

ものづくり基礎講座 鉄鋼材料（第 61 回技術セミナー）

東北大学金属材料研究所 正橋直哉

1. はじめに

図1はベルギーのブリュッセル郊外にあるアトミウムと称する高さ102mのモニュメントです。鉄の結晶構造（体心立方構造:bcc）を1650億倍に拡大したもので、原子力の平和利用を願って設計されたそうです。鉄は地殻中で酸素、シリコン、アルミニウムに次いで4番目に多く存在する元素で、私たちの生活に深く関わっています。融点は1535℃と高く、いろいろな元素と合金化させることで、強度、耐食性、防振性など多彩な機能を付与できます。また外部から磁場を印加すると、磁気モーメントが磁場方向に揃う強磁性体であることも特徴です。



図1 アトミウム（ブリュッセル）

鉄の紹介で避けられないのが宇宙の起源で、物質創成に関わります。高温で高密度な状態のエネルギー場では、自らのエネルギーで爆発がおこり水素原子が生成します。水素原子は集合して恒星となり、水素原子の濃淡と核融合による重元素生成により銀河の原型ができたと言われています。水素の核融合により原子番号が一つ大きなHe(α粒子)を生成し、その際大きなエネルギーを放出します。このエネルギーを基にさらに核融合が進み、原子番号が一つずつ増加しますが、放出エネルギーは徐々に小さくなります。そして生成する元素で最も結合力の大きい元素のFeで核融合反応は終了し、それより重い元素は核分裂により生成されますので、Feは最も安定な元素とみることができます。図2は原子の結合エネルギーの核子数（陽子数と中性子数の和）依存性ですが、Feが最大であることが判ります。

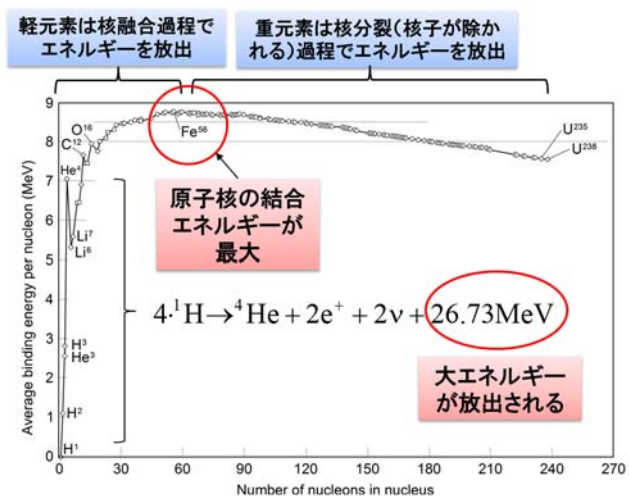


図2 原子結合エネルギーの核子数依存性

2. 鉄をつくる

鉄は酸化鉄を主成分とする鉄鉱石を高炉で還元して作ります。鉄鉱石にはシリカ (SiO_2) やアルミナ (Al_2O_3) などが含まれますので、石灰石 (CaCO_3) を加えて約 $2,200^\circ\text{C}$ まで熱し、低粘性のスラグとして、鉄（銑鉄と言います）と分離します。この時にできるスラグは比重が銑鉄よりも小さいために、熔融状態で銑鉄の上に浮きますから、容易に回収でき、舗装材や高炉セメントに使用されます。ちなみに、銑鉄 1 トを作るには、鉄鉱石 1.6 ト、コークス 0.4 ト、石灰石 0.1 トが必要と言われています。鉄鉱石に使用する還元剤は、コークス中の炭素および CO ガスで、還元と同時に鉄への浸炭が起こり、銑鉄は約 4% の C を含みます。銑鉄は転炉に移され、空気や酸素を主体とするガスを吹き付けることで、炭素を CO に燃焼させますが、そのときに発生する熱（発熱反応）を熱源とし、銑鉄中の C を CO として除去し、約 1.7% の C を含む溶鋼とします。また転炉内に吹き付けた酸素により、溶銑中にあるケイ素やリンが、二酸化ケイ素 SiO_2 やリン酸イオン PO_4^{3-} に酸化してスラグとなり溶鋼と分離させます（図 3）。このように転炉では鉄の脱炭と不純物の酸化除去反応が進行しますが、特に溶鋼の純度を上げるため

