



薄鋼板開発の現状と展望

Present Status and Future Perspective of Development of Sheet Steels

瀬沼武秀
Takehide Senuma

新日本製鐵(株) 技術開発本部
鉄鋼研究所 鋼材第一研究部長

1 はじめに

薄鋼板の開発は材質、表面処理そして利用技術の開発に大別される。本稿は材質の開発に焦点を絞って最近の動向と将来の展望について概説する。現在の薄鋼板の材料開発は自動車用鋼板を主体としており、その中心は燃費の向上を通して、21世紀の大きなテーマの一つである自然環境への負荷の低減を実現する車体の軽量化に寄与する高強度鋼板の開発である。鋼板の板厚は必要な強度、剛性そしてさび代などによって決まっている。強度が原因で板厚が決まる場合は高強度化により板厚減が果たせるが、その実現のためには部品成形に必要な成形性を確保する必要がある。すなわち、今日の材料開発は部品に合った強度と成形性のバランスを創出することに主眼が置かれている。それゆえ、本稿では成形性に優れた高強度鋼板の開発を中心に現状を紹介し、将来を展望する。その他にも軟質鋼板の開発動向並びにIT化時代の薄鋼板の材料開発についても言及する。また、本稿に先立ち本雑誌において「車体軽量化のための自動車用薄鋼板の動向」と題した自動車用鋼板全般およびプレス成形性並びに衝突安全性について分かりやすく解説されている展望が紹介されており¹⁾、本稿と補完し合う内容になっているので一読することを推奨したい。

2 加工用軟質鋼板

軟質鋼板は適度な強度を持ち、成形性に優れているので広く汎用鋼として使用されている。特に厳しいプレス成形を受ける自動車のクォーターパネルのような部品には超成形性鋼板が適用されている。複雑形状の厳しい成形には優れた張り出し成形性と深絞り成形性の両方が問われる場合が多い。一般に、張り出し成形性は延性ととの相関が強く、鋼成分の高純化により向上するため、図1に示すように不純物元素の低減

がポイントになっている²⁾。そのために特に溶銑予備処理、製鋼段階においてC, N, S, Pを低減するための技術開発が数多く行われた。例えば、Cを低減する技術として真空吸い上げ口を大径化し、底吹のArガスによる攪拌効率の向上を図った新製鋼法の開発³⁾によりC量が10ppm以下の鋼板が生産性を大きく落とさずに製造できるようになった。

一方、鋼板の深絞り性には深絞り加工時の材料の流れ込みが大きく板厚の変化が小さいことが望まれる。そのため、単軸引張成形による板幅と板厚の変化より求まるr値(=ln(w/w0)/ln(t/t0)、ここで、wおよびw0はそれぞれ変形後および変形前の板幅、tおよびt0はそれぞれ変形後および変形前の板厚)が高いほど優れることが知られている。この特性は集合組織制御に負うところが大きく、板面の法線方向に{111}方位の集積度が高い集合組織を有する鋼板が深絞り性に優れる。

図2に高r値を得るメタラジーのポイントを示す。高r値を得るには成分調整として低C、N化を果たした上、Ti、

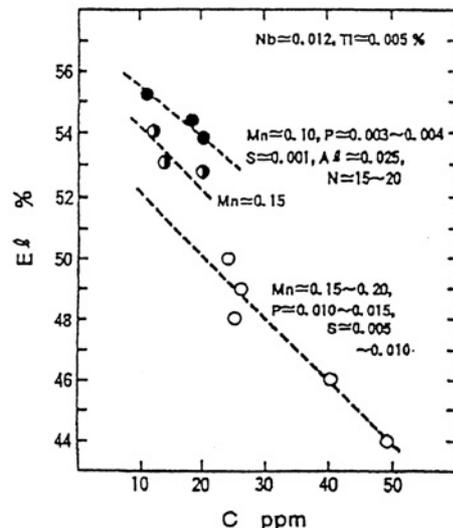


図1 延性に及ぼす添加元素の影響²⁾

Nbなどの炭窒化物形成元素で鋼のIF化 (Interstitial atom free) を行う必要がある。IF鋼のr値は焼鈍時の粒成長により向上するので、生成した炭窒化物は粒成長を阻害しないようにスラブの低温加熱ならびに巻取温度の高温化により粗大に析出させることが望ましい。しかし、巻取温度の高温化はスケール形成を助長し、酸洗性を阻害するので、巻取温度に依存せずに析出物の粗大化を達成する方法として、適量のSの添加と低温スラブ加熱で炭硫化物を形成する技術が開発されている⁴⁾。

熱延段階では熱延鋼板のフェライト粒を微細にし、適切な集合組織制御を行うことが重要である。1970年代に低炭アルミキルド鋼の研究により、冷延後、焼鈍時に結晶粒界から核生成する結晶粒が {111} 方位をもつ確率が高いことが明らかにされた^{5,6)}。この知見から熱延板組織の微細化により、粒界を増加させ、{111} 方位の集積アップによる冷延鋼板の

