

過程の終了後にも、そのままの形態で残存しているとは限らないことである。見掛けに惑わされることなく、真実の姿を見定めるような研究が望まれる。

## 8.2.2 材料基礎技術

この10年の鉄鋼材料開発は主として連続焼鈍技術、新制御圧延技術 (Thermo-Mechanical Control Process: TMCP) など10年前までに確立された技術とコンピューター技術の進歩に支えられており、鉄鋼材料開発を支えた材料基礎技術の進歩としては、従来の概念の延長・精密化によるものが主である。しかしながら従来の概念が正しいことを実証するような地道な研究の成果や、その精密化により新しいことが分かったものもある。他方、測定技術の進歩は目覚ましいものがあり、解析技術による材料技術の理解も大いに進んだ。ただし、原子・電子レベルでの理解が巨視的な特性と結びつくには未だ大きなギャップがある。新しい概念によるものとしてはオキサイド・メタラジが挙げられる。

材料基礎技術のベースとなるのは材料特性支配要因の基礎理論・特性とマイクロ組織の関連づけ・マイクロ組織の制御理論の三つが柱であるが、特に進展が見られたのはマイクロ組織制御理論である。

ここ10年で著しい進歩があった材料基礎技術として、前項に述べられている材料設計基礎・計算状態図・コンピューターメタラジなどの基礎技術やマイクロ組織形成理論に基づいた要素技術の定量化とそれら全体を組み合わせたシステム化の理論が挙げられる。これらは材質予測理論として結実し、製造技術を支えている。

### (1) 材質予測

この10年、著しい進歩が見られたのが材質予測である。可能なかぎり理論的に定式化し、できないところは実験的あるいは経験的知見を定量的に数式化することで補っていくことを基本的考え方とし、各プロセスごとの組織形成の予測およびマイクロ組織と機械的性質の関係の定量化とから全体の統合モデルを作り最終的には化学組成、プロセス条件、特に圧延条件 (圧延温度・圧下配分・圧延速度・パス間時間など)、冷却条件から機械的性質を予測するものである。

組織形成の要素は加熱時のオーステナイト結晶粒の大きさ、熱間圧延時の回復・再結晶挙動、炭窒化物の固溶・析出・成長、冷却時の変態挙動、再加熱時の回復・焼戻し挙動からなる。これらは過去の蓄積された経験的データを定量化するために理論的精密化を行ったものが主であるが、制御圧延を受けた加工オーステナイト組織からの変態については新しく理論構築を行って定量化がなされた。

マイクロ組織からの機械的性質の予測は複合組織鋼の応力ひずみ曲線の理論的定式化をベースとしている。降伏強さ・引張強さについてはこれらを支配する構成組織ごとの冶金的要因 (細粒化硬化、析出硬化、加工硬化、固溶硬化など) の定量化は理論的にもかなりできるようになり、これらに適当

な複合則を適用し総合化することにより組織全体としての定量化がなされている。伸び・絞り値は局所的現象が関与するため定式化はむずかしく、経験式を使っている。脆性-延性遷移温度 (DBTT) についてはいっそう理論的取り扱いが困難で経験的に求めた結晶粒径依存性をベースとする実験式を用いている。破壊理論に基づく理論的予測はむずかしい。組織形成モデルの精度に比べ、マイクロ組織-機械的性質モデルの精度は未だ不十分である。

熱延材、厚板材 (特に TMCP 鋼) などの鋼種ごとにそれぞれのプロセスデータの定量化をベースに上記の要素技術を総合化したモデルが作られている。これら材質予測技術は目標に対し最適な化学組成、製造条件の設定、プロセス制御に活用されている。