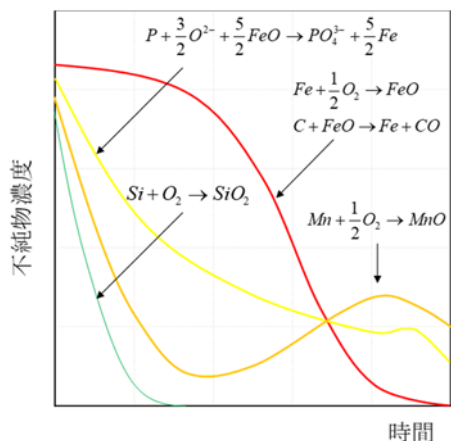


図 3 転炉による不純物濃度の低減

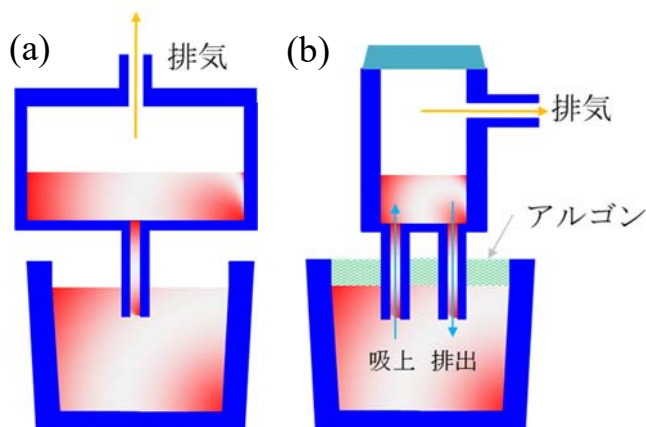


図 4 (a) DH と (b) RH 真空脱ガス法

に真空脱ガス法が採用されます。中でも RH 法と DH 法を採用することで溶鋼中の不純物を効率よく除去できます（図 4）。DH 法は 1956 年に西独の Dortmund Horder Union 社（現 Hoesch Hutten Werke 社）により、また RH 法は 1959 年に西独の Rheinstahl Huttenwerke 社と Heraus 社により開発されました。DH 法は 1959 年に八幡製鉄(株) に、RH 法は 1961 年に富士製鉄(株) に、それぞれ他国にさきがけて技術導入された技術です。真空槽寿命の観点からは、溶鋼が連続的に流動する RH 法の方が耐火物に対して苛酷ですが、DH 法は真空槽外径が取鍋内径より大きいという難点があります。転炉で精錬された溶鋼の C 量は 20 ppm 以下まで下げられ、P や S はそれぞれ 70 ppm あるいは 30 ppm まで低減します。

図5は転炉で精錬された溶鋼を固めて、スラブ（巨大な鋼の casting 片）を作る連続 casting の模式図です。転炉から取り出された溶鋼は、取鍋から下部の casting 型に連続的に流し込まれて冷却します(a)。取鍋内の溶鋼は中間容器（タンディッシュ）を介して中空の水冷却 casting 型に一方から注入し、他方から連続的に引き抜くことで連続的に溶鋼を casting します(b)。冷えて固まった鋼は、所定の長さに切り分けられて、1つが10～20トンのスラブと称する塊になります。スラブは熱いうちに熱間圧延工程に送られますが、厳しい用途に使用される鋼の場合は、表面・内部欠陥の検査のために冷却後に圧延工程に送られます。

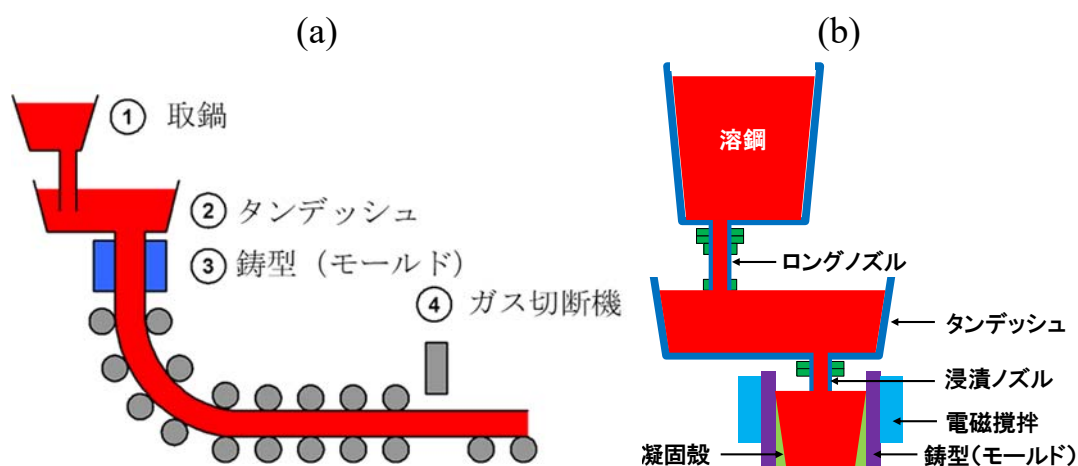


図5 (a) 連続 casting の模式図と (b) 溶鋼から casting 型に注入するタンディッシュの周辺図

3. 鉄-炭素合金

図6は、Fe-C 二元系平衡状態図です。一般に鋼とは、オーステナイトでの炭素の最大固溶量の2%以下に対して称されることが多いようですが、明確な規定はありません。図6からFeに固溶するC量と温度によって、平衡相が変わるこ

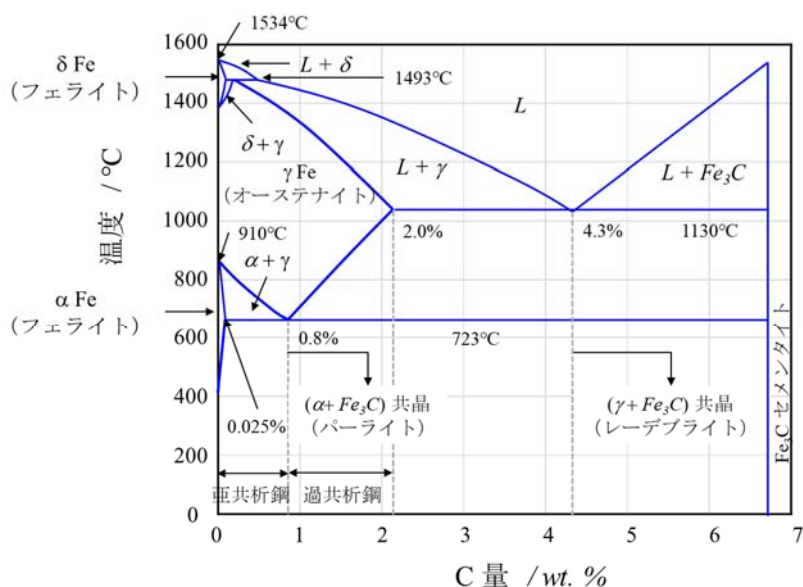


図6 鉄-炭素二元系平衡状態図

とが判ります。0.8% C 組成では共析反応がおこり、セメンタイト (Fe_3C) とフェライト (α 相) が薄層で交互に並ぶパーライトと称する組織が現れます。その組成より低炭素側を亜共析鋼、高炭素を過共析鋼と称し、亜共析鋼では初析フェライトがオーステナイト粒界に析出する傾向にあるのに対し、過共析鋼ではオーステナイト粒界にセメンタイトが析出する傾向にあります。なお、慣用的に炭素量が 0.007 %より少ない場合を工業用純鉄と称し、0.007 %より多く 1.2 %より低い場合を鋼、2.0 %から 4.5%の場合を鋳鉄・銑鉄と称します。

