

腐食、液体ナトリウムによる腐食などが挙げられる。

最近の重要かつ緊急な開発目標となつていゝものに、多目的高温ガス炉の配管用ならびに熱交換機用材料がある。これは $1,000^{\circ}\text{C}$ で 1 kg/mm^2 の応力下で10万 hr 以上のクリープ破断寿命を持つことが必要とされており、開発に成功すれば波及効果の大きい材料である。

(3) 耐食鋼・ステンレス鋼

(a) 耐食鋼 耐食性鋼はその本質を生かして無塗装で使用する事がもつと真剣に考えられてよい。また塗装して使用する場合には、再塗装までの耐用年数が一般鋼材とくらべてどの位延長されるのかという使用結果のデータの整理が必要である。

他の低合金耐食鋼についても、その特徴を活かしてどう使用するかが今後の課題である。

(b) ステンレス鋼 化学工業その他の進歩にともない、使用環境は材料に対してますます苛酷になつていゝが、特に応力腐食と孔食との二つが今後も重要な問題として残される。一方、資源的には貴重な金属であるニッケルを節約する必要性もますます大きくなるので、ニッケルを使わないフェライト系クロムステンレス鋼、あるいはニッケルを他の金属とおきかえたオーステナイト系ステンレス鋼などの開発も当面の重要課題の一つである。

(4) 表面処理鋼板

(a) 金属めつき鋼板 今日金属めつき鋼板の主流は錫めつき鋼板(ぶりき)および亜鉛めつき鋼板の二つであるが、錫はもちろんのこと亜鉛も資源的および精錬供給に不安があり、今後長期間にわたつてこれらのめつき鋼板を現在のペースで生産をつづけることは困難である。ぶりきに替る缶用材料としてはクロムメッキをして錫なし鋼板(TFS)がわが国で開発されかなり広く使用されている。さらに省資源と廃缶の回収再利用の見地からは冷延鋼板(ブラックプレート)をそのまま使用することも検討されている。

また亜鉛を節減するためには亜鉛・アルミニウム合金めつきが注目されているがニッケル、コバルト、モリブデンなどとの合金めつきを含めて今後さらに省資源・省エネルギーの観点から金属めつき鋼板を見直すことが必要になるであろう。

(b) 塗装鋼板 上述のように金属めつき鋼板が見直されるに当たつて、耐食性がすぐれさらに鉄にない新しい特性を備え持つ塗装鋼板に対する期待は大きい。

塗装鋼板の製造上の問題点は有機溶媒による職場環境の汚染である。これに対しては電着塗装を含めた水溶性塗料、電子線・紫外線硬化技術を利用した無溶剤塗料、粉体塗料などが無公害塗装の新しい技術として注目されている。

5.2 鉄 鋼 材 料

5.2.1 構造用高張力鋼

(1) 概 況

わが国の粗鋼生産は、昭和40年以来44年まで着実な伸びを示してきたが、45年には金融引締め政策にともなつ

て、伸びが低下し、46年には粗鋼減産やドルショックの影響により粗鋼生産量の伸びがマイナスになつた。さらにその後は粗鋼生産が増勢に転じたとはいえ、エネルギー危機などの影響により、その伸びは停滞し勝ちの傾向を示している。しかしこの間にも、高張力鋼の生産は常に増勢を続けたことは注目すべきことであろう。このことは、造船・橋梁・容器その他の構造物が年を追つて大型化し、それにつれて、使用鋼材も高張力鋼化してきたためと思われる。

高張力鋼に関する研究開発についても、この10年間に精力的な活動がおこなわれた。数多くの新製品や新技術が生み出され実用化された。硫化水素割れに強い高張力鋼、AIN を多く含む高靱性鋼、溶接割れを生じ難い高張力鋼、溶接ボンド部靱性のすぐれた鋼材、新しい低温用鋼など、枚挙にいとまがない程である。

各種の委員会の研究活動も現実のニーズに支えられて非常に活発であつた。初期の LT 委員会、9N 委員会、HT 委員会、UH 委員会、EW 委員会などをはじめ、各学協会における委員会、部会の活動には、多くの学者、専門家や研究者が参加し、すぐれた活動をおこなつた。44年には、国際溶接学会が京都で開催されたほか、多くの国際的なシンポジウムも、この10年間に日本で開かれた。高張力鋼の各種規格も次第に整備され、42年には、 60 kg/mm^2 級 (HT 60) までの高張力鋼が JIS 規格に制定された。

このほか、球形タンクや船舶などの事故発生に端を発した破壊に関する研究が、非常に熱心に取り上げられ遂行された。これらの研究の中から、新しい技術的發展が生まれている。

また、原子力発電にともなう揚水発電所や、海洋開発、長大橋、重油脱硫など、新しいニーズの発生にともなう高張力鋼のレベルアップに、努力が集中された結果、従来の技術を越える高張力鋼が製造されるようになった。例えば、 80 kg/mm^2 級高張力鋼 (HT 80) では、厚肉化がすすみ、各社とも、現在では、75 mm 厚のものが生産できるようになつていゝ。

かくして、わが国の高張力鋼は、質量ともに、世界一流のレベルにまで、この10年間に到達したと考えられる。

以下、詳細に高張力鋼の発展について述べる。

(2) 非調質高張力鋼

(a) 造船、海洋構造物用の鋼材

造船用鋼は以前は殆んどが軟鋼であつたが37年頃から船型の大型化に伴う船体重量の軽減と積載量の増加のため 50 kg/mm^2 級高張力鋼 (HT-50) のメリットが認められるようになり、主要構造物の一部に使用され始め、現在ではかなりの比率になつていゝ。造船用鋼板として要求される性能は、使用場所、施工法により異なつてくる。

イ) 溶接割れ性のすぐれた鋼板の開発

HT-50 は軟鋼に比べ溶接われ感受性が高くなるのは避けられず、特に冬期に上向きすみ肉や、横向突合せ溶接部のような低入熱多層溶接を行うと割れが発生することがある。この問題に対しては、まず製鋼過程における管理体制の強化により Ceq. の低位管理が可能になつた

こと、割れに対する研究成果の活用から、バランスのとれた成分設計による改善（合金元素添加型）、特殊熱処理による予熱不要の鋼板の開発（熱処理型）があわせ行われ船舶の安全性に対して大きく寄与した。

ロ）大入熱用鋼板の開発

わが国の造船界が今日の隆盛を見た一つの原因に溶接の高能率化が特に進んだことが挙げられる。高能率の大入熱溶接を行なうと溶接熱影響部のじん性低下の原因となることは溶接施工の能率化の上で永年の悩みであり、その解決に近年多大の努力が払われてきた。最近特殊元素（Ti など）の利用によりこの問題解決の見通しが得られ大入熱用鋼板が開発され始めた。今後の発展が期待されている。

ハ）耐ラメラティア鋼の開発

近年、船体の大型化、複雑化から板厚方向に大きい応力が加わる部材がでており、非金属介在物に沿って層状に割れるラメラティアが大きな問題となつている。重骨組構造である海洋構造物では特に問題が多い。この数年ラメラティアに関する研究は特に意欲的に行われ発生要因の解明、評価法の確立、耐ラメラティア鋼の製造に多くの成果が得られた。脱硫、脱ガス、介在物の分散化など高度の製鋼技術活用により得られた清浄な鋼の使用と、構造に応じた適切な施工法の選択によりラメラティアの防止は可能になつたと考えてよく、わが国の成果は IIW でも高く評価されるに至っている。

ニ）降伏点 36 kg/mm² 鋼

わが国の造船用 HT-50 は降伏点 32 kg/mm² が主であるが欧州では 36 kg/mm² が多い。降伏点を上げるには通常 Nb を利用するがわが国のような大入熱溶接を行うと溶接部のじん性低下のため欧州の成分系をそのまま用いることはできない。近年この面での開発も進み合金成分、熱処理の利用によるじん性低下の少ない 36 kg/mm² 鋼が開発されつつある。

（b）ラインパイプ用鋼

わが国におけるラインパイプ用鋼の開発は、この10年間にわたる発展の中で是非とも触れなければならない事の一つである。

エネルギー源として、石油や天然ガスの需要が近年著しく増大し、これにともなつて、世界的な規模で、新しい油田やガス田の開発が精力的に開発されはじめたため、これらを輸送する手段の一つとして、大規模なパイプラインが建設されつつある。例えば、アラスカのプルドー湾沿岸、カナダ北極域、ソ連の北極海沿岸、チュメニ、ヤクーツクなどである。その結果、これらのラインパイプ用の鋼材として、寒冷地向けの高張力ラインパイプ用鋼に対する需要が大きくあらわれてきた。

これに対して、特筆すべき開発の一つは、アラスカのプルドー湾沿岸の油田から太平洋岸まで 800 マイルにわたつてラインパイプを建設しようとする TAPS 向けの X65 の製造である。このパイプライン用の全量約 50 万トン日本の 3 社（住金、日本鋼管、新日鉄）が共同受注し、昭和 44～46 年に生産出荷した。この際には、数多くの基礎的な研究や製造実験の積み重ねがあつたことを忘れてはならない。TAPS 向けにおいては、その昔欧州で用いられた焼準処理により製造する方法によらず、

Nb-V の成分系を制御圧延（コントロールドローリング）する方法を開発したことにより、低い C 量でもすぐれた強度と靱性を得ることに成功し、厳しい仕様の寒冷地向け X65 の量産を可能とした。基礎的な研究としては、オーステナイトの圧延中における再結晶挙動や、制御圧延した時の集合組織の問題、組織と成分・冷却の問題などが詳細に検討された。

今後の方向としては、パイプの大径化・厚肉化とともに、より高張力、高靱性の方向に向うと考えられ、X70、X80、X100 の開発や、製造法としても、制御圧延法だけでなく熱処理型のラインパイプ用鋼が検討されるであろうと思われる。

（c）非調質高降伏点鋼

セミキルド鋼に、Nb または V を添加した安価な非調質高張力鋼の開発は、忘れてならない発展の一つである。

構造物の大型化にともなつて使用鋼材の高張力鋼化がしだいにおこなわれてきたが、その際常に根強く存在したのは、安価で経済的な高張力鋼に対する要望であつた。そのような需要にこたえて出現したのがこの鋼種である。Nb や V による析出硬化を利用することにより降伏点を上げたもので、降伏点 36 kg/mm² 級および 40 kg/mm² 級の厚板または形鋼として、盛んに製造され、機械、橋梁、建築などに広く使用されるようになった。この種の鋼は、元来は米国において開発されたものであるが、わが国における Nb、V の挙動と効果に関する幅広い基礎研究や製造実験により、大きな発展をしてきた。極低硫黄鋼としたり、AIN 量を増す IN 処理などの利用により、わが国独特の鋼種も生まれてきた。

（d）熱間加工用 60 kg/mm² 級高張力鋼

わが国においては 60 kg/mm² 級の 高張力鋼は調質鋼の形で発達してきたが、圧力容器の製造において、鏡板の成形を熱間加工によりおこなう場合があり、このような目的のために、非調質鋼である熱間加工用 60 kg/mm² 級鋼が開発されてきた。昭和 42 年に溶接協会化学機械委員会でもこの種の鋼の研究が取り上げられ、熱間加工による材質の変化、脆性破壊特性、溶接継手性能などが広く検討され、実用化されてきた。

（e）非調質 70～80 kg/mm² 級高張力鋼

わが国において 70～80 kg/mm² 級高張力鋼は調質鋼として発達してきたが、板厚が 3～9 mm と薄い場合には、その製造に困難がともなうことが多い。このような背景の中で、70～80 kg/mm² 級の薄物高張力鋼を圧延のまま非調質鋼として製造しようとする研究開発がおこなわれ、新製品として市場にあらわれた。極低炭素低合金鋼であるが特に Mn 含有量が 2.0～2.5% と高い点に特徴があり、冷間加工性・溶接性にすぐれており、ホットコイルの状態でも製造されている。

（3）調質高張力鋼

（a）調質 60 kg/mm² 級高張力鋼の製造技術は、すでに、昭和 40 年以前にできており、40 年以降はこの鋼種については、実用化の時代に入つたと考えられ、60 kg/mm² 級鋼質鋼板の使用が著しく伸びてきた。そのため、この鋼種の使用に関する実用的な検討が、鋼材の使用者側で広く実施され、それにともなつて、この鋼種の使用

性能に関するデータが蓄積された。

この級の鋼における新しい技術的發展の一つは、大入熱溶接用 60 kg/mm^2 鋼の開発である。人件費の上昇とともに増大する溶接コストの低減をはかるため、大入熱を用いる溶接施工が広く使用されてきた。サブマージ溶接、エレクトロガス溶接、エレクトロスラグ溶接などである。しかし、大入熱溶接を用いると、溶接ボンド部の靱性が著しく劣化するため、構造物の安全性の観点から、重大な関心が寄せられるようになった。このような背景の下で出現したのが、大入熱溶接用の鋼板に関する研究である。大入熱溶接をおこなっても、溶接ボンド部の靱性が劣化しない鋼板を開発したもので、微細な TiN を利用している。このような方向の開発は、今後の調質 60 kg/mm^2 鋼の主要な方向になるものと考えられる。

高温高压の水素雰囲気で使用するに適した压力容器用の調質 60 kg/mm^2 鋼が、42年に紹介されている。水素圧 40 kg/cm^2 、 550°C で 744 時間経過しても、水素アタックがなく H_2S による感受性が少ないと報告されている。

60 kg/mm^2 級高張力鋼におけるもう一つの発展は、溶接割れ感受性の低い新鋼種の開発である。C 含有量を大きく下げたタイプのもので、この鋼を使つて球形タンクを製作する時に、予熱なしで溶接することができるという特徴がある。

(b) 調質 80 kg/mm^2 級高張力鋼

昭和40年以降、 80 kg/mm^2 級高張力鋼の研究は、非常に精力的におこなわれた。その背景として、 80 kg/mm^2 級高張力鋼にはなお数多くの問題点が意識されたためと思われる。研究の領域は、溶接割れ、溶接部の靱性、応力腐食割れ、応力除去焼鈍などの分野にわたっている。

この鋼種に関する研究開発において、一つの重要なテーマとなつたのは、溶接における冷間割れ感受性の改善の問題である。直接焼入れをおこなった後焼戻しに際し強力な 2 次硬化を生ずる元素として Nb を利用し、この析出硬化作用の分だけ他の合金元素を削減することにより溶接でいう炭素当量 ($C_{eq} = C + 1/24 \text{ Si} + 1/6 \text{ Mn} + 1/5 \text{ Cr} + 1/40 \text{ Ni} + 1/4 \text{ Mo} + 1/14 \text{ V}$) を低減し、冷間割れ感受性を改善しようとする開発がなされた。42年に、普通焼入れ法による、このような析出硬化型の Nb-Mo 系 80 kg/mm^2 級高張力鋼が開発された。この頃から、焼入冷却速度の大きなローラーケンチが各製鉄所に設置されはじめ、そのためにわが国の 80 kg/mm^2 級高張力鋼の材質が一段と改善されてきた。もう一つの研究開発のテーマとなつたのは、溶接ボンド部の靱性の問題である。 80 kg/mm^2 級高張力鋼のボンド部の脆化を、広幅引張試験や Deep Notch 試験などの大型試験により評価しようとする研究が盛んにおこなわれるとともに、ボンド部の靱性を改善するために合金元素や組織をどのようにすべきであるかという研究が、精力的におこなわれた。その結果、 80 kg/mm^2 鋼のボンド部からの破壊に対する限界欠陥サイズなどが明らかとなり、他方、大入熱溶接をおこなってもボンド脆化の少ない新鋼種が開発された。また、溶接施工法の面でも、狭開先溶接法、同時焼入エレスラ法や ACI ビードなどボンドからの破壊を防止す

る溶接技術が新たに開発された。このほか、やや特徴のある鋼種として、40年に Si-Mn-B 系の耐摩耗用 80 kg/mm^2 高張力鋼が開発されており、耐摩耗性が軟鋼の 2.5～3.5 倍で溶接性のよい鋼種が得られている。

(c) 溶接性の進歩

溶接性の進歩の中で最も特筆すべきは、溶接割れ感受性の飛躍的進歩である。 80 kg/mm^2 級高張力鋼 (HT-80) を例にとると以前は板厚 25 mm 程度を超えると割れ防止に必要な予熱温度は、 $150\sim 200^\circ\text{C}$ であつたが最近長大橋用として製造されている鋼板ではその半分程度の予熱温度でよく、板厚も 75 mm 以上のものまでが市販されるようになってきた。HT-60, 70 についても同様であり、世界的にみて、現在わが国の構造用 HT 60～80 の研究開発は調質高張力鋼を最初に開発した米国をすでに凌ぎ、欧州よりは 10～15 年間進んでいるといわれている。これにはわが国の鉄鋼メーカーが互いに激しく競争して研究開発に努めたこと、施工者、オーナーが果敢に実用化に踏み切つたこと、日本溶接協会、委員会などの機関がよく先導的役割を果たしたことが原動力になつた。

技術の面では次のような成果が溶接性の向上に大きく寄与した。

イ) 冶金的研究成果の活用

高張力鋼は溶接性と切欠じん性 (母材、溶接部共) ともに不可欠の要因であり溶接性を損わずに強度、じん性を得るため、合金成分 (Mn, Cr, Mo, V, B 等) と熱処理特性等の研究が進んだ。

ロ) 設備上の進歩

製鋼造塊過程では脱硫、脱ガス法の採用による高純度化、成分変動の減少、熱処理過程ではプレッシュケンチに変わるローラーケンチの採用による焼入れ能の増大により従来より少ない合金成分で所要の強度が得られるようになった。

ハ) 溶接われ研究の成果の活用

日本鋼構造協会、溶接割れ研究班では、化学成分、水素量、拘束度から成る溶接割れ感受性指数 P_w を提案し国際的にも大きな注目を集めている。これは従来の炭素当量に比し割れ感受性をよりよく表現しており、更には施工条件の決定にまで活用できる。また、割れの因子を解明して割れ防止対策を目的とする研究も多く行われ、金材研、阪大で行われた TRC, RRC 試験は組織、応力の面から、またその他水素脆化の面からの研究も進められている。

次に同じく溶接部の割れの問題として SR 割れがある。SR 割れは、HT-80 のような低合金鋼の溶接部を SR (残留応力除去焼鈍) した時溶接熱影響部の粗粒域に発生する粒界割れであり、SR の是非にかかわる重大な問題である。その発生機構、継手形状や成分の影響についても色々な研究が進められてきたが、なお定説はない。また割れ感受性に関する指数等も求められており、SR われに対し抵抗性の高い HT-80 も得られている。(例えば Nb-Mo 系)、この割れについては今後の研究に期待されるところが大きい。

(d) 応力腐食割れ

近年構造物の軽量化にともなう高張力化の動きから問題となるのは主として水素脆化に基づく遅れ破壊、硫化

物腐食割れおよび液安中の応力腐食割れである。

水素脆化は腐食による水素の侵入に基づくもので、これはカソード反応による水素発生過程に原因がある。中性塩溶液や大気中でも水素吸収がある程度起るといわれているのは、割れ内部ではバルクとかなり異なつた溶液組成を示すからで、たとえば 3.5% NaCl 中で生じた高張力鋼の割れ内部の pH がバルクの 6~6.5 に対し、3.66~3.8 でかなり酸性を示すという報告もある。

腐食による水素の吸収は応力によつて促進されるが、その程度は水素を吸蔵する鋼中のトラップによつてきまる。この脆化機構については諸説が提案されているが、まだ完全に解明されていない。

硫化物応力腐食割れについては、わが国では LPG タンクに 80 kg/mm² 高張力鋼を用いて破壊事故を起して以来問題となつたが、これも全く水素脆化に基づくものである。最近では LPG 精製管理、設計施工上の配慮が行き届いたことにより事故は減少している。硫化物応力腐食割れを避けるために勧告された NACE の委員会報告では焼戻し、焼鈍温度を最低 621°C とし、 $H_{RC} \leq 22$, $Y.R. \leq 63 \text{ kg/mm}^2$ に抑えることを提案している。合金元素としては Ni の有害性が一般に認められており、1% 以上の添加は好ましくないとされている。

硫化物応力腐食割れのほかに、酸性油田に用いられる油井管や石油精製の脱硫装置などに水素誘起割れという現象もある。これは負荷応力の小さい場合や無負荷の場合にも発生することが特徴で、脆性破壊の起点となつたり、甚だしい場合には板厚方向の貫通割れを生ずる。

液安による応力腐食割れは Dawson の報告以来調査が進められ、割れ原因は液安中の空気および CO₂ で、対策として 0.2% の水添加が推奨されているが、最近の研究ではこの効果は疑問視されている。Loginow によれば割れの径路は鋼種や組織によつて異なるが、割れは高強度の鋼ほど生じやすく、T-1 鋼では割れ発生率が極めて高いと報告されている。

この場合も他の応力腐食割れと同様に附加応力が高い程割れやすく、割れたタンクの調査結果では割れの周辺にかなり高い残留応力が存在していることが確認されている。従つて割れ対策としては残留応力の除去、溶接管理の強化等が必要といえる。

腐食割れに対する感受性の判定に有効な方法として、溶液中での低歪み速度引張り試験における絞りと関連づける試みがなされており、苛性アルカリ、液安等の実験室的に割れの再現しにくい環境での評価に適している。

(e) 脆性破壊特性研究の進歩

脆性破壊に関する研究は最近の各種溶接構造物の大型化厚板化に伴ないその必要性が一段と強調され各分野で活発に進められているがここでは特に最近10年間の動向について述べる。まず脆性破壊のミクロ的なアプローチの成果としては調質鋼のいわゆる lath 組織の劈開破壊に対する破壊の単位としての有効結晶粒の考え方による実験的検討が挙げられる。ペイナイト、マルテンサイト鋼について研究が報告されているが、これが今後新しい高靱性鋼の開発へと発展することを期待したい。次に大型試験片を用いたマクロ的応力論的な研究や、大型と小型の相関という研究分野ではわが国では脆性破壊発生、

伝播停止という観点から外国にその例をみないほど積極的に進められている。即ち Deep Notch 試験、角変形付広幅表面切欠試験などによる発生特性の研究、ESSO 試験やわが国で工夫された二重引張試験などの伝播停止試験で代表されよう。まず Deep Notch 試験であるが現実にかかる脆性破壊事故の温度に比べかなり低温での試験となりその差が大きいという難点があるためにややもすると定性的な比較となる嫌いがある。一方、角変形は広幅十字継手表面切欠試験片による研究は特に球型タンクのような状態に近いと考えられており、この場合の K_{Ic} と遷移域でのシャルピーエネルギー vE の相関々係も得られている。ESSO 試験などのいわゆる WES 規格は国内ではここ10年来大いに活用されて来ており、昭和48年1月現在で HW が85鋼種、LT が98鋼種もの多数の鋼が認定を受けている。そしてこの基本的な考えは海外から一応評価されている。なお従来は母材だけが対象で溶接部は残留応力のため困難とされていたがボンド部の伝播停止特性も得るため試験片に工夫して端部の残留応力を何らかの形で少なくするなど二、三試みられている。ESSO 試験のクラック進展による荷重低下については若干論議の余地があり陸上タンクや大形橋梁などのように死荷重がかかった場合この試験ではたしてよいか否かは今後の研究にまたねばなるまい。さて最近発生に対して英国で行われている全面降伏後の弾塑性域での脆性破壊のための COD 理論はわが国でもここ3、4年鋭意検討が進められている。日本溶接協会 TM 委では構造用鋼の母材に対してこの理論を採用する動きがある。すなわちある仮想欠陥長さを考えて、限界 COD 値とシャルピーエネルギーの相関を求め、従来より一歩進んだ発生に対する規定をシャルピーで行うよう WES に取り入れるべく検討中である。最後に最近のわが国における脆性破壊研究の大形試験機の動向をみると各社とも大形化の傾向にあり、これは溶接構造物の大形化に伴い安全性確保の面から当然のことともいえる。しかし究極的には実際構造的の再現試験は不可能であることを考え合わせると最も効果的、効率的な試験法の開発のための努力は今後とも是非必要なことであろうと考えられる。

(f) 疲れ特性の進歩

最近大形化など高張力鋼を構造物に使わざるをえないところが多くなつた。一方設計の面からは破壊力学的手法を用いて溶接欠陥など微細欠陥が変動応力によつて成長しない限界値以下におさえ、またもしき裂が成長したとしてもその構造物の寿命中に脆性破壊にいたらないよう検討しなければならない。この要求に答えて近年高張力鋼の母材および溶接継手の疲れ特性、すなわち疲れ強さと疲れき裂の伝播特性の両面からの研究が盛んに行われてきた。特に母材の疲れ強さが平滑試片では静的強度に比例して増加するが、形状係数の大きな範囲で切欠試験片の高サイクル域での疲れ強さの低下の仕方が軟鋼に比べて著しい。このため溶接継手、特に十字すみ肉溶接継手などで、余盛の止端部の応力集中が大きいものでは、高張力鋼の疲れ強さが軟鋼の値と差がないことが起こる。これらのことから英国の B.S. 規格では高サイクル疲れでの高張力鋼のメリットを認めていない。しかしこの溶接継手の高サイクル域での疲れ強さの低下原因をわが

国、製鉄メーカー、中立機関などで総合的に研究したところ、主要因は、溶接余盛の止端部の応力集中であることが明確となった。この結果にもとづいて、さらに疲れ強さ改善のための研究が盛んに行われた。このうちで溶接棒の改良を計り、余盛止端部の TIG 処理、すなわち Ar ガスでシールした中で溶加剤なしで溶接余盛止端部を再溶融する方法を採用し、これによつて応力集中率を低下させ、止端部をグラインダーで大きな R で仕上げたのと同様に高い疲れ強さを得ることに成功した。この TIG 処理は IIW の Recommended Practice になる予定である。

低寿命域での疲れ強さは、高張力鋼がその静的強度に比例して大きいことが明りようとなり、この利点を生かし、平均応力の大きい変動応力負荷状態に有効に使用されている。

また歪制御の低サイクル疲れ特性も原子炉用鋼材および各種高張力鋼について検討されているが、歪振幅と破断までの繰返し数との関係は、Manson-Coffin の関係で整理でき、高張力鋼はその破断靱性が大きいため低サイクル疲労特性も優れている。

以上のように高張力鋼の疲れ特性を知り、これを生かして使うことによつて、今後ますます疲れの問題となる大形構造で高張力鋼が偉力を発揮するだろう。

(4) 耐候性鋼

鋼の耐候性に関する研究は、1910年代に欧米ではじめられて以来、COR-TEN 鋼と呼ばれる代表的な耐候性鋼が開発された。わが国でも昭和30年頃より研究が行われ現在、数多くの種類の耐候性鋼が製造され、建築、橋梁、産業-建設機械等の分野に使用されている。

耐候性鋼の成分系は含銅鋼をベースにし、Cr, Ni, P, Mo, Si 等の耐候性元素を適宜添加し、更に Ti, V, Zr, V を材質向上のため必要に応じて少量加えた 40~60

キロ級の鋼材である。耐候性鋼の種類全部を詳細に述べることは紙面の都合上できないが、外国には COR-TEN (米, Cu-Ni-Cr-P-Si 系), Mayari-R (米, Cu-Ni-P-Si 系), Yoloy HS (米, Cu-Ni-P 系), BSS (英, Cr-Cu 系), ST 52 (独, Cr-Cu 系), HSB 55 (独, Ni-Cu-Mo 系), Aldur 58 (オ, Cu 系), Ac 54 (仏, Cr-Cu 系), 104 (伊, Ni-Cr-Cu-Si 系) などがあり, ASTM A 588 (グレード A~H) でも規格化されている。わが国には、米国より技術導入した COR-TEN の他, NAW, RIVER TEN, TAI COR, CR, CUPLOY, CUP TEN, BES TN, シバテン, MAC TEN, などの銘柄があるが成分系の考え方は、ほとんど同じで、P が高い耐候性に重点を置いたものと、溶接性を重視した成分系に分けることができる。また昭和43年には“溶接構造用耐候性熱間圧延鋼材”が JIS 化され、さらに約1年おくらせて JRS 規格 (国鉄) に準拠して“高耐候性圧延鋼材”が JIS 化された。

以上のようにわが国の耐候性鋼は、この十数年間に、その数において外国をはるかに凌ぐほどに発達したが数のみならず技術的にもかなりの進歩をとげた。その幾つかを挙げると次のとおりである。

(a) 溶接構造用耐候性鋼と炭素当量

COR-TEN 鋼に代表される耐候性鋼は元来 P を 0.07~0.15% 含んだ鋼である。P は鋼に単独に添加しても耐候性の効果は大きい、Cu や他の元素と組合されると一層耐候性がよくなる特徴をもっているが、板厚が厚くなると、鋼板の靱性や溶接性を悪くする性質がある (P 添加耐候性鋼は 20 mm 以下の板厚)。ところが、数年前より耐候性鋼が橋梁などの比較的板厚が厚い構造物に利用されるようになり、材質や溶接性の向上が要求されるにいたり、P を添加しない耐候性鋼が検討され、完成をみた。この鋼種は P が入っていないため、耐候性は若干

表 5・2・1 わが国の耐候性 JIS 規格 (化学成分)

規格	種 別		記 号	適 用 形 状	適用寸法 mm	化 学 成 分 (%)												
						C	Si	Mn	P	S	—							
JIS G 3114 (1973)	溶接構造用耐候性熱間圧延鋼材	1 種	A	SMA 41 A	板・形	6～50	0.20 以下	0.35 以下	1.40 以下	0.040 以下	0.040 以下	Cu 0.20～0.60 Cr 0.20～0.65						
			B	SMA 41 B														
			C	SMA 41 C	板	6～50												
		2 種	A	SMA 50 A	板・形	6～50							0.19 以下	0.75 以下	1.40 以下	0.040 以下	0.040 以下	Cu 0.20～0.70 Cr 0.30～1.20 その他 Mo Nb Ni Ti V Zr のうち1 種類以上を添 加する
			B	SMA 50 B														
			C	SMA 50 C	板	6～50												
	3 種	SMA 58	板	6～50														
JIS G 3125 (1973)	高圧延耐候性鋼材	1 種	SPA-H	板・形	16 以下	0.12 以下	0.25 ～0.75	0.20 ～0.50	0.07 ～0.150	0.040 以下	Cu 0.25～0.60 Cr 0.30～1.25 Ni 0.65 以下							
		2 種	SPA-C	板 (冷延)	0.6～2.3													

劣るが、橋梁のように塗装を併用すれば問題はない（耐候性鋼は塗装寿命が長い）。Pなしの耐候性鋼は各社で独自の名で製造しているが、JIS G 3114でも規格化便宜を図っている。この溶接構造用耐候性鋼板はSMにならつてSMA 41, 50, 58の種類があり、靱性よりA, B, Cにさらに分けられている。現在耐候性鋼で最も量的に多い鋼種である。

さらにここ二、三年前より、わが国では厚手橋梁用耐候性鋼の溶接性についての厳しい要求が出され、炭素当量を規定する動きがでてきた。耐候性鋼は合金元素の関係より当然、炭素当量は高くなる。規定値は現在0.44~0.42であるが、将来ますます厳しくなることも予想される（外国では炭素当量の規定はない）ので今後如何にして耐食性を低下させることなく、コストを上げないで、かつ安定した低炭素当量耐候性鋼を製造するかが課題である。

(b) 耐候性鋼の無塗装使用

耐候性鋼の耐候性の特性をそのまま生かした用途が最近注目を浴びるようになった。耐候性鋼の錆は、大気中で時間の経過とともにしだいに緻密なチョコレート色を呈するようになり、腐食速度もある期間（通常2~3年）を過ぎると減少する特性がある。米国では十数年前よりCOR-TEN鋼のこの腐食特性を利用した無塗装の建築が流行しはじめ、次いで橋梁、鉄塔、産業機械など広く利用されるようになった。わが国でも10年程前より建築外板に用いられはじめたが、米国よりも多湿で空気の汚染度も激しく、かつ海洋国であるため、腐食が激しく、安定錆ができにくい。加えて錆による汚染を極度に嫌う風潮があるため、無塗装使用の評価は必ずしもよくなかった。しかし最近、社会情勢の変化より、塗装工の不足や塗装費の大幅な上昇で、再び耐候性鋼の無塗装使用に関心が集まり、これら欠点の対策が望まれてきた。最近、特殊な錆安定化処理法が開発され、建築や橋梁に利用され好評を博すようになった。この処理を行なつた構造物は流出錆や荒い浮錆も少なく、緻密で美しい安定錆に徐々に変化してゆくようである。さらに長期的な追跡で特性を確認する必要がある。

(c) 耐候性機構

耐候性鋼の腐食機構についても数年来、いろいろな面から研究が行われている。錆中の元素の分布や濃縮度、クラック、錆の物理的・光学的測定（例えば非晶質層、無定形オキシ水酸鉄）、人工錆のコロイド的研究、電気化学的研究、放射性 $\text{SO}_4^{2-}(\text{S}^{35})$ を用いた錆層の欠陥に関する研究など、耐候性鋼の安定錆を中心にした各種の研究がなされ、興味ある結果が得られつつある。

以上述べたように耐候性鋼は、欧米よりもむしろわが国の方が著しい進歩を遂げたようである。

(5) 耐海水鋼

鋼の海水腐食の研究の歴史は古いが、耐海水鋼として最初に製造したのは米国（1951年、Ni-Cu-P系）である。その後フランスでもCr-Al系耐海水鋼が開発されたが用途は限定されていた。ところが最近、海洋開発が時代の脚光を浴びるようになり、わが国でもにわかに耐海水鋼に対する関心が高まり各社競つて研究を行なつた結果、今日ではその種類も欧米をしのぐほどになった。

現在、わが国で市販されている耐海水鋼の種類は十数種類あるが、大別して飛沫帯用、浸漬帯用、飛沫帯-浸漬帯兼用に分類することができる。飛沫帯は海水飛沫が繰り返し付着すること、十分に空気中の酸素が供給されること、温度が高いことなどによつて、最も腐食が激しく、0.3~0.5 mm/Yearあるいはそれ以上鋼が腐食される場合がある。しかも電気防食も塗装による防食効果も少ない場所である。海水浸漬帯は、一般に飛沫帯よりも腐食は少ないが、海水温度、汚染、流速、水深、生物付着など海水要因により腐食性は異なるが通常0.1~0.2 mm/Yearの腐食速度である。耐海水鋼の開発は、このように多くの外的因子が複雑に絡み合っていること、耐食性の評価（実地試験）に長時間要することなどから容易ではない。このような複雑な海洋環境中で鋼の耐食性を向上させる鋼の元素や成分系は、必ずしも同一のものでなく、有効元素Cr, Ni, Cu, P, Si, Al, Moなどをバランスよく複合添加することにより環境に応じた耐食性のよい鋼材をつくることができる。

耐海水鋼の成分系は、Ni-Cu-P, Cr-Nb, Cr-Cu, Cr-Cu-Si, Cr-Cu-Si-Mo, Cr-Cu-Al, Cr-Cu-Mo, Cr-Cu-Pなどのいくつかに分類できるが、使用環境が決まっている（表5・2・2）。これら耐海水鋼の耐食性は腐食環境の条件によつて変わるが炭素鋼の2~5倍位有する。Pが高い鋼種は一般に溶接性が良好でないので溶接性を要求する構造物には適さない。溶接構造用としては低P鋼があるが、Crが添加されているので、低Cにしてさらに良好な溶接性をもたした材料もある。強度は40~60 kg/mm²級であるが大部分が50 kg/mm²級である。海水中では異種金属腐食の問題が懸念されるので溶着金属ができるだけ母材成分に近くなるように専用溶接材料もつくられている。

耐海水鋼は歴史も浅く、他の材料に比べるとまだあまり使われていない。しかし資源の枯渇、公害抑制などより今後海洋開発に期待されるところは多く、加えて労働力不足を背景に、防食メンテナンスの節減が叫ばれている。耐海水鋼は一つの防食手法として、今後いろいろの用途に向けられてゆくものと思われる。その意味で耐海水鋼の当面の課題は、環境に応じた長期腐食データの蓄積（腐食疲労含む）、従来の防食法（塗装、ライニング、電防など）との経済的比較などの利用技術の確立、研究的には腐食機構の解明などである。

(6) 低温用鋼

(a) Alキルド低温用鋼その他

過去10年のうち前半においては、液化ガスの需要の増大とともにこのAlキルド低温用鋼の研究がさかんにおこなわれた。3.5% Ni鋼に匹敵する安価なAlキルド鋼や、AlN量を増したIN処理Ni鋼の開発、また、Ni, Crを少量添加したAlキルド鋼の開発研究がおこなわれた。さらに非調質あるいは調質のAlキルド鋼の溶接継手性能などに関する研究が、鋼材のユーザーや製鉄会社で広範に実施され、この鋼種の実用化のための検討が大きく進められた。

昭和48年頃から液体エチレン用の低温用鋼の研究もおこなわれてきた。3.5% Niに少量のCr, Cuを添加した調質型の鋼で強度・靱性の改善された鋼種が開発され

表 5.2.2 わが国の耐海水鋼規格

規格記号 (商品名)	製造 会社	適用厚さ mm	化 学 成 分										引張強 さ最小 kg/mm	主 なる 用 途		
			(%)													
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Ar	そ の 他	降状点最小 kg/mm			
マリナーズスチール (MARINER)	SN 社 KW 社	—	0.22 以下	0.10 以下	0.60~ 0.90	0.080~ 0.150	0.040 以下	0.50 以上	0.40~ 0.65	—	—	—	—	36	鋼矢板, 鋼杭	
TAICOR M50 A.B.C.	KB 社	6 ~ 50	0.15 以下	0.75 以下	1.0~ 2.0	0.040 以下	0.040 以下	0.40 以下	—	0.50 以下	—	M6 0.20 以下	厚さ mm 16 以下 16 超 40 以下 40 超	37 36 34	飛沫帯で耐食性を要求 される構造物	
CR 4 A-50	SM 社	6~12.7	0.15 以下	0.55 以下	1.20 以下	0.070~ 0.150	0.040 以下	0.20 以上	—	0.30~ 0.80	—	場合により Ni, Nb, V を加える ことがある.	—	36	鋼管杭, 鋼管矢板	
CR 4 B-50		12.7~	0.15 以下	0.55 以下	1.50 以下	0.040 以下	0.40 以下	0.20 以上	—	0.80~ 1.50	—	場合により Ni, Nb, V を加える ことがある.	—	36	鋼管杭, 鋼管矢板	
		6 ~ 32	0.15 以下	0.55 以下	1.50 以下	0.040 以下	0.40 以下	0.20 以上	—	0.80~ 1.50	—	Nb+V 0.15 以下	16mm 以下 16 ~ 20mm 20mm 超	33 32 32	50~62 50~62 48~60	海中構造物 (溶接性を要するもの)
MARILOY P 50	SN 社	6 ~ 25	0.14 以下	1.00 以下	1.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	0.15~ 0.40	—	0.30~ 0.80	—	—	厚さ mm 16 以下 16 超	33 32	50	ドルフィン, ケーソン (飛沫帯, 浸漬帯に耐 食性を要求される構造物)
MARILOY S 41		3.2~32	0.14 以下	0.55 以下	1.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	—	—	0.08~ 1.30	—	—	16 以下 16 超	25 24	41	給, 配水管, 海中構造 物 (浸漬帯に耐食性を 要求される構造物)
MARILOY S 50		6 ~ 25	0.14 以下	0.55 以下	1.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	—	—	0.80~ 1.30	—	Nb 0.10 以下	16 以下 16 超	33 32	50	
MARILOY G 41		3.2~32	0.14 以下	0.55 以下	1.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	0.15~ 0.40	—	0.80~ 1.30	—	Mo 0.30 以下	16 以下 16 超	25 24	41	飛沫帯, 浸漬帯で耐食 性が要求される構造物
MARILOY G 50		6 ~ 25	0.14 以下	1.00 以下	1.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	0.15~ 0.40	—	0.80~ 1.30	—	Mo 0.30 以下	16 以下 16 超	33 32	50	
MARILOY T 50		6 ~ 25	0.10 以下	1.00 以下	0.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	0.15~ 0.40	—	1.30~ 2.20	—	Mo 0.30 以下	—	—	24	50
NK マリン G	ANK 社	6 ~ 20	0.20 以下	0.55 以下	0.90 以下	0.070~ 0.150	0.040 以下	0.20~ 0.60	—	0.20~ 0.80	—	必要に応じて Ni を加えるこ とがある.	—	36	50	鋼管杭, 鋼矢板
NK マリン 50		3.2~40	0.15 以下	0.55 以下	1.50 以下	0.030 以下	0.030 以下	0.20~ 0.50	—	0.50~ 0.80	0.15~ 0.55	Ni 0.4 以下 Nb または V 0.10 以下	厚さ mm 16 以下 16 超	33 32	50~62 50	飛沫帯, 浸漬帯で耐食 性を要求される場合
NK マリン 60		3.2~60	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	37	50	
NEP-TEN 50	MS 社	3.2~40	0.13 以下	0.50 以下	0.60 以下	0.080~ 0.150	0.030 以下	0.60~ 1.50	—	0.50~ 3.0	0.50~ 1.50	—	—	36	50~60	飛沫帯, 浸漬帯で耐食 性が要求される構造物
NEP-TEN 60		3.2~40	0.18 以下	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	40	60~70	

