

持していかなければならない。需要家からの低廉性と高級化という二極化した要求に答えるため、他の競合素材に負けない高機能で経済性にも優れた製品を開発しなければならない。このことは、当然のことながら、プロセス技術のブレークスルーによつてはじめて対応することが可能となる課題である。この 10 年間に開花したこの種の技術としては炉外精錬、連続鋳造、制御圧延、冷延鋼板の連続焼鈍がある。わが国鉄鋼業界の技術力をもつてすれば、今後ともこの種の技術を数多く開発し、わが国鉄鋼の他材料に対する競争力、および国際競争力を今後とも維持することは可能であろう。

5.2 材料開発の基礎

5.2.1 製造の技術

エネルギー危機は、各種の鉄鋼材料に対して、高度な材質とつそのコストダウンという要求を生んだ。これに対して製造側では、製造プロセス自身の省エネルギー、省工程、連続化とその中での新材質・低コスト型成分系の開発、新解析技術による研究成果に基づく鋼の高純度化などの努力がなされた。本項では、その特徴的ないくつかの要素技術について述べる。

(1) 制御圧延と低炭素低合金鋼

我が国の制御圧延 (Controlled Rolling: CR) 技術は、1960 年代末から極寒地向けラインパイプ用素材の Nb や V を微量添加した高強度高靱性厚鋼板の製造技術として目覚ましく展開され、世界をリードするようになった。CR の手法は、Nb や V の添加の有無にかかわらず、熱間圧延工程の中間に圧延待機時間を設け、その後半を低温側に移行させる (図 5.2.1) ことを共通の特徴

とし、いずれの場合も圧延材の組織を微細化することにより強度・靱性を改善する。

従来の 1200~1250°C でのスラブ加熱からの通常圧延は製品厚に応じて 1100~950°C で終了する (図 5.2.1 (a))。オーステナイト (γ) 粒は熱間圧延・再結晶によつて一般的には圧下ごとに細くなつてゆく。再結晶 γ 粒は、圧下前の γ 粒が細かいほど、各パス圧下率が大きいほど、また圧下温度が低いほど、細くなり、この過程は単純 Si-Mn 鋼では 850~800°C の圧下まで続く。特殊な合金元素を含まない普通鋼の CR では、低温圧延によつて主として γ 粒を細かく再結晶させることを通じて、変態後のフェライト (α) 粒の微細化をはかっている (図 5.2.1 (b))。

Nb はフェライト・パーライト系 CR 鋼では 0.02~0.04% 程度添加されるが、その役割は、

①熱間圧延中に γ 相に微細に析出する Nb (C, N) が γ が再結晶しなくなる境界温度を約 100°C 高めることを通じて、変態後の α 粒を細かくし、圧延材の強度靱性を高める。

②変態後の α 相に整合歪みを持つ微細な Nb (C, N) を析出させることを通じて、圧延材の強度を高めることにある。V にも弱いながらも VN の析出による同様な働きがあるが、添加量はやや多目になる。

①の境界温度以下で圧下が行われると、 γ 粒は再結晶しないで圧延方向に平らに伸ばされ、この状態から変態して得られる α 粒は同じ厚さの等方的な再結晶 γ 粒からの α 粒よりはるかに細くなる。Nb 添加鋼の CR では、低温圧延はこの γ 未再結晶域圧延に相当し、 γ 粒の延伸度すなわち境界温度以下での全圧下率、が大きいほど α は細くなる (図 5.2.1 (c))。この γ 未再

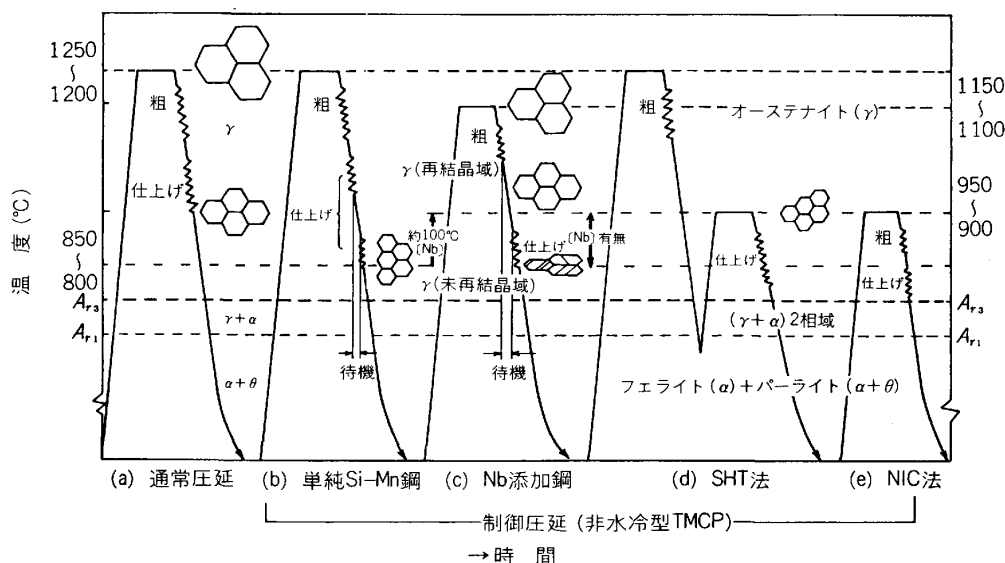


図 5.2.1 制御圧延の発展

(関根：溶接技術, 31 (1983) 10, p. 85)

結晶域圧延は単純 Si-Mn 鋼でも有効であるが、Nb の添加はこの境界温度を高温側に移すことによつて、これを容易にしている。低温仕上圧延では、材料の変形抵抗は高くなり、とくに未再結晶域圧延では γ は加工硬化してくるので、CR には強力な圧延機が必要となる。我が国での CR 技術の発展には新鋭圧延工場の存在も大きく寄与してきた。

Nb や V を含む鋼では、強度は (b) の析出硬化で確保できるので、従来鋼より低 C 化が可能となり、いつその靱性・溶接性の改善が可能となる。しかし、低 C 化による γ/α 変態温度の上昇は、 α 粒や α 相に析出する Nb (C, N) や VN を粗くし、強度も靱性も低下させるので、Mn の増量や Ni, Cu などの添加により、 A_{r3} 温度を低く保つことが大切である。低 C 化、 α 細粒化、析出硬化はいずれも圧延材の降伏比を高めるが、このことは降伏強度規格のラインパイプ用素材の製造には好都合であった。

スラブの加熱温度を下げると、圧延前の γ 粒は細くなり圧延温度域も低温側に移行するので、再結晶 γ 粒も細くなる。同様な γ 未再結晶域圧延が行われる場合でも、高温域圧延終了時の γ 粒が細かいほど、圧延材の α 粒は均一で細くなる。スラブの低温加熱は、加熱原単位削減による省エネルギーの方向とも一致し、微量元素の有無にかかわらず、圧延待機時間低減による圧延能率向上と圧延材の材質改善を同時にもたらす。製品の厚手化、材質の高級化とともにスラブの低温加熱は一般化し (図 5.2.1 (c))、強力な圧延機を持つ工場では、極低温再加熱炉を新設して、焼ならし温度からの CR も実施されるようになった (図 5.2.1 (d) (e))。

前述の Nb 添加の効果は (a) (b) いずれも圧延前または変態前に γ 中に固溶している Nb による。Nb (C, N) は難溶性なので、低温加熱時には冷片中に析出した Nb (C, N) の一部が γ 中に再固溶しない場合も生ずる。それゆえ、とくに Nb の析出硬化はスラブ加熱の低温化とともに小さくなり、焼ならしに至つて消失する。この傾向は V 系では小さいので、高強度材では Nb-V の複合添加が一般的となる。Nb を含む高級厚手材では低温加熱による強度低下を補うために圧延を γ/α 2 相域まで延長することも行われるようになった。また極低温加熱は高強度を要求しない Nb 無添加系や V 添加系鋼材の CR に大きく道を拓いた。

500 MPa 以上の高強度高靱性材は焼ならしにより製造するよりも必要なら Nb や V を添加して CR で製造する方が低 C_{eq} 化が容易である。 γ 未再結晶域圧延材は上記の 2 相域圧延材も含めて、Nb などの添加の有無にかかわらず、熱処理材以上の脆性破壊停止特性を示す

ことも明らかになった。このような材質上の優位もふまえて、低温加熱・CR の技術は、従来熱処理鋼の分野とされていた 500 MPa 級の低温用鋼、高靱性降伏強度保証鋼の製造にも広汎に適用されるようになり、工程の省略、納期の短縮をも可能にした。

