

© 1984 ISIJ

Cu-4%Ti 合金の二相混合組織の形成における 再結晶・粒成長

論文

佐 治 重 興*・堀 茂 徳*

Recrystallization and Grain Growth in Formation of Dual-phase Structure in Cu-4% Ti Alloy

Shigeoki SAJI and Shigenori HORI

Synopsis :

Fine dual-phase structure consisting of recrystallized α -Cu grains and Cu_3Ti precipitates at grain boundary corners is obtained in a Cu-4% Ti alloy by the following processing : solution treatment, heavy cold work and annealing. Details of deformation structure, interaction between recrystallization and precipitation and kinetics of grain growth in the dual-phase structure, have been investigated by means of transmission electron and optical microscopy. The results are as follows. (1) The formation of the dual-phase structure occurs at cell structure in cold-rolled specimens. (2) Recrystallization of α -Cu phase and precipitation of Cu_3Ti particles proceed simultaneously in the early stage of annealing at 750°C, and Cu_3Ti particles located at the grain boundary corners grow preferentially during further annealing. On the other hand, high density of titanium rich zones first precipitate during annealing below 650°C, and recrystallization process is retarded by the zones. Heterogeneous precipitation of Cu_3Ti particles at the cell walls causes dissolution of the zones and accelerates recrystallization. The lower the annealing temperature, the finer dual-phase structure is formed. (3) Relations between mean radius, \bar{R} and annealing time, t in grain growth of α -Cu and Cu_3Ti phases, are both described by the following equation, $\bar{R}^4 - \bar{R}_0^4 = kt$.

1. 緒 言

微細な結晶粒から成る 2 相混合組織を有する金属材料が優れた機械的性質を示すことが多い。dual-phase 鋼^{1)~3)}は粒径約 5~20 μm のフェライト粒の地質とその粒界に粒径が数 μm 程度のマルテンサイト粒が等方的に分散する二相混合組織を有し、高い引張強さをもつとともに優れた伸びを示し、降伏比が著しく低い。また、成形性がよく、成形後の強化も容易であるため自動車用高強度鋼板として最近注目されている。

二相混合組織を有する合金の機械的性質の向上には結晶粒をさらに微細化することが有効である。加工熱処理を利用して約 1 μm 以下の超微細な二相混合組織を得ることができる^{4)~8)}。そのような加工熱処理の一つとして再結晶と析出を利用する方法がある。すなわち、過飽和固溶体に強度の圧延加工を施した後二相領域の適当な温度で焼鈍すると再結晶と析出が進行し、再結晶した主相の粒界に析出相が存在する超微細な二相混合組織が形成される。KREYE ら⁴⁾はこのような加工熱処理過程によって微細二相混合組織が形成されるためには析出と再結晶

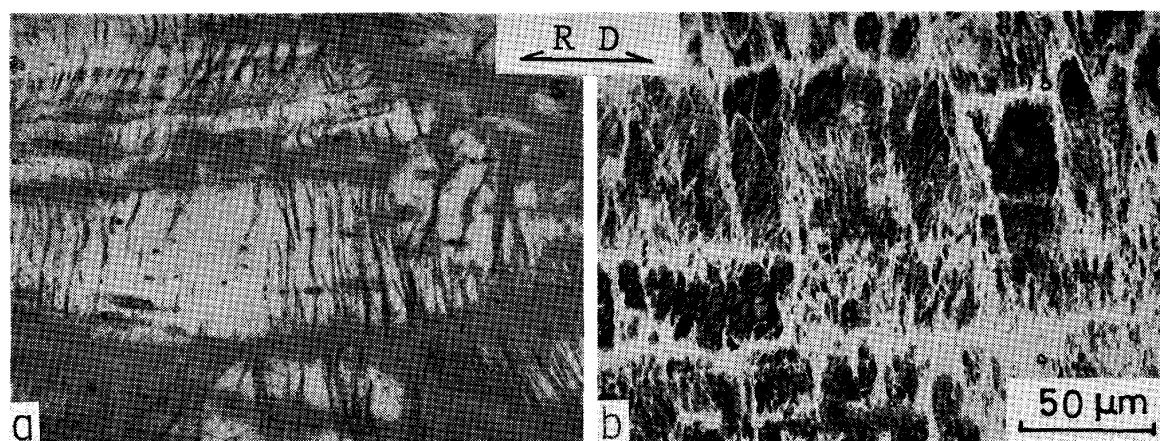
が同時に進行することが必要であり、いずれの過程が先行しても二相混合組織は形成され難いと述べている。しかし、合金によつて、また焼鈍温度や加工度によつて析出反応が異なる場合が多く、析出と再結晶の相互作用、したがつて二相混合組織の形成過程にも種々のタイプがあり得ると考えられる。

著者らは Cu-4%Ti 合金の過飽和固溶体に圧下率 15~98.5% の圧延加工を施した後、種々の温度で焼鈍して組織変化を観察したところ、加工度が約 95% 以上の場合にはほぼ全域で微細な α -Cu 相とその粒界に存在する β' - Cu_3Ti 相から成る二相混合組織が形成され、加工度が低くなるほど二相混合組織の占める面積率が減少し、セルラー析出組織（不連続析出と再結晶の結合反応により形成）や Widmannstätten 析出⁹⁾の領域が多くなることをすでに報告⁷⁾した。

本研究では同合金で微細二相混合組織が形成されるために必要な加工組織の詳細、二相混合組織の形成過程における再結晶と析出反応の相互作用および二相混合組織を構成する α -Cu 相と β' - Cu_3Ti 相の粒成長の kinetics を研究した。

昭和 59 年 4 月 2 日受付 (Received Apr. 2, 1984)

* 大阪大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Osaka University, 2-1 Yamadaoka Suita 565)



(a): 60% reduction in thickness (b): 95% reduction in thickness

Photo. 1. As deformed structure of the quenched solid solution, OM. The density of deformation bands increases with increasing amount of deformation.

