

時効硬化材の組織形成 [2] ～強化機構～

千星 聡

はじめに

通常、構造用金属材料は溶解-鋳造-加工および熱処理の工程を経て製造される。ほとんどの金属材料では、加工および熱処理の工程によって材料中のひずみ量(転位密度)や結晶粒径を制御することにより強さや延性などの特性^{*1}を調整する。時効析出が起こる合金系では、ひずみ量や結晶粒径に加えて、母相中に生成される析出物粒子の大きさや分散状態などを制御することにより、さらに特性向上が可能となる。では、どのくらいまで特性を向上できるのか？強さや延性以外の特性は制御することができるのか？本稿では、時効析出が及ぼす特性への影響に関してアプローチしていきたい。

前稿では時効析出が起こりうる合金系や時効析出物の生成挙動などについて概説した¹⁾。これを受けて、本稿では金属材料の強化機構を説明した後に、時効による特性(主に強さ)の変化と組織の関連性を検討する。

*1 金属材料の特性にはいろいろある。強度特性には弾性的な特性(ヤング率、ポアソン比)と塑性的な特性(硬さ、降伏応力、引張強さ、伸び、絞りなど)がある。物理性質には、電気・熱伝導度(電気・熱抵抗)、比熱、磁性など、化学性質には耐食性などがある。本稿では塑性的強度特性を中心に扱う。これは一般に「構造敏感」な性質とされ、ミクロ的な材料組織が強度特性の支配因子となる。それに対して、弾性的強度特性や物理的性質、化学的性質の多くは「組成敏感」(構造鈍感)な特性の範疇に入る。

金属材料の強化機構

一概に「強さ」といっても金属材料には色々な強さがあるが、工業的には塑性変形が始める降伏応力を意図することが多い。金属材料の降伏応力は転位がすべり運動するのに必要な応力に対応する²⁾。したがって、結晶粒内の転位が活動しにくい状態は、金属材料が強い(降伏しにくい)とみなせる。さらに言えば、金属材料の強化は塑性変形を担う転位のすべり運動を抑制する(すべりに要する応力を増大させる)ことに対応する。

金属材料を強化する手法は、転位のすべり運動を抑制する組織的因子によって、(1)加工硬化(転位強化)(deformation hardening)、(2)粒界強化(結晶粒微細化強化)(grain boundary hardening)、(3)固溶強化(Solid-solution hardening)、(4)分散強化(particle-dispersion hardening)の4つに大別される。前者2つは合金組成に関係なく、どの金属材料でも適用できるが、後者2つは強化機構を発現するために適切な合金組成範囲がある。

加工硬化(転位強化)

転位はその周りに応力場を纏っているので²⁾、転位同士は相互作用を起こし、互いの運動を妨げ合う。それゆえに、塑性加工によって転位が導入されると材料は強化する。これを加工硬化(あるいは転位強化)という。加工硬化による材料の降伏応力 σ_d は転位密度 ρ の関数であり、次のBailey-Hirschの式で表される。

$$\sigma_d = \sigma_0 + \alpha G b \rho^{1/2} \quad (1)$$

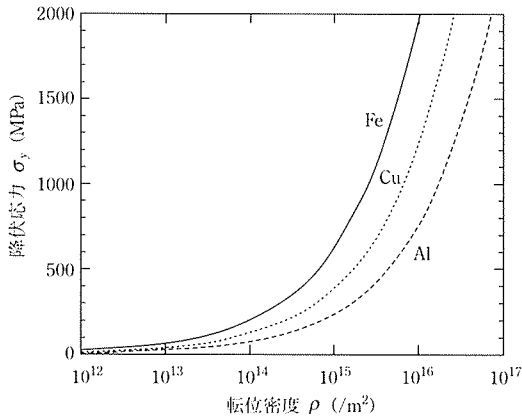


図1 加工硬化による鉄、銅、アルミニウムの降伏応力 (式(1)より算出)。

ここで、 σ_0 は転位がない場合の降伏応力、 α は定数 ($\alpha \approx 1.0$)^{*2}、 G は母材の剛性率、 b は転位のバーガスベクトルの大きさ^{*3}である。

