

抄 録

—製 鉄—

Mannesmann 製鉄所の A 高炉の建設技術と操業結果 (M. K. BCSEOGLU, et al.: Stahl u. Eisen, 101 (1981) 5, pp. 53~61)

Mannesmann 製鉄所の A 高炉は湯溜直径が 10.3m で、内容積は 2100 m³ である。炉体の形状は経験に基づき高い生産性が得られるように設計された。A 高炉は先銑口を二個有しており、両出銑口の開きは 144° である。一方出銑能力は 5000 t/d で、炉頂圧は 2.5atm である。

火入れは 1973 年 5 月に行われ、1979 年 10 月に休止された。この間に、A 高炉は 8.5 百万 t の銑鉄を製造した。火入れ後 15 日目で、出銑量は 4000 t/d、燃料比は 500 kg/t 風量は 180×10³ m³/h、送風温度は 1200°C、[Si] は 0.6% であつた。

操入物の構成は焼結鉱が中心で、ペレットや塊鉱も若干使用された。操入物の粒度は焼結鉱が 5~50 mm で、塊鉱は 8~30 mm であり、コークスは 25~100 mm である。

焼結鉱の強度は高炉操業に重要な意味を持つので、FeO 量を 8~10% に調整している。一方塩基度は L/D スラグを最小として炉内反応に必要な量が確保できるように設定した。その結果スラグ量は 280~320 kg/t であつた。

1979 年 10 月に A 高炉は予定どおり休止した。そして、綿密な計画の下で炉体の修理を 63 日間で済ませることができた。

1980 年 6 月、A 高炉は再び火入れされた。操業の開始は計画に従い行われた。火入れ後 11 日目に銑鉄量は 4750 t/d に達した。一方燃料比は二週間後、470 kg/t になつた。1980 年 7 月には銑鉄量は 5680 t/d となり操業は順調に行われている。(小林一彦)

装入物分布と通気性の改善による Solmer 高炉の燃料比低減

(Stahl u. Eisen, 101 (1981) 5, pp. 65~68)

高炉の通気性を改善することによつて燃料比を下げるための実験を、2つの等容積の中型高炉を使って行つた。2つの高炉は内径 10.1m、内容積 1870m³ である。装入装置は 4 段ベル式で、装入物分布は、20枚の板からなるムーバブルアーマによつて制御される。最大送風温度は、1250°C で羽口は 28 個である。

鉱石は 80% 焼結鉱、20% 塊鉱で、その粒径は 8~25 mm である。焼結鉱の塩基度は高く、CaO/SiO₂=1.7 である。スラグ量は、銑鉄 1 t 当たり 320 kg で、その塩基度は 1.22 である。コークスは、粒径はほぼ均一で、平均 53 mm である。燃料比(コークス+重油)は、銑鉄 1 t 当たり 458 kg である。

実験は、3 種類の分布状態について行つた。

a) コークスを中心部に装入する。

b) コークスを全体に分布させるが、その大部分は中心部に装入する。

c) 新しい装入方法。まずコークスを全体に分布させそのコークスの斜面に焼結鉱を中心部に装入する。最後に円周部に焼結鉱を装入する。

炉内のガス組成を調べ、半径に対して CO₂/CO+CO₂ をプロットした。a と b では、中心に近づくにつれ CO₂/CO+CO₂ の値は急激に低下するが、c では、その傾向が小さく、中心部でも、ガス利用率が良いことがわかる。

以上のように、通気性を改善することによつて、炉況は安定し、燃料比は、銑鉄 1 t 当たり 20 kg 下がつた。また、熱損失も限界まで抑えられた。(小松周作)

羽口粉炭吹き込みの優越性と高炉燃料組成の改善

(劉琦: 鋼鉄, 16 (1981) 1, pp. 68~71)

高炉には伝統的にコークスが使用されてきたが、強粘結炭の不足により中国での重油吹き込み量は 1971 年 62.6 kg、1979 年 17 kg から最近では 10 kg/t に減少している。

粉炭吹き込みは首都および鞍山製鉄所で 1963 年開始され、現在では全国の 200 m³ 以上の高炉中 60% で粉炭吹き込みを行つている。1979 年首都製鉄所では平均 123 kg の粉炭が吹き込まれ、吹き込み率は 27% に達している。粉炭吹き込みには主に無煙炭が使用されるが、1978 年首都では送炭系統中の酸素を排除し、安全弁を設け、揮発分 31.4% の石炭を吹き込み、100 日間の試験で 79~123 kg/t の吹き込みを可能とした。コークスに対する置換比は 0.87~1.0 である。

中国の石炭資源の 2/3 以上を無煙炭、非粘結炭で占め、良質のコークス用炭は地域的に偏在している。1 t のコークスを作るには洗炭前の石炭 2 t を要するが、粉炭吹き込みでは置換比を考慮しても 1.25~1 t の石炭ですむ。

重油 1 kg の吹き込みに 930 kcal の熱保証が必要で、1.83°C の送風温度上昇になるが、粉炭では 720 kcal で 1.41°C である。首都の銑鉄年産 300 万 t に対し、粉炭を 120 kg 吹き込むと、粉炭量は年 36 万 t となり、コークスの 28.8% を置換したことになる。粉炭吹き込み設備は 1 万 t あたり 13~20 万円を必要とするが、これはコークス炉建設費用の 20~30% である。中国全体で 100 kg/t の粉炭を吹き込むと、コークス 250 万 t の節約となり、年間 1 億元 (約 150 億円) の節約となる。

(相馬胤和)

—製 鋼—

底吹転炉の水モデル解析

(K. KUBICEK and M. G. FROBERG: Arch. Eisenhüttenw., 52 (1981) 1, pp. 7~14)

60 t 底吹転炉の吹錬特性を、内径 634 mm の水モデル転炉 (体積比=6.5:1) を用いてシミュレートした。測定項目は、モデル転炉の炉壁下部に装着した 4 本の熱線流速計による平均環流速度 u_M 、および浴の盛り上がり高さ H (炉底より) である。 u_D (ガス吹き込み速度)、 h (浴深) を用いて、 $u^*=u_M/u_D$ 、 $H^*=H/h$ の無次元化を

行つた。

実験要因は、①炉底羽口数 ($n=6, 8, 10, 12$) ②羽口径 ($d=3.6, 4.6$ mm) ③浴深 ($h=200, 225, 250$ mm) ④羽口列間距離 ($z=70, 96$ mm) ⑤吹き込み角度 (羽口中心軸が垂直から 30° まで傾斜) ⑥羽口断面形状 (等断面積の円とスリット) ⑦羽口配列 (対称 6 種, 非対称 5 種) である。

