

時効硬化材の組織形成 [1] ～析出物の生成～

千星 聡

はじめに

一般の金属材料は、溶解-鋳造法で鋳塊を製造した後、形状の調整と材質の均質化(鋳造偏析の除去、結晶粒径の制御)を図るために熱間・冷間加工を行う。さらに、多くの場合では高強度化、高延性化など付加価値を高めるための熱処理を施す。

熱処理では金属材料が所定の温度や、ときには圧力、雰囲気、応力、電磁場などを制御した環境に保持されることによって、構成相の結晶構造や組成が変化したり、単相状態から複数の相が共存する状態になったりする。このような相の変化を「相変態」(phase transformation)という。相変態はいくつかに分類される。1つ目は、原子の拡散は伴うものの、相の組成や数が増減しない変態である。純金属の溶解-凝固、同素変態、規則-不規則変態、マッシュ変態、回復・再結晶、粒成長が含まれる。2つ目は、拡散変態に伴って相の組成や数が増減する変態である。析出、スピノーダル分解、共析変態がこれに属する。3つ目は、拡散が関与しない無拡散相変態である。鉄鋼材料やチタン合金でみられるマルテンサイト変態はこれに分類される。これらの相変態を活用して組織制御することが材料の特性を狙い通りに引き出すための要諦となる。

本稿では、相変態の中でも析出現象を中心に概説する。熱処理による第二相の析出現象を正しく理解することは、材料の諸特性の制御に不可欠である。特に、析出による材料の硬化は「析出硬化」あるいは「時効硬化」として知られ、加工硬化、固溶硬化などと並んで工業的に広く汎用されている。本稿は前半であり、析出物の生成過程

に注目する。次稿後半の時効析出による特性制御に繋げたい。

時効硬化の発見

A. Wilm のセレンディピティ¹⁾²⁾

析出といえば、食塩やミョウバンの過飽和水溶液からの結晶生成を連想するかもしれない。この析出現象は水溶液だけでなく、固溶体合金でもみられる。合金でも析出が起こることが発見されたきっかけは約 120 年前に遡る。この発見にまつわるエピソードはセレンディピティ(思いがけない幸運や発見)として有名である。

A. Wilm (独) (図 1) は 1901 年に Berlin 近郊にある理工学中央研究所に招聘され、翌年 1902 年に兵器弾薬製造会社から真鍮製の薬莢をアルミニウム合金で代替するための開発委託を受け研究を開始した。彼は、高温の鋼を水中へ焼入れする(すなわち、急冷する)と硬くなることから類推し、Al-

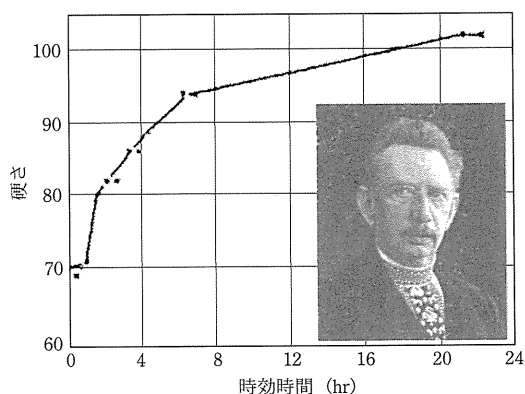


図 1 A. Wilm が発表した論文に掲載された時効硬化曲線²⁾(図中は A. Wilm の写真)。

4 wt.%Cu 合金も同様に高温から焼入れてみた。しかし、合金の引張強さは 150~225 MPa、伸び 5~7% に留まり、真鍮の代替としては不十分であった。

Wilm はその後もアルミニウム合金の研究を続けた。1906 年のある土曜日、Al-4 wt.%Cu-0.5 wt.% Mn-0.5 wt.%Mg 合金の 3 mm 厚みの板材を作製し、520℃の塩浴炉で加熱後に焼入れたが、合金はあまり硬くならなかった。翌々日の月曜日に再度その続きを行ったところ、硬さが著しく増加していた。これに驚いて、測定器をチェックしながら実験を繰り返した。その結果、硬さが焼入れ後 2 時間まではほとんど変化しないが、それ以降 4 日間にわたって増加し、その後一定になることを確認した(図 1)。室温で数日間放置した試料では引張強さは 390 MPa、伸びは 20~25% を示した^{*1}。