たり、Ni を含まない極低炭素の Nb 系高降伏点低温用鋼が検討された。3.5% Ni 鋼の溶接継手性能の検討などもおこなわれた。

(b) 極低温用鋼

昭和40年以来、9% Ni 鋼の研究が広く実施された。初期には、各製鉄メーカーの基礎的な研究をはじめ、LT 委員会や9N 委員会で基礎的な検討がおこなわれた。LT 委員会では、「9% Ni 鋼の脆性破壊特性判定法の研究」をおこない、9N 委員会では、「9% Ni 鋼の溶接工作法の研究」として、加工・アーク溶接・特殊溶接法、非破壊検査法ならびに実用化についての検討をおこなった。参加研究機関は中立6、メーカー21、試験項目60からなる大形の共同研究であった。

昭和42年頃には、鋼材の特性に関する研究が一段落し、実用期に入つたので、施工上の問題を取扱つた問題が多くなつた。次のような研究が次々とおこなわれた。

溶接割れに関する研究として、RRC 試験による検討や異材継手におこる割れの問題、溶接継手の硫化物腐食割れや、十字ならびにTすみ肉溶接割れ試験法による高温割れの研究などがおこなわれた。

溶接部の靱性に関する研究としては、再現熱影響部の組織変化とこれにともなう切欠靱性の問題や、溶接継手の脆性破壊発生特性におよぼす溶接金属の影響などが検討された。オーステナイト系ステンレス棒で溶接した時に、ボンドに沿つてマルテンサイト層が形成されるが、この現象とボンドの脆化の関係も研究された。

9% Ni 鋼に関連する新しい技術的發展としては、昭和45年に、インコネル系の溶接材料に代るものとして、Ni の低い 37 Ni-5 Mn-10 Cr 系が開発されたこと、9% Ni 鋼による大径管製造においてハステロイ C と ZrO_2-SiO_2 系ボンドフラックスが検討されたこと、9% Ni 鋼と軟鋼との層材の靱性について研究され、9% Ni 鋼相対厚さが同一の場合、軟鋼を表面材とする3層材の靱性が最もよいことが判明した点などがある。

最近では、天然ガスの需要増加にともない、LNG 用のタンクとして9% Ni 鋼が使用される時の問題として、溶接法、疲労特性などの研究が精力的におこなわれた。

9% Ni 鋼以外の極低温用鋼として、特殊熱処理された 5.5% Ni 鋼が、9% Ni 鋼に相当する鋼として、開発された。この鋼種は、米国においても、同時期に独立に開発され、世界の人々の関心を集めている。このほか、8% Ni 鋼に関する研究や、これら調質鋼の靱性を「有効結晶粒」という概念で解釈しようとする研究などがなされた。

(c) 低温用鋼の疲れ特性について

近年エネルギー需要の増加から、LPG、LNG のタンクおよび運搬船が作られるようになってきた。この中で船では積荷と波浪による変動応力が問題となり、各国で研究されている。最近特に無公害化も手伝つて LNG が注目されており、これに使用する鋼材としては9% Ni 鋼が主なものであるが、その母材、溶接継手などの面から疲れ強さが、また許容欠陥寸法および“Leak before failure”の面から疲れき裂の伝播特性が重要である。まず疲れ強さについてみると、わが国大手造船メーカーで

計画、試作されているタンクの方式は、メンブレン、セミメンブレン、独立タンク方式など種々の型があり、それぞれ設計が異なり、使用中の応力は違つていること、またこの船が使用される場所、承認を受ける国、機関によつて、現状では規則がやや異なつており、これらのために製鉄メーカー、造船メーカー、中立機関で莫大な研究が行われてきた。しかしこれらを総合的な見地から検討するために、昭和48年度より造船研究協会第8基準研究部会で、製鉄メーカー、造船メーカーが一緒にこの問題に取り組んでいる。この中の主なものは、常温および -196°C での母材および溶接継手の高サイクルおよび低サイクル疲れ、溶接による内部欠陥と疲れ、目違いと角変形を有する溶接継手の疲れ、軸力および曲げ疲れなどがあり、また、疲れき裂の伝播としては、応力の種類の影響、曲げと軸力の重疊の効果、平均応力の効果、板厚方向の特性、 K_{th} など非常に多岐にわたつている。

鋼材の研究とともに溶接材料も高 Ni 系から Ni 含有量の少ないものが、経費および溶接金属の強度の低いことを補うために開発されており、これらの溶接継手についても種々の検討がなされている。

以上のように低温用鋼材もさかんに低温で使われるようになり、今までのように常温の試験の延長で簡単に推定することが不可能になり、種々の角度から疲れ特性について検討されている。このようにして初めて安全で、信頼性のある構造物の設計、製作が可能である。

(7) 重油直接脱硫用鋼

大気汚染が公害として重大な問題として取上げられ、とくに亜硫酸ガスの問題は、燃料消費の増大とともに深刻となつており、わが国においても重油脱硫装置があいついで建設されるようになった。重油脱硫法には、直接脱硫法と間接脱硫法があるが、間接脱硫装置の運転条件が圧力 90~110 kg/cm²、温度 450 $^{\circ}\text{C}$ 程度であるのに対し、直接脱硫装置は圧力 150~200 kg/cm²、温度 450 $^{\circ}\text{C}$ 程度と非常にきびしくなつている。すなわち重油直接脱硫装置は高温高压反応を必要とし、大量処理の点からすべての機器が大形高压化されてきたが今後もこの傾向は強いものと思われる。

重油直接脱硫用鋼の問題点として、加熱炉から反応塔を経て高温熱交換器にいたる材料について、高温高压硫化水素腐食、高温高压水素侵食、硫化物応力腐食割れの問題があり凝縮器以降の低温部では、低温湿性硫化水素腐食があげられる。さらに反応容器用材料については大形極厚化のため均質性、強度、靱性、溶接性、加工性が特に要求される。以下重油直接脱硫用鋼の問題点別にいままでの経過、現状および将来の方向について述べる。

(a) 高温高压硫化水素腐食

加熱炉から反応塔を経て高温熱交換器にいたる機器配管は、高温高压下で水素が共存する場合の硫化水素腐食をうける環境にある。硫化水素の濃度は、原料油により異なるが5~10%程度となる。この系における腐食の性質についてはいままでに Cr 鋼、ステンレス鋼関係で多数のデータが発表されており、クロム含有量が10%以下の中クロム鋼はほとんど耐食性の改善に寄与しない。

きびしい高温腐食環境にある重油直接脱硫装置用鋼と

して炭素鋼や Cr-Mo 鋼は耐食性十分でなく、現在加熱炉管、高温熱交換器管およびこれらの配管には、18-8系ステンレス鋼が用いられている。反応塔および熱交換器胴には Cr-Mo 鋼に 18-8 系ステンレス鋼をクラッドまたは溶接肉盛したものを用いられている。18-8系ステンレス鋼にはポリチオン酸粒界応力腐食割れや塩化物による応力腐食割れが現在大きな問題点となつている。

(b) 高温高圧水素侵食

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て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じて強度と靱性を著しく低下させる現象であると考えられている。おもな鋼材の、高温高圧水素中での使用限界範囲を規定したものに図 5・2・1 に示す Nelson 曲線がある。これは NELSON G. A. が使用実績、プラントテスト、多くの実験結果、実用装置での事故例などを総合して作成したもので、発表された後の実績に基づき現在までに数回改訂されている。ただこの曲線も時間、熱処理、溶接などの因子が明確でないため、かなりの安全度をみて材料を選択する必要がある。反応塔や高温熱交換器胴には現在 2~3 Cr-Mo 鋼を強度部材として用い、この上に 18-8 系ステン

レス鋼を耐食部材として組合せる方式がとられているが水素侵食については材料の問題として研究の余地が残されている。

(c) 反応塔用鋼材の焼戻し脆性

反応塔用鋼材は、国内では従来ナフサから軽油脱硫までは比較的肉厚も小さく大体単肉熱壁クラッド鋼型であつたが、重油直脱となつて単肉熱壁焼準焼戻 2¼ Cr-1 Mo 鋼+溶接肉盛型または多層冷壁高張力鋼+クラッド鋼が用いられており、現状よりさらに大型化、高圧化が進めば単肉熱壁調質鋼型や多層熱壁 Cr-Mo+クラッド鋼型の導入も考えられる。現在 2¼ Cr-1 Mo 鋼の単肉材の厚さは 250% 程度まで実用化されており、成形性溶接性破壊靱性など満足すべき特性が得られている。ただし操業温度が 400~450°C であつて、焼戻し脆性の現われる温度範囲で長時間曝される場合に衝撃遷移温度が高温側へ移行することもあるので、圧力容器の安全性の観点から焼戻し脆性について十分な配慮が必要である。2¼ Cr-1 Mo 鋼の焼戻し脆性は着目され始めてからまだ日が浅く、最近国内外において一部研究結果が公表されつつあるが、この問題は圧力容器の安全性の面から今後の重要研究課題である。

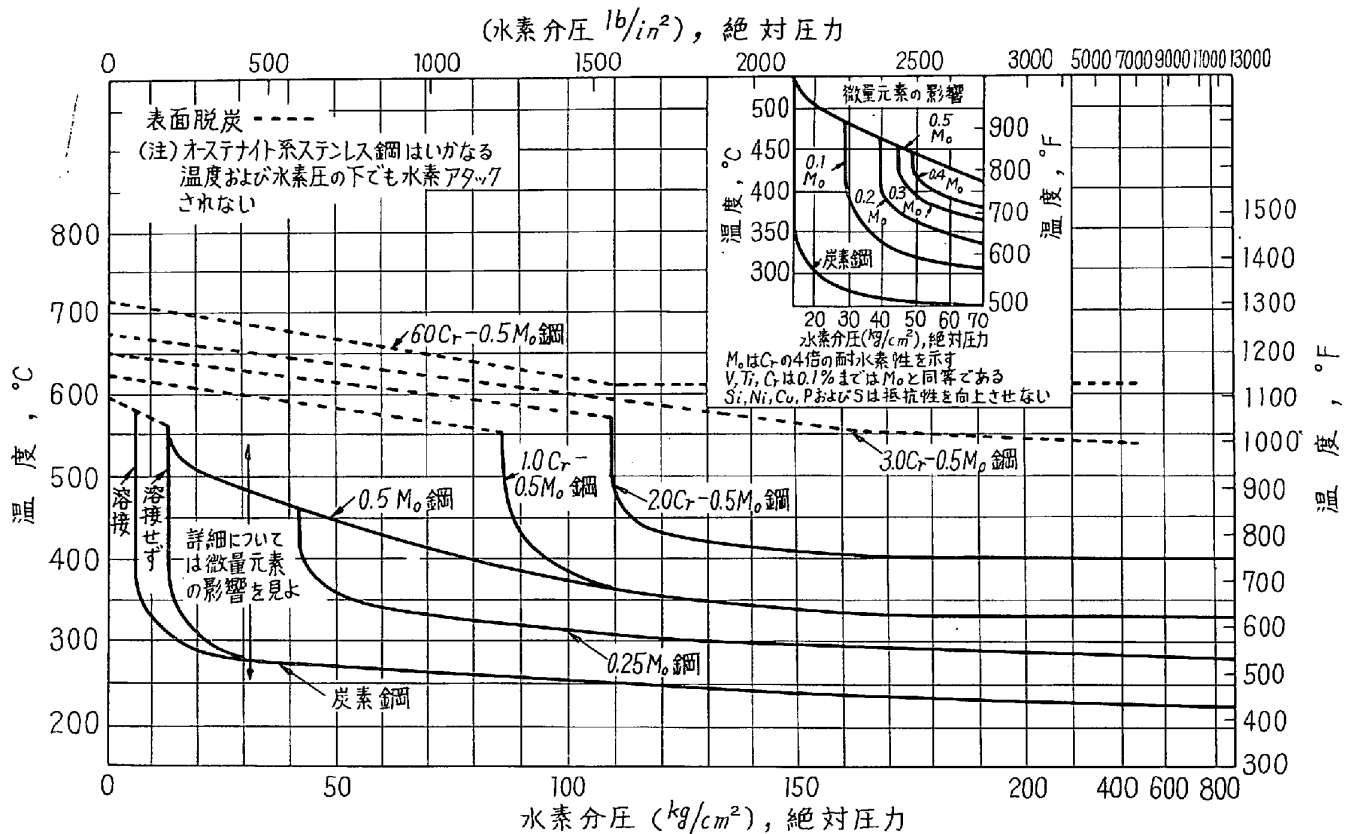


図 5・2・1 高温高圧水素中における鋼の使用限界

5・2・2 機械構造用鋼

(1) 概況

1960年代のわが国の経済高度成長政策に沿って機械構

造用鋼も基幹材料の一つとして、図 5・2・2 に示すように飛躍的に生産量が増大し、昭和48年には約 450 万 t に達した。この間の生産量の伸び率は年率約 20% (1960~1969年の平均) であり、これは自動車生産台数の伸び率とはほぼ同じである。自動車工業は機械構造用鋼の生産量

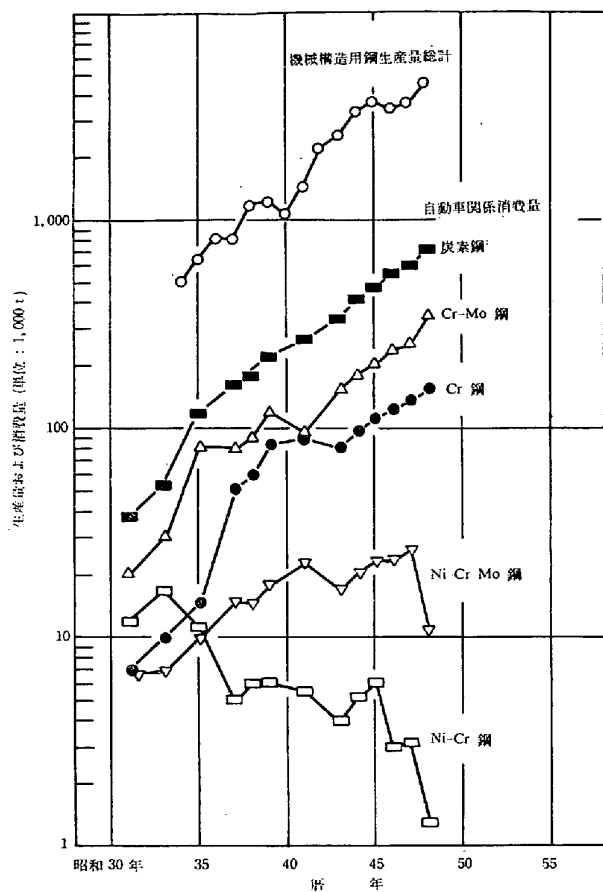


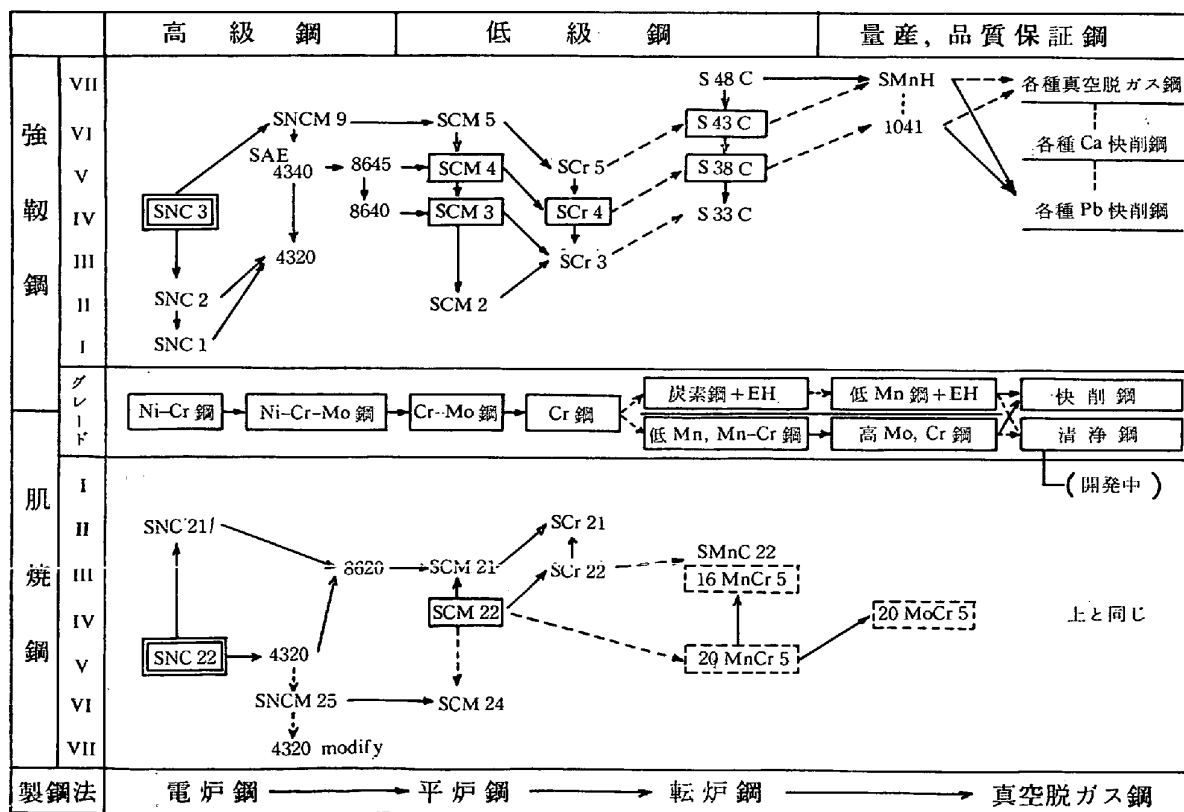
図 5.2.2 機械構造用鋼の生産量および消費量
(自動車関係)の推移
(「鉄鋼統計月報」「自工会資料」より)

の約50%を消費するから、機械構造用鋼はこの10年間、自動車生産と軌を同じくして生産規模を拡大してきたといつても過言ではない。

一方、技術的見地からみると機械構造用鋼は自動車に限らず各種の機械器具用として強度的に信頼性を必要とする重要部品として使用されることは言うまでもないことであるが、その使用方法は成形加工、熱処理加工などの周辺技術や設計法、品質管理システムなどの進歩にあわせて変遷し、最近10年間に於いても幾多の鋼種の消長があり、より低合金系あるいは低廉な新鋼種の開発が行われてきた。ここでは総論として最近10年間に於ける機械構造用鋼の技術的動向を概観し、その中の主なものについて(2)以下の各論でやや詳しく述べたい。

図 5.2.3 は近年の自動車機械構造用鋼鋼種の変遷の状況を示している。その基調となるのは Ni, Mo などの高価な元素を減少させた低合金鋼化であるが、これはすでに1950年代から続けられている努力であり、特に最近に限った傾向ではない。しかし1960年代に入つて高周波焼入れを中心とする熱処理技術の発達と材料強度学的研究

図 5.2.3 自動車用棒鋼の置換推移
(自工会資料より)



—— コスト低減のための低級鋼への移行
- - - 性能向上のための材料、処理の改善

□ 起点となる材料

□ 多量に使用されている代表鋼種

□ 日本ではまだ実用化されていない材料

EH 高周波焼入れ

の進歩によつて、低合金鋼はもちろん、機械構造用炭素鋼でも十分な機械的性質を持たせることができるようになったうえに、転炉による高品質鋼材の溶解技術が確立されて主として機械構造用炭素鋼が大量に安定して供給されるようになったことは使用鋼材の低合金鋼化を促進する大きな原動力になったと考えられる。その結果、図 5・2・2 の自動車用各種構造用鋼の消費量の推移でも明らかなように、この 10 年間、炭素鋼・Cr-Mo 鋼および Cr 鋼はほぼ同じ歩調で消費量が増加したのに対して、Ni-Cr-Mo 鋼は減少しはじめ、Ni-Cr 鋼はほとんど姿を消した。さらに Cr-Mo 鋼や Cr 鋼もより低合金鋼化する傾向にあり、すでに Mn 鋼や Mn-Cr 鋼が JIS 規格に採用され、また自動車工業会規格には含 B (ボロン) 鋼も一部採用されている。

つぎに鋼材の加工技術の進歩も鋼種体系に大きな影響をおよぼしつつある。すなわち数値制御工作機械や部品加工ラインへのロボットの導入に対処するために新しい快削鋼の開発や規格整備が行なわれた (5・2・4 参照)。また冷間鍛造法の普及にあわせて冷間鍛造性の優れた鋼種も開発されたが、中でも冷鍛用鋼としての含 B 鋼の採用は、従来強靱鋼を用いて高温焼もどし処理を行なっていた部品を低温焼もどし処理へ切り替えるといった熱処理の概念をも変えつつある点でも注目すべきである。一方、近年のめざましい整備・検査技術の向上によつて寸法精度や表面はだの良好な素材が供給されるようになったことも冷間鍛造法の普及に欠かすことのできない要素である。

つぎに前述した高周波焼入れをはじめ浸炭法、窒化法などの表面硬化処理技術や熱処理技術が公害や昭和 48 年末の石油価格高騰などの社会的要因ともからんで変わりつつあり、それらが鋼種の改良と開発にも影響をおよぼし始めている点も見逃すことができない。たとえばガス浸炭直接焼入れ法の普及、無公害窒化処理法としてのガス軟窒化法やイオン窒化法の進歩、水溶性焼入れ冷却剤の開発、エネルギー節約の観点から鍛造焼入れ法の再評価などはいずれもこれらに適した専用鋼の開発を促す傾向を示しはじめています。

つぎに構造物の大形化と軽量化への要求は近年とくに著しいが、機械構造用鋼の分野では橋梁の接合に用いられる高力ボルトに関する研究と開発もこの 10 年間において見落すことのできない当展をとげた。

(2) 規格の改訂と拡充

昭和 40 年、JIS 規格が全面的に改訂されたが、その要点を列挙すると次のとおりである。

(イ) 炭素鋼規格 (JIS G 4051) は炭素量の規格範囲が 0.05~0.06% トビと細分化され、総計 23 鋼種が制定された。それらのうち S 28 C 以上のものは Mn 量が 0.06~0.90% に高められ、炭素鋼においても焼入性の確保に考慮がはらわれている。また転炉製鋼技術の発達にともなつて鋼材溶製方法の規制が廃止され転炉鋼の強度部品用材としての道が開かれたことの意義は重要と思われる。

(ロ) 合金鋼のうち使用頻度が高く、しかも焼入性が重要視される鋼種については別に「焼入性を保証した構造用鋼鋼材 (H 鋼)」(JIS G 4052) が 22 鋼種制定され

た。H 鋼は H・バンドをまず重視して制定されているために、化学成分規格範囲は同系統の一般鋼種規格よりやや広く、むしろ緩和されている。なお H 鋼の品質管理、とりわけ溶製方法については細心の注意が払われており、とくに最近各 H 鋼ごとに一端焼入性試験結果と化学成分との相関を統計的に解析し、電算機を利用して炉前での成分調整を行なうようになったことは、従来の溶製後の選別方式から脱出した特筆すべき進歩の一つであろう。

その後昭和 48 年、低合金鋼化と Ni や Mo のごとき貴重元素節約の時流に即して新たに規格中心値で Mn を 1.35 ないし 1.5%、含む Mn 鋼が 4 鋼種、Mn を 1.35 ないし 1.5%、Cr を 0.5% 含む Mn-Cr 鋼が 2 鋼種 (JIS G 4106) 追加制定された。

一方需要家業界では JIS と併行して独自の規格を判定しているが、自動車工業会では昭和 45 年、含 B 鋼を 12 鋼種制定した。これは B の焼入性向上効果を利用して高価な元素を節約する、いわゆる低合金鋼化の動きの一つであるが、一方では鋼中の微量の B の態別分析技術が向上し、含 B 鋼の溶製方法が確立されて安定した焼入性を有する含 B 鋼が供給されるようになったことが大きく寄与している。なお最近自動車工業会から自工会規格と JIS 規格間の記号体系の一層の合理化をはかるための JIS 鋼種記号改訂案が示されて慎重に検討されている。

(3) 熱処理技術の進歩と材料の動向

高周波焼入れでの加熱冷却方法、設備の進歩によつて自動車工業でこの表面硬化法が著しく普及したことも注目される。高周波焼入れによる表面硬化および表面の残留応力は耐摩耗性、耐疲労強度を増加させるため、自動車の後車軸が合金鋼から炭素鋼の高周波焼入れに置換されたように、低級鋼化を可能ならしめた大きな要因である。同様の意味で塩浴窒化法による表面硬化法も低級鋼化を可能にする方法として普及したが、現在では塩浴法とはほぼ同じ性能が得られ、かつスラッジなどの発生がない公害対策上有利なガス軟窒化法も各所で活発に研究が進められており、すでに自動車業界では二、三の工場で連続式炉による実用化が行なわれている。軟窒化専用鋼開発の動きも出ており、その一例として数年前から中炭素鋼の焼入れ焼もどしや JIS SPC 系板または帯材の浸炭焼入れ焼もどしに代つて、現在は比較的低強度用ではあるが低炭素低合金系の専用鋼がすでに市販されはじめた。

鍛造焼入れ・水焼入れ・水溶性焼入れ冷却剤の開発などは焼入油による火災発生問題、エネルギー節約、作業環境の改善、熱処理作業者の確保などが要因となつて最近改めてクローズ・アップされてきた技術である。鍛造焼入れに対しては温度コントロールや熱間加工後の結晶粒粗大化防止、また水焼入れおよび水溶性焼入れ剤に対しては焼割れ防止と焼入れ効果の均一性確保など、これらの熱処理技術に適した鋼種は如何にあるべきかも今後考えられるのではないと思われる。

(4) はだ焼鋼

連続炉によるガス浸炭・直接焼入れ法が普及するにつれてはだ焼鋼の結晶粒度の問題が改めて見直されはじめた。すなわち 1950 年代に完成された AIN を利用するオ

オーステナイト粒の調整方法では、900°C 以上に長時間保持する浸炭加熱中のオーステナイト粒の粗大化を防止することができず、粗粒は直接焼入れによつてそのまま鋼組織中に残される。浸炭加熱中の粗粒発生を防止するために、製鋼会社の一次工程では脱酸方法の改善、結晶粒微細化または成長抑制元素の微量添加および圧延条件の適正管理などの種々の対策がとられてきているが、他方で冷間加工、浸炭前の組織および浸炭加熱条件など主として二次加工工程以降の材料取扱いにおける処理条件も粗粒発生に大きく影響することが次第に明らかにされつつあり、オーステナイト粒の粒度的挙動は鋼材の「生れ」と「育ち」に関連して非常に複雑であることが再認識されている。

浸炭については1968年米国で研究が始められた真空浸炭法がある。1972年のメタルショーで絶賛をあげたと称せられており、開発されて日も浅く、広く普及するにはいたっていないが高温浸炭可能・浸炭拡散処理容易などすぐれた特徴があり、この方法が拡大するにつれてはだ焼鋼の新鋼種も生み出される可能性もあると思われる。

(5) 冷間鍛造法の進歩

冷間鍛造法は熱経済性において熱間鍛造より、また材料経済性において切削加工よりすぐれているため、大形

かつ高精度の加工機械の出現ともあいまつてここ数年の間に急速に普及してきた。現在ではネジ・ボルト類のヘッド成形だけでなく自動車のトランスミッション・ギヤなどのギヤ関係やアクスル・シャフトのようになかなり大形の部品まで冷間鍛造によつて成形されるようになった。冷間成形に供される鋼材のうち、いわゆるヘッダー線と称せられる冷間圧造用高級線材については溶製および凝固段階での非金属介在物の減少と存在形態の制御、圧延段階での表面疵発生の防止、均一適正な球状化組織を得る熱処理技術など製造技術の開発によつて、この10年間にはほぼ完成に近いほどの発展をとげ、炭素鋼系の鋼種については日本ねじ工業会で規格化された。現在、冷間成形用の新鋼種の開発の努力は主として後方押し出しを中心とする強加工部品用素材や、成形後熱処理を必要とする高強度部品用鋼種に向けられている。これらの冷鍛用鋼の組成に関する開発の方向は基本的には次のように分類することができるであろう。

(イ) Cをはじめ主要元素は従来のままとし、変形抵抗を減少させるために Si、変形能を上昇させるために P, S などの不純物を減少させる。

(ロ) C量を減少させて変形抵抗の減少と変形能の向上を図り、それによる焼入性低下を B 添加で補う。

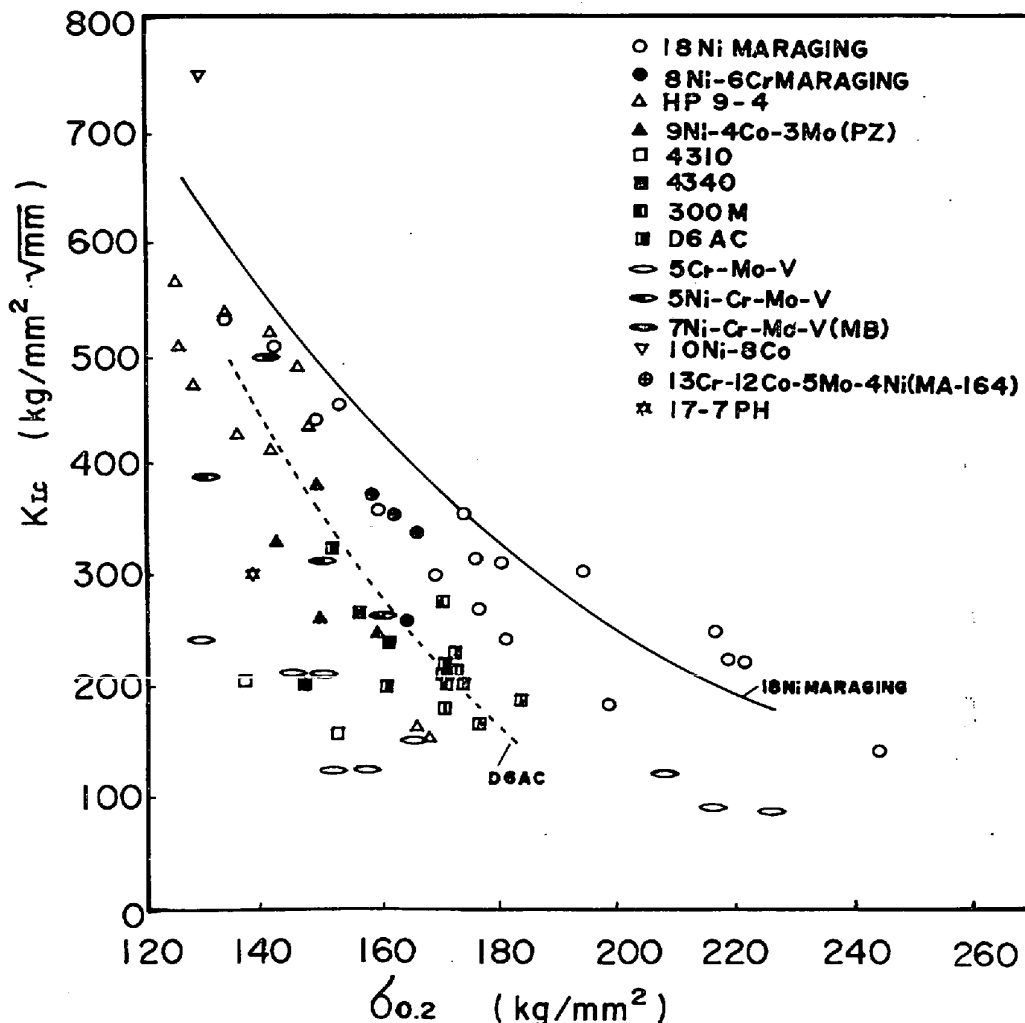


図 5-2-4 各種超強力鋼の K_{1c} (金尾、河部：日本金属学会会報, 12 (1973) 5. P. 309)

(ハ) 炭化物を微細化して変形抵抗を上昇させる Cr や Mo などの元素を節減し、それによる焼入性の低下を B 添加で補う。

これらの方法を組み合わせることによつて、現在各社から種々の冷鍛用鋼が提案されているが、まだ開発段階にあるものもあり、今後一層の進歩が期待される。

(6) 高力ボルト

1950年代の構造物の接合用ボルトとしては最高90キロ級 (F9T) が用いられていたにすぎないが、その後構造物の巨大化、軽量化の要求にともない、その接合用ボルトも高力化と太径化の傾向をたどつてきている。しかし昭和39年に橋梁に使用されたわが国で最初の130キロ級 (F13T) ボルトに施工後数カ月を経て後に折損しはじめる例が見出された。この現象は米国では航空機用超強靱鋼において比較的早くから注目されていた環境脆化による遅れ破壊現象と類似のものであり、これによりわが国でも遅れ破壊現象の究明と対策の確立が現実の重要問題となつた。以後ボルト材質、加工法、熱処理条件、遅れ破壊試験法など精力的な研究が続けられている。遅れ破壊は引張強さ 120~130 kg/mm² 級以上の鋼に多く発生し、強度が高いほど遅れ破壊感受性が強くなる。摩擦接合用高力ボルトについて、JIS では昭和39年に F9T, F11T, F13T が規格制定されたが (JIS B 1186), その後わが国の実情に合わせ、かつ今後の発展を期して1942年, F8T, F10T, F11T に改訂された。高力ボルト用鋼としては従来から用いられている SCr4, SCM3, SCM4 のほかに、焼入性と焼もどし軟化抵抗性の増大によつて太径化および遅れ破壊に対する安定性の向上をねらつた 0.33% C-Cr-Mo-V 系鋼や B 添加による焼入性の増大と遅れ破壊抵抗性の向上を図つた 0.2~0.3% C-Mn (または Mn-Cr)-B 系鋼などが開発され、使用実績を重ねつつある。現状としては F11T をこえる高力ボルト用鋼としてはなお研究開発段階にあるといえよう。

(7) 品質管理技術の進歩

機械構造用鋼は代表的な量産鋼ではあるが、多数の需要家によつて種々の分野で使用されるために基本鋼種が細分化されて成分範囲が少しずつ変えられた類似鋼種が非常に多く、しかも製品の寸法や熱処理仕様も多種多様であるうえに、需要家から要求される品質は益々厳しくなつてきている。このような事情に加えて図5・2・2で示した生産量の急増といった事態に対処するために各製鋼会社において各種の管理に電算機が利用されはじめたのは、昭和39年頃からである。現在では受注管理から、溶解・圧延・二次加工・検査・出荷にいたる生産管理がトータル・システムとして電算機化され、省力だけでなく品質管理上も多大の効果をあげている。

またとくに整備・検査部門においては内質検査に自動超音波探傷法、外観検査に渦流探傷法や蛍光磁粉探傷法が、その前後の鋼材の搬送やデータ処理を含めたトータル・システムとして取入れられ、品質向上に役立てられており、現在一層の自動化、精密化を目ざして研究されている。

5・2・3 超強力鋼

(1) 概 況

超強力鋼に第一に要求される性能は強靱性であるが、溶接性などの加工性や耐応力腐食割れ性などもゆるがせにできない。そこで、種々の特徴を有する鋼が開発されつつある。これらの鋼は例えば炭素量と合金量で表5・2・3のように分類され、組織と大体の対応が得られる。

もつとも古くは、通常ソルバイト組織に焼もどしして用いられる AISI 4340 鋼 (SNM8) のような強靱鋼 (機械構造用合金鋼) の焼もどし温度を 200~300°C に低め、ε 炭化物が微細に析出分散した焼もどしマルテンサイト組織にして高強度を得た。その後、Si 添加鋼などの改良型が出現した。現在でも、熱処理上制約はあるが小型のロケットや溶接を必要としない部分には経済的であるので好んで用いられている。

その後 H-11 (SKD6) のような2次硬化を利用した熱間工具鋼系の鋼種が現われた。5% Cr 鋼などはオースフォームに適した材料として知られ、多くの研究が行なわれた。オースフォームを施した超強力鋼自体は、現在でもほとんど用いられてはいないが、多くの研究者に刺激を与え、より広範囲の対象について多くの加工熱処理技術の開発に結びついていった。将来とも材料開発の一大分野であろう。

昭和35年頃あいついで 20Ni, 25Ni および 18Ni マルエージ鋼が出現し、超強力鋼の強靱性は飛躍的に向上した。マルエージ鋼は事実上 C を含まないマルテンサイト組織に Mo, Ti, Nb などと Ni, Fe との金属間化合物を微細に析出させて強化した鋼であつて、このような強化機構を利用した鋼としてはすでに PH ステンレス鋼があつた。しかし、C の存在を前提とする従来の鋼の強化機構と全く異なるこの種の析出強化機構の研究が鉄鋼材料ではほとんど行なわれていなかったことは事実で、マルエージ鋼の出現とともに活発な研究が行われた。材料の開発が先行していたが、過去10年において鋼の金属、金属間化合物の析出硬化機構の研究は著しい進歩を遂げた。

以上述べてきた鋼はいずれも低合金鋼のように焼なま

表 5・2・3 超強力鋼の合金量、炭素量による分類

合金量	中 炭 素	低 炭 素	無 炭 素
低合金	Ni-Cr-Mo 鋼		
中合金	5Cr-Mo-V 鋼	5Ni-Cr-Mo-V 鋼 5~7 Ni-Cr-Mo-V ペイナイト鋼	
高合金	9 Ni-4 Co 鋼 10 Ni-8 Co-Cr-Mo 鋼	析出硬化型 ステンレス鋼 マルエージ鋼	
組 織	焼もどしマル テンサイト	2次硬化 (特殊炭 化物析出硬化)	金属間化合物 析出硬化

(金尾、河部：日本金属学会会報, 12 (1973) 5, P.309)

しまたは焼ならしされた状態で、またはマルエージ鋼のように固溶化熱処理状態で供給される。

構造用鋼の靱性を評価するには従来シャルピー衝撃試験の各種遷移温度や吸収エネルギーが用いられて来た。しかし、高強度材では低エネルギー引裂破壊が生じてエネルギー遷移が生じ難いので、このような方法で靱性を評価するのは困難である。しかも、高強度鋼では比較的小型の試験片で線型破壊力学が適用できるため、破壊靱性を求めて靱性を評価するようになった。破壊靱性の特徴は先在亀裂を前提とし、亀裂長さや破壊応力の関係を求めて、設計に直接利用できる点にある。

一方Cを含み、焼入焼もどしによつて強靱性を得ようとする鋼は、溶接のまま使用できないと最近のように構造物が大型化してくると、加工後の熱処理が著しく困難になり、用途が小型部品や溶接を要しないものに限られてくる。

このようにして、近年、破壊靱性と溶接性（溶接のまま使用できること）を重視し、これを改善しようとする意図を明確にした調質鋼が出現し、加工技術の進歩もあつて、9 Ni-4 Co-Mo-Cr-0.1 V-0.2~0.45 C 鋼、5~7 Ni-Cr-Mo-V ペイナイト鋼、10 Ni-8 Co-2 Cr-1 Mo-0.1 C 鋼などのように強化された状態で供給され、溶接のままで使用される鋼がしだいに増加してきた。このような鋼は高強度水準で母材と溶接部の靱性を保つために、合金元素の組合せのみならず溶解技術の面からも強い対策が考えられている。