### (2) 組織制御を支える変態・析出・再結晶理論の進歩

永年既存理論の展開に留まっていた変態理論もフェライト変態を中心にこの10年一段の理解・進歩がなされた。

**初析フェライト変態:** オーステナイト粒界は初析フェライトの優先核生成サイトとして知られているが、一般には片方のオーステナイトと整合性の良いフェライトが核生成する (結晶粒界の両側のオーステナイトと同時に整合性の良い、すなわち界面エネルギーの低いフェライトが生成することはむずかしい) と考えられてきた。界面エネルギーの異方性と界面構造を考慮した拡散型の核生成・成長理論においてピルボックス臨界核モデルの助けを借りて、両側のオーステナイトと特定の方角関係をもち、かつ界面エネルギーの低い整合性の良い界面を形成するように初析フェライトが核生成すること、成長はレッジ移動により起こることが明らかにされ、核生成速度の実測値の理論的説明もなされた。界面のレッジ構造は高分解能電子顕微鏡により詳しく観察されている。

オーステナイト粒界からの変態のみでは、粗大オーステナイト結晶粒からの変態で得られるフェライトが細粒にならない。溶接熱影響部の韌性の向上などには粒内フェライト変態が重要であるが、これについては細粒化技術とオキサイドメタラジの項で述べる。

**ベイナイト変態:** 拡散的 (reconstructive) 機構によるポリゴナル・フェライト変態と無拡散的 (剪断的) (displacive) 機構を特徴とするマルテンサイト変態の中間に見られる変態組織はベイナイトあるいは中間段階変態 (Zw) 組織と呼ばれてきた。ベイナイトでも高温で変態するものは拡散的要素が大きく、低温で変態するものは剪断的要素が強いと理解されてきた。しかしその定義・分類はあいまいのまま使用されてきた。従来低炭素ベイナイトはその組織の特徴によって機械的性質が異なるため、C量の多い鋼で認識されてきた組織用語を便宜的に用いた組織と機械的性質との対応づけに重点がおかれ、変態機構については二の次にされてきた。低炭素低合金高張力鋼が近年制御圧延冷却プロセスで実用的に製造されるようになりベイナイト類似組織の重要性が高まったためベイナイト調査研究部会において研究が体系的

に行われた。主として光学顕微鏡と電子顕微鏡観察による解析によりベイナイトの変態挙動の整理が行われ、変態組織の分類と術語の検討がなされた。大きく分けると従来ベイナイトと呼ばれてきたものには擬似等軸フェライト (quasi-polygonal ferrite,  $\alpha_q$ )、グラニューラーZwフェライト (granular Zw ferrite,  $\alpha_B$ )、ベイニティックフェライト (bainitic ferrite,  $\alpha_B^b$ ) の3種類あることなどが明らかにされ、低炭素鋼のベイナイト写真集が編集され、その特徴が提示されている。一方、変態機構については拡散変態理論でも剪断型理論でもベイナイト変態の基本現象例えば結晶方位関係や合金鋼におけるベイの存在が説明できることが示された。統一的理解はこれからである。

**加工オーステナイトからの変態:** TMCPの技術はここ10年にその実用化が大いに進展したが、この技術による材質改善の理論的説明も平行してなされた。オーステナイトの動的再結晶・静的再結晶による細粒化の機構はすでに解明されていたが、加工(未再結晶)オーステナイトからのフェライト変態については、伸長粒によるオーステナイト粒界面積の増大による効果および粒内核生成サイトとしての変形帯の効果に加えて、迂りによりオーステナイト粒界および粒内の双晶界面に多数のレジを生じるためフェライト核生成速度が著しく増大すること、フェライトの成長速度は格子間原子Cの拡散速度に依存するため加工によりあまり影響を受けないことが明らかにされ、加工オーステナイトからの変態によるフェライト結晶粒の微細化現象が理論的に解明された。

**再結晶・集合組織:** 薄板・電磁鋼板などの基本技術である再結晶・集合組織については、10年前までにはほぼ完成した基本的な理論がここ10年は測定技術の進歩により精密化されてきた。3%Si-Feの2次再結晶集合組織形成における対応粒界の重要性が示されている。注目されるのはシンクロトロン放射光(SR)技術を使って2次再結晶の動的核生成の挙動が明らかにされたことで、別章に説明されているので省略するが、今後核生成の動的理論の進展を促すものと考えられる。周辺技術の進歩としては、冷延鋼板の深絞り性の評価指標として用いられる $r$ 値を電磁超音波により非破壊で測定する(集合組織から求める)方法が開発された。

