

5. 性 質

5.1 鉄鋼材料に関する 理論と技術の展望

5.1.1 概 要

いうまでもなく、鉄鋼材料はすべての工業にとつての基本的構成材料である。近年わが国産業界の示した高度の成長は、欧米先進諸国の驚異とされているが、これを裏付ける粗鋼の生産量も昭和 39 年度において約 4,000 万 t を記録するにいたつた。しかし材料の評価には量と質の両面がある。すなわち、量の面では上述の如き著しい飛躍を示したが、質の面からみた日本の技術的水準はどうであろうか。

以下この第 5 章ではこれらの観点から、まず第 2 節では代表的鋼種の順に主としてその質的な面での技術的進歩を概観し、さらに第 3 節では材質に直接関連する熱処理、加工処理技術およびその理論の進展をのべ、さらに各種の代表的研究手段の進歩について概説した。

なおいずれの項でも戦後の、とくに最近 10 カ年に渉るわが国の鉄鋼材料技術の進歩を、諸外国の現状の中で考えることにとどめたが、とくに (1) 前章までにのべられた製鋼技術の発展と、需要部門の進歩との関連を考慮し、(2) かつ理論上の進歩についても関係の随所に挿入してこれを紹介することとした。

5.1.2 工業材料としての鉄鋼材料の発達

新しい鉄鋼材料の進歩とは、もちろん必ずしも新しい組成の合金の発明や、新しい処理法の発見のみを意味するものではないから、この意味でわが国の鉄鋼材料に関する技術は、すでに著しい進歩を示したものである。

普通鋼々材を例にとつても、前章までにのべた各種の溶解、造塊技術の改良に基づく、製品鋼材の品質の向上が挙げられるが、とくに LD 転炉製鋼や真空造塊の普及は、鋼材々質の改良に大きな進歩を示した好例であり、また周知の IN 処理鋼も一つの特筆すべき業績である。

また前章に述べられているような圧延、加工、熱処理および表面処理などの生産技術の進歩の結果として得られた種々の形状、品質の薄板、軽量形鋼、厚板などは枚挙にいとまがないが、このような鉄鋼材料の進歩が、動力、建設、車両、造船、化学工業など、すべてのわが国の産業の発展をささえてきたものといえる。

特殊鋼材の部門でもその様子はほとんど同様であり、これらの進歩の様子は以後の本章に詳しく述べられているので、ここで触れる必要はないが、最近 10 カ年において発展の最も顕著なものとして、低合金高張力鋼とステンレス鋼をあげることができよう。すなわち高張力鋼は歴史的には古典的な 50 kg 級の低 Mn 鋼より出発して次第に 80 kg 級までが開発され、とくに調質 Si-Mn 系鋼が市場性を得るにいたり、また外国技術導入による各

種の高張力鋼が実用されるようになった。

ステンレス鋼については、とくに鋼種としての創造性は少ないが、フェライト系の 13Cr, 18Cr およびオーステナイト系の 18-8 鋼の生産は急激な進展をしめし、昭和 39 年度粗鋼生産高として米国に次ぐ世界第 2 位の年産約 50 万 t を記録した。

以上概観した通り、工業材料として多量に使用される鉄鋼材料については、わが国の技術水準は量、形、質ともに、完全に世界の上位に達するまでの急激な進歩をしめた。しかし、その内容はやはり外国技術の導入が主体をなしているために、質的な面での基礎的なし応用的研究からみると、独自で開発された基本的な鋼種はほとんど見当たらないことも事実である。このことは関連工業の後進性と模倣的な内容にも大きな原因があるが、他面鉄鋼材料の開発が関連産業とほとんど密接していなかつたこともその一因であろう。

例えば、ガスタービン、製油、石油化学などはすでに国内で著しい発展をとげた機器あるいは装置工業であるにもかかわらず、国産技術による構造材料の開発は最近までほとんど進展しなかつたことなどである。

しかし先進諸国では、動力工業、化学工業の著しい進歩に対応するために、鉄鋼材料も次第に複雑な応力、低温高温高圧、強腐食性というような苛酷な環境条件を与えられるようになってきている。

まず低温を例にとると、圧力容器用鋼材の脆性破壊の問題から、図 5.1.1 のごとく液化ガス容器材料、空気

アンモニア	-33.4 °C	Al キルド鋼, 低温用 高張力鋼
プロパン	-45	
プロピレン	-47.7	
硫化カルボニル	-50	2.5% Ni 鋼
硫化水素	-61	
炭酸ガス	-78.5	3.5% Ni 鋼
アセチレン	-84	
エタン	-88.3	
エチレン	-104	
クリプトン	-151	9% Ni 鋼
メタン	-163	
酸素	-183	
アルゴン	-186	
沸 素	-187	
窒 素	-195.8	
ネオン	-246	オーステナイト ステンレス鋼
重水素	-249.6	
水 素	-252.8	
ヘリウム	-269 -273	

図 5.1.1 液化ガス工業の温度 (1 amt. の沸点
でしめす) と低温装置用鋼材

液化工業、石油化学、ロケット燃料容器へと順次極低温用の材料が要求されるようになり、それに伴って低温用鋼材の生産が急速に発展した。

一方高温の環境はさらに厳しく、ボイラーの高温高圧化、蒸気タービン、ガスタービン、ジェット、ロケットと次第に高温強度、クリープ、高温耐食の問題が複雑化されるようになった。合成化学あるいは石油化学工業装置における中高温-高圧反応の条件を例示すれば表 5.1.1 のごとくで、この種の高圧反応塔、装置材料に対する圧力容器用鋼材の製造技術や、長時間クリープの問題、応

表 5.1.1 高温高圧反応の環境例

原 料	合 成 物	温 度 (°C)	圧 力 (Atm.P.)
窒素, 水素	アンモニア	400~550	300~400
一酸化炭素 水	メタノール	300~360	200~300
炭酸ガス アンモニア	尿 素	100~200	100~350
エチレン	ポリエチレン	100~300	1000~2000
エチレン 酸	エチレン オキシサイド	250~300	5~15
オレフィン 一酸化炭素 水	アルデヒド アルコール	120~200	100~300
プロピレン 一酸化炭素	ブタノール	100	15
ナフサ その他	ガソリン	450~520	20~50
重質 軽質 天然ガス その他	合成ガス	1300~1400	~30
ナフサ 天然ガス その他	"	700~850	~20

()

力腐食、水素腐食、あるいは高温ガス腐食の問題など、さらに原子炉用鋼材の照射脆化の話題など、鉄鋼材料にとって全く新しい冶金技術上のいろいろの問題を経験するようになった。またさらに高温のガスタービン、ジェット・エンジン用材料の進歩はとくに急速で、例えば表 5.1.2 のごとく Fe 基合金より逐次高級な耐熱合金が要求されるようになったが、これに対応して図 5.1.2

のように多くの耐熱鋼、耐熱合金 (Super alloy) が研究開発されつつあることは周知の通りである。

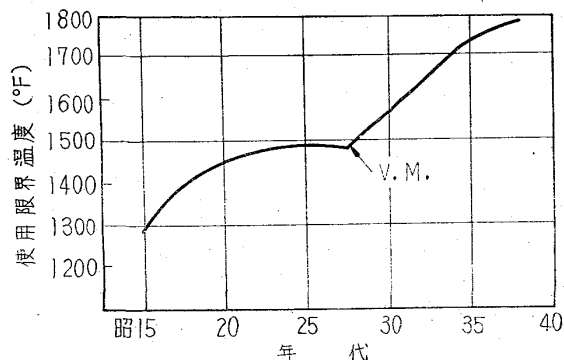


図 5.1.2 耐熱合金の高温強度の変遷点 (V.M. は真空冶金技術の導入をしめす折点)

5.1.3 鉄鋼材料の基礎的研究について

戦後 20 年間の世界における金属学上の最も著しい進歩は、いうまでもなく転位論を中心とする原子論的研究の進歩であろう。転位論の発展は金属材料に関する旧来の観念を全く新しいものに置換え、ここ 10 年以降もはや格子欠陥理論は金属のみならず、ほとんどすべての固体結晶の性質や現象の説明に浸透するにいたった。

鉄鋼材料においても、もちろん例外ではない。すなわち転位論の基本的な体系はすでに 10 年以前にほぼ確立され、その後現在にいたる 10 年間は、主として実際の材料への応用にその研究が集中されるようになってきたから、鉄鋼材料の研究にとつても寄与する面は急速に拡大された。これはとくに電子顕微鏡による直接観察や、内部摩擦の測定などが、その他の多くの新しい実験手段とともに導入されたためである。すなわち、鉄鋼材料の強度、脆性、加工硬化のごとき材料的性質のみならず、熱処理に伴う拡散、時効現象、マルテンサイト変態、クリープ現象、さらに腐食機構の観察にもこれらの研究手段が広く用いられ、格子欠陥理論を研究の武器とすることができるようになった。

もちろん金属学上の理論や実験方法の進歩は、この種の転位論的研究のみではなく、そのほかほとんどすべての面に渉る理論や研究手段が並行して急激な発展をした

表 5.1.2 米国における航空機用耐熱合金の変遷の一例

年 代	合 金	用 途	製 法	製 造 会 社	化 学 成 分								
					C	Mn	Si	Ni	Cr	Cu	Mo	W	Fe
1922~28	Silchrome No. 1	排気弁	鍛造	Allegheny Ludlum	0.45	—	3.0	—	9.0	—	—	—	残
1928~33	KE 965	航空機排気弁	"	Kayser & Ellison	0.45	0.6	0.6	14.0	14.0	—	—	2.5	"
1933~42	17W	ターボバケット	"	Universal Cyclops	0.45	0.6	0.6	19.0	14.0	19.0	—	2.5	"
1942~48	H.S.No.21	ターボバケット	鑄造	Haynes Stellite Co.,	0.25	0.7	0.7	2.5	27.0	64.8	5.5	—	20以下
1948~現在	H.S.No.34	ターボバケット	"	G.E. & Haynes Stellite Co.,	0.35	0.7	0.7	2.5	27.0	64.7	5.5	—	20以下

結果であり、例えば、統計熱力学、電子論、半導体理論、磁性物理、核物理などの基礎理論の進歩はもちろん、実験手段としての各種の物質構造解析や機器分析の進歩をも背景としたものであることはいうまでもない。

たとえば鉄鋼材料の強度を考える上でも、図5・1・3に示すように、高純鉄単結晶試料の強さの測定値と、鉄ホイイスカーの理論強度を足場として、微量溶質元素の効果、結晶粒度の作用、固溶体硬化、加工硬化、析出硬化、

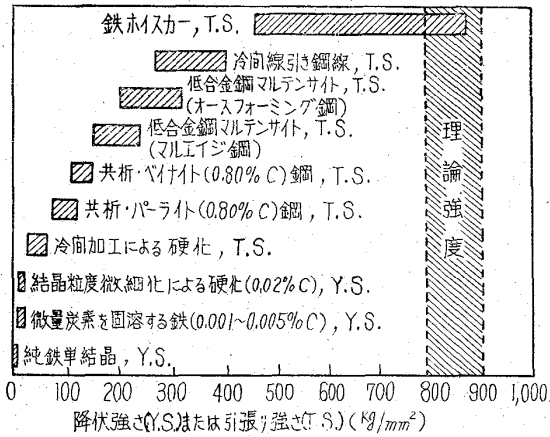


図 5・1・3 鉄鋼材料の強化機構と強度の比較

マルテンサイト硬化、加工熱処理強化、さらには規則化硬化、照射硬化などの機構を理論的に体系づけ、これを基として実用材料の開発を研究することが必要とされるようになった。しかし、他面鉄鋼材料の強さや脆性の研究が、ここへのべたような、微細構造の研究手段のみで解明するものではなく、さらに連続体力学や破壊力学などのような、マクロ的研究方法が併行しなければならないが、幸いこの方面のわが国の研究業績も世界的な水準に達している。

なお鉄鋼材料に限らず、物質の性質や挙動を、その構造、組織と関係づけて理解することは、その原理を把握、発展させるためにも、また進んで工業材料の進歩、開発の手段としてもきわめて大切なものであるとの認識のもとに、金属のみに限定せず広く「材料」を科学的立場で系統立てて研究しようとする試みが米、欧諸国で開始されたが、この材料科学 (material science) の考え方は、近年わが国でも次第にとり入れられ、工業教育の一分科として考慮されるようになってきている。

5.1.4 他の工業材料との関連

現在の技術革進に伴って、その構成要素としての工業材料の分野にも大きな変革が起りつつあることは当然である。鉄鋼材料はその価格、市場性においてももちろん現代でも最強の材料ではあるが、同時に需要面の多様化にともなつて、競合相手の Al, Cu などの非鉄金属材料、およびとくにプラスチックの生産量が急激に伸長していることにも留意する必要がある。米国を例にとると図 5・1・4 のように過去 50 年間の鉄鋼材料の年間生産量の拡大率は他の材料に較べて最も低く、当然のことながら戦後の高分子材料の著しい成長に比較して大きな差

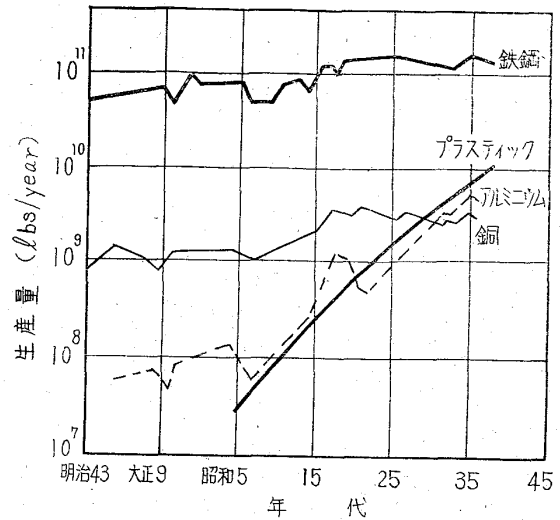


図 5・1・4 米国における主要金属材料およびプラスチックの生産量の推移

異が生じているが、この傾向は今後ますます拡大するであろう。

図 5・1・5 はわが国における主要なプラスチックの生産量の推移を示したもので、現在その生産量は世界第 2 位にあるが、今後日本の工業材料の比率も、前記の米国の傾向を逐うものであることは疑う余地がない。

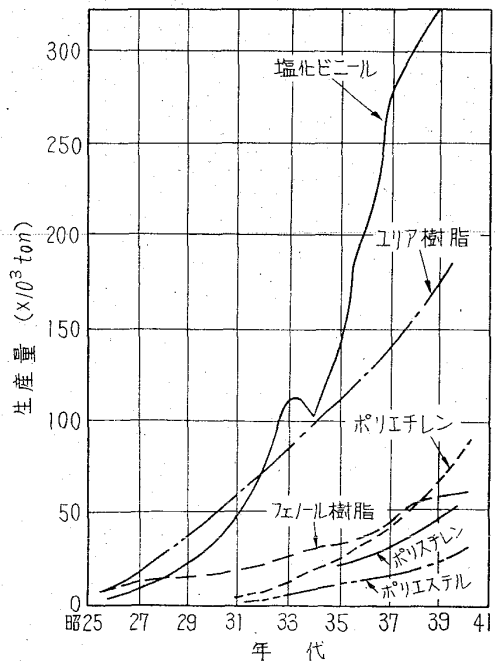


図 5・1・5 わが国のプラスチック生産量の推移

もちろんこれらの事実が必ずしも将来の鉄鋼材料需要の衰微を意味するものではなく、考え方によつては、いわゆる適材適所の合理化が進展するむしろ好ましい傾向と解釈することもできるが、他面ここに鉄鋼材料も旧来の需要を大きく改変して、新しく質的な面での飛躍が要求される兆と考えることも必要であろう。

5.1.5 今後の鉄鋼材料の進路

以上概観した通り、生産設備および技術の著しい進歩を背景として、わが国の鉄鋼材料は急速な進展を示してきたが、今後もこの傾向はますます発展して、量的にはもちろん、質的な面でも確実な進展をするものと期待される。すなわち転炉製鋼法の普及、真空冶金技術の拡大、連続鋳造の成功などを基として、普通鋼々材の均質化、清浄化が進み、これに応じて設計許容応力に対する考え方も進歩するであろうし、現在も検討されている製鋼技術に関連する粒度調整法、非金属介在物減少対策、製鋼反応の研究、微量不純物の効果などに関する従来の研究成果が逐次現場操作に反映する時代も遠くないと思われる。

従来ややもすると日本の鉄鋼業は自身の設備の近代化体質改善に追われて、その需要先である各種の関連工業との技術的な連繋がないがしろにされてきた。このことはまたその関連工業部門の「材料」に対する不認識にも原因があるとはいえ、とくに鉄鋼技術者の——生産技術者、研究者ともに——需要面に対する研究の積極性に反省すべき事実が多くあつたことは否めない。従つて今後は鉄鋼技術者、研究者は鉄鋼材料の需要面における環境条件を十分に、詳細に考慮した鉄鋼材料の開発方法を学ぶべきであろう。

またすでに述べた通り、基礎研究の面でも日本は鉄鋼材料の強度に関する問題や、転位論を中心とする金属物理学的研究の面では、すでに世界的水準に達するポテンシャルをもっているし、物理化学的研究も活発であるから、今後も一その発展が期待されるが、諸外国の進歩の速度に遅れないためには、さらに研究態勢、研究費などについて真剣な考慮が必要である。なお、従来とかく鉄鋼技術については、化学工業や電子工業の分野と異つて、生産技術と基礎研究との関連が薄く、両者の間に厚い壁を隔てている傾向が強かつたが、今後は相互の理解を深める方向へ関係者の努力が要求されよう。基礎理論、実験室研究の成果を新しい鋼材の生産に直結させるためには、中間の開発的研究の重要性を認識することが大切であり、かつ独創的研究の育成を促進する方策も重要である。

さらに米、ソ、欧諸国で急激に開発されている原子力ジェット、ロケット、人工衛星などの新工業から要請される高度の鉄鋼材料——いわゆる super-duty steels ——の研究開発は、わが国の現状では全くこれを欠いていることは当然であるが、例えば真空冶金技術の導入によつて、工具鋼、ステンレス鋼、電磁気材料などの品質改良に成功しているごとく、いわば欧米の軍需工業の技術を転用して、これを日本の技術に活用する例もある。原子力工業のみならず、超高温高圧工業、宇宙開発などの進歩の速度は予想外に急速であろうから、わが国の鉄鋼技術界も将来の世界の最尖端工業の進展を見透して、これに対応できるだけの基礎を準備したいものである。

5.2 材 料

5.2.1 高張力鋼

(1) 溶接性高張力構造用鋼の出現

軟鋼が量産されるようになったのは 1860 年頃であるが、爾来錬鉄に代り陸上、海上のあらゆる構造物に使用されるようになった。しかし産業の進展に伴い構造物が大型化するにつれて許容応力の比較的低い軟鋼を使用したのでは部材の断面が過大となつて長大スパンの橋梁などでは構造上種々の困難を招いた。軟鋼より強度の優れた鋼材が得られれば橋梁のみならず土木、建築、船舶、車両をはじめとして各種の機械構築物を建造する場合に所要鋼材の重量が軽減され工費の低下や寿命の延長も達成される。

特に艦艇では船体重量の軽減分が搭載兵器の増加にまわせるので防衛的意義も大きい。

このような目的で開発されたのが高張力構造用鋼であつて、欧米では 19 世紀の末期から研究と生産が始まつた。

最初に登場したのは軟鋼よりも炭素の含有量を高めた (0.25~0.35%) 高炭素鋼であつて 1890 年に完成した Firth of Forth 橋 (英)、1903 年に架けられたエリザベス吊橋 (ハンガリー)、1917 年に完成した Hell Gate 橋 (米) などに使用された。

炭素含有量を高めることによつて引張強さ、降伏点は向上するが伸び、絞りなどの延性が低下するので炭素の代りに Si, Mn, Ni, Cr, Cuなどを添加して強度を高めた鋼が生産されるようになった。これが低合金高張力鋼 (Low alloy high strength steel) であり高炭素鋼に比較して延性が優れており耐候性も改善されている。

Ni を添加した Ni 鋼はおもに米、独で生産された。米国の Ni 鋼は Ni を 3.0~3.5% 含有するもので Queensboro 橋 (1908 年)、Quebec 橋 (1917 年)、Camden 吊橋 (1926 年)、George Washington 吊橋 (1931 年) などに使用された。ドイツの Ni 鋼は Ni を 2.0~2.5% 含有し 1908 年に完成した Oberhausen-Dorsten 間の単線鉄道橋と Rhein-Herne 運河上の複線鉄道橋に初めて使用された。なお 1915 年には Ni の一部を Cr に置換えた Ni-Cr 鋼が Köln-Deutz 吊橋の一部に使われた。

Si を添加した Si 鋼もおもに米独で研究され米国では Chicago-Burlington and Quincy 鉄道橋 (1917 年)、Rainbow 橋 (1941 年) その他に使用された。ドイツでは米国より炭素は低い Si の高いものが研究された。靱性は優れていたが圧延工程でワレを生じることが多かつたので、Si の一部を Mn, Cu, Cr, Mo などで置換えたものが 1929 年より製造されるようになり St-52 に発展していつた。

Mn 鋼は主として英国で開発され米国や日本でも生産されるようになった。

わが国では昭和の初め頃から海軍の艦艇に Ducol 鋼や高炭素鋼を使用してきたが、永代橋と清洲橋の主要引張部材に Mn 鋼が、また旭橋 (旭川市) のタイに Cr-Cu 鋼が用いられている。

以上の低合金高張力鋼はドイツの St 52 を除けばいづれも鋳あるいはピン結合構造用で、機械的性質(許容応力)を高めたものであつた。しかし約 30 年位前から溶接技術が発達し溶接構造が広範に採用されるようになったので、構造用鋼としては強度、延性のほかに溶接性の良好なことが必須条件となつた。この要請に応じて開発されたのが溶接性高張力構造用鋼である。

ドイツでは St 52 が早くから実用化され Union Baustahl, Gute Höfnungs Hütte などが戦前より市販され、米国でも Cromansil, Cor-Ten, Man-Ten, Yoloy, Hi-Steel, Jal-Ten, Granite City HSI, Otiscology, Mayari R, A. W. Dyn.-E1 その他が商品化されていた。英国でも戦前から Mn, Cu を主成分とし Si, Ni, Cr を添加した鋼種が、フランスでは Mn-Si-Cr-Cu 鋼を標準としたものが製造されている。

わが国ではじめて溶接性高張力構造用鋼を研究したのは旧海軍で昭和 16 年に開始し戦争末期には Si-Mn 系 50 キロ・ハイテンの量産化に成功し艦艇の建造に採用された。戦後の空白時代を経わが国工業界もようやく活発となり、昭和 27 年頃にいたり各方面より溶接性高張力構造用鋼が要望せられ鉄鋼各社は前記海軍の研究結果を参考として Si-Mn 系 50 キロ・ハイテンの生産を開始した。昭和 27 年以降日本造船研究協会、船舶設計協会、日本溶接協会、日本材料試験協会その他の研究グループがその採用を検討し急速に実用化がはかられ、昭和 34 年には SM 50 として JIS に制定されるに至つた。神奈川県の相模大橋(昭和 29 年)を嚆矢とし警備艦“はるかぜ”“ゆきかぜ”(昭和 30 年)、東京タワー(昭和 33 年) 鉱石運搬船日鵬丸(昭和 37 年) その他水圧鉄管、起重機、車両などに広く採用されるようになった。

(2) 高降伏点鋼の発展と溶接技術

昭和 29 年以降 50 キロ・ハイテンよりさらに強度の高い 60 キロ・ハイテンの要望が主として防衛庁関係から提起された。外国では当時すでに実用化されていて、例えば米国では米海軍規格に Vanity (Mn-V-Ti 系高張力鋼) がかなり広く使用されていた。わが国では日本造船研究協会が防衛庁の依頼を受け Vanity 改良型の焼準 60 キロ・ハイテンを完成し、昭和 34 年には芦有開発道路の平野橋などに採用された。焼準型 60 キロ・ハイテンの特徴は曲げや歪取りに際し高温に曝されても組織や強度にほとんど変化を生じないことと耐候性のすぐれていることであるが、合金元素を添加しているために鋼塊原価が高く溶接熱影響部の硬化が大きく、厚物では切欠靱性も十分ではない。

しかるに米国の U. S. Steel が昭和 27 年に販売を開始した T-1 鋼は Ni-Mo-V-B 系の低炭素低合金鋼を水焼入れしたのち 600~650°C 附近に焼もどしてソルバイト組織にした調質鋼で、強度的には 80 キロ・ハイテンでありながら切欠靱性に富み遷移温度が著しく低く予熱なしに溶接しても母材に欠陥を生じない素晴らしいものであつた。これに刺激されてわが国では昭和 31 年に Si-Mn 系 50 キロ・ハイテンを圧延直後水焼入れして 650°C に焼もどした調質型 60 キロ・ハイテンが市販されるようになり 2H 鋼と称して圧力容器、艦艇、起重機、

橋梁その他各方面に採用された²⁾、その後 2H 鋼類似の調質型 60 キロ・ハイテンが鉄鋼各社で製造されるようになり、今日では JIS の SM 50 を除けば最も広く使用されている。

調質型 60 キロ・ハイテンの特徴は耐候性は普通であるが、切欠靱性が非常に優れており、溶接による硬化などは 50 キロ・ハイテンと変らないことであるが 600°C 付近以上に加熱すると軟化する欠点がある。この点について日本溶接協会が検討を重ねられ試験片の幅が板厚の 4 倍以上あれば溶接継手の強度はほとんど軟化域の影響を受けないので溶接構造物では心配はないと結論された。

昭和 33 年頃から日本溶接協会が中心となつてさらに強度の高い 70 キロ、80 キロ・ハイテンの研究を行なつた。結果的には U. S. Steel の T-1 鋼と似た成分のものになつたが炭素量を低めにしてあるので溶接性、切欠靱性はむしろまさつていゝ。一般に鋼板の強度が高くなるほど溶接による硬化性は大きくなるので 80 キロ・ハイテンでは溶接熱影響部の最高硬さとして HV 400 近くの値も現れ、I.I.W. の HV 350 以下が望ましいという推奨値を遙かに超えていて問題になつたがワレは硬さよりも溶接熱影響部の延性に關係し、80 キロ・ハイテンでは十分に延性を有しているので不安のないことがわかつた。昭和 37 年からは 100 キロ・ハイテンの研究が開始され、80 キロ・ハイテンの合金元素の含有量を若干高め焼もどし温度を僅か低めとしたような鋼種が市販化されつつある。

上述した一連の高降伏点鋼の進歩発展は主として鋼板調質技術の導入によるものであるが、製鋼圧延技術の進歩によるものとして IN 鋼³⁾がある。これは製鋼時 Al と N を多量と含有させ、圧延仕上温度を低目として AlN を微細に析出させ、降伏点を向上させるとともに結晶粒の微細化を計つたものでわが国の発明であり、軟鋼から 100 キロ・ハイテンにいたる各級の構造用鋼に適用すべく研究されつつある。また、最近軟鋼あるいは低 Mn 鋼に Nb を微量添加して鋼中に Nb の炭化物を微細に分布させるとともに結晶粒子を細かくすることにより、合金元素や炭素当量(C eq.)を増加させず、従つて溶接性を低下させないで高い強度を得るタイプの高降伏点鋼が開発され実際に採用されている。圧延のままで使用するので製造費も比較的安く、異形棒鋼や鉄筋丸鋼にも利用されている。

現場施工では多少の溶接欠陥を生ずることは不可避免なのでこれが切欠きとなつて応力集中を起して破壊の原因となる可能性があり、加えて溶接構造物は一体化しているので発生したワレは全体に伸展する惧れがある。

高降伏点鋼は溶接性への配慮から炭素含有量を充分低くしてあるが、強度を高めるために添加した合金元素が溶接部の硬化性やワレ感受性に悪い影響を与えるので、軟鋼の場合よりも優れた切欠靱性や溶接技術が要求される。

溶接棒では手溶接では低水素系の棒が採用されるようになり、ユニオンメルト溶接では焼結型のコンポジションも開発された。溶接性の試験方法も次々に新しい方法が提案されたが日本溶接協会では昭和 39 年に“溶接構

造用高降伏点鋼板規格”を定め、高降伏点鋼の溶接性試験についての基準を与えた。これは昭和 39 年に日本高圧力技術研究会の作成した“高圧容器用高張力鋼板規格”を採用して改訂されたが化学成分 (C,P,S), C eq. 溶接部最高硬さ, ビード曲げ, 衝撃などの試験を行うもので世界で最も進歩した規格と言われている。

(3) 低温用鋼の開発と脆性破壊の研究

最近わが国でも液化石油ガス (L.P.G) の利用が盛になつたが、その輸送と貯蔵に冷凍方式が採用されるにつれて、特に脚光を浴びるようになったのが低温用鋼である。

液化されるガスの種類により使用温度は異なるが液化メタンガスの場合などでは -196°C でも優れた靱性をもち溶接性が良好な鋼材を使用しなければならない。わが国で低温用鋼として最初に注目されたのは調質型 60 キロ・ハイテンで、昭和 30 年から 32 年にかけて検討され、ついで焼入れ、焼もどし処理を施した Si-Mn 系低炭素細粒アルミニウムキルド鋼 (YND)⁴⁾ が昭和 34 年に開発され、同年 ASTM 規格の 2.5%Ni 鋼、翌 35 年 3.5%Ni が市販され、それぞれ LPG 用の輸送船とタンクに使用された。さらに昭和 38 年には ASTM の 9% Ni 鋼や 410 鋼が開発された。これらは特に新規な鋼種ではないが性能を高めるために化学成分の細かい調節や熱処理方式について各社独自の苦心が払われている。

溶接構造物の脆性破壊は今を去る 30 年前 Zoo 橋など橋梁にはじまり、今次大戦中米国で建造した T-2 タンカー、リパティ船約 5000 隻のうち実に 1000 隻に発生したタンカー 10 隻、リパティ船 3 隻が真二つに折れたことは有名である。最近 10 年間にも 32,000 t 大形タンカー World Concord がアイルランドで破断し (1954 年)、メルボルンの Kings 橋が急激に崩壊している (1962 年)。事故発生の都度使用材料や溶接法につき詳細な検討が行われ、その結果種々の溶接試験方法が提案され溶接技術が進歩したことは前項で述べた通りであるが、これら事故のほとんどが寒冷時に発生していることは特に注目を惹いた。低温用鋼に対して低温靱性のすぐれていることが強く要望されているのも脆性破壊事故による災害の大きさを考えれば当然である。

脆性破壊の研究は、切欠底部の応力集中、溶接部の残留応力、応力の大きさと荷重速度、脆性亀裂の発生と伝播などに関連して、主としてマクロ的応力論的研究と転位の集積によるミクロ的応力集中による結晶の劈開形亀裂の発生を論ずるようなミクロ的物性論的研究とに大別される。

わが国では溶接残留応力の脆性破壊におよぼす影響と大形溶接構造物の脆性破壊の危険性を小形試験片の実験結果から推定する問題についてここ数年来活発な共同研究が続けられている、その結果大形の特殊試験片に脆性亀裂を発生させて実際構造物における破壊時の諸条件を実験的に再現することができるようになり、脆性破壊の発生伝播におよぼす、材質、板厚、応力、試験温度などの影響を明かにすることができた。なかでも二重引張試験⁵⁾は内外に有名で、切欠部を含む補助試験板を十分低温で上下に引張つて脆性亀裂を発生させ、それを所定の低温度と引張荷重をかけておいた本試験板中に走らせて

その伝播阻止温度を求めて鋼材の脆性亀裂の停止能力を知る方法である。しかしこれらの大型試験法は多量の鋼板と多大の労力時間を要し工業的試験法としては適当でない。このため小型試験の結果から大型試験の結果を推定し間接的に実際使用条件に対する安全性を判定する必要がある。日本造船研究協会第 37 部会 (昭和 32~34 年) でこの問題に取り組み、二重引張試験結果とプレスシャルピーまたは V シャルピー試験の破面遷移温度とが良好な相関を示すことが明かにされ、旧日本溶接協会 WES 低温構造用鋼板制定基準作製の基礎資料となつた。しかし、その後日本溶接協会第一次鉄鋼委員会で、2½ Ni 鋼および Al キルド鋼など低温用鋼材では上記 37 部会の結論はそのまま低温側に延長し得ないことを明かにした。そこで第二次鉄鋼委員会では大型小型両試験間の相関をより合理的に求め得る物理量の探求を計画した。主として Griffith-Irwin 流⁶⁾ のエネルギー条件により試験結果を解析し、破壊伝播阻止条件の定量化に努めた。Robertson その他大型試験の成績は限界応力 σ と温度 T の関係でまとめられているが亀裂長さの影響を受ける点に問題がある。二重引張試験成績が温度勾配型と平坦型で一致しない原因も同様に考えられている。ところが Kc 値⁷⁾ という材料特性をとつて Kc-T 曲線で表わすと平坦型勾配型の成績が一致することが判つた⁷⁾。G.I. の理論を超高張力ならまだしも高張力鋼や低温用鋼に適用する処に問題はあるが脆性亀裂の伝播停止現象にこの条件式はよく適合する。この研究結果は昭和 39 年に改訂された日本溶接協会 WES 低温用鋼板基準作製の基礎資料となつた。この場合亀裂長さを吟味して最も妥当な線として G 種 (脆性破壊の発生を考慮しなければならない構造物に一般に用いられるもの) に対しては設定亀裂長さを 10mm, A 種 (何らかの原因により万一事故を生じて脆性亀裂の伝播を阻止する特殊な性能の要求される場合に用いられるもの) に対しては 100 mm を採用した。ただし実際の受納基準としてはプレスシャルピー試験法がまだ普遍的でなく、V シャルピー試験値との間に比較的よい相関が得られているので、V シャルピー試験が採用されている。

(4) 特殊用途用高張力鋼

1) 高切欠靱性鋼

米海軍で使用している高降伏点鋼 HY-80 は降伏点が 80,000 psi で、引張強さのレベルでは 70 キロ・ハイテンに該当するものである。防弾鋼板の炭素量だけを半減させた低炭素 Ni-Cr-Mo 鋼で極めて大きな切欠靱性を持ち、砲弾や魚雷などの爆破衝撃に対して非常に粘り鋼であり、溶接性も良好である。特に -70°C における V ノッチシャルピー値として 10 kg-m を要求される処から低温用高張力鋼とみなされることもあるが、低温衝撃試験は試験方法の一つとして行われるだけで用途は専ら軍用であり空母など水上艦艇や潜水艦の船体構造用である。

^{*)} Kc は切欠付試験片を引張つて不安定破壊を生じ始めた際の切欠き長さ、すなわち限界亀裂長さを測定して求める。無限に広い板に長さ 2σ の亀裂が存在する場合に不安定破壊を生ずるに必要な引張応力を σ とすると

$$\sigma = Kc / \sqrt{\pi a}$$
 で現わされる。

わが国では昭和34年頃日本溶接協会 HT 委員会で試作検討がはじめられ、昭和36年防衛庁の依托により日本溶接協会に NS 委員会が発足し、各社の試作鋼を中立機関で確性試験し、30mm厚以下ならば充分使用できる確信を得たがこれ以上では溶接に問題が残った⁸⁾。昭和39年からは NDA 委員会と改称し降伏点の目標を“63 kg/mm²以上”に高めると共に板厚45mmの試作研究を行うことになり、昭和40年に溶接工作法の検討、昭和41年に高性能潜水艦の建造が計画されている。

最近米国では HY-80 を強度的に発展させた HY-150 なども現われており⁹⁾、軍事用以外にも活用される機運にある。

2) 耐候性高張力鋼

とくに大気腐食に対する耐食性を高めた鋼材であつて最も有名なのが米国 U. S. Steel の開発した Cor-Ten である。

鋼に Cu を添加すると大気中の腐食抵抗の増すことは古くから知られ、Cu を 0.20% 以上含有させたものは含銅鋼とよばれている。Cu のほかに P を 0.05~0.10% 添加すると燐化物の緻密な被膜が生成され、Cu の共存によつて著しく耐候性を増す。わが国ではトーマス転炉鋼の P 含有量が高いことを利用し、少量の Cu を添加するとともに P による切欠靱性の低下を防ぐために炭素量を低くし Mn を高めとして Al で充分脱酸し細粒鋼にした Cuploy¹⁰⁾ が昭和29年に開発された。これが耐候性鋼としてわが国ではじめて量産化されたものであり、土運船やガードレールなどに相当使用されている。

Cu, P のほか耐候性を増すとともに強度を高める元素である Ni, Cr, Mo, Si, Ti, Zr などを適当に配合し強度と耐候性を高めたものが耐候性高張力鋼であつて昭和35年頃から各社それぞれ独自の鋼種で量産態勢に入り、車両、船舶その他に普及しつつある。

3) 耐硫化水素応力腐食割れ高張力鋼

H₂S による応力腐食割れは欧米では1950年頃から石油採掘用のケーシングパイプあるいはラインパイプに発生して活発に調査されその対策として開発された Al-Cr 系ボンベイ鋼は有名である。

わが国では昭和32年頃から液化石油ガスの貯蔵タンクに高張力鋼が広く利用されるようになったが昭和34~35年頃から H₂S による応力腐食割れを発生し、特に昭和37年にいたつて頻発して問題になった。日本 LP ガスプラント協会では LP ガス貯蔵タンク保安調査研究委員会(通称 SC 委)を発足させ通産省の後援のもと各大学研究所が参加して原因究明ならびに対策を検討した。日本溶接協会化学機械溶接研究委員会でも同年石油学会第7部会と共同で市販高張力鋼のプラントテストを開始した。

元来 H₂S による応力腐食割れは鋼材の降伏点、引張強さ、硬さなど強度の高いもの程、伸び、絞りなど延性の低いもの程感受性が強く、応力と水分の存在は必要条件で温度は常温~120°C の範囲では低い程割れやすく塑性加工や溶接された場合には感受性が増し、H₂S の濃度が高い程早期に発生し、鋼材の成分では Mn, Ni, Mo などが感受性を増し逆に C, Cr, Al, Ti, V, P, S などが減らすということが判つている。しかるに大型の溶接

構造物に70キロとか80キロのハイテンを使用すると材料の強度が高い上に溶接のままで使用するので残留応力が存在し、溶接熱影響部の組織が感受性が高いので H₂S の高いガスのホルダーの場合ではきわめて危険な状態となる。そこで H₂S 応力腐食割れに耐える特殊な70キロ、80キロ・ハイテンを開発する必要がある。昭和39年に八幡製鉄が Ni, V を添加せず Cr を1% Mo を0.5% 添加したものを開発し、近く他社からも同じ目的の鋼種が発表されるものと思われる。

4) 耐摩性高張力鋼

土木、建設、農業、一般産業、輸送、鉱山用各種機械装置などには耐摩耗性の要求される部分が相当あつて、耐摩耗性は硬度の高い程すぐれているので従来は特殊鋼、高炭素鋼あるいは高張力鋼が使用されていたが、溶接性、切欠靱性、加工性などを考慮した新しい材料が望まれていた。米国ではすでに Jallo Y-360 などが市販されていたが、わが国では昭和39年に日本鋼管が溶接性や切欠靱性、加工性などを考慮して炭素量をあまり高くせず少量の Mo, Cu などを添加し調質処理することにより硬さをブリネル300および350にした鋼板の市販を開始した。

文 献

- 1) 堀川：鉄と鋼，39 (1953)，p. 705
- 2) 鍵和田，宮野：鉄と鋼，42 (1956)，p. 830
- 3) 中村，栗山，雅賀，深川：石川島播磨技報，19 (1963)，p. 27, 10 (1963)，p. 14, 11 (1963)，p. 7
- 4) 河合，他，IIW Doc K-289-61 (1961)。
- 5) 吉識，金沢：造船協会論文集，第120号(1958)。
- 1) G. R. IRWIN：Encyclopedia of Physics 6 Springer (1958)。
- 7) 吉識，金沢，町田：造船協会論文集 第113号 (1963)。
- 8) 日本溶接協会：NS 委員会報告 (HY-80) (1961)
- 9) E. J. WESEL and L. E. HAYS：Materials in Design Engineering, 59 (1964)，p. 90
- 10) 堀川，日本鋼管技報，No. 12 (1958)，p. 1
鉄と鋼，45 (1959)，p. 1092

5.2.2 耐熱鋼とステンレス鋼

(1) 耐熱鋼の製造技術の発展

ジェットエンジンを主体とする熱機関の進歩とともにより高温でよりクリープ強度の高い材料の要求は、数多くのすぐれた耐熱材料の開発をもたらした。その著るしい傾向は Ni 基合金に Ti, Al を添加した析出硬化型合金であり、今後の発展が期待されるものとして TD-Nickel に代表される分散強化型合金、さらに Nb 基合金であろう。なかでも Ni 基析出硬化型合金は現代工業的に製造されている高級耐熱合金の主力である。真空溶解法は Ti, Al など活性元素を含むこれら合金製造の有力な手段として発達を遂げた。成分調製の容易さ^{1,2)}、ガス成分の減少^{1,3)}、酸化物、窒化物等介在物の軽減⁴⁾、熱間加工性の向上^{3,5,6)}、さらにクリープ強度と破断伸びの向上^{1,3)} など真空溶解法のもつ数々の特徴は、耐熱合金

の開発に大きな寄与を為したのである。

真空溶解法として、真空高周波誘導炉または真空消耗電極アーク炉が使用されている。前者は上記真空溶解法の特徴を具えており、後者は成品の介在物品位が主として使用する電極の品質に依存するが鋼塊内部の健全性に特長があるので、タービンローターのごとき鍛造品に有効である^{7,8)}。また高級合金に対して真空高周波誘導炉を以て消耗電極を溶解し、これを真空アーク溶解する Duomelt 方式が効果的に応用されている。

耐熱合金のクリープ特性における真空溶解の効果に関しては多くの研究が行なわれた。るつば材より還元され混入する微量のホウ素あるいは Zr の効果が発見され⁹⁾、高温クリープ特性の向上に微量 B, Zr の効果が確認されて^{10,11)}、超合金のほとんどに 0.001~0.01% あるいはそれ以上の B が添加されるようになった。真空溶解による酸素の減少あるいは脱窒作用が Ni 基合金について認められ、真空溶解によるクリープ特性の向上が認められた^{12~16)}。(図 5.2.1 参照)

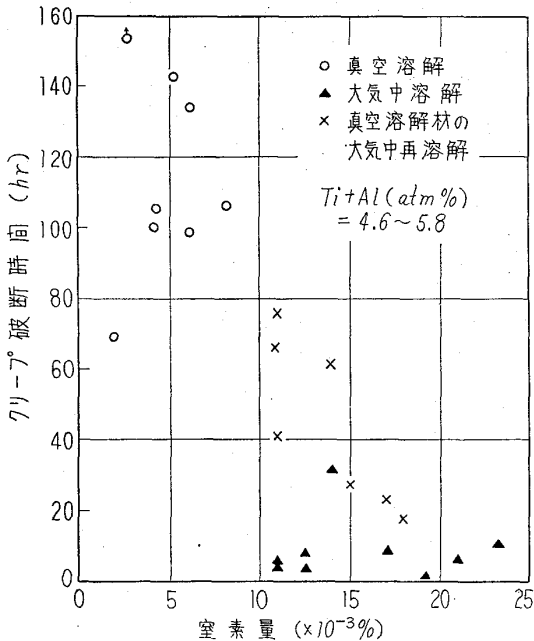


図 5.2.1 Ni 基合金 (真空溶解 および大気中溶解材) のクリープ破断時間におよぼす窒素含有量の影響 (750°C 26.8 kg/mm²) (長谷川)

真空溶解技術は精密鑄造法にも応用されて、鍛造可能限度以上に Al, Ti, B などを高めたクリープ強度の高い鑄造用合金が続々開発された。DCM¹⁷⁾、Nicrotung¹⁸⁾、IN 100¹⁹⁾ などその代表的なものである。中空タービン翼、軸車、翼車などの微細結晶粒をもつ精密鑄造品が実用されつつある。

消耗電極真空アーク溶解については、SUS 37²⁰⁾、12% Cr 鋼²¹⁾ について清浄度の改善が報告されている。

(2) フェライト系耐熱鋼

経済的な点から 600°C 付近では、12%Cr 耐熱鋼が広く用いられている。この系のうち最も有名なものは英国で開発された Jessop H 46 であり、米国でも Lapelloy,

Greek Ascoloy などがある。さらに H 46 を改良した H 53²²⁾ 開発された。この鋼は Co 10% を添加し、Mo, Nb, V などの添加量も高めたものであるが、500~600°C でのクリープ破断強さがすぐれている。