(1) 羽口数 $n=10\sim 12$ で u^* は最大となる。 h の u^* への影響は小さいが、 $d=4.6$ の時の u^* は $d=3.6$ の $1.5\sim 1.8$ 倍となる。 H^* も $n=10\sim 12$ で最大となり、 $d=4.6$ の時 $H^*=1.61$ ($h=200$), $=1.43$ ($h=250$) である。

(2) z の u^* への影響は、 $d=3.6$ の時は不明確であるのに対し、 $d=4.6$ では $z=70$ の方が $z=70$ の $1.5\sim 1.6$ 倍大きい。

(3) 吹き込み角度を垂直から 10° 傾斜すると、 u^* は極端に低下するが、さらに 30° まで傾けても u^* の減少は小さい。一方 H^* は、吹き込み角度を大きくするにつれ小さくなる。

(4) 断面積 10 mm^2 , 16.6 mm^2 のスリット羽口と円羽口を比較すると、いずれもスリット羽口の方が u^* は大きく、 H^* は小さい。スリット羽口は吹き込みガスをより小さな気泡にまで破断するので、ガスの浮上エネルギーがより効果的に浴環流に消費され、浴の盛り上がりは抑制される。

(5) 非対称羽口配列は、対称配列と比較して u^* が $0.8\sim 0.6$ 倍まで減少し、浴混合には効果がない。羽口の存在する片側のみ流速が大きくなり、この部分の炉壁溶損が大きくなると予想される。

(6) 水浴面上に油層 ($50\sim 100$ mm 厚) の存在する条件下で吹き込みを行い、油層中の水滴形成を目視観察した。油は吹き込み初期にエマルジョン化するが、以降の浴環流特性には影響しなかつた。(竹内秀次)

SSAB (Oxelösund, Domnarvet, Luleå 工場) の取鍋精錬

(C. E. GRIP, et al.: Iron and Steelmaker, 8 (1981) 2, pp. 33~39)

SSAB の Oxelösund, Domnarvet, および Luleå 工場の取鍋精錬について、設備と操業経験を紹介した。

Domnarvet 工場は 2 基の 100 t 電気炉、インジェクション設備、および、2 基のスラブ連铸機を有する。Luleå 工場は 2 基の 104 t 転炉、RH 式真空脱ガス装置、2 基のインジェクション設備、および、2 基のブルーム連铸機、1 基のスラブ連铸機 (1981 年稼動予定) を有する。また、Oxelösund 工場は 145 t 転炉、135 t ASA-SKF 炉、インジェクション設備、および、2 基のスラブ連铸機を有する。各工場ともに、1981 年には造塊工程がなくなり全連铸工場となる予定である。

Oxelösund 工場の ASEA-SKF 炉は、X-70 級のパイプ用鋼、耐ラメラティア鋼、および、耐候性鋼の製造を目的として設置された。Luleå 工場の RH 式真空脱ガス装置は、極低炭素鋼、低水素、高纯净度鋼の製造を目的とする。各工場のインジェクション設備は、0.007% S 以下の低硫鋼の製造、電気炉のダブルスラグ処理の省略、介在物の形態制御、およびアルミキルド鋼の連铸時のノズル詰まり防止を目的とする。

取鍋精錬の処理効果の向上のためには取鍋スラグのコントロールが最も重要である。Oxelösund 工場では気体力学的ストッパーを用いて転炉スラグの取鍋への流入量を $1/3$ に低減した。Luleå 工場ではスラグボールを試験中である。TN 法のインジェクション処理の経験によれば、脱硫率の向上のためには処理前に Al 濃度を 0.04% 以上として合成スラグを取鍋に添加することが効果的である。また N 濃度の上昇の防止には取鍋蓋が有効であるが蓋を使用しても完全な大気シールは困難であり、現在 Luleå 工場では大気シール法について実験中である。

さらに、各種の取鍋精錬法について、処理中の溶鋼温度降下について述べた。(藤井徹也)

130 t 転炉での直接還元鉄の使用-操業と品質

(G. POFERL, et al.: Iron and Steelmaker, 8 (1981) 3, pp. 25~31)

最近の 25 年間で粗鋼生産量が着実に増加しただけでなく、製鉄業に適用された革新的技術の数もまた増加してきた。その中で特に連铸プロセスは重要な役割を果たしており、製品歩留り向上に寄与した結果自家発生スクラップの供給を確実に減少させている。Vöest Alpine AG の Lintz 工場においても粗鋼生産の 70% が連铸されており、今後もさらに連铸比率が増大すると予想される。転炉で使用する自家発生スクラップの減少分は購入スクラップで補われる。しかし購入スクラップの使用は鋼中 Cu, S などの有害成分を高め製品品質を損うのみならず、生産性を低下させ、排ガスボイラーなどを破損させることがあるので好ましくない。このような事情から DRI (直接還元鉄) はスクラップ、特に購入スクラップの代替として有用になつてきた。

Lintz の 130 t 転炉においてミドレックス還元鉄 3 000 t をスクラップに代替する操業を行つた。使用した DRI の主な化学組成は全鉄分 93.25%, SiO_2 1.47%, P_2O_5 0.03%, S 0.006%, Cu 0.004%, N 0.0027% であつた。操業は順調で DRI を使用しても吹錬操作を変更する必要のないことが明らかとなつた。DRI 250 kg/t の使用でスクラップに比べて鉄歩留り向上 0.8%, P 低減 0.002%, S 低減 0.006%, Cu 低減 0.04%, N 低減 0.0005% などの効果があつた。しかし塩基度調整用に CaO が 50 kg/t-DRI 必要であり、また、Mn が低いので出鋼時の Mn 合金添加量を増す必要がある。DRI を使用した時の鋼塊および鋼板の品質試験も行つたがいずれも良い結果を得た。

このように DRI は品質的冶金的にも、また操業上からもすぐれた転炉原料であるといえる。(斎藤健志)

Fe-Al 系における酸素溶解の熱力学

(V. E. SHEVTSOV: Izv. Akad. Nauk SSSR (1981) 1, pp. 60~65)

Fe-Al (0.01~100%) 合金の 1600°C における酸素の溶解度を測定し、次のような 2 種類の溶解度曲線を得た。

$$N_{\text{O}} = 3.14 \times 10^{-7} N_{\text{Al}}^{-0.76} \exp[2920 N_{\text{Al}}^3 - 922 N_{\text{Al}}^2 + 108 N_{\text{Al}}] \dots\dots (1)$$

$$N_{\text{O}} = 1.09 \times 10^{-8} N_{\text{Al}}^{-1.17} \exp[14.3 N_{\text{Al}} - 1.9 N_{\text{Al}}^2 - 2.2 N_{\text{Al}}^3] \dots\dots (2)$$

