

いるが、Hf は Zr に比べ幾分固溶しやすい。このことが化合物の量の差に現れたと考えられる。

MC 炭化物組成が IN-100 のそれと変わらない Ti, V, Cr, Mo および W 添加合金では、MC の相安定性は IN-100 のそれと変わらず、1255 K の保持によつて急激に $M_{23}C_6$ へ変化し、 3.6×10^5 s ではほぼ 80% が $M_{23}C_6$ となった。これに対して Nb, Ta 添加合金では、保持時間と共に MC はわずかに $M_{23}C_6$ へ変化したが、 3.6×10^5 s 後も 80% ほど MC が残存した。この傾向は従来の報告と一致する。種々の組成の MC 炭化物の相安定性を検討した結果、Ni 基合金中では格子定数の大きい MC 炭化物ほどその相安定性がよいことがわかった²⁾。

一方、Fig. 1 に示したように、Zr 添加合金では Ti に富む MC は時間とともに急激に減少し、ZrC が増加することが認められた。これは Ti に富む MC の分解によつて生じた炭素原子と Ni_7Zr_2 相の Zr 原子が $Ni_7Zr_2 + (Ti, Mo)C \rightarrow ZrC + Ni, Mo, Ti$ の反応により、新たに、ZrC 炭化物が生成されることを意味している³⁾。組織観察の結果、この反応によつて生じた ZrC はたいへん微細で 1~3 μm 程度であった。この合金では 1.8×10^6 s 保持後も $M_{23}C_6$ がほとんど認められず、MC は極めて安定であった³⁾。同様な現象は Hf 添加合金にも観察さ

れた。Fig. 2 に示すように、時効時間と共に (Ti, Mo) C は減少し、HfC が増加する。この HfC は $Ni_7Hf_2 + (Ti, Mo)C \rightarrow HfC + Ni, Mo, Ti$ の反応によつて形成される⁴⁾。ただ、この合金では、HfC は 2×10^5 s 後から減少しはじめ、それにともない急激に $M_{23}C_6$ が増加し、HfC が $M_{23}C_6$ へ変化することがわかる。Zr と Hf は同族元素であり原子サイズも似ているにもかかわらず合金中の ZrC と HfC の挙動に大きな差があることがわかった。これについては今後の課題である。

MC 炭化物形態を考慮して Ni 基超耐熱合金の機械的性質を検討した結果、Ta は Ti に富む MC 炭化物の組成を大きく変えその形態を変えるために、結果として IN-100 の機械的性質を 20% 程度改良できることがわかった⁵⁾。これに対して Zr は極めて固溶しにくく、0.8 at% の微量添加で Ni_7Zr_2 化合物を生成するが、その後の熱処理によつて ZrC を微細に安定に分散させることができ、Ta 添加合金以上に機械的性質を改善できる可能性があるとして示唆された。

文 献

- 1) Y. MURATA, K. SUGA and N. YUKAWA: J. Mater. Sci., 21 (1986), p. 3653
 - 2) Y. MURATA, R. NINOMIYA and N. YUKAWA: J. Mater. Sci., 23 (1988) 3, in perss
 - 3) Y. MURATA and N. YUKAWA: Scr. Metall., 20 (1986), p. 693
 - 4) Y. MURATA, R. NINOMIYA and N. YUKAWA: Scr. Metall., 22 (1988), p. 21
 - 5) Y. MURATA, N. YUKAWA and K. SUGA: Microstructure and Mechanical Behaviour of Materials, ed. by G. HAICHENG and H. JIAWEN, London (1986), p. 483 [Chameleon Press Ltd.]
- (2) および 4) は本助成金の援助をうけた論文.)

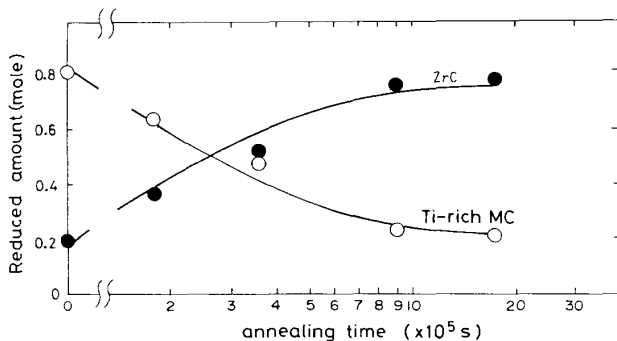


Fig. 1. Change in the amounts of ZrC and Ti-rich monocarbides with annealing at 1255 K.

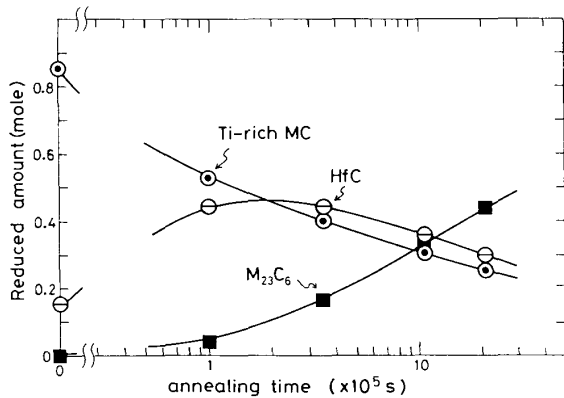


Fig. 2. Change in the amount of carbides with annealing at 1255K.