わが国においても 12% Cr 耐熱鋼のクリープ強さ、焼戻硬度などにおよぼす合金元素の影響が系統的に検討され^{23~25)}、特に B および N の複合添加が有効であることを見出し、12Cr-0.8 Mo-0.2 V-0.2 Nb-0.04 B-0.02 N 鋼²⁶⁾ として、650°C におけるクリープ強さのすぐれたものが得られた。その後この鋼種の長時間クリープ破断強さが検討された結果、窒素量の影響が大きいことが見られ、図 5.2.2²⁷⁾ に示すように、高窒素のものは低窒素のものにくらべ 650°C では約 1000 hr 以上でクリープ破断強さが急激に低下するので窒素量はできるだけ低いことが望ましいとされている。

また 0.2% C-12% Cr 鋼のクリープ破断強さを高めるのに、Co 1.5%, Mo 1.5% の添加が有効である²⁸⁾ ことが報告され、さらに 0.19 C-12% Cr 鋼に Co 3%, Ni

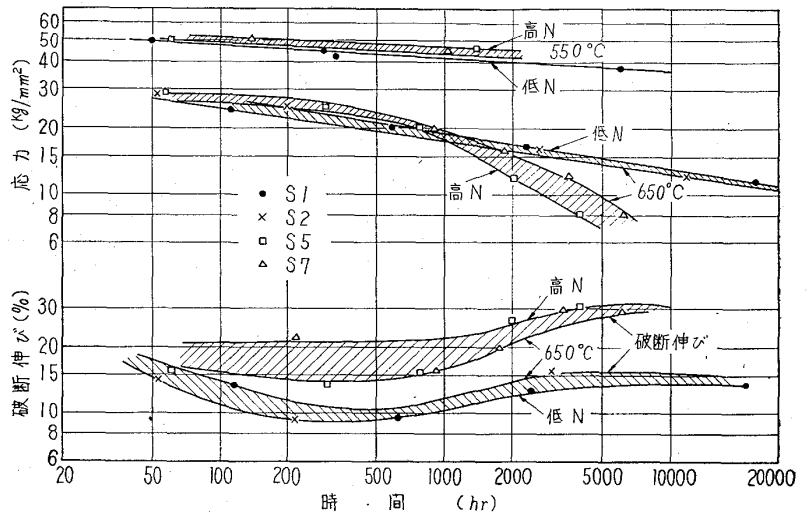


図 5.2.2 12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強さおよび破断伸びにおよぼす窒素の影響 (藤田)

0.8% を添加すると、Mo 1.5%, V 0.5%, Nb 0.35% を添加して、 δ フェライトを生ぜず、クリープ破断強さ、衝撃値などの高い鋼が得られている²⁹⁾。

(3) Cr-Ni-Fe および Cr-Ni-Co-Fe 耐熱合金

オーステナイト系超耐熱鋼のうち、Cr-Ni-Fe 系では Timken 16-25-6, 19-9 DL などの加工硬化型、Cr-Ni-Co-Fe 系では LCN 155, S590 などの炭(窒)化物析出硬化型の超耐熱鋼が全盛であった時代から進展して、いずれの系でも Ni 基耐熱合金と同様 Ni₃ (Ti, Al) いわゆる γ' 相による析出硬化型合金が主力を占めるに至った。A 286³⁰⁾、W 545³¹⁾ などがこれであり、これらよりさらに Ni 量を 40% 以上に増した Incoloy 901, D979 ならびに Ni 37%, Co 21% を添加した Refractaloy 26 などのすぐれた合金がある。

わが国においてもまず Timken 16-25-6^{32~35)}、LCN 155^{36,37)} 相当組成などの時効特性、熱処理および組成の影響などについて多くの研究され、とくに後者では析出相に通常見出されている Nb(C,N), M₂₃C₆, M₆C, Laves

相などのほかに、 π 相と名付けられる相が時効硬化の主因をなす³⁷⁾ことも見出された。

γ' 析出硬化型合金である A 286 の時効組織、溶解法および熱処理の影響などについても検討され³⁸⁾、特に G 相 ($\text{Ni}_{13}\text{Si}_6\text{Ti}_3$) や η 相 (Ni_3Ti) などが高温クリープ破断における粒界破断に重要な役割を果していることを推論している。また γ' 析出硬化型耐熱合金について系統的に行なわれた研究³⁹⁾によれば Fe 基では Ni 基合金とくらべて時効硬化性は低下し、高温強度を高めるためには Ti に対する Al 含量を下げた配合比率が望ましいことが確認されている。

Cr-Ni 系オーステナイト超耐熱鋼の Ni の代りに Mn を添加した Mn-Cr 系オーステナイト耐熱鋼は、すでに第 2 次大戦末期に日本およびドイツで開発された。米国でも前述の Timken 16-25-6 の Ni の一部を Mn で置き代えた Timken 16-15-6⁴⁰⁾ は窒素含量を高めて、オーステナイトを安定させているが、その他 16Cr-14Mn-2Mo-0.5N 鋼⁴¹⁾、AF 71⁴²⁾ (18Mn-12.5Cr-3Mo-0.8V-0.2N-0.2B) などが、いずれも 650~750°C ですぐれた高温特性を持っている。またバルブ鋼として有名な 21-4N⁴³⁾ は 0.5C-9Mn-21Cr-4Ni-0.4N 鋼であり、Mn を高め、Si を 0.45% 以下とすることによって溶融酸化鉛に対する耐食性のすぐれたものを得ている。

わが国でも Cr-Ni-Fe あるいは Cr-Ni-Co-Fe 系で Ni の一部を Mn に置き代えた高 Mn 耐熱鋼の研究が行なわれて来た。まず Timken 16-15-6 系合金の時効特性、熱冷加工、曲げクリープ特性などが検討された⁴⁴⁾が、その後 20Cr-20Ni-20Co の N 155 合金の Ni 節減のため、その一部を Mn に代えることが試みられた⁴⁵⁾。その結果によれば Ni 10%、Mn 10% の場合 C 約 0.48%、N 約 0.38% とすると、クリープ破断強さは N 155 より向上し、鍛造性も良好である。また Co を含まぬ鋼種で各組成の影響を検討された⁴⁶⁾。N 含量を 0.8% まで高めた 0.23C-20Cr-6Ni-10Mn-2.5W-2Mo-1Nb 鋼で N 155 よりすぐれた高温強さのものを得ている。また Co 3%、N 0.3% を含む 20Cr-10Ni-8Mn 鋼に Mo、W、Cb を添加することにより、21-4N より高温強度が大きく、特に靱性がすぐれ、高性能バルブ鋼として好適な鋼も得られている⁴⁷⁾。

P を添加した析出硬化型オーステナイト鋼は米国で開発され、耐熱鋼としてそれぞれ P 0.23% を含む HNM、HTX などがあるが、わが国でも 20Cr-11Ni-2Mo-0.2P-0.01B 鋼がバルブ鋼として開発され⁴⁸⁾、21-4N 鋼より高温強度もすぐれ、ステライト溶解も容易であるとされている。

(4) Ni 基耐熱合金

英国の Nimonic 系合金は Nimonic 75 から Nimonic 80A, 90, 95, 100, 105 および 115 と発展した。そのおもな経過は Nimonic 90 以後の合金では Co が 15% 以上添加され、また Ti, Al 添加量とくに Al 量を増し、また約 5% までの Mo が添加されるようになり、クリープ強さの著るしい増大を見ている。米国でも 20% までの Cr のほか、Co, Mo, Al, Ti を含む Ni 基合金はきわめて多く開発されたが、鍛造合金では

M 252, René 41, Waspalloy, Inco 700, Udimet 500 および 700 などが有名である。Udimet 700 はこれらのうち、最もクリープ強さのすぐれた合金であり、Ti 約 3.5%、Al 約 4.25%、B 約 0.1% を含んでいる。また鍛造合金には、さらにクリープ強さの高い前述(1)項の合金が開発され、精密鍛造により実用されている。上記の諸合金はいずれも $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ すなわち γ' 相による析出硬化型合金である。

わが国においては、諸外国で開発された合金のうち、たとえば Nimonic 80A^{17,49)}、Nimonic 90⁵⁰⁾、Inco 700⁵¹⁾、M 252⁵²⁾、Udimet 500⁵²⁾ および IN 100⁵³⁾ などについて時効特性、化学組成および熱処理の影響などが再検討された。また Ni-Cr-Al-Ti, Ni-Cr-Co-Ti-Al, Ni-Cr-Fe-Ti-Al 系などの状態図については Taylor⁵⁴⁾ の詳細な研究があるが、わが国でもこれらの系について系統的な研究が行なわれ³⁹⁾、Ni 基合金に Fe または Co を合金させると、いずれも γ' 相の微細化をもたらすが前者は析出量を減じ、後者は析出量を増すことが確認された。Ni-20Cr 合金について、Ti, Al, Co, Mo 添加の影響を検討した結果^{55,56)} では Al, Ti の複合添加により γ' 相は微細となり、また、凝集し難くなること、Co および Mo の添加量が増すと時効初期の硬化が抑制され、逆に時効後期の硬化が大きくなり、過時効軟化が起り難くなることなどを認めている。

また Nimonic 100 系相当合金について Al, Ti の影響を調べた結果、図 5.2.3⁵⁷⁾ に示すように Al, Ti 量の組み合わせにより、クリープ破断強さに 3 つのピークが存在し、Al 5~6%、Ti 3~4% の範囲で最も強いものが得られることが見出され、12Cr-20Co-5Mo-6Al-4Ti 系で 0.1~0.3% C, 0.15~0.3% B を含む合金が鍛造合金としてきわめてすぐれたクリープ抵抗を有するとしている。

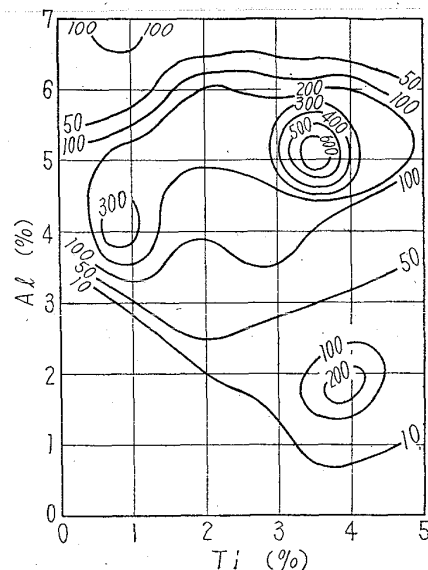


図 5.2.3 900°C 曲げ応力 14 kg/mm² における曲げクリープ・ラプチャー時間 (hr) の等高線図 (依田) (Nimonic 100 系合金, Al, Ti 以外の組成は Cr 12%, Co 20%, Mn 5%, 残 Ni)

(5) Co 基耐熱合金

米同で古く実用された S 816 について、組成、熱処理などの検討が行なわれた^{30,58)}。この系の合金の研究はあまり活発ではないが、B 1% を含む S 816 B⁵⁹⁾、B 0.4% を含む HE 1049⁶⁰⁾ などの鑄造合金が米国で開発され、本邦でも 25 Cr-10 Ni-W-Co 系に 1% Zr, 0.5% B を添加して、Co 基合金として最もクリープ強度の高い合金が得られている⁶¹⁾。

(6) クリープに関する研究

高温クリープ試験は長期間を要するので、耐熱鋼のクリープデータの整備には膨大な試験機と時間と費用を要する。わが国においてもその必要が痛感され、その前提として試験機および試験方法の標準化が企図された。

昭和 36 年 4 月鉄鋼 8 社共同により日本鉄鋼協会内に鉄鋼技術開発研究会クリープ部会が発足し、翌年 3 月クリープ試験技術研究組合として認可を受け同年 11 月関連会社等が参加して 22 社による共同研究が行なわれた。シングル型⁶²⁾、マルチプル型⁶³⁾ 試験機の標準化に関する資料を得て、さらに特殊雰囲気におけるクリープ試験機の研究が継続されている。また業界多年の要望により科学技術庁に材料試験所が設置されることになり、クリープセンターとしての成果が期待される。

一方クリープの機構に関しては膨大な業績が報告されている^{64,65)}。クリープは数多くの過程が複合した現象であり、特に高温においては、変形にともなう加工硬化、回復、再結晶、拡散、相転移などが起るとされており、またクリープ歪についてはその約 1/2 は Subgrain の形減によるものであり、粒内のじり変形と粒界流動が温度、応力によらず全クリープ期間を通じて一定の比率で寄与しており、またクリープ変形および破壊においては空格子点が転位とともに大きな役割を果していることなどが認められている。これら変形機構に関する基礎的研究においては、主として Al その他の純金属が用いられたが、わが国においても無酸素鋼のクリープについて検討され⁶⁶⁾。高温における負荷直後のクリープ曲線を負荷の際の転位の交錯によつて生じた過飽和空孔の消耗過程として取扱ひ、そのための活性化エネルギーが自己拡散のその 1/2 になることが示され、過飽和空孔が律速過程であると示唆されている。また Ni-Cr 合金および Ni-Cu 合金の高温クリープについて検討され⁶⁷⁾、Dorn⁶⁸⁾ が純金属について提唱した実験式 $\dot{\epsilon} = C\sigma^n \exp(-Q_s/RT)$ ($\dot{\epsilon}$: 定常クリープ速度, σ : 応力, Q_s : クリープの活性化エネルギー) が、これらの合金にも用い得ることが認められている。

変動応力下における材料のクリープ挙動を知ることは高温の機械部分についてきわめて重要なことであり、米国においてかなりの研究が行なわれた⁶⁹⁻⁷²⁾、わが国においても動クリープ強度の解析が系統的に行なわれ⁷³⁻⁷⁸⁾、まず引張圧縮変動応力下の動クリープについては、ひずみ硬化型の固体状態力学方程式に基づく解析により、多くの材料で満足な推定をなし得ることが示され、さらに静引張応力と繰返曲げ応力が同時に加わる場合の動クリープについて、引張圧縮動クリープに適用した解析法の拡張を行ない、実験結果と満足すべき一致を得ている。またさらに曲げ動クリープ、ねじり動クリープおよび変

動応力の加わる場合の応力弛緩についても解析された。

クリープ破断強さの長時間外挿法としては Larson-Miller 法、Manson-Haferd 法、Sherby-Dorn 法などが有名である。わが国においても、これらに対する比較検討が加えられ、さらに W. SIEGFRIED⁷⁹⁾ が提案した Sherby-Dorn 法修正 Parameter 法を 1 Cr-1/2 Mo その他の低合金鋼に適用し⁸⁰⁾、外挿値の精度が従来の方法よりすぐれていることを確認し、曲線の挙動を比較することにより組織変化を予測することも可能であるとしている。

(7) ステンレス鋼の製鋼技術の発展

かつてステンレス鋼の溶製には、厳選した屑鉄を塩基性電弧炉で溶解し、還元期に多量の低炭素 Fe-Cr を添加するいわゆる Virgin 原料による製鋼法が行なわれた。還元期は長時間にわたつたので、溶鋼含有水素の上昇を押えるため鋼滓の調整、温度の制御、脱酸の進行に異常な苦心を要した。湿度の高い夏季には良質のステンレス鋼の溶解は困難だつたほどである。酸素製鋼法はステンレス製鋼に革命的な発展をもたらした。

D. C. HILTY を中心とする米国 Electrometallurgical Co. の技術者の一連の研究は、塩基性電弧炉を使用し、高 Cr 配合溶解の酸素吹精による脱炭と Cr の酸化と温度の関係を与え⁸¹⁻⁸³⁾、金属の酸化を少なくして脱炭効率を上げるのに酸素吹込速度を高くするのが有効とする E. PACHALY⁸⁴⁾ の研究を進展させ^{85,86)}、滓化した酸化 Cr の還元回収方法を理論的技術的に豊富なデータを以て解明した⁸⁷⁾。今日のステンレス鋼の溶製技術⁸⁸⁻⁹²⁾ の基礎は彼等によつて確立されたといえよう。返り屑およびチャージ Fe-Cr の使用による原価の低減と従来電弧炉では達成し得なかつた ($C \leq 0.03\%$) 極低炭素規格品の量産を可能とし、品質面の向上も著しいものがある。

ステンレス鋼の製鋼理論における基礎研究も活発に行われた。fo に関する佐野・坂尾⁹³⁾、E. T. TURKDOGAN⁹⁴⁾、fc に関する不破と J. CHIPMAN⁹⁵⁾、Fe-Cr-C 系の fcr と fc に関する大谷、N. A. GOKCEN⁹⁶⁾、三本木と大谷⁹⁷⁾、鋼滓、溶鋼間の平衡に関する C. W. McCoy と F. C. LANGENBERG⁹⁸⁾、同じく S の分配を扱つた荒木・三溝・丸橋⁹⁹⁾、Fe-Cr-O 系の D. C. HILTY ら¹⁰⁰⁾、佐野・坂尾¹⁰¹⁾、S. RAMACHANDRAN, R. A. WALSH と J. G. FULTON¹⁰²⁾、などの脱酸の理論的研究、足立、岩本ら¹⁰³⁻¹⁰⁵⁾ による脱酸生成物の研究¹⁰⁶⁻¹⁰⁸⁾ など、多くのすぐれた研究を基として、ステンレス鋼の溶製法が相次いで報告されている¹⁰⁹⁾。

蒸気またはガスタービン動翼など高級用途のステンレス鋼には、近年消耗電極真空アーク溶解法が広く採用されつつあり、酸化物系介在物のきわめて少ない高信頼度のブレード用鋼が製造されるようになったのも著しい進歩である¹¹⁰⁻¹¹²⁾。

(8) ステンレス鋼加工法の進歩

近年のステンレス鋼加工法の進歩は、Hot strip mill と Sendzimir mill を以て代表される多段冷間圧延機の組合せによる薄板の量産体系によつて特徴づけられる。図 5.2.1 に示すようにわが国においても昭和 35 年以降ステンレス鋼の広幅ストリップが製造され、38 年には Cr 系 5.5 万 t、オーステナイト系 10.6 万 t と躍進し

図 5.2.1 最近 10 年間のわが国熱間圧延ステンレス鋼の生産量の推移 (単位 t)

年	型		棒		平		板		帯	
	Cr	Cr-Ni	Cr	Cr-Ni	Cr	Cr-Ni	Cr	Cr-Ni	Cr	Cr-Ni
1963	39	212	16,123	13,699	11,379	118	12,492	40,697	6,955	1,089
1962	250	215	14,169	9,691	8,462	33	14,407	28,711	7,929	715
1961	663	475	18,982	11,472	7,260	227	19,222	35,328	8,493	1,879
1960	185	182	17,476	10,488	7,158	633	18,070	46,894	7,428	2,987
1959	5	13	9,920	5,656	6,078	693	17,366	37,307	11,057	4,962
1955	—	—	4,949	2,190	1,653	20	4,271	11,905	1,313	990

	広幅帯		線材		管材		総計		
	Cr	Cr-Ni	Cr	Cr-Ni	Cr	Cr-Ni	Cr	Cr-Ni	Total
1963	55,278	106,205	5,519	13,330	887	10,518	108,672	185,868	294,540
1962	30,820	69,421	3,769	9,239	139	7,664	79,944	125,689	205,633
1961	18,485	48,220	3,091	9,637	184	15,934	76,290	123,172	199,462
1960	11,369	30,601	2,337	7,102	179	15,218	64,202	114,105	178,307
1959	—	—	1,043	3,889	242	4,089	45,711	56,609	102,320
1955	—	—	347	701	40	403	12,573	16,209	28,782

た。冷延薄板は鏡面仕上からエッチング仕上のものまで製造され、装飾的価値をもつ建築、車両、器具類にまで用途を拓いた。

製管法分野では、従来の Stiefel Mannesmann 方式に加えて Ugine-Sejournet 熱間押出法が発達し、熱間加工性の悪い高合金ステンレス鋼および耐熱鋼の管材、異形材の製造が可能となつた¹¹³⁾。石油化学を中心とする化学工業の膨大な設備投資は、ステンレスの板材、管材、鍛造品、鋳造品の需要を高め、鋼管の成型を主目的とする熱間加工性の改善に関する研究が行なわれた^{114,115)}。化学成分¹¹⁶⁾、 δ フェライト^{117~121)}、非金属介在物¹²²⁾、Pb¹²³⁾、Sn^{124,126)}、As¹²⁷⁾、Bi など tramp element の影響¹²⁸⁾、稀土類^{129~131)}、ホウ素添加^{128,132,133)}の効果などが主な成果である。

高価な材料の節約のため Clad の技術も進歩し、厚さ 200 mm におよぶ巨大な原子炉圧力容器も国産された¹³⁴⁾。

(9) ステンレス鋼の性質とその改良

12% Cr 鋼を基本としたマルテンサイト系では、12Cr-Mo 鋼、さらに 12Cr-Mo-V 鋼 (AISI 616) 12Cr-Ni-W-Mo-V 鋼 (AISI422, 615) など引張強さ 95~100 kg/mm² 級の強力鋼が、12% Cr 鋼特有の damping 特性¹³⁵⁾ のためタービン翼材に用いられ、その δ フェライトと機械的性質が追求され、 δ が 10% を越すと繊維と直角方向の性質が悪化することが示された¹³⁶⁾。化学組成のバランスが考慮されるようになった¹³⁷⁾。

建築、家庭用品、自動車装飾など近年著るしく需要の伸びた 17% Cr 系のフェライト鋼は、少量の Mo 添加による耐蝕性の改善、成分調製、Ti または Nb の添加脱酸方法および圧延工程の改良により^{138,139)}、この鋼種に表われやすい roping など深絞り性の欠陥¹⁴⁰⁾ の改善

が著るしい。

オーステナイト系ステンレス鋼に関する近年の進歩は、Ni の一部を Cu¹⁴¹⁾、Mn、N¹⁴²⁾ で置換した低廉鋼の開発、耐蝕性の改善のための極低炭素鋼あるいは Ti¹⁴³⁾、Nb¹⁴⁴⁾、Zr¹⁴⁵⁾ などによる安定化鋼とその析出物の研究^{146,146)}、溶接部近傍の knife edge corrosion¹⁴³⁾ などにみるべき成果がある。S, Se, Al, Cu などを添加した快削鋼^{147,148)}、N^{149,150)} の添加による強力鋼、P^{151,152)}、Ti¹⁵³⁾、Al¹⁵⁶⁾、Nb^{154,155)}、Cu¹⁵⁶⁾ などの添加による析出硬化鋼への発展も近年の成果である。特に析出硬化鋼は、700°C 程度までの耐熱鋼としても注目され研究が集中されている^{157,158)}。

耐酸合金分野では、“20”合金系統が主力を占めていたが、Mo を高めた新しい合金の開発が進められた^{159,160)}。

航空機、ロケットを始め、応力/重量比の高い耐蝕材料に対する要求は、マルテンサイト時効型 PH ステンレス鋼の進歩を促進した。表 5.2.2 はその主要なものであり、耐力 100 kg/mm² 級から、冷間加工あるいはオースフォーミングにより 200 kg/mm² に近いもので出現した。析出相に対する研究も行なわれている¹⁶⁷⁾。わが国でも 17-4 PH^{162~166)}、17-7PH^{167~172)} に関する研究が多く、15Cr-4Ni-Mo-Co-Nb 鋼が開発され¹⁶⁰⁾、PH ステンレスは益々強力高靱性強耐蝕性のものに移行しつつある。

極低炭素マルテンサイトの良好な加工性と、時効による強化を視つた maraging 鋼は、上記マルテンサイト時効型 PH ステンレス鋼と共通した原理に立つものである。耐力 140~210 kg/mm² 級の強力鋼として 18Ni-9Co-Mo-Ti 鋼、20Ni-Ti 鋼、25Ni-Ti 鋼などが開発されている。これらは耐蝕性の点でステンレスではない

表 5・2・2 析出硬化ステンレス鋼

名 称	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Co	Nb	Ti	Al	その他	文 献
17-4 PH	・04	・60	・28	16	4・25	—	—	・27	—	—	3・3 Cu	161)~166)
17-7 PH	・07	・30	・50	17	7・1	—	—	—	—	1・17	—	167)~172)
pH 15-7 Mo	・07	・30	・50	15・1	7・1	2・25	—	—	—	1・17	—	173)
pH 14-8 Mo	・04	・30	・50	14	8・5	2・5	—	—	—	1・17	—	174)
AM 350	・10	・30	・75	16・5	4・25	2・75	—	—	—	—	・09N	175), 176)
AM 355	・13	・30	・75	15・5	4・25	2・75	—	—	—	—	・10N	176), 177)
AM 367	>・03	>・15	>・15	14	3・5	2・0	15・5	—	・5	—	—	178)
Stainless W	・06	・60	・55	17	7・0	—	—	—	・8	・2	—	179)
ST-154 PH	・07	・30	・80	15	4・5	2・5	4・5	・5	—	—	—	180)

が、比較的耐蝕性のよい超強力鋼として構造用材料に今後の発展が期待されている。(5・2・8 参照)

文 献

- F. M. RICHMOND : High Temperature Materials (A.I.M.E.) (1959), 407.
- STAFF REPORT : Metal Progress 74 (1958) Aug., 94
- W. PETER, H. SITZER : Arch Eisenhüttenw, 33 (1962), 761
- D. E. NULK : Metal Progress 74 (1958) Aug., 103
- R. K. PITLER, K. E. REYNOLDS, W. W. DYRTACZ ; High Temperature Materials (A.I.M.E) (1959), 378
- H. C. CHILD, G. T. HARRIS : J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 190 (1958), 414
- W. W. DYRKACZ : Iron Age 176 (1955) Oct., 75
- D. R. CARNAHAN : Metal Progress 74(1958) Aug., 100
- R. F. DECKER, J. P. ROWE, J. W. FREEMAN : NACA TN. No. 4049 (1958)
- W. J. PENNINGTON : Metal Progress 73 (1958) Mar., 82
- R. F. DECKER, J. W. FREEMAN : J. Metals 10 (1958), 102
- W. E. JONES : Metal Progress 72 (1957) Oct., 133
- 川畑, 横田, 加藤 : 日本金属学会, 昭和34年度秋季大会発表 (1959)
- 長谷川 : 鉄と鋼 45 (1959), 432
- 寺崎 : 学振第 123 委員会報告 (1961) Jul., 99
- 長谷川 : 鉄と鋼 44 (1958), 1151
- J. T. BROWN : Metal. Progress. 74 (1958) Nov., 83
- J. E. WILSON : Metal. Progress. 74 (1958) Nov., 83
- S. F. STERNASTY, E. W. ROSS : Metal. Progress. 80 (1961) Dec., 73
- 草道, 福原 : 学振第 123 委員会報告 4 (1963) No. 2, 233
- 大沢, 松田, 山田 : 鉄と鋼 49 (1963), 599
- H. C. CHILD, G. T. HARRIS : J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 190 (1958), 414
- 芥川, 藤田, 清水 : 鉄と鋼 42 (1956), 766, 770; 43 (1957) 320, 323
- 芥川, 藤田, 堀田 : 鉄と鋼 43 (1957), 1063
- 芥川, 藤田 : 鉄と鋼 43 (1957), 1065
- 芥川, 藤田 : 学振第 123 委員会報告 (1960) Oct., 17
- 藤田 : 鉄と鋼 49 (1963), 1563
- 大沢, 山田 : 鉄と鋼 49 (1963), 603
- 沢, 西, 中島 : 鉄と鋼 50 (1964), 716
- K. METCALFE : Iron Age 182 (1958) Jul., 72
- J. T. BROWN : Metal. Progress. 74 (1958) Aug., 87
- 浅野 : 鉄と鋼 38 (1952), 328, 389, 474, 39 (1953), 531, 40 (1954), 785, 1072, 41 (1955), 524, 607, 42 (1956), 1047, 43 (1957), 713, 1132, 1318
- 今井, 田野崎 : 鉄と鋼 42 (1956), 663, 1042, 1132
- 長谷川, 落合, 稻生 : 鉄と鋼 42 (1956), 44, 116, 573
- 武田, 永井, 花井 : 学振第 123 委員会報告 4 (1963) 2, 96
- 出口 : 鉄と鋼 40 (1954), 1119, 41 (1955), 134
- 今井, 増本 : 鉄と鋼 47(1961), 1169, 1607, 1903, 48 (1962), 696, 959, 1002
- 長谷川, 寺崎 : 鉄と鋼 48 (1962), 1486, 49 (1963), 160, 685
- 加藤 : 鉄と鋼 47 (1961), 1473, 1697, 48 (1962), 1767
- M. FLEISHMANN : Trans. ASM 46 (1954), 1039
- V. F. ZACKAY, J. F. CARSON, P. L. JACKSON : Trans. Amer. Snc. Metals 48 (1956), 509
- E. E. REYNOLDS, R. K. PITIER : Iron Age 183 (1959), Apr., 70
- U. S. Pat. 2, 657, 130, 2, 745, 777
- 関本, 田中, 佐藤, 石塚 : 鉄と鋼 45 (1959), 423, 517
- 依田, 吉田, 佐藤 : 学振第 123 員会報告 4 (1963) No. 1, 38
- 依田, 吉田, 小池 : 学振第 123 委員会報告 5 (1964) No. 1, 62
- 荒城, 宮長, 日下, 石川 : 鉄と鋼 50(1964), 1982
- 日下, 大沢, 鶴見, 深瀬 : 鉄と鋼 49(1963), 1906
- 長谷川 : 鉄と鋼 45 (1959), 123, 432
- 長谷川 : 鉄と鋼 45 (1959), 623, 714
- 長谷川 : 鉄と鋼 45 (1959), 522, 46 (1960), 673
- 沢, 西, 菊地 : 鉄と鋼 49 (1963), 1575,

- 50 (1964), 2001
- 53) 武田, 片岡, 小河: 日本金属学会講演概要 (1964 春季), 87
- 54) A. TAYLOR: *J. Metals.* 8 (1956), 1356, 9 (1957), 72
- 55) 武田, 永井: 学振第 123 委員会報告 1962, Jul., 81, 3 (1962) 2, 209, 222, 232
- 56) 武田, 永井, 深瀬: 学振第 123 委員会報告 4 (1963), 1, 54
- 57) 依田: 特殊鋼 11 (1962) Apr, 47
- 58) 長谷川, 落合, 稲生: 鉄と鋼 42 (1956), 498
- 59) W.E. BLATZ, E.E. REYNOLDS, W.W. DYRKACZ: *ASTM STP No.* 174(1955), 16
- 60) J.P. DENNY, L.P. JAHNKE, E.S. JONES, F.C. ROBERTSHAW: *ASTM STP No.* 174 (1955), 3
- 61) 依田, 渡辺, 川越: 学振第 123 委員会報告 3 (1962) 2., 160
- 62) 昭和36年度クリープ試験機の標準化に関する研究
- 63) 昭和37年度マルチプル型クリープ試験機の標準化に関する研究
- 64) A.H. SULLY: *Metallic Creep and Creep Resistant Alloys* (London) (1949)
- 65) A.H. SULLY: *Progress in Metal Physics* 6 (1956) 135
- 66) 大原: 日本金属学会誌 20(1956) 100, 105, 21 (1957), 655
- 67) 門間, 須藤, 及川: 日本金属学会誌 28 (1964) 253, 258
- 68) J.E. DORN: *J. Mech. Phys. Solids* 3 (1954) 85
- 69) B.J. LAZAN: *Proc. ASTM* 49 (1949) 757
- 70) M.J. MONJOINE: *Ibid* 49 (1949) 788
- 71) B.J. LAZAN & E. WESTBERG: *Proc. ASTA* 52 (1952) 837
- 72) F.W. De MONEY & B.J. LAZAN: *Proc. ASTM* 54 (1954) 769
- 73) 平, 田中, 小寺沢, 藤田: 機械学会論文集 25 (1959) 151, 163
- 74) 平, 小寺沢, 小沢, 鈴木: *Ibid.*, 26 (1960) 169, 935
- 75) 平, 小寺沢: 材料試験 10 (1961) 88, 161
- 76) 平, 田中, 小寺沢, 井上: 機械学会論文集 25 (1959) 148
- 77) 平, 村上, 小寺沢: 材料試験 8 (1959) 73, 781
- 78) 前田, 清重: 第5回高温強度シンポジウム資料 (1962) 68, 第6回同 (1963) 70
- 79) W. SIEGFRIED: *Arch. Eisenhüttenw.* 34 (1963) 713
- 80) 前田, 清重, 川畑: 第7回高温強度シンポジウム資料 (1964) 148
- 81) D.C. HILTY: *Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng.* 184 (1940) 91
- 82) D.C. HILTY, G.W. HEARLY, W. CRAFTS: *Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng.* 197 (1953) 649
- 83) D.C. HILTY, H.P. RASSBACH, W. CRAFTS: *J. Iron & Steel Inst. (U.K.)* 180 (1955) 116
- 84) E. PACHALY: *Stahl u. Eisen* 73 (1953) 461
- 85) G.W. HEARLY, D.C. HILTY: *J. Metals* 8 (1956) 325
- 86) G.W. HEARLY, D.C. HILTY: *Ibid.*, 9 (1957) 695
- 87) H.P. RASSBACH, E.R. SAUNDERS: *Ibid.*, 5 (1953) 1009
- 88) A.J. TEXTER: *Elect. Fur. Proc. AIME* 11 (1953) 73
- 89) R.B. SHAW: *J. Metals* 7 (1955) 1309
- 90) W. CRAFTS, H.P. RASSBACH: *Elect. Fur. Proc. AIME* 9 (1951) 95
- 91) B.V. LINCHEVSKII, A.M. SAMARIN: *Izvest. Akad. Nauk. SSC Otdel Tekh. Nauk* (1953) 691
- 92) G.M. BORODULIN, V.F. SMOLYAKOV, E.I. MOSHKEBAICH & Yu.P. SAMIL: *Stal in English Jan* (1963) 22
- 93) 佐野, 坂尾: 日本金属学会誌 26(1962) 236, 240, 30, 34
- 94) E.T. TURKDOGAN: *J. Iron and Steel Inst. (U.K.)* 178 (1954) 273
- 95) 不破, J. CHIPMAN: 鉄と鋼 45 (1959) 600, 681, *Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng.* 209 (1959) 708
- 96) M. OHTANI & N.A. GOKCEN: *Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min. & Met. E~g.* 218 (1960) 533
- 97) 三本木, 大谷: 鉄と鋼 47 (1961) 841
- 98) C.W. MCCOY, F.C. LANGENBERG: *J. Metals* 5 (1964) 421
- 99) D.C. HILTY, W.D. FORGENG, R.L. FNOCKMA: *Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. Pet. Eng.* 203 (1955) 252
- 100) 荒木, 三溝, 丸橋: 鉄と鋼 48 (1962) 1647
- 101) 佐野, 坂尾: 鉄と鋼 42 (1956) 381
- 102) S. RAMACHANDRAN, R.A. WALSH, J.G. FULTON: *Elect. Fur. Proc. AIME* 19 (1961) 128
- 103) 足立, 岩本: 鉄と鋼 49 (1963) 1452
- 104) 足立, 岩本, 四十万: *Ibid.*, 50 (1964) 491
- 105) 足立, 岩本, 上四: *Ibid.*, 50 (1964) 1867
- 106) W. KOCH, J. BRUCH & H. ROHDE: *Arch. Eisenhüttenw.* 31 (1960) 279
- 107) 瀬川, 渡辺, 福山, 原口: 鉄と鋼 49 (1963) 433
- 108) 小島, 佐野: 鉄と鋼 49 (1963) 1446
- 109) *Elect. Fur. Proc. AIME* (1960~1962) 各巻参照
- 110) 鈴木, 伊達, 工藤: 鉄と鋼 49 (1963) 465
- 111) 鈴木, 徳田, 福原, 中島: *Ibid.*, 49 (1963) 468, 469, 471
- 112) 川畑: 鉄と鋼 50 (1964) 70
- 113) 川村: *Ibid.*, 43 (1957) 826
- 114) 中島: *Ibid.*, 43 (1957) 663
- 115) 松岡, 上柴, 和田, 谷: *Ibid.*, 48 (1962) 1383
- 116) 水内, 相原: 鉄と鋼 50 (1964) 686
- 117) F.K. BLOOM, W.C. Clark Jr., P.A. Terrings: *Metal. Progress* 9 (1955) Feb, 250
- 118) 塚本, 鈴木: 鉄と鋼 47 (1961) 1892

- 119) 飛沢, 谷, 大沢, 本間: *Ibid.*, 48 (1962) 1484
 120) 乙黒, 河部, 中川: *Ibid.*, 49 (1963) 988, 1087
 121) 藤岡, 高橋, 岡本: *Ibid.*, 49 (1963) 625
 122) 森島: 鉄と鋼 42 (1956) 251
 123) S. BERG: *Iron Age* (1949) July 14, 96
 124) H. J. GOLDSCHMIDT, W. M. HAM: *J. Iron & Steel Inst. (U.K.)* 201 (1963) 326
 125) J. R. MITCHELL, M. E. POTER & E. C. RUDOLPHY: *Elect. Fur. Proc. AIME* 19(1961) 233
 126) F. C. LANGENBERG, J. F. JOHNSON Jr: *Metal Progress* (1960) Spet. 69
 127) H. J. GOLDSCHMIDT, W. M. HAM: *J. Iron and Steel Inst (U.K.)* 202 (1964) 347
 128) W. DUSLAN, P. LYNCH: *Elect. Fur. Proc. AIME* 19 (1961) 220
 129) R. A. PERKINS, W. O. BINDER: *Ibid.*, 14 (1956) 123
 130) 長谷川, 佐野, 田辺, 三沢: 鉄と鋼 48 (1962) 836; 1485; 49 (1963) 1553.
 131) 中野, 高田, 成田, 浮橋: *Ibid.*, 49 (1963) 1681
 132) D. C. LOVELESS, F. K. BLOOM: *Iron Age* (1957) June 20, 95
 133) F. K. BLOOM, E. E. DENHARD: *J. Metals* (1961) 908
 134) 薄田, 作本: 鉄と鋼 48 (1962) 628
 135) 佐々木: 鉄と鋼 50 (1964) 1973
 136) E. LORIA: *Trans. Amer. Soc. Metals* 54 (1961) 31
 137) K. J. IRVIN, D. J. CROWE, F. B. PICKESING: *J. Iron & Steel Inst. (U.K.)* 198 (1960) 386
 138) J. THOMPSON & J. L. LAMONT: *Elect. Fur. Proc. AIME* 19 (1961) 70
 139) L. NEMETHY, P. B. DENNIS: *Ibid.*, 18 (1960) 342
 140) 五弓, 鈴木, 中野, 門間: 鉄と鋼 49(1963) p. 577
 141) 例えば Armco Type 300 (0.06 C-17.5 Cr-6.5 Ni-2.0 Cu)
 142) 中川, 乙黒, 河部: 鉄と鋼 48 (1962) 1502
 143) R. M. HOLT, O. P. NICHOLSON: *J. Iron & Steel Inst. (U.K.)* 200 (1962) 715
 144) E. J. HEELY, A. T. LITTLE, D. F. DERBYSHIRE: *Ibid.*, 200 (1962) 943
 145) 盛, 時実, 安達: 鉄と鋼 48 (1962) 1061
 146) H. E. BÜHER, H. J. SCHÜLLER, W. SCHWENK: *Arch. Eisenhüttenw.* 35 (1964) 459
 147) U. S. Pat. 2,900, 250
 148) 錦織, 藤原: 金属 27 (1957) 727
 149) 岡本, 田中, 藤本, 内藤: 鉄と鋼 48 (1962) 123, 770, 1056
 150) 岡本, 内藤: 鉄と鋼 49 (1963) 1915 (Fe-Cr-N 系状態図)
 151) 例えば 17-10 P (Armco Steel) 0.12 C-17 Cr-10 Ni-0.3 P; HNM 0.3 C-3.5 Mn-18.5 Cr-9.5 Ni-0.25 P
 152) 山中, 目下: 日本金属学会誌 26 (1962) 65, 126
 153) R. BLOWER, G. MAYER: *J. Iron & Steel Inst. (U.K.)* 201 (1963) 933
 154) J. M. SILCOCK: *Ibid.*, 201 (1963) 409
 155) P. W. LEAVE, N. T. WILLIAMS: *Ibid.*, 201 (1963) 125
 156) 乙黒, 河部, 中川: 鉄と鋼 48(1962) 1581, 1759, 50 (1964) 918
 157) 藤田, 九鬼: 鉄と鋼 50 (1964) 1990, 1992
 158) 河部, 沼田, 中川: *Ibid.*, 50 (1964) 729
 159) F. TSUKAMOTO: *Metal Progress* (1964) Jan. 107
 160) 沢, 森: 鉄と鋼 50 (1964) 567, 571
 161) G. N. GOLLER, W. C. CLARKE: *Iron Age* 165 (1950) No. 89, No. 10 79
 162) 岡本, 岡田: 日本金属学会誌 22 (1958) 363
 163) 岡本, 田中, 佐藤: *Ibid.*, 22 (1958) 504
 164) 田中, 佐藤: *Ibid.*, 23 (1959) 104, 27 (1963) 519
 165) 日下, 石川, 村井: 鉄と鋼 48 (1962) 1498
 166) 乙黒, 河部, 中川: *Ibid.*, 48 (1962) 1759
 167) E. E. UNDERWOOD, A. E. AUSTIN, G. K. MARRING: *J. Iron & Steel Inst. (U.K.)* 200 (1962) 644
 168) G. N. GOLLER, W. C. CLARK: *Iron Age* 183 (1959) March 9, 79
 169) M. W. MARSHALL, D. C. PERRY, N. R. HARPSTER: *Metal Progress* 71 (1956) July 94
 170) 佐藤, 古川: 日本金属学会誌 22 (1958) 253, 604; 24 (1960) 96
 171) 古川: *Ibid.*, 28 (1964) 121
 172) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼 49 (1963) 1694
 173) E. A. LORIA: *Iron Age*, 179(1957) June 13, 132
 174) *Materials in Design Eng.* 57 (1963) June 88
 175) A. J. LENA: *Iron Age* 174 (1954) Dec. 2, 113
 176) R. A. LULA: *Metal Progress* 75 (1959) March, 116
 177) P. A. BERGMAN: *Ibid.* 79 (1961) May, 79
 178) C. M. HAMMOND: *Cobalt* 18 (1963) March, 8
 179) AISI 635
 180) 沢, 昭和 38 年度鉄工業技術試験, 研究 38-10-1996 号 報告書 9

5.2.3 原子炉用鋼

(1) 原子力工業の発展

過去 10 年間における原子力工業の進展はきわめてめざましいものがある。しかし動力源としての原子力発電の経済的評価については既存の火力発電との対比において、現在なお多くの問題を含んでいる。とくに 1960 年以降いわゆる原子力開発のスローダウンが憂慮されていたが、1964 年 (昭和 39 年) ジュネーブで開催された第 3 回原子力平和利用国際会議を契機として、世界はここに改めて原子力発電の技術的、経済的基礎を明確にして、その将来に確信をもつにいたつた。

原子力平和利用の内容は現在および将来の数 10 年間には“原子炉の利用”が中心となろう。これを大別すると熱の利用……動力及び熱源として中中性子の利用……アイソトープ生産を含む

の2に分けられる。もちろん現在の原子炉が原子力開発の最終方式ではなく、さらに効率の高い“直接発電”あるいは“核融合”が工業的規模で確立されてゆくであろう。とはいえ現在の原子炉を以てしても、エネルギー資源開発と、その需要の現状からみて、近い将来、工業国のエネルギー需要のかなりの部分が原子力発電によつてまかなわれるであろうことは確実である。

現在世界各国の発電用原子炉の数は、建設中、計画中のものを含めると表 5・2・3 のごとく、優に 100 基を越えている。しかし、その多くは数千~数万 kW 程度のいわば試験炉であつて、実用の大型発電炉の建設はむしろ

表 5・2・3 世界各国の発電用原子炉数

	運転可能	建設中	計画中	合計
アメリカ	8	13	9	30
イギリス	14	12	2	28
ソ連	14	1	2	17
フランス	4	3	3	10
西ドイツ	1	3	0	4
カナダ	1	1	1	2
イタリア	1	2	0	3
日本	0	2	1	3
スウェーデン	0	1	2	3
インド	0	0	3	3
ベルギー	1	0	0	1
チェコスロバキヤ	0	1	0	1
東ドイツ	0	1	0	1
計	44	40	23	107

ろ今日以降に集中されるであろう。たとえば英国 1 国でも 1968 年までに 500 万 kW、米国も 1 基 50~100 万 kW 級の大規模発電所の計画が続き、同じく 1970 年には 500 万 kW に達するものと考えられている。