図1は式(1)より算出した、鉄、銅、アルミニウムの降伏応力に対する転位密度依存性である。転位密度 ρ は完全焼鈍しをした金属では $10^{10} \sim 10^{12} \text{ m}^{-2}$ (= m^{-2})程度、冷間圧延すると $10^{13} \sim 10^{15} \text{ m}^{-2}$ 程度である³⁾。図1によれば、塑性加工により $10^{13} \sim 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 以上の転位密度になると加工硬化の効果が表れ始める。

粒界強化(結晶粒微細化強化)

実用金属材料のほとんどは多結晶体であり、各結晶粒はそれぞれの方が異なるので、一つの結晶粒内を滑ってきた転位は粒界を横切って隣の粒にそのまま移動していくことはできずに、粒界で止められる。このように、転位のすべり運動は結晶粒径が小さいほど顕著に抑制されるため、材料の降伏応力は大きくなる。これを粒界強化(あるいは結晶粒微細化強化)と称する。この時の降伏応力 σ_g は結晶粒径 d に対して、次のHall-Petchの式で表される。

$$\sigma_g = \sigma_0 + k_g d^{-1/2} \quad (2)$$

ここで、 k_g は定数、 σ_0 は単結晶の降伏応力を表す。図2は鉄、黄銅、銅、アルミニウムの降伏応力の結晶粒径依存性を示す²⁾。いずれも式(2)に従って

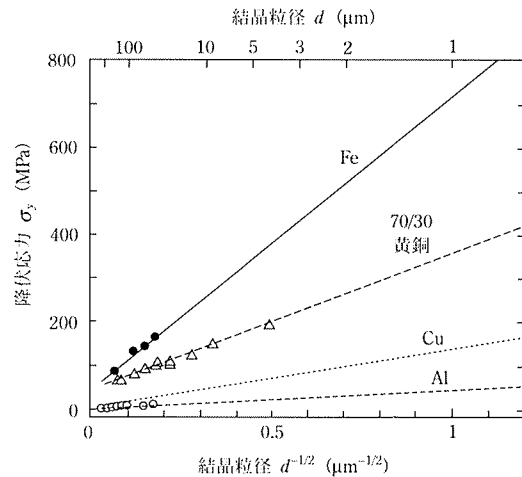


図2 粒界強化による種々の金属材料の降伏応力⁴⁾。

結晶粒径 d が細くなるほど降伏応力が上昇する。金属材料による直線の傾き k_g は母材の剛性率が大きいほど高い。

固溶強化

純金属に溶質元素が固溶したとき、固溶の様式が置換型であろうと侵入型であろうと溶質原子のまわりには格子ひずみが生じる^{*4}。この固溶原子により生じたひずみ場が運動中の転位の応力場と相互作用して、転位の運動は阻害されるため強化が起こる。これが固溶強化である。

図3は種々のCu固溶体合金の固溶強化量を示

*2 Bailey-Hirsch の関係をせん断降伏応力 τ_y で議論するときでは、式(1)の定数 α は約0.5となる(引張試験による降伏応力 σ_y と単結晶材を想定した τ_y との間には $\sigma_y \approx 2\tau_y$ の関係が成り立つ)。

*3 バーガスベクトル：結晶格子内を1本の転位が運動するときのすべりの方向(通常、結晶の最密面上の最密方向)と最小の大きさを表したベクトル。

*4 置換型固溶体による強化を「摩擦硬化」、侵入型固溶体による強化を「固着硬化」と分類することがある。侵入型元素は拡散が速いため、鉄鋼材料では炭素や窒素の侵入型原子が転位周囲に集合してコトレル雰囲気を形成する。コトレル雰囲気に固着された転位を解放するのに必要な応力が上降伏点として現れる。

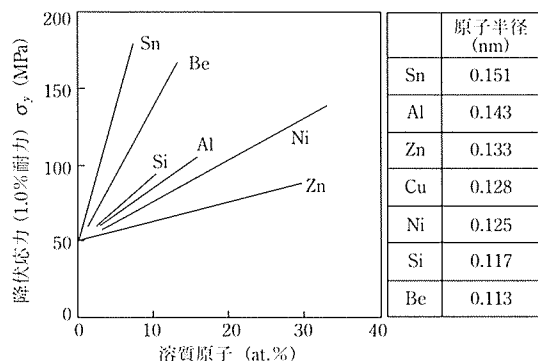


図3 固溶強化によるCu固溶体合金の降伏応力と、銅および溶質元素の原子半径。

す。いずれの溶質元素においても降伏応力は固溶量とともに上昇する。Cuとの原子半径差が大きい溶質元素ほど、単位固溶量当たりの強化量が大きくなる傾向がある。Ni以外の溶質元素はCuに対して固溶限があるため(NiはCuに対して全率固溶)、固溶強化による強化には上限がある。