このように、金属材料の特性が時間とともに変化する現象は「時効」(aging: 金属材料も人と同じく歳(age)をとる)と称され、後にジュラルミンと呼ばれる強靱なアルミニウム合金の誕生の礎となった。アルミニウム合金では、鉄鋼材料と異なり高温から焼入れてもマルテンサイト変態は起きないので硬化しない。Wilm の研究当初の目論見は学理的には検討外れだったが、想定外の結果を見逃さず真摯に研究したことが思いがけない発見に結びついたといえる。

A. Guiner と G. D. Perston による追跡³⁾

なぜアルミニウム合金は高温からの焼入れ直後はそれほど硬くならず、時間を経ると硬くなる(時効硬化する)のか? その原因は、Wilm が時効硬化現象を発見してからしばらく明確になっていなかったが、1938 年に A. Guiner (仏) と G. D.

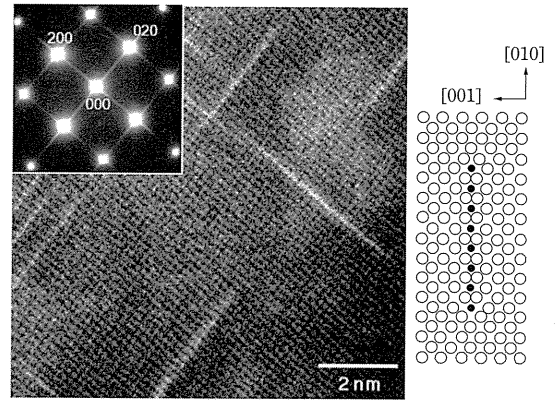


図2 Al-4wt.%Cu 合金中の G. P. zone. (左) 高分解透過型電子顕微鏡 (HAADF-TEM) 像, (右) 原子構造の模式図. TEM 像では暗部が Al 原子, 明部が溶質 Cu 原子, 模式図では白丸が Al 原子, 黒丸が溶質 Cu 原子に対応する. TEM 像中の電子回折図形では, Al 固溶体母相 (fcc) からの回折斑点とともにストリークがみられる. これは Guiner や Perston がみた X 線回折のストリークに対応する。

Perston (英) がそれぞれ別々に解釈を加えた。彼らは時効初期の Al-4%Cu 合金に単色 X 線を照射したときに、筋状の回折模様(ストリーク)が出現するのを見出し、Al 固溶体母相の {001} 面上に Cu 原子 1 層分の板状集合体が形成されることを予測した(図 2 右)。

さらにその数 10 年後、透過型電子顕微鏡が普及する。そして、Guiner と Perston の予測通り Al-4 wt.%Cu 合金では時効によって Al 固溶体の母相内に大きさ数 nm の非常に微細な円板状の析出物が生成されることが直接観察された(図 2 左, 図 3 (a))。このような析出物は Guiner と Perston の名前をとって G. P. zone と呼ばれる。また、系統的な観察の結果、Al-4wt.%Cu 合金を比較的低温で等温時効すると、初期段階では G. P. zone が生成され、その後に準安定の中間相 (θ'' -Al₂Cu および θ' -Al₂Cu) を経て、最終的に平衡相 (θ -Al₂Cu) と順次相変化していくことが明らかにされた(図 3)。

今日では、この第二相の微細析出の分散は「析出強化」として材料の強化に貢献することが理解されている。

*1 室温付近での保持により合金が硬化することを「自然時効」という。アルミニウム合金では室温でも拡散が進み、自然時効することは Wilm にとって幸運の要素だった。これに対して、室温より高い温度で時効することを「人工時効」という。