これらの溶解度曲線から酸素溶解度には 2 つの極小値として 0.0008% (0.39% Al) と 0.0032% (19.9% Al) を得た。

溶鉄中の Al と O の平衡恒数の中で、著者がすでに提出している γ_{Al} の値を用い、次式を導いた。

$$N_O = \frac{\sqrt[3]{K_{Al_2O_3}}}{\sqrt[3]{N_{Al}^2}} \exp\left[-\varepsilon_O^{\Delta} N_{Al}\right] + \frac{10000}{RT} (1-N_{Al})^3 - \frac{0.4}{R} (1-N_{Al})^2 \quad \dots (3)$$

酸素溶解度の極小点の値から $\varepsilon_O^{\Delta} = -90.0$ と計算され、この値と (3) 式を用い、純 Al を標準状態として重量% による平衡恒数 $K_{Al_2O_3} = (1.22 \pm 0.31) \times 10^{-11}$ (1600°C) を得た。(3) 式は 2% 以下の Al で実験値と極めてよく一致した。

実験値との一致をさらに向上するため、 $AlO \cdot Al_2O_3 = 3Al + 4O$ なる反応と 2 次の相互作用係数 ρ_O^{Δ} を考慮した。

$$N_O = \frac{\sqrt[4]{K_{Al_3O_4}}}{\sqrt[4]{N_{Al}^3}} \exp\left[-\varepsilon_O^{\Delta} N_{Al} - \rho_O^{\Delta} N_{Al}^2\right] + \frac{10000}{RT} (1-N_{Al})^3 - \frac{0.4}{R} (1-N_{Al})^2 \quad \dots (4)$$

純 Al の酸素溶解度、Al 19.9% における極小酸素溶解度を用いて $\varepsilon_O^{\Delta} = -8.3$ 、 $\rho_O^{\Delta} = 3.6$ を得ることができ、さらにモル分率による平衡恒数 $K_{Al_3O_4} = (6.8 \pm 3.3) \times 10^{-23}$ を得た。

(4) 式は Al 6~100% の範囲で実験値ときわめてよく一致した。また Al_2O_3 と $AlO \cdot Al_2O_3$ の 2 相平衡点を (3) 式と (4) 式から計算し、2.8% Al, 0.0121% O を得た。(郡司好喜)

製鋼—ジェットの時代表

(R. D. PEHLKE: Met. Trans., 11B (1980) 4, pp. 539 562)

転炉製鋼法の発展を 1980 年の Howe 記念講演で総説した内容の記録。Bessemer 転炉の出現 (1856) と発展、Thomas 転炉と WALDEN や TROPENAS による横吹き炉につき解説。次に、LD 転炉の出現 (1952) と平炉や電気炉における O_2 ガスの使用、Kaldo 炉や Rotor Vessel の開発を述べ、生産高や炉容の増加からみた BOF の発展、LD-AC や OLP プロセスの開発などを説明。また、LELLEP により始められた純酸素底吹き用の羽口の研究が、Maxhütte 社による OBM (Q-BOP) 炉、Creusot-Loire 社らによる LWS 炉の開発に至る経過を説明した。以上の説明には、特許を数多く引用した。

上吹き O_2 ジェットに関し、くぼみ深さとその精錬反応への影響、鋼浴運動、スラグ中粒鉄の挙動と精錬反応への寄与についての研究、また底吹き O_2 ジェットに関し、鋼浴運動および冷却剤による羽口冷却機構についての研究を概説。 O_2 ガスと溶鉄・溶鋼との反応速度に関する実験室的研究、実炉での精錬反応および吸 N, 吸 H 反応、建設および作業上の上吹き転炉と底吹き転炉の長所短所などを解説。

将来発展する要素として以下の点を挙げた。溶鉄率、送酸速度などの変幅増大、電気炉と酸素製鋼の組み合わせ (例えば電極を通じての酸素プラズマの吹き込み) などによる作業自由度の増大。排ガスの有効利用による省エネルギー。ダイナミックコントロールによるプロセス

制御。その他、連続製鋼の実用化の可能性に注意を払う必要がある、近い将来起こる変化には、2 次精錬の適用の拡大がある。(拜田 治)

連铸ビレットのマクロ偏析の形成についての実験室的 研究

(L. HUANG and K. SCHWERTFEGGER: Stahl u. Eisen, 101 (1981) 3, pp. 47~51)

連铸ビレットの中心偏析には通常軸心に沿って周期的に配列したキャビティーを伴う。中心偏析の形成機構に関連して鑄片軸心部で不均一凝固が生じる領域の大きさや偏析に至るまでの物質移動のメカニズムを明らかにするため、実験室的に凝固の過程でブリッジングが形成されるような鋼塊を製造した。内面全面を断熱し、そのうち所定の高さ位置で幅 5cm にわたり断熱を取り除き非断熱部を設けた鑄型 (A 法) と高さ中央部の径を他より 3cm 絞り狭窄部を設けた 3 分割鑄型 (B 法) に大気誘導炉で溶解した溶鋼 (0.5% C, 0.3% Si, 0.7% Mn, 0.035% S) を上注ぎし、80 kg 鋼塊とした。鋼塊の縦断面において凝固組織と偏析を調べた。

非断熱部 (A 法) および狭窄部 (B 法) の軸心部には V 偏析が形成され、その直下にキャビティーがある。V 偏析の外周は方向性のあるデンドライトであるが、V 偏析部は方向性の無いデンドライトあるいは粒状晶からなる。非断熱部 (あるいは狭窄部) の上方では、軸心部は C, S とともに負偏析する。負偏析は軸心に沿って非断熱部に近づくにつれ大きくなる。さらに非断熱部の中心に近づくると負偏析の周囲に正偏析があらわれ、正偏析は次第に内側に変位し V 偏析を形成する。一方、キャビティーの周囲はわずかに正偏析、キャビティーの直下に最大偏析がある。またキャビティーの下方は負偏析となる。

非断熱部の方向性の無いデンドライトあるいは粒状晶は成長の過程で相互に噛み合つてネットワークを形成し周囲の凝固殻に固定されるのに対し、固相間に残存する溶質濃化溶鋼は凝固収縮に伴い固相間を流動する。そこで鋼塊軸心に沿う高さ方向の温度分布、その温度に対応した平衡溶質濃度分布、ブリッジングの形成、ブリッジングの形成前後における溶質濃化溶鋼の流動を考慮して、キャビティーおよびマクロ偏析の形成機構を定性的に説明した。(木下勝雄)

