

2-1

鋼の製造と性質*



児島明彦**

Process Outline and Basic Properties of Steel*

by KOJIMA Akihiko**

キーワード 製鉄, 製鋼, 圧延, 変態, Fe-C系状態図, TTT線図, CCT線図, 強化, 合金元素

1. はじめに

本稿は、本連載における第二章「金属材料と溶接性」(全9回)の初回であり、今後の連載に向けた導入編として、鋼の製造と性質について基礎的な事項を概説する。

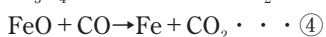
2. 鋼の製造¹⁾

2.1 概要

図1に鋼の製造法の概要を示す^{2, 3)}。大別すると、(1)鉄鉱石などの天然資源から鉄分を取り出す製鉄工程、(2)鉄の化学成分を調整して凝固させる製鋼工程、(3)製品としての形状と材質を造り込む圧延工程に分けられる。そして、製造された鋼は様々な視点から分類される。

2.2 製鉄工程

製鉄プロセスの最も川上に位置する製鉄工程では、高炉法によって天然資源である鉄鉱石から銑鉄を生み出す。図2に示すように⁴⁾、自然界で酸素と結びついて酸化鉄として存在する鉄鉱石と、石炭を蒸し焼きにしたコークスを、高炉の最上部から装入し、高炉の下部から熱風を吹き込むことで一酸化炭素(CO)ガスを発生させ(下記①)、還元反応によって鉄鉱石から酸素を順次取り除く(下記②→③→④)。溶けた鉄分はコークスと接触することで高濃度の炭素(C)を含んだ銑鉄(溶銑)となって高炉の底部に溜まり、次の製鋼工程に運ばれる。

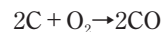


シリカ(SiO₂)やアルミナ(Al₂O₃)などの鉄鉱石に含まれる不純物はスラグとして溶銑から分離され、セメント材料などに利用される。また、高炉から出るエネルギーは発電、ガス供給などに利用される。近年では、燃料の一部を廃プラスチックで代替するなど都市廃棄物の利用も行われている。

2.3 製鋼工程

2.3.1 転炉法

溶けた銑鉄(溶銑)はCを約4.5%含むため、そのままでは粘りがなく脆い。転炉法によって銑鉄からCを取り除いて強靱な鋼を生み出す。工業製品として製造される鋼は、加工に耐える延びが必要であり、1.2%以下までCが低減される。図3に示すように⁵⁾、溶銑を転炉に装入して酸素ガスを吹き込み、簡単には下記の脱炭反応によって溶銑に含まれるCを取り除く。同時に、この発熱反応を利用して、外部から熱供給することなく自家発熱で熱量を確保する。鉄源の一部としてスクラップが使用される場合もある。



転炉法では、溶銑予備処理や2次精錬を含めて、C以外にも、P, S, Si, H, N, Oなどの不純物を取り除かれる。そして、鉄鋼製品の要求特性を満たす観点から様々な合金元素が添加され、鋼の化学成分が調整される。

不純物除去の例として脱酸を取り上げると、溶鋼が連続 casting で凝固する際のC+O→CO反応による気泡発生を抑えるため、通常はAlやSiなどOとの親和力の大きい元素を添加して十分に脱酸を行い、キルド鋼を製造する。凝固後に脱酸生成物(Al₂O₃やSiO₂など)が介在物として鋼中に残留すると、製品の表面・内部欠陥や材質劣化をもたらすため、溶鋼に懸濁した介在物を除去する必要がある。真空脱ガスやアルゴンガス攪拌などの2次精錬によって、介在物の少ない清浄な鋼が製造される。残留する介在物を無害化する観点から、Ca添加などによって介在物の形態を制御する場合もある。近年では、微小な脱

