

特集：構造物の基礎を支える鋼材技術

薄板（自動車用鋼板）編

新日鐵住金株式会社  
上西 朗 弘

1. はじめに

鉄鋼材料は古くから人間の生活を支える存在である。我々の生活に密接に関わる自動車に関しても鉄鋼材料は主要な構成材料であり、自動車用鋼板はボディやシャシーなどに多用されている。1990年代後半から自動車用に適用される鋼板の種類は大きく変化してきた<sup>1)</sup>。衝突安全規制の強化と二酸化炭素低減のための燃費改善とを目的として、高強度材による材料置換が盛んに検討されたためである。一般に高強度鋼板は“ハイテン”と呼ばれることが多い。近年ではハイテンをさらに高強度化した“超ハイテン”が開発され、自動車への適用も始まっている。ここではそのような材料を設計する際の基本的な考え方を述べた上で、最新のハイテン、超ハイテンについて紹介したい。また一般にハイテン、超ハイテンへの材料置換は溶接性の劣化を招く恐れがある。自動車用鋼板における溶接の課題を示し、それを乗り越えるための種々の試みについて述べたい。

2. 鉄鋼材料の基本的性質

図1に様々な材料の密度とヤング率の値を原子番号の順に並べたものを示す。密度は実線で結んで示してあるが、原子そのものの質量に加えて空間的な配置を決める結晶構造にも影響されるため周期的に変化することがわかる。鉄はこの周期的な変動の頂部に位置しており近傍の材料に比べて密度が高い材料であることが分かる。ヤング率（図中の■）を見てみると鉄のヤング率の絶対値は他と比較して高い。すなわち鉄は剛性に優れた材料であることが分かる。ヤング率は原子間の結合力を反映するものであり、密度やヤング率の値は鉄が剛な結晶構造を持つことを示している。鉄はいにしえから存在するが今なお発揮されるべき優れたポテンシャルを秘めており盛んな技術開発が継続して行われている。

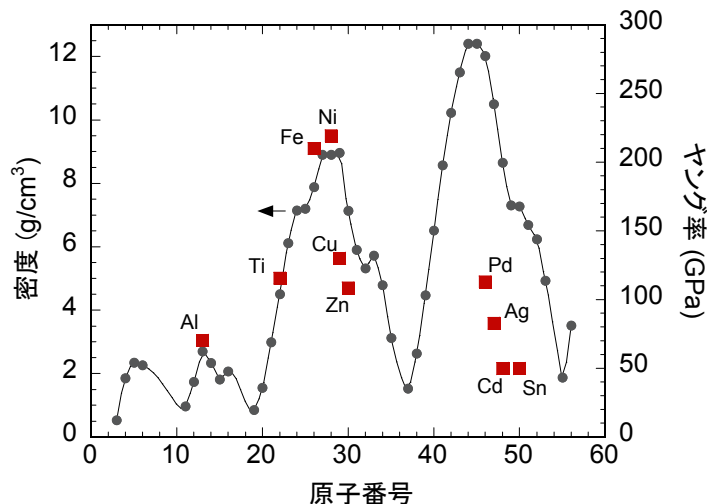


図1 原子番号と密度、ヤング率との関係

現在、自動車用鋼板は引張強さにして 270MPa 級から 1.8GPa 超級までの多岐に渡る強度クラス  
 の材料が実用化されている。自動車用鋼板は普通鋼と呼ばれる鋼材の範疇に属しており、強度を上げる  
 ために多量の合金元素が添加されているわけではない。ではなぜこのような高強度化が可能なので  
 しょうか？それは温度が変化する際に鉄鋼材料が示す 2 回の結晶構造の変化に秘密がある。鉄鋼材料に  
 見られる結晶構造の例を図 2 に示す。普通鋼と呼ばれる鉄鋼材料では凝固した後、温度低下に伴っ  
 て、体心立方構造/BCC 構造 (Body-Centered Cubic:  $\delta$  相) →面心立方構造/FCC 構造 (Face-Centered  
 Cubic:  $\gamma$  相) →体心立方構造/BCC 構造 (Body-Centered Cubic:  $\alpha$  相) のように 2 回結晶構造が変化す  
 る。金属材料は温度低下により、密度の低い構造から高い構造に変化することが通常である。BCC  
 構造は FCC 構造に比べて密度の低い結晶構造であり、温度低下によって BCC 構造から FCC 構造へ  
 の変化は多くの材料で見られる。しかしながら、鉄鋼材料ではさらに温度を下げると密度の高い構造  
 (FCC 構造) から密度の低い構造 (BCC 構造) への変化が再度起こる。これは鉄が磁性を持っている  
 ことと関連していると考えられているが、非常に珍しい変化である。