大型鍛造用鋼塊中の酸化物介在物に関する研究

(K. KAPETANOVIĆ, et al.: Stahl u. Eisen, 101 (1981) 5, pp. 283~289)

大型鍛造用鋼塊中の非金属介在物の量と種類におよぼす取鍋耐火物の影響を調べるため、80 t 塩基性平炉で溶解した 19 ヒートの鋼を、シャモットれんが、高アルミナ質れんが、クロムマグネシアれんが、と、それぞれ異なつたライニングを施した取鍋に受けた。その後、a) FeSi と Al にて脱酸後 RH 脱ガス処理を行う、b) FeSi と Al にて脱酸後アルゴン吹き込みを行う、c) FeSi にて予備脱酸を行つた後に真空容器内でさらに FeSi と Al を添加した後に RH 脱ガス処理を行う、という 3 種類の異なつた取鍋精錬を行い、22 t あるいは 55 t の鋼塊とした。この鋼塊を鍛造比 1.2~1.25 で予備鍛造した後、頭部と底部を切り出して試料とした。

取鍋精錬の前後にて、酸素ゾンデによる鋼中の酸素の活量の測定を行つたが、取鍋耐火物の差が原因となるよ

うな差は認められなかつた。

— 光学顕微鏡観察によると、大型介在物は頭部試料よりも底部試料の方に多く存在した。清浄度 Y は、出湯速度 X_1 (+1 min), 取鍋精錬後の溶鋼温度 X_2 ($^{\circ}\text{C}$), 20 t 鋼塊への鑄込み速度 (t/min) の関数として、

$$Y = 281.76 - 0.59X_1 - 0.17X_2 - 0.49X_3$$

として記述できる。

介在物の組成を、 SiO_2 - $(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3)$ - $(\text{CaO} + \text{MgO} + \text{FeO} + \text{MnO})$ の三角ダイアグラム上に記述すると、 SiO_2 のコーナーあるいは SiO_2 - $(\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Cr}_2\text{O}_3)$ のラインに近いところに集まっている。

走査型電顕による形態の分類を行うと、球状アルミナ、デンドライト状アルミナ、ガラス状のマトリックス内にはさまつた球状アルミナ、ガラス状のマトリックス内にはさまつた片状アルミナ、ガラス状介在物、の 5 種類に分類できた。(雀部 実)

低周波-AOD-水平連鑄を用いた製鋼法

(U. GLASMEYER and E. BIENER: Stahl u. Eisen, 101 (1981) 6, pp. 377~382)

西独 Siegen の Boschgotthard 工場では、フェライトおよびオーステナイト系高クロム合金鋼の製造には 15 t 電気炉と 17 t AOD の組み合わせを、低および中級合金構造用鋼の製造には 43 t 50Hz 低周波誘導溶解炉と AOD の組み合わせを使用している。造塊は水平連鑄と通常造塊を併用している。低周波炉使用の利点として、使用されるエネルギーが少ないこと、メタル歩留りが高いこと、環境対策費が少なくすむこと、電極脱落がないこと、作業員をへらすことができること、などがあげられる。

水平連鑄は、100 ないし 120 mm の角または直径のビレットを作ることができる。この連鑄機のビレット長さは最大 9 m である。引出し速度は最大 4 m/min, 鑄込み速度は 120×120 mm 角ビレットの場合には、10~15 t/h である。鑄型の長さは 1500 mm である。

AOD 処理後の鋼の清浄度は、Stahl-Eisen-Prüf-blatt I 570-71 に準拠すると、10 以下となるものが 90% 程度である。絞り値は、通常の電気炉溶解のみの鋼材では 10~20% 程度のもので、AOD 処理材では 60~70% となり、取鍋脱硫処理材、CaSi 処理材あるいは ESR 溶製材と同等かそれ以上の値となつている。

AOD 処理材のシャルピー試験値は、0~40 $^{\circ}\text{C}$ では ESR 溶製材と電気炉のみの溶製材の中間にあつて 180~200 J であるが、-80 $^{\circ}\text{C}$ 付近では ESR 溶製材よりも劣り、電気炉のみの溶製材とあまり変わらず 10~50 J となつている。

AOD 溶製材の水素含有量は 1~3 ppm であつた。(雀部 実)

— 鑄 造 —

Böhler AG での特殊鋼の水平連続鑄造の開発状況

(M. HAISIG, et al.: Stahl u. Eisen, 101 (1981) 6, pp. 91~97)

Böhler AG の水平連続鑄造テストプラント (ストランド数: 1, 鑄型長さ: 1100 mm, ビレット寸法: 70~85 mm ϕ , 95~130 mm ϕ , 鑄造速度: 4 m/min, 装置高さ: 最大 3 m, 装置全長 17 m, 駆動装置: 水圧式, 2 対

の駆動ロール, 電磁攪拌装置: 140~420 ガウス, 人員: 監督を含め 1 交代 3 人) の開発状況を述べた。(安定化したジルコニアを内張りしたタンディッシュは Ar でシールされており、ジルコニア質の中間ノズルを介して鑄型と直結している。鑄型入口部分 (溶鋼流入側) は Cu 製で、最も入口に近い部分には BN のリングがある。残りの鑄型内面側は黒鉛で構成されている。引き抜きには、引き抜き-停止-押し戻し-停止-引き抜きのモードを採用している。構造用鋼で 26 h, 合金鋼で 2~10 h の連続した鑄造が可能である。得られた鑄片の表面性状、凝固組織と偏析、清浄度を調べると共に、棒鋼並びに伸線用素線に加工した。鑄片の表面性状は熱間加工に決定的な影響を及ぼすが、間歇引き抜きを行う水平連鑄に特有な表面欠陥として結晶晶出マークがある。この結晶晶出マークは、引き抜き時の新しい凝固殻と古い凝固殻の接合部とその直後の 2 個所に生成する。前者は BN のリング部に凝固殻が生成することに起因し、組織が明瞭に区別できる。後者は鑄片表面よりノッチ状の割れとして現れる。高合金鋼での前者の結晶晶出マークは特に顕著である。鑄造条件を適切にすれば、これらの結晶晶出マークを軽微にできるが、高合金鋼の場合にはそれでも熱間加工を行う前の機械加工が必要である。本装置での鑄片内介在物は少なく、普通造塊法の 1/12 である。42CrMo4, 25CrMo4 の 95 mm ϕ の鑄片から 14 mm ϕ の伸線用素線の製造も問題なく行われた。熱間加工された棒鋼と伸線用素線の品質は、普通造塊法によるそれと比べて不利な点がない。引き抜き方法、鑄型、タンディッシュの改良が大量溶鋼を処理するさいの課題である。