分散強化

結晶粒内に母相と異なる第二相を導入することにより転位の運動は障害されて、材料は強化される。これを分散強化と呼ぶ^{*5}。分散強化のうち、過飽和固溶体から時効によって母相内に準安定相や安定相などの析出物粒子を分散させることによる強化を特に析出強化と呼ぶ。析出強化に関する詳細な説明は次節に譲る。

図4に第二相が均一分散した鉄、銅、アルミニウムの降伏応力と平均粒子間距離の関係を示す(後述の式(4)より算出)。いずれも析出物粒子間の平均距離が10~30 nm以下になると降伏応力が顕著に上昇する。

各種強化機構の強化能力の比較

上記した4つの強化機構の強化能力を比べてみ

*5 析出以外の過程。例えば内部酸化や粉末冶金法などでは、酸化物や炭化物のセラミックス粒子を第二相として母相中に分散させることにより材料は強化される。このような強化も併せて「分散強化」と呼ぶ。

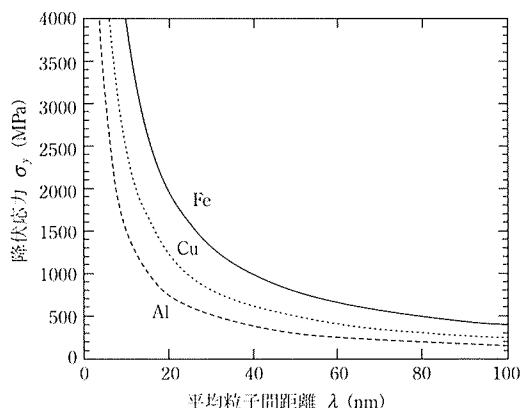


図4 分散強化による鉄、銅、アルミニウムの降伏応力(式(4)より算出)。

よう。固溶強化は合金系によっては強化量に上限があり、図1~4からわかるように他の強化機構と比べると大きな強化は望めない。図1, 2, 4によれば、転位密度 ρ が大きいほど、結晶粒径 d が小さいほど、析出物の粒子間距離 λ が小さいほど降伏応力は大きくなる。では、実際にはどの程度まで転位密度 ρ 、結晶粒径 d 、析出物の粒子間距離 λ を制御できるか。例えば鉄鋼材料では、一般的な加工-熱処理工程で導入できる転位密度 ρ はおおよそ $1 \times 10^{15}/\text{m}^2$ 程度までとなる。結晶粒径は1~3 μm 以下にすることは難しい。これらの値から概算される降伏応力の強化量はどちらもせいぜい500~800 MPaに留まる(図1, 2)。一方、析出強化なら平均粒子間距離はいくつかの合金系で10~30 nm程度となり、1500~3000 MPaと比較的大きな強化が得られる。

以上から析出強化は実践的に有効な強化法であるといえる。実際に多くの高張力鋼、アルミニウム合金、銅合金、ニッケル合金で析出強化機構が利用されている。析出強化は、加工-熱処理条件を工夫すれば、加工硬化あるいは粒界強化の機構とある程度組み合わせることができる点も有意な特徴である。