Nb 添加鋼でのいつその低 C 化 (<0.05%) は、濃度積 [Nb][C] の減少を通じて低温加熱時の固溶 Nb の確保に有効であるが、降伏比のいつその上昇をもたらす。これは、構造物用素材としては変形開始から破壊までの余裕が少なくなることを意味し、鋼管から採取される試験片では造管時の曲げと引張試験時の曲げもどしを受けるのでバウシinger 効果による著しい降伏強度の低下を招き、造管用素材としての安定性を低める。1970 年代に入ると極低 C-高 Mn-Nb-Mo 系の「針状フェライト鋼」が出現した。この材料は従来の析出硬化型フェライト・パーライト鋼と異なり、基本的には微細ベイナイトを主体とする組織を示し、変態強化鋼固有の連続型の降伏挙動と高い引張強度を持ち、造管後には降伏強度の上昇さえ示した。Nb には靱性に有害な粗大な針状組織を与える傾向があり、従来のフェライト・パーライト鋼ではこの傾向をスラブの低温加熱や CR の強化によるポリゴナル α 粒の富化によつて抑えてきたが、CR の後でも相当の焼入性を持つこの高 Mn-Mo 系では Nb は析出硬化よりも低温変態生成物富化に有効とされている。その後 Mo には、焼入性を高めるほかに、再結晶 γ 粒を細かくし、スラブ加熱温度によらず γ の再結晶を抑える効果のあることも明らかになった。この変態強化型 CR 材の出現によつて、より厚手のより高級材が安定して製造できるようになった。

転炉鋼中の N 量と当量の Ti 約 0.01% を添加すると、難溶性の TiN は細かく析出して高温でもほとんど再溶解せず、スラブ加熱時の γ 粒のみならず、溶接ポンド部の γ 粒の粗大化をも抑える。0.01% Ti 添加により固溶 Nb を保証しながら γ 粒が粗大化しない温度でのスラブ加熱から CR を行う大入熱溶接用鋼板も製造されるようになった。この極微量 Ti 添加の、極低 C-高 Mn-Nb-Mo 系「新針状フェライト鋼」やこの Mo の一部ないしは全量を B に置換した「極低 C ベイナイト鋼」も出現した。0.02% 以上添加された Ti にも、TiC による Nb と V の中間程度の γ 再結晶抑制効果と α 地の析出硬化があり、これを利用した廉価型高強度 CR 鋼板も開発された。

(2) 連続焼鈍

冷延鋼板や表面処理鋼板の製造工程の中で、冷延後の焼鈍は製品の機械的特性を支配する重要な工程である。従来のバッチ焼鈍では鋼帯をコイルのまま処理するの

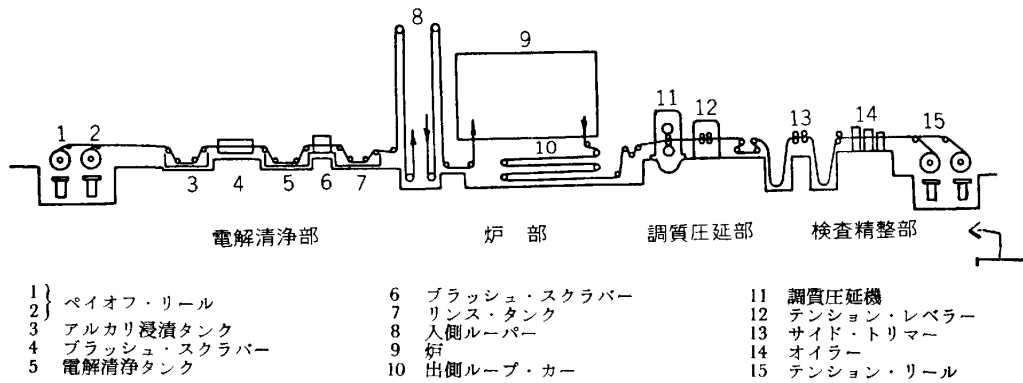


図 5.2.2 典型的な連続焼鈍ライン
(戸田ら：鉄鋼界，24 (1974) 7, p. 50)

で、加熱から冷却までの所要時間は1週間程度に及ぶが、徐熱・除冷が行われるので一般的に加工性の保証が容易である。これに対し、連続焼鈍では鋼帯を連続的に炉内に送り込むので、鋼帯が炉を通過する時間は10 min以下にまで減少する。しかし急熱・急冷が行われるため、IF (Interstitial Free) 鋼のような特殊例を除けば、一般に優れた加工性は得られ難く、連続焼鈍の適用は加工性をさほど重視しない一部の表面処理鋼板の製造に限定されていた。

このような状況下で、後述の scavenging 効果が起こる素材を用いることにより、連続焼鈍によつてもバッチ焼鈍なみの優れた加工性を付与する技術が開発され、1972年に工業化されて以来、現在では我が国を中心にいくつかの国で10基前後の設備が安定して操業されるに至った。これらの設備では、電解清浄-連続焼鈍-調質圧延-検査精整の各設備を直列配置し、鋼帯を連続処理するのが一般的であり(図5.2.2)、最近では冷延ミルをも直結したラインも稼動している。

連続焼鈍のような急熱・短時間焼鈍で優れた加工性(高 \bar{r} 値、高延性)を得るには、素材中のC, N, Sなどの不純物元素の低減が効果的であるが、製鋼段階で完璧を期するのは経済的には釣り合わず、そのため以下のような不純物の固定技術が採用されている。古くから知られているIF鋼はこの典型例であり、真空脱ガス後に残存する微量のC, NをTiまたはNbで固定し地鉄の純度を高めている。このような scavenging 効果としては、MnによるO, Sの固定、AlによるN, Oの固定、BによるNの固定などがあり、IF鋼以外の鋼材に適用されている。この場合、不純物元素と添加元素の比率を生成する析出物における化学量論的關係に近づけておくことが重要であり、さらに熱延時の高温巻き取りが加工性の改善に効果的となる場合が多い。

連続焼鈍では700°C程度以上での保定のあと急冷されるので、IF鋼の場合を除いては、一般に固溶Cが過

飽和状態で多量に残り、延性や耐ひずみ時効性を著しく低下させる。そのため300~450°Cで固溶Cを炭化物として析出させる過時効処理が施される。このとき、焼鈍保定後の冷却速度が大きくかつ急冷温度区間が広いほど、炭化物の析出は密になり、固溶Cの低減にも有効となる。しかし炭化物が微細かつ過密に析出すると、析出硬化により製品の延性が低下するので、実際の処理条件は炭化物の適正な分布を確保できるように決められる。

近年、自動車の燃費節減のための車重軽減に関連して高強度薄鋼板への要求が強まっているが、この種の材料の製造にも連続焼鈍の利用価値は高い。バッチ焼鈍と異なり、連続焼鈍では焼入れ・焼もどし処理が可能であり、次項で述べる2相組織強化処理も容易である。また鋼帯全長にわたつて焼鈍温度を均一に保つことができるので、低温焼鈍による細粒状態の保存や回復焼鈍による強化も可能である。

(3) 2相組織強化

加工用高強度薄鋼板の中でも、2相組織強化による高強度・高延性兼備のいわゆる Dual-Phase (DP) 鋼板の開発は技術史的にも大きな意味を持つ。これは軟質相・硬質相がそれぞれ延性と強度を負担する一種の複合材料的な鋼板で、この種の材料の出現によつて、薄鋼板の分野でも従来の析出強化や固溶体強化などに加えて新たな強化方法が導入されたことになる。Dual-Phase 鋼の名称は1975年にWashington, D. C. で催された国際会議で日本から提唱され、その後この材料の研究開発は世界的に進められたが、日本と米国がその中心になった。

DP強化鋼の製造プロセスは、炭素鋼を $A_1 \sim A_3$ 温度間の領域に保持して、 α 相素地にCを濃縮させた γ 相を均一に分散させ、その γ 相がマルテンサイトに変態するような条件で冷却することを基本とする。これは連続焼鈍を適用するのに恰好なプロセスパターンであつて、DP強化は連続焼鈍の応用の一局面を開拓したともいえる。得られる鋼板は、硬質のマルテンサイトの体積

率に応じた引張強度と、軟質の α 相による高延性を併せ持ち、その全伸びは同水準の引張強度を持つ析出硬化鋼より数%~10% 程度大きい。とくに自動車用鋼板としてのコストや溶接性への配慮から、商用鋼としての成分は、C0.1% 以下、Mn 0.3~2.0% が一般的で、マルテンサイト体積率は 25% 以下で引張強度 1000 MPa までが製造される。マルテンサイトを形成させる冷却速度は当然ながら鋼成分と密接な関係があり、上記成分範囲で低 Mn 急冷型と高 Mn 徐冷型が開発されたが、最近では徐冷型では Cr や B を添加して Mn 量は低められている。前者はとくに成型後の塗装焼付け時の時効硬化を利用することを、また後者はとくに低降伏比、高延性を、特徴とするが、このような特性の差の根拠も金属組織学的にはかなり明らかにされている。徐冷型にしばしば認められる残留 γ 相は、一部の研究者により延性にも寄与すると考えられている。2 相域焼鈍による α 相の純化と γ 相への C の富化、さらには冷却後の γ 相の存在、という論理は一時代前に確立した高 Ni 調質低温用厚鋼板の靱性確保の技術思想とほとんど同一であり、残留 γ に注目した DP 鋼の展開も今後の開発のひとつの方向と考えられる。

