn}$, $2\%\text{Pb}$, $7\%\text{C}$ である。回転炉出口の反応後ペレット中の成分は $0.05\%\text{Zn}$, $0.03\%\text{Pb}$, $5\sim 8\%\text{C}$, $50\sim 60\%\text{Fe}$ である。得られたペレットの約 20% が粒度 5mm 以上であり直接高炉に装入できる。細いものは焼結機に回すこともできる。

Zn , Pb の回収はダストキャッチャーの次にある冷却装置で行なつた。

この試験によつて、混合ペレットの化学組成および物理性状が著しく変動しても、 Zn , Pb の回収と還元鉄の製造ができることを示した。(天辰正義)

—製 鉄—

還元鉄の製造および精錬の経済性評価

(F. LÜTH und H. KÖNIG: Stahl u. Eisen, 96(1976) 10, pp. 477~481)

還元鉄の製造とその精錬は鉄鋼技術に最近ますます大きな役割を増している。すなわち、連続鑄造の著しい進歩と電気炉製鋼の顕著な発展によつてスクラップ不足が予想されているからである。本報は、シャフト炉還元-電気炉製鋼法による還元鉄の経済性の限界を高炉-転炉法と比較し、還元鉄、スクラップ、銑鉄の価格計算によつて行なつた。

設備規模・経費を高炉 (2基, 350万t/year , 164DM/t)-転炉 ($250\text{t}\cdot 3$ 基, 133DM/t) とシャフト炉 (1基 40万t/year , 280DM/t)-電気炉 ($75\text{t}\cdot 2$ 基, 180DM/t) に基づき熱量単位を 7Gcal/t として計算した。

ークス価格を 140DM/t (20DM/Gcal) とすれば還元鉄は 310DM/t Fe, 銑鉄は 270DM/t となる。

100% 装入の電気炉製鋼で、スクラップ価格と競合できる還元鉄の価格について示した。例えば、スクラップ価格 320DM/t では還元鉄価格は約 300DM/t Fe となる。また転炉 (75%溶銑装入) の粗鋼価格と銑鉄価格、電気炉への装入比 (還元鉄/スクラップ) による還元鉄と銑鉄の価格についてそれぞれスクラップ価格をパラメータに計算した。これらの結果では還元鉄の経済性は高価格のスクラップの影響より、おもに廉価な銑鉄の影響が大きい。

還元鉄を電気炉製鋼する場合、還元鉄価格 300 DM/t Fe, 銑鉄 310DM/t とし、スクラップが 180DM/t 以下では約 30% の還元鉄装入が可能である。

高炉への還元鉄の使用は、ークス、還元剤 (ガス) の価格および還元鉄の金属化率によらず経済性がない。
(天辰正義)

— 製 鋼 —

溶鋼の酸化度におよぼす酸素吹錬の強さの影響について (F. I. BASHOII: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metall., (1976) 3, pp. 14~17)

酸素吹錬する 600 t 平炉における溶鋼の酸素の活量 a_0 と脱炭速度 ω_C の関係を検討した。 a_0 は起電力法あるいは化学分析によつて決定した。

酸素吹錬を始めると a_0 は増加するが a_0 が最大値になるまでの時間 τ_1 は

$$\tau_1 = \frac{0.15}{k_f \sqrt{I}} \text{ (min)} \dots\dots\dots (1)$$

ここで k_f は温度の影響を示す係数、 I は送酸速度 ($\text{m}^3/\text{t} \cdot \text{min}$) を表わす。

吹錬初期の短い時間、 ω_C は酸素吹錬をはじめる前の値にほぼ等しく、この期間に a_0 はいちじるしく増加する。この期間では溶鋼に吸収される酸素量 Q_{post} と CO ガスとして溶鋼から除去される酸素量 Q_{ud} の比 $Q_{\text{post}}/Q_{\text{ud}}$ が非常に大きい。

吹錬開始 τ_2 時間後に ω_C は最高となるが $\Delta\tau = \tau_2 - \tau_1$ は非常に小さく、いろいろな送酸速度についてほぼ一定であることがわかった。

溶鋼の過酸化度 Δa_0 は送酸速度 I の増加に比例して増加した。

酸素吹錬を止めてから時間 τ' までは ω_C は高い水準にあるが、 τ' 後は ω_C が急激に減少する。 τ'' 後に a_0 は最小となるが、その後も ω_C は減少を続けて最小値に到達する。

