自動車用高張力鋼板の最近の進歩と展望†

国 重 和 俊*

Recent Progress and Prospect of High Strength Sheet Steel for Automotive Use

by

Kazutoshi KUNISHIGE*

Key words : Microstructure, High strength steel, Hot-rolled steel, Cold-rolled steel, Formability, Fatigue, Car crash, ULSAB

1 はじめに

現在、全世界の自動車保有台数は6億7千万台で、日本には73百万台あると言われている。日本では1.7人に1台、車を保有する時代である。鉄鋼メーカは自動車メーカと密接な関係(New Simultaneous Engineering¹⁾)を保ちながら、経済性(コスト低減、国際競争力)の視点、社会性(衝突安全、環境対応、交通システム)の視点、また総合的な商品力の視点などから設定した多くの課題を解決するために、鋭意開発研究を進めている。²⁾

その中でも、特筆すべき社会的な話題は2つある。1997年に京都で開かれたCOP3会議でのCO₂の排出量の削減³⁾と衝突安全車体の強化⁴⁾に関するものである。鉄鋼材料からはいずれも高張力鋼板の開発適用に関する話題である。鉄鋼材料による超軽量化車の開発を目指した、鉄鋼メーカの国際的なプロジェクトであるULSAB(Ultra Light Steel Auto Body)がほぼ初期の目標を達成して1998年に最終報告を行った。⁵⁾鋼製車体でもテーラードブランク、ハイドロフォームやレーザ溶接など最先端の製造技術を駆使することで車体機能や衝突安全性を維持しつつコストアップなしで比較車に比べて25%の軽量化を達成した。⁶⁾ここでも高張力鋼板の使用比率は高く、64%~91%(現行車の2~3倍の使用)となっている。⁷⁾

2 自動車用高張力鋼板における

熱・冷延鋼板の最低強度の相違

自動車用高張力鋼板は製造法により熱延高張力鋼板と冷延高張力鋼板に大別される。JIS規格によると熱延高張力鋼板の場合は引張強さは490MPa以上(JIS G 3134)で冷延高張力鋼板の場合は340MPa以上(JIS G 3135)となっている。このように高張力鋼板と呼ばれる最低強度が両者で異なる理由は以下の通りである。自動車用熱延鋼板は一般に熱延ミルで製造され、板厚も比較的厚く(1.4mm~6.0mm)、主に足回りなどの構造部材に使用される。高張力鋼板の開発以前から自動車に限らず、SS400(引張強さで400~510MPa)に代表される一般構造用圧延鋼材が大量に使用されていた。⁸⁾他方、冷延鋼板

は冷延後焼なましの工程を経て製造されるので結晶粒が大きくもともと軟質であった。板厚も薄く(0.6mm~1.6mm)、主に車体のパネル類などに使用され、美観さを重視した高度なプレス加工特性が要求される。そのため、低降伏点や絞り性などを重視した引張強さが約300MPaである軟質な冷延鋼板などの検討が中心であった。

1970年代に入り、米国運輸省による実験安全車の提唱や石油危機を契機に、冷延鋼板も含めて高張力鋼板の開発研究に注力するようになった。⁹⁾熱延と冷延で高張力鋼板の最低強度が異なる理由、特に冷延鋼板でより低強度から高張力鋼板と呼ばれる理由はこのような歴史的背景に基づくものと思われる。

図1に車両重量と走行燃費との関係を示す。¹⁰⁾1トン車

図1 車両と走行燃費の関係

† 原稿受理 平成12年1月19日 Received Jan. 19, 2000

* 正会員 香川大学工学部材料創造工学科 〒761-0396 高松市林町, Dept. of Advanced Materials Sci., Faculty of Eng., Kagawa Univ., Hayashi-cho, Takamatsu, 761-0396

図2 高張力鋼板の使用例

で1割の軽量化は約1割の燃費の向上につながる。軽量化は、自動車にとって従来から大きな検討課題の一つである。しかし、車両重量は排ガス規制に対応するために触媒方式の浄化装置の装着や衝突時の安全確保のためのガードバーやエアバックなどの装備、その他の理由で年々増加の傾向にある。¹¹⁾

鉄鋼材料は平均的車両の重量の約75%を占める主要構成材料である。鉄鋼材料の軽量化は燃費の向上に大きな効果がある。従って、板厚を薄くしても構造物として十分な強度を確保できる高張力鋼板適用の意義は大きい。

3 高張力鋼板の使用例

図2に高張力鋼板の使用例を示す。¹²⁾540MPa～780MPa級熱延鋼板を足回り部品にまた1470MPa級熱延鋼板(S20CのMn量を高めた鋼種を製管後焼入れ焼戻しを行い高強度を得る)をドアガードバーに使用している。340MPa～540MPa級の冷延鋼板を車体(パネルやフレームなど)に使用している。衝突安全性と車体の軽量化を同時に確保するために、種々の強度や板厚を組み合わせたテーラードブランク技術なども新プレス技術として採用している。¹³⁾