### (3) 特性とマイクロ・ナノ組織の対応づけ

過去20~30年着実に進歩してきた鋼材諸特性とマイクロ組織の直接の対応づけは別項に述べる高純化による材料特性の理解とあまってこの10年さらにナノスケールキャラクターゼーションへと発展した。これには高分解能分析電子顕微鏡やアトムプローブ電界イオン顕微鏡(AP-FIM)などの進歩によるところが大きく、鋼の析出硬化に直接寄与する析出物の解析などに威力を発揮している。焼戻しマルテンサイトの2次硬化現象において、従来は硬化がピークを示す状態では析出物が非常に小さく電子顕微鏡による解析ができなため、過時効状態で析出物を粗大化させることによって解析されてきた。しかしAP-FIM解析により1nm以下の超微細析

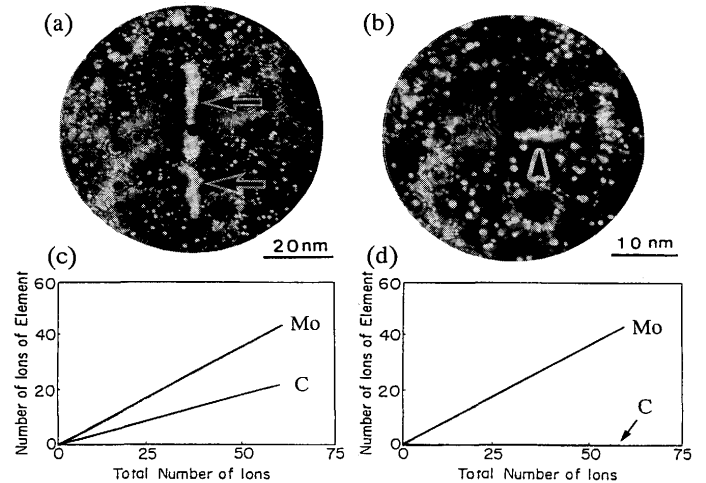


Fig. 8.13. FIM images and AP analyses of fine precipitates in 1% Mo-steel tempered at 873 K for 3.6 ks: (a) needle-like  $\text{Mo}_2\text{C}$ , (b) Mo-rich cluster, and (c), (d) schematic ladder diagrams of  $\text{Mo}_2\text{C}$  and cluster.

出物も観察できるようになったため、Nb鋼の2次硬化ピークの析出物には過時効状態のNbCとは異なりCやNを含まないNbリッチクラスターも存在することが明らかにされた。Fig. 8.13はFe-Mo-C合金の2次硬化ピーク段階におけるFIM像を示すが、針状 $\text{Mo}_2\text{C}$ と同時にMoクラスターの存在が確認され2次硬化に寄与していることが推定された。鋼材開発に活用された例として、建築用耐火鋼Nb-Mo複合添加鋼の高温強度向上機構としてNbC、 $\text{Mo}_2\text{C}$ 、Moクラスターによる析出硬化、Moによる固溶硬化のほかに2nm程度の微細なNbCとフェライトマトリックスとの界面へのMoの偏析がAP-FIMにより検出され、NbCの成長(粗大化)抑制効果が推定された。

重要な視点である界面については別途述べるが、このように従来推定の域を出なかったものがこの10年原子単位で理解されるようになり、今後さらにマイクロからナノ領域における組織・組成の場所的ゆらぎの把握が進むことが期待される。

### (4) 破壊

亀裂先端の転位の生成・運動による応力場の変化(応力の緩和)の理論などこの10年亀裂先端の原子的機構についての進展が著しい。マクロな破壊機構との結びつけにはほど遠いものの、発展の方向であることは間違いない。