時効にともなう強化

時効硬化型合金では、析出強化機構が主役とな

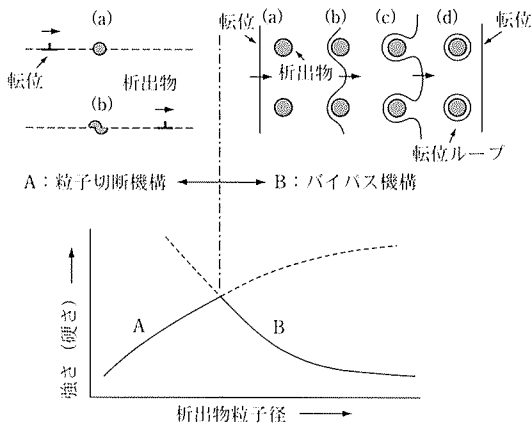


図5 (上) 析出物粒子を転位が通過する過程の説明。(下) 析出物粒子の大きさと強さの関係析出粒子の大きさと強さの関係。

り強度が増加する。析出強化機構では、図5に示されるように、析出物粒子が転位の運動を阻害する様相によって「粒子切断機構」と「バイパス機構 (Orowan 機構)」の2つに分けて機構が解釈される。どちらの機構で強化されているかは「析出物粒子の強度、大きさ」および「析出物粒子と母相との整合性」に依存する。

粒子切断機構

時効初期で析出物が生成し始めたときは、析出物はまだ非常に小さく、ほとんどの場合では図6 (a) のごとく界面エネルギーが最小になるように母相に対して整合的に析出する。このような場合では析出物はまだ転位を通さないほど硬くないので、転位は図5上Aのような粒子切断機構によって析出物をせん断・切断しながら進む。これによる降伏応力 σ_p は次式で表される。

$$\sigma_p = \sigma_0 + \alpha \varepsilon^l f^m r^n \quad (3)$$

ここで、 σ_0 は粒子を含まない場合の降伏応力、 ε は母相と析出物相との整合ひずみ、 f は析出量、 r は析出物粒子径、指数 l, m, n は正の定数 ($l \approx 1.5$, $m, n \approx 0.5$) である。 α は定数で析出物粒子の剛性率、母相と析出物との界面エネルギーに依存する⁵⁾。この場合、図5下の曲線Aのように、時効によって析出量 f や析出粒子径 r などが大きくな

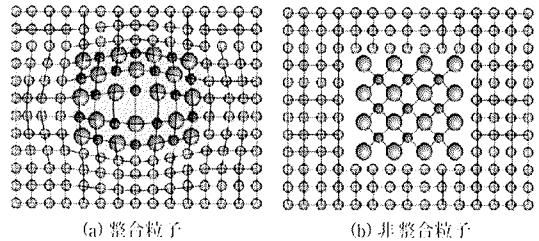


図6 母相に生成した (a) 整合析出物、(b) 非整合析出物の模式図。

るに従い降伏応力も大きくなる。

バイパス機構 (Orowan 機構)

時効が進行して析出物粒子が十分に成長した場合、特に図6(b)のごとく母相と非整合な粒子となった場合には、転位は粒子をせん断できず、図5上Bのように転位が析出物粒子にピン止めされて張り出し、析出物周りに転位ループを残して通過する。これを Orowan のバイパス機構という。バイパス機構では降伏応力 σ_p は次の Orowan の式で示される。

$$\sigma_p = \sigma_0 + 2Gb/\lambda \quad (4)$$

ここで、 σ_0 は粒子を含まない場合の降伏応力、 λ は析出物の平均粒子間距離であり、析出量 f と析出粒子径 r の関数となる。バイパス機構では析出物粒子の剛性率などは σ_p に無関係である。

この式から考察されるように、降伏応力 σ_p を増加させるには λ を小さくする (つまり、析出物粒子の数密度を大きくする) 必要がある。しかし、時効が十分進行して析出量 f が飽和して一定になると析出粒子径 r が Ostwald 成長により大きくなる。その結果、析出物の数密度は減少し σ_p が小さくなる。それ故、図5下の曲線Bのように析出粒子径 r が大きくなるとともに降伏応力は減少する。

時効硬化材での加工硬化挙動

時効硬化した材料が粒子切断機構かバイパス機構のどちらに基づいて強化されているのか判断するには、本来なら透過型電子顕微鏡などで析出物を直接観察する必要があるが、引張試験で間接的に推測することもできる。つまり、バイパス機構

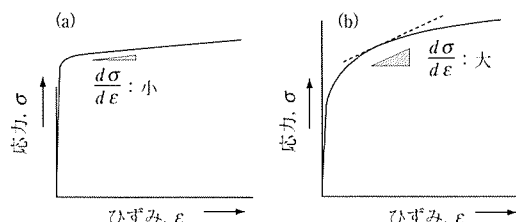


図7 応力-ひずみ線図に及ぼす析出物粒子の影響。
(a) 粒子切断機構, (b) バイパス機構。

では降伏後も加工を加えていくと、転位が析出物をバイパス機構で通過するごとに析出物の周りに転位ループの数が増加するため(図5B)、粒子切断機構と比べて大きな加工硬化が起こる特徴がある。よって、時効硬化材の応力-ひずみ線図は図7のように粒子切断機構、バイパス機構で加工硬化率が異なる。