現在、更に車体への590MPa級高張力鋼板の適用検討を行っている。¹⁴⁾

図3 プレス成形の分類と材料特性

4 自動車用高張力鋼板の最近の進歩

4.1 自動車用高張力鋼板に要求される諸特性

自動車材料として必要な基本的な特性は強度であるが、プレス成形して使用するの、変形様式から図3に区分される特性が要求される。¹⁵⁾つまり、① 絞り性、② 張出し性、③ 伸びフランジ性(別名、穴拡げ性)、更に④ 曲げ性の諸特性が要求される。引張試験で得られる特性値との関係を述べると、絞りは r 値(板厚 t に対する板幅 b の比)、張出しは加工硬化指数(n 値)あるいは一様伸び、更に穴拡げ性は局部伸びと正の相関性が強い。薄鋼板の穴拡げ試験法の標準化が検討された。¹⁶⁾日本鉄鋼連盟は使用者と製造者の間で「そご」を生じない

図4 各種熱延高張力鋼板の強度特性比較

ようにとの配慮から、穴抜けと r 値の試験方法をそれぞれ JES T 1001 と JFS T 2001 として制定した。¹⁷⁾

自動車用鋼板には、前記プレス成形性以外に溶接性、疲労強度、更に塗装性や耐食性の観点から化成処理性など多くの諸特性が要求される。

4・2 各種熱延高張力鋼板の特長

近年開発された高張力鋼板の大半は熱延ミル固有の加工熱処理法である約 500℃以下の極低温巻取法により製造される。¹⁸⁾ 図 4 に各種加工用熱延高張力鋼板の強度特性の比較を示す。¹⁹⁾ 強度と延性の関係は金属組織（鋼の強化機構）の観点から大きく 4 つに区分して説明できる。

ベイナイト鋼では穴抜け性がよいが破断伸びがよくなく、他方残留 γ （オーステナイト）鋼や DP 鋼（Dual Phase、マルテンサイトとフェライトの複合組織）では破断伸びはよいが穴抜け性がよくない。以下、フェライトのことを α と称する。

(1) 穴抜け性（局部延性）の優れた熱延高張力鋼板

自動車用熱延高張力鋼板の主な用途は足回り部品などで、シャー切断された鋼板がプレス成形に供される場合が多い。また、プレス工程中にパンチ穴が施工され、それを押し抜ける工程も多い。プレス成形の分類での伸びフランジ性（せん断加工部の延性）、つまり穴抜け性が重要である。

せん断部にはシャー切断時に厳しい変形に基づき欠陥（多数の微小割れと低温じん性の劣化）が導入される。後の成形加工により、その欠陥を起点としてせん断部端面より割れが生じ易い。従って、割れ防止のためにシャー切断時の微小割れ発生抑制と成形時の割れ伝ば抑制が重要である。

せん断部の微小割れの観察結果（多くの場合、硬質相と軟質相の界面に割れ発生）を勘案すると①硬質相の体積率の低下（C 量の低下）、②硬質相と軟質相の硬度差の低下（マルテンサイトの導入抑制、他方 α 地の固溶強化などによる硬化）、③P などの粒界偏析（極低温巻取、P 量の低下）、更に微小割れ伝ばの観点から④硬質第 2 相の分散（制御冷却、再結晶域仕上げ圧延）などが重要である。²⁰⁾

熱延高張力鋼板の更なる穴抜け性の向上のために、 α あるいはベイニック・ α 単相にて、Nb、Ti、Cu などの析出強化元素を添加した鋼板が検討されている。^{21), 22)}

要約すると、穴抜け性向上のためには均一硬化組織が好ましいと言える。図 4 でベイナイト鋼（均一なベイナイト組織）の穴抜け性がよい理由がここにある。穴抜け性の向上対策は引張り試験時の局部伸び（くびれ発生後から破断までの伸び）向上対策と類似している。従って、穴抜け性向上のためには局部伸びの向上が重要である。

(2) 張出し性（一様延性）の優れた熱延高張力鋼板

プレス成形においては前述の穴抜け性に加えて張出し性が重要である。張出し成形性の向上のためには、ひずみが局部的に集中せず、できるだけ鋼板全般に均一に伝ばし易いこと、つまりくびれを生じるまでの限界ひずみ（一様伸び）が大きいことが重要である。一様伸びが優れ

た材料として DP 鋼が開発された。²³⁾ 更に、最近では残留 γ 鋼が脚光を浴びている。DP 鋼で一様伸びが優れている理由を簡単に述べると、軟質な α 地に硬質な第 2 相（マルテンサイト）を分散させることにより、転位の蓄積（硬質第 2 相と α 地界面に蓄積）を容易にして、大きい加工硬化を得ることにある。残留 γ 鋼はマルテンサイトを残留 γ に置き換えることにより、くびれを生じる高ひずみ域での変態誘起塑性（TRIP）を利用して、一段と優れた一様伸びを得ることにある。²⁴⁾