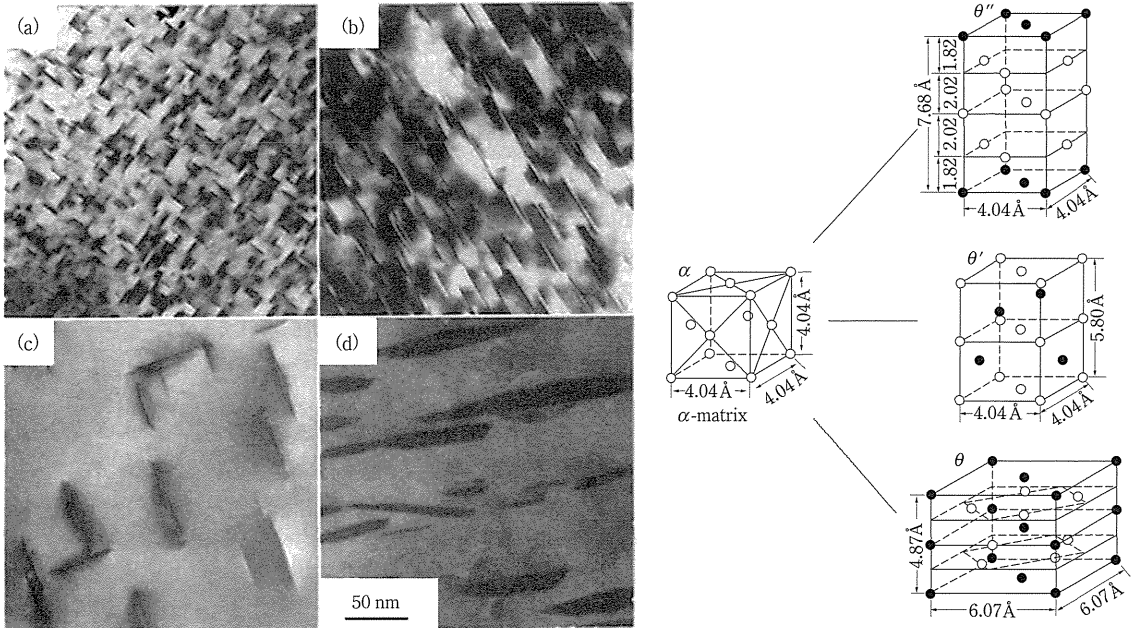


図3 (左) Al-4wt.%Cu合金の透過型電子顕微鏡 (TEM) 像。(a) G. P. zone, (b) θ'' -Al₂Cu, (c) θ' -Al₂Cu, (d) θ -Al₂Cu⁴⁾。(右) θ'' -Al₂Cu, θ' -Al₂Cu, θ -Al₂Cu 相の結晶構造⁵⁾(白丸が Al 原子, 黒丸が Cu 原子を示す)。

表1 代表的な時効析出型の合金系における析出物の生成過程^{4)~6)}。表中の下線は最終安定相を示す。CPは連続析出 (continuous precipitation), DPは不連続析出 (Discontinuous precipitation) の略。()内は析出物の形状を示す。「ラス」は一方に伸びた幅のせまい薄い板状。ここに示す析出物の結晶構造や組織の変移過程は典型的な時効条件によるものである。

合金系	析出物の構造的な変移過程	組織的な変移過程
Al-Cu	G. P. zone (板) → θ'' -Al ₂ Cu (板) → θ' -Al ₂ Cu (板) → <u>θ-Al₂Cu (塊)</u>	CP (<200°C) (図7の過程(a))
Al-Li	G. P. zone (球) → δ' -Al ₃ Li (球) → <u>δ-AlLi (塊)</u>	CP+DP (過程(b))
Al-Cu-Mg	G. P. zone (針) → S' -Al ₂ CuMg (ラス) → <u>S-Al₂CuMg (ラス)</u>	CP (過程(a))
Al-Mg-Si	G. P. zone (針) → β' -Mg ₂ Si (棒) → <u>β-Mg₂Si (板)</u>	CP (過程(a))
Al-Zn-Mg	G. P. zone (球) → η' -Mg ₂ Zn (板) → <u>η-Mg₂Zn (板/棒)</u>	CP (過程(a))
Cu-Be	G. P. zone (棒) → γ'' -CuBe (板) → γ' -CuBe → <u>γ-CuBe</u>	CP+DP (<350°C) (過程(c) → (f))
Cu-Fe	fcc γ -Fe → <u>bcc α-Fe (立方/球)</u>	CP (過程(a))
Cu-In	Cu ₇ In ₃	DP (過程(b))
Cu-Ti	変調構造 → β' -Cu ₄ Ti → <u>β-Cu₄Ti</u>	CP+DP → DP (過程(c) → (e))
Cu-Ni-Sn	変調構造 → <u>(Cu,Ni)₃Sn</u>	CP+DP (過程(c) → (f))
Cu-Ni-Si	<u>δ-Ni₂Si</u>	CP+DP (過程(c) → (f))
Fe-N	α'' -Fe ₁₆ N ₂ (板) → <u>Fe₄N</u>	CP (過程(a))
Fe-Cr-Co	変調構造	CP
Ni-Cr-Ti-Al	<u>γ'-(Ni,Cr)₃(Ti,Al) (立方/球)</u>	CP (過程(a))

