

フラクトグラフィ手法による破面解析技術、極値統計解析や腐食モニタリング技術の局部腐食への適用、マイクロ組織の変量化による発電用タービンロータ、ボイラチューブ、石油化学プラントのリフォーマチューブ、クラッキングチューブの余寿命推定技術などが進展した。

鉄鋼協会を含む学協会ならびに金材技研における疲労、クリープなどのデータベースの整備作業も進展した。

(7) 設計思想

従来の設計思想は無限寿命設計といわれるもので、概念的に部品は絶対に破壊しないはずの設計がなされてきた。機械、構造物の大型化、高性能化にともない、材料に要求される性能が非常に高くなつており、ASME Section III, VIII のようにあらかじめ決められた使用時間、あらかじめ決められた繰り返し数の間は少なくとも破壊しないで済むという有限寿命設計を採用せざるをえなくなつてきている。

使用中、部品には疲労き裂やクリープき裂などを発生させないという従来のセーフ・ライフ (safe-life) 思想からフェイル・セーフ (fail-safe) 思想への変化がみられる。例として ASME Section III (1972 年), MIL STD 1530A (1975 年) などがある。それは機械・構造物には検査により発見できないようなあるいは発見できなかった欠陥は必ず存在し得るという現実的な経験則をもとに、一部の部品にき裂が発生してもそれが残りの構造部材の健全性をそこなわないように設計すること、発生したき裂が次の検査までの間に残りの構造部材の健全性をそこなう危険寸法にならないように設計するというものである。

5.3 鉄鋼材料各論

5.3.1 構造用鋼

(1) 概況

溶接構造用鋼が主力を占める厚鋼板は、エネルギー危機を契機に、過去最大の生産量を記録した昭和 49 年度に対し 50~60% の生産レベルに低下した。

しかし、危機を契機にして、厚鋼板の新しい市場の開拓と新商品、新技術の開発、実用化を促した積極的意義を認めねばなるまい。

すなわち、需要構造は昭和 40 年代の超大型タンカー、巨大石油タンク群、大型橋梁等に代表される石油の中近東からの大量輸入及び大規模な公共投資を対象とした市場から、徹底的な省エネルギー対策、エネルギー供給源の多様化、分散化に象徴される国際的かつ多様な市

場へと大きく転換した。

この新しい市場への展開は、新しい用途、新しい設計思想、信頼性向上および経済性の追求から、新鋼材およびその適正な使用条件等を含めたソフトウェアの開発、さらに鋼材製造技術の開発を積極的にもたらした。その例として、徹底的な省エネルギー船へ低炭素当量 HT50 の大幅採用、北海、北極海における石油開発に対応した海洋構造物用高強度強靱鋼の開発等を挙げることができる。

製造技術においても、①高純度清浄鋼製造技術、②連続鋳造化、③TMCP (Thermo-Mechanical Controlled Process) の開発実用化が、鋼材に要求される諸特性の高度化、多様化に対応して顕著な進歩がみられた。溶銑予備処理、溶鋼二次精錬技術の発達によつて P, S \approx 10 ppm の高純度鋼が工業的規模で製造可能になり、鋼材諸特性の向上に大きく寄与した。また、連続鋳造は昭和 58 年度末で約 95% の適用率に達し、表面品質の向上とあいまって加熱炉へのホットチャージも実施されている。鋳片の中心偏析は、電磁攪拌、操業条件等にかかわる多くの研究開発が行われ、大幅な改善をみ、適用鋼種も 9%Ni 鋼、各種圧力容器鋼等にも拡大された。

TMCP は、直接焼入れ、コントロールドローリング等の昭和 30 年代以降からの発展に加えて各種の圧延-冷却の制御に関する新プロセスが開発、実用化段階に達し総合的なプロセス体系として完成した。これら新プロセスは造船用、海洋構造物用等の 50 kgf/mm² 鋼に適用、実用化され、60 kgf/mm² 以上の高張力鋼への直接焼入れ焼もどしの適用など今後高強度化、高溶接性、高靱性等の市場要求に適切に対応する溶接構造用鋼板の基本製造技術の位置を占めると考えられる。

このほか、素材工程-圧延-出荷の全工程にわたつて、自動化、高精度化、総合的管理を目的とした各種システムが普及し、品質形成、品質の安定、信頼性の向上に大きな貢献を果たした。

溶接構造用鋼と不可分離な溶接材料、溶接法においても要求特性の高度化、溶接能率の向上に対応して多くの進歩があつた。大入熱溶接法、高靱性溶接材料 (Ti-B 系等)、狭間先溶接法等が完全に実用化に至つた。

溶接構造物の安全性はますます強く求められる動向にあるが、各種破壊に対する合理的な Criterion に関する研究が学協会を中心に、国際的な広がりをもつて活発に行われている。その一つの成果として、WES 3003G (低温構造用鋼板判定基準) の改訂が COD Criterion に基づいて、昭和 58 年 12 月 1 日に改定された。最近では TMCP 鋼の使用基準に関する研究が学協会を中

心に活発に実施されている。

海洋構造物等の新しい用途へ新しい鋼種が使用される分野では、改めて疲労（腐食疲労）、SCC、耐食性等が重要な研究課題となつている。

これらの活動は市場構造の変化に伴うものであるが鋼板の材質制御、製造プロセスに対して、鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会、熱延プロセス冶金研究委員会等における基礎研究がそれらの基盤形成に有益な成果を提供している。

以下、各品種別にこの 10 年間の主要な進歩を記し、併せて今後の課題についても言及することとする。

(2) 溶接構造用鋼

(a) 造船用鋼

戦後、船舶建造量の大幅な増加に伴い、溶接の造船への全面採用が、ブロック建造を可能にし、船舶の大型化が促進されたが、昭和 48 年のオイルショック以降の世界経済の低迷に伴って荷動き量が停滞し、新造船量も大幅に減少した。この間、造船用鋼も、鉄鋼メーカーの連铸化が進むにつれ、セミキルド鋼がキルド化され、内質面から大幅に改良され、また、圧延技術の進歩、特に、圧延プロセスコンピュータの導入を改良、各種検出端の精度アップ、油圧 AGC とプロセスコンピュータを組み合わせた FFAGC、絶対値 AGC などの開発により、寸法、形状面でも品質は改良されていった。昭和 53 年、各国船級協会規格の統一化と共に造船用鋼材規格が改良され、同時に船体各部に使用する各グレードの鋼材の見直しが行われた。

船舶の大型化と並行して、船舶の専用化、多様化も進み、バルクキャリア、コンテナ船、LPG 船などが建造されたが、昭和 53 年には本格的な大型 ROLL ON/ROLL OFF 船が竣工、さらに昭和 52 年には、5 個の球型 LNG タンクを搭載する MRV 方式の LNG 船が登場した。

一方、省エネルギー指向からの船体の軽量化に伴う高張力化 (50 kgf/mm² HT 化) が進み、省力化に伴う必要性から、大入熱溶接可能な 50 kgf/mm² HT や、昭和 53 年には、溶接性が向上した新制御圧延の高張力鋼が開発され、特に、水冷型 TMCP で製造された C_{eq} 0.30~0.36 の低溶接割れ感受性の HT-50 が大幅に採用され始めてからは、HT 化傾向にいつその拍車がかかっている。(図 5.3.1) また一方、プロダクトキャリア、ケミカルタンカー等には、ステンレスクラッド鋼等が採用された。

さらに今後は、もつと専用化が進み、また、石炭焚船、氷海商船、COM 船（石炭、油混載船）、ガスタービン船等、新しい技術を要する船が建造されることが予

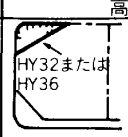
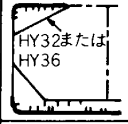
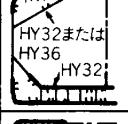
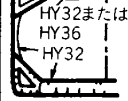
分類	高張力鋼使用範囲 (左図太線)	
I		HT: 中央部上甲板縦通部材 高張力鋼使用 $\eta=10\sim13\%$
II		HT: 中央部上甲板縦通部材 船倉部船底外板、縦通部材 $\eta=25\sim30\%$
III		HT: 中央部上甲板、縦通部材 船倉部二重底構造部材 $\eta=35\sim40\%$
IV		HT: 船倉部で全構造部材 (前後部の板部材も含む) $\eta=70\sim80\%$

図 5.3.1 高張力鋼の使用範囲 (ばら積貨物船) の変遷の例

(安田: "TMCP 鋼の波及効果とその将来性" 新しい製造法による鋼材 (TMCP 鋼) の溶接構造物への適用に関するシンポジウム (1983) [日本造船学会])

想され、厚手材を含む高靱性高溶接性の新しい鋼材の開発が期待されている。

(i) 大入熱溶接用鋼

船体の大型化と並行して、建造の効率化を図るため、ブロック建造方式の採用と大入熱溶接が進んだが、大入熱溶接による溶接熱影響部の靱性低下を最小限にし、できるだけ入熱量の大きい高能率溶接が可能なことを意図して大入熱溶接用鋼が開発された。さらに昭和 53 年に、船級協会規格に、母材と並んで溶接継手にまでシャルピー衝撃値の規定が設けられてからは、この開発に拍車がかげられた。開発の冶金的考え方は、表 5.3.1 に示す。当初は、主として Ti 窒化物を微細分散させ、溶接熱による γ 粒の粗粒化防止を意図した大入熱溶接用鋼が一般的であったが、脆化原因に γ 粒粗大化と共に、 α - γ 二相域に加熱された領域に生成する高 C の島状マルテンサイトの存在が確認されてからは、低 C 化の方向に進み、最近では、前述の水冷型 TMCP による大幅な [C] および C_{eq} 低減と、低 N 精錬が可能になったことで、特に Ti 等を添加して結晶粒粗大化阻止を行わなくても、造船用厚板としての大入熱溶接可能なものが製造できるようになった。

(b) 海洋構造物用鋼

主として浅海域で掘削されていた天然ガス、石油は、オイルショック後安価なエネルギー開発の目的から、北海、北極海等の寒冷地や、大深度海域からの掘削へと進み、さらには高腐食環境域へと進んでいる。そのため、掘削用の海洋構造物は、大型化と共に特殊なタイプのもも建造されており、耐溶接割れ性等の汎用的性能のほ

表 5.3.1 大入熱溶接熱影響部のぜい化原因とぜい化軽減法

因 子	ぜい化原因	脆 化 軽 減 法		対 象 鋼 種
		冶 金 的 手 段	具 体 的 な 手 段	
結 晶 粒	r 粒の粗大化	高温で安定な析出物の微細分散	・ TiN の微細分散	低温用アルミキルド HT-50 HT-60
組 織	上部ペーナイトの生成 (島状マルテンサイトの生成)	微 細 フェライト・パーライトの生成	・ フェライト変態核となる TiN, BN, REM 化合物, Ca 化合物 などの分散 ・ 低 C _{eq} 化	
		上部ペーナイト組織中の島状マルテンサイトの量の低減	・ 低 C 化, 低 C _{eq} 化 ・ 低 Si 化	
		下部ペーナイトの生成	・ 焼入性を高める元素 (Ni, Cr, Mo) などの添加	HT-80 HT-100
地のじん性	—	不純物元素の低減 じん性を向上させる元素の添加	・ P, S, N の低減 ・ Ni の添加	全鋼種 HT-80 HT-100

表 5.3.2 最近の海洋構造物に使用された HT-50 の例

型 式 採 業 海 域	船 主 船 級	鋼 種	板厚 (mm)	母 材 の シャルピー規定値	溶接継手シャルピー 規 定 値
コナル型 掘削リグ 北 極 海	GULF CANADA ABS	EH 36 (II) EH 32 (II)	≤ 38	-60°C, ≥ 3.5 kgf·m	-60°C, ≥ 3.5 kgf·m 溶接入熱量 ≤ 50 kJ
セミサブ型 掘削リグ カナダ沖	SEDCO ABS	EH 32	≤ 20	-50°C, ≥ 3.5 kgf·m	-50°C, ≥ 3.5 kgf·m 溶接入熱量 ≤ 50 kJ
テンションレグ プラットフォーム 北 海	CONOCO	BS 50 E	≤ 80	-40°C, ≥ 35 J	-30°C, ≥ 35 J 溶接入熱量 ≤ 35 kJ
人工島 北極海	GULF	EH 36-060	≤ 38	-60°C, ≥ 2.8 kgf·m	-60°C, ≥ 2.8 kgf·m
セミサブ型 掘削リグ 北 極 海	SONAT	N 36 E-2 N 32 E-2	≤ 80	-60°C, ≥ 34 J	-60°C, ≥ 34 J 溶接入熱量 ≤ 50 kJ

かに、海水中の疲労強度や K_{ISCC} 等、特殊な性能をもつた HT-50 や高張力鋼の要望が高まっている。

(i) 耐ラメラテア鋼

ラメラテアは、昭和 29 年頃から、造船分野で知られていた現象であるが、海洋構造物の建造が盛んになつてからは、トラスの結合する格点部 (ノード) に存在する大脚長すみ肉溶接部にラメラテアの発生する危険性が高く、耐ラメラテア鋼が急速に研究開発が進んだ。現在では、その評価方法も進み、各船級協会等で規格化されて、ほとんど問題のない鋼材の製造が行われている。耐ラメラテア改善の研究は、Ca インジェクションによる介在物形態制御と、低 S 化の検討、脱水素およびザク性欠陥と偏析の防止等が行われ、これらの総合結果としてこの鋼種の確立をみた。

(ii) 海洋構造物用高靱性 HT-50

前述の深海域海洋構造物は、大型化に伴う経済的問題

と、設備の建造工期の短縮などから、新しいタイプのリグが検討され、それに使用する新しい鋼材が要求されており、昭和 56 年北海エコフイスク海域で起こつたアレキサンダーキーランドの転覆事故等により、溶接部の性能により多くの注意が注がれる等、急速なスピードでその要求が高まっているが、溶接部に対する硬さ制限や、COD 値の要求等が強まり、これに対する対応も、水冷型、非水冷型 TMCP の出現によつて実現化されつつある。TMCP による HT-50 は、カナダポーフォート海の人工島や、北海の生産用リグ等に使用されたが、海洋構造物に使用される鋼材の特性は表 5.3.2 のごとく高度のものになつている。

(iii) 高張力鋼

現在のところ、海洋構造物に HT-60 が大々的に使用された実績は少ないが、今後の深海域に使用されるリグに、低温用 HT-60 を使用する計画があり、技術的検討

が行われている。しかし、HT-80 に関しては、昇降装置のラック材として溶接性を改良した Ni-Cr-Mo 系の 100~180 mm の極厚のものが使用されている。

(c) 橋梁, 建築用鋼

わが国では、鉄道橋への高張力鋼の使用は、疲労強度の問題から規制があり使用されていないが、道路橋に対しては、その使用が認められており、HT-60 は昭和 35 年以来大幅に各所の橋梁に使用されている。

一方、HT-70 以上の高張力鋼のわが国での本格的な使用例は、昭和 49 年、大阪の港大橋があり、橋梁本体に大量の HT-70, 80 が使用された。HT-80 の最大厚みは 75 mm であり、溶接割れ防止のため C_{eq} の低減が行われ、溶接継手靱性確保のため、入熱制限を行つた潜弧溶接が大幅に採用された。

その後、大型橋梁に対する HT-70, 80 の大規模使用例はなかつたが、本四連絡橋の児島-坂出ルート (Dルート) の番の州高架橋 (橋長 2939 m) や、与島高架橋等に今後使用される計画である。

一方、耐候性鋼は、高速道路の橋桁や、建築物には安定化処理や塗装を施したものが大量に使用されているが、昭和 57 年高耐候性鋼の JIS が制定 (SMA 50 W) されてからは、わが国においても裸使用の橋梁が建設され始めており、低 C-高 P 型の高耐候性鋼厚板の開発や、さらに、TMCP による各種耐候性鋼の改良も行われ、今後耐溶接割れ性の高いものとして期待されている。

(d) 常圧貯槽用, 球型圧力容器用鋼

昭和 49 年の水島事故以来、石油貯槽の再検討が行われ、54 年以降、政府の石油備蓄計画の推進で、わが国各地に大量に HT-60 使用の石油貯槽が建設されたが、特に、苫小牧等の寒冷地に建設される貯槽には、エレクトロガス溶接で溶接された溶接継手にも切欠靱性の要求が行われ、大入熱溶接性を持つた HT-60 が開発使用された。

球型圧力容器に対しては、JIS B 8243 圧力容器構造規格が昭和 51 年に設定され、55 年、過去の球型タンクの実状を反映して見直しを行つた高張力鋼使用基準 (高圧ガス取締法を補完する通達) が出され、球型タンクに対する鋼材も統一されたが、大手ガス会社における都市ガスの LNG 化によるカロリー増のため、HT-80 使用の大型球型タンクの建設は減少し、代わりに、PCM を下げて耐溶接割れ性を著しく改善したクラックフリー型の HT-60 の使用が一般的になつた。また、圧力容器の設計基準を見直した構造規格の JIS B 8250 は 57 年に設定されたが、高圧ガス取締法の改定が行われていないためいまだ目の目を見るまでには至っていない。

(e) 建設機械用鋼

トラッククレーン、ショベルドーザー、ブルドーザー、ダンプトラック等の土木建設機械は、大型化と高性能化により、HT-60, 80 等の高張力鋼が使用されたが、特に、経済性追求のため、非調質型の HT-70 や、高価な合金元素を含まない経済型の HT-80 が開発された。

また、特に摩耗の激しいブルドーザーのブレード、ダンプトラックの荷台、ショベルのバケット等に使用される耐摩耗用鋼のシリーズが完成して、HB 400 保証の耐摩耗用鋼も開発、使用されている。

(f) 発電設備

わが国で HT-60 が最初に使用されたのは昭和 35 年であるが、その後揚水発電所の建設に伴い、 $H \times D$ の増加を考慮して HT-70, 80 と高張力鋼の使用が一般的になつている。現在、最も高容量のものは、関西電力奥吉野発電所のもの (120 万 kW) で、最大 78 m の HT-80 がペンストックに使用されたが、隧道内の高湿度下での溶接を考慮し、 C_{eq} が 0.53% 以下のものが開発された。また、本川発電所 (四国電力) には、50 mm の HT-80 にわが国で初めて軟質継手が採用された。

今後、原子力発電率の増加と共に、夜間余剰電力利用の揚水発電所が数多く計画されているが、 $H \times D$ をさらに大きくするため、落差 1000 m を超えるものも多く、建設コスト低減のため HT-100 の開発も行われている。

一方、原子力発電用設備に関しては、コンテナ用材料として昭和 52 年原子力圧力容器の大径化や、原子炉一次系の信頼性向上のための厚肉化による PWHT の煩雑さを避けるため、ASME Code Case 1714 が設定され、HT-60 (SPV 50) が東電/柏崎刈羽 2 号格納容器に初めて使用された。

(g) 鉄塔

送電用鉄塔は、従来山形鋼が主体であつたが、現在は主柱材、腹材に鋼管が、腕金材に山形鋼が使用されている。送電電圧の増加と共に、鉄塔が大型化され、昭和 47 年、電気設備技術基準の改正により、送電鉄塔用鋼管の規格として、降伏点が 40 kgf/mm² 以上、引張強さが 55 kgf/mm² 以上のものが追加され、ついで 49 年に STK-55 が JIS 化され、51 年改正の電気設備技術基準において STK-55 の送電鉄塔用鋼管への適用が規定され現在に至っている。

しかし今後、原子炉発電所の増加に伴う遠距離送電の増加から、送電電圧を現状の 50 万 V から 100 万 V に上げる計画があり、鉄塔もさらに大型化する必要があることから、60 kgf/mm² 高張力鋼厚板素材の開発が行われ、特に問題となる亜鉛めつき脆性の観点から、その対策を行つた鉄塔用 60 kgf/mm² 高張力鋼が開発された。

(3) 超高張力鋼

超高張力鋼の分野では、従来から開発されている鋼種について、その性能向上および実用化に向けての研究が着実に進んでいる。

低合金鋼の分野では、航空機の離着陸用脚に強度(TS)が 183 kgf/mm² 級の 4340 鋼とその改良鋼である 4340 M 鋼 (193 kgf/mm² 級) が使用されてきた。これらの後継鋼種として 4340M 鋼より、さらに Si, V を高めた HP 310 鋼の製造法が確立された。これは $TS \geq 218 \text{ kgf/mm}^2$ で、 K_{Ic} もほぼ 150 kgf·mm^{-3/2} で疲労特性も良好である。

高合金鋼では深海調査船を目的として 10Ni8Co 鋼の実用化研究が進められた。鋼材製造法、加工法、溶接法の検討が行われ、板厚 50 mm 以上で降伏強度 $YS \geq 120 \text{ kgf/mm}^2$ 、 $K_{Ic} = 600 \sim 700 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ が得られ海水中での遅れ破壊特性 (K_{Isc}) も良好であることが明らかにされた。

より高強度のマルエージ鋼は、強化機構の解明と共に、実用化に向けて大きな進展を見た。18Ni 系マルエージ鋼は、熱処理が簡単で靱性もすぐれているので最も代表的なものとなった。ロケットチャンバーなどに使用される一方、溶接継手性能、遅れ破壊特性など安全性確保のための研究が多く行われた。この系では、245 kgf/mm² 級の強度で靱性も良好であり、実用化されている。より強度上昇を狙って最適の Mo, Ti をコントロールして、260 kgf/mm² 級の開発が進められている。

13Ni 系マルエージ鋼はより高強度化を目的として Ni を減量しているが、Mo などの炭化物を十分固溶させるため溶体化温度を 1000°C 以上に高めねばならず結晶粒が粗大化する。強度を高めていくと材料内部の組織的欠陥に起因する切欠効果によりその材料が有する硬さに見合った強度が得られなくなる。河部らは、特殊加工熱処理 (1250°C の溶体化処理後 1000~900°C を避けて熱間加工する) により結晶粒微細化と粗大炭化物の析出防止をはかり、さらに冷間加工を組み合わせるとほぼ 400 kgf/mm² の強度を得た。冷間加工度をさらに高めると値はばらつきが大きくなるがその中で 438 kgf/mm² の値が得られた。これは構造用材料を想定した実験値として、現在の鋼の限界強度と言えるであろう。強化機構の研究では析出物として Ni₃Ti, FeMo, Ni₃Mo があること、およびその析出形態と寄与が明らかにされてきた。

マルエージ鋼は熱処理や加工が容易なので前記のロケットのほか、各種の工具、ダイス、プラスチック射出成形金型、シームレス鋼管の熱間押し出しシステム、特殊用途のパネなどに適用されてきた。また、ターボチャージャー装備のエンジンのピストンリングに焼結マルエージ鋼

を使用しすぐれた耐熱耐摩耗性を示した例もある。しかし、Ni, Co, Mo などを多量に含有するため高価で、特別な便益が得られないと採用されず、国内で年産数百 t と量的拡大は今後の課題である。

その他の超高張力鋼、例えば PH ステンレス鋼なども、その特徴を活かすよう実用化の研究が行われた。

超高張力鋼は、宇宙開発、海洋開発などの先端技術の進展と共に今後もいつそう重要性を増し、重要な構成要素としてより高性能なものが要望され続けるであろう。

(4) 非磁性鋼

鉄と鋼 60 周年記念号ではとりあげられなかつた鋼種であるが、近年の新エネルギー源の創出 (核融合実験炉, MHD 発電)、あるいは省エネルギーの徹底 (磁気浮上鉄道, 発電機) などでは、超電導磁石による従来にはない強い磁場が使用され、強磁場用の構造材料として多量の非磁性鋼鋼材が要求されるに至った。これに応じてわが国の鉄鋼各社は多種多様な非磁性鋼を開発し、一部はすでに実用に供している。特に超電導材料が液化 He 温度 (4.2 K) で使用されるため、非磁性鋼も同温度で使用されることになり、この開発は他方では 4 K 用の極低温用強靱鋼の開発も兼ねることを意味している。

非磁性鋼には仕様として一般に 1.02 以下の比透磁率 (μ) が要求されており、従つて μ の低いオーステナイト鋼が用いられているが、これはさらに Ni-Cr 系ステンレス鋼と高 Mn 系鋼に二大別される。構造用オーステナイト鋼の一般的な問題点は、常温から極低温域での降伏強さ (YS) が低いこと、温度低下や冷間加工に対する組織の安定性、溶接性、被削性などがあり、開発の力点はこれらの解決に置かれている。Ni-Cr 系鋼の基本は SUS 304 であるが、N による強化 (SUS304N2)、Cu による冷間加工に対する安定化 (SUSXM7) や、さらに Ni, Cr, Mo, N などにより強化し、安定化された新鋼種が開発されている。高 Mn 系鋼では、ハッドフィールド鋼 (1.1C-13Mn 鋼) がよく知られているが、この C を減じ、Mn を増し、さらに Cr, Ni, V などを添加することにより、強度、靱性、組織安定性、熱膨張率など変化させることが可能で、用途、使用温度に応じた鋼種が開発されている。主たる成分系として、0.6C-14Mn, 0.4C-18Mn, 0.2C-25~32Mn があり、通常はこれらに 1~5% の Cr, Ni が添加されている。高 Mn 系鋼の特徴に、N の固溶硬化が Ni-Cr 系鋼よりも大きいこと、溶接金属が完全にオーステナイトであつても熱間割れを生じないこと、などがある。

以下に非磁性鋼の開発・実用例を示すが、いずれも国家的プロジェクトが材料開発を喚起した好例として考えられる。まず常温用の使用例を規格と共に示す。

① 磁気浮上鉄道案内路上部構造材 (国鉄)

H形鋼: $YS \geq 235$ MPa, $\mu \leq 1.1$; 0.7C-15Mn-1Ni 鋼,
09C-14Mn 鋼

鉄筋棒鋼: SD35相当, $\mu \leq 1.1$; 0.7C-15Mn-1Ni-0.5V
鋼, 0.9C-14Mn 鋼

② JT 60 コイル保持材, 上・下部構造材 (原研)

厚板: $YS \geq 294$ MPa, $\mu \leq 1.02$; 0.6C-14Mn-2Cr-2Ni
鋼

鍛造材: $YS \geq 343 \sim 637$ MPa, $\mu \leq 1.02$; 0.5C-18Mn-
5Cr-0.14N 鋼, (冷間加工用) 次に 4K 用の例を示す.
規格は 4K の値である.

③ LCT 用コイルケース (原研, IEA)

厚板, 鍛造材: $YS \geq 686$ MPa; SUS304LN (ESR 鋼塊)

④ LCTF 用中心支柱, 上・下部構造材 (IEA)

鍛造材: $YS \geq 686$ MPa; SUS304N

⑤ 次期核融合実験炉 (FER) 構造材 (原研)

厚板: $YS \geq 1200$ MPa, $K_{Ic} \geq 200$ MPa \sqrt{m} , 耐錆性, μ
は不問; 0.02C-25Cr-13Ni-0.35N 鋼, 0.05C-22Mn-
13Cr-5Ni-0.2N 鋼 (いずれも開発中)

⑥ TRISTAN 用超電導電磁石積層材 (高エネルギー研)

薄板: 0.15C-32Mn-7Cr 鋼, 0.2C-25Mn-5Cr-1Ni 鋼,
0.02C-25Cr-13Ni-0.35N 鋼

上記③以降は 4K で使用されるが, 特に⑤の仕様は
今後の超電導電磁石構造材の基準とも考えられ, 対応す
る鋼材は現在の世界ベストの極低温用強靱鋼と言つても
過言ではない. 鋼材の開発と平行して溶接技術も同時に
開発されており, これらの成果は毎年 ICMC (国際低
温材料会議) で報告されているが, この分野はわが国の
独壇場と言える. 今後の需要増大は確実視されるが, 一
方鋼種の規格化, 極低温用設計基準の確立, 圧力容器用
鋼としての許・認可などが早急に望まれる.

以上各分野にわたつて, 商品および製造技術とも要求
特性の高度化と多様化に対応して顕著な進歩があつた.

しかし, 今後さらに要求特性の高度化することおよび
鋼材製造-加工-使用の全サイクルでの経済性の見地から
の最適化追求に対しては, いつそうの研究開発が必要で
ある.

その課題としては, ①材質等の諸特性形成メカニズム
のより基本的な解明と新しいシーズの創造 ②より合理
性のある要求特性にかかわる Criterion の明確化 ③関
連分野(溶接, 防食等)との連携による総合的なソフトウ
ェアの完成等が挙げられよう. これらの具現化には,
各関係部門の国際的な広がりをももつた共同研究も含め
た密接な協力が効果的と考えられる.

5.3.2 圧力容器用鋼

(1) 概説

石油危機を背景に, 代替エネルギーとして石炭の高温
高圧下での水素添加による液化技術とその装置の開発,
また低品位石油の導入と環境保全問題のクローズアップ
に対応する大型重油直接脱硫装置の建設およびその操業
の高温高圧化, などの課題が生まれ, 400 mm を超える
極厚 $2\frac{1}{4} \sim 3$ Cr-1 Mo 鋼の製造技術, 耐焼もどし脆性・
耐水素脆性・耐水素侵食性の改良, 高強度化等の研究が
活発に行われた.

1977 年秋, 米国の PVRC (Pressure Vessel Research
of Welding Research Council) の呼びかけに応じ, わ
が国においても JPVRC が組織され, 材料, 設計, 施
工の 3 部会が活動し, これまで数多くの課題に関して日
米共同研究に寄与してきた. 材料部会には, 圧力容器用
鋼材, 水素脆化, クリープ・疲労, 非破壊検査, 等の専
門委員会が設置された.

また, 米国の ASME や ASTM の規格化のための基
礎的研究機関, MPC (Metal Properties Council, Inc)
における高温高圧水素雰囲気下で使用される圧力容器に
関する研究委員会で推進される $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo 鋼の高強
度化に関する研究に我が国の鉄鋼メーカー, ファブリケ
ーターも参加し, 材料の提供, 水素による材質劣化の研
究等を分担しており, 圧力容器技術の進歩のための国際
的協力がすすめられた.

一方, 石油化学プラント用圧力容器の 1970 年前半に
おける相次ぐ各種事故以来, 構造物の信頼性確保を目指
す研究が活発になつた. また 1977 年のカタールの低温
LPG タンク脆性破壊事故以来, アルミキルド鋼や $2\frac{1}{2}$
Ni 鋼, $3\frac{1}{2}$ Ni 鋼などの溶接部の破壊靱性向上に関する
研究が幅広く行われた. 日本溶接協会には, WSD (脆性
破壊からみた溶接部の欠陥評価), FTC (破壊靱性基準
に関する研究), FTR (COD 要求値の定義の検討),
RTW (溶接部靱性要求の検討) などの委員会が設けら
れ, 低温圧力容器の安全性について種々の検討が加えら
れてきた. また, 前述の JPVRC の圧力容器鋼材専門
委員会においても, 貯槽用鋼板継手部の破壊靱性のデー
タを収集し, ばらつきについて検討されている. さらに
日本高圧力技術協会の LTV (低温用圧力容器の構造の
基準化) 委員会の成果を踏まえて「低温圧力容器に関す
る特別規格」が設定された.