(中戸 参)

— 加 工 —

棒鋼、線材圧延機のローラ・ガイド装置-二三の最近の傾向

(N. HOLLAND: Iron and Steel Eng., 58 (1981) 3, pp. 39~43)

ローラ入口ガイドは、2 ローラ型と多ローラ型に区分される。2 ローラ型が、一般的であつたが、棒鋼生産に連続式の圧延機が使用され、サイドやアップ・ルーバが採用され、それなりに効果があつたが、ロールとの噛み込みの際の瞬間的な流れの停止のために、棒鋼に衝撃波を生ずる。2 ローラ型の場合、ローラが衝撃波の節点となり、棒鋼の分割線の幅の増減などの不具合が発生する。

この対策のために、ガイド・ローラの前に誘導樋を設置しているが、棒鋼の摺動疵が発生しやすく、樋の幅を拡げると、さざなみが生ずるといふ欠点がある。最近では、多ローラ型ガイドの使用により解決されてきた。

本ローラ・ガイドの調整は、ねじジャッキ、シムまたはウェッジ式がある。また、ローラ寸法の変更や修理のための取り替えを容易にするためのカセット化が実施されている。このカセット型のローラ・ガイドのセッティングのために各種のオプティカル・ガイド・セッターでローラの影をスクリーンに投影することにより ± 0.05 mm にセット可能となつた。

ローラ・ガイドの潤滑は重要で、高压の空気と潤滑油の混合システムが効果がある。ローラの軸受は、ローラ

径が小さいために 10 000 fpm の高速で操業されるようになり、噛み込み位置を多少犠牲にしても、最良の軸受の設計を得るようにしている。

ローラ・ガイドの丸、オーバル、角または菱カリバーの設計上の注意とローラ捻転ガイドの Outboard 型と、最近発展してきた Inboard 型の特長をあげた。

(望月俊男)

工具鋼粉末のダイナミックコンパクション中の溶解と凝固

(D. G. MORRIS: Metal Science, 15 (1981) 3, pp. 116~124)

ダイナミックコンパクションとは金属粉末の圧縮成形技術の一種である。パンチを高速高圧で粉末に衝突させるとその瞬間に粉末粒子相互間に激しい衝突が生じ、表面酸化皮膜は剝脱し、表面一部が溶融して、粉末粒子間の強固な結合が得られ、高密度が達成できる。本研究では軟化焼なまし水アトマイズ高速度鋼 M2 粉末を使用し、ダイナミックコンパクション中に生じる溶融層について検討を行った。

成形条件は圧縮速度 $1\,000\sim 2\,500\text{ ms}^{-1}$ 、圧力 $2\sim 8\text{ GPa}$ である。この溶融層はごく小領域であるため、冷却速度は非常に速くなる。そのため冶金学的に興味深い種々の特徴を有す。光学顕微鏡組織では、この溶融層は全く腐食されず炭化物は認められないが、その組成は粉末のバルク組成と同等である。電顕観察では、この未腐食層には微細な凝固セル組織が認められる。このセル組織の大きさと熱伝導計算から、溶融層の冷却速度を推測した結果 $10^6\sim 10^{10}\text{ K S}^{-1}$ と極めて速いことが分かった。そのためこの溶融層を硬さは $900\sim 1\,000\text{ Hv}$ と粉末粒子内部の硬さ 500 Hv より硬い。これは δ フェライトセル組織が非常に微細であり、また M_2C カーバイドが微細であるからであり、マルテンサイト変態による硬化ではない。これは従来の急速冷却試験結果ともよく一致している。このダイナミックコンパクションした試料を $100\sim 700^\circ\text{C}$ で時効処理すると、粒子内部の硬さはほとんど変化しないが、溶融部分では溶製焼入れ材に見られるような 2 次硬化ピークが現れる。その温度は溶製材より 50°K 程度高く 620°C 付近である。これは M_2C 炭化物の析出と粗大化が起因していると考えられる。

以上のようにダイナミックコンパクションされた粉末は、粒子表面と内部では圧縮エネルギーに差があるため、同一粒内において種々の熱履歴を経る。従つて、単一試料で広い範囲の冷却速度を経た準安定の複合組織材料の開発にダイナミックコンパクション法は有効である。

(徳山幸夫)

一 性 質

冷間圧延ロールのスポーリングの原因と対策

(M. NAKAGAWA, et al.: Iron Steel Eng., 58 (1981) 3, pp. 44~49)

冷間圧延用作業ロールは、耐摩耗性と塑性変形が無いことが要求されるため、比較的高い表面硬度と大きな硬化深度が必要である。それ故、通常は $0.7\sim 1.0\%\text{C}$ 、 $1.0\sim 5.0\%\text{Cr}$ にさらに特別な元素を加え、強烈な水冷と低温焼もどし (200°C) 以下によりショア硬度で 90

以上の表面硬度を得る。その結果、表面は非常に硬く脆くなり、熱的にも不安定で、かなり大きな割れ感受性を有することとなる。こうした作業ロールの性能は、耐スポーリング性にかかっている。ロール表面のスポーリングは主にしぼり込みやスリップによつて起こるが、耐熱衝撃性、引張強さ、接触疲労強さ等のロールの特性も影響する。

耐熱衝撃性は、硬度に非常に影響され、硬度の増化とともに低下する。したがってロールの硬度は、ある程度低くしなければならない。引張強さは、ショア硬度 65 位までは、硬度に比例して増加するが、それ以上ではばらついてくる。また表面に割れがあるものは、ショアの 55 位から急激に低下する。接触疲労強さは、硬度の傾向はみられない。

スポーリングを原因別に分類すると、以下の 3 つに大別される。1) しぼり込みによる熱衝撃 2) 既存の表面割れによる疲労 3) 非金属介在物による疲労 このうち、表面で割れが生成する場合は全体の 80% 以上を占める。こういったスポーリングは、適切な保守点検によつて防ぐことが可能である。そのポイントは、熱衝撃を最小とし、ロール表面の熱影響部および割れを発見し無くすことである。以下にその項目を列挙する。

1) 研削加工 (Dressing) 機械的なものよりも熱的な損傷が重要。二重腐食法により、その損傷部を発見し最小限で研削する。通常、熱損傷部は径で $0.05\sim 0.25\text{ mm}$ である。