図 7 は鉄炭素合金の引張試験による応力歪み線図ですが、赤線のように明瞭な降伏が確認できます。この試料を水素気流中で熱処理を施して引張試験を行うと、青線の様に降伏が消失します。降伏は鉄の格子中に存在する転位が侵入型元素である C や N による固着により、転位の運動が阻害されることに起因します (Cottrell 雰囲気)。

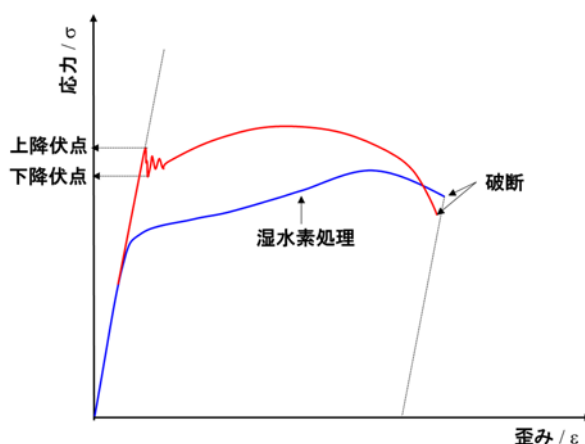


図 7 鉄炭素合金の引張試験による応力歪み線図

た転位が動こうとする時の抵抗が上降伏点として現れ、さらに高い応力負荷により、転位が固着から外れたり固着されない転位の増殖で下降伏点が見られます。湿水素処理は、侵入型元素の C を CH_4 に、N を NH_3 として除去します。転位は固着されることがなく自由に運動できるようになった結果、青線のように明瞭な降伏が現れなくなります。図 9 は炭素鋼の衝撃試験により求めた衝撃値の温度依存性ですが、炭素鋼の C 量が高いほど、DBTT が高温側にシフトして衝撃値が低下し、固着される転位量が増加し強化するものの、脆化が進行することがわかります。

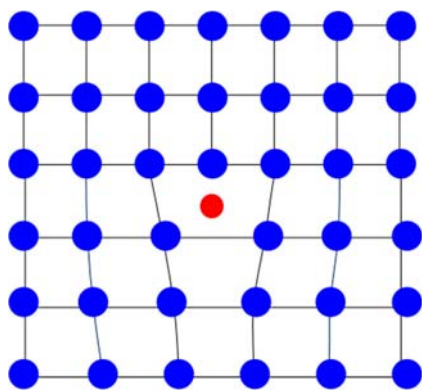


図 8 転位を固着する侵入型元素 (赤丸)

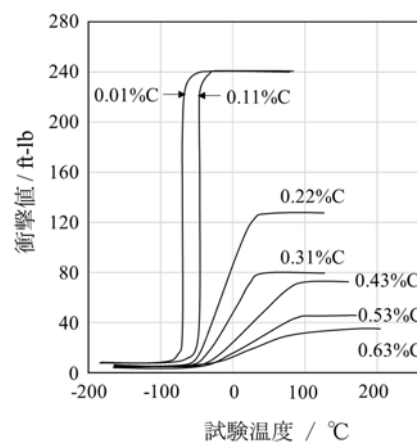


図 9 炭素鋼の衝撃値の温度依存性

体心立方構造 (bcc) のフェライトは低温では α 、高温では δ フェライトと称し、C 量が少ないため固溶強化が低く、その強度は 1GPa にも達しませんが、加工性に優れます。高温の面心立方構造 (fcc) のオーステナイト相から焼入れし、共析点の A_{r1} 点 (r は冷却) とマルテンサイト変態開始温度の M_s 点の間で等温処理により得られる組織をベイナイトと称します。ベイナイトは表面起伏を示すもののマルテンサイトほどの多量の転位は含まず、生地のおーステナイトと結晶学的な方位関係がありますので格子変態といえます。上ベイナイト (450°C) 中の Fe_3C と α との格子関係はパーライトと類似し、下ベイナイト (200°C) 中のそれは焼戻マルテンサイトと類似します。フェライトよりも強度が高く、最高で 1.5 GPa 程度です。オーステナイトから急冷すると、 M_s 点で格子変態により多量の C を体心正方格子中に固溶した相となり、マルテンサイトと称します。 $10^{16} m^{-2}$ 以上の多量の転位を含有することから、鉄鋼の中で最も硬い組織で、その強度は 4.5 GPa にも達します。約 200°C 以上で形成するマルテンサイトは C 量が低く、マッシュプあるいはラス状マルテンサイトと称するのに対し、100°C 以下で形成するマルテンサイトは C 量が高く、レンズ状あるいは笹の葉状マルテンサイトと称します。セメンタイト (Fe_3C) とフェライト (α 相) が薄層で交互に並ぶパーライトの強度は最大で 1.2 GPa 程度ですが、共析組成近傍でパテンティング処理を施して微細化し、冷間引き抜き後に約 300°C で熱処理を施すと、強度が 6 GPa 程度まで増加し、超高鋼線として実用に供されます。なお、パテンティング処理とは鋼をオーステナイト化した後に、 A_{r1} 点以下の温度で等温保持する処理を称し、550°C 程度の Pb 浴で保持するときわめて微細なパーライト組織を得ることができます。図 10 に (a) フェライト、(b) オーステナイト、(c) パーライト、(d) マルテンサイト、(e) 上部ベイナイト、(f) 下部ベイナイトの典型的な組織を示します。