2. 試料および実験方法

電解銅とスポンジチタン (99.5%) から高周波真空溶解炉にて Cu-4%Ti 合金を溶製した。鑄塊の化学分析の結果、チタン含有量は 3.93 wt% (5.14 at%) であつた。鑄塊を 850°C で 24 h Ar ガス雰囲気中で均質化処理後熱間鍛造、圧延および冷間圧延にて所定の厚さの板材試料とした。これら板材試料を Ar ガス雰囲気中で 890°C-90 min 加熱後氷水中へ焼入れ、溶体化処理を行った。溶体化処理後の試料に圧下率 60% および 95% の冷間圧延加工を施した後、750°C、650°C および 450°C の各温度で焼鈍した。短時間焼鈍は塩浴中で行い 3 時間以上の焼鈍は真空中で行つた。各加工試料の組織および焼鈍に伴う組織変化を光顕および電顕で観察した。電顕観察は 200 kV で行つた。二相混合組織の各相の粒径測定は光顕写真上に一定間隔で多数の直線を引き、これら直線が各粒の粒界で切断される長さを 250 コの粒について測定し、その平均値から平均粒径を計算した。

3. 実験結果と考察

3.1 微細二相混合組織をもたらす加工組織

本合金に加えた圧下率が増すとともに、その後の焼鈍によつて形成される二相混合組織の面積率が増加し、約 95% 以上の加工度の場合にはほぼ全域で微細二相混合組織が形成されること、また加工度がより低い場合には変形帯の部分でのみ二相混合組織が形成されていることを前報⁷⁾で光顕観察の結果から述べた。この項では主に電顕観察による加工組織の微細構造について実験結果と考察を述べる。

Photo. 1 (a) は圧下率 60%, 1 (b) は 95% 加工試

料の圧延面の光顕組織を示す。圧延方向に伸長した結晶粒内には圧延方向と直角方向に変形帯が存在する。95% 加工試料では変形帯の密度は高く、均一な分布をしている。95% 加工試料の微細構造は Photo. 2 に示した電顕組織にみるように全域が帯状あるいは円形状のセルから成り、その帯幅あるいはセル径は約 0.2~0.5 μm である。セル壁は Photo. 3 の暗視野像にみるように転位が密度高くからまり合っている。隣接するセル間の方位差は暗視野像におけるコントラストをセル壁に平行あるいは垂直な軸のまわりに傾けて反転させる方法で測定すると、約 3~15° の値を示した。60% 加工試料中の変形帯内は 95% 加工試料の場合に比べ方位差のより小さいセルから成っている。加工時に形成されたセルは続く焼鈍時に亜結晶粒あるいは再結晶粒の核として有効に働くことはよく知られている。また、セル壁の密度高い転位群は平衡析出相、 β' -Cu₃Ti の不均一核生成サイトと



Photo. 2. Cell structure in the 95% deformed specimen, TEM.

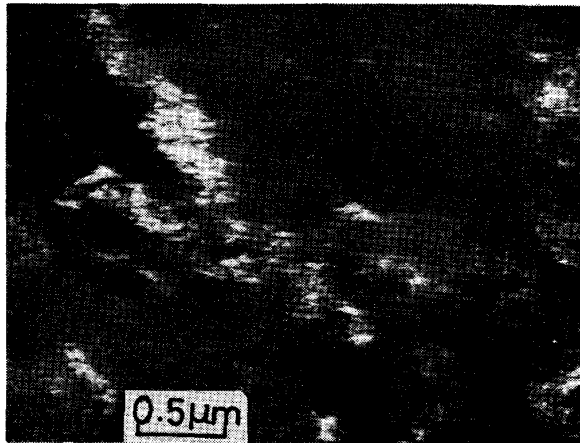


Photo. 3. High density of tangled dislocations in the cell wall of the 95% deformed specimen, TEM, Dark Field Image.