わが国の開発計画は、周知の通りすでに運転している原研の JPDR (出力 12.5 MW) につづき、近々完成予定の原発の東海発電所 (出力 166 MW) があるが、さらに原発の敦賀地方の第 2 号炉 (出力 25~35 万 kW) が決定しているし、また昨秋産業構造審議会が収集した各電力会社の発電計画をみると、昭和 45 年までに 5 基、合計 136.5 万 kW、続く後期 (昭和 55 年まで) には 11 基、計 470 万 kW となつているから、今後の原子力発電所の建設はまことにめざましいものと予測される。

さて動力炉原子炉には多くの種類があるが、とくに現在実用性が確立されている型式は次の 3 であり、

- 1 天然ウラン・黒鉛減速・炭酸ガス冷却
(コールドーホール型)
- 2 濃縮ウラン・軽水減速・加圧軽水冷却 (PWR 型)
- 3 " " (BWR)

その他の型式もやがて実用試験の段階に到達することが期待されている。いまこれらの炉型別の発電設備容量の現況をみると図 5・2・4 の通りである。

(2) 原子力工業における鉄鋼材料の役割

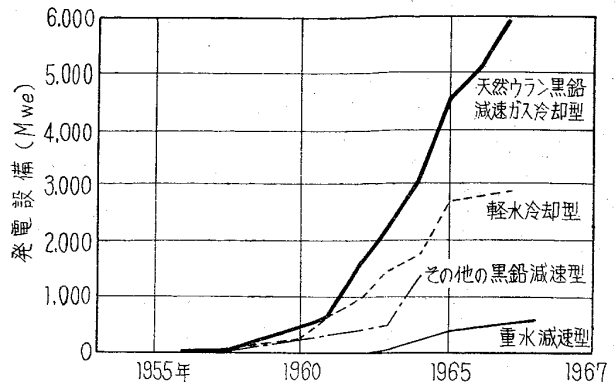


図 5・2・4 世界における原子力発電設備容量の炉型別推移

前節にのべたように原子力発電の実用化に伴つて、鉄鋼業も近い将来その電力を利用するようになるであろうし、実験炉、動力炉の建設や原子力船の建造には多量の鋼材、ステンレス鋼が消費され、また新しい組成の原子炉用鋼材が発展するであろう。このように鉄鋼業も、そのエネルギー利用の面で、また材料供給の面で、原子力工業と多くの関連をもつようになってきている。

周知の通り原子力工業ではこれまでほとんど利用されなかつた多くの特殊金属が使用され、また材料の純度原子核的性質など、高度の冶金技術と新しい金属学の知識が要求されている。しかし原子炉の本体およびその付属設備において、最も多く用いられる材料は鉄鋼材料である。鉄鋼材料にはとくに原子核的に優れた性質はないが、機械的性質、耐食性、高温強度の面で他の材料に優る点が多く、かつ低廉で入手が容易であることも、その大きな理由となつている。

表 5・2・4 には原子炉本体およびその付属設備における鉄鋼の応用を集録してみた。もちろんこれらの用途は量的にも質的にも重要度が異なるし、また他の材料と競合する場合も含まれている。以下原子炉用の鉄鋼材料にとつて大切な若干の性質、および応用を述べるが、現状では主として外国のデータを引用しなければならない点を了解して頂きたい。

(3) 鉄鋼の原子核的性質および炉内での腐食

1) 中性子吸収断面積

原子炉材料として最も重要な性質の一つに熱中中性子吸収断面積がある。この性質に関する限り鉄鋼材料にはとくに有利な点はないが、耐食性その他の点が優れている場合、中性子経済を犠牲にして使用されるもので、鉄鋼、特殊鋼の合金元素の大部分がこの範囲に属している。

とくに Ti, Mn, Ta, Co は高い値を示すから、炉心材料としてはこれらの合金元素の多量を含む鉄鋼は好ましくないということになる。しかしこれらは熱中中性子炉にのみ関係する問題で、将来の高速中性子炉に対しては耐熱、耐クリープ、耐食性の優れた鉄鋼材料が広く用いられるようになる。

2) 誘導放射能と放射能移行

原子炉の中で強い放射線にさらされると、鉄鋼中の合金元素や微量の不純物のあるものは、放射線の強い寿命の長い同位元素となるので、遮蔽や運転停止のときに困

表 5・2・4 原子炉系における鉄鋼材料の使用分野

区別	系	部 分	適 用 例	鋼 種
炉 心 構 造	燃 料 系	合金元素または希釈剤	UO ₂ 分散型など	UO ₂ -ステンレス鋼粉末, 窒化ウラン・ステンレス鋼粉末など (349, 高 Si-18・8)
		燃 料 被 覆	クラッド, キャニング用管, 板 ガス冷却炉	348, 349
		燃料アセンブリー	アセンブリー, クラスタターなど組立部品各種	18-8系, Fe-Al-Cr系
		燃 料 容 器	水溶液燃料 弗化物燃料 液体金属燃料	304, 316, 348 など
	制 御 系	合金元素または希釈剤	合金制御棒 粉末成形体	321, 347, 348 など Inor-8, Ni 合金 Cr系フェライト鋼
		被 覆 剤	クラッドまたはキャニング用板・管	1~4% Bステンレス鋼, 含 Gd Eu ステンレス鋼 炭化 B-ステンレス鋼粉末
一 般 構 造	圧 力 容 器	内面クラッドまたはライニング	クラッド鋼板	304, 347
	冷 却 系	配管, ポンプ, バルブ部品, 熱交, コンデンサ	管, 板, 棒, 鍛造品, 鋳物など	18-8, 17-4 pH, キュプロニックル, モネル, インコネルなど
	出 力 系	同上およびボイラ, タービンなど	同 上	同 上
	付 属 設 備	計測器, 制御機器その他	同 上	同上およびフェライト系およびマルテンサイト系, ステンレス鋼, ステライトその他
	化学処理系	再処理, 廃棄物処理, プラントの機器, 部品, 配管		ステンレス鋼, モネル, ハステロイその他各種耐食合金

難な問題を起す。鉄鋼の合金元素のうち誘導放射能の問題に係るものは、Co, Ta, Mn などであるが、このほか Ni, Cr のようなステンレス鋼の主成分も多少の危険がある。

また原子炉材料は冷却剤に接触する部分から微量の腐食生成物や溶出成分が溶出し、これが冷却剤とともに炉外に出て、熱交換器や配管、バルブの部分に強い放射能を残すことになるので、この放射能移行の問題も重要である。したがって原子炉材料では冷却剤に対して許される腐食量は、従来の機器よりはるかに低く、ステンレス鋼の水に対する耐食性さえ問題となるほどである。

3) 放射線損傷

炉心部の構造材料は長期間多量の各種放射線に曝され、その結果材料の性質が大きく変化する。この現象を放射線損傷といい、原子炉材料にとって重要な問題であるばかりでなく、金属の物性的研究の手段としても極めて重要なものとなつた。すなわち鉄鋼材料がとくに速い中性子の照射を受けると降伏強さ、硬さは増加し、伸びや衝撃値が減少して脆くなるので、長時間運転する原子炉ではこの脆化は危険なものとなる。とくに鉄鋼材料の遷移温度の上昇は重大で、これについては後に改めて述べる。

他方鉄鋼の放射線損傷の機構を明かにしようとする基礎的研究も近年かなり発表されている。とくに照射に伴う格子欠陥の種類と、その作用を研究する手段として、降伏強さ、加工硬化、電気抵抗などを測定し、さらに内部摩擦の変化やとくに透過電子顕微鏡観察などが広く行なわれるようになった。日本でも後にのべる本協会内の鉄鋼照射合同委員会の基礎研究グループが、この種の研究に着手している。

4) 原子炉における腐食の問題

冷却剤による腐食も原子炉材料の困難な問題の一つである。原子炉の冷却剤はその形式によつていろいろあるが、これを大別すれば、

1. 高温高圧の水または水蒸気
2. ウラニル塩溶液 (水溶液燃料)
3. Na, K のごとき液体金属
4. Bi-U 合金のごとき液体金属燃料
5. 苛性ソーダまたは有機物の熔融塩
6. 炭酸ガスその他の気体

などの冷却方式があるので、それぞれに対して腐食の様子も異なつてくるし、かつ未だ完全な材料が開発されていないケースも多い。

また長時間強い放射線にさらされると、金属材料自体の変化が起るばかりでなく、冷却剤にも変化が現われるので、放射線照射のもとでの腐食は自ずから異つた現象が生ずることとなるし、溶接部の腐食、放射能移行の問題など、研究すべき課題がたくさんある。

高温高圧の水による金属の腐食については、原子炉ではとくに厳重な規格が要求されるので、軽水冷却型動力炉の発展に伴つて、この問題が徹底的に研究された。一方冷却剤の水に対しても不純物含有量、電気抵抗などに厳しい規定を設けて、非常に純度の高い水を使用することになつている。

現用の加圧水型原子炉 (PWR 炉) では、約 300°C、約 130 気圧の水が循環するようになつているし、さらに高温高圧のものも設計されている。一般に原子炉材料の耐食性の基準は 0.2 mil/y 以下であるが、18-8 ステンレス鋼は加圧水に対して、ほぼこの基準に合格するので、現在これが標準的な材料として使用されている (表

5.2.5 参照)。しかし 18-8 レステンズ鋼には周知のとおり応力腐食割れや、すきま腐食の問題がある。原子炉に使う高純度水の場合でも痕跡程度の塩化物や溶存酸素が熱交換器のチューブシート部分などに濃縮されて、応力腐食の傾向をもち、現にこのような原因による事故例がすでに数件発生している。日本でも昭和 37~38.年に涉つて、原子力補助金による共同の基礎的研究を学術振興会で実施した。

表 5.2.5 動力炉の冷却系における装置材料使用割合の一例

材	料	合計した表面積 (%)
18-8	ステンレス鋼	79.0
アームコ	17-4 pH ステンレス鋼	9.3
7/3	キュプロニッケル	7.4
モ	ネ	1.9
イ	ン	1.4
410	ステンレス鋼	0.5
ク	ロ	0.3
ス	テ	0.1
イ	ン	0.1

そのほか原子炉系では液体金属冷却材による腐食や物質移行の問題、液体金属燃料 (Bi-U-Th など) 炉の容器材料の問題などがあり、これらについてわが国でも、専用のループによる基礎的研究のデータが報告されるようになった。

(4) 燃料体および制御材における鉄鋼材料の用途

表 5.2.4 で示したように、燃料の希釈剤として Fe と U の合金、あるいはステンレス鋼粉末中に UO_2 を混合した成形品が燃料として使用される場合があり、目下開発が急がれている高温ガス冷却炉用の燃料体として注目されている。その他ウォーターボイラー型炉の炉心部の燃料容器なども、18-8 ステンレス鋼の球型タンクでできている。この炉の燃料は硫酸ウラニル水溶液で、やはり腐食が問題となるためにこの種のステンレス鋼が使われている。そのほか大きな動力炉の燃料エレメントは、スエージング用鋼管やクラッド材およびそのアセンブリーにステンレス鋼を採用する例が多く、いずれも加工性において国産材料は満足な成績を得ているようである。

また制御棒の被覆材としてもステンレス鋼はしばしば利用されている。とくにホウ素 B^{10} を含むボロン鋼や含ボロン・ステンレス鋼は有名であり、わが国でもこれを試作し、かつ、溶接性その他の特性を共同で研究した実績があるが、すでに国産動力試験炉にも実用されている。

なお燃料体ではないが、ガス冷却炉などでは多数の燃料破損検出管が使用されていて、このステンレス鋼細管の製造加工技術もすでにわが国でも確立された。

(5) 原子炉用压力容器

動力炉では炉心部を包む压力容器を設ける。すなわち

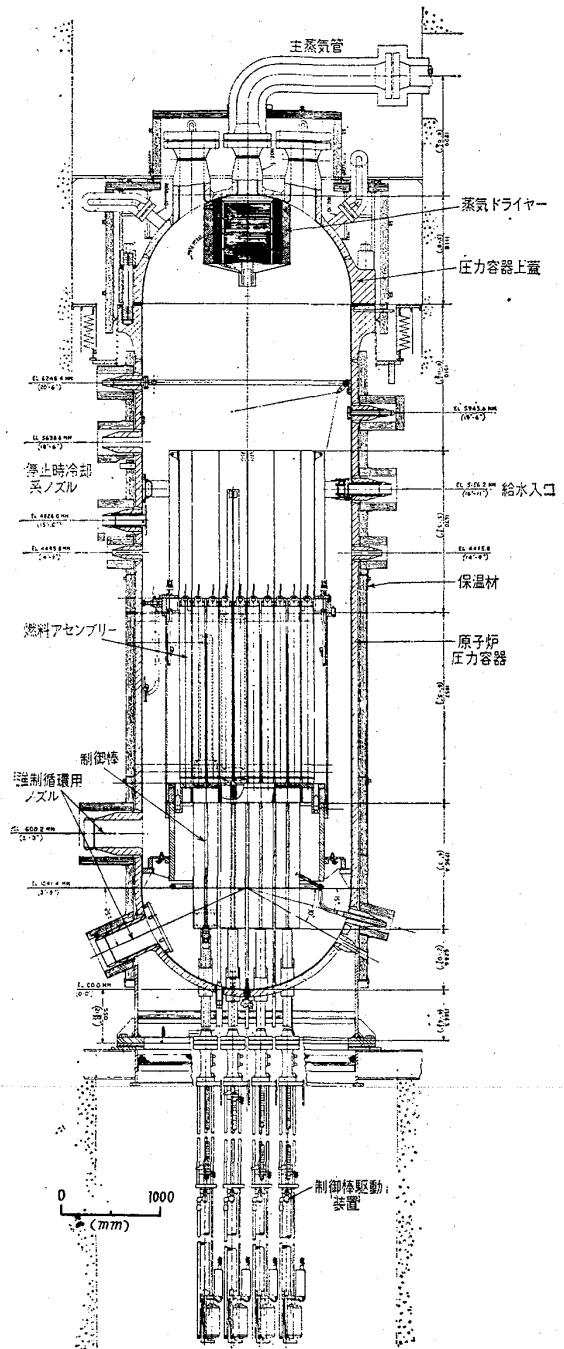


図 5.2.5 原子炉压力容器構造図

燃料、減速材を冷却材とともに容器内に納め、冷却剤はこの容器の一端より送入し、加熱された後他端より炉外に導かれる。とくに水冷却型動力炉の容器は大型、耐高圧となるので、必然的に超厚鋼板が使われている。これまでの事例では一般に ASTM A212 のようなアルミキルドのボイラ用鋼板とか、さらに ASTM A302 B のような材料が高温高圧容器の規格を応用して設計されている。現在の原子炉容器に要求される圧力温度は、これまでのボイラなどに比べればとくに高いものではないが、

- a. 腐食許容量のきわめて低いこと
- b. 炉の運転停止による補修が困難なこと

表 5.2.6 水冷却原子炉の圧力容器の比較

原子炉型式	加 圧 水 型	沸 騰	水 型
発電プラント名	ヤンキーアトミック	ド レ ス デ ン	JPDR
電気出力 (MW)	134 (net)	174 (net)	12.5 (gross)
炉熱出力 (MW)	480	186 (gross)	45
圧 力 (kg/cm ² .a)	140	626	62.4
(psia)	(2000)	72	(890)
温 度 (°C)	288~336	262~286	277
(°F)	(550~636)	(504~546)	(530.6)
寸 法 (m)	内径 2.7× 高さ 10	内径 3.7× 高さ 12	内径 2.083× 高さ 8.738
(ft)	(9'φ× 33')	(12'2"φ× 39'5')	(6'10"φ× 28'8")
肉 厚 (mm)	203	142	73.4
(in)	(8.5)	(5.6)	(27/8)
材 質	ASTM A-302 Gr. B 内面型 304 ステンレス鋼 クラッド	ASTM A-302 Gr. B 内面型 304 ステンレス鋼 クラッド	ASTM A-302 Gr. B 内面型 304 ステンレ鋼肉盛

c. 高度の安全性が要求されること
 など技術的にやつかない問題がある。図 5.2.5 に米国の代表的な PWR ヤンキーアトミック炉の圧力容器の図を掲げた。

表 5.2.6 に示すように圧力の高い加圧水型原子炉では厚さ 100~250 mm の ASTM A302B を母材とし、これに AISI-304 (または 347) の 18-8 系ステンレス鋼をクラッドした超厚板を採用している。このようなクラッド厚板材は原子炉用のみならず化学工業用としても今後その需要が高まりつつあるが、いずれにしても関連産業の技術水準の向上が原子力技術の進歩に直接、関接に影響することを忘れてはならない。しかし幸にこれら厚板の製造技術はわが国で十分の実績があり、原子炉級としても十分な製品を供給できる態勢に至っている。

また原子炉容器では溶接性のよいことが当然必要となるし、軽量化という点からも高張力鋼の使用が増加している。すなわち、アメリカでも前記の A-201, A-302 など、イギリスのガス冷却原子炉では Lowtem または Coltuf などの高張力鋼が使われているし、とくに最近では Ni-Cr-Mo, 1.25 Cr-Mo, Mo-B 系の高張力鋼に移りつつある。このように原子炉容器材料は今後その鋼種のみならず設計基準も常に進歩してゆくから、十分これに対応し得るわが国独自の研究が必要である。

たとえば新しい (1964) ASME Pressure Vessel Code では原子炉容器の応力設計に、低サイクル疲労のデータが導入されたし、また外国の原子炉用鋼材の受注に長時間クリープデータおよび照射試験データの提出を求められた話題があるなど、その一つの例である。

なおコンクリート圧力容器の採用も、一つの傾向として注目されている。

(6) 日本における鋼材の照射試験計画

前節の 1) に掲げた問題は、すでに述べたように鋼材の原子核的性質に基づくもので、圧力容器にとつてとくに重要な問題は遷移温度の上昇である。すなわち図 5.2.6 および図 5.2.7 に示すように、衝撃値の急激に低下する温度が放射線照射によつて高温側に移動することはよく知られているが、耐用年数を考慮してこの現象は、炉容器にとつて重大な問題となる。照射脆化については

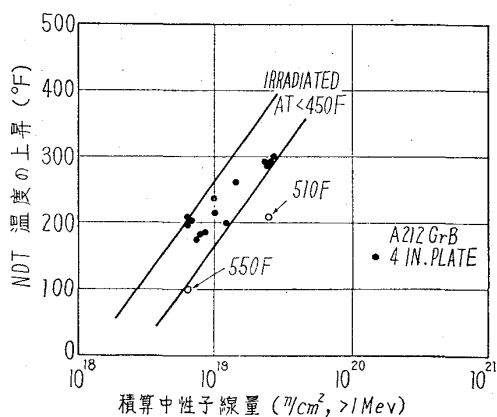


図 5.2.6 ASTM A 212 B 鋼の照射に基づく NDT 遷移温度の変化と照射量との関係 (米国のデータ)

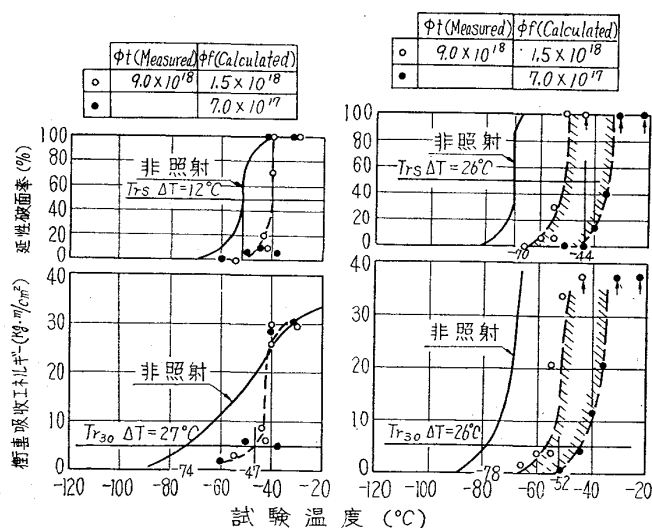


図 5.2.7 国産 A-302 B 鋼 (左) および AI キルド鋼 (右) の照射前後におけるシャルピー試験データ (原研)

諸外国に多くのデータが蓄積されつつあるが、わが国としても国産材料の照射データを求めその確性試験を行うこと、さらには新しい原子炉用鋼材を開発するためにも早急にこれを実施する必要があつた。

本協会では原子力研究所、溶接協会及び学振と合同して、昭和 37 年度より国家的規模の鋼材照射試験合同委員会（委員長：長谷川正義）を設け、原子力補助金計 5,500 万円を得て、すでに 2 年度に渉る広汎な研究を開始している。この研究では照射にはベルギーの材料試験炉を使用し、試験片は各社製の ASTM A 302 B 鋼厚板母板およびその溶接部を用いるが、今後さらに各種高張力鋼、ステンレス鋼などを供試する予定である。

なお前掲の図 5.2.7 のデータは八幡製鉄製の同鋼材および Al キルド鋼について、原研が予備的に測定した比較的照射量の場合であるが、この種のデータとしてはわが国最初のものである。

(7) わが国における材料試験炉の建設

以上のような照射試験には、専用の材料試験炉(MTR)が必要であるが、わが国では未だ設置されていない。し

表 5.2.7 JMTR の特性

熱出力	50 MW
燃料装荷量	U ²³⁵ (濃縮度 90% 以上) 6.5 kg
燃料要素	改良 ETR 型 22 本
放射体	金属ベリリウムおよびアルミニウム
冷却水圧力	常用 8.5 kg/cm ² G 最高 14 kg/cm ² G
ループ燃料領域	75φ 1 本
実験孔	反射体領域 150φ 2 本 75φ 3 本
キャプセル燃料領域	7 コ
実験孔	反射体領域 ~90 コ
水力ラビット	3 本

中性子束 (炉心中心面における値)

	速中性子束 (>1 MeV)	熱外中性子束 (>0.625 MeV)	熱中性子束 (<0.625 MeV)
燃料領域	~2 × 10 ¹⁴	~1 × 10 ¹⁵	~3 × 10 ¹⁴
キャプセル	~2 × 10 ¹⁴	~8 × 10 ¹⁴	~4 × 10 ¹⁴
ループ	~2 × 10 ¹⁴	~1 × 10 ¹⁵	~3 × 10 ¹⁴
反射体領域	6 × 10 ¹³	4 × 10 ¹⁴	~4 × 10 ¹⁴
キャプセル	以下	以下	以下
ループ	1~8 × 10 ¹³	1~5 × 10 ¹⁴	0.5~2 × 10 ¹⁴

かし、国産原子炉の建設のためにも、燃料、材料の研究のためにも、ぜひとも材料試験炉、およびその付属のホットラボが早急に設置されなければならない。

このような要請から昭和 35 年より原子力委員会で審議を重ね、昨年度よりその設置の予算も認められることとなつた。この炉を JMTR といひ、表 5.2.7 のような概要の炉が原研の大洗地区に国産技術によつて建設されることとなつた。運転開始は昭和42年の予定である。なお図 5.2.8 にこの JMTR 炉の炉心構造を示した。この炉が運転された暁には、鉄鋼材料についても広汎な照射試験や基研究が急速に進展するものと期待している。

(8) わが国の発電炉の建設について

わが国の第 1 号発電炉は日本原子力発電会社によつて東海村に出力 16.6 MW の改良コールドホール型が建設されつつあることは周知の通りであり、いよいよ本年には運転開始の運びにいたつたが、この間圧力容器を始め構造材料には多くの国産の鋼材が採用され、また製作、建設に当つて多くの有益な経験を得ることができた。この発電所の主要な特性を表 5.2.8 に、またその構造の概要は図 5.2.9 に示してあるが、とくに日本製鋼、神戸製鋼などが担当した圧力容器その他の鋼板、鋼材についての記録を、参考のため表 5.2.9 に引用した。

なお、これに続いて各電力会社の動力炉の建設や、また別に日本の原子力第 1 号船として総トン数約 6,900 t の海洋観測船が原子力船事業団によつて準備されているなど、わが国の動力炉の開発も漸く活発になつている。

(9) その他の原子炉用鋼材の問題点

1) 原子炉の特殊の要求に基いて、すでに数種の新しい鋼材が開発されている。たとえば前記の

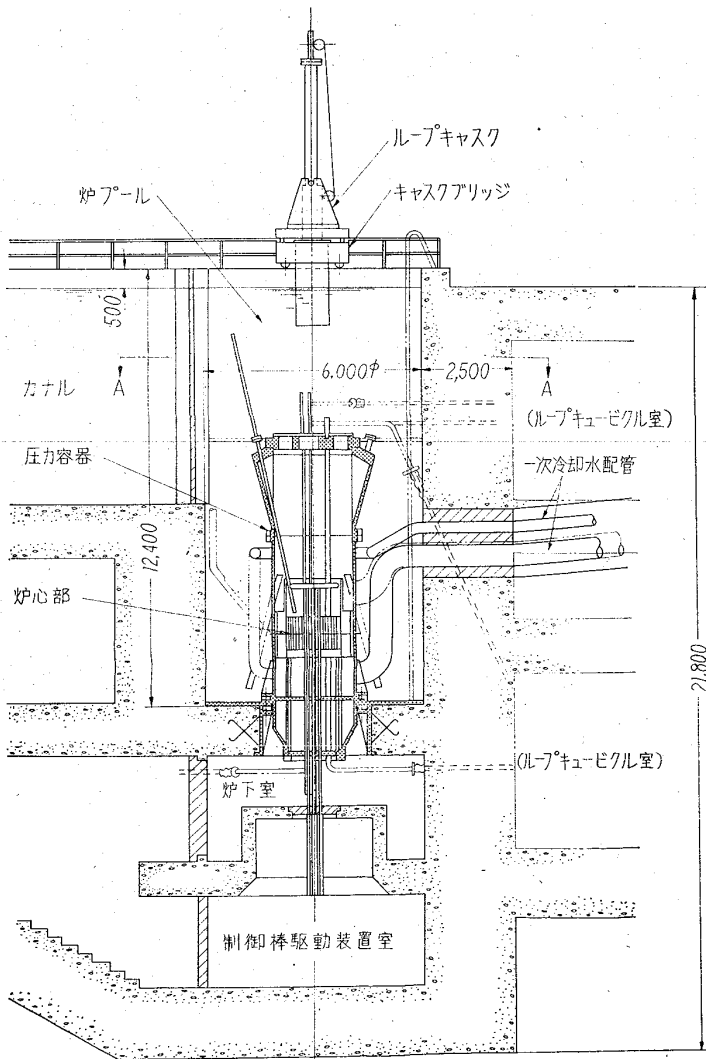


図 5.2.8 近く建設される JMTR (材料試験炉) の炉本体および圧力容器の縦断面図

表 5.2.8 原発の東海発電所の特性と設備概要

<p>(a) 位 置 茨城県那珂郡東海村</p> <p>(b) 出 力 最大 166,000 kW (冷却水温 20°C の場合)</p> <p>(c) 周 波 数 50 サイクル</p> <p>(d) 原子炉本体 型 式 天然ウラン黒鉛減速炭酸ガス冷却式 熱出力 585,000 kW 個 数 1 燃料体 天然ウラン 186 t 燃料被覆の材料 マグノックス AL 80 減速材および反射材 黒鉛約 1,500 t 制御棒 微調整棒 9組 20本 粗調整棒 55本 平坦化棒 22本 安全棒 12本 合 計 109本 緊急停止装置の数 44 圧力容器 材料 細粒アルミキルド鋼 直径 (内径) 18.34 m 鋼板の厚み 通常 8.0 cm 時大 9.2 cm 冷却材 炭酸ガス 運転圧力 約 14.5 kg/cm²g 入口温度 約 200°C 出口温度 約 400°C</p>	<p>(e) 熱交換器 型 式 縦置型 2重気圧水管式 4基 蒸気圧力 高圧側 60.6 kg/cm²g 低圧側 17.6 kg/cm²g 蒸気温度 高圧側 375°C 低圧側 360°C 蒸気量 (1基) 高圧側 118.3 t/h 低圧側 65.8 t/h</p> <p>(f) タービン発電機 タービン型式 串型混圧複流排気式復水 タービン 個数 2 タービン容量 最大連続出力 85,000 kW 発電機型式 回転式内部冷却型水蒸気冷却式 発電機定格出力 100,000 kVA 力率 0.85 水蒸気圧力 2.1 kg/cm²g</p> <p>(g) 制御方式 中央制御式 原子炉：燃料チャネル出力ガス温度一定および 冷却ガス流量可変方式</p> <p>(注) 系統周波数調整に協調せしめる場合は次の順序により、自動的に動作します。 周波数変動→低圧蒸気制御弁動作→低圧蒸気圧力変化検出→冷却ガス流量変更→制御棒の挿脱→燃料チャネル出口ガス温度の調整</p>
---	--

表 5.2.9 東海発電所原子炉用鋼板の種類と数量

原子炉の部位	厚 さ (mm)	数 量		主なる納入先
		枚 数	重 量 (t)	
P. P. V. { shell 本体 総 計	82, 94	106	934	} 富士電機製造および } 神戸製鋼, 川崎重工**
	5~102	296	1,886	
S. R. U.	54~94	*	1,260	川崎重工***
A ダ ク ト	(各種)	*	180	川崎重工
B ダ ク ト	(各種)	*	205	川崎重工
CO ₂ タ ン ク	22~45	21	74	神戸製鋼
そ の 他	*	*	*	
計		約 900	4,760	

化学成分仕様概要 (%)

項 目	C	Si	Mn	P	S
R. P. V. { 50mm> 50mm<	<0.16	0.10~0.30	<1.40	<0.06	<0.05
	<0.16	0.10~0.30	<1.40	<0.05	<0.05
S R. U. { 本 体 付 属 品	<0.25	0.15~0.30	0.50~0.90	<0.035	<0.040
	<0.25	0.15~0.30	0.50~0.90	<0.035	<0.040
A ダ ク ト	<0.16	0.10~0.30	1.00~1.40	<0.04	<0.04
B. ダ ク ト	<0.25	0.15~0.30	0.50~0.90	<0.035	<0.04
CO ₂ タ ン ク	<0.16	0.10~0.30	<1.40	<0.05	<0.05

誘導放射能や中性子吸収の問題から、18-8 ステンレス鋼中の Ta や Co 含有量をとくに低く規定した鋼種があり、AISI 規格に新たに加えられた 348 タイプでは従

来の Nb 処理した 347 に混入してくる Ta を 0.1% 以下に限定しているし、また Ni 中に共存する Co を除いた鋼種 (349 タイプ?) も推奨されている。なおス

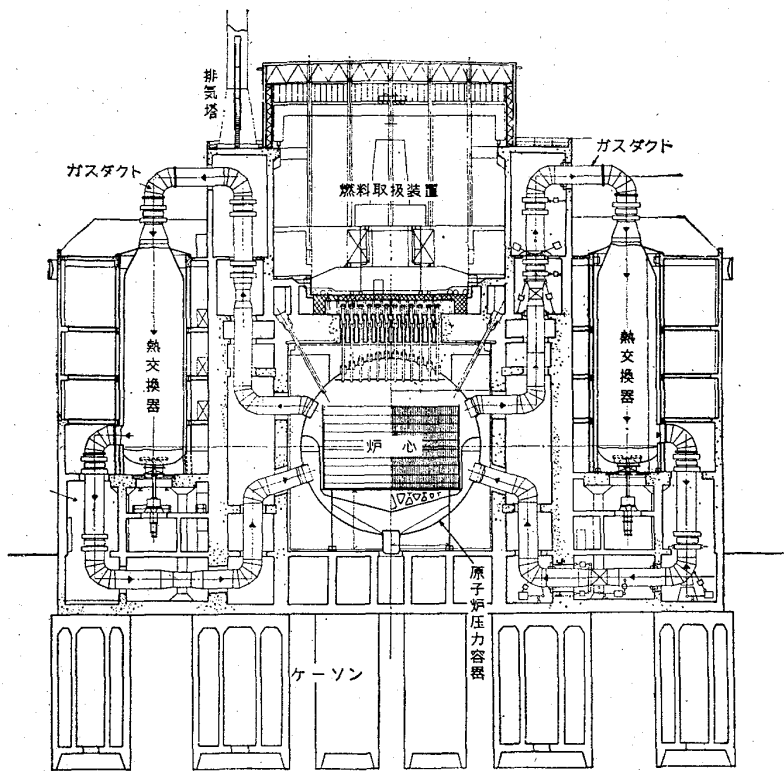


図 5.2.9 東海発電所の原子炉構造図

ステンレス鋼ではないが原子炉用鋼材中の Mn を低める可能性について、わが国でも研究されている。

600°C 以上の高温用動力炉の冷却方式としては、ガス冷却剤の使用が最も有望なものと考えられているが、その燃料被覆材、構造材料に対しては現在までほとんど研究されていなかった。動力炉燃料の経済性に関して重要な因子は、(1) 合金材料の価格、(2) 成形加工および再処理の費用、(3) クラッド材の中性子吸収断面積と燃料濃縮度との関係、および(4) 燃料の burn-up の程度などが挙げられ、この意味で、コストの安い Fe と吸収断面積の低い Al とを組合わせた Fe-Al-Cr 系合金が開発された。

さらに液体燃料の1つの形式として、数年前から UF_4 または ThF_4 をアルカリ金属、その他の弗化物と混合した組成をもつ熔融弗化物燃料が提案され、核的性質も良好なので、将来の 1300°F 以下の高温用動力炉の燃料形式として有望なもの認められているが、その燃料容器として最終的に求められた合金を“Inor-8”と名付け核的性質などを考慮して Mo 15~18, Cr 6~8, Fe 5 max% の組成が与えられた。

b) 動力炉の付属設備のおもなものは、ボイラ、熱交換器、タービン、コンデンサ、ポンプ、バルブ、各種の配管など、出力系統のすべての機器が含まれ、そのほか制御装置、計測用機器、放射線防護設備もある。したがって付属設備における材料の使用量は原子炉体よりもはるかに大きな割合を占め、しかもその大部分は鋼材である。たとえば加圧水型原子炉の1次冷却水のポンプは重量約 20000 lb の 18-8 ステンレス鋼製のものである。

この例でもわかるように、付属設備の一般的な構造材料としては AISI 304 L, 347, 348, 316, 302, 303, 321 などのステンレス鋼が多く使用されているが、その他特殊用途には、410, 17-4 pH, モネル, インコネル, キュプロニッケルなどの耐食合金も応用されている。

c) 燃料の再処理設備：使用済燃料は再処理されて分裂生成物を除き、有用な同位元素を回収し、未使用分の燃料や炉内で新たに生成した Pu などの燃料を抽出、分離することとなる。この燃料の再処理は原子炉の運転に伴う重要な工程で、主として化学処理が行なわれるので、硝酸や弗酸、種々の有機溶媒が多量に取扱われるから、この工程の装置（たとえば、反応器、ポンプ、攪拌機、パイプなど）にはほとんどすべてステンレス鋼が標準の材料として多量に使用されている。

d) 溶接と非破壊検査の問題：燃料体の製造、原子炉容器の加工、冷却剤による腐食など原子炉構造の溶接には、従来の機器の溶接よりもはるかに厳格な規格が要求されるので溶接部の完全な耐食性とか、放射能に対する絶対的安全性の問題と関連して、溶接技術は非常に重要視されている。

燃料棒の破損に基づく原子炉の事故の例は決して少なくないし、また容器、配管などに万一の破損の事故が生じた場合の危険は、これまでの化学工場の災害の比ではないので、溶接技術の向上とともに非破壊検査法の適切な使用も大切な研究課題であり、わが国でも溶接協会が中心となつて、鋼材メーカーの協力のもとに多年に涉つてこれらの問題の試験研究を続けている。

e) ウラン鋼について：濃縮 U 製造の際の副産物のある減損 U (U^{238} が大部分となる) の利用開発を目的として、すでに米国、カナダで大規模の実験が行われ、一部清浄鋼の製造などに利用されているが、わが国でも昭和 36~39 年に涉つて学振に“ウラン鋼特別研究会”（主査：長谷川正義）が設けられ、この問題の共同研究を実施して多くの成果を得ることができた。

文 献

本節に關係する文献は枚挙にいとまがないので、ここでは最近刊の参考書の代表的なものを、紹介するに止めた。

- 1) USAEC: Reactor Handbook, Material (1964).
- 2) ASTM: Materials in Nuclear Applications, sp. T. P. No. 276 (1960).
- 3) ASTM: Symposium on Radiation Effects on Metals and Neutron Dosimetry, Sp. T.P. No. 341 (1963).
- 4) R. L. LOFTNESS: Nuclear Power Plant, (1964).
- 5) IAEA: Corrosion of Reactor Materials, Vol. I & II, (1962).
- 6) I & S. I.: Steels for Reactor Pressure Circuits, Sp. Rep. No.69, (1961).
- 7) M. T. SIMNARD, et al.: Materials and Fuels

for High Temperature Nuclear Energy Applications, (1962)

- 8) 長谷川正義編：ステンレス鋼便覧 (1961)
- 9) 学振ウラン鋼特研：ウラン鋼に関する研究 (1965)

5.2.4 電磁材料

(1) 永久磁石材料

磁石材料の発達歴史において、日本の研究者の功績はきわめて大きい。昭和初期に王座に君臨した高 Co の KS 鋼 (大正 6 年) は、本多光太郎によつて見出された。また現在の永久磁石製品の中心であるアルニコとフェライト磁石は、それぞれ三島徳七の発明した MK 磁石合金 (昭和 7 年) と加藤与五郎、武井武の開発した OP 磁石 (昭和 6 年) から発達したものである。

しかしこのような輝かしい過去の業績をふり返つて、さて、最近の進歩をさぐつてみると、ここ 10 年の間に急速に発達した異方性アルニコ、Ba フェライト、ESD (Elongated Single Domain) 磁石などは、すべて欧米の研究者の手によつて開発された。わが国では、超異方性アルニコの工業化によつて再び主導権をにぎろうとしている。生産量は昭和 38 年約 6,000 t で、アメリカについて世界第 2 位である。

1) 磁場中処理の普及

アルニコ磁石 初期の MK 磁石は、Fe-Ni-Al 合金であつたが、その後改良され、アルニコという通称でよばれ、世界各国で研究改良がつづけられた。

オランダの Philips 社の研究所で、Co を多量に含むアルニコを磁場冷却することによつて異方性を生じ、磁場冷却の方向で最大エネルギー積 (BH)max が 4.0 MG·Oe 以上になることを見出した¹⁾。これは初期の頃のアルニコの約 3 倍近くの磁性向上がはかられたことになりわが国でもここ 10 年余の間に、この形式の磁石がしだいに普及し、全磁石生産量の約 80% を占めるようにな

つた。

異方性アルニコの基準の品種 (JIS MCB1) は Al8%, Ni 14%, Co 24%, Cu 3%, Fe 残部の成分をもち、熱処理は 1,250°C または 900°C 付近から約 1°C/sec の冷却速度で磁場の中を冷却し、つづいて 550~600°C で 5~10 hr 時効する。磁性は残留磁束密度 Br 12,500 G, 保磁力 Hc 600 Oe, (BH)max 5.0 MG·Oe になる。音響機器、電子機器、モーター、計器、発電機など多彩な用途をもつ。その後 Ti 添加による保磁力の上昇 (MCB 2), 凝固中の端面冷却による柱状晶の形成による改良などが出現し、前者は発火機や内磁型計器用磁石、後者はスピーカ用小形磁石に独自の需要を開拓している。各種の永久磁石の最近の特性をまとめて図 5.2.10 に示す。

磁場冷却によつて、なぜ磁氣的性能が飛躍的に向上するのか。その機構の解明について、きわめて数多くの研究報告が発表された。現在までの成果をまとめてみよう。

この合金を磁場冷却すると、析出相は反磁場のため磁場方向と直角方向には成長がおさえられ、磁場処理方向にもつとも近い [100] 方向に細長く成長してならぶ^{2,3)}。最良の磁性は、析出相間隔 200 Å 層状析出相 75~100 Å, 径約 400 Å 長さの状態であられるといわれている。この強磁性析出相は、きわめて微細な粒子のため単一磁区であり、地は非磁性である。この場合の磁化の進行には磁壁の移動がないので、スピンの回転による。異性エネルギーに抵抗して粒子の磁化ベクトルを回転するのだから、異方性の値を高めれば保磁力が高くなる。

異方性アルニコ磁石の場合は、形状異方性であつて、細長い粒子の長軸と短軸にそつての静磁エネルギーの差から異方性が生じる。微粒子を楕円体として、保磁力は次式⁴⁾から求められる。

$$iH_c = (N_d - N_l) I_s$$

iHc: 磁化の強さの零になる保磁力, N_d, N_l: 短, 軸長軸にそつての反磁場係数

実際の測定値と上式の理論値にはかなりへだたりがあり、その理論的考察の改良が提出されている。たとえば細長い微粒子は、じつさいは数珠型模型⁵⁾によつて説明した方がよいといわれ、スピンの回転も一勢回転でないという説が出されている。

Ba フェライト Philips 社の WENT⁶⁾ らによつて、BaO·6Fe₂O₃ の成分をもつ、新しいセラミック (1952) に発表された。この磁石は、西ドイツにおいて最も普及しアルニコ磁石を圧倒しているが、わが国では全体の生産量の 10% をややこえる程度である。

最近の工業的な進歩は磁場プレスによる異方性 Ba フェライトの実用化である。等方性 Ba フェライトは Br 2,000 G, Hc 1,800 Oe, (BH)max 0.9 MG·Oe であるが、異方性にする (BH)max 3.0 MG·Oe

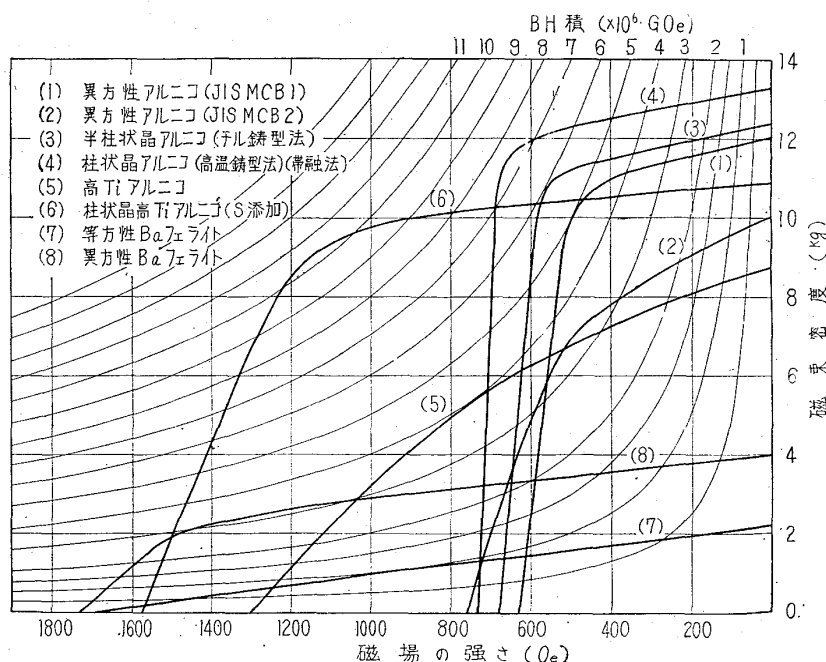


図 5.2.10 新しい各種永久磁石の減磁曲線

達する^{7,8)}. 海外ではすでにこの材料が普及化しているが、わが国ではまだこれからである.

この磁石は、安価なので、発電ランプ、小型直流モータなどに使われるが、温度係数など温度安定性が劣る欠点があるので精密用には使えない.

2) 柱状晶の形成

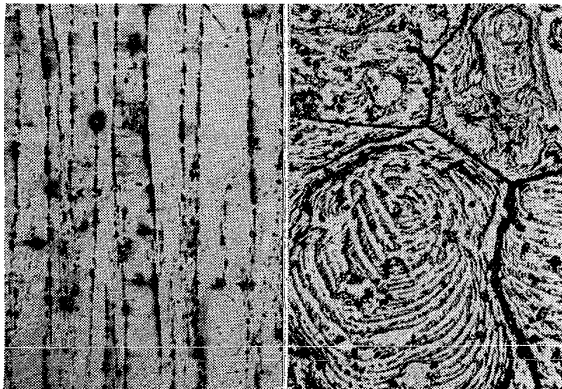
異方性アルニコの単結晶をつくり、その [100] 方向に磁場冷却すると、析出相の長軸が磁場方向と完全に一致するため、すぐれた磁石がえられる、この原理にもとずき、アルニコ磁石合金の凝固の際に一方向の温度勾配を大きくすると、その方向に長軸をもつ柱状晶が発達し [100] 方向と一致する.

冷し金法 鑄型の端面に冷し金をつけチルをきかせると、端面に直角に柱状晶が成長する. その長軸方向に磁場冷却すると (BH) max が 20% 近く向上し、6 MG·Oe になる^{9,10)}.