時効析出現象の発現

時効析出を示す合金系・合金組成

現在では、表1に示すようにアルミニウム合金に

限らず、鉄、銅、ニッケル系など多くの合金系で時効析出型合金が見出され、多くは実用化に至っている。では、どのような合金系で時効析出が起こるのか？時効析出が起こるためには、状態図では図4に示すように温度の低下に伴って固溶体の溶質元

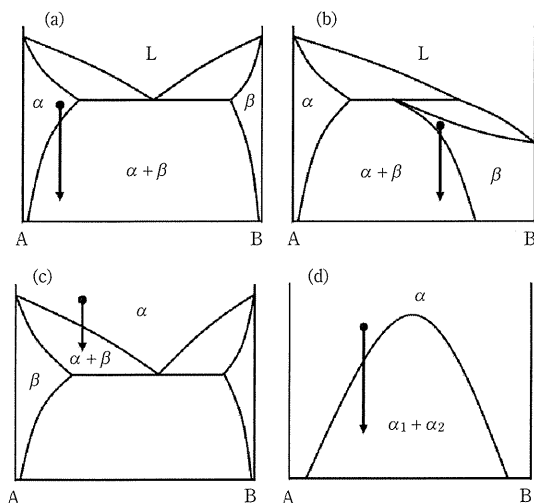


図4 時効析出が期待できる状態図と合金組成の例。
(a) 共晶系, (b) 包晶系, (c) 共析系, (d) 相分離系。

素の固溶度が減少することが必要条件である。

時効析出に必要な工程

Al-Cu 二元系合金を例とすると、図5の状態図に示されるように低温になるほど α -Al固溶体ではCuの固溶度が減少している。状態図によれば、Wilmが扱ったAl-4 wt.%Cu (Al-1.7at.%Cu)合金は520°Cで保持すると均質な α -Al固溶体単相となる。その後室温まで急冷すると、本来は α -Al固溶体と θ -Al₂Cuの二相に分離しなければならないが、十分な冷却速度で急冷すると原子の拡散が追いつかないため、固溶限以上にCuが固溶した過飽和固溶体の状態になる。次いで、急冷材を α -Al固溶体相と θ -Al₂Cu相の二相領域になる温度域で時効すると、過飽和固溶体の不安定な状態から安定な第二相が析出しようとする。Al-4wt.%Cu合金の場合では、安定相の θ -Al₂Cuが析出する前に、準安定なG.

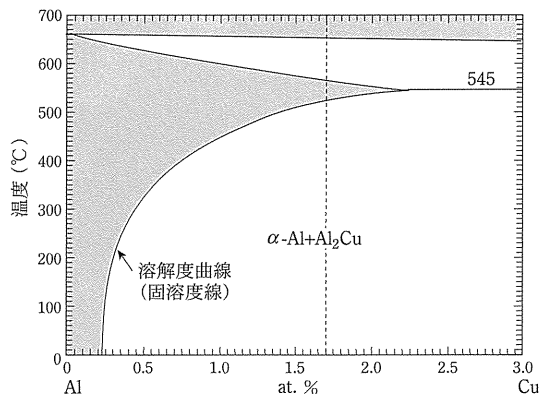


図5 Al-Cu 二元系の部分状態図⁴⁾。

P. zone や中間相が生成する。これらの準安定相は母相と整合ひずみ^{*2}をもつため転位に対して大きな抵抗力となり、効率的に合金を強化する。

Al-4wt.%Cu合金の例から勘案されるように、時効析出現象が発現するためには、状態図を基に合金系と組成を選定した後、①固溶体単相領域で溶体化する、②急冷によって過飽和固溶体を得る、③中間温度で時効して析出物を生成させる工程が基本となる。各工程で配慮すべき点を書き留める。

①溶体化処理

溶体化処理の温度は平衡状態図にて、固相線と固溶度曲線の間の単相領域を選定する。図4(a)のような共晶系合金の場合では共晶点以下の温度にして部分溶解ないように配慮する。溶体化処理の時間は、前段階で存在している不要な第二相や偏析が除去され、均一な固溶体になるのに十分な時間が必要である。

②焼入れ処理 (急冷処理)

