

ものづくり基礎講座 軽量金属材料（第 63 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

材料が軽量であることのメリットは、部品や製品の移動が楽になるということに行きつきます。組み立て工場では、部品が軽量なほど運搬が容易となり、それにかかる設備が軽微となるだけでなく、作業が迅速化しコストを低減できます。同様に製品が軽くなるほど、工場からの出荷にかかる費用が下がりますから、消費者が買うときの価格は安くなります。なにより、エンドユーザーである私たちの利便性が向上するでしょう。

図 1 は原子番号順に並べた元素の密度です。密度の山と谷が周期的に表れ、今回取り上げるアルミニウム (Al) とチタン (Ti) よりも軽い元素がたくさんあることが判ります。図 1 は金属以外の元素も含まみますので、アルカリ金属・アルカリ土類金属・半金属・卑金属・遷移金属の 80 元素について軽い順番に 30 番目まで記載したのが表 1 です。

この表から金属の中で Al (2.70 g/cm^3) は 12 番目に、Ti (4.54 g/cm^3) は 16 番目に軽いことが判ります。Ti よりも軽い元素で、遷移金属は Sc と Y の二つです。また Al はどの遷移金属よりも軽量です。そして、コストに反映される埋蔵量や精錬を鑑みますと、構造用材料の候補になる Ti よりも

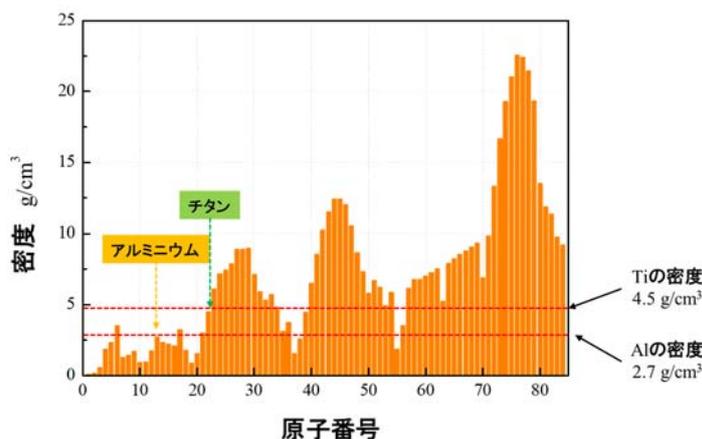


図 1 原子番号順に並べた元素の密度

表 1 密度が軽い順に 30 番まで並べた金属元素

順番	原子番号	元素記号	元素名	分類	原子量	密度[g/cm ³]	融点[°C]
1	3	Li	リチウム	アルカリ金属	6.941	0.53	180
2	19	K	カリウム	アルカリ金属	39.0983	0.86	64
3	11	Na	ナトリウム	アルカリ金属	22.9897	0.97	98
4	20	Ca	カルシウム	アルカリ土類金属	40.078	1.55	839
5	37	Rb	ルビジウム	アルカリ金属	85.4678	1.63	39
6	12	Mg	マグネシウム	アルカリ土類金属	24.305	1.74	639
7	4	Be	ベリリウム	アルカリ土類金属	9.0122	1.85	1278
8	55	Cs	セシウム	アルカリ金属	132.9055	1.87	29
9	14	Si	ケイ素	半金属	28.0855	2.33	1410
10	5	B	ホウ素	半金属	10.811	2.34	2300
11	38	Sr	ストロンチウム	アルカリ土類金属	87.62	2.54	769
12	13	Al	アルミニウム	卑金属	26.9815	2.7	660
13	21	Sc	スカンジウム	遷移金属	44.9559	2.99	1539
14	56	Ba	バリウム	アルカリ土類金属	137.327	3.59	725
15	39	Y	イットリウム	遷移金属	88.9059	4.47	1523
16	22	Ti	チタン	遷移金属	47.867	4.54	1660
17	63	Eu	ユウロピウム	ランタノイド	151.964	5.24	822
18	32	Ge	ゲルマニウム	半金属	72.64	5.32	937
19	88	Ra	ラジウム	アルカリ土類金属	226	5.5	700
20	33	As	ヒ素	半金属	74.9216	5.72	81
21	31	Ga	ガリウム	卑金属	69.723	5.91	30
22	23	V	バナジウム	遷移金属	50.9415	6.11	1890
23	57	La	ランタン	アルカリ土類金属	138.9055	6.15	920
24	52	Te	テルル	半金属	127.6	6.24	449
25	40	Zr	ジルコニウム	遷移金属	91.224	6.51	1852
26	51	Sb	アンチモン	半金属	121.76	6.68	630
27	58	Ce	セリウム	ランタノイド	140.116	6.77	795
28	59	Pr	プラセオジウム	ランタノイド	140.9077	6.77	935
29	70	Yb	イットルビウム	ランタノイド	173.04	6.9	824
30	60	Nd	ネオジウム	ランタノイド	144.24	7.01	1010