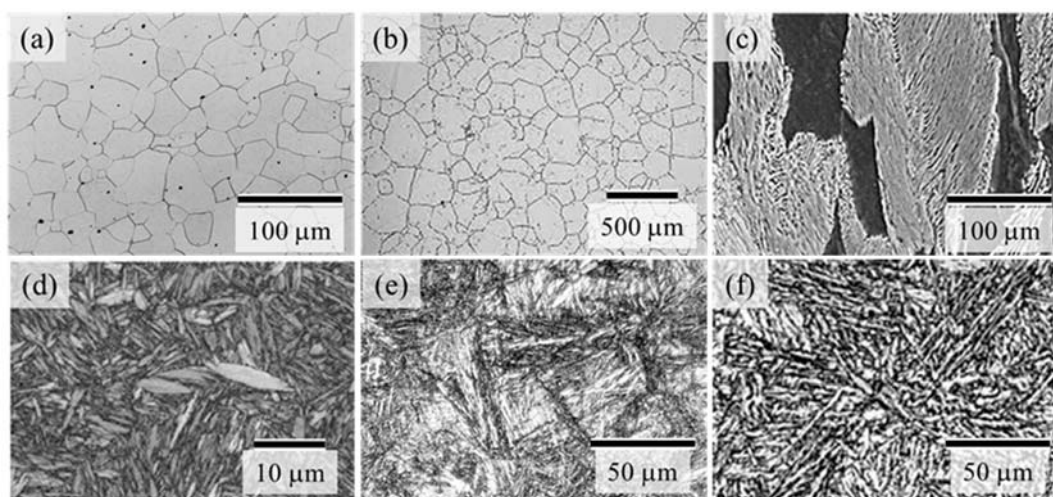


図 10 鉄炭素合金の組織 : (a)フェライト、(b)オーステナイト、(c)パーライト、
(d) マルテンサイト、(e)上部ベイナイト、(f) 下部ベイナイト

4. 鋼の種類と合金化

鋼は炭素だけを主要合金元素とする「炭素鋼」と、炭素に加え、Mn, Si, Ni, Cr 等の合金元素を加えた「特殊鋼」に大別できます。「特殊鋼」は「合金鋼」とも称し、添加元素の種類と量によって、高張力、靱性、耐食性、高温強度、耐摩耗性、高磁性等の性質を持たせます。また、合金元素量の多少で、高合金鋼、低合金鋼に分けられます。特殊鋼という名前は、合金元素の種類、製造法、または熱処理に特別な配慮が払われる鋼の意味があり、高級炭素鋼（工具鋼、はだ焼鋼、など）を含む場合があります。これに対し通常の大量に生産される炭素鋼を普通鋼と称することがあります。図 11 に主な普通鋼と特殊鋼の分類と用途を纏めます。

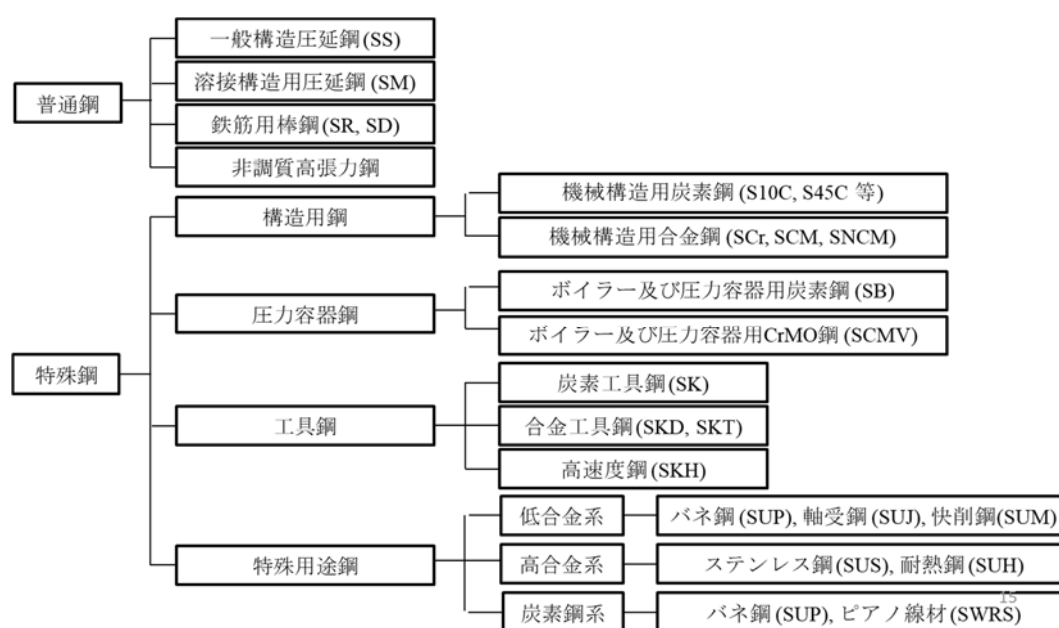


図 11 主な普通鋼と特殊鋼の分類と用途

合金元素の役割は多彩ですが、本稿では機械的性質、特に強度に焦点をあてて記載します。合金元素による機械的性質への影響として、第一に紹介するのが固溶強化です。添加量が固溶限内であれば強化が働き、固溶強化はサイズ効果と剛性率効果に分けられます。前者は鉄の結晶格子に固溶することで発生する歪みに起因し、侵入型元素と置換型元素によって異なります。格子の隙間に固溶する侵入型元素は格子を歪ませる効果が大きく、C と N が代表です。一方、後者は同じサイズでも、合金元素の剛性率が異なることで現れる強化で、その原因は弾性的に鉄と異なる溶質元素と転位との間で発生する相互作用に起因し、W が代表です。しかし、固溶限を超えた場合、添加した元素は母相に固溶できませんから、母相や粒界などに偏在し、脆化の起点になる可能性があります。