超強力鋼の多くはこれまでおもに米国において開発されてきた。それは、用途が航空機、ロケットや軍用などであつたからである。しかるに、この10年間にわが国でも人工衛星打上げ用の大型ロケットをはじめに超強力鋼が使用または使用されようとするようになり、関心が著しく高まつた。

たとえば、航空機工業では従来から使用されていたが、最近の航空技術審議会の答申に見られるように、現在でもなお、水素脆性に強い $200\sim 250\text{ kg/mm}^2$ の経済的な鋼の開発が要望されている。固体燃料を用いたロケットのモーターケースにはすでに $100\sim 200\text{ kg/mm}^2$ の数種の超強力鋼が使用され、液体燃料を用いたロケットにもブースター用に信頼性が高くかつ安価な 180 kg/mm^2 前後の超強力鋼が用いられよう。この場合、2~10 mm の薄板で、破壊靱性、加工性に富むことが要求される。また、海洋開発用の6,000 m 級深海潜水調査艇の船殻材料に $130\sim 150\text{ kg/mm}^2$ の強さの鋼が必要で、この場合、板厚 50 mm で破壊靱性、加工性、耐応力腐食割れ性、耐疲れ性などが要求される。さらに、ウラン濃縮遠心分離円筒材料として極薄肉の加工性に富む $250\sim 300\text{ kg/mm}^2$ の超強力鋼が候補材料に挙げられている。

以上のように、10年前と異なつて学術的な興味だけでなく、具体的な必要に迫られて、わが国の超強力鋼に関する研究は大きな進歩をとげた。

(2) 低合金系超強力鋼

超強力鋼の最も初期から存在し、早い時期に多くの改良型が生まれたが、最近では商用鋼には大きな動きは見られなかつた。改良の大きな一つの傾向は、Si を添加して焼もどし過程を遅らせ、低温焼もどし脆性範囲にかか

らずに焼もどし温度をより高くしようとしたものであつた。

合金元素の効果については数多く調べられてきたが、結果は複雑でかつ比較的影響は小さい。むしろ、組織や製造、加工法の影響が大きい。同一強さ水準で調べた結果によると、転位型マルテンサイト組織は双晶型マルテンサイト組織より優れている。これはおもに双晶境界に粗大な炭化物が優先析出するためである。また、同様な理由で、下部ベイナイト組織は双晶型マルテンサイト組織より優れていることなど明らかにされた。

このように組織を重視する立場から考えると、従来のような多くの合金元素の同時添加は必ずしも必要でなく、単純で経済的な新鋼種の提案が行なわれた。

破壊靱性は溶解、加工法に著しく影響されることが明らかにされてきた。たとえば、マトリックスに固溶せず介在物として存在し、ボイドの発生源となるか、粒界に偏析して脆化を促進する微量不純元素が有害で K_{Ic} を低下させる。このため溶解法の影響が大きく、真空アーク再溶解が一般的である。

また、結晶粒の粗大化を恐れて、焼入前の溶体化温度を高くすることは行ない難いと考えられていた。しかし、高温溶体化処理によつて、残留析出物の減少、焼入性の向上による中間段階組織の生成抑制、残留オーステナイト量の増加などが生じ、高温溶体化に伴う欠点を抑えれば靱性の向上に極めて有効であることが明らかにされた。これは中合金系やマルエージ鋼でも同様である。

このように、ここしばらく動きのなかつた低合金系超強力鋼ではあるが、現在なお経済的で信頼性の高い低合金鋼の開発が要望されており、上述のような研究の進展があつて、今後新しい動きが見られよう。

(3) 中合金系超強力鋼

(a) 5 Cr-Mo-V 鋼 (熱間工具鋼)

熱間工具鋼およびその改良型鋼は2次硬化を利用した鋼であり、元来の用途からうかがえるように昇温強さが高く、古くから着目されていた鋼である。オースフォームに適した材料であることで有名である。オースフォームによつて多くの低合金構造用鋼や熱間工具鋼が強化され、しかも靱性が低下しないことが明らかにされて以来、その強化機構に関する研究が活発に行なわれた。わが国においても活発に研究され、加工されたオーステナイト中の欠陥がマルテンサイトに受けつがれて転位密度が著しく高くなり、それらの転位に炭化物が微細に分布してそのため強化されるとか、加工されたオーステナイト中に、特殊炭化物によりくぎ付けされたセルが生成し、マルテンサイト変態後、オーステナイトに存在したセルに対応した下部構造が生ずることによつて強化されるなどの主張がなされた。

準安定オーステナイトにおけるオースフォームのみならず、歪時効、動的歪時効、圧延焼入れなどの効果が調べられていて、 K_{Ic} の向上や同一 K_{Ic} での著しい強さの増加が報告されている。 250 kg/mm^2 以上の超強力鋼を得るためには、多少なりとも加工熱処理の助けを必要とすると考えられる。

(b) 5~7 Ni-Cr-Mo-V ペイナイト鋼

近年わが国で開発された鋼で、広範囲の強さ水準にわ

たる一連の鋼が次々に開発された。冷却制御によつて下部ベイナイトを主とする組織にして用いられており、組織から来る特徴として、降伏比が低く一様伸びが大きい。したがって、溶接構造物における応力集中に対する安全性が高いメリットがある。

(4) 高合金鋼

(a) 9 Ni-4 Co-Mo-Cr-0.1 V-0.2~0.45 C 鋼

破壊靱性と溶接性を重視した焼入焼もどし型の超強力鋼としてもつとも早い時期に 9 Ni-4 Co 鋼が出現した。一般に、C を含む調質鋼は溶接継手部に焼もどしされていないマルテンサイトが形成され、破壊靱性が低下する。9 Ni-4 Co 鋼は Co を添加して Ms 点を高め、self-tempering によつて靱性を改善するなどの考慮を行なつた鋼で、また、比較的炭化物形成元素の添加量が少ない。

この鋼に対し、わが国では、高張力鋼の領域で見出された Mo と Nb の複合された析出強化機構を加味し、その強化分だけ C を減らし、焼もどし温度を高めて靱性、溶接性を改善した鋼が開発された。

(b) 10 Ni-8 Co-2 Cr-1 Mo-0.1 C 鋼

ごく最近、5 Ni-Cr-Mo-V 鋼の延長として、10 Ni-8 Co 鋼が出現した。70 kg/mm² 級高張力鋼である 2.5 Ni-1 Cr-0.3 Mo 鋼 (HY 80 鋼) から出発して、次第に強さを高めてきた一連の鋼に属するが、成分的には高合金になつている。この鋼では著しい 2 次硬化が生じ、ある時効温度範囲で強さと靱性がともに増加する特徴があり、焼入れ後 510°C で時効することによつて優れた靱性と強さの組合せが得られる。最近、わが国の深海潜水艇の船殻材料の候補の一つにあげられ、研究が盛んに行なわれた。そして、破壊靱性や海水中の耐応力腐食割れ性が同一強さ (降伏強さ約 130 kg/mm²) の他の鋼と比べて優れていること、硬化機構は Mo₂C の転位上析出による 2 次硬化によつて得られ、Co と Cr はこれを助けていることなど明らかにされた。

(c) マルエージ鋼

マルエージ鋼が出現して以来、わが国においても活発な研究が行なわれてきた。現在、もつとも優れ、おもに推奨されているのは 18 Ni マルエージ鋼であり、図 5・2・4 に示すように、すべての超強力鋼中とくに高強度側においてはもつとも靱性に優れた鋼に属している。しかし、熱処理に対し敏感で、高温で前オーステナイト粒界に Ti (C, N) が析出して粒界脆性破壊を生ずる熱脆化現象、低温時効により応力腐食割れ感受性が著しく高まる現象など見出され、研究がなされている。後者の原因については、割れ先端におけるミクロ的な塑性挙動の変化に起因するという説があるが明確ではない。

鉄鋼中における金属間化合物、金属の析出強化機構についての研究が、この 10 年間多数行なわれ、各種マルエージ鋼、PH ステンレス鋼の強化機構に多くの知見が得られた。多くの析出強化鉄合金は非鉄合金と同じく、ゾーン形成→準安定相析出→安定相析出のようないくつかの析出反応の過程を取ることが報告されている。

18 Ni マルエージ鋼が優れた靱性を有しているのは、成分では硬化元素として Mo を選んだことと Mo と Co の複合効果を見出したことにある。Co の複合添加によ

つて靱性を低下させずに強さが増加する現象の統一的な見解はまだ得られていないが、内外から、(イ) Mo の溶解度が低下して、析出量が増加する、(ロ) マトリックスの回復を遅らせ、均一微細な析出を得る、(ハ) マトリックスの規則化が生ずる、などの説が提出された。

新マルエージ鋼開発の方向として、① より高強度への指向、② 経済的な鋼の開発、③ マルエージ型ステンレス鋼の開発、が挙げられる。

高強度水準でのマルエージ鋼の優秀性を生かして、より高強度の超強力鋼を得ようとする努力がなされるのは当然である。すでに 245 kg/mm² 級の 18 Ni マルエージ鋼が現われ、245 kg/mm² の降伏強さと適当な靱性、延性が得られている。Mo が少なく、Co が多く添加されているが、Mo の偏析が靱性に悪影響をおよぼすことを考慮したと考えられる。さらに 280 kg/mm² 級以上の開発が行なわれているが、245 kg/mm² 級までとは成分が大きく異なつて高 Mo であることが強さを得るために必要である。このため、溶体化処理時に粗大析出物が残留して靱性を害する。これに対しては、わが国で圧延焼入れなどの方法が開発された。

経済的なマルエージ鋼の開発を目指して、わが国で Fe-Ni 系に代つて Fe-Ni-Cr 系、Fe-Ni-Mn 系などが研究され、8 Ni-6 Cr-5 Mo-9 Co 鋼、4 Ni-2 Mn-1 Cr-1.4 Mo-1 Al-0.1 C 鋼などが提案された。前者では 18 Ni マルエージ鋼に劣らない靱性が得られ、後者では C 添加が靱性改善に有効であることが指摘された。

前にも述べたように、マルエージ鋼の先駆者であつた PH ステンレス鋼は逆にマルエージ鋼の影響を受けた。マルエージ鋼の特徴である簡単な熱処理、不純物やガス含有量を極端に低めることを生かして、マルエージ鋼の Ni を減らし、Cr を 12% 以上添加したマルエージ型ステンレス鋼が数多く開発された。4.5 Ni-12.5 Cr-5 Mo-12.5 Co 鋼はわが国で開発された鋼の例である。

5・2・4 快 削 鋼

(1) 概 況

快削鋼の主流は、従来、含硫黄系と含鉛系であり、わが国においても、ほぼそれぞれ匹敵する量が年産されてきた。昭和 39 年の約 9 万 t から 49 年の約 53 万 t と約 6 倍もの高い伸びを示した。これは、わが国の経済の急速な成長とこれにともなう人不足、加工の高効率化、原価低減対策などが相まつて、使用鋼材の快削鋼化を強く促進したことによるものと考えられる。さらに近年の新しい傾向として、超硬工具による被削性の向上、被削性のばらつきの改善という問題が加わつてきて、快削鋼の技術分野に新しい変化が見え始めてきた。

新しいタイプの快削鋼として、従来被削性に有害とされてきた酸化物 (シリケート) 系の介在物を利用したものが登場した。これは、超硬工具 (主として P 種の TiC を含む超硬合金) による高速切削において、酸化物系介在物が工具切りくずし界面に層状に堆積して工具面の摩擦損傷を保護する効果によるもので、カルシウム合金による脱酸鋼にすぐれた性能がみられることが Opitz らにより報告されて以来、わが国においても開発研究が盛んに行なわれた。この系統のものは脱酸調整快削鋼として

総称されるもので、さらに他の快削性元素と複合した複合快削鋼が実用面で有利であり、種々開発研究され実用化されつつある。

一方、超快削鋼の分野では、従来極軟鋼の非鎮静系のもので、Si を 0.01% 以下にできるだけ低く抑え、硫化物の性状を制御した高 S 快削鋼およびさらに Pb その他を複合した快削鋼があり、成分的には軟鋼（普通鋼）に類するものである。

米国においては、この種の快削鋼の生産量が最も多いが、わが国においては、自動車用部品材料の比較的強度特性のきびしいものから快削鋼化が促進された歴史的経過によつて、必ずしもそうでない。今後は、この分野での国際標準への移行の傾向がみられると考えられる。

現在、快削鋼の製造技術上の一つの問題点として公害問題がある。主として高温で揮発性の Pb, Se, Te, Bi など重金属を利用することによつて起こる問題であり、製造メーカーが十分な防護対策を講ずれば解決しうるものであるが、若干のコストアップ要因となることがある。これらの元素はその有用な性質を利用してできるだけ少量添加して効果を活用する方向が検討されよう。

(2) 快削特殊鋼

(a) 新しい快削鋼の動向

快削特殊鋼の種類としては、いおう (S) 快削鋼と鉛 (Pb) 快削鋼が 2 大主流をなしてきた。Pb 快削鋼はその強度靱性の低下が少ないので、自動車産業界の積極的な採用を背景として急速に伸びた。

さらにこの 10 年間での特ピックスとして、カルシウム (Ca) 快削鋼が昭和 43 年から本格的に実用化され、昭和 48 年には約 3 万 t の生産規模に達した。この生産量は 10 年前の Pb 快削鋼のそれにほぼ匹敵し、今後も着実な伸びが予測されるので、今後は快削鋼の従来の需要構造に大きな変化をもたらすものと考えられる。最近自工会規格に S 快削鋼、Pb 快削鋼が制定されたが Ca 快削鋼にもこの動きがみられる。

(b) 近年の技術的動向

イ) カルシウム快削鋼の開発

これまでの S 系、Pb 系両代表的快削鋼のほかに、最近快削鋼の使用範囲拡大のため強度がより高く、かつ高速域での被削性を一層向上させるものとして Ca 脱酸調整快削鋼（以下 Ca 快削鋼という）が注目されてきた。これは全く新しい考え方に立脚して登場してきたもので、含 Ca 合金による脱酸処理により鋼中に酸化物系介在物を有効に分散させ独特の切削機構、すなわち高速切削時鋼中の介在物が軟化して工具切削刃上に堆積し工具摩耗を防止するというものである。Ca 快削鋼に関する研究は西独において 1960 年頃から、また国内では 1965 年から精密機械学会被削性分科会において産学一体となつて研究がはじめられ、その被削性とくに超硬工具による高速切削に効果のあることが確認された。以後各社で実用化の研究が競つて進められ、1968 年には材料強度を重視する自動車部品を対象に量産が開始された。

この Ca 快削鋼は S、Pb 快削鋼とはやや異なり製鋼上に重要なノウハウがある。本鋼に常にすぐれた被削性を与えるためには、鋼中酸化物介在物の組成をその鋼種および切削条件に最も適合するように調整することが大

切であり、これが本鋼の被削性の優劣を決める鍵となる。したがつてこの点を重視した溶製法の研究が続けられ、介在物組成を的確に調整する技術が最近確立されてきた。

さて、もし快削鋼を適用切削速度で分類すれば、S 系は低速用、Pb 系は中速用、Ca 系は高速用となる。すなわち Ca 快削鋼の出現によつて、快削鋼は市場ニーズの移り変りに結びついて全切削速度域にまで発展したといえよう。しかしこの Ca 快削鋼も高速度鋼ドリル工具での効果と切くず破碎性とがよくないという制約があるので、これらの弱点を Pb と S とを最少量複合添加して改善し、それぞれ用途に応じて特徴をもたせた快削鋼が市場に供給されている。Ca 快削鋼の現在の量産鋼種は、機械構造用炭素鋼、構造用合金はだ焼鋼、構造用強靱鋼である。これらのほかにも、ステンレス鋼、ステンレス鋳鋼、炭素工具鋼、電磁鉄などにも適用され、その効果は確認されている。Ca 快削鋼のある成分範囲については西独の H 社の日本での特許権が 1968 年に成立し、現在わが国では D 社がその専用実施権を所有している。

以上わが国における Ca 快削鋼の開発経緯について述べた。いつばう海外では、米国の R 社が Cal-DeOx と称し、Ca 脱酸処理によつて介在物の形態をかえ、ヘリカルギヤー切削での工具寿命をかなり向上したと報告している。

ロ) 各種快削鋼の技術進歩

新しい Ca 快削鋼の開発とともに、他の快削鋼についても種々研究が続けられてきた。以下にその要点を述べる。

(i) いおう快削鋼

最近の S 快削鋼に関する研究には大別して、一つは MnS の被削性におよぼす効果を冶金学的、材料力学的に考察し、その結果を製造工程に活かして主として被削性の改善を図ること、他の一つは鋼材の熱間加工性、機械的性質（とくに異方性）および磨食性の劣下を被削性を損なうことなく改善しようとするものである。いずれの場合にも MnS の量と形態、大きさ、分布が共通の重要な因子となつている。この MnS の被削性への効果については、切削せん断面および第 2 変形域でのせん断応力を低下させることで大方の意見は一致しているものの、摩擦潤滑性については意見がまったく二分されており現在のところ決定的な理論はない。これら切削機構の理論解析は快削鋼の製造技術および応用につながる重要な問題であるので、今後もこの方向への努力が続けられるであろう。

S 快削鋼は従来被削性のみを重視し、材料強度をほとんど問題としないものに多用されたが、最近はこの改善により Pb 快削鋼の適用分野にまで需要が拡大されてきた。本鋼の現在の適用鋼種は機械構造用炭素鋼が主体で一部構造用合金鋼、工具鋼およびステンレス鋼にも使用されている。

S 快削鋼は従来は転炉あるいは電気炉による普通の造塊法でつくられてきたが、最近はこの内外で一部に連続鋳造法が採用されつつあり、製造原価の低減と被削性の改善が確認されている。

(ii) 鉛快削鋼

Pb 快削鋼は主として、はだ焼鋼、強靱鋼に適用されている関係上、研究の方向としては Pb の機械的性質におよぼす影響を調べたものが多いが、ほかには Pb の分散の研究、Pb-Sb 複合添加による適用切削速度範囲の拡大に関する研究などが散見される程度で10年以前にくらべて研究も少なくなり、すでに研究しつくされた感が深い。Pb 快削鋼は従来 Pb 介在物に起因する表面きず、マクロ発汗不良などが製造上の問題点とされたが、近年主としてメーカー側での Pb の添加方法の研究、Pb の鋼への溶解度におよぼす合金元素や溶鋼温度の影響などの研究が進められ、鋼塊で Pb を微細分散できる添加技術が確立されたことにより本鋼の品質も一段と向上し、かつ原価低減にも大きく寄与した。

Pb 快削鋼の現在の適用鋼種は、機械構造用炭素鋼、合金鋼、工具鋼、ステンレス鋼など広範囲である。

最近 Pb 快削鋼も公害問題に直面しているが、メーカー側の Pb の添加方法の改善、および完備した Pb の排煙収集設備の設置によつて問題を解決している。

(iii) 快削ステンレス鋼

JIS の快削ステンレス鋼は昭和47年に改訂され、AISI に準ずる鋼種記号とし、かつあらたにオーステナイト系で SUS 303 Se、フェライト系で SUS 430 F が制定された。

快削ステンレス鋼は一般にベースのステンレス鋼に比べて耐食性、熱間加工性、機械的性質などが劣るので、これらを改善する研究が多い。これらの特性を重視するものについては S、Pb よりも影響度の小さい Se がよく用いられている。最近ステンレス鋼にも Ca を添加する試験が行なわれ、工具寿命の改善が認められた。

(iv) その他の快削鋼

その他の新しい快削鋼として現在まだ研究段階ではあるが Ti 脱酸調整快削鋼がある。これは Ca 快削鋼の場合と同じく脱酸に関する研究過程で見出されたもので、Ca 快削鋼とはほぼ同じ切削機構にもとづくものとされている。

そのほか新しく快削鋼化された特殊目的用鋼材として注目されているものにプラスチック型用鋼と軟質磁性材料がある。プラスチック型用鋼は S を添加した Ni-Al-Cu-Mo 系の時効硬化型の鋼で、高級プラスチック型用としての特徴が認められてかなり実用化されている。軟質磁性材料としては Pb 添加の快削電磁純鉄が比較的早くから多用され、さらに 13% および 17% Cr 系の快削電磁ステンレス鋼および快削 1% および 3% Si 鋼も市販され始めた。

(c) 快削特殊鋼の今後の方向

部品の成形加工技術としては、塑性加工法の著しい進歩もさることながら、CIRP (国際生産加工研究会) の技術予測によれば、切削加工が今後も長期にわたつて主流を占めることが考えられる。これまで S、Pb 快削鋼につづき Ca 快削鋼が出現したが、これらは材料の強度や靱性の改善を主眼として順次開発されたということができよう。また Ca のほかに S、Pb などの快削元素を複合添加して被削性を一層良好な汎用快削鋼の開発が進められた。今後さらに材料強度の向上と被削性改善への努力がつけられるであろう。そしてこれまでの技術

を特殊ステンレス鋼、高マンガン鋼、工具鋼などにも拡げてゆくと思われる。つぎに近年の冷間鍛造の普及にともない、冷間鍛造性と被削性との均衡を考慮した快削鋼の開発が進むものと考えられる。またこれとは別の観点から、まず数値制御工作機械の進歩により、品質特性のばらつきの小さい材料が望まれ、かつ切削に関するデータベース充実の必要性から、いずれは各種快削鋼の品質の統一と標準化が必要になるであろう。さらに今後は重研削加工技術の進展により、研削性のよい快削鋼の開発も望まれる時期にいたつたと思われる。

材料強度と被削性とは現在の技術段階ではなお完全に両立されがたい特性と言えるので、使用者側の使用条件とメーカーでの製造条件との調和を図り、両者密接な接触によつて今後も一層すぐれた新鋼種が開発されることが期待される。

(3) 超快削鋼

低炭素鋼をベースとする快削鋼について、最近10年間の進歩と今後の展望を概説する。

昭和27年に制定された快削鋼の JIS 規格においては、低炭素鋼では4種類のものが規定されたが、主流は Si キルドの S 系快削鋼であつて、低 Si 鋼では P-S 系快削鋼が1種類あるのみであつた。

しかし、機械加工で量産される鋼部品の生産はその後著しく増加し、鋼材の被削性の向上に対する要求は一段と強くなつた。

これに応えるために、低炭素鋼の被削性を向上させるための多くの努力がなされた。JIS の S 量上限は 0.25% であつたが、それよりも S 量を高くすること (0.35% 程度まで)、S と Pb とを複合添加すること、などはその例である。また、脱酸条件の影響についても検討が進められた。Si キルド鋼を低 Si 化 (セミキルド化) することが、その一つである。Si 量が多い場合の硫化物は長く延伸したものが多く、Si 量が低下するにしたがつて延伸した硫化物が減少し、Si 量が 0.010% 以下になると球状に近い比較的大きな硫化物が生成されるようになる。このような球状に近い硫化物は、延伸した硫化物と比べて、被削性向上の効果が著しく大きい。したがつて、被削性がきわめて重視されるものは、Si キルド鋼から低 Si 非キルド鋼へ移行して行つた。また、リムド鋼の S 系快削鋼において、造塊中に S を添加してコア部の S 量を著しく高くしたいわゆるサルコア鋼も出現し、中心部のタッピング加工性が著しく改善されることになつた。

被削性向上元素としては従来の P、S、Pb の他に、Te、Se、Bi も着目されるようになり、これらと従来の被削性向上元素とを複合添加した超快削鋼も特殊な分野では使用されるようになった。

以上のように、JIS 規格に制定されていない多種類の快削鋼が実際には相当量使用されるという事態になり、JIS 規格が実情に合わなくなつたため、規格の改訂の検討が進められ、昭和46年に改訂が実施された。新規格のうち、低炭素鋼に関するものを表 5・2・4 に示す。

今回の規格改訂の要点を述べると次の通りである。

(a) 体系を AISI 規格系とした。

(b) S 量の水準数を多くするとともに S 量の範囲を

表 5・2・4 新 JIS (G 4804-1971) における低炭素いおうおよびいおう-鉛複合快削鋼

記 号	C	Mn	P	S	Pb	相 当 の AISI 記号
SUM 11	0.08~0.13	0.30~0.60	0.04 以下	0.08~0.13		1110
SUM 12	0.08~0.13	0.60~0.90	0.04 以下	0.08~0.13		1109
SUM 21	0.13 以下	0.70~1.00	0.07~0.12	0.16~0.23		1212
SUM 22	0.13 以下	0.70~1.00	0.07~0.12	0.24~0.33		1213
SUM 22 L	0.13 以下	0.70~1.00	0.07~0.12	0.24~0.33	0.10~0.35	12 L 13
SUM 23	0.09 以下	0.75~1.05	0.04~0.09	0.26~0.35		1215
SUM 23 L	0.09 以下	0.75~1.05	0.04~0.09	0.26~0.35	0.10~0.35	(12 L 15)
SUM 24 L	0.15 以下	0.85~1.15	0.04~0.09	0.26~0.35	0.10~0.35	12 L 14
SUM 31	0.14~0.20	1.00~1.30	0.040 以下	0.08~0.13		1117
SUM 31 L	0.14~0.20	1.00~1.30	0.040 以下	0.08~0.13	0.10~0.35	(11 L 17)
SUM 32	0.12~0.20	0.60~1.10	0.040 以下	0.10~0.20		(旧 SUM 2)

広くした。

(c) S と Pb が複合添加された快削鋼を規定した。

(d) Si 量を原則として規定しないことにした。

SUM 21 から SUM 24 L までの快削鋼は、P, S, Pb などが複合添加されており、かつ、低 Si 鋼（セミキルド鋼など）とされるのが通常であるので、被削性がきわめてすぐれており、超快削鋼というべきものである。

構造用鋼の分野では、Ca 快削鋼などの脱酸調整鋼が出現しているが、低炭素快削鋼の分野で Ca 処理を行なうことはあまり試みられていない。しかし、将来、切削速度の上昇により超硬合金工具の使用が多くなった場合には、Ca 脱酸などの脱酸調整快削鋼がこの分野にも進出してくる可能性も考えられる。

Te, Se, Bi の添加された超快削鋼は、開発はすでに行なわれているが、現在のところでは経済性に難点があるので、今後も特殊な分野においてのみ使用されてゆくものと考えられる。

5・2・5 ステンレス鋼とステンレス合金

(1) 概 況

この10年間は、わが国のステンレス鋼はその使用分野を拡大し、需給量の伸長はいちじるしく、その間ついに、名実ともに世界の一二を争うまでに成長した。これにともなつて、品質面では、諸規格標準の整備が行なわれ、製品の品質安定性が向上したことはもちろん、さらに多くの新規な改良開発が行なわれてきた。その経過について、以下の項で、フェライトステンレス鋼、オーステナイトステンレス鋼の二つの分野について述べ、続いて、とくに新規鋼種開発の点で顕著であつたとみられる特殊分野として、高力ステンレス鋼とフェライト-オーステナイト二相組織ステンレス鋼についても概括した。

(2) フェライトステンレス鋼

代表的フェライトステンレス鋼である 430 鋼はおもに自動車部品、家庭用電気器具、厨房品などとして利用されていたが、さらに溶接性・成形性・耐食性の改善が試みられ、より広い分野で使用できるようになつてきた。まず 11% Cr に 0.5% Ti を添加したフェライト鋼 (MF-1, E-2) が開発され、これらは AISI 409 として自動車

排気系や水道配管への利用が考えられており、また耐食性のほかに耐熱性のすぐれたものとして 0.5% Al を含む 400 鋼が開発された。これらは安価なステンレス鋼として耐食性をあまり要求されない部分にも広く利用されることになろう。一方、18% Cr 鋼にも Ti または Ti と Al が添加され (HWT, 439)、これは溶接のままで温水や弱酸に強いといわれている。国内においても低 C で Ti 添加の 430 鋼が発表された¹⁾。

フェライトステンレス鋼はオーステナイトステンレス鋼の耐食性上の欠点である応力腐食割れに対しては強い抵抗を有していたが、従来のものはその他の耐食性、溶接性、常温およびそれ以下の温度における延性の面で劣っていたため、化学工業への適用はごく限られていた。これらの欠点を改善するためには高 Cr としてさらに C および N 含有量を可能な限り低下させる必要のあることは古くから知られていたが、工業的に低 C、低 N の高 Cr 鋼を生産するには至つていなかった。しかし、その後、電子ビーム溶解法、AOD 法、VOD 法、純原料を用いた真空誘導溶解法および特殊脱酸剤の併用など、精錬技術の発達に伴つて、各社で低 C、低 N の高 Cr-Mo 鋼の製造が試みられた。その Cr 量は 18~30%、Mo 量は 0.5~5% に亘るが、おもなものには 18 Cr-2 Mo, 26 Cr-1 Mo, 28 Cr-2 Mo, 28 Cr-4 Mo, 30 Cr-2 Mo²⁾ などがある。これらは C+N 量が 150 ppm 以下のものが脆性・溶接性・耐食性の面から工業的に利用可能とみられるが、上記値を超えるものにはそれらの安定化元素として Ti, Nb, Al, Zr などを添加して同等の性質を得ようとしている。さらに脆性を防ぐために Ni の添加も試みられている。これら高 Cr-Mo スーパーフェライト鋼の代表例の C および N 量を図 5・2・5 に示した。

次に 17 Cr ステンレス鋼成形時に発生することのあるリジングの防止に関しても引続き研究がなされ、とくに多くの特許が出願されている。結晶粒微細化および炭化物分散のために合金元素を添加したものとしてはすでに Nb 添加の 435, 436 鋼が存在していたが、その後 B の添加が注目され、B, B+Ti, B+Nb 添加など、さらに Zr 添加による防止も考えられている。一方、鍛造・熱延・熱処理条件の変更およびこれらの適当な組み合わせによ

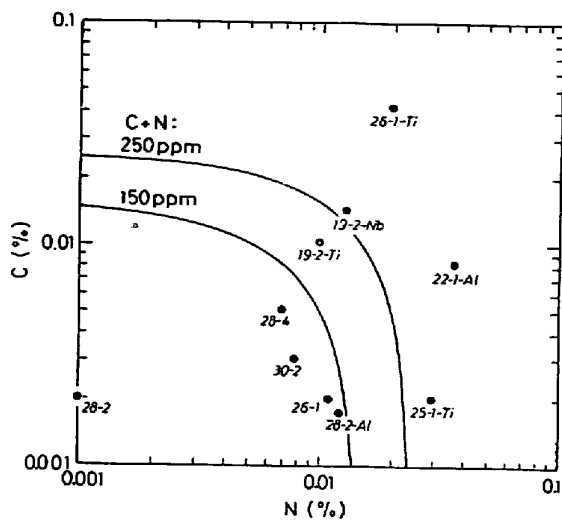


図 5-2-5 高 Cr-Mo スーパーフェライト鋼の C および N 量

る防止法に関しても多くの特許が公開された。

以上のほか溶接性を改良するため溶接部にオーステナイトを生成させ、しかも耐食性も向上させた 17Cr-4.5Mn-1.5Si-1Mo, 耐応力腐食割れ性を目的とした 16Cr-2.5Ni-1Mo-0.5Nb, 耐食性を改良した 20Cr-1Ni-1Mo などが発表された。

(3) オーステナイトステンレス鋼

304 系ステンレス鋼の Ni の一部を Mn または Mn と N で置換した 200 系ステンレス鋼においても、従来からある 201 および 202 鋼の加工性・耐食性・切削性などの改良が行なわれ、いくつかの新鋼種が出現した。すなわち C, N を低くし Cu を添加して 304 鋼に匹敵する加工性を与えたもの (211), 強度が高く靱性があるもの (18Cr-2Mn, 18Cr-3Mn), 耐食性を改善したもの (216, 216L), 切削性を改善したもの (203EZ), また Ni を含まず 304 鋼並みの加工性を有する 15Cr-10Mn-2Cu³⁾ などが発表された。また、304 鋼の Ni の一部を Cu で置換したものとしては 300 があつたが、加工性・耐食性に対する Cu の効果が再び注目され、低 Ni で Cu または Cu と N を含む鋼の製造が試みられた。

上述の Ni 節約形ステンレス鋼のなかにはオーステナ

イト生成元素である Ni の一部を N で置換したものが多いが、さらに N がオーステナイトに固溶して強度を増大させる効果のあることを応用した鋼は強度設計上も有利であることから、N 含有鋼があらためて注目されるようになった。とくに 316L 系に N を添加した鋼は、強度とともに耐食性の面でも 316L 鋼よりすぐれていることが認められ、これらは広く化学工業への適用が可能とみられている。さらに、N は高 Cr-Mo または高 Mo のオーステナイトステンレス鋼に添加され、従来の 316L 鋼よりも強度があり、かつ耐食性、とくに耐孔食性、のよいものが開発された。これらは排煙脱硫装置や廃水処理装置など公害防止機器が遭遇する新しい環境で 316 系ステンレス鋼の耐食性が十分でない分野における用途が見込まれている。また耐孔食性がすぐれていることから海水への利用も期待されている。これら新鋼種のおもなものを表 5-2-5 に示した。

次に、オーステナイトステンレス鋼の耐食性上の一大弱点である応力腐食割れの事故を防止するためには、前述のスーパーフェライト鋼の発達が寄与すると考えられるが、オーステナイト系ステンレス鋼においても引続き各方面でその耐応力腐食割れ性におよぼす合金元素の影響について研究され、その結果を基に多くの耐応力腐食割れオーステナイトステンレス鋼が発表された。それらは (a) Ni 量の増大 (Armco 20-45-5), (b) Mo, N, P などの規制 (SCR-1 ほか), (c) 不純物規制とともに Si 2~4% の添加 (Uranus S, Rescoloy, NAR 18-14 Si, USS 18-18-2, SCR-2), (d) Si とともに Cu の添加 (NAS 126, YUS 110), (e) その他 (SCR-3, 17-10-V-Nb-B ほか) に分類できるが、これら新鋼種の実用上の耐応力腐食割れ性については今後の使用経験にまたなければならない。

以上のほか、耐酸性、耐孔食性、耐応力腐食割れ性にすぐれた材料として Cr 18~25%, Ni 20~30% で Mo を 4% 以上含有せしめた高ニッケルステンレス鋼が発表された。さらに、原子炉の燃料再処理プラント用として、酸化性の強い液中において耐粒界腐食性のすぐれたステンレス鋼が要求されたため、とくに硝酸中における粒界腐食におよぼす C 量の影響が研究された。その結果、低 C ステンレス鋼製造技術の発達に裏付けられて、C 0.020% 以下の極低炭素ステンレス鋼も製造されるに

表 5-2-5 Mo, N 含有オーステナイトステンレス鋼

名 称	化 学 成 分 (wt %)						常 温 機 械 的 性 質		
	C	Ni	Cr	Mo	N	ほ か	0.2%耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸び (%)
216 (L)	0.08(0.03)	6	19.75	2.5	0.37	Mn 8.5	42	70	45
1,4429	0.02	13	18	2.5	0.2		36	78	
1,4439	≤0.04	13	17	4.5	0.15		≥30	60~80	≥40
X4CrNiMoN 1916	0.03	15.5	19.7	3.0	0.28	Mn 4.7, Nb 0.2	≥43	≥68.5	≥30
Armco 22-13-5	0.05	12.5	22	2.25	0.3	Mn 5, Nb 0.18, V 0.18	63	93	35
NAS 124 L	≤0.03	11.5	21	2.5	0.2		42	76	50
YUS 170	0.05	13	24.5	0.7	0.3		44	80	50

至った。

(4) 高力ステンレス鋼

高力ステンレス鋼として、第一にあげられるのは析出硬化型ステンレス鋼である。析出硬化型ステンレス鋼は、ステンレス鋼としての耐食性を保持しながら、析出硬化を利用して強度の向上をはかった鋼種で、1940年代に航空機など主として軍事上の目的で研究が進められ、17-7 PH 鋼、17-4 PH 鋼、Stainless W など実用鋼種が開発された。その後、各種合金元素、硬化元素の影響、析出硬化機構の解明、熱処理条件の検討など系統的な研究が行われ、合金成分、熱処理条件の改良が進むとともに多くの新鋼種が開発された。開発当初は主として航空機用材料として使用された析出硬化型ステンレス鋼は、科学技術、産業の発展とともに、その適用範囲を拡大し、最近では原子力、宇宙開発さらには海洋開発など新しい分野でも積極的に使用されている。このように析出硬化型ステンレス鋼は、汎用鋼としての用途を拡大し、製造、使用実績を積むにしたがい、1960年代後半には各種材料規格に正式に採用されるに至っている。わが国においては、まず昭和43年に17-4 PH 鋼が、また昭和47年に17-7 PH 鋼が JIS 化された。

析出硬化型ステンレス鋼に関する研究は、現在でも盛んに行なわれ新鋼種が開発されているが、そのうちマルエージステンレス鋼の開発は画期的なものといえよう。1960年代はじめに、極低炭素マルテンサイト中の析出硬化の研究からマルエージ鋼が開発されたが、これにヒントを得て、1960年代中期に、いわゆるマルエージステンレス鋼が開発された。この鋼種は、従来の析出硬化型ステンレス鋼の分類に従えば極低炭素析出硬化型ステンレス鋼ともいべきもので、破壊靱性の良好なことは従来の析出硬化型ステンレス鋼にみられない特徴であり、航空機、ミサイル部品、圧力容器、化学プラント部品、海洋構造物部品などに使用されている。

図 5・2・6 は現在までの析出硬化型ステンレス鋼の強度水準の進展の状況を示すもので、開発当初からマルエージステンレス鋼の出現まで、約 40 kg/mm^2 の強度水準の向上がされている。

析出硬化型ステンレス鋼には多くの実用鋼種がある

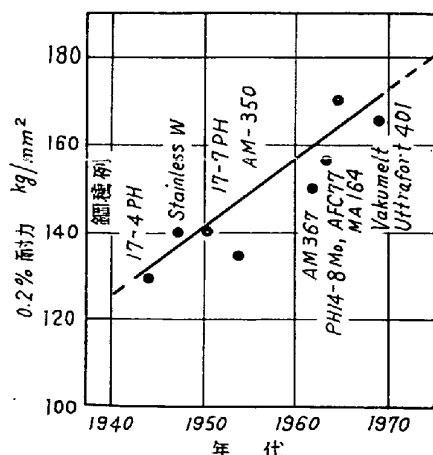


図 5・2・6 析出硬化型ステンレス鋼の強度の発展

(横田, 江波戸: 日本金属学会会報 10 (1971), p. 226)

が、いずれも Fe-Cr-Ni を主要合金成分とし、さらに析出硬化元素として Co, Mo, Cu, Nb, Ti, Al, B が添加されている。一般のステンレス鋼と同様に基質の組織と変態の有無によつて分類されている。高力ステンレス鋼として特に注目されるのは、基質がマルテンサイト組織の鋼種であり、マルエージングステンレス鋼はすぐれた強靱性をもっている。

マルエージステンレス鋼は、1960年以降に開発されたマルエージ鋼と従来の析出硬化型ステンレス鋼化、さらには 13Cr マルテンサイトステンレス鋼が結びついて発展開発された鋼種で、従来の析出硬化型ステンレス鋼にみられない特徴をもっている。すなわち、本来のマルエージ鋼は Fe-Ni-Co 系の極低炭素マルテンサイト基質中の析出硬化を利用するもので、(a) C 量を抑え Ni, Mo などの合金元素の添加による強靱化、(b)、低炭素による耐食性、溶接性の向上、(c) 急冷を必要としないマルテンサイト変態、(d) P, S, N, Mn, Si などの不純物の制限により、破壊靱性を損うことなく強度水準の向上、が特徴となつているが、マルエージステンレス鋼では、これに耐食性に有効な Cr を導入し、13Cr ステンレス鋼と同等以上の耐食性を確保するもので、Fe-Ni-Co-Mo 系の極低炭素析出硬化型ステンレス鋼である。溶体化状態で軟かく、加工性がよいこと、時効後の引張強さが 175 kg/mm^2 以上で破壊靱性が良好である。たとえば、NAS MA-164⁴⁾ は 0.02C-12.5Cr-4.5Ni-12.5Co-5Mo で、Co により δ フェライトを抑制し、Cr で耐食性を、Ni で靱性、Co, Mo で強靱性を確保し、時効後 180 kg/mm^2 の強度を得ている。