石油精製用接触改質装置の損傷事故は, $1\frac{1}{4}$ Cr-1/2
Mo 鋼のクリープ脆化についての認識を高め, 損傷との
関連性や対策が材料, 設計の両面から追究されるととも
に, 高温圧力容器の余寿命推定に関する研究が活発にな

つた。

さらに、エネルギー需要の増大を背景に、石油・化学工業分野のプラントは大容量化、高性能化の傾向にあり、機器はますます大型化する中で、我が国の中・常温圧力容器の鋼材および設計規格は、欧州のそれらに比べて許容応力の点できわめて不利であり、1970年中頃尿素、アンモニア等のプラント輸出が盛んになるとともに国際競争力の弱さが指摘された。これに対処するため、日本工業技術院および日本溶接協会の指導のもとに、設計および材料に関する研究が活発に行われ、大きな進歩をみることができた。

また、この10年間の圧力容器用鋼材の製造技術の新しい展開としては、肉厚400mmに及ぶ大型脱硫リアクター用シェルリングの中空鋼塊を用いた製造技術の確立や低温圧力容器用鋼への制御圧延材の適用に関する研究があげられる。さらに1980年代に入つてわが国では厚板圧延設備に制御冷却装置が設置され、9%Ni鋼をはじめとする低温圧力容器用鋼や $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼等の高温圧力容器用鋼に直接焼入れ技術を適用し、品質の向上を図る研究が行われるようになった。

このようにして、わが国の圧力容器用鋼の基礎および開発研究は世界をリードするに至つた。以下詳細に圧力容器用鋼の発展について述べる。

(2) 中・常温圧力容器用鋼

1975年頃から国内外でプラント建設が多くなつていくアンモニア、尿素、石油精製などの化学工業分野では、クリープ温度域以下の中・常温域で使用する圧力容器が多い。しかし、我が国では、常温から400°Cまでの中・常温域の強度を規定した鋼材はなく、また設計面からみてもASME "Boiler and Pressure Vessel Code" Sec. VIII, Div. 1 (TSに対する安全率4)を基本とする引張強さ設計であるため、許容応力が低く、降伏点設計を採用する欧州系の規格、たとえばTRD 500, BS 5500やISO規格DIS 2694 (常温のTSおよび設計温度におけるYSに対する安全率がそれぞれ2.4および1.5)に比較して、圧力容器の肉厚は約30%大きくなる。ボイラー、圧力容器の大型化に伴い、わが国の鋼材および設計規格は、欧州との競争力という点では、溶接工数、運搬、基礎工事などの点においても大きな不利を招いている。一方ASMEもSec. VIII, Div. 2 (常温のTS, 設計温度のYSに対する安全率: 3, 1.5)を設定し、高応力設計への道を開いている。

かかる状況において、1976年工業技術院のもとに、圧力容器特定規格専門委員会が設置され、ISO推奨規格の内容をとり入れ、さらに使用材料の中・常温域での強度保証、容器の品質管理などに関する要求項目を加味した

特定規格案の作成がすすめられた。一方、日本溶接協会はこの圧力容器特定規格に対応した新鋼材を協会規格として制定することを目的として、中・常温圧力容器用鋼材規格作成委員会(略称PMS委員会)を設置し、審議をすすめ、1977年に中・常温圧力容器用鋼板規格、解説(WES 3005)および同鍛鋼品規格、解説(WES 3006)を制定している。

(a) PMS 25, 30, 35 鋼

WES 3005に規定された中・常温圧力容器用鋼の化学組成および機械的性質を表5.3.3に示す。鋼種は350°Cにおける保証YS値によりPMS 25, 30, 35の3水準があり、いずれも常温から400°Cまでの温度におけるYSが規定されている。

これらの鋼種の熱処理は、容器製作時の熱間加工性を考慮して、焼ならし→PWHT (たとえばPMS 25)および焼ならし→焼もどし→PWHT (たとえばPMS 30, 35)を前提とするため、表5.3.3の機械的性質と溶接性を付与するに当たつて、フェライト-パーライト組織をもつ鋼材におけるMo, VおよびNbの析出硬化に関する研究が活発に行われた。その結果、これらの合金元素のYS上昇に対する複合効果が見出され、それらを利用してNb-Mo系、Nb-V系、Nb-Mo-V系等の新鋼材が開発された。たとえば板厚75mmのPMS 35としては、0.17C-1.5Mn-0.2Cu-0.2Cr-0.25Mo-0.02Nb鋼や0.18C-1.5Mn-0.3Mo-0.05Nb-0.03V鋼、0.09C-1.5Mn-0.5Cr-0.2Mo-0.04V-B鋼などが提案された。

(b) BS1501-271B, TÜV WB36, BHW35

わが国では製造実績のない欧州の規格材料が輸出ボイラの仕様で要求されることが多く、再熱割れ対策鋼である低V-Ni-Cr-Mo系BS1501-271B鋼、Mo-Ni-Cu-Nb系WB36鋼、Mo-Ni-Cr-Nb系BHW35鋼の極厚鋼板が試作され、良好な性質が確認された。100mm超の極厚BS1501-271B鋼板の靱性の向上に焼ならし後の加速冷却や微量Bの添加が有効であることが見出された。

(3) 高温圧力容器用鋼

(a) 重油脱硫リアクター用鋼・石炭液化装置用鋼

エネルギー需要の急速な伸びが予測される中で、1973年の第1次オイルショック、さらに1978年のイラン政変を契機とする第2次オイルショックは、石油の長期安定確保を困難なものとし、石炭の液化およびガス化の必要性が高まり、1970年代後半、これらのプロセスの研究が活発に行われた。石炭の液化には、石油精製ではみられない過酷な高温高压水素雰囲気下での操業が可能な巨大圧力容器が必要であることが明らかにされた。一方、環境汚染問題がますます重視される中で、輸入できる原

表 5.3.3 中・常温压力容器用高強度規格 (WES 3005)

分類	板厚 (mm)	化 学 成 分 (%)									C _{eq} ¹⁾ (%)				
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Mo	Nb	V					
PMS 25	6 ≤ t ≤ 75	≤ 0.20	0.15 / 0.60	0.80 / 1.60	≤ 0.035	≤ 0.035	≤ 0.35	≤ 0.35	≤ 0.050	≤ 0.10	≤ 0.53				
	75 < t ≤ 150										≤ 0.60				
PMS 30	6 ≤ t ≤ 75	≤ 0.19	0.15 / 0.60	0.80 / 1.60	≤ 0.035	≤ 0.035	≤ 0.35	0.10 / 0.40	≤ 0.050	≤ 0.10	≤ 0.56				
	75 < t ≤ 150										≤ 0.61				
PMS 35	6 ≤ t ≤ 75	≤ 0.19	0.15 / 0.60	0.80 / 1.70	≤ 0.035	≤ 0.035	≤ 0.35	0.15 / 0.50	≤ 0.050	≤ 0.10	≤ 0.60				
	75 < t ≤ 150										≤ 0.62				
分類	板厚 (mm)	機 械 的 性 質 (圧延直角方向)													
		室温の引張性質					高温の引張性質						衝撃性質 0°Cの吸収エネルギー (kgf·m)		
		降伏強さ (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)	伸び (%)	試験片	最小降伏強さ (kgf/mm ²)								試験方法	
						試験温度 (°C)									
						100	150	200	250	300	350	400			
PMS 25	6 ≤ t ≤ 50	≥ 38	52 / 66	≥ 16	JIS No. 1A	34	32	30	28	26	25	23	JIS G 0567	≥ 3.2 (平均) ≥ 2.6 (最小)	
	50 < t ≤ 150 ³⁾	≥ 36		≥ 20	JIS No. 14A										
PMS 30	6 ≤ t ≤ 50	≥ 43	55 / 70	≥ 15	JIS No. 1A	39	37	35	33	31	30	28			
	50 < t ≤ 150 ³⁾	≥ 41		≥ 19	JIS No. 14A										
PMS 35	6 ≤ t ≤ 50	≥ 44	60 / 75	≥ 14	JIS No. 1A	40	39	38	37	36	35	32			
	50 < t ≤ 150 ³⁾			≥ 18	JIS No. 14A										

1) C_{eq} = C + 1/24 Si + 1/6 Mn + 1/40 Ni + 1/5 Cr + 1/4 Mo + 1/14 V (%)

2) 試験片: JIS Z 2202 No. 4

3) 100mm以上の鋼板に対しては、板厚が25mm増すごとに、降伏強さと引張強さは規格値より1kgf/mm²低くてもよい。

油の質の低下はまぬがれず、重油の平均S含有量を1978年までに0.55%以下に引き下げるといふ答申の影響を受け、重油直接脱硫装置の建設計画やそれに適する鋼材の開発研究が活発になった。肉厚250mm、内径3.8m、全長約35m、総重量約920t、設計圧力180kg/cm²、設計温度450°Cの装置が実用化された。石炭液化装置用压力容器としては、肉厚400mm、内径5m以上、全長40m、総重量3000t、設計圧力260kg/cm²、設計温度500°Cの装置が検討された。このような超大型压力容器の製作を目的に、Cr-Mo鋼の母材および溶接部の焼もどし脆性、水素脆性、水素侵食、ステンレス鋼オーバーレイ溶接部の水素脆性、さらに強度、靱性の板厚方向の均質性、高強度化など、多くの技術的課題に対して精力的な取り組みが行われた。

1980年代になつて新たな油田、ガス田が開発され、石炭液化、ガス化のための投資は1985年に降に遠のいたが、重油脱硫リアクターの方は操業の効率化、すなわち高温高圧化が望まれているので、上記課題については1980年以降も引き続き研究された。

(i) 耐焼もどし脆化鋼

1970年代中頃から後半にかけて、重油脱硫リアクターの使用脆化が、定期検査における気密テスト時の安全性の点から議論された。2¹/₄Cr-1Mo鋼についてステップクーリング型の加速脆化処理による脆化度が、たとえ

ば2mmVノッチシャルピー試験における40ft-lb遷移温度の変化量、 $4TT_{40}$ で表され、脆化処理後、たとえばSOCAL社の提唱式、 $TT_{40} + 1.54TT_{40} \leq 38^\circ\text{C}$ を満足する材料の提供が要求された。焼もどし脆化に及ぼす合金元素や不純物元素の影響が系統的に研究された結果、焼もどし脆化感受性指数として、 J 因子、 $(\text{Si}\% + \text{Mn}\%) \times (\text{P}\% + \text{Sn}\%) \times 10^4$ や \bar{X} 、 $(10\text{P} + 5\text{Sb} + 4\text{Sn} + \text{As}) \text{ppm} \times 10^{-2}$ が推奨されよく用いられた。 $J < 250$ 、 $\bar{X} < 20$ であるべきという考え方も出された。不純物低減のための製鋼技術が開発され、たとえば $\text{P} \leq 0.01\%$ 、 $\text{Sn} \leq 0.002\%$ 、 $\text{Sb} \leq 0.0007\%$ 、 $\text{As} \leq 0.004\%$ であり、 $\bar{X} \leq 12$ を保証する不純物低減鋼が工業化された。一方、不純物の低減に依存せず、低Si化により対応する低Si鋼が先に開発されており、現在、焼もどし脆化自身については、まったく問題のないCr-Mo鋼が製造されるようになったといえる。

(ii) 水素脆性と焼もどし脆性

石油精製用各種反応容器は高温高圧水素雰囲気中で長時間使用される関係で、容器壁には水素が多量侵入し吸蔵されるため、安全面で水素による靱性低下を十分考慮する必要があることが指摘された。使用中には焼もどし脆化を起こすことも配慮し、各種Cr-Mo鋼について水素脆化と焼もどし脆化の関連性について幅広い研究活動が行われた。1/2Mo鋼、1~1¹/₄Cr-1/2Mo鋼、5Cr-1/2Mo

鋼, 9Cr-1Mo 鋼については, 水素脆化と焼もどし脆化の相互作用は認められないが, $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼, 3Cr-1Mo 鋼のように焼もどし脆化感受性の強い鋼材では, 圧力容器の稼動中に焼もどし脆化を受け, さらに水素吸蔵によつて靱性値の低下をきたす可能性が見出された. 水素脆化感受性は焼もどし脆化がある程度進行した状態で強く現れる傾向があり, 圧力容器の安全性, 信頼性を高める意味では, 焼もどし脆化抵抗性に対する規制も必要となるので, 焼もどし脆化量と水素脆化感受性との定量的関係を明らかにする必要性が指摘された.

K_{IH} は vT_{rs} が高くなるほど (焼もどし脆化感受性が高い鋼の方が), 結晶粒径 d が大きいほど (母材より熱影響部の方が), および溶解水素濃度が大きいほど低下することが明らかにされた.

(iii) 高温高圧水素侵食性

水素侵食は高温高圧のもとで鋼中に侵入拡散した水素が不安定な炭化物と反応し, メタンを生成して脱炭現象を生じ, かつ結晶粒界にき裂を生ずる現象であり, 操業の高温高圧化の指向が高まるとともに, ますます注目されるようになった.

$2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に関して, P および As は気泡形成を抑制し, Sn, Sb および Si は逆に促進すること, 溶接熱影響部については, 入熱量が小さいほど, PWHT 温度が高いほどすぐれた耐水素侵食性を示すことなどが見出された. Si の低減は Cr リッチ炭化物の形成, PWHT の上昇は $(CrFe)_7C_3$ の形成により耐水素侵食性の改良に寄与すると説明された.

最近, $\frac{1}{2}$ Mo 鋼のネルソンカーブの不適切が指摘され, 検討されはじめた. また, Ti, B, V などを添加した高強度 $2\frac{1}{4}$ ~3Cr-1Mo 鋼の耐水素侵食性についても盛んに議論されるようになった.

(iv) 高強度極厚鋼材

重油直接脱硫装置, 石炭液化装置とも前述のとおり超大型であり, 使用鋼材について大型鋼塊の製造から始まり, 熱間加工, 熱処理に至るまで一貫した高い水準の製造技術が要求され, 成分設計, 製造プロセス等の検討が鋭意行われた. 容器設計の基礎となる許容応力強さは主として高温引張強さとクリープ破断強さにより決められるので, 高温強度の優れた厚肉圧力容器用鋼材の開発が要請された. 前述の米国の MPC 委員会は 1970 年後半にいち早くこの問題に着目し, $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼, 3Cr-1Mo 鋼などの ASTM 規格材の製造可能限界板厚と PWHT 等の熱処理条件の関係, 極厚材の溶接残留応力の除去と PWHT 条件の関係などについて調べ, PWHT 条件の緩和による ASTM 規格組成をもつ $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の高強度化の可能性を提案し, 日仏の鉄鋼メ

ーカーやファブリケーターと共同で研究をすすめている.

一方, 合金元素の添加による高強度化の研究も活発に行われ, V, Nb, Ti, B などの効果が明らかにされ, 板厚 500 mm で板厚中心部においても初析フェライトを形成しない均質な鋼材が開発された.

また, 焼入れ加熱温度の上昇すなわち高温焼入れが, $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼以上の高 Cr-Mo 鋼では, 高温長時間焼もどし後に大きな靱性低下を生ずることなく強度上昇に効果があることがわかり, 実生産に適用されるようになった.

(b) 石油精製用接触改質装置・流動接触分解装置用鋼

1960 年後半以降に建設された我が国の接触改質装置等の $1\sim 1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼製反応塔, 熱交換器, 配管などの溶接部で 1970 年後半から割れ損傷が多発した. 割れは容器外面の溶接部で, 反応塔スカート取付部やノズル取付部などの比較的大きな応力集中が生じる部分で起きており, 溶接止端部から HAZ 粗粒部の粒界に沿って進行するものであつた. 損傷の原因について材質, 構造設計, 溶接施工など, 種々の観点から調べられた. 材質面に関しては, この割れはクリープ破断試験において, 破断延性が著しく低下し切欠弱化をもたらす現象, すなわちクリープ脆化と密接な関係があることが見出された. この問題を契機に, $\frac{1}{2}$ Mo 鋼や $1\sim 1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼, さらに $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼を用いて, クリープ脆化の機構や防止に関する研究が活発に行われた. Sb, Cu, P などは HAZ 粗粒部におけるクリープ脆化を促進させること, 高温長時間の PWHT 処理はクリープ脆化の抑制に有効であること, などが明らかにされた. また, クリープ割れ感受性は, 粒内と粒界の強度差が大きく影響すると考えられた.

$1\sim 1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼のクリープ割れ損傷の防止を目的に, 高温長時間 PWHT を適用するに当たつて, この鋼種の焼ならし時の冷却速度や PWHT 条件と機械的性質の関係が系統的に調べられた. 強度, 靱性の保証のために, V, Nb, Ni, B などの合金元素の添加が必要であり, これらの元素の影響が詳細に研究された. ここで開発された Al-B 処理 $1\frac{1}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼は, PWHT 温度を上昇させた場合にも母材特性の確保が可能であり, 溶接部の耐クリープ割れ性のすぐれた鋼種である.

(4) 低温圧力容器用鋼

(a) LPG 貯蔵タンク用鋼

1975 年に IMCO (政府間海事協議機関) により「液化ガスばら積船構造設備規則」が決議され, 溶接部においても 2 mmV ノッチシャルピー試験における使用温度

-5°Cでの平均吸収エネルギー値が2.8 kgf・m以上であることを保証する必要性を生じ、LPG貯蔵タンク用アルミキルド鋼の溶接部靱性の改良に関する研究が大きくとりあげられた。低C化、さらに微量Tiの添加および低N化が指向され、強度保証については制御圧延の適用が研究された。制御圧延の有効性は明らかにされたが、セパレーションが付随することに対して安全性の面では結論が出されるに至っていない。

また極低Cアルミキルド鋼や極低C-2¹/₂Ni鋼ではNbの添加により母材およびHAZの靱性が改善されることが報告され今後の発展が期待される。

(b) LNG貯蔵タンク用鋼

LNGタンクに使用される9%Ni鋼の母材およびHAZの靱性は極低P化、極低S化の達成により、大きく改良され、その信頼性はきわめて高くなった。またHAZのCOD特性の向上にはCrやMoの添加の検討も行われている。さらに共金TIGおよびMIG溶接継手の靱性、連铸製鋼板の特性、制御圧延後の制御冷却設備を用いた直接焼入れ焼もどし鋼板の特性などが検討され強靱性を確保しつつ経済性の追求も行われている。Ni基溶接材料を使用することなく共金TIG法により液化アルゴンタンクが、また純アルゴンガスシールド共金MIG法により液体窒素、液体酸素タンクが製作されるに至った。

5.3.3 機械構造用鋼・工具鋼等

(1) 機械構造用鋼

(a) 概況

オイルショックを契機に日本経済は従来の高度成長から安定成長への転換を余儀なくされた。図5.3.2にみられるように特殊鋼の大手ユーザーである自動車の生産台数も昭和54年の第2次オイルショックを境にその成長率が頭打ちとなつている。機械構造用鋼その他の特殊鋼も、快削鋼の特例を除いては、自動車生産台数と軌を一にしてその生産高は頭打ちかまたは減少を示している。

オイルショックの強烈なインパクトに対処して、自動車メーカーではエンジンの燃焼効率の向上とか、前置きエンジン-前輪駆動(FF)化による鋼材使用量の低減、高強度材の使用、アルミニウム、プラスチックなどの軽量材料の使用による車両重量低減など一連の省エネルギー対策が進められた。また部品加工面では、浸炭焼入れから高周波焼入れへの転換によるエネルギー節減、冷間鍛造によるチップレス加工化、Mo価格の高騰に対処した省Mo鋼の採用などの省資源対策も行われている。鋼材の製造面でも省エネルギーの観点から、特殊鋼につ

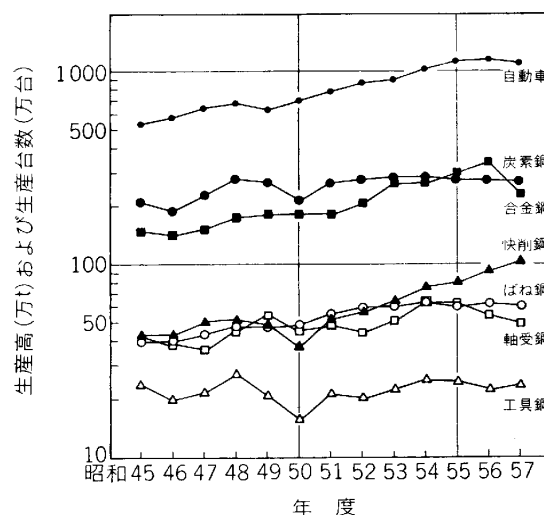


図 5.3.2 特殊鋼の生産高および自動車生産台数
(鉄鋼統計月報: 19 (1970) 4~31 (1982) 3
機械統計月報: 22 (1970) 4~34 (1982) 3
[通商産業大臣官房調査統計部編])

いても連続铸造技術と制御圧延技術の適用が積極的に進められた。

また、取鍋精錬炉、真空脱ガス装置を初め各種炉外精錬技術の開発が精力的に行われ鋼の高強度化と品質向上に著しく寄与した。

熱処理技術に関連しては、熱処理歪みの少ない軟窒化処理やイオン窒化処理の検討、浸炭焼入れにかえて高周波焼入れの検討、真空浸炭の検討など新技術の適用が積極的に検討され、またこれらに用いられる専用鋼の開発が行われた。

(b) 製造技術の進歩と材料開発

(i) 炉外精錬技術を活用した材料開発

炉外精錬技術は、ユーザーの高品質鋼に対する強いニーズを背景として目覚ましい進歩を遂げた。高品質鋼開発に最も寄与したのは、非金属介在物量の低減技術と化学成分の微調整技術である。

(イ) 非金属介在物量の低減

鋼中の酸化物や硫化物などの非金属介在物は、冷間鍛造の際の割れの原因になり、また強度や靱性を低下させるので、鋼材メーカーは非金属介在物の原因となる酸素含有量や硫黄含有量を低減させる技術開発を進めてきた。その結果、適正な耐火物やフラックスの使用および脱ガス技術の改善によつて、安定して酸素含有量を15 ppm以下、硫黄含有量を50 ppm以下にできる技術が完成し、冷間鍛造部品(肌焼鋼、炭素鋼)や高強度歯車(肌焼鋼)、高力ボルト(引張強さ120 kgf/mm²以上の強靱鋼)の開発などに利用されている。

(ロ) 化学成分の微調整

合金鋼の最も基本的な性能は焼入性であり、焼入性の

ばらつきが小さいことが要求される。炉外精錬処理によつて化学成分の微調整ができることを利用して、コンピュータによるオンラインコントロールと組み合わせた焼入性の精密コントロールシステムが開発された。このシステムは、溶鋼中の化学成分を迅速分析し、それをもとに焼入性をコンピュータによつて予測して規格と照合し、溶鋼中の化学成分の微調整を行うものである。このプロセスにおける重要な技術開発項目の一つである焼入性の予測技術として、化学成分から直接ジョミニー曲線全体を予測する方法も開発され、焼入性を保証した鋼(H鋼)の品質に大きく寄与している。これらの技術は、例えば歯車などの精度を要する複雑形状部品の熱処理歪みの低減、安定化に活用されている。

最近、長時間を要する浸炭焼入れにかえて高周波焼入れが見直されているが、高周波焼入れに多く用いられている炭素鋼についても焼入性の安定化の問題は今後重要な課題となろう。

(ii) 連続铸造技術を活用した材料開発

第2次オイルショックを契機に特殊鋼についても連続铸造化が急速に進んでいる。連続铸造材は鋼塊材に比べ化学成分の偏析が少なく、より均質という特徴を有している。例えば炭素鋼製自動車用リアアクスルシャフトの前方押し出し加工時のシェブロンクラックの発生防止や、肌焼鋼製浸炭焼入れ歯車における歪み低減、歪み量の安定化などに効果を発揮している。

(iii) 制御圧延技術を活用した材料開発

制御圧延・制御冷却技術は、従来高張力鋼板の製造技術として発達してきたが、炭素鋼、肌焼鋼の圧延後の焼ならし処理や炭素鋼の焼入れ焼もどし処理の省略などを狙いとして、特殊鋼の棒・線材にも適用され始めた。さらに、強靱鋼の焼なまし処理の省略あるいは簡略化技術の開発が精力的に進められている。

(c) 新鋼種の開発

(i) 省エネルギー型新鋼種

エネルギー節減および工程省略による生産性向上を狙つて、焼ならし処理、焼入れ焼もどし処理などの熱処理を行わなくても、これを行つた場合と同等の特性を示すような鋼および加工法が開発され、各種の機械部品に実用されている。

(イ) 焼ならし処理省略鋼

圧延加熱温度および冷却条件を最適化して結晶粒度と変態組織を制御することにより、圧延のまま焼ならし処理材と同等のマイクロ組織および品質を安定して得る技術が確立され、例えば S43C, S48C などの炭素鋼あるいは SCr420, SCM420 などの肌焼鋼を用いて加工される各種シャフト、ギヤ用の素材に適用されている。

(ロ) 焼入れ焼もどし省略鋼(非調質強靱鋼)

コネクティングロッド、クランクシャフトや足まわり部品の多くは、炭素鋼を熱間鍛造した後に、焼入れ焼もどし処理を施して使われる。鍛造終了後にその余熱を利用して直ちに焼入れを行う方法は、鍛造焼入れとしてすでに実用化されている。この考え方をさらに進めて、鍛造終了後空冷あるいは衝風冷却のまま焼入れ焼もどし材に匹敵する機械的性質を示すように鋼の組成を調整したのが非調質強靱鋼である。強度と靱性のバランスに対する配慮から、通常炭素含有量は 0.3~0.5% であり、それにさらに析出硬化元素として 0.05~0.15% の V を添加したもの、あるいは結晶粒微細化元素として 0.03% 程度の Nb を添加したもの、必要に応じて Mn や Cr などの合金元素を添加したものが開発されている。

現在引張強さが 70~100 kgf/mm² のものが開発されているが、同じ強度に調質された炭素鋼に比べて疲れ強さは同等である。これまでコネクティングロッドやクランクシャフトなどに適用されてきたが、さらに靱性が重視される足まわり部品へと適用範囲が拡大されるものと思われる。また引張強さを 100 kgf/mm² 以上に調質して使用されている合金鋼に代替できる高強度非調質強靱鋼の開発は今後の課題である。なお化学成分および圧延条件の最適化により焼入れ焼もどし処理を省略した、圧延まま直接切削して使用される非調質強靱鋼もリアアクスルシャフトなどに実用化されている。

(ii) 省資源型新鋼種

昭和 40 年代には材料の低廉化の要請によつて、合金元素含有量のより少ない鋼の使用が検討されたが、オイルショックを契機とした資源節約の動きと、さらに昭和 54 年の Mo 価格の高騰によつて、低 Mo 鋼化やボロン鋼化などの省 Mo 鋼化が一気に促進された。

(イ) 省 Mo 強靱鋼(ボロン鋼)

従来から Ni や Mo などの高価な元素を節約するためにボロン鋼が提案されており、すでに自動車用鋼材として規格が制定されている(JASO-MI06-77)。しかしボロン鋼の焼入性の不安定さのため、これまで機械部品へのボロン鋼の適用はあまり進んでいなかった。鋼中の O, N などのガス成分の制御技術、焼入性に有効なボロン(酸可溶ボロン)の安定添加技術、ボロンの迅速分析技術などの確立により、ボロン鋼の焼入性のばらつきをいつそう軽減できるようになり、機械部品への適用が拡大しつつある。

(ロ) 省 Mo 肌焼鋼

Mo は高炭素鋼の焼入硬さと靱性を著しく向上させるほか浸炭焼入材の硬化層深さを増加させる元素である。従つて Mo を低減した場合、浸炭時間の延長など熱処理

面での不利を生じることもあるので総合的な評価が必要である。焼入性、機械的性質など対象部品ごとに必要な Mo 含有量を見直し、従来 0.2% 程度であつたものを半減した例もある。軽負荷用には Mo を完全に省略した Mn-Cr 鋼、Mn-低 Cr-B 鋼も検討されている。

以上強靱鋼、肌焼鋼の省 Mo 鋼について述べたが、最近自動車ではエンジンの高出力化のため、エンジン部品、動力伝達部品などの高強度化の必要性が急速に強まっている。その立場から Ni, Mo の再評価がなされており、今後これまでとは逆に部品によつてはより合金元素含有量の多い鋼の使用が進むものと思われる。

(d) 熱処理技術の進歩と材料開発

浸炭焼入れにかわつて熱処理歪みのより少ない表面硬化処理として、塩浴軟窒化処理、ガス軟窒化処理、イオン窒化処理が注目され、塩浴の無公害化、ガス使用原単位の低減、連続炉化などハード面の改善が精力的に行われた。一方、軟窒化処理によつて大きい硬化層深さの得られる Cr-Al 鋼や Cr-V 鋼などの専用鋼の開発も行われ、クランクシャフトやトランスミッション部品などに一部適用されている。今後さらに、高強度の軟窒化専用鋼の開発が期待されている。

高周波焼入れは、省エネルギー型熱処理ということに加えて、処理時間が短いので加工ラインに組み入れることができるという特徴を有しているため浸炭焼入れにかわつて、今後さらに適用分野が広がるものと思われる。またこれに伴つて高周波焼入れに適した高強度鋼の開発が期待されよう。

真空浸炭処理は、高温で浸炭を行うので処理時間が短い、変成炉を必要としない、炉内雰囲気の変化が迅速なので短時間に必要に応じた稼働が可能、などの特徴を有するため今後の発展が期待される熱処理であるが、処理温度が高いため鋼の結晶粒が粗大化するという問題がある。これに対して、Nb や Ti 添加鋼の適用が検討されている。

(2) 快削鋼

(a) 概況

一般構造用および機械構造用快削鋼の国内生産高は昭和 47 年度に約 50 万 t であつたものが昭和 57 年度には約 100 万 t に達し、この 10 年間に倍増の成長を示している。この背景には、自動車生産量の伸び、OA 機器や家庭用電化製品の急成長があり、前者は特に機械構造用快削鋼の、後者は一般構造用快削鋼や快削ステンレス鋼の需要の増加をもたらしている。

自動車の軽量化と高出力化の動きは鋼材の高強度化や高品質化を要求し、機械構造用快削鋼においてもこれらの要求を満足する新快削鋼の開発研究がなされている。

一方、一般構造用快削鋼においては強度はそれほど重要でなく、極限の被削性を追求する研究が行われている。快削ステンレス鋼では、難削材であるステンレス鋼をベースに極限の被削性を追求する研究と、耐食性や非磁性と被削性のバランスを考えた新しい快削鋼の開発が行われている。

快削鋼の製造技術に関して、連続铸造と炉外精錬の普及が注目される。連続铸造は硫黄快削鋼や鉛快削鋼にも適用され、品質の安定化に貢献している。真空脱ガスをはじめとする炉外精錬技術は従来ベース鋼のみに用いられていたが、快削鋼の性能や品質に対する要求が高まるにつれて、快削鋼へも適用されるようになった。