軽い元素は、Mg, Be, Si あたりでしょうか。この中で Be は人体への毒性が強い元素です。一方、Si はウエハーをはじめ電子材料に不可欠な元素ですが、酸素との結合力が強いので、ため鉱石（二酸化ケイ素やケイ酸塩）からの還元には多量のエネルギーが必要です。つまり Ti より軽量で多量に使用可能な構造材料として可能性のある金属は Mg と言えます。Ti も Mg も結晶構造が HCP であるため、滑り系の数が少なく塑性変形が難しい金属です。また共に酸素との親和力が強い活性金属で、とりわけ Mg は C による高温還元（ピジョン法）で精製しますので、大量の CO₂ 発生が社会問題となっています。しかし、比重は 1.74g/cm³ と鉄の 1/4、アルミニウムの 2/3 程度と低いため、高比強度化による薄肉化が可能で、軽量金属として自動車や航空機などの輸送機器に使用されています。上述のように塑性加工が難しいため、Mg 合金の 85% 以上は鋳造で実用に供されますが、応用が広がったのは、半熔融凝固成型であるチクソモールディングの普及です。この方法で成型加工することにより、ノートパソコンやカメラの筐体が Mg 合金製となり持ち運びの負担が軽減しました。図 2 は金属の酸化反応における標準生成ギブズエネルギーを温度に対してプロットした図で、エリンガムダイアグラムと称します。この図で下の方に位置する金属ほど、酸化物として安定で還元するには大きなエネルギーが必要ですが、Mg（緑線）、Al（赤線）、Ti（青線）が、どれも下の方に位置しており、酸化物からの還元に必要なエネルギーが大きい、すなわち酸素との親和力が大きいことが判ります。原子の誕生は核融合と核分裂によると考えられていますが、軽元素は核融合の初期段階に作られた元素です。大雑把ですが、原子番号の小さい元素のうち、電子が 3d 軌道を占有していない場合、3d 軌道を占有する場合より外殻電子を放出して陽イオンになりやすくなります。その結果、陰イオンである酸素イオンとの結合により、安定な酸化物を形成するため、図 2 では下の方にプロットされます。一方、Ti は 3d 軌道に電子が配置されますが、原子番号が低いため、その数は少なく、3d 軌道の電子数の多い Fe や Ni より電子を放出しやすい元素ですので、やはり図 2 では下の方にプロットされます。すなわち定性的には軽元素ほど、図 2 では下の方にプロットされる傾向にあります。本稿では Mg ほど軽量ではありませんが、構造用金属材料として利用実績が高い Al と Ti について解説します。

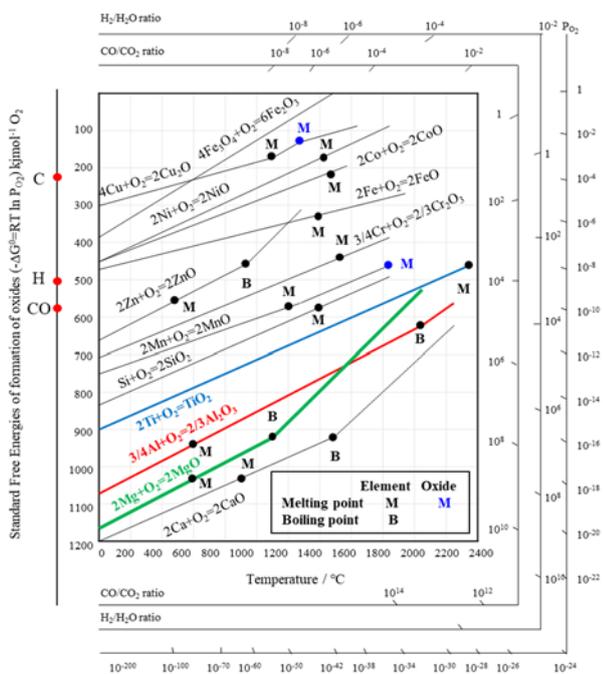


図 2 主な金属の標準生成ギブズエネルギーの温度依存性（エリンガムダイアグラム）

2. アルミニウム

Alの原子番号は13で、埋蔵量が3番目に多い元素(7.56%)です。密度は鉄の約1/3の 2.70g/cm^3 で、融点は 660°C です。熱伝導率は $237\text{W}\cdot(\text{m}\cdot\text{K})^{-1}$ 、電気抵抗率は $28.2\text{n}\Omega\cdot\text{m}$ と高く、銅ほどではありませんが(銅の約60%の値)、それぞれ鉄の2.8倍、3.6倍の値を持ちます。図3は、構造用材料に使用される主な金属ならびに合金のビッカース硬度ですが、純Alの硬度は約35ときわめて低いことが判ります。Alは加工が容易ですが、

構造用材料として実用に供するために、強度を上げる必要があります。Alの強化は一般には、冷間加工による「加工強化」、合金化による「固溶強化」、そして合金材の熱処理による「析出強化」が施されています。Alへの添加元素の固溶度はMgを除いて、どの元素も低いことから、熱処理による析出強化が多用され、JISの展伸用Al合金ではCu、Mn、Si、Mg等の元素と合金化されています。図4は、JIS規格2000系のAl-Cu、3000系のAl-Mn、4000系のAl-Si、5000系のAl-Mgの二元系状態図ですが、Al-Cu系、Al-Mn系、Al-Mg系では添加元素量を増やすと金属間化合物が出現しており、析出強化相に利用されます。

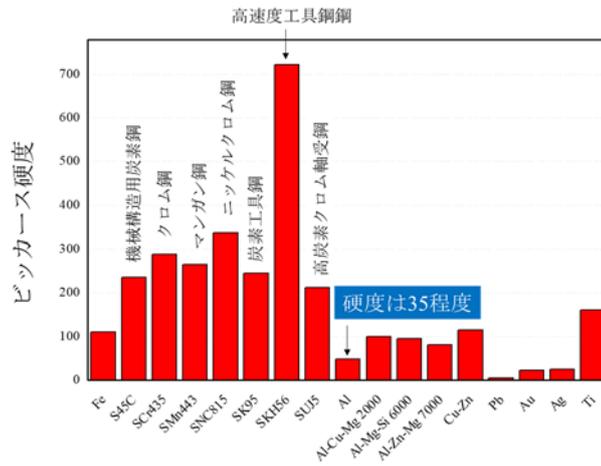


図3 主な構造用金属ならびに合金のビッカース硬度

図4は、JIS規格2000系のAl-Cu、3000系のAl-Mn、4000系のAl-Si、5000系のAl-Mgの二元系状態図ですが、Al-Cu系、Al-Mn系、Al-Mg系では添加元素量を増やすと金属間化合物が出現しており、析出強化相に利用されます。