*原稿受付 平成20年3月6日

** 新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所 Steel Laboratories, Nippon Steel Corporation

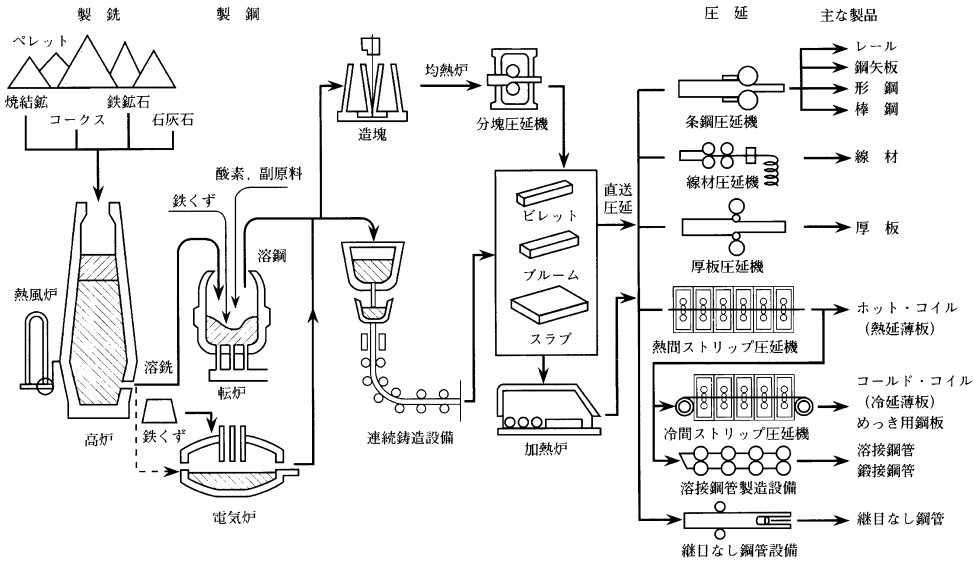


図1 鋼の製造法の概要^{2, 3)}

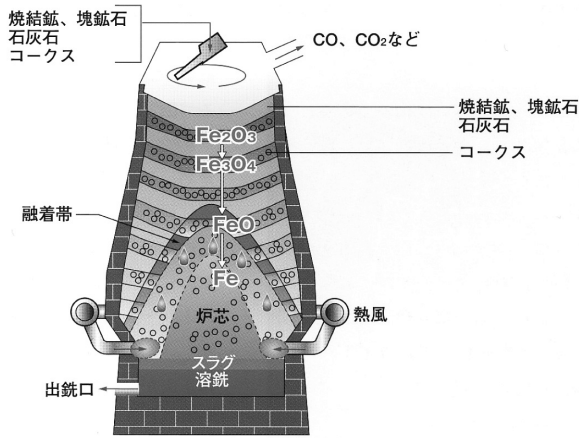


図2 高炉内部の状況⁴⁾

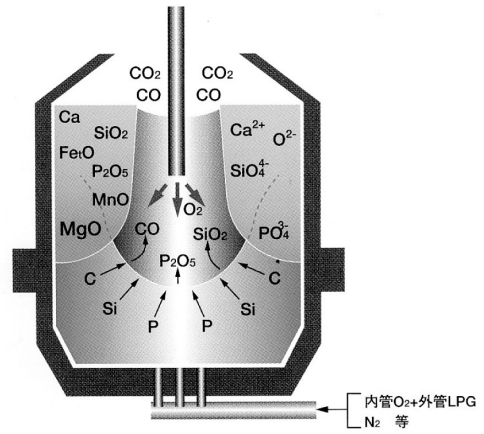


図3 転炉内部の状況⁵⁾

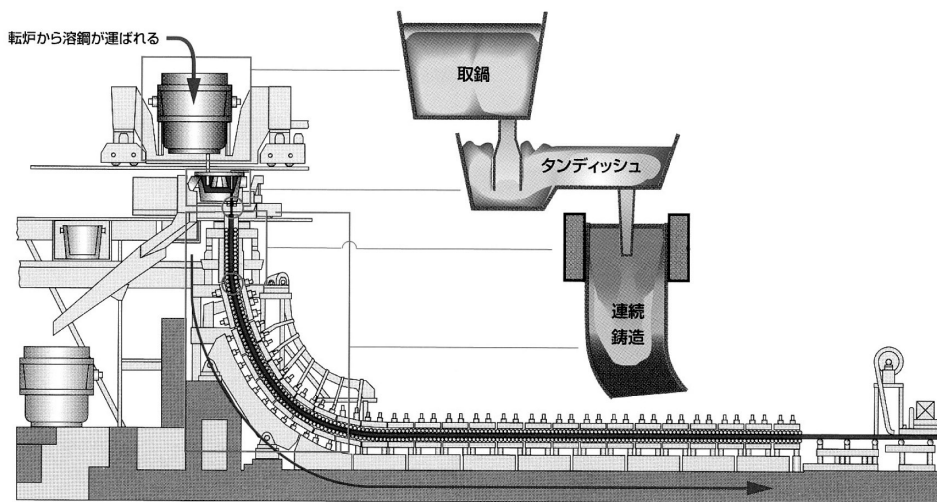


図4 連続 casting機の仕組み⁶⁾

酸生成物を利用して溶接熱影響部の金属組織を制御するオキサイドメタラジが実用化され、特殊な脱酸が行われる場合もある。

2.3.2 電炉法

スクラップを主な鉄源とする電炉法はアーク炉が主流であり、近年は電気エネルギーの他に、酸素や化石燃料など化学エネルギーも多用されている。鉄源を溶解した後に、脱燐、脱ガス、介在物除去、脱酸、脱硫などが行われる。必要に応じて、転炉法と同様の2次精錬が行われ、鋼の化学成分が調整される。

2.3.3 連続鋳造法

転炉法や電炉法によって化学成分が調整された溶鋼は、連続鋳造法によってスラブ、ブルーム、ビレットなどの形状を有する鑄片に固められる。図4に示すように⁶⁾、溶鋼を最上部の鑄型に注ぎ、外周部を凝固させて殻を形成し、殻に囲まれた内部が溶けた状態のまま鑄型の底部から引き抜き、内部を凝固させていく。

健全な鑄片を造り込むための第1の課題は介在物である。タンディッシュにおける堰の工夫、電磁力による鑄型内の溶鋼流動制御、鑄型直下における垂直部の設置、などによって凝固する前に介在物を浮上除去する。第2の課題は鑄片の表面や内部の割れである。PやSなどの不純物の低減、炭窒化物の析出制御、鑄片の冷却制御、鑄片の膨れ防止、などによって割れを抑える。第3の課題は中心偏析である。電磁力を利用した凝固組織制御、凝固末期における軽圧下、などによって最終凝固部である中心部への不純物濃化を軽減する。以上のようにして、連続鋳造では鋼片の表面と内部の健全性が高められている。

2.4 圧延工程

図1に示すように、スラブ、ブルーム、ビレットなどの鑄片は、変形抵抗の小さな高温に加熱され、熱間圧延によって厚板、ホットコイル、形鋼、棒鋼、鋼矢板、レール、線材、継目なし鋼管など様々な形状の鉄鋼製品に造り込まれる。ホットコイルを冷間圧延してコールドコイルやめっき用鋼板が製造される場合がある。厚板やホットコイルを用いて溶接鋼管が製造される場合がある。熱間圧延の例として、図5に示す熱間ストリップ圧延を取り上げると⁷⁾、1000℃以上に加熱したスラブを、圧延ロール幅1mmあたり2トン近くの荷重をかけながら、最終的には時速100km以上の高速圧延のもとで、50μm(0.05mm)以下の寸法精度を確保しながら形状を造り込む。このような高温、大荷重、高速、高精度を特徴とする鋼の塑性加工プロセスが、計算モデルと設備技術を軸として高度に制御されている。

熱間圧延は、鋼の形状を造り込むことは勿論のこと、強度や靱性など機械的性質を支配する金属組織を造り込む側面もある。その代表例が厚板のTMCP(Thermo-Mechanical Control Process)である。TMCPは、微量Nb添加など適正に合金設計された鑄片を用いて、加熱-圧延-冷却での温度、時間、圧下量、冷却速度などを制御し、厚板の金属組織を微細化する技術である。粒成長、再結晶、変態、析出などの金属現象を一貫した技術思想のもとで制御する。

2.5 鋼の分類⁸⁾

鋼は様々な視点から分類され、例えば表1に示すような分類がある⁹⁾。この中からよく使われる分類として、低炭素鋼、高張力鋼を取り上げ、以下に説明する。

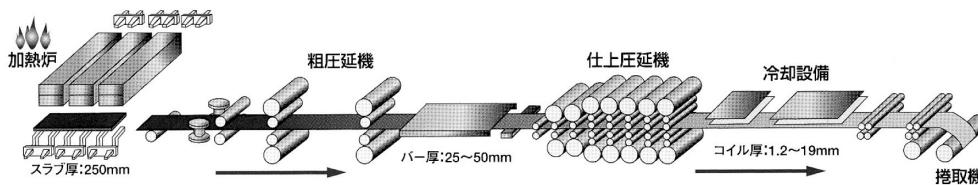


図5 熱間ストリップ圧延の概要⁷⁾

表1 鋼の分類⁹⁾

分類の仕方	鋼種名
硬さによる分類	極軟鋼、軟鋼、硬鋼など
強さによる分類	高強度鋼、高張力鋼、超高張力鋼など
形状による分類	薄板、厚板、鋼管、形鋼、条鋼、棒鋼、線材、箔など
性質による分類	強靱鋼、肌焼鋼、耐熱鋼、低温用鋼、耐候性鋼、耐摩耗鋼、非時効鋼、快削鋼、ステンレス鋼、電磁鋼、非磁性鋼など
用途による分類	自動車用鋼板、構造用鋼、圧力容器用鋼、ボイラ用鋼管、工具鋼、高速度鋼、軸受鋼、ばね鋼、ピアノ線など
成分による分類	極低炭素鋼、低炭素鋼、中炭素鋼、高炭素鋼、低合金鋼、高合金鋼、Si-Mn鋼、Ni鋼、Cr鋼、Cr-Mo鋼など
製造工程による分類	熱延鋼板、冷延鋼板、鋳鋼、鍛鋼など
熱処理による分類	調質鋼、非調質鋼、焼ならし鋼、マルエージング鋼など
金属組織による分類	フェライト鋼、フェライト・パーライト鋼、オーステナイト鋼、ベイナイト鋼、マルテンサイト鋼、二相鋼など
後処理による分類	表面処理鋼板、亜鉛鉄板、有機塗装鋼板、カラーステンレスなど
製鋼法による分類	転炉鋼、平炉鋼、電炉鋼など
脱酸法による分類	リムド鋼、キルド鋼、アルミキルド鋼、チタン脱酸鋼など