この冷し金法は、工業的には価値の高い方法であるが側面からの冷却もあり、完全に整列した柱状晶鑄物は得られない. 完全な方向性の結晶をつくれれば、長軸方向に単結晶と同じ磁性がえられるはずである. そのような高性能磁石の作り方は、現在次の二つに大別される¹¹⁾.

高温鑄型法 側面からの熱放出を抑えるために、発熱物質でつくった鑄型や余剰溶湯による保温鑄型を使用し、ほぼ完全な柱状晶鑄物をつくる方法が、イギリスやオランダで行なわれていた.

この方法の生産性を高めるため、Show プロセスを用いた蜂の巣鑄型法がある. 鑄型には狭い間隔をとつて多数の孔をあけ、注湯前に 1,000°C くらいに予熱しておく. 多数の孔に充満した溶湯の熱が干渉して側面からの冷却が抑えられ、底面の水冷し金によつてのみ熱がうばわれる. 写真 5.2.1¹²⁾ のように、柱状晶の整列した鑄物が得られる.



(a) 結晶の長軸と磁冷方 (3) 結晶の長軸と磁冷方向に平行向に垂直

写真 5.2.1 柱状晶アルニコの磁区模様

(8% Al, 14% Ni, 24% Co, 3% Cu, 0.5 Si, 残部 Fe 磁冷後 700°C 時効処理)

この方法でえられた磁石の磁性は、Br 14,000 G, Hc 720 Oe, (BH) max 8.0 MG·Oe で、柱状晶磁石の結晶方位と磁性との関係を図 5.2.11 に示す¹²⁾.

帯熔融法 通常の方法でつくった棒状または円筒状の鑄物を図 5.2.12 に示すような原理の装置で、再び高

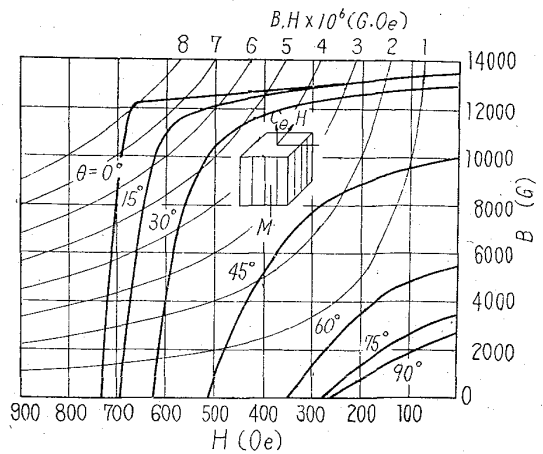


図 5.2.11 熱処理方向柱状晶の長軸方向に対して磁冷方向を傾けた場合のアルニコ磁石の減磁曲線

M: 測定方向 C: 長軸方向
H: 磁冷方向 θ: CとHとの角度

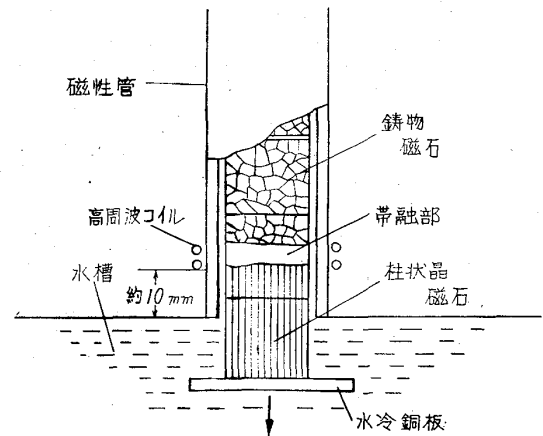


図 5.2.12 柱状晶アルニコの帯熔融による製造法

周波コイルで帯熔融しながら約 2 mm/sec の速度で下げ、一端を水で強制冷却すると (BH) max 7.5~8.5 MG·Oe の磁石が得られる^{13,14)}.

このような高性能アルニコが工業化しているのは、わが国だけで、欧米の市場では、たかだか 7.0 MG·Oe 程度である. それだけわが国は背伸びしている訳である. この高性能アルニコが、今後需要をのばすには、経済的にペイできるか否かにかかっている. 「安価で安定性の高い品質」を強調する欧州市場では、かなり批判的である.

高 Ti アルニコの柱状晶 磁束密度と角型履歴特性が、このようにほぼ飽和値まで到達すると、これ以上磁気性能を高めるには、保磁力を大きくするよりほかに手段はない. 永久磁石材料の進歩を端的に述べると、ここ 10 年余の間の進歩は、「異方性をいかにつけるか」の探究におかれたが、これからの研究は、「保磁力の高め方」に再びおかれよう.

高 Co アルニコに Ti を 5% 以上添加すると、Hc は 1200 Oe 以上になる. 一般に Ti が含まれると、微細な Ti 化合物が懸濁して核生成を促進し、細かい等軸晶が生成する. ところが S の添加は、この高 Ti アル

ニコの柱状晶形成に有効で^{15,16)}, 0.2% S の添加で Br 11,000 G, Hc 1,330 Oe, (BH) max 8.5 MG·Oe が得られている。

3) 新しい製造法の導入

わが国の永久磁石は鑄造磁石が、圧倒的に多く使われているが、海外では小物製品や複雑な形のマスプロ品には焼結法がかなり使われ、とくに西ドイツでは、後者の方法がきわだつて多く採用されている。

わが国では、ここ 2, 3 年焼結アルニコの工業化が企てられたが、その伸びは期待ほどではない。それは、わが国の工業に単純化、標準化が普及していないこと、焼結法の歴史が浅いことなどが原因と考えられる。

焼結マグネットの特性は、成形性、寸法公差にすぐれ、機械的強度の大きいことなどが長所であり、磁性が 10% 以上劣ること、原料費がコスト高になることが欠点である。

近代のマスプロ製造方式の進歩は、必然的にプレス加工と溶接の導入が高い位置を占めるようになった。永久磁石を薄板またはフープに加工し、プレス打抜で成形する方式は、わが国でもかなり普及するようになった。

Vicalloy 磁石は、始め Nesbitt らにより開発され、その後各各種の用途に応じて改良されている^{17,18)}。Co 30~52%, V<14%, Cr<6%, Fe 残部の合金で、90% 以上冷間加工し 500~600°C で焼戻すと、Br 9,000~16,000 G, Hc 500~40 Oe という広い範囲の磁性をとりうる。冷間加工後は、容易磁化軸は板の面の垂直方向に並び、焼戻すと圧延方向に平行にならぶ。

4) 化合物と超格子の期待

現在の永久磁石に適する Fe, Ni, Co など強磁性金属を主成分とする合金の種々の組合せは、ほぼ探究つくされ、もはや新しい合金の発見は、特殊な領域を狙うことになる。最近の新しい材質は、Sr フェライト¹⁹⁾, (Fe, Co)₂P²⁰⁾, MnBi 化合物²¹⁾, MnAl 合金²²⁾ など非磁性元素との化合物や規則格子がクローズアップされてきた。

規則格子型磁石の先駆は、Pt:Co=1:1 の PtCo 合金²³⁾ で、Br 6,300 G, Hc 4,100 Oe, (BH) max 9 MG·Oe とすばらしく、しかも切削性、耐蝕性にも優れている。電子時計やイヤホンに使われている結晶異方性の大きい規則格子の生成により磁気的硬化がえられる。

(2) 電気鉄板 (珪素鋼板その他)

最近のわが国の電気鉄板の品質は、いちじるしく向上した。製造中の熱処理、加工など作業規準の確立、電気的制御による品質管理の浸透、C 系その他不純物を低減させる製鋼法の進歩などによるものである。

最近のこの分野のめだつた現象は、磁気特性の優れた方向性珪素鋼板の普及とコスト的に安価な工業用純鉄板の進出であろう。前者は大型タービン発電機、変圧器などの強電機の他に電子機器用の用途にも需要が拡大し、後者は間歇運転の電気機器、家庭電器用モーターに適している。米国 G.E. 社の使用実績では、約 30% が方向性珪素鋼板、約 50% が無方向性珪素鋼板、約 20% が工業用純鉄板といわれ、将来さらに純鉄板の伸びが予想されている。わが国もこのような傾向がしだいに強まつてこよう。

珪素鋼板の昭和 38 年度生産量は、約 28 万 t で、これは世界生産量の 10% 余、西ドイツ、イギリスと肩を並べており、品質も欧州物には劣らない。

1) 方向性珪素鋼帯

1 方向性珪素鋼帯 方向性珪素鋼帯と一般にいわれているのはこれである。(110) 結晶面が板の表面と一致し [001] 結晶軸が圧延方向に揃つた (110)[001] 集合組織を示し、圧延方向にきわめて優れた透磁率および鉄損特性をもつもので、数年前から工業的生産に入つた。その磁気的性質と測定方向との関係を図 5.2.13 に示す。

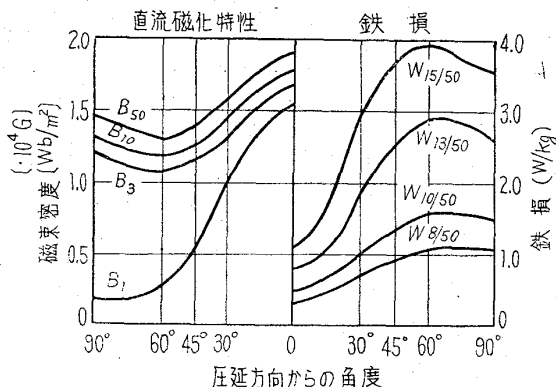


図 5.2.13 方向性珪素鋼板の磁気特性と測定角度との関係 (Z 11)

方向性珪素鋼帯は、純度の高い 3~3.5% 珪素鋼塊をつくり、中間焼鈍をはさむ 2 回の冷間圧延工程によつて所定板厚 (0.30~0.35 mm) まで圧延し、最後に 900°C 以下の加熱による 1 次再結晶と脱炭を行ない、つづいて 1,150~1,250°C 加熱による 2 次再結晶と脱硫 (脱窒) を行なうことによつてえられる。

この性質は、製鋼塊の適否に強く影響される。侵入型固溶元素を低くおさえ (たとえば C 0.03~0.05%), 酸化物系不純物を除去し (たとえば SiO₂ < 0.01%, FeO·Al₂O₃ < 0.005%), しかも適当な分散不純物相 (たとえば MnS) を形成させることが必要である。この分散不純物相の存在は、一次再結晶後の正常結晶成長を阻止するため、850°C 以下では安定で、高温では固溶し、還元性気流中で除去できることが望ましい。その最適量は限定された範囲で、Mn 0.05~0.06%, S 0.015~0.017% がよいという報告²⁴⁾ もあり、窒化物その他も検討されている。熱間圧延には終了温度を 900° 以上と高目に抑えて急冷する。これも分散不純物相の挙動と関連している。

Goss プロセスによる標準的な製造工程^{25,26)} は、冷間圧延 (圧延率 65~75%) → 中間焼鈍 (850~1,000°C) → 冷間圧延 (圧延率 50~60%) → 最終焼鈍 (2 段階) である。最終焼鈍は、まず 850°C 以下で 10~15 分間湿水素中で焼鈍し、脱炭および一次再結晶を行ない、つづいて乾燥水素中 1,150~1,250°C で脱硫 (脱窒) および 2 次再結晶を行なう。

このプロセスの他に、Armco の軽圧延工程²⁷⁾ がある。これは冷間圧延 (圧延率 73~80%) → 中間焼鈍 (810~1,150°C) → 軽冷間圧延 (圧延率 4~2%) → 最終焼鈍 (約 1,200°C) である。

最近極薄方向性珪素鋼帯 $0.025 \sim 0.1 \text{ mm}$ のものが市販されるようになり、高周波における磁気特性がよいので、電子機器用として用途を拡げている。

2方向性珪素鋼帯 1方向性鋼帯では、磁路の磁束方向が常に圧延方向と一致させる必要があるため、巻鉄心カットコアのような形で使用する。2方向性鋼帯は(100) [001] 集合組織 (cube texture) を示し、圧延方向およびこれと直角方向に優れた磁性をもつので、EI型や額縁型の磁路に有利である。

現在、薄板の2方向性珪素鋼帯は製造されているが、重要機用 0.35 mm 以上の厚みのものは工業化されていない。固有抵抗が低く交流磁場におけるうず電流損が大きいなどの欠点もあり、なほ今後の研究にまつ点が多い。

その製造法は、純度のきわめて高い珪素鋼を中間焼鈍をはさむ数回の冷間圧延によつて $0.12 \sim 0.05 \text{ mm}$ の薄板まで圧延して焼鈍し、自由表面エネルギーによつて生ずる2次再結晶の集合組織を利用して得られる^{28,29)}。

鉄結晶表面に酸素が吸着した状態で(100)面の自由エネルギーが最小になる。この方法は面集積度が高いが、板厚に制限がある。

板厚の厚い場合には、鋼塊の柱状晶の[001]組織を利用してつくれるが、工業化にはまだ距離がある。

2) 無方向性電気鉄板

古くからつくられていた D,C,B 級珪素鋼板は熱間圧延法によるもので、方向性は僅か無方向性といえるものであるが、最近の加工方法の発達によりこのような無方向性鋼帯を冷間圧延で仕上げたものが広く市場に出てきた。ここ3,4年の間に熱延珪素鋼帯は、冷延珪素鋼板帯(方向性も含む)に生産高で抜かれるようになった。

冷間圧延法は多量生産に適し、製品の厚さが均一で表面仕上状態が良好である。このような鋼帯は、使用者側にとつても打抜加工の連続化に有利で、高能率作業が可能である。

これの特性を高めるには、溶湯の純度をあげること、結晶粒およびサブグレインを大きくすることが必要である。無方向性のため集合組織を無秩序にするには、 $\alpha \sim \gamma$ 変態を利用し、この温度で焼鈍冷却をくりかえせば、ほとんど無方向性のものが得られる。

Field class の電気鉄板として新しく登場した工業用純鉄板は、珪素鋼より安価で磁束密度が高く、純度を高めるとヒステリシスもかなり小さくなるという長所がある。ただ電気抵抗が小さいので、うず電流損失は大きい。製鋼においてCを0.03%以下までおとし、その後の工程でも低廉な方法で脱炭を図ることが必要であり、Pその他の不純物の影響も検討する必要がある。

3) これからの課題

電気鉄板の製造技術は、戦後急速に進歩し、不純物元素および格子欠陥、集合組織の生成条件などのコントロールに大きな成果をあげたが、今後の研究課題として鑄塊の凝固過程の挙動、2方向性珪素鋼板の工業化、温間圧延による高Siまたは高Al鋼の製造、絶縁被膜の改善などが課題として残されている。

(3) その他の磁性合金

現在の磁性材料研究の焦点に、磁気記録用磁性材料があげられる。テープレコーダ、VTRの録音テープやヘッド材料、電子計算機記憶素子用磁性材料が、ここ10年ばかりの間に、めざましい開発の効果をあげた。

録音テープ材料は、プラスチックベースの上に、 γ 酸化鉄の 1μ 程度の針状結晶を塗布したものである。録音テープの特長は、磁気特性を高めるより、均一性、互換性を重視していることである。VTRのヘッド材料にはFe-Al合金が注目されている。現在16% Alのアルバーム³⁰⁾が実用され、フェライトと組合わせて回路をつくり、空隙部のチップを受持つている。

磁性材料のうちで、近年もつとも研究され対議されたのは磁性薄膜である。これは薄膜の物性を調べるうでも興味あるテーマだが、実用的には電子計算機用記憶素子に使う目的である。

記憶素子には、履歴曲線の角形性と適当な保磁力が必要であり、真空蒸着、電着などをつくつた μ 程度のFe-Ni合金(パーマロイ)はこの条件に適し、表5.2.10に示すように、フェライトコアと比較して幾つもの特長をもつている。再現性の点でまだ問題があり、実用化も緒についたといつたところである。

表 5.2.10 フェライトコアと強磁性薄膜の計算機記憶素子としての特性比較³¹⁾

特 性	フェライトコア	強磁性薄膜
1 二安定状態*	有	有
2 スイッチの速さ	$1 \mu \text{ sec}$	$3 \sim 10 \text{ m}\mu \text{ sec}$
3 スイッチのための電力	800 mA (負荷 50Ω)	400 mA (負荷 5Ω)**
4 反復使用可能な回路***	500 kc	5 Mc 以上
5 密 度	低	高
6 使用温度範囲	50°C 以下	より高温
7 信 頼 度	100%	ほぼ同じ
8 装置中の個数	250万	不明
9 価 格	高価	低廉

* 磁氣的に安定な二つの逆向きの磁化状態

** トランジスタ使用可能

*** 温度の上昇でその上限がきまる

文 献

- 1) B. JONAS, H. J. M. N. EMDEN: Philips Tech. Rev., 6 (1941), p. 8
- 2) R. D. HEINDENREICH, E. A. NESBITT: J. Appl. Phys. 23 (1952), p. 352
- 3) J. J. de JONG, J. M. G. SMELT, H. B. HAANSTRA: J. Appl. Phys. 29 (1958), p. 297
- 4) E. C. STONER, E. P. WOHLFARTH: Phil. Trans, Roy. Soc. A 240 (1948), p. 599
- 5) C. P. BEAN, I. S. JACOBS: Phys. Rev. 100 (1955) p. 1060
- 6) J. J. WENT, G. W. RATHENAU, E. W. GORTER, G. W. v. OOSTERHOUT: Philips Tech. Rev., 13 (1952), p. 194; 16 (1954), p. 141

- 7) G. W. RATHENAN, J. SMIT, A. L. STUYTS : Z. Phys., 133 (1952), p. 250
- 8) K. J. SIXTUS, K. J. KRONENBERG, R. K. TENZER : J. Appl. Phys. 27 (1956), p. 1051
- 9) M. Mc CAIG : Proc. Phys. Soc., B 62 (1949), p. 652
- 10) D. G. EBELING : U.S. Pat. 2,578,407 (1948)
- 11) 牧野 : Cobalt (1961) 17 p. 1
- 12) 牧野, 木村, 山本 : 金属学会誌 27 (1963) p. 582
- 13) 執印, 佐田 (日本楽器) : 日本特許公告 昭37-8160
- 14) 小牧他 (東京磁石) : フランス特許 1, 275, 991 (1960)
- 15) J. HARRISON (Suift Levich & Sons Ltd) : イギリス特許出願 1962-39025
- 16) 三島, 牧野, 木村 (東京計器) : 日本特許出願 37-56773
- 17) E. A. NESBITT, G. A. KALSALL : Phys. Rev 58 (1940), p. 203
- 18) 三島, 太刀川 : 金属学会誌 19 (1955) p. 685
- 19) A. COCHARDT : J. Appl. Phys. 34 (1963) p. 1273
- 20) K. J. de Vos, W. A. J. J. VELGE, M. G. v. d. STEEG, H. ZILSTRO : Z. angew. Phys. 15 (1963), p. 256
- 21) E. ADAMS, M. W. HUBBARD, A. M. SYELES : J. Appl. Phys. 23 (1952), p. 1207
- 22) A. J. J. KOCH, P. HOKKELING, M. G. v. O. Steeg, K. J. de Vos : J. Appl. Phys. 31 (1960), p. 75
- 23) E. GEBHARDT, W. KÖSTER : Z. Metallkunde 32 (1940), p. 253
- 24) T. V. PHILIP, R. E. LENHART : Trans. Met. Soc. AIME Z 21 (1961), p. 439
- 25) N. P. GOSS : 日本特許 129409
- 26) C. H. COLE, R. L. DAVISON : アメリカ特許 2158065 (1939); Iron Age 149 (1941) May p.52
- 27) The Armco Int. Corp., 日本特許公告 昭26-7504
- 28) F. ASSMUS, R. BOLL, D. GANZ, F. PFEIFER : Z. Metallkunde, 48 (1957), p. 341
- 29) C. G. DUNN, J. L. WALTER : Trans. Met. Soc. AIME 218 (1960), p. 448
- 30) 増本, 齋藤 : 東北大研究所報告 (英文) A 4 (1952), p. 321
- 31) D. O. SMITH : J. Appl. Phys. 29 (1958) p. 264

5.2.5 快 削 鋼

(1) 快削鋼の誕生と発展

産業開発の主翼を担っている機械工業においては、つねに大量の鋼材が使用され、加工成形されている。現在までに加工技術としては種々新しい塑性加工法の発展がみられたが、依然としてその主役は切屑を出して成形するいわゆる切削 (独語: zerspänen) によつて果されている。

鋼材の被削性とは非常に広い範囲の被切削挙動を総合的に意味する言葉であるが、鋼に成分的な変化 (例えば S を富化するなど) を与えると被削性を格段と有意的に

高めた性能 (快削性) を得ることが出来る。かような鋼種は快削鋼 (free cutting steel) と呼ばれる。

第一次大戦より P, S の異常に高い普通鋼材が被削性がよく自動盤用ねじ鋼として適することが見出されて以来、自動盤用鋼 (独: Automatenstahl) としての快削鋼が誕生した。普通鋼に対して S が 0.2% 程度含まれることが主因であるため硫黄快削鋼として分類されるが、他の元素や製鋼法の影響もあり、ねじ用鋼としてはトーマス炉製リムド鋼がまず採用された歴史がある。さらに機械的性質の面で高品質の快削鋼としては、硫黄系キルド快削鋼の短を補なうものとしてセレン快削鋼 (主として高合金鋼) および鉛快削鋼が開発された。

世界的にみると、快削鋼の需要の量的な伸びは硫黄系快削鋼を主体とするねじ用鋼が中心で、これに鉛を複合したものも加わり、小は時計、計器など精密工業から自動車、電機、一般機械工業に広く用いられ規格化されている。これらは当然普通鋼材を用いるよりは加工者の側において最終製品コスト面が有利になるために用いられているのである。

さてわが国における開発のあとをふりふり返ると、今次大戦前後には軍用特需用として硫黄快削鋼の使用量の膨張がみられた。しかし案外にその後の伸びは少なく普及が低迷しているに比べて一方鉛快削鋼の最近数年間の需要生産面の伸びはきわめて著るしく、年産 50,000 t を越す勢いを示している (図 5.2.14 参照)。後者の量的な需要は小型自動車用特殊鋼材の鉛快削鋼が主体をなしており、生産技術の向上ならびに需要者とメーカーとの協力によつて新しい途を開発した好例をなしているものである。

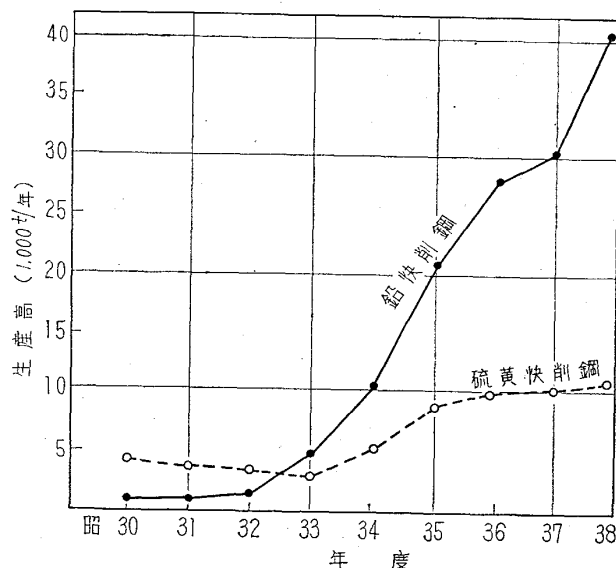


図 5.2.14 日本における快削鋼の生産状況

(2) 快削性介在物の冶金学的基礎

被削性に関するファクターは非常に多いのですべての相関を明らかにすることは現在の知識では未だ充分ではない。しかしまずこれに圧倒的に大きな役割りを演じる快削性介在物に着目して、その冶金学的挙動を明らかにすることは、快削鋼の製造技術面の基礎および材料学の

両面から研究開発に直接つながっており重要である。

1) 硫化物, セレン化合物

JIS の硫黄快削鋼 SUM では S を 0.1% 以上含有せしめているが同時に Mn を含有するので金属組織的には MnS の形の微粒の硫化物系介在物の分散存在がみられる。硫化物は鋼塊において樹枝状晶の濃縮偏析にともない一次晶粒界を主としてスラグ相として析出分離するが、この様相は Mn/S 比, Al, Si その他の脱酸剤および酸素量の多少によつて非常に影響をうける。

Sims らによれば、この分布を I 型 (一次粒内のランダム分布), II 型 (一次粒界でのチェーン状分布), III 型特殊な固体析出物分布) の 3 種に分類することが行われる。Mn/S 量が少ない時は FeS 相がかなり存在し、この場合結晶粒界のいわゆる dihedral angle θ が小さく粒界が溶硫化物相によつて濡された形をとるため鋼塊割れ, その他の脆性のもとになる。

酸素の比較的多い非鎮静鋼においては I 型を得やすい。これは MnO など酸化物系介在物の予備的析出 O₂ と S の相互作用による溶解度の低下によつて説用される。すなわちオキシ—サルファイド系の介在物として粒内に濃縮反応の進行の初期よりランダムに析出分布して I 型の形態をとるものであるが、このような場合分布の形態や θ は酸素量および脱酸剤によつて著しく影響をうける。Mo が第 3 元素として存在する時 FeS → MnS への析出転化を呈することが実験されているが、さらに脱酸脱硫能力の著しい (いいかえれば高温での生成自由エネルギー負値の多い) Al, Ti, V, Zr などが少量共存すると初析出の酸化物と硫化物の質的内容が変化して硫化物の分布は II 型ないし III 型に移行し、鋼塊以後の加工に対する挙動も異なってくる。Cr も数 % 以上存在する場合同様である。Zr は硫化物が安定で微細に均一析出するユニークな合金元素である。

熱間鍛造, 圧延加工による硫化物の塑性は一般に鋼地質よりは少ないがかなりの塑性変形を来し糸状に引き伸ばされる。ゆえに硫化物は一般に A 型介在物として観察されるが、その挙動は詳細に調べると成分や製鋼条件によつて、広い範囲の変化をする。これら A 型介在物は鋼の被削性を向上させると同時に一般には鋼の諸性質に種々の影響をおよぼすが、その挙動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。

セレンは硫黄と同族元素であり快削性介在物セレナイドを形成する点で類似の挙動を示す一方可鍛性や機械的性質に対する悪影響は少ないことが評価されている。MnSe その他のセレン化介在物は一般に硫化物と固溶的に一体となつて分布する。鋼中のテルルも TeMn などの金属間化合物の性状は MnSe の場合と似るが、これらの介在物は酸化物に対する挙動において硫化物とはそれぞれ若干の差を示す。

2) 鉛系介在物

鉛は快削性を与える元素としては知られていたが、快削鋼としての利用は 1937 年米国で特許開発されて以来のものである。当時鉛は溶鋼には不溶とされまた容易に蒸発し失われるため鋼中への均一な分散は困難であつたが、上記の技術によつて冶金的に解決したもので、取鍋より鑄型へ注入する溶湯流へ鉛微粒を連続的に添加して

分散させることをアイディアとしている。当時有効な成分は Pb 0.15~0.35% とされた。かくして製造された生産規模の鉛快削鋼鋼塊では、鉛は 10 ミクロン程度の直径を有する粒として分散し、金属性介在物が組織中に分布した形態をとつている。この場合大粒の鉛は比重差による沈降現象によつて重力偏析を起す。これは鋼塊底部切捨によつて (約 4~5%) 除かねばならない。また鋼塊表皮チル層に近い部分に介在する鉛マクロ疵となるものが製造技術上の問題点とされた。特に特殊鋼の品質確保に対しては硫黄鋼と同様に困難が多く存在した。従つて米国などにおける量的な鉛快削鋼の伸びは快削性に重点をおいた鉛—硫黄超快削鋼の方向にすすみ、材料欠陥や機械的性質に対する品質要求については含硫黄鋼と同等のものが利用途を多く見出した。この種のものについては鉛系介在物の主体は硫化物と複合した形態のものを多く含んだもので、圧延加工によつて塑性変形とともに分散し、最終製品では微細な丸粒の鉛粒および独特の複合介在物を形成する。この場合やはり脱酸および鉛添加および、その後の凝固条件は鋼塊品質や分塊時の歩留り、さらには製品の被削性などに大きな影響をもち技術上の問題点であつた。

強靱鋼, 肌焼鋼, 工具鋼, ステンレスなど高品位を要求される鋼種で快削性を得んとするには、一般に硫黄添加は不適である。これにかわつて鉛の添加のみによるときは、鋼塊および製品の品質上均質かつ微粒な鉛の分散が必要であり、これが適正に行われると、硫黄と異つて機械的性質におよぼす害が殆んどみられない。鉛が溶鋼に若干溶解することおよびこの溶解限度がかなり温度とともに著しく上昇することは、わが国における研究によつてかなり古くから明らかにされていたがこの面の研究開発によつて鋼塊へ鉛を微細に分散させる技術が確立されて来た。

図 5.2.15 はスキマテックに鉛の溶鋼への溶解現象を説明したものである。図に示された溶解限度は C その

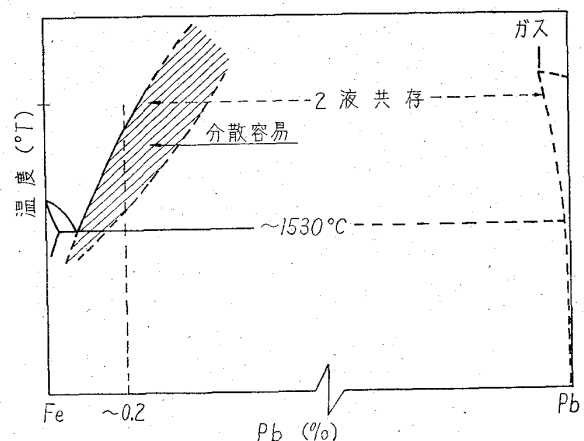


図 5.2.15 Fe-Pb 系模式図 (鉄側拡大図)

他の合金元素, 脱酸度などによつてかなり大きく変化をうける。一般に低温で過剰添加した場合は鉛粒の粗分散エマルジョンを得ることになる。一方高温の溶液範囲において混和した場合は、その後の冷却と凝固にいたる間の析出で分散度の高い微細なエマルジョンを得るに好都

合であつて安全妥当な含鉛量は 0.1~0.23% と考えられた。快削鋼中の鉛系介在物は以上に述べたごとく溶鋼凝固時の含有状態の差によつてその分布形態が異なってくる。溶液よりの鉛介在物析出が主体となる場合には過冷現象や微細な析出核などが分散に影響をあたえるが、凝固前のエマルジョンはかなり安定であつて、重量偏析は 2 t 程度の鋼塊においても見られない。小鋼塊の例では 2~3 ミクロンを中心とした鉛の単独の金属介在物が見られ、その一部は酸化物や硫化物系介在物と接着共存して複合介在物として存在する。

熱間の塑性加工をするとこれら介在物は変形および分裂分散してさらに分散度を高める。鋼塊の大きい場合とくに粗分散エマルジョンの場合の鉛系介在物の分布は一般に粗となるが、圧延鍛造比が大きく（例えば 100 以上）とられる場合は最終製品において 2 ミクロン径程度の粒子を中心に分布する状況となりやすい。しかしその一部は A 型に延びた型の鉛系介在物となり残存する確率を残すことは注意を要する。

(3) 主要快削鋼の性質と用途

ここでは最近の発展の著しい含鉛特殊鋼を中心として他の快削鋼と対比しながら述べよう。

1) 被 削 性

低炭素鋼においては例えば被削性指数 I は実験的に $I = 265 - 600C - 1300Si - 100Mn + 100S + 100Pb$

上式の化学記号はそれぞれ分析成分% 数値を表わしているが、この場合 S と Pb とはほぼ同等に被削性向上効果を評価されている。これらの関係はベースになる鋼種や切削の条件によつて著しくその数値が変化したが、大まかにいって C, Mn, その他の元素の作用は負効果の場合が大部分であるに比べて Pb, S は同程度に被削性向上効果があるとみてよい。しかしその含有量と快削性とは直線関係ではなく図 5.2.16 のごとく含有量が増すにしたがつて勾配がてい減する。

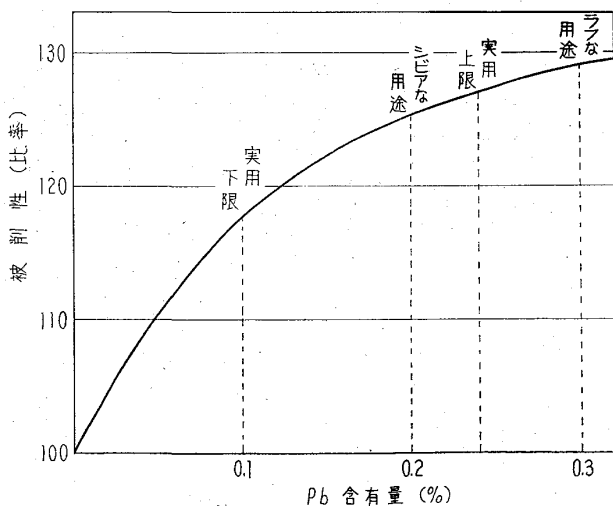


図 5.2.16 被削性と Pb 含量

鉛の含有によつて快削性を生ずる機構の主体は、切り屑-工具接触面における内部潤滑効果および青熱脆性への関与、構成刃先軽減などである。一般的にこれらの総合的效果として、平均 0.15% の Pb によつて切削抵抗

の著減と切り屑形状の細化がみられ、一定工具寿命当り切削速度を 1~2 割増加せしめて能率向上をはかることが出来る。工具寿命がネックの場合はさらに有利な条件が得られる。快削性効果は各鋼種切削条件によつてかなり異なり、硫黄とも異なつた挙動がある。したがつて、その利用上には、経済的な最適条件を見出すための考慮が必要である。例えば高速における重切削の場合、工具のクレーター摩耗部が含鉛によつて局所化する傾向のため有利でない場合などが経験されている。

2) 機械的な強度

本邦で行われているように特殊鋼に 2 ミクロン径程度の鉛粒子を分散させた鉛快削鋼では、その基本的な強度靱性について無鉛鋼との比較上統計的な劣性を認めないのが普通である。この場合微細な球状の Pb 以外の非金属介在物の量や性質が鋼質にはむしろ大きな影響をもつているので、Pb 系の巨大介在物の分布確率が極めて低ければ鋼材への影響は弁別されないのは当然ともいえる。

機械構造用炭素鋼合金鋼はもちろん炭素工具鋼、低合金工具鋼、クロム系ステンレス鋼などの鉛快削鋼は現在静的動的機械的性質についてのハンディキャップは殆んどなく利用されている。特に硫化物系が A 型介在物特有の異方性を顕著に表わすに反して鉛はその傾向がない。

しかし含鉛には宿命的な一つの特異現象があつて、それは 300°C 辺への昇温時の靱性（とくに絞り値、切り欠き感受性など）が急減する現象であるが、通常の用途にはあまり意味をもたない。図 5.2.17 にその例をしめす。

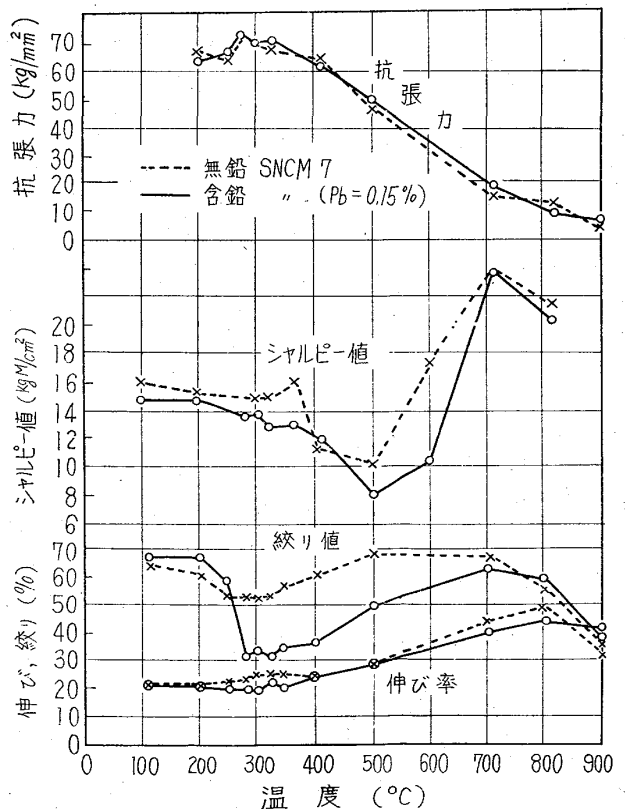


図 5.2.17 低 NiCrMo 鋼の昇温時の機械的性質

この現象は鋼の加工硬化、時効に関連して鉛の影響が出現するもので、同時に鉛粒の組織内部における融解とぬれ現象によつて、生起するとも見られる。動的な疲労値などにも温度 300°C への上昇による低下現象が見られ、特に高荷重下における転動疲労(軸受)特性においてはこの現象に附ずいて含鉛による若干の寿命の低減が観察される。一般の用途における荷重ではこの差はさほど重大ではないとみられる。

3) 快削鋼利用面での対比

鉛快削鋼が需要面において著しい伸びを見たのは使用者である機械加工技術者の側からみてかなり数々の要求が充たされるようになったからであるといえる。この第一は新材料を用いる場合の撰択が適当に行なわれ切削費の低減、能率の向上による利得が材料のコスト高や新材質の欠陥に対する不安を乗り越えることができたからである。これはまたメーカー、ユーザーの技術の交流協力がよく行われたたまたまものと思われる。

つぎに、鉛快削鋼材にはその鍛造性、冷間加工性、溶接性、熱処理性などの面において非含鉛鋼と比較して総合的な難点が見られないことである。鉛は 1200°C 程度以下の温度では全く鋼に固溶せぬ金属介在物として存在して拡散による変化もないところから、単にその体積占有比率(約 1/1,000)に相当する附加的影響しかないともいえるもので、これが幸して非快削鋼からの材料切り換えがスムーズに行なわれ得た。これに対して硫黄系快削鋼においては可塑性、熱処理性、材質の異方性などの面で特別な考慮を加工者側において払わねばならぬことと、或る場合にはそれによつて用途を細かく限定されることが普及に対する抵抗になつている場合がある。

(4) 将来の発展への展望

ここで先づ快削鋼について現状の主用途を検討すると次のごときことがいえると思われる。鉛快削鋼は時計など精密工業のほか小型自動車用の単重数百グラム以下の部品が多く、かつ切削の隘路を形成する歯切り、スプライン、孔ぐり、ブローチ、自動機などで切削する工程の占めるウエイトの多いものに用いられている。現在かような切削加工機および工具は進歩の途にあるがともに真の能率を發揮させ増産の責めを果すために快削鋼は正に適当な材料であつたと同時に、加工冶金上の特性や難かしい設計上の強度要求についても、製造技術面の研究開発や材質面の改良が次つぎに果されて来たことが需要を安定成長させた原因といえる。

材質面の要求の少し緩やかな面の用途に対しては快削性をさらに高める要求を充たさねばならぬ。この方面には硫黄その他の快削性元素の併用および被削性に有害な成分、条件の研究によつて超快削鋼化する途がひらかれている。これは大量生産用鋼材の本道を行くもので量的には最も伸びねばならぬものであろう。この方面では既に欧米が歩を先んじているのは残念ではあるが、なお進歩の余地があろう。ステンレス鋼および高合金鋼については硫黄、セレン、鉛およびさらに第4の元素の可能性が多く残されておりこれらが一般高級鋼であるが故に用途に応じて各種の品質のものが工夫され応用されるであらう。

また工具鋼などの一部には黒鉛鋼(graphitic steel)

の利用拡大の途も残されたものと考えられる。

なお以上は焦点を快削鋼開発の基礎をなす冶金学的問題点に絞つて述べたが、紙面の都合で快削鋼の一般的解説や技術的特性の詳細については文献にゆずることとした。なお解説文献としては次のようなものがある。

文 献

- 荒木：応用金属学大系 5 (鉄鋼材料) (1963) p. 337
 荒木；熱処理 3 (1963) 3, p. 176； 機械と工具
 (1963) 2, p. 35
 浅田：日本金属学会報 2 (1963) 1, p. 7； 機械学会誌 (特集) 金属材料 3 (1963) 3, p. 13

5.2.6 構造用鋼

この 10 年間の構造用鋼生産量の伸びをみると、昭和 28 年の 140,000 t から昭和 38 年の 1,220,000 t へ約 9 倍の大幅な増大を示している。その約 30% の需要先である自動車産業は、四輪車のみでも 66,000 台から、1,403,000 台へ伸び、今後一層の飛躍をしようとしている。また一方では、貿易の自由化にともないコストダウンの必要に迫られ、この趨勢は関連産業界に大きな影響を与えている。自動車用構造用鋼の大半を供給する特殊鋼業界も、これに対処すべく大変革をとげようとしている。

今、ここで戦後の構造用特殊鋼、ひいては特殊鋼全体が辿つた変遷の経路を振り返つて見ると、何といつても米国から受けた影響が、好むと好まざるにかかわらず最も大きいことはいうまでもない。JIS の構造用特殊鋼はすでに 28 年の改正によつて、SAE の 8,600 系や 4,300 系の Ni-Cr-Mo 鋼を採用し、その他の特殊鋼も化学成分範囲はほとんど SAE なみの狭い範囲(たとえば C では 5% レンヂ)が採用された。

昭和 28 年の改正によつて規格化された JIS の機械構造用炭素鋼、構造用合金鋼の 33 種類に加えて、日本の自動車工業会はさらに 34 年に C 5% レンヂの、機械構造用炭素鋼 10 種と焼入性を規定した H 鋼 8 種を規格化した。また肌焼鋼に対する結晶粒度の指定を採用した。これらは、米国が最も得意とする大量生産方式を推進するために生れた技術的要件である。このような事情で構造用鋼は JIS 規格と、いわゆる自工会規格のほか各ユーザー独自の規格によつて生産されているのが現状である。最近にいたり、鉄連特殊鋼分科会は、各方面の意向を取り入れて、まず機械構造用炭素鋼および H 鋼について、JIS 改正案の作成に着手した。

現在わが国で自動車に使用されているおもな構造用鋼は、ほぼ、炭素鋼 42%、Cr-Mo 鋼 34%、Cr 鋼 15% Ni-Cr-Mo 鋼 8%、その他 Ni-Cr 鋼などであるが、自動車のコストダウンの必要性和熱処理技術の進歩によつて、低級鋼の使用比率が増大する傾向にある。たとえばリングギヤが SNCM 23 から SCM 22 に移行した。リヤアックスルシャフトが、焼入焼戻の SCM 3 または SCM 4 から、焼入焼戻後高周波焼入をする S 40 C に代つたが、疲労強度はかえつて上昇した。また二輪車で

は小型車の歯車が SCM 22 から SCr 22 に代つた例もある、各種の構造用鋼に Pb を添加した鉛削削鋼は二輪車の各部品に大幅に採用され、次第に四輪車にも普及してきた。

米国ではコネクティングロッドなどに低 Mn 鋼 (1041, 1046)、歯車類には Mo 鋼 (4027, 4520) も使用され、また、ドイツでは Mo 0.45% のガス浸炭用鋼が開発され、わが国でもこの種の肌焼鋼について検討が加えられている。

次に鋼の強さという観点からすると、現在のわが国の需要から考えて、いわゆる超高張力鋼と称される 140~150 kg/mm² 以上の抗張力を有する鋼は今までのところ余り問題になつていない。しかし、最近に至つて低炭素マルテンサイトの特性を生かした比較的安価な鋼種 (C 0.20%, Si 0.8%, Mn 1.2%, Cr 1.5% Ti 0 または 0.10%) が低温度焼戻 (約 300°C) の状態で 140~150 kg/mm² の抗張力をだし、強力ボルトとして土木建築界に実用されている¹⁾。今後一般の高強度を要する部品としても実用される可能性がある。

このように自動車に使用される各鋼種の比率は徐々に変化しているが、共通して要求される品質の中で重要なものは、地疵、結晶粒度、表面疵、寸法精度などである。製鋼炉としては依然として塩基性電弧炉が主役を勤めてきたが、需要の増大にともなう注文ロットの大型化と技術進歩によつて、平炉による構造用鋼の生産が開始され、さらに最近にいたつては、LD 法による構造用鋼を含めた高級鋼の溶製も行なわれようとしている。塩基性電弧炉は化学成分の調節が容易で、シビヤな成分範囲の要求を満足させる炉であるが、カントメーターなどの機器分析法の普及により、一層高能率と歩留りの向上が得られるようになった。

