

討14 置換型固溶元素の析出強化組織と靱性

東北大学 工学部

根本 実

緒言

ここでは、炭素・窒素などの侵入型元素が変態や析出に直接関係していないような置換型固溶元素の析出の場合も取扱う。この種の合金の中では、マルエージング鋼などの強度と靱性を兼ねさせた優れた鋼種が実用化されているが、靱性のすぐれている原因・機構についてはいまだ定説がない。よく知られていることではあるが、置換型固溶元素の析出による強化は、必ずしも侵入型元素の場合より靱性によぐれているわけではない。そのもっとも典型的な例は500°C附近で時効したFe-Cr合金における475°C脆性である。この脆性はCrに富んだ微細なcoherentな相の析出によると考えられるから、Fe-Cr合金に特有な現象ではなく、同様の組織が形成されれば、他の合金系にも当然生じうるものと考えられる。

鉄合金では δ 相から急冷して冷却途中に変態を経て過飽和固溶体をうる場合と、 α 域から急冷する場合などがある点特徴であるが、析出過程は特に異質なものをなく、過飽和固溶体 \rightarrow (cluster \rightarrow) zone \rightarrow 準安定相 \rightarrow 安定相、の過程をとる場合が多いことが報告されている⁽¹⁾。当然析出過程により格子欠陥との相互作用、塑性変形機構は異ってくる。本稿はこのような置換型固溶元素の析出組織中の格子欠陥の挙動、すなわち強化機構と靱性との関連を、主として著者のFe-Cu合金についての実験結果を中心とした一つの考察を加え、討論のための資料として提するものである。

降伏応力と伸びの温度依存性

Fe-Cu合金の析出過程は、過飽和固溶体 \rightarrow Cu rich zone (bcc, 球状) \rightarrow Cu安定相 (fcc, 球棒状)、であることが知られており⁽¹⁾、その強化は zone は転位によるcutting、Cu安定相は by-pass機構で説明されている⁽²⁾。単純な系にもかかわらず、降伏強度は時効により室温でも100 Kg/mm²以上に容易に達する。

図1はFe-6.0at%Cu合金を δ 域の1080°Cから水-食塩水中に急冷(ibq)した過飽和固溶体状態、400°Cに100hr時効して zone を形成している状態、600°C、100hr時効して安定相を析出している状態の3つの典型的な場合の降伏応力およびその温度依存成分、伸びの試験温度による変化を示したものである。図から明らかに析出組織により降伏応力に大きな差があり、その温度依存性も

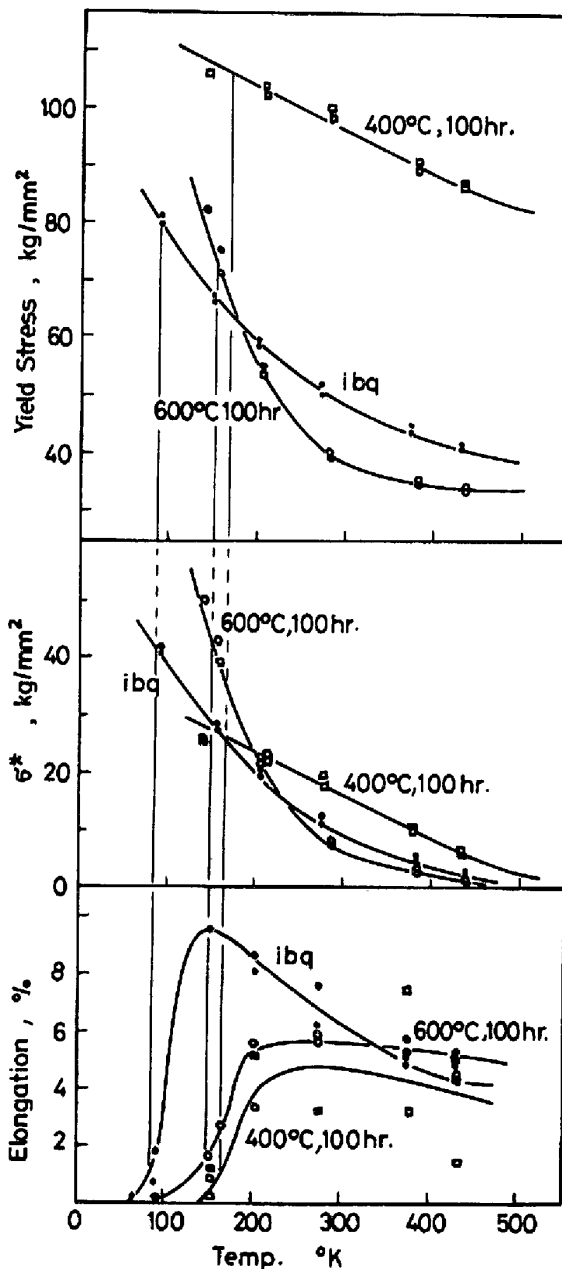


図1. Fe-6at%Cu合金の降伏応力およびその温度依存成分、伸びの時効による変化。

異なことが知られる。図2は塑性変形を単一な過程に帰せられた熱的活性化過程と仮定して、降伏応力の温度依存性と歪速度依存性の実験から求めた活性化体積を示している。Cu濃度および時効状態で明らかな差があり、600°C, 100hr時効して転位が粒子を by-pass する場合を除けば転位の運動の素過程が溶質原子や zone の存在により影響を受けることが知られる。図1と合せば転位の運動の thermal