2) 焼け (Burning) 適切な研削条件を選択し、また冷却方法を改善する。

3) スリップ (Skidding) 金属とロールとの間の不適当な潤滑性による摩擦熱による焼もどしに起因する。適正な圧延条件を選び、より低硬度のロールの使用を考慮する。

4) 表面割れの発見 二重腐食法、渦電流探傷法など幾つかがあるが、後者の方がよい。(新村哲生)

低 C-2.25Cr-1Mo 鋼のクリープ強さと延性におよぼす微量元素の影響

(D. J. GOOCH: Metal Science, 15 (1981) 2, pp. 45~54)

Cr-Mo-V 鋼において P, As, Sn, Sb などの不純物元素は $500\sim 700^\circ\text{C}$ で HAZ の応力除去焼なまし割れ抵抗やクリープき裂伝ば抵抗を減ずる。同様のことが 2.25Cr-1Mo 鋼の溶着金属においても予想されるが実験的な確証がない。そこで二種類の 2.25Cr-1Mo 鋼を用いてクリープとクリープき裂伝ば試験を行った。用いた鋼は 0.014C-2.55Cr-1.05Mo-0.009P-0.009S-0.02As 鋼 (B 973)、0.047C-2.50Cr-1.02Mo-0.035P-0.009S-0.07As 鋼 (B 974) であり、真空溶解を行った。熱処理は $1\,250^\circ\text{C}$ で 1 h 溶体化後、 $900\sim 1\,300^\circ\text{C}$ の各温度で 1 h オーステナイト化後油冷、 700°C 、3 h の焼もどしを行い、ペーナイト組織にした。これらの試料を用いて 565°C の真空中でクリープとクリープき裂試験を行った。

通常この系の鋼では二次硬化を起こす析出物は針状の M_2X であるが、微量の Nb, Ti, V のために本鋼では格子常数が 4.47 \AA である MX を析出する。また析出物は Nb, V, Ti などを含有し、粒界に存在する大きな

析出物には Fe, Mo の他に P, Mn, Cr が検出される。1100°C 以上から焼入れるとクリープ強さは上昇するが P, As などにより激しいクリープ脆化を示す。しかし 950°C で焼入れたときは P, As などは延性をそこなわぬ。C の多い, B974 鋼でクリープ強さが低いのは $M_{23}C_6$ の析出により固溶体の Mo を減少させ, Mo のまさつ応力を減じるためである。C 量の強度に対する感受性が低いのは析出硬化と固溶体硬化とが相殺しあうためと考えられる。また Mo は P と相互作用が強いため粒界の炭化物に Mo が多く含まれる可能性がある。

(土山友博)

水素侵食におよぼす冷間加工の影響

(M. RANSICK and P. SHEWMON: Met. Trans., 12A (1981) 1, pp. 17~22)

水素侵食による気泡の発生と割れの発達におよぼす冷間加工の影響をシリコンキルドの炭素鋼について調べた。実験方法は短冊状の試験片を圧延方向に平行に切り出し, これに変形タイプの違いの影響を調べることができるように, 三点曲げ試験による加工を加えた。これを 450°C, 6.4 MPa の水素中に 44~220 h 保持した。次いでそれぞれの試験片から加工の影響をうけた領域と受けない領域を切り出し, 光学顕微鏡および SEM 観察を行った。おもな結果は次のとおりである。

まず加工の影響をうけない領域においては, おもに MnS や $MnOSiO_2$ などの介在物上にき裂状の侵食が発生した。しかし十分に脱炭した鋼に見られる球状の気泡はほとんど観察されなかつた。これらは非常に長く幅の狭いき裂に成長するが, その近傍は脱炭し, き裂内部はメタンガスで満たされる。

一方加工の影響をうけた領域においては, 粒界における気泡やき裂の発生頻度が高まる。そして引張り応力をうけた領域では圧延方向に平行に, また圧縮応力をうけた領域では圧延方法に垂直にき裂が発生する傾向がみられる。これらは互いに連結し, 内部のメタンガスを試料表面に追い出すため, その近傍の脱炭速度は早まる。再結晶温度以上の 650°C で 1 h 焼なますと, これら曲げ加工の影響が完全に除かれた。これは加工により介在物周辺に微小き裂が発生したのではなく, 局所的な残留応力が粒界に沿って蓄積されたことを示している。

(宮地博文)

鋼及びアルミニウム合金の疲労き裂伝ばのための塑性仕事

(P. K. LIAW, et al.: Met. Trans., 12A (1981) 1, pp. 49~55)

これまでに疲労き裂伝ば速度 dc/dN の理論式として, $dc/dN = A\Delta K^4/\sigma^2\mu U$ が導かれている。ここで σ は降伏応力に相当するものであり, μ は剛性率, U は単位面積あたりき裂を伝ばさせるに要する塑性仕事, A は無次元な定数である。

熱処理を変えることも含め, 繰り返し 0.2% 耐力 σ_y' が 42 から 868 MN/m² に分布する, 6 種の鋼と 7 種のアルミニウム合金を供試材とし, ひずみゲージによつて実験的に求めた U の, 降伏応力, 塑性域寸法 r_p , 微細組織との関連を調べた。

理論式において, σ として σ_y' を用いるとすべての材料に対して, $A = (2.8 \pm 0.9) \times 10^{-3}$ となつた。合金元

素の添加や, 熱処理によつて強化され, σ_y' の大きくなつた材料は, 一般的には U は小さくなる。これは, σ_y' が大きくなると r_p が小さくなることと, 塑性域の各位置における塑性仕事密度 U_{XY} が小さくなることによる。ここで U_{XY} は各位置の最大応力 σ^l と塑性ひずみ振幅 ϵ^l の積に關係するものであり, σ_y' が大きくなると, σ^l は大きくなるがその比率以上に ϵ^l が減少するので, U_{XY} は小さくなる。 U は U_{XY} を塑性領域について積分したものである。したがって, U_{XY} の減少により U は小さくなる。

同じレベルの σ_y' に対する U は鋼の方がアルミニウム合金より大きくなるが, 各系統の材料間においても U は σ_y' によつて一義的に決まるものではなく, 析出物の形態など微細組織によつても異なる。たとえば Nb-HSLA 鋼においては, 整合性のある Nb(C, N) 析出物が存在する場合には, 析出物は転位により切断され局部的に集中した変形が起こり, その結果 U は小さくなる。しかし熱処理によつては σ_y' がほぼ同じでも, 板状セメンタイト構造になり, 一樣な変形が起こり U は大きくなる。

一定の ΔK に対する dc/dN は $\sigma_y'^2 U$ に反比例の關係にあり, 局部的に集中する変形をおさえ U を大きくすることが dc/dN の低い材料を開発する上で重要である。