すでに広く行き渡つていた酸素吹精により、高温精錬が一般化されていたが、さらに成分調節を容易にし、還元時間を短縮するために還元期のいわゆる強制脱酸法が広く行なわれ、また大型炉の出現によつても精錬条件が多少変化した。このような変化によつて鋼材の顕微鏡的非金属介在物の水準は、構造用鋼においては問題になるような大きな変化はみられなかつた。しかし、段削試験で検出される地疵は、鋼塊内の末圧着の気泡に起因する場合もあるが、大部分は A ないし B 系の巨大介在物の伸びたもので²⁾、その成因は溶鋼の酸化、脱酸生成物、あるいは、浸蝕された耐火物などと考えられており、この疵に関しては塩基性電弧炉においても、必ずしも満足すべき状態に達せず、溶解、造塊、あるいは耐火物について多くの技術的努力が払われてきた³⁾。適正な精錬を行えば、鋼浴中の介在物は極めて少ないのが一般であるので、特に造塊技術の改善に多くの努力が払われた。

出鋼後の各工程における溶鋼の酸化は、地疵発生原因の一つと考えられ、出鋼樋の短縮、スラグで溶鋼をカバーする出鋼法、取鍋内に Ca-Si 投入による雰囲気調節、あるいは鑄型へ注入する際 Ar または N₂ のガスカートンによる保護などが行なわれている。800 kg の鑄型に SCM 22 の溶鋼を N₂ ガス中で鑄込んだ場合、大気中鑄込に比較して鋼材の地疵総長が約 1/4 以下に減少した報告⁴⁾もある。

最近にいたり、さらに積極的な酸素減少対策として真空脱ガス法採用の気運が、わが国でも高まつてきた。元来真空脱ガス法は白点防止対策として大型鍛造用鋼塊にメリットをもつものであるが、真空度をさらに低下すると——例えば 0.5 torr——脱酸素効果が著しくなり圧延用鋼塊への適用が注目されるにいたつた。将来は連続鑄造と組合せた脱ガス法が検討されるのではなからうか、われわれは長い間溶鋼の平衡をコントロールする手段として、温度のみにたよつてきた。真空脱ガス法はさらに第二の手段として、圧力 (減圧) という強力な武器を与えた。その意義は大きいといえよう。

浸蝕された耐火物と地疵との関連も研究された。主として造塊時に溶鋼と接する耐火物は、スカムとなつて鋼塊表面の砂嚙になることは事実であるが、耐火物に由来した地疵の存在を確認した例は少ない。RI あるいは非放射性トレーサーによる実験例^{5,6)}によると、大部分の浸蝕耐火物は溶鋼表面に浮上することを示している。また、結晶粒度調整剤として、V のみを使用して地疵発生傾向を小さくした場合、Al のみの添加鋼に比較して、耐火物が浸蝕されやすく、したがつて下注鋼塊の方が上注よりも地疵発生が多いという報告⁷⁾もある。

鑄込温度のコントロールは地疵対策として有効な手段であつて、浸漬型の測温法が広く普及した。介在物を、それと濡れやすいスラグによつて吸収させ、あるいは冷却凝固の速度や方向を調節して分離することも考えられ、合成スラグあるいは衣造塊の検討も行なわれている。衣造塊の場合傾注式鑄造機⁸⁾により空気酸化を防ぎつつ造塊する方法も検討されたが、まだ本格的に工業化の段階にはいつていない。このように地疵対策には種々の問題点が残つているのが現状である。このような段階にあつて、鋼塊の型状寸法と適正なる圧延比によつて地疵を細分させることも行なわれている。

平炉鋼は電炉鋼より硫化物系介在物による清浄度が劣ることがあるとしても、酸化物系介在物については、匹敵するものができるようになった。LD 鋼はガス含有の点で有利であつて、構造用鋼生産の試験が各社において行なわれている。鋼管用鋼については電炉鋼に匹敵する地疵および清浄度を示す例が発表⁹⁾された。

非金属介在物の本質の究明については、顕微鏡による判定、あるいは化学的に抽出したいわゆるサンドを化学分析によつて、その組成を決定する方法のほか、X線回折、電子線回折によつて、一つ一つの介在物の結晶系が確認された¹⁰⁾。しかし介在物の生成原因を追求するには、結晶学的検討と同時に化学組成を分析することが要望された。この目的にかなつた X線マイクロアナライザーは 1949 年 (昭和 24 年) にフランスにおいて発明された¹¹⁾。昭和 34 年にいたりわが国でも英国とは独立に開発された¹²⁾。その後の電子工業界の努力により、優れた装置が完成し各方面に応用されて米国に次ぐ多くの発表がなされるようになった。今後の研究成果が期待される。

鋼材内の非金属性介在物の種類形状、大きさ、位置などと機械的強度、特に疲労強度との関連性の追求は、介在物の鋼材におよぼす害の限度を示唆するものと考えられ、学振などでもとり上げられている。この種の基礎

的な研究成果は実用上にも大きな影響があるので組織的に一層促進されることが望ましい。

ガス浸炭法は浸炭後の直接焼入が前提であるから、浸炭時の結晶粒の粗大化を防ぐため、肌焼鋼に対しては細粒鋼（通常オーステナイト粒度 No. 5 以上）が指定されるのが普通である。したがってわが国でもこのガス浸炭法が導入されるにつれて、オーステナイト結晶粒度の調整法および測定法の研究が盛んに行なわれた。粗大なオーステナイト結晶粒の鋼は熱処理後の靱性が低く特に浸炭層に顕微鏡的な亀裂を生ずるおそれがある。戦前から細粒鋼を得るためには、少量 Al を溶鋼に添加することが必要条件¹³⁾であるとして実行されてきた。当時は溶解作業自体のバラツキが大きく、たとえ一定量の Al を添加しても種々の結晶粒度が得られるということで、オーステナイト結晶粒度は、その鋼の「生れ」である溶解に固有な特性と考えられていた。

昭和 24 年鋼中の AlN として存在する N の定量法が発表¹⁴⁾された、それと前後して Al 添加によるオーステナイト結晶粒の微細化に関するメカニズムの研究が内外において行なわれ、その結果、鋼中に生成する AlN が grain growth inhibitor として作用するという報告¹⁵⁻¹⁸⁾がみられるようになった。すなわち、鋼中に析出した微細な AlN が 0.01~0.02% 程度存在していると、オーステナイト結晶粒界の移動が阻止されて結晶粒の粗大化が阻止される。Al 添加の適量範囲は塩基性電弧炉の肌焼鋼の場合一般に 0.3~0.7 kg/t の程度である。その後も熱処理の際の加熱速度¹⁹⁾、冷却速度^{20, 21)}、繰り返し熱処理の影響²²⁾、また熱間加工の際の加工温度、加工終了温度の影響²³⁾、あるいは、冷間加工の影響^{24, 18)}などについての研究が進められ、また、これらと並行して、AlN の熱処理による析出、固溶の挙動^{25, 18)}、あるいは結晶粒粗大化の阻止因子としての AlN の形態の電子顕鏡などによる直接観察^{15, 26)}などについてのくわしい研究が続けられるにしたがつて、オーステナイト結晶粒度は熱処理、熱間、冷間加工などによつて変化するものであつて、従来の「生れ」に固有な特性であるとの概念は誤りであるとの考え方がつよくなつてきた。

一方 Al 添加量を増加すると、地疵あるいは鋼塊の縦割れ発生傾向の増大などの弊害が生ずるので、その添加量は適量範囲でもできるだけ低目を狙うのが一般的傾向である²⁷⁾。また、高温浸炭鋼などでは Al 以外に Zr, Nb, Ti, V²⁸⁾なども粒度調整にかなり広く利用されるように研究が進んだ。たとえば Nb は 0.01~0.05% の添加により、著しく微細化の効果をだす、これは、これらの元素と C, N との化合物の形成によると考えられている²⁷⁾。また Zr の効果は、その窒化物が約 0.035% 存在することが必要であるが、微細化の程度は Al 処理鋼ほど著しくない。いずれにしても、これらの元素の添加によるオーステナイト結晶粒微細化の機構は、それぞれの元素の窒化物、炭化物などによるが、その元素によつて、若干異なることも明らかになつた²⁸⁾。いずれの場合でも、添加元素そのものが直接微細化の作用を示すことは認められていない。

このように結晶粒微細化に関する溶解技術上の問題は非常に明らかになつてきたのでその調整も楽になつてき

た。しかしこのような研究の進展にもかかわらず、現状ではまだ、「育ち」なる概念を完全に肯定するほど、結晶粒度と熱処理、熱間加工および冷間加工などの前処理との相互の定量的関係の全貌が明らかにされたとはいへない、これを追求することは、材質のより完全なコントロールのためにも必要であらう。

また、結晶粒度と材質との関連性は、たんに結晶粒度の細粒のみが材質に影響するとは考えられず、とくに混粒の程度、状態がどの程度まで材質を左右するかについて明らかにする必要がある。

さらに、粒度の測定法については、今後、その自動化が推進されるであろう。そのあらわれとして、学振法の linear analysis をもとにした方法が全面的にとり入れられ、また、英国では Quantitative Television Microscope などの自動測定装置が出現している。

その他、鋼材の内質については、マクロ組織がある。水素に起因する毛割れは、酸素吹精、還元期の短縮、あるいは圧延後の徐冷、などの方法で改善されてきた。しかし、真空脱ガス法は現在において最上の水素対策と考えられ、これによれば、含 Ni 構造用鋼においても圧延後の徐冷を不必要とするであろう。中心偏析、パイプなどは主として押湯保温法²⁹⁾の進歩により改善された。押湯保温法としては、電弧加熱はすでに影をひそめ、各種の保温材が安価に提供されるようになり、歩留向上にも大いに貢献した。

連続鍛造による自動車用構造用鋼は欧州においては広く使用されている。わが国においては、特殊鋼業界が早くより注目し、そのビレットの調査を行なつたが、その内質は必ずしも、わが国の自動車メーカーの要求を満足するものではなかつた。これを契期として欧州とわが国の国状の差があるとはいえ、わが国の自動車用鋼の過剰品質という声の一部においてあがつた。最近では連続鍛造材の品質も非常に向上しているようであるが、この問題はユーザーとメーカー側で十分に検討すべき問題ではなからうか。

目を鋼材の品質から表面状況、寸法精度などの表面品質に移してみよう。

圧延材の寸法精度は従来よりもシビアな要求が出されるようになった。（圧延鋼材の場合、JIS の $\pm 1.8\%$: 最小値 ± 0.4 mm に対して自工会規格は $\pm 1\%$ 、最小値 ± 0.3 mm）、特殊鋼工場においては既存設備の仕上スタンドの軸受の改造や、圧延温度の管理を強化してその要求にこたえた。圧延機の新設は多くの資金を必要とする。経済的にめぐるまなかつた戦後の特殊鋼業界はまず、溶解設備より合理化に着手し、ようやく最近にいたつて、極めて少数の分塊ロール、連続棒鋼ミルを備えた近代工場が出現しはじめたにすぎない。鋼材表面にあらわれる製鋼あるいは圧延原因による欠陥は、鋼塊表面の皮削、ビレットの疵取、あるいは加熱炉、圧延機の近代化にもかかわらず、それを完全に消すことができないので、相変らず多くの工数と設備を必要としている。

鋼塊の疵取り設備としては、強力専用施盤、プラノミラーなどが登場し、さらに分塊圧延後のホットスカーピング装置をもつた工場も出現した。ビレット疵取り機としては、スインググラインダーから自動グラインダに

移行し、作業環境の向上と能率化が計られた。製品の検査は目視によるほか、磁気探傷器が流れ工程に入り、内部欠陥検査としては超音波探傷器が広く普及して、非破壊検査法の共同研究が盛んに行なわれている。

しかし、これらの個々の設備の進歩はみられたが、変化する労働条件と、急増する生産量に対しては、十分とはいえず、総合的な検査、整備部門の合理化の必要性が生じてきている。表面疵の検出、マーキング、傷取、結束、梱包を一貫とした流れの自動化を検討する時期に到達しようとしている。

また、冷間鍛造の発達、自動旋盤の普及は、高度の寸法精度を必要とし、要求に応じて、引抜、ピーリング、あるいはセンターレスグラインダーなどの設備の増強が行なわれるようになった。冷間鍛造用鋼材は、このほかに表面脱炭層の極めて少ない完全な球状化焼鈍を必要とし、雰囲気熱処理設備は素材の供給者側においても必要となった。

自動車に使用される膨大な浸炭焼入部品の処理方法としての固体浸炭法は、その均一性、作業性、あるいは作業環境などについて、近代的工場の作業方法としての条件に多くの欠点をもっていた。これに代つて登場したガス浸炭法と浸炭設備はこの10数年間に急速に進歩発達をとげた。すでにわが国でも都市ガスまたは木炭ガスによるガス浸炭の工業化が若干行なわれていたが、昭和26年の米国で行なわれた、第1回世界冶金会議を契機として³⁰⁾、わが国においても、ガス浸炭法の工業化研究が急に盛んになった。当時わが国の自動車産業は強力な合理化に着手しており、熱処理技術もその重要な対象であった。このような情勢にあつて、国内の有力炉メーカーは相ついで米国より技術と設備の導入を計りはじめた。

昭和28年に有力自動車メーカーと炉メーカーとの間で、連続ガス浸炭装置の設置が計画され、その雰囲気としては、プロパンを原料とする吸熱性ガスの使用が決定された。翌年末にその装置が完成して、約1年間多くの困難を克服して安定した操業に入り、その成果が確認された。31年から32年にかけて、わが国の石油工業はその副産物として、良質のプロパンを安定して供給しうる態勢を築いた。以後炉メーカーの企業活動、学者、技術者の積極的啓蒙運動、あるいはMetals Hand Bookなどの文献による紹介、などの直接・間接の影響により、プロパンを用いるガス浸炭法と熱処理雰囲気制御技術の採用は決定的となり、数年にして、その普及ぶりは欧州をしのぐにいたつた。35年に入つてから、ガス浸炭はもとより無酸化焼入はもはや常識となり、わが国の有力企業でこの技術を採用しないところは、ほとんどな

い状態になつた。現在、連続式ガス浸炭焼入、焼戻装置は20数基を数え、バッチ式にいたつては数100基が稼動しているとみられる。

保護雰囲気として吸熱性ガスを用いる無酸化焼入の理論は、ガス浸炭より先に確定され、むしろガス浸炭は、その理論を根拠としている。しかし、その工業化はガス浸炭が米国においても、日本においても先行した。その最大理由は構造用強靱鋼を使用する部品は、完全に仕上げてから無酸化焼入する必要が少ないことである。

ガス浸炭法の実施によつて、浸炭、焼入、焼戻を含めて、およそ30%から50%の生産費の低減が実現したと称せられ、品質上にも、浸炭濃度および勾配、したがつて歪の発生量までを調整できるようになつた。

このほか、真空熱処理、高周波表面焼入、浸硫法、あるいは軟窒化法などの技術が発展し、それぞれの分野でその特長を発揮し、効果をあげている。

このような熱処理技術の進歩にともなつて、鋼材に要求される焼入性の相対的重要性が高まつてきた。自工会のH鋼は、SAEのHバンドと従来の納入材の成績を参考として作成されたものであり、JISにおいてもこのH鋼が採用されようとしている。米国においては、炭素鋼に対しても比較的焼入性の劣る鋼の焼入性試験に採用されているSAC (Surface Area Center) 試験³²⁾実施の要望が高まつている。

さきに述べたように、ドイツにおいても、ガス浸炭後の直接焼入の実用化が検討された結果、従来使用されてきた16 MnCr 5、あるいは20 MnCr 5などのCr、Mn量の高い肌焼鋼に代つて、ガス浸炭に適したMo-Cr肌焼鋼が開発された³³⁾。この鋼は浸炭層の焼入性が優れており残留オーステナイトが少ないため、焼入後の浸炭層の硬度が高く、また疲労特性もすぐれているので各種の歯車類に使用されている。わが国においてもその性能が検討されつつあるが、まだ実用化の域に達していない。表5・2・11にその成分を示す。

動機は異なるが、わが国においてもトラックのディファレンシャルギヤなどの大きな面圧を受ける部品に、浸炭層の焼入性の強化が望まれて、ドイツの25 CrMo 4よりCr量が高く、Mo量がほぼ等しい鋼種(C 0.23%, Mn 0.7%, Cr 1%, Mo 0.4%)が一部で使用されている。本鋼種はSCM 24 Hとして、今回のJIS H鋼規格案に入っている。

最近深浸炭を要する部品の浸炭能率の向上のため950°C以上の高温浸炭法が研究³⁴⁾され浸炭時間の短縮がはかられている。自動車業界にはまだ応用されていないが約2mm以上の深い浸炭層を必要とする建設機械部品

表 5・2・11 肌 焼 鋼 の 成 分 の 一 例

鋼 種	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
16 MnCr 5	0.14~0.19	0.15~0.35	1.00~1.30	0.80~1.10	—	—
20 MnCr 5	0.17~0.22	0.15~0.35	1.10~1.40	1.00~1.30	—	—
20 MnCr 4	0.17~0.22	0.15~0.35	0.60~0.80	0.30~0.50	—	0.40~0.50
25 MnCr 4	0.23~0.28	0.15~0.35	0.60~0.80	0.30~0.50	—	0.40~0.50
20 NiMoCr 6	0.17~0.22	0.15~0.35	0.60~0.80	0.30~0.50	1.40~1.60	0.40~0.50

にはメリットがあろう。高温浸炭用の肌焼鋼としては従来のものでは結晶粗大化のおそれがあるので、上述の高Moの鋼種またはTi, Zrなどを微量に添加した鋼種が対象になつている。しかし実用面では高温浸炭および焼入による歪の発生、浸炭炉の寿命などにまだ問題が残されている。

最後に、構造用鋼の工程管理について、簡単にふれてみたい。上述のごとく、工場内の流れは、原料配合、製鋼、圧延、二次加工、熱処理、検査、梱包、あるいはこれらの工程間における疵取などと複雑多岐にわたつていて、月間のロット数は数千におよんでいる。その上製品の大部分は注文生産であるため納期を厳守する必要があり、工場内には多量の仕掛り品をかかえているのが実状である。この解決手段としての電子計算機の利用が最近実施段階に入つて効果をあげている工場がある。

以上自動車構造用鋼を中心に構造用鋼の最近10年間の技術のあゆみを、極めて大ざつばにたどつてみた。使用鋼種は、特殊部品をのぞき、熱処理技術の進歩にたすけられ、一般に低級化の方向に向つている。また、切削性向上を目的として鉛快削鋼などの快削鋼が普及してきたが、さらに切削加工量を減少するために冷間加工用鋼も増大してきた。生産方式は電弧炉の大型化が進み最近LD法による構造用鋼の生産が開始されようとしている。また圧延機の高効率、高精度化が計られ、二次加工および削取設備が強化された、これらのためには膨大な資金を必要とし、企業の合同、系列化、あるいは設備の共同利用などが真剣に取上げられるようになったのである。

このように製造設備はマspro化しようとしている。一方、製品規格は、JIS、自工会規格が制定されながら、各自動車メーカーは、おのおの独自の規格をもつて、発注し、複雑多岐にわたる加工工程の特殊鋼工場内のロット数をますます増大させているのが現状である。

規格の整理統合は鋼のメーカーならびにユーザー相互にとつて早急に解決すべき重要な問題である。

文 献

- 1) 浅田, 他: 電気製鋼, 35 (1964) p. 8
- 2) 三好, 他: 鉄と鋼, 47 (1961) p. 907
- 3) たとえば: 鉄と鋼, 49 (1963) 2 p. 225
- 4) 石原, 他: 鉄と鋼, 44 (1958) p. 326
- 5) 斎藤, 他: 鉄と鋼, 44 (1958) p. 1266
- 6) 大庭, 他: 鉄と鋼, 48 (1962) p. 460
- 7) 成田 : 鉄と鋼, 49 (1963) p. 29
- 8) 錦織, 他: 日本金属学会会報 2 (1963) p. 572
- 9) 土居, 他: 国際LD技術会議資料 (1962)
- 10) 江口 : 電気製鋼, 24, (1953) p. 296
- 11) R. CASTING, et al.: Proc. Conf. Electronmicroscopy Delft (1949)
- 12) 江口, 他: 応用物理関係連合講演会(東京) (1959)
- 13) E. EPSTEIN, et al.: Grain size symposium (1934) p. 942
- 14) H. F. BEEGLY: Anal Chem., 21 (1949) p. 1513
- 15) K. BORN, et al.: Stahl u. Eisen, 72 (1952) p. 1268
- 16) 堀川 : 鉄と鋼, 40 (1954) p. 991

- 17) 加藤 : 鉄と鋼, 40 (1954) p. 1051
- 18) W. C. LESLIE, et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954) p. 1470
- 19) 大同製鋼: 学振 19 委 5484
- 20) 大同製鋼: 学振 19 委 5337
- 21) 永田, 他: 鉄と鋼, 44 (1958) p. 428
- 22) E. KULA, et al.: Trans. Amer. Soc. Metals 46 (1954) p. 727
- 23) 萩原 : 鉄と鋼, 39 (1953) p. 333
- 24) 河村, 他: 鉄と鋼, 43 (1957) p. 241
- 25) 永田, 他: 鉄と鋼, 45 (1959) p. 326
- 26) 長谷部 : 鉄と鋼, 47 (1961) p. 1514
- 27) 今井 : 学振 19 委 4387 (1956)
- 28) 足立, 他: 鉄と鋼, 48 (1962) p. 683
- 29) 特殊鋼部会報告書 鉄と鋼, 46 (1960) p. 1660
- 30) 錦織 : 鉄と鋼, 38 (1952) p. 66
- 31) 錦織 : 日本金属学会誌 20 (1956) PA 267
- 32) SAE Hand Book (1964)
- 33) H. V. MEYER: Metal Progress. Jan. (1961) p. 70
- 34) 足立 : 鉄と鋼, 48 (1962) p. 683

5・2・7 工具材料

(1) 冷間加工用工具鋼

1) 水焼入型工具鋼

炭素鋼は焼入性が小さいため水焼入によつて表面はマルテンサイトとなつて硬化するが心部は硬度が低く靱性の大きい組織となるため耐衝撃用の工具に使用さる。炭素工具鋼の焼入性は主としてMn, Si¹⁾ およびCr, Ni, Cuなどの不純物によつて影響されるので^{2,3)}、砂鉄系の純粋な原料を使用して不純物を一定以下に制限し、またSi, Mnを低下させることによつて焼入性をより小さくすることが出来る。純粋な原料を用いてSn, Asなどの不純物の混入を防止すると焼入硬化状態における靱性が非常に良好であるが⁴⁾、脱酸剤としてのAl使用量が多い場合には焼鈍によつてセメントタイトの黒鉛化を生ずることがある⁵⁾。表5・2・12は新しい水焼入型工具鋼の成分例である。WおよびVは焼入性を増さず⁶⁾耐摩耗性を高め結晶粒を微細化して靱性を向上する効果がある。

2) 油焼入型工具鋼

油焼入型工具鋼は炭素工具鋼にW, Mn, Cr およびMoなどを添加して、主として焼入性を大きくし、油冷にて硬化するようにしたもので同時に耐摩耗性も向上する。用途の上からは切削用、耐摩不変形用、耐衝撃用に分けられる。工具鋼として最も重要な性質は耐摩耗性ならびに靱性の大きいことである。耐摩耗性と靱性とはたがいに相反する性質であり、Cを高くして耐摩耗性を大きくすれば耐衝撃性が小となる。Seabright⁷⁾はこの耐摩耗性と靱性の関係を“Wear-toughness ratio”なる言葉であらわし、これによつて工具鋼の分類を試みている。

切削用として最も多く使用されているものはSKS-2であり、C 1.05, Si 0.3, Mn < 0.8, Cr 0.75, W 1.25%を標準成分とするが、大型のタップ、ダイスなどの工具に用いる場合にはMnを高めて、焼入性を大きくす

表 5・2・12 水 焼 入 型 工 具 鋼

鋼 種 名	化 学 成 分 (%)								
	C	Si	Mn	Cr	V	W	Co	Ni	Cu
SKS・43	1.00~1.10	<0.25	<0.30	<0.20	0.15~0.25	—	—	<0.25	<0.25
C-V	1.00~1.10	<0.25	<0.30	<0.10	0.10~0.25	—	—	<0.10	<0.10
W-Co-V	0.95~1.05	<0.25	<0.30	<0.10	0.10~0.25	1.2~1.5	1.2~1.5	<0.10	<0.10
SKS 11	1.2~1.3	<0.35	<0.50	0.2~0.5	0.1~0.3	3.0~4.0	—	<0.25	<0.25

る⁸⁾。SKS 2 のような W 鋼を過焼鈍すると焼入によつて十分硬化しない現象が生ずるが、これは従来 η (M_6C) 炭化物が分解して WC を生じ、この WC がオーステナイトに難溶であるためとされていた。最近の研究^{9,10)}によると W 鋼中の炭化物は SKS 2 においては θ と $M_{23}C_6$ 型の κ 、SKS 1 においては κ でありこれは容易にオーステナイトに固溶するが W 鋼を過焼鈍すると κ が分解して WC あるいは M_6C となり、この両者がオーステナイトに難溶なため焼入性劣化の原因となることが明らかとなった。

耐衝撃用には C 0.5% 前後で Si, Cr, W および Mo を添加した合金鋼が用いられる。Si は焼入性を増し、またマルテンサイトを焼戻されにくくする性質を有する¹¹⁾。米国では Si-Mo 鋼の S2, S5 が用いられており、わが国でも 0.8Cr-0.8W 鋼にかわつて 1Si-1Cr-2W-0.2V 鋼が目されるようになった^{12,13)}。

ゲージのような測定工具用として主としては SKS 3, SKS 31 および高 C 高 Cr 鋼が用いられるが近年経年変化の原因が不安定な残留オーステナイトおよびマルテンサイトの分解であることがわかり^{14,15)}、経年変化を少なくするための熱処理方法が研究され、サブゼロ処理と低温焼戻の組合せ^{16~18)}が採用されるようになった。なお最近ゲージ用鋼に真空溶解鋼¹⁹⁾が用いられるようになった。

3) 空気焼入型工具鋼

最近の工具鋼の新しい傾向として空気焼入鋼の発展がある。空気焼入鋼は焼入変形が小さく、また焼ワレの危険がほとんどなく、工具品質の均一性を確保することが出来る利点がある。成分的には中程度の合金量から高合金量まで多種であるが Cr, Mn, Mo, V などを含んでいる。表 5・2・13 は空気焼入型工具鋼の例を示したものであり、わが国では SKD 11, 12 が多く用いられてい

表 5・2・13 空 気 焼 入 型 工 具 鋼

鋼 種 名	化 学 成 分 (%)							
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Co
SKD 12	1.00	0.3	0.8	5.00	—	1.00	0.3	—
SKD 11	1.50	0.3	0.4	12.00	—	1.00	0.3	—
AISI A4	1.00	0.3	2.0	1.00	—	1.00	—	—
" A7	2.25	0.3	0.4	5.25	1.00	1.00	4.75	—
" D5	1.50	0.4	0.4	12.00	—	1.00	0.8	3.00
" D7	2.35	0.4	0.4	12.00	—	1.00	4.0	—

る^{20,21)}。これらは焼入温度が高いという不便があるので Mn を高くして焼入温度を低下させた A4 がある。これは耐摩耗性は劣るが焼入による寸法変化が小さいため抜型用として賞用される。このほかにも焼入温度の低い空気焼入用として、1.5C, 2Mn, 1Cr, 1Mo, 4%W のものがある²²⁾。

4) 高 C 高 Cr 型工具鋼

冷間用工具鋼の中で耐摩耗性の最もすぐれているもので、その特性は主として組織中の Cr 炭化物による。高 Cr 鋼中の炭化物は W あるいは Mo の添加によつていちじるしく影響されるので Fe-Cr-C 系状態図から推定されるものとは異なってくる。すなわち SKD 1 の焼鈍組織中には M_7C_3 のみ存在することは状態図と一致するが、3%W を添加した SKD 2 においては $M_{23}C_6$ が主体となり M_7C_3 は附随的となる。また SKD 11 はオーステナイトに溶解しやすい $M_{23}C_6$ のみが存在することが明らかとなった²³⁾。最近耐摩耗性を一層向上させるために V を 4% に高めたものが現われた²⁴⁾。

5) コールド・ホッピング型用鋼

最近プラスチックの成型用およびダイカスト用金型の加工法の一つとしてコールド・ホッピング法が採用されるようになり、軟質の型材 (ブランク材) として AISI P 1 (C<0.06, Si<0.2, Mn<0.3) および P4 (C<0.06, Cr 5, Mo 0.9, V 0.3) などが使用されるようになった。ホッピング後はそのまま型として使用することが出来るが普通は浸炭焼入または硬質クロムメッキを行なう。

(2) 熱間加工用工具鋼

熱間加工用工具鋼としては、従来 0.3C-5W-2.5Cr-0.4V (SKD 4) および 0.3C-9.5W-2.5Cr-0.4V (SKD 5) の W 基のものが用いられているが、これらは高温における軟化抵抗は大きい熱疲労によわく靱性も低いので最近では Cr 基のものの使用が増加している。とくにダイカスト型鋼としては 5%Cr-Mo-V 鋼が最適であるので、昭和 31 年 JIS 規格にも SKD 6, 61 として制定された。SKD 6, 61 はヒートチェック²⁵⁾につよく、また高温における機械的性質も良好であるので²⁶⁾ダイカスト型鋼以外にも鍛造型、マンドレル、押出ダイスなどに使われる。また熱処理後の切削加工を容易にした S 添加の快削ダイカスト型鋼²⁷⁾が使用されるようになった。

最近、析出硬化型の 3Ni-3Mo 鋼^{28,29)}がプレス型材として注目されている。すなわち 1000°C 空冷後は $H_{RC} 40$ 前後であり、この状態で型彫し 600°C 時効によつて $H_{RC} 48$ まで硬化し、しかも寸法変化が少ない特長を有す

表 5.2.14 熱間加工用工具鋼成分

鋼種名	化学成分(%)							
	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Ni
SKD 6 (H 11)	0.35	1.0	0.3	5.00	1.30	—	0.40	—
SKD 61 (H 13)	0.35	1.0	0.3	5.00	1.30	—	1.00	—
AISI H 12	0.35	1.0	0.3	5.25	1.50	1.30	0.40	—
3Ni-3Mo	0.20	0.2	0.2	—	3.00	—	—	3.0

る。
鍛造型鋼としては Ni-Cr-Mo 鋼が広く用いられているが、最近、耐熱亀裂性のすぐれた 0.3 C-1.5 Si-1 Cr-0.4 Mo-0.2 V 鋼が開発された³⁰⁾。

(3) 高速度鋼

わが国では従来 W 系高速度鋼すなわち 18-4-1 型が主として使用されており合金成分の影響、熱処理などにかんする多くの報告がある³¹⁻³⁵⁾。米国においては第2次大戦による W 鉱石の入手難のため Mo および W-Mo 系高速度鋼の開発が行われ、M 2, M 1, M 10, M 4 などの新鋼種が AISI 規格に採用された。戦後数年の間は W 系が再び増加したが、1952 年(昭和 27 年)以降は価格の低廉なことと塩浴炉の普及によつて M 2, M 1, M 10 が非常に増加している。Mo 系および W-Mo 系は脱炭しやすい欠点があるが、一方 W 系に比して焼入温度が低くてよいため熱処理作業が容易であり、また炭化物分布が微細であり、熱処理後の靱性が大きく³⁷⁾ 衝撃応力の高い用途に適するのでわが国においても戦後ドリル、タップなどにかかり使用されるようになり、昭和 31 年に JIS 規格に M 2 相当する SKH 9 が採用された。

切削耐久力の向上には赤熱硬度の高いことと同時に耐摩耗性の大きいことが必要である。耐摩耗性は基質硬度、二次炭化物および一次炭化物の種類ならびに量によるものであり実際的には硬度と密接な関係を有する。最近の高速度鋼の顕著な進歩の一つとして耐摩耗性の向上があげられる。すなわち従来の標準鋼成分が次第に改良されて常温および高温硬度を高めるために、C を高めるようになった。たとえば表 5.2.15 の M 10 と M 7 の

表 5.2.15 Mo 系および W-Mo 系高速度鋼

鋼種名	化学成分(%)						
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V
AISI M 1	0.80	0.30	0.30	4.00	1.50	8.50	1.00
" M 10	0.90	0.30	0.30	4.00	—	8.25	2.00
" M 7	1.00	0.30	0.30	4.00	1.50	8.50	2.00
" M 2	0.85	0.30	0.30	4.00	6.00	5.00	2.00

関係もそうであるし、また M 2 の C を 1% に高めたものは高硬度³⁷⁾ ならびにすぐれた摩耗抵抗を有することが明らかとなり、耐久力も 2 倍に向上するという報告もある³⁸⁾。このほか HRC 70 高速度鋼も開発された³⁹⁾。

耐摩耗性をさらに高めるには C と同時に V 量を増加して非常に硬い MC 型の一次炭化物の量を増したいわゆ

る高 C-高 V 高速度鋼が好適であることがわかり、表 5.2.16 に示すような新鋼種が開発された。高 V 高速度

表 5.2.16 高 C 高 V 高速度鋼

鋼種名	化学成分(%)							
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Co
AISI M 3	1.20	0.30	0.30	4.00	6.00	5.00	3.00	—
" M 4	1.30	0.30	0.30	4.00	5.50	4.50	4.00	—
" M 15	1.50	0.30	0.30	4.00	6.50	8.50	5.00	5.00
" T 9	1.20	0.30	0.30	4.00	18.00	—	4.00	—
" T 15	1.50	0.30	0.30	4.00	12.00	—	5.00	5.00

鋼は C が 1.2~1.6% と高いが C と V との量的関係を適当にえらべば鍛造性もさほどわるくない。V は C との親和力が強くて MC 型炭化物をつくりやすいので、V を増すときは C 量もそれに応じて増さないと焼入焼戻によつて高硬度のマルテンサイトが生じ難い⁴⁰⁾。わが国では高 V 高速度鋼はまだ JIS 規格には制定されていないが、9~11 W, 4~5 Mo, 4~4.5 Cr, 3~3.5 V, 10 Co 系^{41,42)}、9~12 W, 1~2 Mo, 4~4.5 Cr, 4~5 V, 5 Co 系⁴³⁾ その他⁴⁴⁾ が用いられており今後の発展が期待される。高 V のものは非常に硬い MC 型炭化物の量が多いため耐摩耗性は良好であるが被研削性が著しく低下するので S を添加して被研削性の向上をはかることが行われるようになった^{45,46)}。また高速度鋼の被切削性の向上のためにも S または Se 添加が利用されている^{47,48)}。S および Se 添加のものは圧延により方向性を生ずるために使用目的によつて適否を考慮する必要がある。

このほか最近、析出硬化型高速度鋼が再び注目されるようになった⁴⁹⁾。これは Köster⁵⁰⁾ によつて発明されたもので大体 C<0.25, W 20, Co 25, Cr<5, V<1% の成分を有し、1300°C 溶体化処理、600°C 時効処理によつて HRC 68~70 に硬化するが靱性に乏しく耐衝撃によわいため用途に制限をうける。

高速度鋼の炭化物については Cohen^{51,52)}、Goldschmidt⁵³⁾、Kuo⁵⁴⁾ らの研究以来、わが国でも電解分離法による研究が佐藤を中心にして行われ^{55,56)}、高速度鋼の性質の解明に役立つている。実用高速度鋼では、いずれも焼鈍状態で M₆C, M₂₃C₆ および MC 型の 3 種類の炭化物が存在するが、これらの量的割合は C および V, Co などの特殊元素によつて変化する。表 5.2.17⁵⁷⁾ は代表的高速度鋼の焼鈍および焼入状態における炭化物量および型を示す。低 V の場合は M₆C が大部分を占めるが、高 V になると MC 型が主体となる。これらの炭化物は焼入加熱にさいして撰択的にオーステナイトに溶解する。18-4-1 型の場合には M₂₃C₆ は 950°C 加熱によつて溶解を完了し焼入温度では M₆C, MC が未溶解のまま残留する。

(4) 真空溶解工具鋼

真空溶解には真空高周波誘導炉溶解と消耗電極式真空アーク炉溶解の二つの方法がある。いずれも真空中で溶解するため大気溶解鋼にくらべて含有ガス不純物が少なく、ピンホール、非金属介在物の少ない清浄な鋼が得ら

表 5・2・17 高 速 度 鋼 の 炭 化 物

鋼 種 型	焼 鈍 状 態		焼 入 状 態		
	炭化物量 (%)	種 類	炭化物量 (%)	種 類	焼入温度 (°C)
18 W-4 Cr-1 V	27.0	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ + (MC)	16.9	M ₆ C	1250
11 W-4 Cr-2 V	19.7	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	8.5	M ₆ C+MC	1250.
9 Mo-4 Cr-2 V	17.8	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	7.5	M ₆ C+MC	1250
6 W-5 Mo-4 Cr-2 V	21.4	M ₆ C+M ₂₃ C ₆ +MC	13.6	M ₆ C+MC	1250
18 W-4 Cr-1.5 V-20 Co	26.7	M ₆ C	16.0	M ₆ C	1250
11 W-4 Cr-5 V	22.3	M ₆ C+MC+M ₂₃ C ₆	14.5	M ₆ C+MC	1250
8 W-4 Cr-5 V	19.5	MC+M ₂₃ C ₆ +M ₆ C	11.8	MC+M ₆ C	1250

れる。とくに後者は直接耐火物からの汚染がないため非金属介在物がいちじるしく少なく清浄度のすぐれたものが得られる。したがってブロック・ゲージ⁵⁸⁾、冷間加工用ロール、高温軸受⁵⁹⁾ などのような特殊用途に用いられる工具鋼には真空溶解鋼が採用されるようになった。また熱間加工用合金工具鋼 H 11 は米国においては超強力鋼として航空機用その他に大量に使用されている⁶⁰⁾。

工具鋼を真空アーク溶解によつて製造する場合には、C 含有量の高い場合には点状偏析 (spotty segregation)⁶¹⁾ を生じやすいことが報告されているが、そのほかには比較的報告が少なく^{62,63)}、現状ではステンレス、耐熱鋼に較べると工具鋼の真空アーク溶解鋼は量的には少ない。

(5) 焼 結 合 金

工具材料として用いられる焼結合金を材質的に分類すると WC 基、TiC 基、Al₂O₃ 基セラミックの3種類となる。WC を主成分とする超硬合金の用途として最も多いのは切削工具であつて、WC-Co 系合金は鋳鉄用に、また WC-TiC-TaC-Co 系は鋼用に適する。耐摩耗用工具としては WC-Co 系が引抜ダイス、レース・センターなどに用いられ、耐衝撃用としては Co を 10~30% と多くして抗折力を高めた WC-Co 系および WC-TiC-TaC-Co 系がロック・ビット、打抜ダイスなどに用いられている⁶⁴⁾。

TiC 合金は戦後いわゆるサーメットとして詳細に研究され、セラミックより大いに靱性、超硬合金よりも高い耐摩耗性^{65,66)} をもつた新しい工具として一部実用に供されるにいたつたが、抗折力が改善されれば、より一そう需要が開けるものと考えられる。

Al₂O₃ 基セラミックは切削工具として使用するときは超硬工具より 1.5~3 倍の削り速度を用いるといわれているが現在のところ超硬より非常にもろく抗折力が劣っている。しかし工作機械の精度向上と剛性の増加、高速化などにより十分切削の出来るものがあり、高硬度ロールや一般鋼の仕上切削に実用化されはじめて⁶⁷⁾。

文 献

- 1) 今井編：応用金属学大系 (鉄鋼材料)，(1963) p. 220 (誠文堂新光社)
- 2) C. F. JATCZAK, R. Q. DEVINE : Trans. Amer. Soc. Metals, 47 (1955) p. 748
- 3) Metals Handbook Vol. 1 (1961) p.640

- 4) 荒木：特殊鋼 6 (1957) 7, p. 53
- 5) 山中，日下：鉄と鋼 45 (1959) p. 110, 499
- 6) G. A. ROBERTS, J. C. HAMAKER, A. R. JOHNSON : Tool Steels (1962) p. 304 (ASM)
- 7) L. H. SEABRIGHT : "The Selection and Hardening of Tool Steels" (1950) p. 2
- 8) 山中，日下：鉄と鋼 42 (1956) p. 111
- 9) K. Kuo : J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 174 (1953) p. 223
- 10) 佐藤，西沢：鉄と鋼 44 (1958) p. 147
- 11) A. G. ALLTEN, P. PAYSON : Trans. Amer. Soc. Metals 45 (1953) p. 498
- 12) 山中，日下：鉄と鋼 40 (1954) p. 1001; 42 (1956) p. 648
- 13) 小柴，九重：鉄と鋼 42 (1956) p. 142
- 14) B. L. AVERBACH, M. COHEM, S. G. FLETCHER : Trans. Amer. Soc. Metals 40 (1948) p.728
- 15) R. W. BALLUFFI, M. COHEN, B. L. AVERBACH : Trans. Amer. Soc. Metals 43 (1951) p. 497
- 16) B. L. LEMENT, B. L. AVERBACH, M. COHEN : Trans. Amer. Soc. Metals 41 (1949)
- 17) 大沢恂：機械工業 (1963) 8, p. 21
- 18) 日下，田中：特殊鋼 12 (1963) 12, p. 10
- 19) 日下，田中：金属材料 3 (1963) 5, p. 24
- 20) 山中，日下：鉄と鋼 41 (1955) p. 613
- 21) 山中，日下：鉄と鋼 39 (1953) p. 1271
- 22) Culp, Pendleton : Metal Progress (1960) May p. 99
- 23) 佐藤，西沢，村井：鉄と鋼 44 (1958) p. 563
- 24) Metals Handbook, 1 (1961) p. 638
- 25) 藤原：日本金属学会会報 1 (1962) p. 177
- 26) 山中，日下：鉄と鋼 42 (1956) p. 327
- 27) 山中，田中：特殊鋼 9 (1960) 11, p. 23
- 28) CORBETT, SUCCOP, FEDUSKA : Trans. Amer. Soc. Metals 46 (1954) p. 1599
- 29) 赤沢，小田，鈴木，林：鉄と鋼 49 (1964) p. 1535
- 30) 邦武，加藤：鉄と鋼 49 (1963) 3 p. 560; 50 (1964) p. 662
- 31) 山中，日下，北原：鉄と鋼 43 (1957) p. 720; 44 (1958) p. 886
- 32) 薄田，安藤：鉄と鋼 45 (1959) p. 336

- 33) 大和久, 赤須: 鉄と鋼 41 (1955) p. 1184
- 34) 岡本, 田中: 日本金属学会誌 20 (1956) p. 285
- 35) 小柴, 田中: 日本金属学会誌 21 (1957) p. 225
- 36) A. H. GROBE, G. A. ROBERTS: Trans. Amer. Soc. Metals 40 (1948) p. 435
- 37) 新持, 清水, 奥野: 鉄と鋼 50 (1964) 4 p. 680
- 38) GARY STEVEN, S. J. SMIALEK: Metal Progress (1964) May, p. 80
- 39) J. R. HANDYSIDE, J. C. HAMAKER, D. H. YATES: Metal Progress (1963) June, p. 78
- 40) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼 45 (1959) p. 511
- 41) 沢, 野村, 伊藤: 鉄と鋼 50 (1964) p. 676
- 42) 沢: 金属材料 3 (1963) 5 p. 59
- 43) 田村, 稲田: 特殊鋼 13 (1964) 7 p. 21
- 44) 石塚: 鉄と鋼 40 (1954) p. 293
- 45) Metals Handbook, Vol. 1 (1961) p. 653
- 46) 沢: 金属材料 3 (1963) 5 p. 61
- 47) STEWART G. FLETCHER: Metal Progress (1954) Feb. p. 161
- 48) 荒木: 特殊鋼 10 (1961) 8 p. 14
- 49) 小林, 矢島, 古沢, 浅田: 鉄と鋼 49 (1963) p. 564
- 50) KÖSTER: Arch. Eisenhüttenw., 6 (1932) p. 17
- 51) F. KAYSER, M. COHEN: Metal Progress 61 (1952) p. 79
- 52) D. J. BLICKWECK, M. COHEN, A. G. ROBERTS: Trans. Amer. Soc. Metals 42 (1950) p. 1161
- 53) H. J. GOLDSCHMIDT: J.I.S.I. 170 (1952) p. 189
- 54) K. KUO: J.I.S.I. 174 (1953) p. 223
- 55) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼 43 (1957) p. 1069; 45 (1959) p. 409, p. 1346
- 56) 小柴, 木村, 原田: 鉄と鋼 44 (1958) p. 1186 45 (1959) p. 608
- 57) 佐藤: 日本金属学会誌 25 (1961) M-7
- 58) 日下, 田中: 特殊鋼 12 (1963) 12 p. 16
- 59) 日下, 大沢, 村井: 鉄と鋼 49 (1963) p. 559
- 60) P. E. RUFF, R. W. STEUR: Metal Progress (1961) Dec. p. 79
- 61) G. N. OLOROLOV, et al.: Stal in English (1963) 1 p. 24
- 62) 大橋, 坂上, 大沢: 鉄と鋼 48 (1962) p. 1413
- 63) 平野, 鈴木, 石川, 田中: 鉄と鋼 48 (1962) p. 394
- 64) 小柴, 新持: 鉄と鋼 48 (1962) p. 904
- 65) 奥島, 藤井: 機械学会論文集 26 (1958) p. 408
- 66) 中村: 機械学会誌 64 (1961) p. 591
- 67) 奥島, 藤井: 機械学会誌 66 (1963) p. 1035

