

れの考察は主として迂りの伝播（交叉迂り）を重視したものであるが、核発生、増殖（伝播）の両現象は独立でかつ相互に影響をおよぼす重要な因子であり、両方の見地から検討すべきと考えられる。ただ迂り源に関する問題は変形初期において数多い試料についての精度よい実験が必要となる。

また迂り帯の様相については、単結晶と多結晶ではやや異なる傾向がみられるなど不明な点があり、周囲からの拘束なども考慮して検討したいと考えている。

講演 置換型固容元素の析出強化組織と靱性*

東北大工 工博 根本 実

【質問】 新日鉄中研 工博 金沢正午

1. Fe-Cu合金における析出相の存在形態が異なるときの降伏応力および伸びの温度依存性から、合金の低温靱性が論じられている。しかし鉄合金の低温靱性を論じる場合、C、N、Oなどの影響を考慮する必要があると思うが、この論文ではその点にふれられていない。特にFe-Cr合金との比較において、Fe-Cu合金は γ 域から急冷したために、結晶粒の微細化、可動転位の高密度化したとして両者の差が説明されているけれども、残存C、N元素の影響はピラであろうか。

われわれも以前にFe-1.0Mn-1.5Si-1.0Cu (0.003% C)合金を950°C-1hrから水焼入して、400、550、700°Cの各温度で1hr時効したものの引張および小型二重引張試験を行なった。その結果は次表のとおりである。

Fe-1.0Mn-1.5Si-1.0Cu合金の引張性質、破壊強度

熱処理	15°C の引張性質			-196°C の破壊強度	平均結晶粒径
	σ_B (kg/mm ²)	σ_y (kg/mm ²)	ϵ (%)		
As Q	49	34	34	18	40
400°C T	52	38	33	27	40
550°C T	61	49	26	11	40
700°C T	47	38	33	5	40

この表からわかるように、引張強度は550°Cでもつとも高くなり、析出硬化がみられる。一方、小型二重引張試験で求めた-196°Cにおける破壊強度は400°Cでもつとも高くなり、過時効した700°Cでは大変低くなる。この場合、過時効させると破壊強度は高くなることを期待した。そうならなかつた理由は残存Cが結晶粒界に凝集して、炭化物が析出したことによるものと考えている。

2. zone形成状態では双晶の発生がしばしば認められ、変形双晶が脆性破壊の要因となつていることが述べられているけれども、双晶の発生は脆性破壊にどのような影響を持つであろうか。

2-1 焼入のままあるいは600°C時効のものは変形双

晶が発生しないか。

2-2 MARCINKOWSKIらの報告にあるように双晶交叉により起きているとすれば、その根拠となるデータはあるか。

2-3 双晶が発生するときに付加的に転位が導入され、可動転位密度の増大により応力緩和を促進することになるのではないか。

2-4 双晶変形することで応力緩和となるから、双晶が発生すれば、脆性破壊は起こりにくくなる場合もあるのではないか。

【回答】

1. 電子顕微鏡直接観察によれば、結晶粒界への炭化物の析出は認められなかつた。Fe-Cu合金の破壊には粒界への侵入型原子の偏析が重要な役割を果たしている可能性は大きいですが、本実験の範囲内ではこの偏析状態が時効状態により著しく異なるとは考えられず、粒界の状態はほぼ等しく保たれ、Cuの析出状態のみが変化しているとみなしている。過時効段階で破壊強度が低いことは、Cu粒子が地より軟かく、むしろ先天的なクラックや空洞として作用するためと考えられる。

2-1 焼入れのままでも急冷速度が低いときは双晶が発生し脆い。これは急冷中にCu原子のクラスターが形成されるためと考えられる。600°C時効の過時効段階では、変形中に双晶は発生しない。

2-2 双晶の発生は現在までのところ、変形中の発音により確かめているだけで、ゾーンや双晶間の相互作用の観察は今後の課題となつている。

2-3 局所的に応力が高くなつても転位が動き難いから破壊が生ずるのであつて、双晶のまわりで付加的にも転位が動きやすくなる機構は考え難い。

2-4 双晶も非常に発生しやすく、微細に形成されるならば有効な応力緩和機構の1つとなりうる。これは無秩序に配列した転位と堆積した転位との関係に等しい。どのような条件で変形双晶がより容易に、かつ微細に形成されるようになるかは興味ある問題であるが、純金属の場合についてさえ、変形双晶発生と成長の機構が明らかにされていない現状ではほとんど何もいうことができない。Fe-Cu合金では、単純な熱処理のみでは応力緩和に有効となるような変形双晶は形成されなかつた。

講演 鉄鋼の組織と破壊の様式*

新日鉄 東研 松田 昭一

【質問】 座長 荒木 透

低炭素ベイナイトの場合、焼もどし組織の破面のpat-tern、結晶方位などについて機構に関連した知見を種々明らかにされたことに敬意を表したい。一つうかがいたいのは、下部ベイナイトという名称を用いておられることについて、ベイナイトフェライトをともなつた上部ベイナイトでないことはたしかであるが、中炭素鋼の下部ベイナイトとは変態の速度論や微視形態の上で同一のものではないように思われる、Ms点とも関連してご意見をききたい。

* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 300~302

* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 303~305



×15 000(1/4)

写真 1 430°Cで恒温変態したときに生じた下部ペイナイトの例
(C:0.12 Ni:2.5 Cr:1.0 Mn:0.5
Mo:0.5(wt%))

【回答】

下部ペイナイトと判断した唯一の根拠はセメントタイトの形態からである。写真1は本実験に用いた試料の薄膜組織であるが、セメントタイトはペイナイト粒界に対してほぼ一定の方向に並んでおり、中、高炭素鋼で下部ペイナイトと解釈されている組織に観察されるセメントタイトの形態とよく一致している。

SHAKELTON はペイナイトの結晶学、微視形態、反応速度論などの立場から総合的に判断して、下部ペイナイト変態から上部ペイナイト変態への遷移温度はほぼ 350°C であると考えている。そうすると、Ms 点が 350°C 以上の鋼を Ms 点より上で恒温変態させた場合には下部ペイナイトはできないことになる (本実験試料の Ms 点は 420°C、恒温変態温度は Ms 点直上)。いつぼう、PICKERING は 0.1% C 鋼を 450°C で変態させると下部ペイナイトになると述べている。しかし、写真1とはセメントタイトの形態がまったく異なり、SHAKELTON の基準にしたがえばむしろ上部ペイナイトの範ちゆうにはいると解釈される。したがって、合金元素をあまり含まない低炭素鋼の場合には、Ms 点より上では下部ペイナイトができないことは現象的にほぼ正しいと考えられる。ところで、本実験に用いた 0.12% C 鋼には Ni:2.5%、Cr:1%、Mn:0.5%、Mo:0.6% が含まれており、これらの元素は一般に焼入性を上げる。合金元素による焼入性向上の本質的な中味がフェライト、上部ペイナイト変態を遅らせることであると解釈すれば、Ms 点より上でも下部ペイナイト変態が先に起こることは十分考えられる。

以上、Ms 点より上で下部ペイナイトができる理由の拠を合金元素の寄与に求めた。しかしながら、本質的に下部ペイナイトであることを実証するためには、結晶学的特徴の把握とか反応速度論的なアプローチも必要であると考えている。

講演 超微細粒高張力鋼の強度と靱性*

新日鉄中研 工博 金沢 正午・鈴木 信一

今野 敬治

【質問】 京大工 工博 田村今男

超微細鋼に関する立派なご研究に敬意を表する。簡単な前刷だけでは膨大なご研究を述べつくしているとは思えないが、現在われわれが直面している問題は、いかにして超微細鋼を作り出すか、ということであろうと思う。この点について、2, 3のご見解をお聞きしたい。

(1) ご研究において、加熱速度による影響はいかがであらうか。速いほうが効果的ではないか。

(2) 12 mm厚さの試片を水冷しているが、冷却速度はどの程度か、試片の厚さが厚くなると冷却速度がおそくなるが、その影響はどうか。

(3) たとえば結晶粒度番号12以上の微細鋼をうるためには、加熱速度何 °C/sec 以上、冷却速度何 °C/sec 以上というような、限界の加熱および冷却速度があるか。

(4) 鋼材寸法が大きくなると急熱急冷が困難になってくる。特に冷却速度が大きく制約され、このような微細化法は鋼材の厚さに限界があるように思う。この点についてのご見解はどうか。

(5) 微細化に対しては加工を施す方法もすぐれた方法と思うが、そのほか、どのような方法が現在知られているか。

(6) 細かい小傾角境界(亜粒界)を形成させる処理によって、結晶粒を微細化したと同じ強靱性をもつようになる。たとえば、アイソフォーム²⁾や熱間加工の仕上温度を下げる(controlled rolling)³⁾ことによつて、秀れた靱性が得られるし、また、オースフォームの強靱化機構としても⁴⁾、細かい亜粒界の形成のためであると考えられている。これらとの関連も考慮した上で、超微細化処理法を今後どのように進歩発展させるべきか。

以上、ご研究とは直接関係のないこともあるが、ご教示いただければ幸である。

文 献

- 1) R. A. GRANGE: ASM Trans. Quart., 59(1966), p. 26
- 2) J. J. IRANI: J. Iron Steel Inst., 206 (1968), p. 363
- 3) R. PHILLIPS and J. A. CHAPMAN: J. Iron Steel Inst., 204(1966), p. 615
W. E. DUCKWORTH: J. Metals, 18(1966), p. 915
F. B. PICKERING and T. GLADMAN: ISI Spec. Rept. No 81 (1963) p. 10
A. W. KLISOWSKI, E. A. LORIA, and C. A. BEISEE: ASM Trans. Quart., 58(1965), p. 489
- 4) 久保田, 小指, 清水: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1074
- 4) 渡辺, 荒木, 宮地: 鉄と鋼, 55(1969), p. 797

* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 306~309