

抄 録

—製 銑—

海綿鉄の燃焼フレイムによる溶解

(W. WEVZEL, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 49 (1978) 3, pp. 115~120)

化石燃料を利用する海綿鉄の溶解試験を行なった。重油、天然ガスおよび石炭粉などと空気または純酸素と反応させ、高温の燃焼ガスによる海綿鉄の溶解ができる。燃焼ガスによる溶解では、海綿鉄の再酸化が問題となる。

燃焼ガス組成は水蒸気：30~40%， CO_2 ：20~50%， O_2 ：0~10%， CO ：0~30%，その他 H_2 , SO_2 , CH_4 であつた。 N_2/O_2 , N_2/CO_2 , $\text{N}_2/\text{O}_2/\text{CO}_2$ 混合ガスによる海綿鉄の再酸化速度を調べた。タンマン炉において、ガスを加熱し、昇温実験を行なった。その結果、 1180°C で薄い被膜層が生成し、再酸化反応が進行しないことが得られた。定温度では、 O_2 , CO_2 分圧に比例して初期酸化速度は増加した。 O_2/CO_2 混合ガスでは、それらの総分圧に比例した。

再酸化防止として、還元性燃焼ガスによる加熱・溶解、海綿鉄の反応面積の減少および海綿鉄表面に酸化物被膜の生成が考えられる。常温の加圧成型で細孔化しても再酸化防止は期待できないが、加熱成型を行なえば酸化防止が期待できる。海綿鉄の気孔中に還元剤、すなわち重油、石炭粉などを填充すれば、これらの燃焼によつて酸化性ガスからの保護ができる。高温 (1300°C 以上) ではスラグによる再酸化保護層が妥当である。平均スラグ層の厚さが 0.5 mm で、スラグとメタルの重量比は $0.3\sim0.45$ となつた。この保護層があれば、加熱時間が 20 min までは再酸化しなかつた。したがつて、溶解炉滞在時間を短くし、高いフレイム温度にすれば鉄収率が高くなる。実験では、装入速度 5.16 kg/h 、天然ガス 11.6 m^3 、空気流量 $109.4\text{ m}^3/\text{h}$ 、空燃比 1.3 で行なつて、鉄回収率 92.3% 、炭素含有量は 0.06% であつた。

(天辰正義)

ミドレクス・コールドブリケットティングシステム：直接還元鉄の微粉再生に対する経済的解決

(W. PIETSCH: Iron and Steel Intern., 51 (1978) 2, pp. 119~123)

直接還元の際に発生する金属粉は、直接還元によつて得られた鉄と化学組成は同じである。しかし、この金属粉を再生するという問題に対して、商業的な解決方法が与えられたのはつい最近のことである。1975年に米国、南カルフォルニアの Georgetown Ferreduction で直接還元によつて発生した微粉のためのミドレクス・ブリケットティングプラントがつくられた。

直接還元による鉄の生産高は1985年までに年産5000万tを越えると考えられている。このとき、ミドレクス法の占める割合は、直接還元による鉄生産能力のほぼ50%であると思われる。直接還元によつて得られた鉄は、一部が熱的あるいは機械的に粉化している。したがつて還元鉄の使用または輸送に先立つて、 3 mm 以下の粉をふるいわけの必要があると考えられる。製品の4%がふ

るいわけられるとすると1985年には金属粉は年間200万t発生する。また操業中に発生し集められる金属ダストは生産の3%に相当し、年間150万tになる。これらの金属粉を再生利用することは非常に大切な問題である。

実験では結合材を用いずに、大きな圧力をロールプレスで与えて金属粉から優秀なブリケットをつくることができた。商業的操業においてはロールの損耗がひどく維持が大変であり、ブリケットの質も良くなかつた。そこで結合材を用いることが考えられた。結合材は一種類ではブリケットの品質確保のために大量に必要とされ現実的でなく、2種以上の結合材の並用が有利であつた。鉾石粉および還元粉の再生完全利用がこのシステムの究極の目標である。

(高木 泰)

—製 鋼—

鋼中の脱酸生成物の形態について

(D. Y. POVOLOTSUKII, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR. Metall., (1978) 1, pp. 7~13)