通常は室温の水中に急速に浸漬する。溶体化処理

*2 析出物相 β と母相 α の格子面間隔に大きな差がないとき(～2%が目安)、 β と α の原子列が界面を挟んで1対1に対応しているような界面(整合界面)が形成される(図(a))。この界面付近の弾性的なひずみ場を「整合ひずみ」という。析出物相と母相の格子面間隔の差が大きくなると、界面にミスフィット転位が導入した部分整合界面(図(b))、界面を隔てて原子列が不

連続となる非整合界面(図(c))となるために、次第にひずみ場が小さくなる。

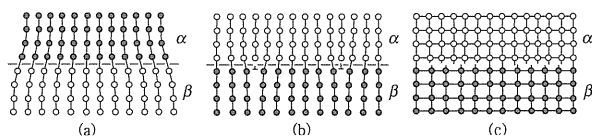


図 (a) 整合界面, (b) 半整合界面, (c) 非整合界面の模式図。

炉から取り出して、焼入れするまでの時間を十分に短くする。多量の水または循環水に全体を浸漬させて、十分に温度が低下してから取り出す。焼入れ性を高めるためには、合金表面に粘土を塗布したり(気泡の発生を抑制して効果的に熱伝導させる)、微量元素を添加したりする例もある⁶⁾。

③時効処理

析出物の種類、大きさ、体積分率、分散状態などを制御するために適切な温度、時間を選定する。次節に詳しく説明する。

析出物の生成過程

析出機構の分類

時効処理の過程では、非平衡な(不安定な)過飽和固溶体からより安定な相が析出する。このときの析出機構は次のように分類できる。

- ① 核生成・成長による析出
 - (i) 連続析出 (continuous precipitation)
均一析出、不均一析出
 - (ii) 不連続析出 (discontinuous precipitation)
- ② スピノーダル分解

「核生成」は、析出の開始時点で母相の過飽和固溶体相(α')と異なる結晶構造をもつ析出物(β)が非常に微細に生成されることを指す。つまり、下記の相変態が起こる。



図2のようなAl-4 wt.%Cu合金におけるG, P zoneが核生成・成長の一例となる。本合金ではG, P zoneの形状は円板状になるが、他の系では球状や針状になるものもある(表1)。これは、析出物が小さいうちは母相との界面エネルギーが最小にするように、特定の晶壁面で析出物の生成・成長が進むからである。例えば、Al-Cu合金では、図3(右)に示すように中間相(θ'' -Al₂Cu, θ' -Al₂Cu)の正方晶底面とAl固溶体母相fccの{001}面とで整合界面をもつように中間相が生成・成長する。こ

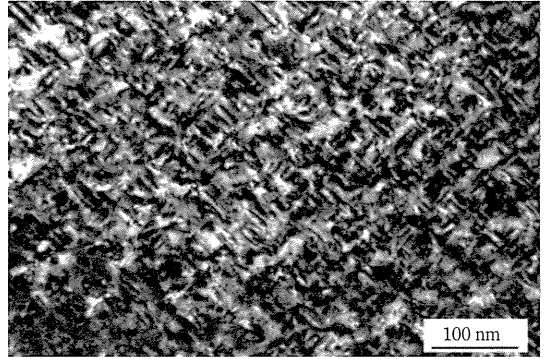


図6 Cu-3 at.%Ti合金の時効初期段階でみられる変調構造⁷⁾。

のため、形状は板状になる。時効が進むと、安定相(θ -Al₂Cu)が非整合界面を生成しながら塊状に粗大化していく。

核生成型の析出に対して、「スピノーダル分解」*³は、過飽和固溶体が時間とともに溶質濃度の異なる2つの固溶体相に分解することを指す。反応式で表すと次式(2)のようになる。相変態の前後で構成相の結晶構造は変わらない点が核生成とは異なる。



スピノーダル分解した後の組織は一般に変調構造と呼ばれ、規則的な濃度ゆらぎを反映した組織となる。核生成型と比べると事例は少ないが、Cu-Ti合金、Fe-Cr-Co磁石合金はスピノーダル分解を利用している実用合金である。

連続析出の生成

析出物の生成様式としては、核生成の方がスピノーダル分解よりもよく見られるので、これを前提として説明を進める。図7は時効による析出過程の様相を模式的に示したものである。ここで、図7(a)のように過飽和固溶体の至る所で析出物が生成・成長するときには、過飽和固溶体 α' の溶質濃度は析出にともなって連続的に減少する。この