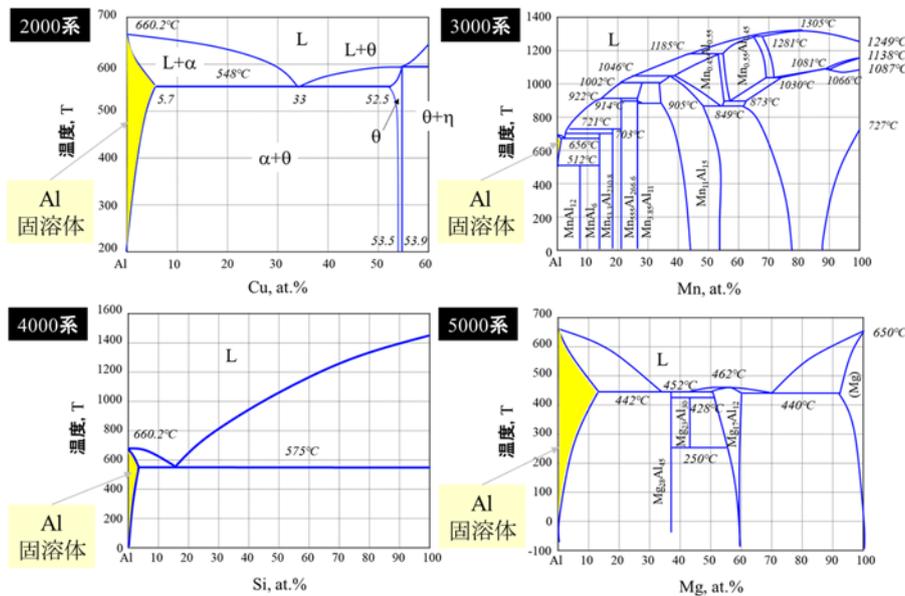


図4 Al-Cu (2000系), Al-Mn (3000系), Al-Si (4000系), Al-Mg (5000系)二元系状態図

3. 析出強化

前節に記したように、Al の強化には析出強化が多用され、その基本は析出物を微細に分散させることです。金属の強化には、転位の量を増やすことと、転位の運動を阻害することが有効です。前者は加工による転位密度増加が一般的な方法ですが、いくら柔らかい Al といえども無限に加工を施し続けることはできません。一方、後者は析出物を分散させることで可能なことから、成分制御と熱処理による硬化法です。析出物が母相と比較して硬く塑性変形しにくい場合、転位の運動をピン止めして著しく硬化できますが、代表的な析出強化型 Al 合金である Al-Cu 合金の時効初期の析出物は、下記する

ように原子尺度のサイズのため、強化寄与分はわずかです。以下では Al-4 mass% Cu 合金について説明します (図 5)。この合金は図 4 の Al-Cu 二元系状態図から判るように、500°Cでは Al の固溶体 (α 相) ですが、200°Cでは α 相と Al_2Cu (θ 相) の二相となります。そこで、500°Cで溶体化処理を施して α 相とした後に、

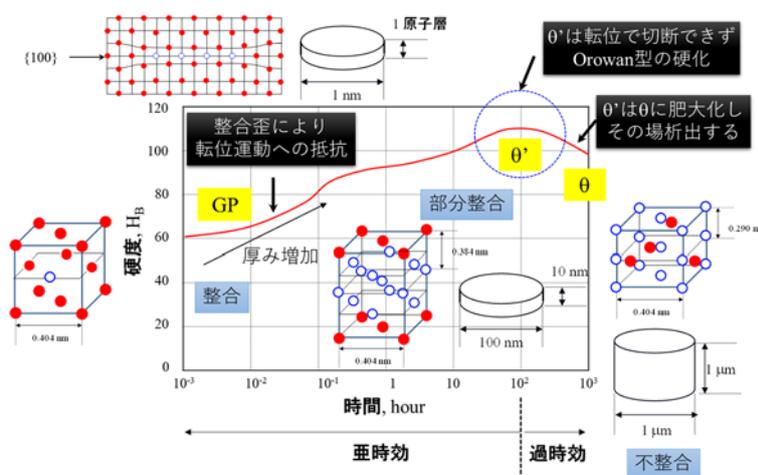


図 5 Al-4Cu 合金の時効に伴う硬度変化と微細析出物の形態

200°Cに昇温させて θ 相を析出させます。しかし、 θ 相析出に至るまで、等温保持時間に依じて様々な準安定中間相が析出し、図 5 のように硬さが変化し、このような保持を時効と称します (図 5 は 130°Cで時効)。硬さの変化は、微細析出物の形態変化に対応しますが、硬度増加の初期は、過飽和固溶の Cu 原子は、厚さ 1 原子層、直径 1 nm 程度に集合し、これを「GP ゾーン」と称します。時効時間の増加と共に GP 帯の厚みが増加し、原子の格子並びは Al の格子並びと連続します。これを「整合」と称します。Al と Cu の原子サイズの差 (Al は 0.118 nm、Cu は 0.117 nm) はわずかですが異なりますから、集合体の周りに格子歪みが発生し、転位が運動する際の抵抗となります。更に時効時間が増加すると、集合体の厚みは 10 nm、幅が 100 nm 程度にまで成長します。この時、原子の格子ならびは、元の Al の格子ならびとは部分的にしか連続しないため、転位の運動への抵抗は大きくなります。このような集合体を θ' 相、原子のならびの部分的な連続性を「部分整合」と称し、硬さは最高値に達します。さらに時効時間が長くなると、 θ' 相は安定相である θ 相に変わり、厚さや幅は 1 mm になり、原子の格子ならびに連続性は見いだされません。この状態を「不整合」と称します。粒子サイズが大きくなり粒子間隔が増加するため、強度増加は望めなくなり、硬度は低下します。最高硬度までの時効を「亜時効」、硬度が低下する時効を「過時効」と称します。