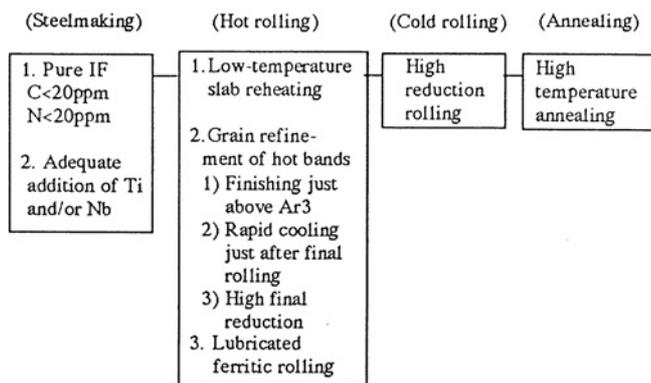


図2 深絞り性を向上させる冶金的手段

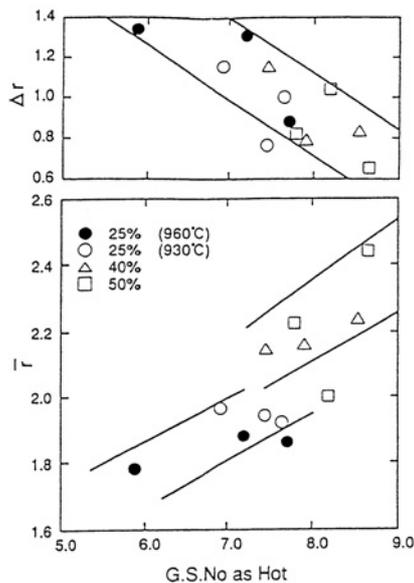


図3 冷延焼鈍板のr値に及ぼす熱延板結晶粒径の影響 (0.0013% C, 0.18% Mnの極低炭素鋼、最終圧下率、仕上げ温度の異なる材料)

深絞り性の向上が積極的に図られている。熱延組織の微細化はIF鋼でも冷延鋼板の深絞り性を向上させるが、この場合は結晶粒が微細になると {111} 加工粒の粒内から核生成する {111} 再結晶粒の頻度が高まる可能性も報告されている⁷⁾。

熱延板のフェライト結晶粒の微細化には仕上圧延でのトータル圧下率の増加、特に仕上後段での圧下率の増加、Ar3変態点直上の仕上げ温度、仕上げ圧延直後の急冷が有効であることが知られている⁸⁾。ここで、注意を要するのは鋼を高純化すると結晶粒は粗大化する傾向なのでr値に関しては鋼を高純にするほど高くなるとは一概に言えないことである。

図3に示すように熱延板のフェライト粒径の微細化は冷延鋼板のr値 (r値の平均値) の増加ならびに Δr (r値の面内異方性) の低下に効果があるだけでなく、図4に示すように延性の向上並びに異方性の低下にも寄与する。伸びの面内での最低値が張り出し性を決める事が多いので異方性を小さくし、伸びの最低値を上げることは意味深く、この観点からも熱延鋼板のフェライト粒の微細化は重要な課題である。

一方、適切な集合組織制御としては、一つには熱延鋼板に {111} を主方位に持つ集合組織を形成させる技術^{9,10)}、もう一つは α ファイバーと言われる $\langle 011 \rangle // RD$ が発達した集合組織を形成させる技術が報告されている¹¹⁾。r値の向上としては前者の方が顕著であり、後者はr値の異方性の低減に

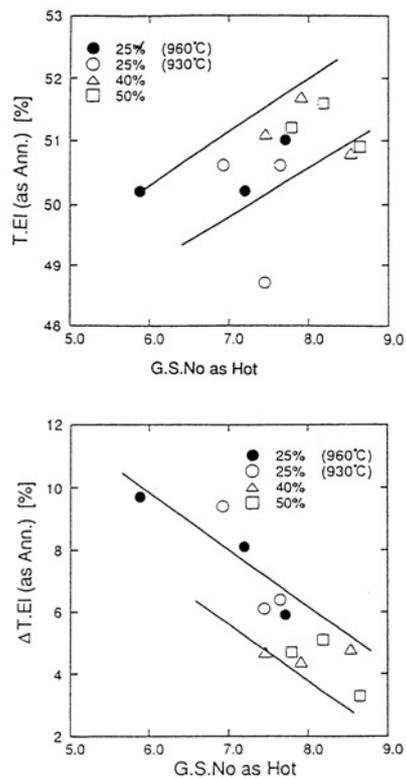


図4 冷延焼鈍板の延性に及ぼす熱延板結晶粒径の影響 (0.0013% C, 0.18% Mnの極低炭素鋼、最終圧下率、仕上げ温度の異なる材料)

効果を発揮する。熱延鋼板で $\{111\}$ を発達させるには、鋼をIF化し、 α 域で圧延する必要がある。その際、鋼板と圧延ロールの間で摩擦係数が高いと表面近傍にせん断ひずみによって深絞り性を損なう集合組織が発達するため¹²⁾、摩擦係数を下げる潤滑圧延が行われている^{13,14)}。図5はラボ圧延結果であるが、潤滑熱延により $\{111\}$ を発達させた熱延鋼板は高い r 値を示し、更に冷延焼鈍後は従来の熱延板を用いた鋼板より r 値が0.5以上も向上する¹³⁾。実機においても潤滑熱延を適用することにより r 値が3程度の超深絞り冷延鋼板が開発されている¹⁴⁾。また、潤滑圧延を γ 域で行い表層部のせん断変形を軽減することにより、冷延焼鈍後の r 値が若干上昇することも報告されている¹⁵⁾。潤滑熱延は材質の向上のほかにロール原単位の低減、スケール厚の低下¹⁶⁾ による酸洗性の向上、圧延荷重の低下による省エネルギーならびに難圧延材の圧延制御性の向上など利点があるので、噛み込みや通板性の問題を圧延制御技術によって解決し、効率的な潤滑システムを構築することができれば将来が開けるものと思われる。