大型溶接構造物の脆性破壊防止のための線形破壊力学の適用研究は $K$ 値による材質判定基準や欠陥評価基準が規格化され、構造物の $K$ 値計算技術も発達し、微小変形破壊に関する理論はほぼ確立したといえる。最近、かなり大きな塑性変形を伴った脆性破壊が重要視されるようになり、弾塑性破壊力学(CTOD,  $J$ 積分)を応用した安全性評価に関する研究に努力が払われてきた。CTODは1980年代に英国で規格案として採用され、その後も試験法、評価法としての改善が行われ、脆性破壊評価試験法として規格化された。1980年代

に入り、溶接 HAZ 部で極めて低い限界 CTOD,  $\delta_c$  となることが確認された。 $\delta_c$  に及ぼす冶金的要因について精力的な研究がなされ、多層溶接において再熱粗粒域が次に 2 相域に再加熱され炭素の濃化されたオーステナイトが冷却中マルテンサイトに変態し焼戻されないところ（島状マルテンサイト）が破壊の発生起点となっていることが明らかにされた。このような多層溶接では、切欠き位置によって評価結果が非常に異なることになるので、溶接継手の CTOD 試験の切欠き先端に板厚の 15% 以上の粗粒 HAZ を含む必要があるとされ、API に取り入れられ、IIW, 日本溶接協会でも溶接部 CTOD 試験のあり方が検討されている。

CTOD 理論による設計基準として日本溶接協会基準が制定されているが、その後の弾塑性破壊力学、靱性評価法、信頼性工学の発展に伴って、①CTOD 設計曲線と関係づけられる局所歪の定義を明確化した新たな評価式の採用、②破壊靱性評価法の詳細解析手順の明記、③疲労亀裂伝播式としての非線形式の採用と詳細な解析手順の明記、④評価の信頼度を一定に保つため部分安全係数の概念の導入、などの改定を図っている。

$J$  積分は線形破壊力学のエネルギー解放率  $G$  を弾塑性状態に拡張したものであり、 $J$  積分による破壊靱性試験法も規格化されている。 $J$  積分概念による設計法としては、破壊強度解析線図 (FAD) があり、英国の欠陥評価基準はこの FAD を採用したものに改定されているが、日本での検討ではその採用は見合わされている。

溶接構造物の最近の新しい傾向として、建築構造物も脆性破壊に対する安全性が検討されるようになってきた。これは、大地震に対しても高層建築物の崩壊を防止するという耐震設計基準が適用されるためである。塑性変形により地震エネルギーを吸収するためには、脆性破壊の発生を阻止する必要がある。このため、柱材など建築鋼材の破壊特性が調べられている。特に、柱・梁接合部は非常に大きな塑性変形を伴うため、今後はこのような状態に対する破壊力学の適用研究が必要になる。

疲労亀裂は脆性破壊の発生源として注目されてきたが、近年の高靱性鋼の普及と脆性破壊防止技術の発達により脆性破壊事故は減少しつつあるのに対し、高張力鋼化に伴って設計応力が高くなってきたため疲労亀裂のトラブルが相対的に多くなってきた。このため、構造物疲労設計法の厳密化のために、疲労影響因子の研究が多く行われている。板厚増大に伴う溶接継手疲労強度低下率は継手種類や負荷方法により異なることが明らかにされた。疲労亀裂の伝播則はパリズ則  $da/dN = C \cdot \Delta K^m$  で整理され、 $C$  と  $m$  は材料や荷重条件による定数と考え、従来はそれに及ぼす影響因子の研究が多く行われてきた。亀裂閉口現象の発見以来亀裂閉開口のメカニズムとそれを考慮した伝播則に関する研究に重点がおかれ、材料や荷重条件によらず有効応力拡大係数範囲  $\Delta K_{eff}$  (亀裂先端が開いている荷重範囲に対応する  $\Delta K$ ) と亀裂伝播速度は一