熱延工程にて自動車用の低炭素残留 γ 鋼板を如何にして得るかに関して精力的な検討が行われた。^{25) ~ 28)} 高 Si あるいは高 Al 含有低炭素 Mn 鋼を用いて、低温仕上げ圧延あるいはホットランテーブル上での 3 段冷却（水冷→空冷→水冷）による α 変態促進効果と 500℃以下の低温巻取りによるベイナイト変態を組み合わせ、未変態 γ 部分の炭素濃度を 2 段階に分けて著しく高めて安定化する方法を採用している。例えば、0.2%C-2.0%Si-1.5%Mn 鋼を用いて 3 段冷却法を用いた場合、熱延工程で残留 γ 鋼を得るメカニズムは加工 CCT 図を参考にして以下のように説明できる。²⁹⁾ 熱延仕上げ圧延後 α 変態ノーズ域（650℃～700℃）まで水冷し、その後数秒間の空冷により約 65%の α を確保する。これにより、未変態 γ 部分の C 濃度は約 0.5%に濃化する。その後、更に約 400℃まで水冷後巻取にて 400℃近傍の徐冷中にベイナイト変態（高 Si 鋼のためベイナイト中には炭化物を生じない）が約 20%進行して約 15%の未変態 γ の部分の C 量が約 1.30%に高まる。実際にはコイルの温度低下とともに更にベイナイト変態が進行して、未変態 γ の部分への C が増加し、その部分の Ms 点が室温以下となり約 10%以上の残留 γ が残る。つまり、約 65%の α と 20～25%のベイナイトと 10～15%の残留 γ からなる残留 γ 鋼板を熱延まで得る。

残留 γ 鋼の延性の向上には①残留 γ の体積率が大きいこと、②残留 γ 中の C 濃度が高く変形に対して安定なことが重要である。^{27), 30)} 工業的には、残留 γ 鋼の欠点である伸びフランジ性向上に苦心している。せん断加工部では厳しい変形により既にひずみ誘起変態（マルテンサイト）が生じ、DP 鋼の場合と同じくマルテンサイトと α 地との界面に割れが発生し易く穴抜け性が劣化する。Si 入り残留 γ 鋼板より Al 入り残留 γ 鋼板の方が良好な穴抜け性を有することが分かりつつある。^{27), 28)}

要約すると、一様伸び向上のためには転位の蓄積を容易にして、大きい加工硬化を得ることが可能な不均一硬化組織がよいと言える。しかし、この場合は局部伸びが低下する難点がある。一様伸びおよび局部伸び共に優れた高張力の可能性に関しては第 5 章にて説明する。

780MPa 級ホイール用熱延高張力鋼板（図 2）は経済性、張出し性、穴抜け性、疲労強度特性、溶接性などを配慮して、強化機構を複数組み合わせる方法（DP 組織あるいは α +ベイナイト組織に TiC³¹⁾ や Nb(CN) などの析出強化を組み合わせる方法）を採用している。^{32), 33)} 780MPa 級の高張力鋼板を用いることで、従来の

図5 各種冷延高張力鋼板の強度特性比較

590MPa 級の高張力鋼板を用いたホイールに比較して約 10% の軽量化を達成したと報告している。³⁴⁾

4・3 各種冷延高張力鋼板の特長

図 5 に各種加工用冷延高張力鋼板の強度特性の比較を示す。強度と延性の関係は金属組織（鋼の強化機構）の観点から 5 つに区分して説明できる。³⁵⁾ 熱延鋼板の場合と異なり、 r 値の点で固溶強化鋼と析出強化鋼を区分している。

冷延鋼板の場合には、冷延後の焼鈍時に再結晶集合組織制御が可能であり、 r 値を 1.0 以上に制御できる。つまり、図 3 に示したように、熱延鋼板より絞り成形上有利である。P や Mn のなど固溶強化を利用した、Ti や Nb を含有する IF 鋼（Interstitial-atom Free 鋼、炭素化合物を形成するに必要とする量以上に Ti や Nb を鋼中に含むために、鋼中に C、N などの侵入型固溶原子を含まない鋼）を用いて高 r 値を有する 340MPa ～ 440MPa 級の鋼板また、約 5ppm の C を固溶残存させるように Ti や Nb を少量添加した 340MPa 級焼付硬化型（BH, Bake Hardability、塗装焼付け工程で降伏点が約 30MPa 上昇する）鋼板も開発されている。³⁶⁾ BH 鋼板は耐デント性が要求されるドアの外板（図 2）などに使用されている。更に、Cu 添加鋼を用いて高 r 値を有する 590MPa 級の冷

延鋼板が開発されている。⁷⁾ Cu 添加鋼にて高 r 値で高強度が得られる理由は、 r 値に良好な再結晶集合組織を得た後に短時間熱処理をして、微細な Cu 粒子を析出させることにより大きな析出強化を付与できるためである。³⁷⁾

連続焼鈍法の採用で再加熱後急速冷却が可能となり、冷延鋼板にても熱延鋼板と同じく変態強化を利用した組織制御が容易に行われるようになった。 r 値が 1.0 以下である組織強化の DP (α + マルテンサイト) 鋼、残留 γ 鋼、ベイナイト鋼は基本的に前述した熱延高張力鋼板とほぼ同じ強度特性を示す。冷延残留 γ 鋼板においても、残留 γ 中の C 濃度が高いほど変形に対して安定で強度 - 延性特性を高める効果がある。³⁸⁾ 残留 γ 鋼では r 値が低いにもかかわらず、深絞り性にも優れていることが報告されている。^{39), 40)} ひずみ誘起変態のひずみ形態依存性によるもので、深絞りの壁部に比べて縮みフランジ部の方がマルテンサイト変態が進まず縮み流入が容易であることによる。