なる。後述のように、加工によるセル組織が α -Cu の再結晶粒と β' -Cu₃Ti から成る微細な二相混合組織の形成に必要であることが明らかとなる。

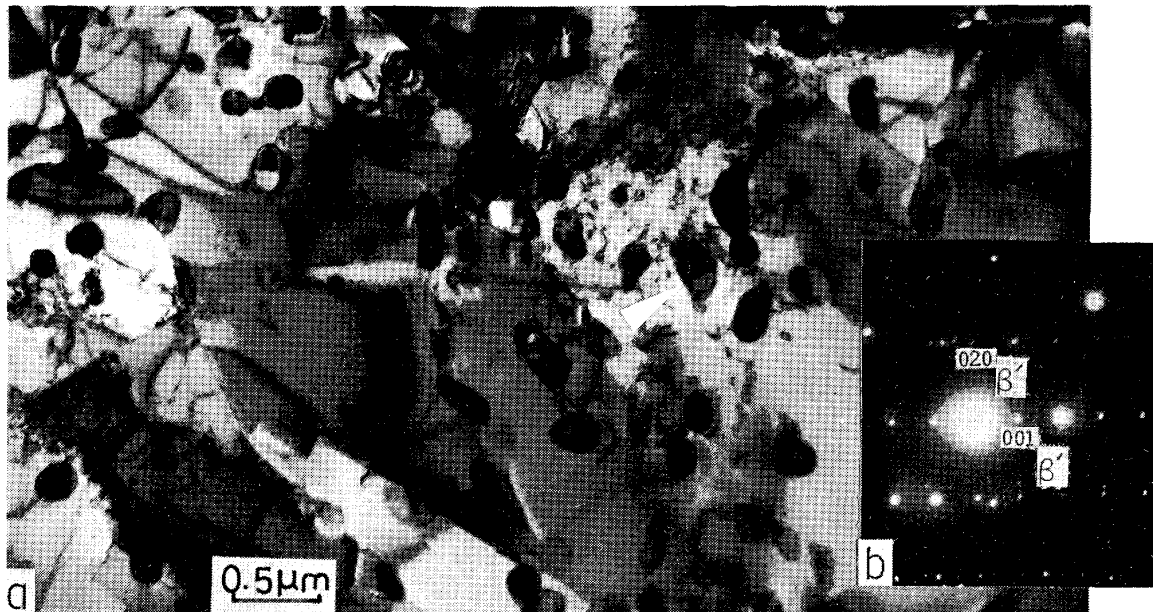
3.2 再結晶と析出の相互関係

Cu-Ti 合金の時効析出に関する研究報告は多い^{9)~13)}。本合金の過飽和固溶体に加工を施さずに約 700°C 以上の温度で時効すると平衡相の β' -Cu₃Ti が Widmannstätten 析出物⁷⁾⁹⁾として成長する。一方、650°C 以下の比較的低い温度で時効すると、初期には Ti に富むゾーンあるいは準安定相が密度高く周期的に配列した変調構造が全域で形成される^{10)~13)}。その後結晶粒界から β' -

Cu₃Ti が粒界反応析出¹⁴⁾として核生成し、時効が進むにつれ粒内の 変調構造領域を喰つて成長し、最終的には β' -Cu₃Ti と α -Cu が交互に層をなすパーライト状組織が全域を覆う¹⁰⁾。本合金の過飽和固溶体に圧延加工を施した後の焼鈍でも 750°C 焼鈍では変調構造のような微細組織は形成されないが、650°C 以下の焼鈍では加工度によつて詳細は異なるが、変調構造の形成される領域が存在する。焼鈍温度によつて析出と再結晶の相互作用が異なるので、高温 (750°C) 焼鈍の場合と低温 (650°C 以下) 焼鈍の場合に分けて述べる。

3.2.1 高温焼鈍の組織変化

本合金の過飽和固溶体に圧下率 95% の圧延加工を与えた後 750°C で焼鈍すると短時間で Photo. 4 (a) にみるように、一部で亜結晶粒 (α -Cu) の形成が進み、粒内や粒界に 0.3 μ m 程度の β' -Cu₃Ti 析出粒子 (矢印) が多数分散している。Photo. 4(b) は 4(a) からの回折図形であり、 β' -Cu₃Ti の回折スポットが認められる。焼鈍時間の増加とともに Photo. 5 にみるように、 α -Cu の亜結晶粒あるいは再結晶粒の形成が進み、 α -Cu の粒界に存在する β' 粒子が優先的に成長し、粒内の β' 粒子の多くは消失していく。この反応は α - β' 相間の界面エネルギーと α - α 相間の粒界エネルギーとの総和が減少する方向への反応である。Photo. 5 中の亜結晶粒 A と B、C と D は X-Y 軸を回転軸としてそれぞれ約 3° および 4° 傾けるとコントラストの明暗が逆転すること



(a) : TEM showing β' -Cu₃Ti particles (arrow), subgrains and recovered region.
(b) : SAD pattern with indexing of β' -phase.

Photo. 4. TEM and SAD pattern taken from the specimen annealed at 750°C for 20 s after 95% deformation.

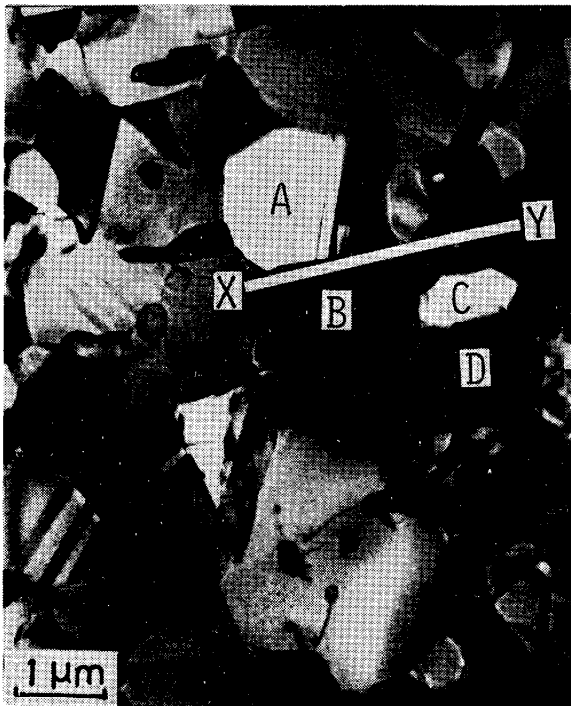


Photo. 5. TEM showing subgrains containing β' -particles within the grains and at the grain boundaries in the specimen annealed at 750°C for 10 min after 95% deformation. Misorientation between subgrains A and B is about 3 deg., and the tilting axis is shown by X-Y.