(b) 機械構造用快削鋼

硫黄快削鋼は熱間加工によつて細長く伸びた硫化物が靱延性を低下させるので、自動車部品をはじめとする強度部品への使用には制約がある。この欠点を改善するためにジルコニウムやテルルを添加して硫化物を球状に制御したいわゆる硫化物形態制御快削鋼が開発された。とくにテルルは快削元素の一つであるので、被削性も同時に改善するという利点がある。これらの快削鋼は歯車のように横方向の強度・靱性が要求される部品に使用されている。鉛快削鋼は硫黄快削鋼に比べて靱延性にすぐれ強度部品にも使用されているが、高面圧下での転動寿命が短いという欠点があり、高面圧を受ける歯車や軸受への使用は制限されていた。鉛含有率を 0.04~0.08% におさえ、鉛快削鋼の特徴であるドリル加工性や切り屑破碎性を犠牲にすることなく、高面圧下での転動寿命を改善した低鉛快削鋼が開発されている。低鉛快削鋼は低酸素精錬技術と組み合わせることにより基本鋼と同等の強度特性が得られ、従来快削鋼の使用が少なくなつた高強度部品にも多く用いられるようになってきている。

機械構造用快削鋼においても、チップレス化や熱処理省略の動きに呼応して、快削冷鍛用鋼や非調質快削鋼が開発されている。快削冷鍛用鋼としては、硫黄・テルル複合快削鋼や低硫黄・鉛快削鋼が開発されている。一方、非調質快削鋼は析出硬化型の非調質鋼を快削鋼化したものである。コスト低減に有効なこれらの快削鋼の需要は今後ますます増加することが予想される。

カルニウム快削鋼は JASO の自動車構造用鋼鋼材において規格化には至っていないが、付加記号 U を付けて表示することが解説部分に記述され、硫黄あるいは硫黄および鉛を複合添加したカルニウム快削鋼の使用量が増加している。

(c) 一般構造用快削鋼

一般構造用の低炭素高硫黄快削鋼やこれに鉛やテルルを添加した複合快削鋼は、複写機、コンピュータ機器、

ビデオ機器等の急成長に伴ってここ数年急激に生産量が増加した。これらの快削鋼は自動盤で加工され、工具寿命、仕上げ面あらし、切り屑破砕性などが要求されるので、さらに S, Pb, Te の添加量を増すなどして極限の被削性の追求が行われている。

(d) 快削ステンレス鋼

ステンレス鋼においても自動盤で加工される部品が多くあり、極限の被削性の追求が行われている。その例は、フェライト系の 20Cr-2Mo 鋼に硫黄と鉛、テルルを複合添加した快削鋼であり、ステンレス鋼では最高の被削性と、SUS303 と同等の耐食性を有することから各種精密小物部品に使用されている。

鉛はステンレス鋼の耐食性をほとんど劣化させないので、各種の鉛快削ステンレス鋼が生産されているが、オーステナイト系の場合には熱間加工性が著しく低下するという欠点があつた。主成分の調整とボロンの添加により熱間加工性を改善する技術が開発され、鉛快削オーステナイト系ステンレス鋼が量産されるようになっていく。

(e) 快削工具鋼

この分野でも、熱間鍛造型用の Ca 快削鋼やプラスチック型用の硫黄快削鋼が開発され、快削鋼化の動きは活発である。用途により要求される性能が異なり、適正な快削元素の選択が重要となるが、熱間鍛造型用には高温での強度、靱性に有利なカルシウムが用いられ、プラスチック金型には、型彫り性の点から硫黄が用いられている。

(f) その他の快削鋼

核融合や磁気浮上など新技术に伴う非磁性鋼の需要増に伴い、低廉な非磁性鋼として 0.6%C-14%Mn, 0.7%C-15%Mn 鋼などの高マンガン鋼が注目されつつある。高マンガン鋼は難削材の一つであり、機械加工は極めて困難である。硫黄を添加した快削鋼と硫黄およびカルシウムを複合添加した快削鋼が開発されている。

(3) ばね鋼

(a) 概況

ばね鋼生産高の過去 10 年間の伸びは年率約 4% であり昭和 57 年度には約 60 万 t が生産された。小型乗用車の懸架ばねが、板ばねからコイルばねに移行するに伴って、線材の増加が顕著であつた。最近では自動車の軽量化に伴う懸架ばねの高強度化がクローズアップされ、極限状況での使用に耐えうる強度を有するばね鋼が要求されている。JIS の見直しも進んでおり、ばね鋼鋼材規格 (JIS G 4801) に SUP 12 (SAE 9254 相当) と SUP 13 (SAE 4161 相当) が昭和 59 年 2 月に追加された。

(b) 懸架ばね用鋼

熱間成形コイルばねは、SUP 6 から耐へたり性の優れた SUP 7 および SAE 9254 に切り替えられ、さらに 200 kgf/mm² 級の引張強さを有するばね鋼の開発が進められている。V や Nb 等の合金元素を添加して耐へたり性を向上させる方法と、炉外精錬により有害な非金属介在物を取り除き疲労特性を向上させる方法が試みられている。

冷間成形コイルばねにおいても、冷間コイルリング技術の進歩により引張り強さ 180~200 kgf/mm² 級でかつ直径 12 mm 程度の太径の熱処理線材でもばね成形が可能となり懸架ばねに適用されつつある。これに伴い各種熱処理技術のくふうによる高強度化も検討されている。

非線形特性を与えるテーパコイルばねの使用量も FF 車の急増により増え、コイルばね全体の約 10% を占めるまでになつた。従来テーパロッドは主としてピーリング加工により作られていたが、最近では引張り塑性加工による方法も採用されている。

板ばねでは、乗心地の向上と軽量化を図つたテーパリーフばねが一部実用化されている。

トーションバーやスタビライザーにおいても軽量化指向は強く、最近では高応力で使用できる高周波焼入れトーションバーや中空スタビライザーが一部実用化されている。

(c) 弁ばね用鋼

弁ばね用鋼としては、国内では SWOC-V (SAE 9254 相当)、米国では SAE 6150 の使用が多い。安定した疲労特性が不可欠で、表面疵や内部欠陥に対する要求が厳しくなりつつある。メーカーは全面皮削りや中間工程での十分な疵検査、酸化物系や TiN 系の非金属介在物の低減で対処している。非金属介在物の低減や小径化の方法として、ダブルメルト法の VAR や ESR が利用されているが、コスト高となるためレーザー等の特殊仕様車向けに限られている。最近では、大量生産・低コストを前提とした脱ガス法による超清浄鋼化の試みも行われている。

(d) その他のばね鋼

耐熱用ばね材料としては、炭素鋼からインコネル X 750 などの超合金まで多様な材料が使用されている。しかし設計基準となる特性については、データが十分でないので、現在ばね技術研究会の「耐熱用ばね材料調査委員会」でデータの蓄積が進められている。

オーステナイト系ステンレス鋼線は、ピアノ線などに比べ耐食性や耐熱性に優れるので、最近疲れ強さの向上に主眼を置いた開発が進められている。

(4) 軸受鋼

(a) 概況

高炭素クロム軸受鋼の生産高は、第2次オイルショックのあつた昭和54年以降やや減少しているが、これは自動車の生産台数が伸び悩んでいること、小型軸受を中心に高炭素クロム軸受鋼から浸炭軸受鋼への転換が進んでいることなどによるものと考えられる。また用途別にみるとOA機器、VTRなどの急成長に伴つて、ミニチュアベアリングの使用量が増加している。

(b) 高炭素クロム軸受鋼

高炭素クロム軸受鋼（たとえばSUJ2）の転動寿命はこの10年間で約2倍になつたが、これは取鍋精錬炉-真空脱ガス処理などの炉外精錬技術の進歩に負うところが大きい。特に脱ガス処理技術の進歩は目覚ましく、通常鋼中の酸素含有量が15ppm以下となつており、さらに10ppm以下が製造メーカー、軸受メーカー共通の課題である。また転動寿命向上の面からTi量(TiN量)の低減も検討されている。

さらに製造技術面で特記すべきことは、連続鋳造法の軸受鋼への適用である。すでにパイプや棒に対しては連続鋳造材が使われ始めており、今後線材への適用も進むものと思われる。

また冷間鍛造適用の動きがあるが、Cが高く冷間鍛造には不向きな鋼種であるため、その適用は限定されたものになると考えられる。

(c) 浸炭軸受鋼

従来浸炭軸受鋼は、芯部の靱性を必要とする用途、特に大型軸受に多く用いられてきたが、最近では冷間鍛造性が優れていることを生かして小型軸受への適用が急速に進んでいる。国内では、SCr420やSCM420が多く使われている。今後浸炭軸受鋼は、冷間鍛造性の向上、浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化防止対策の実施をもとにさらに使用量が増加するものと思われる。

(d) 耐食および耐熱軸受鋼

耐食軸受鋼については、従来どおりSUS440C、420などのマルテンサイト系ステンレス鋼が主として使われている。ミニチュアベアリングなどにSUS440Cが用いられ、炭化物の形状・分布などの品質改善が進められている。耐熱軸受鋼については、ジェットエンジン用に主としてAISIM50が使われているが、耐熱性がさらに良好なSUS440M適用の動きがある。しかし、これらの鋼種では巨大炭化物が生成するため製造性、強度面に難点があり、その改善が強く求められている。

(5) 工具鋼

(a) 概況

工具鋼は昭和57年度に約24万tが生産されたが、伸び率は自動車、家電などに比べ低い。この理由は工具寿

命の向上による相対的な需要量の減少を意味し、工具の性能向上、加工技術の進歩を裏書している。鋼種構成は炭素工具鋼57%、合金工具鋼36%、高速度工具鋼(以下ハイスという)6%、その他1%である。工具鋼の分野では自動車、家電など大量生産方式の確立に伴い、高級鋼化が進んでいる反面、表面処理や肉盛溶接の活用、製品需要の多様化を反映した多品種少量生産に適する低廉な工具材料の需要が増大するなど両極化の動きにある。一方、生産性が高く品質の均一な製品の得られる成形加工法の発展に伴つて、金型工業が急成長した。昭和58年の金型生産(日本金型工業会資料)は141044t(金額3225億円)に達し、その重量構成比率はプレス型58%、プラスチック型20%、鍛造型7%、ダイカスト型6%、その他9%であり、軽量化指向を反映してダイカスト型、プラスチック型が需要を伸ばしている。金型加工面では難削加工の増加、複雑形状、高精度化への対応と自動化が課題であり、ワイヤー放電加工、その他新しい加工法の発展、コンピュータ利用による型の設計・製作(CAD/CAM)システムの導入が進みつつある。これら金型分野の動向を背景に使用条件に適合する工具鋼の開発、品質の向上、安定化、熱処理技術、表面処理技術の進展が認められる。

(b) ハイス

省資源化の時流に沿うW系からMo系への転換に伴い、JIS鋼種の改訂が進み、SKH4B、SKH5が廃止され、高Mo系のSKH58、SKH59が追加された。また、高Mo系ハイスでは炭化物微細化の問題が提起され、高Mo系ハイス特有のロッド状 M_2C 炭化物の研究が進んだ。

ハイスは耐摩耗性、耐熱性に優れ、耐圧強度が高いため塑性加工用工具への活用が増大している。特に冷間鍛造、温間鍛造など荷酷な使用条件を背景に高い強度と靱性を兼備したハイスの採用が挙げられる。この分野では靱性を重視したSKH51のマトリックス鋼と高耐圧強度を重視した3%V系の粉末ハイスへの関心が高い。粉末ハイスは被削性、靱性に特長を有するが、難削加工や高能率加工が増えるに伴い、超硬とハイスの中間領域を埋めるHRC70級の高性能高合金ハイスの開発が進んでいる。

(c) 熱間工具鋼

熱間加工の分野では金型の高性能化、型寿命の向上、型費低減、型替え回数の減少、生産性の向上というサイクルに従い金型の高級鋼化が進展した。

プレス型ではSKD61、SKD62より軟化抵抗の高い型材の需要が増しSKD7、SKD8がJISに追加された。また3Cr-Mo系析出硬化型用鋼が普及した。一方、省エネルギー、精度向上、歩留向上に適する精密鍛造やタ

ービンプレードの鍛造のような難加工の比率が増加し、従来の熱間工具鋼より高温強度の高いマトリックス系ハイスや超耐熱合金、例えば Inconel 718 が利用され高い評価が得られている。

ダイカスト型は先にも述べたように自動車、家電を軸とする軽量化に伴う Al ダイカスト製品の旺盛な需要を背景に、型材の高性能化が進んだ。なおダイカスト成形能向上のためのシャワー水冷の実施、自動車 FF 化による金型の大型化、形状の複雑化など、母型の大割れ、早期ヒートチェック問題に主眼がおかれ、これに対応して現用鋼 SKD6 の清浄鋼化、組織の均一化など品質の向上とともに鋼種の改良が進んでいる。

プラスチック型では需要旺盛なエンジニアリングプラスチック用に 8Cr 系の高硬度耐摩耗プラスチック型用鋼が開発され、弱電関連部品やレンズなどの高精度プラスチック用に高硬度高鏡面耐食プラスチック型用鋼として 420J2 の改良が進んだ。さらに硬さ水準別プレハードン鋼、快削プラスチック型用鋼が見直され、型材体系が確立した。射出成形機用スクリーシリンダーは難燃化剤の添加、ガラス繊維、アスベストなどを含む強化プラスチックの増加から耐食耐摩耗性の改善が進んだ。

(d) 冷間工具鋼

主要な冷間工具鋼は SK3, SKS31, SKD11 であるが、大量生産方式の進展により、トータルコストパフォーマンスの見地から高級鋼化し、SKD11 の比率を高めた。SKD11 は共晶炭化物の微細化、分布改善が長年の課題であるが、凝固組織の面から理論的解析が加えられつつあり、品質の改善が期待されている。しかし、多量生産方式の要である高速化も既存の冷間工具鋼では精度維持、焼付防止が技術的限界にあることから超硬に準ずる炭化物富化や潤滑成分を含む粉末工具材料の開発が進んでいる。

新しい金型加工法としてワイヤー放電加工、PVD コーティング処理の採用が増大し、型材の残留歪みや熱影響に起因した変形、硬さ低下問題を生じて高温焼もどしが適用されるようになり JIS-SKD11 規格に高温焼もどし条件 (500~530°C 空冷) が追加された。また型費節減、型製作納期の短縮などを目的に肉盛補修、フレームハード用鋼の活用や鍛造工具が見直されている。

(e) 熱処理および表面処理

熱処理の分野では作業環境の向上、無公害、加工工数の低減などの観点から真空焼入れが普及した。真空焼入れの課題は焼入れ冷却速度不足による硬さ低下であり、冷却能の大きい高圧ガス冷却型炉や高焼入性工具鋼の開発が進められている。表面処理ではイオン窒化、TiN, TiC のような硬質物質の各種コーティング処理技術の

発展が著しく、各処理に適した専用鋼の開発が注目される。

5.3.4 薄鋼板

この 10 年間、我が国の薄鋼板の製造技術が著しく進歩し、数多くの新製品が開発できた背景として、研究開発によつて芽生えた新しい技術を工業化に向けて展開できるような時代の流れがあつたこと、製鋼技術をはじめとする関連技術の著しい進歩があつたこと、需要家との密接な協力体制により、いち早くニーズを取り込み、製品開発へと結びつけられる状況にあつたことなどが見逃せない。

以下、薄鋼板を熱延鋼板、冷延鋼板および表面処理原板に分けて、それぞれの製品の 10 年間の技術的変遷を概説する。

(1) 熱延鋼板

ラインパイプ用素材の高靱性高張力熱延鋼板は年々高性能化、厚肉化が要求されるようになった。これに対処するため熱延素材の化学成分と熱延条件が検討された。そして、オーステナイトの再結晶を抑制する効果のある Nb, V などを添加した鋼を用い、スラブ加熱からコイル巻き取りまでの熱履歴と圧下条件を制御することによりフェライトの細粒化を図る、いわゆる制御圧延技術が開発された。さらに、極低 S 化あるいは Ca 添加による硫化物形態制御技術の発達により、一層の高靱性が得られるようになった。これにより、1/2 インチを越える厚肉の APIX70 グレードまで的高级ラインパイプ用素材の製造技術が確立された。また、世界的なエネルギー確保のニーズから、サワーガス用パイプも要求されるようになり、耐水素誘起割れの優れた素材の製造技術の開発が進められた。

自動車用鋼板については、昭和 40 年代前半に米国で具体化した安全車対策やその後の第一次石油危機を契機とした燃費改善のための車体軽量化指向により、高強度化の要請が高まった。これまでの高張力熱延鋼板に要求されたのは主に強度、靱性および溶接性であつたが、自動車用高張力熱延鋼板に対しては強度とともに優れた加工性が要求され、これに加えて十分な溶接性や疲労特性などを具備する必要があつた。

自動車用高張力熱延鋼板としては、まず従来の高張力熱延鋼板の知見を生かして、引張強さ 50 kgf/mm² 級以下は Si, Mn による固溶体強化、引張強さ 50~80 kgf/mm² 級は Nb, Ti あるいは V 添加による析出強化を利用したフェライト・パーライト鋼が実用化された。これらの鋼板は脱硫や硫化物形態制御により、曲げ性や伸びフランジ性などの加工性が従来材に比べて改善され

たことから、フレーム材や補強材など比較的加工度の低いものには適用できたが、成形のより難しいホイールディスクなどにはさらに加工性の優れた熱延鋼板の開発が必要であった。

このような状況の中で登場したのが、組織をフェライトと低温変態生成物であるマルテンサイトの混合組織とした複合組織鋼板であった。この鋼板は応力-歪み曲線に降伏点伸びを示さず、降伏比が低い、加工硬化指数が高く、一様伸びが大きい、ほかの強化機構による鋼板に比べて引張強さ-全伸びバランスが優れているなどの特徴を持っていることから、高加工用高張力熱延鋼板として注目された。

複合組織熱延鋼板の製造方法として二種類の 방법이開発された。最初に開発されたのは通常の工程で熱延されたコイルを連続熱処理設備で熱処理する方法であった。この方法による複合組織鋼板は前述のような優れた特性を有していたが、熱処理設備上の制約や工程が増えることによるコストアップなどの問題から、ほとんど製造されなかつた。つぎに開発されたのは、コストダウンを狙って熱延のまま複合組織鋼板を得ようという技術であり、高 Si-Mn 鋼をベースに Cr や Mo を多量に添加し、通常の熱延条件に近い条件で巻き取る方法と Mn あるいは Si-Mn 鋼を用い、仕上圧延条件やホットランテーブルでの冷却条件を制御した後急冷し、 300°C 以下の超低温で巻き取る方法が実用化された。後者については、仕上圧延を $A_1\sim A_3$ 点間で行うことにより、フェライトとオーステナイトの二相組織とし、直ちにオーステナイトの M_s 点以下に急冷する方法や仕上圧延は A_3 点以上で行い、ホットランテーブル上での冷却を制御することにより、フェライトとオーステナイトの二相組織を得た後同じように急冷する方法が提案された。このようなホットランテーブルにおける冷却能力をフルに活用した超低温巻き取りタイプの複合組織鋼板の開発は、経済的に高加工用高張力熱延鋼板が製造可能となつた点で高く評価される。

また、熱延ままタイプの複合組織鋼板の特性は熱処理タイプに比べてもほとんど遜色ないレベルにまで向上しており、引張強さ 60 kgf/mm^2 級がホイールディスクなどに実用化されている。しかし、複合組織熱延鋼板はその優れた延性から期待されるほどには伸びフランジ性が良くないことやフラッシュ溶接時に熱影響部が軟化するなどの問題点およびコストメリットの観点から、予想したほどには用途は広がっていない。最近はこのような問題点を解決するため、これまでに培ってきた制御冷却技術を利用し、金属組織の最適化を図つた高張力熱延鋼板の開発に焦点が移っている。

この高張力熱延鋼板は C-Si-Mn 系の安価な鋼を用い、 A_3 点以上で仕上圧延した後、 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ の中間的な温度で巻き取り、フェライトと微細パーライトあるいはベイナイトから成る組織を得ることにより強度が高められている。この鋼板は複合組織鋼板と析出強化鋼板の中間の延性を有し、伸びフランジ性や溶接部の特性も良好である。引張強さ $50\sim 60\text{ kgf/mm}^2$ 級がこの方法で製造され、ホイールディスクやブラケットなどに用いられている。

これまで述べたような種々の高張力熱延鋼板の開発が我が国において著しい進展をみたのは、脱硫や硫化物形態制御技術の発達、均一性の高い素材を経済的に供給できる連続铸造の普及、さらに高性能のホットストリップミルの設置が背景となつた。今後も、これまでに開発された制御圧延や制御冷却技術を基盤とした組織制御技術がさらに発達し、より経済的で高性能な高張力熱延鋼板が開発されることが期待できる。

一般の熱延鋼板についても、素材の連続铸造化は重要な課題であつたが、この中でもリムド相当鋼の実用化が注目される。従来、リムド鋼やキャップド鋼が使用されていたリロール用や Zn めつき用の熱延鋼板は連続化に伴い Si キルド鋼や Al キルド鋼に切り換えられたが、これらの鋼種は冷圧性、焼鈍時のテンパーカラー、めつき焼けなどに問題があつた。このような問題点を解決するため、リムド鋼相当の連铸鋼として、脱酸に Si を用いず、少量の Al を用いた弱脱酸鋼が脱ガスの利用により製造されるようになった。この鋼種は汎用性が高く、冷延鋼板やぶりきにも向けられている。

ところでほうろろ用鋼板としては熱延鋼板はこれまで片面ほうろろ用としてわずかに使用される程度であつたが、近年、サイロや温水タンクなどに両面ほうろろの可能な熱延鋼板が要求されるようになった。そこで、Ti 添加系鋼種による耐つま飛び性の優れたほうろろ用熱延鋼板が開発された。

最近、設備面では、製造プロセスの連続化の一つとして、連続铸造と熱間圧延を直結したダイレクト圧延が実現し、冷延向 Al キルド鋼や析出強化鋼の最適熱履歴が検討されている。今後はこのプロセスを利用した低コストの新製品の開発が期待できる。

(2) 冷延鋼板

(a) 軟質冷延鋼板

昭和 40 年代後半は自動車工業のめざましい発展にとともに、引き続き冷延鋼板の需要が拡大した時期であつた。箱焼鈍による Al キルド深絞り用鋼板は、それまでは造塊法で供給されスリバーなどの表面欠陥の問題があつたが、連続铸造の普及にとともに連続铸造化が進み、

表面欠陥が少なくかつ加工性の優れた鋼板として、自動車用深絞り用鋼板の大半を占めるに至った。

軟質冷延鋼板用の連続铸造鋼は前述の Al キルド鋼や Si と Al で脱酸したリバンド鋼が主体であったが、50年代になるとリムド鋼相当の特性を有する Al 弱脱酸鋼が冷延向けに実用化された。このタイプの鋼としては、Sol Al が 0.010% 以下の鋼種や 0.01~0.02% 程度とした鋼種などがある。このような低 Sol Al 鋼は箱焼鈍によっても Al キルド鋼特有の展伸粒組織とはならず、深絞り性は低い、反面、延性が良いという利点がある。また、製造コストが低いということから、生産量の伸びが大きい。

冷延鋼板製造工程の連続化技術の一つとして、電解脱脂-焼鈍-調圧を結びつけた深絞り用鋼板用の連続焼鈍技術が昭和 40 年代後半に開発された。従来のぶりき原板用の連続焼鈍は急速加熱-短時間均熱-急速冷却という熱サイクルのため、焼鈍した冷延鋼板は細粒でしかも固溶 C が多く残留し、このため硬質で耐時効性が劣るという問題があった。このような問題を解決し連続焼鈍で深絞り用鋼板を製造可能ならしめたのは、主に熱延での高温巻き取りと連続焼鈍における均熱後の急冷と過時効処理を組み合わせた熱サイクルの採用であった。

高温巻き取りの目的は熱延鋼板のフェライト粒を成長させ、さらに、カーバイドを粗大化させることにある。これにより連続焼鈍後のフェライト粒径の増大と {111} 再結晶集合組織の発達を得られ、軟質化と深絞り性改善が同時に達成できる。また、連続焼鈍における均熱後の急冷と過時効処理は、再結晶加熱により鋼中に多量に固溶した C を短時間で析出させ、耐時効性を向上させることを目的としている。この場合、急冷速度が大きくなるほど過時効前の固溶 C の過飽和度が高くなるため、過時効処理に要する時間が短くなるとともに、過時効処理後の固溶 C 量を少なくできる。急冷方式としては、ガスジェット (5~30°C/s) と水焼入れ (>1000°C/s) の二方式がまず開発され、その後ロール冷却と気水冷却 (いずれも 100~400°C/s) が実用化された。各方式の過時効条件は、それぞれの冷却条件で経済的に耐時効性の優れた鋼板が得られるように設計された。

連続焼鈍で深絞り用鋼板を製造するには、図 5.3.3 に示すように、連続焼鈍だけでなく製鋼から調圧までの全工程をトータルシステムとしてとらえた最適条件設定が必要となる。

連続焼鈍による軟質冷延鋼板としては、当初は低 C-キャップド鋼が主体であったが、その後、耐時効性の向上や連铸比率を増大させるといふニーズにより低 C-Al 弱脱酸鋼、低 C-Al キルド鋼、低 C-B 添加鋼などに切

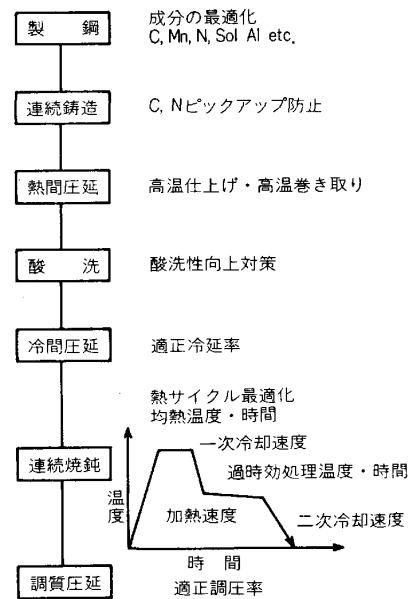


図 5.3.3 連続焼鈍による深絞り用鋼板の製造プロセス製造と技術上のポイント

り換えられていった。さらに、複合吹錬や脱ガス技術の普及により、これらの鋼の C, Mn, N などの成分バランスの最適化が進む一方、C を 0.01% 以下まで下げた極低 C 鋼やこれをベースに B, Ti あるいは Nb を添加した鋼などの採用により、箱焼鈍材と同等以上の深絞り用鋼板の製造も可能となった。このような品質の向上にともない、連続焼鈍材の冷延鋼板全体に占める割合も年々増大している。

鉄鋼製造プロセスの連続化や合理化という課題の中で、連続焼鈍に課せられた期待は大きなものがあり、今後も連続焼鈍プロセス自体の見直しはもちろん、より安定した品質の製品を低コストで得るための製造条件の最適化への努力がつけられるであろう。

(b) 高張力冷延鋼板

自動車用の高張力冷延鋼板の開発は、安全車対策に基づきバンパーやドアビームなどの補強材に高張力冷延鋼板の使用が検討された頃から開始された。最初は、これまでの高張力熱延鋼板の知見をもとにして Si, Mn などの固溶体強化元素や Nb, Ti などの析出強化元素を添加した高張力冷延鋼板が製造された。そして、石油危機以降は、軽量化指向により板厚低減が可能な部品であれば外板や内板パネルのような加工の難しいものにまで積極的に高張力鋼板を適用しようという動きが強まった。このような要求に応えるため、鉄鋼メーカーでは自動車メーカーとの共同研究を背景に、P 添加 Al キルド鋼板、焼付硬化性 (BH 性) 鋼板、超深絞り用鋼板、複合組織鋼板、超高張力鋼板といったこれまでにない優れた特徴を有する多種多様な高張力鋼板を開発した。なお、これら

の高張力冷延鋼板の開発には、わが国で実用化された連続焼鈍技術が大きな役割を果たしてきた。

以下、各種高張力冷延鋼板の製造技術および特徴について概説する。

車体に最も大量に使用されている高張力冷延鋼板は引張強さが 35～40 kgf/mm² 級の P 添加 Al キルド鋼板であり、この鋼板は C が 0.05% 程度の深絞り用 Al キルド鋼に P を 0.10% 以下添加し、箱焼鈍により製造される。この鋼板は \bar{r} 値が 1.5 以上とこれまでの外板用軟質鋼板と同等の優れた深絞り性を有することから、外板パネルへの実用化が早期に実現した。ドアアウターなどの外板パネルには引張強さ 40 kgf/mm² 級が耐デント性の向上という観点から使われてきたが、部品によっては面ひずみなどの形状不良の点から強度を少し下げざるを得ない場合があった。そこで、耐デント性と形状凍結性を同時に満足させるため、P 添加 Al キルド鋼板と同等のプレス成形性を有し、3～5 kgf/mm² の BH 性を有する引張強さ 35 kgf/mm² 級の深絞り用焼付硬化性鋼板が要望された。これに対しては、P 添加 Al キルド鋼の箱焼鈍材をベースに BH 性を付与する方向が検討され、C 量を 0.01% 程度まで下げるか、または C 量はそのままで冷却速度の速いオープンコイルで焼鈍することにより目標の BH 性を得る技術が実用化された。また、BH 性の付与が容易な連続焼鈍を利用した深絞り用焼付硬化性鋼板も開発された。一つの方法は C を 0.02% まで下げた P 添加鋼あるいは P-B 添加鋼のいわゆる固溶体強化鋼であり、もう一つの方法は絞り用軟質鋼板と同じ低 C 鋼の熱延高温巻き取り材をベースに、水焼入れタイプの連続焼鈍により第二相をマルテンサイトとした複合組織鋼である。これらの連続焼鈍材は Mn、P などの添加量が少ないためスポット溶接性やスクラップ処理性の点で有利であることから、箱焼鈍材に代わって種々の外板パネルに使用される方向にある。

P 添加 Al キルド鋼板よりも優れたプレス成形性を有する超深絞り用鋼板として、極低 C-Ti あるいは Nb 添加系の Interstitial Free 鋼をベースに Si、Mn、P などの固溶体強化元素を添加した鋼板が開発された。この鋼板は 1.8 以上の高 \bar{r} 値と低降伏比で非時効性という特徴を持ち、箱焼鈍、連続焼鈍のいずれでも同等の機械的性質が得られるが、コストの高いのが欠点である。この鋼板は固溶体強化鋼なので引張強さは 35～45 kgf/mm² 級までである。

複合組織鋼板は軟質なフェライト地に硬質のマルテンサイトを分散させて強化した変態組織強化鋼板であり、前述のような特徴に加えて常温遅時効性と高焼付硬化性が共存するといった性質もあることから画期的なプレス

用高張力鋼板として注目された。複合組織鋼板を得るには、冷延された鋼板を A₁～A₃ 変態点間に加熱し、フェライトとマルテンサイトの混合組織とした後、鋼の成分に見合った適当な冷却速度で冷却する。これにより、オーステナイトはマルテンサイトに変態し、フェライトとマルテンサイトの混合組織が得られる。なお、複合組織鋼板の強度はマルテンサイトの体積率によつてほぼ一義的に決まる。

複合組織鋼板の製造方法としては、箱焼鈍法と連続焼鈍法とがあるが、前者は冷却速度が非常におそいので Mn を 2% 以上添加する必要がある。一方、後者は冷却速度が大きく、加熱条件や冷却条件のばらつきが小さいことから、複合組織鋼板製造には有利である。