熱延ままで DP 強化鋼を得る技術も 1977 年頃から報告されており、その開発の技術思想にもふたつの流れがあつた。ひとつは、Mo や Cr を添加して、熱延終了後の冷却中に初析 α 相を形成させ、未変態 γ に C を濃縮させて巻き取り後の徐冷中にマルテンサイト変態を起こさせる、といういわば合金元素依存型の技術で、一時期は米国で有望視されていた。この研究は、ラインパイプ用 CR 鋼板の研究に従事していた厚板系研究者の発想によるものであつた。他のひとつは、冷延焼鈍材のプロセスパターンをそのまま連続熱延・ランアウトテーブル (ROT) 急冷の過程に載せたもので、安価な Si-Mn 鋼を主体とし、当然 M_s 点以下で巻き取られる。当面は合金コストの点で後者の方が有利と思われるが、いずれも変態の初期に初析 α を安定して出現させるために、厚鋼板の CR と同様に低温仕上圧延が有効であり、さらに ROT 前段を徐冷とするプロセスも採用されるようになった。連続熱延ラインを利用した 2 相組織出現の基本的な技法を提出した点で、それぞれに貴重な成果であるが、とくに後者の低合金系での製造には、圧延機・水冷設備・巻き取り機などの能力上からの制約があることはいうまでもない。

DP 鋼板の利用拡大のため、集合組織制御や硬質相のベイナイト化などの手法により、深絞り性・フランジ張り出し性改善にも努力が払われている。また DP 組織の塑性変形の力学的解析も進んでいるが、硬軟両相の変

形の力学的モデルや硬質相の形態をも導入した解析手法が発展すれば、2 相組織強化のさらに多様な展開が期待できる。

(4) 厚板圧延工程への加速冷却の導入

現在、新制御圧延技術 (Thermo-Mechanical Control Process : TMCP または Thermo-Mechanical Processing) と呼ばれている技術は、名前が示すように加工熱処理のひとつであり、スラブ加熱条件の制御、CR (空冷型 TMCP) から直接焼入れ (Direct Quench : DQ) を含む圧延後の加速冷却 (水冷型 TMCP) までの、1 回加熱・熱間成型・冷却プロセスの中で、従来の熱処理鋼ないしはそれ以上の材質を付与するプロセス技術と考えてよいであろう。本項では水冷型 TMCP について述べる。

オフラインでの焼もどしを伴う熱間圧延後の DQ は、少なくとも焼入れのための再加熱コストの削減を可能にし、これまでも小規模での実用化はあつたが、熱間圧延まま材を主体とする量産厚板工場に 1 割にも満たない調質鋼製造のために本格的な設備を設けることには抵抗があつた。また厚鋼板を熱間圧延・水冷ままの状態に製品化することによつて一定の強度上昇ないしは C_{eq} の低減を享受しようとする試みも数多くあつたが、これも製品形状、材質の板厚・板幅方向の均一性、安定した延性・靱性の確保などに難があり、実用化には至らなかつた。

しかし連続熱延工場では、圧延条件のみならず、水冷・巻取条件の規制によつて、少なくとも長手方向については厚板 CR 材以上の特性を持つホットコイルや前述の熱延 DP 鋼板が製造されるようになった。本来は工場の全長を短く抑えるために設置された水冷・巻き取りの設備が、CR 材の「オンライン熱処理設備」として機能し始め、さらにそのための設備改善まで行われるようになったのである。

CR による γ の広義の焼入性の低下と α 細粒化の関係、CR 後の ROT 上の急冷による α 粒のいつそうの細粒化などが明らかになり、オフラインながら焼ならし温度からの水冷まま低 C_{eq} 高強度鋼板製造の実績とも結びついて、CR と結合されたときの加速冷却は上述の問題点を大きく軽減させることを予測させた。変態強化型 CR 鋼板によらなければ製造できない厚手高級ラインパイプには強い需要があり、高価な Mo や Ni を加速冷却によつて節減したいという願望も強くなつた。省エネルギー船用に 400 MPa 鋼板なみの溶接性を持つ 500 MPa 級鋼板を、さらに C_{eq} を下げた脆性破壊停止性能の優れた貯槽用低温用鋼板を、という要求も生れていた。CR 技術のラインパイプ材以外への広汎な適用は、

厚板圧延機の後方に本格的な水冷装置を導入したときの効果は相当広範囲に及ぶという見通しを与えた。CR後の加速冷却は靱性を損なわずに強度を高めるという1977年の報告に引き続き、1980年には我が国で世界最初の加速冷却設備が稼動を開始し、以後各社での検討・設置が進められている。

現在稼動を開始した加速冷却設備には、必要ならDQ設備を別に持つ制御冷却専用型と急冷側をもカバーしたDQ兼用型があるが、前者においても急冷によるいつその α 細粒化が顕在化する $3^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度が確保できるようになっている。鋼板形状の矯正をどこでやるか、冷却は鋼板を停止してやるか移動しながらやるか、などもさまざま、板厚25mmでの平均冷却速度も $3\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ にわたっているが、基本的な冷却パターンは図5.2.3に示す(a)(b)(c)の3通りである。当初の目標は、既存鋼種の低 C_{eq} 化、合金元素節減、直接焼入化であつたが、直ちに氷海域海洋構造用鋼板や耐サワー環境用ラインパイプ材のように水冷型TMCPによらなければ製造できない鋼種の開発製造にまで進み、緒についたばかりのDQ調質鋼の体系化も含めて、少なくとも現時点では上記の広汎な冷却技術のどの辺りが本流となるかは予測できない。

厚鋼板の加速冷却は連続熱延ラインでの冷却と異なり、製品厚・製品幅は大きくライン速度も遅いので、均一冷却のためには格段に厳密な注水方法が求められ、板厚方向の温度履歴の差は厳存し、図5.2.3(b)型の途中冷却停止を行う場合でも水冷後は空冷に戻るだけなので巻き取り後の超徐冷のような恒温変態型の組織安定化の効果は小さい。以下に現在までに明らかになった水冷型TMCPの特徴について述べる。

CR後の水冷によつて、板厚方向の硬さ分布は通常圧延や再加熱後の水冷の場合より均一となる。これはCR中の板厚方向の温度差により圧延後の γ 組織は表層部では内部より硬化能が下がっているからである。

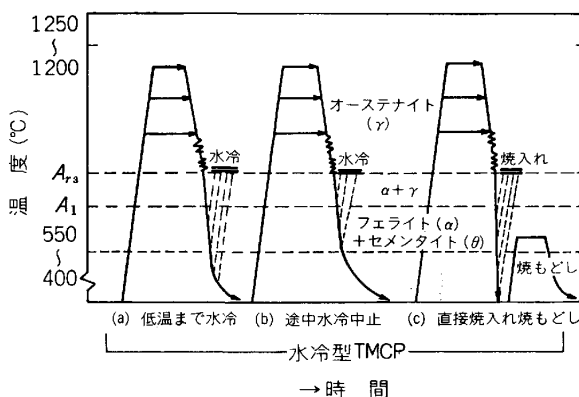


図 5.2.3 水冷型 TMCP の熱加工履歴
(松田ら：製鉄研究 (1982) 310, p. 277)

加速冷却による強度の上昇は、パーライトないしは低温変態生成物の増加、 α 細粒化、さらに 300°C 以下まで水冷されるときには(図5.2.3(a)) α 地の強化、による。それゆえ水冷は基本的にはそのCR条件下での A_{r3} 温度以上から開始される。加速冷却によつて主組織が大きく変わらないときは空冷材に比べて $50\sim 100\text{MPa}$ の強度上昇があるにもかかわらず同程度の靱性が得られるのは、第2相の変化による脆化分が変態組織のいつその微細化によつて補われるからである。それゆえ靱性の確保にはCRは欠かせない。しかし、 γ 未再結晶域圧延を強めると、とくに厚手材で板厚方向の硬さ分布が復活する。

NbやVによる α 地の析出硬化は原理的には $600\sim 500^{\circ}\text{C}$ 水冷停止によつて空冷材以上に効果的となり得るが、板厚方向の温度差などのため安定して出現しない。Nbは、むしろその添加量を減らしてより低温まで水冷を行い、ひずみ取り焼鈍(SR)時の強度低下対策やベイナイト安定化に用いる方が実際的である。高強度ラインパイプ材や厚手海構材は低C-低Nb-B-Ti系フェライト・ベイナイト鋼として極低温加熱からでも製造されるようになった。

中C-低Mn系Si-Mn鋼は $C_{\text{eq}}\leq 0.30$ にしても図5.2.3(a)型の冷却によつて安定して 500MPa の強度を示すが、大入熱溶接時には継手強度の低下がさげられない。しかし、これは最も低コスト型でかつ製造しやすいので、現在進行中の造船側製造側の共同検討の結果次第では将来の一般造船用鋼の主流となる。

従来の焼入れ焼もどし型高強度鋼のDQ化(図5.2.3(c))の技術は成分系の焼入性に大きく依存する。焼入性の十分高いNi系低温用鋼では γ 未再結晶域圧延によつて再加熱焼入材以上の強度靱性が得られる。中間の 800MPa 級鋼では再結晶 γ 粒の微細化以上に低温圧延を強めると焼入性が不足するようになる。圧延再結晶で得られる γ 粒は焼入れ再加熱時の γ 粒より粗く焼入性も高いから、低 C_{eq} 化が可能となり、再熱材より高い温度で焼もどして靱性を保証する。焼入性の低い 600MPa 級鋼では、 800MPa 鋼と同じという見解と、再加熱材でも焼きは完全に入っていないかつたのだから未再結晶域圧延で水冷組織を微細化する方が有効とする見解がある。この差は従来の調質鋼の焼入組織がこのクラスの鋼の辺りで大きく変化していることに基づく。それゆえ今後の冶金・設備技術間のやりとりの中でこの 600MPa 級鋼の製造の主流は水冷型非調質鋼に変わる可能性もある。