時効析出による特性変化の解釈

前稿¹⁾では時効析出挙動、上記では強化機構を概説したので、実際の合金での時効硬化挙動を解釈する準備ができた。以下、実用時効硬化材の時効にともなう特性の変化を説明する。

Al-Cu 合金の時効硬化曲線

図8に130℃および190℃で等温時効したAl-Cu合金の時効硬化曲線を示す。図8には時効析出物の種類も付記する。130℃と比較的低温で時効したAl-Cu合金ではG. P. zone → θ'' (G. P. zone (II)) → θ' → θ (θ -Al₂Cu)へと析出相が変化してゆく¹⁾。一方、時効温度が高くなり190℃になると、G. P. zoneは生成されず、より安定な θ'' 、 θ' が直接母相内に生成される。

時効により生成された析出物の種類や大きさなどと時効硬化の関連を検討する。時効温度130℃のとき、時効初期ではある潜伏期を経てG. P. zoneおよび θ'' が順に結晶粒内で生成・成長していく。G. P. zoneはAl母格子の{100}面にCu原子が円板上に並んだ整合析出物であり、 θ'' は同じくAl母格子の{100}面と平行にCuとAlの原子面が周期的

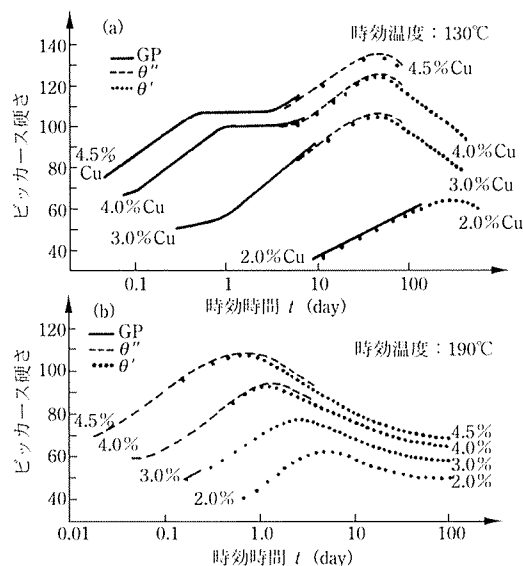


図8 Al-Cu合金の時効にともなう硬さの変化。(a) 時効温度130℃, (b) 190℃³⁾。

に並んだ整合析出物である¹⁾。このため、時効時間とともに析出量 f や析出粒子径 r が増大していくと粒子切断機構によって強度が増加する。図8(a)でみられる二段の硬化は、第一段の硬化はG. P. zoneの生成、第二段は θ'' の生成・成長に起因している。

時効が進むと θ'' の析出量 f が飽和し始めるため核生成は停滞し、同時に θ'' を核生成サイトにして θ' が生成し始める。 θ' は母相と部分整合の関係にあるため、強化機構は粒子切断機構からバイパス機構へ移行していく。このタイミングで硬さが最大(ピーク硬さ)になる。

さらに時効が進んで平衡状態に近づくと析出物として平衡相 θ が生成する。これ以降の時効段階では析出物量 f は飽和して一定となるが、析出物粒子径はOstwald成長により継続的に粗大化し、平均粒子間距離 λ が増大する。このため、バイパス機構に従って強さが減少していく。これが過時効状態である。

図8では、ピーク硬さは時効温度が低いほど、また固溶Cu量が大きいほど上昇することが示されている。これは、時効温度が低いほど、固溶量

が大きいほど溶質元素の過飽和度が増し、時効硬化に最も有効な θ' の析出物量が増加するためである。一方で、ピーク硬さに達する時間は時効温度が低いほど長くなり^{*6}、工業的には好ましくない。これを回避するためには、時効条件の最適化、多段時効やひずみ誘起析出(時効前材に加工を施してひずみを導入して、析出物の核生成を促進)などが有効である。