残留 γ 鋼の穴抜け性の改善を目的に、 α をほとんど含まない、残留 γ を含むベイナイト (TB) 組織鋼の検討を行っている。^{41), 42)} また、 γ 域加熱による特性改善の研究も行われている。例えば、変態組織を利用した低降伏比型 440MPa 級 IF 鋼⁴³⁾ や変態集合組織を利用した r 値の優れた 490MPa 級 IF 鋼などの検討を行っている。^{44), 45)} 390MPa 級外板高強度鋼板の開発を目的に、P、Mn 含有 IF 鋼における B 添加の影響などを調べている。⁴⁶⁾

バンパーリンホースメント、ドアガードバーなどの自動車安全部品に用いられる 1000MPa 級以上の冷延高張力鋼板では曲げ性と遅れ破壊特性が重視される。マルテンサイト単相組織を前提に 1560MPa 級まで検討している。^{47), 48)} しかし、遅れ破壊の観点から実用的には 1200MPa 級程度が限界のようである。超鉄鋼プロジェクトにて高力ボルトなどを対象に遅れ破壊特性の優れた 1500MPa 級マルテンサイト鋼の検討が進められている。⁴⁹⁾ ここでの知見が冷延高張力鋼板にも応用されることを期待したい。

5 新しい高張力鋼板の展望

5・1 理想的な加工用高張力鋼板の展望

図 4 に示したように全面均一ベイナイト鋼板に代表される均一硬化組織鋼板は局部伸びが優れているが一樣伸びがよくない。他方 DP 鋼板、残留 γ 鋼板は不均一硬化組織鋼板で一樣伸びが優れているが、局部伸びがよくない。⁵⁰⁾ 局部伸び向上と一樣伸び向上のための金属組織制御は相反すると思われるが、両者とも優れた理想的な延性を有する高張力鋼板の可能性について述べる。

熱延鋼板の細粒化に関して以下のような報告がある。細粒化により、穴抜け性や破断伸びが向上する。^{51) ~ 54)} また、DP 鋼にてマルテンサイトの細粒化により n 値が向上して、一樣伸びが向上する。⁵⁵⁾ 更に、 α と第 2 相からなる低炭素鋼にて、第 2 相がパーライトの時に比べて硬質なマルテンサイトの場合は、細粒化による n 値の向上が大きい。⁵⁶⁾

組織	具体例	強度	一様伸び	局部伸び
a) 均一	ベイナイト鋼	○	△	○
b) 不均一	DP鋼または 残留 γ 鋼	○	○	△
c) マクロ均一 ミクロ不均一	硬質第2相微細分散鋼 (硬質第2相 $<1\mu\text{m}$)	◎	◎	◎

◎優, ○良, △可

図6 理想的な加工用高張力鋼板イメージ図

これらから、局部伸びと一様伸び共に優れた理想的な高加工用高張力鋼板は巨視的には均一硬化組織で微視的には不均一硬化組織が好ましく、その硬質第2相は析出硬化を生じない範囲で微細分散していることが好ましいと考える。この金属組織にAshbyの分散強化理論を適用すると、理想的な一様伸びは真ひずみで0.5になる。²⁹⁾この場合、硬質相を残留 γ で置き換えれば更に大きい一様伸びが得られる。現在得られている一様伸びは残留 γ 鋼で0.3程度であり、まだまだ加工用新高張力鋼板の開発の余地は残っている。図6に局部伸びと一様伸び共に優れた理想的な加工用高張力鋼板の概念を示す。

超鉄鋼プロジェクトにて極細粒鋼の開発研究を進めている。⁴⁹⁾ α の極細粒化の手段は硬質第2相を微細かつ分散

できる有力な手段でもある。極細粒鋼は780MPa級の強じんな厚板の高張力鋼板の開発を主目的としているが、加工性を重視した自動車用高張力鋼板にとっても有効な手段で、かつ大きな期待がもてる。

また、高張力鋼板の新しい視点では、熱延鋼板にてヤング率を向上させる検討⁵⁷⁾あるいは引張強さが塗装の焼付け工程にて上昇する、固溶Nを利用したTS-BH型熱延鋼板の研究結果⁵⁸⁾も報告されている。

5・2 高疲労高強度材の展望

保安部品に使用される高張力鋼板では疲労強度特性が重要である。軽量化のための使用板厚も疲労強度で決定する場合が多い。自動車には溶接性の観点から低炭素鋼が使用される。低炭素高張力鋼板の疲労強度特性が強化機構の点から体系的に整理され始めている。^{59)~65)}