電気炉、平炉および酸素転炉の炉内ととりべの溶鋼をいろいろな種類の脱酸剤で脱酸し、生成した脱酸生成物の形状や組成をいろいろな方法で検討した。

実験室条件における脱酸実験から、強い脱酸剤の添加直後には高融点の脱酸生成物の集積が見られ、溶鋼の酸化度が大きいと球状の酸化物が生成するが大型のものは急速に浮上し小型のもののみが残留し、デンドライト状介在物や固有の結晶形の介在物は凝固後の試料にのみ存在することが確かめられた。また凝固時には偏析した元素を含む介在物の生成も見られた。

鋼中の脱酸生成物の連続的な組成変化を予測するために、 1600°C における溶融 Fe-C-Si-Al 合金を熱力学的に検討し、 $[\%\text{Si}]$, $[\%\text{Al}]$, $[\%\text{O}]$ と酸化物相 (けい酸、溶融スラグ、ムライト、ハーシナイト、コランダム) の平衡関係を示す状態図を得た。

3種類の低炭素鋼を出鋼中に脱酸したが、状態図から脱酸前の溶鋼の介在物は Fe-Mn シリケートであると推定された。リムド鋼に 40 g/t の Al を添加してもシリケートの性質は変化しないが、Al の添加量を 170 g/t まで増加すると、状態図に従つて光らないシリケートから明るい介在物を経てコランダムまで変化した。

セミキルドを 80 g/t の Al で脱酸すると介在物は明るさを増したシリケートとなり、その中には Al が含まれていた。圧延材から電解抽出した残渣の大部分はコランダムと β -ハーシナイトであり、状態図とよく一致した。

キルドを脱酸すると、状態図に従つてシリケートのムライトとコランダムへの分解が見られ、圧延材にはコランダムと β -ハーシナイトが検出された。(郡司好喜)

20t までの大きさの鍛造用インゴットの電子ビーム炉での製造の際のインゴット凝固の調査研究

(J. LAMBRECHT und J. M. WASSILJEV: Neue Hütte, 22 (1977) 11, pp. 612~616)

現在、直径 1000 mm 18 t までの重量の鍛造用インゴットが、電子ビーム再溶解法により製造されている。そして、近い将来 100 t までの重量のインゴットを本方法によつて製造しようと期待されている。

東ドイツフライタールにある 1200kW 電子ビーム炉を使用する冶金学的研究が、8 年前から、モスクワの Znitmasch と、フライタールの特殊鋼工場とにより共同で行なわれている。

この共同研究のうち、インゴット凝固の調査研究から次に述べる 2, 3 の結果が明らかになった。

インゴットの凝固過程を解析するためには、ある時点でのインゴット内の温度分布を正確に知ることが必要である。とりわけ、液相面、固相面の位置が関心を集める。

しかしながら、直接温度測定は不可能であるので、FeS または FeW を標識として使用する間接法により、液/固領域の位置を決定し、これを液相面とみなすことが妥当であることを示した。また、液相面の位置は溶解速度によつて著しく影響を受けることがわかった。

本再溶解法では、通常みられるマクロ偏析（正、負偏析、インゴット軸部の V 偏析）は確実に避けられる。しかし、逆 V 偏析（本方法では V 状）は、局所的な温度勾配とゾーンメルティング効果の結果として形成され、確実に防止することはできない。現在とられている技術的対策としては、低溶解速度の適用が最も有効である。

水冷銅鑄型とインゴットの間の接触状態が、鑄型高さ方向に配置した NiCr-Ni (2 mm ϕ) 熱電対による熱流束密度の測定により明らかにされた。

それによれば、浴面下 30 mm までは直接全面接触しており、30~150 mm で点状の接触に移行し、150 mm 以上ではギャップが形成されていることが明らかになった。（檀 武弘）

— 鑄 造 —

連鑄スラブのロール間バルジング

(K. WÜNNENBERG: Stahl u. Eisen, 98 (1978) 6, pp. 254~259)

連鑄スラブの適用範囲の拡大にともない、割れの防止が重要になつている。連鑄において、鑄片が変形すると凝固界面にそつて歪が生じる。界面近くは、ほとんど伸びがないから、割れが生じやすい。割れは、残溶鋼で満され偏析となり、しばしば、問題になる。鑄片のバルジングは、この欠陥に大きな影響を与えるのでその測定は重要である。この報告は、測定結果とそれをもとに計算した凝固界面での伸びについて述べている。

〈試験方法〉 R=3.9m のスラブ連鑄機でバルジング量の測定を行なつた。測定装置は、鑄造方向とスラブ幅方向のバルジング量が変位計によつて計算できるようになつている。試験条件を以下に示す。鋼種：st37~x60, スラブの厚み：150~200 mm, 幅：550~1800 mm, 鑄造速度：0.8~2.0 m/min.