を前述の暗視野法にて確認した。750°C-30 min の焼鈍で平均粒径約 $1.3\ \mu\text{m}$ の $\alpha\text{-Cu}$ の再結晶粒と主としてその粒界に存在するより微細な $\beta'\text{-Cu}_3\text{Ti}$ (約 $0.3\sim 0.8\ \mu\text{m}$) から成る二相混合組織が形成された。しかし、この時点では一部の $\alpha\text{-Cu}$ 粒内に β' 粒子が残存した。さらに焼鈍を続けると 3.3 節の Photo. 10 にみるように $\alpha\text{-Cu}$ および $\beta'\text{-Cu}_3\text{Ti}$ の結晶粒がそれぞれに成長したより安定な二相混合組織となる。

3.2.2 低温焼鈍の組織変化

本合金の過飽和固溶体に 60% の圧延加工を施した

後、 450°C で 1 h 焼鈍した試料の電顕組織の一例を Photo. 6 に示した。写真中央部に変形帯がみられ、その内部で β' 粒子の不均一析出と $\alpha\text{-Cu}$ の亜結晶粒化が進んでいる。変形帯の両側では微細な変調構造がみられる。この領域は焼鈍後期にはセルラー析出組織で覆われた⁷⁾。Photo. 7(a) は 95% 加工後 650°C で短時間焼鈍した試料の電顕組織である。多数のコーヒー豆状のコントラストがみられる。この特徴あるコントラストは地質と整合な球状粒子に対応し¹⁵⁾、粒径が約 $150\ \text{\AA}$ 程度の Ti に富むゾーンである。加工度が高くなるほどゾーンの配列の周期性は乱れる傾向がある。このように緻密に存在するゾーンのコントラストのために転位線のコントラストは観察できない。同じ焼鈍試料の一部では Photo. 7(b) に示すような $\beta'\text{-Cu}_3\text{Ti}$ と思われる粒子(矢印)があちこちにみられ、その周辺では回復領域が存在し Ti に富むゾーンが消失している。Photo. 8 は 95% 加工後 650°C で 3 min 焼鈍した試料の電顕写真である。比較的大きい β' 粒子(矢印)の近傍では Ti に

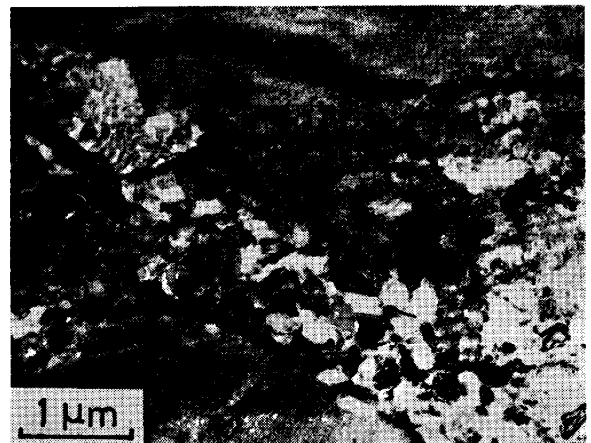
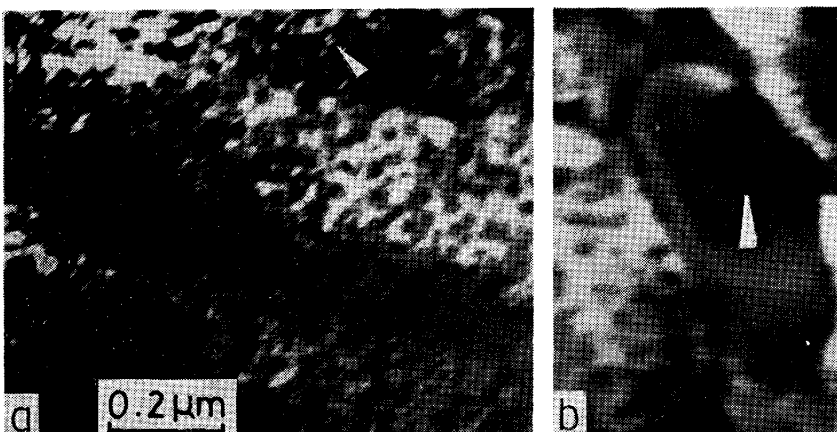


Photo. 6. Preferential precipitation of β' -particles and nucleation of subgrains within the deformation bands in the specimen annealed at 450°C for 1 h after 60% deformation, TEM.