5・2・8 バ ネ 鋼

近年におけるバネ鋼の発展は、高い応力で使用できる大形バネの製作・同一使用目的の下でのバネの小形化・バネの繰返数の上昇・耐熱耐食など特別な性質を主体としたバネの開発、などの諸点について著しいものがあるが、これらはほとんどバネ以外の分野で研究された金属材料のすぐれた性質をバネに取入れたものである。

(1) 大形バネ用鋼の開発

最近大形の車両が多くなったことにもとづいて、バネには一層大きな耐荷重性を与える必要が生じたが、この場合材料として従来通りの炭素バネ鋼 (Sup 3) や Si-Mn バネ鋼 (Sup 6) を使用すれば、これらの鋼の焼入性は十分でないという理由のために、成形バネを熱処理しても小形バネ並みの比例限度は得られず、バネは過大ならざるを得ないことになる。

そこで設計上大形のバネが必要になればなる程、バネ鋼として焼入性のよいものを使用すべきは当然で、このため JIS¹⁾ は 1959 年以降、新に Mn-Cr 鋼 (Sup 9) と B 鋼 (Sup 11) とを制定したが、最近ではこれらの鋼より更に焼入性のよい Cr-Mo 鋼 (AISI 4150) なども使われ始めた。次の図 5・2・18 は巻バネおよび板バネの最大荷重と材料寸法との関係を多くの実例から求めた結果である。

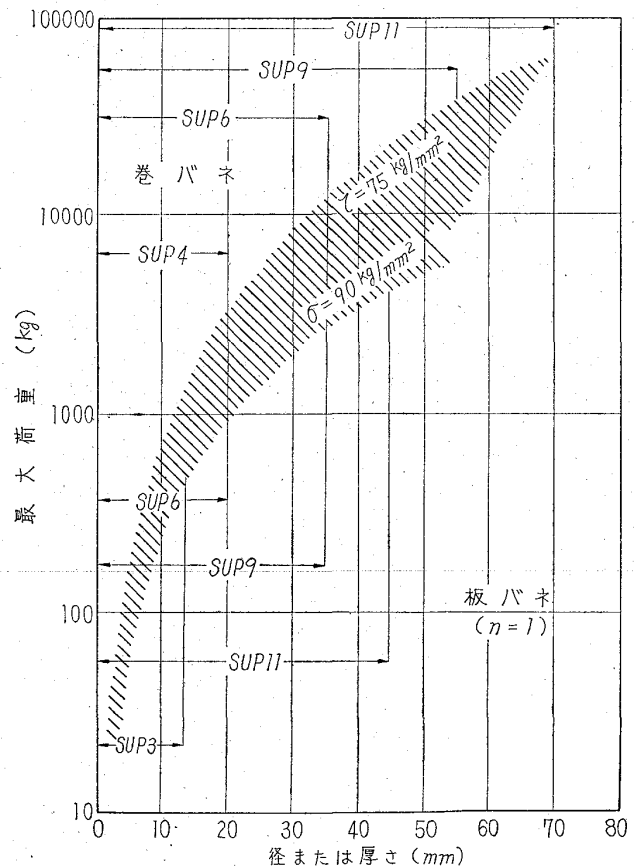


図 5・2・18 バネ鋼の寸法とバネの最大荷重の関係

1) 新鋼種の特徴

新に開発された大形バネ用鋼最大の特徴は、焼入性がすぐれていることである。次に図 4・2・19 で、その H-band を従来図のバネ鋼のものに対比するが、このような焼入性の違いは表 5・2・18 に示すバネ鋼従つて成形されたバネの臨界寸法に大きく影響してバネの性能を向上させるにいたつた。

しかしこの場合大切なのは、各種のバネ鋼を同一に考えてよいかということであつた。そしてこの点に関する研究の結果^{2),3)} は、炭化物強化系の合金バネ鋼がフェラ

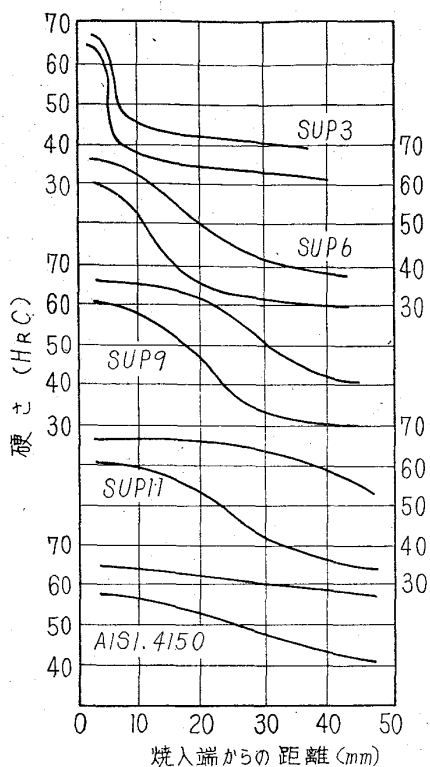


図 5.2.19 バネ用鋼の H-band の比較

表 5.2.18 バネ鋼およびバネの臨界寸法

	C鋼 (Sup 3) Si-Mn 鋼 (Sup 6)	臨界板厚 (mm)		臨界直径 (mm)	
		油焼 入れ (試片)	油焼入れ (バネ板)	油焼 入れ (試片)	油焼入れ (巻バネ)
従来の バネ鋼		11	6	18	10
新しい バネ鋼	Mn-Cr 鋼 (Sup 9)	33	20	55	34
	B 鋼 (Sup 11)	41	30	67	45
	Cr-Mo 鋼 (4150)	45	33	75	50

イト強化系のバネ鋼にまさっていることが明らかになった。いま代表的合金バネ鋼である Sup 6 と Sup 9 とを比較して見ると、両鋼の焼戻し過程における Si・Mn・Cr の濃度変化は図 5.2.20^{4,5)} のごとく、Sup 6 はフェライト強化系、Sup 9 は炭化物強化系であることがわかり、また、大形バネの中心部に見られるベイナイト組織の比例限度は図 5.2.21^{3,6)} 中 500~550°C の撓み曲線が示すごとく、不完全焼入れ組織の利用度は Si-Mn 鋼よりも Mn-Cr 鋼の方がまさっているのが認められた。

2) 成果の概要

このようにして、バネの大形化および耐荷重性の増加は達成されたが、次に 2, 3 の実例を示すと、板バネでは従来 Sup 3 を用いた鉄道車両用の 125×13 mm (巾×厚) による最大荷重約 6 t のものが限度であつたの

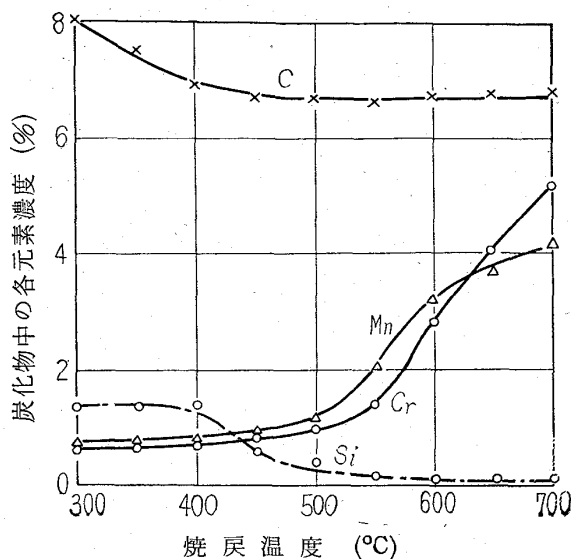


図 5.2.20 SUP 6, SUP 9 の焼戻し過程における合金元素の濃度変化

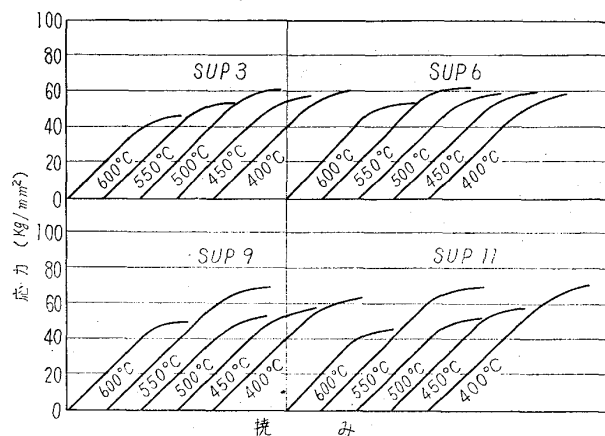


図 5.2.21 主要ばね鋼の恒温変態温度と比例限度との関係

が、今日では Sup 11 を用いた建設車両用のもので 170×42mm による最大荷重約 30 t のものができるようになり、巻バネでは従来 Sup 4 を用いた鉄道車両用の 40×250×6.5×352 mm (鋼径×外径×巻数×自由長)、最大荷重約 3 t のものが限度であつたのが、今日では Sup 11 を用いた建設車両用のものに 65×335×12×1080mm 最大荷重約 17.5 t のものができるようになり、新に開発されたトーションバーなどには鋼径 70 mm 長さ 1690 mm のものさえ使われるようになった。

(2) バネ寿命の延長

バネの寿命を延長しようという考えは、近年における各種の疲労研究の中から表面肌やショットピーニングなどについての研究成果をバネ材料またはバネの上に取り入れるることによつて大巾に達成されたが、最近では高周波焼入れや表面窒化などもバネの分野に登場してきた。

1) 表面肌の改善

鋼の疲労強度に対する表面肌の影響が非常に大きく、黒皮バネ鋼の疲労限度は研磨した場合の 1/2~1/3 に迄低下することのあることがわかつてくると、バネ鋼の表

面を研削または切削してバネの寿命を延長する方法がとられるようになったが⁹⁾、効果の大きいこの方法も費用と手数の上では有利でないばかりか板バネへの応用に難色があるので、次ぎには黒皮材の表面そのものを改善することが考えられ、バネ鋼の疲労強度を低下させる最大原因と思われる脱炭および肌荒れ^{7,9,10)}を防止する方策として、バネ鋼およびバネの製造時における、加熱温度・加熱時間・加熱雰囲気・加工方法などの研究が行われた。その結果熱処理バネの表面状況は著しく改善されたが、このことが直接バネの寿命をどれだけ延長したかは確認できなかった。

しかし最良と思われる条件で処理したバネ鋼相互の間にも鋼種による表面状況の違いは認められるもので⁷⁾、研磨した時に同じ疲労限度を示すバネ鋼も黒皮の下ではそれぞれ異つた疲労強度を示した。ここに図 5・2・22¹¹⁾は Si-Mn 鋼と Mn-Cr 鋼の比較をクライスラー (Chryslar) の前輪用トーションバーについて行つたものである。

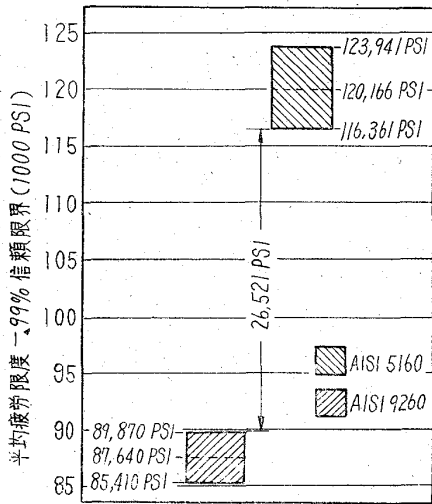


図 5・2・22 代表的懸架用バネ鋼の平均疲労限度 - 99% 信頼限界

2) ショットピーニングの施行

1944年 F.P. Zimmerli¹²⁾が弁バネに対するショットピーニング (Shot peening) の効果を発表して以来、この方法はバネを対象として急速に発達したが、わが国では昭和 27 年ジープ (Jeep) 用板バネの仕様として移入されたのが最初であり、昨今では各種のバネを含め全体の約 80% にこの方法が施されている。

バネ鋼にショットピーニング¹³⁾を施すとその表面附近には加工の条件により程度と分布とを異にする圧縮応力が残留するようになり、その状態の一例は図 5・2・23のごとくであるが、この値の大小は直接疲労強度に関係する。ただしショットピーニングは 400~450°C 以上の温度ではその効果が失われるので¹⁴⁾高温用のバネには適用できない。

またショットピーニングの効果を 50% も上昇させるものにストレスピーニング (Stress peening) という方法があるが^{13,15)}、この方法はバネ加工の工程では極めて簡単に利用でき、最近ではバネ全体の約 20% に適用さ

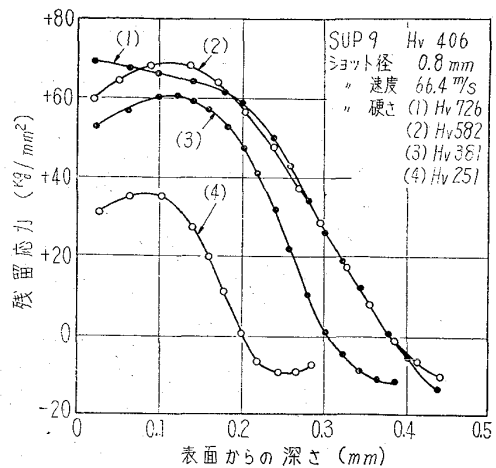


図 5・2・23 ショットピーニングの条件と残留応力との関係

れている。

3) 高周波焼入れの適用

バネに対する高周波焼入れの応用はむしろわが国で開発され¹⁶⁾たが、この場合の特徴として、バネ鋼の C 量が多いほど大きな残留応力が焼入れ表面に生ずるため、10~15 kg/mm² におよぶ疲労限度の上昇が見られる場合の多いことがある。従つて高周波焼入れ用のバネの材料にはバネ鋼が使われるわけで中炭素の構造用鋼が対象になつてはいない。

なお、バネ鋼の高周波焼入れでは、加熱が急速なことによつて生ずる部分的な炭素濃度の違いや、微視的な残留応力などにもとづく疲労強度の上昇があるため、表面加熱ではなくバネの内部までを均一に昇温させて普通焼入れを行うバネの場合でも、高周波加熱の効果は存在すると言われている¹⁶⁾。

4) 成果の概要

以上のようなバネ寿命の延長に関する種々の研究は、実際の面で互いに重複するので、それぞれの効果を単独には把みにくいが、次に図 5・2・24¹⁷⁾を例示しよう。

またショットピーニングも他の条件との重複から端的な評価はできないが、最大使用応力 42 kg/mm² の鉄道車両用重ね板バネで、ピーニングを行う以前と以後とでは事故件数が一躍 10% 以下に減少した例があり、高周波焼入れの応用ではノーズバネの使用結果が著しく改善されたとの報告¹⁶⁾がある。

(3) 熱処理鋼線の製造

バネ鋼の弾性限度を上昇させるには、熱処理を施すよりも冷間加工を行なつた方が有利であるが、寸法の大きい材料には冷間加工の効果がおよばないので、一般には直径 6 mm 前後を境として、小寸法の方には冷間加工を、大寸法の方には焼入れ焼戻しを行なつている。すなわち前者に該当するのがピアノ線であり、後者に相当するのが熱処理バネ鋼である。

ところが一方では、寸法的にも性能的にもこれらの中間に位する熱処理鋼線の用途が開けており、わが国でも近年その生産が開始された。これがいわゆるオイルテンパー線 (Oil tempered wire) である。

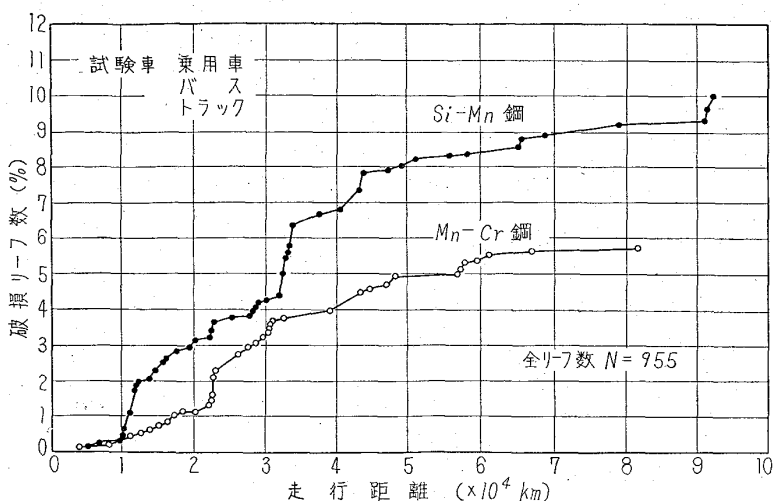


図 5.2.24 自動車用重ね板バネの折損状況の一例

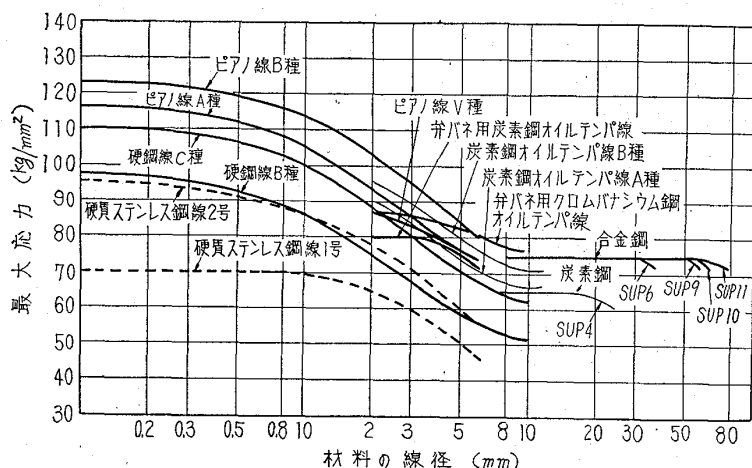


図 5.2.25 種々のバネ用鋼の寸法範囲と最大応力との関係

1) オイルテンパー線の特徴

まず図 5.2.25¹⁹⁾として各種のバネ用鋼の寸法範囲と許容最大応力との関係を示すが、この図からも明らかなようなピアノ線と熱処理バネ鋼との中間的なオイルテンパー線の性能範囲は、この鋼線の成立しそのものによつては、

すなわちオイルテンパー線は連続作業により、鋼線に油焼入れ鉛浴焼戻しを施したものであり、その機械的性質は熱処理バネ鋼と殆んど同一であるが実際には伸線加工の度合いが、鋼線の靱性を始めとする諸性質に影響す

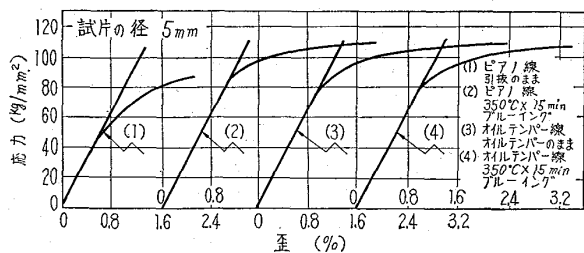


図 5.2.26 オイルテンパー線とピアノ線の振り性能比較

る¹⁹⁾ うえに、オイルテンパー線の仕上り寸法と、これに用いた線材寸法との関係もあつて線径の小さいもの程強度は大きくなつており、寸法範囲の下限は熱処理操作の上から径 2 mm、またその上限は焼入性の上から炭素鋼で径 12 mm、合金鋼で径 16 mm となつてゐる。ここに図 5.2.26 はオイルテンパー線の比例限度をブルーイングの影響とともにピアノ線と比較したものである。

2) 成果の概要

オイルテンパー線最大の成果は、この線が開発されて以来、径 12~16 mm 以下の熱処理バネ鋼による焼入れ焼戻しバネの大部が、この線に置きかえられたことであり、その主原因は、熱処理バネと性能の変らないバネが安価に得られるようになったためである。その他、比較的太目のピアノ線を用いていた弁バネなどでもその約半分がオイルテンパー線で占められるようになったし、今後この線の価格が硬鋼線に匹敵するようになれば、さらに一層の発展が期待できると思われる。

(4) ステンレス耐熱系バネ材料の開発

バネにおけるステンレス耐熱系材料の利用分野は近年急速に増加し、新しいバネ材料の開発も、またここ数年に属するものが多いが、これらはおよそ 3 つの系列に分れている。

まず、ステンレス鋼系では従来の 18-8 に対して 17-7 PH の登場が目立つが、この他時計用のバネとして開発された高温・低温・ステンレス用の Elgiloy なども切れないぜんまいとしてすぐれたものである。次に工具鋼系ではこれまでの 18-4-1 に代つて 9%W 鋼が取上げられたが、この鋼は冷間でのバネ加工を容易にしたことでの貢献が大きいし、

また新しい高温バネ用に開発された超合金の分野では Inconel-X, Refractaloy-26 など特殊バネとしての利用は活発である。

1) 析出硬化の利用

バネを高性能とするためには弾性限の高い材料を使う必要があるが、このような材料は正しいバネ成形を行にくい欠点がある。そこでバネを成形する時には弾性限を下げて置き、成形をすませてから弾性限を上げるのが望ましいわけで、このために従来行なわれてきたのが焼入れ焼戻しによるバネの製造であつた。しかしこの場合には焼入れに伴う変形を無視できないので、バネでは製造作業の上からも、また性能低下に結びつく点からも、避けねばならない矯正を止むを得ず行なつてきた。

ところが近年になつて析出硬化型の材料をバネに利用することが行なわれ、わが国では 17-7 PH 鋼が最初に使用されたが、この種の材料を使えば上記のような心配が殆んど解決されるばかりか、軟かい溶体化処理材を用いて正確にバネを成形し、これに時効処理を施して硬化させ、バネ性能を出させるまでの間、殆んど変形などの不都合は起らないことがわかつてきた。そしてこのこと

は殆んどすべての析出硬化型のバネ用合金に共通するばかりか、バネ材料の製造過程を考えると極めて好都合な条件になる。また 17-7 PH²⁰⁾ および Inconel-X²¹⁾ などの材料では冷間加工と析出硬化の関係で、材質・時効温度・時効時間などによる特徴はあるが、一般に冷間加工は時効硬化に有利な影響を与えるものである。

2) 成果の概要

ステンレス耐熱鋼は主として線バネまたは薄板バネに使われ、ステンレス性よりは耐熱性の方に開発の意義が深い。析出硬化現象を巧みに利用することによつて複雑な形の細工バネの製作が便利になつたこともあるが、バネの高温使用範囲を 400°C 前後から 700°C 程度にまで上昇させたことが最大の成果であり、高温用のバネ材料が高速度鋼から離脱して Ni, Co 系の超合金に移つたこともバネの高温酸化性を著しく改善する結果となつた。

ステンレス系のバネ材料を使用することによつて、ぜんまい類の破断が大巾に減少したことや、高压蒸気タービン・ガスタービンなどの発達の際には耐熱バネもまた一役果しているのを見逃すべきではない。

文 献

- 1) JIS : G 4801 (1959)
- 2) 内山 : 熱処理ばね鋼のばね性能に関する研究 (1960) 45
- 3) 星野 : 鉄と鋼 47 (1961) 817
- 4) 佐藤 : 鋼中の炭化物とその挙動 (1956) 15, 20
- 5) 上野他 : 鉄と鋼 47 (1961) 1884
- 6) 星野 : 鉄と鋼 51 (1965) 65
- 7) 内山他 : ばね論文集 7 (1961) 88
- 8) 国鉄仕様書 : SA 72 (1952)
- 9) 樋田 : バネ論文集 1 (1952) 26
- 10) 富田, 他 : 鉄研報告 6-103 (1955)
- 11) R. F. CRISWOLD : SAE Journal Jun (1959) 58
- 12) F. R. ZIMMERLI : Surface treatment of metals (1944)
- 13) 広瀬 : ショットピーニング (昭 30)
- 14) 内山, 他 : 鉄と鋼 44 (1958) 157
- 15) R. L. MATTSON : SAE Transaction 62 (1954) 416
- 16) 例えば, 中村 : 鉄道技術研究報告 No. 82 (1959)
- 17) ばね技術研究会 : ばね論文集 4 (1957) 110
- 18) JIS : B 2704 (1962) 11
- 19) 武尾 : 鋼の熱処理 (昭 32) 522
- 20) 長谷川編 : ステンレス鋼便覧 (昭 34) 382
- 21) 関他 : 鉄と鋼 50 (1964) 654

5.2.9 軸 受 鋼

(1) 概 説

わが国がころがり軸受の生産において、世界の注目を浴びるようになるとともに、研究方面において成果が得られるようになったのはここ数年来のことである。この間にわが国のころがり軸受の研究は、個々の研究が整理されて、大きな課題の組織立つた協同研究へ統合され、またそれに応じて特殊鋼業界の目覚ましい技術革新と設備改善が、その研究成果を生かすべく大きな役割を演じて

ている。

そして原材料の問題から、脱ガス設備の設置にいたつてようやく、世界一流の域に達したと思われる。さらに近年用途に応じて数多の軸受用鋼種が開発されており、生産性の面から新しく切削性についての要求も生じている。

ここでは研究結果と、それに対するメーカーの生産設備上の問題におもに焦点をおいて略述した。

(2) 軸 受 鋼

1) 原材料の問題

従来わが国ではスウェーデンの SKF の Hofers の材料を目標にして来た。良質な鉱石より海綿鉄を作り、それに返り屑を原料の主体にして、酸性平炉で溶解した Hofers の軸受鋼の寿命は確かに日本のものより優れている。それで、わが国でも種々の実験が行なわれた。赤岡, 平沢^{1,2,3)} は表 5.2.19 のごとき配合比で 6206 玉軸受の内輪軌道面みぞなし円筒の内輪を作り、曾田式動荷重寿命試験により、銑鉄配合比 5% 及び 13% のものは無添加のものに比し、確率調査の結果が同様でも 1.5 倍の寿命があることを認めている。

表 5.2.19 原料配合比率

銑	鉄	開放炉銑	返り屑	購入屑
—	—	—	43.0	57.0
5.0	—	4.0	44.2	46.3
13.0	—	—	31.0	56.0
13.5	—	—	35.5	51.0

また上野⁴⁾ はボール線材について銑鉄と米国の輸入屑の配合比を変え、また V を添加したものについて早期寿命試験を行ない、輸入屑の配合率が多くなれば平均寿命は良好となり、V を添加すると著るしく平均寿命は良くなるが割れの発生するものも多くなる。市販のものは余り良好でないという結果を得ている。

ベアリング協会では原材料の影響を調べる目的で銑鉄、木炭銑、スクラップ、V の量を変化させた実験を行なつたが、差は認められなかつた。

上野⁵⁾ はさらに海綿鉄の影響を調べるため表 5.2.20 ~ 5.2.21 のごとき砂鉄銑、海綿鉄を配合した材料についてスラスト型寿命試験機にて試験した結果、海綿鉄の配合により、寿命が長くなることを認めた。

以上のごとく原材料によつて軸受寿命が影響されるの

表 5.2.20 原料配合率 %

No.	返りの	市場屑	砂鉄銑	海綿鉄	V	平均寿命 × 10 ⁶
1	30	50	20	—	—	2.08
2	30	50	20	—	0.2	4.35
3	50	—	—	50	—	4.50
4	—	—	50	50	—	4.11
5	25	—	—	75	—	7.48
6	—	—	—	100	—	6.54

表 5.2.21 化 学 成 分

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	V	Cu	H ppm	O ppm	N ppm
No. 1	0.95	0.31	0.38	0.012	0.010	1.43	0.09	—	0.16	0.4	62	54
2	1.05	0.36	0.39	0.012	0.011	1.35	0.09	0.24	0.14	0.4	48	30
3	0.83	0.28	0.38	0.014	0.012	1.49	0.08	—	0.09	0.8	48	52
4	0.98	0.40	0.40	0.013	0.014	1.28	0.06	—	0.04	0.5	25	46
5	0.96	0.40	0.33	0.015	0.011	1.42	0.14	—	0.07	0.6	67	36
6	1.05	0.22	0.36	0.015	0.011	1.37	0.22	—	0.06	0.07	39	38

で、処女性の問題が登場して来たのであるが現在定量的に結論づけられておらず、今後解明されねばならない。

一方メーカー側でも、スウェーデン、ストラ・コッパーベリイ・ベリスラー社と海綿鉄製造技術について技術提携を行ない、月産 800 t の生産量に達している。また量産化の意味でスウェーデン、ストラ・コッパーベリイ・ベリスラー社と昭和 36 年 11 月技術提携を行ない、高炉メーカーの溶銑をカルド転炉に受け、転炉による軸受鋼の生産を計画しているものもある。

2) 製鋼法の問題

Hofers の L. O. U hrus⁶⁾ は海綿鉄を用いて酸性平炉で溶解した鋼は A 系非金属介在物が多いが B+C 系介在物は非常に少なく、破損したベアリング内で硫化物からは亀裂は生じていないが、酸化物系介在物から疲労亀裂が多数生じていることから、A 型介在物は寿命には殆んど悪影響を与えないことを強調している。また後述する米国の Republic Steel で開発した Induction Stirrer 付の Ladle degassing 材に優るとも劣らぬことを強調している。

これに対しわが国でも酸性電気炉による溶解が試みられており、製品はマクロおよびミクロ組織とも良好ではないが、寿命時間はかなり長い。またこの材料の介在物は A 型が多く、B, C 型は極めて少ない。

しかし、大勢は原料の事情もあつて、米国同様塩基性電気炉鋼が主体で、容量は大型化しているので、溶解法により、還元期のスラグの塩基度を低めたり、塩基性電気炉の出鋼後あらかじめ用意した合成スラグ処理を行なったり^{7,8)}、エレクトロスラグ法が試験されている。そして、B+C 型介在物と地疵の減少に努力が集中している。なお、今後の方向としては、介在物の型と寿命の関係を寿命試験にて、定量的に求めることが必要と思われる。真空溶解については上野ら^{9,10)}、山中¹¹⁾、前川ら¹²⁾、あるいは Morrison¹³⁾ のデータによると少なくとも大気溶解法によるものより同等以上の強度および寿命が保証されること、高周波誘導溶解法よりも消耗電極式アーク溶解法の方が生産的にも有利であるし、品質的にも良いようである。

3) 脱ガスの問題

一方昨年半ばより本年初め、米国の Ford Motor のベアリング部門である New Departure Div. が Republic Steel と共同開発した脱ガス軸受鋼は従来一般のベアリングの 3~6 倍の B 10 life が得られたと発表して、ベアリングメーカー間に一大センセーションを起した。これは高周波誘導加熱しつつ、5 段の Steam eje-

ctor で 0.05~1 Torr の真空において脱ガスしたもので¹⁴⁾、大気溶解材よりもむしろ安価であることが注目に値する。技師長 Rogers からの資料によると、真空ユニットは 2 室よりなり各々は 100 t/30 min. の処理能力をもっており一方が Ladle degassing している間に他方でも Stream degassing も可能である。操業例を示すに、軸受鋼の場合 Si, Al を除きすべての合金元素を規定通り添加し、還元性スラグで出鋼する。出鋼温度は一般より 50~100°F 高め C% も 0.03~0.05% 高めを目標にする。この取鍋は直ちに真空ユニット内に移され 5 段の Steam ejector による吸引が行なわれて取鍋中で CO の脱出による激しいボイリングがおこる。真空度が時間とともに低下する一例を図 5.2.27 に示す。

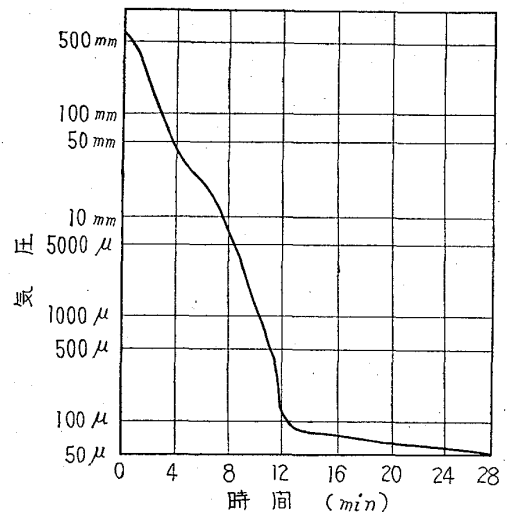


図 5.2.27 Republic Steel Corp. における減圧曲線

大体所定の時間 (約 30 min.) で 50 μHg 迄降下すれば一応そこを終止点としてよい。次にホッパーより Al と Si が添加されさらにスターラーにより十分に攪拌される。次いで真空ユニットは N₂ で満される。鍛造も普通は不活性ガス雰囲気で行ない O₂ の再吸収を防止するようである。

同社の脱ガス鋼のガス含有量を表 5.2.22 に示す。

また SAE 4340 の様な鋼では球形あるいはストリンガー状の酸化物介在物が著るしく減少し横方向の機械的性質が著るしく良好となる。

AMS 2301 の MG テストでは大気溶解材の F/S=0.12/0.12 に対し脱ガス材の F/S=0.06/0.04 である。脱ガス鋼のチャージ間の均一性については脱ガスの操作

表 5・2・22 Republic Steel Corp. の軸受鋼ガス含有量 (ppm)

製 法	O ₂	N ₂	H ₂
大 気 溶 解 材	20~30	70~120	<1.5
脱 ガ ス 代	8~12	30~60	<1.5
真 空 溶 解 材	3~8	40~70	<1.5

が真空度、時間、攪拌共に容易に機械的にコントロールできるので極めてバラッキの少ないものを作ることが出来る。

一方、米国 Conarc Corp. 社の Wooding の説明によると最近の消耗電極法は大型化し操作も容易となり、最終歩留りを計算すると、大気溶解とほぼ同一価格となることを強調しているが、量産に適しているとは云い難い。

現在わが国で稼動しているドイツの Standard Messo 社の 4 Stage steam ejector 付 Ladle degassing 装置により得られる真空度は 1~0.4 torr に達し、また Ladle の底よりアルゴンガスを吹込むことにより、溶鋼の攪拌も同時に行なわれるが、これによつて得られた軸受鋼の確性試験および寿命試験の結果は未だ十分確認されていない。

4) 加工上の問題

現在使用されている軸受鋼の素材は棒鋼、鍛造リング鋼管、鋼板などであるが、鋼管としてはユージンセジュールネ法による熱間押出鋼管が実用されている。上野の実験¹⁵⁾によると棒鋼で鍛錬比を 6.5 から 21.8 に増しても寿命は変わらないが、熱間押出鋼管では寿命がかなり向上し、はく離発生の変形も小さくなる結果が得られている。

しかし、一方赤岡^{16~18)}は鍛錬比 17.0 のものは 6.8 のものの 3 倍の寿命の結果を得ており、また線材と棒鋼についての早期寿命試験の結果では、鍛錬比の高い線材の方がはるかに長期寿命を示している。このような結果から大鋼塊による鍛錬比の増加が重要視され、近時各社とも大鋼塊を使用するようになり、分塊圧延機の稼動、プレス的大型化などが実施されつつある。また加工時のメタルフローによるセン維状組織の影響については、T. L. Carter^{19~20)}らによると、セン維組織との角が 0° から 90° になるに従い、寿命が劣化するとの結果があり、ボールについても、極の寿命が最も短かいといわれ²²⁾、方向性が問題となつている²³⁾。この解決のためには、現在の鋼球の加工方法である冷間ヘッダーと熱間鍛造に代る新しい方法を考えねばならないと思われる。また、棒鋼の場合外周部に比し内部が加工率の少ないことおよび偏析、多孔質のため寿命が低いということも認められている²⁴⁾。

負荷方向と鍛造繊維の方向を一致させ、しかも鍛錬比を増加させる方法として、スイス Hatebur 社製自動精密鍛造機によつて棒材より連続的に小型軸受リングを多量生産する方法、および高速プレスによつて中型軸受リングを鍛造する方法、またはドイツ Wagner 社のリング圧延機によつて中型リングを圧延する方法など一連の

加工方法が開発され、わが国においてそれぞれ多量生産に適用されている。鋼管、鍛造リング、鋼板打抜き、棒鋼のそれぞれの特長、欠点については、性能と経済性の両面から今後さらに検討されることと思われる。

5) 熱処理上の問題

上野は焼鈍状態において約 15% の面積率を占める炭化物が、適正な焼入温度すなわち 830°C から焼入れられて、7~8% 残留した場合が最も寿命が長いと報告している²⁵⁾。このためには焼鈍時の球状炭化物の粒度をかなり厳密に調整しておかねばならない。すなわち炭化物の粒度を均一に細粒化した方がよい²⁶⁾。それには焼準温度の調整および焼鈍サイクルの調整を十分行なわねばならない。このような操作は従来のバッチ式の炉で到底コントロールし得ないものですべて温度ムラのない連続式焼準焼鈍炉に頼る以外にない。現在わが国の軸受鋼メーカーは Schmidt かあるいは Ofag の連続炉に類似したものを有している。一例としてわが国の代表メーカーの炭化物粒度を表 5・2・23 に示す。測定方法は ×3,000 の電子顕微鏡写真を 3,000 m/m 実測長 1 m/m にわたり Linear analysis したもので、金属顕微鏡よりも分解能がよいためさらに微細な炭化物が測定の対称となつている。

表 5・2・23 国内メーカーの炭化物粒度

メーカ	$\bar{X}(\mu)$	$\sigma(\mu)$
A 社	0.43	0.28
B 社	0.47	0.29
C 社	0.52	0.30

なお、熱処理時の残留応力については、General Motors の研究所で D. P. Koistinen が特殊熱処理により、リング表面に残留圧縮応力を生ぜしめることにより、寿命を長期化し、上述の Republic Steel の脱ガス材にこの熱処理を適用して、図 5・2・28 に示すごとく、6 倍もの長期寿命を得た²⁷⁾。

要約すると、まず軸受リングを約 790°C に加熱し十

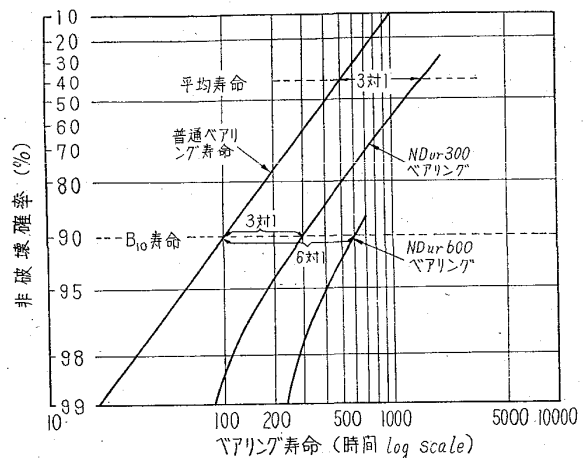


図 5・2・28 N.Dur ベアリングと普通ベアリングの 10% 破壊確率の比較

分保持した後、短時間 1,037°C に加熱、急速に油中冷却する。最初加熱された内部の MS 点は約 260°C のためまず内部がマルテンサイト変態を起し膨張する。この時点では外層はまだマルテン化していないため、容易に内部の膨張に追従して塑性変形をおこす。さらに冷却されて外層部が MS 点 120°C に達し、始めて外層部のマルテンサイト変態が起り、硬化膨張をおこして圧縮応力を生ずる。

また他の方法では前述のように2つの異つたオーステナイト化温度を用い、表面外層にのみ合金元素を優先的に溶解せしめて MS 点を降下せしめる方法がある。すなわち軸受リングをあらかじめ NH₃ ガス 5% を添加した還元性雰囲気ガス中で 860°C に約 30 min 保持して窒化層を作りその部分の MS 点を下げる方法である。焼入後残留オーステナイトを減少するため -73°C のサブゼロ処理を行なつて 150°C に焼戻しをする。この場合約 0.25 mm の残留圧縮応力の層を作ることが出来る。

6) 機械加工の問題

近時機械加工時の能率を向上し、時間当りの出来高を上昇してコストダウンを計る要求が生じて来た。ユージン・セジュール法による熱間押出鋼管あるいは精密鍛造リングが軌道に乗るにつれ、偏肉などの減少により寸法の許容差が厳密になつて来た。

これは切削代の減少、すなわち切削能率の向上につながるものである。

また、棒鋼についても同時に切削性を上昇させる要求があり要するに焼鈍組織はフェライト地に球状炭化物の分散した組織であるが、炭化物の分離が完全で、球状化の完全な組織が良好な切削性を示すことが明らかにされた。

(3) 肌焼軸受鋼

耐衝撃性を要求される軸受の素材として、浸炭鋼が使用されている。従来は SAE 4320 が量的に多かつたが、焼入性が不足するため、さらに合金元素の多い鋼種も開発されている。浸炭軸受の利点としては、

- (1) 材質の撰択の自由性。
- (2) 浸炭操作により炭素濃度および勾配が制御出来ること。
- (3) 耐衝撃性。
- (4) 熱処理後の圧縮残留応力により表面のクラック

の内部への伝播が阻止されること。などの利点があり、欠点としては材料および浸炭経費の高価なことが挙げられる。しかしそれらの利点は上述の欠点を充分補つて余りがある。

鋼種を撰択する基準としては、次の点が要求される。

- (1) 表面硬度 H_RC 60 前後。
- (2) 心部硬度 H_RC 30~45 引張強さ 100 kg/mm² 以上。

表 5.2.24 はそれらの鋼種を一括したものであるが、また高価な合金元素をなるべく節約し高温浸炭により浸炭費用の低減を計る傾向も表われて来ている。

(4) ステンレス軸受鋼

耐食性の要求される計器、化学工業部品用としてはステンレス軸受が使用される。この材料には AISI 440 C が米国で広く使用され、最初は輸入も行なわれていたが、現在では国産材がとつて代つている。

近頃では 440 C よりも焼入性のよい 14 Cr-1C がミニチュアベアリングに使用されている。

(5) 高温用軸受材料²⁸⁾

ジェットエンジン国産化、さらに V to 1, S to 1 などの軸受として高温でシビアな条件に耐える軸受の要求が生じて来た。米国ではこの分野では早くから多くの研究が行なわれており、モリブデン高速度鋼が推奨されており使用限界は 427°C となつている。ベアリング協会では通産省の鉱工業技術研究補助金の交付を受け、耐熱コロガリ軸受に関する研究を、メーカー側 3 社ユーザー側 5 社にて行なつた。その際対象となつたのは真空溶解 M-50, 大気溶解 M-50, 真空溶解 MHT, 大気溶解 M-2 である。また、この委員会では従来高温用の軸受試験機がないところから、高温で試験する 5 球式転動疲労試験機を開発した。その詳細は次のようである。

5 球式高温転動疲労試験機仕様

試験鋼球 玉軸受用鋼球 1/2" (12.7 mm) JIS B 1501 超精密級。

試験鋼球形式 5 球式 上部 1 ヶ, 下部 4 ヶ, レバー (10:1) で荷重をかける。

回転軸回転速度 10,000 rpm ±2%。

回転軸回転精度 5 μ 以内。

鋼球接触角度 保持器付 40° 保持器なし 44°46'。

鋼球接触圧力 最大ヘルツ応力 65,000 kg/cm²。

鋼球にかかる荷重 最大 310 kg。

表 5.2.24 肌焼軸受鋼 化学成分 (%)

	C	Si	Mn	P max	S max	Ni	Cr	MO	V
S A E 4320	0.17~0.22	0.20~0.35	0.45~0.65	0.040	0.040	1.65~2.00	0.40~0.60	0.20~0.30	—
S A E 8620	0.18~0.23	0.20~0.35	0.70~0.90	0.035	0.040	0.40~0.70	0.40~0.60	0.15~0.25	—
20 Mo Cr 4	0.17~0.22	0.20~0.35	0.60~0.80	0.035	0.040	—	0.30~0.50	0.40~0.50	—
S A E 3310	0.08~0.13	0.20~0.35	0.45~0.60	0.025	0.025	3.25~3.75	1.40~1.75	—	—
S A E 4820	0.18~0.23	0.20~0.35	0.50~0.70	0.040	0.040	3.25~3.75	—	0.20~0.30	—
S A E 9310	0.08~0.13	0.20~0.35	0.45~0.65	0.025	0.025	3.00~3.50	1.00~1.40	0.08~0.15	—
H N C M 25	0.12~0.18	0.15~0.35	0.30~0.65	0.030	0.030	4.00~4.50	0.70~1.00	0.15~0.30	—
3 1 5	0.10~0.15	0.25~0.35	0.40~0.60	0.025	0.025	2.60~3.00	1.00~1.35	4.80~5.20	—
S N C M	0.14~0.18	0.15~0.35	0.45~0.65	0.025	0.025	3.25~3.75	1.00~1.40	0.15~0.35	0.10

表 5・2・25 高温用軸受材料

	C	Si	Mn	P max	S max	Cr	Mo	V	Ni max	Cu max	
V : MHT	0.95 ~1.10	0.25 ~0.55	0.25 ~0.45	0.020	0.020	1.30 ~1.60	—	—	0.15	0.15	A1 0.75 ~1.25
V : M-50	0.77 ~0.85	0.25 max	0.35 max	0.020	0.020	3.75 ~4.25	4.00 ~4.50	0.90 ~1.10	0.15	0.15	—
A : M-50	0.77 ~0.85	0.25 max	0.35 max	0.025	0.025	3.75 ~4.25	4.00 ~4.50	0.90 ~1.10	0.25	0.25	—
A : M-2	0.78 ~0.88	0.20 ~0.40	0.20 ~0.40	0.025	0.025	3.75 ~4.50	4.50 ~5.50	1.60 ~2.20	0.25	0.25	W5.50 ~6.75

試験片加熱温度 最大 600°C.