〈測定結果〉 (1) ロール間隔の影響。メニスカスから 10m の位置で、ロール間隔を 430, 860, 1290 mm の 3 水準にし、 $V=0.85$ m/min, $D=200$ mm, シェル厚=79 mm のときの測定値は、それぞれ、1 mm 以下、6 mm, 37 mm であり、ロール間隔が広がるにつれて指数函数的に増加する。

(3) 鑄片の表面温度の影響。スプレーヘッダーを測定点の直前に増設し、シェル厚の変化なしに表面温度を低下させる冷却強化テストによつて、バルジング量は表面温度の低下によつて減少することを示した。

(3) 鑄造速度の影響。広幅スラブでは、鑄造速度の範囲が限定されるため、550×150 mm の狭幅スラブで鑄造速度変更のテストを行なつた。鑄造速度の増加により表面温度の上昇、シェル厚の減少が起こり、バルジング量が増加した。

(4) クリープの影響。ロール間隔が広く低速鑄造の場合にクリープは、バルジング要因を増加させる。 $L=860$ mm, $V=0.85$ m/min のとき、バルジング曲線はロール間で非対象で頂点は鑄造方向にずれており、クリープ現象がみられる。また、ストランドの停止によりバルジング量は、時間とともに大きくなる。

(小松政美)

— 性 質 —

延性脆性遷移におけるひずみ硬化とひずみ速度感受性効果 (W. W. GERBERICH and Y. T. CHEN: Metal Science, 12 (1978) 3, pp. 151~155)

本論文は純鉄、Fe-Ni, Fe-Si 合金の延性脆性遷移に対する流動および破壊因子の研究である。供試材は 0.01% C の純鉄、1.1, 2.6, 4.1% Ni および 0.5, 1.2, 1.9% Si をそれぞれ含む Fe-Ni と Fe-Si 合金を用いている。1200°C で熱間加工後、50% の冷延で 6 mm 厚の板とし、再結晶処理を 750°C/h ののち 580°C 500 h で行つた。粒径は 24~50 μ m である。静的引張試験とシャルピー衝撃試験を 77~396K の間の温度で行つた。これらの実験より、遷移温度、流動および破壊因子（降伏応力 σ_y , 加工硬化指数 n , 熱的応力のひずみ速度感受性指数 m^* , へき開強度 σ_s^* など）を求めた。測定されたへき開強度と、塑性拘束、ひずみ硬化およびひずみ速度などの効果により上昇した切欠底の降伏応力から計算したへき開強度とを比較することにより、遷移温度に対するそれらの影響を考察した。低温では流動応力 σ_y は Si, Ni などの添加により固溶軟化を生じ、また、 m^* はひずみ速度に依存しなかつた。シャルピー試験では、遷移温度でのへき開強度は静的降伏応力の 2.5~7.6 倍であつた。非ひずみ硬化材に対する切欠底の最大引張応力 σ_{yy}^{max} は、 $\sigma_{yy}^{max}=2.24\sigma_y\cdots(1)$ で示されるが、実測値の σ_s^* と比べるとかなり低い値であつた。RICE らは塑性拘束効果を考え、十分に高い n 値の場合、 $\sigma_{yy}=1.15\sigma_y[1+8n+\ln(1+x/\rho)]\cdots(2)$ を示した。(2) 式より、切欠底での塑性拘束と結びついたひずみ硬化効果が σ_y の約 5 倍になることが説明できた。しかし、(2) 式による算出値と実測値を比べると、Fe-Si 合金の挙動のみが合つていた。すなわち、 n 値が大きくても擬静的効果はシャルピー試験の遷移温度を解釈できなかつた。よつて、ひずみ速度を考慮した σ_{yy} は、 $\sigma_{yy}=1.15\{\sigma_y+\sigma_s^*(1+4\ln\dot{\epsilon}/m^*)\}[1+8n+\ln(1+x/\rho)]\cdots(3)$ で得られる。(3) 式より、ひずみ速度の効果は σ_y の約 1.5 倍の上昇を説明できた。また Fe-Si 合金は低い、Fe-Ni 合金は高い塑性拘束係数が必要ながことが分つた。これらの効果を相乗すると、低い降伏応力の材料でのへき開強度が解釈できた（呂 芳一）