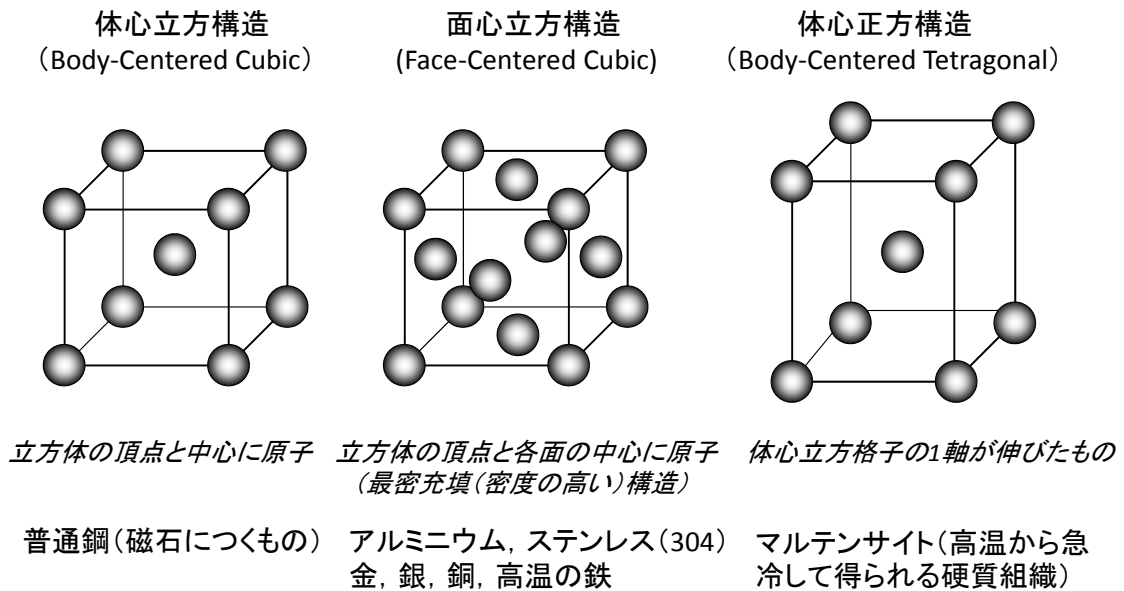


図 2 鉄鋼材料で見られるいくつかの結晶構造

ここで鉄鋼という言葉を用いたが、“鋼”とは“鉄と炭素との合金”を意味しており、温度により  
 変化する鉄としての結晶構造と炭素との関係が高強度化を理解する鍵となる。すなわち FCC 構造で  
 は鉄中に多くの炭素が溶け込むことができるのに対して、BCC 構造ではごくわずしか炭素を溶け  
 込ませることができない。溶け込むことができない炭素は、鉄との炭化物として固体中に析出して  
 くる。このような現象を利用して材料の高強度化が可能となる。

図 3 は FCC 構造となる  $\gamma$  相 (オーステナイトと呼ばれている) となる高温で保持した後、種々  
 の速度で冷却したときどのような組織 (相) が得られるかを模式的に示したものである (連続冷却  
 変態曲線と呼ばれている)。冷却速度が大の場合には (図 3 ①)、炭化物が析出する時間的余裕がな  
 く、過飽和に炭素が溶け込んだまま BCC 構造に変化する (正確には BCC の立方体の一軸が溶け込  
 んだ炭素の影響で一方向に伸びた体心正方構造 (図 2 参照))。この変化は原子列を押し倒すよう  
 にせん断的に起こるため材料中に転位と呼ばれる欠陥が多数導入される。このような組織はマル  
 テンサイトと呼ばれ、多く溶け込んだ炭素と多数の転位が相互作用するため非常に高い強度を示  
 す (図 3 ①)。

一方、冷却速度が小さい場合には (図3 ③)、冷却の過程において図中にフェライトと示す線と交差する時点から BCC 構造を持つフェライトが生じ始めるが、炭素はフェライトに溶け込むことができないので、炭素はまだ結晶構造が変化していない FCC 構造のままのオーステナイト部分に押し出されて濃縮される。最終的にはその部分が炭化物とフェライトが層状に重なるパーライトと呼ばれる組織となる (図3 ③中の白い部分がフェライト、黒い部分がパーライト)。パーライト部分は硬いもののフェライトにはほとんど炭素が溶け込んでおらず、強度は低いが延性 (～伸び) に優れた材料となる。中間的な冷却速度を設定した場合には (図3 ②)、まず延性に優れたフェライトが生成した後で炭素が濃縮された残りの部分をマルテンサイトやベイナイトのような硬質な組織とすることができる。フェライトで延性を、硬質組織で高強度を確保し、高延性と高強度を具備した材料とすることができる。材料の化学成分 (炭素等) により図3の連続冷却変態曲線 (様々な組織 (相) がどのような温度と冷却速度との組み合わせで得られるかを示したもの) は変化する。成分を変え、適切な冷却条件と組み合わせることで強度を確保しながら他の特性 (延性など) を制御できることが鉄鋼材料の特徴である。

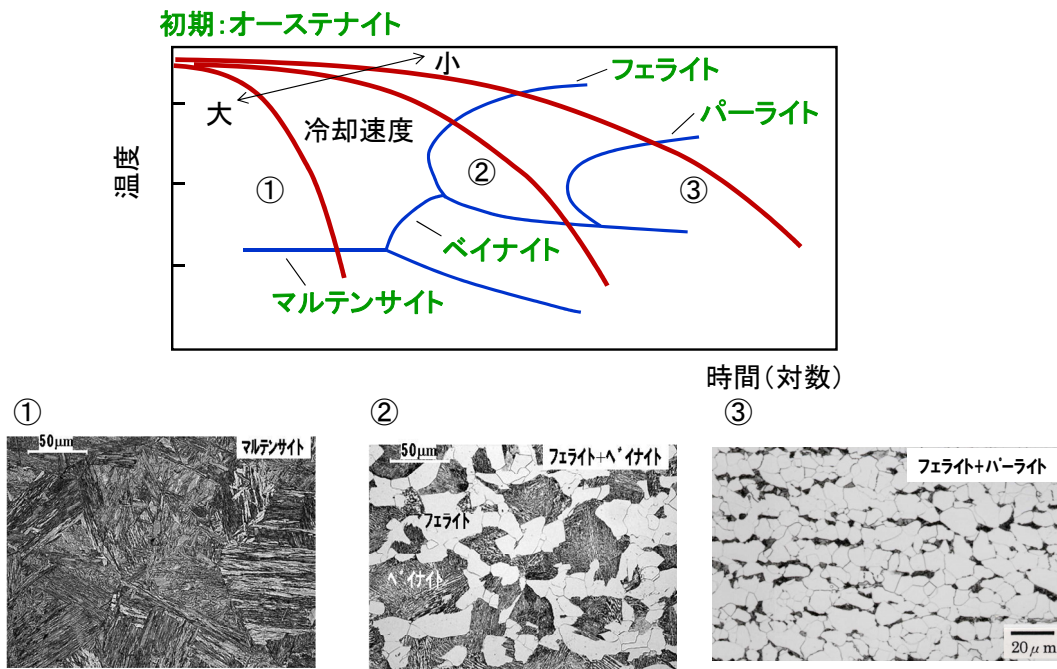


図3 冷却条件と材料組織の例

(①マルテンサイト、②フェライト+ベイナイト、③フェライト+パーライト)

溶融を伴う溶接を考えた場合にも図3の挙動は重要となる。たとえばスポット溶接においてナゲット部は溶接後電極により急速に抜熱されるため高冷却速度となる。そのため一般にナゲット部の組織はマルテンサイトとなり、強度が高いが延性あるいはじん性に問題を抱える場合がある。またその周囲の熱影響部 (HAZ : Heat Affected Zone) では組織が焼き戻され軟化が生じる場合がある。これらは溶接の継手強度に影響を与える場合がある。ハイテンは軟鋼板に比べて炭素等の合金元素添加量が多くなる傾向にあるため、ナゲット部の過度の硬化や HAZ の母材と比較した相対的な軟化が生じ、継手強度が低下してしまうことがある。これが最初に述べた高強度化に伴う溶接性の劣化の一般的な理解である。超ハイテンではさらに溶接性が厳しくなるため、それを乗り越えるための種々の溶接方法が検討されている。その詳細については後で述べる。