一般に、析出強化型合金は塑性変形を可能とさせるために、析出物による転位運動への障害は弱く、GPゾーンはそのような析出物です。転位がこうした障害物を通過するときには、障害物を切断して運動しますので、抵抗は低く強化は小さくなります(図6)。一方、強い障害となるような分散物による強化は、分散物が母相よりはるかに硬くて塑性変形が起こりにくいいため、分散強化は析出強化より高くなります。GPゾーンによる強化は、整合歪みに起因する弾性応力以外に、GP相と α 相間の剛性率の差に起

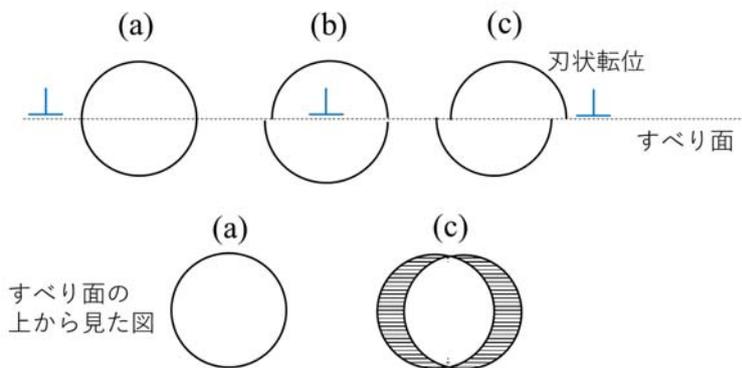


図6 転位の運動への障害力の低い障害物を通過する刃状転位

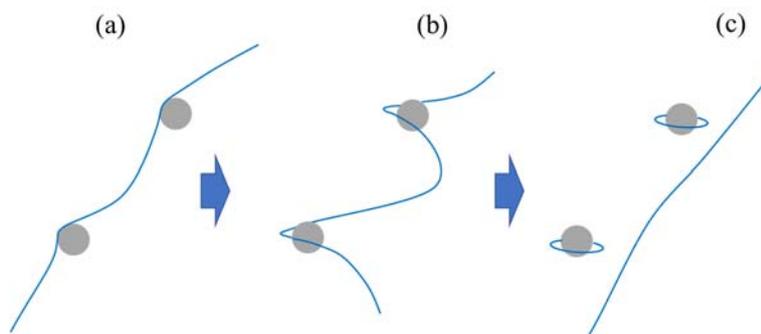


図7 転位が析出物と接触し(a)、転位が大きく湾曲(b)した後、転位ループを析出物の周りに残して右側に移動する(オロワン機構)

因した剛性率効果と、規則構造の θ 相を転位が通過するとき形成される逆異相境界(Anti-phase boundary)形成が関与すると言われていています。それに対し、硬度が大きく増加する θ' 相や θ 相析出物による硬化はオロワン(Orowan)機構で説明されています。オロワン機構とは、図7の様に転位線が析出物などの障害物と接触して湾曲させられた後、障害物の周りに転位ループを残して運動を続け、転位が湾曲させられた時の力に相当する強度増加を説明する機構です。障害物の平均間隔 λ が、転位線の曲率半径 r より小さい場合、ある箇所では転位の運動が妨げられ、ある箇所では助長される結果、転位に働く力は小さくなります。逆に λ が r より大きい場合、転位は析出物を避けて、通り抜けることができます。従って、転位の運動を阻害する λ は r とほぼ近い値を持つ場合が有効と考えられています。強固な障害物による分散強化を示す式として多用されるのが(1)のOrowanの式です。障害物の平均間隔 λ が小さいほど、転位の運動が抑制されるため強度は増加し、 τ_f をOrowan応力と呼びます。

$$\tau_f = \tau_0 + \alpha \cdot G \cdot b / \lambda \dots\dots (1) \quad \text{Orowan の式}$$

λ : 粒子間距離、 G : 剛性率、 α : 結晶構造に依存する係数

b : バーガースベクトル、 τ_0 : 摩擦応力

4. チタン

Ti は地球上で 10 番目に存在量が多い元素で、密度は 4.51 g/cm^3 で Fe の約 60%、Cu の約 50% です。Fe の約 2 倍の比強度を示し、塩水をはじめ、酸、アルカリ中で腐食されにくいことから、航空機や建造物をはじめ、印鑑、時計のバンド、携帯電話、メガネといった身の回りの製品に至るまで、広く使用されています。

図 3 で示したように、硬度は Al より高く、軽量であるわりに強度を示すのは、HCP 構造という Ti の結晶構造に由来します。HCP 構造は、Al の結晶構造 (FCC 構造) の様に等方的ではなく、軸比 ($c/a=1.597$) が存在します (図 8)。そのため、原子が密に存在する結晶底面の (0001) 面の $\langle 11\text{-}20 \rangle$ 方向には原子は動き易いのですが、(0001) 面に垂直な方向には動き難くなります。原子が運動しやすい面をすべり面と称しますが、HCP 構造は底面のほかに、すべり面として柱面 (1-100) と錘面 (1-101) がありますが、いずれも立方晶のすべり面に比べると、原子の充填度が低く活性ではありません。しかし 885°C で Ti は BCC