Cu-Ti 合金の時効硬化と導電率

Cu-Ti 合金は小型電子機器用リードフレームなどに利用されている。この合金の時効硬化挙動をみてみよう。図9に450℃で等温時効したCu-4 at.%Ti合金の硬さおよび導電率の変化を示す。図9には時効析出物の種類も付記する。図10にCu-4 at.%Ti合金の時効にともなう組織変化を示す。時効初期では、スピノーダル分解により過飽和固溶体相は溶質濃度の異なる2つの固溶体相に分かれるため、結晶粒内では図10(a)のような変調構造が見られる。この時、2相間には格子定数の違いに起因する整合ひずみ場が形成され、効果的な粒子切断機構による強化が起こる。スピノーダル分解は核生成を必要とせず潜伏期がないため、図9(a)に示されるように時効初期から著しい硬化がみられる。

時効が進むと、Tiが濃化した固溶体相を核生成サイトとして準安定相 β' -Cu₄Ti(正方晶)が整合析出する(図10(b))。時効時間とともに β' -Cu₄Tiの生成・成長するため、さらに硬さが増加する。一方、 β' -Cu₄Tiの生成と競合して、結晶粒界では平衡組成の安定相 β -Cu₄Ti(斜方晶)とCu固溶体相とが積層したセル状組織が不連続析出し始める(図10(b), (c))。不連続析出物は結晶粒内に微細分散した β' -Cu₄Tiを侵食しながら発達し、やがて全面を占有する(図10(d))。この時、析出強化能の高い微細な整合析出物 β' -Cu₄Tiが粗大なセル状不連続析出物に侵食されるため、硬さは著しく低下する。過時効で硬さが顕著に低下する機構はAl-Cu合金の場合と異なることを注視してほしい。

図9(b)では、Cu-4 at.%Ti合金の導電率は時効

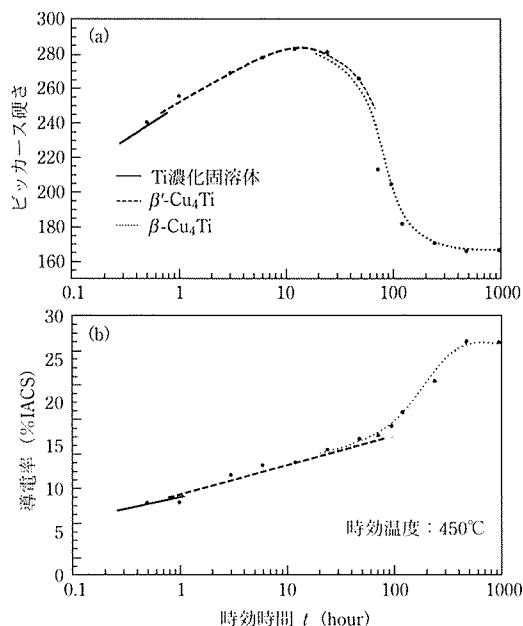


図9 Cu-4at.%Ti合金の時効にともなう硬さ(a)と導電率(b)の変化(時効温度450℃)。導電率の指標「%IACS」(International annealed Copper Standard)は、純銅を基準(100%)とした導電性の割合。溶体化材(時効時間0h)でのピーカース硬さは125 Hv、導電率は4.5%IACS)⁶⁾。

とともに増加することが示される。ここで、固溶体合金の導電率は溶質元素の固溶量に敏感に影響を受ける^{*7}。時効前の過飽和固溶体ではCuに4 at.%のTiが固溶しているため導電率は4.5%IACSであり、純銅(100% IACS)よりもかなり低い値をとる。

時効により析出物が生成するにともなう、母相Cu固溶体中の固溶Ti濃度が低下していく、殊

*6 最高硬さに達するまでの時間 t は、時効温度 T (K)に対して、 $t = \exp(-Q/RT)$ の関係式が成り立つ⁵⁾。つまり、時効温度が低くなるとピーク硬さに達する時間は指数関数的に長くなる。

*7 固溶体の導電率 Ω は固溶量 C_i と次のNordheimの関係にある。

$$1/\Omega = 1/\Omega_0 + AC_i(1 - C_i)$$

ここで、 Ω_0 は溶媒物質の導電率、 A は溶媒物質と溶質原子に依存する定数。CuにTiが固溶した場合は A は $9 \sim 12 \times 10^{-8} \Omega \cdot \text{m/at.}\%$ である。