*3 スピノーダル分解を身近に例えるなら「お味噌汁」であろう。お味噌汁をしばらく放置しておくと、味噌の濃淡の領域が周期的にできるのと同様の現象である。

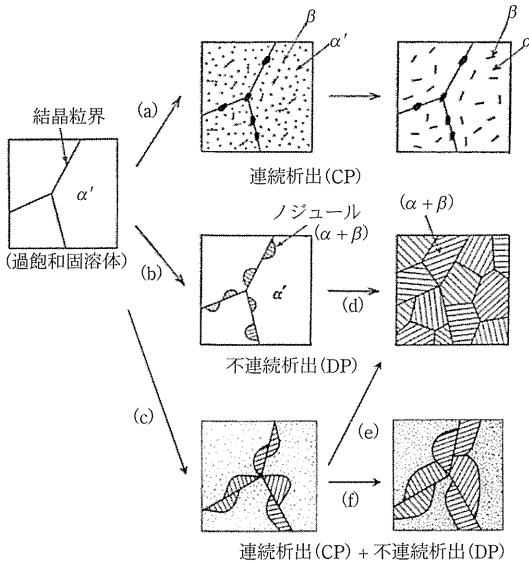


図7 過飽和固溶体からの連続析出(a),不連続析出(b),連続析出と不連続析出の競合(c)による組織形成過程。

ような析出形態を「連続析出」と呼ぶ。

連続析出は析出核の生成サイトによってさらに「均一化析出」と「不均一化析出」に分類される。均一化析出は、母相格子点上で所を選ばずに核が生成することである。一方、不均一析出は、空孔、転位、結晶粒界などの格子欠陥上に優先的に核が生成することという。実際の析出はほとんど不均一析出であり、均一析出と考えられる例は稀である。強いて言うならば、スピノーダル分解は核の生成を必要としない格子欠陥とは無関係な析出形態をとり、均一析出の概念に近い。

どの格子欠陥から析出物が優先的に生成するかは、次の古典的核生成理論で説明される⁵⁾⁸⁾。温度 T における核生成頻度 I (単位体積、単位時間当たりのある核生成数) は、原子拡散の活性化エネルギー (ΔG_d) と核生成の障壁エネルギー (ΔG^*) から次式で表すことができる。

$$I = \omega \cdot N \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_d}{RT}\right) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{RT}\right) \quad (3)$$

ω は定数、 N は生成サイト密度、 R は気体定数である。

先にも述べたように、金属材料では格子欠陥が優先核生成サイトとして働く。核生成の障壁エネ

表2 核生成サイトとしての格子欠陥の種類と特徴。均一核生成は結晶格子点上の原子1つを指す。

	ΔG^*	N
1. 均一核生成 (原子1個) に対応	大	多
2. 空孔	↑	↑
3. 転位	↑	↑
4. 積層欠陥	↑	↑
5. 粒界, 第二相との界面	↓	↓
6. 自由表面	小	少

ルギー ΔG^* は大きな順 (核生成サイトとしての能力の低いものの順) で各々の格子欠陥を並べるとおよそ表2 のようになる。これは、核生成サイト密度 N としてみれば多い順になる。式 (3) によれば、例えば、自由表面は核生成の障壁エネルギー ΔG^* は小さいものの、そもそもの密度が少ないため、析出物の核生成サイトとしてはマイナーとなる。逆に、均一核生成は結晶格子点上の原子を核生成サイトと考えるので核生成サイト密度 N は圧倒的に多いが、障壁エネルギー ΔG^* が大きいため核生成は起こりにくい。析出物が連続析出する場合は、結晶粒内の空孔、転位、積層欠陥、粒界、第二相との界面のいずれかを優先核生成サイトにする。

微細な析出物を数密度が多くなるように分散させるには、核生成サイトとしての格子欠陥を合金内に均一に導入することが方策となる。例えば、時効前に冷間加工を入れてひずみや転位密度を増大させて核生成サイトを導入することがテクニックとなる。

連続析出の生成温度と時間

式 (3) によれば核生成頻度 I は温度の関数でもある。時効温度が低くなるほど過飽和度が大きくなるため析出の駆動力が増し、核生成の障壁エネルギー ΔG^* の項は大きくなる。しかし、低温ほど原子拡散の活性化エネルギー ΔG_d に関する項は小さくなる。これら両項の兼ね合いで、ある特定の温度で核生成頻度 I は最大となる。したがって、析出の開始時間は特定の温度で最短となり、それよりも高温でも低温でも析出は遅れる。すなわ