析出硬化型ステンレス鋼の強化機構に関する研究は、透過電子顕微鏡による析出相の形態観察、同定および基質との関係の追究など新しい研究手法の導入を得て現在も盛んに行なわれている。わが国においても、17-4 PH 鋼、17-7 PH 鋼、さらにはマルエージステンレス鋼の析出相、析出硬化と基質の微細組織の検討がなされ多大の成果をあげている。

マルエージステンレス鋼の開発の頃から、析出硬化型ステンレス鋼にも破壊靱性の概念が導入されるようになった。ステンレス鋼の場合、腐食環境も支配因子となり、応力腐食割れ、水素脆化とも関連する。わが国においては析出硬化型ステンレス鋼の破壊靱性に関する研究はあまりみられないが、今後は破壊力学の観点からの合金の見直しが必要であろう。

析出硬化型ステンレス鋼の高強度化の一つの方向は、加工と熱処理の組み合わせ、あるいは加工中の変態誘起塑性を利用して強靱化する試みもあり、今後の重要な研究課題となろう。

(5) 2相ステンレス鋼

2相ステンレス鋼は基質がオーステナイトとフェライトの2相混合組織のステンレス鋼である。その出現は1930年代にさかのぼり、オーステナイトステンレス鋼の粒界腐食対策および耐酸性の改善を目的として開発された鋼種であるが、高クロムフェライトステンレス鋼と同様各種の脆性および製造が難しいため、わが国ではあまり実用されなかつた。しかし、今次大戦後ステンレス鋼製造技術の飛躍的進歩、特に酸素製鋼による低炭素鋼の

表 5・2・6 2相ステンレス鋼の化学組成

分 類	名 称	主 要 化 学 成 分 (%)				
		C	Ni	Cr	Mo	そ の 他
耐 酸・高 力 (析出硬化型)	NAS 45	0.03	4	20	3.75	Cu 2.0
耐応力腐食割れ	NTK C-1	≤0.03	4~5	20~21	—	—
耐 孔 食	NAS 45 M	≤0.03	4~6	23~25	1.0~2.0	Cu 0.5~1.5, N 0.13
	NTK R-4	≤0.03	4~6	24~26	1.0~1.5	—
	NAR F	≤0.03	5~8	24~26	1.5~2.5	—
規 格	JIS 329 J 1	<0.08	3~6	23~28	1~3	—

製造技術が確立されるに至つて、そのすぐれた品質特性が見直され、用途に応じた各種2相ステンレス鋼が開発された。そしてわが国においては昭和47年、JISの改訂を機に SUS 329 J 1 として規格に正式に採り入れられた。

2相ステンレス鋼は、その主たる特性により耐酸鋼、高力鋼、耐応力腐食割れ鋼、耐孔食鋼に分類される。化学組成は、Cr 20~27%, Ni 4~8%をベースとし、これに Mo, Si, Cu, N などが添加されている。基質組織のオーステナイトとフェライトの量比は、化学組成とともに加工や熱処理によつても調整される。結晶粒は2相混合組織のため微細である。

表 5・2・6 にわが国で開発された2相ステンレス鋼の組成を示す。

高力鋼はフェライト相中の時効硬化を利用して高力化をはかつた鋼種で、析出硬化型ステンレス鋼に分類されることもある。マルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼とくらべると強度はやや劣るが、基質にマルテンサイトを含まないため耐食性は 18-8 Mo と同等である。また時効後の脆化もほとんどないので、強度と耐酸性が要求される化学装置の構造用鋼として使用されている。

耐応力腐食割れ鋼は、オーステナイトステンレス鋼の弱点である応力腐食割れの問題を解決するため開発された鋼種で、フェライト鋼が応力腐食割れを起こさないという事実を出発点とし、オーステナイト鋼の耐応力腐食割れ性におよぼすフェライト量の影響を系統的に研究した結果開発された。

耐孔食鋼³⁾は、近年もつとも注目されている2相鋼である。オーステナイトステンレス鋼の孔食の解決策の一つとして開発された。高クロムステンレス鋼から出発し、耐孔食性改善のため Mo を添加し、さらに Ni, Cu, N を添加して、一般耐食性、靱性、加工性を改善した結果2相組織となつた鋼種である。船用熱交換チューブや海水を扱う機械装置に用いられている。

以上のように2相ステンレス鋼は用途別に各種鋼種が開発され実用化されているが、歴史も浅くオーステナイト鋼のように汎用されるまでに至っていない。実用において使用実績を積み、適用分野の拡大をはかるとともに基礎的な面から、2相鋼の本質を解明する努力が必要である。2相鋼の強度と延性に関する研究が手掛けられて

いるが、破壊や靱性と関連した研究や、耐食耐酸性、耐孔食、耐応力腐食割れについても見直しが必要である。これら金属組織、機械的性質、耐食性に関する基礎的研究が、2相ステンレス鋼の今後の発展をもたらすであろう。

文 献

- 1) 木下：特殊鋼，21 (1972) 10, p. 7
- 2) 森村：同上 p. 35
- 3) 中山，星野：日新製鋼技報，25 (1971)，p. 19
- 4) 横田，江波戸：鉄と鋼，51 (1965)，p. 2076
- 5) 水野：化学工学，35 (1971)，No. 8, p. 14

5・2・6 耐熱鋼および耐熱合金

(1) 概況

(a) 生産量の推移

図 5・2・7 は耐熱鋼の最近10年間における生産量の推移を示したもので、この10年間に約3倍に増加しているが、とくに超耐熱鋼(耐熱合金を含む)は昭和41年(それ以前の分類統計はない)の 115 t から48年の 2,758 t へと7年間で23倍にも増加していることが注目される。

(b) 需要面の動向

耐熱鋼・耐熱合金を重要な構成材料とする高温装置としては、火力発電用のボイラと蒸気タービンおよびガスタービン、航空機のジェットエンジン、自動車の排気弁や排気ガス浄化装置、および化学工業の各種高温反応装置など多方面にわたっている。

わが国のボイラや蒸気タービンの蒸気条件は、昭和27年までは 450°C, 45 kg/cm² 程度であったが、熱効率を高めて経済的な発電を行なうため急速に高温高压化して34年には 566°C, 169 kg/cm² に達し、42年には 246 kg/cm² の超臨界圧ユニットが設置された。欧米では 600~650°C, 300~350 kg/cm² の例もあるが、わが国も含めて 538~566°C, 246 kg/cm² 程度が現時点ではもっとも経済的とされ、やや足踏み状態の感がある。また単機容量の大形化の面でも 1,000 MW 機の時代に入ったが、容量の上昇傾向もやや鈍化している。このような停滞の原因として現用材料では蒸気条件がほぼ限界に達していること、原子力発電が原価の面で十分に火力と競合できる状況になったことなどが指摘される。しかしわが国のエネルギー

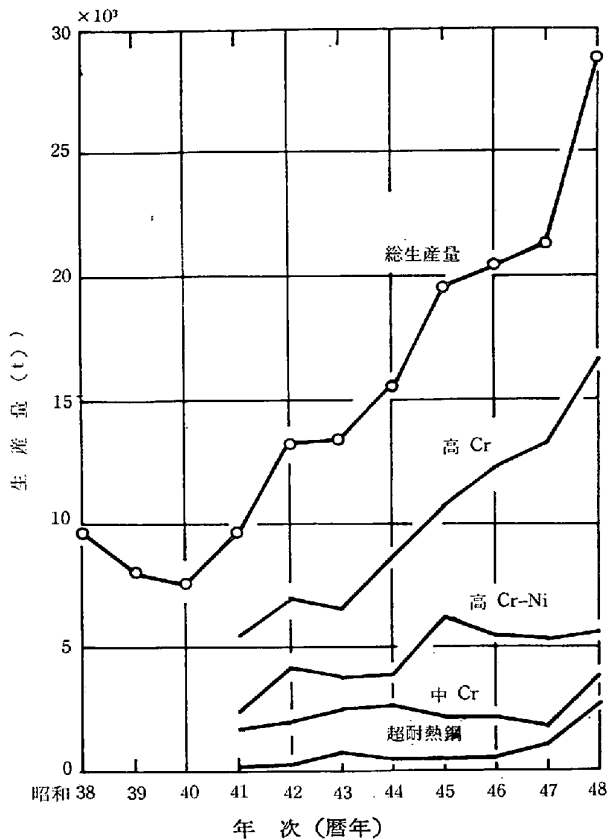


図 5-2-7 耐熱鋼の生産量推移 (熱間圧延鋼材ベース)
(日本鉄鋼連盟の資料による)

一事情を初めとする種々の環境を考慮すれば、今後も引き続き火力設備の増強、その高効率化と大容量化は必要であり、材料とその利用技術の開発は強力に推進されねばならない。

一方、ガスタービンは最近10年ほどの間に容量の増加と高効率化が急速に進められ、わが国でも運転温度 970℃、出力 60MW に達し、100MW、熱効率30～35%級の出現も間近いと思われる。

ジェットエンジンも航空機の大形化とともに、大推力、高温高圧となっているが、とくに図 5-2-8 にみるよ

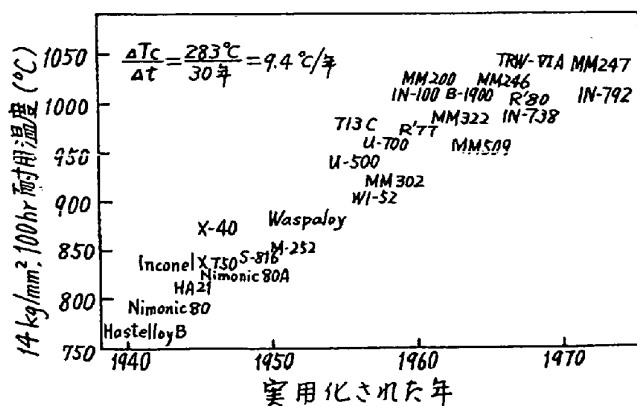


図 5-2-8 耐熱合金の開発と耐用温度の変化
[R. W. FAWLEY: The Superalloys, ed. by
C. T. SIMS and W. C. HAGEL, (1972), p. 3
[John Wiley & Sons, New York]]

うな積極的な合金開発と精密鑄造や冷却翼などの製造技術の進歩に支えられて、昭和35年ごろよりタービン入口温度は急速に上昇し、大形機で 1,150～1,300℃、圧力比 25～30 に達し、さらに上昇の傾向にある。しかし、いわゆる自由世界のジェットエンジン生産の 2/3 を占める米国が世界をリードしていることは周知の通りで、わが国の生産はわずか 2% ほどに過ぎない。

自動車用エンジンにおいてもその高性能化とともに排気弁などの使用環境は次第に苛酷となりつつあるが、最近の重要な問題として排気ガス浄化装置、とくに作動温度が 1,000℃ にも達するサーマルリアクター用の材料が注目されている。

化学工業方面でも水素やエチレンの製造装置を始めとする石油化学関係ではとくに大形化、高温化の傾向が著しく、1,000℃ 付近あるいはそれを越える温度で運転される装置も増加しつつある。

(c) 材料製造技術の進歩

ボイラ管などに用いられる炭素鋼、低合金鋼およびステンレス鋼などの分野では、従来の平炉あるいは電気炉に代って転炉製鋼法が広く普及するとともに、製造上の要因、とくに脱酸法、化学成分、熱処理などと組織および高温強度との関連について多くの検討が行なわれてきた。とくに窒素その他の微量元素の挙動が明らかにされるとともに、強化機構についても種々の示唆が与えられ、また安定した高温強度を得るための製造方法も確立されてきた。

蒸気タービンのロータでは容量の大形化とともに鋼塊重量が 100 t を越え、製品も直径 1 m 以上となっているが、塩基性電気炉の採用、溶鋼の真空脱ガスや超音波探傷技術の発達と相まって、清浄で欠陥が少なく信頼性の高い大形ロータの生産が可能になっている。ブレード材も材質健全で清浄な鋼であることが強く要求され、昭和 37 年ごろからはすべて消耗電極式真空アーク炉で溶製され、最近ではさらにエレクトロスラグ再溶解法が採用されつつある。また、鍛造技術ではダイナパックによる高速加工の採用も重要である。

石油化学工業のリフォーマ管やクラッキング管には、HK 40 系統の遠心鑄造管がもっぱら用いられてきたが、最近では連続鑄造の手法を導入した溶造管が開発され、また熱間押出し加工により製管した後、連続粒界析出処理を施し炭化物を網状に析出させて遠鑄管と同等の高温強度をもち、しかも遠鑄管に不可避の内面不健全層の問題や、小径、薄肉、長尺の管が作りにくいなどの欠点を解消させた耐熱鋼管の製造方式も開発されている。

ガスタービン、ジェットエンジンの分野で真空溶解と精密鑄造の導入は 1950 年代に行なわれていたが、その後これらが大幅に用いられるようになった背景として、セラミックコア材料の進歩と凝固プロセスの改良が挙げられる。それによって極薄肉で多数の微細な冷却用穴をもつ複雑な形状の中空翼の製造が可能となり、さらに主応力軸と直角な粒界をなくして高温のクリープや疲れ破壊におけるクラックの発生、伝播を遅らせようという着想にもとづいて、1965 年に米国で一方向凝固法が鑄造タービンブレードの製造に初めて適用され、ついで翌年には単結晶ブレードの製造も成功をみ、これまでの高温強度

の壁を破る新技術として高く評価されている。しかし、単結晶ブレードは高コストのためまだ実用には至っていない模様である。

一方、1960年代の末期から合金粉末を利用する粉末冶金法が耐熱合金の分野にも登場し、焼結後の微粒組織が超塑性現象を示すことを利用して、鍛造あるいは鍛造材に不可避の偏析や加工性の問題を解決して、安定した品質の製品を歩留りよく製造できることが明らかにされてきた。成形後、粗粒化および時効処理を施して使用するが、とくに低温側の強度が大きく、じん性にも富むので約 650°C 以下で用いるディスク材として今後利用されるであろう。

分散強化型合金は、1946年の SAP の開発以来、多くの研究が行なわれてきたが、高温強度が著しく大きい反面、製造過程が複雑で高コストであり、生産規模にスケールアップした場合の再現性に乏しい、じん性に劣るなどの欠点からあまり実用されてはいないが、TD-Ni は表面コーティングした板材が燃焼器用材料として考えられており、また TD-Ni の耐酸化性を改善した TD-NiCr や TD-NiCrAl、析出強化を組合せた IN 853 (Ni-20Cr-1Al-2.3Ti-0.06C-2Y₂O₃-1.1Al₂O₃) が板棒として製造され、溶融溶接は困難であるが、拡散溶接その他の接合方法が検討されている。TD-NiCr については方向性再結晶の手法も開発され、強度のいっそうの改善に効果のあることが見出だされている。

繊維強化型の複合材料も今後の発展が期待される材料であり、わが国では鋳ぐるみ法による Ni 基合金と Mo の複合材料の製造方法が開発され、米国では W-Hf-C 繊維で強化した Ni 基合金がクリープ破断強度/密度比が現用最強の Ni 合金の 4~5 倍に達するとして注目されている。また、Ni₃Al-Ni₃Nb 系や Co-TaC 系の共晶合金を一方向凝固させた特殊な複合材料も開発され、耐酸化性や靱性を改善することができれば将来の実用化が期待される。

合金開発に関連して B, Ce, Zr などの微量元素の添加は以前から利用されていたが、最近 10 年間では Hf の添加が Ni 基鋳造合金の強度とじん性の向上に著しい効果のあることが明らかにされている。

また、 σ 相などのいわゆる TCP 相の析出を予測する目的で米国において Phacomp が開発され、これを用いて合金元素を調整し組織の安定化をはかるとともに、新合金の評価や品質管理にも大きな役割を果している。わが国においても新しいタービンブレード材料の開発を目的として、理論的分析とコンピュータの演算を用いる耐熱合金設計法が最近発表された。

一方、高温装置材料としては強度と並んで耐食性も重要であり、とくに使用温度の上昇と雰囲気が多様化は、金属材料の高温腐食について苛酷な問題を投げかけている。このため、材料自体を耐食性に富む化学組成に改良するとともに、材料の高級化だけでは解決困難な環境に対しては、有効適切な表面処理方法の開発にも多くの努力が傾けられている。Cr を高温で合金表面に拡散浸透させるクロマイズ処理は、バナジウムアタックを防止する有効な方法としてガスタービンに実用されている。また、硫化腐食に対しては Al を用いるカロライズ処理が

有効である。さらに、普通鋼や比較的低コストのステンレス鋼に Cr-Al 複合拡散被覆処理を施すと PbO, V, S による腐食に著しい効果のあることが見出だされ、自動車の排気ガスによる腐食問題の解決に利用されつつある。

一方、冷間加工が水蒸気酸化の防止に顕著な効果があるという興味ある事実が発見され、ボイラ管の製造に応用されている。

(d) 高温強度試験方法の動向

最近ではクリープ試験よりクリープ破断試験が多く行なわれる傾向にあり、試験機の設置台数も著しく増加し、ボイラ管用耐熱鋼などを中心として、わが国の中でも数万時間から 10 万時間にもおよぶクリープ破断データが蓄積されつつある。また、国家的な規模での国産耐熱鋼のクリープデータシートの作成およびデータの収集も着々と進められている。クリープ破断試験機としては縦型単てこ方式のシングル型、およびマルチプル型に加えて、横型ばね方式のマルチプル型が曲げ応力が入るといふ批判はあるが、同時に多数の試験片についてクリープ破断試験を行なうことができ、低コストであるという利点から材料開発などに一部でかなり活用されている。

(e) 設計基準と許容応力

高温機器の強度部材に関する設計基準は主要各国で設けられているが、ASME Code は体系的にも最もよく整備され、わが国も多くこれにならっている。ASME では発電用ボイラ (Sec. I), 原子力容器 (Sec. III), 火なし压力容器 (Sec. VIII) などの許容引張応力の設定基準を与えており、とくに Sec. III では 800°F (426°C) を越す温度範囲での設計製作を考慮した Code Case が次々と発行されているが、クリープ現象が顕著となるような高温で使用される機器に対する設計法としては、従来のクリープ強さ、クリープ破断強さ、または高温低サイクル疲れ強さに加えて、最近ではクリープと疲れの重畳効果を考えた規定が設けられるようになった。

なお、現在のわが国の火力発電技術規程の許容引張応力値は ASME Sec. I の 1965 年 Summer Addenda の値を基準として定められたもので、ASME では 1969 年にも許容応力の改正を行なっているが、わが国では種々の問題点を指摘してその採用を見送っている。

(2) ボイラ用耐熱鋼

最近における火力発電プラントの進歩はめざましく、高温高压化、大容量化の一途をたどってきている。わが国の火力発電プラントの蒸気条件・ユニット容量を 10 年前と比べると、主蒸気温度は 538~566°C で変化はないけれども、主蒸気圧力は 169kg/cm² から超臨界圧の 246kg/cm² へと増大し、ユニット容量は 325MW から 1,000MW へと飛躍的に増大している。

ボイラ用鋼管材料としては、炭素鋼、低合金鋼、オーステナイト系ステンレス鋼の 3 鋼種に大別されるが、以上のような使用条件の苛酷化に対応して、わが国でも種々の技術開発が進められてきた。すなわち、超臨界圧ボイラでは温度条件を 538°C に抑えているため、蒸発管では小径厚肉化と低合金鋼の採用、節炭器管では厚肉化と高張力鋼管の採用が行なわれ、亜臨界ボイラと比べ炭素鋼と低合金鋼の使用比率が逆転している。また加工性、

経済性のすぐれた鋼材が使用されるようになり、同一鋼種でも使用区分が異なってきた。

炭素鋼は蒸発管、節炭器管などに用いられるが、従来の STB 35 に代わって、蒸気圧力 169kg/cm^2 級では STB 42 が用いられ、さらにわが国では昭和 41 年、引張強さ 52kg/mm^2 級の HCS 鋼管が開発され、節炭器管として大量に採用されている。

ボイラ用炭素鋼については、わが国やイギリスでは高温強度との関連から脱酸に使用する Al の使用を制限した Si キルド鋼が使用されているが、アメリカやドイツでは靱性を重視し、Al の使用を制限していないようで、国によって見解を異にしている。この点については、さらに炭素鋼中の Al, N の挙動の究明が必要である。

低合金鋼は過熱器管、再熱器管などに広く用いられており、従来の $1/2\text{Mo}$ 鋼、 $1\text{Cr}-1/2\text{Mo}$ 鋼、 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-1/2\text{Mo}$ 鋼、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼に加え、最近では T 2 鋼 ($1/2\text{Cr}-1/2\text{Mo}$ 鋼) や T 9 鋼 ($9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼) も使用されるようになってきている。経済的な見地から、できるだけ合金元素量の少ない鋼種を使用するのが最近の傾向であり、アメリカの T 2 鋼、イギリスの Cr-Mo-V 鋼の採用がその例である。

オーステナイト系ステンレス鋼は過熱器管、再熱器管の高温部に用いられている。高温におけるオーステナイト系ステンレス鋼の許容引張応力値については、1969 年冬 ASME Code Section I で大幅な改訂が行なわれ、 571°C 以上の温度における各許容応力値が $347\text{H} \rightarrow 316\text{H} \rightarrow 304\text{H} \rightarrow 321\text{H}$ の順に低くなった点が注目される。

一方、わが国の火力技術基準では、ASME Sec. I の改訂根拠となった ASTM DS 5-S 2 の問題点を指摘し、従来の値をそのまま採用し今日にいたっている。以上のような許容応力値の設定については、 $10,000 \sim 100,000\text{hr}$ の長時間データに大きな差異があり、 $100,000\text{hr}$ クリープ破断強さの外そう法に問題がある。この点に関連して、わが国でも日本鉄鋼協会の中に昭和 40 年からクリープ委員会が組織され、金属材料技術研究所を中心として低合金鋼を含めた国産材料についての長時間クリープ破断データの収集整備が行なわれている。また、クリープ挙動と金属組織との関連性の研究も幅広く行なわれている。なお、わが国ではボイラ過熱器管として 321H 鋼または 316H 鋼が多用されている。

ステンレス鋼過熱器管では、最近、わが国で過熱水蒸気による管内表面酸化スケールの剥離堆積による堵塞事故などが問題となり、その実態解明とともに、温度・時間・結晶粒度・表面仕上げなどの影響の究明が行なわれ、また、耐食材料の開発もなされている。

超臨界圧ユニットの採用に当っては、当初、 570°C 以上でオーステナイト系鋼に代わる高強度で経済的なフェライト系耐熱鋼の開発や、 650°C 以上で現在のオーステナイト系鋼よりも高強度の材料の開発が叫ばれ、わが国を含め各国で種々の耐熱鋼が開発されたが、前者はドイツなどで 12Cr 系鋼が一部採用される程度に留まり、後者は経済性の点で後退している。

一方、ボイラ用鋼管では管内外面が蒸気および燃焼ガスにさらされるため腐食が問題となるが、とくに後者ではいわゆるバナジウムアタックが大きな障害となってい

る。バナジウムアタックに関するここ 10 年間の研究の中心は、重油燃焼ボイラなどの実プラントを対象とした材料の腐食防食の研究に移行してきており、また、わが国では日本学術振興会第 123 委員会においてバナジウムアタック試験法が、数年に及ぶ共同研究の成果として、昭和 48 年に制定された。

わが国におけるボイラ用鋼管製造技術上の最近における進歩として主なものを列挙すると、セミ・コールド法の開発、一体ヒレ付き鋼管の開発、電縫鋼管の採用、転炉製ボイラ用鋼の採用、非破壊検査法の開発などがある。これらの技術開発などを背景に、ボイラ用鋼管は海外へも活発に輸出されている。

(3) タービン用耐熱鋼および耐熱合金

(a) 蒸気タービン用材料

前項で述べたような火力発電プラントの進歩に加えて、最近ではエネルギー事情や公害問題などから、原子力発電プラントのニーズが急激に増大してきている。これらの発電プラントを構成する蒸気タービンの性能向上はめざましいものがあり、昭和 49 年に運転に入る国産蒸気タービンの最大ユニット容量は、火力では $1,000\text{MW}$ 、原子力では 826MW に及んでいる。

以上のような発電用蒸気タービンの急速な進歩に伴い、使用鋼材に対しては、わが国でも主として高温高圧化に対処するため、鋼材の高温強度の改善、均質性にすぐれた大形鋼材製造法の改善、回転軸材の耐力・靱性の改善に大きな努力が傾注されてきている。

高圧・中圧のタービンロータとしては Cr-Mo-V 鋼が広く採用されているが、これより高温強度のすぐれた 12Cr-Mo-V-Nb-N 鋼や 12Cr-Mo-V-Ta-N 鋼が開発され、国内でも一部に採用されている。

低圧タービンロータとしては 3.5Ni-Cr-Mo-V 鋼が多く用いられているが、わが国でも本鋼への高靱性化の要求が軸材の大型化・均質化と関連して技術上の大きな飛躍をもたらした。なかでも、流滴脱ガス法、あるいは真空造塊法、さらには、真空カーボン脱酸法の採用による清浄度ひいては靱性の改善がその最たるものである。その他、造塊、鍛錬、調質における技術の改善も鋼材の品質向上への効果が大きい。さらに非破壊検査法、とくに超音波による欠陥検出法の向上と、破壊力学的手法による欠陥評価の確立は、軸材の不安定破壊防止に大きく寄与している。

発電機軸材としては、3.5Ni-Mo-V 鋼と前記の 3.5Ni-Cr-Mo-V 鋼が用いられるが、製造技術上の問題は低圧ロータ材と同等である。

一方、タービン動翼材としては、わが国においても、通常 12Cr 鋼または 12Cr-Mo 鋼が用いられ、高温部では V, W, Nb などを添加した 12Cr 系耐熱鋼が主に使用されている。ユニット容量の増大は最終段に使用する長大翼の開発を必要とするが、現在までにわが国でもたとえば最大 790mm の高い強度、良好な減衰能を有する 17-4PH 鋼製の翼が開発、実用されており、さらに Ti 合金などの開発も進められている。

なお、軽水炉用タービンでは蒸気温度・圧力とも低いいため、回転軸材には火力用の低圧ロータ材が主に用いられ、翼材にはエロージョン対策としてステライトでコー

ティングした 12Cr 鋼が主に用いられている。

(b) ガスタービン用材料

1960年代後半からの発電用を主とする産業用ガスタービンの伸びは急速であり、出力は 15MW 級から 30, 60 MW へと飛躍的に増加し、近い将来は 100~150MW、熱効率 30~35% 級のものが出現すると予想されている。また、自動車、船舶、鉄道用ガスタービンの開発も最近クローズアップされてきている。

ガスタービンにおいては、タービン入口ガス温度の上昇は、すなわち、出力の増加ならびに熱効率の向上を意味する。したがって高温ガスにさらされるタービン、燃焼器などに使用される部材はすぐれた高温強度、組織安定性、高温ガス腐食抵抗を持つことが要求され、この面の研究が活発である。

タービン動翼としては、Udimet 500 など最高水準の高温強度を有し、 γ' 相の析出硬化をねらった Ni 基耐熱合金が主流を占めているが、近年は鋳造合金の方が増加する趨勢にある。これは使用材料の高温強度の向上とともに、複雑な形状を有する強制空冷精密鋳造翼の製作技術の進歩によるところが大きい。

タービン静翼としては、熱疲れ強さ、耐食性などの点から X-45 などの Co 基精密鋳造合金が多用されている。なお、以上のような Ni 基および Co 基耐熱合金翼材はすでにわが国でも生産されている。

ガスタービン用耐熱合金は高温で長時間使用中、炭化物、 γ' 相、TCP 相などが析出し、クリープ破断強さや伸びなどを劣化させるので、Phacom 法を含めた組織安定性、組織と強度の相関、Tramp element の影響などの研究が活発であるが、なお問題が残されている。

一方、ガスタービンでは S, V などを含んだ低質燃料が用いられ、また、海塩粒子などを含んだ環境下で使用されることが多く、サルファアタックなどを受ける。サルファアタックについては、翼材の腐食・防食試験・腐食機構の研究などが行なわれ、なかでも防止対策としての Cr, Al, Si などの拡散浸透処理の適用研究が活発であり、すでにわが国でも実用に供されている。

ガスタービン用材料の製造方法においては、真空溶解法の進歩が著しく、真空高周波溶解と真空アーク溶解の組合せが主流であるが、今後はエレクトロスラグ再溶解の増加も予想される。昭和 40 年にアメリカで開発された一方向凝固法および単結晶法は画期的な技術であり、クリープ破断特性が大幅に向上する。その他、アメリカでは高温加圧処理(HIP)による鋳造欠陥の除去、Minigrain 法や Gatorising 法などの加工熱処理方法、粉末冶金法などの技術開発が非常に活発である。

新材料の開発動向としては、Ni 基合金における γ' 相の増加など、成分系の改良による強度増加は限界に近づきつつあり、一方向凝固合金から粒子分散強化材、繊維強化材、一方向凝固共晶材などの耐熱複合金属材料あるいはセラミックス (Silicon nitride など) が将来の耐熱材料としてアメリカを中心に強力に開発が進められている。

以上のように、耐熱材料の分野では質量ともにアメリカとの格差が著しく、国内におけるこの分野の研究開発が切望される。

(4) ジェットエンジン用耐熱合金

ジェットエンジンの発達に耐熱材料の進歩によることは異論のないところであるが、わが国における耐熱材料の需要は、主として米国製エンジンのライセンスによる国産化が素材の国産化となって進められてきた経路から新規該当エンジンの国産化の段階を経て、新しい耐熱材料の国産化が進められてきたことはいなめない。しかしながら最近において通産省の大型プロジェクトとして採り上げられたファンエンジンの開発が材料各社の協力によって一応の成果を収められている。ここに選ばれた材料は国内で調達しうる最先端のレベルと考えられる。

(a) 圧縮機

動翼としては 403 または Greek Ascoloy が今でも広く使われており、耐食性の点から耐食塗装が一般的に施されているが、海上近くを飛行するヘリコプターなどの場合はエロージョンから塗装では不十分であり、AM 355, AM 350 により代替されている。なお、使用状態によってはこれでも必ずしも万全でない場合があり、Ti 材が最終的なものと考えられている。また圧縮比が高まり 430 °C~540°C にもなる後段側の材料としては、INCO 718 のような耐熱合金が耐食性も合せて考えられている。翼材としてコンボジットが将来の材料として考えられているが、一方、ファンブレードの Ti も中空にして Diffusion Bond (拡散結合) で接着し 20% も重量減が可能ともいわれている。

(b) 燃焼室

板材としては成型性、溶接性はもちろんであるが、最も高温にさらされる部品として耐酸化性、長時間組織安定性、耐熱疲労性も要求される。以前は 321 のセラミックコーティング、310, Incoloy T, Inconel が用いられたが、現在では Hastelloy X が最も普遍的に採用されている。高い Cr % による耐酸化性とともな適度の高温強度を有し、良好な溶接性により広く利用されている。

最近では HS 188 が L 605 の高温強度と Hastelloy X の耐酸化性を併せて持つ燃焼室材料として喧伝されている。将来の材料としては最も可能性のあるのは TD ニッケル、TD Ni-Cr のごとき 980°C~1,100°C の範囲で使用に耐える分散強化型の材料と考えられている。熱疲労に強く、高温の熱変形にも耐えるクリープ強度があるからである。ただし TD ニッケルは高温酸化、腐食に弱く適当なコーティングを施さねばならないのが欠点である。

(c) タービンディスク

タービンディスク材は、古くは Timken 16-25-6 であり、次いで A-286, V57, Inco 901 である。Timken はいわゆる Hot Cold Work 材であり、再結晶温度以下の 650°C で 10~15% の圧下率を加え、加工硬化し、耐力を上げるものであるが、操作が複雑な上に 700°C を越えると炭化物の析出凝集を起こす欠点があることから、熱処理により強度の得られる析出硬化型の A-286, Inco 901 になってきている。

タービンディスクはジェットエンジンの部品の中でも大型の部類に属し、これが偏析の少ない良質な材料が得られたのは全く真空アーク溶解技術の進歩によるものであるが、炭化物の偏在による影響がないとはいえない。このために米国においては粉末冶金を応用した、たとえ

ば Gatorizing 法が一部実用化されている。また、大型鍛造品にあっては結晶粒の均一微細化は難しい問題であるが、再結晶における組大化を分散相により阻止する方法も考えられている。

(d) 精密鑄造翼

同一材質の鍛造品と鑄造品を比較すれば引張強度は鍛造品がまさり、クリープ強度や熱疲労は鑄造品の方が一般にまさっている。しかしながら最近10年間に精密鑄造品が静止部品以外に回転部品、特にタービン動翼に盛んに使われるようになってきている。頭初の Vitallium 動翼が脆性破壊を生じたこともあり、鑄物は延性に乏しい、鍛造品であれば中間加工工程があり、材質不良は鍛造時に除去でき、信頼性があるといった根強い観念から設計者がその採用に二の足を踏んだことは推察されるところである。しかしながら鑄造材にあっては Ti, Al を始めとする強化元素が、鍛造性を考慮することなく増量し得る利点から真空溶解法の進歩もあり、新しい強力合金の開発もめざましい。結晶粒の微細化も実用化されている。タービン入口温度の上昇も中空冷却鑄造翼の開発

をもって可能となった。また試験の結果、鑄物に許容される欠陥の限界、すなわち判定基準も明らかになり、当初採用されていた S-816 のような Co ベースから Ni ベースの V500, V700 等を経て René 80, B-1900 の鑄造翼が用いられている。

応力軸方向に直角に位する結晶粒界はクリープ破断、熱疲労、酸化の起点となり、特にエンジンの発進停止時の翼のエッジ部の加熱冷却に起因する高温での粒界から入る熱疲労割れはよく知られている。

一方向性凝固 (Directional Solidification) は、凝固条件を変え翼の長手方向に柱状晶を延ばし、エッジ部を横切る粒界を無くしたもので、Mar-M200 合金では Hf 入りのものが米国で一部実用化されており、わが国でも各所で研究がされており、その実用化は間もないことであろうと思われる。

(5) 排気弁用および排気ガス浄化装置用の耐熱鋼

昭和40年代の急速なモータリゼーションはエンジンの高性能化、高オクタン価ガソリンの使用、あるいは高速道路の拡張をもたらし、排気弁の作動環境はますます過

表 5-2-7 高 Cr-高 Mn 系排気弁用鋼の組成と高温性質

合 金 名	化 学 成 分 (%)						649°C での 高温硬さ (BHN)	732°C での 引張強さ (kg/mm ²)
	C	Mn	Si	Cr	Ni	そ の 他		
21-4N	0.52	9.00	<0.25	21.00	3.85	0.44 N, Bal Fe	186	43.6
21-2N	0.55	8.25	<0.25	20.35	2.10	0.30 N, Bal Fe	173	40.6
DV2A	0.53	11.50	<0.28	20.50	—	2.00 W, 1.00 Nb, 0.40 V, 0.45 N, Bal Fe	206	54.8
Gaman H	0.51	12.00	2.70	21.25	—	0.45 N, Bal Fe	211	50.6

(J. M. CHERRIE, E. T. VITCHA: Metal Prog., 100 (1971), 3, p.54)

表 5-2-8 サーマル・リアクター用各種合金の比較評価

合 金 名	化 学 成 分 ⁽¹⁾ (%)				相対価格	特 性 お よ び 性 能
	Cr	Ni	Al	そ の 他		
MF-1	11	0.21	0	0.5 Ti	低	不 十 分
AISI 410	12	—	—	—	低	不 十 分
OR-1	12	—	3	0.6 Ti	低	高温強さ不良, 耐食性良
AISI 304	18.5	9.5	—	—	低	不 十 分
A 1821	18	—	2	1 Si	低	高温強さ不良, 耐食性良
AISI 309	23	13.5	—	—	中	不 十 分
AISI 310	25	20	—	—	中	候 補 材
RA 330	19	35	—	1.25 Si 1.50 Mn	中	候 補 材
Inconel 601	23	60.5	1.35	0.50 Mn	中	候 補 材
Inconel 600	15.8	75	—	—	中	不 十 分
JS 700	21	25	—	(2)	中	候 補 材
Hastelloy X	22	49	—	(3)	高	高 価

(1) 残部 Fe. (2) 4.5Mo, 0.5Si, 1.7Mn, 0.3Nb. (3) 9Mo, 1.5Max. Co, 0.6W.