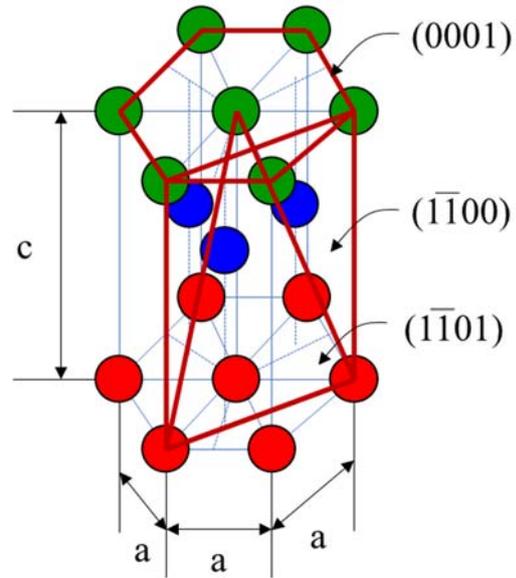


図 8 HCP 構造と主要すべり面：底面 (0001)、柱面 (1-100)、錘面 (1-101)

構造に相変態します (低温の HCP 構造を α 相、高温の BCC 構造を β 相と称します)。 β 相はすべり系が多いため加工性に優れますが、 α 相は強度が高いものの加工性に劣ります。そこで、実用的には用途に応じて α 相と β 相の量比や組織を制御して使用されます。

もう一つ重要なことは、Ti は酸素 (O) を固溶すると強度が増加し、加工性を低下させることです。図 9 は Near- β 型 Ti 合金である TiNbSn 合金の引張特性におよぼす含有酸素量の影響を示した図ですが、

含有酸素量の増加と共に引張伸びが低下し、引張強度が増加していることが判ります。以上から Ti は JIS により、一種 (酸素量は 0.15% 以下)、二種 (0.20% 以下)、三種 (0.30% 以下)、四種 (0.40% 以下) と決められ、強度と加工性のバランスが良い二種が実的に最も多用されています。

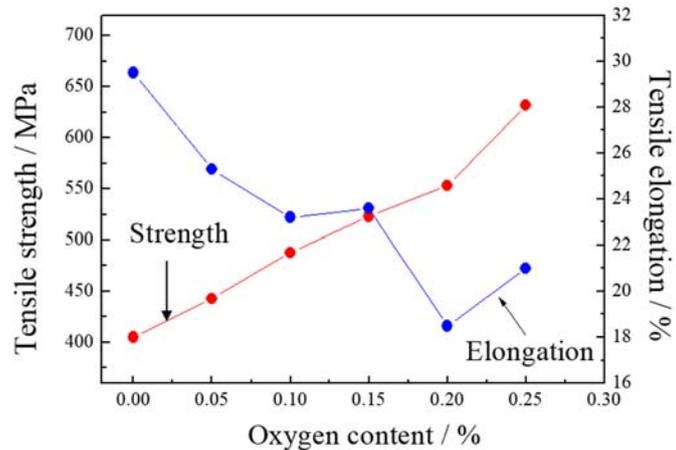


図 8 Near- β 型 Ti 合金の引張特性におよぼす酸素の効果

5. Ti 合金の設計の基本

前節で記したように、Ti は低温では高強度で加工性に乏しい α 相、高温では強度は乏しいものの加工性に優れる β 相ですので、強度を優先するか加工性を優先するかによって、 α 相と β 相の量比や組織形態が変わります。大雑把に分類すると、高強度から高加工性に向けて、 α 合金 \rightarrow Near α 合金 \rightarrow α + β 合金 \rightarrow Near β 合金 \rightarrow β 合金、となり、工業的に各種合金が実用されています。所望の相構造や組織を得るために、合金元素の調整と加工熱処理が採用されています。合金元素の選択には、図9のように状態図から四種類に大別できます。合金元素

を X とすると、X の量を増やすとき、 α 相や β 相の安定領域に影響が及ぼされない合金系として (a) の「全率固溶型」があり、Hf や Zr が該当します。二つ目は、X を添加すると変態温度が増加し、 α 相の領域が拡大する元素で「 α 相安定型」(b) と称し、Al, Ga, Sn, C, O, N 等が該当します。三つめは X を添加すると逆に変態温度が低下し、 β 相の領域が拡大する元素で「 β 相安定型」(c) と称し、Mo, Nb, Ta, V, Re が該当します。そして四つ目が、 β 相安定型と似ていますが、X の増加と共に共析反応を示す場合で「 β 共析型」(d) と称し、Cr, Mn, Fe, Co, Ni 等が

該当します。 β 相安定化元素 X の量は、 β 相共析型の方が β 相安定型よりも少量ですみませんが、共析変態による分解反応や、後述する ω 相析出による脆化がおりやすいため、実用的には β 相安定型元素が多用されています。高温で安定な β 相を室温で残留する過程で析出するのが ω 相と称する微細相（サイズは数 nm）で、 ω 相が析出すると加工性が劣化しますので要注意です。 ω 相は高温 β 相を室温で残留させる過程だけでなく、準安定 β 相を 400°C 以下で保持することでも析出し、前者を athermal ω 、後者を ithothermal ω と称します。

次に熱処理について説明します。状態図は平衡状態を示しますが、平衡までの時間は元素の拡散に依存し、組み合わせによっては長時間を要するため、実用的には非平衡状態での加工熱処理が多用されています。高温で固溶した合金元素は急冷すると、たとえ