第二は粒界強化です。粒界は原子配列が規則的な結晶粒がぶつかる領域で、配列の規

則性が損なわれる結果、自由エネルギーが高くなります。そのため自由エネルギーを低減させるために元素の偏析が起こりやすく、偏析元素によっては粒界を強化したり逆に弱めたりします。粒界偏析による粒界脆化への影響は、偏析による原子間距離の変化、粒界における 2 原子間結合エネルギー、偏析による粒界原子間結合力の観点から説明されています。図 12 は AISI3340 鋼 (Fe-0.4C-0.45Mn-3.5Ni-1.5Cr) の DBTT (延性-脆性遷移温度) の温度変化に及ぼす偏析原子のサイズの影響を示した図ですが、Sn, Sn, As, P が粒界脆化を引き起こすのに対し、C と B が強化していることを示します。

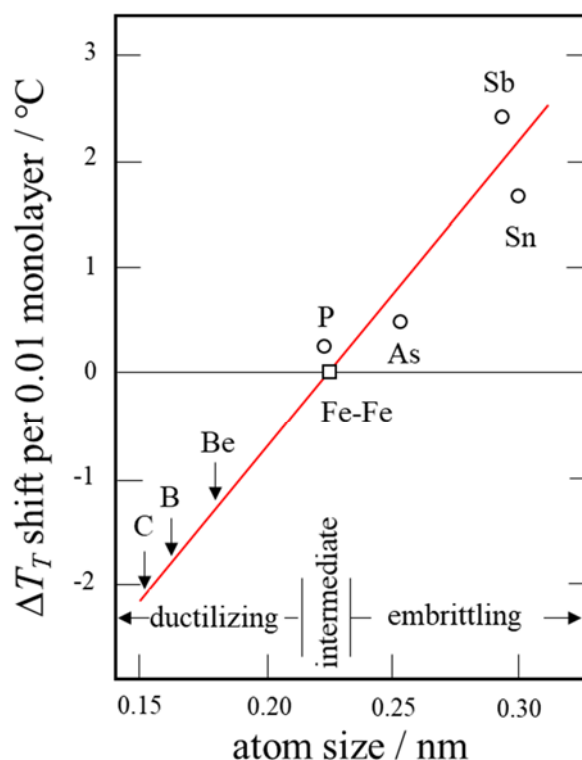


図 12 粒界結合力の偏析元素のサイズ依存性

第三は析出強化です。析出強化は第二相による強化の一方法ですが、その機構は転位の運動をいかに阻害するかにあり、運動する転位と衝突するとき切断されない強さを持つ析出物を微細に分散させることが必要です。鉄鋼材料では窒化物や炭化物が利用されますが、これらの析出物を形成しやすい合金元素として、Nb, V, Ta, Ti, Al などがあげられます。図 13 は Nb 添加鋼を加工した時の組織ですが、(a)の写真から青線で示した線状の転位が、赤丸の微細な析出物の箇所で折れ曲がっているのが観察できます。赤丸の析出物を拡大したのが写真(b)ですが、サイズは数十 nm で電子線回折から NbC であることがわかります。実用の鉄鋼材料では、単に析出物を形成しやすい合金元素を添加するだけでなく、後述する加工熱処理と併用することで、強化に有効な微細析出物を分散させています。

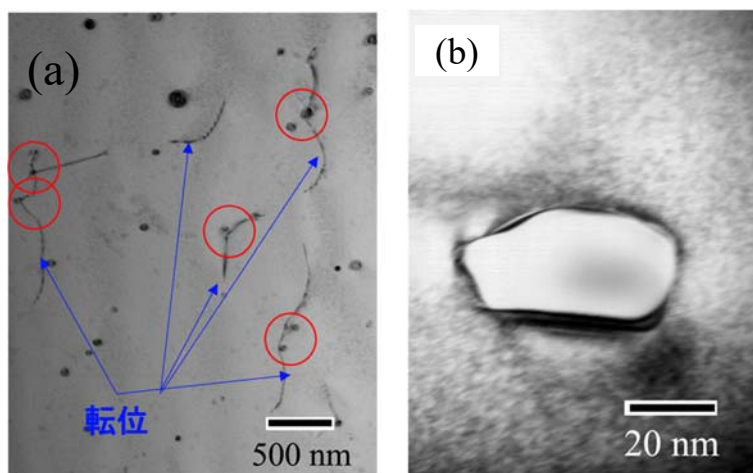


図 13 析出物 NbC による転位の pinning(a)と析出物の形態(b)

5. 鋼の熱処理

共析鋼をオーステナイト化し、 A_1 点以下に保持した Pb 浴中に入れてその温度で保持しパーライト変態が開始するまでの時間 Ps と変態完了までの時間 Pf を求めると、図 14 のような等温変態曲線 (Isotherm transformation diagram) を描くことができ、このような図を TTT 図 (time-temperature-transformation diagram) と称します。Ps や Pf は A_1 点以下では長時間を要します、過冷度が増すほど変態時間は短縮して 500°C 近くで鼻 (nose) を示し、それより低温では拡散速度が遅くなるので変態速度は再び小さくなり、これを入江 (bay) と称します。低温でできたパーライトほど層間隔が小さいので硬化します。ノーズ付近で変態させると粗いパーライトと微細パーライトが混在し、ベイナイト変態開始温度 Bs と終了温度 Bf は温度が低い程微細になり硬化します。ベイナイトは C 曲線を作りますので一種の拡散変態と称することができ、また進行と共に未変態オーステナイトの C 量が増加することから、一種の連続析出と言えます。この時、ベイナイト変態は C を排除しながら進行します。上述のように上ベイナイト (450°C) 中の Fe_3C と α との格子関係はパーライトのそれと類似し、下ベイナイト (200°C) 中のそれはマルテンサイトの焼き戻しと類似することから、ベイナイト変態はマルテンサイト変態 (及びその焼き戻し) とパーライト変態の中間的と言えます。

鋼に加工と熱処理を同時に施すことで組織制御を通して機械的性質も制御することが可能です。このような処理を加工熱処理 (TMCP: Thermo-mechanical control processing) と称し、1980 年頃に我が国の鉄鋼メーカーが開発した技術です。鉄の場合、強度と靱性