これからの水冷型TMCP鋼の体系化の中で重要な役割を果たすであろう元素はNbとBである。従来の焼入

れ焼もどしでは有効に利用できなかつた Nb の析出硬化とベイナイト安定化は、固溶 Nb を確保できる温度からの CR・水冷・焼もどしで利用可能となる。焼入性を高める B の有効な使い方も圧延工程の入った水冷時には違つたものとなる可能性があり、スラブ加熱時の γ 粒粗大化抑制・焼入性・大入熱溶接性を考えるとその基本成分系は Ti-B-低 N 系となるはずである。すでに極低 C-低 N-Nb-B-Ti 系に、DP 熱延鋼板の教訓を活かして CR 後初析 α が出現してから焼入れる DDQ (Delayed Direct Quench) プロセスを適用した、焼入れまま大入熱溶接用高強度 2 相鋼板も開発されている。同様に表層が A_{r3} 温度を切つてから加速冷却を開始する方法も強 CR される高靱性厚手材の板厚方向強度分布の均一化に有効である。

(5) 粒界偏析

鉄鋼材料の材質制御の大部分は組織制御であり、今まで述べてきたように結晶粒度や変態生成物、析出物の制御が材質の改善やコストダウンを可能にしてきた。粒界脆化、粒界腐食、応力腐食割れ、粒界型水素脆性など結晶粒界が関与する特性は比較的特殊な問題であるが、エネルギー構造の変化に対応し、より高強度材あるいは厳しい環境で用いられる鋼材に対して重要性が増している。これらの材質改善に大きく寄与したのが、粒界偏析挙動についての基本的な理解の進展とそれに基づく粒界偏析の制御技術の発展である。

P, Sb, Sn などの不純物による焼もどし脆性は昔から知られていたが、旧 γ 粒界破面に対するオージェ電子分光 (AES) を代表とする表面分析手法によつて、 α 域での熱処理時の不純物の旧 γ 粒界への偏析挙動が直接調べられ、機械的性質との関連が明確になつた。すなわち、

① P, Sb, Sn などの不純物は実際に旧 γ 粒界にマトリックスの $10^2 \sim 10^3$ 倍ほど濃化しており、これらの粒界濃度と脆化度が良く対応する。

② この偏析は粒界周辺 2~3 原子層という非常に狭い領域にのみ存在する。

③ いろいろな成分系で定量的に求められた各不純物元素の粒界濃度は、材料の熱履歴と McLEAN によつて与えられた粒界への平衡偏析とその速度論でよく説明できる。

④ Si, Mn, Mo, B などの合金元素の効果は、各不純物元素の拡散速度や平衡偏析への影響、平衡偏析を変えることはないが脆化度を変える効果、などに分類できる。

初期のこれらの成果は米国で得られたが、我が国においても 1975 年から鉄鋼基礎共同研究会において「粒界

偏析と鋼の諸性質」に関する系統的な調査・整理が始まり、この 10 年間に実用鋼を中心に多くの冶金学的要因に関するデータが蓄積された。最近では、さらに基礎的な、粒界構造と偏析挙動、粒界における不純物の存在形態、3 元系での合金元素の効果、粒界強化元素としての C の役割、などの研究も進められている。

高強度鋼の焼もどし脆化対策としては、このようにして明らかになつた粒界偏析挙動から、不純物元素量を制限する高純度鋼への指向とともに、低 Si 化、低 Mn 化という粒界脆化促進元素の制限、さらに不純物偏析抑制のために、REM, Ti, Nb などの添加、も試みられるようになってきている。

以上と異なり、低温焼もどし脆性のように γ 域での不純物の粒界偏析が関与する問題があるが、粒界割れを起こしにくい場合が多いのでデータは少ない。

(6) 表面濃化

冷延鋼板やステンレス鋼板の光輝焼鈍 ($H_2 + N_2$ 雰囲気) 時には、成分元素が表面に濃化偏析して、製品の表面品質に大きな影響を与える。SIMS, AES, ESCA などの表面分析によつて、冷延鋼板の表面には、C, Mn, P, S, Cr, Ti, Al, B, N のような多くの成分が、またステンレス鋼板の表面には Cr のほかに 30~45 原子%におよぶ高濃度の Si, さらには Mn, Al の存在も認められている。

この表面偏析挙動は真空焼鈍と雰囲気焼鈍では大きく異なり、真空焼鈍では非金属元素の S, P, N, C などが偏析し、一方雰囲気中では Fe は酸化されなくとも Fe より酸化されやすい元素、Si, Mn, Cr, P, Al, Ti などは酸化物となつて表面に濃化する。またある種の析出物がこの両方の条件で表面に生成する。例えば鋼中の Fe_3C はいずれの場合もグラファイトになつて表面に析出する。また B 添加冷延鋼板では雰囲気焼鈍で BN が表面に形成されるが (図 5.2.4)、ステンレス鋼板の真空焼鈍では TiC や BN が析出する。

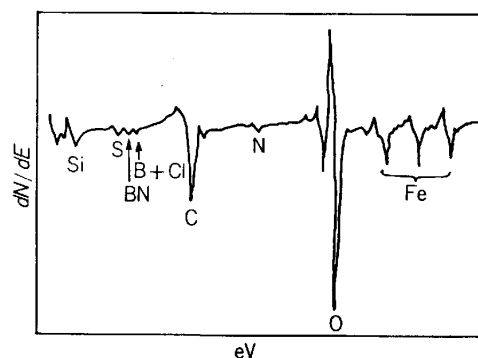
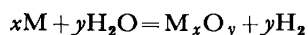


図 5.2.4 連続焼鈍 Ti-B 鋼板表面の AES スペクトル (前田ら: 鉄と鋼, 70 (1984), S459)

真空焼鈍における表面偏析はその濃度が著しく高い反面、厚みが非常に薄いこと（理論的には1原子層）が特徴で、偏析の駆動力は GIBBS の自由エネルギーであり、偏析元素間に相互作用がない系では McLEAN の平衡偏析の理論で説明される。相互作用のある場合や異種元素の共偏析の場合にも、McLEAN の理論を拡張したモデルがそれぞれに対して提案されている。

雰囲気焼鈍時の濃化は選択酸化によるもので、濃化層は数 10~数 1000 Å と厚く、ある場合は酸化物が粒状に析出する。H₂+N₂ ガス中でも、選択酸化は次式に示すようにガス中の微量の水分との反応により進行するので、熱力学的には Fe より酸化ポテンシャルが高い元素はすべて表面濃化する可能性がある。



酸化物が形成されると表面素地中の元素固溶量は激減し、成分元素は濃度勾配によつて表面に拡散し、時間とともに表面の濃化層は厚くなる。

1978 年に冷延鋼板の表面 C が塗装後の耐食性を低めることが Ford Motor Co. から指摘されたが、この表面 C の一部は上述のグラファイトであつた。Mn は C の表面濃化を抑制し、表面 Mn は化成処理性を高めることが明らかになり、最近では Mn 量の規制と焼鈍ガスの露点制御による表面への C 濃化抑制・Mn 濃化促進の対策がとられている。

(7) 不純物元素、高純度化、微量添加元素

この 10 年間の鉄鋼材料の進歩の中での成分上の特徴は、微量添加元素の有効利用と高純度化である。物理冶金学的解析手法の進歩は微量添加元素自身の有効な役割、不純物元素の有害性の根拠、微量添加元素による不純物の無害化などの機構を明らかにした。これらの課題の中には、分塊工程を省略した連続鑄造の拡大やバッチ焼鈍から急熱急冷の連続焼鈍への移行などの工程の変更に伴つて新たに出現したものも多い。これらの成果は、製鋼技術に対しては合金添加の厳密な制御と高純度化、とくに低 S, P, N 化、圧延技術に対しては冶金学的な役割をも受け持つ操業方法、という発展を促した。

S は主に熱間圧延によつて圧延方向に伸ばされた MnS として鋼材特性に影響を与える。厚鋼板における脆性き裂はこの MnS から発生するので、低 S 化はとくに圧延直角方向の脆性破壊発生特性を改善する。CR 材の破面には、低温圧延に固有なセパレーションと呼ぶ破面に平行な副破面が生ずる。セパレーション頻度は、CR の強化によつて、CR の条件が同じなら高 S 化によつて高められる。伸長した MnS の存在が集合組織またはセパレーションを発生しやすくしている可能性がある。セパレーションの発生は脆性破壊の発生特性を改善

するが、脆性破壊の停止にも有効に働く。このため CR 材では、脆性破壊の発生はある S 水準で最も低くなるのに対し、停止特性は低 S 化によつてかえつて劣化する。板厚方向の延性・靱性も低 S 化によつて改善される。Zr, REM, Ca による S の固定は、MnS を熱間圧延時により伸びにくい硫化物に変え、さらに固溶 S をも減少させる。線材・棒鋼でも MnS は割れの基点となつており、低 S 化は絞り値を増加させ、加工限界、伸線性の改善に有効である。