連続焼鈍には種々の冷却方式があり、成分との組み合わせで多種多様な特性を持つ複合組織鋼板が製造される。これを大きく分けると二つのタイプになる。一つは Mn 量の少ない鋼を用い、二相域から水焼入れにより急冷するタイプであり、この場合急冷によつてフェライト中の C の過飽和固溶度が高くなるので、熱的安定性を高める理由から短時間の焼もどしが行われる。もう一つは 1.5% 以上の Mn を含有する鋼を二相域からガスジェット程度の比較的ゆつくりした冷却速度で冷却するタイプである。低 Mn 系の急冷・焼もどしタイプは経済性を、高 Mn 系の徐冷タイプは加工性を重視する立場から開発された。これら複合組織鋼板の製品特性の特徴は以下のとおりである。まず、延性はいずれのタイプも同一強度レベルの従来型高張力鋼板より優れていることは共通している。ただし、後者の方が前者より若干延性は良好である。また、前者は固溶 C を多く残すことができるので 10 kgf/mm² 程度の高い BH 性が得られる。後者は BH 性は低い、降伏比が 0.5 前後と低く、また、加工硬化指数 = n 値が高いという特徴を持つ。前者の降伏比は通常は 0.7 程度であるが、フェライトとマルテンサイトの存在状態を熱サイクルで制御すると 0.6 以下まで下げることができる。最近ではロール冷却や気水冷却など中間的な冷却速度の連続焼鈍法も開発されており、それによつて得られた複合組織鋼板は前述の二つのタイプの中間的な特徴を持つと考えられる。なお、複合組織鋼板では固溶 C が多くても、マルテンサイトの降伏点伸び抑制作用により、常温での時効では降伏点伸びがほとんど回復しない特性を有する。

以上述べたように複合組織鋼板は種々の優れた特性を有しているが、深絞り性が劣ることと高延性の割りには打ち抜き伸びフランジ性の良くないことが改善すべき点と考えられていた。深絞り性を高める方法としては、AIN による再結晶集合組織制御を利用できる高 Mn-Al

キルド鋼を箱焼鈍によつて複合組織化する方法や、箱焼鈍によつてあらかじめ深絞り性を向上させておいてから連続焼鈍により複合組織化する方法が提案されている。連続焼鈍のみで深絞り性を高める方法としては、低 Mn 鋼を熱延で高温巻き取りし、そして水焼入れタイプの連続焼鈍で複合組織化する技術が開発されている。つぎに硬質のマルテンサイトの存在は打ち抜き伸びフランジ性にはマイナスの効果があると考えられており、特に高 Mn 系の徐冷タイプの複合組織鋼板で顕著である。これを改善する方法として、焼もどし処理によりマルテンサイトの硬さを制御したり、マルテンサイトを同じ低温変態生成物であるベイナイトに一部置き換える方法が提案されている。

製鋼から連続焼鈍までの製造条件を組み合わせるにより、引張強さが 35 ~ 80 kgf/mm² の広い範囲にわたり種々の特徴を有する複合組織鋼板が製造されており、用途も外板パネルから内板、構造部材さらに補強部材にまで及んでいる。

インパクトビームなどの補強材に利用されている引張強さ 100 kgf/mm² 以上の超高張力鋼板は連続焼鈍によつて安定して製造できるようになった。引張強さ 100 kgf/mm² 級の製造方法として、C-Mn 鋼を用い、フェライトとオーステナイト二相域から水焼入れしフェライト中に体積率にして 60% 程度のマルテンサイトを導入する方法、高 Mn 鋼を用い、オーステナイト単相域からガスジェット冷却しフェライトとベイナイトの混合組織とする方法、Ti を添加して再結晶温度をフェライトとオーステナイトの二相域にまで高めた 2.0% Mn 鋼を再結晶温度直下に加熱した後、ガスジェット冷却して組織を未再結晶フェライト+微細 TiC+マルテンサイトとし、加工強化+析出強化+変態強化の組み合わせにより高強度を確保する方法が開発された。これらの方法による鋼板は引張強さ 100 kgf/mm² に対し全伸びは 10% 以上で良好な強度-延性バランスを有している。また、マルテンサイト単相鋼により引張強さ 150 kgf/mm² の超高張力鋼板も実用化された。

これまで述べた各種高張力冷延鋼板の引張強さ-全伸びの関係を図 5.3.4 に示す。

我が国において高張力冷延鋼板の開発が始められてから 10 年を経過し、製造技術や製品の性能は飛躍的に向上した。今後は、さらに新しい機能を有する新製品の開発や製鋼から焼鈍までの製造条件の最適化による製造コストの低減が課題となろう。

(c) その他の冷延鋼板

その他の冷延鋼板の分野では、特別の機能を有する製品に対して著しい進歩があつた。

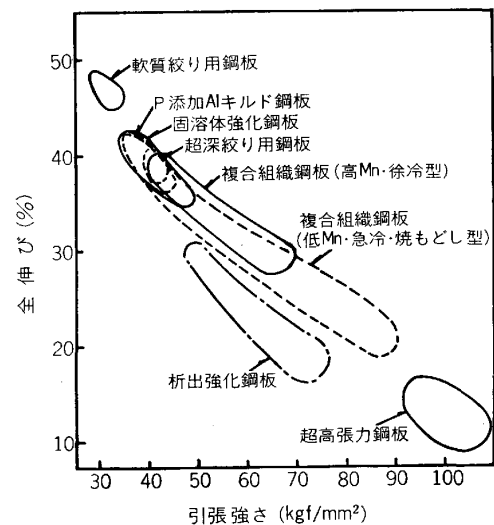


図 5.3.4 各種高張力冷延鋼板の引張強さ-全伸びバランス

従来ほうろう用冷延鋼板としては、リムド鋼の脱炭焼鈍材が広く用いられてきたが、連铸適用鋼種拡大を目的として、連铸可能ほうろう用鋼板の開発が課題となつた。従来鋼が優れた耐つま飛び性を有するのは、冷間圧延によつて酸化物系介在物などに微小なポイドが生じ、そこが焼成中に侵入した水素の吸蔵場所として働くためである。

連铸可能なほうろう用鋼種として、極低 C-Ti キルド鋼、極低 C-B 添加鋼、極低 C-B-N 添加鋼などが開発された。これらの鋼の耐つま飛び性が優れている理由については、まだ十分に明らかにされていない。

カラーテレビのブラウン管の中にはフォトエッチング加工により、無数の小孔を開けたシャドーマスクが内蔵されている。これまでシャドーマスク用素材としてはリムド鋼脱炭焼鈍材が用いられていたが、プレス成形性や介在物によるエッチング不良に問題があつた。Al キルド鋼の脱炭焼鈍材によりこれらの問題が解決され、品質の優れたシャドーマスク素材が開発された。

(3) 表面処理原板

1978 年に発効したカナダコードに代表されるように自動車の耐久性に対する規制は年々厳しくなり、自動車工業にとつて防錆対策が最も重要な課題の一つになつた。これに伴い表面処理鋼板の使用量は拡大の一途にある。また、軽量化のために高張力鋼板を使用する場合には、必然的に板厚の減少を伴うため車体防錆はいつそう重要となり、表面処理を施した高張力鋼板の要望も高まっている。

自動車用表面処理鋼板として使用されるのは、電気 Zn めつき鋼板および溶融 Zn めつき鋼板、そしてこれ

らの合金化処理鋼板、最近開発された電気めつきによる一層あるいは多層の Zn 系合金めつき鋼板、またジクロメタルなどの溶接可能塗装鋼板などであり、これらの鋼板には単に耐食性だけでなく、強度、加工性、溶接性などに対しても高度の要求が課せられている。本項においてはこれら表面処理鋼板の下地鋼板の材料特性に焦点を合わせて最近の進歩を概説する。

電気めつき鋼板や塗装鋼板には通常の工程で製造された冷延鋼板や熱延鋼板が下地として使用され、表面処理時に過度の熱処理を受けないので、一部の特殊なものを除いて下地の鋼板の機械的性質がそのまま受け継がれる。このため、深絞り用軟質鋼板や高張力鋼板を下地とすることにより、それぞれの特性を有する表面処理鋼板が容易に製造できる。

それに対し、ライン内焼鈍方式の連続溶融 Zn めつきラインで溶融 Zn めつき鋼板や合金化溶融 Zn めつき鋼板を製造する場合、通常の鋼板と同等の性質を得るには成分、熱延条件および焼鈍条件の最適化とともに、用途によつては箱焼鈍などの前処理や過時効処理などの後処理を行う必要がある。

連続溶融 Zn めつきラインでは、鋼板は急速加熱、短時間焼鈍に加えて、Zn めつき後急冷の熱サイクルを受けるため、硬質で深絞り性が低く、さらに耐時効性が劣るといった問題があった。そこで、まず軟質化と深絞り性の改善のためには、高温巻き取りの採用やあらかじめ箱焼鈍を行う方法が実用化された。また、残留固溶 C 量を少なくし耐時効性を向上させるため、めつき後箱焼鈍で過時効処理を行う技術が開発され、その後インライン過時効処理技術が実現した。過時効処理なしでも非時効性を有し、しかも高深絞り性を示す鋼板として、C を極めて低くしてから Ti または Nb を添加する IF 鋼が利用されるようになった。このような種々の技術の組み合わせによつて通常の深絞り用軟質鋼板と同等の特性を持つ溶融 Zn めつき鋼板が製造可能となった。

高強度化には Si, Mn, P などの添加による固溶体強化、Nb, Ti, V などの添加による析出強化、冷却条件に見合った Mn, Cr などの合金元素の添加による変態組織強化が利用される。

ところで、Zn の密着性に対しては Si, Mn などが悪影響をおよぼし、また、合金化処理に対しては P, Si はこれを抑制し、Ti は促進することが知られており、目標の強度を得るための成分設計に際しては、それぞれの元素のめつき特性を考慮しさらにスポット溶接性や加工性も加味して、元素の種類や添加量が決められる。

引張強さ 35~40 kgf/mm² 級の深絞り用鋼板は P 添加鋼の前焼鈍材、極低 C-P-B 添加鋼、低 C-P 添加鋼

の高温巻き取り材などで製造される。固溶 C の残存は高張力鋼板の場合は BH 性の向上に利用できる。また、超深絞り用高張力鋼板は IF 鋼に Zn めつき層の密着性や Fe-Zn 合金化反応を阻害しない範囲で Mn, P などの固溶体強化元素を添加することにより製造される。また、引張強さ 45 kgf/mm² 級以上は析出強化鋼や Mn を 2.0% 以上あるいは Mn を 1.6%, Cr を 0.3% 添加した複合組織鋼板が開発されている。

今後さらに表面処理鋼板の需要は高まるとともに使用条件はますます多様化、苛酷化するであろう。これに伴いさらに優れた耐食性を有し、加工性はもちろんのことプレス時の耐めつき剥離性やスポット溶接性など総合使用特性の優れた表面処理鋼板の開発が続けられるであろう。

つぎにぶりき素材に関しては、連続铸造による高纯净度 DI 缶用素材および連続焼鈍による軟質ぶりき素材の製造技術の開発が注目される。DI 缶加工時に問題となるのは主にフランジ割れであり、これは 50~150 μm という非常に小さい介在物が原因となることから、転炉から連続铸造に至るまでの徹底した介在物低減対策が図られ、連铸鋼による高品位の DI 缶用素材製造技術が確立された。

また、従来タイプのぶりき原板用連続焼鈍では軟質ぶりきの製造は難しかつたが、過時効処理のできる連続焼鈍技術の実用化により、これが容易となり、連続焼鈍による T₁ から T₆ に至る全温度度のぶりき原板の製造技術が開発された。

5.3.5 鋼 管

(1) 概況

わが国における最近の鋼管の製造技術の進歩には、著しいものがある。まず素材としては、炉外製錬と連続铸造とによる鋼片製造技術が確立され、清浄でかつ均一な材料が安定して得られるようになり、一般の鋼管の品質の向上はもとより厳しい環境に耐える高級鋼管の製造に大きく貢献した。また、新技術を駆使した各種の製管設備が、ちようどりプレス時期ともあいまつて、継目無鋼管・溶接鋼管ともに数多く稼働を開始した。主要なミルを挙げれば、マンネスマン・プラグミル方式においては、新しい穿孔方式としてプレス穿孔や交叉穿孔などが実用化され、従前の穿孔上の諸問題を著しく改善した。ERW 方式においては、製造可能最大外径が従来の 20 から 26 インチまで拡大されるとともに、ホット・コイルの品質の進歩、溶接の入熱制御技術の導入、溶接部の後熱処理の改善などによつて API-X-70 級まで多量に生産されるようになった。UO 方式においても、従前の

肉厚限界, 溶接速度, 溶接品質を著しく向上させた。

(2) 配管用鋼管 (ラインパイプ)

昭和 50 年代もひき続き, 石油, 天然ガス資源の開発が世界的規模で進められ, その開発地域はさらに気象条件の苛酷な寒冷地や水深の大きい海洋におよんできた。また発見された資源を中継地や消費地まで輸送するためのプロジェクトがつぎつぎに具体化し, 大径, 厚肉, 高強度, 高靱性のラインパイプがいつそう求められるようになったほか, 腐食性物質を含むサワーガス (オイル) 用の耐食性ラインパイプが新たに必要とされるようになった。寒冷地における大プロジェクトとしては, 西シベリアの天然ガスを欧州まで運ぶ 4500 km の長大パイプラインがある。このラインは効率的かつ大量に輸送することを目的とした典型的なパイプラインで, 56 インチ口径で X70 の高靱性大径鋼管が大量に使用され日本からも輸出された。ソ連では輸送圧力を 75 atm からさらに 100 atm にあげて高圧操業することを計画しており, X80 相当もしくはそれ以上の鋼管が使用されるという。

海底配管用パイプラインも北海, 地中海, 中近東, タイ沖, インド沖およびオーストラリア西北部などに続々と敷設され, 敷設水深もしだいに深くなつて高強度で T/D (管厚/管径) の大きい鋼管が使われるようになった。北海 (水深 150 m) では T/D が 2~3% であるのに対し, ノルウェー沖 (水深 300 m) では 3.5%, 地中海のシシリー海峡 (水深 600 m) では 5% (管径 20 インチ, 管厚 25.4 mm) となり, いずれも X65 の厚肉管が使われている。さらに水深 2000 m に敷設するパイプラインが計画されており, 管に対する要求はますます厳しくなることが予想される。また, 石油の二次, 三次回収技術が進歩し, 海水, CO_2 , 天然ガスを高い圧力で注入することが行われるようになったが, これら流体を輸送するラインにも厚肉の高強度高靱性鋼管が使われることが多い。アラスカの海水注入プロジェクトには X70

の 35 mm 厚肉管が使われた。こうした高強度化の動きに対し, 圧延ままの素材が使用できる X80 の規格化が, 現在 API で進められている。昭和 50 年代に入つて, 寒冷地用などの鋼管に要求される破壊靱性値は表 5.3.4 に示すように特に天然ガスラインに対して厳しくなつてきた。脆性破壊防止のための低破面遷移温度はともかくとして, 大径高圧ガスラインには不安定延性破壊の問題から高いシャルピー吸収エネルギーが必要であることが, バッテル研究所などの実管破壊試験による研究によつて明らかとなつてきたためである。

こうしたラインパイプに対する厳しい要求に対し, 日本の鋼管メーカーは, 設備, 素材および鋼管の製造技術, 基礎研究および利用技術などあらゆる面にわたつて多大の努力を払い, 世界のラインパイプの供給基地としての役割を果たしてきた。これらのおもな成果を以下に記す。

大きな成果の一つに, 1972 年のアラビア湾海底ラインでの H_2S 含有原油による破壊事故を契機に始まつた耐食性ラインパイプの開発がある。 H_2S や CO_2 を含む天然ガス (石油) 中に水分が含まれると鋼中に水素が浸入し, HIC (水素誘起割れ) や SSCC (硫化物応力腐食割れ) を生じることが明らかとなり, その発生機構, 評価法, 防止法について基礎, 製造両面から検討がなされた。HIC の判定法としては BP 試験法 (のちに NACE TM-02-84 として制定された) が, 一般的でさらに苛酷な環境下では NACE 溶液が使用されている。HIC の防止法として, Cu 添加が水素の浸入を押さえるのに有効で ($\text{PH} > 4$), 一方, 鋼の限界水素濃度を高めるために ① HIC 起点の制御 ② 低温変態生成物の除去 ③ 組織の均一化が必要であることがわかつてきた。

ラインパイプに要求される諸特性に対応する製造技術のおもな成果として製鋼技術面では ① Ca 処理による介在物形態制御技術の確立 ② 低 C, 低 P, 低 S, 低 O_2 溶

表 5.3.4 要求破壊靱性値の変遷 (横方向)

年度	パイプライン使用地域 (輸送流体)	パイプグレード	母材のシャルピー要求値		他のシャルピー要求	D W T T		備 考
			試験温度 (°C)	吸収エネルギー (J)		試験温度 (°C)	延性破面率 (%)	
1970	アラスカ (石油)	X65 (X60, X70)	-10	≥ 34 (鋼板)	HAZ, Weld	—	—	SAW 鋼管
1972	北海 (石油)	X65	-10	≥ 61	HAZ, Weld	—	—	"
1973	北海 (石油)	X65	-10	≥ 61	HAZ, Weld	0	≥ 75	"
1975	アラスカ (天然ガス)	X65	-24	≥ 68	HAZ, Weld	-24	≥ 75	"
1977	ソ連 (天然ガス)	X70	-20	≥ 63	Weld	-20	≥ 85	"
1978	カナダ (天然ガス)	X70	C_v^{100}	≥ 68	HAZ, Weld	-20	≥ 60	実現せず
1980	北海 (天然ガス)	X65	-10	≥ 109	HAZ, Weld	-10	≥ 65	SAW 鋼管
1983	米国 (炭酸ガス)	X70	-18	≥ 88	HAZ, Weld	—	—	電縫鋼管
1984	アラスカ (石油)	X65	-46	≥ 27	Weld	0	≥ 40	"

製技術の進歩③連铸スラブの操業技術および品質の向上があり、いずれも耐食性ラインパイプの開発や高エネルギー化に寄与した。素材の圧延技術面では加工熱処理技術の進歩があり、厚板は、① 900~1000°C の低温加熱圧延②二相域圧延の強化③制御圧延後の加速冷却などの技術の改善開発がなされて、均一で微細なフェライト-パーライトもしくはフェライト-低温変態組織を得ることによって X 80 までの強靱性素材の供給が可能となった。特に加速冷却は低炭素当量化、高靱性の面から今後大いに期待されている技術である。熱延でも低温加熱、仕上圧下率の増加、仕上温度の低下、水冷の強化、巻取温度の低下などの圧延技術の改善のほか設備の増強を行って、X 80 までの高強度高靱性の鋼管素材ができるようになった。製管技術面では電縫鋼管の改善が著しい。すなわち成形、溶接、シーム熱処理、NDI などの技術の改善によつて、鋼質および熱延圧延技術の進歩もあいまって高靱性および耐食性ラインパイプ分野への進出が見られ、現にアラスカの寒冷地で使用開始されている。(表 5.3.4 参照)。UO 鋼管では、厚肉化のための設備更新、増強を行つて X 70 の管厚 38mm の厚肉管の製造ができるようになったほか、多電極化による溶接能率の向上および MIG 溶接法の採用、多層盛溶接、溶接材料の改良等による溶接部靱性の向上が図られた。継目無鋼管では、直接焼入れの採用による熱処理工程の簡略化と焼入性の向上がある。材質面では、高溶接性、高靱性の要求に対し順次低 C、低炭素当量化、低 P_{CM} 化が図られたが基本的には Nb, V, Ti, などの析出硬化元素を主体にした成分系が用いられている。しかし最近、厚板素材でボロンの焼入性を利用した極低炭素ペーナイト鋼が開発され、0.02% C の低 C でも X 65~X 80 の高強度高靱性を有し溶接性にも優れているということで注目を浴びている。

最後に、日本鉄鋼 5 社からなる HLP 委員会(鉄鋼協会高級ラインパイプ共同研究会)において、不安定延性破壊に関して、空気(釜石試験)と二相天然ガス(BGC(英国ガス公社)に試験を委託)による大がかりな実管破壊試験を実施し、破壊を停止するために必要なエネルギーを求め、一部の関係者から有害とされていたセパレーションが無害であることを証明したこと、さらに耐食性ラインパイプに関してより合理的な HIC の評価法を追究するために昭和 59 年より 2 年間にわたり実管曝露試験を行う予定であることを付記しておく。

(3) ボイラ・熱交換器用鋼管

(a) ボイラ用鋼管

火力発電ボイラについては昭和 50 年前後に 1000 MW のピークに達して以来、その大容量化は鈍化し、む

しろ、環境対策技術、中間負荷運用技術などの新しい技術改善が進められてきた。したがつてその使用材料については、基本的には大きな変化はみられない。ただ高 Mn 鋼の高強度鋼管が STB52 として規格化され(昭和 53 年)広く使用されるようになり、また Cr-Mo 低合金鋼電縫鋼管も STBA22 までが JIS で規格化された(昭和 53 年)。9Cr 系ボイラ材については、各種の鋼種が検討され実用化されようとしている。これらは STBA 26 (9Cr-1Mo) に対して Mo を 1% 増加させた 9Cr-2Mo 鋼や、1~2% Mo に Nb, V あるいは N を添加した高強度鋼で、2¹/₄Cr-1Mo 鋼に比し許容引張応力値の著しく高いものが開発され、経済的な設計が可能となった。このうち、9Cr-2Mo 鋼については主としてボイラの再熱器管として使用されており、火力技術基準にも④ STBA27 として基準化された(昭和 58 年)。また、これらの材料は原子力 FBR 用熱交材への適用も検討されている。過熱器管等に使用されるステンレス鋼管については管内面における水蒸気酸化、管外面でのアルカリおよびバナジウムによる高温腐食が問題となつている。水蒸気酸化対策としては、細粒の 347H 鋼の採用、内面のショットブラスト処理等が実施されており、高温腐食に対しては規格鋼種のなかで比較的耐食性の優れている 347H 鋼の採用が行われており、さらに各種の表面処理鋼管の実用化も検討されている。ステンレス鋼の高強度化については、海外ではすでに各種の材料がスーパーアロイとして開発されているが国内においても、Nb, V の微量添加による強度向上、25Cr-20Ni 鋼、32Ni-22Cr 鋼の改良による強度および耐食性の向上等の改善がなされつつある。特にボイラにおいては、エネルギーの有効利用を目的として、超高温高圧化への移行が検討されている。すなわち温度レベルを 567°C から 593°C~649°C、圧力を 246 気圧から 316~350 atm へと上昇させることにより、発電効率を向上させることが計画されている。このために新しい材料開発、材料選択が必要となつており、特に温度条件の上昇に伴い、厳しい腐食環境となることが予想され、これらの対策として高 Cr 系材料や二重管、表面処理管の開発が行われている。また配管関係も従来の 2¹/₄Cr-1Mo 鋼から高強度高 Cr 系材料、ステンレス鋼の適用等の検討が必要となつている。

なおボイラ使用燃料については、今後石炭の利用が大幅に進むことが予想される。このため燃焼灰によるエロージョン、コロージョンが問題となる。これらは設計に大きく関連しているが、材料面においても、その挙動が研究されており、プロテクター材を含め対応策が検討されている。特殊ボイラ管として、炉壁管の熱効率向上を図つた内面スパイラル溝付のライフル管の電縫鋼管化や

押出密着二重管などの開発がなされている。

(b) 原子力用鋼管

BWR 用ステンレス配管については、当初 304 材が使用されていたが、溶接熱影響部を中心とした IGSCC (粒界応力腐食割れ) が問題となつた。溶接施工面、水質環境面での改善に加えて、材料面の開発も行われ、粒界の炭化物析出による鋭敏化を防止するために、窒素を適量添加して強度を確保した極低炭素 316 鋼管が開発された。本材料は $C \leq 0.02\%$ 、 $N \leq 0.12\%$ ($C+N \leq 0.13\%$) の 316 材で、十分な強度を確保し、耐 SCC 性の優れた材料として、現在配管材に実用化されている。また PWR の蒸気発生器伝熱管には、72%Ni の NCF 600TB (600 合金) が使用されていたが、さらに耐 SCC などの性能改善を図るために各種熱処理条件および適正成分の検討が行われた。その結果最終工程において、鋭敏化回復のための特殊熱処理を実施することにより粒界の耐食性を改善した TT600 合金が開発され、実機に適用されている。

将来の原子力炉として期待されている FBR 用の熱交換用鋼管として、9Cr 系材料、800 合金等が有力な候補として検討が進められている。

なお原子力用特殊形状管として、溶接箇所をできるだけ少なくした管-継手の一体化部材、湿分離再熱器管としての管の外面にフィン加工を施したローフィンチューブ、各種ステンレス燃料被覆管、燃料集合体ラップ管なども開発実用化が進められている。

(c) 化学工業用熱交換用鋼管

石油化学、石油精製等で用いられる材料には、各種の化学反応部材として使用される耐熱鋼、耐食鋼 (例えば耐ポリチオン酸鋼: 321, 347 改善鋼) 以外に海水、工業用水などの熱交換用に各種のステンレス鋼管が開発されている。これらは、オーステナイト系、二相系、フェライト系ステンレス鋼管に大別される。オーステナイト系については 4~6%Mo 添加、Si 添加、N 添加等により耐すきま腐食性の向上が図られている。フェライト系については 25~30%Cr 材に Mo, Ni を添加した系列と、17~19%Cr 材に Mo, Nb, Ti を添加した系列に分けられる。これらはいずれも、C および N を極度に低減し、高靱性化を図つたもので、高純度フェライト鋼と呼ばれ、VOD などによる真空取鋼精錬技術の向上により製造が容易になつたもので、今後の用途の拡大が期待される。

(4) 機械構造用鋼管

機械構造用鋼管は、自動車用、建設機械用、産業機械用など用途が広範囲にわたっており、使用目的に応じて熱間仕上継目無鋼管、電縫鋼管、冷間仕上継目無鋼管、冷間仕上電縫鋼管などが使用されている。

(a) 自動車用鋼管

この 10 年間の鋼管需要は、自動車生産台数の増加とともに拡大されてきたが、最近の軽量化や FF 方式の本格的採用にともない鋼管使用原単位量は減少傾向にある。軽量化の代表例としては、丸棒からの代替としての各種シャフト類 (ステアリングシャフト、バルブロッカーアームシャフト、カムシャフト) の中空化が進められている。また FF 方式の採用により等速ジョイント、ドライブシャフトなどが、新たに開発され使用されている。なかでも FF 車における中空ドライブシャフトは、自動車の性能向上の見地から開発され、鋼管が採用されている。現在使用されている鋼管製ドライブシャフトには、加締方式、摩擦圧接方式、一体成形方式があり、鋼管製造上のポイントは各々の方式で異なるが、特に一体成形方式では、静的強度のみならず、成形加工性、切削性、焼入性、疲労特性を兼ねそなえた鋼管が要求されている。自動車業界で積極的に推進されている VA 活動の一環として、強靱鋼、肌焼鋼などの中空体の鋼管化が検討されており、成形加工方法の進歩および鋼管製造技術の向上により今後鋼管の需要が期待される。また自動車用に限らず、各種の機械部品に使用されている軸受鋼は、耐摩耗性、耐衝撃性をはじめ長寿命化の点から内質の向上が図られ、特に清浄鋼の製造面では、最近著しく進歩した。今後、鋼管精度の向上により取り代減少などの VA が進み、丸棒からの代替を含め鋼管の需要が期待されている。

(b) 建設機械用、産業機械用鋼管

最近の建設機械の大型化にともない軽量で高強度の鋼管 (80~100 kgf/mm²) がブーム材あるいはステム材として広く使用されている。また建設機械用には、キャタピラブッシュに Cr-Mo 鋼が主として使用されていたが、Cr 鋼、Mn 鋼およびボロン添加鋼への切り替えが進んでいる。また継目無鋼管から電縫鋼管への切り替えも検討されはじめている。

建設機械、産業機械に広く使用されている油圧・空圧シリンダー用鋼管は、冷間仕上継目無鋼管あるいは冷間仕上電縫鋼管のホーニング加工が主流であるが、最近では、熱間仕上継目無鋼管あるいは電縫鋼管を用い、ローラーバニッシングやボールサイジング加工することも行われている。また、空圧シリンダーには、アルミ合金が採用されはじめており、低圧ラインの非鉄化 (軽量、高耐食性) が併行して進んでいる。マイクロコンピュータ内蔵 NC、精密サーボ機構組み込みの加工機械類には、非磁性ステンレス鋼管などが精密作動のため、使われる動きもある。

新しい分野として、プラスチックの射出成型機に使用

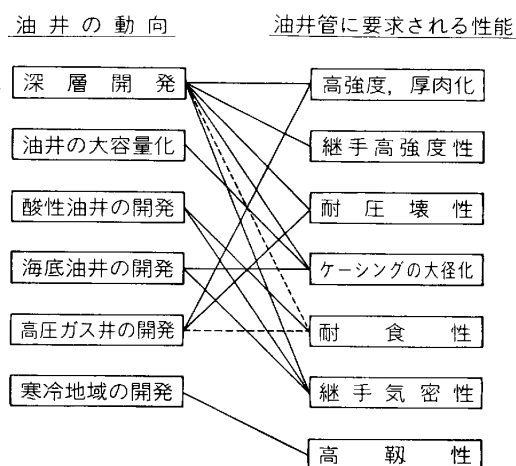


図 5.3.5 最近の油井の動向と油井管に要求される性能

される超高压用のシリンダーに、丸棒の削り出しから極厚鋼管の採用による加工工数の減少、歩留向上の VA が検討されている。

(5) 油井用鋼管

この 10 年間の油井管の動向は、大きく変化した。API 規格品の需要増加はもとより、特殊用途の Non-API 製品の使用が増加しており、その品質設計、製造、評価試験などに関する研究が活発である。油井の最近の動向を図 5.3.5 に示す。

(a) 高強度油井管

15000 フィートを越える深井戸化に伴い、最小降伏強さが 87.9 kgf/mm² (125 ksi) あるいは 105.4 kgf/mm² (150 ksi) のものが使用されるようになった。Cr-Mo-V 系の低合金鋼を焼入れ、焼もどしして製造されるが、靱性を低下さすことなく、また水素による遅れ破壊に留意して製造される。

(b) ハイコラプスケーシング

ソルトゾーンなどの複雑な地層がある場所では、土圧の外部圧壊に強いケーシングが要求され、API 規格より高いコラプス性能を有するものが使用される。コラプス強度を高めるために真円度、偏肉等の寸法精度を高め、降伏強さのばらつきを少なくして比例限を高め、残留応力の管理を十分に行い製造される。

(c) 耐サワー用油井管

湿潤 H₂S ガスを含む環境では、SSCC (硫化物応力腐食割れ) が問題となる。SSCC は、材料の強度が高くなると起こりやすく、また組織にも影響される。このため化学成分は、AISI4130 系が主に選定され、焼入れ・焼もどしにより製造される。高温焼もどしが好ましく硬度管理を厳密に行い、通常ロックウェル C (HRC) 22~25 のものが使用される。管肉厚は厚いものでは 2 インチ近くのものがあるので、管断面の硬度ばらつきを少なくす