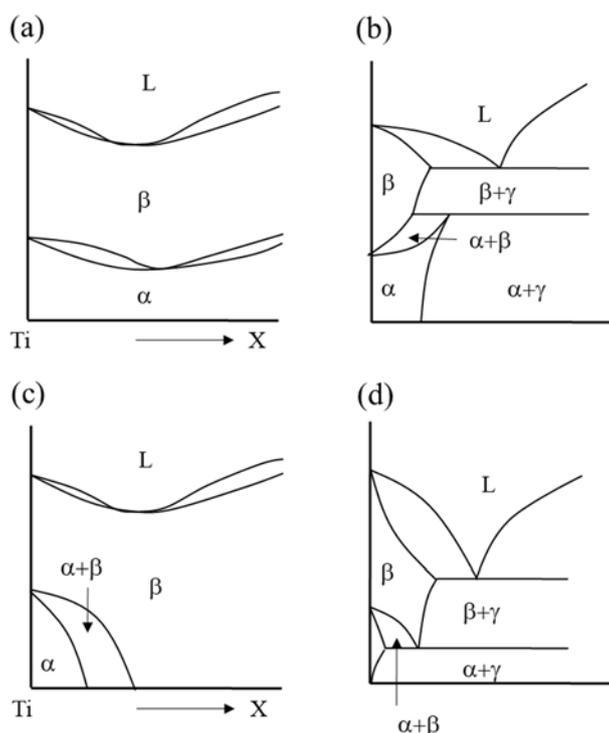


図9 Ti-X 合金の状態図の分類：(a)全率固溶型、(b) α 相安定型、(c) β 相安定型、(d) β 相共析型

固溶限以上でも、低温で平衡濃度以上の量を固溶し、これを過飽和固溶体と称します。しかしその温度で熱処理（時効処理）を施すと、固溶限以上の添加元素は析出物として母相に掃き出されますが、これは Al 合金の場合と同じです。β合金では、β相を室温で残留させるために（準安定β相）、添加量が室温でのマルテンサイト変態開始点（Ms）組成以上にする必要があります。その理由は、この組成以下ではマルテンサイト変態が起こり、β相を残留させることができないからです。このような合金をα+β/β温度（β-transus 温度と称します）以上に保持後に急冷し、上述のように時効処理を施してα相を析出させます。図 10 はβ共析型元素との二元合金の共析温度近傍の状態図ですが、

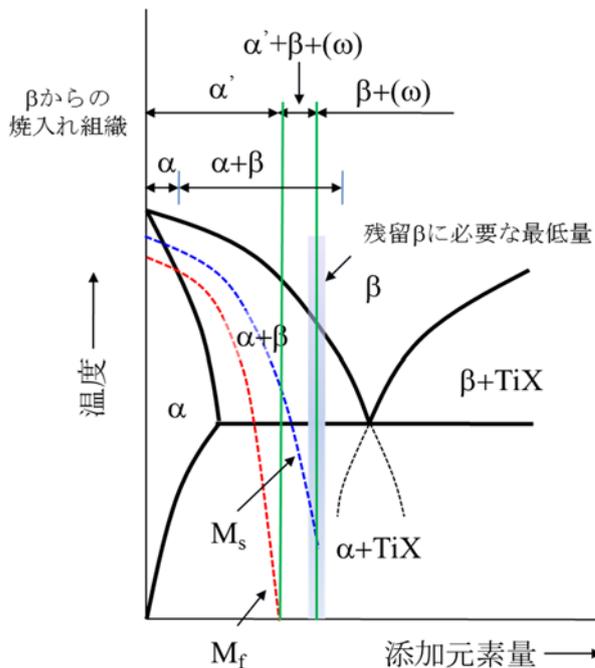


図 10 β 共析型元素との二元合金の共析温度近傍の状態図

Ms が室温付近の添加量近

傍で準安定 β 相を得ることができます。Ti は Fe と同様に、多数の原子集団が連携して格子変態をおこし、マルテンサイト相（hcp 構造は α'、斜方晶構造は α'' と称し、総じて α^m 相と記述されます）を析出し、強度を増加させます。α' 相は β 安定化元素量が少ない時に生成する HCP 構造のマルテンサイトです。一方、α'' 相は、β 安定化元素量の増加と共に Ms 点が低下し、ある組成以上で生成する斜方晶構造のマルテンサイトです。α'' 相と β 相の間には(2)の方位関係があります。

$$[100]_{\alpha''} \parallel [100]_{\beta}, [010]_{\alpha''} \parallel [1\bar{1}0]_{\beta}, [001]_{\alpha''} \parallel [110]_{\beta} \dots\dots\dots (2)$$

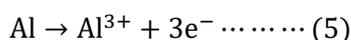
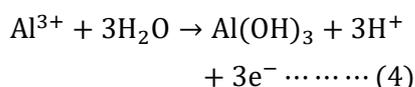
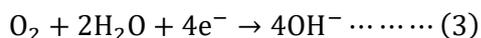
β相からの急冷により生成するα'' 相は、1%程度の膨張を伴います。その際に発生する体積歪みを緩和するために、α'' 相内ではせん断変形が生じ、ω 相が生成すると考えられています。α^m 相と ω 相は、組成と温度によって安定領域が異なりますが、自由エネルギーは ω 相が α^m 相よりも高く、ω 相析出は限られた環境下です。その中で、α'' 相は β 安定化元素の量が多い時に生成するため、ω 相との競合は近接していると考えられます。そのような場合、上述のようにα'' 相内で ω 相が歪み誘起的に析出すると考えられ、β 安定化元素の多い合金での加工熱処理には注意を払う必要があります。