(A. JAIMEE, D.E. SCHNEIDER et al: SAE Paper 710293)

酷なものとなった。このため、排気弁用鋼の主流は従来の SUH 31 や 21-12N (高 Cr-高 Ni 系) から高 Cr-高 Mn 系の 21-4N へ移行した。米国では近年、21-4N の高温強度を改善したいくつかの鋼 (表 5・2・7) が実用化され

ており、また、わが国でも含 P 析出硬化鋼などの改良鋼が開発された。しかし、21-4N は PbO に対するすぐれた耐食性と、良好な高温疲労強度、および耐摩耗性 (高温硬さ) を兼備しており、その上、安価なためにここ暫

表 5・2・9 石油精製および石油化学工業における代表的な高温装置

プロセスまたは装置名		流 体 条 件			構成材料	装置の製品 または目的
		温 度 (°C)	圧 力 (kg/cm ²)	組 成		
熱 分 解	エ チ レ ン	700～ 950	2～ 5	炭化水素, スチー ム, 水素, エチレ ン	Incoloy 800 HK 40 改良型 HP	エ チ レ ン
	ビスブレーキング	400～ 500	20～ 40	抜頭原油, 重質燃 料油	Cr-Mo 鋼 SUS 321 SUS 316	重質油, 残渣油 の粘度低下
接 触 分 解	水 素 化 分 解	350～ 500	70～ 130	水 素 (50%) 炭化水素	Cr-Mo 鋼 SUS 321	LPG. ガソリン 灯油
	流 動 接 触 分 解	450～ 550	1～ 2	ガソリン, 軽油, スチーム	Cr-Mo 鋼 SUS 316	ガ ソ リ ン
接 触 改 質	石 油 接 触 分 解	420～ 580	35～ 40	水 素 (65%) 炭化水素	Cr-Mo 鋼	ガソリンの高オ クタン化
	水 蒸 気 接 触 改 質	350～ 950	5～ 40	スチーム (50%) 水 素 (35%) 炭酸ガス, メタン, 一酸化炭素	HK 40 Incoloy 800 SUS 310 SUS 316	水 素 都 市 ガ ス
そ の 他	ア ン モ ニ ア 合 成	350～ 600	100～1,000	水 素 (60%) 窒素, アンモニア	Cr-Mo 鋼 SUS 316	ア ン モ ニ ア
	メ タ ノ ール 合 成	300～ 370	150～ 340	水 素 (30%) 炭酸ガス 一酸化炭素	Cr-Mo 鋼	メ タ ノ ール
	部 分 酸 化 (合 成 ガ ス)	800～ 900	10～ 30	水 素 (60%) 一酸化炭素 (35%) 炭酸ガス, メタン	HK 40 Incoloy 800	オ キ ソ 合 成 ガ ス
	脱 ア ル キ ル	600～ 700	20～ 40	水 素 (50%) 炭化水素	Cr-Mo 鋼 SUS 316 Incoloy 800	ペ ン セ ン
	水 素 化 脱 硫	200～ 500	30～ 160	水 素 (50%) 硫化水素 (0.1～ 10%) 炭化水素	SUS 321 SUS 347 Cr-Mo 鋼	脱 硫
	高 温 ガ ス 冷 却 炉 (原 子 力)	800～1,200	20～ 40	ヘ リ ウ ム	Incoloy 300 HK 40 Inconel 600	エ ネ ル ギ ー 源

くは主流を占めるものと思われる。

作動温度の上昇は排気弁の高温腐食を促し、特にフェース面の腐食と摩耗に起因する“吹き抜け”が生じやすくなった。これを防止するために、耐食性のすぐれた高Cr-高Mn鋼の多用化とともに、フェースにCo基やNi基の盛金合金(Stellite 6, Brightrayなど)を溶着することが急速に普及した。一方、PbOによる耐熱鋼の加速酸化に関する基礎研究も活発に行われ、21-12Nや21-4Nなど、主要な排気弁用鋼の耐食性に及ぼす合金元素の影響や、PbOによる耐熱鋼の加速酸化機構もかなり明確にされた。

最近、大気汚染防止のために、排気ガス浄化装置の付設や、ガソリンの無鉛化が進められているが、これらが排気弁に及ぼす影響は今後の大きな検討課題になるものと考えられる。

自動車の排気ガス浄化対策の一環として、各種浄化装置の開発が進められているが、中でも作動温度が1,000°Cにも達するサーマル・リアクターの場合には、構成材料に対して特に厳しい条件が要求されている。例えば、1970年にNASAが“リアクター用Fe基耐熱合金の研究開発”を公募した時に提示された条件は、(i) 982°C、100時間のクリープ破断強さが3.5kg/mm²以上、(ii) 982°Cの高温引張強さが8.4kg/mm²以上で、伸びも10%以上、(iii) 1,093°Cの繰返し加熱冷却に対する酸化抵抗が、Fe-Cr-Al合金よりもすぐれていること、(iv) 成形性、溶接性が焼なまし状態のステンレス鋼に匹敵すること、(v) PbとS化合物による腐食に耐えること、の5項目である。内外の材料メーカーはこのような厳しい条件を満たすために、既存合金の改良と新合金の開発に努めてきたが、最近ではいくつかの候補材に絞られ、すでに一部では実用化されている。

合金の評価は、一般に高温強度などの性能面を主体に行われているが、自動車産業の量産性を考えると、合金の成形加工性や溶接性はもちろん、合金の供給能力や価格も重要な問題である。表5・2・8は各種合金の組成と評価結果の1例を示す。Fe-Cr-Al合金は低価格で耐酸化性もすぐれているが、高温強度が小さく(950°Cでの引張強さ: 約3kg/mm²)、また加工性や溶接性も劣る。この系の合金は1,000°C以上の高温において、窒素吸収を伴う局部酸化によって、合金の変形や脆化をひき起こすことが知られている。この異常酸化の発生は主として合金のCr、Al量によって定まるが、合金の表面性状にも強く影響される。また微量のTi、希土類元素、あるいはYの添加は異常酸化の発生を抑制するために、これらの元素を添加した改良合金が開発された。

高Cr-高Ni系のオーステナイト鋼やNi基耐熱合金は、一部耐酸化性や耐熱疲労性に欠けるものもあるが、総合的にはすぐれた高温強度と成形加工性を示し、性能面ではフェライト鋼をはるかに凌ぐ。しかし、価格と資源的な面に問題が残されている。

排気ガス浄化装置用材料の開発は、着手してから年月も浅く、しかも材料メーカーおよび自動車産業ともに未経験な分野であったためにかなり難航しているが、両者協同による今後の研究成果に期待するところが大きい。

(6) 化学工業における耐熱鋼および耐熱合金

近年の化学工業における高温装置はかなり多い。ここ10年間を振り返って見ても、水素製造装置、エチレン製造装置、重油脱硫装置などの設置がかなり多くなっている。加えて水素製造装置およびエチレン製造装置では、反応性および経済性の観点から、ますます、大型化および高温化の傾向にある。現在では耐熱合金の使用限界からやむを得ず反応性が犠牲になっているといっても過言でない。反応温度は年々高温化し、1,000°Cを越える場合が多くなっている。

(a) 化学工業における高温装置

ここでは装置の中の高温部分が500°Cを越える代表的な装置を表5・2・9に示す。あわせて流体条件および構成材料を示す。中でも水蒸気接触改質装置が高温高压である。一方、エチレン製造装置の場合は低压であるが温度が1,100°Cに達している。いずれも構成材料にとって、厳しい環境にあるといえよう。また、水素およびいおう分を含む水素化脱硫装置はやや温度は低いが、水素分圧が高く、高腐食性の環境を含み、やはり厳しい条件にある。現在計画中であるガス化脱硫装置、あるいは高温ガス炉の場合は超高温で、現在使われている耐熱合金の限界以上にあり、耐熱合金の開発が大いに要望されているところである。

(b) 耐熱鋼および耐熱合金

高温の化学装置に使われる耐熱合金は、低合金鋼から高Ni合金にいたるまで非常に種類が多い。500~600°C以下の範囲では低合金鋼のうちCr-Mo鋼が主として使われている。この鋼は問題が少なく、極めて優れた材料であると評価されている。500~800°Cの範囲では18Cr-8Ni系あるいは25Cr-20Ni鋼、さらにIncoloy 800合金、800°C以上ではHK 40などの耐熱鋳鋼、あるいはIncoloy 800合金が使われている。最近これらの材料でも十分でなくなってきたため、さらに高温強度の高い材料が開発され、使われはじめている。Incoloy 800合金を高炭素化したIncoloy 802および25Cr-35Ni(HP型)を基本とした高炭素耐熱鋳鋼がよく使われている。これらの耐熱合金のクリープ破断強度は、HK 40およびIncoloy 800合金に比べ、いずれもかなり高い。さらに、これらの合金は耐浸炭性が優れていることから、利用範囲が広がってきている。

5・2・7 軸受鋼

(1) 概 況

近年わが国諸工業の目覚ましい発展に伴ない、各種ベアリングの需要は極めて旺盛で軸受鋼の生産量も飛躍的な増加を示している。昭和38年度の軸受鋼の総生産量は表5・2・10のように、この10年間で約3.7倍になっており、とくに線材、管材の伸びが著しい。ここでいう軸受鋼とは高炭素クロム軸受鋼をさすが、これ以外に近年増加しつつある浸炭軸受鋼、特殊用途用の耐食、耐熱軸受鋼を入れるとその量はさらに増加する。

第2次大戦後、特にこの10年間の軸受鋼製造技術の進歩は、わが国の軸受鋼をその量、質ともに世界のトップレベルに到達させたといえる。一方、ベアリング製造技術も進歩し、その生産個数も昭和44年の81,700万個が同

表 5・2・10 軸受鋼総生産量の推移

年 度	総生産量 (t)	内 訳 (t)		
		棒 材	線 材	管 材
昭 和 38 年	114,200	81,400	11,000	21,800
" 43 年	236,000	151,300	29,000	55,600
" 48 年	420,000	250,000	63,200	107,000
昭和38年を100 とした時の昭和 48年の伸び率	368	307	575	491

48年には約1.6倍の128,000万個に増加し、その約30%は欧米諸国へ輸出されている。

ベアリング用として現在世界各国で用いられている鋼種は、その大部分を占めている高炭素クロム系の完全焼入軸受鋼、米国では全体の30%余を占め、最近わが国でもその使用量が増えつつある肌焼系の浸炭軸受鋼、これらに比べるとその使用量の極めて少ないステンレス系、高速度工具鋼系の耐食および耐熱軸受鋼に大別される。

これらベアリングの転動寿命を左右する冶金学的因子として、化学成分、非金属介在物、炭化物粒度、熱処理かたさ、ファイバーフロー、残留オーステナイトなどがあるが、非金属介在物以外の因子は規格内の化学成分であれば、比較的コントロールが容易である。従って、応力集中源となる有害な非金属介在物をいかに減少させるかが軸受鋼溶製のキーポイントとなる。

軸受鋼は従来から各国とも塩基性電気炉で溶製されてきたが、炉容は年年大型化しつつある。一昔前は、わが国でも15t～30t電気炉がせいぜいであったが、最近では60t～80t炉が使用され、しかもU.H.P方式となり、70t炉でトランス容量5万kVAの電気炉も稼働している。

スウェーデンのS社では、同国で豊富に産出する良質の鉄鉱石より得られる海綿鉄や木炭銑を原料として酸性平炉で軸受鋼を溶製し、これから造ったベアリングの転動寿命が電気炉溶製材のそれにまさることを一枚看板としていた。しかし1964年、米国のR社の電気炉溶製軸受鋼を真空脱ガス処理したものから造ったベアリングの転動寿命が、大気溶製材の3倍以上になると発表されて以来、各国で真空脱ガス方式が順次採用され、スウェーデンでも遂に長い伝統を破って、特殊な脱ガス方式を5～6年前から採用せざるを得なくなった。

わが国では、昭和39年にS社の60t電気炉に取鍋脱ガス方式が採用され、工業的に軸受鋼の真空脱ガス処理が始められたのを皮切りに、各種の脱ガス方式が採用され、現在では米国と同様、軸受鋼は殆んど100%真空脱ガス処理が行われるようになった。

それ以前から真空アーク溶解法は、ベアリングのB10寿命を大気溶製材の3倍以上に高めることは知られていた。この方法は、水冷銅鑄型使用のため耐火物による汚染がなく、急冷凝固による偏析の減少、アーク直下の高温による介在物の解離など真空誘導溶解法にない特長があり、この種の軸受鋼は極めて高信頼性を要求されるジェットエンジン用耐熱ベアリングや新幹線用メインベアリングのコロなどに用いられている。しかし、最大の欠

点は、再溶解で生産性が悪くコストが高いことである。これに代わるものとして近年注目されているのが、ソ連パトノ研究所で開発されたESR溶解法である。真空アーク溶解法に比し、建設費が安く、歩留りも約5%程高く、大型化、量産化もでき、合成スラグによる脱硫も可能である。しかもESR炉溶製の軸受鋼の転動寿命は、真空アーク溶製されたもののそれにまさるとも劣らぬもので、ソ連では鉄道車輛用円筒ベアリングなどに、西独では高性能大型ベアリングや精密ベアリングに使用され、好結果を得ている。図5・2・9は各種溶製法による軸受鋼

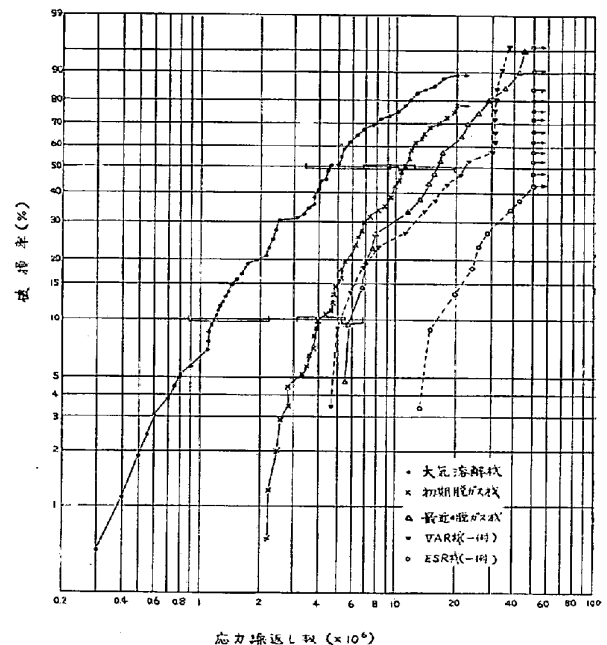


図 5・2・9 各種溶製法による高炭素クロム軸受鋼の転動寿命の比較

(喜熨斗, 小柳, ASTM 主催軸受鋼の非金属介在物国際シンポジウムにて一部発表, 1974年5月ボストン)

の転動寿命の比較を示す。大気溶製材に比し真空脱ガス材は3～5倍、真空アーク溶製材は約5倍、ESR溶製材は10倍強のB10寿命を示している。

溶製以後の製造工程では、ソーキング、分塊、圧延、製管、焼鈍、冷間加工などがあるが、これらの設備もここ10年程で、より大型化、連続化、自動化の道をたどっている。従来熱間押出法が主体であった軸受鋼管の製造も、最新型のアッセルミルに大幅に置き替っている。

軸受鋼のJISは、昭和25年制定以来、同28年と36年に一部改正され、同45年に大幅な改正を迎えた。すなわち昭和40年以降需給両者の急速な技術革新、特に真空脱ガス設備の普及とその他諸設備の合理化により、軸受鋼の品質も一段と向上した。一方、ベアリングも使用範囲の拡大につれ、より高焼入性のものが要求され、当時JISになかったMo入りのものも使用されつつあった。それらの状況から、このJISの改定にあたっては、製造法では真空脱ガス実施の規定、鋼種面ではMo入り2鋼種の追加、品質的には従来参考の項にあった地疵、介在物を規格化し、規格値も若干きびしくし、標準寸法を設けたことなどである。

軸受鋼に関する研究も以前から行われていた処女性に関するものが真空脱ガスなどの採用により非金属介在物の種類、分散状態と寿命の関係に重点が置かれ、塑性変形しない酸化物介在物は寿命に有害であるが、adhesive（基地鉄に対する密着性がよい）な塑性変形しやすい硫化物はむしろ寿命に好影響を与えることが確認された。

また、酸化物が硫化物にくるまれて共存する場合、マトリックスとの境界で応力集中は緩和され、悪影響がないことも見出されている。化学成分については、0.2%以下の低Mn、1.5%程度のSiが寿命を向上し、0.1%程度のNbも有効であることが分った。Cを0.7~0.8%に下げると被削性、冷鍛性が良いだけでなく寿命も向上するとの研究もあるが、さらにSを0.15%程度まで高めれば、寿命も良好な快削軸受鋼が得られることが確認されている。軸受鋼の寿命向上には酸素低減は絶対不可欠であるが、同時にO₂/Sの比とも一定の関係があるようである。一方、転動面直下(0.1~0.5mm)の最大剪断応力のかかる部分に認められるダークエッチングゾーン、ホワイトエッチングゾーン、バタフライなどのマイクロ組織の発生機構が介在物、疲労剥離との関連で研究されている。

(2) 高炭素クロム軸受鋼および浸炭軸受鋼

今世紀始め欧州で開発された高炭素クロム軸受鋼は、価格が安いこと、焼入性、被削性、転動寿命が良いなどの理由で、現在までその化学成分に大きな変更もなく世界各国で盛んに用いられている。わが国でもSUJ1(1C-1Cr)は細いニードル用などのために造られた鋼種であるが、最近はやより焼入性の安定したSUJ2(1C-1.5Cr)に置き替り、ほとんど使用されていない。中寸法以下の球およびコロ、薄肉のレースなどにはほとんどSUJ2が用いられ高炭素クロム軸受鋼の大半を占めている。径25mm以上の球およびコロ、厚肉のレースにはSUJ3(1C-0.6Si-1.1Mn-1Cr)が使用され、昭和45年にSUJ2とSUJ3の中間の焼入性をもつものとしてSUJ4(SUJ2+0.18Mo)が、SUJ3以上の焼入性をもつものとしてSUJ5(SUJ3+0.18Mo)が追加された。ここ数十年大した成分変更もなく使用されてきた高炭素クロム軸受鋼は、真空脱ガス法の採用により今後とも引続き使用されるものと考えられるが、欧米では高焼入性軸受鋼としてCr、Mo%が高く熱処理の容易なものが用いられており、わが国のSUJ4、SUJ5はやや中途半端な感じがしないでもない。

浸炭軸受鋼は芯部の靱性を必要とする用途、たとえば鉄鋼メーカーの圧延機や重車軸、土木機械のベアリングなど衝撃荷重のかかるものに最適である。米国では大型ベアリングには、これがほとんど使用され、軸受鋼の30%余を占めている。わが国でも近年、上記用途などにかなり用いられており、軸受鋼の10~15%を占めるようになった。高炭素クロム軸受鋼に比し、浸炭軸受鋼の長所は、浸炭層の深さ、表面炭素濃度およびその勾配を自由に調節できること、浸炭焼入後表面に圧縮応力が残るので転動寿命に好影響を与えること、耐衝撃性が優れていることなどである。現在わが国では、中小型ベアリング用にはSCr21, 22, 中型用にはSNCM23, 大型用にはSNCM25あるいはSNCM23とSNCM25の中間の焼入

性を持つように成分調整したものが用いられる。ボールジョイント用にはSCM21が使用されるが、欧米ではこの鋼種は使用されていない。また欧米で中型ベアリング用に用いられているSAE4620は、わが国では使用実績がない。

浸炭軸受鋼は、高炭素クロム軸受鋼に比し、もともと酸素含有量が高く非金属介在物も多いが、これも真空脱ガスによりかなり改善されており、浸炭、熱処理後の残留圧縮応力と相まってベアリングの寿命はより向上している。浸炭処理設備もここ10年ほどでかなり進歩、普及しており、その冷鍛性の良さも手伝って、浸炭軸受鋼は米国のように高炭素クロム鋼の分野へさらに進出すると思われる。

(3) 耐食および耐熱軸受鋼

ベアリングの用途が多様化するに従い、耐食性、耐熱性の良いものが要求されるようになってきた。水蒸気や水、海水などの浸入するような用途、たとえば水中ポンプや潜水艇部品などのベアリング、あるいはわずかな錆でも性能に大きく影響する計測器用のミニチュアベアリングなどにはステンレス系軸受鋼が用いられる。鋼種的には、各国ともほぼ同様で、13Cr系と18Cr系が主体であるがC%はいずれも高い。13Cr系ではSUS420J2よりややC%の高い0.45C-13.5Cr鋼が用いられている。AISI440C(1.1C-17Cr-0.5Mo)は、耐食性のみならず、ある程度の耐熱性もあるので準高温用としての用途もあり、その使用量も13Cr系に比し増加している。Crの一部をMoで置きかえ耐海水用に改善された1.1C-14Cr-4Mo鋼も用いられるが、さらに耐海水性を要する場合あるいは一部の化学薬品に対して、耐食性の必要な時にはSUS304を用いる。ただし、かたさが低いのでその点の配慮が必要である。航空機などのジェットエンジン用、ガスタービン用、二輪車のロータリーエンジン用、船外機エンジン用などには耐熱軸受鋼が用いられているが、長時間高温にさらされるため、使用中の寸法変化や軟化が少なく、高温かたさの高い高速度工具鋼系のものが最適である。欧米ではAISI-M50(4.25Mo-4Cr-1V)、M2(6W-5Mo-4Cr-2V)、T1(18W-4Cr-1V)などが使用されているが、わが国では技術導入事情からM50の使用実績が多い。M50製ジェットエンジン用ベアリングの180°Cでの耐久試験結果では常温での高炭素クロム鋼製ベアリングの1.35倍の寿命を示す。M50で高温かたさが不十分の時はM2を用いるが、これら高速度工具鋼でもまだ不十分の場合はハステロイ、ステライトが使用される。

エネルギー源として次の時代をにう原子力発電用高速増殖炉の開発が進んでいるが、これに使用されるベアリングは熔融ナトリウムの中で運転される。この高温腐食性の中で無潤滑運転されるベアリング材料のテストが焼付摩耗の観点から行われたが、耐食性についてはオーステナイト系ステンレスが、ベアリング材料としてはステライトが最適と考えられている。

今後の技術革新に伴う諸工業の発展と合理化、新産業の誕生など従来の条件を遙かに超えた使用環境が生み出されると考えられ、耐食および耐熱軸受鋼の要求はますます増加するものと思われる。

表 5・2・11 ISO に規定されている各種軸受鋼の化学成分

鋼類	ISO 記号	C %	Si %	Mn %	P % max.	S % max.	Cr %	Mo %	Ni %	V %	W %	類 似 鋼 種
完全焼入軸受鋼	1	0.95/1.10	0.15/0.35	0.25/0.45	0.030	0.025	1.35/1.65	—	—	—	—	JIS SUJ 2, AISI 52100
	2	0.95/1.10	0.45/0.75	0.95/1.25	0.030	0.025	0.90/1.20	—	—	—	—	JIS SUJ 3, ASTM Grade 1
	3	0.95/1.10	0.45/0.75	0.95/1.25	0.030	0.025	1.40/1.65	—	—	—	—	
	4	0.95/1.10	0.20/0.40	0.25/0.45	0.030	0.025	1.65/1.95	0.20/0.40	—	—	—	
	5	0.95/1.10	0.20/0.40	0.60/0.90	0.030	0.025	1.65/1.95	0.20/0.40	—	—	—	
浸炭軸受鋼	10	0.13/0.19	0.15/0.40	1.00/1.30	0.035	0.035	0.80/1.10	—	—	—	—	SAE 4620
	11	0.17/0.23	0.15/0.40	0.40/0.70	0.035	0.035	—	0.20/0.30	1.60/2.00	—	—	JIS SNCM 21, SAE 8620
	12	0.17/0.23	0.15/0.40	0.60/0.90	0.035	0.035	0.35/0.65	0.15/0.25	0.40/0.70	—	—	SAE 4720
	13	0.17/0.23	0.15/0.40	0.40/0.70	0.035	0.035	0.35/0.65	0.15/0.25	0.90/1.20	—	—	JIS SNCM 23, SAE 4320
	14	0.17/0.23	0.15/0.40	0.40/0.70	0.035	0.035	0.35/0.65	0.20/0.30	1.60/2.00	—	—	
	15	0.14/0.20	0.15/0.40	0.60/0.90	0.035	0.035	0.80/1.10	0.15/0.25	1.20/1.60	—	—	
	16	0.14/0.20	0.15/0.40	0.40/0.70	0.035	0.035	1.30/1.60	0.15/0.25	3.25/3.75	—	—	
耐食軸受鋼	20	0.42/0.50	1.00 max.	1.00 max.	0.040	0.030	12.5/14.5	—	1.00 max.	—	—	AISI 420
	21	0.95/1.20	1.00 max.	1.00 max.	0.040	0.030	16.0/18.0	0.35/0.75	0.50 max.	—	—	JIS SUS 440 C, AISI 440 C
耐熱軸受鋼	30	0.77/0.85	0.25 max.	0.35 max.	0.025	0.020	3.75/4.25	4.00/4.50	—	0.90/1.10	—	AISI M50
	31	0.78/0.86	0.40 max.	0.40 max.	0.030	0.030	3.80/4.50	4.70/5.20	—	1.70/2.00	6.00/6.70	JIS SKH 9, AISI M 2
	32	0.70/0.80	0.40 max.	0.40 max.	0.030	0.030	3.75/4.50	0.60 max.	—	1.00/1.25	17.5/19.0	JIS SKH 2, AISI T 1

(4) 軸受鋼の国際標準化その他

世界各国で用いられている各種軸受鋼は、基本となる鋼種は同じでも、その化学成分、試験方法などは各国の事情により相違がみられ、その国際標準化が叫ばれていた。一方、完成ベアリングは ISO/TC 4 で1949年以来今日まで各種ベアリングにつき、その寸法、精度、試験方法などにつき標準化がかなり進んでいる。

ISO/TC 17/WG 4 でも、遅ればせながら1969年より軸受鋼の国際標準化を取り上げ、1973年、一応標準化された形になっている。表 5・2・11 にその鋼種、化学成分を示すが、その他、試験方法など審議不十分のきらいがあり、後日修正されるものと思われる。

溶製技術を始めとした、わが国軸受鋼製造技術の進歩は、量、質、コストの面において国産軸受鋼を世界的水準に到達させ、素材として、また完成ベアリングとして世界各国に輸出されている。軸受鋼の ISO 標準化は国際的互換性の見地から、わが国にとっても望ましいことであるが、一方、国際競争はますます激しくなりつつあり、米国では軸受鋼溶製電気炉のより大型化がはかられており、西ドイツ、フランスでは LD 転炉による軸受鋼溶製が一部行われている。真空脱ガス技術のより一層の進歩、現在まだ実績のない連続鑄造の適用などの組合せで、さらに生産性の向上がはかられていくものと考えられる。

5・2・8 ばね鋼

(1) 概 況

自動車工業を始めとするわが国工業の急速な発展に支えられて、ばね鋼も急速に生産量が増加した。表 5・2・12 に昭和38、43、48年度における各種ばねの工場生産実績を示した。注目される現象の一つは、熱間成形の大型ばねに対して線ばね、薄板ばねなどの冷間成形されるいわゆる小物ばねの伸びが著しいことで、ことに生産金額でいえばすでに昭和39年にその位置が逆転し、現在では全体の 2/3 が後者で占められている。将来のわが国の産業構造の変革を考慮すれば、この傾向は将来とも続くことが予想される。

一方、技術の進歩をかえり見ると、在来の技術とか鋼種に全面的に置き換わったというような際立った改革が数多くあったとは必ずしもいえない。しかし、旧態依然かといえ決してそうではなく、学問的基盤から製造技術にいたるまで、全領域において着実に前進した。その結果、十二分とはいえないにせよ、ばね製造装置の自動化、高速化に対応した寸法精度の向上とばらつきの減少、製造法の合理化に伴う表面性状の改善や設計の合理

化に伴う寿命の延長、破壊事故の減少など高水準における品質の保証に見るべき進歩があった。このことは生産量の伸びと偶然の一致かどうかとくに線ばねについて強調される。

(2) 熱間成形ばね用鋼

熱間成形ばね用鋼の JIS であるばね鋼鋼材 (JIS G 4801) は昭和34年に鋼種の改変を行なって以来、溶解法の規定を廃止した程度で大きな動きはなかった。他の多くの特殊鋼と同様に電気炉によるほか転炉でも溶製され、一部連続鑄造も行なわれるようになった。このことは後述する他の多くのばね材料についても同様である。連続鑄造材でもとくに欠陥は生ぜず、機械的性質、焼入性、異方性などについて従来の方法によるものと比較して変りなく、まさるとも劣らぬことが報告されている。

熱間成形コイルばね材はノーティスト型連続圧延設備が稼働するなどして精密圧延が行なわれ、寸法精度が向上するとともに、圧延方式や圧延設備、加熱炉設備や加熱制御の改善によってスケール、表面疵、脱炭の減少が得られるようになった。このために、従来のセンタレス研削材に代って黒皮のままで使用することが一部行なわれるようになった。さらに、JIS の改正によってパーインコイルの使用が可能となり、冷間引抜きで使用することも行なわれるようになった。

ばね鋼の主要性能である疲れ強さの向上を目的として上述の製造法のみならず、C, Si, Mn, P, Cu, N, B, Ni, Cr, Mo などの成分の影響に関する研究が行なわれた。また、表面処理が極めて有効であることは古くから知られ、ショットピーニングが以前から行なわれてきたが、ピーニング効果をより一層高めることを目的として、曲げによる引張応力を与えておいてピーニングを施すところのストレスピーニングが小型乗用車を中心とした小型の板ばねについて一般化した。

過去数年来、オースフォームなどの加工熱処理をばね鋼に応用しようとする試みがなされている。しかし、多くの努力にもかかわらず、加工条件がきびしく、また、加工設備の能力、加工熱処理後の加工などに問題があっていまだ実用化の域に達していない。実用化に成功すれば大幅な重量軽減が可能であり、その点きわめて魅力的であるので研究が続けられている。現在のところ、オースフォームを直接 SUP 11 などのばね鋼に適用する場合は、準安定オーステナイト範囲が狭くて処理中に変態が生ずるので、むしろ比較的低温の安定オーステナイト範囲からのいわゆる鍛造焼入れが適した方法であると主張されている。

前述のように、JIS では長い間鋼種の変更がなかった

表 5・2・12 各種ばね生産実績 (日本ばね工業会会員生産高, 日本ばね工業会資料。単位: t)

年 度	重 ね 板 ばね	つる 卷 ばね	ねじり棒 ばね	線 ばね	シ ー ト ばね	薄板ばね	ぜんまい ばね	ばね座金	合 計
昭和38年度	109,136	10,321	2,774	20,044		7,212	865	6,722	157,072
昭和43年度	197,296	29,764	8,578	26,833	25,093	19,063	4,097	12,799	323,524
昭和48年度	267,102	54,933	25,263	49,050	42,446	35,040	7,887	21,728	503,450

注: 昭和38年では、シートばねは線ばねに含まれている。

が、最近の見直しで、次の点が検討された。(イ) Mn-Cr 系の SUP 9 は AISI 5155 相当の炭素量であるが、最近高炭素の 5160 相当品の需要が多くなっており、薄物には低炭素鋼、厚物には高炭素鋼と使い分けが可能のように、AISI 5160 相当の規格を追加する。(ロ)これに伴って、焼入性を重視した SUP 11 は、AISI 5155 相当の SUP 9 の成分に B を加えた現 SUP 11 の組成から、5160 相当の成分に B を加えた組成に変更する。また、近い将来には、耐熱、高応力用として Si-Cr 鋼を、SUP 11 よりさらに焼入性が良好な鋼として Cr-Mo 鋼を JIS にとり入れることが問題となろう。

(3) ばね用鋼線

(a) ピアノ線・硬鋼線

製造方法の進歩として、造塊法、疵取り、熱間圧延などはばね材料として最も重要な表面の疵の発生に直接関係があるので、各社それぞれ改善の努力が続けられた。高速連続式圧延機の使用により線材の仕上げ温度が高くなったことから、最近取り入れられてきた工程に直接パテンチング法がある。仕上げ圧延後、空気や空気と水の混合噴霧、ジルコンサンドの粒動粒子を用いた流動層法、沸とう水中での冷却、などによって冷却をコントロールし、パテンチングを省略する方法である。再結晶が進まないうちに変態が生ずるので微細な組織が得られ、冷間加工性、疲れ特性などが通常品より良好であるといわれる。スケールの生成も少なく、酸洗廃液の減少にもつながる。現在はまだばらつきが多く、目下開発途上にあり、下引きに留まっているが有望な技術である。

通常のパテンチング処理にも、Pb に流速を与える方法や 2 段階パテンチング法などの改良が試みられ、またパテンチング時に加工を加えたり、ブルーイング温度で伸線などを行なう加工熱処理が研究された。

品質に対する要求の高度化もさることながら、ばね成形機が高度化して線の寸法精度、ロット内、ロット間のばらつき、線ぐせの減少あるいはコイル単重の増加などの冷間加工性につながる問題が重要視され、ばね技術研究会で線ばね加工性の共同研究が行なわれている。

このような製造上の進歩と使用上の要請から、最近 JIS の C 含有量の範囲が硬鋼線では 0.10 から 0.07 % へ、ピアノ線では 0.10 から 0.05 % へ狭くなり、P, S などの不純物含有量も従来より低めに制限された。この結果、硬鋼線の種類は 10 種類から 21 種類へ、ピアノ線は 7 種類から 18 種類へ増加した。

材質、とくに疲れ性質に及ぼす化学成分の影響として Al, N, Mn, Cr などの効果が調べられ、効果的であることが報告されているほか、結晶粒度についても検討されている。また、オイルテンパー線の応力腐食割れ、高温または高温のクリープ特性、曲げ加工性の改善を計るために、ステップパテンチングを開発して微細パーライト組織を得て、冷間加工型の Si-Cr 鋼線が得られている。

(b) オイルテンパー線

昭和 38 年にばね用炭素鋼オイルテンパー線、弁ばね用炭素鋼オイルテンパー線、弁ばね用 Cr-V オイルテンパー線が制定されたが、最近比較的高い使用温度まで高

応力に耐える Si-Cr 弁ばね用オイルテンパー線が加えられた。また、従来の 3 規格も見直され、弁ばね級ではこれまで有害な疵の判定をめぐる議論が絶えなかったが、許容しうる疵の深さが規定された。しかし、疲れ試験と関連させて十分検討した値でないので、現在、鋼線の表面状態と疲れの定量的な関係について、関係者の間で共同研究が進められている。

さらに、コイリング機の能力上昇にも関連しているが、炭素鋼オイルテンパー線より高応力で使用できる一般ばね用の Si-Mn オイルテンパー線が日本ばね工業会規格 (JSMA) にとり入れられた。

炭素鋼オイルテンパー線について、世界的に最も優れていると見なされ、とくに均一性に高い信頼が置かれているスウェーデン材と国産品の性質を比較した研究が行なわれた。疲れ特性の均一性を調べるために線による回転曲げ、両振りねじり疲れ試験、ばねでの疲れ試験を多数の試料で行ない、統計的に取扱った結果、国産品はどのメーカーの製品も全く遜色なく、各種疲れ強さ及びその均一性ともスウェーデン材と同等か一部優れていた。このことは国産ばね用鋼線の輸出量がかんりの量に上っていることから裏付けられる。

そのほか塩浴中で軟窒化と浸硫を同時に行ない、しかもばねの焼もどし操作を兼ねた処理が試みられ、疲れ限度の増加が得られたことなど多くの試みがなされている。

(c) ばね用ステンレス鋼線

近年、炭素鋼にめっきをほどこした材料にかわって、耐食、耐熱のステンレス鋼の使用が著しく増加し、昭和 47 年にばね特性を盛込んだばね用ステンレス鋼線が JIS に制定された。鋼種として SUS 302, 304, 631 J1 (17-7 PH ステンレス鋼) が規定された。最も多量に用いられている 18-8 ステンレス硬引線のばね性能に関する共同研究の結果から炭素鋼と比べて耐食、耐熱性で優れ、腐食疲れでかなり性能は低下するが、一般ばね鋼線よりははるかに強いことが確認された。ただし、室温における疲れ限度は引張強さとの対応ではかなり低く、素材の化学成分より、製線工程の差がより大きいことが明らかにされた。

JIS には指定によってばね成形に適した被覆を潤滑性のため施すことができると定められているが、耐食性があり、色調がステンレスと同じで脱被膜処理が不要の Ni めっきや、樹脂被膜などが考案されている。

(4) ばね用鋼帯

優れた耐食性のため急速に使用量が増加しているばね用ステンレス鋼帯が新たに JIS に制定された。これは通信機ばね用の内容も含まれている。SUS 301, 304, 420 J2, 631 の 4 鋼種が採用され、とくに形状、寸法が厳しく規定されている。

この分野では、最近ペイナイト鋼帯が注目されてきた。素材は鋼帯として最も多く用いられる SK 5 などのみがき特殊帯鋼などが用いられるが、薄い帯の状態で連続的にオーステンパー処理し、ペイナイト組織にして供給され、ばねに成形される。焼入鋼帯より成形しやすく、しかも熱処理された鋼帯なのでばね加工後の熱処理ひずみが少なく、生産性の向上、製造工程の簡略化、

省力化に有効ということで、使用量が増加している。

線と同じく鋼帯でも加工性はますます重要となり、ペイナイト鋼帯を含めて、ばね用鋼帯の加工性に関する共同研究が、精機学会、塑性加工学会、ばね技術研究会で行なわれた。

(5) 耐熱ばね材料

最近重要度を加えたものに耐熱ばねがある。耐熱合金として開発された、Ni 基、Co 基合金などが用いられ、また 400°C 以下では高応力のマルエージ鋼が使われた。

5.2.9 工具鋼および超硬合金

(1) 概 況

図 5.2.10 は最近10年間の工具鋼および超硬工具の生

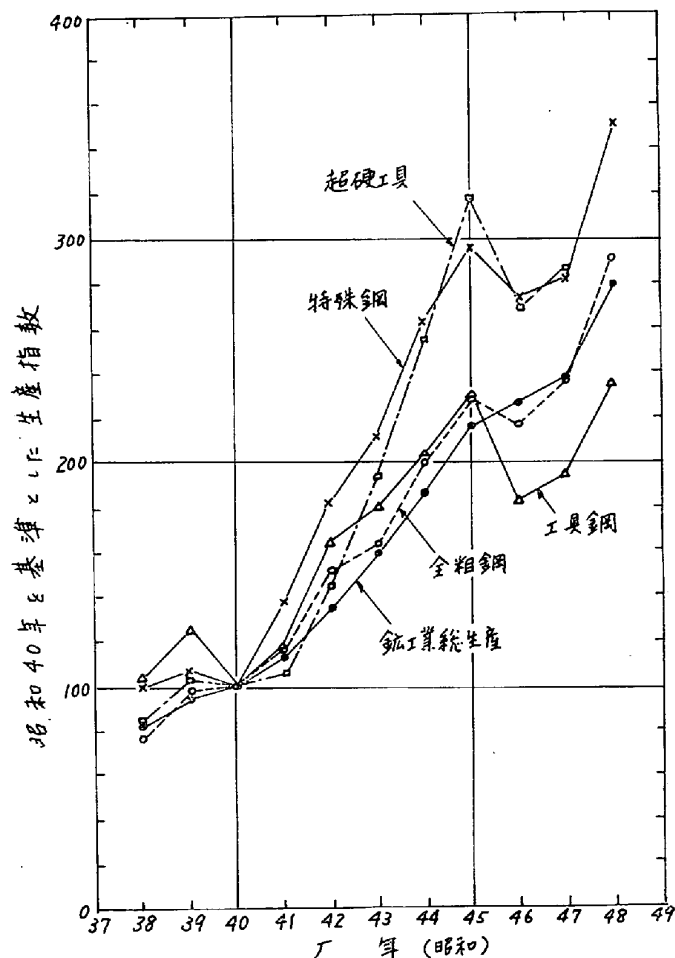


図 5.2.10 工具鋼、超硬工具などの昭和40年を基準とした生産指数の変化

(通産省調査統計部：通産統計 17~27 (1964~1974))

産指数を鉦工業総生産、全粗鋼、特殊鋼の生産指数の伸びと対比して示したものである。特殊鋼および超硬工具は鉦工業総生産あるいは全粗鋼生産と比較し高い生産指数の伸びを示し、工具鋼の伸びはこれらに比べてやや低く、昭和44年以降の伸び率の減少が目立っている。超硬工具のこのような伸びは、主としてその生産額の約45%を占める販売用チップの需要増によるものであるが、スパイクなどの耐摩耐食工具の分野における新規需要の増大も見逃すことはできない。

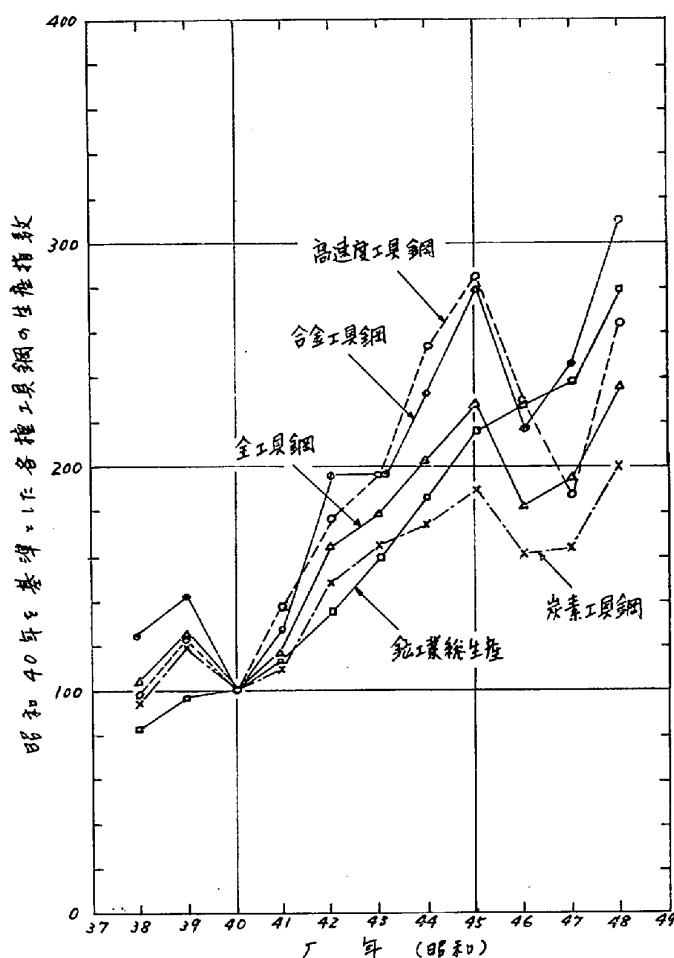


図 5.2.11 各種工具鋼の昭和40年を基準とした生産指数の変化

(特殊鋼倶楽部：特殊鋼(特殊鋼統計資料) 13~23 (1964~1974))

工具鋼は昭和48年に約27万tが生産され、その構成比は炭素工具鋼54%、合金工具鋼36%、高速度工具鋼6%、その他4%となっている。図 5.2.11 に示すように、最近の工具鋼の伸び率の減少は炭素工具鋼の伸び率が低下しているためで、合金工具鋼は依然として高い伸び率を維持している。これはプレス加工、プラスチック加工その他新しい成形加工法の発展による金型工業の伸びと、金型材料の高級化に基づくものであろう。合金工具鋼の鋼種構成をみると、昭和48年において、SKS系54.6Kt(構成比58%、前年比120.8%)、SKD系32.2Kt(34%、前年比137%)、SKT系7.5Kt(8%、前年比123%)であり、金型の高級化が同時に進行していることを裏書きしている。