高速度工具鋼のスプラットクエンチ

(J. J. RAYMENT and B. CANTOR: Metal Science, 12 (1978) 3, pp. 156~163)

AISI の T1, M2, M42 の 3 種類の高速度工具鋼へのスプラットクエンチ (splat-quench, S-Q と略記) の効果について, プラズマスプレー (plasma-spray, P-S と略記) および通常の固体焼入れ処理と比較しながら研究した. S-Q は Ar および N_2 中で 2 ピストン法で行ない, P-S は Ar プラズマで粉末粒子を吹きつけた. これらの試料の組織を X 線回折によつて調べ, 硬さをマイクロビッカース硬さ計によつて測定した.

S-Q したままの組織はオーステナイト (γ) と fcc 相であり, 炭化物の生成はほとんど完全に抑えられている. P-S したままの組織も基本的には S-Q と同じであるが, γ 量は少ない. これは P-S が S-Q よりも徐冷されていることによつて説明できる. fcc 相の同定はできなかったが, δ フェライトかマルテンサイトかあるいは両者の混合であると思われる. 焼もどしによつておこる主な組織変化は, γ のマルテンサイトへの変態であり, 650~700°C の焼もどしによつて γ はほぼ完全に消失する. 一方, 炭化物は 700°C 以下の焼もどしにおいては, 僅かしかあるいはほとんど析出しない.

S-Q したままの試料の硬さは, γ が多いために通常熱処理試料の硬さに及ばなかった. しかし H_V 600 以上はあり, これは γ の結晶粒度が小さいことと極端な固溶硬化のためであろう. S-Q や P-S した鋼の焼もどしによる硬さの変化で特徴的なことは, 軟化が現われないことと硬化のピークが高温側に移行することである. たとえば, 通常熱処理した M42 は約 350°C までは軟化し, 525°C で 2 次硬化のピークが現われる. これに対して, S-Q および P-S した M42 では軟化はほとんど現われず, 硬化のピークは Ar 中 S-Q で 600°C, N_2 中 S-Q で 615°C, P-S で 660°C であった. しかもピーク硬さは, P-S では通常熱処理とほぼ等しい H_V 950 であるが, Ar 中 S-Q では H_V 1100, N_2 中 S-Q では H_V 1300 に達する (中島宏興)

300ksi 級マルエージ鋼の低温弾性特性

(H. M. LEDBETTER and D. T. READ: Met. Trans., 8A (1977) 11, pp. 1805~1808)

本研究では室温から液体ヘリウム温度での 300 ksi 級マルエージ鋼の低温弾性特性, 縦波の伝ば速度から求められる弾性係数, せん断弾性係数, 体積弾性係数, ヤング率およびポアソン比を超音波パルス法により決定し, 純鉄, Fe-18%Ni 合金と比較している.

試料の化学組成は 18.41Ni-9.27Co-4.95Mo-0.002C-0.12Al-0.59Ti, 焼なまし状態で 20 μ m 程度のフェライト粒子とオーステナイトから成る不明りようなウィッドマンステッテン組織であり, 密度は 8.188g/cm³ である. 超音波は 2.5 μ m 内で平行かつ平滑な 1.25×1.25×1.6cm のパイプ試料の一端に 10MHz の共鳴振動型水晶圧電式変換器を固定し, 電気的に励起した縦波, 横波の往復時間をオシロスコープ上に描かせて測定した. 低温では冷却の際に生ずる超音波速度のわずかな変化を高感度に検出するため, パルス重ね合わせ法を採用した. 温度測定にはクロムコンスタンタン熱電対を用い,

冷却速度は約 2K/min である.