図7に各種強化機構により熱延高張力鋼板の引張強さを上昇させた場合の疲労限度への影響を調査した結果を示す。⁶⁶⁾ α ・パーライト鋼、DP鋼を問わず、大半（体積率で約70%以上）が軟質な α 地を有する加工用熱延高張力鋼板においては、 α 地の強化（Siによる固溶強化、TiCなどによる析出硬化など）が疲労限度の上昇に有効で、硬質第2相の強化（C量増加によるパーライトやマルテンサイト体積率の増加）はあまり有効でないことを示している。^{59)~62)}この結果は疲労き裂が α 地に発生している観測結果とも合致する。^{60), 62)}現行の高張力鋼板の疲労限度比（疲労限度／引張強さ）は0.5～0.6であるが、前述の結果は固溶強化と析出強化を主に用いた鋼板では、疲労限度比を著しく高められる可能性を示唆している。

なお、DP組織中のマルテンサイト⁶⁷⁾や残留 γ のTRIP⁶⁸⁾など硬質第2相の疲労限度への影響も指摘されている。しかし、いずれの場合も高Si（1.0%～1.5%）鋼なので α 地の固溶硬化による疲労限度向上への寄与もかなり大きいと思われる。

要約すると、疲労限度比向上のためには疲労き裂の発生位置である α 地の強化、次に硬質第2相の改善（影響解明も含む）が重要と言える。

工業的には、せん断部⁶⁹⁾、溶接部⁷⁰⁾更に鋼板の表面性状⁷¹⁾も顧慮した疲労限度向上のため材質設計指針を今後明確にしていく必要がある。前者ではせん断部の粗度と金属組織の関係、後者では溶接ビード止端の形状と鋼成分の関係などを明確にする必要がある。打抜き穴（せん断）部の疲労対策としてレーザー切断で代替する方法⁷²⁾や打ち抜き穴部をコニングする方法⁷³⁾などが提案されている。また、ホイールへの高張力鋼板の適用に際して、残留応力を考慮した材料設計も指摘されている。⁷⁴⁾

5・3 衝突安全車用鋼板の展望

自動車の衝突安全の為には乗員の空間の確保が重要である。現在の国内法規制では50km/hでのフルラップ前面衝突を前提として設けられている。自動車アセスメントにおける比較試験は55km/hで実施している。将来はオフセット衝突で、しかも高速のより厳しい試験が予定されている。^{4), 75)}燃費の関係から、車両重量の増加を伴

図7 合金元素添加による疲労限度上昇量と引張強さ上昇量の関係

図8 フロント・サイド・メンバーと模擬試験部材

うことなく、車体の安全性を確保することが要求される。このために高張力鋼板の適用が検討されている。

衝突時の構造部材は約 10^3 s^{-1} の高速変形をうける。Lindholm の動的負荷分類によると、負荷方法は機械的衝撃あるいは爆発による衝撃的負荷で、かつ試験の動的現象は慣性力が重要となる、弾・塑性波の伝ば領域に位置する。⁷⁶⁾ 各鉄鋼メーカーとも、このような高速変形下の鋼の強度特性に関する知見は少なく試験方法を含めて研究を行っている。

図8に示すように、スポット溶接により作製したフロントサイドメンバーに近いボックス形状の部材を試験材として、衝撃圧壊試験あるいはFEM解析により、一定の変位量（鉄鋼メーカーにより変位量は異なる、80mm～160mm）までの吸収エネルギーあるいは平均崩壊荷重に及ぼす材質の影響を検討している。^{77)～83)} また、圧壊試験時の吸収エネルギーと引張り試験時の諸特性との相関性が詳細に調べられている。^{80), 82)}

高い強度を有する高張力鋼板の方が従来の軟鋼板より衝撃圧壊時の吸収エネルギーが高いことが判明している。従って、構造物の素材として高張力鋼板の優位性は明確である。しかし、同一の強度を有する鋼（金属組織が異なる）を比較すると、残留 γ がよい、特にAl添加の残留 γ がよい⁷⁷⁾ との報告もあれば、DP鋼がよい、⁸⁴⁾ また残留

図9 鋼種とひずみ速度による応力-ひずみ線図の差

図10 0.12%C鋼の下降伏点に及ぼす変形温度およびひずみ速度の影響

γ と DP 鋼が共によい、⁷⁹⁾ あるいは金属組織によらない⁸⁵⁾ という種々の報告があり、必ずしも統一的な見解になっていない。

自動車メーカーもフロント・サイド・メンバーへの適用にて、現行の 340MPa 級に比べて 590MPa 級の残留 γ 鋼を用いると約 26% の軽量化ができる⁸⁶⁾ との報告や 370MPa 級に比べて 590MPa 級の DP 鋼を用いると約 15% 軽量化できる⁸⁷⁾ との報告を行っている。

高ひずみ速度下での材料の強度特性を基本的に調査する試験方法として、スプリット・ホプキンソン・プレスチャー・バー (SHPB) 法がよく用いられている。図9に SHPB 法で得た応力-ひずみ線図の例を示す。⁸⁸⁾ 鋼板の強度（ひずみ速度 10^{-3} s^{-1} 程度の通常の引張試験時の強度）を上げても、高ひずみ速度下では引張強さの上昇が少ないことが問題である。^{77)～79), 83), 84)} これが衝突安全用材料の今後の課題である。