表2 SS材, SM材, SN材の化学成分の比較¹⁰⁾

強度区分	JIS区分	種類の記号	化 学 成 分 %								
			C		Si	Mn	P	S	Ceq		PCM
			厚さ 6≦ (mm)≦50	50< ≦100					厚さ 6≦ (mm)≦40	40< ≦100	
400N/mm ²	JIS G 3136(SN材)	SN400A	≦0.24		—	—	≦0.050	≦0.050	—	—	
		SN400B	≦0.20	≦0.22	≦0.35	0.60~1.40	≦0.030	≦0.015	≦0.36	≦0.26	
		SN400C	—	—	—	—	≦0.020	≦0.008	—	—	
	JIS G 3101(SS材)	SS400	—		—	—	≦0.050	≦0.050	—	—	
		JIS G 3106(SM材)	SM400A	≦0.23	≦0.25	—	2.5C≦	—	—	—	—
			SM400B	≦0.20	≦0.22	≦0.35	0.60~1.40	≦0.035	≦0.035	—	—
SM400C	≦0.18		—	≦1.40	—	—	—	—			
490N/mm ²	JIS G 3136(SN材)	SN490B	≦0.18	≦0.20	≦0.55	≦1.60	≦0.030	≦0.015	≦0.44	≦0.46	≦0.29
		SN490C	—	—	—	—	≦0.020	≦0.008	—	—	
	JIS G 3101(SS材)	SS490	—		—	—	≦0.050	≦0.050	—	—	
		JIS G 3106(SM材)	SM490A	≦0.20	≦0.22	≦0.55	≦1.60	≦0.035	≦0.035	—	—
	SM490B		≦0.18	≦0.20	—	—	—	—	—	—	
	SM490C		≦0.18		—	—	—	—	—	—	
SM490YA	≦0.20		≦0.55	≦1.60	≦0.035	≦0.035	※	※	—		
SM490YB	—	—	—	—	—	—	—	—			

※厚さ50mm以下：Ceq≦0.38, PCM≦0.24, 50mm超100mm以下：Ceq≦0.40, PCM≦0.26

表3 SS材, SM材, SN材の機械的性質の比較¹⁰⁾

強度区分	JIS区分	種類の記号	降伏点または耐力 N/mm ² (鋼材の厚さ mm)				引張強さ N/mm ²	降伏比 %	伸び % (鋼材の厚さ mm)			シャルピー V _{E0} J	厚さ方向 絞り %	超音波 探傷試験	
			6≦ <12	12≦ <16	16 16	16< ≦40			40< ≦100	1A号 ≦16	1A号 16< ≦50				4号 40<
			235≦		215≦	400 ~510			400 ~510	17≦	21≦				23≦
400N/mm ²	JIS G 3136 (SN材)	SN400A	235≦		215≦	400 ~510	—	17≦	21≦	23≦	—	—	—		
		SN400B	235≦	235	215	≦80YP上限 規定のあるもの	18≦	22≦	24≦	27≦	—	13≦についてオプション			
		SN400C	—	~355	~335	—	—	—	—	—	—	JIS G 0901 等級 Y			
	JIS G 3101 (SS材)	SS400	245≦		215≦	400 ~510	—	17≦	21≦	23≦	—	—	—		
		JIS G 3106 (SM材)	SM400A	245≦		215≦	400 ~510	—	18≦	22≦	24≦	—	—	13≦について オプション	
			SM400B	—		—	—	—	—	—	—	—	—	—	
SM400C	—		—	—	—	—	—	—	—	—	—				
490N/mm ²	JIS G 3136 (SN材)	SN490B	325≦	325	295	490 ~610	≦80YP上限 規定のあるもの	17≦	21≦	23≦	27≦	—	13≦についてオプション		
		SN490C	—	~445	~415	—	—	—	—	—	—	—	JIS G 0901 等級 Y		
	JIS G 3101 (SS材)	SS490	285≦		275≦	255≦	490 ~610	—	15≦	19≦	21≦	—	—		
		JIS G 3106 (SM材)	SM490A	325≦		315≦	295≦	490 ~610	—	17≦	21≦	23≦	27≦	—	13≦についてオプション
	SM490B		—		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
	SM490C		—		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	
SM490YA	365≦		355≦	※	490 ~610	—	15≦	19≦	21≦	—	—	—	13≦についてオプション		
SM490YB	—		—	—	—	—	—	—	—	—	—	—			

※40<t≦75：335≦, 75<t≦100：325≦

表4 主な高張力鋼の規格概要¹¹⁾

規 格 名	記 号	最小降伏強度 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)
JIS G 3106 溶接構造用圧延鋼材	SM 490	315	490~610
	SM 490Y	355	490~610
	SM 520	355	520~640
	SM 570	450	570~720
JIS G 3115 压力容器用鋼板	SPV 315	315	490~610
	SPV 355	355	520~640
	SPV 410	410	550~670
	SPV 450	450	570~700
	SPV 490	490	610~740
JIS G 3128 溶接構造用高降伏点鋼板	SHY 685	685	780~930
	SHY 685N		
	SHY 685NS		
JIS G 3114 溶接構造用耐候性 熱間圧延鋼材	SMA 490W	355	490~610
	SMA 490P		
	SMA 570W	450	570~720
	SMA 570P		
WES 3001 溶接構造用高張力鋼板	HW 355	355	520~640
	HW 390	390	560~680
	HW 450	450	590~710
	HW 490	490	610~730
	HW 550	550	670~800
	HW 620	620	710~840
	HW 685	685	780~930
	HW 785	785	880~1030
	HW 885	885	950~1130

板厚により最小降伏強度の異なるものは板厚16~40mmの値を記載

2.5.1 低炭素鋼

一般の構造用鋼として大量に使用されるCが0.3%以下の鋼を低炭素鋼と呼ぶ。軟鋼や普通鋼もこの中に含まれる。一般構造用圧延鋼材 (JIS G 3101) のSS材が広く使用されるが、重要な溶接構造物に使用する場合には、SM材と呼ばれる溶接構造用圧延鋼材 (JIS G 3106) や、SN材と呼ばれる建築構造用圧延鋼材 (JIS G 3136) が使用される。SS材、SM材、SN材の化学成分の比較を表2に、機械的性質の比較を表3に示す¹⁰⁾。SS材に対して、SM材やSN材は化学成分の制限が厳しく、溶接性 (C_{eq} , P_{CM}) や靱性 (シャルピー E_0) が優れている。耐震建築に使用されるSN材は、さらに塑性変形能 (降伏比) や板厚方向特性 (厚さ方向絞り, 超音波探傷試験) が優れている。