低 S 化は γ 系および α 系ステンレス鋼の高温酸化性や耐銹性を著しく改善する。それぞれの場合で MnS 周辺での異常酸化や MnS が発銹点となつているのが観察されている。

微量の固溶 S に関しても、これを Ca などで固定すると SR 割れが抑制される。SR 割れは固溶 S がキャビティないしは粒界き裂表面に偏析することによつて促進されるが、S の偏析は表面エネルギーを低めき裂先端を鋭くしてき裂進展を容易にしていると考えられている。

低 P 化は耐サワー用高強度鋼管の、とくに連鑄材の水素誘起割れ (HIC) に対して卓効を持つ。HIC は一種の γ 粒界割れであり、P の粒界偏析は水素による粒界脆化感受性を高めるからである。また大きな固溶体強化を示す P の偏析帯への濃化が組織をいつそう硬化させていることも、HIC 助長の一因と考えられている。低 P 化によつて α 系ステンレス鋼の張り出し加工性が改善される。これも P の固溶硬化によつて、すなわち高純化による降伏点の低下と加工硬化指数の上昇によつて説明されている。

P と焼もどし脆性の関連については、(5) 粒界偏析の項で述べたが、Mn は自身が旧 γ 粒界に集まつて脆化を進めるとともに P の粒界偏析を速めるらしいこと、低 Si 化は P や Mn の偏析に伴う脆化の程度を低めること、Mo の添加は低 Mn 化以上に P の粒界への拡散を抑えること、などが明らかにされている。

固溶 N の低減は、Al キルド鋼の焼ならしでよく知られているように、母材靱性を改善する。N を Ti によつて固定しても HAZ とくに大入熱溶接時のボンド部では TiN のかなりの量が再固溶するので、低 N 化は Ti 処理鋼も含めてその継手靱性の改善にも有効である。さらに冷却時のボンド部での N 捕捉を目的として過剰の Al が添加される例もある。

C や N の低減は、Cr を含む構造用鋼や α 系ステンレス鋼の応力腐食割れに対して極めて有効である。高純度化は、粒界 Cr 炭窒化物を減少させ、粒界近傍の Cr 欠乏層の出現を抑えるからである。

純 Fe は従来低温では粒界破壊するとされていたが、

高純度 Fe では 4.2K でも粒界脆化が抑えられることがわかった。0.1% の P の添加で粒界脆化した純 Fe に 0.001% の C を固溶させると脆化は小さくなり、粒界には C の偏析が認められた。さらに C 量を増すとへき開破壊が起こるようになり、再び脆化する。すなわち微量の C は偏析によつて粒界の結合力を高めているのである。

今までに述べた Nb や Ti は 0.1% 以下、B は 10 ~ 20 ppm 程度の微量添加で効果を発揮するが、これらはいずれも強力な炭窒化物形成元素で、とくに N とは強力に結合し、使い方を誤ると有害な結果を生む。

低炭素低合金鋼の材質改善に有効な Nb の添加は、低温 γ 域でのとくに低速変形時に延性の低下をもたらし、連鋳片の割れ感受性を高める。これは鋳造ままの粗大 γ 粒の粒界への Nb (C, N) の歪み誘起析出によるもので、破壊は粒界割れである。低 N 化は割れ抑制に有効であるが、これは Nb (C, N) 中の N 量と析出量を減少させ、その析出温度を矯正点以後に移すためと考えられている。この Nb 添加は低 C_{eq} 化を通じて溶接性改善に有効であるが、Nb は溶接金属中にも混入するので、 C_{eq} が同じならボンド部や溶接金属部に粗大ベイナイトを生じ継手靱性を劣化させる。Nb の添加は必要最低限にすべきである。

冷延鋼板では、Nb 添加により α 地の C, N が捕捉され加工性が改善されるが、同時に伸び・ r 値の面内異方性も小さくなる。これは焼鈍後の $\langle 001 \rangle // RD$ 集合組織の減少によるものである。さらに熱延での仕上圧下率を高めると伸び・ r 値自身も向上するが、これは歪み誘起析出する Nb (C, N) の粗大化が進み焼鈍時の再結晶 α 粒の成長が保証されるためと考えられている。

棒鋼の分野でも、Nb 添加と低温圧延の併用により冷間鍛造性の優れた肌焼鋼が得られる。これは Nb 添加焼ならし材の場合と同じく微細析出 Nb (C, N) による浸炭時の γ 粒の粗大化抑制を経由する靱性の向上に基づく。

Ti はその添加量に応じて、 γ 粒の粗大化抑制・溶接性の改善、固溶 B の効果の保全、冷延鋼板の加工性の改善に有効であることはすでに述べた。

厚鋼板母材側の HAZ 靱性に留まらず、Ti-B の溶接材料への複合添加は溶接金属の靱性を改善する。B の効果は後述の粒界粗大 α の抑制にある。Ti は溶融金属中の O と結合して TiO_2 となり、 γ 粒内の TiO_2 は α 形成の核となつて変態後の組織を微細化する。この γ 粒内からの α 粒出現に関連して、TiN や TiO_2 などを単独で利用するだけでなく、複合型の介在物や析出物を有効利用する HAZ や溶接金属の靱性改善の研究が進展するものと考えられる。

固溶 B の存在は再熱調質鋼、水冷型・非水冷型 TMC P 鋼で初析 α の出現を抑えてベイナイトやマルテンサイトを富化する。BN の析出による固溶 B の減少を抑えるため、Al や Nb による N 固定が有効であつたが、TM CP 化にはより強力な Ti の添加と低 N 化の併用が、さらにベイナイト安定化には固溶 Nb との併用が有効となる。BN は極めて固溶度も低く析出速度も大きいので、条件が揃えば焼もどし時に旧 γ 粒界に細かく析出して著しい粒界脆化を起こすことが知られている。再熱調質鋼より TMCP 調質鋼では、この現象の存在も Ti による N 固定を必須のものとする。B は大入熱溶接用鋼の HAZ 靱性の改善にも効果がある。HAZ はその粗大化した γ 粒の粒界に生ずる粗大な初析 α によつて脆化しているからである。また Ti-B, REM-B の複合添加は HAZ 組織を実効的に微細化し、その靱性のいつそうの改善に有効である。この場合にも γ 粒内からの α 粒の発生が認められている。

DP 冷延鋼板における B は、2 相域で γ 中に濃縮し、その後の急冷時に γ の拡散変態を抑えることにより、理想的なフェライト+マルテンサイト 2 相組織を与える、とされている。あるいは B は γ/α 境界にも集まるのかも知れない。

P の固溶硬化を利用している超深絞り用高強度冷延鋼板では、Ti 添加によつて固溶 C を減らしてゆくと、先の純 Fe の脆化のように、絞り加工後に次の加工を加えると α 粒界割れが起こりやすくなる。これに数 ppm の B を添加すると、B は粒界に集まり、粒界脆化は緩和される。原子半径の小さい B の α 粒界への偏析は粒界を強化すると考えられている。

5.2.2 評価、利用技術

(1) 不安定破壊

鉄鋼材料の靱性は古くからシャルピー衝撃値で表され、過去の船体脆性破壊事故の調査結果から経験的に取り決められた 15 ft-lb とか 35 ft-lb などが使用鋼材への要求値として採用されてきたが、現在ではき裂を有する機械、構造物の破壊防止を目的に発展してきた破壊力学にもとづき評価されるようになってきている。すなわち、線形破壊力学では $K < K_c$ 、弾塑性破壊力学にもとづく COD (Crack Opening Displacement) 概念では $\delta < \delta_c$ 、 J 積分では $J < J_c$ が脆性破壊に対する安全基準と考える。ここで左辺はき裂先端近傍の応力、ひずみの分布状態を表す力学的パラメータで K が応力拡大係数、 δ がき裂開口変位量、 J が J 積分であり、材料、き裂形状、寸法、力、変位に応じて解析的あるいは数値的に求められる。それぞれのパラメータの適用範囲は図 5・