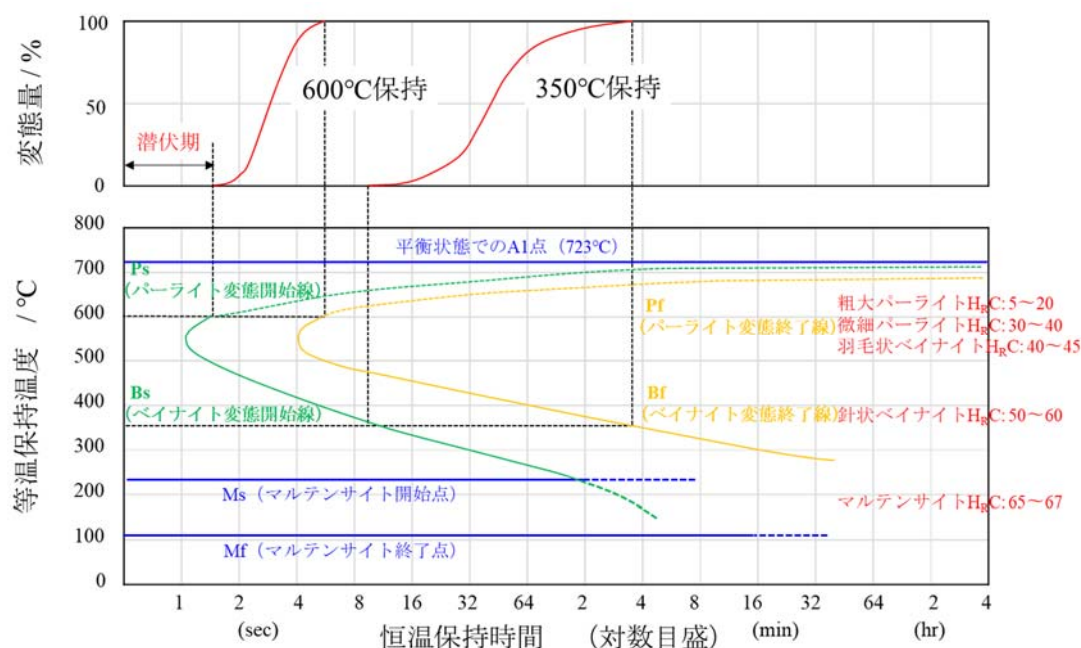


図 14 共析鋼 (Fe-0.8C) の TTT 図

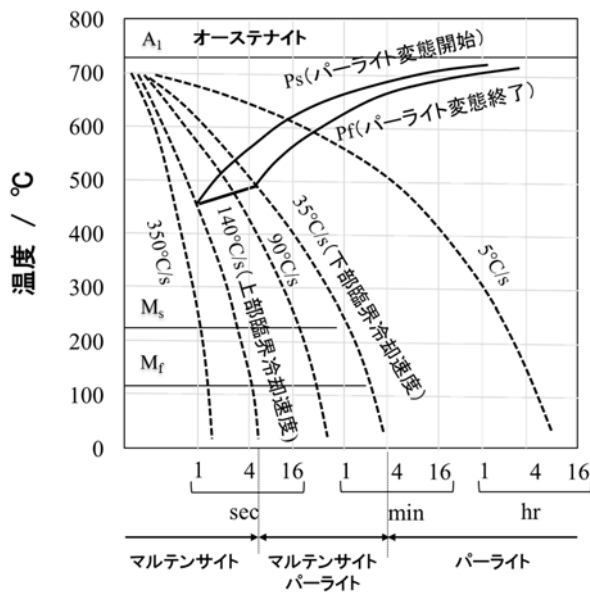


図 15 共析鋼 (Fe-0.8C) の CCT 図

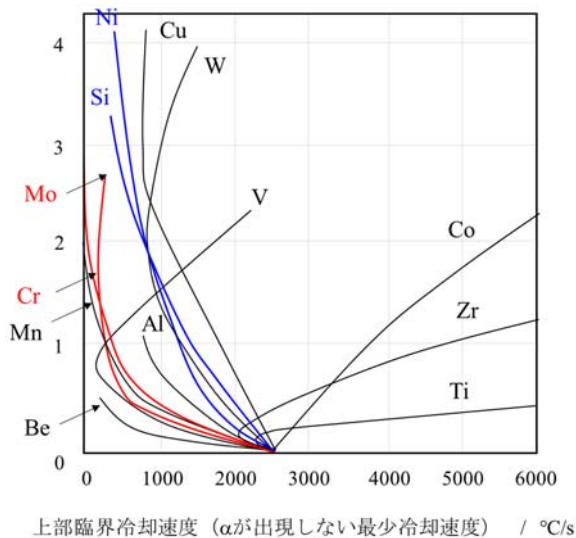


図 16 亜共析鋼の冷却速度への合金元素の効果

溶した過飽和の C は焼入れでマルテンサイトに存在しますが、焼戻しを施すと炭化物を生成します。炭化物は焼戻し温度や時間と共に、 $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ (e 炭化物) から Fe_3C (θ 炭化物: セメントイト) に変わり粗大化しますが、マルテンサイトに存在した C は徐々に低減し、マルテンサイトはフェライトに変わります。この変化は鋼中の C 量に依存し、低炭素鋼ではマルテンサイト中の C が転位の固着に消費され、 ϵ 炭化物を生成しません。一方炭化物を形成しやすい合金元素 (V, Mo 等) を含む鋼は、焼戻し温度の上昇と共に合金炭化物が析出し硬化します (2 次硬化と称します)。

を兼備させるために、焼入れ・焼戻しを行います。焼入れにより生成する組織は冷却速度に依存し、共析鋼 (Fe-0.8C) を例にとると、冷却速度が速い場合はマルテンサイトの開始線 (M_s) と冷却曲線が交差してマルテンサイトを生成しますが、遅くなるにつれてパーライト変態開始 (P_s) 曲線と交差しパーライトを生成します (図 15)。パーライト生成が起こるギリギリの速い冷却速度を上部臨海冷却速度と称し、マルテンサイトを含まない、パーライト単相となるギリギリの冷却速度を下部臨海冷却速度と称します。