一方、熱延鋼板の α ファイバーを発達させる熱延プロセスはフェライトの微細化技術と同様で、仕上温度の低温化、最終段大压下圧延、圧延直後の急冷などが有効である。

更なる高 r 値化を可能にする技術として、 $\{111\}$ 方位を主方位に持つ鋼板を電析により製造する方法が報告されている¹⁷⁾。この鋼板の組織は電析方向に長く伸びた針状粒よりなり、 r 値は7を超えることもある。ただし、この高い r 値は一般のすべり変形による塑性異方性では説明できず、粒界すべりが関与している可能性が高い¹⁸⁾。

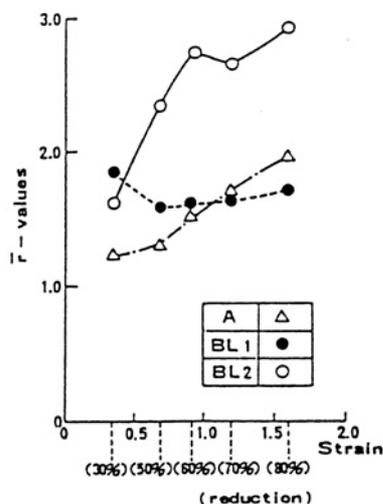


図5 平均 r 値に及ぼす冷延率並びに熱延条件の影響¹³⁾
(A: γ 域熱延材、BL1: α 域潤滑熱延まま、未再結晶組織、BL2: α 域潤滑熱延+熱延板焼鈍、再結晶組織)

3 BH鋼板

BH (Bake hardening) 鋼板はプレス加工時にはYPが低いいためプレス加工が容易で、成形後の塗装焼付けにより強度を増す合理的な鋼板である。プレス時にYPが高いと面ひずみが生じ易く表面品質問題が懸念される一方で、YPを上げて耐デント性を確保したい自動車パネル用外板には最適な鋼板である。自動車パネル用外板は優れた成形性が要求されることが多いため主に極低炭素鋼が使用されている。BHの原理は固溶C,NがBH処理(一般に170℃×20分)により転位に固着し、転位の動きを阻害して、降伏応力を高める現象である。また、この現象は室温近くの低い温度でも時間を掛ければ起きるので、プレスが行われるまでにこの自然時効現象が顕著に起きないように固溶C,Nの上限を限定する必要がある。この現象が起きるとプレス時に降伏点伸びに起因するストレッチャーストレイン (St-St) と称する縞状の表面欠陥が現れるので自動車用外板としての表面品質を損なう。それゆえ、得られるBH量も自ずから上限があり、現状は60MPa程度である。

極低炭素鋼のBH鋼板は製造方法が2通りあり、C、NがTiやNbの添加量より化学当量的に過剰に添加されている場合と逆にTiやNbの方が過剰に添加されている場合である。前者は固溶Cが製造工程中常に存在するため、その存在により r 値に好ましい集合組織が形成しにくいことが知られている。一方、後者の場合は冷延時には固溶Cが存在しないので、集合組織形成上は好ましく、高 r 値が得られるが、BH性を発揮させるためには焼鈍を高温で行い炭化物を再溶解させて、最終製品に固溶Cを適量存在させる必要がある。図6に示すように成分的にC量がばらついた場合、その影響がBH性のバラツキに結びつきにくいのはTiやNbを過飽和に添加

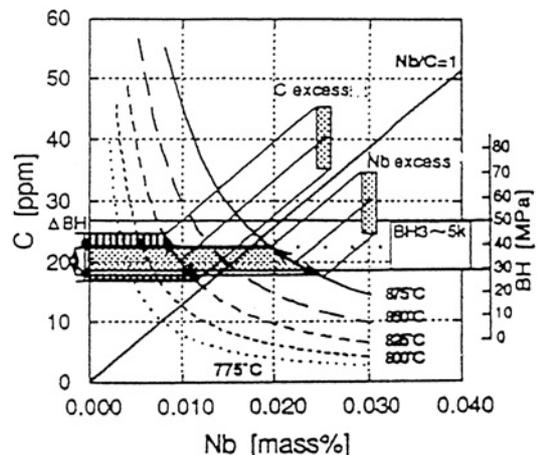


図6 BHのばらつきに及ぼす添加Cのばらつきの影響 (Excess C型とExcess Nb型の比較)¹⁹⁾

した鋼板の方である¹⁹⁾。しかし、制御技術が不十分で焼鈍温度の安定性に問題がある場合は、逆にCが過多の鋼板の方がバラツキが小さい可能性もある。

前に述べたように、高いBH性を達成するには鋼中に多量の固溶C、Nの存在が必要になるが、この場合、自然時効によりSt-Stが出易くなるだけでなく成形性の劣化も著しい。しかし、スキンパス後短時間でプレス成形される場合は、自然時効による材質の劣化は避けられるので、IT技術を活用したSCM (Supply Chain Management) が普及すれば、自然時効劣化が起きる前にプレス加工が行える供給体制の実現が期待できる。すなわち、賞味期限付きの食品と同様に、使用期限付きBH鋼板が汎用化する可能性がある。

ところで、構造用部材ではSt-Stが起こっても品質上は問題がないので、さらに高いBH量を付与することが出来る。また、構造用部材としては衝突エネルギーの吸収能が問われるので、降伏時だけでなく応力ひずみ曲線全体をBH処理で高強度側にシフトすることが望まれる。その一例として、急冷して炭素のほかに窒素を過飽和に含んだ熱延鋼板に10%程度の予ひずみを加えBH処理することによりYPが80MPa程度、TSが60MPa程度上昇することが報告されている²⁰⁾。また、構造用部材の強度アップに関して、BH鋼ではないが、600℃前後の短時間熱処理でCuの析出を利用することによりTSを250MPa程度アップできる技術も報告されている²¹⁾。