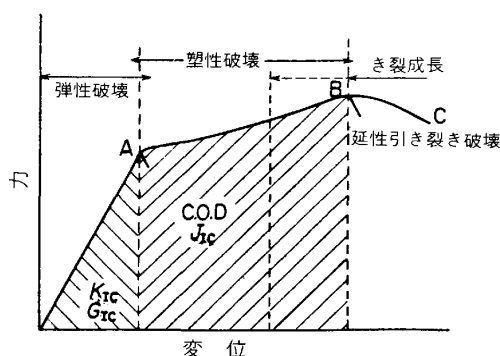


図 5.2.5 破壊靱性試験における荷重，変位の関係

2.5 に示されるが，A点以下の破壊に対しては K_{Ic} ，A～B間の破壊には COD, J_{Ic} が使われる．延性破壊はB以降で示される．低応力破壊の範囲においては次の関係が成り立つ．

$$J_{Ic} = (1-\nu^2) K_{Ic}^2 / E = \alpha \sigma_y \delta_{Ic}$$

ここで， ν はポアソン比， σ_y は耐力， α は常数，また添字の c は臨界値であること， I は平面ひずみ状態であることを示す．特に K_c を破壊靱性， K_{Ic} を平面ひずみ破壊靱性と呼ぶ． K_{Ic} 試験法として ASTM E399 (1970/1972年) BS 5447 (1977) COD 試験法として BS 5763 (1979)， J_{Ic} 試験法として ASTM E813 (1981)，JSME S001 (1981) などが制定されている．線形破壊力学の最近の進歩は応用分野で著しいといわれているが，この方面で大きな駆動力になったものとして WES 3003 低温構造用鋼板材質判定基準 (1977年，旧 WES 136 1964年)，原子力発電用機器を対象とした ASME Code Section III Appendix G (1972/1974年) などがあげられる．この ASME コードでは仮想欠陥と設計応力から計算される K_I が使用温度における参照破壊靱性値 (Reference Stress Intensity) K_{IR} より小さいことが破壊防止の条件とされる．この K_{IR} は NREL 落重試験による NDT 温度とその後実施されるシャルピー試験による吸収エネルギー，横膨出量から決められる RT_{NDT} (Reference Nil Ductility Transition Temperature) を用い，次式により計算で求められる． T は温度 ($^{\circ}F$) である．

$$K_{IR} = 26.78 + 1.223 \cdot \exp\{0.0145(T - RT_{NDT} + 160)\}$$

上式で与えられる曲線は K_{Ic} ，静止き裂の動的負荷に対する破壊強度を表す平面ひずみ動的破壊靱性 K_{Id} ，高速伝播き裂の停止特性を表す平面ひずみ破壊伝播阻止靱性 K_{Ia} など，種々の破壊靱性データの下限を代表するもので安全側の推定を与えることになる．また，最大仮想欠陥サイズとして長さ $1.5t$ ，深さ $0.25t$ (t は板厚で $4 \leq t \leq 12$ インチ) の半楕円状表面き裂を想定するものとしている．一方，WES 規格は品質管理レベルの材

質判定基準を意図したもので，脆性破壊の発生特性を与える COD 試験データを基盤として，最終的には試験が簡易なシャルピー特性で材質評価を行うことになっている．そのため任意の温度における限界き裂開口変位 δ_c とシャルピー試験による吸収エネルギー遷移温度 νT_E との関係は次式で与えられる． T は温度 ($^{\circ}C$)， t は板厚 (mm) である．

$$\delta_c = (117 + T - \sigma_y - 5\sqrt{t} - \nu T_E) / 125$$

き裂開口変位 δ と作用応力の関係として次式が提案されている．

$$\delta = 3.5\bar{a}(\sigma + 0.6\sigma_y) / E$$

ここで， \bar{a} は想定き裂長さの 0.5 (mm) で， $\bar{a} = 309 \cdot \exp(-0.0522\sigma_y)$ ， σ は作用応力 (kgf/mm^2) である．

破壊力学的手法の採用は各種圧力容器，船舶，海洋構造物，橋梁，LNG タンク，航空機，発電ロータなど多くの分野ですすめられている．

一般の延性破壊の破壊様式は一様伸び→局部収縮→せん断またはカップアンドコーン破断となるが，不安定延性破壊では，延性き裂発生→き裂安定成長 (き裂先端部の局所的破断の繰り返し) →プロパゲーション・シエア破断のような過程で生ずることが知られており，高压ガスパイプラインの不安定延性破壊を対象とした研究がすすめられている．天然ガスは石油にくらべ圧縮比が大きく，減圧速度は 400 m/s 程度と小さい．石油の場合は約 2000 m/s とされている．以前はこれらの減圧速度より大きい伝播速度をもつ脆性破壊のみが長距離を伝播すると考えられていたが，延性破壊であつても 100～300 m/s の高速で伝播することが明らかにされている．この破壊はパイプラインの大径化，高压化とともに起こりやすくなる．これまでに米国パテル研究所，AISI，英国，EC，イタリア，日本鉄鋼協会での実管バーストテストや実験室での破壊再現テストなどが行われ，通常制御圧延 (CR) 材に見られるセパレーションは不安定延性破壊のき裂伝播停止性能には影響をおよぼさないこと，不安定延性破壊は切欠延性 (限界延性 COD 値)，切欠靱性が低ければ低いほど起こりやすくなること，不安定伝播条件はバースト試験温度でのシャルピー吸収エネルギー C_{VT} により次式で与えられることなどが明らかにされてきた．

$$C_{VT} \geq 5.2 \times 10^{-5} \sigma_{H0}^2 \sqrt{DB}$$

ここで， σ_{H0} はパイプラインの初期フープ応力 (kgf/mm^2)， D は直径 (mm)， B は厚さ (mm) である．

(2) 疲労強度

疲労き裂伝播挙動は図 5.2.6 に示されるように両対数の $da/dN - \Delta K$ 曲線として表される．図中の領域 I は da/dN がおよそ 10^{-8} m/回以下の疲労き裂の発生，進展

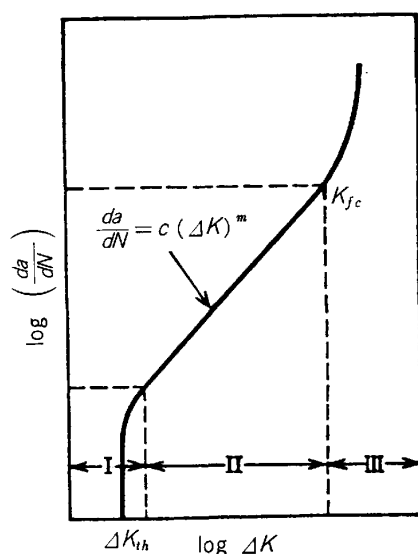


図 5.2.6 $da/dN-\Delta K$ 曲線

開始に関する領域で、き裂伝播に要する ΔK に下限があり ΔK_{th} (下限界応力拡大係数範囲) で表す。 ΔK_{th} は ΔK を漸減し、き裂進展が認められなくなる最大の ΔK を求めてそれを ΔK_{th} とする K 漸減試験法あるいはき裂材の疲労限度より求める一定荷重試験法により実験的に求められるが、多数の従来実験データの解析から次の推定式が da/dN とともに提案されている。

延性鋼の場合

$$\Delta K_{th} = 32.1 (5.88 \times 10^{-3})^{1/m}$$

$$da/dN = 1.70 \times 10^{-7} (\Delta K / 32.1)^m - 10^{-9}$$

脆性鋼の場合

$$\Delta K_{th} = 15.5 (8.64 \times 10^{-3})^{1/m}$$

$$da/dN = 2.89 \times 10^{-8} (\Delta K / 15.5)^m - 2.5 \times 10^{-10}$$

ここで指数 m は領域 II の $da/dN = c(\Delta K)^m$ で与えられる。 ΔK_{th} と疲労破壊における一つの限界値である疲労限度との関係は重要な研究課題の一つになっており、検討が進められてきている。

da/dN がおよそ 10^{-6} m/回 $\sim 10^{-8}$ m/回の領域 II における疲労き裂伝播速度は前出の PARIS の指数則で表されるが、常数 c と m の関係は次式で表されることが明らかにされている。

$$c = A / \Delta K_0^m$$

$$A = 1.7 \times 10^{-4} \text{ mm/cycle}$$

$$\Delta K_0 = 103.6 \text{ kgf/mm}^{3/2} = 32.1 \text{ MPa m}^{1/2}$$

K_{Ic} が $200 \text{ kgf/mm}^{3/2}$ 以下となる低温焼もどしマルテンサイト系低靱性鋼では次の関係となつている。

$$c = A / \Delta K_0^m$$

$$A = 2.89 \times 10^{-9} \text{ mm/cycle}$$

$$\Delta K_0 = 49.9 \text{ kgf/mm}^{3/2} = 15.5 \text{ MPa m}^{1/2}$$

弾性力学量によつている ΔK とは別にき裂先端の塑

性域挙動を考慮した有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} が提案され、さらに、それに対する検討もなされてきている。 ΔK_{eff} はき裂先端の真の開閉時期に対応したもので、き裂先端の開閉は外力の引張圧縮と一致せず、き裂伝播にともない新生面に生ずる引張残留変形により荷重が零になる前にき裂閉口が生じ、あるいは引張荷重下でもき裂閉口が生ずる場合があるので、外部荷重より計算される形式的な ΔK を修正したものである。疲労き裂が開閉したのちの有効応力範囲 $\Delta \sigma_{eff}$ は最大応力 σ_{max} からき裂閉口応力 σ_{op} を減じたものとして与えられるが応力範囲 $\Delta \sigma$ との比をき裂閉口比 (Effective Stress Range Ratio) U と定義する。

$$U = (\sigma_{max} - \sigma_{op}) / (\sigma_{max} - \sigma_{min}) = \Delta \sigma_{eff} / \Delta \sigma$$

また、 U は応力比 $R = \sigma_{min} / \sigma_{max}$ のみに依存し次式が成り立つ。

$$U = 0.5 + 0.4R \quad (-1 < R < 0.7)$$

このことからき裂閉概念による da/dN は次式で表されることになる。

$$\begin{aligned} da/dN &= c(\Delta K_{eff})^m = c(U\Delta K)^m \\ &= c\{(0.5 + 0.4R)\Delta K\}^m \end{aligned}$$