工具鋼の分野では高速度工具鋼と熱間工具鋼で新しい技術的発展が認められる。高速度工具鋼の分野では、難削材の普及に伴う高性能切削工具材の開発、高速度工具鋼のすぐれた機械的性質や耐摩耗性を利用した冷間鍛造金型はじめ各種冷間金型、温間金型、粉末金型への応用が挙げられる。熱間工具鋼の分野では鍛造金型から熱間プレス金型への移行に伴う耐熱耐摩耗性のすぐれた高級プレス型鋼や析出硬化型熱間ダイス鋼の開発と実用化が挙げられる。また、プラスチック工業の最近の急激な

進歩により、新しくプラスチック型鋼と称される鋼類が確立されてきた。マルエージ鋼は元来代表的な超強力鋼であるが、そのすぐれた耐圧強度、靱性、耐ヒートチェック性のために、押出用ステム、ダイカスト型、精密プラスチック型などとして需要を伸ばしつつある。

工具鋼では品質の向上、安定化が重要な課題であり、エレクトロslag再溶解法による鋼のマクロ偏析、炭化物分布の改善、粉末冶金法による高速度工具鋼の製造などがとくに注目されている。

工具鋼の熱処理に関しては、従来の塩浴炉や電気炉に代り、雰囲気焼入炉、真空焼入炉が採用され、新しい表面処理法としてガス軟窒化処理、超硬物質 (TiC, WC など) の各種コーティング処理、イオン窒化、真空浸炭処理なども実用化段階に入りつつある。

超硬合金の分野における新しい発展としては超微粒超硬合金、強靱性超硬合金および TiC 被覆超硬チップの開発が挙げられる。超微粒超硬合金は WC 粒を 0.5~0.7 μ と微細化し、Co を多くして抗折力を高めたものでステンレス鋼の正面フライス削りや鋼の断続切削、耐熱鋼切削など高速度工具鋼の分野まで進出してきている。強靱化超硬合金は WC-TiC-Co の適当な組合せに製造技術の改良の成果を応用したもので、将来の利用分野は広い。TiC 被覆超硬チップは 1967 年スウェーデンにおいて発表されたものであるが、サーメット工具の普及により、その将来性は低いと思われる。

(2) 高速度工具鋼

高速度工具鋼 (以下ハイスと略称) は周知のごとく W 系と Mo 系に大別される。Mo 系は第 2 次大戦後アメリカを中心に急速に発展したもので、日本では昭和 35 年以降一般に使用されるようになった。昭和 48 年の通産統計によれば W 系 11%, W-Co 系 6%, Mo 系 60%, Mo-Co 系 23% となっており、いわゆる Mo 系 (Mo-Co 系を含む) が 83% に達している。Mo 系の急速な普及は Mo 系が一般に靱性が大きく、焼入温度が低いことほかに、W 系と比較し安価であるためである。とくに最近の W 原料の高騰は Mo 系への転換を加速している。昭和 43 年、高速度工具鋼 JIS を改訂し、6 種類の Mo 系鋼を規格化した。その後さらに AISI-M1, M7, M33, M34 その他後述の M40 シリーズの実用化がすすみ、JIS の再見直しが必要な状況にいたっている。

高硬度の調質合金鋼、高張力鋼、耐熱合金などの難削材が普及するにつれて、これらの切削に適するハイスの開発が望まれていた。とくに航空機工業における難削材加工はアメリカで急速に進歩し、従来にみられない高硬度ハイスが開発された。AISI-M40 シリーズがそれで、ほぼ HRC 70 に熱処理することができる。この特徴は C および Co 量が高いことでアメリカではエンドミル、リーマ、ドリル、タップ、ホブ、バイトなどに使用されている。日本での使用量はまだきわめて少なく、エンドミル、タップ、ホブの一部に使用されているにすぎない。問題点としては、高硬度で使用する場合、工具剛性が低いと刃欠けが起りやすいことで、HRC 68 以上でさらに靱性の大きい材料の開発が望まれる。

ハイスは他の合金工具鋼と比較した場合、すぐれた耐摩耗性と耐熱性をもち、また機械的性質も冷間ダイス鋼

と比較して一般にすぐれているため、高級冷間金型材としての地位を築きつつある。とくに、冷間鍛造型のごとく大きい圧縮強度を必要とする工具には適している。そのほか、細い打抜パンチ、ヘディングダイス、トリミングダイス、ナットフォーマー、ボルトヘッダー、プラスチックパンチなどに賞用され、このような金型に用いるハイスは全ハイスの約 15% に達するものと思われる。通常、これらの用途に対し SKH 9 が使用されているが、一層靱性を必要としたり、コールドホッピング加工により成形加工を行なう場合は専用鋼種として、低炭素ハイスあるいは低合金ハイスが開発されている。後者としては、いわゆるマトリックス鋼またはその修正鋼がある。切削用の低合金ハイスは最近の省資源化の方向に沿うものとして注目されるが、現状では一部のメタルバンドソー材、ハックソー材、剪断刃物関係に用いられているにすぎない。これが SKH 9 のような汎用鋼となるためには、コストパフォーマンス、信頼性、汎用性が確認されなければならない。

(3) 合金工具鋼

現在用いられている主要な冷間金型鋼は SKD 1, SKD 11, SKS 3 および SKS 31 であり、その他、SK 3~5 の炭素工具鋼が含まれる。この分野における新鋼種の開発は比較的少なく、今後も変る可能性はない。多少変った鋼種としては、Mn 系空気を焼入鋼 (AISI-A4 または A6 類似)、8% Cr 系冷間ダイス鋼、黒鉛鋼が挙げられるが、黒鉛鋼は品質の安定性が低く、複雑な黒鉛化焼鈍によっても黒鉛量は 1% 以下とわずかなため、実用されていない。高性能冷間金型鋼は 1960 年代各種開発されたが、製造、加工が困難なため普及しなかった。高性能化は炭素工具鋼→低合金工具鋼 (SKS)→冷間ダイス鋼→ハイスまたは超硬合金の図式にしたがい、金型材の高級化が多量生産時の経済性を増すという見地で推進されている。

冷間金型の経済的使用法を確立するための種々の試みも行なわれている。金型製作工数の節減はプレス作業費の原価低減にきわめて有力であり、とりわけ生産ロットの少ない場合重要である。簡易プレス金型、たとえば切刃部に高合金鋼を肉盛溶接する溶接型、切刃部のみ火焰焼入する火焰焼入型、雄型を鋳型として雌型を簡単につくる Zn 合金型、切刃部にスチール・ルールをはめ込んだテンプレート型または MVS 型などの使用により、中小量生産における型費、型製作工数は約 50~70% 節減できる。溶接型は肉盛合金の種類により、著しく寿命を増大できる。高 C 高 V 鋼の溶接により SKD 1 の約 15 倍の寿命増が得られた例もあり将来性が高い。そのほか、TiC, NbC など超硬物質の表面被覆法は金型寿命の増大に顕著な効果があるとされている。

熱間工具鋼の分野では近年めざましい発展がみられる。これは Al, Cu の押出業界の発展と自動車関連産業における熱間鍛造から熱間プレス加工方式への部品製造法の転換に基くものである。

押出工具関係では従来の SKD 5 または 4 の W 系から SKD 61, 62 などの Mo 系への転換が行なわれたが、最近では析出硬化型熱間ダイス鋼 (ダイス) やマルエージ鋼 (ステム) さらに耐熱耐摩耗性を増大した AISI-H

表 5・2・13 代表的な新しい工具鋼の例

鋼類	記 号	化 学 成 分 (%)										備 考
		C	Si	Mn	Ni	Cr	W	Mo	V	Co	その他	
高 速 度 工 具 鋼	AISI・M41	1.10				4.25	6.75	3.75	2.00	5.00		M40 シリ ーズ
	" M42	1.10				3.75	1.50	9.50	1.15	8.00		"
	" M43	1.20				3.75	2.75	8.00	2.00	8.25		"
	" M44	1.15				4.25	5.25	6.25	2.25	12.00		"
	" M46	1.25				4.00	2.00	8.25	3.20	8.25		"
	" M47	1.10				3.75	1.50	9.50	1.25	5.00		"
	マトリックス 鋼	0.50				4.50	2.00	2.75	1.00			
	"	0.55				4.00	1.00	5.00	1.00	8.00		
	低合金ハイス	0.97				4.5	3.0	2.8	2.5			
合 金 工 具 鋼	"	0.95				4.0	1.8	5.0	1.15			
	AISI・A4	1.00		2.00		1.00		1.00				Mn 系空気を焼入 鋼
	" A6	0.70		2.00		1.00		1.25				"
	" O6	1.45	1.00					0.25				黒 鉛 鋼
	" H10	0.35				3.00		3.00	0.50			高性能熱間ダイ ス鋼
	" H19	0.40				4.25	4.5		2.00	4.25		"
	A	0.20			3.25			3.25				析出硬化型熱間 ダイス鋼
	B	0.18			0.60	2.75		2.90	0.50			"
	C				18.00			4.80		8.00	{Ti 0.40 Al 0.10	マルエージ鋼 250 グレード
鋼	D				18.50			4.80		9.00	{Ti 0.60 Al 0.10	マルエージ鋼 300 グレード

10 や H 19 系統 (マンドレル, ライナー) の新材料が使用されはじめています。

熱間プレス型では従来 SKT 4 級の鍛造型鋼またはその窒化処理材が SKD 61, 62 がおもに使用されていたが, 比較的大型のものでは析出硬化型, 昇熱の激しく, 耐摩耗性のとくに要求される型には AISI・H 10 系統のものが使用されるようになった。

析出硬化型熱間ダイス鋼は表 5・2・13 に示すように C 0.18~0.25% を含み, 析出硬化性を増大させる元素として Mo, V, 焼入性を上げる元素として Ni, Cr などを含むものである。通常, 焼入後 400~500°C の二次硬化前の焼もどし状態でユーザーに供給される。この状態で HRC 38~43 であり, 難削性ではあるが型彫加工が可能である。使用中表面が昇温し, 析出硬化を起こし, 熱間の耐摩耗性を増大する一方, 内部は低炭素ベイナイトで靱性が大きく, 深いインプレッションをもつ型についても割れずに使用できるなど従来の SKD 61, 62 と比較して有利な特徴をもつ。

ダイカスト金型材に関しては押出やプレス金型材と比較すると動きが少ない。ダイカスト母型の場合, 焼入性, 被加工性, 耐ヒートチェック性, 靱性などの性質が同時に要求されるため, これらの性質がうまく組合わされた SKD 61 が従来から使用されている。むしろ製造法の改良による品質改善の努力が活発となっており, ESR 法の適用, 炭化物の均一球状化処理などが行なわれている。

中子ピン, 鋳抜ピン材質は従来の SKD 61 窒化品からマルエージ鋼, H 19, 低炭素ハイスなどに変化する傾向がある。マルエージ鋼は折損に対する抵抗が強く, H 19 や低炭素ハイスは溶損に対する抵抗が強いためである。

プラスチック金型の生産増はプレス金型とともに近年著しいものがある。プラスチック金型材としては従来 S 50 C, SCM 系の構造用鋼が使用され, 現在でも主流をなしているが, プラスチック工業の発展とともに金型に対する要求も多様化し, 各種のプラスチック金

型材が開発された。

高級プラスチック金型材としては SKT 4 相当材, SKD 61, SKD 11, マルエージ鋼, SUS 80, 440 C などのほか, あらかじめ HRC 35~40 に熱処理された快削性プラスチック型鋼がそれぞれその特性を生かして使用されている。

プラスチック型鋼は機械加工性がよく, 研磨が容易で, かつピンホールのないことが要求されるので, 製造に当り原料の精選とか偏析, 地疵その他の内部欠陥が極力小となるよう製鋼時に真空脱ガス処理または真空溶解がなされ, またソーキングなどにより合金元素の拡散均一分散をはかるなど特別の配慮が払われている。

(4) ESR 工具鋼

粉末法とならび最近注目されている工具鋼の製造法にエレクトロスラグ再溶解法 (ESR 法) がある。この方法はアメリカの R.K. HOPKINS が 1937 年にサブマージドアークを使って鉄基超合金を製造したのが始まりである。しかし, 消耗電極式真空溶解法 (VAR 法) の実用化が先行したため, その普及は一時中断したが, ソ連の Paton 溶接研究所の研究から再び ESR 法の有効性が注目され, 1965 年以降 VAR 法の欠点を補う意味で急速に普及するにいたった。

この方法は溶融スラグの電気抵抗熱によって消耗電極 (鋼塊) を溶解し, 水冷鑄型の中で連続的に凝固させていく方法である。ESR 法の鋼質に及ぼす影響を要約するとつぎのとおりである。

① 凝固組織をコントロールできるので, 鋼塊全体にわたり偏析の少ない均質な鋼塊が得られる。

② 非金属介在物の量が大幅に低減し, とくに巨視的介在物は皆無となる。

③ 以上より機械的性質のばらつきが少なく, 横方向の機械的性質が向上する。また切欠感受性が少なくなり, 熱処理変形は均一となる。

④ 疲れ限度, 破壊靱性値が向上し, 熱間および冷間における亀裂に対する感受性が低下する。

ESR 法のハイスへの適用は主としてそれが内外にわたり均一な鑄造組織をつくり, マクロ偏析が改善されることを利用するもので, とくに鋼材内部の炭化物偏析が問題となる太物ハイスや熱処理による不均一変形が問題となる非研磨工具に適用して有益である。

ハイスと同じく多量の一次炭化物を含み, かつその偏析が問題となる高クロム系冷間ダイス鋼でも効果は同様である。熱処理変形が問題となる精密抜型, 表面層の地疵皆無が要求される冷間圧延ロールや製紙用カレンダーロールなどには ESR 鋼の品質はマッチするものである。

熱間ダイス鋼の ESR 鋼塊は普通鋼塊と比較して偏析が改善され, Cr, Mo などの偏析係数が小さくなること, また適当な鍛造法との組合せにより型内部の機械的性質の異方性が改善され, 耐ヒートチェック性が増大することが知られている。ESR 法の欠点はそのために余分の電力を消費し, 生産能率が悪いことで, その将来性にはまだ疑問が残る。

(5) 焼結合金

超硬合金については次項で述べるので, ここでは粉末

ハイスについて述べる。この材料は従来の溶製法とはまったく異なり, 図 5・2・12 に示すように出発原料として

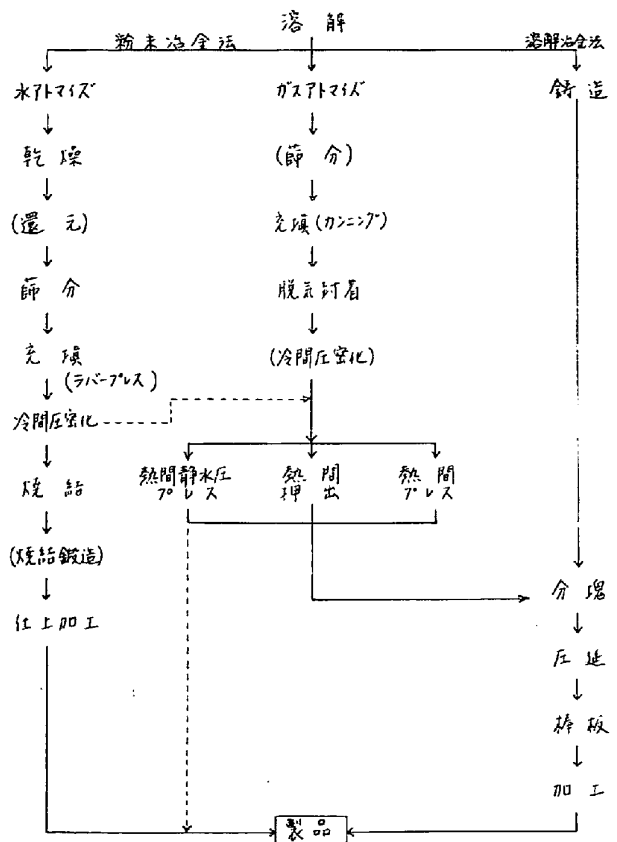


図 5・2・12 粉末ハイスの製造工程(溶製法との比較)

あらかじめ予備合金化された微細なハイスの粉末を焼結, 熱間静水圧, 熱間押出などの手法で圧密化して得るものである。

このような手法はハイスのように凝固温度区間が長く, 偏析を生じやすい材料のマイクロ組織の均一化手法としては画期的なものであり, ハイス以外に超耐熱合金にも応用されつつある。粉末ハイスの概念自体はすでに 1958 年 O.A. OLIVER によって示されているが, その実用化には 10 年以上の歳月を費やした。これは近年まで低コストで安定した品質を生み出す噴霧技術と, 真密度に近い製品を得るための圧密化技術がなかったことと, ハイスの分野が技術的に飽和点にさしかかりつつあり, 過当競争に打ち勝つためにはこのような活路を見出さざるを得なかったという背景がある。

本材料の特徴はマイクロ組織がきわめて均一微細なことにあり, その結果として機械的性質, 被研削性, 熱処理時の不均一変形などが改善される。しかし, 切削性能については意見がわかれており, 評価は定まっていない。この原因として炭化物の微細化による耐摩耗性の劣化を指摘する説もある。しかしながら, 粉末法は溶製法ではつくれない高合金材料や複合材料, ならびに一発製品化の可能性があり, 応用範囲も工具鋼のみならず, 耐熱材料, 電磁気材料など広い分野に及ぶため, 将来性はきわめて高いといえる。

国内では本法によるハイスの生産化は実施されていないが、欧米ではアメリカのK社、スウェーデンのS社がすでに生産化しており、エンドミル、ドリル、タップ、ホブ、パイソなどに一部使用されている。本法の最大の欠点である製造コストの問題が解決されれば普及は早まると思われる。

(6) 超硬合金

数多くの工具材料の中では超硬合金が過去10年間において質、量ともに最もめざましい発展をとげた。これらの発展の内容は多様にわたるが、成分的に新規な合金の発明というよりはむしろ在来合金の範ちゅうの中で、若干の成分の変動、あるいは製造方法の改良によって著しく性能が向上し品質も安定したことが特徴である。その結果として、その用途分野も切削工具のみならず、耐摩耗性が要求される機械部品から、塑性加工用の冷間工具部品まで拡大された。

これは技術的背景として、超硬合金の物性に関する基礎的技術的研究が近年とくに進み、すくなくとも定性的には合金の機械的性質の解釈が可能となり、改善のために進むべき方向が明らかになったためである。

図5・2・13はWC系超硬合金の抗折力に及ぼすCo結

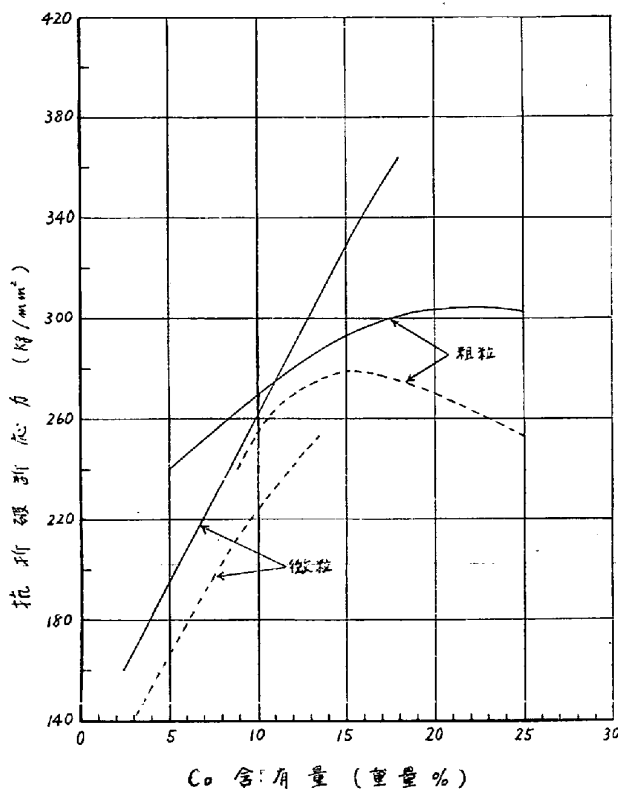


図 5・2・13 抗折破断応力におよぼす Co 含有量と炭化物粒度の影響

合相量の影響を WC 粒度差で示したものである。点線が1970年頃までの結果で、実線が新たに求められた結果である。従来結果と異なり、高 Co 側で微粒 WC の方が強度がすぐれることが明らかとなり、高靱性の超微粒合金が開発された。この合金は従来ハイス工具の分野であったミーリングカッター、ドリル、タップなどに使用

されている。また結合相の組成が合金炭素量の微量変化によりいちぢるしく変動し、これが合金の物性に大きな影響を与えることが見出された。この他結合相の物性、炭化物の接着度、炭化物の物性、残留応力、ミクロポアなどの影響が研究され、これらの結果は原料粉の製造技術、焼結技術の進歩をもたらし、総合的效果として、強靱超硬材種も生まれつつある。GURLAND は炭化物同志の接着がゼロの状態では抗折力 700 kg/mm^2 の WC-Co 合金も可能としており、今後さらに超硬合金の強度の改善が期待される。

超硬合金の中では比較的新しい部類に属する TiC 系合金が、最近見直されつつある。これは TiC 系の最大の欠点とされた靱性の不足が WC 系の要素を加味することにより改善され、適用作業領域が拡大したためである。

さし迫る資源問題と苛酷化する切削条件に対応するには、TiC 系がその特徴をさらに生かし、汎用性を高めることが必要であろう。

また WC 系と TiC 系の間隔的な性格を有するものとして、WC 系への TiC コーティングが開発された。WC 系では耐摩耗性に難点があり、TiC 系では靱性不足の用途に適用されている。

開発途上のものとしては、Fe-Ni 系や耐火金属あるいは析出硬化型合金を結合相に用いるもの、熱間静水圧によってミクロポアを消失させようとする試みがある。焼結合金の範ちゅうからははずれるが、Nb-Ti-W 合金の表面窒化によって超硬合金以上の硬さを有するものも開発された。

しかし超硬合金の分野では、これらの新しい材料を含めて、その強度と靱性の改善に対する要求が依然として強い。これは現在でも超硬合金工具の寿命原因がその強度と靱性の不足に起因するケースが多く、これがためにその使用範囲も限定されている実情にあるからである。これらの問題の一部は工作機械の発達や使用技術の進歩によって解決される可能性はあるが、根本的には超硬合金の機械的性質がさらに向上する必要がある。

このためにはまず機械的性質を定量的に理解できるようになることが必要で、より一層合金の強度論を主体とした物性的研究が望まれる。

5・2・10 電気用材料

(1) 軟磁性材料 (珪素鋼板)

熱間圧延によって仕上げられる珪素鋼板から冷間圧延によって仕上げられる鋼帯に変わったが、一部高珪素熱延珪素鋼板が残っていた。この珪素鋼板は珪素含有量が高いため飽和磁束密度が低く、熱間圧延のため表面の平滑さが劣るので占積率が悪く、また非常にもろい性質のものであった。鉄損はもちろんのことすべての点ですぐれた方向性珪素鋼板の出現によって、昭和42年に熱間圧延珪素鋼板の生産は中止された。方向性珪素鋼板は本格的に生産が始ったのは昭和32年頃からであった。33年にアームコ社の技術が導入され、品質は向上し生産は安定してきた。この鋼板の最近の進歩は表面被膜の改善、内部歪みの減少、鋼板の平坦度の向上などでは著しいものがあつたが、磁気特性としてはほとんど見るべきものがな

表 5・2・14 製 造 上 の 特 長 と 鉄 損 規 格

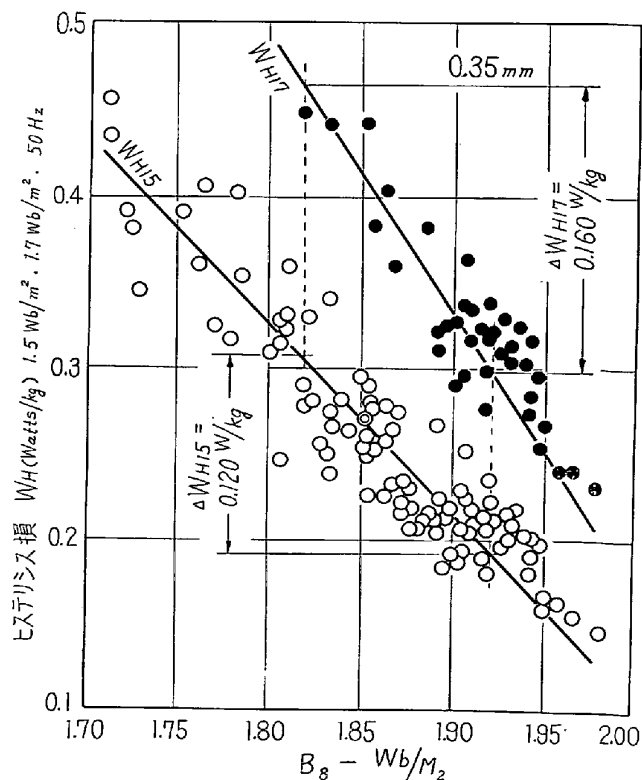
製造のポイント	高磁束密度方向性珪素鋼板			従 来 の 方 法 の 1 例		
	AlN, 1 回強冷延法			MnS, 2 回冷延法		
プロセスの特長	製	鋼 (3% Si, Al, N)		製	鋼 (3% Si, Mn, S)	
	分	塊		分	塊	
	熱	延		熱	延	
	高 温	焼 鈍 (AlN 析出)		焼	鈍	
	1 回強冷延			1 冷 延		
				中 間 焼 鈍		
				2 冷 延		
	脱炭焼鈍			脱炭焼鈍		
	仕上焼鈍			仕上焼鈍		
鉄 損 規 格 (W17/50; W/kg)	グ レード	0.30mm	0.35mm	J I S グ レード	0.30mm	0.35mm
	Z 9 H	—	1.37	G 12	—	1.83
	Z 8 H	1.22	1.25	G 11	1.62	1.66
	Z 7 H	1.13	1.17	G 10	1.47	1.51
	Z 6 H	1.05	—	G 9	1.33	—

かった。方向性を飛躍的に向上させた高磁束密度方向性珪素鋼板は昭和43年より正式に生産が開始された。

過去10年間の進歩を振り返ってみると、外国では珪素鋼板は品質的には安定の状態に到達してはほとんど見るべき変化はなかった。しかしこの間のわが国の進歩は著しいものがあつた。方向性では高磁束密度方向性珪素鋼板が世界にさきがけて開発され、無方向性では表面の絶縁被膜のすぐれたものが開発され各種の用途に応じられるようになった。これらの進歩について簡単に触れてみたいと思う。

(a) 方向性珪素鋼板の進歩

表 5・2・14 は製造方法の差を示す。従来の方は MnS を結晶成長のインヒビターとし、2 段冷延法によって作られてきた。製品の特性は 800 A/m の磁場に対する磁束密度は 1.82 Wb/m^2 で [100] 軸の圧延方向への集積度は平均 7° である。鉄損は表 5・2・14 に示す規格のものである。これに対し、高磁束密度方向性珪素鋼板は AlN を結晶成長インヒビターとし、1 段強冷延法によって作る。製品の B_8 は 1.92 Wb/m^2 で [100] 軸の圧延方向への集積度は平均 3° 以内である。鉄損は表 5・2・14 の規格値が示しているように従来品より格段にすぐれたものである。方向性がすぐれ B_8 が向上すると図 5・2・14 に示すようにヒステリシス損が大幅に減少する。また図 5・2・15 のように圧延方向にわずかな張力を加えると、方向性のよいものほど鉄損の減少が著しい。ほとんどが

図 5・2・14 B_8 とヒステリシス損

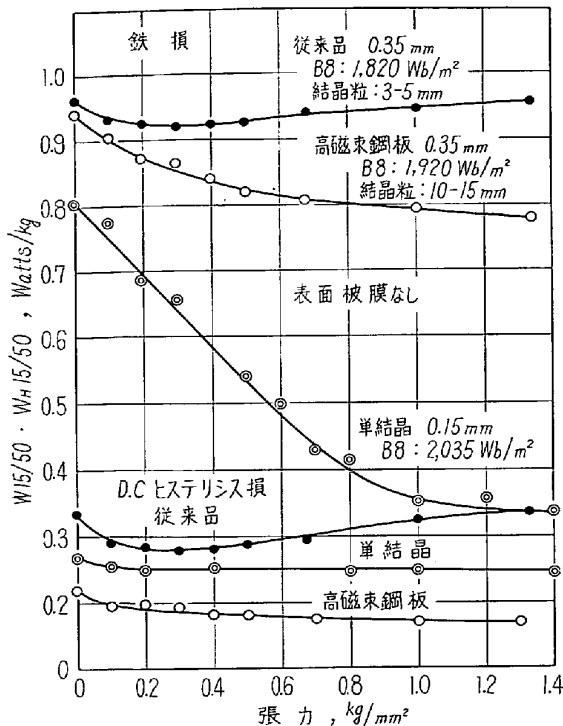


図 5-2-15 鉄損ヒステリシス損におよぼす張力効果の方向性による差異

渦流損の減少によるものである。このような張力効果は表面被膜の張力効果によって与えることができる。表面にすぐれたガラス被膜を生成させ、さらに張力効果のある無機コーティングをすると、圧延方向に外部張力のかかったと同様の効果を生ずる。この効果で鉄損が減少するばかりでなく、変圧器騒音の主要因とされている磁歪を減少させ、さらに組立加工の工程などで生ずる歪みに対する歪敏感度を鈍くすることができる。このように B_8 が向上すると表面被膜による張力効果と相まって非常にすぐれた磁気特性のものが得られ、変圧器の鉄損、励磁電流、騒音を減少させることができる。

(b) 無方向性珪素鋼板の進歩

最近の10年間の進歩は、家電などの小型電動機用の材料としてのいわゆる low grade とこれらのグレードに対する絶縁被膜の開発といっても過言ではない。これらには多少鉄損は増加しても高磁束密度を有し、かつ低廉であることが望まれ、珪素含有の少ない S30 以下のグレードが出現することとなった。絶縁被膜といえば文字通り積層された鉄心の層間の絶縁がおもな目的であった。ところが小型電動機では絶縁抵抗はごくわずかにあればよく、それ以外の打抜性、溶接性、焼鈍での焼付防止、耐食性といった被膜の性質に効用が求められた。従来絶縁被膜としては磷酸塩、クロム酸塩などの無機被膜が利用されてきていたが、樹脂特に水溶性あるいは水分散系の樹脂の発達によってこれらと無機塩特にクロム酸塩との組み合わせによる加工性と耐熱性を兼ね備えた半有機コーティングが開発された。この被膜は従来の無機被膜に比べて打抜性が非常にすぐれ、無機の特徴である耐熱性は十分にあり、またフロンガスなどに対する耐食性も十分

である。このような点から今日無方向性珪素鋼板の低級品ではほとんどこの種の被膜が利用されている。

(2) 永久磁石材料

永久磁石のわが国の年生産量は昭和39年にアルニコ磁石 4,700 t, フェライト磁石 900 t, 計 5,600 t であったが、10年後の昭和48年にはアルニコ磁石 11,000 t, フェライト磁石 19,000 t, 計 30,000 t になった。フェライト磁石の生産量は昭和46年を境としてアルニコ磁石を凌駕するようになった。この他に用途の多様化に対応して種々の磁石材料が研究開発されているが、未だ使用量はわずかである。

さて永久磁石として備えていなければならない性質は残留磁束密度 B_r , 保磁力 H_c および最大磁気エネルギー積 $(BH)_{max}$ がともに大きく、その磁性が安定に保持されることである。

(a) アルニコ磁石

昭和48年におけるわが国のアルニコ磁石の生産額を用途別にみると音響通信機器関係が54%, 電子計測機器関係が24%, 電気回転機器関係が15%, 機械工具その他7%になっている。

アルニコ磁石合金はスピノーダル分解によって生成された強磁性粒子の形状異方性により磁気異方性を生じ、保磁力が高くなる。

今日最も多量に生産されているアルニコ磁石は磁界冷却後時効処理をする異方性磁石 Alnico 5, Alnico 5 DG であるが、機器の高性能化に伴い、保磁力が高く、可逆透磁率が小さい磁石の要求が高まってきた。Al 7%, Ni 14.5%, Co 34%, Cu 4%, Ti 5%, Fe 残部からなる異方性磁石 Alnico 8 は B_r 8.5~9.5 KG, H_c 1350~1500 Oe, $(BH)_{max}$ 4.5~5.5 MGOe, さらに Co, Ti 量を増加した Co 38%, Ti 8% を含む異方性 Ticonal 2000 は B_r 7.4 KG, H_c 2100 Oe, $(BH)_{max}$ 6 MGOe という高い保磁力を有する。Ti 5~8%, Co 34~38% 含むアルニコ磁石は磁界冷却処理の代りに磁界中等温処理後時効すると磁性が改善される。

また、Ti 5~8%, Co 30~38% 含むアルニコ磁石合金を磁界を加えずに等温処理後時効すると B_r 6.0~6.5 KG, H_c 1250~1400 Oe, $(BH)_{max}$ 2.3~2.8 MGOe の高保磁力等方性磁石がえられる。

アルニコ磁石の $(BH)_{max}$ を 7 MGOe 以上にするためには $\langle 100 \rangle$ 軸を正しく揃えた柱状晶を作らなければならない。柱状晶磁石の製造法には発熱鑄型法、高温鑄型法、帯融法、連続鑄造法などがある。これらの方法で作られた柱状晶異方性 Alnico 5 は各社から製品化されている。Ti を 0.5% 以上含むアルニコ磁石合金は微細な等軸晶からなり、Alnico 5 の柱状晶化条件では柱状晶が作成できない。Ti を含むアルニコ磁石合金に S を 0.2~0.3% 添加することにより、比較的容易に柱状晶化できる。柱状晶化のためには S 添加以外に、Te, C+S, S+Te, Si+C+S などの添加が有効である。これらの等軸晶および柱状晶異方性アルニコ磁石の代表的な減磁曲線を図 5-2-16 に示した。アルニコ磁石は今後ますます高保磁力化進み、さらに高エネルギー化されるようになるであろう。

(b) フェライト磁石

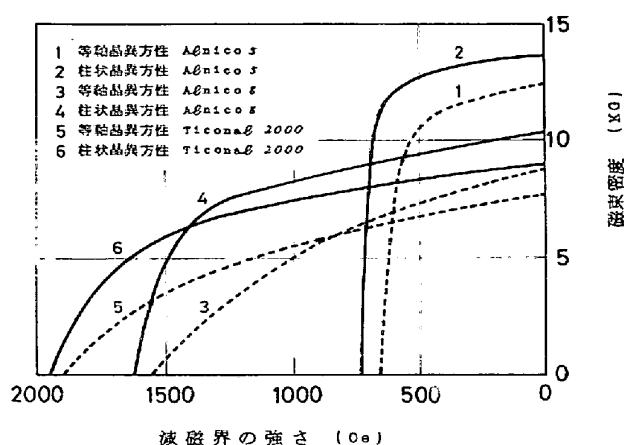


図 5.2.16 等軸晶および柱状晶異方性アルニコ磁石の代表的な減磁曲線

量産されているフェライト磁石はマグネトプランバイト型六方晶構造をもつ Ba-または Sr-フェライト磁石である。室温における Ba フェライトの飽和磁束密度は 4.77 KG で、実測された高密度異方性フェライト磁石の残留磁束密度は約 4.5 KG でほぼ限界に近い。保磁力を増加することがフェライト磁石の特性向上に重要である。フェライト磁石の組成は BaO (または SrO); Fe_2O_3 のモル比が 5.3~5.9 で他に 3% 以下の添加物を含む。添加物としての SiO_2 , Al_2O_3 , SrSO_4 , Bi_2O_3 , PbO などは焼結後の磁性を改善する。原料をロータリキルンで一次焼成後粉碎する。保磁力を高くするには粉碎工程が重要である。フェライト磁石には磁界中で圧縮成形後焼結する異方性磁石と磁界なしで圧縮成形後焼結する等方性磁石がある。湿式法はプレス速度が遅いが、乾式法に比べて六方晶粒子の c 軸が揃いやすく、磁性が良好である。最近スラリー処理、自動供給、磁界の加え方などが改善され、磁性が向上している。異方性フェライト磁石の代表的な磁性を表 5.2.15 に示す。

Sr フェライトは磁気結晶異方性定数 K が $3.6 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ で、Ba フェライトの $3.3 \times 10^6 \text{ erg/cm}^3$ よりも大きく保磁力が高くなる。さらに液相焼結によるフェライト磁石の高保磁力化、ホットプレスによるフェライト磁石の高エネルギー化、150~300°C の加圧容器中で共沈による Ba または Sr フェライトの作成などの研究開発が行なわれている。

フェライト磁石の昭和48年のわが国の生産額を用途別に分類すると音響通信機器関係43%, 電気回転機器関係28%, 電子計測器関係3%, 機械工具、雑貨など26%である。乾式異方性 Ba フェライト磁石は小口径スピーカ、小形モータに、湿式異方性 Ba フェライト磁石は大口徑スピーカに、また高保磁力異方性 Sr フェライト磁石は減磁界に対して安定であるから発電機、モータなどに用いられる。

(c) 希土類コバルト化合物磁石

La, Ce, Pr, Sm などの軽希土類金属 (R) のコバルト化合物 RCO_5 は対称性が低い六方晶構造をもち、磁気結晶異方性定数が $5 \sim 10 \times 10^7 \text{ erg/cm}^3$ と大きく、キュリー温度が高く、しかも飽和磁化の強さが大きいから永久磁石材料として用いられる。 RCO_5 磁石の製造法には RCO_5 を微粒子に機械的に粉碎し圧縮成形後液相焼結する方法および Cu を加えて合金として非磁性相の地に RCO_5 の微粒子を析出させる法の 2 方法がある。

溶融点の低い合金を添加後液相焼結すると RCO_5 微粒子の充填率が増加し RCO_5 微粒子磁石の磁性が改善される。まず SmCo_5 (66.7%Co) を $6 \sim 10 \mu$ に微細化し、別に作った低融点の 40%Co-Sm 合金も同様な方法で粉碎し、両者を 62.6% Co になるように混合した。この微粒子をゴム管に入れ、60~100 KOe の磁界中で微粒子の c 軸を揃え、ついで 14 Kbar の静水圧で圧縮後 1100°C で 30 分間焼結した。この方法で B_r 8.06 KG, H_c 7.7 KOe, $(BH)_{\max}$ 15.7 MGOe の磁石がえられた。 Sm_2O_3 を形成する Sm の量を補正すると最高の磁性は SmCo_5 - Sm_2Co_7 の境界 (16.8 原子%Sm) の近くでえられる。現在 SmCo_5 磁石の磁性は B_r 10.0 KG, H_c 9.9 KOe, $(BH)_{\max}$ 24.6 MGOe に達する。

PrCo_5 は飽和磁束密度が SmCo_5 よりも高いから Sm を Pr で置換すれば磁性が改善できる可能性がある。40%Co-Sm 合金を 25% 混合後液相焼結した PrCo_5 で B_r 9.21 KG, H_c 7.14 KOe, $(BH)_{\max}$ 21.1 MGOe, また $\text{Pr}_{0.55}\text{Sm}_{0.45}\text{Co}_5$ 磁石で B_r 10.26 KG, H_c 10.13 KOe, $(BH)_{\max}$ 26.0 MGOe の磁性がえられた。

希土類コバルト磁石のもう一つの製造法は RCO_5 の Co の一部を Cu で置換した $\text{RCO}_{5-x}\text{Cu}_x$ 合金を一方向凝固後バルクのままで 400°C 付近で時効し、 RCO_5 を単磁区微粒子として析出させて磁石とする方法である。この方法はわが国および米国においてそれぞれ独立に発明された。その後 $\text{RCO}_{5-x}\text{Cu}_x$ の Cu の一部を Fe で置換した