室温におけるヤング率, せん断弾性係数およびポアソン比は純鉄より約 15% 低く, 体積弾性係数はほぼ同程度の値 1.692×10^{11} N/m² となる. これを Fe-18%Ni 合金と比較すると体積弾性係数を除けば本質的に同様な値となり, 弾性定数に及ぼす Mo と Co の効果は互いに相殺しあうことを示している. すべての弾性定数は 0 K 付近では温度係数もゼロとなり, 温度が上昇すると次第に減少するが, およそ 150K 以上では直線的に減少するという正常な変化を示し, 他の bcc Fe-Ni 合金で報告されている磁氣的遷移は現れない. ヤング率及びせん断弾性係数の温度係数は純鉄のそれより約 40% 大きく, この鋼ではデバイ温度が純鉄の場合より低いことと一致している. (武田修一)

超高張力鋼の応力腐食割れに及ぼす Si 添加および残留オーステナイトの影響

(R. O. RITCHIE, et al.: Met. Trans., 9A (1978) 1, pp. 35~40)

市販高張力鋼 (AISI 4340 と 300-M) は Si の添加または残留オーステナイトを増加させることにより, K_{ISCC} をほとんど変えることなく, 蒸留水および食塩水中での応力腐食割れ (SCC) の速度が低下する. この結果について, 水素の拡散能および炭化物の型の役割を考慮し, マルテンサイト系高張力鋼の SCC における水素脆化機構の見地から考察した.

試料は AISI 4340 およびそれに 1.3%Si を添加した 300-M を用い, 蒸留水および 3.4%NaCl 溶液中で定荷重試験を行い, 割れ成長速度を連続測定した.

割れ成長速度の対数を Stress intensity K に対してプロットすると, K の増加にかかわらず成長速度が一定の領域 (Region II) がみられる. この領域での割れ成長速度は Si 添した 300-M の方が 1 桁小さく, 12%の残留オーステナイトを含む 300-M は 4340 より 2 桁小さくなるが, いずれも K_{ISCC} はほとんど変化しない. 食塩水中でもほぼ同様の結果となつた.

これらの結果は割れ先端に水素原子が侵入し金属間の結合を弱めるという SCC の水素脆化機構で説明することが可能で, Si の添加および残留オーステナイトが水素の金属中への透過に影響すると考えられる. 高張力鋼への Si の添加は高温での ϵ 炭化物の安定性を増すことから, ϵ 炭化物が水素のトラップとして作用するという報告があるが, ϵ 炭化物のない場合でも Si 添加により割れ速度が低下することから, Si の添加が水素の拡散能を低下させると考えられる. さらに, 等温変態により残留オーステナイトを含む 300-M が SCC に対しすぐれた抵抗性を示すことは, fcc であるオーステナイト中での水素の拡散速度が bcc 中よりも 3~4 桁も遅いという事実によるもので, 残留オーステナイトはラスマルテンサイトおよび粒界のまわりに連続的なネットワークを作り, 水素がクラック先端まで拡散するにはこのオーステナイトの膜を通過しなければならないために割れ成長速度が低下する. (水流 徹)

V 強化した 2 相鋼の変形挙動

(R. G. DAVIES: Met. Trans., 9A (1978) 1, pp. 41~51)

本研究は 0.1% の V を含む高強度低合金鋼について、オーステナイトまたはオーステナイト+フェライト域から制御冷却して生じたフェライト+マルテンサイト 2 相組織の機械的性質を支配する因子を明らかにした。熱処理は 790°C 10 min および 870°C 5 min それぞれ保持し、空冷（または塩水焼入れ）した。前者を IDP、後者を ADP と呼ぶ。組織は標準 V 鋼はフェライト+未溶解のパーライト、IDP と ADP はフェライト+マルテンサイトであった。これらについて引張り、疲労およびシャルピー試験を行なった。空冷した IDP、ADP 鋼は標準 V 鋼と比べて流動応力はより低く、伸びはより大きかった。IDP、ADP の引張強さと耐力は空冷材ではあまり焼なまし温度に依存しなかったが、焼入れ材では大きな影響を受けた。疲労寿命は高ひずみ振幅（延性が支配）では ADP、IDP、標準 V 鋼の順に、低ひずみ振幅（耐力が支配）では標準 V 鋼、IDP、ADP の順にそれぞれ大きかった。吸収エネルギーは同一温度では ADP、IDP、標準 V 鋼の順に大であった。これは IDP、ADP ではパーライトとセメンタイトの代りにマルテンサイトがあるためである。IDP、ADP の強度はマルテンサイト量に依存した。ひずみ硬化指数 n は標準 V 鋼で 0.11、IDP で 0.24 であり、高 n 値は塑性不安定性や紋りに対し安定で破断ひずみが大であることを意味している。 n 値はマルテンサイト量に依存し、50%までは直線的に低下していた。IDP、ADP の応力ひずみ曲線は標準 V 鋼と異なり明りような降伏点を示さなかったが、これは V によるフェライト中の格子間原子の固溶の減少とマルテンサイト変態による自由転位の導入のためである。延性的な 2 相複合材の強度理論は GARMONG らおよび MILEIKO により提案されているが、今回の 2 相鋼にも適用できることが示された。2 相組織の望ましい強度と延性は高強度（すなわち細粒）、高 n 値のフェライト相に依存し、マルテンサイトは 2 次的であった。高 n 値をうるには、Mo、V の添加が適当である。（呂 芳一）