この式は応力比を含むことから平均応力効果や過大応力効果を含む変動荷重のもとでのき裂伝播を評価するのに有効となる。

da/dN がおよそ 10^{-6} m/回以上の領域 III では応力拡大係数の最大値 K_{max} が用いられるが、不安定破壊開始時の K_{max} を疲労破壊靱性 K_{fc} と呼ぶ。 $c, m, \Delta K_{th}, \Delta K_{fc}$ は応力比 (平均応力) に影響される。

疲労き裂伝播寿命への確率、統計論の適用が試みられている。き裂伝播寿命はき裂伝播速度 da/dN が $c(\Delta K)^m$ により決められるので確定論的に決まってしまう。したがって疲労破壊寿命のばらつきは領域 I でのき裂発生までの寿命のばらつきに支配されることになる。実機における疲労寿命の大部分は領域 I で消費される。疲労寿命はき裂発生寿命 N_c とき裂伝播寿命 N_p の和で表されるので、それぞれの寿命分布が決まれば、全疲労寿命分布は N_c と N_p のたたみこみ積分により求めることが可能である。モンテカルロシミュレーションによる解析などが行われている。

(3) 環境強度

(a) 腐食疲労

腐食疲労におけるき裂伝播速度は ΔK あるいは ΔK_{eff} との関係で表される。き裂閉口は前述の塑性変形誘起型のほか、腐食溶解による腐食生成物がサイクルの圧縮期間にくさび作用をしてき裂壁面を押し広げるくさび効果が、1% NaCl 水溶液や純水中における低炭素鋼、高張力鋼などで認められており、 ΔK_{eff} で整理されてい

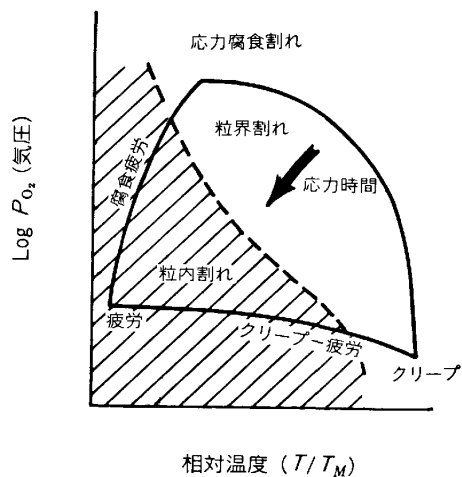


図 5-2-7 クリープ、疲労、応力腐食割れの相互作用

る。304 ステンレス鋼ではくさび効果は存在しないことが確かめられている。図 5-2-7 は疲労、腐食疲労、応力腐食割れ、クリープ、クリープ疲労の相互関係を相対温度と酸素分圧で示した模式図である。腐食疲労の特徴として、疲労限度が存在しない、S-N (S-t) 曲線で $t = 500 \sim 1000$ h 近傍で応力の下降傾向が鈍化したあと再び急激な下降をはじめることがあるので短寿命域の S-t 曲線から長寿命域の強度を外挿で求められない、応力腐食割れ (SCC) は環境と材料が特定の組み合わせの場合のみに起こるが、腐食疲労にはこのような限定がなく常に起こりうる。304 ステンレス鋼の純水中における da/dN は乾燥空気中の値より加速されるが、SCC とは異なり 0.001~3% NaCl 中で da/dN が Cl^- 濃度の影響を全くうけないことなどがあげられる。また、高強度鋼では SCC との相互作用が顕著になる。たとえば、片振りの大応力振幅が低速度で繰り返される繰り返し SCC (Cyclic SCC) き裂伝播の下限界値 ΔK_{FSCC} や一定の静的応力に小応力振幅が高繰り返し速度で負荷される動応力 SCC (Dynamic SCC) の場合の ΔK_{DSCC} は静 SCC における K_{ISCC} にくらべ低下する。

海底石油掘削装置などにおける防食対策は、一般に洋上部では塗装、干湿交互域 (飛沫帯) では塗装、板厚増大、モネル合金上巻、没水部では電気防食となるが、最適カソード防食電位を選定することにより、腐食疲労寿命の向上、き裂伝播速度の低減が期待できる。

(b) 応力腐食割れ

SCC は静荷重のもとでアノード溶解をともなつて破壊する現象である。SCC き裂伝播速度 da/dt と K_I の関係は図 5-2-5 と同様に領域 I, II, III に分けられる。領域 I では da/dt が零となる下限界値 K_{ISCC} があり、領域 II では da/dt は K_I によらずほぼ一定値となり、

領域 III では、 K_{Ic} になると不安定破壊を起こす。

最近、極値統計解析による SCC 寿命予測が行われるようになったが、SCC は孔食などの場合と異なりき裂発生、伝播までに長い潜伏期間があるので、実験室加速試験における寿命分布を確率論的に評価し、その分布パラメータとストレス・レベル (力学的因子、環境因子の苛酷性) との関係を明らかにしなければならない。45% MgCl 中に、おける 18-8 鋼の SCC 寿命分布はワイブル分布に近似し、高温純水中 (250°C) の低炭素鋼、18-8 鋼の場合は指数分布に近似することなどが明らかにされ、それぞれ分布パラメータとストレス・レベル (応力、温度) との関係が検討されている。

SCC と疲労は事故件数の多い損傷モードであるが、原子力発電プラントにおいても例外ではなかつた。PWR での Alloy 600 熱交換器管、BWR での 304 ステンレス鋼配管などの SCC があげられる。後者については、1974 年の米国での 304 配管溶接継手の熱影響部の粒界 SCC 事故を契機に米国および国内において精力的に研究が進められた。BWR 高温純水環境での SCC には応力 (ひずみ)、材料鋭敏化、酸化性環境 (溶存酸素) の 3 因子の重量が必要であるが、溶接残留応力の低減工法、鋭敏化感受性の小さいステンレス鋼の開発、プラント起動時における脱気法の採用により、SCC 防止対策が確立し現在に至っている。この間、低温鋭敏化現象 (LTS) の究明、すきま付定歪み曲げ SCC 試験法 (CBB 試験法) や低歪み速度引張試験法 (SERT, SSRT) による評価、EPR 法による鋭敏化度非破壊的測定などが進展した。

(c) 水素脆化割れ

ASTM STP No. 543 Hydrogen Embrittlement Testing (1974 年) では、水素が起因する鋼材の脆化、破壊を次の三つに大別している。①遅れ破壊、溶接低温割れ、水素脆化 (水素脆性割れ) めつき脆性、応力腐食割れなどのように鋼材から固溶水素を放出させると発現しなくなる Internal Reversible Hydrogen Embrittlement ②NASA の水素貯蔵タンクの破壊のように室温付近の高圧水素中での鋼材の脆化現象をいう Hydrogen Environment Embrittlement ③水素誘起割れ、水素侵食などのように水素分子や高温でのメタンガス形成による Hydrogen Reaction Embrittlement、この場合は①とは異なり一度発生した欠陥は水素を放出させても消失しない不可逆的現象として扱われている。

高温高圧水素および硫化水素に接する石油脱硫、水素化分解、石炭液化などの圧力反応容器には Cr-Mo 鋼、耐食性向上のためステンレス鋼オーバーレーを施した Cr-Mo 鋼が多用されるが、上記の各種水素脆化割れが

懸念されるので、水素吸蔵量の測定、焼もどし脆化との重畳作用、ステンレス鋼オーバーレー部の剝離挙動などを含めた検討が精力的になされてきている。

硫化水素を含む湿潤環境下における水素誘起割れ (Hydrogen Induced Cracking) に関しては 1972 年のアラビア湾海底ラインパイプ (材料は API 5LX60, 制御圧延材) の事故を契機にわが国を中心に 1970 年代後半まで活発な研究活動がなされ HIC に対する冶金的因子の影響がほぼ明らかにされた。

硫化物割れ (SSCC) の硬さ依存性として、ロックウェル硬度 HRC 22 以下 (NACE 規格) であれば割れ発生はないと考えられているが、きびしい環境ではビッカース硬度 HV 220 以下 (HRC 22 は HV 248 に相当) にすべきであるとの提案がなされている。

国内の橋梁、鉄道橋における高力ボルトは引張強さが 130 kgf/mm² までの使用実績があるが、この F13T 級のすべてに遅れ破壊が生じ JIS B 1186 より廃止されている。110 kgf/mm² の F11T 級にも 1977 年遅れ破壊が発生し、使用しないよう勧告が出されている。これまでの破損の統計的特徴として最初の破損を生ずるまでの寿命分布、ボルト破損の確率分布はいずれもワイブル分布で表されること、遅れ破壊を生ずる実験室限界硬度は HRC 41 (ただし HRC 37.5 での事故例あり) であることなどが明らかにされている。

(4) 腐食

極値統計解析による孔食などの局部腐食寿命予測の研究が盛んに行われはじめている。小区画の測定面積内における最大局部腐食深さの測定結果を極値統計論で解析し、対象とする機械、構造物全域における最大局部腐食深さを推定し、適当な局部腐食進展速度式と組み合わせることにより局部腐食寿命を予測しようとするものである。重油ストレージタンク底板の孔食に対する解析例では、13 年使用後ランダムに採取した 10 個の試験片について測定した最大孔食深さを極値確率プロットし、その結果、底板孔食の推定最大値 6.46 mm が 68% の確率で底板初期厚さの 6 mm を超えることから、孔食によるリークが発生した可能性は高かつたと予測している。水力発電所で 3~20 年使用された低炭素鋼水車用給排水管の例では、発生していた局部腐食深さがポアソン分布で近似できることから極値統計解析を行い 90% の安全率を考慮した 30 年耐用設計肉厚は 4.8 mm と予測している。