る配慮が必要である。材料は焼入特性が良く、また P, S 等不純物の少ない清浄鋼を選定する必要がある。SSCC 特性の評価法として、NACE 引張りタイプ、2 ホール曲げタイプ (シェルタイプ)、DCB, C リング法など各種のものがある。これらは実験室における加速試験であるが、実井戸を想定した実管 SSCC 試験も一部客先より要求されるようになった。

(d) 耐 CO₂ 腐食用油井管

湿潤 CO₂ ガス環境下では、塩素イオン (Cl⁻) との共存下ではげしく腐食がおこる可能性がある。腐食の形態は、全面腐食 (General Corrosion)、孔食 (Pitting Corrosion)、あるいはすき間腐食 (Crevice Corrosion) があり、温度および圧力の負荷条件によつては Cl⁻ による CSCC (塩化物応力腐食割れ) が生ずる。CO₂ 腐食はインヒビターの使用で防止されるが、高温ではその効果がなくなることや処理の手間が大幅にかかるので、材料面での配慮の必要性が多くなっている。これら腐食に対しては、Cr が効果があり、9Cr-1Mo 鋼や 13Cr 鋼 (AISI420 系) および 22~25Cr 鋼 (二相ステンレス鋼) が材料として使用される。9Cr-1Mo 鋼および 13Cr 鋼は、耐 SSCC 性能が低いので、H₂S が存在する井戸には原則として使用すべきではないが、実井戸には若干の H₂S の存在が予想されるので、耐 SSCC 性能をできるだけ向上させるため、熱処理は焼入れ・焼もどしを行い、均一な焼もどしマルテンサイトが得られるようにし、最大硬さをロックウェル C (HRC) 22~24 に抑えて使用される。一方、二相ステンレス鋼は、22~25% Cr, 5.5~7.0% Ni, 2.5~3.5% Mo が代表的で、比較的高温環境や H₂S が少量併存する場合に使用される。しかし、熱処理だけでは強度確保が期待できないので、冷間加工 (冷間抽伸あるいは冷間圧延) により最小降伏強さが 71.3~98.4 kgf/mm² (110~140 ksi) になるように仕上げられる。耐食性の評価試験は、CO₂, Cl⁻ 濃度、温度、圧力の条件の組み合わせで各種行われている。

(e) 耐 H₂S, CO₂, Cl⁻ 用油井管

H₂S, CO₂ および Cl⁻ が存在する環境で使用されるものとして、Ni-Cr-Mo を多量に含有する高 Ni 系合金がある。ハステロイ C-276 が代表的であるが、経済的な制約により最近では、通常 Cr18~20% 以上、Ni20~25% 以上、Mo3% 以上の Ni+Cr+Mo が 50~80% のものが注目されている。組織はオーステナイト単相であり、熱間変形抵抗が高いので、主に押出法により製造される。材料の溶製は、近年開発された各種取鍋精錬法や特殊溶解法が適用されている。二相ステンレス鋼と同じく熱処理だけでは十分な強度が得られないので、冷間加工で仕上げられる。最近熱処理 (時効処理) で強度を

確保する材料として、先述の材料をベースに Nb あるいは Ti を添加した析出強化型材料も開発されている。高 Ni 系合金の強度レベルは、成分系によりいろいろあるが、通常最小降伏強さが、 $66.8 \sim 105.4 \text{ kgf/mm}^2$ ($95 \sim 150 \text{ ksi}$) が使用されている。腐食試験はオートクレーブを使用し実環境に近いシュミレーションテストが行われるが、このような実験室的な方法のほかに実管テストによる大規模な試験も望まれる。

(f) ドリルパイプ

最近ツールジョイントを管両端にウェルドオンして使用される場合がほとんどである。ドリルパイプもケーシング、チュービングと同様、高強度や耐食性を要求されるケースが現れはじめた。またその用途から腐食疲労が問題となるので、使用環境としてのマッドの pH、食塩濃度、温度等を変え、本体部はもとより圧接部およびその近傍についての調査がなされている。また寿命延長やマッドの流れをスムーズにするためエポキシ系やフェノール系の内面コーティングを行うものが増加している。

油井管としての重要な性能のもう一つの側面は、継手部の気密性、耐ゴリング性および耐食性である。すなわち、特殊油井管には特殊継手を伴うケースが多い。また全体的にみて、製鋼、圧延技術の進歩、熱処理技術の改善、アプセット加工を中心とした精整の設備技術、加工技術の進歩があり、管の品質保証体制の強化とあいまって、より一層の高級化が達成されつつある。また、石油の二、三次回収や地熱開発、さらにはオイルサンド、オイルシェールの開発にも、これらの新しい技術の適用が大いに期待されている。

(6) 塗覆装鋼管

(a) ポリエチレン被覆鋼管

ポリエチレン被覆鋼管は、地下埋設都市ガス輸送用鋼管の外面防食として、昭和 47 年、製品化され、53 年、JIS G 3469 として制定され、従来より使用されていたアスファルト塗覆装に完全に置き換わった。また、ケーブル保護管の防食としても 51 年より採用され、我が国における、地下埋設鋼管の防食としての主流を占めている。

(i) 保護層付二層タイプ

クロスヘッドダイで製造され、小中径管が主体である。ライトグリーン色の防食層ポリエチレンの外側には、ナチュラルのポリエチレンが保護層として被覆されている。アンダーコートとして、アスファルト、ブチルゴム等よりなる粘着剤を使用しており、接着強度は比較的低い ($3 \sim 10 \text{ kg/cm}$)、耐食性は良好であり、現在、わが国で使用されているポリエチレン被覆鋼管の大半を

占めている。最大外径 32 インチまで製造される。

(ii) 接着一層タイプ

接着性を付与した変性ポリエチレンを接着剤として使用し、Tダイ、クロスヘッドダイで被覆される。ポリエチレンの接着強度は $5 \sim 20 \text{ kg/cm}$ と非常に高く、また $-30 \sim 80^\circ\text{C}$ の広い温度範囲で使用され、寒冷地、熱帯地の厳しい環境のパイプラインの防食としても使用されている。Tダイによる最大外径は 64 インチである。従来は輸出が主体であったが、最近では国内の、ネジ接続やメカニカル接続される小径管および水道用大径管の防食として使用されている。

(b) エポキシ粉体塗装鋼管

ガス輸送圧力の増大化によるラインパイプの温度上昇や高温地域のラインパイプ用としての防食法に、耐熱性の良好なエポキシ粉体塗装が用いられてきた。外国では早くから使用されていたが、わが国においても、数年前に製造体制が確立された。鋼管表面の前処理に改良を加え、諸外国のものに比べて一段と耐食性の良好な製品が製造できるようになった。

(c) 水道用ポリエチレン粉体ライニング鋼管

水道用亜鉛めつき鋼管の白濁、赤水の発生に端を発し、耐久性に優れ、衛生上も良好な内面ポリエチレン粉体ライニング鋼管が開発された。当鋼管は主として給水用小径管 ($1/2 \sim 3$ インチ) として広く使用され、昭和 57 年 JWWA 規格として制定された。

5.3.6 線材および線

線材製品は自動車部品を中心に建設機械、産業機械、家電、事務機器などの部品さらに釘、針金、金網など生活に密着した製品として、きわめて広範囲な用途に使用されている。このため、線材は他の鋼材に比較して、鋼種、加工工程、要求品質とも非常に多様なものとなっている。

線材をとりまく環境は 1973 年のオイルショックを契機として大きく変化し、需要は低迷を続けている。今後も中進国の生産能力、技術力の拡大、国内財政事情の悪化に伴う公共事業の抑制、自動車、家電産業など大手需要部門の伸びの鈍化、新素材などの競合材料の進出などいつそう厳しさが増すなかで、その量的拡大は期待できない状況にある。

また質的にも大きな変革期を迎えており、従来の製品特性の改善、向上に加え、新製品の開発など高級化が進められる一方、需要家における加工工程の合理化を可能とする製品、技術が求められ、その開発が進められている。

以下に代表的な線材製品、9 品種のこれまでの進歩の

事例と将来動向について述べる。

(1) 普通線材

従来普通線材は、造塊リムド鋼、キャップド鋼により製造されてきたが、溶鋼の脱酸技術と連铸技術の進歩により、連铸鋼によるリムド代替鋼が開発、実用化された。リムド代替鋼の一例としては、弱脱酸された溶鋼を連铸铸型内で電磁攪拌により攪拌し、気泡、脱酸生成物を強制的に浮上させ、これにより表面、皮下品質ともに優れた鋼が製造されている。このリムド代替鋼はチャージ内の成分、機械的性質のばらつきが少なく伸線性も良好なため、しだいにその用途拡大がはかられつつある。

(2) 特殊線材

(a) PC 用線材

PC 鋼線はパテンティング処理した高炭素鋼線材（ピアノ線材）を、伸線または伸線、より線加工（PC 鋼より線の場合）した後、リラクセーション値を小さくする目的でブルーイングあるいはホットストレッチング処理されて製品となる。JIS ではこの PC 鋼線について、 175 kgf/mm^2 (250 ksi) と 190 kgf/mm^2 (270 ksi) の強度のものを、定めている。

近年構造物の大型化、軽量化ニーズに伴い、 190 kgf/mm^2 を越す高強度のものが要求されており、素材、加工技術の両面から検討、開発が進められている。

また鉛パテンティングの省略を目的として、各種圧延パテンティング法が開発、実用化されているが、現在これらの方法によつて直接熱処理したピアノ線材をそのまま伸線して、PC 鋼線とすることも一部で実施されはじめている。

(b) ACSR 芯線用線材

ACSR (Aluminum Cable Steel Reinforced) は、架空高圧送電線に用いられる鋼芯アルミより線で、この ACSR 用鋼芯線はパテンティング処理した硬鋼線材を伸線、Zn または Al めつきして、あるいは伸線、めつき後より線加工して製作される。

近年架空送電線の大容量化に伴い、鋼芯線の断面の小さい大断面のケーブルが必要となつている。このため成分設計から伸線、めつきなど全工程にわたつて検討が加えられ、 190 kgf/mm^2 級の高強度 Zn めつき鋼芯線が開発され、一部で実用化されはじめている。

(c) 長大橋用鋼線

関門橋を契機として我が国でも長大橋の時代の幕明けを迎え、現在本四連絡橋の建設が本格化している。

長大吊橋のメインケーブルは、その吊構造を支える生命ともいえるもので、素線径約 $5 \text{ mm}\phi$ 、 160 kgf/mm^2 級の引張強さを有する Zn めつきピアノ線を、100 本ほど平行に束ね合わせたパラレルワイヤストランドが使

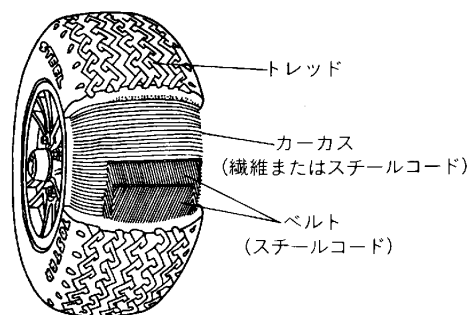


図 5.3.6 スチールラジアルタイヤの構造とスチールコードの使用

(岩田：特殊鋼，32 (1983) 3, p. 38)

用されている。このケーブルには絶えず繰り返し応力がかかるため、その素材は全長にわたり均質かつ優れた機械的性質、表面性状が要求される。したがって、素材供給メーカーは伸線、Zn めつきおよびストランド製作メーカーと一体となつて、高度な品質管理による一貫製造体制を確立し、このメインケーブルの製造を可能としている。

(d) スチールコード用線材

高速道路の発達に伴い高速走行、耐久性に優れるラジアルタイヤ、とくにスチールラジアルタイヤ (図 5.3.6) が、国内外で急速に普及、拡大し、今後もその伸びが見込まれている。

その結果、ラジアルタイヤの補強材に使用されるスチールコードの需要は著しく増大し、現在国内で 1 万 t / 月を越すスチールコード用線材が生産されるに至っている。

スチールコードは、炭素含有量 $0.65 \sim 0.75\%$ の高炭素鋼線材を、パテンティング、伸線を繰り返して、最終熱処理の後プラスめつきを行つて $0.15 \sim 0.4 \text{ mm}\phi$ の極細とし、最後により加工して各種構造のコードに仕上げられる。

したがって、スチールコード用線材は高速 (1000 m/min)、強加工度 (96%) の伸線が可能であるとともに、近年コードの生産性の向上を目的としてより線工程のバンチャー化が進み、その加工条件はいつそう厳しくなつている。特に伸線、より線加工中の断線は、スチールコードの生産性、品質へ大きな影響を及ぼすため、スチールコードメーカーの最重要管理項目となつている。この断線には非延性介在物および中心偏析が大きく影響する。図 5.3.7 に介在物量と断線の関係を示す。

そのため各素材メーカーは、原料選択から铸造に至る製鋼プロセスにおいて、アルミナ系介在物の徹底した生成防止、除去と、その積極的な改質対策 (延性化)、さらに連铸への電磁攪拌の適用による中心偏析の低減をは

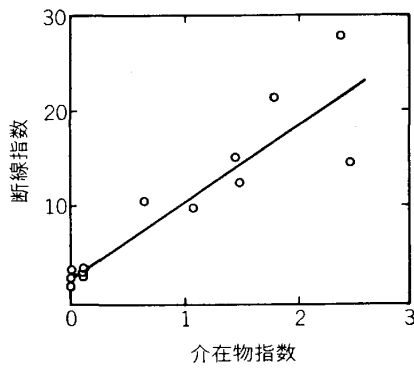


図 5-3-7 介在物指数とより線工程での断線指数の関係
(斎藤ら：神戸製鋼所技報，34 (1984) 2, p. 98)

かっている。その結果清浄性、均質性の良好な素材が製造され、断線レベルは従来にくらべ著しく減少している。

また近年、タイヤの軽量化ニーズからスチールコードの細径化要求が強まり、従来よりも破断強度を 10~20% 向上させた高強度スチールコードが、前述した技術をベースに検討、開発が進められ、バス、トラック用に一部で実用化されはじめている。

(3) 特殊鋼線材

(a) 冷間鍛造用線材

鋼の冷間鍛造は 1960 年以降急速に普及し、現在自動車をはじめ、ねじ、各種機械工業界において、欠くことのできない部品成形方式となっており、冷間鍛造用線材の需要はこの 10 年間に著しく増加した。

冷間鍛造用線材には炭素鋼と低合金鋼が用いられるが、いずれも加工性の面から、変形抵抗が低くかつ変形能の大きいことが要求される。これらの特性に対しては鋼の化学成分、組織、表面疵に加え介在物が大きく影響する。したがって鋼材メーカーは S などの有害元素、介在物、偏析、表面疵などのきわめて少ない高品質の冷間鍛造用線材を得るため、製鋼、圧延から出荷まで一貫した製造、品質管理体制を確立している。図 5-3-8 に低 S 化による冷間圧造性の改善事例を示す。さらに最近自動車メーカーなどから、ゼロディフェクト要求が強まり、その全長にわたり疵保証した線材の開発もおこなわれ、一部で実用化されている。

一方省資源、省エネルギーなど加工工程の合理化、コストダウンの観点から、①高価な Mo の節減を目的とした冷間鍛造用 B 鋼、②焼入れ、球状化焼鈍など熱処理省略を目的とした非調質ボルト用線材、制御圧延・冷却技術による低加工硬化鋼、③伸線工程の省略を目的とした精密圧延線材、④歩留向上を目的とした 38~50 mmφ の超太径線材、⑤冷鍛性と被削性の相反する性質を兼ね備えた鋼などが開発され、徐々に実用化されている。図

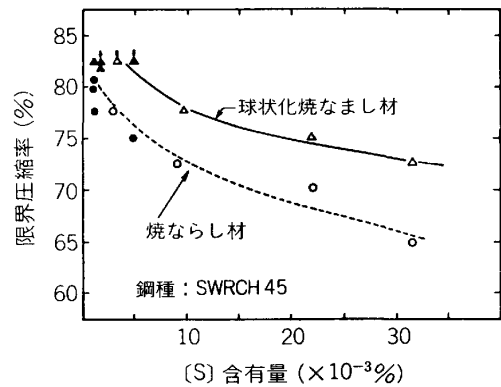


図 5-3-8 [S] 含有量と限界圧縮率の関係
(大西ら：神戸製鋼所技報，31 (1981) 3, p. 56)

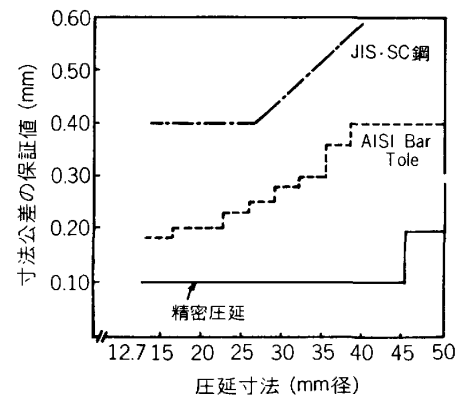


図 5-3-9 精密圧延材の寸法公差の一例
(永井：第 98 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1984), p. 18)

5-3-9 に上記精密圧延材の工程能力例を示す。

(b) 弁ばね用線材

弁ばねはもつとも使用条件が厳しく、この素材には炭素鋼、Cr-V 鋼、Si-Cr 鋼などのオイルテンパー線、およびピアノ線が用いられている。近年自動車のエンジンの高出力化、高回転化などの高性能化に伴い、より高性能な弁ばねが要求されるようになり、最近では、耐疲労性、耐へたり性、耐熱性に優れる Cr-V 鋼や Si-Cr 鋼のような高炭素合金鋼のオイルテンパー線がより多く使用される傾向にある。

このように使用条件が厳しくなるにしたがい、切欠感受性が大きくなり、表面疵、脱炭などの表面欠陥に加え表層部の非延性介在物の低減が、非常に重要な課題となってきた。このため特に製鋼プロセスにおいて、原料の選択や炉外精錬の操業条件の最適化により酸化物系介在物の積極的な低減対策がとられ、耐疲労性のいつその向上、安定化がはかられている。

一方これら高炭素合金鋼線材は焼入性が高いため、圧延中にマルテンサイト、ベイナイトなどの過冷組織が発生しやすく、通常は伸線加工前に焼鈍処理が施される。最近制御圧延・冷却技術を適用し微細で均一な組織とす

ることにより、焼鈍省略可能な線材が開発、実用化されている。

(c) 懸架ばね用線材

乗用車の懸架ばねは乗り心地の向上と軽量化のため、重ね板ばねから巻きばねに移行し、現在さらにその特性向上をめざした改善、開発が進められている。

すなわち、燃費低減を目的とした軽量化ニーズに伴い、近年懸架ばね鋼は Sup 6 から、より強度の高い Sup 7 に切り替えられ最大許容応力 100 kgf/mm^2 のばねが実現した。その後さらに高強度化と耐へたり性の向上をねらった新しい懸架ばね用鋼の検討、開発が進められ、一部で実用化されつつある。

また近年乗用車の FF 化が進むに伴い、その乗り心地改善の面から後輪の荷重変動を小さくする必要性が強まった。このため非線形特性を有するテーパコイルばねがクローズアップされ、現在は主に NC ピーリング法や熱間スエーピング法などで両端を加工したテーパロッドが用いられているが、最近加熱引張り法による新しい技術が開発され、一部で実用化されはじめている。

(4) 溶接ワイヤ用線材

従来被覆アーク溶接棒は、溶接材料の中心的な地位を占めてきたが、溶接作業の自動化が容易で、かつ高能率化がはかれるガスシールド溶接ワイヤが、近年著しく増大してきた。

このガスシールド溶接ワイヤの大部分を占める CO_2 溶接ワイヤについては、特に低価格化と使いやすさの向上要求が、また化工機、海洋構造物などに被覆アーク溶接棒に代わって使用される MIG 溶接ワイヤについては、総合性能のうち機械的性質、耐われ性など溶接継手の品質向上要求が強まっている。この要求を満たすため、これら溶接ワイヤ用素材についても数多くの改善、開発がなされてきた。以下にその代表例を述べる。

まず CO_2 溶接ワイヤについては、その加工コストの低減をはかるため最適成分設計、制御圧延、冷却技術などにより、溶接性をそこなわず伸線性、脱スケール性に優れかつ熱処理省略可能な素材の開発、実用化が進められている。また最近一部で、その連铸鋼化も検討されはじめている。

一方 MIG 溶接ワイヤについては、溶接継手の品質向上面から溶接用鋼板と同様清浄性、均質性の高いものが要求されるようになり、炉外精錬、脱ガスなど最新の製鋼プロセスを駆使して、積極的に P, N などの不純物元素の低減および合金成分の狭幅化をはかり、溶接母材と同等以上の品質を有し、かつ低温靱性、耐溶接われ性などに優れた継手の得られる溶接ワイヤ用素材が開発、実用化されている。

(5) 将来の動向

以上線材および線の代表的な 9 品種について、これまでの技術進歩の動向について述べてきたが、この分野における将来の動向を以下にとりまとめた。

① 炉外精錬を中心とする溶製技術の進歩により、きわめて清浄な鋼の製造が可能となり、これにより鋼材の加工性、疲労特性などが大幅に改善されるであろう。

② 需要家における軽量化のニーズから、鋼材のよりいつそうの高強度化が進むであろう。

③ 主として圧延段階における制御・冷却技術および精密圧延技術の進歩により、二次加工工程（例えば焼鈍、伸線など）を省略しうる鋼材の開発、および用途拡大がさらに進むであろう。

④ 製造技術および検査技術の進歩により、実用的に表面、内部ともに無欠陥の線材または線の製造が可能となるであろう。

5.3.7 ステンレス鋼および耐熱鋼

(1) フェライト系ステンレス鋼

わが国はステンレス鋼の生産量において 1970 年以来世界一を保っているが、その製造技術および性質の改善に関しても精力的に研究がなされてきている。

ステンレス鋼の精錬法として 1970 年代から AOD 法、VOD 法などが主流となり、ステンレス鋼中の C または N の低減が経済的に容易に達成できるようになったためとくにフェライト系ステンレス鋼に関して靱性および耐粒界腐食性の改善がなされた。その結果、フェライト系ステンレス鋼が耐食材料として大きく注目され、その開発および普及に拍車がかかった。新しく開発された鋼種は、一般に C+N 0.04% 以下で、多くの場合 C および N と安定な化合物を形成する Nb または Ti が少量添加されている。それらのうち 12Cr (SUS410L)、17Cr (430LX)、17Cr-1Mo (436L)、18Cr-2Mo (444)、26Cr-1Mo (XM27) および 30Cr-2Mo (447J1) が 1981 年の JIS 改正時に新たに規格化された。国内における研究も、これら鋼種の開発のために、各種合金元素の耐食性、靱性、溶接性などに対する影響に関して詳細に行われ、これら鋼種の最適化学成分および加工・使用上の要点などが明らかにされた。

上記の規格化された鋼種以外では、低 C、低 N の 13Cr 系で、溶接継手の性質を向上させた溶接構造用ステンレス鋼として 12Cr-1.5Mn-0.4Cu が発表され、また 17Cr 系ではやはり 1.5%Mn を含む高靱性の低 C-17Cr-1.5Mn-Ti が開発された。さらに低 C フェライト系ステンレス鋼の靱性向上のために Al の添加が着目され、Nb や Ti とともに複合添加することが試みられた。な

表 5.3.5 耐候性の良い省 Mo フェライト・ステンレス鋼

記号	C	Cr	Mo	Cu	ほか
430 M	≤ 0.02	19~21	—	0.3~0.6	Nb
442 M3	0.017	19.16	—	0.50	Nb
U-4	≤ 0.025	17.5~19.5	0.4~0.7	—	Nb
160	0.015	16.75	—	0.38	Nb
430 ML	0.014	17.27	0.33	0.51	Nb, Ti

お Ti 添加した低 C-17Cr 鋼では SUS430 とは異なるリジリング現象のあることが見出された。一方 SUS 304 並みの耐錆性を有し、加工性、溶接性にもすぐれ、しかも耐食性改善元素である Mo を節約したフェライト系ステンレス鋼が各社で開発された。これらの成分を表 5.3.5 に示すが、化学成分上は、低 C、低 N で 17~19% Cr, 0.4~0.5% Cu, 0~0.5% Mo を含み、これに Nb, Ti などが添加されている。これらの鋼は、Mo を 1% 含む SUS 434 などに代わって、自動車のモールド、その他多くの分野での用途が考えられている。また SUS 444 (18Cr-2Mo) は、温水に対する耐食性、とくに耐応力腐食割れ性や耐すきま腐食性、にすぐれるところから自然循環形太陽熱温水器の集熱板や貯湯槽の缶体材料として、また熱交換チューブとしても利用されるようになったが、それに関連して、集熱特性の研究、厚板用としての靱性の改善の研究などがなされ、とくに靱性のすぐれた厚板用適正化学成分が明らかにされた。また、同鋼の溶接材料としては SUS 316L 系のものが用いられてきたが、耐応力腐食割れ性の点からさらにすぐれている共金系の溶接棒も開発された。なお、SUS 444 の省 Mo タイプとして 21Cr-0.7Mo が提案された。

高耐食性のフェライト系ステンレス鋼としては、前記の 26Cr-1Mo, 30Cr-2Mo に続いて、海水用を目的とした材料として国内では 28Cr-2Mo, 26Cr-4Mo, 25Cr-3Mo-4Ni などの研究が行われたが、高 Cr-高 Mo 系フェライト系ステンレス鋼のわが国における実用化は今後の重要な課題であろう。

一方、従来の SUS 430 に関しても、リジリング改善のための製造法の研究などが引き続き行われたが、さらに、Al を 0.1% 程度以下添加した場合の品質および適正製造条件に関する研究がなされた。Al 添加の効果としては成形性の向上および熱間圧延後の焼鈍時間の短縮などが挙げられている。

(2) オーステナイト系ステンレス鋼

オーステナイト系ステンレス鋼に関しては、耐食性をはじめ、強度、深絞り性、被削性などに関し研究がなされ、新鋼種も多く発表された。

耐食性上は、合金元素としての N の効果がとくに注目された。N は古くから耐力上昇の目的でオーステナイト系ステンレス鋼に合金されていたが、その後その耐孔食性の改善効果が見出され、またオーステナイト形成能を有することから Ni の代替元素として注目され、わが国でも 25Cr-12Ni 系で Mo を 0.8~2.5% 含む N 添加鋼が開発されていた。その後 N の添加が、一般耐食性、耐孔食性のすぐれる既存の高 Mo 系オーステナイト・ステンレス鋼にも適用されるようになり、N 添加の低 C-20Cr-22~25Ni-4.5~6Mo などが開発された。また、汎用の耐食ステンレス鋼として用いられている SUS 316 に匹敵する耐食性を有し、しかも Mo 量を節約した省資源オーステナイト・ステンレス鋼の開発に関する研究がなされ、その結果、Mo 含有量を 1% 以下に抑えたもの、さらに Cu を 2~3% 添加した 18Cr-8Ni 鋼が発表され、また耐孔食性改善のために N 添加、Mn 低減、S 低減などが行われた。また、中性の塩化物含有環境における耐応力腐食割れ性に対する合金元素として、Cu の効果が再び着目され、新鋼種が発表された。さらに、ステンレス鋼の濃硝酸に対する耐食性が劣ることから、その改善のために Si を多量添加した低 C-17Cr-14Ni-4Si や Cr を多く含む低 C-25Cr-20Ni などが開発されたが、さらに Si 量を増し、Cr 量を逆に低減した 11Cr-16.5Ni-6Si-Zr-Ti が耐濃硝酸材料として発表された。

以上のほか、溶接部の耐食性改善のために C 量を 0.02~0.03% 以下とし、しかもそのための強度低下を N の添加によつて補つた鋼種が開発されている。一つは、鉄道車両用ステンレス鋼としての SUS 301 を改良した低 C-17Cr-7Ni-N, 低 C-17Cr-7Ni-N-Nb や SUS201 の C 量を低減したもので、他方は沸騰水形原子炉配管の溶接部の粒界応力腐食割れを防止した、C 0.02% 以下で N を 0.12% 以下添加した 18Cr-8Ni および 17Cr-12Ni-2Mo 鋼である。とくに Mo を含む鋼が高温水中でのこの種の応力腐食割れに対して抵抗のあることが見出されている。同様の目的のために、SUS 347 の C および Si を低減して溶接性を向上させた改良鋼種も開発されている。なお、Ni-15Cr-8Fe 合金の高温純水中における耐粒界応力腐食割れ性改善のために各種合金元素および熱処理の影響に関しても深く研究され、溶接部の性質を改善した合金も開発されている。

オーステナイト系ステンレス鋼における強度向上の面では、前述のとおり耐力上昇のために N の添加が古くから実施されていたが、その後 N とともに Nb または V などとの複合添加が研究され、実用材料にも適用されてきている。JIS には 1981 年に従来のオーステナイト系ス

表 5.3.6 深絞り用 Cu 添加オーステナイト・ステンレス鋼

記号	C	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	Mo	(%)
304UD	0.12	0.51	1.08	7.23	14.05	2.00	添加	
27A	0.06	0.70	1.50	6.50	17.60	2.00	—	
304M2	0.018	1.45	1.88	7.59	16.45	1.86	—	
D-6	≤0.03	≤1	≤2	6~9	15~16	1.5~3	0.15~0.3	
304LA	0.022	0.48	2.35	7.50	16.40	1.98	0.19	
8MK	0.025	0.56	3.58	6.81	16.39	1.58	0.19	

ステンレス鋼にNを0.1%以上添加した鋼種が5種、すなわち SUS 304N1, 304N2, 304LN, 316N および 316LN, が新たに追加された。

成形性向上のための研究も引き続き多く行われ、とくに従来の 18Cr-8Ni 系ステンレス鋼を中心に、成形後のシーズンクラック性に対する化学成分、成形時に使用する潤滑剤、環境、時効などの影響について詳細な研究がなされた。さらに深絞り性および耐シーズンクラック性を改善した鋼種として 17Cr-7Ni 系に Cu を 2% 程度添加し、さらに低C化したものが開発された。これら Cu 添加鋼の化学成分を表 5.3.6 に示した。

被削性の改善に関しては、とくに耐食性の良い快削鋼の開発が注目され、Mo を 0.25~1% 含む S 添加 18Cr-8Ni 鋼または Cu を添加した鋼が数種発表された。また、耐食性向上のためには Mn 量を下げ Mn/S 比を小さくすることが有効なことが指摘された。さらに被削性を向上させる合金元素として Pb, Pb+Te などの添加が行われ、それらを添加したステンレス鋼も開発されている。