水から水素を多量生産する工程における材料の問題点と水素の貯蔵材料

(C. E. BAMBERGER and J. H. DEVAN: Met. Trans., 9A (1978) 2, pp. 201~206)

人類の未来エネルギーの一つである水素は、地球上に存在する水から製造しようという点からも、また水素の消費による環境汚染が小さいという点からも、その将来が期待されている。

水から多量の水素を工業生産するプロセスとしては、熱化学的方法、電解法などがあり、その各々についてはかなりの基礎研究が行なわれている。適当な化学反応を組合せた熱化学的方法としては、ユーラトムで提案されたマーク 1~16 と呼ばれるプロセスなどがある。これらの化学反応に寄与する反応物質と反応温度（いずれの場合も 1000°C 以下）との環境下での化学工業用装置材料の諸特性、特にその材料の腐食について：すなわちこれらの環境条件下における材料の腐食シュミレーションテストの解説である。

テスト材料は、Fe、Ni、Cr、Ti、V、Nb、Mo、Ta、Ir、W、Zr 純金属とそれらの合金、304 ステンレス、ハステロイ、インコロイ、デュリクロル、クロリメット、TZM 合金さらにガラス、アルミナ、シリマナイト (Al_2SiO_5)

などのセラミックス及びテフロンなどであり、化学反応物質である HgBr_2 -HBr 塩、 HBr_2 -CaBr₂ 塩、HCl、 Fe_3Cl 蒸気、 H_2SO_4 、HI 雰囲気などの腐食環境下でのシュミレーションテストであった。

この他核エネルギーを利用した水素の製造工程では、水素ガスや同位体水素の原子炉材料や核融合材料からの逃散、放射能もれや材料劣化の可能性を指摘し、金属材料表面へのセラミックス被覆の有用性に言及した。

また電解法による水素製造では、KOH を含む電解法による電解槽材料、電解材料や隔膜の耐食性について、変性ガス法による水素製造では化学装置材料と石灰中の S との相互作用を考慮すべきで、材料の硫化、水素による脱灰や灰化の可能性を指摘した。

多量水素の貯蔵や輸送には Fe-Ti-H_x の水素化合物が有望であることを指摘した。（佐々木靖男）

—その 他—

液体金属冷却高速増殖炉に要求される材料の条件

(J. W. BENNETT and K. E. HORTON: Met. Trans., 9A (1978) 2, pp. 143~149)

液体金属冷却の高速増殖炉に必要な材料は、例えば配管、ポンプ、蒸気発生器、熱交換器などの炉外構造要素から、超厚鋼圧力容器、炉心構造物、燃料被覆管、ダクトなどの炉内構造要素まで非常に広範囲に亘る。炉外構造物の必要条件は優れた高温引張、クリープ、疲れ特性液体ナトリウムとの共存性、摩耗、応力腐食、割れ伝播に対する耐性および優れた溶接性である。炉内構造物では上の要件に加えて照射脆化、スエリング、照射下クリープに対する耐性、良好な核特性、燃料ペレットおよび核分裂生成物との共存性、液体ナトリウム中の質量移行の小さいことである。

最も重要な構造要素の一つである燃料集合体は 350~700°C の液体ナトリウム中で高速中性子の照射を受け、それによるスエリングとクリープが問題である。初期の高速炉の燃料被覆管やダクトには 20% 冷間加工した 316 ステンレス鋼が使用されるが、高い増殖比と燃焼度の商用炉には十分な対応はできないとみられている。このため、エネルギー研究開発局は 1982 年を目標にフェライト系、オーステナイト系、中間 Ni 系、高 Ni 系の 16 の候補材料から出発して低スエリング、耐照射クリープ、高強度の材料を開発する計画を推進中である。