自然環境、すなわち大気中、水中および土中における腐食問題としてコンピュータ機器の腐食や海水中コンクリート鉄筋の腐食なども研究されはじめているが、土壌埋設配管についてみると腐食要因として三つあるが、自

然腐食は塗覆装による対策で十分であり、迷走電流腐食は事前測定で対策がたてられるのでマクロセル腐食に対する対策が課題になつている。建物の鉄筋や鉄骨と電氣的に導通している場合の配管の電位は -250~-500 mV (vs Cu/Cu SO₄ 電極) であるが、マクロセルの影響がなければ -700~-800 mV となる。石油タンク底板外面の土壌による錆こぶ腐食が問題になつているか、地熱利用システムの開発拡大にともない国立公園地下埋設熱交換器の設置案などが出されているので、この方面での土中腐食の研究も必要になつてこよう。

油井、地熱井環境における鋼材の腐食挙動が研究されているが、これらの環境 (化学組成、温度、流速など) は地域性が大きく、また季節や地殻変動によつても異なるなど実験室的対応の難しさがある。鬼首地熱井の熱水の組成は Na : 2600, K : 500, Ca : 1310, Mg : 121, Cl : 8340, SO₄ : 26.3, SiO₂ : 92, 全溶解固形分 : 30000 (単位 ppm), pH : 3.3 であり、蒸気の組成は Na : 0.6, Cl : 0.4, SiO₂ : 0.03, CO₂ : 0.66, H₂S : 0.36 (単位 ppm) である。実地環境中テストや CO₂, H₂S などで調整した模擬環境中での実験が進められている。

コロージョン・エロージョンは地熱蒸気タービンノズル、ブレード、主蒸気弁、蒸気井戸ケーシング、移送配管などで問題になつている。石炭液化、石炭ガス化プラントでは石炭スラリーによるバルブ、配管など、流動床式ボイラでは伝熱管などでコロージョン・エロージョンは重要な課題になつている。

最近の高温酸化、高温腐食分野での動向として、低酸化ポテンシャル (He) 中での酸化挙動の究明と熔融塩腐食研究への電気化学的手法の導入があげられる。熔融塩による鋼材の腐食は自動車エンジンにおける硫化腐食による粒界侵食、石炭燃料超高温高圧ボイラや石炭ガス化プラントの開発などとの係わりもあつて、今日的な課題でもある。これまでの熔融塩腐食の研究においては、質量変化の測定、腐食形態のマイクロ観察、その平衡論的考察や材料選定にとどまっていたが、水溶液における場合と同様に鋼材のアノード溶解反応と熔融塩のカソード還元反応の組み合わせとして電気化学的測定が行われるようになった。ただし熔融塩自身が直接電解質浴となること、高温測定であることから、電解浴、電極、電解セルに制約条件がつきまとうので容易ではない。

高温ガス炉 (HTGR) の高温 He 雰囲気 (~1000°C) での材料の耐食性は大気中などの強酸化性雰囲気の場合と異なつた挙動を示し、いくつかの合金について大気中より耐食性が劣下することが報告されている。実験用ガスとして H₂ : 200, H₂O : 1~2, CO : 100, CO₂ : 1~2, CH₄ : 5, O₂ : <5, N₂ : <5 He : 残り (単位 μ atm) が

原研より提案されている。

(5) 高温強度

(a) 高温疲労

クリープき裂、高温疲労き裂の評価に弾塑性破壊力学が適用されるようになった。クリープにおけるき裂伝播速度 da/dt はクリープ積分 \dot{J} (修正 J 積分) を用いて評価される。すなわち

$$da/dt = c_j \dot{J}^m$$

と表される。ここで c, m は常数である。

一方、高温疲労におけるき裂伝播速度 da/dN は疲労 J 積分 ΔJ_f により

$$da/dN = c_f \Delta J_f^{m_f}$$

と表される。ここで c_f, m_f は常数である。ところで高温疲労はクリープの特徴を示す時間依存性疲労と室温疲労の特徴を示す繰返し数依存性の2種類のいずれかに近似できると考えられている。前者の場合のき裂伝播速度は次に示されるようにクリープき裂と同様なき裂伝播則が成り立つ。

$$da/dN = c_c \Delta J_c^{m_c}$$

あるいは

$$da/dt = c_c \dot{J}^{m_c}$$

ここで c_c, m_c は常数で $c_c \cong c, m_c \cong m$ となる。

クリープ温度領域下の疲労寿命推定法として

$$\Sigma (t_i/t_r) + \Sigma (N_i/N_f) = 1$$

上式が満たされたときに破壊が起こるとする線形損傷則がある。ここで、 t_r, N_f はそれぞれある負荷条件下でのクリープ破断時間、破壊繰返し数であり、 t_i, N_i は負荷条件 i でのクリープ負荷時間、実際の繰返し数である。原子力用機器を対象とする ASME Section III コード・ケース N47 ではこの線形損傷則を踏襲し次式を採用している。

$$\sum_{j=1}^p (t/T_d)_j + \sum_{k=1}^q (n/N_d)_k \leq D$$

ここで、 T_d, N_d はそれぞれ許容クリープ時間、許容繰返し数、 t はクリープ負荷時間、 n は実際の繰返し数である。 T_d はクリープ破断曲線の最小の時間曲線から求められるが、実際の応力を 0.9 で除した値に対する時間を採用している。 N_d は $1 \sim 4 \times 10^{-3}/s$ のひずみ速度での高温低サイクル疲労強度に対し、その繰返し寿命の 1/20、全ひずみ範囲の 1/2 のうちの小さい方で描いた曲線から求めるようにしている。 D は 0.6~1 の値としている。

線形損傷則に代替し得るより正確な推定法として提案されたものにひずみ範囲分割法がある。それは次式の条件を満たしたときに破壊が起こると考えるものである。

$$\Sigma n/N_{pp} + \Sigma n/N_{pc} + \Sigma n/N_{cp} + \Sigma n/N_{cc} + 1$$

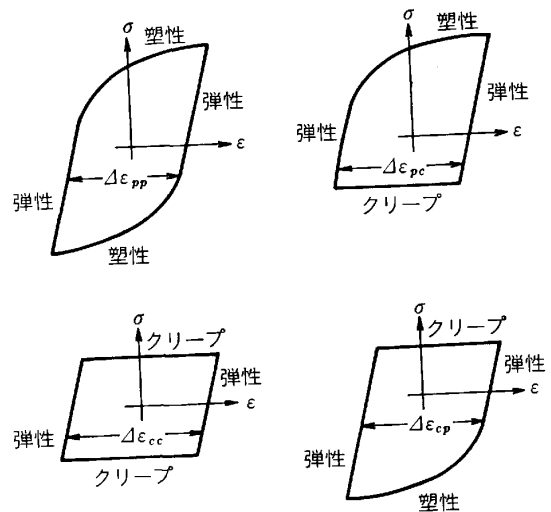


図 5-2-8 ひずみ範囲分割法における4種類の非弾性ひずみ範囲の典型的ヒステリシスループ

図 5-2-8 に示されるように疲労のヒステリシスループの形状から四つの典型的な場合に分けて、それぞれについて塑性ひずみ振幅と寿命の関係を実験的に求め、実機の負荷をこの四つの組み合わせから求めようとするものである。 $\epsilon_{pp}, \epsilon_{pc}, \epsilon_{cp}, \epsilon_{cc}$ に対する繰返し数がそれぞれ $N_{pp}, N_{pc}, N_{cp}, N_{cc}$ で示され、 N_{pp} などの逆数から1サイクル当たりの損傷が与えられる。

ここに紹介した寿命推定法に関する実験的検証やそれらを基盤とした新推定法の提案が鋭意進められている。

(b) クリープ

前述の ASME コードケース N47 に準拠して設計する場合、クリープ破断時間とともに 1% クリープひずみを生ずるときの応力、3次クリープ開始応力、クリープ構成方程式などが必要となることから、長時間クリープ破断試験においてもクリープひずみ、クリープ曲線が広く測定されるようになってきた。

低酸化ポテンシャル (He) 中でのニッケル基合金の強度評価や 304 ステンレス鋼、Cr-Mo-V 鋼のクリープ破壊機構図の作成などが進展した。

(6) 欠陥評価と余寿命推定

ASME Section V Nondestructive Examination (1971 年) では供用期間中非破壊検査技術として放射線、超音波、磁粉、液体浸透、うず電流、肉眼、漏えいの7手法をあげている。このうち、超音波探傷技術が、原子力発電プラント側からの強い要請もあり、き裂の位置、形状、寸法などの定量的評価技術の開発、信頼性の向上という実用面で先行してきた。

破壊力学的手法による許容き裂などの評価技術が ASME Section XI Appendix A (1974 年), WES 2805 (1977) などに制定された。

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

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

(7) 設計思想

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

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

5.3 鉄鋼材料各論

5.3.1 構造用鋼

(1) 概況

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

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

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

場へと大きく転換した。

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

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

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

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

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

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