### 3. 先進的な自動車用鋼板

#### (1) 各種自動車用鋼板の適用部位

図4に自動車の模式図を示す。自動車用鋼板の適用部位はボディー系とシャシー系に分けられる。ボディー系はさらに車体外側を構成するパネル系部品と内側の骨格系部品があり、これらは比較的薄手であり冷延鋼板（防錆の必要な部位についてはめっき鋼板）が適用されることが多い。パネル系部品には高い意匠性が求められるため極めて成形性の良い軟鋼板や比較的低強度の高強度鋼板が使用される。骨格系部品には自動車の中で最も強度の高い鋼板が使用されており、超ハイテン（引張強さ980MPa以上の高強度鋼板がそのように呼ばれることが多い）やホットスタンプ工法を活用した1.5GPa級の材料が使用されている。シャシー系部品については比較的厚手（2mm超）ということもあり、熱延鋼板が使用されることが多い。従来は腐食による減肉代を確保するため薄肉化が困難と言われてきていた部位に関しても高強度化による軽量化が盛んに検討されている。

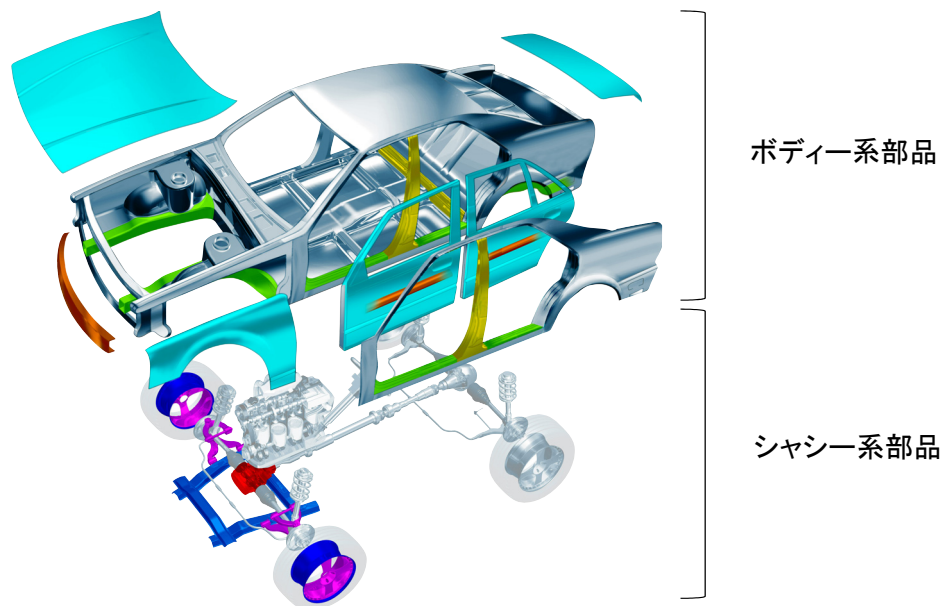


図4 自動車における薄鋼板の適用部位  
(ボディー、シャシー系部品)

#### (2) 種々の高強度鋼板の強度と延性（伸び）

図5は自動車用として適用が検討されている種々の高強度鋼板の強度と延性（伸び）との関係を模式的に示したものである。元来の自動車用鋼板は炭素含有量を低減してすべてをフェライト( $\alpha$ 相)とし、延性を高めた軟鋼板である。この基本の組織に対して固溶強化や析出強化、あるいは先述のように硬質組織を併存させた複合組織強化、などにより高強度化が行われる。一般に材料強化により伸びは低下していく傾向にある。従って図5では右下がりの領域を構成することになる。これらの鋼の多くは実用に供されており、実使用時の溶接性を勘案して比較的合金元素添加量の少ない化学成分を持つ鋼となっている。

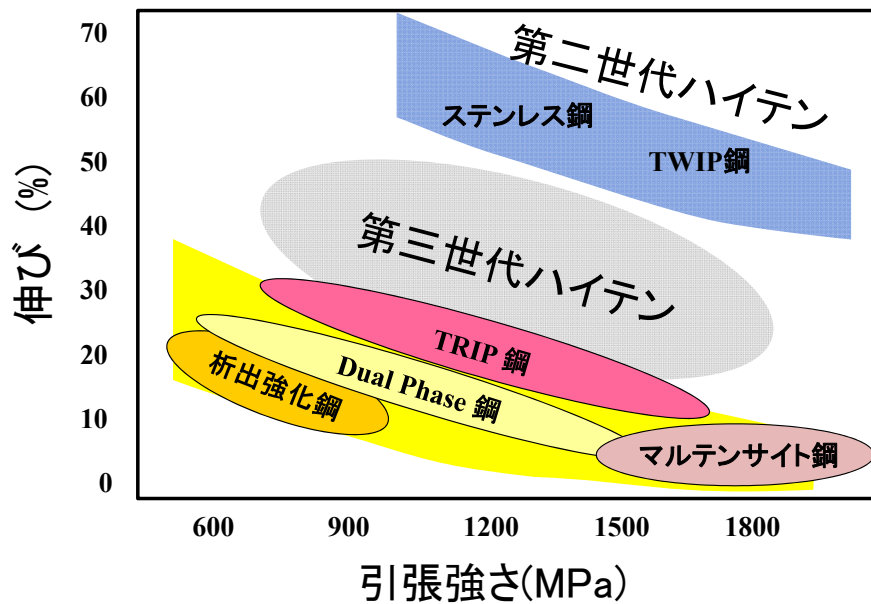


図5 種々の高強度鋼板の強度-延性バランス

一方、低合金の成分ではなく、多くの炭素やマンガンを添加し、1000MPa で 50%程度以上の伸びが得られることも報告されている<sup>2)</sup>。これらは変形中の双晶変形による加工硬化を活用していることから TWIP (TWining Induced Plasticity) 鋼と総称され、低合金系の高強度鋼と区別するため第二世代ハイテンと呼ばれることもある。これら第二世代ハイテンは一般に多量の合金元素の添加が必要のため高コストであり、また低合金系の材料に比べて製造性に課題を抱えているとされている。そこで最近では成分系の工夫と製造プロセスの最適化を行うことで現実的なコストで優れた特性の実現を目指そうという動きもあり、これらは総称して第三世代ハイテンと呼ばれている<sup>3)</sup>。

