

金属間化合物による鉄鋼の析出硬化*

座長 東北大金研 工博 幸 田 成 康

講演：鋼の強靱化に実用される置換型固溶元素による時効硬化現象**

東大 工博 荒 木 透

【質問】 東北大金研 工博 幸田 成康

マルエージング鋼の地の組織は、焼入れしたときは転位の多い α' 相になつていますが、これを昇温時効したときどのように変わるか、すなわち転位数の減少または転位配列にちがいが見られるか、また、地はやはり α' 相のままであるか。

【回答】

マルエージング鋼の母相の組織は、きわめて炭素の低い立方晶マルテンサイト (α') であり、微量の C, N は通常 Ti などによつて固定されているので固溶量もごくわずかであると考えられる。これを昇温時効したとき、電子顕微鏡的観察や物性をもとにした推察によるとつぎの3段階にわたつての転位の挙動が考えられる。

(1) 焼入れ(もしくは anneal 空冷)後の高密度のタンダムした転位は時効(マルエージ)の初期にまず若干の再配列を行ない、短範囲の弾性的歪の解消が起こると考えられ、弾性限や降伏点の上昇がみられる。

(2) つぎに格子欠陥上に置換型固溶元素の拡散凝集によるクラスター化がおこり、転位の多くのものは固着されると考えられる。この時期には転位密度はあまり低下していないであろうし、硬度は最高値に近づく。

(3) 最高硬度点を過ぎて過時効になるあたりから金属間化合物相の析出凝集が観察可能の段階となり、また逆変態オーステナイトが亜粒界またはヴィドマンステッテン状に析出しはじめる。この段階では母相 α' には転位密度の低下がみられる。さらに焼もどし時効がすすむと再配列回復が明らかに認められるようになる。

講演：炭素を含まない Fe-Nb 系および Fe-Zr 系合金の析出硬化***

早大理工 工博 長谷川 正義

岡 本 昌 文・所 一 典

【質問】 東北大金研 工博 幸田 成康

最大硬度のときの析出相が何であるかをしらべたか。

【回答】

Fe-Nb, Fe-Zr 2 元合金について最大時効硬度を示す付近で、透過電子顕微鏡により析出物の形などについては調べたが、同定についてはとくに行なっていない。しかし最大硬度を若干過ぎた時点においては、多くの Fe-

Nb, Fe-Zr 系合金で Fe_2Nb , Fe_2Zr をそれぞれ確認している。G. R. SPEICH¹⁾によると Fe-Nb 2 元合金では時効過程において、平衡相 Fe_2Nb 以下の中間遷移相は全く認めなかつたと報告している。したがつて本報告の範囲の合金元素量を含む Fe-Nb 3 元合金においても報告した諸種の実験結果より考え併せて中間遷移相は存在しないものと思われる。しかし時効に伴う析出物中の第 3 元素の原子比は、EPMA 測定によると、連続的に変化しているのが認められている。

文 献

- 1) G. R. SPEICH: Trans. AIME, 224 (1962), p. 850

【質問】 日本揮発油 工博 西野 知良

上記合金は析出硬化が非常に著しい性状を呈する点で興味深く、将来へ構造材料としても興味があるように思う。

Fe-Be 合金の変形においては、溶体化処理状態および低温時効の状態では双晶変形によることから、延性脆性遷移温度が著しく上昇しているとも解釈できそうである。本論の合金の場合、じり変形が支配的のように思うが、変形機構、破壊機構と溶質濃度との関係はどのようであつたか。また、硬度測定または引張試験中に、変形と析出の関係について気づかれた点があつたら、ご教示願いたい。

【回答】

Fe-Nb および Fe-Zr 2 元合金の各時効段階について引張試験を行なつたが、観察した範囲では変形はすべり変形が支配的であつた。

いずれの合金系も、すでに時効初期段階において、降伏開始後塑性変形が若干進んだ状態、すなわち絞り現象がほとんど生じていない状態で破断が生じ、破面はいわゆる粒界割れが支配的であつた。これは主として溶体化温度が高温 (1300°C) であることによる結晶粒の粗大化と、粒界析出による粒界の脆弱化がその原因と考えられる。

なお溶質 Nb, Zr 濃度は、時効に伴う粒界析出物の量と大きさに影響し、高濃度試料は低歪側ですでに破断する傾向にあつた。

【質問】 新潟大工 古川 徹

図 1* に図 2** の 2.5%Nb の時効時間 O の硬さ、すなわち溶体化状態の硬さを記入すると図 1 の O のようになる。

0.63% Nb 鋼はもちろん 1.04% Nb 鋼は冷却中に $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ 変態を生じている鋼であり、それ以上 Nb を含む鋼は δ -相というのであれば 1.04% Nb 鋼の硬さと 1.84% Nb 鋼の硬さをむすぶ線を 0% Nb まで延長して 0% Nb の鋼の硬さを求め、それによつて残留応力の大小と転位の多少を論ずるのはちよつと無理ではな