6. 耐食性

図 11 に主な金属のイオン化傾向と実環境の耐食性を示します。金属は電子を失って陽イオンとなりますが、大気中で陰イオンと反応して生成する物質が錆で、一般には水和物です。イオン化傾向はイオンのなり易さを示しますが、大きいほどイオンになり易く、一般的に、陰イオンと結合して錆を形成し易くなります。しかし、Al や Ti はイオン化傾向が大きいにもかかわらず、実環境での耐食性は優れています。この理由は 1 節で記載した、Al や Ti が酸素と強い親和力を持ち、酸化膜を形成し易いことが関与します。酸化膜は数 nm の厚みですが、基材表面を被覆することで基材を保護

し耐食性が付与されます。このような皮膜を不動態皮膜と称します。不動態とはイオン化傾向の大きい金属（卑な金属と称します）が、あたかもイオン化傾向の小さい金属（貴な金属と称します）の様な挙動を示す状態を言います。

一方、Al や Ti と言えども、どのような環境でも耐食性を保てるわけではありません。特に問題になるのが、塩素イオン等のハロゲンイオンが原因の局部腐食で、図 12 はその一例の孔食の模式図です。酸化膜上でのカソード反応と、金属イオン生成のアノード反応が起こる時、ハロゲンイオンの泳動は反応を促進します。Al を例にとると何らかの原因で酸化膜に傷がついて自己修復できない場合、(3)式のカソード反応が酸化膜表面で起こり、傷により Al の地が現れた箇所では、(5)式のアノード反応が進みます。Al はイオン化し、(4)式の加水分解により Al(OH)₃ が表面で形成され、pH が低下して Al³⁺ は増加します。一度この反応がおこると、pH 低下とハロゲンイオンの濃化が進み、Al の溶解は助長されます。



	金属	E ⁰ /V(SHE)	実環境耐食性	
イオン化傾向小 (耐食性良)	Au	1.5	Au	高い ↑ ↓ 低い
	Pd	0.99	Ti	
陽イオンに成り易い	Ag	0.80	Pd	
	Cu	0.34	Zr	
陽イオンに成り難い	Pb	-0.13	Ag	
	Ni	-0.25	Cu	
	Co	-0.28	Al	
	Fe	-0.44	Cr	
	Zn	-0.74	Fe	
	Cr	-0.76	Ni	
	Mn	-1.19	Co	
	Zr	-1.54	Pd	
	Al	-1.66	Zn	
	イオン化傾向大 (耐食性劣)	Ti	-1.63	Mg
Mg	-2.37	Mn	低い	

図 11 主な金属のイオン化傾向と実環境の耐食性

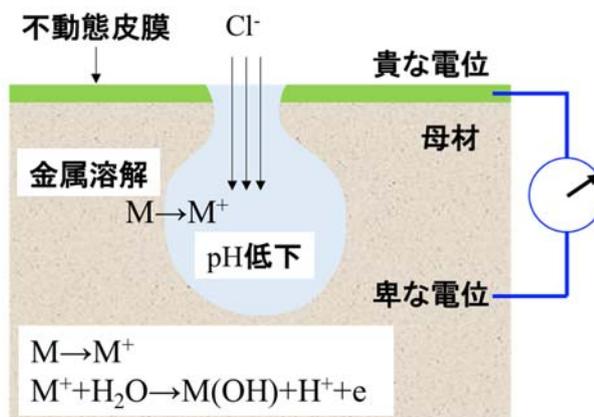


図 12 金属 (M) の塩素イオンによる孔食の模式図

Tiも孔食は起こりますが、不動態膜が強固なため Al よりも対孔食性が優れています。例えば、1N の Cl⁻ が存在する常温での水溶液環境下における、Al と Ti の孔食発生電位は、それぞれ、-0.48V と 9.8V で、Ti は孔食が起こりにくいことが判ります。ちなみに Fe は-0.29V、Ni は 0.10V ですから、Ti の耐孔食性は金属の中でも極めて優れています。図 13 は NaCl 濃度を変えた水溶液中での純 Ti の腐食の温度依存性ですが、孔食は数%以上の濃度の NaCl 水溶液を 100℃以上の高温にしてようやく観察できます。低 pH で Cl⁻ 含有水溶液中で腐食した Ti 表面を分析すると、TiH₂ 水素化物が検出されます。そのため Ti の腐食は、表面に形成される水素化物層を介した Ti³⁺の溶解で進行すると考えられています。即ち、pH が低い不動態膜が欠落した状態では、表面に水素化物層が形成され、腐食速度は水素化物層に吸着する水素イオンと水酸イオンの平衡に依存すると考えられます。

