

鋼の強化組織と靱性*

座長 東大工 工博 荒 木 透

講演 Fe-1.5%Ni および Fe-1.5%Si合金の脆性について**

川鉄技研 田中 智夫・小沢 竜司
〃 〃 船越 督己

【質問】 東大物性研 理博 竹内 伸

Fe-Ni 合金で K_y を求め、小さな値が得られたことは非常に興味あることと思う。また交叉じりが脆性と密接な関係を持つことも確かであろう。

しかし、基本的にはじり帯のシャープさ強さ(intensity)がじりが関与した破壊には重要な因子になっていると思われる。じり帯の intensity を決める因子としては

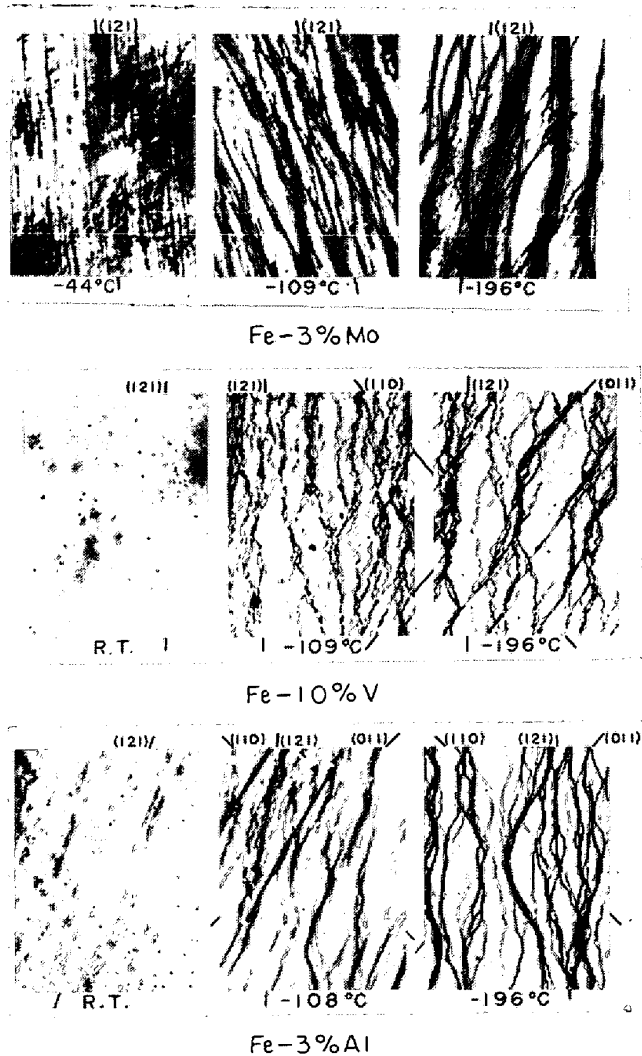
- (1) 交叉じりの難易
- (2) 転位源(じり源)の多少
- (3) matrix の均一性

が考えられる(1)は確かに重要な因子であろうが、fcc 金属のように交叉じりが起こり難いものでも必ずしも intense なじり帯が生じないことから、むしろ(2)の重要性が考えられる。(3)については加工層に生ずるじり帯がシャープであることなどに関係する。高濃度合金で見られるシャープなじり帯は合金元素の不均一分布と関連があるかもしれない。

われわれが行なつたいろいろの鉄合金単結晶についての結果から(Fe-Ni 合金は用いていない)前項(2)の重要性を指摘したい。写真に示すのは双晶の起こり難い結晶方位のじり帯の温度の変化の例を示す。これらは皆同じ約1%の変形量での screw bond を示している。特徴は①低温ほどじり帯の間隔が粗になりじり帯がシャープになる。②液体窒素温度でも wavy なじり帯が観察されるが、wavy でもシャープである。

一方、応力-歪曲線の上降伏現象は低温ほど顕著である。JOHNSTON-CILMAN 流の降伏の解釈によると、上降伏が著しく現れるのは、初可動転位密度が小さく増殖率が小さいか、転位速度の応力依存性が小さい場合($v = (\tau/\tau_0)^m$ で m が小)である。 m の値は低温ほど大きくなるので、低温の顕著な上降伏現象は前者と関連していることになる。変形がじり帯の発生によつて local に進行する場合には、初期のじり帯の発生数が初期転位密度に対応し、じり帯の成長と数の増大を増殖率に対応させて考えることができる。これらのことは、鉄合金では一般にじり帯の発生が低温程起こり難いこと、すなわちじり帯の発生には熱活性化を要することを意味する。なお、じり帯が wavy であると同時に intense であることは解釈し難いが、合金での matrix の不均一性と関連しているかもしれない。

さて、Fe-Ni 合金では液体窒素温度でもじり帯が観察し難いこと(本研究)、また DAVIES ら²⁾の micro strain



の観察から Fe-Ni 合金は特に低応力から micro-strain が現れるという結果から Fe-Ni 合金では転位源あるいはじり源が他の合金に比べて活動しやすく、数が多いと考えられる。たとえば既存の転位の固着力が弱いなどの事情が考えられる。この原因としては Ni group で共通した性質を示すことから³⁾、chemical な作用が考えられる。

文 献

- 1) S. TAKEUCHI, T. TAOKA, and YOSHIDA: Trans. ISIJ, 9(1969), p. 105
- 2) R. C. DAVIES and R. C. KU: Trans. AIME, 236 (1966), p. 1691
- 3) S. FLOREEN and H. W. HOYDEN: Trans. AIME, 239 (1967), p. 1405

【回答】

じりによる応力集中をさける機構の一つとしてじり源についてふれたご意見はもつともなことと思う。われわ

* 昭和 45 年 4 月本会講演大会にて発表

** 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 296~299

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