そこで役割を果たすのが前述の FCC 構造を持つオーステナイト ( $\gamma$ ) 相である。先ほども述べたようにオーステナイトは温度低下により BCC 構造を持つフェライト ( $\alpha$ ) 相に結晶構造を変化させる。しかしながら、オーステナイト中に十分に炭素(あるいはマンガン)を溶け込ませると室温でもオーステナイトが存在できるようになる(残留オーステナイトと呼ばれる)。図 6 に模式図を示すが、このオーステナイトは変形を加えると BCC 構造(正確には体心正方構造)であるマルテンサイトに変化する。マルテンサイトは硬質でありその部分が大きく硬化するため変形集中部位(ネッキング部)での変形が止まり、結果として延性(伸び)が大きくなる。これは TRIP (TRansformation Induced Plasticity) 現象と呼ばれている。第三世代ハイテンを開発しようとする試みの多くは TRIP 現象を起こす残留オーステナイトの組織分率を増やそうとするものが多い。このように高強度化による伸びの低下を抑制し、高強度薄鋼板の適用を拡大して行こうという動きが盛んになっている。しかしながら、TRIP 現象を利用するために炭素やマンガンを合金元素として多量に添加すると、溶接性が劣化してしまう。これは先述のように溶接時に生成する組織が高合金化により硬く、もろくなるためである。したがって低合金でありながら TRIP 現象を活用することが望まれる。その方法については後に述べる。

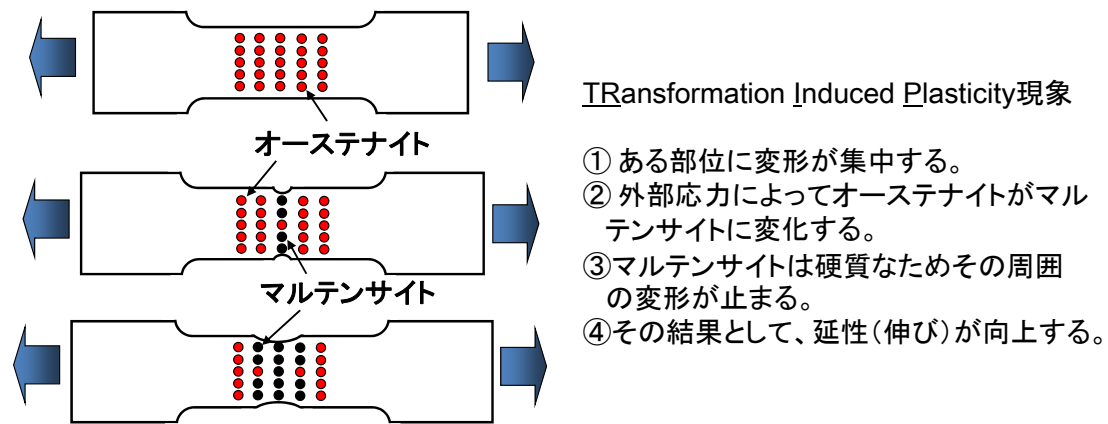


図6 オーステナイトによる延性(伸び)向上効果の模式図

種々のハイテン(超ハイテン含む)の中で最も広範囲に使用されている鋼板は図5に示した Dual Phase 鋼(DP 鋼と呼ばれることが多い)である。純鉄の場合はフェライトとオーステナイトとが共存する温度(変態点と呼ばれる)は融点等と同様に1点しか存在しないが、炭素のような合金元素が含まれる場合にはその添加量によりある温度範囲で二つの相が共存するようになる(詳しくは鉄系状態図を参照いただきたい)。温度の上限域ではオーステナイトが、下限域ではフェライトがほとんどを占める。したがってある合金元素を含む鉄鋼材料を二つの相が共存する温度域内で保持するとその保持温度に従ってフェライトとオーステナイトの分率が決まる。保持した後に急冷すると、オーステナイトがマルテンサイトに変化し、結果としてフェライトとマルテンサイトからなる組織が得られる(マルテンサイトの分率は保持温度により変えることができる)。これが DP 鋼の起源である<sup>4)</sup>。しかしながら現在ではそれ以外の相(例えば図3のベイナイト)を含む複雑な組織の場合も DP 鋼と呼ばれることが多い。その機械的特性の特徴は比較的低い降伏強度(あるいは降伏比)と優れた延性にある。このような特性は、強度を硬質相であるマルテンサイトに、低い降伏強度と延性を軟質相であるフェライト相に結び付けて議論されることが多い。

### (3) 980MPa 級超ハイテンの伸びと穴広げ性

軟質相と硬質相との組み合わせによるハイテンは単軸引張試験で評価される伸びに優れている。一方、他の加工性として“曲げ”を考えた場合にはその加工性が単軸引張試験での評価とは異なる場合がある。単軸引張試験の場合は硬質相の周囲を囲む軟質相が変形することにより優れた延性(伸び)を示す。一方、曲げの場合には変形が集中する場所が特定されるため、そこに硬質相があった場合には早期に破壊が生じるし、軟質相と硬質相とが隣接している場合にはその境界に変形が集中しやはり早期に破壊が生じる。すなわち曲げのように変形が特定部位に集中する場合には軟質相と硬質相の組合せの材料でなく、できるだけ同じ強度を示す相や組織で構成した材料が望ましい。実際のプレス成形では適用部位により求められる材料特性が異なる。材料に求められる成形性の分類とその特徴を図7に示す(詳しくはプレス成形難易ハンドブック(第4版)等を参照されたい)。材料の選択は必要とされる成形性を考慮して、材料の内部の相や組織の構成を考えていく必要がある。