これらの現象から、溶鋼の脱炭速度の溶鋼の酸化度に依存することがあきらかになった。
(郡司好喜)

— 鑄 造 —

溶鉄からの黒鉛の核生成：現象学的研究

(D. J. SWINDEN and C. F. WILFORD: British Foundryman, 69 (1976) 5, pp. 118~127)

近年鑄鉄の溶解はキューボラ法にかわり電気溶解法が採用されはじめているが、電気溶解法にはねずみ鑄鉄を鑄造する場合の核生成のコントロールがむずかしく、切

削性のよい薄肉断面のねずみ鑄鉄が得にくいという難点がある。しかし非黒鉛系の接種材を添加することにより黒鉛の核生成が促進されることが知られている。本研究は電気溶解法における非黒鉛系接種材の添加の効果について調査したものである。

溶鉄中の未溶解黒鉛粒子は共晶黒鉛セルの形成の核として作用する。これに加えて組成の調整やチル除去の目的で黒鉛が添加されるので溶鉄の炭素当量が増加し、核の大きさの分布が従来の分布から黒鉛の添加による分布が加算されて新たな分布となり、共晶黒鉛の形成が促進される。汎用には黒鉛に加えてフェロシリコン接種材が添加されることが多く、炭素当量の増加に加え黒鉛と炭化物の共晶温度の差を拡げる効果がある。またシリコン系接種材にはシリカより安定な酸化物を形成する脱酸材が含まれており、これも核生成とチルの除去に効果があり、いずれも共晶黒鉛の形成を促進する。脱酸材としてアルミニウムを単独で添加した場合は断面積が小さいと接種効果があるが、断面積が大きくなると効果が小さく、また1回の添加で接種効果が大きくても同じ溶鉄に2回以上添加してもあまり効果はない。また溶鉄中のシリカ粒子がアルミニウムで還元されることにより、共晶黒鉛の核生成が促進されることも間接的に知られている。溶鉄を転移温度以上の温度で保持すると非黒鉛系接種材の核生成能が減少するので注意を要する。
(松井建造)

— 加 工 —

粉末鍛造用合金システムの開発

(G. T. BROWN: Met. Tech., 3 (1976) 5, 6, pp. 229~236)

一般に溶解-鍛造-機械加工によつて製造される鋼の組成と粉末鍛造によつて製造される鋼の組成は同一用途であつても異なつている。例えば焼入性が重視される Cr 鋼, Mn-Mo 鋼, Ni-Cr 鋼, Ni-Cr-Mo 鋼において粉末鍛造用鋼では Mn, Cr 量が低く, Mo 量が高い。これらは介在物の性質と量が両者で異なるためであり、介在物の悪影響を避けるためである。

粉末冶金製品と普通鋼製品の差異は均質性と性質の方向性にある。粉末鍛造鋼における非金属介在物組織は規則性がなく、圧粉体が鍛造中に一部流動する場合を除いてほとんど方向性を持たない。これに対し普通鋼は著しい方向性を示し、とくに延性や衝撃性質が方向によつて異なり、これは延伸されている介在物が亀裂の伝播を容易にするためであり、疲労性質も同様の関係がある。

粉末の製造法によつても介在物の種類と量が異なり、酸化鉄の直接還元法では原料中の微量の珪酸塩やアルミナを除くことは困難で、非金属介在物量は 1% を超える。アトマイズ法では水アトマイズ中に生成した表面の酸化物を還元しなくてはならず、熱力学的データによれば鉄、ニッケル、モリブデンの酸化物は容易に還元できるが、クロムやマンガンを含む酸化物の還元はそれぞれ 1120°C, 1160°C でないと完全に行なわれぬ。還元温度が高くなると粉末は強固に焼結して粉砕が困難となり、コストが増加する。粉末鍛造用には還元鉄は組織の不均質性や合金元素の拡散性などの観点から適さず、不規則な形状の水アトマイズした合金鋼粉が適してい

る。

粉末鍛造した鋼中の介在物は弾性限/疲労限の値や衝撃値に大きな影響をおよぼす。各合金元素について許容される範囲を示せば、Sは0.03%以下とすべきでありNiはコストの観点から2%以下、Moは0.25~0.7% Mnは0.25~0.55%、Crは0.15~0.5%、Cuは約0.4%が適当と考えられる。(斧田一郎)