* 昭和43年9月本会講演大会にて発表

** 鉄と鋼, 54 (1968) 10, S 722~725

*** 鉄と鋼, 54 (1968) 10, S 726~729

* 54 (1968) 10, S 726 **54 (1968) 10, S 727

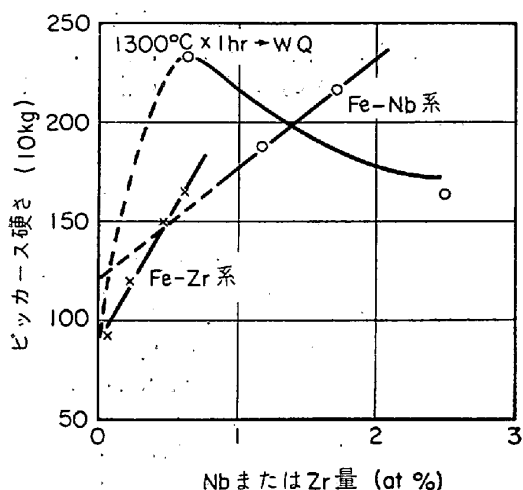


図1 急冷した Fe-Nb および Fe-Zr 2元合金の硬さ
 かるうが、むしろ純鉄を δ 相の状態から急冷してその硬さを求め、その点と 0.63~2.5% Nb の各点を結ぶほうが妥当なのではないかと思う(図の曲線のようになるかと思う)。こうすると、たとえば Nb 含有量が約 1% までは α' 相が生ずるために溶体化硬さはむしろ高くなるが、これよりも Nb% が多くなると δ 相がそのまま室温にもちきたされ、組織は δ -相になるためかえって硬さは低くなる(もちろん室温に過冷却された状態の δ 相は Nb について過飽和固溶体である)。そのため、このような状態のものを高温時効すると析出硬化現象が生ずるものと考えられる。E. HORNBERGEN は Nb 量が多くなると冷却中に生ずる $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ 変態を抑止すると報告しているが、その説からも Nb 含有量が少なく α' 相になったものよりも、Nb 含有量が多くて過飽和の δ 相の状態のもののほうが軟かくてもよいように思われる。以上につき御教示願いたい。

【回答】

図1は横軸を原子%で示してあるため、Nb 量と $\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ 変態の有無について、ご質問と著者らの見方に違いが生じたものと思われるが、本質的には何ら相異はないものと考えられる。また E. HORNBERGEN (実は G. R. SPEICH) と思われるが) の説も著者らの実験データを十分裏付けるものと思われる。また図1において、著者らのごとく直線を 0% Nb まで外挿してその硬さを求めこれから残留応力の大小を論ずるより、ご指摘のように純鉄を同一条件すなわち δ 域より急冷して硬さを求め、これとの比較において残留応力などについて議論するほうがよいと思う。

講演：鉄-13 at %ベリリウム合金の時効と機械的性質*

金材研 工博 吉田 秀彦
 山県 敏博・八木沢孝平

【質問】 東北大金研 根本 実

(1) Fe-Be についての引張試験結果、特に伸びの測定はないか。twin 発生と伸びとの関係を知りたい。

* 鉄と鋼, 54 (1968) 10, S 730~732

twin が非常に容易に発生するなら伸びが出るであろうし、twin がある程度発生するときには脆化すると考えられる。

(2) 他の bcc 置換型析出合金も含めて、zone, modulated structure などの coherent な相で硬化すると、twin が出て脆化するが、partially coherent あるいは incoherent な相の場合は twin の発生は妨げられると思われるが、一般的にみていかがか。

twinning dislocation ($b=a/b\langle 111 \rangle$) と total dislocation ($b=a/z\langle 111 \rangle$) では coherent な相を切るときの抵抗が atomic displacement の関係からかなり差があり、twin dislocation が動きやすい。partially coherent, incoherent な相では twin dislocation も動きにくいであろうことが考えられる。

(3) 急冷状態でも twin が出ているが、急冷状態では完全に random solid solution となつているのか。random になつていれば twin よりすべりがおこると思うが。

【回答】

(1) われわれは圧縮試験を行なつたが、BOLLING and RICHMAN¹⁾は引張試験の結果について少し述べている。その結果によると、Fe-25 at % Be 合金で急冷したままの bamboo 状の試験片では、ほとんどが伸びを示さずに破断するが、10%伸びを示したものが1つ、数%の伸びを示したものがわずかにあり、その変形モードは双晶であつた。

一般に多数の変形双晶は crack の発生の原因となりやすく、伸びが出ない。したがってわれわれの場合でも変形モードが双晶から迂りに変わる中間相が析出した状態で引張試験を行なえば、かなりの伸びが期待されると考えている。

(2) われわれも同じように考えている。この合金系では焼入状態(溶質原子は一部 short range order を作っている)ですでに双晶変形を起こすが、coherent な short range order, modulation はただ双晶応力を高めるのみで、この間の事情は G. P. ZONE などにより迂り応力が高くなるのと同様である。結晶構造の違った中間相が析出してくると双晶転位はもはや切断して通過できなく、迂回機構による迂り変形に変わると考えている。この点は他の鉄基置換型合金で確かめつつある。

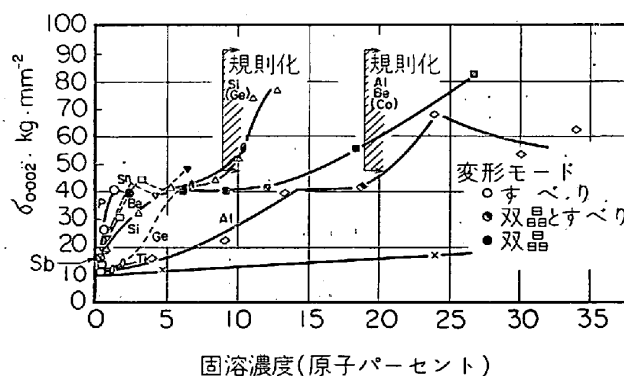


図2 固溶濃度の大きな合金に対する多結晶(結晶粒 250 μ)の降伏応力(0.2%変形応力)の変化