表 5.2.15 量産されている異方性フェライト磁石の代表的な磁性

種 類	Ba フェライト磁石			Sr フェライト磁石		
製法 \ 磁性	残留磁束密度 B _r (KG)	保 磁 力 H _c (KOe)	最大磁気エネルギー ギ-積 (BH) _{max} (MG・Oe)	残留磁束密度 B _r (KG)	保 磁 力 H _c (KOe)	最大磁気エネルギー ギ-積 (BH) _{max} (MG・Oe)
乾式磁界成形	3.8~4.0	1.7~2.0	3.2~3.6	3.5~3.8	2.7~3.3	2.7~3.3
	3.0~3.5	2.2~2.6	2.1~2.5			
湿式磁界成形	4.1~4.3	1.8~2.2	3.6~4.0	3.8~4.0	3.0~3.5	3.3~3.6
	4.0~4.2	2.0~2.6	3.5~4.0			

結果、 $(BH)_{\max}$ は 9.0 MGOe 以上になり、たとえば Ce ($\text{Co}_{0.72}\text{Fe}_{0.14}\text{Cu}_{0.14}$)₅ 磁石で B_r 6.9 KG, H_c 4.6 KOe, $(BH)_{\max}$ 12 MGOe の磁性がえられている。

Co の一部を Fe で置換した R_2 (Co, Fe)₁₇ (R: Ce, Pr, Sm, Y) および $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ は RCO_5 と同様に c 軸が容易磁化方向で、飽和磁束密度が RCO_5 よりも大きいから、最近この方面の研究が盛んである。

SmCo_5 微粒子磁石の磁束の温度係数は $-0.04\%/^{\circ}\text{C}$ で、温度変化に対し安定である。希土類コバルト磁石は高価であるが、高保磁力高エネルギーを有するすぐれた磁石でマイクロ波進行波管、電子時計、宇宙航空計器などに利用されているが、その量はわずかである。

(d) 加工性磁石

アルニコ、フェライト、希土類コバルト磁石などはいずれも圧延などの加工ができない。加工性のある永久磁石材料としてバイカロイ、キュニフェ磁石などがあるが、最近新たに加工性磁石として Fe-Cr-Co 系磁石が研究開発された。1300 $^{\circ}\text{C}$ 付近で固溶体化処理後 640 $^{\circ}\text{C}$ で40分間磁界中で保持し、さらに 600 $\sim$ 560 $^{\circ}\text{C}$ で時効処理する。30% Cr-25% Co-3% Mo-Fe 合金で B_r 11.5 KG, H_c 780 Oe, $(BH)_{\max}$ 5.0 MGOe, また 28% Cr-23% Co-1% Si-Fe 合金で B_r 13.0 KG, H_c 580 Oe, $(BH)_{\max}$ 5.3 MGOe という磁性がえられる。

(e) プラスチック磁石

冷蔵庫のシール材として用いられている Ba フェライトを含む可撓性プラスチック磁石は $(BH)_{\max}$ 0.3 $\sim$ 0.6 MGOe, で磁性が低い。フェライト粉末の平均粒度を 1.0 $\sim$ 1.5 μ に調整し、プラスチックと混練後熱処理と磁界処理を組み合せると B_r 2.1 $\sim$ 2.7 KG, H_c 1850 $\sim$ 2200 Oe, $(BH)_{\max}$ 1.1 $\sim$ 1.6 MGOe の磁性がえられる。またフェライトの代りに RCO_5 を微粒子として混合した可撓性プラスチック磁石で B_r 7.4 KG, H_c 3.65 KOe, $(BH)_{\max}$ 8.5 MGOe というすぐれた磁性がえられている。

(3) その他の電磁気材料

(a) 半硬質磁性材料

半硬質磁性材料は永久磁石材料と軟質磁性材料のほぼ中間の約 10 $\sim$ 300 Oe. の保磁力を有し、部品または機器の磁界によってその磁化状態を変化し、ヒステリシス曲線を利用する磁性材料である。この材料は磁気ヒステリシスによりトルクを生ずるヒステリシスマータ、また電流パルスが印加されたときに磁化状態を変化し、保持電流を必要とせずに動作するリレーなどに利用される。

ラッチングリレー用半硬質磁性材料としては低保磁力焼入硬化鋼、15% Co-5% Cr 鋼など、フェリッド用半硬質磁性材料としては角形性のよい48% Co-3% V-Fe 合金 (Remendur), 30% Co-15% Cr-Fe 合金, 15% Ni-3% Al-1% Ti-Fe 合金など、またリムリードスイッチ用半硬質磁性材料としては角形性のよい12% Fe-3% Nb-Co 合金, 16% Co-21% Cu-1% V-Fe 合金, 15% Ni-3% Al-1% Ti-Fe 合金などが主として用いられる。

(b) 磁気記録材料

磁気テープはコンピュータ、オーディオ、ビデオ、データレコーダなどのテープとして多量に使用され、現在磁性材料の大きな分野を占めている。針状 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ は形状異方性により保磁力 H_c が増大するため磁気記録材

料として用いられているが、最近ビデオテープを中心に高密度化のために高保磁力磁気テープが要求されるようになった。これに対応して Co ドープした $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ と CrO_2 が開発された。Co を 1 $\sim$ 3% 添加しゲータイト (FeOOH) の粒度を適当にえらぶと保磁力は温度依存性が大きい、400 $\sim$ 1,000 Oeに向上する。また CrO_2 を等モルの水とともに 500 $\sim$ 3,000 気圧, 400 $\sim$ 525 $^{\circ}\text{C}$ の温度で分解すると保磁力 500 Oe 前後の針状結晶の CrO_2 がえられる。 CrO_2 はキュリー温度が低く、また硬いためにヘッドを摩耗させる欠点をもっているが、高保磁力で角形性のよい磁性材料である。

5.2.11 表面処理鋼板

(1) 概 況

昭和40年代の表面処理鋼板は、食生活の変化や需要先である建築・家電などの分野における省力化・高級化の要求、および30年代に開発された新技術の本格的な工業化などにより、一貫して増加基調を示した。昭和48年には、主要製品のみでも 800 万 t に近づき、40年に比較し約 4 倍に達した。ぶりき・亜鉛めっき鋼板・着色亜鉛鉄板・塩化ビニル被膜鋼板の生産推移は、表 5.2.16 に示すとおりである。日本で開発されたクロムめっき形のティンフリースチール (TFS) については、48年には 56 万 t の生産実績が推定され、主要表面処理鋼板の一つに成長した。

おもに缶詰用製缶材料に用いられるぶりき、ティンフリースチールは、食生活の変化や個人消費支出の堅調、および輸出増に支えられて増加した。電気めっきを主体とするぶりきでは、48年に 190 万 t が生産され、昭和45年以来米国に次いで世界第2位の生産が行なわれている。ティンフリースチールも、40年代に入り急速に実用化が進展した。一方、電気ぶりきの品質が向上し、生産性の悪い熱漬ぶりきの生産は激減した。

表 5.2.16 日本における表面処理鋼板の生産実績

(単位: t)

年別 (暦年)	ぶりき	亜鉛めつき 鋼板	着色亜鉛 鉄板	塩化ビニル 被覆鋼板
昭和40年	875,704	1,430,414	200,790	22,752
41	988,693	1,690,066	334,918	30,726
42	1,058,945	1,995,371	547,437	37,089
43	1,108,129	2,824,564	654,406	46,722
44	1,288,915	3,858,955	926,317	58,301
45	1,427,166	3,878,489	775,712	72,301
46	1,660,195	3,763,143	566,752	81,632
47	1,731,663	4,376,338	419,967	109,354
48	1,906,478	5,383,624	855,925	159,565
備 考		カラートタン、塩化ビニル被覆鋼板を含む。		

出所: 鉄鋼統計時報, 亜鉛鉄板統計表, 塩化ビニル被覆鋼板会資料

電気ぶりき生産設備は、40年代に川崎製鉄の Halogen 方式 2 ラインを加え、Ferrostan 方式 5 ラインとで合計 7 ラインが建設され 14 ラインになった。これら新設ラインは 450 m/min 以上の高速作業と、精密な Pin hole 検出器、形状矯正装置など各種の工夫が施されている。

缶価格を低下させるため鋼板板厚の薄手化は、連続焼鈍材の普及と DR 材 (Double Reduced) の発展を促した。特に DR 材は、40年代に各社とも専用圧延機を設置し生産量は大いに増加した。ティンフリースチールの増加に伴い、DR-TFS は炭酸飲料缶やビール缶などに広く使われている。

連続鋳造法の発展は、製缶材料の品質向上に大きく寄与し、加工性・均一性の要求される分野で、その使用量を増加している。

製缶材料の進歩を促している大きな原動力の一つは、製缶技術の進歩である。接着缶や溶接缶の技術開発がティンフリースチールの発展を導いたが、今日ではアルミニウムに対抗した、ぶりきの DI (Drawn & Ironed) 缶や、Easy Open 缶蓋などの開発が報告されている。これらは鉄鋼業の新たな進歩を促すであろう。一方、米国では、1960年頃から、ぶりき生産量は伸びを示さなくなっている。これは連続焼鈍、DR ぶりきなど薄手化が進み、さらにティンフリースチールや表面処理のない鋼板の利用など、製缶業界の努力が進んでいるためである。ぶりきは増加していないが、製缶材料としての鋼板の使用面積は、確実に増加している。

亜鉛めっき鋼板は、昭和40年代に24の溶融亜鉛めっきラインが新設された。しかも近年の設備は大形化し、昭和48年には538万tに達した。溶解めっきは、Sendzimir 法で代表される連続方式が主流で、めっき速度 150 m/min、生産量 50 t/hr にまで大形化され生産性の向上がはかられている。

めっき作業では、従来のロール絞り方式より高速めっき時の付着量調整能の良い流体ワイプ方式への改善、表面を平滑化する技術、塗装性耐蝕性を向上する化学処理法などが開発され、生産性・品質ともにすぐれたものになった。溶融亜鉛めっき合金化処理 (ガルバニールド鋼板) も、塗装性の特長を生かして広く使われるようになった。

着色亜鉛鉄板は昭和40年代前半に急速な増加傾向を示したが、昭和36年発売以来の使用実績が判明してみると、1回塗装の1回焼付方式 (1 coat 1 bake) では、多様化した用途には不十分であることがわかり、昭和47年には不況期とも重なって、生産量は40万t代にまで減少した。しかし、性能向上の要求に対し、2 coat 2 bake の製品が増加し、また、信頼される着色亜鉛鋼板をめざす「屋根用業界規格」が規定され、品質はいちじるしく向上し、生産量も48年には85万tにまで回復した。

着色亜鉛鉄板より厚板形で、特に耐食性・耐薬品性の良い塩化ビニル被膜鋼板は、高級表面処理鋼板として、一貫して増加し、昭和48年には約16万tで昭和40年代に7倍と高い増加傾向を示している。その他、意匠鋼板や断熱亜鉛鋼板などが内外装建材や屋根下地断熱材などとして、その特徴を生かして使用されるようになった。米国では1973年プレコート鋼板の生産は約170万tで前年

に比し29.4%増加し、今後のプレコートの増加傾向を示唆している。

昭和40年代には、塗装のプレコート化が建築部材、シャッター、外装建材に全面的に浸透し、建築の省力化の要請に答えてきた。今後は、家電を中心とした、より高度な要求や塗装による公害問題の解決、省力化に答えるプレコート製品の開発、製品化が期待されている。

(2) ぶりき

生活様式の変化に伴う缶詰の増加と合理化された鉄鋼業の国際競争力は、ぶりきの生産を世界第2位にまで発展させたが、一方ティンフリースチールなど安価な製缶用材料が開発されるとともに、ぶりきには高い生産性と高品質が要求されるようになった。

ぶりき生産の大半を占める電気めっきぶりきの生産は、Ferrostan 方式を中心に行なわれているが、川崎製鉄では Halogen 方式を2ライン建設した。最近の新鋭ラインでは、Tension leveler、自動疵検出装置、高速剪断機 (1,250 f.p.m.)、Process Computer、X線厚み計とめっき電流の連携、Roll slip の検出装置、Induction 溶錫装置など各種新技術が採用され、形状・耐食性の良い高品質ぶりきの製造が行なわれている。また、電気めっき作業の高速化のため、めっきライン内剪断をやめ、コイル製品化の傾向が強まっている。

品質面で、電気ぶりきの耐食性は熱漬ぶりき相当以上が求められ、高耐食性ぶりきが研究された。ぶりきの耐食性にはめっき錫と地鉄との間に形成される合金層が重要な役目をし、均一で緻密な合金層を形成する必要がある。表面清浄度の高いめっき原板の製造や、めっき後の溶錫工程で加熱 cycle の調整などが有効であることがわかり、熱漬ぶりきに遜色のない耐食性の良い電気めっきぶりきが製造されるようになった。電気めっきぶりき品質向上の結果、熱漬ぶりきは激減し昭和50年には生産中止が予定されている。

塗装缶の増加は、ぶりきに塗装性の向上を要求した。表面特性を改善するため、電解化学処理や表面油などが検討された。この結果、 $\text{Na}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ 水溶液中で陰極電解処理が一般的であるが、用途により CrO_3 水溶液浸漬処理や、 Na_2CO_3 水溶液中での電解処理なども検討されている。表面油は、従来の綿実油から化学的に安定で塗装性の良い D.O.S. (Dioctyl Sebacate) へと大半がかわった。塗油方法も、静電塗油装置の改善により均一塗布性が向上した。

食生活の変化は、缶詰内容物を果実や魚類などの天然品から、炭酸飲料など人工品へと変え全面塗装缶を急速に増加させた。全面塗装飲料缶では、穿孔腐食が新しい問題として提起され、鋼成分の研究を促進した。炭酸飲料缶用鋼板として鋼成分に S 添加の効果などが報告された。

金属錫の潤滑性を利用し、開発されたぶりき製の DI (Drawn & Ironed) 缶は、側壁厚さが約 100 μ で従来の 3 piece 缶より軽量化でき、生産性も良く今後の発展が期待されている。DI 缶のごとく高い冷間加工が施され、しかも最終板厚が薄い場合、ぶりき原板は良い加工性と介在物の微細化が求められる。一方、製鋼技術の進歩は、ぶりき用原板に連続鋳造材の使用を可能にした。連

続鍛造材は介在物が小さく、均一な特性を持つので、今後一層加工性や形状の良い均質なぶりきの製造が可能になるであろう。

(3) ティンフリースチール (TFS)

日本で開発されたクロムめっき型のティンフリースチールはすぐれた塗装性と耐食性を有し、ぶりきに代替できる製缶材料として認められ、生産技術は全世界に技術輸出されている。ティンフリースチールの生産量は、日本で56万t(昭和48年)米国で89.6万t(昭和47年)に達し、製缶用の主要材料の一つになった。日本における生産実績を図5・2・17に示す。

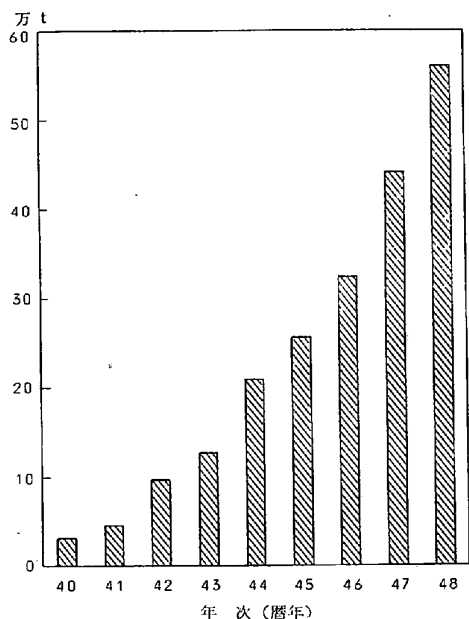


図 5・2・17 日本におけるティンフリースチールの生産実績 (推定)

ティンフリースチールの基礎的研究も進められ、下層が金属クロム、上層が水和酸化クロムである皮膜構造やその物性も漸次解明されてきた。水和酸化クロムの存在は、塗料密着性・耐錆性に極めて有効であり、接着方式の製缶を可能にしている。

生産方式は、開発された経過から1液方式 (One step process) と2液方式 (Two step process) が行なわれているが、表面に形成される皮膜は金属クロム層と水和酸化クロム層とより構成され、基本的には差がないといわれている。

安価な製缶材料として開発されたティンフリースチールは、表面処理のみでなく鋼板自体の原価引下げにも努力が払われ、粗材にDR材など高強度鋼板が用いられている。DR材は焼鈍後、再度30%前後の冷間圧延を施し強度を高めたもので普通材より薄く、DR-TFSとしてビール缶や炭酸飲料缶に大量に使われるようになった。

ティンフリースチール開発の当初は、液体洗剤や各種雑缶に使われるのみであったが、接着法や溶接法による製缶法を開発して以来、米国においてティンフリースチール

の使用が急激に増加した。日本においても独特の接着による製缶法を開発工業化して以来、ティンフリースチールの需要が大きく増加している。

将来製缶業界の原価切下げ努力は、化学処理を全く行っていないいわゆる QAR (Quality As Rolled) の利用などを考えているが、技術的に未完成であり、当分ビール・炭酸飲料を中心にクロムめっき型のティンフリースチールの需要は、伸びると予想されている。

(4) 亜鉛めっき鋼板

(a) 溶融亜鉛めっき鋼板

亜鉛めっき鋼板が、亜鉛表面の耐食性皮膜と鉄に対する犠牲防食作用によってすぐれた耐久性、耐食性をもつことは古くから知られており、従来の建材、容器類から、自動車、車両、家庭電器などへその用途領域が広がってきた。最近のこの用途拡大は、各分野における鋼板に対する耐食性の要求、加工メーカーにおける公害、省力化対策といった社会的背景にもよるが、連続溶融亜鉛めっき技術の進歩による製品品質の向上ならびに新製品開発に負うところが大きい。

めっき層 Zn の絞り取り方法として開発された気体絞り方式は、従来のロール絞り方式に比較して、はるかにめっき付着量の調整が容易で均一性にすぐれており、薄めっき (片面 30 g/m² 程度) をも可能とし、さらに放射性線めっき付着量計と連動させて付着量自動制御の可能をもたらした。一方、ロール絞り方式では、edge overcoat 改善策として edge へのガス焰吹付けや機械的絞り法が考案された。付着量の均一性向上はコイルの高速巻き取りを容易とし、次の無酸化予熱炉 (NOF) の導入と相まってラインの高速化に寄与した。

NOF は Sendzimir 法の酸化炉と異なる構造をもち、雰囲気調整された密閉型の炉内で急速加熱できる予熱炉で、ストリップ表面は弱い酸化を受ける程度で表面の汚れは除去できる。このために続く加熱帯 (還元炉) 以降の雰囲気中の H₂ 濃度を15%あるいはそれ以下に下げることができ、またストリップの急速加熱により炉長を長くすることなくラインスピードの向上が可能となった。NOF には横型 (EFCO) と縦型 (Selas) があり、最新のラインはほとんど NOF を採用している。

連続溶融亜鉛めっきラインでは、製品の加工性を阻害する Fe-Zn 合金層の成長を抑制するために、Zn 浴中に0.2%前後の Al が添加されている。Al によるこの合金層の抑制作用は、鋼板表面に形成されたきわめて薄い Fe₂Al₅ の層あるいは Fe-Al-Zn 三元合金層により Zn の拡散が抑えられることによる。さらに最近 Zn 浴中のドロスの挙動についての研究では、浴中の Al 量によって生成するボトムドロス (FeZn₇:δ) およびトップドロス (Fe₂Al₅) の割合が変化することが報告された。このことは、Al 添加量のコントロールによりドロスの発生を抑えられることを示唆している。また、設備的にはセラミックポットの採用でドロス発生は抑えられてきた。ドロスの低減によるめっき外観の改善は、着色亜鉛鉄板用原板としての品質を一段と向上させるとともに、製品歩留りの向上、資源節約の面で大きい価値をもっている。

亜鉛めっき鋼板の用途の拡大とともに、ロール成形加工、深絞り加工など広い加工性や強度が要求され、め

き原板，ライン内外における熱処理条件が検討され，めっき密着性の向上と相まって，広範囲の加工性，強度をもつ製品が作られるようになった。

ミニマムスパングル化は特に新しい技術ではないが，水その他の吹付材料や装置に考案がなされ，均一で美しい外観の製品が量産されるようになった。ガルバニール鋼板は，亜鉛めっき後加熱処理により表面まで Fe-Zn 合金としたもので，亜鉛めっき鋼板の欠点である溶接性，塗料密着性が改善されたが，めっき層の加工性は溶融亜鉛めっき鋼板に劣る。開発されたのは古い，国内で量産されるようになったのは，均一な薄めっき技術の確立と相まって比較的最近である。

溶融亜鉛めっき鋼板の用途は今後とも拡大が予想されるが，そのために密着性のすぐれた厚手厚めっき材や広い鋼種にわたるめっき材の開発，耐食性合金めっきの開発，めっきラインの計算機制御技術の開発などが進められることが予想される。

(b) 電気亜鉛めっき鋼板

わが国に連続電気亜鉛めっき技術が確立され量産され始めたのは約10年前であるが，亜鉛めっきの耐食性と冷延鋼板並みの加工性をもつ特長から，用途ならびに需要は拡大の一途を辿っている。溶融めっきと電気めっきの違いは，前者が気体絞り法によって薄めっきが可能になったとはいえ，Zn による耐食性を重視するのに対し，後者は大体において冷延鋼板に防錆性を加味した材料と考えることができよう。

連続電気亜鉛めっきラインにおいても，ライン高速化ならびに自動化が技術進歩の本流である。ライン高速化のためには，高電流密度の得られるめっき浴の開発が行なわれ新高速ラインが建設された。また最近，不溶性陽極を用い Zn をイオンとして供給する新方式が開発された。この方式では陽極交換が不要で操業の自動管理が可能となるなど多くの特長をもっており，品質の安定と省力化の効果が期待される。

めっき層の Zn 結晶をち密化し，外観，耐食性の改善をはかるために，各種有機系浴添加剤が研究され，電気亜鉛めっき鋼板の品質は向上してきている。さらにめっき層の耐食性や塗料密着性を改善するために，Sn，Cr または Ni を前めっきする方法，Mo，W，Co などの酸化物や Cr^{3+} 水和酸化物との複合めっき法が開発された。

電気亜鉛めっき技術は，将来さらに高速化，自動化の推進とともに，めっき層自身あるいは化成処理との組み合わせによって，薄くて耐食性，加工性，塗装性のすぐれた製品の開発が進められよう。

亜鉛めっき鋼板のリン酸塩処理技術は，耐食性，塗料密着性のほか抵抗溶接性，加工性の改善研究がなされ，Zn 表面にリン酸塩の結晶核を多発させるために懸濁液を吹付けるなどの前処理方法により，ち密な微細結晶をもつリン酸亜鉛処理技術が開発された。クロメート処理に関しても，耐食性，塗料密着性の改善ならびに公害対策のために， Cr^{6+} の低濃度化，反応促進剤としての Cr^{3+} などのイオンの添加，水溶性高分子化合物の添加が研究され効果をあげた。将来の化成処理は，ラインの高速化に対応しての処理時間の短縮，自動化とともに， Cr^{6+} に代る新しい処理材料の開発が期待されている。

(5) アルミめっき鋼板

1939年，米国において生産が開始された溶融アルミめっき鋼板は，耐熱性や耐食性にすぐれていることから，他の表面処理鋼板にはみられない独自の用途が開発され，今日わが国でも年間7～8万tの生産がおこなわれるようになった。溶融アルミめっきは，前処理によってフラックス法とガス還元法にわかれるが，前者は主として鉄鋼の加工製品に利用され，鋼板では通常ガス還元法による連続式のコイルめっきがおこなわれる。溶融アルミめっきは浴温が700℃前後あり，溶融亜鉛めっきに比べ，はるかに浴温が高いため，槽や，浴に浸かるめっき装置の損傷がはげしく，連続的に長時間めっきすることが困難とされてきたが，近年耐熱鋳物や耐熱鋳鋼の進歩によって，問題は解決されつつある。まためっき速度も速くなり，100 m/min 以上のラインスピードが得られるようになった。めっきの工程それ自体は，連続式亜鉛めっきと大差なく，ガス還元により清浄にされた鋼板は，そのまま空気に触れることなく，溶融アルミ浴中に導かれ，めっきされるが，アルミ浴は温度が高く，浴面が酸化しやすいので，酸化物のまき込みによるアルミめっき鋼板の表面外観への悪影響を防ぐため，鋼板を浴中へ導く部分の露点調節が厳密に要求される。したがって雰囲気ガスをあらかじめドライヤーなどによって十分乾燥し，導入部の露点を -60℃ くらいまで下げる方法がとられている。また，ナトリウムなどの金属ガスを吹込み，浴面の酸化を防ぐ方法もある。アルミ浴中でシンクロールにより方向をかえた鋼板は，付着したアルミ量を調節するためロール絞りまたは気体絞りがおこなわれるが，最近この気体絞りをアルミめっきへ適用するようになってから，付着量を広範囲に調節でき，しかも片面30 g/m² という薄目付のものまで生産されるようになった。後処理はクロム酸処理が一般的である。

溶融アルミめっき鋼板は，アルミニウムと鉄素地との合金生成を抑制するため，めっき浴中に珪素を5～10%添加してめっきしたⅠ型（耐熱・加工用）と，純アルミ浴でめっきしたⅡ型（耐食用）に区分されるが，一般にはⅠ型が多く用いられる。Ⅰ型は片面75 g/m²，Ⅱ型は片面150 g/m² のアルミ付着量が標準である。溶融アルミめっき鋼板は，従来から種々の耐熱用途に広く用いられてきたが，今後自動車排ガス規制実施に伴い，排気系統部品への利用が著しく高まるだろう。また，この鋼板は亜鉛めっきのような鉄素地に対する犠牲防食作用はないが，被覆面の耐食性がすぐれ，特に亜硫酸ガスを含む環境に強いので，特色を生かした耐食用途に伸びる可能性もある。気体絞り法を用い，薄目付のアルミめっき鋼板が製造できるようになってから，この鋼板に対する溶接施工が非常に容易になった。

(6) 着色亜鉛鉄板およびプラスチック被覆鋼板

塗装鋼板の生産は昭和28年頃に始まり，当初は切板にスプレー塗装され焼付けられたものであるが，昭和39年に1コートではあるが本格的なコイル塗装ラインが稼働し，以降10年間に飛躍的進歩を遂げた。これには塗料および塗装技術の改善はもちろんのことながら，原板品質の向上，成形加工技術の進歩，用途開発の努力などにも負うところが大きい。

着色亜鉛鉄板の品質は、一般的に加工性、耐久性が要求されるので、塗料としてはこれらの特性はもちろん、ライン塗装のために焼付硬化時間の短いことが必要である。当初はアミノアルキッド系塗料が使用されたが、熱硬化型アクリル樹脂およびオイルフリーポリエステル樹脂系がよりすぐれた加工性（素材への密着性、塗膜可撓性）、耐食性、耐候性によってとって代った。42年頃から2コート方式が登場したが、1コート（約15 μ ）の場合、1種類の塗料系では具備することの困難な密着性、耐食性、耐候性を、2コート方式では下塗り（約5 μ ）に密着性および耐食性を、上塗り（15～20 μ ）に耐候性を分担させることにより、製品の品質は飛躍的に向上した。下塗り塗料には通常エポキシ樹脂などにクロメート系顔料のような防食顔料を配合したものが用いられている。最近では上塗り塗料として、シリコン変性したアクリルまたはポリエステル樹脂塗料やフッ化ビニリデン樹脂塗料が開発され、製品の耐久性は大幅に改善された。特に後者は現在の塗料中最高のレベルにあるものである。これらのほか、絞り加工など厳しい加工用としてビニルオルガノゾル塗料が、プラスチック被覆鋼板（塩化ビニル被覆鋼板）用としてビニルプラスチックが実用化された。新型塗料の開発と併行して各タイプの塗料の改善がはかられ、性能の向上とともに硬化時間の短縮も可能となった。

着色亜鉛鉄板の製造は前処理、塗装、焼付の工程からなるが、亜鉛めっき鋼板では、製品の加工性、耐食性は前処理技術の進歩によって大幅に改善された。リン酸亜鉛処理は、微細な結晶をち密に形成させ付着量を減少させることにより、加工性は大幅に改善された。また、非晶質の複合酸化物系およびクロメート系前処理方法が開発されたが、特に2コート方式用の前処理法としてすぐれた製品品質（特に加工性）が得られた。化成処理に先立って原板表面を活性化するための機械的研磨もひろく採用されている。また、薬液の自動管理が入れられ品質の安定化に役立った。さらに化成処理時間の短縮、公害防止対策の観点から、ロール処理方式など研究が進められている。

塗装ラインの連続化によりリバースロールコーティングが可能になり、ロール目のない美しい外観が得られるようになった。塩化ビニル被覆鋼板製造ではプラスチックのチクソトロピーが著しいので、3本ロールを用いたフルリバース方式で各ロール間の塗料に大きいせん断力を作用させ、塗膜の平滑性の改善がはかられた。また、塩化ビニル被覆鋼板の焼付後の塗膜のエンボス加工は、成形加工時の耐傷付き性の改善とともに塗装外観の向上を果たした。一方では、コイル塗装ラインへの電着塗装技術の適用が試みられ、下塗り塗装を電着で行なう方法が開発された。

塗装ラインの炉は高温焼付型塗料の開発以来熱風炉が注目され、伝熱効率の高いハイベロシティガスオーブンが開発、導入された。さらに輻射帯と熱風帯をもつ複合型の炉が開発され、コイル塗装ラインに採用された。この炉は前段に遠赤外線輻射帯を備え、有機化合物に特有の遠赤外線吸収性を利用して溶剤の蒸発を促進するもので、熱風だけの炉に比較してラインスピードが向上し

た。塩化ビニル被覆鋼板製造にはプラスチック塗装方式とフィルムラミネーション方式があり、前者は着色亜鉛鉄板製造と基本的には同じであるが、厚膜（200 μ 程度）のために前述のように塗料および塗装について種々改善がなされた。後者は着色、エンボス加工された塩化ビニルフィルムをストリップに接着する方式で、多様な模様、色彩をもたせる特長がある。塩化ビニル被覆鋼板は鋼板のイメージを変える美しい外観とすぐれた耐久性をもつ製品として評価されている。

コイル塗装ラインの公害対策は、排出ガス中の有機溶剤分その他をアフターバーナーで焼却すれば除去できることがわかった。一方塗料面では水性塗料の開発はほぼ実用段階にいたっており、粉体塗料の応用も検討が進められている。

着色亜鉛鉄板の進歩とともに、利用技術の進歩も目覚ましい。ロール成形法、絞り加工法の適正条件が設定され、建材から家電その他へと用途を拡げるとともにまた塗装鋼板の性能改善がはかられた。着色亜鉛鉄板のネックである切断面を保護する加工方法が考案され、塩化ビニル被覆鋼板については被膜をいためない各種の接合法が考案され、製品本来の特性が生かされるようになった。また、裏面に断熱用の発泡プラスチックを貼着した製品が開発され、ユーザーにおける省力の効果をあげている。

ユーザーにおける省力合理化、公害対策から、プレコート化の傾向は今後とも強まると考えられるが、塗装ラインとして高速化、自動化によるコストダウンならびに無公害の期待される電子線塗装技術が将来の技術の中心となろう。電子線照射による塗膜硬化技術は国内でも研究が進められており、最近プリント鋼板製造技術として確立されつつある。しかし、一般着色亜鉛鉄板製造技術としては、なお塗料ならびに電子線照射機の改善をまづ必要がある。

また、加工性、耐食性のうえにさらに抵抗溶接可能なジंकロメタル（自動車用耐食（ジンクリッチ）プレコート鋼板）のようなものもこれからの製品と考えられる。

5・2・12 原子炉用鋼

（1）原子力開発利用の動向

わが国のエネルギー需要は、生活水準の向上と経済社会活動の発展に伴って急速な伸びを示し、このような傾向は昭和48年の石油危機を契機としてテンポはおそくなるものの、増加を続けると予想され、それを充足できるエネルギーの安定供給が不可欠となつている。従来わが国のエネルギー供給の主役を担ってきた化石燃料は、石油の供給削減とその価格高騰の問題や大気汚染などの公害問題をかかえており、将来ともこれに依存することには大きな不安を生じてきている。今後におけるエネルギー需要の増大に対応していくためには、燃料の輸送や備蓄が容易であり、かつ適切な管理のもとにクリーンエネルギーを供給できる原子力発電をより一層増強していくことが必要である。

わが国の原子力発電は、最初のガス炉を除き、他はすべて軽水炉であり、昭和48年末現在、5基、1,823 MW

が運転中, 17基, 13,653 MW が建設中であるが, 昭和60年度には約 60,000MWと急増し, 全発電能力の約 1/4 を原子力発電が占め, 総エネルギー供給に占める割合は 10%程度になると予想されている。なお, 昭和60年度における上記のわが国の原子力発電規模は, アメリカの 280,000MWに次ぐものであり, 3位は西ドイツの 38,000 MWである。

わが国としては, このような期待に対応して, 安全性の確保と環境の保全に立脚した原子力発電の開発を計画的に推進すると共に, 高温ガス炉の導入や新型転換炉 (ATR), 高速増殖炉 (FBR) などの新型動力炉の研究開発を積極的に進めていかなければならない。わが国では, 現在, 国のプロジェクトとして ATR および FBR をそれぞれ昭和50年代および昭和60年代に実用化することを目指し, 動力炉・核燃料開発事業団 (以下, 動燃と呼称) を中心に開発を進めている。

クリーンな非固濁型エネルギーという点で期待されている核融合については, わが国では日本原子力研究所 (以下, 原研と呼称) を中心に研究が進められ, 昭和60年代に核融合動力実験炉を建設することを目的にしている。

一方, クローズドシステム化としての原子力製鉄やプロセススチームへの核熱多目的利用や, 船舶の原子力推進もコンテナ船の大型化, 高速化に対応して実現化が近づいてきている。前者については, 工業技術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法」として, 昭和48年度より6ヶ年計画で研究開発が進められ, 後者については, 原子力第一船「むつ」が昭和47年9月に核燃料の初装荷を終え, 出力上昇試験および実験航海を準備中である。

現在, わが国原子力発電の主流を占めている軽水炉の核燃料サイクルについては, 特にウラン濃縮と燃料再処理が設備容量不足の点で大きな課題となっており, 前者については, 遠心分離法を中心に研究開発が進められ, 後者については, 昭和49年にピュレックス法による再処理装置が完成し, さらにその増設が計画されている。

(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, 加圧水型 (PWR) と沸騰水型 (BWR) に二大別される。昭和47年末の調査では, 建設および計画中の世界の原子炉の87%を軽水炉が占めており, 環境保全と経済性の点で火力発電と十分競合できるようになった昨今の事情を考慮すると, 当分の間軽水炉の優位は動かし難いものと思われる。

(a) 原子炉圧力容器用鋼材

以上のような軽水炉の発展に際しては, ASME Code Section III という原子力機器配管の設計製作基準の制定が大きく寄与している。すなわち, ASME Code Sec. III は1963年, 詳細な応力解析と高度の品質管理基準とを条件として, 従来よりも高い許容応力を認めた原子力容器の設計コードとして発行され, 軽水炉の大容量化に対処してきた。このうち, 原子力用鋼材の破壊靱性に関する規定は, 当初から脆性破壊防止という観点で定められていたけれども, その後, 破壊力学などによる新しい知見を加え, その内容は大幅に変遷している。

すなわち, 1972年6月発行の ASME Summer Addenda

では, 従来, 材料の使用温度条件に対し降伏点レベルに基いて規定した靱性 (吸収エネルギー) を合否判定基準としていたのに対し, 材料の靱性 (遷移温度) を把握した上で使用温度条件を制限する方式で, 材料の合否を判定する立場をとっており, さらに初めて破壊力学による無延性破壊防止のための解析手法を導入している。

原子力用鋼材に対する特別要求事項としては, 後述の照射脆化を含めた靱性に対する規定が最も重要であり, 圧力容器の大型化に対する製造技術上の問題と共に, 数々の研究開発がわが国でも行なわれてきた。

現在, 軽水炉の原子炉圧力容器用鋼材として世界的に実用されているのは, 鋼板では ASTM A 533 Gr. B Cl. 1 鋼 (Mn-Mo-Ni 鋼), 鍛鋼品では A 508 Cl. 2 鋼 (Ni-Mo-Cr 鋼) である。なお, 後者については, 最近問題となつた under clad cracking 対策の一つとして A 508 Cl. 3 鋼 (Mn-Mo-Ni 鋼) を用いる場合もある。したがって以下に示す研究も A 533 Gr. B Cl. 1 鋼を中心に行なわれている。

原子炉圧力容器用鋼材の製造技術面においては, 化学成分の調整, 真空脱ガス法による非金属介在物・水素・酸素の除去, 大型鋼材の造塊法, 鍛造または圧延法, 脱水素処理法, 各工程および最終製品の非破壊検査法など, また, 鋼材の加工技術面においては, 成形加工した極厚鋼板の水焼入れ技術, 極厚鋼材やステンレス鋼オーバーレイなどの各種溶接方法, 溶接部の非破壊検査法など, さらに鋼材の品質面では, 化学成分と強度・靱性・溶接性との関係, 水焼入れ・焼もどし・溶接後熱処理を含めた熱処理と強度・靱性との関係, 極厚鋼材の均質性, 極厚鋼材・溶接部の破壊靱性, 機械的性質認定のためのプログラム試験法などの研究開発が国内各分野で活発に行なわれてきた。図 5・2・18 に A 533 Gr. B 鋼の焼入冷却速度と機械的性質との関係¹⁾を示す。

わが国の軽水炉においては, 当初よりほぼ全面的に国産鋼材が使用されてきている。すなわち, 原子炉圧力容器の場合, BWR では原電敦賀 340 MW (昭和45年運転開始) より, PWR では関電美浜 2 号 470 MW (昭和47年運転開始) より, それぞれ国産の A 533 Gr. B Cl. 1 鋼および A 508 Cl. 2 鋼が実用されており, 現在までに国内向けに製造された鋼板の最大厚さは 240mm, 鍛鋼品の最大単重は約 80 t におよんでいる。

なお, PWR では原子炉圧力容器のほかに, 蒸気発生器, 加圧器などの圧力容器があり, A 533 Gr. B 鋼, A 508 Cl. 2 鋼などが用いられるが, 蒸気発生器の一部には A 216 WCB (炭素鋼) 大型鋳鋼品も用いられる。

鋼板, 鍛鋼品, 鋳鋼品を含めた原子力圧力容器用鋼材の製造技術は世界でもトップレベルにあり, このことは既に昭和45年頃からこの種の鋼材を輸出していることから明らかである。

最近における原子炉圧力容器用鋼材の研究動向として注目すべきものにアメリカの HSST (極厚鋼材技術) プログラムがある。このプログラムは, AEC が大型化する軽水炉圧力容器の健全性を実証するため1967年から龐大な研究費を投入して推進中であり, 軽水炉圧力容器の欠陥, 材料の均質性, 定常運転および事故時の挙動などを総合的に究明評価することに目的をおいている。供試

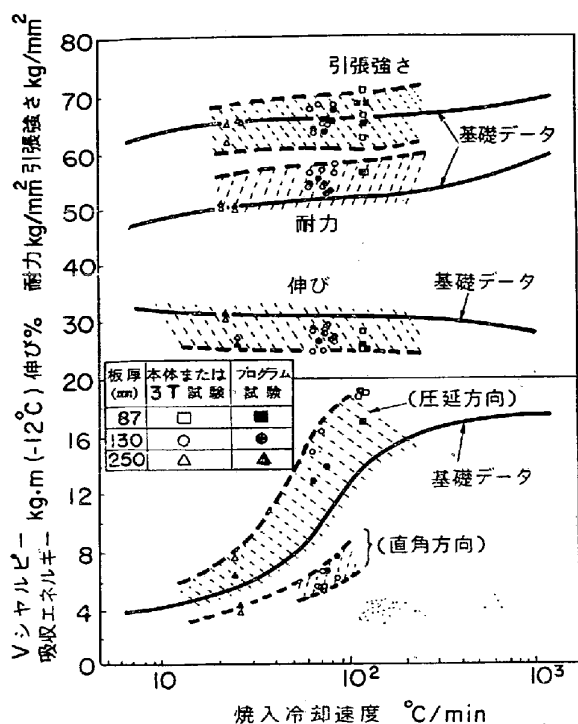


図 5-2-18 A 533 Gr. B 鋼の焼入冷却速度と機械的性質との関係¹⁾

材は最大厚さ 300mm までの A 533 Gr. B 鋼を中心に、A 542 鋼 (Cr-Mo 鋼)、A 543 鋼 (Ni-Cr-Mo 鋼)、それらの溶接部、鍛造品、鋳造品におよび、材料の破壊靱性、疲れ特性、照射効果、圧力容器の内圧疲れ、応力解析、非破壊検査などが組織的に調べられつつある。このプログラムは当初のスケジュールが延びて、1974年頃完成する予定であり、わが国でも日本溶接協会が HSST 研究報告の調査検討が行なわれているが、その成果は、原子炉圧力容器用鋼材の今後の動向を左右するものと考えられる。