附属計測装置 自動停止装置, 温度調節装置, 試験時間測定装置, 試料油温度調節装置.

現在温度は 250°C 迄試験されているが, 得られた結論は,

- (1) 試験温度が上昇すると, いずれも寿命が低下するが, MHT, M-2 は同程度で AM-50, VM-50 はそれらより低下率が大きい.
- (2) 250°C では M-2 が最も寿命が長く, VM-50 が次ぎ, MHT と AM 50 がそれに次ぐ.
- (3) 150°C では MHT, AM 50, M 2, VM50 の順で MHT はバラッキが大きい.
- (4) 常温では MHT と AM-50, M-2, VM-50 の順で MHT および AM 50 はバラッキが大きい.
- (5) M-50 では常温, 150°C は大気溶解, 250°C では真空溶解が勝れている. バラッキは真空溶解の方が小さい傾向をもっている.
- (6) 結論として高温では M-2 が最も勝れているが MHT もかなりすぐれており有望である.

なお, 他に材料の確性調査, 高温硬度, 長時間の寸法変化などについての試験も行なわれた.

一方低い温度範囲では 440 C が使用されて来ているが, それに代つて 14Cr-4Mo も検討されている^{29,30)}.

文 献

- 1) 赤岡: 機械学会第 33 期通常総会前刷 224 (1956) p. 41.
- 2) 赤岡: 機械学会第 619 回軸受潤滑摩擦に関する講演会前刷 (1956).
- 3) 赤岡, 平沢: 機械学会第 35 期講演会前刷 536 (1958) p. 15.
- 4) 上野: 鉄と鋼 43 (1957) p. 1137.
- 5) 上野, 中島, 池田: 鉄と鋼 46 (1960) p. 344.
- 6) L. O. UHRUS: Iron & Steel Inst. 77 (1963) p. 104.
- 7) 加藤: 鉄と鋼 48 (1962) p. 386.
- 8) 出口, 吉村, 湯浅: 鉄と鋼 50 (1964) p. 1780.
- 9) 上野, 中島: 鉄と鋼 45 (1959) p. 506.
- 10) 上野, 中島, 池田: 鉄と鋼 49 (1963) p. 155.
- 11) 山中: 日本金属学会誌 24 (1960) A34.
- 12) 前川, 他: 鉄と鋼 48 (1962) p. 1415.
- 13) T. W. MORRISON, H. O. WOLP & P. P. REMORE-NKO: Trans ASLE 2 (1959) p. 129.
- 14) Metal Bulletin Tves. Sept. 10. 1963.
- 15) 上野, 池田: 鉄と鋼 46 (1960) p. 1377.

16) 赤岡: 機械学会第 33 期通常総会前刷 224 (1956) p. 41.

17) 赤岡: 機械学会第 619 回軸受潤滑摩擦に関する講演会前刷.

18) 赤岡, 平沢: 機械学会第 35 期講演会前刷 536 (1958) p. 15.

19) T. L. CARTER: NACA. TN. 4216 (1958) p. 1.

20) R. H. BUTLEN, T. L. CARTER: NACA. TN. 3933 (1957)

21) W. J. Anderson, T. L. Carter: Trans. ASLE, 2 (1959) p. 95.

22) 大沢, 近藤: 鉄と鋼 48 (1962) p. 1449.

23) 黒田, 山内: 日本機械学会講演前刷 (1959) NOU No. 12.

24) 前川, 森原, 中川: 鉄と鋼 48 (1962) p. 567.

25) 上野, 三橋, 中野: 鉄と鋼 41 (1955) p. 1162.

26) 瀬戸, 高橋: 鉄と鋼 48 (1962) p. 569.

27) Machine Design 35 (1963) Aug. 1. p. 8.

28) 喜熨斗, 山本: 機械学会誌 66 (1963) p. 1575.

29) 千原: 特殊鋼 11 (1962) 11 p. 50.

30) 日下, 村井: 鉄と鋼 50 (1964) p. 635.

5・2・10 粉 末 冶 金

鉄粉および鉄合金粉末その他を原料としてプレス, 焼結法により機械部品を製造する方法を粉末冶金法といい, これが工業的に製造されるようになったのは戦後のことである. 純鉄を主体とした鉄系含油軸受を始めとし簡単な鉄-炭素系の機械部品に移り, さらに合金元素を添加した種々の焼結合金材が現れて来た. 鉄鋼粉末冶金製品が機械部品として大きな発達をしたのは特に自動車部品への応用の成功が, その因であるといえる.

粉末冶金製品はその特長も多く, また欠点もある. 要は, その特長欠点をよく把握し利用することが大切である. 以下若干それについてのべる.

粉末冶金製品の特長は

1. 一般溶解鍛造材に比して切削加工がほとんど不要であること.
 2. 材料が製品の必要量だけであれば充分であること.
 3. 単一操作により製品化が可能であることから量産性に富むこと.
 4. 寸法のバラッキが少く品質が安定していること.
- などである.

一方欠点としては

1. 使用原料粉末が高価であること.

表 5.2.26 粉末冶金製品の年間の生産推移 (単位 千円)

	30 年	34 年	35 年	36 年	37 年	38 年	38年度の 生産金額
軸受合金	96,316	264,522	421,950	456,217	493,356	556,596	549,883
鉄系							
銅系	214,294	404,120	595,355	673,177	751,645	925,622	1,457,386
摩擦材料	7,701	50,633	112,239	294,841	274,514	478,584	503,122
リング類	19,951	98,462	150,413	135,085	76,964	80,537	128,845
歯車	355	16,580	32,649	69,428	176,368	200,958	190,689
その他の機械部品	13,940	201,272	394,362	632,793	865,002	1,239,651	1,115,121
鉄系							
銅系	1,783	18,147	51,119	32,739	32,987	32,473	54,700
フィルターまたはスクリーン	461	44	2,550	6,154	2,089	4,285	15,367
電気接点	16,426	33,611	56,840	67,833	52,461	60,907	1,247,185
集電材料	85,930	95,606	104,227	115,662	78,902	113,028	145,619
その他	7,534	286	6,643	4,819	7,029	14,899	236,263
合計	464,691	1,183,283	1,928,347	2,488,748	2,802,317	3,707,540	5,644,180
生産%	100%	255%	414%	536%	603%	796%	(535%)

2. 成型用金型, 矯正用金型が最終製品の寸法精度に直接影響するため金型材質および製作に経費がかかること。
 3. プレス操作による成型のため大きさに制限があること。
 4. 材質的に溶解鍛造品よりも若干劣ること。
- などである。

従って同一品種で複雑な切削加工をする製品の生産にはその威力を発揮するものである。従来の切削加工材の考え方をそのまま粉末冶金製品に適用することは益少くまた危険でもある。

焼結機械部品は概して小型のものが多く歯車, カム, ピストンリング, ボルト, ナット, シートなど, 自動車, 農機具, 紡績機械, 家庭用機械, 事務機械などの部品として多方面に用いられている。昭和 38 年度の国内粉末冶金製品の生産金額は磁性材料, 電球真空管を除き機械部品を対象としたものは 56 億円で, そのうち, 機械部品と見られるものは 50% に達している。米国においては, 機械部品に使用される原料鉄粉 18,000 t の 80~90% が自動車工業に向けられており, 年間 600 万台の自動車に対し, 1 台 2~2.5 kg の鉄系粉末製品が使用されている。欧州においても粉末製品の 50% が自動車工業に向けられている。

表 5.2.26 に粉末冶金製品の数年間の推移表を掲げた。(粉末冶金工業会調査)

表 5.2.27 に粉末冶金製品の応用分野と応用例を示した。

粉末冶金法による機械部品の製法は一般粉末製品の製法と変りはないが概略を示すと図 5.2.29 のごとくである。

原料鉄粉として最も広く用いられているのはヘガネス鉄粉であるが目的に応じて, 還元鉄粉, 電解鉄粉, RZ 粉, DPZ 粉, カーボニル粉などが用いられる。一般機械部品には廉価なること, ロットとして均一性のあることなどが要求され, 上記ヘガネス鉄粉がその安定性にすぐれ国内需要の 80% を占めている。添加元素としては

表 5.2.27 応用分野と応用例

工業部門別	適用焼結部品名
機械および装置	軸受, 歯車, レバー, ハンドル車
自動車工業用	油ポンプギヤ, 歯車, 通風室内弁平軸受, ショックアブソーバー, ピストン, フィルター
自転車, スクーター工業用	レバー, 軸受, 鎖車, 連結円板, 鏢ボス, キイ.
ミシン工業用	布送り, 軸受, 偏心輪片
事務機械, 工業用	小歯車, レバー, プッシュ, 曲線円板, カム円板
銃器用	送弾器, 引金, 箱底, 閉鎖部品, 案内リング
電子工芸工業用	保護部品, 接極子, 極片, コアー
家庭機械工業用	歯車, 傘歯車, レバー, 多孔板並刃物
雛型, 工具組立用	マイクロメーター, 骨組, クランプ台部品, スペリ弁
精密工学, 光学用	ラック, 車輪, 案内クリート, 運転ボタン
コロ軸受, 工業用	球軸受, コロ軸受保持器, 部品
化学装置	組立部品

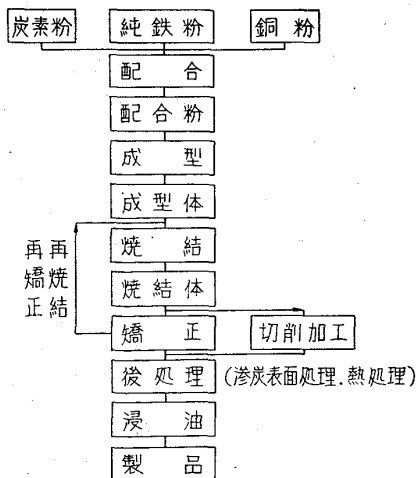


図 5.2.29 機械部品製造フローシート

表 5.2.28 鉄系含油軸受の特性値

成 分	(Fe) Bal	(C) <3	(Cu) 3~25	(Pb) <15
含 油 率 Vol %		18~30		
比 重		5.5~6.3		
硬 度 VHN		30~60		
熱膨張係数		11 × 10 ⁻⁶ (0~20°C)		
抗 張 力 kg/mm ²		10~15		
圧 碎 強 度 kg/mm ²		20~30		

表 5.2.29 焼結機械部品の特性値

材 料	比 重	有孔度 Vol %	硬 度 VHN	抗張力 kg/mm ²	伸 び %	衝撃値 kg-m/cm ²
純焼結鉄 C=0	7.2~7.4	8~6	80~90	25~28	25~30	8~10
焼結鉄 C=0.5	7.2~7.4	8~6	160~180	42~47	6~8	3~5
" C=0.9	7.2~7.4	8~6	200~220	60~65	4~6	2~4
Ni-Mn 表面硬化焼結鋼 (1)	7.2~7.4	8~6	150~200	(中心) 45~50	(中心) 8~10	5~7
Cu 含有焼結鉄 C=0 (2)	8.0	0	190~210	45~50	8~10	4~5
" C=0.5 (2)	8.0	0	230~260	65~70	5~7	3~4
" C=0.9 (2)	8.0	0	280~300	75~80	3~5	2~3

(1) 水焼入後のカタサ VHN 650~700 油焼入のカタサ VHN 530~600
 (2) Cu 含有量 10~15%

炭素粉, ニッケル粉, 銅粉などそれぞれ機械性質に応じて用いられる。またステンレスのような特殊鋼粉末製品ではステンレス合金粉末を原料とすることが一般に行われている。加圧成型には原料の種類, 生産単位に応じて工具鋼, 超硬材料が用いられ, 均一な成型体を得られるような成型方法, 金型の形状が選択される。焼結は一般鉄系に対しては半燃焼ガス, 分解アンモニア, 水素などが用いられ, ステンレス焼結のように酸素の存在が支障となるものに対しては, 真空焼結がなされる。焼結材の寸法精度を得るために加圧矯正が行われるが, 精度の高い部分または金型で造るよりは一部切削の方がコスト安になる場合には切削加工を採用する。焼結品は次いで熱処理により滲炭, 焼入, 焼戻, また表面メッキなどがなされる。

次に鉄系含油軸受の特性値を表 5.2.28 に示す。

一般に銅系焼結軸受に比し高荷重低速運転に優れている。

焼結機械部品について代表的特性値を表 5.2.29 に示す。

機械部品としては鉄に銅を添加した鉄銅焼結製品が機械強度があり, また銅-炭素を適量添加すると焼結寸法の変化を少なくすることが出来る。表 5.2.30²⁾ に炭素, 銅を添加した鉄-銅-炭素焼結部品の機械性質を示した。

ニッケルは機械強度を増加するが, カーボニールニッケル粉と炭素を同時に添加するとさらに強さを上げる。還元鉄粉にニッケル 5%, 炭素 1% 添加した時引張強さ 60 kg/mm² 伸び 5% が得られている。

表 5.2.30 鉄-銅-炭素系焼結部品の機械的性質

C%	Cu%	※ 熱処理	抗張力 kg/mm ²	降伏点 kg/mm ²	伸 び %
0.2	30	a	64.5	56.2	3
		b	72.0	—	—
	25	a	66.7	61.7	3
		b	73.0	69.5	2
	20	a	67.5	66.0	3
		b	74.0	69.5	2
0.4	30	a	62.0	50.2	3
		b	73.0	68.0	3
	25	a	62.5	57.7	3
		b	73.0	60.0	3
	20	a	62.0	61.0	3
		b	75.2	72.5	3
c	84.2	68.0	—		
0.6	25	a	54.0	32.3	4
		c	58.5	46.5	3
	20	a	68.0	51.3	4
		c	68.0	53.5	—
	15	a	67.5	54.8	4
		c	65.5	54.0	2
10	a	57.0	55.5	4	
	b	63.2	52.7	2	
c	81.0	76.5	—		

※ a: 焼結後炉冷 b: 水冷 c: 油冷

表 5.2.31³⁾ にステンレス粉末による焼結体の性質を示した。

焼結鋼の熱処理は一般炭素鋼の場合とほとんど同様であり, 熱処理後の性質の傾向も似たものがあるが焼結鋼

表 5.2.31 ステンレス焼結鋼機械部品の特性

名 称	成 分 %	抗張力 kg/mm ²	伸 び %	硬 度 HRC	処 理 条 件
Vasco 4630-A	C 0.3, Si 0.35, Mn 0.75, Ni 1.85 Mo 0.25 残 Fe	91.0	1.5	35	焼結 1150°C~30分 870°C 油冷 150°C 焼戻
Stainless 304	C 0.08, Si 2.3, Mn 0.8, Ni 8.5 Cr 18 残 Fe	71.4	72	—	1200°C ~45分 焼結
Ni 合金焼結材	C 0, Ni 2.0, Mo 0.5, 残 Fe	31.5	22	—	1.110°C~30分焼結
	C 0.4, Ni 2.0, Mo 0.5, "	66.5	5.5	—	"
	C 0.6, Ni 2.0, Mo 0.5, "	130.1	1.5	—	"

ではどうしても気孔が残るので再加圧再焼結を採用するなど表面層だけ薄く滲炭する様焼結体の調整が必要である。またメッキ処理に当つては表面気孔をなんらかの方法で埋めておかないと。(シリコン含浸)よいメッキ層は得られない。今後、焼結機械部品に対し表面処理など行うことが多くなると思われるが、処理方法には一般鋼材以上の注意が必要である。

以上簡単に焼結機械部品について述べたが、要は粉末冶金製品としての特性を充分考慮に入れて使用すべきもので、使用者側と製造者側とが緊密な連絡をもつていくことが非常に大切である。これからの鉄鋼を主体とした粉末製品の課題は、品質の向上を行うことは勿論であるが、原料費の低減と製造方法の改善により如何にして安くよい製品を得るかということであり、それにより需要面を開拓し応用範囲を見出していくことであろう。

文 献

- 1) R. P. KOEHRING (Retired): Delco Moraine Dir General. Motor Corp(Retired) The Present and Future of Powder Metallurgy in the Automotive Industry.
米国における粉末冶金製品の市場調査, 日本貿易振興会 昭和 27 年
- 2) G. ZOPF: Stahl u. Eisen 74 (1954)
- 3) Metal Progress: April & Dec. (1958)
W. L. BÄTTERN: Progress in Powder Metallurgy 6 (1960) 120
Höganäs Iron Powder Hand Book III G.
GÖRTZEL: Treatise on Powder Metallurgy II (1950)
内藤, 山本: 粉末冶金応用製品 (III) 構成部品, 粉末冶金技術講座 8

5.3 処理法および測定法

5.3.1 加工・熱処理技術

科学技術の進歩, 諸工業の発達とともに, ますます強靱な構造用鋼が要求されるようになってきた。この要求にこたえるために, 例えば溶接性高張力鋼, 析出硬化型ステンレス鋼あるいはマルエージング鋼などのような優れた高抗張力鋼が開発された。これらの例に見るように高強度の鋼を得るためには, 組織的にはマルテンサイトあるいは, 焼戻しマルテンサイト組織とするのが最もよい。

ここ十数年来の加工および熱処理技術も, 特にマルテンサイト組織の性質の向上を中心として発展してきた。その中でも最近めざましい発展をとげたオースフォーミング処理は加工硬化とマルテンサイト変態による硬化を巧みに組合せて一段と強度靱性の優れた鋼を得る興味ある方法であり, 本節においてはオースフォーミングの処理を中心に, このような加工熱処理法 (Thermal-Mechanical Treatment)¹⁾ について述べる。

(1) オースフォーミング

オースフォーミングは, まず Harney²⁾ により試みられた。かれは 0.95% C 鋼に恒温変態曲線の bay 区域

でショット・ピーニングを与え, ペーナイト変態をおこす前に焼入れて, すぐれた表面硬化層を得た。かれによるとこれはマルテンサイト変態前のショット・ピーニングにより, 焼入れ後の残留オーステナイトが普通の焼入れの場合にくらべ減少するため, より優れた硬化が得られたのであろうと結論した。

その後しばらく, その結果に深い注意が払われなかつたが, 1954 年にいたりオランダの研究者 Lips と Van Zuilen³⁾ の二人が, Ni-Cr 鋼 (0.35% C-1.5% Cr-4.5% Ni) を, 準安定オーステナイト域で, 線あるいは板に加工した後, マルテンサイト変態させた場合には, 普通の焼入れの場合にくらべ, 降伏強さを 210 kg/mm² から 280 kg/mm² に, また伸び率を 2% から 12% に, 改善できたことを報告して以来, フォード社の Zackay^{4,5,7)} をはじめ数人の研究者により, この技術が注目され, Ni-Cr 低合金鋼⁴⁻⁹⁾, マルテンサイト系ステンレス鋼¹⁰⁻¹³⁾, オーステナイト系ステンレス鋼¹⁴⁾, あるいはマルエージング鋼¹⁵⁾ にこの方法が適用され, すぐれた結果が得られ, 現在さらに広範囲に基礎的な研究や応用研究がすすめられている^{16,17,20)}。

1) オースフォーミングの条件

オースフォーミングは, オーステナイトの恒温変態開始前およびマルテンサイト変態前に, 準安定オーステナイトの領域で塑性加工するのがたてまえである。それゆえオースフォーミングには, bay 域が広い, nose での恒温変態開始曲線が時間軸に対して右にずれている。すなわち nose でのパーライトへの変態がしにくい鋼種が適用しやすい。普通炭素鋼では nose が数秒ないし数十秒の範囲にあり, また, マルテンサイト変態開始温度 Ms 点も高く, bay 区域が狭く, オースフォーミングを施すのに適した鋼種といえない。しかし, Ni, Cr, Mn, Mo などの合金元素が添加されると, 一般に恒温変態はおそくなり, nose が右に移り, Ms 点も低くなり bay も広く深くなる。それ故, 低合金鋼および合金鋼は, オースフォーミング処理をするのに適していると考えられる。

オースフォーミングが可能な必要条件として, つぎの二点があげられる。

a) 恒温変態曲線において, nose から Ms 線までの範囲, すなわちオーステナイトの bay 区域が十分大きく深くなければならない。

b) オースフォーミング処理中に, 恒温変態による生成物が生じることのないように, 準安定オーステナイトからペーナイトへの恒温開始時間は十分長くなければならない。

2) オースフォーミングの効果

a) 引張り強度に与える効果 オースフォーミングが機械的性質におよぼす影響は, 多くの一般の冷間加工の際にみられるように加工度の増加につれて機械的強度は向上する。図 5.3.1¹⁰⁾ は 12% Cr ~ 0.1% C 鋼を 950°C でオーステナイト化後準安定オーステナイトの温度 425°C に冷却して約 60% までのスウェーピング加工を加えた場合の加工度による引張り特性の変化を示したもので約 40% の加工により引張り強さ約 23 kg/mm² 降伏強さ約 23 kg/mm の増加をえている。これらの結

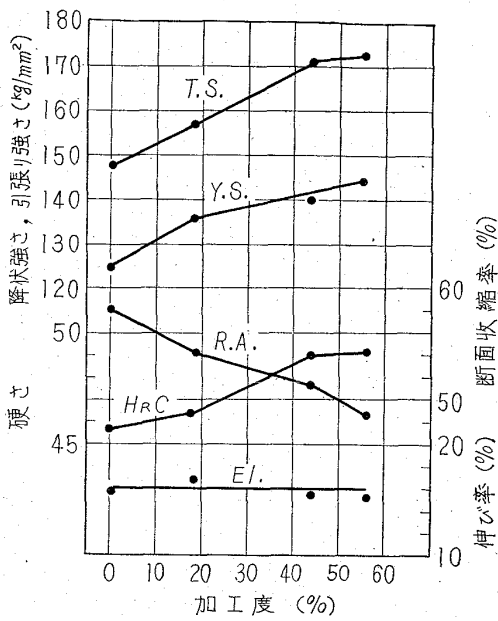


図 5.3.1 425°Cにてオースフォーム後焼入れた 12% Cr - 0.1% C 鋼の加工度と機械的性質の関係

果および、他の種々の鋼種についての数人の研究者たち^{1,5,6,9,18}の測定結果にみるように、オースフォームによる加工度 1% 当りの降伏強さの増加は少しの例外を除き 0.4~0.6 kg/mm² となっており鋼種に関係なくほぼ同じである。

図 5.3.2⁶⁾ はオースフォームの効果におよぼす

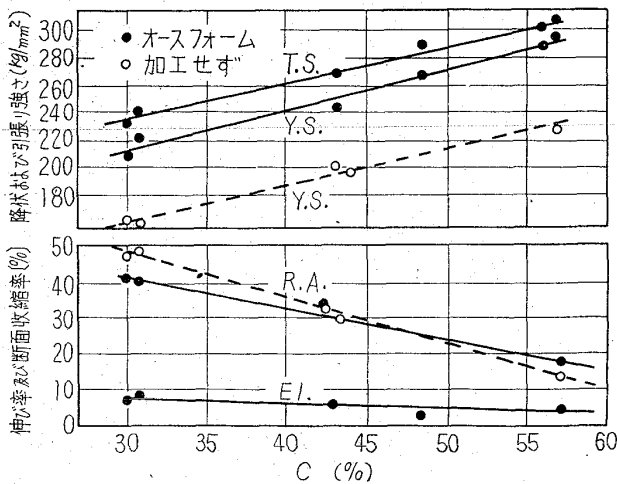


図 5.3.2 91% オースフォームされた 3% Cr-1.5% Ni 鋼の強度と延性におよぼす C 量の影響, 加工温度 540°C, 焼戻温度 330°C

C 量の影響を 3.0% Cr-1.5% Ni 鋼について検討したものである、実線は 930°C にてオーステナイト化した後、540°C において 91% オースフォームし、330°C に焼戻した場合、点線は 930°C より普通に焼入れ 330°C に焼戻した場合の結果を示す。各性質は C 量とともに直線的に変化をしている。しかも強度について

みると、降伏強さは C 量に関係なく 91% オースフォームにより、いずれの場合も約 53 kg/mm² 増加している。この結果よりオースフォームによる強度向上の程度は、C 量に関係なく加工度によりだいたい決まることがわかる。また同図において断面収縮率が高 C 側において、オースフォームした場合の方が多少高い値を示している。すなわち準安定オーステナイトの加工によつて靱性が損われないというのが、オースフォームの特徴である。

オースフォームにおける加工温度が引張り強度におよぼす影響については、最近 Zaekay¹⁹⁾ らが広く検討を加えた。真空溶解した 0.40% C-5% Cr-1.3% Mo-0.5% V 鋼を、1038°C で 1hr オーステナイト化した後 370~650°C の範囲で加工した場合、同じ加工度にて比較した場合、加工温度が上昇するほど引張り強さと降伏強さは徐々に減少している。図 5.3.3 は、その結果を示したものであり、この場合、同鋼を焼入れ、焼戻した場合の引張り強さは、217 kg/mm²、降伏強さは 168 kg/mm² であった。延性は図 5.3.4 で示すように

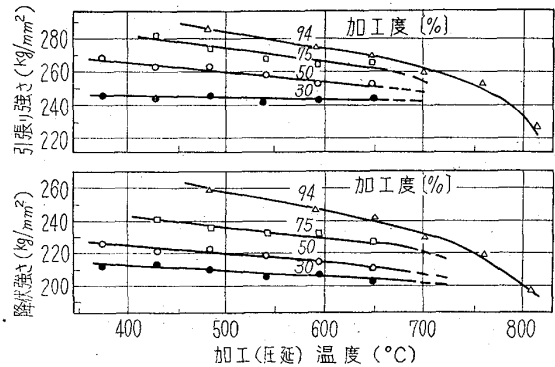


図 5.3.3 0.40% C-5% Cr-1.3% Mo-0.5% V 鋼の引張りおよび降伏強さにおよぼす加工温度と加工量の影響。510°C にて焼もどした場合、普通焼入れ、焼もどした場合引張り強さ 217 kg/mm²、降伏強さ 168 kg/mm²

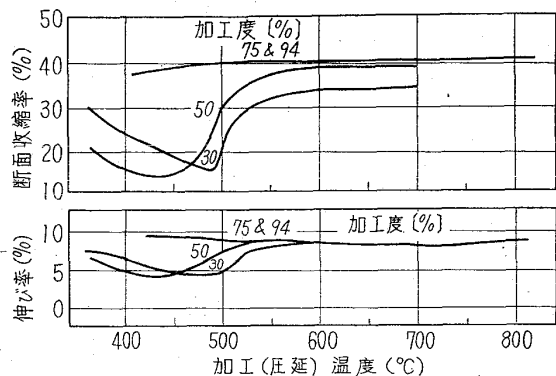


図 5.3.4 0.40% C-5% Cr-1.3% Mo-0.5% V 鋼の延性におよぼす加工度の影響

加工温度と加工度により、やや複雑な変化をする。加工温度 538°C 以下では、加工度が 30% より 94% まで変化しても延性はほとんど同じ程度であるが、それ以下

の加工温度では、かえつて加工度の大きい方がよい延性を示している。すなわち、適当な加工温度を選べば、強度・延性ともに優れた値を得ることを示唆している。

JUSTUSSON⁶⁾ らも 0.44% C-3.0% Cr-1.5% Ni 鋼について加工温度の影響を検討し、同様に降伏強さが加工温度の上昇とともにほぼ直線的に減少することを示した。しかし加工温度の影響は鋼種によつては多少異なるようである。GERBERICH ら¹⁸⁾ の結果によると H 11 鋼 (0.39% C-5.08% Cr-1.4% Mo-0.54% V-0.98% Si) を 482°C, 594°C, 705°C の 3 温度においてオースフォーミングした場合には、引張り強さ、降伏強さは加工度によりきまり、加工温度は余り影響していない。

0.40% C-5.0% Cr-1.3% Mo-0.5% V 鋼の例によると、オーステナイト化温度がオースフォーミングにより得られた強度に与える影響は少く、加工度が同じならばほぼ等しい値となる。すなわち加工前のオーステナイト結晶粒度が変化しても強度にあまり影響していないことを示している。

オースフォーミングした鋼を焼戻すと、普通の焼入れ、焼戻しの場合にくらべ、やや異なつた挙動を示す。図 5.3.5¹⁹⁾ は図中記したような三種の合金鋼を図示し

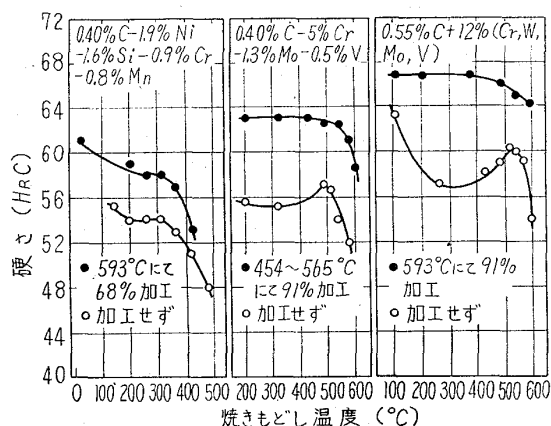


図 5.3.5 オースフォームされた鋼の焼もどし温度に伴う硬さの変化

たような温度と加工度でそれぞれオースフォーミングした場合の焼戻し温度による硬さの変化を普通焼入れ焼戻した場合と比較したものである。この種の合金鋼は焼戻し軟化の途中一たん二次硬化をおこす。この二次硬化は、図にみるように加工度が大きいと明瞭に現われなくなる。この現象は 12% Cr-0.1% C 鋼を 425°C でオースフォーミング後焼入れ、焼戻した場合にも認められた¹⁰⁾。

b) 衝撃値およびその諸性質に与える影響 鋼の衝撃値におよぼすオースフォーミングの影響に関する報告は、現在のところ比較的少ないが、4340 鋼⁹⁾、3% Ni-3% Mo-0.2% C 鋼²⁰⁾、および 13% Cr 鋼¹²⁾ においては、いずれもオースフォーミングにより向上している。13% Cr 鋼を 950°C でオーステナイト化した後、450°C でオースフォーミングした場合約 30% の加工により約 2 kg-m/cm² シャルピー値が増加した。また靱性-脆性の遷移点は約 20°C 低くなつた。3% Ni-3% Mo-0.20

%C 鋼について、普通焼入れの場合とオースフォーミングの場合について比較した結果も、オースフォーミングの方が衝撃値がよいことが示され、しかも 594°C で 84% オースフォーミングし、565°C で 4h 焼戻した場合には、試験温度 94~260°C の範囲で衝撃値は非常に改善され、普通焼入れの場合の 5~6 倍の値が得られている。高温の機械的強度もある温度以下では室温の機械的強度と同様オースフォーミングにより向上する。図 5.3.6 は、0.40% C-5% Cr-1.3% Mo-0.5% V 鋼を、90% オースフォーミングし 565°C に焼戻した試料を、普通焼入れ後、570°C に焼もどした場合と比較したもので、-195°より 594°C の間では、降伏強さ・引張り強さともに、普通焼入れの場合にくらべ約 70 kg/mm² 高い。0.55% C-12% (Cr, W, Mo, V) 鋼の場合も、オースフォーミングにより同様の効果が求められている。

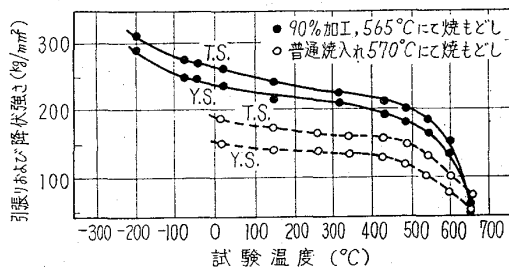


図 5.3.6 オースフォームおよび普通焼入れ・焼もどしされた 0.40% C-5% Cr-1.3% Mo-0.5% V 鋼の低温および高温の強度

クリープ破断強さにおよぼすオースフォーミングの影響に関しては、13% Cr 鋼の実験結果¹²⁾ しか発表されていないが、その結果によると 450°C 以下ではオースフォーミングによる強力化の影響が保持されるが、500°C ではかえつて普通焼入れの場合の方がよい値を示した。

疲労強度におよぼす影響を検討した報告もまだ少ないが、H-11 鋼⁹⁾ の例をみるとオースフォーミングにより疲労強度はかなり向上するようである。また、耐食性は 13% Cr 鋼¹¹⁾ の場合加工温度を適当に選べばオースフォーミングにより悪影響をうけないと思われる。

c) オーステナイト分解生成物の影響 オースフォーミングにおいてオーステナイトの分解生成物が、機械的性質にどのような影響を与えるかについて GERBERICH ら¹⁸⁾ が検討を加えた。H 11 鋼を 482°C, 593°C, 704°C においてオースフォーミングした後、それぞれの温度で恒温変態を行なわせ、オーステナイトの分解生成物の量と強度との関係を示すと、図 5.3.7 のようになる。482, 593°C の場合には分解生成物が増加してもさほど強度は減少しないが、704°C の場合には、分解生成物の量とともに急激に減少し、50% 分解生成物が増加すると強度は 112 kg/mm² も低くなる。この理由について GERBERICH らは薄膜の電子顕微鏡観察を行なつた結果、482°, 593°C においては分解生成物としては炭化物のみが形成し、しかもこれが微細に分布しているのに対し、704°C においては、分解生成物としてパーライトが生じ炭化物も粗大化していることを見出した。そしてオース

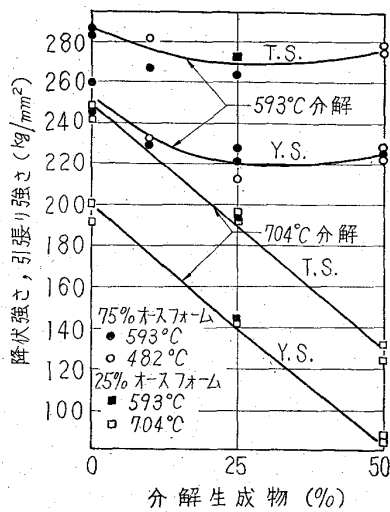
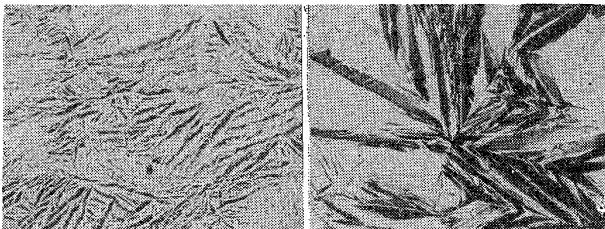


図 5.3.7 593°C あるいは 704°C においてオーステナイトの分解をした場合の変態生成物の量に伴う室温強度の変化

テナイトの分解生成物として炭化物が微細に析出するかぎりにおいては、強度が低下することはないと述べている。

d) オースフォースフォーミングによる組織変化および強化の機構 オースフォーミングによる組織変化の特徴は、得られたマルテンサイト組織が、普通焼入れの場合にくらべて微細化することと、マルテンサイト中に非常に多くの転位が存在することである。組織の微細化に関しての代表的な例を写真 5.3.1¹⁷⁾ に示した、同写



(a) 76% 圧延後 -196°C に冷却 (b) 加工せず -196°C に冷却

写真 5.3.1 Fe-32% Ni 合金のマルテンサイト組織 真 (a) は、Fe-32% Ni 合金をオーステナイトの状態 (室温) で 76% 圧延後、-196°C に冷却 (同合金の Ms 点は -52°C) してマルテンサイト変態させた場合の組織であり、(b) は、圧延加工させずに -196°C に冷却して、マルテンサイト変態させた場合である。(a) は (b) に比べ、マルテンサイトの羽が短かく細くなり複雑に微細化している。これらの顕微鏡写真より明瞭にわかるように、マルテンサイト変態前の加工により、その後の変態により得られるマルテンサイト組織はかなり微細化する。

同様な事実は AISI 4340 鋼⁹⁾、少量の Mo および V を含有する 0.4% C-2.2% Cr-1.1% Ni 鋼¹⁾、13% Cr 鋼¹⁰⁾、などにおいても確かめられている。

一般に結晶粒度の小さい方が機械的強度が大きいことから、かようなマルテンサイト組織の微細化はオースフォーミングによる強力化の重要な原因の一つと考えられ

てきた。しかし最近田村ら^{16,21)} は、Fe-29.7% Ni-0.42% C 合金を用いてオースフォーミングされたマルテンサイトの透過電子顕微鏡組織を観察して、オースフォーミングされたマルテンサイト中には広い範囲の大きな応力が存在し、しかも数多くの転位が密に存在していることを認めた。そしてこれらの転位上に炭化物の微細に分散析出し時効硬化状態あるいは析出の初期段階の状態になっていることを示し、この転位密度の大きいことと炭化物の微細分散析出がオースフォーミングによる強力化の原因であろうと述べている。

フォード自動車会社の研究者たちも最初オースフォーミングによる強力化の主原因はマルテンサイト組織の微細化によるものであると考えていたが、その後の研究においてマルテンサイトの微細化が強力化の主原因とは考えられないことを示した。すなわち 0.32% C-3.0% Cr-1.5% Ni 鋼について、オーステナイト化温度と加工度を変えて種々のマルテンサイト葉の大きさをもつ試料をつくり、これらの強度を比較した。図 5.3.8⁶⁾ にみるようにオースフォーミングによりマルテンサイト葉は細

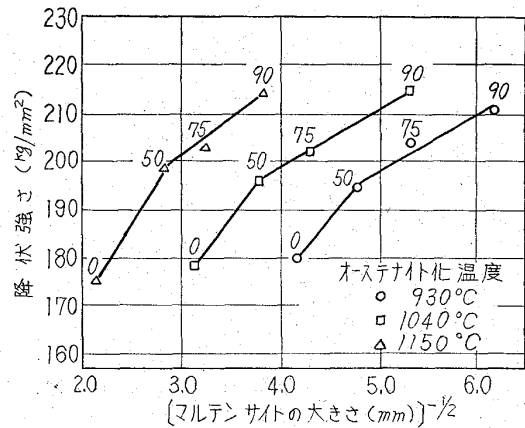


図 5.3.8 0.32% C-3.0% Cr-1.5% Ni 鋼のマルテンサイトの大きさと降伏強さの関係、図中の数字は 510°C における加工度、鋼は 100°C で焼戻した。

くなるが、加工度が同じ場合にはほぼ等しい降伏強さを示し、強度の増加には加工度が本質的に影響を与え、マルテンサイト葉の大きさの影響は少ないと考えられる。組織の微細化はむしろ靱性の方に効いてきて、オースフォーミングしても (加工を加えても) 靱性が悪くならないことの要因になっているのではないかと推察される。

オースフォーミングにおいて、オーステナイトとして受けた加工の影響がマルテンサイト変態後も残り、これが強力化の原因の一つになるという見解は筆者^{13,17)} も、歪をうけたオーステナイトから変態したマルテンサイトの X 線回折線の半値巾の測定およびマルテンサイト自体の微小硬さの測定より指摘した。

現在、電子顕微鏡による直接観察¹⁶⁾、あるいは炭化物の析出分散状態の検討^{6,8)} から、オースフォーミングによる強度上昇は、主として転位密度の増加と微細な炭化物によるという考え方が有力である。すなわちオーステ

ナイトの加工により転位が増しこの転位のところに微細な炭化物が析出する。炭化物は転位の移動を妨げ転位密度を増す役割をする。これらの両者の作用が相俟つて強度上昇をもたらしている。

(2) マルテンサイト変態中での加工およびその他の加工熱処理

1) マルテンサイト変態中での加工

マルテンサイト変態中の加工 (Ms-Mf 間の加工) が機械的性質に与える効果についてはいわゆるサブゼロ加工あるいはその類似加工を除いてはほとんど研究報告がない。筆者²²⁾が 13% Cr 鋼で二、三試みたところによると、約 14% の圧延加工により、引張り強さを約 20 kg/mm²、降伏強さを約 30 kg/mm² 増加することができた。同程度の加工により、オースフォーミングの場合には、引張り強さを約 7 kg/mm²、降伏強さを約 10 kg/mm² 増加させるので、強度に関しては Ms-Mf 間の加工は非常に有効であることがわかる。しかし、伸び率は後者の場合約 14% あり、普通焼入れの場合と変わらないのに対し、前者の場合約 6% しかなく、延性がかなり低下した。また、加工度を 20% 以上あげるとは、むずかしかなかつた。大和久²³⁾は最近マルフォーミングなる名称で Ms-Mf 間の加工処理について特許をとつた。これによると 0.6% 鋼の場合、800°C に加熱したのち、180°C に保持した恒温ソルトバス中に急冷し、同温度で 80% 加工を施して焼入れ後、200°C に焼戻した試料を、800°C より焼入れ 200°C に焼戻した試料と比較したところ、引張り強さを約 13% 増すことができ、しかも伸びはほとんど不変であつたとのべ、Ms-Mf 間の加工処理が強度向上に有効であることを示した。Bush²⁴⁾はマルエージング鋼に、オースフォーミングとマルテンサイト変態中の加工を行ない、後者の方が強化作用が大きいことを報告している。Ms-Mf 間における加工後焼入れる方法は強度を上げる点では常に優れているが、鋼種によつては靱性の点で多少難点があるのではないかと思われる。この処理法においては、オーステナイトの加工硬化、オースフォーミングの効果、マルテンサイトの加工硬化などが重複してくるため、その強化機構はかなり複雑なものになると考えられる。

2) 準安定オーステナイト域にて加工後、ベイナイト変態あるいはパーライト変態させる処理

この処理方法に関して系統的に行なわれた研究は今のところ見あたらない。準安定オーステナイト域で加工後、その温度で恒温的にパーライト変態させると、さきに図 5.3.7 に H-11 鋼の結果を示したように 704°C において、変態生成物の増加とともに強度が低くなる。この場合の例によると 25% 加工後 50% 変態生成物ができると、普通焼入れの場合に比較し、引張り強さは約 112 kg/mm²、降伏強さは約 77 kg/mm² 減少している。しかし、同温度で加工をせずに恒温変態させる場合の値がないので、パーライトの強度におよぼす変態前の加工の影響はわからないが、この GERBERICH の結果から予想すると鋼の強力化法としてはあまり期待できないのではないかと思われる。準安定オーステナイト域で加工後ベイナイト変態させた例には EVANS 氏²⁵⁾が 0.76% C 鋼で行なつた実験がある。彼等はこれをオースロールテン

パリング (Ausroll temperin) と呼んだ。この結果によると、加工度が増しても硬さにはあまり影響を与えないようである。

(3) サブゼロ処理

0°C 以下 (サブゼロ) の温度に冷却する操作をサブゼロ処理あるいは深冷処理 (sub-zero treatment, sub-zero chilling) というが、鋼の熱処理の場合には残留オーステナイトをマルテンサイト化することを目的とする場合を指すことが多い。

またオーステナイト系ステンレス鋼を 0°C 以下で加工して機械的強度を改善する処理もこれに含まれ、とくにサブゼロ加工と呼ばれている。サブゼロ処理の系統的な研究は約 20 年前より COHEN 氏²⁶⁾を中心に行なわれサブゼロ温度におけるオーステナイトの分解に関する多くの基礎的研究がなされ、また軸受鋼高速度鋼などに関して技術的な検討が加えられた。その結果精密工具類の経年変化を最小にするのにサブゼロ処理が非常に有効であることが示された。これらの報告はわが国においても注目され、軸受鋼、高速度鋼あるいは浸炭鋼などに適用され詳細な検討が行なわれている。またサブゼロ温度におけるオーステナイトの等温変態についても種々興味ある結果が報告されている。このようにサブゼロ処理に関しては記すべき重要なことが多いが、ここでは強度向上を目的とした加工熱処理法に関する問題としてサブゼロ加工について解説を試みたい。