リムド鋼ストリップの連続焼鈍

(H. L. STEYER and K. GÜNTHER: Neue Hütte, 24 (1976) 4, pp. 224~228)

軟鋼ストリップの連続焼鈍は今まで製缶用や亜鉛メッキ用鋼板に限られていたが、最近材質および技術の開発によつて、深絞り用鋼板にも適用されつつある。この論文は連続焼鈍における製缶用、亜鉛メッキ用、深絞り用についての代表的な焼鈍サイクルの紹介と連続焼鈍した鋼板の性質についてふれている。

各種鋼板の焼鈍サイクルをあげると製缶用には710°C~730°Cまでの18secの加熱、18secの保持、480°Cまでの18secの冷却という18-18-18サイクルがとられている。深絞り用の場合、加工性のすぐれた結晶粒と集合組織を得るための840°C~900°Cの加熱処理と固溶しているCやNを析出させる20°C~400°Cの過時効処理が重要である。このサイクルとして、870°C~890°Cでの約120secの加熱、370°Cで約120secの過時効処理をする方法や840°Cで30sec、960°Cで60secの加熱、400°C~300°Cの間を1~3°C/secで徐冷する方法がある。亜鉛メッキ用のサイクルとして、830°Cで10sec加熱し、溶融亜鉛浴の温度450°Cまで冷却する方法がとられている。深絞り用亜鉛メッキ鋼板の場合、950°Cで15secの加熱、550°C以下メッキ温度までの間を1.5°C/secで徐冷し、さらに亜鉛メッキ後370°Cで30sec時効処理する方法などがある。

連続焼鈍した深絞り用黒板の加工性は従来のパッチ焼鈍材の加工性に匹敵するが、深絞り用亜鉛メッキ鋼板はパッチ焼鈍材の加工性に匹敵するが、深絞り用亜鉛メッキ鋼板はパッチ焼鈍材に比べ、強度が30Nmm⁻²、降伏点が50Nmm⁻²高く、伸びは13%低くて加工性が悪いので、さらに亜鉛メッキ浴の温度を高くするとか、メッキ後焼戻し処理をする方法などが考えられている。

(小池一幸)

被覆アーク溶接棒の乾燥と吸湿について

(B. CHEW: Welding J., 55 (1976) 5, pp. 127-S~134-S)

溶接材料が吸湿していると、これが溶接金属の水素割れの原因となりうる。被覆アーク溶接棒は、被覆の粘結剤に水ガラスが通常使用されており、この吸湿が水素源になるとされている。そこで溶接棒の乾燥と保管の状況が、溶接金属への水素の侵入にどのような影響を及ぼすかを検討した。対象としたのは塩基性フラックスを被覆した2Cr-Mo系と軟鋼系との2種の市販溶接棒であつて、被覆剤中の水分の定量は、被覆を900°C~1000°Cにおいて乾燥酸素気流中で焼き、生成ガスを吸収剤に吸わせてその重量変化の測定により行なつた。棒の乾燥は150°C~450°C迄、100°Cおきに各1hr実施し、水分量の比較を行なつた。その結果は当然の事ながら、高い温度

で乾燥した方が被覆剤中の水分は減少し、これらの棒で溶接して得られた溶接金属中の水素量も同様の傾向を示した。次に溶接棒の乾燥後の再吸湿について調べるために、250°Cで1hr乾燥した棒について20°Cで種々の湿度条件で放置して、その吸湿による重量増を調べた。また同種の棒を2組にわけて一方は在炉のまま各種温度に保持し、他方は室内に放置してその重量増の比較を行なつた。その結果、次のような事がわかつた。まず溶接金属中の水素量を鉄100g当り10ml以下、すなわち被覆剤中の水分を0.4%以下にするためには、少なくとも250°Cで1hrの乾燥を必要とした。この場合、水素量を0~5mlの水準に保つには、450°Cで1hrの乾燥が必要であつて、通常の150°Cで1hrの乾燥では水素量が10~20ml程度になつた。また、溶接棒を放置した場合、湿度が47%程度までは被覆の重量増がある水準でおおむね一定の値に落ち付いたが、これより湿度の高い環境では被覆重量は連続的に増加することがわかつた。さらに、加熱炉中に90°Cで保持しても、20°C~22°Cにおける湿度が55~62%の空気を炉内に環流させると0.1~0.2%の吸湿による重量増が見られた。なお、20°Cにおいて、湿度15~98%の範囲で被覆中を水分が透過拡散する状況をモデル化して、計算値を図表化して見たところ、吸湿量の50%程度の値までは、実情とかなりよく対応することが認められた。(志村一輝)