更に、最近の動向として、極低炭素鋼にMoを0.025%程度添加することにより、自然時効温度域ではCの拡散がMoとの相互作用により遅行し、自然時効が遅れるが、BH温度ではこの相互作用は弱くなり十分なBH量が得られるという新しい知見が報告されている²²⁾。合金添加元素とCの相互作用の温度依存性を利用したこの技術は高BH化の新たな方向を示している。

BH鋼板以外にも、鋼板の表層を連続焼鈍時に短時間窒化して表層のみを高強度化することにより、耐面ひずみ性と耐デント性を両立するパネル外板用の鋼板が開発されている²³⁾。表層の硬化は鋼板の曲げて抵抗を増し、耐デント性を向上する。一方、窒化が進行していない内層部は低YPなので、平均的なYPは比較的lowく留まり耐面ひずみ性の劣化は小さい。このハイブリット構造の鋼板はTi添加のIF鋼がベースなので高r値を有し、表面層が硬いのでしわの発生にも高い抵抗を示す。省エネルギー化のためにBH温度が低温化され、高いBHが付与できない場合は、この鋼板の優位性が顕在化する。

4 良成形性構造用ハイテン

図7は同強度のハイテンの穴広げ比と全伸びの関係を模式的に示す。材料の選択に当たっては部位の成形様式により、伸び重視型、穴広げ性重視型、それとも折衷案としての伸び-穴広げ性バランス型の材料を適用すべきかが決まる。

伸び重視型の代表は残留オーステナイト鋼 (TRIP, Transformation induced plasticity鋼) で加工中に残留オーステナイトが加工誘起マルテンサイトに変態し (TRIP現象)、変形部が強化され、変形が集中せずに隣接する部分に変形が進むため、均一伸びが向上して高延性が得られる鋼である。薄板で使用されるTRIP鋼は溶接性を考慮してC量が0.2%以下の低炭素鋼がベースになるが、オーステナイトを室温で残留させるには、1%程度のC量をオーステナイト中に濃化させる必要がある²⁴⁾。すなわち、フェライト、ベイナイト変態の進行に伴い未変態オーステナイトに濃化したCをセメントタイトとして析出させない工夫が必要となる。そのためにセメントタイトの自由エネルギーを上げるSi、Alなどの元素を添加して、セメントタイトの析出を抑制する。また、低炭素TRIP鋼の製造方法は熱延板も冷延板も基本的には同じであり、フェライトをある程度析出させた状態で急冷してオーステナイトへのCの濃化を伴わないパーライト変態を回避して400℃程度の温度でベイナイト変態を起こさせ、残留オーステナイト量が数%から20%程度存在するように制御するというものである。この鋼は延性とよい相関のある張り出し性が良いだけでなく、以下の理由によりr値が低いにもかかわらず深絞り性にも優れる。TRIP現象による変態量は変形モードにより異なり、縮フランジ成形を受けるフランジ部に比べ、等2軸成形を受ける壁部の方が加工誘起変態が起き易い²⁵⁾。そのため、フランジ部の材料は比較的流れ込みやすく、壁部は硬化が進むので優れた深絞り性も示す²⁵⁾。また、TRIP現象は衝突安全性にも効果を示すことが確認されており²⁶⁾、自動車用構造用材料として広く使用されていくものと思われる。

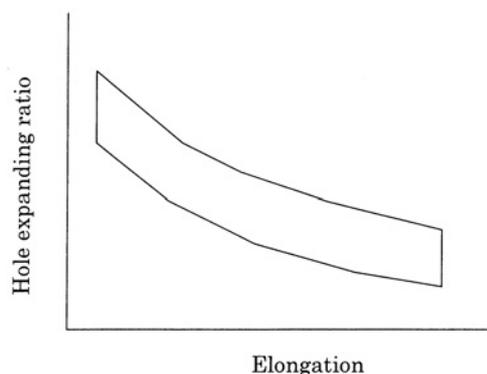


図7 同強度のハイテンの穴広げ比と全伸びの関係を示す模式図

現在進められているTRIP鋼板の開発の一つに合金化溶解亜鉛めっき鋼板の開発がある。この開発で問題になるのはセメントタイトの析出を抑制するために添加されているSiが鋼板と溶解亜鉛の濡れ性を劣化させめっきを起こさせると共に合金化を遅らせることである。必要な合金化を果たすために合金化温度を高めるとセメントタイトの析出が促進し、TRIP現象に必要なオーステナイトを十分に残留させることが難しくなる。Siの弊害を回避するためにSiの代替として濡れ性への悪影響が比較的少なく、合金化を顕著に遅延しないAlを添加した合金化亜鉛めっきTRIP鋼板の研究が世界各国で精力的に行われている²⁷⁾。

最近、TRIP鋼を凌ぐ高延性ハイテンが度々話題に上がる^{28,29)}。原理はMnを25%程度添加して組織をオーステナイトにし、変形時に加工誘起双晶を起こさせ、TRIP現象と同様に均一伸びを向上させるものである。この現象はTWIP (Twinning induced plasticity) 現象と称され、その機構のモデル化も進められている³⁰⁾。この鋼板は製造性、コスト、構造用材料としてのパフォーマンス特性にまだ問題点があり、実用化には至っていないが欧州、韓国を中心に積極的に研究が進められている。