オーステナイト系ステンレス鋼の Ms 点は室温以下にあることはよく知られている。そして多くの場合このようなステンレス鋼を室温で加工すると一部マルテンサイト変態をおこし、強度は普通の加工硬化以上に増す。この現象をさらに効果的に利用するために常温以下において加工をしステンレス鋼の強度を飛躍的に向上させることを考えた。これがサブゼロ加工であり、Ms 点以下で加工を行えば強度向上はもつとも効果的である。サブゼロ加工はオーステナイト系ステンレス鋼におけるマルテンサイト変態中 (加工温度によつてはマルテンサイト変態後) の加工およびマルテンサイト変態の加工により強度をあげる一種の加工熱処理といふことができる。

図 5.3.9 は 301, 302 および 310 鋼のサブゼロ加工

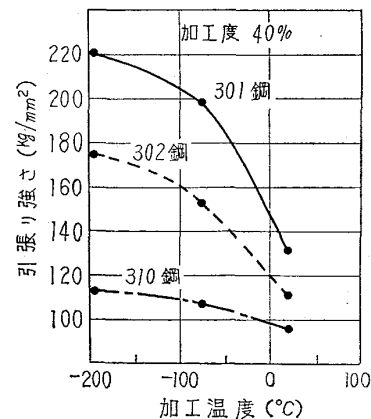


図 5.3.9 301, 302, 310 鋼の引張り強さにおよぼす加工温度の影響

に関する KRIVOBOK²⁷⁾ の結果をまとめ直して、強度におよぼす加工温度の影響を示したものである。加工温度が低いほどマルテンサイトの量が多くなりそれと同時にマルテンサイトの加工硬化が加わるために低温ほど硬化が著しい。その硬化の仕方は鋼種により異なり 301 鋼の場合がもつとも大きい。化学組成より考えて Ms 点は 301 鋼がもつとも高く 310 鋼がもつとも低い。それ故同一温度で加工してもマルテンサイト量はかなり異なりそれに伴い硬化の程度も異なってくる。

サブゼロ加工の著しい特徴は、強度水準を同一にした場合もつとも伸び率が高いことである。例えば図5.3.10に示すように、加工により約 120 kg/mm² の引張り強

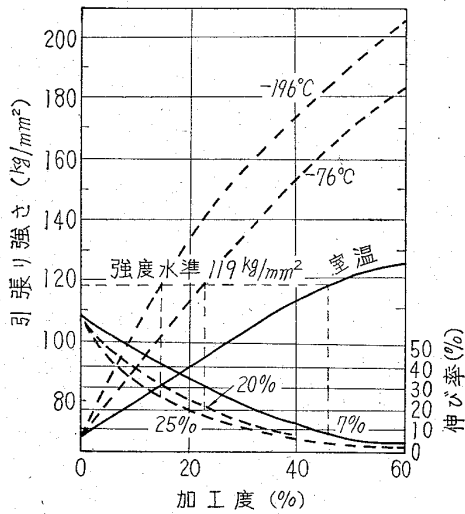


図 5.3.10 302 鋼を 21°, -76°, -196°C で圧延した場合の引張り強さと伸び率

さを得る場合、室温加工の場合には約 45% の加工度を与える必要があり、その場合の伸び率は 7% になっている。これに対し -76°C 加工では約 23% の加工度を要し伸び率は 20% であり、-196°C 加工では加工度 15% でよく伸び率は 25% が得られる。サブゼロ加工にお

ける硬化は主として生成マルテンサイトの量により支配されるので、オーステナイト安定化元素の添加により非常に影響をうける。岡本ら²⁸⁾ は 18% Cr-7% Ni 鋼にオーステナイト安定化元素である N を 0.04 より 0.66% まで添加し、サブゼロ加工におよぼす N の影響を検討し図 5.3.11 を得た。300°C 加工の場合には、加工によりマルテンサイトを生じないため、N の添加量とともに硬さは増している。室温加工の場合には低 N 鋼は加工によりマルテンサイトを生じるため著しく硬化し、加工度が増すと N% にかかわらず硬さはだいたい等しくなる。-78°C, -196°C 加工の場合には、低 N 鋼では多量のマルテンサイトを生成するため非常に硬化する。これに対し、高 N 鋼ではオーステナイトが安定でマルテンサイトの生成が少いため、高 N 側では硬さはかえって低くなってくる。サブゼロ加工における強化の原因には、マルテンサイトの生成とその加工硬化が主なものと考えられるが現在のところ詳細ははつきりせず今後さらに研究を要する問題と思われる。

(4) 結 言

最近急速に発展しつつある加工熱処理技術についてその概略を記した。これらの処理法の中である程度以上の靱性を有し、しかも 200 kg/mm² 前後の強度を持つ鋼を得るにはオースフォーミングがもつとも有効と思われる。しかし、オースフォーミングの場合には鋼種に制限があり、また実際工業的には加工温度の制御などに問題があるであろう。そして、加工熱処理後の材料は非常に硬いので処理後あまり切削工程等を要しないものにする必要がある。

オースフォーミングにより得られる鋼の種々の特性を考慮して、Zackay ら¹⁹⁾ はオースフォーミング鋼の用途として、トーションバー、つる巻ばね、パンチ、ダイ、切削工具、シエア、高張力ボルト、航空機用構造部品、農耕用器具、ミサイルのケース（とくに小直径の場合）、銃身などをあげている。

加工熱処理技術は、しかし、最近始められたばかりであり現状では実験室的な段階であり、個々の鋼種につい

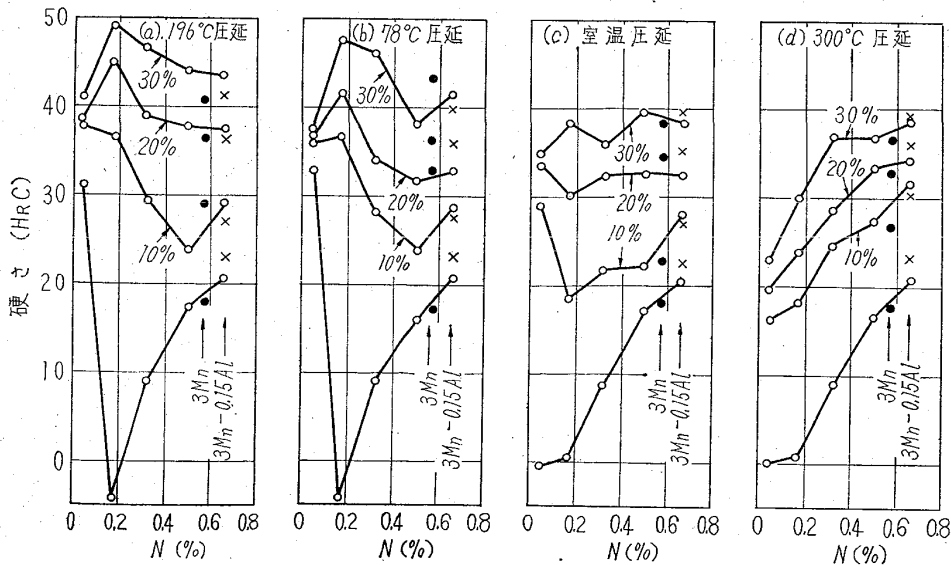


図 5.3.11 図示した温度で圧延された 18-7 ステンレス鋼の硬さにおよぼす N 量の影響

ては不明な点も少なくなく、基礎的、技術的に今後の研究にまつところが多い。ここ数年の間に著しい発達を上げているダイナパークなどによる高速加工技術が併用できればさらに一段と発展が期待できるであろう。

文 献

- 1) J. C. SHYNE, V. F. ZACKAY, D. J. SCHMATZ : Trans. Amer. Soc. Metals 52 (1960) p. 346
- 2) R. F. HARVEY : Iron Age 168 (1951) Dec. 27, p. 70
- 3) E. M. H. LIPS, H. VANZUILEN : Metal Progress 66 (1954) No. 2, p. 103
- 4) D. J. SCHMATZ, V. F. ZACKAY : Trans. Amer. Soc. Metals 52 (1959) p. 299
- 5) V. F. ZACKAY : Strengthening Mechanisms in Solid, (1962) p. 179 Amer. Soc. Met.
- 6) W. M. JUSTUSSON, D. J. SCHMATZ : Trans. Quarterly, Amer. Soc. Metals, 55 (1962) p. 640
- 7) F. BORIK, W. K. JUSTUSSON, V. F. ZACKAY : Ibid., 56 (1963) p. 327
- 8) A. J. McEVILY, R. H. BUSH, F. W. SCHALLER, D. J. SCHMATZ : Ibid., 56 (1963) p. 753
- 9) E. B. KULA, J. M. DHOSI : Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960) p. 321
- 10) Y. HOSOI, K. E. PINNOW : Ibid., 53 (1961) p. 591
- 11) 細井 : 鉄と鋼 48 (1962) p. 1052
- 12) 細井 : 鉄と鋼 48 (1962) p. 1487
- 13) 細井 : 鉄と鋼 48 (1962) p. 940
- 14) S. FLOREEN, G. W. TUFFNELL : Trans. Quarterly, Amer. Soc. Metals, 57 (1964) p. 301
- 15) R. H. BUSH : Trans. Quarterly, Amer. Soc. Metals, 56 (1963) p. 885
- 16) 田村, 吉村, 茨木, 多賀谷 : Memo. Inst. Sci. Ind. Res. Osaka Univ., 9 (1962) p. 67; 日本金属学会誌 27 (1963) p. 206
- 17) 細井, 川上 : 鉄と鋼 49 (1963) p. 1780
- 18) W. W. GERBERICH, C. F. MARTIN, L. RAYMOND : Trans. Quarterly, Amer. Soc. Metals, 57 (1964) p. 324
- 19) V. F. ZACKAY, W. M. JUSTUSSON : The Properties of Martensitic Steels formed from Strain-Hardened Austenite, presented at the Conference sponsored by the British Iron and Steel Research Association, May 23 (1962)
- 20) A. J. McEVILY Jr., R. H. BUSH : Trans. Quarterly, Amer. Soc. Metals, 55 (1962) p. 654
- 21) 田村 : 金属学会会報 2 (1963) 426
- 22) 未発表
- 23) 大和久 : 特許公報 昭 39-5328
- 24) R. H. BUSH : Trans. Quarterly, Amer. Soc. Metals, 56 (1963) p. 885
- 25) P. R. EVANS, H. O'Neill : Jr. Iron & Steel Inst., 191 (1959) part 1, p. 34
- 26) S. G. Fletcher, B. L. AVERBACH, M. Cohen : Trans. Amer. Soc. Metals, 34 (1945) p. 216, 40 (1948) p. 703, p. 728, 41 (1949) p. 1024, p. 1061

- 27) V. N. KRIVOBOK, A. M. TALBOT : Amer. St. Test. Mat. Proc., 50 (1950) p. 895
- 28) 岡本, 田中, 藤本 : 鉄と鋼, 49 (1963) p. 1694
- 29) 三島, 黒田, 河上 : 日本金属学会講演概要第52回 (1963) p. 25

5.3.2 試験検査法

各種工業の発展とともに鉄鋼材料の種類も増え、使用範囲も広められてきたが、一方では品質の向上がますます要求されつつある。それに伴ない試験検査法も漸次変えられてきている。そのおもな点を大別すると、(1) 現場あるいは実験室の研究結果を基礎として、現状に即した試験検査法の改訂。(2) 研究あるいは現場における新しい手段の導入。(3) 作業能率向上などを目的とした試験検査の自動化。(4) 実際使用状態に近い条件下での材料の試験検査の実施などがあげられる。特に、ここ数年間の進歩はみるべきものがあり、諸方法およびそれに用いる装置、機器類は、いずれも定量的なデータ処理とそれに基づく判定を目的としていると考えられる。上記の観点から、最近の試験検査について記してみる。

(1) 鉄鋼分析法

近年、鉄鋼原料としての末利用資源の活用、稀土類元素の利用、あるいは逆に純鉄の研究などに関連して、鉄鋼材料中の微量元素が重要視され、それらの分析が必要とされてきた。一方、急激に発達した直読式発光分析装置や直読式蛍光分析装置などの機器を現場の分析法として採用することによつて作業能率の向上をはかるような気運にある。また、分析値の評価にあつては、分析法およびそれに使用する機器自体などの精度ももちろん問題であるが、分析試料採取法も見逃せない問題である。これらの問題については鉄鋼協会鉄鋼技術共同研究会の中に鉄鋼分析部会が昭和 35 年に設けられ調査検討が行なわれており¹⁾、鉄鋼化学分析方法許容差(案)²⁾なども発表されている。以下に機器分析とその普及状況について概記する。

1) 発光分光分析

長い間写真法を用いて鉄鋼その他の分析に利用されていたが、豊富な基礎知識とエレクトロニクスの導入によつて光電測光方式の直読式が完成された。これは従来³⁾の湿式化学分析に比べて飛躍的に迅速で、精度も種々の問題はあがるが湿式分析に迫るところまできている。海外先進国では製鉄作業管理および分析の能率化を目的にすでに実用化の域に達しており、わが国でも遅ればせながら最近 JIS G 1253-1963 としてその分析法が規格化された。現在、国内では、鉄鋼業関係に、写真式 10 数台を含めて発光分光分析装置は 70 数台設置されている。しかし、なお、試料の採取調製法、検量線の選定、精度向上を目的とした根本方式の検討などが問題とされており、鉄鋼中のガス分析や同位元素の定量など今後の利用開発が期待される。

2) 蛍光 X 線分析

試料に一次 X 線を照射し、発生した特性 X 線の波長を測定して定性分析し、また、その強度を測定して定量分析を行なう方法である。この方式はいまだ基礎データ

が少ないので問題が多分にあるが、漸次現場化される気運にある。特に特殊鋼、スラグ、鉱石などの分析に応用される。わが国でも鉄鋼関係で10数台設置され、検討されつつあり、分析精度の向上、軽元素の検出などの今後の研究開発が望まれる。非破壊試験の一種で迅速であることが一つの利点であろう。一次X線の代わりに電子線を用いる方式は、X線マイクロアナライザー法と呼ばれ、微小部の定性定量分析法としてますます利用されつつある。これについては後述(2-5)するが、この方式における問題点と今後の開発方向は蛍光X線分析と同様と考えられる。

3) 固体質量分析

主として試料を電極として放電させ、生じたイオンを質量分析し、露出時間を幾段階にも変えて写真乾板に撮影、定量しようとする成分の黒化度と等しい主成分の線を選んで、その同位元素含有率から定量成分量を決める方法である。初めはガス分析法として開発されたが、最近固体分析用として発展させられ、標準試料を必要としないことや極微量不純物が多元素同時に定量できるなどの特長がある。現在では主として同位元素の分析や純鉄などの純金属中の微量不純物の定量に応用されている。

4) その他

機器分析法としては、吸光光度法、焰分光分析法、ポーログラフ法など数多くあるが、詳細はそれぞれの図書文献を参照されたい。なお、放射性同位元素をトレーサーとして用いる分析法や試料に中性子を照射して行なう放射化分析法なども研究開発されつつある。

ともあれ、機器分析の発展は近年特に著しく、漸次現場分析法として取入れられ、炉前迅速分析などに変わってゆく傾向にある。これに対して、化学分析法(詳細は鉄鋼化学分析全書²⁾などを参照されたい)は機器分析用標準試料の標準値を決めたり、極微量不純物の定性定量などに使われるようになってくると思うが、なお、鉄鋼中の炭化物や非金属介在物などの分析、特に組織分析としての重要な役割を果していることはいうを待たない。組織分析法としてはおもに残渣分析法が用いられているが、クリンガーコッホ法あるいはさらに改良されたコッホズンダーマン法などの電解法が非金属介在物分析に用いられているほか、依然として温硝酸法や温硫酸法などの酸溶解法も利用されている。これらの酸溶解法は若干の問題点もあるので検討する段階にあると考えられるが、最近ではこれらとともにヨールアルコール法が盛んに用いられるようになってきている。これらでとられた炭化物や介在物などの残渣は、微量化学分析、X線や電子線回折あるいは最近の新しい手段で調べられるのであるが、材質とこれら析出物や介在物の関連を知る重要性から、ますますこの組織分析法の利用度は大きくなり、また開発研究も行なわれるであろう。

(2) 物理試験法

1) 光学顕微鏡法

金属の薄片や電解法残渣などの観察には透過光線も使われるが、金属試料面は、主として反射光線で検鏡される。鋼材の金相組織を調べることによつて、その鋼材の加工熱処理などの適否、結晶粒の大きさ、非金属介在物や析出物の形態や分布、亀裂の状態などを知り得る。近

年の電子顕微鏡法の発展によつて、光学顕微鏡観察はその予備手段として、考えられる気運がなきにしもあらずであるが、広い範囲について鋼材を簡便に観察し、それを評価する手段としてかかせぬ有力な手段である。技術的にも、タングステン電球照明からカーボンアークあるいはクセノン放電管による照明に改善されたり、油浸に頼らない対物レンズ($\times 100$)が使用されたり、試料研磨も手作業から自動研磨に移行するなど、種々の進歩もみられる。また、天然色フィルム of 改善に伴つて天然色の組織写真もかなりみられるようになった。それについても装置として、肝要な場合には外国製品を重用する傾向がいまだにみられることは考えさせられる。

スンプ法、偏光照明法、暗視野照明法あるいは位相差顕微鏡や干渉顕微鏡もそれぞれの特徴を生かして使われている。高温における金属組織の観察には高温顕微鏡が利用され、ペイナイトなどの組織の変態、結晶粒の成長などの分野に大きな貢献をもたらし、シネフィルムによる連続観察も可能である。しかし、観察組織の解釈や分解能などの点から現在その進歩はやや停滞状態にあるようである。

2) X線回折法

結晶構造の決定、物質の分析、集合組織の決定、応力の測定など広い分野に応用されている。これはX線の散乱、干渉、透過などを利用しているのであるが、古くから使われており、近年では高温あるいは低温での実験も可能である。原理そのものよりも、技術あるいは装置としての改良の方に力が注がれているようである。微小焦点法、小角散乱法など、装置としては自動記録式や単結晶方位決定のための装置もある。なお蛍光X線装置が、ますます応用される傾向があることは(1)の2)で述べたところである。最近、走査型X線装置もつくられており格子欠陥を立体的に観察できるように試みられていることは興味深い。

3) 電子回折法

電子線回折は回折現象を利用して金属の結晶構造を探究する点で、X線回折と同じであるが、(1)電子線の波長は一般に短く、加速電圧によつて変化すること。(2)物質との相互作用がX線に比べてきわめて大きいこと。(3)回折像を蛍光板上で観測できることなどの特徴がある。その反面、上記(1)のために精密な格子定数などの決定はむずかしい。現在の電子回折装置は単独のものほとんどなく、大部分は電子顕微鏡と併用できるようになっている。したがって、電子回折はおもに数万ボルト以上の高速電子線が用いられ、数万ボルト以下の低速電子線はほとんど用いられなくなつた。また、その応用面をみても、昔は主として薄膜の結晶構造の研究が対象であつたが、現在では透過回折と反射回折が実施され、腐食および酸化現象の追求、仕上げ面や磨耗面の研究、薄膜の研究など広く行なわれている。近年では、高温や低温における金属の結晶構造の変化を連続的に写真乾板やフィルム上に撮影することも可能になつており、非金属介在物や地さずの同定、エキストラクションレプリカ上の抽出物質の回折、電子顕微鏡で鉄鋼薄膜を直接観察するとともに、その結晶構造的な研究を行なうなどに利用されている。電子回折の理論、回折像の解釈などについて

は、専門書³⁾を参考とされたい。

4) 電子顕微鏡法

光学顕微鏡よりも分解能を一段と向上させるために、光よりも波長がはるかに短い高速電子線を利用して電子顕微鏡が作られたのが、約 30 数年前であるが、この技術は第 2 次大戦後急速に発展され、さらにこの 10 年の間に画期的な進歩を示した。この間、鉄鋼の諸組織の解明に重要な役割を果たしたばかりでなく、今日では、鉄鋼ならびに各種金属の破壊現象や物理的現象の究明のみならず、現場における諸現象の追究にも広く応用されつつある。

わが国における電子顕微鏡装置は、第 2 次大戦直後ではやや遅れをとった状況にあつたが、現在その技術は世界各国のそれに比して優るとも劣らないトップレベルにあり、最近では 4~6 Å 程度の分解能をもつ装置もすでに市販されている⁴⁾。しかし、その応用面およびその開発という点では、必ずしも満足とはいえない感がある。以下に、最近の技術を中心にして、電子顕微鏡観察法を試料作製と装置という点から記してみる。

a) レプリカ法の発達 従来、金属表面の電子顕微鏡観察は薄膜レプリカの作製にたよつていた。そして、観察するのはこのレプリカであつて金属自体ではなく、その分解能はレプリカの分解能と転写能力で制限されてきた。レプリカ法に 1 は段法と 2 段法があり、その詳細については種々の文献⁵⁾にゆずるが、1 段法ではプラスチック膜（コロジオンやフォルムバルなど）が用いられてきた。しかし、1954 年（昭和 29 年）に、真空蒸着カーボンレプリカ⁶⁾が開発され、現在ではそれを使つた 2 段レプリカ法が最も広く利用されている。さらに、試料表面にカーボンを直接真空蒸着させてそれを取り去ることにより、いわゆる直接レプリカ法なるものも用いられている。わが国においても、アセチルセルローズ膜⁷⁾と真空蒸着カーボン膜の組合わせによる 2 段法がおもに利用され、カーボン膜の分解能のよいことに加えて、シャドウイング法の改良により、鉄鋼組織の観察に大きな成果をあげている。また、カーボン膜それは自身かなりの強さをもちかつ化学試薬に対して耐えることから、つぎに述べるエキストラクションレプリカ法の発展に寄与したばかりでなく、電子顕微鏡の焦点深度が深いこととあいまつて鉄鋼破断面の観察を可能にし、破壊の研究に成果をあげつつある。

レプリカ膜の研究と併行して、他方ではエキストラクションレプリカ法^{8,9)}が開発された。本来、レプリカ法は実物試料表面の組織を転写するものであるため、組織としては観察はできるが、そこに存在するものが何であるのかは知ることができず、それについては他の手段たとえば電解抽出法によつて折出物などを取り出して残渣としそれを X 線回折により同定するなどの手段に頼らねばならなかつたのである。そこで、金属組織と対応させて実物の折出物などを直接調べようという試みがこのエキストラクションレプリカの開発となつた。当初は、従来のプラスチック膜が用いられたのであるが、真空蒸着カーボン膜の発表によつてそれが適切なレプリカ材料とされ、急速な発展をとげた。現在、鉄鋼材料中の析出物や介在物の研究に広く応用され、AIN や ε 炭化物の

確認、各種炭化物、窒化物、金属間化合物などの同定や分布状態、形状などの調査。また、破面の研究にも大きな功績をもたらしている。特に耐熱鋼関係の研究には重用されている。エキストラクションレプリカは金属組織と対応させて折出物などの存在物質を抽出でき、さらにそれらを電子回折することにより物質を決定できるために、従来のレプリカ法にとつてかわる形勢にある。これは実物を直接に調べるという気運のあらわれである。このように、真空蒸着カーボンレプリカの開発とそれに伴うエキストラクションレプリカ法の発展は、電子顕微鏡観察の進歩の一つの因をなした。

b) 金属薄膜試料の透過観察 金属そのものを直接電子顕微鏡で観察しようという試みは、上記の手段のみでなく、以前からなされ、後述する反射型電子顕微鏡法などの各種の手段を通して進められていた。それと併行して、金属の薄膜を、透過法で観察する努力もなされたが、試料作製が完全でなく、また、電子顕微鏡装置の不備もあつてみのらなかつたのである。

金属の薄膜を作る方法には、蒸着法、融解法、マイクローム切断法、化学腐食法、電解研磨法などがある¹⁰⁾。このうち、蒸着法は電子回折の分野において古くから用いられ、操作が簡単で、均一な厚さの薄膜が容易に得られる利点があるが、bulk の状態との比較という点で難点がある。融解法は melt の状態から薄膜を作るために鉄などにおいては一般に利用できない。切断法では加工歪が入る欠点がある。以上の 3 法は、したがつて、Bulk 金属内に存在する欠陥あるいはその他の物理的現象を調べるのに適さない。化学腐食法と電解研磨法が目的に適するのであるが、その操作条件その他の点でほとんど用いられていなかつた。1949 年に Heidenreich が Al および Al-Cu 合金を電解研磨により薄膜を作つて観察している¹¹⁾が、鉄鋼については、Bollmann がステンレス鋼の薄膜を電解法により作つて直接観察を行なつた¹²⁾（1956 年）のが最初であろう。かくして、金属中における転位のような格子欠陥をはじめとめることができ、それに関する若干の誤つた考え方も訂正された。現在、鉄鋼のみならずあらゆる金属についての物理的現象などの研究にこの方法は広く応用されつつある。現在、試料作製法としては、主として、つぎの方法が取られている。まず、歪の入らぬようにできるだけ薄い試料をつくり、それを化学腐食法または電解研磨法などで 1000 Å 以下程度の薄膜に仕上げるのである。この試料作製法に関しては、わが国では文部省科学研究総合班「金属内部の直接観察用電子顕微鏡試料作製法ならびにその利用に関する研究」が結成され、種々の実験検討が行なわれ、その報告¹³⁾も出ているので、詳細はそれと種々の文献^{10,14,15)}を参照されたい。しかし、一般に、その際に用いる技術、電解液または化学試薬の種類などは、特に統一されたものはなく、今後、この方面の研究がさらに望まれる。このように、レプリカを必要としない薄膜観察法は、試料作製の進歩に負うところが大きい。電子顕微鏡の発達、特に分解能の向上、付属装置の開発、加速電圧の高圧化も忘れることはできない。そして、ここで初めて、金属の観察と平行してそのものの結晶構造的な問題を云々できるようになり、直接観察の目的がほぼ達

成されたのである。この方法は、今後非常に発達する可能性をもっており、現在すでに薄膜による直接観察時代に入った観があるが、いまだ、観察結果の解釈、観察結果と理論との対比、試料作製法の確立などかなり問題がありこの方面の研究が望まれる。

c) 電子顕微鏡の発展

電子顕微鏡の発展は、主として(1)分解能の向上、(2)加圧電圧の高圧化、(3)付属装置の改良と開発、(4)特殊観察法の改良などにしぼられる。分解能の向上については、前にも述べたとおりである。加速電圧を高めれば理論的には、高い分解能が得られるはずであるが、種々の問題があつてなかなかむずかしい。一方、エキストラクションレプリカ法で抽出された厚みのある析出物や介在物の電子回折実施のために要求された加速電圧の増加という問題は、薄膜の直接観察の発達に伴つて、ますます切望されるようになった。なぜならば、電子線の透過能力がそれによつて増大されれば、試料の作製も楽になり、かつ bulk 状態と同じ状態で観察ができるからである。このため、すでに、電子顕微鏡は高圧化または超高圧化の傾向を示しており、現在加速電圧 100 kV の装置が常用とされ、フランスのトゥールーズにある。中央研究所で 1000 kV のものが作られ実用化されている(1961年)¹⁵⁾ 他、わが国でも 300 kV (日立製作所、昭和 34 年)、350 kV (島津製作所、昭和 35 年)、500 kV (島津製作所、日立製作所、製作中)、1,000 kV (日本電子、計画中)が実用化または製作されつつあり、ソ連(400 kV、1959年)¹⁶⁾ イギリス(100 kV、計画中)¹⁷⁾ の報告や計画も出されている。付属装置としては、試料加熱装置、冷却装置、試料引張装置、または、試料そのものをあらゆる方向から直接観察するための試料傾斜装置の開発など¹⁸⁾ 枚挙にいとまがない。この方面におけるわが国の技術は決して世界各国に劣らないものがある。特殊観察法としては、たとえば、反射型電子顕微鏡、表面放出型電子顕微鏡、イオン衝撃型電子顕微鏡など²⁰⁾ も徐々に改良されつつあり、それぞれ特有の分野に用いられている。また、原子顕微鏡ともいふべき Field emission electron microscope も発表され²¹⁾、タングステンのような、高溶融点の金属に用いられているが、その方面の開発も興味もたれる。

5) X線マイクロアナライザー法

1949年(昭和24年)にフランスでX線マイクロアナライザーが開発されて²²⁾ 以来、急速に各国において装置の改良、応用面の拡大などが進められ、現在では鉄鋼の広い分野²³⁾ において、特に不均一組織や析出物、介在物の研究に成果をあげている。この装置は、電子顕微鏡、光学顕微鏡、X線回折装置のおおの技術を綜合して作られたもので、微小部分の元素分析装置である。すなわち、試料上に電子プローブ(約1 μ mまで絞り得る)を投射すると、そこに含まれている元素の特性X線が発生するので、これを分光結晶を通して、波長分析を行なえば、そこに含まれる元素を検出でき、その際特性X線の強度の測定により、若干問題が残されているものの定量が可能である。また、光学観察系(300~400倍程度)により試料上の希望する微小部に電子プローブを投射し得ることが特徴である。現在、主として、

Na~Uの範囲の元素が検出可能とされており、鉄鋼中のマイクロ成分の分析と同定、樹枝状偏析などのマイクロ偏析や元素の拡散状況の調査、表面酸化機構の解明、鉱物のマイクロ成分の分析などに応用されている。ただ、本装置は、元素分析装置であつて、物質の構造解析はできない。これは、C, N, H, Oなどのガス成分元素の検出という大きなかつ重要な問題および定量法の確立などとともに今後に残された課題である。これらについては諸解説記事など²³⁾を参照されたい。装置としては、分光結晶を経て得られた特性X線の強度をブラウン管の輝度の強弱に変換して、いわゆるテレビ像として元素分布状況を知る走査型X線マイクロアナライザーもあり、漸次、その方法のできる装置になる傾向がある。わが国においても、ここ数年来、装置の製作、改良など目ざましく、技術的にも向上し、すでに10数台設置(国産製品のみその他に外国製品3台)されて威力を発揮しており、設置計画もかなり耳にしている。金属薄膜の透過観察で物理的現象を解明しつつあるのに対して、本方法では主として化学的な面の研究が行なわれ、この両者は近年における鉄鋼材料の基礎研究手段として画期的なものであるといえよう。

6) その他

熱分析法、熱膨脹試験法、磁気測定法、電気抵抗測定法など数多くあるが、漸次改良が加えられつつあり、たとえば磁気測定装置の自記記録方式採用あるいは熱膨脹を利用したS曲線作成装置や連続冷却曲線作成装置などもかなり利用されている。これらについては、各種参考書を参照されたい。

(3) 材料品位判定法

マクロ観察法、サルファープリント法、非金属介在物試験法、地きず試験法、結晶粒度試験法、焼入性試験法、材料簡易判別法、表面粗さ試験法など種々あげられる。一般に、鉄鋼材料の品質の向上が要求され、種々の規格がもうけられるにしたがつて漸次これらの試験結果もその中に盛り入れられあるいは参考として付記されるような傾向がみられる。それとともに、これら試験法も、従来の現場あるいは実験室の研究結果をもとにして、現状に合った方法あるいは基礎の上に立つた試験法に改善される気運にあり、一部ではすでに日本学術振興会内の委員会において改訂されている。それらを中心にして2, 3の試験法につき記してみる。

1) 非金属介在物試験法

非金属介在物は鋼の品質と重要な関係をもっているもので、その種類、形状、分布状態、量などを調べる方法は非常に重要である。その種類の判別については、近年X線マイクロアナライザーなどの手段が進歩して比較的簡単になつているが、現場において簡便に利用することは未だしという感がある。介在物の金属顕微鏡観察は、種類を的確に示すことはむずかしいが、その他の点は比較的容易であるので、非金属介在物に関する状況については鋼材の良否を検査する方法として便利である。日本学術振興会第19委員会の非金属介在物協議会では、顕微鏡的な非金属介在物の試験法について審議し、昭和32年に学振法としてこれを制定した。これは3つの方法からなつているが、その中の第3法はJIS法としても規定

され (G-0555-1956)、鋼材の取引などに利用されている。試験方法には、試料採取法その他の規定があるが、これらはいずれも試験面を評価する方法であり、その鋼材の良否を云々する場合には、試料の数とか、試料採取位置その他の点に十分な配慮を必要とする。JIS 法は 400 倍で約 60 視野以上の任意の視野を観察し、接眼レンズに入れられた格子線の格子点 400 を用いて点算法により介在物の面積率を測定するものである。したがって、総計的な考え方にもとづくものであるが、このような方法は、ASTM 法、Jernkontret 法などとして外国でも利用されている。しかし、測定者によつて個人誤差が入つたり、数多くの視野を測定するために疲労にもとづく誤差がかなりあると考えられる。このため、最近では、上記理由のほかに、測定時間の短縮などの点も考えて、できるだけそれらの誤差の少なくなる方法の開発に力が注がれているようである。イギリスで発表された flying-spot microscope による非金属介在物の計数法²⁴⁾も、エレクトロニクスを取入れた自動的な手段で、このような傾向の一つのあらわれであろう。わが国でも同様な試みがなされたことがある²⁵⁾が、今後、この方面の進歩は切に望まれるところである。その他、単に操作者による誤差を少なくする方法なども研究されつつあり一方、鋼材の性質と非金属介在物との関連を求めるための偏重評価法²⁶⁾なども発表されている。しかし、いずれにしても、鋼材の品位判定に用いる場合には慎重であるべきであろう。

2) 地きず試験法

機械構造用鋼などでは 顕微鏡で認められるような微細な介在物よりも、肉眼でみられるような地きずのほうが重要視されている。この鋼中の地きずの肉眼試験法としては JIS に G-0556-1956 として規定されている。この方法は、圧延または鍛造された鋼を段削して (3 段削法も呼ばれている) その面を肉眼で観察し、地きずの長さや数、地きずの総長さや総数および地きずの分布を表示することについて規定している。しかし、最近、その方法の中で現状に合わぬもの、根拠の薄いものなどの点について指摘され、日本学術振興会第 19 委員会非金属介在物協議会では、その改訂に着手し、昭和 37 年に学振法としてまとめて発表している。この結果は、工業技術院へも報告されているが、JIS 法と比べると、試料の切削法、地きず番号の表わし方、表示法などの点に改良が加えられている。外国のある種の規格では、すでに磁気探傷試験法など非破壊検査法が、この地きず試験法の中に取り入れられているものもみられるが、わが国では時期早尚として見送られているのが現状である。ともあれ、この地きず試験法 (非金属介在物試験法も同様である) の確立、あるいは、その品質判定の基準としての規定のためには、地きずまたは非金属介在物の鋼質におよぼす影響をさらに十分に検討し明確にすることにかかっていると考えられる。

3) 結晶粒度試験法

鋼の結晶粒度試験法としては、JIS の中に 2 種類の規定がある。1 つはオーステナイト結晶粒度を測定する試験方法 (G 0551-1956) であり、1 つはフェライト結晶粒度を測定する試験法 (G 0552-1956) である。い

れも結晶粒を大きさをもとにして標準図を作り、それにもとづいて粒度番号として表示する方法である。近年細粒鋼の研究その他に関連して、この結晶粒度試験法を改訂する気運もみられる。その主眼は、結晶粒度現出法の進歩および種々の大きさの結晶が混っている場合の取扱い方などにある。学振第 19 委員会オーステナイト結晶粒度協議会では、これらの点について種々の検討を加え、すでにその最終案を発表している²⁸⁾。これはいずれ学振法として制定され、JIS 法にも反映されると考えられる。

以上のように各種試験法は、最近の技術の進歩、基礎的データの集積などにより漸次改訂される傾向にある。これも至極当然のことであり、より確実なものに移行することは好ましいことである。

(4) 非破壊検査法

鋼材の欠陥を検出する手段を大別すると、X線、 γ 線、 β 線などの放射線を利用する放射線透過検査、電磁気を利用する磁気および電磁誘導検査、音波または超音波を用いる検査、滲透探傷検査などがある。これらのいずれの方法においても、非破壊的に欠陥を検出することはもちろんであるが、近年は、従来の欠陥の検出のみでなく材料の成分や組織などの材質の検査、欠陥の種類や検査という分野にまで用いられるようになりつつある。さらに、現場の応用という面では、迅速、正確かつ連続的自動的に行ない得る手段に移行しつつあり、欠陥の定性的な検査より定量的な判定に重点が置かれて研究開発が進められている。各種検査法の内容については省略するがこのような観点から簡単に各方法を記してみる。

1) 放射線検査法

従来から、X線が利用されてきているが、 γ 線や β 線も広く利用されるようになった。X線透過検査については、厚みの厚いものに対する 100 万ボルト加速装置も試験的に用いられ、ガス絶縁方式や油絶縁方式の開発による携帯型 X線装置の小型軽量化などの進歩があげられる。その他、 Co^{60} や Ir^{192} などのラジオアイソトープの利用、ベータートロン²⁹⁾の研究とその実用化³⁰⁾、さらに、それらの結果をフィルムに記録して判定するばかりでなく、蛍光板やテレビ透視などによる連続的な検査も行なわれつつある。また、リニアアクセラレーターによる検査の研究³⁰⁾も実施され、今後の開発が期待されている。

2) 磁気探傷法

この方法は昔から行なわれてきているが、磁性材料に限られている反面、複雑な形状のものでも装置が簡単で容易にできる。従来、磁粉を用いていたが、録音テープなどを利用³¹⁾して直接記録をとる方式も考案されている。

3) 電磁誘導探傷法

交流を流したコイルを試験材に近接させると、試験材中に渦流を生じる。この程度が試験材中の欠陥の存否により異なるので、これを探知コイルで知る方式である。したがって、この方式で見出しやすいのは、渦流をさまたげるような形のものたとえば渦流の流れに直角な欠陥などである。この方式は、磁性、非磁性を問わず試験材中の欠陥の検出ができる利点があり、成果をあげている。ただ、欠陥は表面に近いほど検出しやすく、最大数

mm の深さまでしか探知できない欠点がある。また、試験材の形に応じて適当な形のコイルを必要とするので量産品や棒管の連続検査などに適している。これも近年進歩した方法の一つであろう。

4) 超音波探傷法

超音波はきわめて材料中の透過性がよいために深いところまで検査できる利点がある。周波数としては 400 kc ~ 10 Mc 程度が使われ、全数全面探傷に適しているが、超音波の伝播方向に垂直な面をもつものであることが放射線検査と大いに異なる点である。したがって他の方法で困難なラミネーションなどの検出に威力を発揮している。従来超音波振動子と試験材表面との密着性などの点で問題もあつたが、水浸検査法など諸改良により広く利用されている。本法の欠点としては、一探触点の結果を表示する図形しか得られない装置が多く、欠陥に対して他方式のような直線図形が得られないことや試料の広範囲にわたつての状況が記録しにくいことがあげられる。しかし、近年、この点をなくすために、一見レーダー風の図形を画かせる B (断面図形) スコープ、C (平面図形) スコープや立体図形表示法も考えられはじめており、わが国でも航空機工業などで使用されはじめている。これらの図形を画かせる必要上、超音波検査の自動化も徐々にではあるが行なわれるようになってきた。

その他、浸透探傷法などもあるが、一般に非破壊検査法は装置の開発などによつて進歩し、それによつて鋼材の検査特に現場検査を簡便、確実にし、材質の判定に役立つとともに、それによつて検査法もまた進歩するという傾向を保つと考えられる。

(5) ラジオアイソトープ試験

近年の原子炉の急激な増設や加速器による他の核反応を利用して種々のラジオアイソトープ (RI) が工業的に使える程度の量が作られるようになったことなどにより、最近とみに RI が利用されはじめた。その原因として、一方では、測定法の改良、測定機器の発達などもみのがせないところである。RI の利用法としては、それを線源として用いる場合とトレーサーとして用いる場合などがあげられ、非破壊検査や分析にも応用されていることはすでに若干ふれたところである。鉄鋼の研究の面では、鋼の脱酸あるいは耐火物浸食過程の調査、鋼中の析出物の研究などに用いられ、その利用度はますます拡げられつつあり、現場的な試験として、板材の厚みの検出、高炉内の装入物状況の検出なども行なわれている。また、試験材を放射化することなどにより、材料の摩擦の研究にも応用されている。

(6) 機械試験法

鋼材の機械試験には、引張試験、硬さ試験、切欠衝撃試験、曲げ試験、エリクセン試験、振り試験などのような一般試験とクリープ試験、クリープ破断試験、疲れ試験のような特殊試験とがある。一般試験については、試験片、試験機、および試験方法について JIS に規定があり、古くから使われている。特殊な試験については、近年、クリープ試験 (Z 2271-1956) とクリープ破断試験 (Z-2272-1956) が JIS として規定されたが、疲れ試験などについてはいまだ規定がない。したがって、特殊な試験についてのみをその状況を簡単に記してみる。

クリープ試験およびクリープ破断試験については、常に長時間クリープデーターの蓄積などが叫ばれてきたが、最近では試験装置もかなり設置されてその要望の方向に前進しつつあると同時に、諸工業の発展に伴う要求に応じて、その試験温度も漸次高いほうへ移行する傾向もわずかにみられる。また、装置として、マルチプル型の採用による試験本数の増大という気運が、最近ますます強くなつている。疲れ試験においては、材料が実際に受ける疲れ条件に関する考え方の進歩に応じて、一方では実際使用状態に近い試験法の採用、他方では、実物に近い試験材で試験を行なう、すなわち試験機の大型化などの気運が強くなつてきた。その他、プログラムによる荷重の下での疲れ試験など、装置としての改良も漸次行なわれてきている。

高温や低温における硬さ試験、微小硬さ試験、振り試験なども研究的に用いられているが、取引の面では特殊の場合を除くと、いまだ採用されるまでにいたっていない。

文 献

- 1) 池上：鉄と鋼 (共同研究報告), 49 (1963) p. 13 p. 1931
- 2) 日本学術振興会製鋼第 19 委員会編「鉄鋼化学分析全書」
- 3) Z. PINSKER: Electron Diffraction, Butterworth (1953) その他
- 4) たとえば、日本電子株式会社の JEM-7 型。(カタログによる)
- 5) 電子顕微鏡学会編：「電子顕微鏡の理論と応用」(I) (丸善) p. 230 その他
- 6) D. E. BRADLEY: British J. Appl. Phys., 5 (1954) p. 65
- 7) 深見：電子顕微鏡, 4 (1955) p. 36
- 8) R. M. FISHER: A.S.T.M. Special Technical Publication. No. 155 (1953) p. 49
- 9) 内山, 深見：金属物理, 5 (1959) 1, p. 35
- 10) 日本金属学会誌：25 (1961) 11 A-247 (電子顕微鏡活用研究会 報告)
- 11) R. D. HEIDENREICH: J. Appl. Phys., 20 (1949) p. 993
- 12) W. BOTLMANN: Phys. Rev., 103 (1956) p. 1588
- 13) 文部省科学研究費「電頭薄膜試料作製」総合研究班研究報告集 (1961)
- 14) 西山, 他：日本金属学会誌 23 (1959) 1, A-4
- 15) G. DUPOUY et al.: Comptes Rendus, 252 (1961) p. 627
- 16) N. M. POPOV: Izvest. Akad. Nauk., SSSR, 23 (1959) p. 436
- 17) A. FRANKS et al.: Engineering, 21, July (1961) p. 94
- 18) 清水, 他：日本金属学会会報 2 (1963) 3 p. 131
- 19) 吉田：日本金属学会会報 2 (1963) 3 p. 120
- 20) 芥川, 他：鉄と鋼 46 (1960) p. 43, p. 163 (技術資料, I, II)

- 21) W. MÜLLER : J. Appl. Phys., 28 (1957) 1 p. 1
- 22) R. CASTAING : Thesis (University of Paris, 1951) : Technical Report No. 3, California Institute of Technology (1955), translated by P. DUWEZ and D. B. WITTRY.
- 23) 内山 : 鉄と鋼 50 (1964) p. 794
- 24) J. A. BELLS : The Iron & Steel Inst. (London), Special Report No. 77, (1962) p. 25
- 25) 日本学術振興会第 19 委員会非金属介在物協議会資料 No. 19 委 -6418 (1961)
- 26) M. ATKINSON : J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 195 (1960) p. 64
- 27) 「鋼の地キズの肉眼試験方法」(学振法) (昭和 37 年 6 月) 学振資料 19 委 No. 6911
- 28) 「鋼のオースナイト結晶粒度測定方法 (案)」学振資料, 19 委 No. 6898
- 29) 非破壊検査, 10 (1961) 3 p. 98 その他
- 30) 非破壊検査, 10 (1961) 4 p. 187 その他
- 31) 非破壊検査, 11 (1962) 5 p. 234 その他