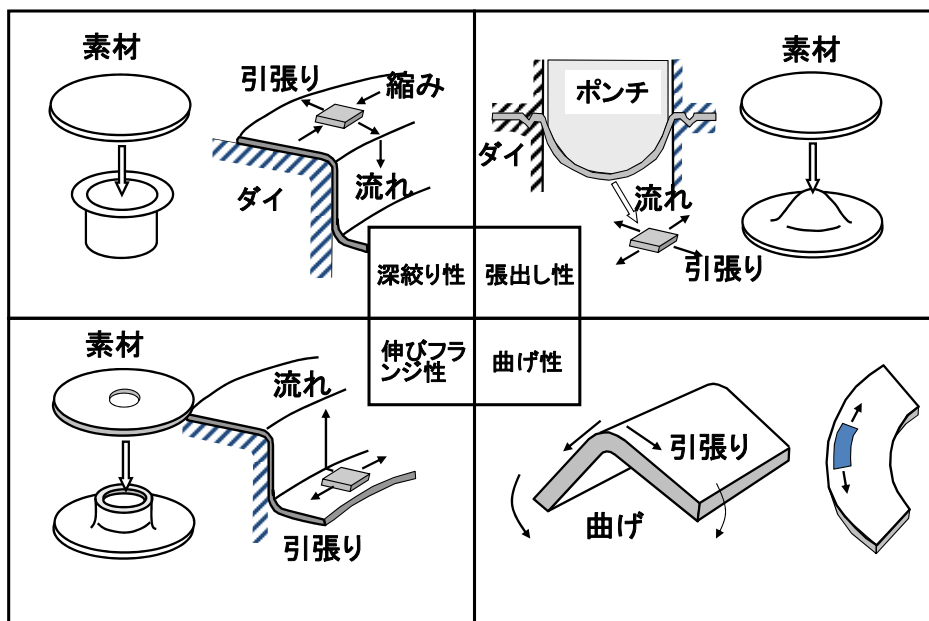


図7 プレス成形性の分類と変形の特徴

図8は980MPa級超ハイテンの伸び（単軸引張試験）と穴広げ値（ここでは曲げの指標とお考えいただきたい。曲げ性の良いものほど穴広げ値が高い傾向がある。）の特徴を示したものである<sup>5,6)</sup>。高伸び型は加工硬化能に優れる一方、穴広げ値（～曲げ性）は低い。このような鋼は、張出しや絞り成形性に優れるため複雑な形状の部品への成形に適している。しかしながら図7に示す伸びフランジ加工などを必要とする部品に対しては穴広げ値に優れた鋼板が必要となり、均一組織への制御が望まれる。これらの中に位置するのがバランス型であり、軟質相の硬度を高め、硬質相との差を小さくすることで伸びと穴広げ性を両立させている。このように用途に応じて選択できるような伸びと穴広げ値の異なる組合せを特性値として持つ超高強度冷間圧延鋼板が開発され、適用されている<sup>7)</sup>。また、このような780～1180MPa級のハイテン/超ハイテンでは強度確保のために、炭素を中心とした合金元素濃度が高くなり、良好なスポット溶接継手強度の確保が容易ではなくなる。これらに対して低炭素等量の成分系を採用した良スポット溶接性の超高強度鋼板も開発されている<sup>8,9)</sup>。

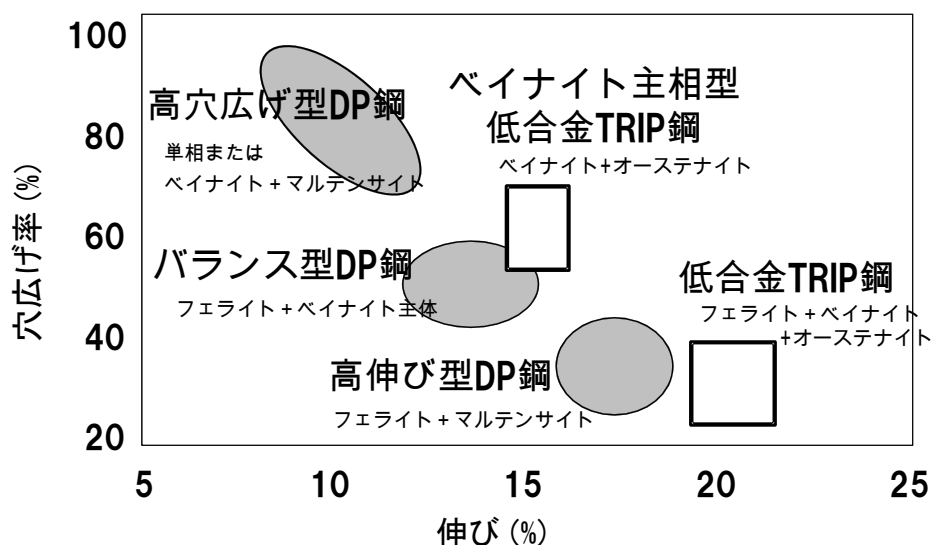


図8 980MPa級超ハイテンの伸び-穴広げ性（～曲げ性）バランス

TRIP 現象を活用した TRIP 鋼を製造する場合には合金添加を抑制しつつ残留オーステナイトを得ることが溶接性確保の観点から重要になる。そのためには図 9 に模式的に示すように冷却条件を適切に制御する必要がある。冷却中に炭素が溶け込まない相(フェライトやベイナイト)を生成させて、残部に炭素を濃縮することで全体の炭素添加量は抑えた上でついには室温でもオーステナイトを得ることができるようになる(残留オーステナイト)。高温からの冷却時にまずフェライトを生成させる。さらには 400℃近傍で温度を保持することによるベイナイトを生成させ、残部のオーステナイトにさらに炭素を濃縮させることで低合金の TRIP 鋼を得ることができる。この際炭素を残部のオーステナイトに濃縮させず消費してしまうマルテンサイト(=炭素は過飽和に溶け込んだままとなる)やパーライト(フェライトと炭化物の層状組織であり炭化物となるためオーステナイトに炭素が濃縮しない)の生成を避ける冷却条件を選択することが重要である。

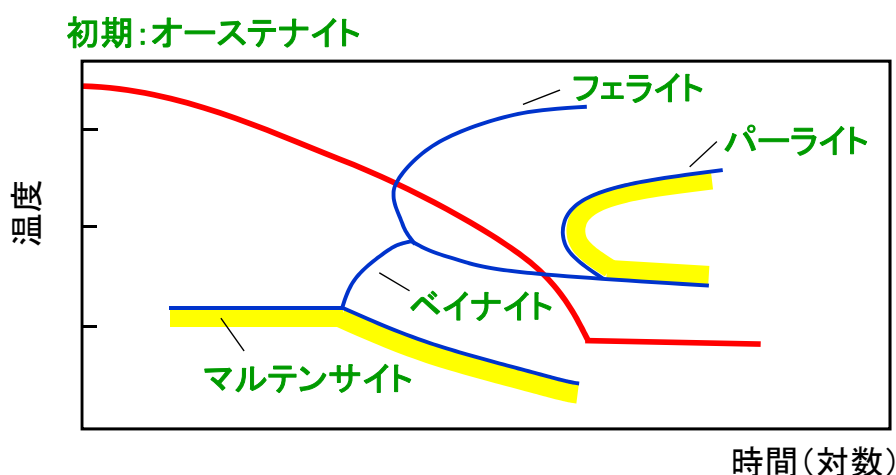


図9 残留オーステナイトを得るための冷却条件(模式図)