一性 質

ラインパイプ用鋼の水素誘起割れについて

(A. P. COLDREN and G. TITHER: J. Metals, 28 (1976) 5, pp. 5~10)

石油や天然ガスのパイプラインを水圧試験した後、石油や天然ガス中に含まれる硫化水素が水圧試験の残留水中に飽和し、これによる腐蝕に伴つて原子状水素が鋼中に浸透し、これが介在物近傍の微細欠陥に集まつて分子状となる際に大きな圧力を生じて割れの伝播を起こす。従来このような水素誘起割れはベイナイトとマルテンサイトの存在に起因するからこれらの形成元素を減らすのがよいという説があつた。しかし実際は硫黄、すなわち介在物の量に関係がある事は明らかである。そこで金属組織学的に水素誘起割れを検討するために、Cb-V系及びMo-Cb系の2種類の×65鋼の熱延まま材について調査を行なつた。試験片寸法は4×11×102mmで、ASTM規格D-1142-52によるpH5.1の硫化水素飽和人工海水に26±4°Cで96hr浸漬して促進試験を行なつた後、切断して圧延方向に直角方向の面を走査電顕及びEPMAで観察し、割れ近傍の介在物及び金属組織を調べた。まず走査電顕によると、おもな割れは圧延面に平行に走り、これを小さな割れが継いでおり、この態様は前記のいずれの鋼でも目立つた違いはなかつた。又、組織の点ではおもな割れはパーライトバンドと平行に、しかし独立してしばしば存在した。また介在物の半定量をEPMA解析により行なつた所、最も多く見られたのはREM処理の結果生じたCe含有介在物、およびアルミナ系介在物であつた。観察によると、Ce系介在物は割れ面に整列しており、大型のものは脱落して割れの先端部に挟まれている。又、MnSあるいはSiやCa系

の介在物も若干見られた。この場合介在物の大部分が Ce の硫化物であったのは、おそらくこれが割れ面に残留する傾向が他系の介在物に較べて単に強いためのみによるものと思われる。しかし、一方、組織の観察からは先述のベイナイト・マルテンサイト起因説を裏付けるような割れとの相関は見られなかった。なお、最近のある報告によると、C-Mn 系の鋼に Cu を 0.2% 以上添加すると水素誘起割れが防止できるとしている。このような手段があるいは低炭素ラインパイプ用鋼の水素誘起割れを防止するための解決策となるかも知れない。

(志村一輝)

304 型ステンレス鋼における疲れ割れ近辺での累積塑性変形域 (Y. IIRO: Metal Sci., 10 (1976) 5, pp. 159~164)

304 型ステンレス鋼を用いて、単調引張により種々の大きさの真ひずみ ϵ ($0.5 \geq \epsilon \geq 0.01$) を与え、950°C で 24hr 焼鈍後、再結晶粒径 d と ϵ との関係を調べた。その結果 $\epsilon = 0.01$ では再結晶は生じないが、 $\epsilon \geq 0.02$ では再結晶がおこり、 d は $\epsilon = 0.02$ で最大であり、 ϵ がそれより増大するとともに d は減少した。

疲れ割れ先端近辺の塑性変形域に対して同じ焼鈍を施した結果、その領域において単調引張の場合と同様に再結晶を生じた。そこで、繰返しひずみによる累積ひずみが単調ひずみに等しいならば、塑性変形を受けた領域は繰返し負荷あるいは単調引張に関係なく同じ再結晶挙動を示すと仮定し、疲れ割れ先端近辺に生じる塑性変形域大きさの推定に単調引張の場合の ϵ と d との関係を適用した。

疲れ割れ先端の塑性変形域大きさは割れ伝播速度 da/dN が大きいほど大きく、 da/dN は $\epsilon = 0.1$ および 0.02 にそれぞれ対応する塑性変形域大きさの 2 乗に比例した。

HAHN らの Fe-3Si 鋼を用いた研究によれば $\epsilon = 0.1$ は繰返し塑性変形域前面での歪みに相当する。一方、本鋼では $\epsilon \geq 0.02$ ではじめて焼鈍により再結晶するので、この $\epsilon = 0.02$ に対応する塑性変形域は降伏ひずみより大きいひずみが累積して 0.02 に達した領域に相当する。