義的な関係があることが明らかにされた。また、疲労試験機の制御技術と計測技術の進歩により、極低伝播速度域 ( $da/dN < 10^{-9}$  m/cycle) の計測が可能になり系統的な調査の結果、疲労亀裂の伝播則は  $\Delta K_{th}$  から大きな  $\Delta K$  の領域まで、 $da/dN = C(\Delta K^m - \Delta K_{th}^m)$  なる非線形式で表される。この式に亀裂閉口を考慮した  $\Delta K_{eff}$  を組み合わせると、各種材料について各種荷重条件下の亀裂伝播速度を統一的に記述できる。これら一連の理論は、溶接構造物中の疲労亀裂進展挙動を精度良く予測しえるので、設計指針あるいは欠陥評価基準に採り入れられた。

#### (5) 高純化技術、高纯净化技術と材料特性に及ぼす微量元素の役割の明確化

鉄鋼材料の各種特性支配因子を基礎的に明らかにするためには材料中での各添加元素の本来の作用と相互作用を正確に把握することが必要であり、超高純度鉄あるいは純度の制御された高純度鉄の製造により研究がなされた。低温になるほど降伏応力が高くなるのは不純物のせいではなく BCC 構造特有の性質であること、空孔が 200K で移動すること、再結晶が 723K で完了すること、高純度鋼においては核生成サイトになる不純物がないため  $\epsilon$  炭化物の析出が大幅に遅れること、従来水素により硬化すると考えられていたものが高純度鉄では軟化すること、微量な C, B は偏析によって粒界の結合力を高めることなど従来と異なった知見がすでに 10 年以上前に明らかにされた。この 10 年特に進展が見られたわけではないが、鉄鋼材料の特性は限界にきており、今後のブレークスルーのためには高純化の研究が重要であることが再認識されている。超高純度鉄の精製技術・極微量元素分析は現在日本は最高水準にある。

一方、実用鉄鋼材料においては高纯净化が重要であり、延性・靱性の低下、高温割れ、水素誘起割れなど重要な課題は介在物に関するものが主で、このための O, S などの低減努力がなされ、現在では大型鋼塊など特殊な場合とコストの面を除き基本的には解決している。実用鋼材の極限化技術として、高強度鋼線の限界への挑戦が挙げられる。断線頻度が 1,000 km 当たり 1 回以下というスチールコードが開発されているが、これは有害介在物の極限低減とコンピューターメタラジの活用による非金属介在物の圧延・伸線工程での無害化による。一方、鋼線の高強度化の限界は延性、靱性、遅れ破壊特性などによって決まり、高纯净化・高純化技術だけでは超大吊橋用の鋼線は 1,600 MPa が限界であると考えられてきたが、Si 系合金鋼で 1,800 MPa の鋼線 (5 mm 径) が開発され、さらに 2,000 MPa (4.5 mm 径) も可能である。0.2 mm 径では従来の 3,400 MPa の限界を超えて 4,000 MPa が得られている。これには Si がセメントイト・ラメラ間隔を変化させず、固溶硬化として強度を上げているほかにフェライト中のセメントイトの析出・成長を抑制すること、Si はフェライトとセメントイト間に濃縮しセメントイトを保護することなどの材料基礎現象の解明によるところが大きい。

い。高強度化に伴う水素脆性感受性の増大は厚板、鋼管、線材などの高強度化の阻害因子として重要であるが、極微量水素の局所分析に見るべき進歩がないことも一因でここ10年顕著な進展はなく、鉄鋼材料の大きな課題として残っている。