フェライト+ベイナイトを主相とした 980MPa 級の低合金 TRIP 型冷延ハイテンの特性値が報告されており、穴広げ性は低いものの、20%と言う大きな全伸びを示す材料となっている。また、穴広げ性や曲げ性を極力担保しながら延性を向上させるためにベイナイトを主相とした低合金 TRIP 鋼も提案されている<sup>6),10)</sup>。その特性値もあわせて図 8 に示す。ベイナイト自体の延性が乏しいためにフェライト+ベイナイトを主相とした TRIP 鋼ほどの延性は確保できていない。しかしながら、延性と穴広げ値の両方が高いレベルで必要とされる部品への適用が期待できる。

#### (4) 1180MPa 級高延性超ハイテン

さらなる高強度化として、複雑形状部品への 1180MPa 級高延性超ハイテンの適用も始まっている<sup>11)</sup>。最適な成分設計と製造プロセスにより、材料の組織を極限まで微細化させる技術を確立し、硬質相と軟質相の最適な組織分率を持った複合組織を開発したとの報告がなされている<sup>12)</sup>。その一例を図 10 に示す。これは走査型電子顕微鏡 (SEM : Scanning Electron Microscope) により観察されたものであり 1μm 以下の構成要素を持つ複雑な組織が形成されていることが分かる。フェライト、マルテンサイト/ベイナイト、オーステナイト、からなる組織であるが、これらを微細分散させることにより、高延性と高穴広げ値が両立できることが報告されている<sup>12)</sup>。この 1180MPa 級高延性超ハイテンは冷間プレス成形により車体の骨格系部材に適用されている<sup>11)</sup>。このような自動車用超ハイテンは先に図 5 で述べた第三世代ハイテンの先駆けであると考えられる。

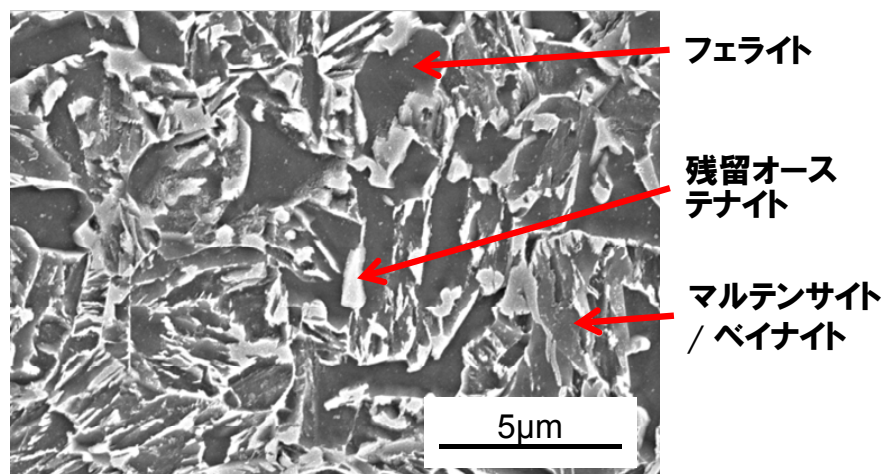


図 10 1180MPa 級高延性超ハイテンの材料組織

(5) ホットスタンプ技術の適用

自動車用部品は冷間プレスにより形状が成形されることが多い。これまで見てきたように高強度化にともなう延性の劣化が鋼板側で改善する取り組みが行われることによりハイテン、超ハイテンの適用は拡大してきた。一方、近年拡大してきているホットスタンプ技術は、冷間プレス時の課題（破断や形状不良）と材料の超高強度化を同時に達成できる優れた手段である。図 11 にその模式図を示す。この技術では 900℃程度まで加熱しオーステナイトとした鋼板をプレス成形し、金型内で冷却することにより焼き入れを行い、マルテンサイトとする技術である。従来、熱処理ひずみを嫌う機械部品に適用されていた技術であるが、自動車部品への適用が急速に進んでおり、ドアビーム、バンパーレインフォース、ピラーレインフォース等が実用化されている。成形後には主に鋼板の化学成分で決まる強度（炭素量 0.22mass%で最終的に 1.5GPa 程度）の部品を得ることが出来る。ホットスタンプにおいては高温で成形されることからプレス荷重は小さく、また金型内でマルテンサイト変態が起こることから冷間プレスの場合にスプリングバックを引き起こす残留応力が小さなものとなるため良好な形状凍結性も同時に達成されることが知られている<sup>13)</sup>。当初 1.5GPa 級の材料が実用化され、ホットスタンプ後のスケール除去が不要となるめっき鋼板 (Al や Zn) も実用化されており、最近では 1.8GPa 級のホットスタンプ成形部品も実用化されている<sup>14)</sup>。

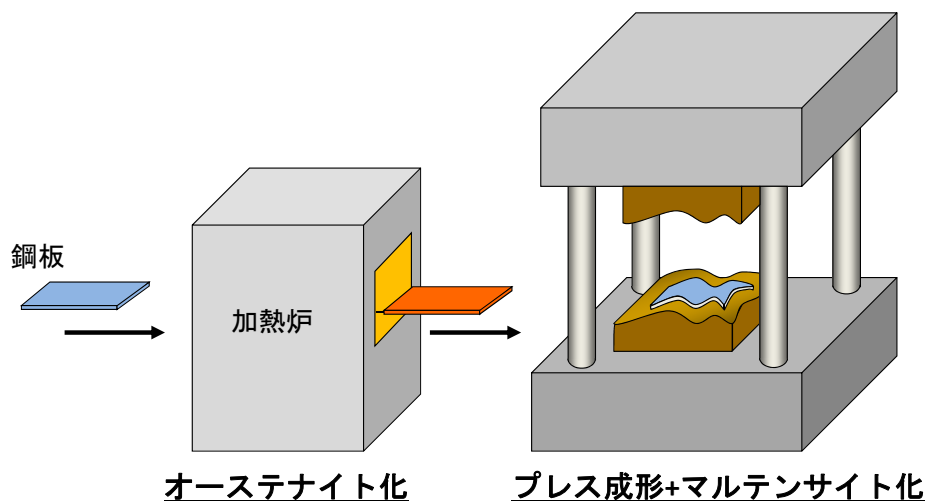


図 11 ホットスタンプ技術による部品製造の模式図

#### 4. 材料の特性と溶接性

自動車の車体は多数の部品によって構成され、主に抵抗スポット溶接（数千点）で組み立てられている。それ以外にもレーザ溶接やアーク溶接、接着、機械接合、摩擦攪拌接合、等の様々な手法が適用されている。