(角田方衛)

大規模降伏下でのき裂先端鈍化およびき裂開口変位

(T. SHOJI: Metal Sci., 10 (1976) 5, pp. 165~169)

すべり線場の理論にもとづいて、RICE らの提唱したき裂先端近傍に生じる集中ひずみ (Intense strain) 領域を再結晶によるフェライト粒成長を調べることににより、直接観察することを試みた。

供試鋼として、ベイナイト組織をもつ低合金鋼 ($\sigma_y = 500N/mm^2$, $\sigma_B = 608N/mm^2$) を用いた。試験は、 $B = 25mm$, $W = 50mm$, スリット深さ $12mm$ およびその幅 $0.15mm$ をもつ試験片を用いて、重温で三点曲げ (スパン長さ $240mm$) 荷重によつて行なつた。曲げ試験片は、試験を適当なクリップゲージ変位で中断除荷して、真空中で $650^\circ C$, $3hr$ の熱処理を行なつた。き裂先端近傍での再結晶粒径を測定し、平滑引張試験片によつてあらかじめ求めた相当塑性ひずみ-粒径の関係をj用いて、き裂先端での集中ひずみ領域の大きさ R_X あるいはそこでの塑性ひずみの分布状態を求めた。また、クリップゲージ変位から回転因子を用いて得られる

(COD) $_{vg}$ あるいは RICE らの提唱に従つて試験片断面で実測した (COD) $_D$ などを求めた。

以上のような実験により次のような結果を得た。すなわち、(COD) $_{vg}$ と (COD) $_D$ とはよい一致を示した。また、 R_X は、RICE らが理論的に示唆しているように、COD の増加とともに大となる。 R_X と (COD) $_D$ との間には、 $R_X = (COD)_D$ なる関係が認められ、この関係は、Slow crack の発生直後まで成立することを示した。さらに、延性き裂の発生時におけるき裂先端での塑性ひずみ量は 150% 程度であることが粒径より得られ、SMITH & KNOTT の方法 ($e_f = \epsilon_i / \text{Slit width}$) により計算される塑性ひずみ量とよく一致していることを明らかにした。

(斎藤鉄哉)

クリープ変形の加工硬化モデル

(W. J. EVANS: Metal Sci., 10 (1976) 5, pp. 170~173)

クリープ変形中の加工硬化係数 h は、応力を $\Delta\sigma$ だけ増加させたときに生じるひずみ増加 $\Delta\epsilon$ を測定して、 $h = (\Delta\sigma / \Delta\epsilon)_{\Delta\sigma \rightarrow 0}$ として得られる。その値は $0.1 \sim 2G$ (G は剛性率) である。本論文は、 h の大きさと応力依存性を説明するモデルを提案したものである。

サブバウンダリー中の転位が応力増加により活性化されてサブセルを横断すると仮定し、Kuhlmann-Wilsdorf の単結晶引張り変形時の加工硬化理論から (1) 式を導いた。

$$\frac{d\tau}{d\gamma} \approx \frac{1}{3} \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \frac{2}{b d} \frac{(\alpha G b)^2}{\tau} \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 τ はせん断応力、 γ はせん断ひずみ、 b はバークス・ペクトル、 d はセル直径、 α は定数である。次に HOLT のサブセル形成理論から (2) 式が得られた。

$$\tau = C \frac{G b}{d^n} \dots\dots\dots(2)$$

ただし、 C は定数、指数 n の値は通常 $1 \sim 4$ である。(2) 式に、Al のクリープ試験結果から得られる $n = 2$ を代入し (1) 式の d を消去し、摩擦応力 τ_0 を考慮した結果、 h は (3) 式で表わされた。

$$(h =) \frac{d\sigma}{d\epsilon} = \frac{6\alpha^2}{C^{1/2}} \left\{ \frac{G b}{(\tau - \tau_0)} \right\}^{1/2} G \dots\dots\dots(3)$$

このような計算モデルを、Cu-15 at. %Al の 765K における定常クリープに適用したところ、実測値とよく一致した。473~523K での Al の場合は、実測値 $0.2 \sim 0.7G$ に対し、モデルでは $0.2 \sim 0.4G$ となつた。これは摩擦応力 τ_0 を考慮しなかつたためとして理解できた。Cu では、試験温度により h の応力依存性が異なることが知られている。モデルはその原因が温度上昇にともなう τ_0 の減少であることを示唆したが、これは実験事実と一致した。