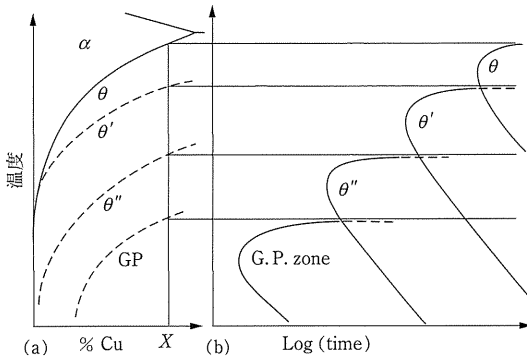


図8 (a) Al-Cu 部分状態図と各準安定相 (G. P. zone, θ'' -Al₂Cu, θ' -Al₂Cu) の固溶度曲線, (b) 各析出物相の TTT 線図⁵⁾.

ち、温度と析出時間の関係が C 字型の曲線となる。これは C 曲線あるいは等温変態線図 (TTT 線図: Time-temperature-transformation diagram) と呼ばれ、最も早く析出が起こる温度をノーズ温度と呼ぶ。

一例として、Al-4wt.%Cu 合金の各析出物に関する TTT 線図を図 8 に示す。一般に、G. P. zone は比較的低温での時効では、核生成サイトを厭わず生成するため微細に均一分散しやすい。一方、高温で時効すると、中間相 (θ'' -Al₂Cu, θ' -Al₂Cu) や平衡相 (θ -Al₂Cu) が母相から直接生成する。しかし、転位や粒界などの格子欠陥を核生成サイトとするため分散が不均一で粗大化しやすい。

Al-4 wt.%Cu 合金では中間相 θ' -Al₂Cu が最も析出強化に寄与するため、 θ' -Al₂Cu の微細均一分散が望まれる。そのためには、なるべく低温 (180℃以下) で等温時効するか、もしくは二段時効する (二段時効では、第一段時効として低温で G.P. zone を生成・成長させた後、第二段時効として少し高温で G.P. zone を核生成サイトにして θ' -Al₂Cu を析出させる)。等温時効よりも二段時効は効率的に中間相を微細分散できるため、実際の時効硬化型アルミニウム合金の組織制御に利用されている。

不連続析出 (粒界反応型析出)

図 7 (b) のように、過飽和固溶体 α' から析出物 β と平衡組成の固溶体 α の 2 つの相からなる領域 (ノ

ジュール、セル、コロニーなどと呼ぶ) が集団的に生成・成長していく析出形態を「不連続析出」と呼ぶ。不連続析出の反応は式 (1) のように記述できるが、この析出が進行している間も母相の過飽和固溶体の濃度は一定であり、ノジュール界面を隔てて固溶体の溶質濃度は不連続となる点が連続析出と異なる。不連続析出は粒界を起点とすることが多いため「粒界反応型析出」とも呼ばれる。

実際の析出の生成・成長様式には、図 7 (c) で図示するように、結晶粒内で連続析出が起こると同時に、粒界から不連続析出が進行する場合がしばしばある (表 1)。連続析出と不連続析出が混じった組織で析出が完了する場合 (図 7 (c) → (f)) もあるが、微細な連続析出物を不連続析出が食ってしまう場合 (図 7 (c) → (e)) もある。

不連続析出の生成は析出強化に有効な微細な連続析出物を侵食してしまうため、実用上ではこれを抑制することが望まれる。Cu-Be 合金では、Co, Ni, Ti を、Cu-Ti 合金では Zr や B を微量添加する方法がとられている⁶⁾。また、時効に先立って適当な冷間圧延を加えると連続析出が促進され、不連続析出が阻止される報告例もある⁶⁾。

析出物の成長⁸⁾

時効析出では格子欠陥上に核が次々と生成し、成長していく。このとき、析出物の生成率 f (平衡状態に達した時の析出物量を 1) は時効時間 t の対数に対して図 9 のように変化する。これは次の Johnson-Mehl-Avrami の式で記述できる。

$$f = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (4)$$

ここで、 K は反応速度定数で温度に依存する。 n は時間指数で 1~4 程度の範囲をとる。一般的には、析出物が 1 次元的 (棒状) に成長するときは $n = 1 \sim 2$ 、二次元的 (板状) に成長するときは $n = 2 \sim 3$ 、三次元的 (球状) に成長するときは $n = 3 \sim 4$ となるとされている。