高ひずみ速度試験でよく引用されるオクスフォード大学の Ferguson らのデータを図10に示す。⁸⁹⁾ ひずみ速度の上昇と共に、降伏点がひずみ速度にあまり依存しない領域 I、ついでひずみ速度に依存性のある熱活性化過程が支配的な領域 II、更にひずみ速度依存性の大きい、粘性が支配する領域 IV に分かれる。衝突安全で問題となるひずみ速度は約 10^3 s^{-1} で、熱活性化過程が支配的な領域 II に位置する。

領域 II では林立転位、パイエルス力、らせん転位のジョグ、らせん転位の交差すべり、刃状転位の上昇などが関与するとされている。⁷⁶⁾ 実用的な見地からは、どのような強化機構を有する高張力鋼板が衝突のような高ひずみ速度下で高い強度を示すかを解明することが重要である。Hornbogen と Starke らによると、障害物は 2 つに大別される。つまり、熱活性化過程で乗り越えられる障害物 (Soft obstacles, S 障害物) と熱活性化過程では乗り越えられない障害物 (hard obstacles, H 障害物) である。S 障害物には固溶原子、微細な析出物など、H 障害物には分散粒子、林立転位（不動転位）などである。^{90), 91)} 従って、熱活性化過程が支配的な領域にて、ひずみ速度依存性

の高い降伏応力を有する鋼板を得るには、固溶強化あるいは極微細な析出による強化を利用することがよいのではないかと推察される。現在、金属学的な見地から基礎的な検討が徐々に進んでいる。上西らはDP鋼あるいは残留 γ 鋼に含まれる固溶強化の重要性を指摘している。⁷⁹⁾ 固溶元素はひずみ速度が上昇した場合、転位の移動度を低下させ、かつ変形中の可動転位密度の増加を抑制する効果があるとしている。高木らはDP鋼のがよい理由として、 α とマルテンサイトの界面に存在する内部応力に着目して、高速変形下での n 値が高く、かつ降伏強さのひずみ速度依存性が高いとしている。⁹²⁾

高速変形下での材料温度の上昇も無視できない。今後、高ひずみ速度下での強度特性に関する金属学的な見地からの研究が待たれる。

6 ま と め

自動車材料を取り巻く環境、それに対応する自動車用高張力鋼板およびその展望に関してまとめた。本報告では言及しなかったガリサイクル^{93), 94)}あるいはエコマテリアル⁹⁵⁾の視点からも鉄鋼材料の検討が精力的に進んでいる。21世紀は地球環境と共存できる材料が生き残るであろう。高張力鋼板はこの意味でも有望な材料であり、今後とも重要な役割を担っていくと考える。