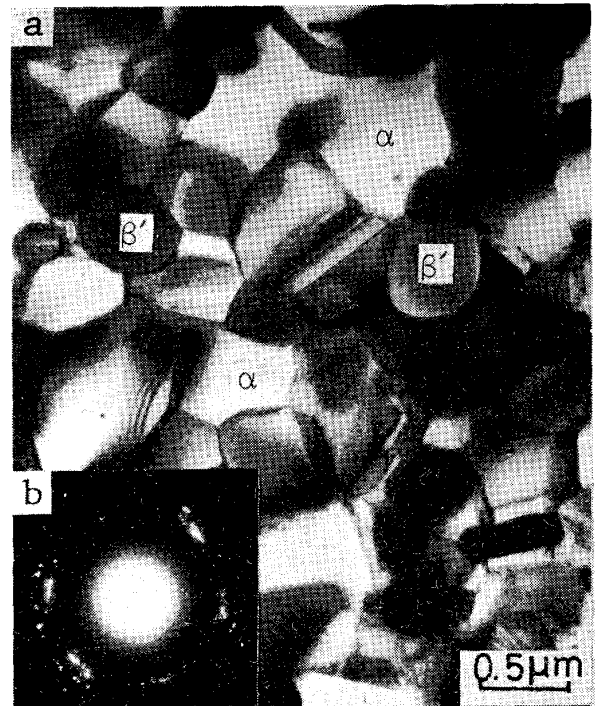


(a) : TEM showing the characteristic contrasts (arrow) due to coherent spherical titanium rich zones. (b) : TEM showing heterogeneously precipitated β' -particle at cell wall and preferentially recovered region at the particle.

Photo. 7. Structures taken from the specimen annealed at 650°C for 1 min after 95% deformation.



Photo. 8. TEM taken from the specimen annealed at 650°C for 10 min after 95% deformation. Arrows show β' -Cu₃Ti particles.



(a): TEM showing dual-phases structure composed of α -Cu and β' -Cu₃Ti phases. (b): SAD pattern from the microstructure shows many spots in rings.

Photo. 9. TEM and SAD pattern taken from the specimen annealed at 650°C for 1 h after 95% deformation.

富むゾーンおよび転位がみられずに、亜結晶粒あるいは再結晶粒の形成が優先的に進んでいる。Photo. 9(a) および(b)は 95% 加工後 650°C で 1h 焼鈍した試料の電顕組織と回折図形である。回折図形中、リング状に点在する多数のスポットは再結晶のほぼ完了を示し、粒径約 0.6 μm の α -Cu 再結晶粒の粒界上により微細な β' -Cu₃Ti (約 0.2~0.5 μm) が分散する超微細な二相混合組織が全域で形成されている。

3.2.3 低温と高温の焼鈍過程の比較

低温焼鈍における再結晶と析出の相互関係の特徴は、Fig. 1 の(a)→(b)→(c)で示すように、焼鈍初期に

Ti に富むゾーンが緻密に形成され、それらゾーンが転位の消失や再配列を防ぎ、再結晶粒の形成を抑制することである。焼鈍中セル壁で平衡相の β' -Cu₃Ti 粒子が不均一析出し、成長する。その周辺では Ti に富むゾーンの溶解が進むため、転位の再配列が容易となり、亜結晶粒あるいは再結晶粒が形成される。したがって、亜結晶粒内や再結晶粒内に β' 粒子が分散していることは少なく、焼鈍の比較的初期においても析出した β' 粒子をつながりようにして α -Cu の亜結晶粒や再結晶粒が形成さ

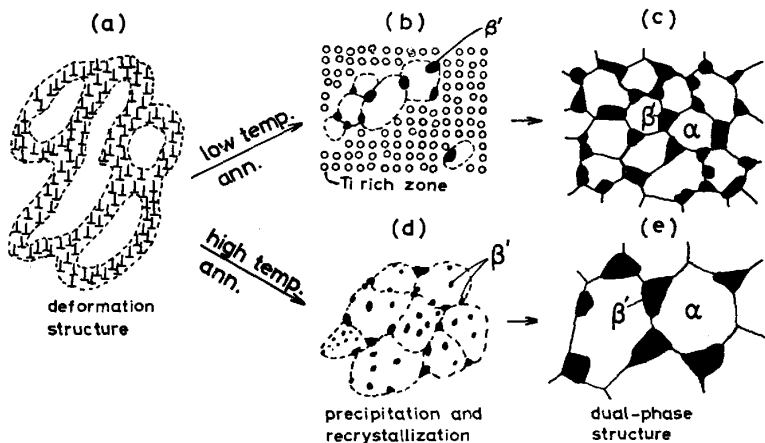


Fig. 1. Formation processes of dual-phase, α -Cu and β' -Cu₃Ti phase, structure. (schematic)

Process: (a)→(b)→(c) for annealing at lower temperature
Process: (a)→(d)→(e) for annealing at higher temperature

れる。また、二相混合組織を形成する β' -Cu₃Ti および α -Cu の結晶粒の大きさは高温焼鈍の場合に比べて小さい。

一方、高温焼鈍の場合、Fig. 1 (a)→(d)→(e) に示されたように、 α -Cu の回復・再結晶の過程と β' -Cu₃Ti の析出が平行して進行するため、亜結晶粒内には多数の β' 粒子が分散する。そして、 α -Cu が亜結晶粒から再結晶粒へと変化する過程で粒内に存在する β' 粒子は溶解し、粒界のコーナー、エッジ、フェイスとくにコーナーに存在する β' 粒子が優先的に成長して二相混合組織を形成する。