(金澤健二)

レーザー熱処理した 1045 炭素鋼の疲れ抵抗

(H. B. SINGH, et al.: Met. Trans., 12A (1981) 1, pp. 138~140)

金属表面にレーザービームを走査させ, 急速加熱・冷却を行わせることが鉄鋼材料に対して用いることができる。適当な出力 (475W) の連続波の二酸化炭素レーザーを用いて, 1045 炭素鋼の回転はり疲れ試験片を照射し, 微細組織, 硬さ, 疲れ寿命の変化を調べた。試験片は旋盤上のセンターの間に据えられ, 試料の表面にレーザービームの焦点を合わすように置かれたレンズは刃物台に付けられ, おくりによつて試験片の円柱軸に平行に移動できる。試験片は砂時計型で, 中央部における径 $\phi 7$ mm である。試験片の回転 (400~417 RPM) とおくり ($135 \mu\text{m rev}^{-1}$) は均一な熱影響部が形成されるように, 予備実験により定めた。これによつて, レーザーの走査速度は $14.7 \sim 15.3 \text{ cm s}^{-1}$, 中央部における表面照射速度は $11.9 \sim 12.4 \text{ cm min}^{-1}$, 熱影響部の深さ 100 μm 程度となつた。

熱影響部はバルクよりかなり硬化し, ヌープ硬さでバルクの 276~340 に対して, 669~806 となつた。熱影響部の組織にはパーライト領域においてセメンタイトのとけ込みが, 表面近くで初析フェライトのとけ込みが見られた。高倍率の観察により, 表面の約 10 μm にマルテンサイト組織が見出された。疲れ試験はデータのワイブル解析を行い, 10, 50, 90% 破壊確率の線を決定した。疲れ限度は未処理の試料は 52.8 ksi, レーザービームで処理した試料は 68.7 ksi であり, 約 30% の改善がみられ, 74 ksi における疲れ寿命は 15 倍の増加が生じた。

(金尾正雄)

高歪み変形を与えた快削鋼の組織と性質

(R. L. AGHAN and J. NUTTING: Metals Technology, 8 (1981) 2, pp. 41~45)

高 S 快削鋼 (0.33% S), Pb 添加高 S 快削鋼 (0.36% S

-0.25%Pb) を用いて、これらの鋼の高歪み変形に及ぼす MnS, Pb 相の影響を調べた。圧下率 2~98% の冷間圧延を施したものについて、引張試験、微視組織観察、破面観察を行った結果以下のことがわかった。

高 S 鋼においては、等価な普通炭素鋼と比較して、中程度の歪み量を与えた場合には引張試験における加工硬化率は小さいが、高歪みを与えると引張強さが強化され 1700MNm^{-2} に達する。この鋼の硫化物の塑性比, $\nu = (\log P - \log P_0)/\epsilon t (P_0, P$ はそれぞれ、変形前、後の硫化物の長さ, ϵt は真歪み) は 1 以上であり、このことが低歪み硬化率の原因であると考えられる。また塑性比が 1 以上であることは、負荷歪みの多くが、硫化物もしくは硫化物と母相の界面に分配されていることを示している。高歪み側では硫化物は非常に伸長しており、繊維強化効果をもたらす高強度を示すと考えられる。

Pb 添加鋼においては、中程度の歪み量領域での加工硬化率はさらに小さい。また高歪みを与えると硫化物は切断され、引張強さは普通炭素鋼よりは高いが、高 S 鋼より約 600MNm^{-2} 低い。これは、Pb が微小バンド境界や MnS/母相界面を汚染し、界面エネルギーを低下させて、界面への歪み分配をより多くさせることによると考えられる。

高 S 快削鋼における機械加工性の改善は、比較的小さい加工硬化率によつていふと考えられる。MnS 粒子に発生・発達する割れによつてせん断が行われ、チップ生成の際に工具前面の材料が高歪みを受ける必要がなくなる。Pb を添加すると加工硬化率がより小さく、硫化物の破断がより容易になるため、チップ生成がさらに容易になり、機械加工性がさらに改善される。(長井 寿)

—物理冶金—

二相鋼の加工硬化

(N. K. BALLIGER and T. GLADMAN: Metal Science, 15 (1981) 3, pp. 95~108)

0.066C-1.24Mn-0.6Cr-0.43Mo, 0.06V-0.12C-1.14Mn, 0.15Ti-0.11C-0.85Mn, 0.13C-1.29Mn, の 4 種の二相鋼を用いて、微視組織と引張特性の関係を調べた。Cr, Mo を複合添加した材料では、圧延まま状態、他の三鋼種では二相域加熱を加えて二相鋼としている。炭化物形成傾向の大きい V や Ti を含んだ鋼種では、二相域加熱による焼入れ性の向上が C-Mn 鋼よりもはるかに大きくなっている。これは、この熱処理によつて生じた微細な炭窒化物が焼入れの際にオーステナイト/フェライト界面の移動を抑制することによると考えられる。

二相鋼は複雑な微視組織を有しているが、第二相は、最大一様伸び程度の歪みまでは変態しないので、加工硬化率の点からいえば、比較的柔らかいマトリックス中に、硬くて変形しない粒子が分散したものと想定できる。

Ashby の加工硬化理論によると、 f を第二相の体積率、 d を第二相の平均粒径とした場合、加工硬化率は $\sqrt{f/d}$ に依存するとされている。 f を増大、 d の減少によつて加工硬化率が增大することが実験的に確かめられており、この理論と一致している。すなわち、第二相を増加させ、そのうえで可能なかぎりそれを微細に分散

させることによつて、加工硬化率の上昇にみちびくことができる。

この方法によつて、二相鋼の引張特性を向上させることが可能である。(村上雅人)

オーステナイト鋼の鋭敏化におよぼす加工誘起マルテンサイトの影響

(C. L. BRIANT and A. M. RITTER: Met. Trans., 11A (1980) 12, pp. 2009~2017)

加工によりマルテンサイトを発生する 304 ステンレス鋼と、マルテンサイトを発生しない 316 ステンレス鋼を使用して、加工後、熱処理を行い、鋭敏化に対する影響を調べたものである。