図 16 は亜共析鋼におけるフェライト変態が起こらない最小の冷却速度 (上部臨界冷却速度) に及ぼす合金元素の効果を示したものです。多くの合金元素は臨界冷却速度を低下させ (焼入れ性向上) ますが、Cr と Mo が特に大きいことがわかります。一方、C と親和力の強い V, Ti, W は添加量が多いと、オーステナイトに固溶し難い合金炭化物を生成し、逆に臨界冷却速度が増加します。そのため、合金元素添加量に上限が設定されます。高温で固

6. 鋼の組織制御

前節で記載したように、熱処理を施すことで鋼の相は変わり、それにより特性が変化します。本節では、鋼の組織制御についてもう少し詳しく紹介します。構造物材料に期待される性質は、強度と加工性ですが、この両機能はトレードオフの関係にあります。

一例として、自動車用金属材料の強度と延性の模式図を示します（図 17）。この図から TRIP 鋼や Dual Phase 鋼が高強度を示すことが判ります。490 MPa 以上の強度を有する鋼を高張力鋼と称し、英語名の High tensile strength steel を略し、ハイテンとよびます。ハイテンは組織制御により、780 MPa 級や 980 MPa 級、後述する 1.5 GPa 級のホットスタンプ材も登場して

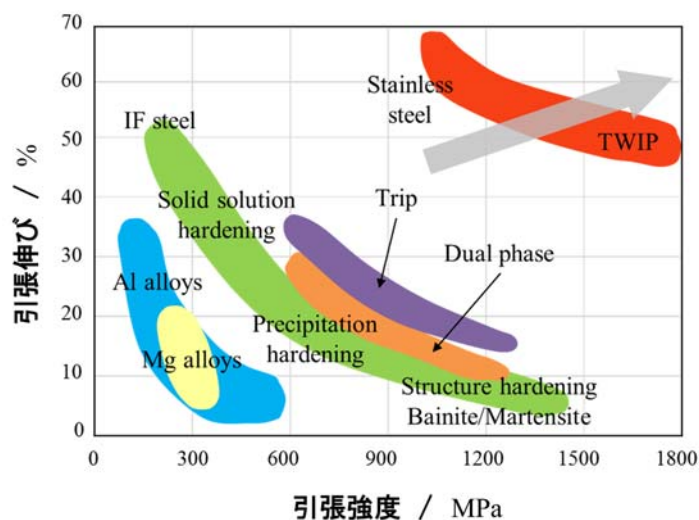


図 17 種々の材料の強度-延性バランス

います。そして、図 17 右上の赤い箇所は TWIP (Twinning Induced Plasticity) 鋼で、Mn や C 等の合金成分を多量に含む鋼に対し、双晶変形を促進させて加工性を付与します。強度と延性が優れていますが、加工性と溶接性そしてコストが課題とされています。

ハイテンの代表である Dual Phase 鋼 (二相鋼) は軟らかいフェライト中に硬いマルテンサイトを析出させることで強度と加工性を得ます。図 18 は水焼入れによるハイテンのミクロ組織の模式図ですが、フェライトを変態点以上の温度で一部軟質のオーステナイトとした後で、水冷により硬質であるマルテンサイト相を旧オーステナイトに生成させます。加工性は硬質マルテンサイトの分率によって制御しますが、焼入れ温度が高いと (赤線)、分率は増加し、焼き入れ温度が低い (青線) と分率は減少します。後者は曲げなど比較的加工度の低い場合に、前者は絞りなど加工度が高い場合にそれぞれ使用します。

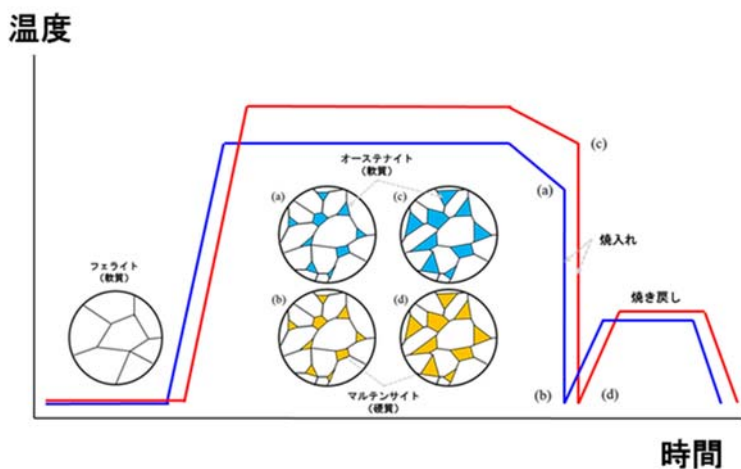


図 18 Dual Phase 鋼の焼入・焼戻しによる組織制御

鋼材に優れた機械的性質と形状付与を同時に付与する技術として実用に供される加工熱処理では、CCT 図を基に、塑性加工と熱処理の組合せによって、熱処理による靱性低下を抑制し、熱処理のみでは達成できない高強度を得る方法です。図 19 は加工熱処理および特殊な熱処理を模式的に描いたものです。赤のオースフォーミングは焼入温度からの急冷途中の再結晶温度以下の M_s 点以上の準安定オーステナイト領域で加工して焼入れし、強力なマルテンサイト相を得ます。紫の制御圧延は低温のオーステナイト域や未再結晶域で圧延し、圧延終了温度を A_3 点近くまで下げて微細化する方法で高張力鋼に使用されます。水色のアイソフォーミングはパーライト、ベイナイト変態中に加工して球状化し、軸受鋼製造に使用されます。