3.3 二相混合組織の粒成長

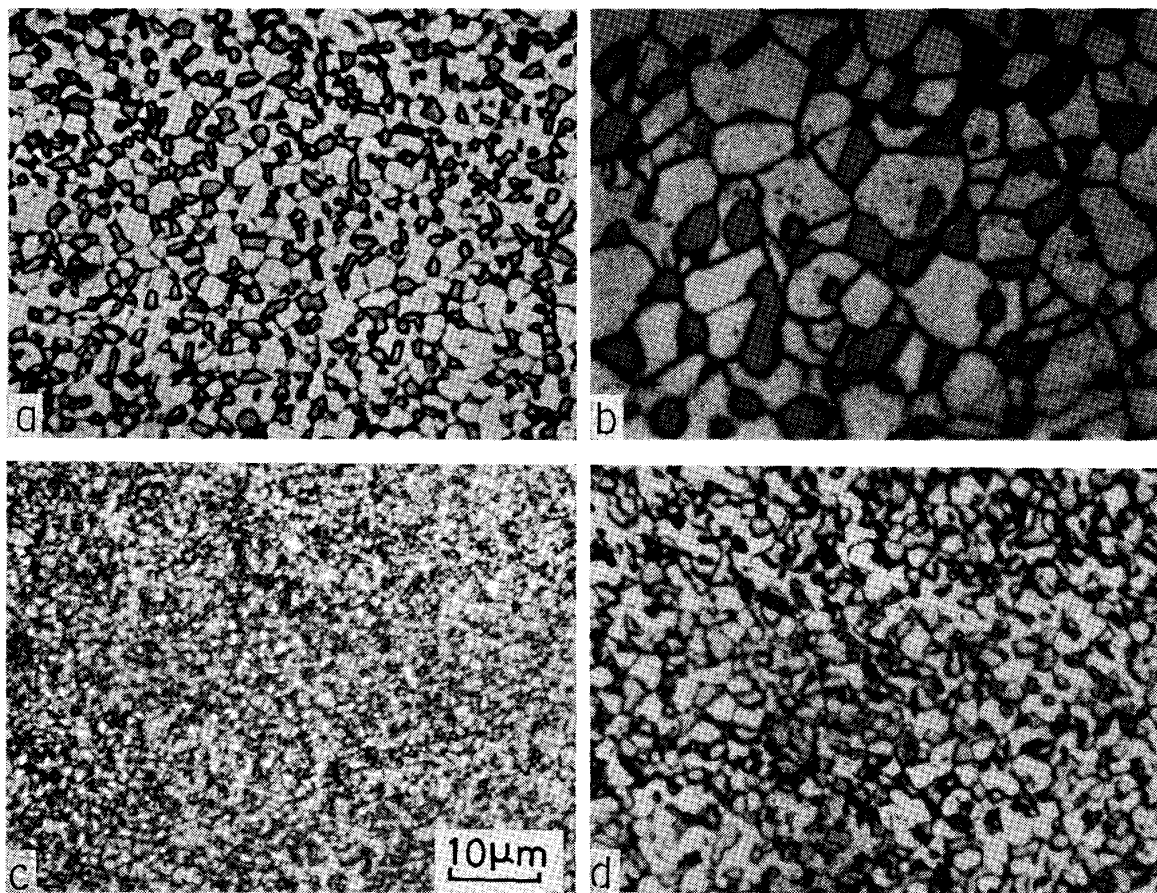
再結晶と析出の同時進行によつて形成された微細二相混合組織の各相結晶粒の成長は単相から成る組織の結晶粒成長とは異なると考えられる。本実験の場合、主相である α -Cu の粒界コーナーや粒界エッジあるいは粒界面に分散して存在する析出相 β' -Cu₃Ti が α -Cu の結晶粒成長における粒界移動を抑制するであろう。したがつて粒界に存在する β' -Cu₃Ti 粒の凝集反応が α -Cu

の成長に大きい影響を与える。各相の粒成長の駆動力は結晶粒界エネルギーおよび異相境界エネルギーの総和を減少させるために生じる。Photo. 10(a) および (b) は 95% 加工後 750°C で 3 h および 70 h、(c) および (d) は 650°C で 1 h および 81 h 焼鈍した試料の光顕組織であり、各温度での粒成長の様子を示す。650°C 焼鈍の β' 相の体積率は 750°C 焼鈍のそれより大きい。両温度でそれぞれ 81 h 焼鈍した試料の光顕組織から β' 相の面積率すなわち体積率を測定すると 650°C 焼鈍では 24.6%、750°C 焼鈍では 15.6% であつた。

Fig. 2 は 95% 加工後 650°C および 750°C で焼鈍し、二相混合組織形成後の α -Cu および β' -Cu₃Ti の平均粒径を光顕組織写真から測定し、その値を焼鈍時間に対してプロットしたものである。650°C および 750°C 焼鈍とも α 相の粒成長は β' 相のそれより大きく、その差は 750°C 焼鈍でより大きい。また、両相の成長速度は焼鈍時間の増加とともに減少する傾向にある。

粒成長の kinetics は一般に次式で表される。

$$(\bar{R})^n - (\bar{R}_0)^n = kt \dots\dots\dots (1)$$



(a) and (b) : specimen annealed at 750°C for 3 and 70 h, respectively. (c) and (d) : specimen annealed at 650°C for 1 and 81 h, respectively.

Photo. 10. OM showing the grain growth in the dual-phase structure composed of α -Cu and β' -Cu₃Ti phases.