他方では、各種特性の向上のためには有害な元素の低減が不可欠であることが明確になり、そのための高純化が一つの技術の方向となっている。ここ10年の高純化の研究の進展は実用鋼において著しい。微量元素と材質の関係についても精力的な研究が行われてきた。冷延鋼板における成形加工性の向上には、P, Sの低減による延性の改善と、特にCの低減による深絞り性 ( $r$  値) の向上が延性の向上とともに大きいことが明確にされたことと併せ高純度鉄が工業的に大量生産できる技術が進歩したことが高純化を進展させた。IF 鋼については別途述べられているのでここでは省略するが、 $r$  値を高める {111} 集合組織は冷延されたフェライト結晶粒界から核生成するため熱延板を細粒にしておく必要がある。このため熱延工程後の急冷による細粒化を現場的にどう取り組むか検討されている。深絞り性を極限まで高めるには、高純化と合わせ微量元素による結晶粒径の制御が重要な課題である。固溶Cの極端な低減による結晶粒界脆化(2次加工割れを引き起こす)は微量のB添加による結晶粒界の強化作用により改善されることが明らかにされている。経済性の観点からはトランプエレメントの影響の明確化、微量元素の効果的な使用が検討されている。IF 鋼におけるC, Nの固定や連焼材の過時効時間短縮における析出の加速という観点から析出サイトの制御が注目されるが、これにはオキサイドメタラジーが重要な役割を果たすと考えられる。

今後の方向としては、不必要な高純化はいたずらにコスト高を招くこと、有害元素は除去することもさることながらこれを固定・無害化することも必要であり、そのためにも高純化の研究をベースにした材質特性に及ぼす微量元素の役割の明確化がスクラップリサイクルとの関わりで重要である。

#### (6) 細粒化技術とオキサイドメタラジー

鉄鋼材料の機械的性質特に強度・靱性の向上にとって細粒化は重要な技術である。フェライトの核生成サイトはもっぱらオーステナイト結晶粒界であるため、従来フェライトの細粒化にはオーステナイト結晶粒径の微細化に主眼が置かれてきた。制御圧延技術は細粒化の技術の主流であるが、平均結晶粒径  $10 \mu\text{m}$  以下の超微細鋼についても主として加工熱処理法を用い、研究されている。一方、溶接熱影響部においては結晶粒の粗大化に伴う脆化が問題となる。特に、大入熱1層溶接においてはオーステナイト結晶粒径が大きくかつ冷却速度が小さくなるので変態後有効結晶粒径の大きな粗粒上部ベイナイトとなりやすくそこが破壊の起点となる。TiNなどを利用してオーステナイト粒を細粒化する、オーステナイトから粒内変態させる (Ti-B, REM-B など) ことによりフェライト結晶粒径を小さくする、低炭素・低シリコン化による

島状マルテンサイトの防止などの対策が10年以上前からなされている。

最近の新しい概念として注目される〈オキサイドメタラジー〉は“オキไซด์を接種剤と考え、その性状と分布を製鋼段階において制御し、これを固体内での析出の核として利用し、鋼の材質制御と安定な生産を図る”という考えである。特に、結晶粒径の微細化を狙いとして従来から粒内変態挙動についての研究が精力的に行われ、活用されているが、粒内析出物の活用が主で、オキサイドメタラジーはこれを製鋼段階に遡って制御しようとするものである。一般に、結晶粒界とか転位、硫化物・炭窒化物などが変態・析出の核として働くが、鋼が溶ける温度まで安定に存在するのは酸化物だけである。従来酸化物が直接固体内で核として働くことは少ないというのが常識であり、そのためには酸化物上に有効な核と成りうる析出物があらかじめ析出する仕掛けが必要である。

$\text{Ti}_2\text{O}_3$  を含む鋼にBを添加することにより、大入熱溶接後の熱影響部のフェライト結晶粒は微細化しHAZ靱性が向上するが、Fig. 8.14はこの粒内変態について解析した結果をモデル的に示したものである。製鋼段階で分散制御された $\text{Ti}_2\text{O}_3$  (高濃度の陽イオン空孔を含む) 上にMnSとTiNが析出し、TiNはフェライト核生成の界面エネルギーを低下させ、MnSはMn希薄帯を形成し(計算結果、実測されていない)両者が粒内フェライト核生成に寄与する。オーステナイト粒界に偏析したBは粒界フェライト核生成を抑制するが、オーステナイト/ $\text{Ti}_2\text{O}_3$  界面のBは $\text{Ti}_2\text{O}_3$  に吸収されるためフェライト核生成を抑制しない。