このモデルはサブグレインを生成しやすい材料に適しているが、Fe-3%Si 合金のように、明らかにサブセルの存在する条件においても適用できない場合がある。

(原田広史)

焼結および熱処理した圧粉鋼の機械的性質におよぼすモリブデン量の影響

(M. H. ABD EL LATIF and S. D. EL WAKIL: Powder Met. Intern., 8 (1976) 2, pp. 88~91)

粉末冶金法は多くの長所を有するが、気孔のために機械的性質が劣るという短所を持っている。有効な合金元素の添加や圧粉後の熱処理が強度と延性を改善することが知られている。この研究は粉末冶金製の安価な高強度合金を開発するため、モリブデンを含む鋼の圧粉体における化学組成と熱処理が機械的性質におよぼす影響を調べたものである。

使用した鉄粉はマンネスマン・スポンジ鉄粉 RZ150 でモリブデンは 68.3% Mo のフェロモリブデンを 280 メッシュ以下に粉碎して 0.2~1.0% になるように添加した。その他に微細な電解銅粉を 2%, カーボニルニッケル粉を 1%, ステアリン酸亜鉛を 1% 添加した。炭素は微粉の黒鉛を 0.6~1.2% になるように添加した。ボールミルでよく混合した後、油圧プレスを用いて約 800 N/mm² で引張試験片の形に圧粉した。1200°C 1.5hr 焼結し、870°C 30 min オーステナイト化後に油焼入を行ない、200~650°C の 4 水準の温度で焼戻し、引張試験、硬さ試験および組織検査を行なった。

焼結後の引張強さはモリブデン量とともに増加して 0.4% で最大 (約 650N/mm²) となり、その後低下する。炭素量は 0.6% が最も強く、それ以上では含有量とともに強度は低下する。伸び率は炭素およびモリブデン量とともに 3.5% から 1% に低下する。焼入後 200°C から 650°C までの焼戻しによつて引張強さは低下するが、0.4%Mo, 0.6%C の組成においてはいずれの焼戻温度においても引張強さが高く (750~1250N/mm²)、中でも 650°C の焼戻しでは伸び率を低下させずに (3%) 800N/mm² の引張影が得られる。

組織検査の結果、ほとんどが針状のパーライトで一部に (Ni+Mo) の偏析にむすびついたベイナイトがみられた。しかしこれらの焼結材料は溶解材とくらべ組織の均一さの点では劣っている。(斧田一郎)

球状化鋼の延性破壊への水素の効果

(R. GARBER, et al.: Script. Met., 10 (1976) 4, pp. 341~345)

水素の延性破壊への影響として破壊形態への変化を伴わずに延性だけ低下することが知られている。延性破壊は、ポイドの発生、成長および合体の過程よりなり、水素はこれらの過程の 1 つ以上を変化させる。この論文は球状化組織をもつ炭素鋼の延性破壊への水素の影響を透過型および走査型電顕を用いて調べた。

材料は 0.74%C および 0.86%C の共析鋼で、これらを 825°C 1hr のオーステナイト化をしたのち水焼入れした。そして、前者は 685°C 3hr、後者は 658°C 20 min の焼もどしを行ない均一な球状化組織にした。水素の導入は、室温で陰極チャージにより電流密度 30mA/cm² で 24hr 行なった。引張試験は ASTM 丸棒試験片 (直径 6.35 mm) を用いて、室温でクロスヘッド速度を 1.2 mm/min で引張った。断面減少率は 0.74C 鋼および 0.86C 鋼について、それぞれの水素チャージしない場合の値、61 および 58% から、27 および 20% へと減少した。破面観察をレプリカおよび走査型電顕で行なった。これらの材料は、水素の導入によりディムプル寸法および分布が、水素を含まない場合と比べ顕著に異なっていた。これは、ポイドの合体プロセスが変わらないと

仮定したとき、ポイド発生の粒子の有効数または成長速度が変化したことを意味する。水素がこれらのいずれの過程に影響するかをポイドの発生と成長過程を分離した ARGON らの方法を用いて調べた。彼らは、ポイド発生は粒子と母相の界面が臨界応力になると起きると考え、臨界応力をポイドの面積密度と破面からの軸距離の関係から求めている。この結果、界面強さは両材料とも水素の含有に関係なく約 140 kg/mm² であった。よつて、水素はポイド発生過程に影響せず成長過程に関係している。