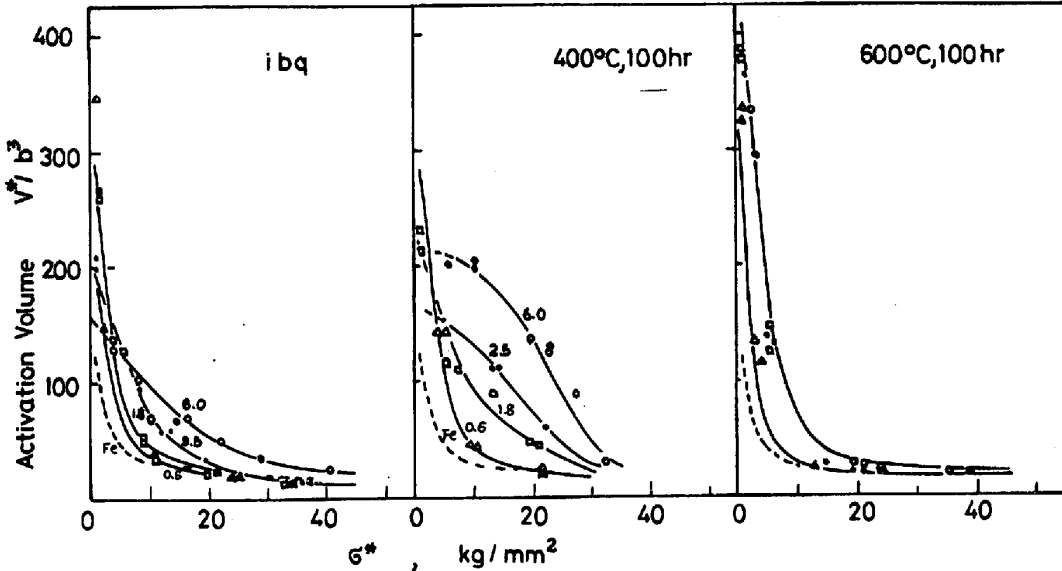


図2. Fe-Cu合金の活性化体積のCu濃度と時効状態による変化。

な部分は溶質原子や zone によりむしろ妨げられるが、athermal な部分は妨げられることとなる。

また図1より延-脆性遷移温度も析出状態により異なり、zone の形成状態(過飽和固溶体状態)の順であることが知られる。これらの遷移温度はCu濃度を、

0.6~6%の間に変化させ強度水準を変えてもあまり変化しない。

図3に比較のために Lagneborg⁽³⁾による Fe-30%Cr合金の例を示す。図には目安として Fe-6at% Cu合金のデータを記入した。各々の延-脆性遷移点は、Fe-Cr合金では点線との交点、Fe-Cu合金では↑印で示した。Fe-Cr合金の析出硬化は前記のように zone とも云える coherent な球状の Cr-rich 相の析出によるものであり、転位はこれらの相を cut して運動する。したがって zone 自体の性質の差を除けば Fe-Cu合金の zone による強化と類似している。しかし Fe-Cu合金では強度水準はむしろ Fe-Cr合金より高いにもかかわらず、延-脆性遷移温度はほぼ等しい。

靱性を支配する因子

材料の靱性を支配する因子は、大別すると(1)応力集中、(2)応力緩和、(3)破断応力(凝集力)の3つに分類される。もちろんこの各々に影響を与える要素は多数あり複雑である。ここでは(3)については特に取り上げないことにする。

材料の強度を高めると、塑性変形は必然的にあるより面上に優先されるようになり応力集中の原因をつくり、それと共に応力緩和をも困難にする傾向ともなり。したがって強度の上昇は(1),(2)の因子とは本質的に相入れない要素でもある。応力集中に影響を与える因子の主なもの、すなわち優先性の他に、結晶粒の大きさ、析出分散相、変形双晶などがあり、応力緩和に影響する主要素は、優先性の優先性、可動転位の量とそれらの動き易さなどがあり、この