自動車用部品棒鋼の細粒化を目的とした中炭素鋼でMnSの上に析出したVNから粒内フェライトが核生成・成長することが示された。VNとフェライトはBaker-Nuttingの方位関係にあり、格子整合性は極めて良く、すべての析出物の中で最もフェライト/析出物界面エネルギーが低い(次に

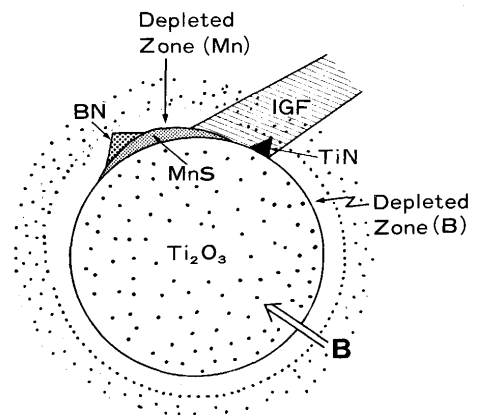


Fig. 8.14. Schematic illustration for metallurgical phenomena around  $\text{Ti}_2\text{O}_3$ . MnS and TiN precipitate on  $\text{Ti}_2\text{O}_3$  with cation vacancies. The Mn-depleted zone is formed around MnS. Diffusion of B into  $\text{Ti}_2\text{O}_3$  provides B-depleted zone around  $\text{Ti}_2\text{O}_3$ . (Tetsu-to-Hagané, 79 (1993), p. 1169)

低いのが TiN である)。フェライトの核生成に界面エネルギーが最も重要な因子であることを示している。

現在の技術の主力が制御圧延・制御冷却とか加工再結晶といういわば後天的な技術により材質を制御しているのに対し、先天的にその仕掛けを製鋼段階で組み込むオキサイドメタラジの技術は既存の技術が過酷な負荷をかけるとか精密な制御が必要なものに対し安定して生産性をあげることが可能な技術と成りうるものと期待される。

### (7) 界面

多くの材料において界面の問題の重要性はますます大きくなっている。鉄鋼材料においてもすでに述べてきた相変態、析出、再結晶、あるいは破壊において結晶粒界や異相界面は重要な役割を果たしており、巨視的な理解から原子レベルでの理解、相関関係からより直接的な理解へと進展している。

10年前までに AES などの界面分析の進歩とその活用により、界面の化学種と鉄鋼材料の表面・界面に関わる諸性質の関係が明らかにされた。例えば不純物の粒界偏析の解析による粒界脆化の現象論的な解明がなされたのを初め、各種の割れ・脆化の解明に寄与してきた。界面の基礎技術のこの10年の進歩はさらに著しい。一つには高分解能電子顕微鏡や AP-FIM あるいは STM などの原子構造の高度解析技術の進歩によるところが大きい。特に異種物質界面の理解が進んだ。STM は表面技術への応用が主たるものの、高分解能電子顕微鏡および薄膜試料作成技術の進歩は析出物とマトリックスの界面、結晶粒界構造などの原子配列レベルの情報を与えるところまできた。このことは相変態、析出などの制御に重要な寄与をするものと考えられる。

一方界面を作る技術としてこの10年薄膜材料技術が大きく進歩した。エピタキシャル技術による原子単位での結晶方位制御は花盛りであり、人工格子やエピタキシャル薄膜の界面構造の研究が進んでいるが、実用材料でも相変態・析出や酸化などの異相界面でエピタキシャル成長は起こっており、その原子レベルでの構造（欠陥構造も含め）が性質を支配している。鉄鋼材料においても接種を核とする再結晶核制御（オキサイド・メタラジを活用した析出物・異相などの界面に特定方位の結晶をエピタキシャル成長させる）により、加工・再結晶と全く異なる結晶方位制御が期待される。