ディムプルの平均直径は水素チャージした方が、しない場合より大きく、これは水素による延性低下に対してポイドの合体前に、より大きな成長速度が必要であることを示唆している。その可能性として、ポイド中に水素分子が生成され、ポイドの成長を促進することが考えられている。(呂 芳一)

—物理冶金—

2 相組織をもつステンレス鋼における超塑性変形と空隙形成 (C. I. SMITH, et al.: Metal Sci., 10 (1976) 5, pp. 182~188)

鉄合金の超塑性に関する研究は少ない。しかしながら In 744 (Fe-0.05%C-26%Cr-6.5%Ni) は、安価な上に、室温から 1280°C まで $\alpha + \gamma$ 2 相組織であることなど超塑性の研究に際して有利な条件が多い。この研究では、上記の鋼の超塑性変形について広範囲に調べた。結果は次のとおりである。

(1) 歪速度指数 m 値は、試験温度 700~1020°C の範囲において、温度上昇及び粒径の減少と共に増大する。(2) m 値には歪依存性があり、低歪速度下では、歪増大と共に極限值にむかつて増大するが、高歪速度では、極大値を持ち、増大の後減少する。得られる m 値の最大値とその時の歪は、歪速度が大きい程小さい。(3) 定歪速度試験では、すべての試験温度の適当な歪速度の範囲で、相当大きい伸びを得ることができた。最高は 960°C で、1000% 以上もあつた。(4) 変形中に空隙が、Ti(C, N) 介在物や $\alpha-\gamma$ 界面に生じる。空隙の成長と合体は、早期破断を導くが、この際にはしばしば大きい伸びを伴っている。(5) 密度測定から求めた空隙の全体積は、歪の増大、歪速度の減少、及び試験温度の上昇に伴つて増大することがわかつた。また、粒径の増大に伴つても増えるが、その効果は比較的小さい。(6) 伸びの最大値は、最大の m 値を与える初期歪速度よりも大きい歪速度において得られる。というのは、空隙の形成度は歪速度の増大に伴つて減少するからである。(7) 歪速度、試験温度、粒径による空隙の全体積の変化は、粒界すべりの際の拡散による調整が不完全になつて生じる空隙形成によるものではない。(8) 全空隙体積の時間依存性の指数は 1.6~2.0 であつた。(9) この指数を AVRAMI の式に換算してみると、空隙の多くは、最初から存在する核から成長していることを示している。これらは、Ti(C, N) と母相との界面であると考えられる。(長井 寿)

—合金—

Mn 含有マルエージ鋼の破断靱性

(R. BROOK and C. MUSTOL: Met. Trans., 7A

Ni-マルエージ鋼が世に紹介されてから数多くの研究者が、それと同等の性質を持つマルエージ鋼の開発の可能性を調べたが、NiをMnで置き換えたものについてはほとんど成功していない。本報ではFe-20%Co-15%Mn-5%Moマルエージ鋼の組織と靱性の関係について述べた。

高純度材料を真空溶解し、残留酸素の影響を調べるため、一部はそのまま、一部は炭素により脱酸して鑄込み酸素含有量が15ppmの試料と70ppmの試料を作成した。1150°C-1hrの熱処理のあと100°C/minで空冷し、-196°Cで数時間冷却した。500°Cで1000hrまでの時効後、破断靱性(K_{IC})は6.2mm厚の片側切欠き付き引張り試片を用いて決定した。試料の微細組織と破面は光学顕微鏡および電子顕微鏡を用いて調べ、残留

オーステナイト量は線を用いて調べた。

Fe-20%Co-15%Mn-5%Mo合金は500°Cで750hrまでの時効により靱性の低下を見る。時効初期の粒界破断様式はMnと残留酸素による偏析と関係し、この際80ppmまでの酸素濃度は粒界脆性を促進する働きをする。低酸素(15ppm)のものは高酸素(70ppm)のものより破断靱性値は常に約25%大きかった。粒界破断は時効が進むとマルテンサイト相間の亀裂と置き変わり、この変化は酸素含有量が20ppmほどに減少していると時効の初期の段階で起こる。マルテンサイト相間の分離は、マルテンサイト相上に生成し、残留オーステナイトに隣接する部分にあることに帰因するかもしれない金属間化合物相の過度の析出と関連する。(盛山博一)