加工後、熱処理したときの 2 つの鋼の鋭敏化挙動は異なり、304 ステンレス鋼は、316 ステンレス鋼に比べて、とくに 600°C 以下の加熱では、鋭敏化に要する時間が短い。また 304 ステンレス鋼は、 600°C 以下の加熱で粒内に Cr 炭化物を析出し、これが粒内腐食を導く。 $600\sim 650^\circ\text{C}$ の加熱においても、316 ステンレス鋼に比べて、304 ステンレス鋼は広範な粒内腐食をおこす。また 304 鋼では、結晶粒界とマルテンサイト内のいずれにも、炭化物が容易に析出するのに対し、316 ステンレス鋼は結晶粒界に優先的に析出し、この結果 304 ステンレス鋼は、高密度の炭化物を有することになり、腐食に対しても回復する。このような 2 つの鋼の違いは、マルテンサイトの存在に起因するものと考えられる。 600°C 以下で Cr 炭化物が析出するのは、面心立方のオーステナイトより、体心正方のマルテンサイトに Cr および C が急速に拡散するためである。

冷間加工は、加工しない試料が急速に鋭敏化する温度においてのみ鋭敏化を著しく促進させる。また、マルテンサイトが存在しない場合、粒界腐食が常に優先的で、炭化物は結晶粒界に沿つて優先的に析出し、腐食に対する急速な回復現象も観察されない。(岸本康夫)

Ni-Cr 鋼の粒界強度におよぼす Sb, Sn, P の影響

(J. KAMEDA and C. J. McMAHON, Jr.: Met. Trans., 12A (1981) 1, pp. 31~37)

Sb をドーピングして真空溶解した Ni-Cr 鋼を 1025°C で 1 h 加熱後焼入れ、 600°C で 1 h 焼もどしを行い、さらに不純物偏析の度合を変化させるために、 450°C で 10 h から 100 h まで処理時間を変化させた。また、Ni, Cr, Sb の分布を均一にするため、 1250°C で 24 h の均熱処理を施したのもも用いている。

試料は高真空中 ($<10^{-8}\text{MPa}$) において、170K で粒界破壊させ、ひとつの試験片で約 50 個の粒界ファセットを $10\ \mu\text{m}$ 以下のビーム径を有するオージェ分光装置で分析した。そして、不純物濃度は McMAHON らの方法を用いて、オージェピーク高さから外挿して求めた。均熱処理を施した試料では、マイクロプロブ分析によると Ni, Cr の分布は均一化されているが、オージェの結果では、ファセットによつて Sb の偏析の度合は大きく変化している。

四点曲げ試験から、クラック発生に必要な局部引張応力 σ^* を求め、粒界ファセットの平均 Sb 濃度 \bar{X}_{Sb} と、最大 Sb 濃度 $X_{\text{Sb}}^{\text{max}}$ の両方を用いて整理すると、 $X_{\text{Sb}}^{\text{max}}$ の場合、均熱処理の有無にかかわらず、 σ^* はひとつの

曲線上にのつている。これは、切り欠き試験片の破壊が最大不純物濃度の粒界によつて支配されるという仮定を支持するものである。

さらに全く同様の試験を Sn, P をドーパした Ni-Cr

鋼を用いて行い、これらの鋼種では、均熱処理による差はみとめられなかつた。また Sb, Sn, P の粒界強度へ及ぼす効果にはほとんど差は認められなかつた。

(村上雅人)

一統 計一

80年代に発展、派生が期待される新たな産業分野

通産省工技院では、80年代において我が国が総合的なセキュリティを確保するためには、産業構造の一層の高度化を図り、産業活力の維持・向上に努めていくことが必要であるとしている。また、このためには、第1に、ソフト化・システム化を通じた新製品及び新

生産プロセスの開発、新たな機能を有する新素材の開発等を通じて、既存産業の高度化を図り、比較優位産業を維持するとともに、第2に、ニューフロンティアを形成する新産業技術を開発していく必要がある、このようなニューフロンティアを形成する技術で特に重要と考えられるものとして下表の課題を挙げている。

80年代に発展、派生が期待される新たな産業分野

産業区分	現 状	80 年 代 予 測	技 術 課 題
	産 業 分 野	発展、派生が期待される新たな産業分野	
技 術 先 導 型 産 業	新電子関連産業 通信機械器具関連 電子計算機関連 集積回路関連	光通信、衛星通信、電子郵便、コンピュータネットワーク、オフィスオートメーション、ホームコンピュータシステム、生活情報システム、医療情報システム	光素子の改良・集積化、光応用計測制御システム、高集積・高速・高周波・半導体素子、ネットワークアーキテクチャー、パターン情報処理、高性能・低価格マイクロコンピュータ、コンピュータ基本ソフトウェア
	原子力産業 核燃料サイクル関連 原子力利用関連	ウラン資源、濃縮、核燃料加工、再処理、廃棄物処理処分、核燃料サイクル関連機器 原子力発電、原子力船、多目的高温ガス炉用(発電、製鉄、水素、石炭化・液化)、放射線(ガン治療、滅菌食品、育種)	海水ウラン等回収システム技術、濃縮(遠心分離法、化学法)、核燃料加工(ジルコニウム製錬)、再処理、プルトニウム加工、廃棄物処理処分(低レベル減容化、高レベル液固化・保管・最終処分)
	新エネルギー産業 太陽エネルギー関連 石炭エネルギー関連 石炭エネルギー関連 水素エネルギー関連	冷暖房、給湯、太陽熱発電、太陽電池 新型地熱発電(深部蒸気発電、熱水利用発電)、深層熱水供給、地熱探査掘削 ガス化、液化、ガス化発電 水素製造・貯蔵	太陽電池の低コスト化、冷暖房給湯システムの効率向上、大規模深部地熱の探査・掘削技術の開発、石炭液化スケールアップのための高圧用材料の開発、熱化学法水素製造プラントの開発
航 空 機 宇 宙 産 業	民間航空機関連 民間航空機用エンジン関連 防衛庁機関連 宇宙開発関連	YX, ポストYX, 小型飛行機、飛行艇、ハイブリッド型LTA, ターボプロップ機、軽量航空機 高バイパスファンエンジン F15, P3C, MTX, FXX 通信衛星、放送衛星、資源探査衛星、気象衛星、スペースシャトル、スペースプラットフォーム、宇宙実験機器	大型機の生産技術、機体材料、航空機用部品技術高速ターボプロップの要素技術、Active Control Technology, フライパワィヤー、高性能ファンエンジンの生産技術、エンジン用耐熱合金材料 H-I ロケット、衛星間通信、高精度航法、有人サポート、低減速回収、データ解析システム
	海洋開発産業 海洋資源関連 海洋エネルギー関連 海洋建造物関連	海洋牧場、海底石油生産、海中ウラン採取、マンガンノジュール 波力発電、海洋温度差発電 特殊船舶、海洋レジャー施設、環境保全施設	計測システム、潜水調査システム、保留技術、水海技術、ウラン吸着材、マンガン採取システム