### 8.2.3 材料製造技術

この10年間、我が国の鉄鋼材料製造技術は目覚ましい発展を遂げてきた。その背景と技術の流れをまとめると次のようになる。

① 鉄鋼材料に対する市場ニーズがさらに高度化、多様化した。これに対応するため、高純度鋼溶製技術や TMCP などの製造技術がより洗練され、製品特性のよりいっそうの向上や新製品の開発が進められた。

② コスト競争力強化のため鉄鋼製造工程の連続化、省工程、省エネルギー化の要請が強まり、連続製造適用鋼種の拡

大、連続製造-熱延の直結、冷延鋼板の連続焼鈍化、厚板の直接焼入れなどの合理化技術が発展した。

③ 新しいシーズ技術に基づく、ファインスチール、アドバンストスチールと称される付加価値の高い、多くの高機能材が開発された。

④ 材質予測理論や相平衡計算などコンピューターメタラジが進歩し、鉄鋼材料製造技術に応用され始めた。

本項では、特に進歩のあった技術、新しく開発された技術を中心に、この10年間の鉄鋼材料製造技術の進歩について述べる。

#### (1) 高純度鋼、高纯净鋼利用技術

近年、あらゆる需要分野で鋼材の使用環境、使用条件の苛酷化により要求品質が高度化したこと、新しい鉄鋼製造プロセスや製造技術の開発により鋼の成分設計が変わってきたこと、連続製造や各種の省エネルギープロセスの普及に伴い鋼の製造性改善への要求が高まったことなどを背景として、溶銑予備処理→複合吹練転炉→炉外精錬→連続製造の一連の製鋼工程において、鋼の高純度化、高纯净化技術が目覚ましく発展した。その結果、最近の高純度化可能レベルは C: 10~20 ppm, N: 10~20 ppm, S: 3~5 ppm, P: 10~20 ppm, O: 5~10 ppm, H: 0.5~1 ppm に達しており、これら技術の実用鋼への適用が進んだ。

高純度化、高纯净化技術により開発された鋼材の例を以下に述べる。まず、冷延鋼板の焼鈍工程がバッチ焼鈍から連続焼鈍に変わってきたことにより、優れたプレス成形性が要求される自動車車体用の深絞り用冷延鋼板では、C と N を 30 ppm 程度以下に低減し、さらに Ti や Nb を添加して固溶 C, N を炭窒化析出物として固定した IF (Interstitial Free) 鋼が量産されるようになった。一方、自動車の足回り部品向けで、優れた伸びフランジ性が要求される高張力熱延鋼板では、20 ppm 以下の極低 S レベルの鋼が素材として用いられるようになった。

量産高級鋼における要求特性の苛酷化は厚板や鋼管で顕著であり、例えば、石油や天然ガスの開発や輸送に関連する鋼材には、低温靱性、溶接性、耐水素誘起割れ性（耐 HIC）などに対する厳しい仕様が、また、LNG タンクに用いられる 9%Ni 鋼には優れた低温靱性が、海洋構造物などに用いられる高張力鋼板には耐ラメラテアー性が要求される。これら厳しい要求に応えるため、通常 S は 10 ppm 以下、P は 50 ppm 以下、H は 2 ppm 以下に制御されている。

自動車のタイヤに用いられるスチールコードでは有害な介在物を極力減らし、さらに変形しやすい介在物への形態制御により断線頻度が著しく減少した。また、継目無し鋼管や棒鋼の製品である軸受鋼でも、O を約 10 ppm 以下に低減し酸化物系介在物を少なくすることにより、転動疲労寿命の著しい向上が図られた。その他、耐食性の優れた高純度フェライト系ステンレス鋼、超高真空用クリーンステンレス鋼、エッチング特性の優れた TV シャドーマスク用アンバー材など