参 考 文 献

- 1) 武智 弘, 自動車用材料シンポジウム “いま自動車材料に期待されること〜低コスト化と材料技術”, 1 (1994) 日本鉄鋼協会・自動車技術会。
- 2) 富士川尚男, 住友金属, **48**, 9 (1996)。
- 3) 大聖泰弘, 自動車技術, **52-7**, 5 (1998)。
- 4) 上玉利恒夫, 自動車技術, **53-11**, 4 (1999)。
- 5) 橋本浩二, 栗山幸久, 滝田道夫, 材料フォーラム “地球環境を考えた自動車と材料の取り組み”, 1 (1998) 自動車技術会。
- 6) 栗山幸久, 塑性と加工, **39**, 1009 (1998)。
- 7) 伊藤 毅, 岸田宏司, 栗山幸久, ふえらむ, **4**, 367 (1999)。
- 8) 田村今男, “鉄鋼材料強度学”, p.157 (1969) 日刊工業新聞社。
- 9) 岸田宏司, ふえらむ, **2**, 679 (1997)。
- 10) 機械振興協会・経済研究所, “自動車用材料の経済性に係わる諸要因の調査報告書 (委託先 日本鉄鋼協会)”, 22 (1996)。
- 11) 機械振興協会・経済研究所, “自動車用材料の経済性に係わる諸要因の調査報告書 (委託先 日本鉄鋼協会)”, 124 (1996)。
- 12) 日本鉄鋼協会・自動車用材料検討部会編, “自動車産業と共に歩む鉄鋼業” (1998)。
- 13) 竹内雅彦, 塑性と加工, **39**, 664 (1998)。
- 14) 村上 泰, 山口信幸, 木下 伸, 林 孝雄, 恩田雄二, 自動車技術, **53-12**, 77 (1999)。
- 15) 秋末 治, “金属材料活用辞典”, p.401 (1999) 産業調査会。
- 16) 占部俊明, 林 央, CAMP-ISIJ, **9**, 542 (1996)。
- 17) 日本鉄鋼連盟・標準部, 鉄鋼界, 6月号, 46 (1996)。
- 18) 国重和俊, CAMP-ISIJ, **12**, 428 (1999)。
- 19) 野村茂樹, 福山東成, 勝信一郎, 中居修二, 小松原望, 住友金属, **45-5**, 33 (1993)。
- 20) K. Kunishige, N. Komatsubara, Y. Hirose, C. Sudo, S. Nomura, H. Fukuyama and S. Nakai, SAE 930030 (1993)。
- 21) 鹿島高弘, 塚谷一郎, 十代田哲夫, 岡野洋一郎, CAMP-ISIJ, **11**, 404 (1998)。
- 22) 鹿島高弘, 橋本俊一, CAMP-ISIJ, **13**, 407 (2000)。
- 23) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹, 日本金属学会会報, **19**, 10 (1980)。
- 24) 津崎兼彰, 牧 正志, 熱処理, **32**, 70 (1992)。
- 25) 河野 治, 脇田淳一, 江坂一彬, 阿部 博, CAMP-ISIJ, **8**, 568 (1995)。
- 26) 河野 治, 脇田淳一, 江坂一彬, 阿部 博, 鉄と鋼, **82**, 232 (1996)。
- 27) 今井規雄, 小松原望, 国重和俊, CAMP-ISIJ, **8**, 572 (1995)。
- 28) 今井規雄, 水井直光, 野村茂樹, CAMP-ISIJ, **13**, 403 (2000)。
- 29) 国重和俊, まてりあ, **35**, 32 (1996)。
- 30) 河野 治, 脇田淳一, 高橋 学, 鉄と鋼, **82**, 333 (1996)。
- 31) 小林 嵩, 坂田 敬, 古君 修, CAMP-ISIJ, **11**, 1302 (1998)。
- 32) 坂上隆夫, 東野建夫, 佐伯真事, 森田正彦, 黒澤伸隆, CAMP-ISIJ, **8**, 1637 (1995)。
- 33) 今井規雄, 小松原望, 栗田真人, 福井清之, 国重和俊, 野村茂樹, CAMP-ISIJ, **9**, 1092 (1996)。
- 34) 町田 功, 成田正幸, 呉浦良太, 森下洋行, 吉村泰律, 板倉克典, Honda R & D Technical Review, **6**, 146 (1994)。
- 35) 日本鉄鋼協会, “冷延マニュアル”, 93 (1996)。
- 36) 野村茂樹, 中澤嘉明, 中居修二, 水井直光, 住友金属, **48**, 132 (1996)。
- 37) 岸田宏司, 秋末 治, 池永則夫, 黒沢文夫, 長村光造, 日本金属学会会報, **31**, 538 (1992)。
- 38) 伊丹 淳, 高橋 学, 潮田浩作, 鉄と鋼, **81**, 673 (1995)。
- 39) 樋渡俊二, 佐久間康治, 吉田 亨, 上西郎弘, 高橋 学, CAMP-ISIJ, **11**, 396 (1998)。
- 40) 小山一夫, CAMP-ISIJ, **12**, 430 (1999)。
- 41) 坂口淳也, 中野清高, 杉本公一, 清水保雄, 長坂明彦, CAMP-ISIJ, **11**, 574 (1998)。
- 42) 杉本公一, CAMP-ISIJ, **13**, 395 (2000)。
- 43) 坂田 敬, 奥田金晴, 瀬戸一洋, 小原隆史, 鉄と鋼, **83**, 593 (1997)。
- 44) 松元 孝, 肥後裕一, CAMP-ISIJ, **10**, 1401 (1997)。
- 45) 松元 孝, 肥後裕一, CAMP-ISIJ, **11**, 1306 (1998)。
- 46) 三浦正明, 塚谷一郎, 岡野洋一郎, CAMP-ISIJ, **11**, 1309 (1998)。
- 47) 長滝康伸, 津山青史, 細谷佳弘, 金藤秀司, 奥山 健,