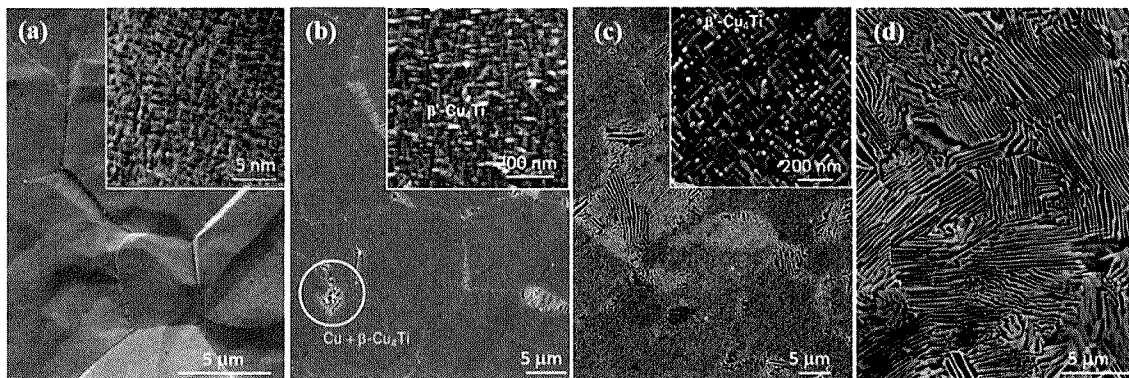


図 10 Cu-4 at.%Ti 合金の時効にともなう組織変化 (時効温度 450°C). (a) 1 h. (b) 12 h. (c) 48 h. (d) 480 h. 図内は結晶粒内の拡大写真⁶⁾.

に、時効中期 (48 h) 以降では、セル状不連続析出物の発達にともない母相の固溶 Ti 量は平衡濃度まで減少するため導電率は向上し、その結果として合金の導電率も向上する^{*8}。時効終期 (240 h) 以降になると導電率の上昇が飽和する。これは、時効温度における相平衡状態に近づき、母相や析出物の組成と体積分率が一定になったためである。

銅合金では高強度かつ高導電性の材料開発が求められている。金属材料の強度は構造敏感な性質であるが、導電率は組成敏感な性質である。時効析出では第二相の微細析出によって高強度化を図り、母相の溶質濃度低下によって高導電率が図られる。つまり、時効析出は強さおよび導電率の両方を高めることができる技術として非常に有効といえる。Cu-Ti 系の他に、Cu-Be 系、Cu-Ni-Si 系、Cu-Cr 系合金など多くの時効析出銅合金が高力導電性合金として実用化されている。

銅合金の低温焼鈍し硬化

冷間加工材を焼鈍すると一般には回復・再結晶による軟化が起こるが、銅合金や鉄鋼材料をはじめ

めとするいくつかの材料系ではある程度以上に冷間加工した後に、再結晶温度より低い温度で短時間焼鈍しをすると軟化せずに硬化する場合がある。これと同時にばね性や導電性など他の特性の向上も認められるため、製造工程でよく利用されている。

銅合金の低温焼鈍し硬化には次の特徴がある。

- ・純銅では現れないが、Cu-Zn (黄銅)、Cu-Sn (青銅)、Cu-Al、Cu-Ni (白銅) 系など多くの固溶体合金でみられる。
- ・固溶量が高いほど低温焼鈍しによる硬化量は大きい傾向にある。
- ・時効を施して、母相中の溶質原子が枯渇した合金でもしばしば確認されている。
- ・析出や相変態がほとんど起こらないような低温および短時間での時効にもかかわらず確認されている。
- ・冷間加工度が大きいほど低温焼鈍しによる硬化量は大きい。

一例として、Cu-4 at.%Ti 合金を 450°C で最高硬さまで (15 h) 時効した後、90% の冷間圧延を施し、その後 300~500°C で短時間の等温時効したとき硬さの変化を図 11 に示す⁷⁾。たとえ 300°C の低温であったとしても 5 min 程度で硬さが 40 Hv 以上向上することが示される。