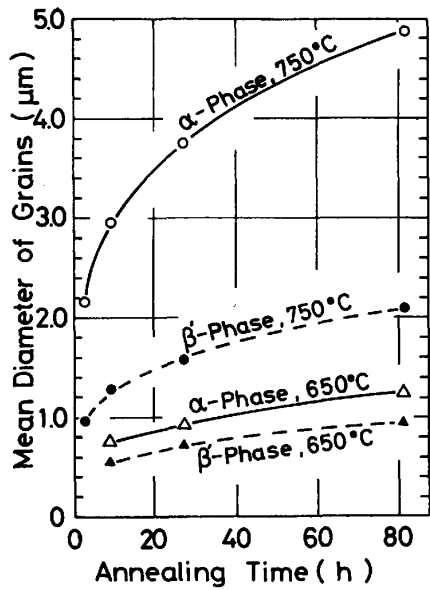


Fig. 2. Grain growth of α -Cu and β' -Cu₃Ti phases in dual-phase structure during annealing at 650°C and 750°C.

ここで、 \bar{R}_0 は初期の結晶粒あるいは分散粒子の平均半径、 \bar{R} は焼鈍時間 t 後の平均半径、 k は速度定数である。多くの実験結果¹⁶⁾では (1) 式の指数、 $n \geq 2$ となり、単相金属の結晶粒成長において $n=2$ となる場合があると報告¹⁶⁾¹⁷⁾されている。地質中に分散する第二相粒子の凝集反応すなわちオストワルド成長¹⁸⁾においては $n=3$ となる場合が多い。主相の結晶粒界上に分散する第二相粒子の凝集反応については、原子の主たる移動が粒界面内を径路として行われる場合 $n=4$ すなわち 4 乗則が成り立つとする理論¹⁹⁾²⁰⁾が提唱されている。また、高山ら¹⁷⁾は Fe-Si-C 系低合金二相鋼の結晶粒成長について、拡散性の悪い γ 相が主相で α 相が副相の場合、両相の成長は粒界拡散であり、(1) 式の 4 乗則に従い、 α 相が主相で γ 相が副相の場合、粒成長は体拡散支配であり、3 乗則が成り立つと報告している。

本実験で得られた各相の平均粒半径の値と焼鈍時間との関係を 650°C および 750°C 焼鈍について両対数目盛でプロットすると Fig. 3 のようになり、いずれの場合も各プロットはほぼ直線にある。(1) 式において、 \bar{R}_0 は小さく無視できるので、指数 n の値は Fig. 3 中の各直線の勾配から求まる。得られた n 値は 4.1~4.5 であった。これらの結果は粒界拡散支配の粒成長の場合、4 乗則が成り立つとする SPEIGHT¹⁹⁾ や ARDELL²⁰⁾ の理論を支持する。

主相である α -Cu の粒成長がその粒界に存在する β' -Cu₃Ti の凝集反応と同じく 4 乗則に従うという結果は

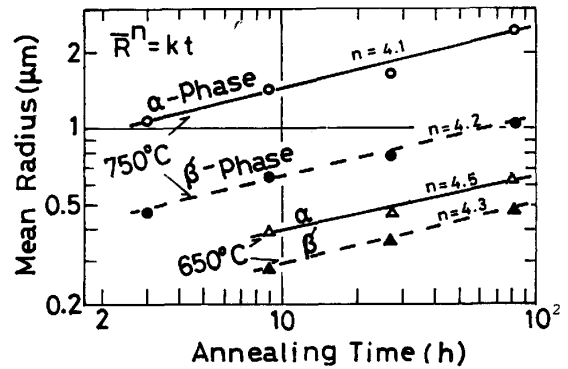


Fig. 3. Plot of mean radius of the grains in α -Cu and β' -Cu₃Ti dual-phase structure against annealing time at 650°C and 750°C on a log scale. The n values calculated from the slope of the straight lines, are indicated.

α -Cu の粒成長における粒界移動が β' -Cu₃Ti のピン止め効果に支配されていることを示唆している。主相の粒成長が粒界エネルギーの駆動力と粒界に存在する球形をした第二相のピン止め力を受けて定常的に進行するとき、主相の平均結晶粒半径 \bar{R}_m と第二相の粒子半径 R_p との間にはつぎの関係式が成り立つ²¹⁾。

$$\bar{R}_m = C \cdot \bar{R}_p / f_p \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 f_p は第二相粒子の体積率である。C は係数でその値は 0.22~1.33 の程度と推定されている。本実験の結果について、 \bar{D}_α と $\bar{D}_{\beta'}$ との関係をプロットすると Fig. 4 のようになる。650°C および 750°C 焼鈍の場合とも両者の間に比例関係が成り立っている。 β' 相の体積率 $f_{\beta'}$ の実測値は 650°C 焼鈍で 0.246、750°C 焼

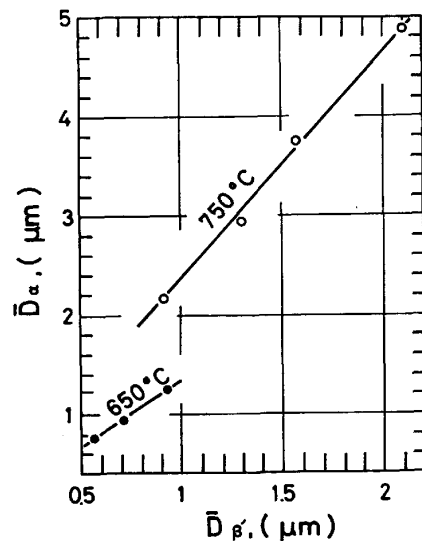


Fig. 4. Relation between mean diameters of α -Cu and β' -Cu₃Ti grain in dual-phase structure during annealing at 650°C and 750°C.