一方、穴広げ性重視型の代表は高パーリング鋼である。穴広げ加工に代表される伸びフランジ加工部は端面が打ち抜かれたまま加工されることが多い。打ち抜き面はせん断面と破断面からなり、伸びフランジ加工性の優れた材料とは、一般的に、破断面のボイドが少ない材料である。ボイドの生成を抑制する方法として組織の均一化が報告されている。ボイドの生成箇所は硬い相と柔らかい相の界面の柔らかい側で多く観察される。すなわち、硬い相と柔らかい相の硬度差が大きいと歪みの集中が柔らかい側の界面近傍部に起こり、ボイドが生じると考えられる。硬い相と柔らかい相が混在し、その硬度差が大きい材料はパーライト鋼、DP (Dual phase) 鋼、残留オーステナイト鋼などが挙げられる。一方、組織の不均在小さい鋼としてはフェライト単相鋼、ベイナイト単相鋼が挙げられる。すなわち、高強度鋼板ではベイナイト鋼 (ベネティックフェライトを含む) が優れた伸びフランジ加工性を有する³¹⁾。一方、フェライト単相を保持しながら高張力化を図る方法として析出強化が考えられる。例えば、TiCや(TiMo)Cを熱延冷却時に相界面析出利用して大量に析出させた熱延鋼板が開発されている^{32,33)}。また、IF鋼ベースにCuを析出させた鋼板も優れた穴広げ性を示す²³⁾。

伸び穴広げ性バランス型の鋼板としては、伸び重視型に属するDP鋼のフェライト部を上記の熱延冷却時に微細に析出した析出物により強化し、第2相との硬度差を低減することにより穴広げ性を向上させた鋼板が開発されている³⁴⁾。また、TRIP鋼の伸びフランジ加工性を向上させる方法とし

ては従来のフェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの3相組織ではなく、ベイナイトを母相とし、フィルム状に残留オーステナイトを2-3%分散させた組織を形成する方法が提案されている³⁵⁾。このコンセプトはベイナイトを主相にすることにより、組織の均一化を図り、オーステナイトの残留量を少なくすることにより、オーステナイトの安定性を増し、打ち抜き加工時には加工誘起変態があまり起きず、母相と第2相の硬度差を増さずにミクロクラックの生成を抑制し、その後の伸びフランジ加工時にTRIP効果を発現し、亀裂の発生と伝播を抑制し、伸びフランジ加工性を高めるといふものである。

ところで、構造用ハイテンは溶接HAZ部の軟化に伴う材質劣化がよく問題になる。そこで、HAZ部の軟化を抑制するためにNb, Moを複合添加した溶接部高疲労鋼板が開発された³⁶⁾。この鋼板の特徴は、HAZ部の熱履歴で(Nb,Mo)Cの複合析出物がごく短時間に析出し、HAZ部の強度低下を抑制する点である。析出物が短時間に析出する理由は、溶接時の昇温過程でMoが加工時に導入された転位とインターアクションを起こし、転位の消滅を抑え、その転位をサイトとして析出物が短時間に生成するためと考えられている。

最近、リサイクルならびに省資源の観点で合金元素の添加に頼らずに、できるだけPlain Carbon系でハイテン化を図ることを目的として構造用鋼の組織を超微細化する研究開発が国の支援を受けて活発に進められている³⁷⁾。薄鋼板においても超微細フェライト組織を有する鋼板は疲労限の向上や優れた強度-延性バランスが期待できることから研究成果の応用が考えられている³⁸⁾。超微細組織の鋼板を得るには大圧下圧延が必要とされ、 γ 域³⁹⁾、過冷却 γ 域⁴⁰⁾、2相域⁴¹⁾ならびに α 域⁴²⁾で $1\mu\text{m}$ 前後の超微細組織が得られる条件が提示されている。また、 γ 域の強加工による加工誘起変態を利用した超細粒鋼の開発も報告されている⁴³⁾。今のところ、サブミクロンオーダーの微細組織を得るには一パスでは少なくとも70%以上の圧下率が、多段加工でも各パスの圧下率が少なくとも50%程度必要なことが報告されている。しかし、ホットストリップのような高速圧延ではたとえ、このような大圧下を実現しても加工発熱による温度上昇が顕著で、適切な冷却制御を行わないと組織の微細化を得るのは難しい。一方、現実的な累積歪み効果を利用したホットストリップ圧延を念頭に置いた組織制御では、 $2\mu\text{m}$ 程度の微細化までしか報告されていない^{44,45)}。

超細粒組織鋼の材質については、超微細化により靱性が顕著に向上することは確認されているが、薄鋼板では靱性を問題にすることはほとんどない。疲労限については超微細化により従来材の上限に近い値が得られたことが報告されているが⁴⁶⁾、従来材を超える耐疲労特性は得られていない。

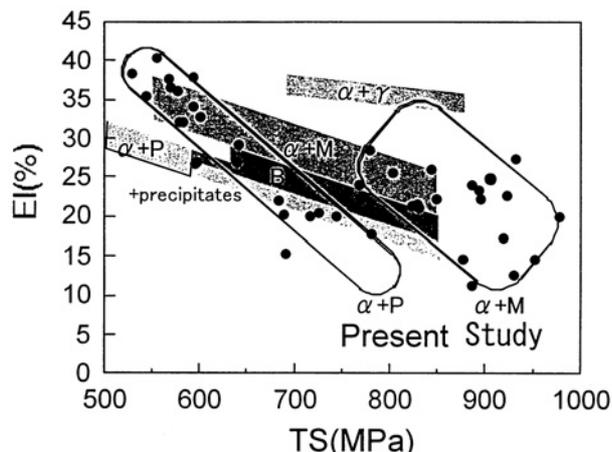


図8 強度－延性バランス¹⁹⁾ (黒丸が超細粒鋼)