図 9 に示されるように、等温時効したとき析出物は一定の潜伏期を経て核生成し、析出物の生成率 f が 1 に近づいて析出反応は終了する。潜伏期は、過飽和固溶体の均一な状態から溶質濃度

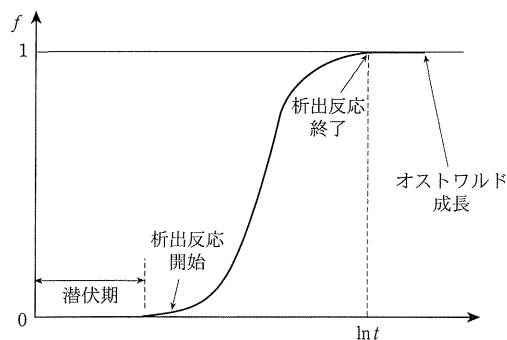


図9 等温時効したときの時間に対する析出物の生成率の変化。

のゆらぎが生じ、析出核ができるまでの時間である。析出反応した終了時では、厳密に言えば、析出物の組成はまだ平衡状態に達していない。つまり、析出物が小さいほど界面エネルギーが作用して、析出物の組成は平衡組成から変位する。これを Gibbs-Thomson 効果という。そのため、小さな析出物 1 からその近くにある大きな析出物 2 へ向かって溶質原子の拡散が起こり、析出物 1 が収縮し始める。収縮によって析出物 1 のサイズが小さくなるため、析出物 2 との溶質原子の濃度差はますます大きくなり、析出物 1 はやがて消滅し、析出物 2 は粗大化する。このような現象をオストワルド成長 (Ostwald ripening) という。オストワルド成長中では、析出反応は終了しているので析出物量の総和は変わらないが、析出物の粗大化によって数密度は減少していく。

おわりに

A. Wilm により時効析出現象が見出されて以来、鉄、非鉄を問わず多くの合金系に対して、現象の究明に関する学問的立場と、材料開発に直結する実践的立場の両面から積極的な研究が進められて

きた。本稿では、多くの合金系に共通する析出物の生成過程に関する基礎的事項を解説した。時効にともなう析出相の種類、大きさ、体積分率、分散状態などのミクロ組織的变化は、合金の組成やプロセス因子(溶体化処理条件、焼入れ温度、時効温度と時間、時効前の塑性加工など)によって影響を受けることを理解していただいたら幸甚である。一方、実際には、各合金で起こる析出過程は合金系、組成、時効条件によってまちまちであり、個性的なものもある。その各論については別途関連する文献を当たっていただきたい。

次稿では、時効によってミクロ組織を制御することにより合金のマクロ的諸特性、特に機械的特性を向上させるための方策に関して言及する予定である。

参考文献

- 1) 吉田英雄：軽金属, **65** (2015), 508-516.
- 2) 小岩昌宏：金属学プロムナードーセレンディピティを追って, アグネ技術センター, (2004).
- 3) 里達雄, 松田健二：電子顕微鏡, **37** (2002), 29-34.
- 4) 小林俊郎：アルミニウム合金の強度, 内田老鶴圃 (2001).
- 5) D. A. Porter and K. E. Easterling: Phase Transformations in Metals and Alloys (2nd. edition), (2004).
- 6) 日本伸銅協会：銅および銅合金の基礎と工業技術 (2016).
- 7) S. Semboshi, T. Nishida, H. Numakura, T. Al-Kassaab and R. Kirchheim: Metall. Mater. Trans. A, **42** (2011) 2136-2143.
- 8) 榎本正人：金属の相変態, 内田老鶴圃, (2005).

せんぼし・さとし SEMBOSHI Satoshi

2001 東北大学にて博士(工学)取得。2003 大阪府立大学工学研究科助手。その間、ゲッティンゲン大学材料物理研究所在外研究員(2007)として活動。2009 より東北大学金属材料研究所に講師として着任。2013 同所准教授、現在に至る。現在は、主に非鉄金属(アルミ、銅、チタン、ニッケル等)の合金設計と組織制御、透過型電子顕微鏡による微細組織観察を中心に研究を進めるとともに、産学官連携活動に従事している。