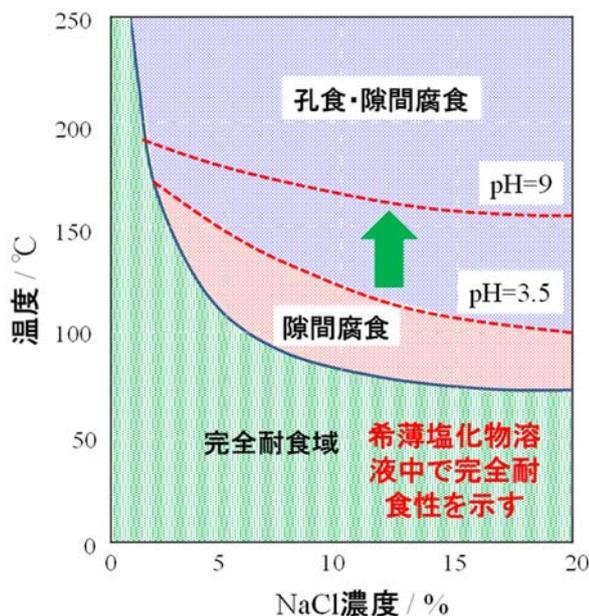


図 13 NaCl 水溶液中の Ti の腐食の温度依存性

Ti の不動態膜は硝酸のような酸化性の酸（酸素を供給する酸）の腐食には強いのですが、塩酸や硫酸などの非酸化性の酸（酸素を供給しない酸）では、酸素の供給が少ないために、安定で強固な不動態膜形成に至らず、腐食が起こります。図 14 は塩酸水溶液中の Ti の活性腐食/不動態に及ぼす溶存酸素の影響（240 時間試験）ですが、溶存酸素がないと不動態形成息が狭いことが判ります。しかし、0.2 %程度の Pd を添加した Ti-Pd 合金は非酸化性の酸に浸漬しても、腐食速度を遅らせることが知られています。例えば、沸騰した 5%塩酸水溶液中に浸漬すると、Ti の腐食速度は厚み減少量で 1000 mm/year が Ti-0.2Pd 合金では 6.5 mm/year となります。この原因として Pd がアノード不動態化を促進し、ち密な酸化膜を形成するためと考えられています。

Ti の不動態膜は硝酸のような酸化性の酸（酸素を供給する酸）の腐食には強いのですが、塩酸や硫酸などの非酸化性の酸（酸素を供給しない酸）では、酸素の供給が少ないために、安定で強固な不動態膜形成に至らず、腐食が起こります。図 14 は塩酸水溶液中の Ti の活性腐食/不動態に及ぼす溶存酸素の影響（240 時間試験）ですが、溶存酸素がないと不動態形成息が狭いことが判ります。しかし、0.2 %程度の Pd を添加した Ti-Pd 合金は非酸化性の酸に浸漬しても、腐食速度を遅らせることが知られています。例えば、沸騰した 5%塩酸水溶液中に浸漬すると、Ti の腐食速度は厚み減少量で 1000 mm/year が Ti-0.2Pd 合金では 6.5 mm/year となります。この原因として Pd がアノード不動態化を促進し、ち密な酸化膜を形成するためと考えられています。

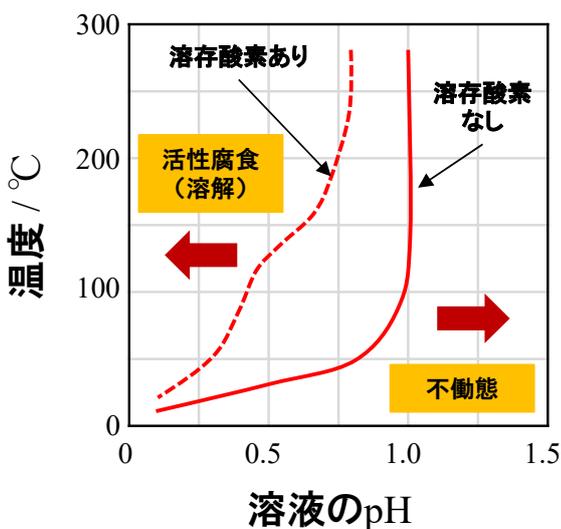


図 14 塩酸溶液中 Ti の腐食に及ぼす溶存酸素の影響

7. おわりに

軽量化のメリットが顕わな製品として、自動車や車両などの輸送体が挙げられます。例えば車両の場合、現用のステンレス等の鋼材から Al 合金に換えることで、電力消費量は軽減し、電車の高速運転が可能となり、道床の負担が少なく保線作業が軽減される、というメリットがあるそうです。また自動車の場合は、燃費と性能が向上し、遠心力低減による旋回性の向上、部材への負荷低減、等のメリットがあるそうです。一方で、軽量金属の高コスト、衝突安全性の低下、振動や雑音などによる快適性の低下、などのデメリットも指摘されています。確かに軽量化は「全て良い」というわけではなさそうですが、メーカーはデメリットを克服する様々な取り組みに余念がありません。図 15 は 2019 年 7 月に国内自動車メーカーが公開した開発車両の衝突試験の画像です。写真右側の軽自動車（開発車）が、重量比で 50 % 重い車両と 50 km/h で正面衝突させた実験です。軽自動車はエンジンルームの運転席側が完全につぶれ、半回転して止まりましたが、A ピラーより後方のドア部分と B ピラーは多少の変形が見られる程度で、ドアの開閉は可能だったそうです。なお A ピラーとは、クルマを側面から見て、一番前方にある柱で、後ろに向かってそれぞれの柱を B ピラー、C ピラーと称します。運転席の足元はひざやすねの前に手のひらが入るくらいの空間が確保されていたそうで、運転者の足への最悪な事態は回避できるようです。この原因は、車体側面を構成する左右のサイドメンバー前端をクロスメンバーのようにつなぐことで、衝撃エネルギーを分散させたことにより、構造設計が安全性確保に有効であるという結論に至りました。



図 15 衝突実験 (e-nenpi.com/article/detail/324245)

冒頭に紹介した Mg は Al よりも軽量ですが、発火性・加工性・接合性に課題があります。Ca や Li 等との合金化や、チクソモールディング等の加工技術の導入により、鋳造材を中心にノートパソコン・自動車部品等の製品へと次々に実用に供せられましたが、さらなる需要拡大には、加工性改善とコスト低減が課題でしょう。負荷を支える素材として金属の優位性は今後も変わらないと思いますが、軽量化は強度と加工性というトレードオフの両機能とは独立した機能と考えることができます。引張強度を密度で除した比強度を用いると、Mg 合金と Ti 合金の値はほぼ同じで、Al 合金はそれより劣るものの、SUS304 の 3 倍以上の値を持ちます。産業利用だけでなく実社会においても、軽量化のメリットは計り知れず、Mg・Al・Ti 等の軽い金属元素の高強度化は必要で、さらなる開発研究が期待されます。