- 日本金属学会会報, **32**, 238 (1993).
- 48) 豊田俊介, 斉藤孝信, 吉武明英, CAMP-ISIJ, **12**, 484 (1999).
- 49) 長井 寿, 松岡三郎, 材料, **48**, 723 (1999).
- 50) 河野 治, 脇田淳一, CAMP-ISIJ, **9**, 1337 (1996).
- 51) 長道常昭, 小松原望, 国重和俊, CAMP-ISIJ, **8**, 1641 (1995).
- 52) 河野 治, 高橋雄三, 脇田淳一, CAMP-ISIJ, **10**, 509 (1997).
- 53) 長道常昭, CAMP-ISIJ, **11**, 1017 (1998).
- 54) 安原英子, 奥田金晴, 登坂章男, 古君 修, CAMP-ISIJ, **12**, 1219 (1999).
- 55) N. K. Balliger and T. Gladman, Metal Science, March, 95 (1981).
- 56) 国重和俊, 鉄鋼工学セミナー・テキスト第18回, 日本鉄鋼協会, 104 (1992).
- 57) 長道常昭, 国重和俊, CAMP-ISIJ, **9**, 1334 (1996).
- 58) 国重和俊, 小松原望, 野村茂樹, 中居修二, 自動車技術会, No.9534180 (1995).
- 59) 阿部 隆, 三瓶哲也, 大鈴弘忠, 小指軍夫, 鉄と鋼, **70**, 1459 (1984).
- 60) 栗田真人, 外山和男, 野村茂樹, 国重和俊, 鉄と鋼, **81**, 1091 (1995).
- 61) 河野 治, 脇田淳一, 中村隆彰, 萩原行人, 鉄と鋼, **82**, 783 (1996).
- 62) M. Kurita, M. Yamamoto, K. Toyama, S. Nomura and K. Kunishige, ISIJ International, **36**, 481 (1996).
- 63) 栗田真人, 山本三幸, 外山和男, 国重和俊, 材料, **46**, 1143 (1997).
- 64) 北野智靖, 田川哲哉, 栗飯原周二, 宮田隆司, 鉄と鋼, **83**, 395 (1997).
- 65) 栗田真人, 山本三幸, 国重和俊, 鉄と鋼, **85**, 771 (1999).
- 66) 栗田真人, 山本三幸, 外山和男, 野村茂樹, 国重和俊, 日本金属学会, シンポジウム“疲労破壊機構解明のための組織学的アプローチ”, 1 (1996).
- 67) 黒澤伸隆, 森田正彦, 加藤俊之, 東野建夫, 青柳信男, 坂上隆夫, CAMP-ISIJ, **7**, 1663 (1994).
- 68) 高橋 学, 水井正也, CAMP-ISIJ, **7**, 756 (1994).
- 69) 塩崎 毅, 占部俊明, 吉武明英, CAMP-ISIJ, **11**, 1303 (1998).
- 70) 横井利雄, 白沢秀則, 杉野 毅, 小西正人, CAMP-ISIJ, **7**, 1665 (1994).
- 71) 黒澤伸隆, 佐伯真事, 加藤俊之, CAMP-ISIJ, **6**, 807 (1993).
- 72) 松岡秀樹, 小林聡雄, 占部俊明, 大村雅記, 樺沢真事, 大沢紘一, CAMP-ISIJ, **9**, 1088 (1996).
- 73) 中尾道治, 十代田哲夫, 白沢秀則, CAMP-ISIJ, **10**, 511 (1997).
- 74) 栗田真人, 小松原望, 浅野清純, 佐藤 勝, 中澤嘉明, 山本三幸, 自動車技術会, No.9632721 (1996).
- 75) 江坂行弘, 島 雅之, 自動車技術, **53-11**, 10 (1999).
- 76) 小林俊郎, 日本金属学会シンポジウム“高速変形と衝撃破壊”, 1 (1998).
- 77) 水井直光, 福井清之, 小嶋啓達, 山本三幸, 川口喜昭, 岡本篤樹, CAMP-ISIJ, **9**, 1100 (1996).
- 78) 佐藤健太郎, 吉武明英, 大北智良, 横山 隆, CAMP-ISIJ, **9**, 1104 (1996).
- 79) 上西朗弘, 末広正芳, 栗山幸久, 白田松男, CAMP-ISIJ, **9**, 1112 (1996).
- 80) 渡辺憲一, 田村享昭, 岩谷二郎, 岡野洋一郎, 白沢秀則, 高橋伸一郎, CAMP-ISIJ, **9**, 1381 (1996).
- 81) 比良隆明, 三浦和哉, 坂田 敬, 古君 修, 谷村眞治, 第48回塑性加工連合講演会論文集, 253 (1997).
- 82) 渡辺憲一, 岩谷二郎, 岡野洋一郎, 第48回塑性加工連合講演会論文集, 257 (1997).
- 83) 佐藤健太郎, 吉武明英, 三上寿夫, 第48回塑性加工連合講演会論文集, 255 (1997).
- 84) 高木周作, 三浦和哉, 古君 修, 谷村眞治, CAMP-ISIJ, **9**, 1108 (1996).
- 85) 吉武明英, 佐藤健太郎, 細谷佳弘, 大北智良, 日本金属学会シンポジウム“高速変形と衝撃破壊”, 17 (1998).
- 86) Y. Ojima, Y. Shiroy, Y. Taniguchi and K. Kato, SAE 980954 (1998).
- 87) 中西栄三郎, 柴田公博, 日本金属学会シンポジウム“高速変形と衝撃破壊”, 21 (1998).
- 88) 小嶋啓達, 水井直光, 山本三幸, 福井清之, 第48回塑性加工連合講演会論文集, 249 (1997).
- 89) J. D. Campbell and W. G. Ferguson, Phil. Mag., **21**, 63 (1970).
- 90) E. Hornbogen and E. A. Starke JR, Acta Metall. Mater., **41**, 1 (1993).
- 91) 加藤雅治, “鉄鋼の高強度化の最前線”, p.203 (1995) 日本鉄鋼協会.
- 92) 高木周作, 三浦和哉, 古君 修, 小原隆史, 加藤俊之, 谷村眞治, 鉄と鋼, **83**, 60 (1997).
- 93) K. Shibata and Y. Mishima, ISIJ International, **37**, 197 (1997).
- 94) 川上正博, ふえらむ, **4**, 287 (1999).
- 95) 網沢栄二, 熱処理, **35-2**, 67 (1995).