鈍では 0.156 であるから、(2)式の係数 C の値はそれぞれ 0.32 および 0.36 となる。これらの値は前述の範囲内にあり、 β' 相の体積率によつて大きくは変わらない。以上の検討から α -Cu 相の結晶粒成長はその粒界に存在する β' -Cu₃Ti のピン止め力と界面エネルギーの減少に基づく粒界移動の駆動力とのバランスのもとで進行していると考えられる。 β' -Cu₃Ti の凝集は粒界のピン止め力を減少させるとともに粒界移動の駆動力をも減少させるものと考えられる。

4. 結 論

Cu-4 wt%Ti 合金の溶体化処理材に強圧延加工を施した後 450°~750°C の温度で焼鈍することによつて得られる超微細な二相混合組織の形成における加工組織の役割、再結晶と析出の相互関係および二相混合組織の粒成長の kinetics を調べ、次の結論を得た。

1) 微細二相混合組織が形成されるために必要な圧延加工組織は微細なセル構造であり、セル壁はタングルした密度高い転位から成る。

2) 高温 (750°C) 焼鈍の場合、 α -Cu 相の亜結晶粒の形成と平衡相の β' -Cu₃Ti 粒子の析出が平行して進行し、焼鈍初期には β' 粒子が α -Cu 相の亜結晶粒内やその粒界に分散する。 α -Cu 相の亜結晶粒が再結晶粒へと変化する間に亜結晶粒内の β' 粒子は溶解し、 α -Cu 相の再結晶粒界に存在する β' 粒子が優先的に成長し、粒径約 1.5 μm の α -Cu 結晶粒とその粒界とくにコーナーに存在するより微細 (粒径約 0.3~0.6 μm) な β' -Cu₃Ti から成る二相混合組織を形成する。

3) 低温 (650°C 以下) 焼鈍の場合、初期には Ti に富むゾーンが緻密に形成され、再結晶の進行は抑制される。焼鈍時間の増加とともに平衡相の β' 粒子のセル壁への不均一析出が進み、 β' 粒子の成長はその周辺の Ti に富むゾーンの溶解をもたらすため、形成された β' 粒子の近傍で α -Cu 相の再結晶が優先的に進行し、その粒界に β' 相が存在する二相混合組織を形成する。焼鈍温度が低いほど β' 相の体積率は大きくなり、より微細な二相混合組織が形成される。

4) 微細二相混合組織を構成する α -Cu および β' -Cu₃Ti 相の 650° および 750°C における粒成長は ki-

netics $\bar{R}^n - \bar{R}_0^n = kt$ において、 n 値 4.1~4.5 を示し、ほぼ 4 乗則に従う。主相 (α -Cu) の結晶粒成長は粒界移動の駆動力と粒界に存在する β' 相のピン止め力のバランスのもとに定常状態で進行する。 β' 相の体積率 15.6% と 24.6% の違いによつて粒成長の基本的な kinetics は変わらない。

おわりに、粒径測定に協力していただいた大阪大学、大学院生、柴柳敏哉君に謝意を表します。

文 献

- 1) S. HAYAMI and T. FURUKAWA: Proc. Microalloying 75, 2A (1975), p. 78
- 2) 高橋政司, 国重和俊, 岡本篤樹: 日本金属学会会報, 19 (1980), p. 10
- 3) 古川 敬: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 399
- 4) H. KREYE and U. BRENNER: J. Met. Sci., 9 (1974), p. 1775
- 5) M. ENOMOTO and E. FURUBAYASHI: Mater. Sci. Eng., 24 (1976), p. 123
- 6) 曾我部卓三, 佐治重興, 堀 茂徳: 日本金属学会誌, 42 (1978), p. 629
- 7) S. SAJI and E. HORNBOKEN: Z. Metallkd., 69 (1978), p. 741
- 8) J. BECKER, E. HORNBOKEN and P. STRATMANN: Z. Metallkd., 71 (1980), p. 27
- 9) 土井俊雄: 日本金属学会誌, 23 (1959), p. 347, p. 351
- 10) 堀 茂徳, 佐治重興, 岡本篤樹: 伸銅技術研究会誌, 10 (1971) 1, p. 80
- 11) 辻本得蔵, 齊藤一男: 日本金属学会誌, 37 (1973), p. 173, p. 179
- 12) 池野 進, 佐治重興, 堀 茂徳: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 446
- 13) D. E. LAUGHLIN and J. W. CAHN: Acta Metall., 23 (1975), p. 329
- 14) 堀 茂徳, 佐治重興: 日本金属学会会報, 20 (1981), p. 863
- 15) V. A. PHILLIPS and J. D. LIVINGSTON: Phil. Mag., 7 (1962), p. 969
- 16) J. E. BURKE and D. TURNBULL: Recrystallization and Grain Growth, Prog. in Met. Phys., 3 (1952), p. 220
- 17) 高山武盛, 魏 明鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1016
- 18) 平野賢一: 合金の時効過程とその解釈 (1968), p. 1 [日本金属学会]
- 19) M. V. SPEIGHT: Acta Metall., 16 (1968), p. 133
- 20) A. J. ARDELL: Acta Metall., 20 (1972), p. 601
- 21) P. HELLMAN and M. HILLERT: Scan. J. Metals, 4 (1975), p. 211