2.5.2 高張力鋼

高張力鋼はJIS G 0203 3509で「建築, 橋, 船舶, 車両その他の構造用及び圧力容器用として, 通常, 引張強さが490 N/mm²以上で溶接性, 切欠きじん性及び加工性も重視して製造された鋼材」と定義される。鋼を高張力化する利点は、板厚の薄手化による溶接構造物の軽量化や建造費用低減, 溶接構造物の大型化による空間利用効率の向上などである。JISとWESに規定される主な高張力鋼を表4に示す¹¹⁾。これら以外にも、用途に応じて特別な特性が付与された鋼として、予熱低減鋼, 耐ラメラテア鋼, 大入熱溶接対策鋼, 耐火鋼, 耐候性鋼, 垂鉛めっき用鋼などがある。高張力鋼では耐溶接割れ性が重要であり、その指標として炭素当量 (C_{eq}) や溶接割れ感受性組成 (P_{CM}) が規定されることが多い。

3. 鋼の性質¹²⁾

3.1 概要

固体の鋼は温度, C量, 冷却速度, 合金元素などに依

じて結晶構造や組成が変化し, 変態する。変態の結果, 様々な金属組織が形成され, 性質が大きく変化する。

3.2 鋼の変態

3.2.1 鉄の同素変態

図6に示すように¹³⁾, 固体の純鉄は911°C (A_3 点) と1392°C (A_4 点) を境にして結晶構造が変化する, つまり変態する。 A_3 点以下での結晶構造は体心立方格子 (bcc: body centered cubic) であり, これを α Feまたはフェライトという。 A_3 点と A_4 点の間では面心立方格子 (fcc: face centered cubic) であり, これを γ Feまたはオーステナイトという。 A_4 点から融点1536°Cまでの間では再びbcc構造となり, これを δ Feという。

Feの結晶のすき間にはC原子が入り込み, 固溶する。フェライトとオーステナイトは, 結晶構造の違いに起因して, 固溶するCの量が大きく異なる。このことが鋼の変態を特徴づける。

3.2.2 Fe-C系状態図と標準組織

図7のFe-C系平衡状態図は^{14), 15)}, 実線がFe-セメンタイト (Fe_3C)系であり, 破線はFe-黒鉛系である。黒鉛化は非常に起こりにくいため, Fe-セメンタイト系の状態図が重要である。図7からわかるように, 低温のフェライトにはCがほとんど固溶せず, Cは Fe_3C としてセメンタイトを形成する。セメンタイトの結晶構造は斜方晶である。一方, 高温のオーステナイトには多量のCが固溶し, 工業的な鋼 ($C \leq 1.2\%$) の場合, 概ね900~1300°Cにおいて全てのCがオーステナイトに固溶する。

図8に示すように¹⁶⁾, オーステナイトを徐冷すると平衡状態図に従って標準組織が形成される。図中Sで示される0.77%Cが共析鋼であり, これより低C側が亜共析鋼, 高C側が過共析鋼である。共析鋼を図中Yのオーステナイトから徐冷すると, 727°Cの A_1 点で共析変態 ($\gamma Fe \rightarrow \alpha Fe + Fe_3C$) が起こり, パーライトと呼ばれるフェライトとセメンタイトの層状組織が形成される。これはパー

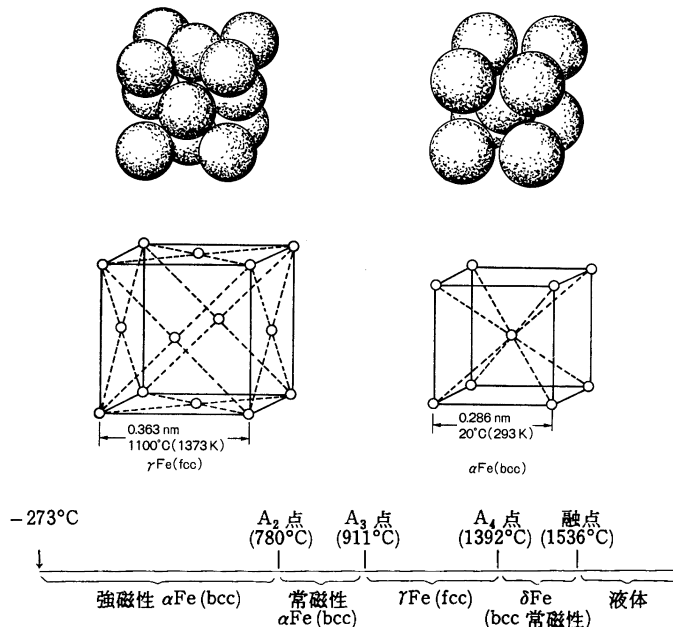


図6 鉄の同素変態¹³⁾

ライト変態とも呼ばれる。亜共析鋼をXのオーステナイトから徐冷すると、 A_3 線以下でフェライトが生成し、 A_1 点に至って残りのオーステナイトがパーライト変態する。同様に、過共析鋼を図中Zのオーステナイトから徐冷すると、 A_{cm} 線以下でセメントライトが生成し、 A_1 点に至って残りのオーステナイトがパーライト変態する。いずれの場合も、オーステナイトの結晶粒界から優先的にフェライトやパーライトやセメントライトが生まれる。図9に標

準組織の例を示す¹⁷⁾。

3.2.3 非平衡な変態

オーステナイトを徐冷せず急冷すると、平衡状態図に従わない非平衡な変態が起こり、マルテンサイトやベイナイトが生成する。実際の鋼の製造工程では、オーステナイトが種々の冷却速度で熱処理され、フェライトやパーライトに加えてベイナイトやマルテンサイトも広く利用される。