それではハイテン、超ハイテンの溶接継手強度はどのようなものになるであろうか？最も多く使用される抵抗スポット溶接における継手強度の指標として、引張せん断強さ（TSS：Tensile Shear Strength）と十字引張強さ（CTS：Cross Tension Strength）がある。TSSはせん断方向の、CTSは剥離方向の継手強度であると考えられている。図12はナゲット径を一定にした場合の引張せん断強さと十字引張強さに及ぼす材料強度の影響を示したものである<sup>15)</sup>。TSSは、800MPa程度までは強度とともに比例的に増加しており、その後も増加率は低くなるものの強度とともに増加している。一方、CTSは800MPa程度以上でむしろ低下している。従来、高強度化に伴いCTSが低下するのは、炭素当量（後述）が増加するためと考えられてきたが、それに加えて母材強度の増加に伴ってナゲット周辺部での変形量低下と、その結果生じるナゲット近傍での応力集中が影響しているとの指摘もある<sup>15)</sup>。また、これらの溶接継手試験では試験片の回転や面外変形が発生する場合があります、TSSやCTSが継手の純粋なせん断または剥離強度を表してはいないことにも注意が必要である。

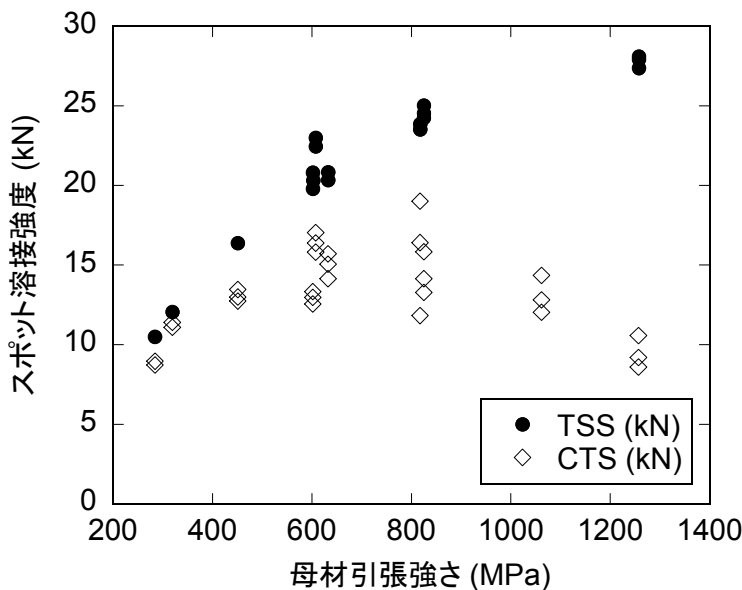


図12 TSSとCTSに及ぼす母材引張強さの影響  
(板厚1.6mm、ナゲット径6.7mm)

抵抗スポット溶接における添加元素の影響に関しては様々な検討が行われている。種々の添加元素の影響を一つの指標で表現しようとするのが炭素当量 (Ceq) の考え方であり、その一つとして以下のような式が知られている<sup>15)</sup>。

$$Ceq = C + Si/30 + Mn/20 + 2P + 4S \quad (1)$$

ここに、C、Si、Mn、P、Sはそれぞれ炭素、珪素、マンガン、リン、硫黄の鋼中濃度 (mass%) である。この式は特に上述のCTSについて検討されたものであり、炭素、珪素、マンガンは溶接部の硬さ上昇に影響し、リンや硫黄はぜい化を誘発すると考えられている。この炭素当量が0.24以下の

場合には十字引張試験において破断形態が良好（ナゲット外でプラグ破断が起こる）で CTS の値も低下しないとされている。炭素、珪素、マンガンは固溶強化等により直接鋼板の強度に関与するが、それと同時に鋼の種々の組織（フェライト、ベイナイト、マルテンサイト等）の生成速度も変化させる。先述のように限られた添加元素の範囲内で高強度化するためには硬質相/組織の制御が重要であり、(1)式のような制約も考慮しつつ添加合金元素を最適化していくことが今後も重要となってくる。

高強度側で低下していく CTS の改善に関する検討が行われている<sup>17-19)</sup>。その一つがナゲット形成のための本通電後に短時間の冷却時間を設けた後に通電を行う手法である<sup>18)</sup>。図 13 は板厚 2mm のホットスタンプ材に対して 2 段通電方式によりスポット溶接を行い、CTS を測定した結果である<sup>20)</sup>。その通電パターンもあわせて図 13 に示す。後通電時間が 5 サイクルの場合には CTS は冷却時間 6 サイクルでピーク値を示している。また冷却時間が長い場合（35 サイクル）でも後通電時間を 5 サイクルから 20 サイクルに変化させることで CTS が向上することが分かる。この向上は後通電によりナゲット端部のリンなどの元素の凝固偏析が緩和されるためであると考察されている。CTS の向上には炭素の低減や珪素の増加が有効であるとの報告もあるが、上述したようにこれらの元素は鋼板の特性制御にも重要な働きを持っている。最初に述べたようにハイテン/超ハイテンは様々な制約条件の中で可能な製造可能範囲を見つけていく必要がある。