高純度鉄-炭素合金の加工硬化

鈴木 茂 (東北大学金属材料研究所)

1. 目的

純金属の加工硬化挙動は、多結晶や単結晶を用いて広く研究されている。金属の変形は転位の運動によつて担われ、そして溶質原子は、大なり小なり転位と相互作用を持っている。そこで、本来このような研究には高純度金属を用いなければならないことになる。また、問題を簡略化するためにも単結晶を用いるのが望ましい。

fcc 金属はその精製が容易なこともあつて極めて精密な結果が得られている。ところが、bcc 金属は精製が困難であり fcc 金属ほど正確な結果が得られているとは言えない。鉄に関しては、かなり系統だつた結果はあるが純度の点で十分でない。更には、高純度鉄を用いて、加工硬化に対する合金元素の影響までも調べた研究はほと

んどない。当研究室では 99.999% 以上の高純度鉄 (残留抵抗比にして約 5000 以上) の作製が可能であり、またこの高純度鉄を汚染することなく単結晶化することができる。さらに、炭素だけを濃度を制御して添加することも可能である。そこで鉄本来の加工硬化挙動と、それに対する炭素の影響を調べることを目的とした研究を行った。

2. 方法

(1) 単軸引張試験: 応力-歪み曲線 (室温, $\dot{\epsilon}=8.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$)

(2) X線回折ラウエ法: 変形前および変形途中の試料軸方位の決定

(3) 光学顕微鏡観察: すべり線の観察

(4) 透過電子顕微鏡観察: 転位組織の観察

3. 結果

以下にそれぞれの試験で得られた結果を示す。

(1) 標準ステレオ三角形の中央部に試料軸を持つ高純度鉄単結晶を室温で単軸引張変形させると、ステージ 0 (弾性変形とステージ I の間の、大きな加工硬化係数を持つ放物線状硬化域) を伴う三段階の加工硬化を示す。このような三段階の加工硬化挙動は α (結晶学的なすべり面 (101) と最大剪断応力面との間の角度) によらずに見られる。しかし各段階の加工硬化率や変形量には α および θ ([001]-[011] 境界から試料軸方位までの大円上の角度) で表される試料軸方位依存性が見られた。同様の結果は従来も得られているが、本研究で用いた鉄の純度から考えて、鉄本来の性質であると言える。

更にこのような加工硬化挙動を元す鉄に炭素を添加し、その影響を調べた。その結果鉄中に固溶した炭素はステージ 0 を抑えること、ステージ I とステージ II を長くすることがわかった。

一方、標準ステレオ三角形のへり (ここでは (001)-(011) 境界: この境界上に試料軸方位があれば二重すべりか、あるいは多重すべりが生じる) に近い試料軸方位の鉄は、もはや明瞭な三段階の加工硬化を示さず、また 0° から 30° の間で α 依存性が見られた。またこの鉄中に固溶した炭素は加工硬化率を大きくすること、そしてこの加工硬化率の増加に α 依存性があることがわかった。

(2) 純鉄では、 $\alpha=0^\circ$ 付近の軸方位でオーバーシュートが見られる。くわえて、(001)-(011) 境界を過ぎてから、理想的な単一すべりの大門からずれることがわかった。

一方、 $\alpha=30^\circ$ 付近では、オーバーシュートは見られない。

鉄炭素合金では、 $\alpha=0^\circ$ 付近で大きなオーバーシュートが見られ、純鉄とは異なり理想的な単一すべりの大門からほとんどずれないことがわかった。しかし $\alpha=30^\circ$ 付近では、純鉄との差は見られない。

(3) 純鉄において、試料軸が (001)-(011) 境界を過ぎるまで明瞭な二次すべり線は観察されない。

純鉄と鉄炭素合金に大きな差は確認していない。

(4) $\alpha=30^\circ$ 付近で、ステージ I での転位組織が純鉄と鉄炭素合金で異なることがわかった。

以上の結果から室温での鉄の加工硬化について新しいモデルを考えるに至った。このモデルはステージ I の長さの温度依存性とステージ I からステージ II への遷移を説明するものである。また、炭素の効果も説明できる。

bcc 金属中の刃状転位とらせん転位は移動度が異なり、温度依存性も異なる。すなわち、刃状転位のほうが動きやすく、かつ温度依存性が小さい。この転位の性質によつて、低温では一次系と二次系の刃状転位とらせん転位がそれぞれ同時に動き放物線状の加工硬化を示す。一方常温付近からそれ以上の温度では一次と二次の転位が別々に動き三段階の加工硬化が生じると説明される。この点に注目し、室温ではその中間にあると考えた。すなわち、一次系のらせん転位と二次系の刃状転位の移動度がかかなり近いと考えられる。このような考え方と実験結果から、ステージ I では主に一次系のらせん転位が運動し、つづいて二次系の刃状転位が動きステージ II への遷移を引き起こすと考えられる。また、炭素添加によるステージ 0 の消失やステージ I を長くする効果は、固溶炭素が刃状転位の移動度を低下させているために生じると考えられる。

高温高压水中における金属のひずみ電極挙動に関する研究

藤本 慎司 (大阪大学工学部)

軽水炉型原子力発電の冷却水系統などの高温高压水環境にて広く使用されている鉄基・ニッケル基合金のこの環境中での応力腐食割れ・粒界腐食等による損傷の解明は極めて重要な問題となつている。過去数十年間にこの問題に係る多数の研究が行われたが、それらの多くは実用材料を対象とし、その損傷を防止することに重点がおかれている。一方、常温常圧での知見からは容易に予想し得ないこの環境での金属・合金の電気化学的挙動に関する基礎的研究は数少ない。本研究にて用いたひずみ電極は金属・合金の新生面の溶解及び不動態皮膜形成過程を電気化学的手法にて極めて初期より観測できる方法である。本研究ではこの手法を 300°C までの高温高压水環境に初めて適用し Ni, Fe および Ni-Cr-Fe 合金系の再不動態化過程に及ぼす電位、温度及び溶液中のイオン種等の影響を検討した。