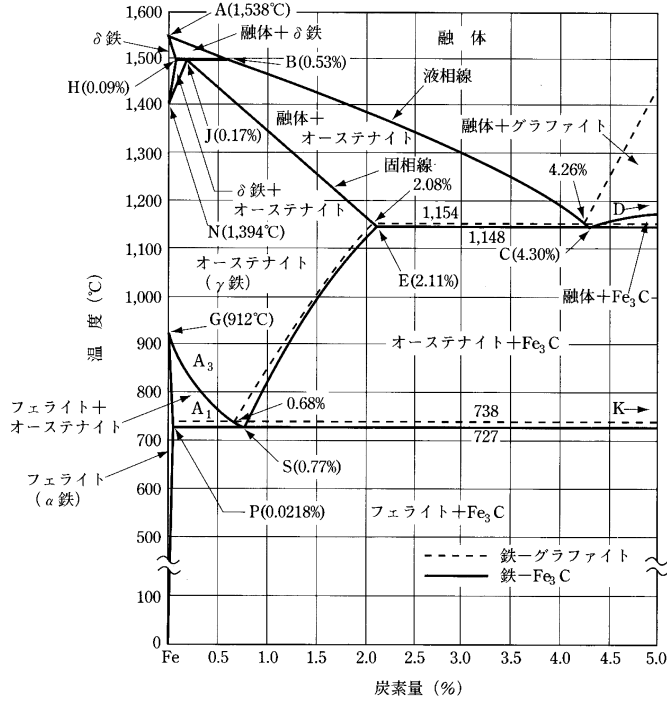


図7 Fe-C系平衡状態図^{14, 15)}

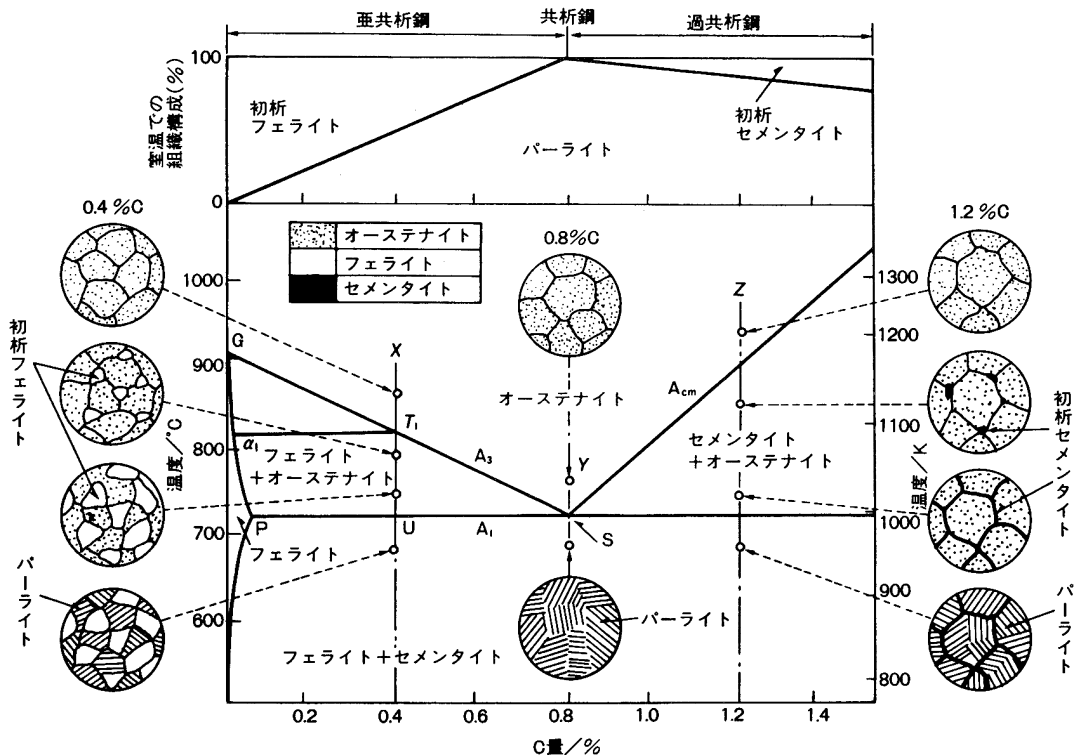


図8 Fe-Fe₃C系平衡状態図での標準組織形成の模式図¹⁶⁾

オーステナイトを臨界の冷却速度以上に急冷すると、大きなFe原子はもちろんのこと、小さなC原子までもが動きにくくなり、CとFeが結合してFe₃Cとしてセメントタイトを形成する時間的余裕がなくなる。そのため、オーステナイト中のCが固溶した状態のまま低温で結晶

構造が変化し、体心正方格子 (bct : body centered tetragonal) のマルテンサイトになる。マルテンサイト変態とは、「母相の隣り合う原子が個別に動くのではなく、互いに連携を保ちながら断片的に移動し、新しい結晶構造に変化する変態」であり、無拡散変態ともいう。対照的

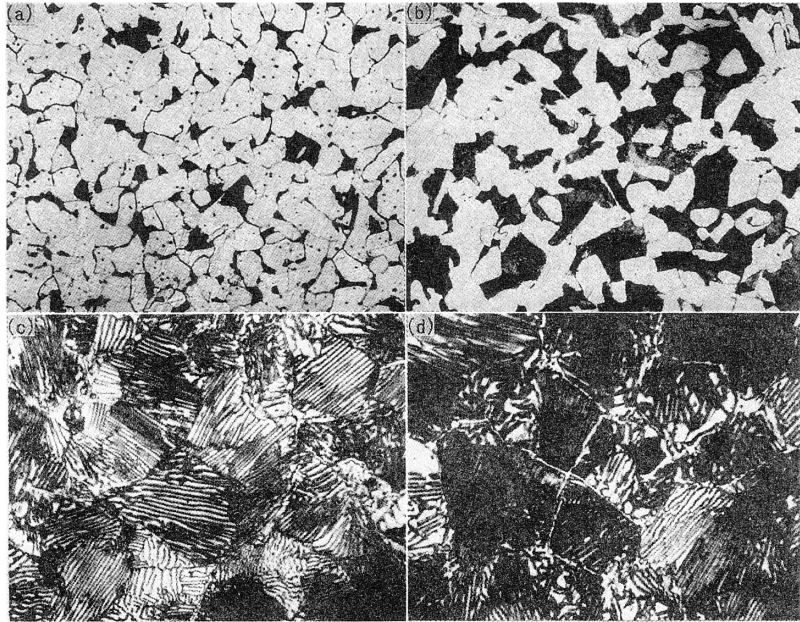
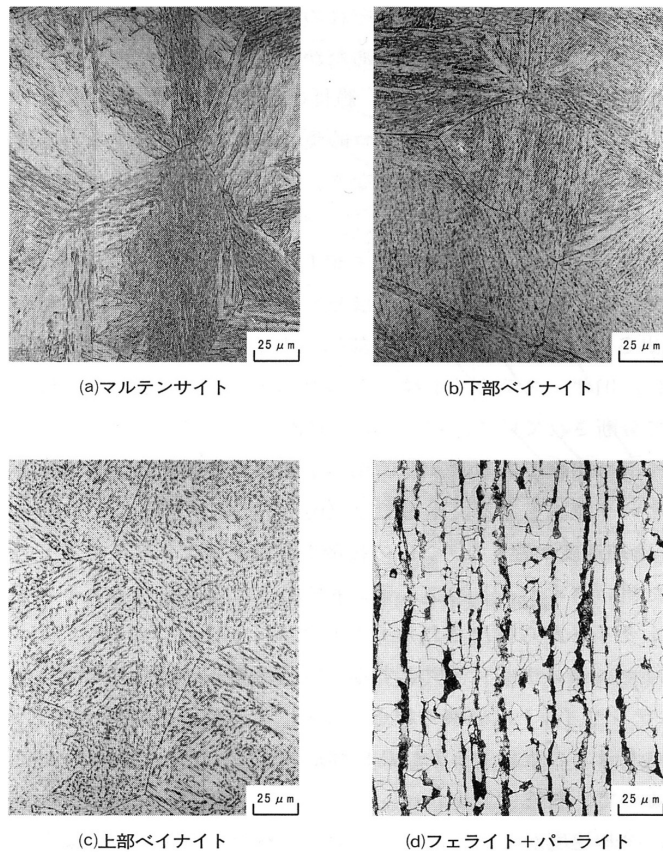


図9 各種炭素鋼の標準組織¹⁷⁾
 (a) 0.17% C (×167), (b) 0.30% C (×167)
 (c) 共析鋼 (×467), (d) 1.1% C (×533)