(3) 二相系ステンレス鋼

オーステナイトとフェライトの二相組織から成るいわゆる 2 相ステンレス鋼としては、国内では 25Cr-5Ni-1.5Mo 系の SUS 329J1 がすでに JIS 化されており、船用復水器、排煙脱硫装置、尿素製造装置、その他の化学プラントで実用化されてきたが、さらに耐海水性の向上、熱間加工性の向上などに関して研究が行われ、その結果 Mo 量をさらに高めて耐食性を向上させた二相ステンレス鋼が発表された。これらは、いずれも Fe-25Cr-6~7Ni-2~3Mo をベースとして N を 0.1% 以上含み、さらに Cu, W などを少量含有するものもある。0.2% 耐力は 50 kgf/mm² 以上と高く、これらの鋼は各種の化学プラントのほか遠心分離機の回転体などとしても使用される。また、CO₂, H₂S, Cl⁻ などを含む高温の環境に対しても条件によつては耐えるので、油・ガス田用材料としても注目されている。同用途に対しては、これらの二相鋼よりも Cr 量の少ない 22Cr-5Ni-3Mo 系の材料が国内でも製造されるようになった。

これら二相系ステンレス鋼の開発とともに、同鋼の熱処理による σ 相の生成、オーステナイトおよびフェライト相中の各種合金元素の分配量、相比による耐食性の変化、耐食性に対する冷間加工の影響などについて研究が行われた。とくに冷間加工により硫酸中の腐食度がむしろ低下するという興味ある現象のあることが見出されている。

(4) その他のステンレス鋼

マルテンサイト系の高強度ステンレス鋼の分野では、高 C-13Cr である 420 系鋼種の焼入性を改善するために C+N 量を下げたもの、さらに 1.5%Mn を添加したものが開発された。また、溶接性の良い高力ステンレス鋼として低 C-12.5Cr-4Ni-Ti の開発、13Cr-Ni 系鋳・鍛鋼の諸特性の改良に関する研究、さらに耐食性、耐腐食疲労性の良い水車ランナ材料としての 17Cr-5Ni-1.5Mo 鋼の開発が行われた。一方析出硬化系ステンレス鋼としては、高強度ばね材料として 15Cr-7Ni-1.5Si-0.7Cu-0.4Ti 鋼が、また耐食性の良い樹脂成形用金型材料として 13Cr-4.5Ni-4Cu-4Mo-4Co が開発された。

そのほか、通常の溶解-凝固-加工の工程で得られない特性を有するステンレス鋼を、急冷凝固法により得るための研究も盛んに行われ、とくに B, P を多量添加した Fe-Cr 系の非晶質合金が研究され、Cr 量が低くともすぐれた耐食性を有することが確認された。

また、Cr 資源が世界的に偏在していることから、Cr を含まないかまたは Cr 量を低減したオーステナイト系耐食・耐酸化鋼の研究がとくに米国では古くから行われてきたが、国内においても Cr を含まないオーステナイト系“ステンレス鋼”として Fe-Mn-Al 系についての研究がなされた。

(5) フェライト系およびオーステナイト系耐熱鋼

(a) ボイラ用耐熱鋼

昭和 48 年のオイルショック以来、エネルギー単価のとくに高い我が国の火力発電プラントでは蒸気条件の高温・高圧化による熱効率の向上が強く要請され、まず第一ステップとして昭和 60 年代中頃を目標に 316 kgf/cm², 593°C 級の石炭焼き超々臨界圧プラントの実現が志向されている。そのため過熱器管、再熱器管用材料として、従来の 2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼 (STBA 24) や 9Cr-1Mo 鋼 (STBA 26) より高性能で 18-8 系オーステナイト鋼に代わりうる高強度フェライト系耐熱鋼の開発が進められ、昭和 50 年頃より表 5.3.7 に示すような低炭素の 9Cr-2Mo 鋼, 9Cr-1Mo-Nb-V 鋼, (9~10) Cr-2Mo-V-Nb 鋼などが相次いで発表され、あるものは長期間の実用テストでも好成績を得ている。18-8 系鋼種では、細粒の 18-8Nb 鋼 (SUS 347H) が管内外の耐食性のみでなく高温強度

表 5.3.7 代表的な高強度フェライト系耐熱鋼の化学組成

	(重量%)										
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Nb	V	W	B	
STBA26	0.1	0.4	0.5	—	9.0	1.0	—	—	—	—	—
HCM9M	0.06	0.3	0.5	—	9.0	2.0	—	—	—	—	—
TEMPALLOY F9	0.06	0.5	0.6	—	9.0	1.0	0.4	0.25	—	0.005	—
E 12	0.12	0.3	1.0	—	9.0	2.0	0.4	0.3	—	—	—
Mod. 9Cr-1Mo	0.1	0.2	0.5	—	9.0	1.0	0.08	0.2	—	—	—
HT-9	0.2	0.3	0.5	0.5	12.0	1.0	—	0.3	(0.5)	—	—
NSCR 9	0.07	0.2	0.8	—	9.0	2.0	0.05	0.13	—	—	—
Mod. TAF	0.05	0.5	0.5	—	10.0	2.0	0.05	0.1	—	—	—

も優れていることが長期の実用使用で認められ、また少量の Ti と Nb を組み合わせて添加して効果的に強度を高めた 18-8TiNb 鋼も実用化された。さらにボイラ管内面の耐水蒸気酸化性を改善するためショットブラスト加工および内面細粒化処理を施した 18-8Ti 鋼管 (SUS 321 HTB) が使用されている。

蒸気条件の高温・高圧化に対処するためには、これらの鋼種のほか、17-14CuMo, Alloy 800H (NCF 800H) などの適用が考えられ、また Alloy 800H などの改良鋼種の開発研究も盛んである。一方、石炭灰に対する耐食性の優れた Inconel 671 などを外管として利用する密着二重管も実用テストされている。

これらのボイラ管用耐熱鋼の分野では、とくに製造上の諸要因と組織および強度特性の関係について多くの研究が行われ、また金材技研を中心として収集されている広範な国産材料の長時間クリープ破断データは国の内外で高く評価されている。

(b) 蒸気タービン用耐熱鋼

蒸気タービンの高・中圧ロータ材としては従来 1Cr-Mo-V 鋼が一般に用いられてきたが、大形火力発電プラントの高効率化に伴い、12Cr-Mo-V-Nb(Ta)-N 鋼が使用されるようになり、化学成分の調整、実用ロータに即した熱処理条件の適正化などによつて高温強度特性の改善が図られている。また Cr-Mo-V 鋼においてもいつもの性能向上が追究されている。

このほか最近の注目すべき動向として一体型ロータの開発がある。中・小形タービンでは低圧ロータは従来から一体型であったが、大形タービンになるとインゴットが 500 t を超えるため一体化ができず、ディスク焼ばめ方式で製造されており信頼性向上のため一体化が要望されていた。しかし最近では製鋼・精錬技術ならびに鍛錬技術の進歩により 500 t を超えるインゴットから超大形の低圧一体ロータの製造が可能になり、実機 (おもに原子力タービン) に使われはじめている。またコンパクトタイプの小形タービンでは高温域から常温付近までの

高・中・低圧ロータを一体化する方が経済的に有利であるが、高温域ではクリープ破断強さ、低温域では靱性という相反する性質が要求される。そのため微量成分の調整と熱処理法の改善が行われ、両温度域にわたつて優れた特性をもつ一体ロータがつくられるようになった。

(c) 原子炉用耐熱鋼

我が国の原子力発電は現在電力供給量の 20% 強をまかなうまでになりほぼ順調に発展している。しかしながら、材料面での問題点の一つに蒸気発生器などにおける高温高圧水による応力腐食割れ (SCC) があり、そのため耐 SCC 性の優れた材料の開発が進められている。例えば、沸騰水型原子炉 (BWR) では SCC を多発した 304 ステンレス鋼に代わり、C, N 量のバランスと結晶粒度を調整した原子力用の 316 ステンレス鋼が実用化された。またナトリウム冷却高速増殖炉 (FBR) の蒸気発生器管材料についても、先進各国は精力的に研究しているが、我が国でも 1990 年代に建設予定の実証炉に対しては、現用の $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼に代わるものとして $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo-Nb 鋼、表 5.3.7 に示した各種の (9~12) Cr フェライト鋼、Alloy 800 などが選定の対象となっている。

つぎに第二の問題点はとくに高速・高密度の中性子照射を受ける FBR の燃料被覆管などにおけるスエリングである。現在我が国では 18-8Mo 冷間加工材が使用されているが、将来の実証炉や実用炉では耐スエリング性とクリープ強度のさらに優れた材料が望まれ、Mod. 316 鋼、(9~12) Cr フェライト鋼、 γ' 強化型 Cr-Ni-Mo 合金などが検討されている。

(d) 自動車用耐熱鋼

我が国では昭和 50~53 年に相次いで実施された自動車排ガス規制をクリアするため、排ガス中での激しい断続酸化に耐え、高温強度、加工性、溶接性、量産性などの優れた浄化装置用材料の開発が鋭意進められた。初期のサーマルリアクタ方式では高温部にはおもに SUS 310S が用いられ、ついで耐酸化性への Si と希土類元素の複合効果を利用したより低廉の SUS XM15J1 (18Cr-13Ni-3.5Si 鋼) などが広く実用された。しかし浄化装置はその後触媒コンバータが主流となり、使用材料も当初の SUS 304 などから最近では SUH 409 などの 12 Cr フェライト系へ移行した。自動車の排ガス対策を背景に進められた研究はまた耐熱フェライトステンレス鋼の発展を促し、これらは暖房用器具などに賞用されている。

つぎに排気弁関係では、最近の Co 価格の高騰を契機に、Co 基合金の肉盛りを省略した Inconel 751, Nimonic 80A などの Ni 基合金の弁が一部で実用され、よ

り経済的な Fe-Ni 基弁用合金の開発研究も行われている。またガソリンの無鉛化はバルブシートの異常摩耗を招来し、その対策のためバルブシートには潤滑性のよい焼結合金が大部分を占めるようになった。このほか、ターボチャージャでは排ガス中で高速回転するインペラにクリープ強度の高い Alloy 713C などの Ni 基合金精铸材が汎用されつつある。

(e) 化学工業用耐熱鋼

石油化学工業における改質炉や分解炉用の反応管には従来 HK 40 遠心铸造管が標準材料として汎用されてきた。しかし最近の各プラントでの操業温度の上昇傾向に対応して、耐浸炭性や強度・延性のさらに優れた HP 系合金や IN-519 (24Cr-24Ni-Nb 鋼) およびその改良鋼種などが使用されはじめている。また近年、エチレン製造用のクラッキングチューブなどでは高温化に伴う浸炭損傷がとくに問題になっており、炭素の固溶限を低下させる Ni, Si の増量のほか、緻密で耐剥離性のよい表面酸化皮膜の浸炭雰囲気遮断効果が注目されている。

(6) 耐熱合金

(a) 高温ガス炉用耐熱合金

原子炉における環境効果の重要性にかんがみ、高温ガス炉 (HTGR) ヘリウムという微量の不純物を含む特殊な低酸化ポテンシャル雰囲気中での材料特性に関する研究が Hastelloy X, Inconel 617 などを対象に積み重ねられ多くの新知見が得られた。また Hastelloy X を改良した Hastelloy XR は HTGR 近似ヘリウム中の耐食性に優れ、適度のクリープ破断特性を有すること、および工業的バックアップデータの豊富なことなどから今のところ構造材料の第一候補とみなされている。

一方、工技院の大型プロジェクト、「原子力製鉄」に関する研究開発 (昭和 48~55 年) では、中間熱交換器の伝熱管として、1000°C のヘリウム中で 5 万 h のクリープ破断強さが 1 kgf/mm² 以上あり長尺のシームレス管が製造できる超耐熱合金の検討が行われた結果、数種類の有望な Ni-Cr-W 系ないし Ni-Cr-W-Mo 系固溶強化型合金が開発され、その成果は高く評価されている。

(b) 合金設計法および製造・加工プロセス

1960 年代の後半に米国において、 σ 相などのいわゆる TCP 相の析出を予測して相安定性を図る手法として PHACOMP が開発されて以来、我が国でも新しいガスタービン翼材などの開発を目的として、理論的分析とコンピュータ演算を用いる耐熱合金設計法がいくつか発表され成果をあげている。またこれらの手法は工技院による高効率ガスタービンの研究開発 (昭和 53 年より) の中でも応用され、既存合金を上回る性能をもつタービン動翼用 Ni 基耐熱合金が得られている。

近年、タービン翼材を中心とする Ni 基超合金の分野では、溶解・铸造技術や合金設計法などの進歩によつて 7~8 重量%の Al+Ti, 60~65 体積%の γ' 相を含む強力铸造合金が多数開発されている。しかしながら、主要構成元素の調整による合金開発もしだいに限界に近づき、強度面を優先させると铸造性や延性が劣化するという問題が生じた。この限界を延性の面から打ち破つたのが Hf の添加であるが、さらに強度面からも画期的な進歩をもたらしたものが次に述べる高性能結晶制御合金である。

主応力軸に直角な粒界が破壊の起点になりやすいことに着目し、合金を主応力軸に平行な柱状晶として凝固させた一方向凝固 (DS) 柱状晶合金は、その優先成長方位である [100] の弾性係数が低いこともあつて卓越した熱疲労およびクリープ破断特性を有するため、Mar-M200+Hf (PWA 1422) などの専用合金が 1970 年代初め頃から航空機用ガスタービン動翼として多用されるに至つた。これに対して、その後単結晶材では C, B, Zr, Hf などの粒界強化元素を必要としないから、これらを極力少なくすれば初期溶融温度の上昇により高温固溶化温度の採用が可能になり、これによつて微細 γ' 量の増加に基づくクリープ強度の改善が達成できるであろうとの発想が生れて、このようにしてつくつた一方向凝固単結晶 (SC) 翼が一躍脚光を浴びるに至つた。例えば Alloy 454 (PWA 1480) は上記の DS Mar-M200+Hf 合金に比べて強度や耐食性がさらに優れ、現在 SC 専用合金として実用されている。さらに共晶合金を一方向凝固させ層状または繊維状強化相を凝固方向に平行に配列させた一方向凝固共晶 (DSE) 合金、いわゆる *in situ composite* は繊維/マトリックス界面が高温で安定なことが利点で、 $\gamma/\gamma'-\alpha$, Ni-TaC などの系について実用化が期待される。図 5.3.10 はこれらの結晶制御タービン翼材の耐用温度を比較したものである。

一方、最近非汚染噴霧法、超急凝固 (RSR) 法などの粉末製造技術と Gatorizing 法 (超塑性変形を利用し

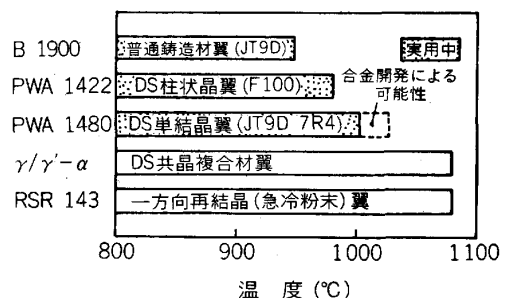


図 5.3.10 最近の結晶制御ジェットエンジン用タービン翼材の耐用温度の比較

(B. H. KEAR et al. : Science, 208 (1980), p. 23)

た恒温鍛造), HIP(熱間静水圧プレス)法などの高密度化技術の進歩はガスタービンディスク, ブレードをはじめとする超合金部材の粉末冶金にめざましい発展をもたらした。成分偏析の軽減のほか, 結晶粒度の制御, 合金設計の自由度拡大, 歩留向上などが実現されている。また分散強化型 (ODS) 合金の分野では, 高エネルギー・ボールミル中で原料粉末の冷間接合を積極的に進める Mechanical Alloying (MA) 法が開発され, この方法でつくったタービン翼用の MA 6000E は高温側では上記の DS および SC 合金よりクリープ破断強さが高い。以上の製造・加工技術に関しては海外での研究がとくに活発であるが, そのうちのいくつかは我が国でも工技院の次世代産業基盤技術の研究開発課題にとり上げられている。

(c) 高温耐食コーティング

Ni 基強力超合金では強度と hot corrosion に対する耐食性をなるべく両立させるより成分バランスに配慮が払われてきたが, タービン翼のようにいわば極限状態で使用されるものでは, 両者を同時に満足させる成分調整は非常に困難である。そのうえ, Ni 濃度が高いことは本質的に hot corrosion 抵抗性に不利で, hot corrosion 環境下では応力によつて助長された優先的粒界侵食が高温強度を劣化させやすい。したがつて耐食コーティングは今や不可欠のプロセスとして一般化しており, コーティングの良否が全体の寿命を左右するといつても過言ではない。

1960 年代には Al, Cr, Cr-Al などの拡散めつき法が拡散層による基材と被覆層の良好な密着性のために一時多用され, 我が国でも Cr 拡散めつきは産業用ガスタービン翼でかなりの実績がある。しかしこの方法は処理元素が限定されていて, とくに航空機用ガスタービンでは高温化に伴う腐食環境の激化に対応しきれなくなり, 1970 年代前半には Pt めつき後の Cr-Al 拡散めつき法や MCrAlY 合金の電子ビーム蒸着法が, 後半に入つて MCrAlX 系合金群の低圧プラズマ溶射法や MCrAlY 合金薄板をクラッドする方法などが相次いで開発された。また MCrAlY で代表されるコーティング用合金の組成も目的に合わせて最適化が図られ, NiCoCrAlYHfSi のような複雑なものへと発展しつつある。一方, ガスタービン高温部品に, MCrAlY 合金などを結合層として ZrO₂ を主成分とするセラミックスを均一にプラズマ溶射する遮熱被覆 (TBC) も開発された。

5.3.8 電磁用材料

(1) 電磁鋼板 (珪素鋼板)

現在, 全世界の電磁鋼板の需要量年間約 400 万 t の

うち, 我が国はその約 4 分の 1 を生産しているのみならず, 品質面の技術開発でも世界をリードしている。昭和 30 年代に始まる我が国の工業化拡大と家庭電化の波は, 電磁鋼板の需要増をもたらす契機となり, 製造技術の面でも当初は米国アームコ社の技術導入に頼りはしたが, 昭和 40 年代に入つて我が国で独自に高磁束密度方向性電磁鋼板を開発生産し, アームコ社を始めとした欧米各社に技術供与するまでに進歩してきた。ところで, この 10 年間の進歩についてであるが, オイルショックを契機として世界的に省エネルギーニーズが高まり, 電磁機器の鉄心材料としての電磁鋼板について徹底した低鉄損化の開発研究が展開され, 方向性, 無方向性電磁鋼板共に大幅な進歩が見られた。

(a) 方向性電磁鋼板の進歩

主として変圧器の鉄心に用いられる方向性電磁鋼板は, 昭和 40 年代前半と後半とに相次いで製造方法の異なつた二系統の高磁束密度方向性電磁鋼板 (AlN と MnS をインヒビターとする一段強冷延法, MnSe と Sb をインヒビターとする二段冷延低温二次再結晶法) が我が国で開発され, 生産されるようになった。これらは従来の方向性電磁鋼板 (MnS をインヒビターとする二段冷延法) における各結晶粒の磁化容易軸方向と圧延方向との成す角の平均約 7° を, 平均約 3° までに揃えることによつて圧延方向の磁化特性を大幅に改善したものであり, 長い間飽和状態にあつた方向性電磁鋼板の鉄損値は大幅に改善された。昭和 50 年代に入ると, これら高磁束密度材をベースに, 図 5.3.11 に示すような各種の低鉄損化技術が開発され, 世界の電磁鋼板技術のリードオフマンの地位が確立されたといえよう。以下に二つの代表例について説明する。

(i) 薄鋼板化・高 Si 化低鉄損材の開発

昭和 57 年度の統計データを例にとると, 我が国の年間電力総供給量約 4800 億 kWh のうちから, 60 億

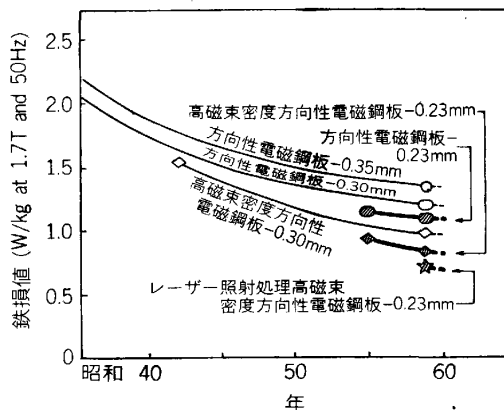


図 5.3.11 我が国の方向性電磁鋼板の特性向上

kWh, つまり家庭用電力換算で 250 万世帯分に相当する電力が送配電系統に用いられている変圧器の中で鉄損として失われている。省エネルギー思想の強化を背景に, 全世界のユーザーから一段と低鉄損化された変圧器用新材料の出現が渴望された。このような要望に応え, 従来の最高級品に比べて約 10% も鉄損が良い 0.23 mm 薄鋼板化高磁束密度方向性電磁鋼板が開発された (図 5.3.11)。一般に, 方向性電磁鋼板の鉄損 ($W_T = W_h + W_e$) の大半を占める渦流損 W_e と製品板厚 d , 比抵抗 ρ ならびに磁区幅 $2L$ の間には, 良く知られているように, $W_e \propto \frac{d^2 \times 2L}{\rho}$ という関係があるので板厚 d を減少し, 比抵抗 ρ の増加に結びつく Si 含有量増によつて鉄損 W_T は改善される。しかしながら, 従来はユーザーサイドでの作業性の問題のほか, メーカーサイドの通板性ならびに磁気特性確保の問題があつたため, 我が国での製品板厚は 0.35 mm, 0.30 mm, 一部輸出向けとして 0.27 mm であり, Si 含有量については 2.9%~3.2% であつた。低鉄損化重視への転換により, 鋼中への Sn, Cu あるいは Mo など元素の微量添加, ならびに工程条件に関する開発研究が展開された結果, 前記の諸課題が解決され, 0.23 mm~0.20 mm までに至る薄鋼板化と 3.2~3.5% まで高 Si 化された低鉄損材が開発された。

(ii) 磁区細分化技術の開発

高磁束密度材の製品表面にレーザービームを照射することにより, 図 5.3.11 に示すように鉄損が大幅に改善される新しい低鉄損化技術が開発された。前記した渦流損の式からも明らかのごとく, 一般に鋼板の磁区幅が狭いほど鉄損は良くなる。交流によつて磁化が反転する時, 磁区幅が小さいほど一定時間で変化する量が少なくなりエネルギーロスが減少するからである。写真 5.3.1 に示すように, 鋼板表面に圧延方向とほぼ直角方向に, 平行線の間隔 5~10 mm でレーザー照射すると, 鋼板表層部に転位集団が生じ, その微小域のひずみ場により磁区幅が細分化され, その結果従来品に比して 10% 以上もの鉄損が改善された 0.23 mm 板厚の製品が開発された。これは現在存在する電磁鋼板のうちで最も鉄損の優れた積鉄心用方向性電磁鋼板として, 国内外のユーザー間で, すでに高い評価を得ており, 量産化段階に入っている。なお, この技術は磁束密度が高く板厚が薄い素材鋼板に適用するほど低鉄損化効果が大きく, 低鉄損材としてのアモルファス材料にも比肩し得る磁気特性が得られる可能性が高い。

(b) 無方向性電磁鋼板の進歩

扇風機, 冷蔵庫などの家電用モーター, さらには産業用モーターなどの鉄心に用いられる無方向性電磁鋼板

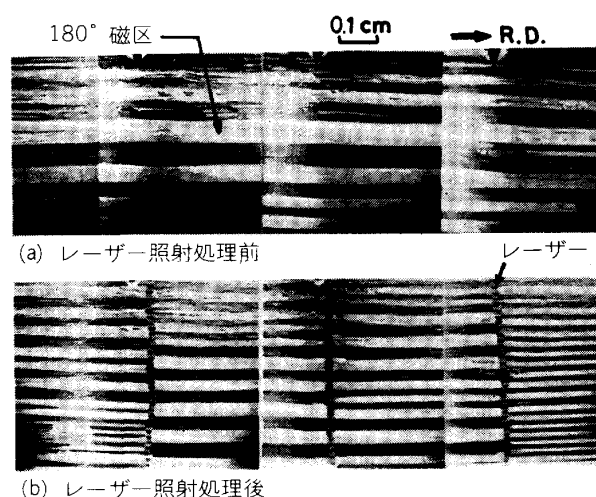


写真 5.3.1 レーザー照射前後の磁区構造

は, 昭和 30~40 年代には需要が急増し, そのため磁気特性はさて置き, 打抜性溶接性などユーザーサイドにおける作業効率性が課題であつた。その場合, 鋼板表面に塗布されている絶縁被膜の性状の影響が大きいため, 昭和 40 年代まではコーティングの改善, 開発研究が盛んであつた。しかし, そのうち超硬ダイスが普及して打抜性に関する要件が大幅に緩和されたため, 研究開発の焦点がコーティングから鋼板に移つた。つまり, 省エネルギー, 低コスト化重視のユーザー要請に対し, 鋼板メーカーは主として急激に進歩した高純, 高潔淨鋼化技術を軸として対処したが, その結果大幅な鋼板材質の発展のみならず, 工程省略など製造プロセスの改善もなされた。

(i) 最高級無方向性電磁鋼板の開発

JIS 規格の最高グレードは現在 S-9 である。しかしこの 10 年の間に S-8 相当品が, さらには S-7 相当品も世界に先がけて工業生産されるようになるなど, 図 5.3.12 に示すように我が国の無方向性電磁鋼板の高級化が急ピッチで実現された。さらに S-6 相当品が市販

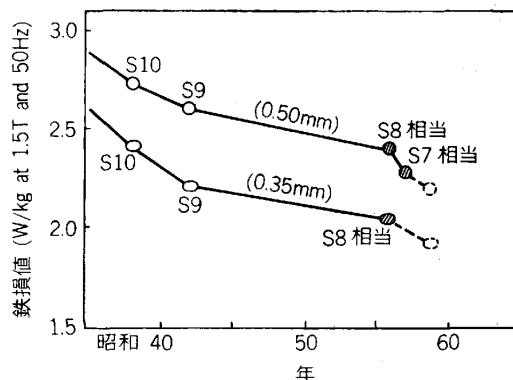


図 5.3.12 我が国の高級無方向性電磁鋼板の特性向上

されるのも間近と予想される。これら最高級品は水車発電機と一部のタービン発電機に用いられている。大幅な高級化が短期間で実現され得た主たる原因には、高純鋼化技術の発達があげられるが、さらに冷延再結晶プロセス条件の最適化による集合組織の改善に負う面も大きい。前者に関しては、従来不可避免的に鋼板中に数 10 ppm 残留して結晶粒の成長を妨げ、さらには製品鋼板の磁壁の移動を妨げるなど、鉄損に悪影響を及ぼしてきた N, S 元素を、溶鋼段階で各々 10 ppm 前後にまで減少させて磁性を改善したものである。また、溶鋼段階での極低 C 化技術は、従来の脱炭焼鈍工程を省略せしめたのみならず、その結果として鋼板表面の酸化膜形成を回避し得たため、高磁場域鉄損の改善にも結びつく結果となった。また高純鋼化によつて磁束密度、ひいては鉄損に有利な冷延、再結晶挙動をもたらすなど広範囲な波及効果を及ぼした。

(ii) 高効率モーター用無方向性電磁鋼板の開発

戦後の急激な家電製品の普及は、Si 含有量の少ない S-30 以下の、いわゆる低級無方向性電磁鋼板に支えられてきた。これら低級材は多少鉄損が劣るが、低廉であるばかりか高い磁束密度を有する利点があつた。ところがオイルショックを契機に省エネルギーニーズが高まり、特に電力消費量の多い冷蔵庫と、ピーク電力を押し上げるクーラーの省エネルギーに関心が持たれるようになった。つまり、米国における電力 10% 削減を可能にする省エネルギーモーターの要求に端を発し、この分野における高品質化が促進され、輸出向け材への対応がなされた。他方国内においても、政府の「ムーンライト計画」(昭和 53 年開始) などにより省エネルギーモーターの要求が強まり、さらに「エネルギーの使用の合理化に関する法律」(昭和 54 年公布) に規準が設けられるなど、鋼板メーカー、電気メーカー共々盛り上がりを見せ、幅の広い開発研究が展開された。その結果、S-30 クラス以下の Si 含有量で、つまり磁束密度が比較的高い状態で、たとえば S-18~S-14 クラスの鉄損にまでグレードアップした高効率コア用新製品が開発され、国内外の市場に出回り始めている。これらの実現にも高純鋼化技術に負うところが大きく、また Sb, Mn など合金元素を適量添加して集合組織改善による透磁率向上策なども開発された。このような高効率化の動きは S-14 相当にとどまらず、S-12 相当までも低鉄損化の要請も出ており、今後なおいつそ高純鋼化と集合組織改善についての開発研究が期待されている。

(2) 永久磁石材料

永久磁石は単体または継鉄と組み合わせた磁気回路の形で所定の空間に直流磁界を発生する装置となる。この

ような直流磁界発生装置としては電磁石と同一視されるが、永久磁石はいつたん着磁さえしておけば所要の磁界を維持するのに直流電源が不要で、しかも時間的変動も考慮しなくてよいという利点を有するので、拡声器・電動機・発電機・吸着装置・荷電粒子偏向などに多用されている。とくにエレクトロニクス産業の成長につれてその生産高はかなり高い成長(率)で年々増加している。現在自由世界では日本 40%、米国 35% および欧州 25% という比率で、日本では 1983 年 60 000 t、700 億円の生産となつている。(電子材料工業会統計による)

永久磁石材料の工業的生産は 20 世紀に入り 1917 年 KS 鋼 (36%Co 鋼) の発明から本格化し、1931 年 MK 磁石 (Fe-Ni-Al 合金) および 1934 年 NKS 磁石 (Fe-Ni-Co-Ti 合金) に源を発するアルニコ磁石が第 2 次大戦以降 1970 年まで主流を占めてきた。他の材料と異なり、これら永久磁石材料の主な発明は日本で行われており、生産高のみならず技術面でも大いに誇りとするところである。一方酸化鉄を主体とするフェライト磁石は有史以前のマグネタイト ($\text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$) から、1933 年 OP 磁石 ($(\text{Fe} \cdot \text{Co})\text{O} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$) の発明さらに 1952 年六方晶フェライト磁石 ($\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ または $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$) が開発された。資源的にもコスト的にも有利なため、永久磁石特性に多少の難点はあるものの、1970 年後半のオイルショック以降アルニコ磁石に代わつて今日磁石生産重量の 95% を占めるに至つた。

永久磁石材料の特性規格も国際的に 1975 年より IEC TC-68 (磁性合金と鋼) で検討が進められ、材料の定義、分類、表示が逐次決定されつつあるが、後述するような材料開発の進歩に対して規格化が遅れをとつていることは否めない。日本においては JIS 2502 (1973) で IEC の R1 (アルニコ磁石) と S1 (フェライト磁石) に相当するものしか規格化されていない。電子材料工業会では EMAS-7001 (1975) で実際の取り引きに役立つよう細目をふやして規格化している。

永久磁石材料の主目的は所定の空間にできるだけ大きな磁界エネルギーを発生することであり、このため材料内部に貯えられる磁界エネルギーの向上について日本はもとより世界各国で努力が払われている。