低温焼鈍し硬化の起源については、まだ十分に理解されていない。定説の一つとしては、Cu 合金

*8 二相合金の導電率 Ω はおよそ複合則 ($\Omega = \Omega_m(1 - V_f) + \Omega_p V_f$; Ω_m, Ω_p は母相、析出物の導電率、 V_f は析出物の体積分率) が成り立つ。銅合金では銅母相に比べて析出物の導電率は 1 桁程度小さく、析出物の体積分率 f_p もせいぜい 10% 程度である。このため、 $\Omega \approx \Omega_m(1 - f_p) \approx \Omega_m$ とみなせる。

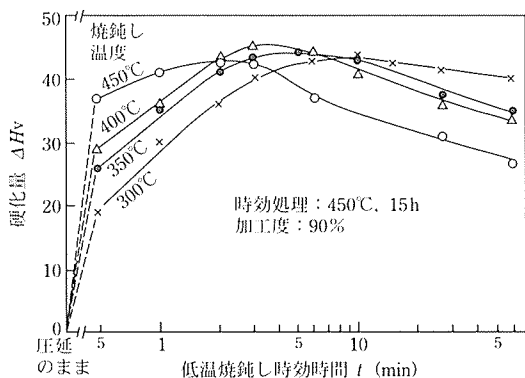


図 11 ピーク時効した Cu-4at.%Ti 合金を 90% 圧延加工-低温焼鈍し時効したときの硬化量⁷⁾.

のような fcc 構造をもつ固溶体合金では、冷間加工により積層欠陥を導入した後に時効すると、そこに溶質原子が偏析して転位を固着すること（鈴木効果）が低温焼鈍し硬化に起因すると報告がある⁸⁾。低温焼鈍し硬化にともなって導電性も向上するため、多少なりとも溶質元素の拡散に起因した現象だと推察される^{*7)}。鉄鋼材料におけるコトトレル雰囲気やひずみ時効と類似するところが多い。

この現象の有意な点は、通常の固溶体合金だけでなく、いくつかの時効析出合金にも適用可能であるということである。つまり、時効硬化により特性を向上させた材料に対して、加工-低温焼鈍しを施すとさらに付加的に特性向上が図れることは魅力である。

おわりに

構造用金属材料において強度特性は最も重要な特性であり、これを向上するためには様々な強化機構を駆使する必要がある。その中で析出強化は、合金組成や時効条件を最適化する必要はあるが、強化能が高いこと、また他の強化機構と重畳することが可能であることから実践的によく利用されている。

本稿では、時効硬化材の特性と微細組織の関連

性を中心に紹介した。析出物の種類、大きさ、析出量、分散状態、母相との整合性などが強度特性に敏感に影響を与える。このため、析出物の形成状態を制御することが強度特性を向上することに直結するといえる。一方、母相に目を向けると、時効析出にともなって母相中の溶質元素の固溶量は減少する。時効硬化材では母相が大部分を占める（通常、体積分率 90% 以上）ため、組成敏感な特性は少なからず時効によって影響を受ける。本稿では銅合金の導電率を一例にしてこれを解説した。つまり、時効硬化材では強度特性に限らず、種々の特性を制御する可能性があることを理解していただきたい。

時効硬化材の微細組織や特性制御に関しては非常に多くの報告があり、各合金に共通する基本的な学理は十分に解明されたようにみえる。しかし、実際の合金に対する理解はまだ未明な領域も散見する。本稿で紹介した低温焼鈍し硬化もそのうちの一つである。今後この分野の学問や技術が益々進展し続けることを祈念したい。

参考文献

- 1) 千星聡：金属, **90** (2020), 765-772.
- 2) 千星聡：金属, **90** (2020), 683-690.
- 3) D. A. Porter and K. E. Easterling: Phase Transformations in Metals and Alloys (2nd edition), (2004).
- 4) 辻伸泰：鉄と鋼, **88** (2002), 359-369.
- 5) 幸田成康：軽金属, **36** (1986), 594-606.
- 6) S. Semboshi, M. Ishikuro, S. Sato, K. Wagatsuma, A. Iwase and T. Takasugi: Metall. Mater. Trans. A, **45** (2014), 3401-3411.
- 7) 日本伸銅協会：銅および銅合金の基礎と工業技術 (2016).
- 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。