(a) マルテンサイト
 (b) 下部ベイナイト
 (c) 上部ベイナイト
 (d) フェライト+パーライト

図10 亜共析鋼の代表的な金属組織¹⁸⁾

に、オーステナイトからの徐冷時に原子が十分に動けるフェライト変態やパーライト変態は、拡散変態という。鋼のマルテンサイトはCを過飽和に固溶するために硬い。

ベイナイト変態は、拡散型であるフェライト変態あるいはパーライト変態と、無拡散型であるマルテンサイト変態との、中間的な変態である。比較的高温で変態する上部ベイナイトと、比較的低温で変態する下部ベイナイトに分類される場合がある。

図10に亜共析鋼のマルテンサイトとベイナイトをフェライト・パーライト混合組織と比較して示す¹⁸⁾。図11に各組織の強度レベルを示す^{19, 20)}。平均的な強度を比べると、フェライトは軟らかく、マルテンサイトは硬く、パーライトやベイナイトは中間的な硬さである。

3.2.4 恒温変態

オーステナイトを急冷して一定の温度に保持すると、フェライトとセメントライトからなる組織へ変態が開始し、時間とともに変態が進行して完了する。このような一定温度での変態を恒温変態という。図12に共析鋼の恒温変態 (TTT : Time-Temperature-Transformation) 線図を示す²¹⁾。550℃付近の最も短時間で変態が開始するところを鼻 (nose) という。P_sはパーライト変態の開始を、P_fは

パーライト変態の終了を示し、ベイナイト (B_s, B_f) とマルテンサイト (M_s, M_f) についても同様である。図13のTTT線図では、550℃の鼻を境に高温側ではパーライト変態が、低温側ではベイナイト変態が、さらに低温ではマルテンサイト変態が起こる。温度が低下するに従って原子が動きにくくなり、拡散型から無拡散型への変態に移行する。

3.2.5 連続冷却変態

オーステナイトを種々の冷却速度で冷却したときの変態の開始と終了を表したのが連続冷却変態 (CCT : Continuous-Cooling-Transformation) 線図である。図13に共析鋼のCCT線図 (実線) をTTT線図 (破線) と重ねて示す²²⁾。CCT線図では、15.6 K/sの冷却曲線に従うと、600℃程度でパーライト変態が開始し、480℃程度でパーライト変態が終了し、その後はTTT線図でみられたベイナイト変態が起こらずに、220℃程度でマルテンサイト変態が開始する。534 K/sの急冷条件では、パーライト変態もベイナイト変態も起こらずに220℃程度からマルテンサイト変態だけが起る。一般的に、CCT線図はTTT線図に比べて鼻が低温側かつ長時間側にあり、曲線全体が右下側にずれる。

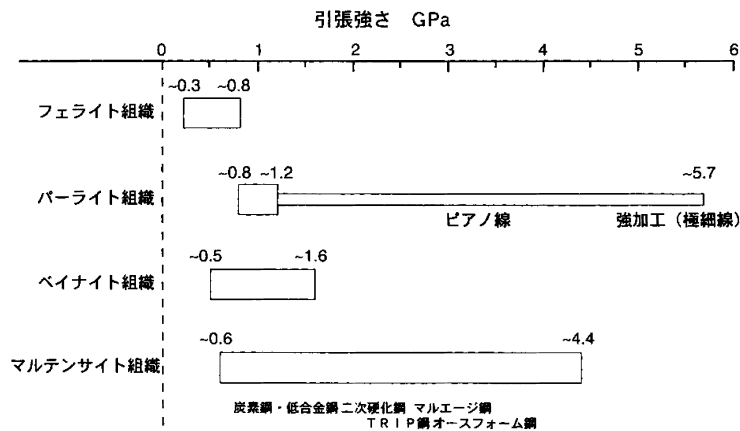


図11 鋼の各種組織の強度レベル^{19, 20)}

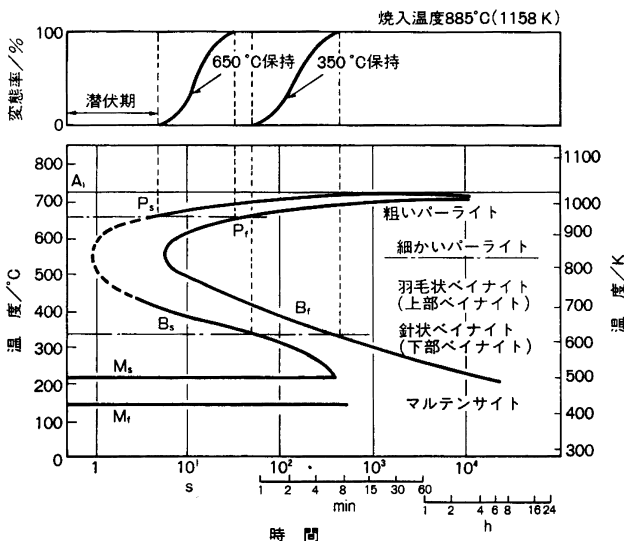


図12 共析鋼の恒温変態 (TTT) 線図²¹⁾

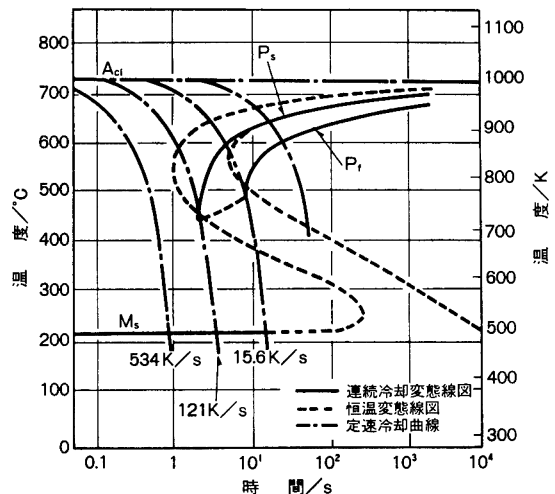


図13 共析鋼の連続冷却変態 (CCT) 線図と恒温変態 (TTT) 線図の関係²²⁾

図14に亜共析鋼の CCT 線図の例を示す^{23, 24)}。緩冷の冷却曲線 8 では、フェライト (F)、パーラート (P)、ベイナイト (B) の順番に変態が進行し、ビッカース硬さは 140 Hv と軟らかい。急冷の冷却曲線 1 では、マルテンサイト (M) のみが生成し、360 Hv と硬い。このように、冷却速度が大きくなるほど変態温度が低下し、フェライトやパーラートが減少してベイナイトやマルテンサイトが増加し、硬さが上昇する。図14は溶接部の熱履歴における CCT 線図であり、溶接 CCT 線図と呼ばれる。通常の溶接では概ね 800℃ から 500℃ の間で変態するから、この温度範囲の冷却条件が重要である。溶接部の変態挙動を考える場合には、冷却条件を表す指標として 800℃ から 500℃ の冷却時間 ($t_{8/5}$) が用いられる。

3.2.6 金属組織の制御

上述したように、オーステナイトを出発組織として、C

量や冷却速度を変化させると、鋼の金属組織が様々に変化する。図15に示すように²⁵⁾、C 量を増やすと、軟らかいフェライト (α) が減って硬いパーラート (P) が増える。冷却速度を高めると、変態温度が低下して組織が微細化し硬くなる。臨界の冷却速度以上で急冷すると非常に硬いマルテンサイトになり、その中間の冷却速度ではベイナイトが生成する。従って、鋼を軟らかくするときは C 量や冷却速度を低め、鋼を硬くするときは C 量や冷却速度を高める。