いま、磁性材料の磁気特性を $B = J + \mu_0 H$ と表す。ここで B は磁束密度 ($\text{Tesla} = \text{V} \cdot \text{s} / \text{m}^2$)、 J を磁気分極 (Tesla : 磁化 M (A / m) $= J / \mu_0$)、 μ_0 を磁気定数 ($4\pi \times 10^{-7} \text{H} / \text{m}$)、 H を磁界の強さ (A / m) とする。 J を H の関数とみて、 $B-H$ 曲線の第 2 象限における最大の $B \times H$ 積を求めると $(BH)_{\max} = (J^2 / \mu_0) [\{ 1 - (J' / \mu_0) \} / \{ 2 - (J' / \mu_0) \}^2]$ となる。一義的には残留磁気 $J_r (= B_r)$ の大きいもの、そして $J' = 0$ であれば理想的な永久磁

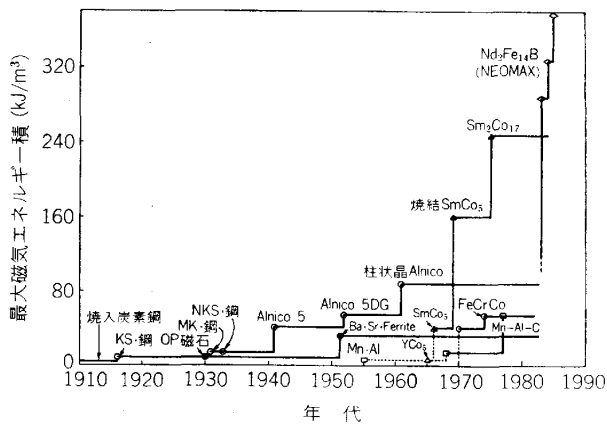


図 5.3.13 20 世紀における永久磁石材料の $(BH)_{max}$ 向上

石材料となる。

六方晶フェライト磁石でも $\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ より $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ について高性能化が進められ 40 kJ/m^3 に及ぶ材料が開発された。アルニコ磁石ではすでに高い $(BH)_{max}$ 材料が開発されているが $(BH)_{max}$ 当たりのコストを考慮すると双方の比重を加味するために、アルニコ磁石での 58.4 kJ/m^3 材料と匹敵することになる。これも王座交代の一因となっている。

1965 年より YCo_5 金属間化合物で大きな結晶異方性エネルギーが見出され、1975 年以降 SmCo_5 を代表とする焼結希土類磁石が登場し、 160 kJ/m^3 材料が工業生産に入った。1980 年には $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ 系金属間化合物で 240 kJ/m^3 材料が開発された。

図 5.3.13 に示したごとく、20 世紀に入つての永久磁石材料における $(BH)_{max}$ 向上の歩みは著しいものがある。20 世紀初頭焼入炭素鋼に端を発しているところから、材料中に Co を含まず、また最近の希土類磁石では Co に加えて Sm を含まないものが夢といわれていた。1982 年 $\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$ 金属間化合物を主相とする Nd-Fe-B 磁石は 280 kJ/m^3 以上の $(BH)_{max}$ を有し、研究的には 360 kJ/m^3 という驚異的値にまで達した。資源的にも $2/3$ が Fe で、Nd は Sm より 1 桁多い存在量のため 21 世紀の磁石の候補として有望視されている。

5.3.9 焼結合金

(1) 概況

焼結合金の中で、とくに、焼結工具材料、および、焼結機械構造部品材料に範囲を絞つて、ここ十年間の技術的進歩について眺めてみたい。

まず工具材料について概観しよう。戦後、経済の復興期を経て、高度成長時代に入り鉄鋼業、化学工業、原子力工業、宇宙産業などが勃興し発展すると共に、ますます

す高級ないし特殊な材料の切削の必要性が高まり、工具材料の進歩、発展が強く促された。かかる一般的背景のもとで、セラミックス、サーメット、コーティド超硬工具などの数々の新工具材料が誕生したが、1970 年以前はこれら新材料はいまだ十分実用化し普及するに至らず、主力は超硬工具であつた。1970 年代に入つて、ダイヤモンドおよび CBN 超高压焼結体工具が登場するが、この年代の切削工具の花形はコーティド超硬工具であり、自動車工業の繁栄に支えられてその実用化が大きく進んだ。また、工具設計面での進歩とか、工作機械の高度化(数値制御化)も平行して進み、切削加工の高速・高能率化が著しく進展した。一方、1980 年代の工具材料の大きなトピックスは、超高压焼結体工具の実用化であろう。ところで、コーティド超硬工具の華々しい成功の陰に隠れて地味な立場に甘んじていたサーメットも、従来の TiC-Ni-Mo 系から、TiN を添加した、TiC-TiN-Ni-Mo 系へと進展するにつれて、性能および工具としての信頼性が著しく向上し、この時期にコーティド超硬工具につぐ実用化の大きな歩みを踏み出した点も見逃せない。最近では新しいセラミックス工具の研究が活発となつている。その他の動きとして、近年の工作機械の進歩、NC ツーリングの普及が、石油危機を背景として起こつた工場の省力化、自動化、無人化に大きな役割を果たしており、それはまた、切削工具材料に一段と高い信頼性を要求している点も見逃せない。一方、ハイスに関しては、1970 年代から 1980 年代にかけて、粉末ハイス、および、後述するコーティドハイスの実用化が進展したことが特筆すべき点である。

つぎに、焼結機械構造部品の進歩について概観する。1972 年からの 10 年間に、鉄系焼結機械部品の生産量は、 $15600 \rightarrow 44700 \text{ t/年}$ と約 3 倍に伸びたが、その増率は、焼結軸受合金(銅主体)の伸び($4400 \rightarrow 5700 \text{ t/年}$, 約 1.3 倍)と比しはるかに大きいし、また、他の素形材(鉄系)加工法に比べても著しく大きい。用途別には、自動車向けの需要が、1982 年の実績で 34199 t/年 、全体の約 75% に達し、これに続くエアコン、音響機器、事務機器向けの需要はこれに比べれば微々たるものである。つまり、ここ 10 年間の大きな伸びは、結局、自動車の生産台数の著しい伸長に対応していたことがわかる。最近の動向として、焼結機械部品の高強度化が大きく進み、従来の溶製材に比し、勝るとも劣らぬようになり、高負荷がかかる部分にも使用できる状況が生まれしてきた。

焼結機械部品以外に、最近では、急冷凝固法を中心として、アルミニウム合金、チタン合金、ニッケル合金の高合金粉末製造技術が進展している。また、HIP とか

押し出しによる成形加工技術も進歩すると共に、射出成形技術も複雑形状品の成形に重要な役割を果たすようになってきている。このように、最近の粉末冶金技術は、新素材、新技術の開発に重要不可欠の技術になってきている。

(2) 焼結工具材料

前述の、超硬合金の CVD コーティング技術の開発は、画期的技術革新であり、1970 年代には内外超硬工具メーカーがこの技術開発に力を入れ、コート層も TiC, TiN, TiCN, TiCO, HfN, Al₂O₃ ときわめて多彩となった。CVD 法の特徴は、1000°C 前後の高温反応なので、高付着強度が得られること、結晶性の良いコート層が得られること、つき回りが良く細孔とか複雑形状のものにコート可能であること、量産性に富んでいること、などである。CVD 法で TiC をコートする際、基体からの炭素の拡散があり、それに伴い、コート層直下の数 μm の厚さに η 相析出による脆化領域ができ、これが切削の際の靱性低下を招くことがわかったが、靱性向上処理技術も開発された。ところで、Al₂O₃ はコート層として抜群の化学的安定性、耐すくい面摩耗性を示す。米国およびスイスでこの Al₂O₃ コーティング技術は開発されたが、超硬合金に直接これをコートすることは付着強度の点で問題であり、耐逃げ面摩耗性にすぐれる TiC, TiCN などをまずコートし、その上に Al₂O₃ をコートする方法をとるのが一般的である。このような複層コーティング技術の出現により、CVD 法は技術的にはほぼ行き着く所まできたという感がある。

ところで、成膜技術としては、CVD 法のほかに PVD 法がある。MATTOX, BUNSHA らにより開発、実用化された物理的なコーティング技術である。CVD 法に比し、量産性では劣るが、はるかに低い温度でコートできる利点があり、ハイスの焼もどし温度以下でコート可能で、1970 年代後半に、ハイス・コーティング技術としての応用の道が開かれた。コート層としては、耐摩耗性、耐溶着性、耐酸化性などにすぐれる TiN が多く利用される。ところで、ハイスのみならず、超硬合金の上にも TiN を PVD コートすることの利点が見出された。フライス切削のような衝撃の強く加わる切削には、CVD 法によるコーティド超硬工具は、強度低下のため不向きであるが、PVD 法によるコートではこのような強度低下は回避でき、また耐熱き裂性に富むコート層 (TiN) を選ぶことにより、上記フライス切削も可能となり、かくして超硬基体への PVD コーティングも実用化されることになった。

ここで眼をサーメット工具に転じよう。TiC-Ni にさらに Mo を添加すると、組織の微細化、機械的特性の向

上が認められ、かくして、TiC-Ni-Mo 系の出現 (1959) によつて、TiC 基サーメットの実用化の歴史が始まったが、1960 年代には、大した伸びはみられなかつた。これは、靱性不足とか、工具刃先の熱き裂、熱変形により、工具損傷が起こりやすく、信頼性に欠ける点があり、そのすぐれた耐溶着性、耐摩耗性などにもかかわらず、鋼の高速仕上げ切削のごく限られた分野にしか使用されなかつたことによる。1970 年代に入つて、KIEFFER, RUDY らの研究により、TiN を添加したサーメットの性能上の利点 (組織の微細化、安定化、靱性向上など) が明らかにされて以来、とくに日本において TiN 添加サーメットが注目され、研究および改良が積み重ねられて、サーメット工具は面目を一新することになった。TiC 基サーメット特有の有芯構造は、切削性能と関係深く、芯部 TiC の周辺に生じる (Ti, Mo) (C, N) の複炭化物層の厚みの制御が重要とされたが、TiN 添加は、この有芯構造に画期的変化 (改善) をもたらし、結果として、組織の微細化、熱的、化学的安定化がもたらされ、サーメットの強度、靱性、耐熱変形性、耐熱衝撃性が大きく向上する。さらに、WC とか TaC などを添加すると性能は一段と向上し、超硬合金に近い強靱性が得られるようになり、鋼の高速粗、仕上切削の分野で安定して使えるようになった。

CBN およびダイヤモンド超高压焼結体について一言しておく。後者は、切削中、刃先が鉄族金属と反応するため、鋼の切削には不向きで、Al-Si 合金、銅合金などの非鉄金属、あるいは、カーボン、プラスチックなどの切削に使われる。これに対し、前者は、鉄との反応はなく、高硬度、高熱伝導性、高耐酸化性と相まって、チルド鑄鉄とか焼入鋼のような高硬度材料の切削に有効である。近年、結合相として、TiN, TiCN, Al₂O₃ などの添加効果が認められ、切削性能の改善、とくに靱性の向上に寄与しているが、強靱化の本質については今後の検討課題であろう。

最後にセラミックス工具についても簡単に述べておく。古いものとして Al₂O₃ 工具があるが、もろくて初期は使用に耐えなかつた。やがて、緻密化および結晶粒微細化が、ホットプレスの適用、MgO の少量添加などによつて図られ、靱性改善に寄与したが、さらに TiC の複合により、耐熱き裂性が改善され、強度も 80~100 kgf/mm² と向上した。さらに、高密度化技術として HIP 法も適用された。1970 年代後半になり、ジルコニアの相変態を利用して、セラミックスの高靱化の可能性が示され、Al₂O₃ 工具にもとり入れられ、効果の確認がなされている。このほかに、耐熱衝撃性にすぐれる、Si₃N₄ 基セラミックスも現れ、期待されている。

(3) 鉄系焼結機械部品

鉄系焼結機械部品のメリットとして、材料歩留りの向上、製造エネルギーの節減などにより、著しいコスト低減が可能となる点が挙げられる。しかし、単にコスト低減効果の利用（たとえば鋳物の代替）という消極的メリットのみならず、以下のような積極的メリットもでてきた。①原料粉末製造技術、生産技術の進歩により、高強度焼結合金が経済的に製造可能となつた。②成形技術の進歩により、相当複雑かつ特殊な形状の部品まで製造可能となつた。以下でとくに高強度焼結合金の発展につき要点を述べてみたい。

焼結材料の高強度化には、高密度化による強化と、合金元素添加による強化（熱処理性改善を含む）の二つがある。100%密度まで高密度化するには、粉末鍛造法が効果的であるが、製造コストは一般に上昇する。

粉末鍛造については、かつて華々しくデビューしたにもかかわらず、実用化に踏み切つたのは日本で自動車メーカー1社のみで、安価な原料粉（Fe-3Cu-0.55C-0.3S）を用いて乗用車用コンロッドの生産を1981年から開始し、月産約10万個の量産中（1983年）というのが唯一の例である。粉末鍛造技術の適用の最もさかんなのは米国であり、1980年にこのために消費された原料鉄粉は年間約10000t以上であつた。しかし、この量は、同年の米国における鉄粉の総使用量115000tの10%弱にすぎない。北米では8社が乗用車、トラック、農器具、産業用ローラベアリング用に使用する粉末鍛造部品を生産している。一方、欧州では、英国の1社で製造した粉末鍛造コンロッドが西独乗用車に3年間搭載された例が有名であるが、その他、欧州の1,2社でトラック排気系フランジとかシンクロナイザ・リングに粉末鍛造品が使われている。

粉末鍛造において、製品コストに占める粉末コストがかなり大きい。したがって、粉末鍛造普及の重要な鍵は安価な高性能粉末の開発にあると言える。通常の焼結機械部品の高強度化においても、経済的な原料合金鋼粉の製造法の開発は重要である。最近、噴霧法による合金鋼粉製造技術が進歩し、かなり複雑な成分を含む高圧縮性の合金鋼粉末の製造が可能になつてきた。具体例として、1.5%Cu, 1.4~4%Ni, 0.5%Moを含むDistaloy（噴霧粉）を原料粉として用いると、引張強さ100kgf/mm²以上の高強度製品が得られ、溶製肌焼鋼SCM24, SNCM23などに相当する特性を示すが、この粉末は、噴霧鉄粉表層部にNi, Cu, Moを予備的に拡散させてあり、圧縮性、とくに再圧縮性がすぐれている。さらに焼入性を改善するには、Cr, Mnを添加した低合金鋼粉が望まれるが、最近、安価なCr, Mn添加低合金

鋼粉の製造技術が国内で開発され、実用の域に近づいている。ここで技術開発の眼目は、粉末製造時の酸化防止にあり、噴霧媒体として水の代わりに油を使うと、噴霧後の水素還元により、粉末中のC, Oがそれぞれ<0.01%, <0.1%と低い値となる。このような粉末の圧縮性は純鉄粉並にすぐれており、通常の成形圧力で7.0~7.2g/cm³の高密度が得られる。このような粉末を用いた焼結技術も開発された。要点は、①焼結温度を1200~1300°Cと高温にする、②Mn, Crの酸化を避けるため、N₂ないし真空（若干のH₂をキャリアガスとして流す）雰囲気にて、かつC量の制御も可能な焼結炉を用いること、にある。このような高圧縮性Mn-Cr合金粉を用い、雰囲気制御可能な焼結炉を用いて焼結することにより、焼もどし状態で>120kgf/mm²の引張強さを示す高強度焼結鋼が得られるようになった。このような高強度焼結材の特性は従来の粉末鍛造材のそれに匹敵し、コスト高のために粉末鍛造材の使用がためらわれていた部品の分野に使用される可能性がでてきた。具体的な用途として、乗用車のFF化に関連して需要のでてきた、乗用車油圧ポンプ部品とか、オートマチック・ミッション部品（シンクロ・コーン、ギヤオイルポンプインナー、ブロック、リバースギヤなど）があげられる。

5.3.10 原子力エネルギー関連材料

(1) 概況

過去2回にわたるオイルショックやイラン・イラク戦争など、最近の10年間における内外のエネルギー情勢は大きく変化しているが、わが国のエネルギー供給の石油依存度は依然として高く、長期的には石油需要のひつ迫が予想されるところから、原子力を初めとする石油代替エネルギーの開発はわが国の重要な課題である。

わが国の原子力発電は、日本原子力研究所（原研）の動力試験炉（JPDR）の運転開始以来、20年を経て、技術的・経済的に電力供給の中核になつている。昭和58年8月末現在、わが国で営業運転中の原子力発電所は合計24基、総電気出力17177MWに達し、建設中のものおよび建設準備中のものを加えると、これらの総計は44基、36134MWに及んでいる。炉型は、最初に導入したガス冷却炉を除き、すべて軽水炉（沸騰水型BWRおよび加圧水型PWRを総称）である。

軽水炉技術については当初の導入技術依存から着実に向上し、最近では国産軽水炉の設備利用率は約71%で世界最高水準にあり、機器の国産化率はほとんど100%に達している。さらに自主技術による軽水炉の信頼性・稼働率の向上ならびに従業員の被ばく低減をめざした軽水炉改良標準化計画が通産省の指導で昭和50年からス

スタートし、現在は新型軽水炉の開発などを目的とした第3次計画が推進されつつある。

一方、新型炉については、現在、実用化をめざし次の三つの研究開発プロジェクトが推進されている。高速増殖炉は動力炉・核燃料開発事業団を中心に開発が進められ、実験炉「常陽」は昭和52年4月の初臨界以来、順調に運転され、これらの技術蓄積をふまえ、昭和58年5月、原型炉「もんじゅ」の設置が認可され、昭和65年臨界を目標に準備工事が進められている。さらにこれと並行して実証炉の計画についても検討が始められている。また、多目的高温ガス炉は原研を中心に開発が推進され、現在、昭和65年頃の運転開始をめどに実験炉の詳細設計が進められている。さらに、核融合炉は原研、大学、国立試験研究機関などで研究が推進され、なかでもトカマク方式の臨界プラズマ試験装置(JT-60)の建設が昭和61年度の加熱実験開始をめどに進められている。

(2) 軽水炉用材料

現在、わが国の原子力発電の主流を占めるのは軽水炉であり、高速増殖炉が本格的に商業化すると見込まれる21世紀初頭まではその王座はゆるぎそうもない。特に最近の10年間における軽水炉用材料の製造・加工技術および品質の向上は誠にめざましいものがある。

(a) 原子炉圧力容器用鋼材

軽水炉圧力容器用鋼材としては、内部欠陥がないこと、破壊靱性・耐照射脆化特性・疲れ特性・溶接性が良好なことなどが要求される。これらを満たす鋼材として、おもに実用されてきたのはASME SA533 B Cl. 1(SQV2A)鋼板とSA508 Cl. 2(SFVQ2A)鍛鋼であるが、最近ではアンダークラッドクラッキング(UCC)防止や供用期間中検査(ISI)期間短縮の観点から、後者はSA508 Cl. 3(SFVQ1A)鍛鋼に代えられてきており、日本原子力発電(原電)敦賀2号炉ではこれを初めて炉心領域の胴部にも採用している。

原子炉圧力容器を含む原子力機器・配管用材料に対する技術基準についてはわが国においても着々と整備され、なかでも破壊力学的解析手法は各分野で駆使されている。原子炉圧力容器用鋼材については、上記の材料を中心として容器の大型化やより厳しい品質要求に対処するため、各種の研究開発がわが国でも活発に行われてきた。

まず、鋼材の製造技術面では、電気炉溶解・炉外精錬・真空処理の採用や転炉鋼・中空鋼塊の使用による不純物元素・偏析の低減、原鋼塊の品質向上による鍛造効果の改善などの研究、加工技術面では、圧力容器に対する狭開先ミグ溶接法の開発、圧力容器内面に対するエレクトロスラッグ肉盛溶接法の開発、UCC対策の研究な

ど、さらに品質面では、圧力容器用超厚鋼材・溶接継手の各種破壊靱性、圧力容器ノズル部の熱衝撃特性、高温水素での疲れき裂成長特性などの研究がいずれも国際的に注目されており、鋼材および圧力容器の製造技術は世界最高水準にあると評価されている。

一方、原子炉圧力容器用鋼材の中性子照射脆化については、昭和52年から開始された国際原子力機関(IAEA)のPhase II計画でわが国から提供した鋼材・溶接継手の供試材(低Cu, P材)の照射脆化感受性が低いことが実証されたが、最近では加圧熱衝撃問題とから注目されている。すなわち、わが国のPWRでは初期プラントから鋼材・溶接継手中の不純物元素であるCuおよびP含有量が低く、そのため照射脆化の程度が小さいので、加圧熱衝撃事象が発生しても原子炉圧力容器の健全性は十分確保されるものと考えられているが、原子力発電の信頼性をいつそう向上させるため、通産省では昭和58年から6カ年計画で加圧熱衝撃実証試験プロジェクトを推進している。

以上のほか、弾塑性破壊力学解析法の確立、破壊靱性・疲れき裂成長速度・照射脆化感受性設計線図の見直しなどが今後の国際的な課題であり、わが国の寄与が期待される。

(b) 蒸気発生器伝熱管材料

蒸気発生器はPWR特有の機器で、材料面で最も重要なのは伝熱管材料の応力腐食割れ抵抗、全面腐食抵抗および耐孔食性である。これらについては国内外における蒸気発生器伝熱管の損傷にもとづき種々研究され、その成果をふまえてすぐれた特性が要求される。

わが国の研究のうち、伝熱管材料の品質面では、600合金の高温りん酸ソーダ溶液中または揮発性薬品処理(AVT)条件下での耐食挙動、応力腐食割れ感受性に及ぼす熱処理の影響の研究、昭和50~56年度にわたる通産省の「蒸気発生器信頼性実証試験」など、製造技術面では、回転造塊法による清浄度の向上、冷間製管時の残留応力の低減または圧縮化、あるいは特殊熱処理による応力腐食割れ抵抗の改善研究などが国際的にも注目される。

伝熱管材料としては、600合金が広く用いられてきたが、現在は上記の研究にもとづき、鋭敏化回復のための特殊熱処理を施した、いわゆるTT600合金が広く用いられている。なお、新型PWRではさらに応力腐食割れ抵抗を改善した690合金などが伝熱管候補材として検討されている。

(c) 配管材料

BWRの配管材料には耐食性・靱性が要求され、これらを満たす材料としてオーステナイト系ステンレス鋼

(304・316 鋼) および炭素鋼が用いられてきたが、このうち、国内外において前者の溶接継手に粒界応力腐食割れ損傷が相次いで発生したため、これの対策研究が国内でも種々行われてきた。

なかでも高温水中における各種オーステナイト系ステンレス鋼管・溶接継手の応力腐食割れ感受性の研究、配管用ステンレス鋼管の開発、昭和 51~58 年度にわたる通産省の「溶接部等熱影響部信頼性実証試験」などが国際的にも評価されている。

これらの成果にもとづき、C含有量を下げNを添加し細粒化した原子力用 304 および 316 ステンレス鋼が開発されている。また、応力腐食割れを防止する施工法として、管内面水冷溶接法、高周波加熱応力改善法や内面肉盛溶接法も開発された。

(d) 格納容器用鋼板

原子炉格納容器では PWR・BWR とともに大型化ないしは改良標準化が進められ、これらの対策として破壊靱性・溶接性などの研究が行われてきた。

PWR 格納容器は従来から鋼製円筒型容器で、溶接部を溶接後熱処理なしに使用できる最大板厚 38mm の SGV 49 鋼板が用いられてきたが、溶接後熱処理なしに板厚を 44.5mm まで拡大して使用することの可否が検討され、その使用が可能となつている。さらに出力 1100 MW 級の 4 ループプラントでは新たにプレストレストコンクリート製格納容器 (PCCV) が検討され、初めて原電敦賀 2 号炉に採用されるに至つた。

一方、BWR 格納容器は従来からドライウェルと圧力制御室から成る構造で、鋼板として前記の SGV 49 が用いられてきたが、改良型容器の開発に伴い、強度と靱性を高めた SPV 50 の適用性が検討され、強度を必要とする部材や板厚を薄くしたい部材にこれが用いられるようになった。

(3) 高速増殖炉用材料

高速増殖炉 (FBR) は冷却材として液体金属 Na を使用するため、特に構造材料には Na との共存性として、Na 腐食、Na 環境における材料強度、Na 中のトライボロジーなどにすぐれていることが要求される。したがって、この 10 年間、国内でも上記に関する研究が種々行われてきた。

まず、Na 腐食については、オーステナイト系ステンレス鋼 (304, 316, 321 鋼) および $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 系鋼に対する長時間の流動 Na 浸漬試験、上記両鋼種から構成されるバイメタリックループにおける脱炭・浸炭挙動、FBR 用 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の熱処理 (組織) の影響に関する研究などが国際的にも注目される。つぎに Na 環境における材料強度については、上記両鋼種を対象に、高温

Na 中におけるクリープ破断特性や低サイクル疲れ特性の研究、クリープ-疲れ相互作用の研究などが行われた。また、溶接技術面では、クリープ延性のすぐれたオーステナイト系溶接材料の開発とその溶接継手の強度およびひずみ評価法の研究、電子ビーム接接の適用性や Na 配管補修溶接法の研究なども行われた。

以上のような研究成果として、原型炉「もんじゅ」では最も注目される蒸気発生器過熱器伝熱管材として 321 ステンレス鋼、蒸発器伝熱管材として $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼がそれぞれ選定された。また、Na 環境効果に関する基準や線型累積損傷則にもとづくクリープ疲労評価基準などが昭和 56 年に設定された。

さらに 1990 年代に建設開始が予定されている実証炉に対しては、よりすぐれた蒸気発生器伝熱管材として、9Cr-1Mo-V-Nb 鋼、9Cr-2Mo 鋼、12Cr-1Mo-V 鋼、800 合金などが候補に挙げられ、研究が進められている。

(4) 多目的高温ガス炉用材料

多目的高温ガス炉は He を冷却材として使用し核熱のプロセスへの直接利用によつて熱交換器金属温度が 950~1000°C となるため、特に構造材料には He 環境との共存性にすぐれていることが要求される。この 10 年間、わが国でもこの線に沿つて種々の研究開発が行われてきた。

このうち、熱交換器用超耐熱合金の開発については、まず改良合金 (第一世代) として耐食性と高温強度を改善した Hastelloy XR が昭和 51 年に完成し、本合金に対して He 中の長時間クリープ破断試験・低サイクル疲れ試験が進行中であり、また長期腐食・浸炭・照射損傷などについても研究されている。さらに、工技院の大型プロジェクト「高温還元ガス利用による直接製鉄技術」の研究開発が昭和 48~55 年度にわたり行われ、その一環として超耐熱合金の開発が進められた。本合金には He 雰囲気中でのすぐれたクリープ破断強さに加え、良好な製管性・加工性・溶接性が要求されたが、これらを満足する合金 (第二世代) として当初の 11 種の候補材より Ni-Cr-W 系の SSS 113 MA および KSN が選定された。この成果は同様の原子炉を開発している西ドイツからも注目されている。

今後の課題としては、より苛酷な条件下での耐食性や低サイクル疲れ特性の向上、浸炭やトリチウム透過の防止対策、さらに He 雰囲気の不純物濃度などを考慮した耐久性評価法の確立などが残されている。

一方、圧力容器用材料としては、 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼および溶接継手を対象に照射脆化・熱時効・応力時効脆化・破壊靱性・疲れき裂伝ば特性などが研究されているが、設計疲れ曲線やクリープ-疲れ相互作用の許容損傷係数

の設定などが今後の課題である。

(5) 核融合炉用材料

核融合炉としては現在、世界的にトーラス型磁場閉じ込め方式に属するトカマク型が最も進歩しており、わが国でも原研の JT-60 が昭和 59 年に完成の予定である。トカマク炉はブランケット容器などの主要構造物、第一壁、ダイバータ板、配管類から成るが、特に第一壁構造材料は著しく高い中性子照射量を受けるため、プリスタリング (表面のふくれ)・脆化・疲れなどに対する照射損傷抵抗の高いこと、水環境下での応力腐食割れ抵抗のすぐれていること、溶接性の良いことなどが要求される。

わが国では学振第 122 委の核融合炉材料調査小委員会において昭和 50~55 年にわたり、316 ステンレス鋼・超合金・フェライト鋼・高融点金属 (Mo・Nb・V 系)・Ti 合金などの候補材料の調査ならびに 316 ステンレス鋼・Ni 基合金の熱疲れ特性、Mo・Mo 合金の機械的性質の研究が行われ、材料の使用限界を精度よく予測できるようなデータベースの整備、使用限界の拡大を目的とした新材料の開発の課題が提起された。

これを受けて原研では核融合炉材料研究委員会を設け、その協力を得てブランケット構造材料について疲れ・組織安定性・溶接性の研究、冷却水との共存性の研究、照射試験などを進めているが、今後は 316 ステンレス鋼に Ti を少量添加し Ni・Cr を調整した第一候補材料 (PCA) の母材・溶接継手を主体に、疲れ特性を含めた照射試験、冷却水環境下での応力腐食割れの研究などを推進する予定である。また、ダイバータまたはリミター用材料としての Mo 合金の溶接性・照射脆化、プラズマ壁相互作用である第一壁のスパッタリング・蒸発・プリスタリング、材料への重水素・トリチウムの侵入・透過による水素侵食や脆化なども重要な研究課題であり、これらの研究も始められている。

5.3.11 トピックス

(1) クラッド鋼

わが国においてクラッド鋼は、主としてボイラ・圧力容器などの分野で経済的かつ優れた耐食性を有する材料として広く使用されているステンレスクラッド厚鋼板を中心として発達してきた。昭和 50 年代に入り、主用途である圧力容器、貯槽類の腐食環境の多様化や、公害防止機器、海水淡水化設備、海洋構造物構成材など用途の拡大にともない、単にステンレス鋼のみならず、Cu 合金、Ni 合金、Ti 合金、Al 合金等の非鉄金属材料を合わせ材としたクラッド鋼の製造法や加工・溶接法の研究が活発となり、急速に実用化されてきている。図 5.3.14 はクラッド厚鋼板の用途分類例である。

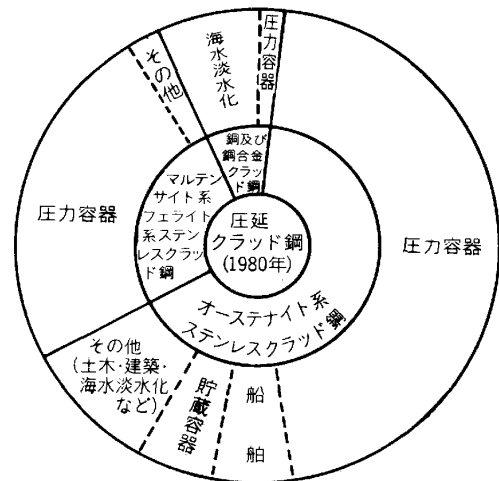


図 5.3.14 クラッド鋼の利用分野別分類 (圧延クラッド鋼の例)

最近 10 年間におけるクラッド鋼の主要な進歩として次の諸点が挙げられよう。

①クラッド鋼に関する技術基準はこれまでその大部分が民間の自主的な団体規格にまかされており、複雑に多様化していた。これらの規格をできるだけ JIS に統一し、また国際的にも整合性が得られるよう、日本高圧力技術協会クラッド鋼研究委員会を中心として種々の検討が行われ、昭和 52 年から 55 年にかけてクラッド鋼関係の JIS 規格が体系的に整備された。