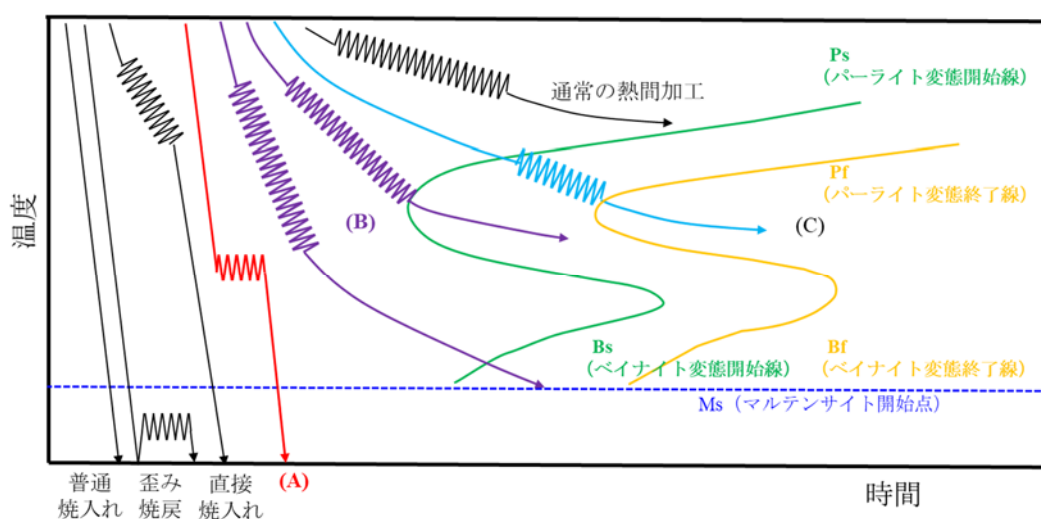


図 19 加工熱処理および特殊な熱処理

最後に、ハイテンの中でも特に強度の高い鋼材としてホットスタンプ材を紹介します。ホットスタンプ（図 20）とは、オーステナイト変態点(830°C) 以上に加熱した鋼板を、金型にて成形と急冷却を同時に行い、形状付与と焼入れ処理を施す技術で、ホットスタンプ材は 1.5 GPa 級の強度を有します。一方で、金型内での冷却に 10 秒程度の時間が必要なため、冷間成形に対し生産性が低く、焼入後の製品は高強度であるため治具の損耗が激しいという課題もあります。

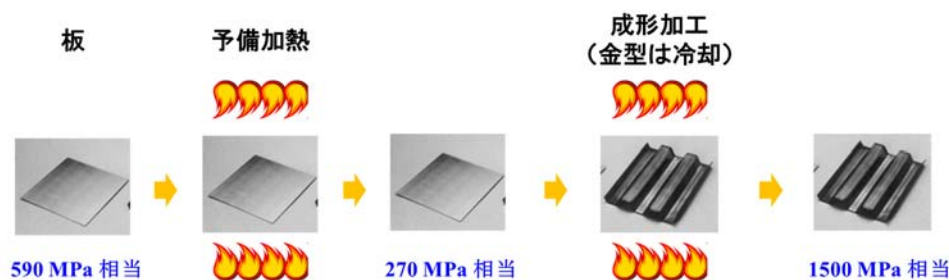


図 20 ホットスタンプの模式図

7. 最後に

鉄鋼材料は長年、人類の発展を支えた基幹材料です。しかし、製品の軽薄短小化が進むにつれ、「新素材」に対峙する素材と見なされることが多くなりました。確かに鉄は、人類史上、銅と共に長く使用されてきた金属ですが、現代でもその生産量が減少しているわけではなく（むしろ増加しています）、いまだになくてはならない素材と言えるでしょう。一方、鉄鋼業はそれほど利益率が高くない産業と言われ、新興国の参入により競争が激しい業界です。昨今は、電炉の性能向上により、高品質製品の製造が可能になりました。国内では 2010 年に電炉メーカーが、高炉製の鉄より 2~3 割安い鋼板を自動車会社に納入し、製造方法において競争が激化しています。国外に目を向けると、世界の粗鋼生産量の約半分を占める中国鉄鋼業の生産能力は年間 9 億トン以上で、うち 2 億トンが余剰分と言われ、世界的な鉄余りが指摘されています。日本の生産能力は年間約 1.2 億トンですが、国内鉄鋼メーカーは、競争力の見込めない製品は増やさず、競争力の低い分野での生産を圧縮し、強みを生かせる分野に集中する戦略を掲げると共に、鉄以外あるいは鉄に関連する事業への投資を増やします。鉄鋼業を取り巻く環境は決して穏やかとは言えませんが、鉄が渡したものの身の回りから消えることはありえず、自動車や建造物をはじめ多くの分野で、今後も高品質の鋼材への要求は高まり続けるでしょう。

図 21 は JR 新長田駅前に設置された鉄人 28 号のモニュメントです。鉄人 28 号は神戸出身の漫画家横山光輝氏の作品ですが、モニュメントとは阪神・淡路大震災から立ち上がる被災者の姿と重ね、困難に立ち向かう不屈の姿を表現したそうです。鉄腕アトムと共に漫画の主人公の名に刻まれ、復興のシンボルとして建造されたことに、鉄の持つ力強さが窺えます。本稿では、構造材料としての鉄鋼材料について、強度と組織を主眼に概説しました。しかし、金属の中で学術や技術が最も確立されたこの材料について、限られた紙数で紹介することは叶いません。鉄鋼材料をさらに勉強したい皆さんに、末尾に文献を記載しますので参考にしてください。



図 21 神戸に設置された鉄人 28 号のモニュメント

【参考図書】

1. 鉄鋼材料学 門間改三、実教出版
2. 鉄鋼の組織制御—その原理と方法 牧正志、内田老鶴圃
3. 構成金属材料とその熱処理 門間改三、須藤一、日本金属学会
4. 講座・現代の金属学 材料編 4 鉄鋼材料、日本金属学会
5. 初級金属学 北田正弘、内田老鶴圃
6. Steels, R. Honeycombe and H. Bhadeshia, Edward Arnold