3.3 鋼の強靱化

構造用鋼は、変形に対する抵抗力として強度が必要であり、同時に、破壊に対する抵抗力として靱性が重要である。図16に示すように²⁶⁾、構造用鋼は基本的に弾性変形の条件で使用されるが、低温になるほど脆性破壊の危険性が高まる。この破壊は、主には鋼 (bcc) の特定の結晶

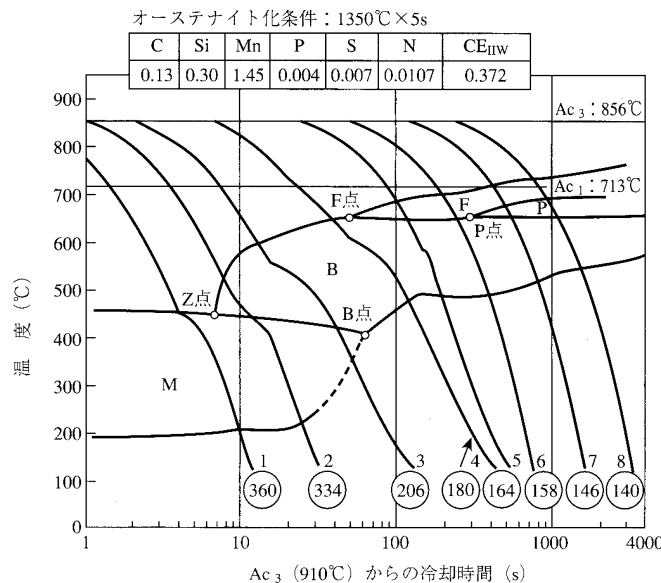


図14 引張強度 490 MPa 級の亜共析鋼の溶接 CCT 線図^{23, 24)}

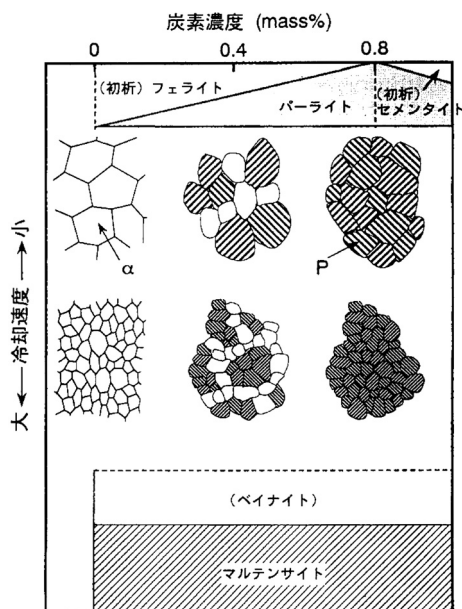


図15 鋼の各種組織と炭素量および冷却速度の関係²⁵⁾

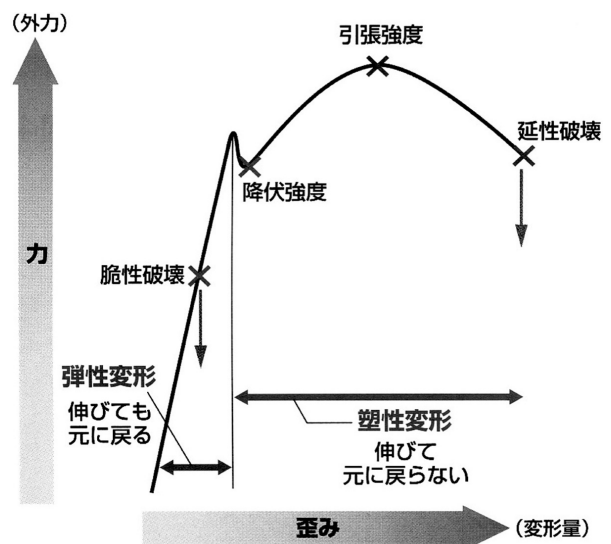


図16 鋼の変形における破壊の概念²⁶⁾

面が剥離するへき開破壊であり、一般的には図17の概念によって理解される²⁷⁾。降伏応力 σ_0 と、へき開破壊が引き起こされる破壊応力 σ_F について、温度依存性を考える。 σ_0 と σ_F の交点を境にして、これより低温側で鋼の応力を高めていくと、 σ_0 より先に σ_F に到達するので、脆性破壊が生じる。これより高温側では σ_F より先に σ_0 に到達するので、塑性変形が生じる。図17のように、温度の低下のみならず、切欠の存在、歪み速度の増大などによっても σ_0 が高まり、靱性が劣化する。この概念に従うと、強度の上昇は靱性の劣化をもたらすと考えられる。しかしながら、図18に示すように^{28, 29)}、結晶粒の微細化は、 σ_0 （図18では降伏点）を高める一方で、それ以上に σ_F （図18ではへき開破壊応力、粒界破壊応力）を高めるため、図19に示すように結晶粒の微細化によって靱性が向上する²⁹⁾。つまり、結晶粒微細化は、強度と靱性の両方を高め、鋼を強靱化する極めて有効な手段である。

3.4 合金元素の影響

3.4.1 変態に及ぼす影響

合金元素が添加されると、オーステナイトやフェライ

トの安定度が変化して、状態図が変化する。オーステナイトを安定化するのはMn, Ni, C, N, Cuなどである。フェライトを安定化するのはSi, Cr, Al, Ti, V, Mo, P, Nb, B, Sなどである。変態温度に及ぼす合金元素の影響は、例えば下記の式がある。

$$A_{33} = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W^{30)}$$

$$B_s = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo^{31)}$$

$$M_s = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo^{31)}$$

ここで、 A_{33} ：加熱時の A_3 点、 B_s ：ベイナイト変態開始温度、 M_s ：マルテンサイト変態開始温度、であり、各式の合金元素の項にmass%の値を代入して計算される変態温度の単位は℃である。負の係数でその絶対値が大きい合金元素ほど、変態温度を大きく低下させ、焼入性を高める。合金元素によって変態挙動が変化すると、鋼の性質も変化する。