②より高品質なクラッド鋼をより経済的に製造する方法の研究が盛んに進められ、製造法が多様化するとともに品質向上に大きく寄与している。

③これまで全厚約 8 mm 以上の厚板として使用される例が多かったが、0.5~4 mm 厚の薄板クラッドや、さらに薄肉の極薄クラッド帯の開発が行われ、クッキングウェア、温水ボイラ、建材など一般用途向けのほか、複合材特有の高機能性を活用して IC 用リードフレーム素材等電子・電気産業の分野においてもクラッド材活用の傾向が芽生えてきている。

④クラッド鋼が持つ経済性、高機能性が工場配管やパイプラインの分野でも注目され、炭素鋼管と高耐食合金管との間のギャップを埋める配管素材としてクラッド鋼管が利用され始めている。

(2) ラミネート型制振鋼板

二枚の鋼板の間に薄い樹脂層を挟んだラミネート型の制振鋼板が開発され実用化されている。これは振動エネルギーが曲げ変形時に生ずる剪断ずれによつて低次の熱エネルギーに変換され制振効果を発揮するものである。制振性能を示す損失係数も鋼板の値から三桁も改善され制振における物性上からは木材よりも良質の材料となっている。

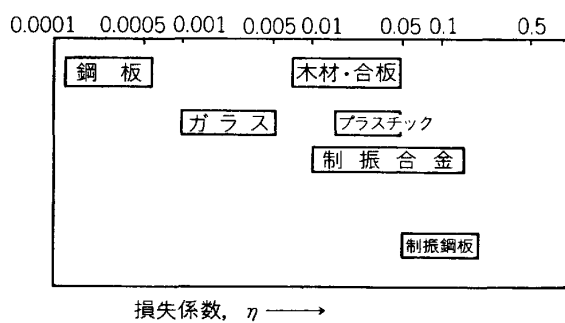


図 5.3.15 各種材料の制振性能

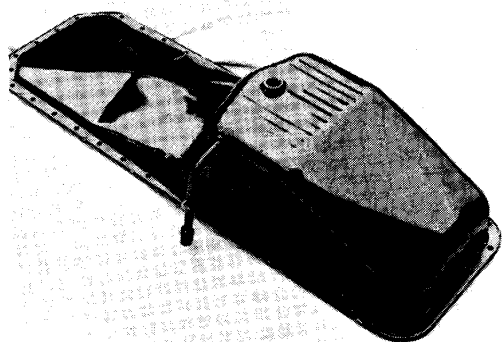


写真 5.3.2 制振鋼板によるオイルパン

現在、制振鋼板に対するニーズの最も高い分野は自動車である。高張力鋼板による薄肉化と高出力化を進めてまた自動車業界では、昭和 54 年に続く 60 年からの第二段階加速走行騒音規制への対応を迫られている。しかし、この対応には現行の生産方式を変えたくない。このようなニーズから制振鋼板は、従来の鋼板と同様の深絞りができるようになっており、溶接も可能なようなくふうされている。

制振鋼板は当初スウェーデン、米国で開発され、特にスウェーデンでは自動車のオイルパンとして実用化されている。我が国では、数年前より、橋梁、船舶、モーターカバー等の用途開発から始められたが、近年自動車分野のニーズの高まりと共に、高炉メーカーがいつせいに参画するところとなり、現在、トラック部門のオイルパンを皮切りに実用化段階に入っている。このほかのニーズとしては前記モーターカバー等に、建材部門では鉄骨階段や屋根材、また鋼製家具や建具の分野では高級仕上げに見合う質感の向上対策等として今後の広がりが期待できよう。

制振鋼板によつて確立された製造技術からは、各種のラミネート鋼板の製造が可能である。制振用粘弾性体の代わりに厚手の硬質の樹脂をはさみ剛性を上げることによつて鋼板を薄くできる軽量化ラミネート鋼板や、片面にステンレス等を貼り付けることによつて耐食性や意匠性を向上させ、さらに樹脂に制振性や軽量性を付与させたいわば多機能鋼板と言うべきものも可能である。この

ように見てくるとラミネート鋼板は、従来の鋼板の持っている欠点、すなわち、共振する、重い、錆びやすい、冷たく硬い感触等を高分子材料との複合化によつて改善し、従来、国民生活の主として機能面を担ってきた鋼材を、情緒面への新しい需要開発の道を拓いていく技術と見ることもできよう。

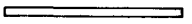
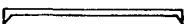

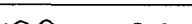
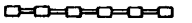
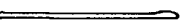

(3) 制振合金

近年、産業構造が徐々に変化して、鉄鋼・重化学工業を中心とした『重厚長大』の時代から、ハイテクノロジー産業中心の『軽薄短小』の時代へと移り変わつていくといわれる。このような状況のもとで、高速化、高性能化、低コスト化、省エネルギー化などが極端に進み、それに伴つて、振動防止技術の重要性はますます高まりつつある。これに答えて、各種の新材料が開発され、実用化に向けて試行錯誤が繰り返されている。すでに、昭和 54 年までに国内で出願された制振合金に関する特許の件数は、50 件をこえていたが、現在では、到底数えきれないほどの多数に及んでいるものと推定される。わが国における各企業のこの分野での関心度の高さを、伺い知ることができよう。

対象となる制振合金の種類は、①複合型、②強磁性型、③転位型、④双晶型の 4 つの型に属するもののほかに、⑤粒界腐食型ステンレス鋼板、および⑥積層複合鋼板の 2 種類が、最近の 10 年間にあらたに加わつた。総じて、研究者人口は激増しているものと思われるが、その関心度と人気の高さのわりには、実際には、普及は遅いのが現状である。それは、合金開発というハードウェアのほかに、開発された特定材料の利用技術というソフトウェアの役割がより重要で、一つの問題の解決に長い年月を要するからである。すなわち、制振合金材料の開発は、境界領域研究の最たるものである。したがつて、材料開発面では、合金内部で起こる音波の吸収の原因を究明し、固体、液体、気体の音波物性に関する基礎知識を十分に活かした広汎な材料科学的研究を必要とする。また、用途開発面では、振動・騒音の理論、計測工学、コンピュータ・ハードウェア、コンピュータ・ソフトウェア、プロトタイプ製作のような周辺技術を十分に活用することも必要である。

鉄基合金では、まず、片状黒鉛鑄鉄がある。これは、黒鉛の高い減衰を利用するもので、よく知られた古い材料である。ところが、これにニッケルなどを多量に添加して、地をオーステナイト化し、低熱膨張係数と高減衰能を両立させた新型鑄鉄がある。最近、これを精密工作機械の土台に使用して、工作精度の向上を計るという例を見かける。鑄鉄材料の高付加価値化の新技術として、注目に値する。鉄基合金のもう一つの型は、強磁性型

表 5.3.8 スチールファイバーの種類

製造法	形状	標準寸法 (mm)		素材
		径: d	長さ: l	
薄板切断法		0.25×0.5 0.5×0.5	25 30	JISG 3141 (冷延鋼板) JISG 4305 (ステンレス鋼板)
		0.35×0.5 0.35×0.6	20 30	
		0.25×0.5 0.5×0.5	25 32	
		0.5×0.5	30	
線材切断法		0.25~0.65	20~40	JISG 3532
溶鋼抽出法		0.3~0.4	30	SUS 430, 304
鋼塊切削法		0.3~0.5	30	JISG 3101

で、クロム、アルミニウム、モリブデンなどを多量に添加した種々の実用合金が試作され、検討されている。なお、鉄基合金以外の全般にわたる詳細な解説は、文献 [日本金属学会編：金属便覧（昭和 57 年 12 月 20 日）、p. 969 [丸善]] を参照されたい。

(4) スチールファイバー

スチールファイバー (SF) はコンクリートのもろい性質（曲げ、引張り、衝撃）を積極的に改善しようとするもので、効果的混入率は 0.5~1.5 vol% である。現在、市販されている SF の形状寸法を表 5.3.8 に示す。SF の製造法と利用技術の研究開発が活発化したのは 1973 年頃で米国より約 10 年遅れて着手されたが、土木材料としての実用化は我が国が最も進んでいる。

ここでは、我が国における近況、すなわち、スチールファイバーコンクリート (SFRC) 関係の基準化の動き、SF の需要動向、新分野への適用状況を概説する。

まず、基準化については、1980 年、日本トンネル協会で SFRC 設計施工指針が作成され、トンネル覆工に SFRC が本格的に使用されるようになってきている。その後、道路、橋梁、ダム、法面保護等、一般土木用途を対象に、SF の品質、すなわち、形状寸法、素材、引張強度 ($\geq 60 \text{ kgf/mm}^2$) も規定された指針 (案) が土木学会より発刊 (1983 年 3 月) されている。

一方、建築分野では、階段、間仕切り壁等の 2 次製品の実用化に加え、最近では鉄筋コンクリート構造物の柱、梁、耐震壁のせん断補強に関する研究が学会委員会活動として進められており、設計指針も制定される気運にある。

つぎに、SF の需要動向については、1983 年度の我が国の需要量は約 3500 t で、過去 5 年間で 2 倍強と大きな伸びを示している。使用分野別に構成比率をみると図 5.3.16 のとおりで、トンネルおよび地下発電所向が最も多く、次いでコンクリート 2 次製品となつている。その

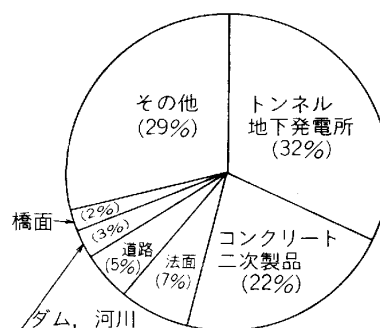


図 5.3.16 スチールファイバーの用途別使用比率 (1983 年度：鋼材倶楽部推定)

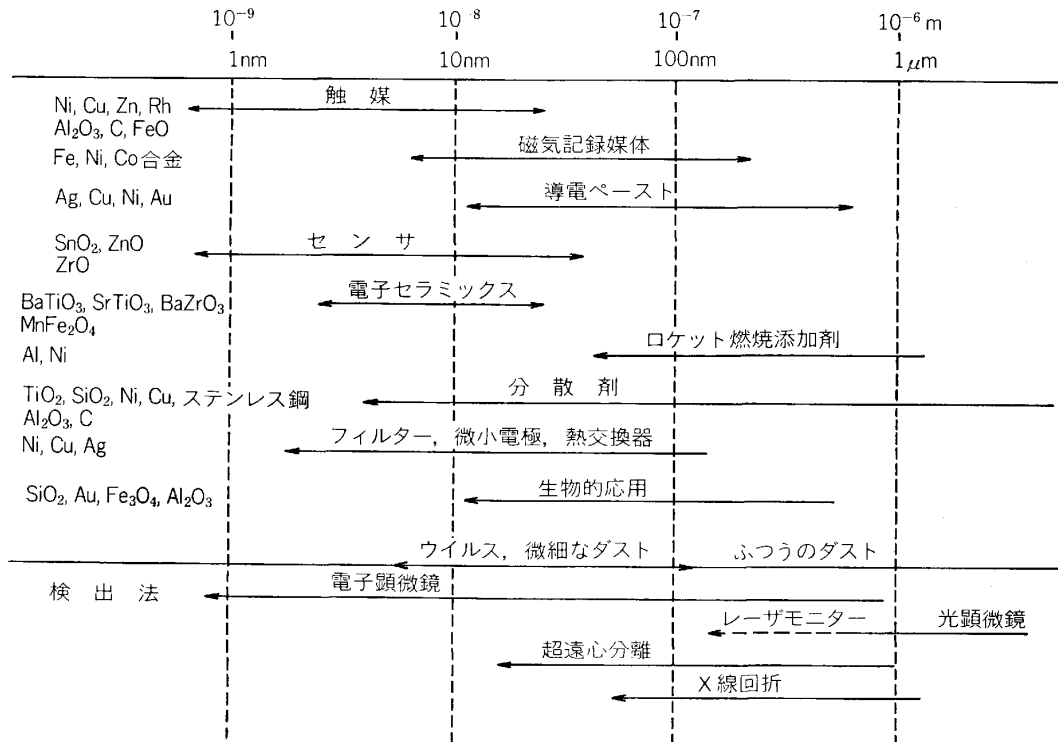
他では耐火炉材用のステンレス製 (SUS 430, 304, 等) の占める割合が大きい。

一方、寸法が上記ファイバーよりも一桁小さい、極微細ファイバーも開発され、これを 10~15 vol% プラスチックに混入して、電磁波シールド性をもつ良質な導電性プラスチックを作り、電子機器のケースなどに適用されている。試験的段階であるが注目すべき用途といえる。このように、コンクリート、耐火炉材との複合化以外の新しい分野の研究は、開始された段階であるが、今後の発展が期待されている。

(5) 超微粒子

いま超微粒子と呼ばれているのは粒径およそ 1 ナノメートル ($\text{nm} = 10^{-9} \text{ m} = 10^{-3} \mu\text{m} = 10 \text{ \AA}$) から 100 nm の範囲の、おもに金属、セラミックス、またはプラスチックの粒子である。電子顕微鏡の発達によつて単一粒子の観察が可能になつた。超微粒子の集合状態では通常粒子相互に付着沈降し粉末状になるので、その状態のものを超微粉と呼ぶ。粒径が 1 nm 程度よりもさらに小さい粒子はクラスターと呼ばれる。クラスターは数百個未満の原子の集合した塊りで、いわゆる超微粒子は数百個以上数千万個未満の原子の集合した塊りということになる。たとえば鉄の原子を一つずつ結合させてゆくと、どんな

表 5.3.9 超微粒子の利用例その他



ことが起こるか—を知ろうとするのがクラスターの研究である。鉄の固体(塊り)を粉々にして細かくしてゆくと何か面白い材料が生まれるだろうか—というのは超微粒子の研究開発である。鉄、ニッケル、コバルトなどの磁区(単位磁石)の大きさは 100 \AA 程度と知れていたので磁気記録テープなどの記録密度を上げるためには、磁性合金の、粒径 200 \AA 程度の超微粉をつくり、稠密に並べることになった。また粒径が小さくなるほど(表面積/体積)の比が大きくなり表面の物理化学的活性が強調されることが容易に推測(推算)できる。あるいは、個々の超微粒子が有限個数の自由電子しか持てないことに起因する特異な電子的性質が期待されている。

超微粒子と超微粉に関しては、極めて最近日本で刊行された2冊の特集誌(“超微粒子”固体物理別冊特集号1984年(株)アグネ技術センター, “超微粒子”日本の科学と技術5-6 vol. 25 No. 227, 1984(財団法人)日本科学技術振興財団)に詳しい記事がある。天体物理学者によると宇宙空間にはいたるところに 10 nm 径ほどのFe超微粒子が浮遊しているという。また淡水バクテリアのなかには、それ自身の体内に 50 nm 径ほどのマグネタイト超微粒子をつくるものがある。

クラスターの研究は西欧、米国、ソ連などで急増する兆がある。それはレーザー分光技術、超高真空技術、極低温技術などの活用によつて行われている。クラスターの程度での結晶性(短範囲規則性)は、アモルファス構

造の科学と関係が深いことは明らかである。

表5.3.9は金属、セラミックスと限らず、大きさだけに着目して、超微粒子(粉)の世界を概観したものである。これからのファインテクノロジーのなかで、超微粒子は超微細ファイバーと共に複合材料、アモルファス材料の素材として、あるいは(微)生物に関する仕事の材料として発展してゆくであろう。

(6) 鉄箔

「鉄箔」は、広義には圧延により製造される $150 \mu\text{m}$ 以下の鋼箔(Steel Foil)と、電解法による、いわゆる鉄箔(Iron Foil)の両者を含む。

4段圧延機を用いて製造される広幅鋼箔は、すでに $50 \mu\text{m}$ のものまで数社から売り出されており、各種用途に使用されている。鋼箔の場合、熱延コイルから冷延、焼鈍された原板を、2次冷延で所定の厚みまで圧延するが、ワークロール径を小さくすれば(例えば 320 mm 以下)、 $20 \sim 30 \mu\text{m}$ までの圧延も可能になる。この場合、小径ロールで形状制御性に優れたFFC(Flexible Flatness Control mill)ミルが良形状を得やすく、我が国でも最近、5段および6段のFFCミルによる $30 \mu\text{m}$ 鋼箔の供給が可能になった。これらの極薄鋼箔は、2次冷延前にせず、亜鉛をめつきした、いわゆるTin First, Zinc Firstが普通で、テンパーも硬質タイプである。

一方、チタンなどの回転ドラム基体上に鉄めつきを行い、電着層を連続的に剝離して極薄箔を得る方法も実用

化されており、電解鉄であることから鉄箔と呼ばれている。鉄箔は、硬質の鋼箔にくらべると、やわらかく加工性に優れており、形状も良い、鉄箔の場合、ゼロから増厚する方法のため理論的にはいかなる超極薄箔も製造可能だが、実際にはドラムからの剝離、設備内の通板の面から制約を受け、現在では $15\ \mu\text{m}$ が最小厚である。鉄箔は通常、亜鉛、ニッケルなどのめつきが施されており、脱脂などの前処理なしに他材料との複合ができるため、ラミネート用途には好適な材料といえる。結晶組織は、鋼箔が圧延方向に伸ばされた繊維状組織であるのに対し、鉄箔は厚み方向に成長した柱状晶組織をもち、方向性がない。鉄箔の表面は、基体に接する面が鏡面で、他面が鉄電着特有のピラミッド状の多数の結晶よりなる梨地状を呈するという特徴をもつ。また、鉄箔は容易に手でちぎることができ、鉄というよりも紙に近い感触をもつ。

鋼箔も鉄箔も同じ鉄鋼系の材料で、他の金属箔に対して、強度、保形性、耐熱性、電磁波シールド性の面で優れ、磁石がつき、かつ、磁気シールド性も合わせもつという特徴がある。鋼箔、鉄箔の用途のうち、 $50\ \mu\text{m}$ 以上の比較的厚い用途には鋼箔が用いられ、代表的なものには、乾電池極板、ガスケット、フレキシブルチューブ、抵抗器キャップ、インナーシールドなどがある。鉄箔は、 $20\sim 25\ \mu\text{m}$ の厚みを中心として、白板、教材、磁気カードケース、フロッピーディスクケース、電子部品、壁紙、断熱ボード、その他各種用途に使われている。鉄箔および極薄鋼箔の最も期待される用途として、EMI対策用の電磁波シールド材用途がある。米国 FCC (Federal Communications Commission) 規制などに対する EMI (Electro-magnetic Interference) 対策については、導電性塗料、導電性プラスチック、亜鉛溶射など各種考えられているが、金属箔を用いることも有力な手段であり、なかでも鉄箔のシールド特性は優れており、筐体の内張りや回路の局部シールドなどに応用されつつある。

(7) 急冷薄帯

急冷薄帯という名称は「熔融金属を冷却面が移動更新する冷却体の上に直接かつ連続的に供給して形成させた結晶質の薄帯」という内容で最近用いられている。鉄鋼産業における技術開発課題としてそのルーツはベッセマーの昔にさかのぼるが、展開を見せたのは 1970 年代に入つて非晶質合金にやや遅れて結晶質合金を研究室でリボンに作成し主として非平衡相などの研究が開始されてからである。このような流れの中で新しい鉄鋼材料という位置づけで開発研究が進められている代表的な材料として高珪素鋼急冷薄帯がある。津屋らは $6.5\% \text{Si-Fe}$ 薄

帯を双ロール法などで試作した。珪素鋼は難加工性のために工業的には Si 量の上限を約 3.5% としているが Si 量を 6.5% あたりまで増すと磁歪の減少と電気抵抗の増大のために軟磁気特性が向上することが知られている。その後いくつかの研究所と企業で研究開発が進められている。双ロール法の凝固集合組織 (100) [okl] を利用して 2 方向性珪素鋼や完全面内無方向性珪素鋼への手がかりも考えられている。

急冷薄帯の作成技術としては単ロール法と双ロール法が代表的である。単ロール法では主に $60\ \mu\text{m}$ 厚以下の薄帯が作成され、さらに $0.5\ \text{mm}$ 厚あたりまでの薄帯は双ロール法が用いられている。珪素鋼を双ロール法で作成した場合、ロール接触時の冷却速度は $10^5\sim 10^6\ \text{K/s}$ 、凝固速度は約 $15\ \text{mm}/\sqrt{\text{min}}$ に達し、 dendrite の 1 次アーム長の観測から凝固は通常知られている Si の拡散に律速される dendrite 成長機構によるとする報告がある。

以上のような研究室段階を経て

① 全く新しい、あるいはより高い機能をもつ新材料の工業化

② 熱延冷延工程を大幅に省略することにより生じる製造コストの低減と省エネルギー化を目的とする工業化段階のハード・プロセスの開発が進行中である。

(8) アモルファス合金

永い人類文明を支えてきた金属の分野に新しいタイプの金属が仲間入りしようとしている。それは“アモルファス合金”である。“アモルファス”とは非晶質の意味で、原子配列に規則性がない構造をもつ物質の総称であると考えられてきたが、この通念とは異なるアモルファス合金は、その新しい製造技術と共に、結晶金属では得難いユニークな材料特性を具備するために、新材料の一つとして脚光を浴びている。

アモルファス合金の製造法を大別すると、溶けた金属を $10^4\sim 10^6\ \text{C/s}$ の速度で急冷して液体構造を凍結する液体急冷法と気体状原子を基板上に堆積させる気相堆積法に分類される。前者の方法は溶湯から直接に薄帯、細線、粒末の素材を製造することができる点で重要な技術であり、現在、図 5.3.17 (a) の単ロール法により最大幅 $30\ \text{cm}$ 、厚み $0.05\ \text{mm}$ の薄帯が、(b) の回転液中紡糸法により最大径 $0.2\ \text{mm}$ の細線が連続生産できる。一方、後者の方法により薄膜や超微粒子の作製が試みられている。その他、めつきやレーザー加熱による表面コーティング、衝撃圧着や爆薬圧着によるバルク成形、レーザー加熱や超音波による接合など種々の技術が開発されつ

表 5.3.10 アモルファス金属の主要な性質と応用例

性 質	特 性 例	応 用 例
強 靱 性	高降伏強さ： $E/30 \sim E/50$ (E :ヤング率) 高破断強さ： ~ 4.5 GPa 高硬さ： ~ 1400 ビッカース硬さ	刃物、複合材料、バネ、ひずみ検出材料、ワイヤなど
耐 食 性	高耐全面腐食(酸性, 中性, アルカリ性溶液), 耐孔食, 耐すきま腐食	フィルタ, 電極, 混紡材料など
軟 磁 性	低保磁力： ~ 0.1 A/m 高透磁率： $\sim 10^5$ 低鉄損： ~ 0.1 W/kg 高飽和磁束密度： ~ 1.7 T	磁気シールド, 磁気ヘッド, 巻き鉄心, 磁気フィルタ, 柱上トランスなど
磁気ひずみ	高磁気ひずみ： $\sim 50 \times 10^{-6}$ 高電気機械係数： ~ 0.7	振動子, 遅延線, センサなど
インパー・エリクパー	広い温度範囲で熱膨張係数と弾性係数が小さい, 高 JE 効果	バネ, スプリング, 遅延線, センサなど
放射線損傷	中性子照射により脆化しない	耐放射線材料
超伝導性	第二種超伝導体 T_c : ~ 9 K J_c : ~ 10 A/cm ²	ヘリウム液面計, 温度センサ, 磁場センサなど
そ の 他	音波伝搬特性, 水素吸蔵特性, 触媒能など	

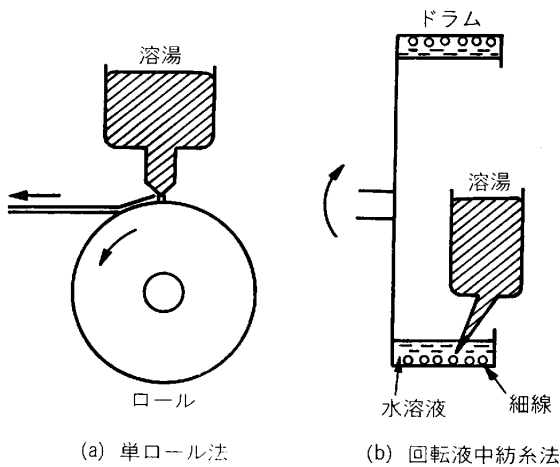


図 5.3.17 液体からアモルファス薄帯および細線を製造する原理

(9) 超塑性材料

超塑性現象が発見されてから 50 余年経て、ここ 10 年の間に、急速に、その利用開発が進みつつある。1981 年 10 月に工技院の次世代産業基盤技術開発制度が発足し、その中で、耐熱用 Ni 基超塑性合金および高比強度 Ti 基超塑性合金の開発、製造・加工プロセス、合金および加工品の性能評価など、一貫した研究・開発プロジェクトが進められている。

鉄鋼系の微細結晶粒超塑性材料は、表 5.3.11 に示すように、まだ少ないが、構造物材料としての特性のほか、固相接合能、振動吸収能、二次成形能など、多くの機能を併せもつ材料として、その利用開発は、多方面にわたるものと期待されている。

超塑性材料は、near net shape に成形可能であるが、使用時には、熱処理によつて強度・靱性などの要求性能を充足させ、また、後述の複合材料化および複合加工品化によつて、構造・機能を併せもつものとする事が多い。

超塑性過共析鋼板と構造用鋼板との超塑性発現温度域における圧着圧延による多層複合材は、固相接合能を利用したもので、強度面で複合則を充足するほか、脆性-

表 5.3.11 主な鉄鋼系超塑性材料

名 称	組 成 (wt%)	超塑性温度 (°C)	m 値	伸び (%)
共析鋼	Fe-0.91C-0.45Mn	716	0.42	133
過共析鋼	Fe-1.3~1.9C	600~800	0.52	750
合金鋼 (AISI1340)	Fe-0.42C-1.9Mn	727	0.5	460
合金鋼	Fe-1.5Mn-0.8P	800~900	0.52	400
合金鋼	Fe-1.5Ni-1.0P	800~900	0.52	400
IN 744 (Unitoy 326)	Fe-26Cr-6.5Ni	870~980	0.5	600
高合金鋼	Fe-4Ni-3Mo-1.6Ti	900	0.58	820
工具鋼	Fe-0.88C-1.15Mn-0.48Cr-0.5W-0.22V	650	0.5	1200

つある。

安定なアモルファス合金として、金属-半金属系および金属-金属系が知られている。合金の種類は数多くあるが、とくに Fe, Co, Ni と B, C, P, Si の半金属 10~30 at% とを組み合わせた合金および Fe, Co, Ni と Zr 10 at% とを組み合わせた合金は磁性材料、耐食材料、高強度材料などとして重要であり、Nb, Ti, Zr 系合金は超伝導材料や水素吸蔵材料として、また Pt, Pd 系合金は電極材料などとして注目されている。

これらの合金は、その特殊な構造を反映して、ユニークな特性をもつ。その主な性質と応用例をまとめて表 5.3.10 に示す。高強靱性、高耐食性、極軟磁性の外に、超伝導性、ガス吸収性、触媒能、音波低減衰能などの種々の物性が明らかにされている。現在、電磁材料を中心に実用化が進められており、今後さらに広い分野の材料として開発されるだろう。

延性遷移温度の低下, およびき裂伝播特性の向上など, 材料特性も優れている. また, 非鉄系微細結晶粒超塑性合金板と鋼板とを圧着圧延した複合材では, 二次成形能, 振動吸収能, 吸音能などを併せもつほか, 共振点移動用構造材料としても活用されている.

超塑性を利用した各種の成形過程において, 他の材料との固相接合も広く行われ, また, 他の加工手段による複数の加工品を固相状態において接合するため, 箔状および粉末状の超塑性材料が利用されている.

超塑性発現温度域における恒温鍛造, ダイレスフォーミング, 高速・緩速組み合わせ鍛造, 複合材押し出しなどの加工技術は, 温度およびひずみ速度制御技術の高度化を促し, これらが一般材料の新しい加工技術開発の端緒となつている例もみられ, 超塑性の波及効果は, 広がるであろう.

(10) チタンおよびチタン合金

1960年代, 急成長したわが国のナフサを原料とする石油化学工場は, チタン製の機器を使用し, アセトアルデヒド, アセトン, テレフタル酸, カプロラタタム, アクリロ・ニトリル等を生産するようになり, ナイロン・テトロン・カンミロン等の合成繊維工業を大きく発展させた. このほか尿素肥料, メラミン, 合成ゴムなどの生産工場でも多くのチタンが高温高圧反応容器などに使用され, 化学工業へのチタンの需要は漸増していた. しかし1970年代になつて石油危機の影響がみられるようになり, チタンの需要減退が懸念されたが, 同じ時期に, ソーダ電解工業の電極材としてのチタンの需要が急増し, チタンストリップの量産技術の確立が急務となつた. これに対応して近代製鉄所のホットおよびコールド・タンデムミルやZ-ミルによるチタンストリップの量産技術が, 世界に先がけて, わが国で開発され実用化が始まつた. ソーダ電解以外の電解用電極としても, また表面処理装置用の電極としても, チタンの優れた電極特性が確認され, 黒鉛に代わつて4000t以上のチタンがこの分野に出荷されたものと推定される. 1970年中頃から量

産可能となつたストリップを使用して連続成形溶接加工し, 薄肉溶接チタン管が量産できるようになつた. チタンは銅合金管より優れた伝熱特性をもち, 海水中では永久使用可能とわかり, 漸次日・米・欧各国の臨海発電所でチタンの利用が始まつた.

1980年, 第4回チタン国際会議が京都で開催された. チタンの国際会議は4年に1度, オリンピックの年に開催される. この京都大会で, 日・仏・米などの電力, タービン, チタンの専門家が一堂に会して討論会をもつた. その結果, 東京電力の広野火力発電所と福島第2原子力発電所のチタン製復水器の合理性が確認され, わが国はもちろん全世界に大きな反響を呼ぶこととなつた. これらの復水器は, 世界で初めて, 0.5mm薄肉厚の“焼鈍なし”のチタン溶接管 (JIS H 4631 TTH35W) と厚肉広幅チタン管板 (JIS H 4600 TP 49H) を採用, 東芝によつて現地溶接, 製作された. かくしてメンテナンス・フリーのチタン製復水器は普及し, 合計8000t以上のチタンの出荷をみるに至つた. この頃, 中近東産油国向け海水淡水化装置にも3000t以上のチタン薄肉溶接管が使用され, 一時チタン管ブームと世間をさわがせた.

国内のスポンジチタン (全生産能力34000t/年) および工業用純チタン (全溶解能力16800t/年) の製造, 利用等の技術は欧米に先行するものがある反面, チタン合金の技術は著しく遅れている. ボーイング社のB-747旅客機用にチタン合金 (主として6Al-4V) 素材約21000tが米国市場で調達されたと推定され, 軍用機ではこれをこえる機種もある. 米国各社のチタン (全溶解能力51300t/年) は合金が主製品で, 生産量もソ連と並び大きい. 日本のチタン合金の利用分野は欧・米各国と比較するときわめて少量に過ぎない. しかし軽く強いチタン合金を, 宇宙航空機, 海洋開発機器, 深海調査船, 各種発電機, 車輛, 建築, 医療機器, カメラ・メガネ・時計・スポーツ用品などの材料として, 今後, 積極的に開発する方向にある.