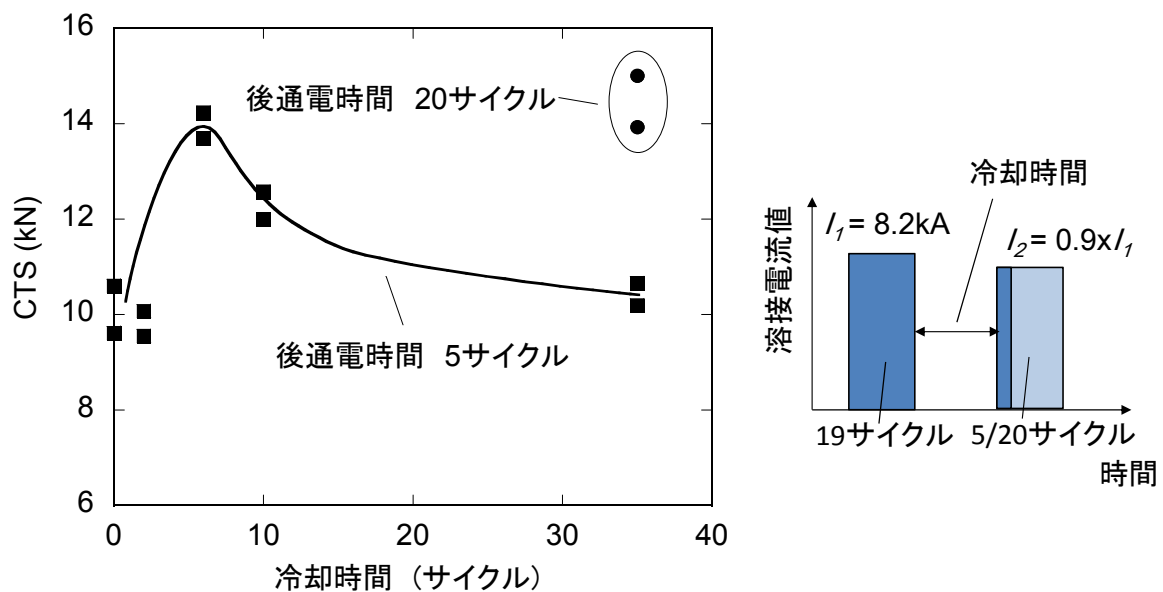


図 13 2 段通電方式でスポット溶接した継手の十字引張強さ (CTS)

経済的な観点や管理方法の知見などから、自動車の組み立て工程においては現在も抵抗スポット溶接が接合技術の主流である。しかしながら、最近では作業能率向上や閉断面構造での片面溶接<sup>21)</sup>、溶接の連続化を目的にレーザ溶接やレーザろう付も使われつつある<sup>22),23)</sup>。レーザ溶接技術は装置の進歩により大出力化が進められている。また、リモート（スキャナ）レーザを用いた溶接法も実ラインへの適用が検討されており、スポット溶接を併用したハイブリッドスポット溶接のような新しい手法も提案されている<sup>24)</sup>。

以上のように、ハイテン/超ハイテンの適用が進むにつれて、溶接は難しくなる方向にあることは間違いない。しかしながらそれに対応する技術も開発されつつあり、材料と利用技術との組み合わせが自動車のさらなる安全性向上や軽量車体の実現に貢献するものと考えられる。

## 5. おわりに

鉄鋼材料は身近な材料であるが、その進化を実感する機会は多くはないと考えられる。しかしながら、近年の自動車用鋼板は構造材料としては他に類を見ない変化を遂げており、部位にもよるが 2000 年頃の 2 倍を超える強度の超ハイテンが適用されるようになってきた。

ここでは材料の結晶構造と炭素との関係から、少ない合金元素量で超高強度を得ることができる自動車用鋼板の特徴を述べた。今後さらなる軽量化や衝突安全性の向上に貢献しうる新しい材料（第三世代ハイテン）とその実現の鍵となる残留オーステナイトについて解説した。また、その先駆けで現在適用が開始され始めた材料についても紹介した。

自動車の場合、素材が成形され、それらがきちんと構造物となることが重要である。したがって溶接性の確保が重要かつ大きな課題となる。自動車用鋼板分野は、材料開発と同期して加工、溶接などの利用技術開発が行われることで発展してきた。今後も高度化するニーズに対応するためには材料開発と利用技術に関する技術革新を進めて行く必要がある。鉄鋼材料開発・利用技術が世界をリードする我が国の自動車産業を支えるものづくりの基盤となることを期待したい。

## 参考文献

- 1) 高橋学：自動車用高強度鋼板の開発、新日鉄技報、378 (2008)、2-6
- 2) B.C.De Cooman et al.: Proc.of Microstructure and Texture in Steels, Jamshedpur, p.165-183 (2008)
- 3) D.K.Matlock et al.: Proc.of Microstructure and Texture in Steels, Jamshedpur, p.185-205 (2008)
- 4) 例えば、S.Hayami and T.Furukawa: Proc.of Microalloying 75, Session 2A, Vanitec, London, p.78-87 (1975)
- 5) 野中俊樹ほか：新日鉄技報、Vol.378、p.12-14 (2003)
- 6) 中屋道治ほか：R&D 神戸製鋼技報、Vol.59、No.1、p.46-49 (2009)
- 7) K.Yamazaki, et al.: Proc.of Conf. on Microalloyed HSLA Steels, World Materials Congress, ASM 32 (1988)
- 8) 吉永直樹ほか：自動車技術会 2004 年秋季学術講演会前刷集、20045745
- 9) 大沢一典ほか：自動車技術会 2002 年秋季学術講演会前刷集、106-02、9
- 10) 橋本俊一ほか：鉄と鋼、Vol.88、No.7、p.42-47 (2002)
- 11) 石内健太郎ほか：自動車技術会 2013 年春季大会前刷集、No.76-13、20135420、p.9-11 (2013)
- 12) 川田裕之ほか：自動車技術会 2014 年学術講演会前刷集、No.46-14、p.5-8 (2014)
- 13) 瀬沼武秀ほか：ふえらむ、Vol.11、No.2、p.86-93 (2006)
- 14) 匹田和夫ほか：まてりあ、Vol.52、No.2、p.68-70 (2013)
- 15) 及川初彦ほか：新日鉄技報、385 (2006)、36-41
- 16) 佐久間康治ほか：新日鉄技報、378 (2003)、30-34
- 17) 宮崎康信ほか：新日鉄住金技報、409 (2017)、10-22
- 18) 若林千智ほか：新日鉄住金技報、409 (2017)、55-62
- 19) 谷口公一ほか：JFE 技報、34 (2014)、8-13
- 20) 古迫誠司ほか：新日鉄技報、393 (2012)、69-75
- 21) 松下宗生ほか：JFE 技報、30 (2012)、32-37
- 22) 内原正人：溶接学会誌、77-8 (2008)、10-18
- 23) 大北茂ほか：新日鉄技報、385 (2006)、2-9
- 24) 内藤恭章ほか：新日鉄技報、393 (2012)、76-82

<略歴>

**上 西 朗 弘 (うえにし あきひろ)**

---

1994 年 京都大学 工学研究科 金属加工学専攻 修了

1994 年 新日本製鐵株式会社 入社

2003 年 博士号取得 (パリ第 13 大学)

2017 年 新日鐵住金株式会社 薄板研究部 部長

現在に至る