一方、強度－延性バランスの観点では、図8に示すように良いものでDP鋼と同等あるいは若干良い程度で、TRIP鋼のレベルには至っていない⁴⁷⁾。また、パーリング性についても結晶粒の微細化は有利な方向ではあるが同強度の超微細フェライト組織鋼板が既存のベネティックフェライト組織の高パーリング鋼を凌駕するものにはなっていない。今後、超細粒鋼が魅力のある商品として薄板市場で受け入れられるには現在進められている国家プロジェクトで新たな付加価値を創造する必要があると思われる。

5 超ハイテン

超ハイテンと称する鋼板の強度は明確には定義されていないが、ここでは980MPa超の鋼板について述べる。980MPa超級のハイテン薄鋼板は自動車のドアインパクトビーム、シートレール、センターピラーのリンフォース、バンパービームなどで使用され始めている。もし、成形能が高まれば構造用鋼板としてさらなる用途の拡大が期待できる。超ハイテンを用いた部品の製造方法はプレスあるいはロール成形による一般の成形方法の他に、低強度の鋼板を成形後に焼き入れ、焼き戻しをする方法、そして最近では変態点以上に加熱した材料をプレス加工し、金型の抜熱により焼きを入れて高強度を得るホットプレス法が採用されるようになってきた。室温での超ハイテンのプレス成形は曲げ加工やハット型加工が多いが、その場合は組織の均一性が成形性に重要なことが報告されている⁴⁸⁾。

ホットプレスには通常裸材が用いられるために加熱によりスケールが形成され、それを除去するために成形後にショットピーニングや酸洗が必要になる。しかし、最近アルミめっき鋼板を使用することにより、スケール除去をするための後処理が不要になるばかりでなく優れた耐食性を付与できることが報告されている⁴⁹⁾。鋼板の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態点以上に加熱す

ると、アルミの融点が660℃なのでめっきは溶融すると考えられた。しかし、加熱速度を調整すると加熱中に母材の鉄とめっき層のアルミが合金化を起こし、鉄の比率が高くなるにつれてFe-Al合金の融点が高くなり、めっき層が溶融せずにホットプレスが可能になることが分かり、実用化に繋がった。

ところで、鋼板の強度が高くなると高張力ボルトなどで発生する水素脆化による割れの発生が懸念される。水素脆性破壊のメカニズムに関しては多くの学説が提案されているが、未だに定説の確立には至っていない⁵⁰⁾。確かなことは鋼の強度、組織、応力状態に依存した限界量以上の拡散性水素が鋼中に存在すると割れが発生することである。自然使用環境では拡散性水素が鋼中に入る主な原因は腐食であるが、さらなる超ハイテン化が検討されている自動車のドアインパクトビーム、シートレール、センターピラーのリンフォースなどの腐食環境は比較的マイルドなため浸入水素量は少なく水素脆性破壊の危険性は低い。その上、薄鋼板の場合は、薄いがゆえに水素が抜け易いことも水素脆性破壊の危険性を下げている。しかし、安全性を確認するには薄鋼板用の水素脆性破壊の評価法を確立する必要がある。そのためには実車走行による各部品中の拡散性水素量の経時変化を測定すると共に、それに則した促進試験の確立が急務である。

一般に耐水素脆性破壊性を上げるには、材料面からはV炭化物などの析出物と母材の整合界面⁵¹⁾や結晶粒界⁵²⁾などの水素をトラップする場所を増やすことや加工熱処理によって γ 粒を伸長すること⁵³⁾などが有効であると報告されている⁵⁴⁾。

6 IT化時代の薄鋼板の開発

IT化は世の中を激変しつつあり、薄鋼板の分野でもIT化を活かした開発が今後益々重要になると思われる。本稿の主題である材料開発に特化すれば、今までの材料開発は研究者、技術者の学識並びに経験を基に市場ニーズに応える商品を創出してきたが、これからはIT技術を生かしデータベースや計算モデルを用いた材料開発が重要な位置を占めると思われる。その中核になるのが材質予測モデルである。材質予測モデルとは成分と操業条件を入力すると鋼板の組織と機械的性質を求めることが出来るコンピュータプログラムである⁵⁵⁾。材質予測モデルは1980年代に日本を中心に世界的に開発が進められたが、成分範囲ならびに予測できる組織および機械的性質に限られ汎用性が確立できなかったため現状は限定的な使用に留まっている。しかし、材質予測モデルは表1に示す材料の研究開発ならびに品質設計・管理のツールとして多くの将来ニーズに応えることが出来るため、その精度アップ

表1 材質予測モデルの必要性

- ・ 総合シミュレーションシステムによる無駄のない（品質安定性）環境に優しい（省合金、易リサイクル性）材質作り込み技術の確立。
- ・ IT 社会に対応する材質自動設計による短納期化。
- ・ モデルを利用することによる研究開発期間の短縮、コストの削減。
- ・ グローバル化対応として、モデルを媒介にした製造技術のトランスファー。
- ・ ニーズの多様化を鋼種集約思想で作り分けるフレキシブル製造体制の確立。
- ・ 労働人口の減に伴う技術の電子化。
- ・ ナノ組織製造技術など、シミュレーションによる作り込み技術の構築並びに設備設計への展開。