ASME では、原子炉圧力容器用鋼材として、現用の A 533 Gr. B Cl. 1 鋼以外に、A 533 Cl. 2 および Cl. 3 鋼 (Mn-Mo-Ni 鋼, 1969年)、A 542 Cl. 1 (Case 1414) および A 543 Cl. 2 (Case 1358) 鋼の適用を認定しており、アメリカや日本ではこれらの新しい高強度鋼についての適用性の研究がなされてきた。しかし前記の HSST プログラムにおいて厚さ 300mm までは A 533 Gr. B Cl. 1 鋼の実用可能の見通しを得たこと、1973年のアメリカ AEC の原子炉大型化の規制 (最大 3,800MW t) などの点から、当分の間は原子炉圧力容器への A 542 鋼や A 543 鋼の適用はないものと予測される。

(b) 原子炉圧力容器用鋼材の照射脆化

原子炉圧力容器用鋼材の中性子による照射脆化は、原子炉の安全性に関する重要な問題であり、1950年代から工学的研究が行なわれている。

照射脆化におよぼす冶金因子の影響については、CARPENTER らが A 533 Gr. B 鋼について照射感受性を指摘するなど、化学成分、熱処理、結晶粒、製鋼法、不純物元素などの因子の影響を採り上げた研究が、A 533 Gr. B

鋼を主対象として活発に行なわれてきた。このうち、不純物元素の影響に関しては、特に鋼中の Cu および P などが照射脆化感受性に大きな悪影響をおよぼすことが、アメリカ NRL の研究者によつて指摘され、この成果は最近になつて ASTM A 533-72 a の補足要求、E 185-73 サーベイランス試験法の付録などの規制に反映されるにいたつた。図 5-2-19 に A 533 Gr. B 鋼の照射脆化感受性におよぼす Cu および P の影響²⁾を示す。

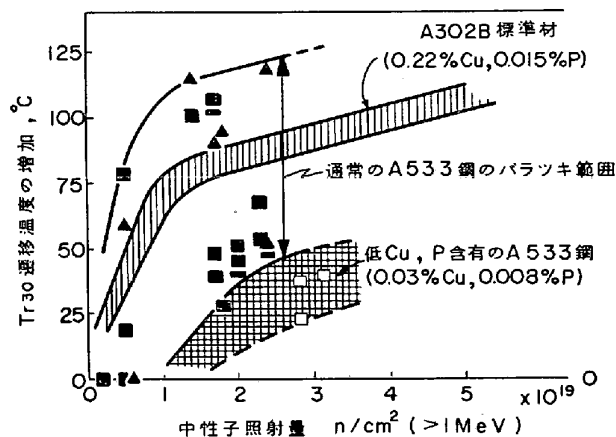


図 5-2-19 A 533 Gr. B 鋼の照射脆化感受性におよぼす Cu および P の影響²⁾

一方、照射脆化については、従来シャルピー試験による「遷移温度」を尺度として議論されてきたが、近年における破壊力学の進展に伴い、それに基づく「破壊靱性」によるアプローチが脚光を浴び、この分野の研究開発が急速に推進されるようになった。最近では、極厚鋼材に対する照射後の破壊靱性に関する研究が、主として前述の HSST プログラムの一環で活発に行なわれている。鋼材に対する照射後の破壊靱性が得られれば、構造部材の欠陥の寸法形状・位置との関係で実際の原子炉の運転条件 (温度・応力) に直接反映させることができるので、この方面の研究は今後も精力的に展開されるものと思われる。

なお、照射脆化を回復するための焼なましの効果が認められ、アメリカ AEC では1973年、照射脆化の程度が著しい場合は、あらかじめ焼なましができるように設計すべきことを規制するにいたつた。

国内においては、材料試験用原子炉がなかつたため、照射脆化に関する工学的研究は立ち遅れていたが、昭和43~46年にベルギーの研究炉 BR-2 を共同で利用する「鉄鋼の照射試験研究合同委員会」において A 533 Gr. B 鋼などの国産実用鋼材および溶接部の照射試験が行なわれ、アメリカの従来のデータと比べて国産材は一般に耐照射性がすぐれていること。照射脆化に対しては、製鋼法、不純物などの影響がある点を示唆したことなどの成果を得ている。

その後、わが国では昭和44年に総出力50MWの材料試験炉 JMTR が完成し、昭和46年6月までの試用期間には、燃料、鋼材、ジルカロイドなどの試験照射が行なわれ、鋼材については A 533 Gr. B 鋼、A 543 鋼、A 542 鋼

などを対象として、結晶粒度・焼入冷却速度・溶接後熱処理と照射感受性との関係などが調べられた。JMTRは昭和46年10月からフルパワーの実用照射を開始し、燃料および材料の照射研究が本格的に行なわれている。

上記のように原子炉圧力容器用鋼材の照射脆化は、圧力容器の脆性破壊と関連して、原子炉の運転条件や寿命判定など、原子力プラントの安全性に大きな影響をおよぼすのできわめて重要である。このためあらかじめ圧力容器に使用した同一鋼材から採取した、衝撃・引張試験片などを入れたキャプセルを原子炉容器炉心域に装入しておき、全寿命を通じ、数回にわたりキャプセルを取り出して照射後試験を実施し、照射脆化の程度を監視する、いわゆるサーベイランス試験が世界的に広く行なわれている。わが国では、通産省の省令および告示によつて義務づけられ、昭和45年電気技術規程としてその方法も制定されている。

(c) その他の一次系材料

前記の原子炉圧力容器をはじめ、炉心構造物、一次系の機器配管類は、高温高压水という環境条件における耐食性の点から、ほとんどオーステナイト系ステンレス鋼か、それをクラッドしたフェライト系鋼でできている。しかし世界的に見て原子力発電所が稼働して以来、発生した事故のほとんどは腐食が原因とされている。たとえば、わが国のJPDRでは、昭和41年、原子炉圧力容器の308ステンレス鋼オーバレイクラッド部に多数のクラックを生じたが、これは δ フェライト量やCr/Ni比が適正でなく、溶接マイクロ割れの素因が潜在していたため応力腐食割れを起こしたと考えられている。

以上のように、軽水炉では不純物を極力少なくした水質管理を行なっているため、その腐食環境はきびしくはないけれども、常時高温高压水中で使用されることや、緊急冷却時にほう酸水にさらされることなどから、鋭敏化されたステンレス鋼が微量の不純物の存在下で粒界腐食割れを起こすことがある。したがって溶存酸素や塩素イオン量を高めた高温ほう酸水下における加速試験などによる応力腐食割れ感受性の研究、鋭敏化や δ フェライト量の影響などの研究がわが国においても盛んに行なわれている。

その他、PWRの一次冷却系ポンプやバルブにはステンレス鋼鑄造品が用いられ、また、最近では一次主冷却系配管として従来の継目無鋼管に代わつて、大径厚肉の遠心鑄造製316ステンレス鋼管が使用されるが、これらについても δ フェライト量の調節を含めた健全性、均質性、溶接性の研究などが国内で行なわれている。

また、PWRの蒸気発生器の伝熱管材としては、世界的にInconel 600が広く用いられている。本合金管については、その使用条件から高度の品質が要求されているが、原材料の溶解、造塊法や、熱処理条件と成品精度に関する研究などが実施され、昭和47年より全面的に国産品が実用されている。

(d) 格納容器用鋼板

原子炉格納容器は、常時は自重による応力以外ほとんど負荷を受けず、設計圧力も通常数 kg/cm^2 程度であるが、外壁は大気にさらされるため、事故時の不安定破壊防止がきわめて重要である。特に事故時に塑性荷重を受

ける場合もあることを考慮し、わが国では、昭和47～48年に日本溶接協会において格納容器用鋼板 A516 Gr. 70 (炭素鋼) を対象として各種の脆性破壊試験が行なわれ、脆性破壊の発生特性、伝播停止特性などが調べられた。

格納容器はたとえば直径38m、高さ80m、厚さ38mmといった大型容器となるため、原子力発電プラントでは最も大量の鋼材を使用し、溶接線も長くなる。このような点から、わが国では、鋼板製造面においては、A516 Gr. 70 鋼の靱性・溶接性向上のための成分調整、結晶粒の微細化と整粒化、脱ガス処理などの研究、鋼板加工面においては、溶接金属の靱性向上、溶接割れ防止などの研究がそれぞれ行なわれ、PWR、BWRとも格納容器は第1号機から国産鋼板で製作されてきている。

なお、原子炉格納容器の大型化対策の一つとして、ASMEでは1973年、板厚125mmまでのA543鋼を溶接後熱処理なしで格納容器用に供し得るとのCode Case 1408-2を制定した。これに準じ、昭和49年、わが国でも発電用熱機協会において板厚40、50mmの国産A543 Gr. B Cl. 1鋼板および溶接部の確性試験と総合評価が行なわれている。

(e) 原子力用材料の標準化

前述のように、わが国の原子力発電プラントに使用される鋼材(合金を含む)はほとんど国産化されており、その需要量は益々増大する趨勢にあるのかかわらず、従来、わが国の原子力用材料の標準化は著しく立遅れていた。このような状況にかんがみ、昭和42年から関係学協会でそのJIS化に着手し、今日までに「圧力容器用調質型 Mn-Mo-Ni 鋼板 SQV」など9件の原子力関連材料のJIS制定を見るにいたっている。しかし、材料のみでなく、試験・検査に関する標準化も図つて体系化すること、規格の制定・改廃を迅速に行ない得るような体制をとることなどが指摘されている。

(3) 高速増殖炉用材料

天然ウランの99%以上を占める U^{238} を有効に利用する高速増殖炉(FBR)は、エネルギー問題解決の有力な手段として待望され、1980年代の実用化を目指して、ソ連、フランス、イギリス、アメリカなどで開発が進められている。わが国でも動燃を中心にFBRの開発が進められ、実験炉「常陽」は昭和44年末の臨界を目標に建設の仕上げを急いでいる。また、実用動力炉につながる原型炉「文珠」も昭和51年の着工を目標に設計の最終段階にある。

FBRでは、軽水炉に比べ、高温で運転(冷却材の炉心出口温度はPWRの 340°C に対し「文珠」では 540°C)されるため、冷却材には核特性ならびに高温の伝熱特性のすぐれた液体Naを使用するのが世界の趨勢である。また、炉内圧力は最大 10kg/cm^2 程度であるが、設計寿命の20～30年間には速中性子の照射量は $10^{20}\sim 10^{23}\text{n/cm}^2$ に達するものと予想されている。従つて液体金属冷却高速増殖炉(LMFBR)の材料選定にあつては、高温強度や耐食性のほかに、液体Naと材料の共存性、速中性子による照射損傷に十分留意する必要がある、この分野の研究が活発である。現在、世界で運転中もしくは建設中のLMFBR構造用材料には、上述の観点から、蒸気発生器の一部を除き、オーステナイト系ステンレス鋼が使用

されている。

(a) 鋼材とNaの共存性

鋼材とNaの共存性には解明すべき問題が多く残されており、わが国でも動燃を中心に、炉の建設に先立ち、Naループによる材料試験や調査研究が進められてきた。動燃では、低・中純度材料試験ループを初め、各種の材料試験用Naループが昭和45年から運転中もしくは建設中であり、実用動力炉の製作を目指す民間会社においてもNaループを設置し、それぞれ特徴のある研究が進められている。

液体Naと鋼材の相互作用には、物理化学的作用に起因する腐食・質量移行や、自己融着、流体の機械的作用に基づく磨耗・フレッティング・キャビテーション・エロージョンなどが挙げられるが、LMFBRの機器や配管で最も重要なものは腐食・質量移行とこれに伴う鋼材の機械的強度の劣化である。炉心構造用や一次冷却系のホットレグのステンレス鋼では、Na中での鋼材の腐食・質量移行により脱炭やNi・Crなどの主要金属元素の溶出が起これ、鋼材の引張強さやクリープ破断特性などが低下する。また、中間熱交換器や蒸気発生器の伝熱部では、上述の強度低下に加え、腐食による薄肉化が問題となる。しかしながら、Na中での鋼材の腐食・質量移行には温度、流速、Na中の不純物（特に酸素）濃度、流路の形状、温度や流速の変化部からの距離（Down Stream効果）、熱流束など各種因子が複雑に関係しており、種々の研究が行なわれているものの、配管や伝熱管の腐食代や許容応力を十分正確に設定できるまでにはいたっていない。

蒸気発生器では、Naと水の熱交換が行なわれるので、Naとの共存性だけでなく、水腐食や水がリークした場合のNa-水反応による鋼材の損耗も問題である。これを防ぐため、応力腐食割れ感受性の低い321または316ステンレス鋼、あるいはフェライト系のCr-Mo鋼、Na-水反応時の損耗に強いIncoloy 800などを用いる傾向にある。

(b) 照射損傷

前述のように、FBRの炉心構造物では0.1 MeV以上の速中性子の照射量が軽水炉に比べ、2桁ほど大きくなると予想され、速中性子の照射に伴う合金成分の核変換によつて生成される H_2 、Heにもとづく損傷は軽水炉の場合より一層重大であり、この面の研究が多い。

オーステナイト系ステンレス鋼では、速中性子の照射によりかたざが増加し、延性・クリープ破断強さ・疲れ強さ・衝撃吸収エネルギーなどが低下する。たとえば304ステンレス鋼のクリープ破断寿命は $10^{22}n/cm^2$ 以上の照射量で急激に低下し、その疲れ強さは照射後試験温度の上昇と共に照射効果が顕著になると報告されている。また、炉心構造物では、燃料被覆管などと共に、スエリングによるひずみが心配される。

このような照射損傷による材質の劣化を改善するため、炉心構造用オーステナイト系ステンレス鋼では、BやN含有量を極力減らすとか、TiやNbにより侵入型元素を固定することなどが考えられている。

なお、ASME Code Section IIIでは、 $800^\circ F$ ($426^\circ C$) を超えるクリープ領域については規定していないが、最

近におけるFBRなどに対する必要性からCode Case 1331-8 (1972) を制定し、 $1300^\circ F$ ($704^\circ C$) までの設計疲れ曲線、クリープと疲れの重畳効果を考えた規定、詳細なクリープと応力解析を行なうための等時応力-ひずみ線図などを与えている。このような設計基準は、まだ問題点が多く、今後改訂が重ねられるものと予想される。

(4) 高温ガス炉用材料

現在、主流を占めている軽水炉では、冷却材の温度が $300^\circ C$ 前後であるため熱効率が低い。このような欠点を補い、新鋭火力なみの蒸気条件を確保し、さらにヘリウムガスタービンによる高熱効率化や原子炉の多目的利用の可能性を追求した高温ガス炉が、最近脚光を浴びている。

発電用高温ガス炉の実用化については、アメリカのGA社が他をかなりリードしているが、1974年6月に運転を開始したFort St. Vrain 炉や設計を完了した1,100 MWe 炉 (He 入口温度 $747^\circ C$ 、蒸気出口温度 $513^\circ C$) においても、材料選定にさいしては、なるべく新規材料を避け、使用実績のある経済的な材料 ($2\frac{1}{4}Cr-1Mo$ 鋼、 $1\frac{1}{4}Cr-1/2Mo$ 鋼など) を使用し、高温部のうちでも再熱器管や支持構造にIncoloy 800, Inconel 625などの耐熱合金を使用しているに過ぎない。

一方、多目的高温ガス炉は、原子炉の熱を発電のみならず、製鉄、化学工業、海水淡水化などに効率的に利用しようとするもので、最近のわが国におけるエネルギー情勢下においては、製鉄への応用が急務とされ、国家プロジェクトとして原子力製鉄が採上げられ、原研においてガス出口温度 $1,000^\circ C$ を目標とする実験炉の設計が進められている。

多目的高温ガス炉開発のためには、耐熱材料とくに熱交換器用材料の開発がキイポイントになつており、昭和47~48年にわたり、日本学術振興会高温ガス炉耐熱材料研究会でInconel 600, Incoloy 800, Hastelloy X, HK-40ならびに数種の新材料について広範な調査および実験が行なわれ、微量の不純物を含むHe中でのクリープ破断強さ、水素透過および水素脆化、He中の不純物による腐食、製管性、溶接性、高温構造設計法の確立などが今後の重要課題とされている。

(5) 核融合炉用材料

資源経済および環境保全の両面から、人類のエネルギー問題を半永久的に解決するものとして期待されている核融合炉については、その第一段階ともいべきプラズマの閉じ込めの研究がアメリカ、ソ連とならびわが国でも原研を中心に研究が進められている。

各種の方式のうちでは、低ベータトラス方式に属するトカマク型がゼロ出力の実験炉に最初に到達するものとみられており、実用動力炉の概念設計もこの型式によるものが多い。

炉心壁およびブランケット壁の構造用材料が具備すべき主な特性は、高温強度がすぐれていることや、溶接加工性が良好であることのほかに、1) 中性子、X線、 γ 線などによるスパッタリングやブリストリングに強い。2) 速中性子との(n, α)や(n, p)反応で発生するHeや水素による延性の低下やスエリングが少ない。3) ブランケット材料や冷却剤との共存性がよいことな

どである。これらの条件を考慮して、Nb やステンレス鋼のほかに、Mo, V などの耐熱金属やその合金、Ni 基耐熱合金などが候補に挙げられ、種々検討されている。

一方、冷却系の機器や配管には高温ガス炉の材料や技術が活用されると考えられるが、核融合炉の各種材料に課される条件は、従来の原子炉に比べ一層苛酷であり、材料の選択や開発は実用化のための重要な課題の一つである。

(6) 燃料被覆材

燃料被覆材としては、炉型や炉心・燃料の設計条件に応じ各種材料が選択使用される。

軽水炉用被覆材には、初期には 304 ステンレス鋼が用いられたが、昭和43年以降は熱中性子吸収断面積の 1/10 小さいジルカロイ 2 (BWR 用) およびジルカロイ 4 (PWR 用) がもつばら用いられている。ジルカロイ被覆管は炉内で腐食による水素吸収のため、水素化物が析出して脆化する問題があり、わが国でも加工方法や使用条件を考慮した水素化物の挙動についての研究が行なわれている。その他、被覆管は寸法公差、欠陥の許容度などがきわめて厳しいため、超音波や渦電流による非破壊検査技術も研究開発され、また、 UO_2 ペレットのスエリングに伴う変形や照射効果などについても研究が進められ、昭和49年より国産材が炉内で使用されるにいたっている。

一方、高速炉用燃料被覆材には、照射損傷、耐食性、高温強度などの点からオーステナイ系ステンレス鋼が用いられ、わが国や欧州では 316 型、アメリカでは 304 と 347 型に主力が置かれている。高速炉の場合はとくに、 $10^{22} \sim 10^{23} n/cm^2$ の速中性子照射により生じるヘリウム損傷が問題であり、上限温度も $650^\circ C$ 付近とみられているが、 $700^\circ C$ 台の被覆材温度をねらった改良ステンレス鋼やバナジウム合金の研究開発はわが国でも進められ、アメリカではさらに耐熱合金の研究も行なわれている。

参 考 文 献

- 1) 薄田, 安藤, 檜原: 三菱重工技報, 7(1970), 2, p. 10
- 2) J. R. HAWTHORNE: ASTM STP 484, (1971), p. 96

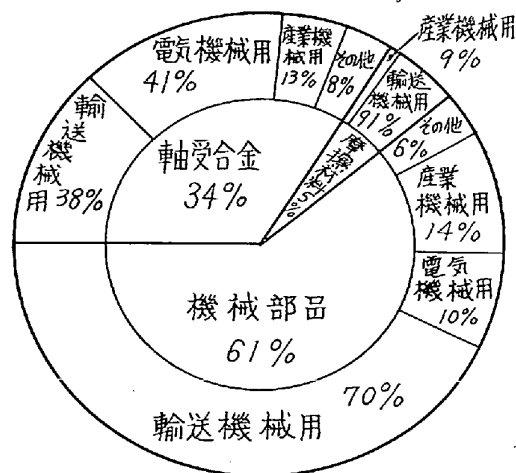
5・2・13 焼 結 合 金

(1) 焼結合金の分類

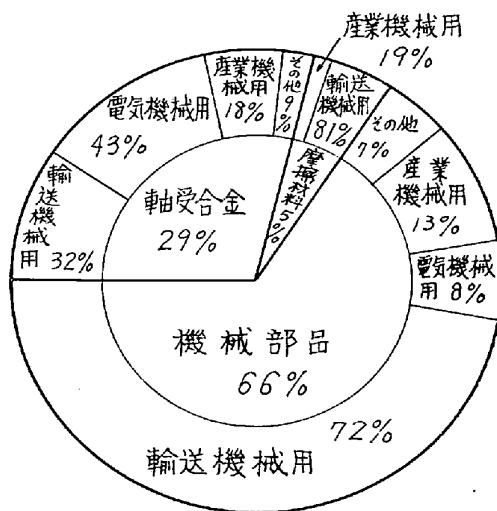
(a) 焼結合金

焼結合金はその用途から、タングステンを主体とする超硬合金と、鉄を主体とするその他の合金とに分けることができる。超硬合金は周知のとおり切削用工具を主製品とするもので 5・2・9(6)で述べられるとおりである。その他の合金製品としては、焼結含油軸受、焼結摩擦材など銅を主体とするものを除けば大部分は鉄系であり、これもハイス、ステンレス等は量的には少なく、鉄と少量

昭和40年度
3,909t



昭和44年度
12,476t



昭和48年度
26,659t

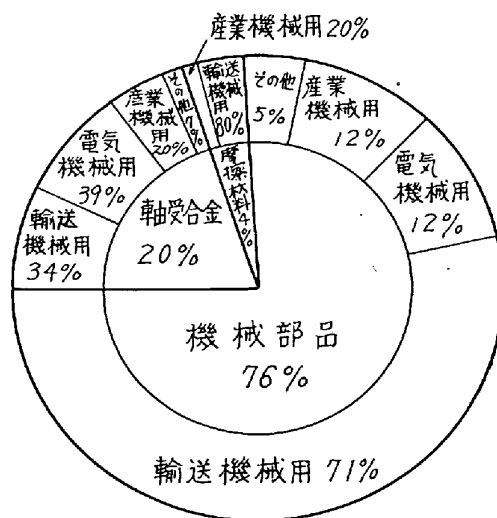


図 5・2・20 各年度の焼結機械部品の生産品目別・用途別構成図 (重量)

(日本粉末冶金工業会統計資料, 昭49・6月)

の銅、炭素、時としてニッケルを含む低合金鋼がほとんどを占める。その用途も、焼結含油軸受に若干用いられるほかは、いわゆる焼結機械部品である。

(b) 焼結機械部品

鉄粉末に、数パーセント以下の合金元素を添加して、これを粉末冶金法によって密度が約 6.3 g/cm^3 以上、すなわち80%以上の密度比にしたものに、適当な熱処理や表面処理、機械加工等を施すことによって、カム、ギヤ等の機械部品に使用される。スウェーデンのH社は、古くから鉄粉メーカーであるとともに、この鉄粉の応用開発に努めてきており、粉末を圧縮成型する金型の設計から始まり、精度の高い機械部品をうるまでの全工程について詳細な報告がなされている。

(2) 鉄系焼結製品の生産推移

(a) 焼結機械部品の用途

元来、粉末冶金法による製品は、はじめから最終形状を与えておいて短時間に大量生産することを目的としたものであるから、焼結機械部品も当然この目的に沿った用途にしばられてくる。鉄系部品としては、比較的小さいものとして、金銭登録器、計算機、カメラ等があり、また扇風機、洗濯機なども含まれる。いずれも同一形状のものを数万、数十万個生産するものが多い。

もうひとつの用途に自動車、二輪車の部門があり、わが国では、昭和30年代後半からオートバイの世界的な進出にともなって、その部品類も多種大量になり、焼結部品業界を賑わした。これは現在も続いている。

(b) 自動車への応用

わが国の自動車産業は過去10年の間に飛躍的な発展をとげたことは周知のとおりであって、昭和40年に乗用車生産台数が約58万台であり、米国の775万台、西独265の万台にくらべ、問題にならぬくらい少ない量であったものが、44年には260万台、48年には447万台と伸び、昭和46年には西独を超えるに至った。自動車は焼結部品の応用としては魅力ある分野であって、業界の伸びは自動車の伸びそのものであったといっても過言ではない。

技術的な進歩も、昭和45年あたりから急速に充実し、わが国自身で開発された材料、部品加工法なども続々登場している。

(c) 焼結機械部品の生産推移

図5-2-20は、昭和40、44、48年の焼結機械部品の応用分野を分類したもので、いわゆる機械部品でしかも自動車を主体とする輸送機械用は、昭和40年に全体の40%、44年は48%、48年には54%を占めるようになり、わが国の自動車産業の伸長とならんでいることがわかる。図5-2-21はこれを各年ごとに示したものである。

わが国の乗用車に用いられる焼結機械部品は、米国のそれとは若干事情が異なり、米国では1台当たり7kg以上といわれるのに対し、安全性、耐久力などの点もあってわが国では2~3kgである。

このような事情から、焼結部品の生産を米国とくらべてみると著しい差がみられる。図5-2-22は米国の粉末冶金用鉄粉の消費量と、わが国の焼結機械部品の生産量を対比させたものであるが、たとえば昭和44年をとってみると、自動車用はわが国の場合、このグラフの量の約半分であり(図5-2-20)、米国のそれは消費量の半分で

あると仮定しても、年間4万t以上で約8倍になる、48年を例にとってもこの間係は1.3万t対7万tで5倍以上である。自動車生産量は米国の1/2に達していることからみても、わが国で自動車用に焼結部品の応用される量は米国より少ないといえることができる。

(3) 鉄系焼結部品の技術的進歩

(a) 焼結部品の規格化

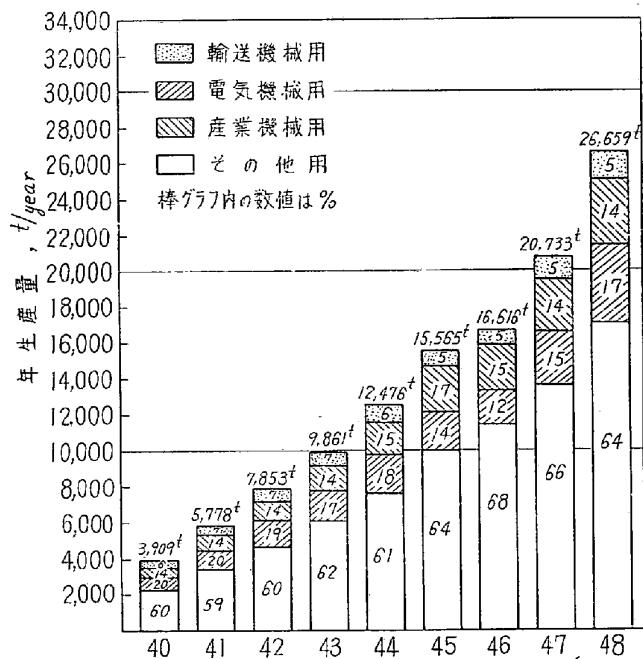


図 5-2-21 焼結機械部品(軸受合金・機械部品・摩擦材料)の用途別構成推移図(重量)
(日本粉末冶金工業会)

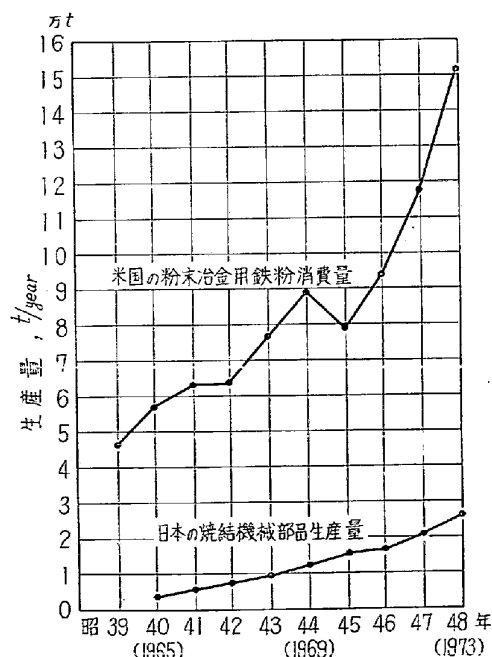


図 5-2-22 米国と日本の焼結部品生産推移
(MPIF 統計資料、昭49、3月)

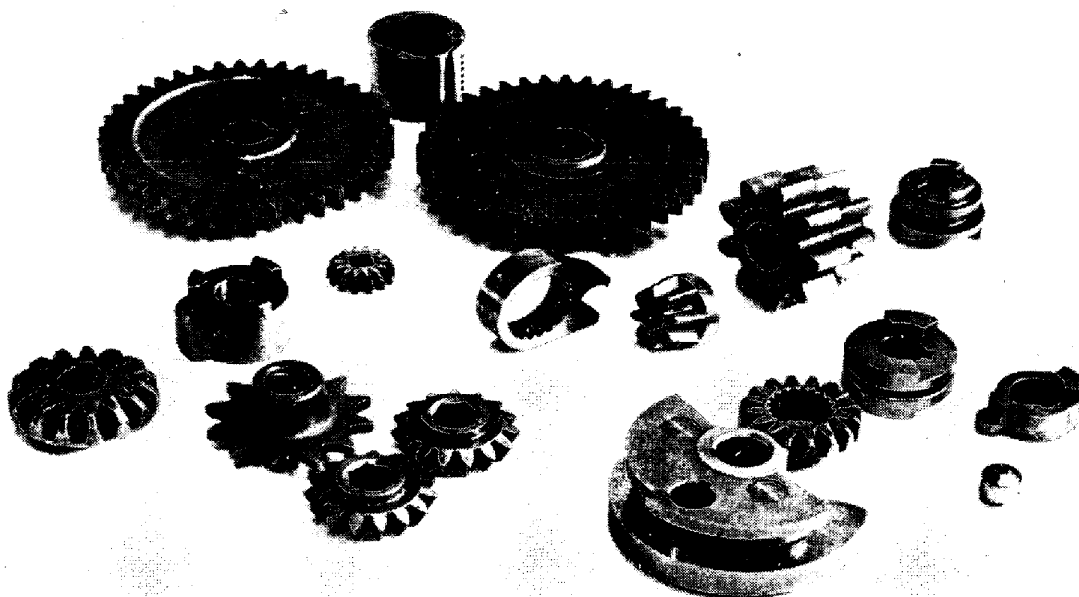


写真 5・2・1 焼結鍛造法による各種鉄系機械部品 (M社カタログ, 昭和48年)

米国の MPIF (Metal Powder Industries Federation) では1961年に焼結機械部品の材料規格を制定したが、1965年以降に、近年の進歩をとり入れて大幅な改訂を行い、1969年改訂版を発行した¹⁾。この新改訂によって、焼結材料は従来の規格よりも格段の向上がみられる。とくに Ni を添加した合金では、密度 7.2 g/cm^3 ぐらいまで、またこれにさらに少量の Cu を添加したものは 7.6 g/cm^3 まで密度は上昇し、機械的特性も、たとえば 3 Ni-2.5 Cu-0.6 C-Fe の場合、引張強さ 43 kg/mm^2 、熱処理すれば、 kg/mm^2 に達し、硬さは HRC 46 になるものができる。これは焼結機械部品としては、ほとんど鍛造鋼に匹敵するもので、製造工程中で寸法精度さえ確保されれば問題ないといわれている。

わが国でも、これと前後して、焼結機械部品として、はじめての工業会規格が昭和45年に制定された。それまでの国内事情は、旧版 MPIF 規格から抜け出て、需要者側の要求に沿うため、また、コストの上昇をおさえるため、各メーカーごとに多様な材種があり、結果的には材料品種乱立の様相を呈するに至った。日本粉末冶金工業会では、これをなるべく縮少統一する目的で、2年を費してまとめたものである²⁾。内容は MPIF と少しく異なり、Ni を含む材料は少なく、強度を与えるには、銅含浸法、すなわち焼結鋼の空孔に銅を溶解浸入させて密度を上げる方法によることとし、密度 7.4 g/cm^3 以上、引張強さ 65 kg/mm^2 以上のものが規格となった。

(b) 原料鉄粉の進歩

従来は、酸化鉄の還元、あるいは電解によって鉄粉を製造していたが、米国でアトマイズ法による鉄粉の製造が開始されるに及んで、焼結部品の製法、特性にも大きな変化が起った。アトマイズ法は、溶解した純鉄を流下させる途中で、水またはガスで吹きとばし、急冷させるとともに各種粒度の微細な鉄粉製造する方法であって、同一圧力で、還元鉄粉の圧縮成型密度が 6.8 g/cm^3 ぐらいであるのに対し、 $7.1 \sim 7.2 \text{ g/cm}^3$ をうることができる特徴をもっている。この技術はわが国にも導入され、各焼結部品メーカーが次第に用いるようになり、現在月産 450 t の能力を有し、さらに拡張しつつある。この方法によれば、Ni, Cr, Mo などの少量を添加した合金鋼粉末も製造可能であり、また硫黄快削鋼粉末も生産されている。

(c) 焼結鍛造法の開発

MPIF 1969年改訂版による高特性の低合金鋼についてはすでに述べたが、この材料は伸び率が 2~4% であり、タフネスの点からみると今一步である。また銅含浸材も銅が高価なため、これを 20% も含浸することは製品コストの大幅な上昇を来たすし、含浸工程も簡単ではない。これを解決する試みが焼結鍛造法のねらいとなった。米国および日本では、1965年頃から併行して研究が進められ、1970年ニューヨークで行なわれた国際粉末冶金会議では、その発表の大部分が、この部門で占められるほど

であった。米国某社では1968年からディファレンシャルピニオンギヤの生産を目的に、方法と設備の開発が行なわれた。

製法の概要は、各種の学会、雑誌などに広く紹介されているので、ここでは省略したいが Metal Progress は、これらの開発の初期から、応用拡大されるまでのあらましを総合的に報告している³⁾。わが国では、現在自動車用よりも農機用、二輪車用にそのはじめの用途が開かれたが、最終形状に近いものを加熱して鍛造し、密度比を95~98%に上げる方法が多く、単純素材から製品化するのとは今後のことであろう。

(d) 焼結鍛造の応用

写真5・2・1にわが国の現在の製品例を示した。米国あるいは英国では、自動車部品への応用研究が進められており、たとえば英国では自動車エンジン用コネクティングロッドの焼結鍛造を研究し、材料、設計、実地試験などすべて終了し、実用可能であるとの見通しを得ている。またサイドギヤ、ベルトプーリーなども作られた。しかし、これらは1973年までは、原料粉末、とくにアトマイズした低合金粉末が高価なため、専用のラインシステムを組んでも、一般鍛造鋼部品にわずかにおよばないコスト高のため、大量に使用されるに至っていない。これらはやはり今後の問題のひとつであろう。

(e) 設備の改良

最近米国で開発された新型プレスは、粉末の圧縮方向に2ないし3段の段差のある形状が可能となり、500 t、1,000 t、1,500 tの大型であり、また寸法精度もよく、単位時間の生産個数も従来より多いなど多くのメリットがあるので、米国のビッグスリーをはじめ、わが国のメーカー、欧州メーカーが競ってこのプレスを導入し、特にわが国では一挙に大型焼結部品の時代に入った。米国ではまた、焼結鍛造プレスの開発を行ない、さらに最近原料投入から鍛造終了まで一貫した焼結鍛造システムの開発も行なわれ、2~3級程度のギヤをこの方法で量産しようと発表されている。

(4) 今後の課題

以上のように、過去10年の大半は、焼結鍛造法による鉄系焼結部品の開発とその応用に主眼がおかれたといえるだろう。もちろん従来法による鉄系焼結部品も、今後大いに伸びることと思われる。

焼結鍛造法が今後伸びるためには、しかし、原料粉、設備の自動化などのほかに、鍛造型材のすぐれたものの開発が鍵となるであろう。

参 考 文 献

- 1) MPIF : P/M Materials Std. and Spec. 1969
- 2) 日本粉末冶金工業会 : JPMA-1-1970
- 3) Staff Rep. : Metal Progress, 1971, April p.54

5.3 処理法および測定法

5.3.1 熱処理技術

(1) 概 況

図5・3・1は最近10年間の年度別熱処理加工高を特殊鋼生産高と比較したもので、鋼生産の増加が4倍弱に対し

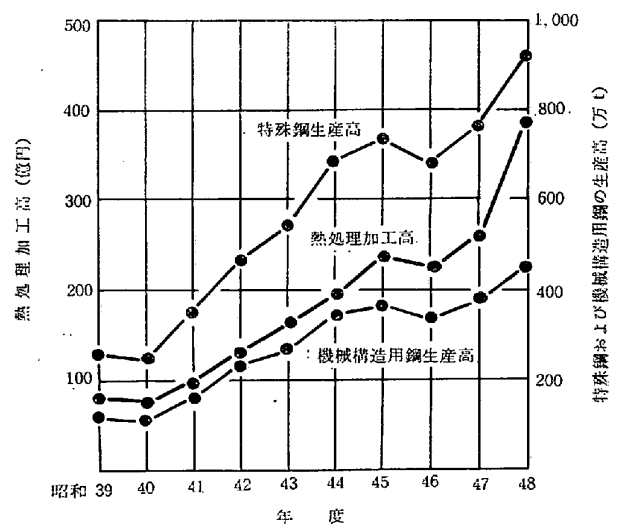


図 5・3・1 年度別熱処理加工高（金属熱処理専門業者による）と特殊鋼および機械構造用鋼生産高（熱延鋼材ベース）の推移
 （熱処理加工高：日本金属熱処理工業会の資料による）
 （鋼材生産高：鉄鋼統計時報による）

熱処理加工高は金額で約5倍、物価変動を考慮すれば、これらはよく対応した発展を示しているといえよう。ただし、図の熱処理加工高は金属熱処理専門業者によるもののみを示し、鉄鋼メーカーなど他業種の行なうものも含めれば、この数字はは1桁大きな数字になるものと推定される。

一方、研究および技術面の進歩も各方面にみられ、それによって合理化、省力化、低コスト化、あるいは使用鋼材の低級鋼への転換など多くの効果を生んでいる。

鋼の焼入性の定量化は1950年代までにほぼ確立され、とくに Jominy 式一端焼入方法は広く普及して、JIS でもこの方法による焼入性試験方法が昭和31年に制定された。また、これを利用して焼入性を保証した構造用鋼材の JIS も昭和40年に定められた。一方、GROSSMANN の方法による焼入性 D_I (理想臨界直径) は各種の炭素鋼、合金鋼について発表され、米国ではこの D_I をベースに電算機を駆使して熱処理鋼材を選択する CHAT (Computer Harmonized-Application Tailored) という手法も開発され、化学成分と結晶粒度から D_I をスライドルール式に計算する米国の円盤式、わが国の滑尺式焼入計算器も発表されている。

しかし、これらの各方法も直径 200mm 以上の大型鋼材には適用できない。一方最近では機械装置の大型化、高能力化とともに大型鍛鋼品を熱処理して使用する場合も増加している。そこで多くの鋼について連続冷却変態 (CCT) 図が作成され、また、水、油および空気中におけるいろいろの直径の丸棒の中心部と表面部付近の冷却曲線も実測され、鋼材内の各位置における冷却曲線を CCT 図の冷却曲線と対応させて、鋼材の質量効果を求めることも行なわれている。さらに、CCT 図より多くの報告がある TTT 図を用いて質量効果を計算する実験式も提案されている。

熱処理応力に関する研究も大きく進歩した分野の一つ