

1. 緒言

冷延前の析出物の存在状態が、再結晶集合組織に及ぼす影響をおよぼすかを検討するため、Fe-0.8%Cuを用い実験を行なった。

2. 実験方法

表1に示す化学成分をもつFe-Cu合金を溶製し、鍛造、熱延後850°Cにて3時間溶体化処理を施し、供試材とした。Cuの析出状態を変えるため、表2に示したような再加熱処理を行ない、75%冷延後、720°C、820°Cの温度で各3時間焼鈍を行なった。なお加熱速度は、20°C/hr, 70°C/hr, 急速加熱(ソルトバス中)の3種である。

1 供試材化学成分 (wt%)

試料	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	N	O
A	0.007	0.008	0.004	0.004	0.005	0.002	0.78	0.0014	0.0058

2 熱延板析出処理条件

記号	処 理
A	0 (溶体化処理のまま)
B	500°C×18hr W.Q.
C	500°C×40hr W.Q.
D	500°C×600hr W.Q.
E	650°C×8hr+600°C×220hr+500°C×90hr W.Q.

3. 実験結果

(1) 500°Cでの熱延板再加熱による硬度変化は第1図に示す通りである。硬度は13時間で最高を示し、その付近で電気抵抗値も減少傾向に変化をきたしている。(2) 熱延板顕微鏡組織は、再加熱処理いかにかわらず粒度はほぼ一定で等軸粒である。焼鈍後の組織は720°C焼鈍処理の場合A, B, Cが、820°Cの場合Aのみが展伸粒を示した。なお720°C焼鈍の場合、B, Cに末再結晶部が認められ、硬度の上でも軟化は完全でない。また、820°C焼鈍の場合、Dにおいて異常粒成長が認められ、混粒となっている。(3) 第2図に示したように、冷延状態では、C, Bにおいて(222)極密度が増加し、(110)は減少する。一方焼鈍板では逆に、(222)への集積はC, Bが弱く、E, Dが強い。(200)はこれと逆の傾向を示した。GOSS方位は冷延前の析出状態により、大きな影響を受け、B, Cで(110)への集積が強く、かつ加熱速度が速い程その傾向は強い。これは高温での焼鈍の方がより顕著である。またこの試料は、他に比べ、再結晶が著しく抑制されている。集合組織の上でも析出状態により、主方位に相違が見られ、第3図はGOSSが主方位であるのに対し、Eでは(111)(110)が主方位となっている。

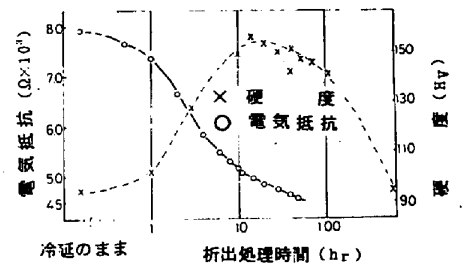


図1 500°C等温析出過程での硬度および電気抵抗変化

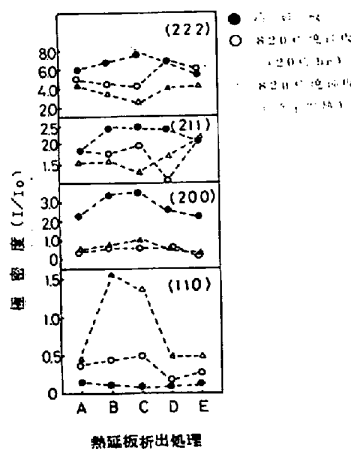


図2 熱延板析出処理条件と極密度との関係

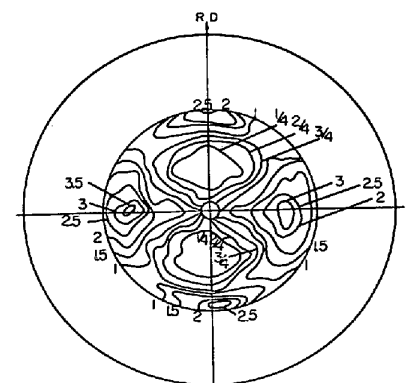


図3 熱延板析出処理B材を冷延し、820°Cにて急速焼鈍したときの(200)極点図