と汎用性の確保が期待される⁵⁶⁾。具体的には、①現状考慮されていないCr、Ni、Mo、Ti、S、N、V、Bなどの合金元素を考慮できる汎用モデルに拡張する。②組織材質予測システムの中核である再結晶、変態、析出のモデルの再構築を図る。これらのモデルは当時機構の解明が不十分であったため一部で普遍性に欠ける定式化が進められた。最近の10年間でこれらの冶金現象の解明は種々の研究会の活動により飛躍的に進み⁵⁷⁻⁵⁹⁾、普遍性のあるモデルが構築できる可能性が高まった。それにより、再結晶、変態、析出がそれぞれ相互に影響を与えていた現象を理論に基づく形でモデルに取り入れることができる。③既存のモデルでは予測できていないマルテンサイト組織、残留オーステナイト組織、焼き戻し組織などを予測するモデルを構築することによりすべての組織を予測できるモデルを完成する。④既存のモデルでは組織と機械的性質の関係に関しては強度と組織の関係だけが物理モデルとして構築されている。その他の機械的性質（延性、韌性など）についても物理モデルの構築を試みる。例えば、局部伸び領域を含む完全な応力-ひずみ曲線を予測するモデルを構築する。現在は均一伸びの領域までしか予測できないためハイテンの成形で特に重要な特性である伸びフランジ性や曲げ性に関して定量的指針が提示できていない。⑤材質予測モデルは現在熱延鋼板についてのみ開発されているが、それを冷延鋼板の組織材質予測モデルの構築に展開する。以上のような課題が挙げられる。

7 おわりに

今後の薄板材質研究を展望すると前章で言及した材質予測制御技術の開発のほかに、自動車部品のハイテン化をさらに推進するために、組織制御を駆使した成形性の優れたハイテンの開発が主流になると考えられる。2002年10月に日本鉄鋼協会の材料の組織と特性部会の研究戦略WGが提示した中長期の研究課題のロードマップによると⁶⁰⁾、今後の10年間で展望して薄板材質研究分野では表2に示すテーマが材料の組織と特性部会の研究対象に推奨されている。ここでもテ

表2 日本鉄鋼協会材料の組織と特性部会研究戦略WG活動における薄鋼板の将来研究課題案⁶⁰⁾

- ・ 計算状態図の拡充と高精度化
- ・ 組織・特性予測システムの実用化
- ・ 熱力学、拡散係数などのデータベースの拡充
- ・ 降伏強度と組織の関係の明確化
- ・ 加工硬化特性と組織の関係の明確化
- ・ 延性・脆性破壊と組織の関係の明確化
- ・ 材料特性極限化のための組織制御技術
- ・ 超微細複相組織鋼板の特性/組織制御技術
- ・ 高強度鋼板スポット溶接部の材質制御技術
- ・ 加工中の組織材質変化予測
- ・ 材料及び構造体の剛性制御技術
- ・ Fe/Al ハイブリッド化技術

マを大別すると組織材質の予測モデルと必要データベースの充実ならびに材料特性の極限を追求する組織制御技術に集約されている。

一方、薄鋼板のさらなる適用拡大を進めるには材料開発と並行に成形技術や接合技術などの利用技術の開発が不可欠である。今後の薄鋼板の開発は優れた材料とその特性をフルに発揮できる利用技術を同時に提供するソリューション型開発が一つの流れになるものと思われる。

参考文献

- 1) 高橋学：ふえらむ，7 (2002) 11, 870.
- 2) K. Yamazaki, T. Oka, Y. Tsuchiya and M. Yamada : Tetsu-to-Hagane, 73 (1987), S1337.
- 3) S. Kitamura, H. Aoki, K. Miyamoto, H. Furuta, K. Yamashita and K. Yonezawa : ISIJ Int., 40 (2000), 455.
- 4) S. Sanagi, T. Kawano, N. Takahashi, O. Akisue, T. Yamada and M. Oda : CAMP-ISIJ, 3 (1990), 1768.
- 5) 阿部光延, 小甲康二, 林征夫, 速見哲博：日本金属学会誌, 44 (1980), 84.
- 6) 稲垣裕輔：日本金属学会誌, 50 (1986), 250.
- 7) 瀬沼武秀：再結晶・集合組織とその組織制御への応用, 日本鉄鋼協会, (1999), 227.
- 8) T. Senuma, M. Kameda and M. Suehiro : ISIJ Int., 38 (1998), 587.
- 9) 松岡才二, 小原隆史, 角山浩三, 左海哲夫, 斎藤好弘, 加藤健三：日本金属学会シンポジウム予稿, (1986, 10), 136.
- 10) 瀬沼武秀, 矢田浩：日本金属学会シンポジウム予稿, (1986, 10), 137.
- 11) 瀬沼武秀, 亀田正春：日本金属学会誌, 60 (1996), 717.
- 12) T. Senuma, H. Yada, Y. Matsumura and K. Yamada : Tetsu-to-Hagane, 73 (1987), 1598.
- 13) T. Senuma and K. Kawasaki : ISIJ Int., 34 (1994), 51.
- 14) 坂田敬, 松岡才二, 小原隆史, 角山浩三, 白石昌司：