一方蒸気発生器はナトリウムと水に対する耐食性と高度の信頼性が要求される。ステンレス鋼は応力腐食に弱いため、ナトリウムに耐食性のよい $2\frac{1}{4}\text{Cr}$ -1Mo 鋼が用いられている。しかしこの材料の欠点はクリープ強度と耐水腐食性に劣ることで、代替材料として強度が高く、高温安定性に優れた材料、例えば 9Cr-1Mo フェライト鋼などが研究されているが、まだ実用になるほど十分なデータベースや施工技術が開発されるには至っていない。（永田徳雄）

核融合炉に要求される材料の条件

(C. J. MCHARGUE and J. L. SCOTT: Mes. Trans., 9A (1978) 2, pp. 151~159)

核融合物理の進展に伴い、核融合炉実現への工学的問題が注目されている。プラズマを取囲む第一壁は 14MeV

の中性子による原子変位損傷に加えて核分裂炉では問題にならなかった核変換による大量のヘリウムと水素の発生による脆化が避けられない。またプラズマ粒子の衝突によるスパッタリング、プリスタリング、炉のパルス的運転による熱応力、冷却材による腐食なども材料の性能を規制する。従って設計データベースには照射された材料のデータが必要である。残念ながら核融合炉条件下のデータを求めることは炉そのものが実現されない限り不可能で、核分裂炉を利用した実用温度照射試験や照射後試験、加速器によるシミュレーション試験、低フルーエンスでの 14MeV 照射試験の計画が立案されている。

発電を行う実験炉の構造材料は多分オーステナイトステンレス鋼が使用されるとみられている。中でも 316 は高速炉の実績から有力である。しかし照射損傷を考えればその改良が必要で、Ti 改良型 (0.23 wt%Ti)316 の耐スエリング及びヘリウム脆化特性は材料改善による性能向上の希望を抱かせる。

米国エネルギー省では核融合炉用構造材料としてオーステナイトステンレス鋼、高強度 Fe-Ni-Cr 合金、高融点金属、新材料の 4 路線の研究開発が併進されているが実験炉以降 10 年以内に建設が目されている実証炉では熱出力が大きいと少くともプラズマから 20cm 以内では Mo などの高融点金属が必要となろう。

構造要素用材料以外の材料、例えば超電導マグネット絶縁材、中性子反射材、遮蔽材、増殖材なども実験炉や実証炉に必要である。また三重水素の封じ込めと回収部分を除くその他の炉要素用材料には汎用の材料を使用すべきである。

(永田徳雄)

石炭のガス化および液化における材料の問題

(W. J. LOCHMANN: Met. Trans., 9A (1978) 2, pp. 175~181)

石灰のガス化および液化は新しい問題ではないが、天

然ガスおよび石油の枯渇が予想されるため再び取り上げられた。本論文は「汚れた」石灰を「きれいな」気体、液体および固体の燃料に変換する場合の材料の問題について概観したものである。

「汚れた」石灰を「きれいな」燃料にする方法として幾種類ものものがこの 10 年間にパイロットプラントの段階まで進展して来た。これらは以下の三つの製品の製造法に大別される。(1) 含熱量の低い安価なガス、(2) 天然ガスの補充用としての高含熱量ガス、および(3) 合成油である。これらの製品の価格では工場の建設費が最も大きい割合を占めることが判明したので、最適な建設材料を選定することが極めて重要であることがわかった。

石灰には硫黄が含有されているので、 H_2S 或いは SO_2 による材料の腐食が問題となる。石油精製は $540^\circ C$ までの温度で行なわれ、 H_2S-H_2 雰囲気での材料の腐食などについては 50 年間にわたる多くのデータがある。しかしながら、石油と石灰では含有される成分が異なるため、石油には含有されない成分によつて腐食が相乗的に促進されることも考えられるので、パイロットプラントで材料の評価が研究されている。ガス化反応器は 10MPa の圧力、 $1760^\circ C$ の温度で操業されるので、高温での腐食と侵食、有機および無機酸の凝縮および水素脆化などに耐える耐火物および金属材料を必要とする。液化器は温度 $620^\circ C$ 、圧力 17-20MPa で操業され同様な性質を要する。このため $1100^\circ C$ までの石灰ガス化および液化環境における金属材料の腐食、侵食、機械的および冶金学的性質の研究が行なわれている。

さらに、高温、高圧のガス化および液化器に大量の石炭を供給するポンプ、高圧を減ずる減圧弁などに問題があり、満足すべき寿命を示す材料がまだ発見されていない。

(佐藤 彰)