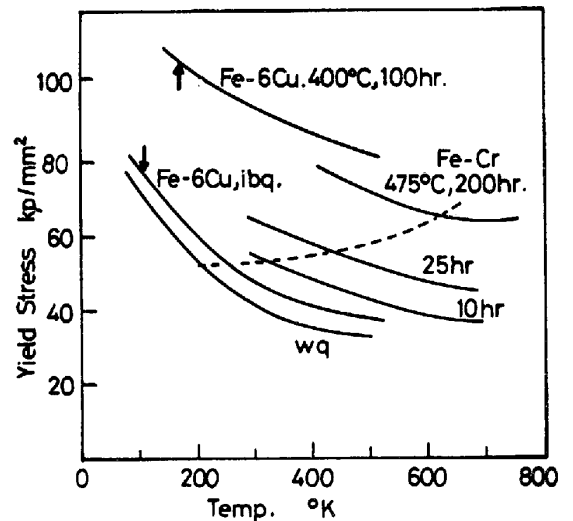


図3. Fe-30%Cr合金⁽³⁾ Fe-Cu合金の降伏応力の温度依存性と延-脆性遷移温度。

各々が材料の析出強化組織と関連している。結晶粒界への偏析、析出はここでは取上げない。

Fe-Cu合金では延-脆性遷移温度はほとんど強度に関係なく析出状態により定まっていることは、単なる強度上昇によるだけの優先性のみでは説明できない。結晶粒の大きさも等しいから除外できる。zone形成状態では、引張試験中に破断に先立ちしばしば双晶の発生が認められたことから、変形双晶が脆性破壊の重要な因子となっていると考えられる。

Marcinkowskiら⁽⁴⁾はFe-Cr合金の脆性破壊もこのような変形双晶の発生と、それらの交叉により起ると報告している。また、coherentな相は全[111]なるバーガス・ベクトルをもつ完全転位により切られる場合には、周辺にそって新しい界面が形成されるから、いわゆる化学的硬化が作用するが、全[111]のバーガス・ベクトルの双晶転位により切られる場合には、切られる前後での相の周辺での原子の結合対には変化がなく、したがって化学的硬化は作用しなくなり、それ故完全転位よりも双晶転位の方が動きやすいとして双晶の発生を説明している。このような機構はbcc相に特有のものであり、Fe-Cu合金のcoherent zoneに対しても成立す。

Fe-Cu合金でもFe-Cr合金でも同様に双晶が発生するとすれば、これらの合金の延-脆性遷移温度の著しい差(図3)の原因は何であろうか。まず結晶粒径の差と可動転位密度とその動き易さの差が考えられる。Fe-Cr合金は α 域から急冷されているが、Fe-Cu合金は δ 域から急冷され、冷却途上の $\delta \rightarrow \alpha$ 変態により結晶粒が微細化され、高密度の転位が導入されている。したがって可動転位密度に差がある可能性は大きい。図4はFe-Cr合金⁽³⁾とFe-Cu合金の塑性変形の見かけの活性化エネルギーと温度の関係を示したもので、その勾配は頻度因子を意味している。図から明らかにFe-Cu合金の場合の頻度因子はFe-Cr合金に比して大きいことが知られる。

以上の検討結果から、靱性を高めるには、析出相は微細なincoherentあるいはpartially coherentな粒子が望ましく、可動転位密度の増大、結晶粒の微細化などが重要な因子となると考えられる。

文献

- 1) たとえば E. Hornbogen: *Precipitation from Iron-Base Alloys*, ed. G.R. Speich, J.B. Clark, Gordon & Breach, New York (1963), 69.
 検野宗次: 鉄鋼における変態と析出, 日本金属学会(1968), 159.
- 2) A. Fujii, M. Nemoto, H. Suto and K. Momma: *Trans. JIM, Suppl. 9* (1968), 374.
- 3) R. Lagneborg: *Acta Met.*, 15 (1967), 1737.
- 4) M. J. Marcinkowski, R. M. Fisher, and A. Szirmai: *Trans AIME*, 230 (1964), 676.

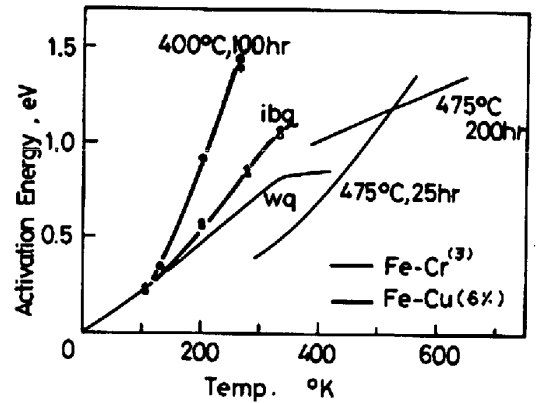


図4. Fe-Cr合金⁽³⁾とFe-Cu合金の活性化エネルギーの温度による変化