- まてりあ, 36 (1997), 376.
- 15) T. Senuma : International Symposium for LC and ULC Sheet Steels, Aachen, (1998), 157.
 - 16) 今江敏夫, 金成昌平: 創形創質工学会シンポジウム, 熱延潤滑圧延の現状と今後の課題, 日本鉄鋼協会, (1997), 15.
 - 17) N. Yoshinaga, S. Hiwatashi, K. Ushioda and O. Akisue : CAMP-ISIJ, 12 (1999), 1277.
 - 18) T. Mogi, S. Masuyama, K. Iida, T. Suzuki, H. Sato and Y. Tomota : Tetsu-to-Hagane, 88 (2002), 801.
 - 19) T. Senuma : ISIJ Int., 41 (2001), 520.
 - 20) 金子真次郎, 登坂章男, 坂田敬, 古角文雄, 菱沼至: まてりあ, 41 (2002), 48.
 - 21) K. Kishida and O. Akisue : Tetsu-to-Hagane, 76 (1990), 759.
 - 22) Y. Taniguchi, K. Goto, C. Okamoto, M. Sugiyama and K. Yamazaki : Tetsu-to-Hagane, 88 (2002), 808.
 - 23) K. Kusumi and T. Senuma, M. Suehiro, M. Sugiyama and M. Matsuo: Tetsu-to-Hagane, 80 (2000), 682.
 - 24) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : Trans. ISIJ, 27 (1987), 570.
 - 25) S. Hiwatashi, M. Takahashi, T. Katayama and M. Usuda : J. of JSTP, 35 (1994), 1109.
 - 26) A. Uenishi, M. Suehiro, Y. Kuriyama and M. Usuda : IBEC'96, Automotive Body Interior & Safety Systems, Automotive Technology Group Inc., Michigan USA, (1996), 89.
 - 27) Proc. of Int. Conf. on TRIP-aided High Strength Ferrour Alloys, ed. by B. C. De Cooman, Wissenschaftsverlag Mainz GmbH, Ghent, Belgium, (2002)
 - 28) 金泰雄, 朴信華, 金泳吉: まてりあ, 36 (1997), 502.
 - 29) O. Graessel and G. Frommeyer : Mater. Sci. Technol., 14 (1998), 1213.
 - 30) S. Allain, Ch. Jean-Philippe and O. Bouaziz : Proc. of Int. Conf. on TRIP-aided High Strength Ferrour Alloys, Wissenschaftsverlag Mainz GmbH, Ghent, Belgium, (2002), 51.
 - 31) N. Matsuzu, A. Itami and K. Koyama : SAE Technical Paper Series 910513, (1991)
 - 32) M. Morita, N. Kurosawa, S. Masui, T. Kato, T. Higashino and N. Aoyagi: CAMP-ISIJ, 5 (1992), 1863.
 - 33) K. Sato, J. Nakamichi, Y. Funakawa and T. Shiozaki : CAMP-ISIJ, 15 (2002), 1219.
 - 34) M. Morita, T. Shimizu, O. Furukimi, N. Aoyagi and T. Kato : Materia Japan, 37 (1998), 513.
 - 35) K. Sugimoto : CAMP-ISIJ, 13 (2000), 395.
 - 36) T. Tomokiyo, Y. Taniguchi, K. Yamazaki, H. Tanaba and I. Anai : CAMP-ISIJ, 13 (2000), 1278.
 - 37) スーパーメタルの技術開発、鉄系メゾスコピック組織制御材料創製技術成果報告書 (平成13年度), 金属系材料研究開発センター, (2002)
 - 38) 瀬戸一洋: 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2002), 25.
 - 39) S. Genda, Y. Koga, S. Torizuka and K. Nagai : CAMP-ISIJ, 13 (2000), 1187.
 - 40) Y. Adachi, T. Tomita, S. Hinotani : Tetsu-to-Hagane, 85 (1999), 620.
 - 41) 柗倉功和, 難波茂信, 野村正裕, 槇井浩一: 日本機学会年次大会講演論文集, (2000), 473.
 - 42) M. Fujioka, Y. Abe and Y. Hagiwara : CAMP-ISIJ, 13 (2000), 1136.
 - 43) H. Yada, Y. Matsumura and T. Senuma : Proc. of "Thermec 88", ISIJ, (1988), 200.
 - 44) Y. Matsumura and H. Yada : Trans. ISIJ, 27 (1987), 492.
 - 45) 竹史伊知郎, 倉橋隆郎, 森本敬治: 超微細粒鋼の組織形成と変形のメカニズム, 自主フォーラムシンポジウム, 日本鉄鋼協会, (2002), 20.
 - 46) T. Hanamura, T. Yamashita, O. Umezawa, S. Torizuka and K. Nagai : CAMP-ISIJ, 14 (2001), 1051.
 - 47) 栗飯原周二: 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2002), 25.
 - 48) K. Yamazaki, Y. Mizuyama and T. Oka : CAMP-ISIJ, 5 (1992), 1839.
 - 49) D. Cornette, H. Hourman, O. Hudin, J.P. Laurent and A. Reynaert : SAE Tech Ser, SAE-2001-01-0078, (2001), 19.
 - 50) 遅れ破壊解明の新展開, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1997)
 - 51) S. Yamasaki and T. Takahashi : Tetsu-to-Hagane, 83 (1997), 454.
 - 52) S. Matsuyama : Tetsu-to-Hagane, 80 (1994), 679.
 - 53) T. Tarui, S. Yamasaki, M. Tateyama, T. Takahashi and Y. Noguchi : CAMP-ISIJ, 10 (1997), 1291.
 - 54) T. Tarui and S. Yamazaki : Tetsu-to-Hagane, 42 (2002), 612.
 - 55) 矢田浩, 瀬沼武秀: 日本金属学会会報, 6 (1990), 430.
 - 56) T. Senuma : CAMP-ISIJ, 15 (2002), 368.
 - 57) 再結晶・集合組織とその組織制御への応用, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1999)
 - 58) 鉄鋼材料の計算機支援による組織制御, 日本鉄鋼協会編, 東京, (2000)
 - 59) 鉄鋼の析出制御メタラジー最前線, 日本鉄鋼協会編, 東京, (2001)
 - 60) 日本鉄鋼協会材料の組織と特性部会: 研究戦略WG報告, (2002)

(2003年1月9日受付)