3.4.2 炭化物に及ぼす影響

フェライトにほとんど固溶しないCは Fe_3C としてセメントサイトを形成する。合金元素はセメントサイトに固溶

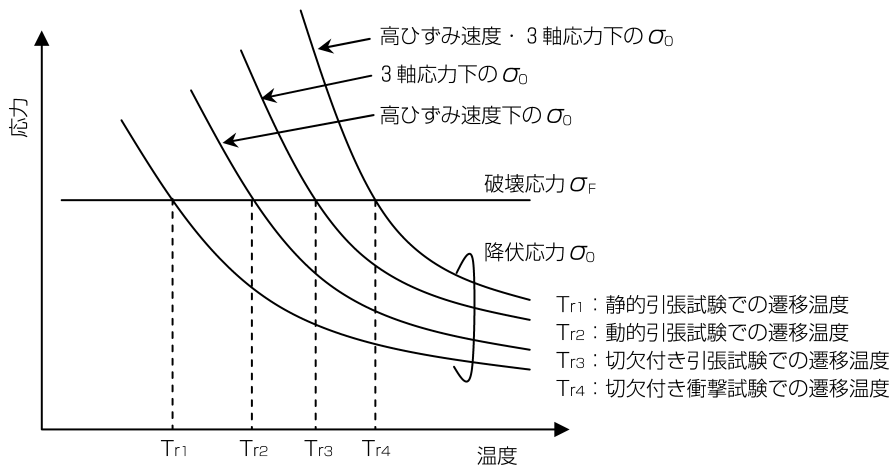


図17 靱性を説明するモデル²⁷⁾

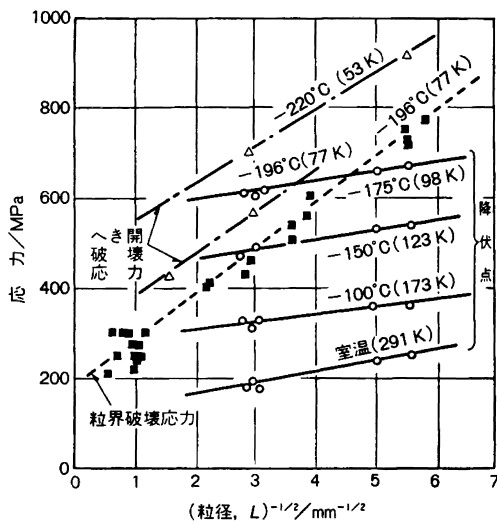


図18 鉄の降伏点、へき開破壊応力、粒界破壊応力の結晶粒径依存性^{28, 29)}

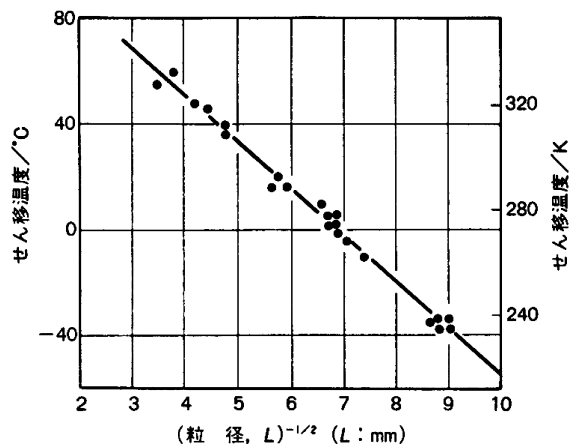


図19 フェライトの結晶粒径と靱性の関係²⁹⁾

表5 炭化物生成傾向による合金元素の分類³²⁾

[A] 鋼中で独自の炭化物を作りにくい元素
(1) 鉄炭化物にとけにくい元素——Ni, Co, Al, Cu, P, S など
(2) 鉄炭化物にとけやすい元素
(イ) セメントタイトにとけやすい元素——Mn
(ロ) ε-炭化物にとけやすい元素——Si, N
[B] 鋼中で独自の炭化物を作りやすい元素
(1) 鉄炭化物にとけにくい元素——V, Mo, W, Ti, Nb, Ta, Zr など
(2) 鉄炭化物にとけやすい元素
セメントタイトにとけやすい元素——Cr

したり、独自の炭化物を生成する場合がある。合金元素の炭化物形成傾向は表5のように分類され³²⁾、炭化物生成能はおおよそ下記の順序である。

Ti>Nb>V>Ta>W>Mo>Cr>Mn>(Fe)>Ni, Al, Si
MnやCrはセメントタイトに固溶しやすい。一方、NiやAlやSiなどはセメントタイトに固溶しにくい。Cr以上に炭化物生成能が大きい場合には、TiC, NbC, V₄C₃, Mo₂C, Cr₂₃C₆など独自の炭化物を生成する。合金元素によって炭化物の析出状態が変化すると、鋼の性質も変化する。

3.4.3 有害性に及ぼす影響

P, S, H, N, Oなどは不純物として鋼の性質に悪影響を及ぼす場合がある。過剰なPは結晶粒界に偏析し、過剰なSやOは粗大介在物を生成し、過剰なNは粗大析出物の生成や固溶脆化をもたらす。過剰なHは水素性の欠陥や脆化をもたらす。鋼の靱性や延性を劣化させる場合がある。鉄鋼製品の要求特性に応じて、不純物元素は注意深く制御される。

4. おわりに

本稿は、鋼の金属学について馴染みのない読者を念頭に、見出しに記した参考文献1), 8), 12)に基づいて、平易で簡潔な解説を心がけた。重要な項目であっても、今後の連載で詳細な解説が予定されているため、踏み込んだ記述は避けた。必要に応じて、参考文献や今後の連載を参考にさせていただきたい。

参考文献

- 1) 新日本製鉄(株)：鉄と鉄鋼がわかる本，日本実業出版社(2004)，34-109.
- 2) 日本鉄鋼連盟：鉄ができるまで，日本鉄鋼連盟(1984).
- 3) 溶接学会：溶接・接合技術特論，産報出版(2005)，108.
- 4) 新日本製鉄(株)：鉄と鉄鋼がわかる本，日本実業出版社(2004)，41.
- 5) 新日本製鉄(株)：鉄と鉄鋼がわかる本，日本実業出版社(2004)，66.
- 6) 新日本製鉄(株)：鉄と鉄鋼がわかる本，日本実業出版社(2004)，76.
- 7) 新日本製鉄(株)：鉄と鉄鋼がわかる本，日本実業出版社(2004)，94.
- 8) 溶接学会：溶接・接合技術特論，産報出版(2005)，113-126.
- 9) 溶接学会：溶接・接合技術特論，産報出版(2005)，114.
- 10) 溶接学会：溶接・接合技術特論，産報出版(2005)，115.
- 11) 溶接学会：溶接・接合技術特論，産報出版(2005)，118.
- 12) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，13-68.
- 13) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，14.
- 14) ASM: Metals Handbook, 8th Ed, ASM(1973).
- 15) 溶接学会：溶接・接合技術特論，産報出版(2005)，109.
- 16) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，19.
- 17) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，18.
- 18) 百合岡信孝，大北茂：鉄鋼材料の溶接，産報出版(1998)，19.
- 19) 牧正志：ふえらむ，3(1998)，781.
- 20) 牧正志：熱処理，44(2004)，225.
- 21) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，24.
- 22) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，28.
- 23) 実用構造用鋼の基礎特性技術検討部会：溶接構造用鋼の溶接用CCT図集，日本鉄鋼協会(1997)，44.
- 24) 百合岡信孝，大北茂：鉄鋼材料の溶接，産報出版(1998)，77.
- 25) 牧正志：熱処理，44(2004)，224.
- 26) 新日本製鉄(株)：NIPPON STEEL MONTHLY，168(2007)，14.
- 27) 三村宏，町田進：基礎材料強度学，培風館(2000)，110.
- 28) A. Gilbert et al.: Acta Met., 12(1964)，754.
- 29) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，64.
- 30) K. W. Andrews: J. Iron Steel Inst., 203(1965)，721.
- 31) W. Steven and A. G. Haynes: J. Iron Steel Inst., 183(1956)，349.
- 32) 日本金属学会：鉄鋼材料，丸善(1985)，43