

(467) 極低炭素11Ni-1Mo-Mn鋼の粒界脆化現象

東京大学工学部 ○長井 寿 柴田浩司 藤田利夫

1. はじめに; 極低炭素11Ni-1Mo-0.5Mn 鋼は, -250°C 付近においても優れた低温靱性を示す。¹⁾しかし, Mn はこの系の鋼の粒界脆化現象に対して敏感に影響を及ぼし, 無添加鋼もしくは1%以上の添加鋼で粒界脆化が顕著になる。¹⁾そこで本研究では, それぞれの場合の粒界脆化現象の原因について, 粒界偏析元素との関連を調べた。

2. 実験方法; 供試材は表1に示す4鋼種で, Mn量が異なっている。粒界偏析元素は, Auger分光分析によって調べた。(照射電子; 加速電圧5kV, 試料電流 $2 \times 10^{-7}\text{A}$, Ar^+ エッチング; $2 \times 10^{-5}\text{Torr Ar}$, 加速電圧2kV, 電流20mA) 相対的Peak-to-Peak値(以下P-P値)によって半定量を行なったが, その際の測定元素のピークは, 基準にFe(703eV)を用い, Ni(848eV), Mo(221eV), Mn(543eV)などを採用した。Auger装置内での破断のために, 1000°C および 1100°C での焼ならしで粗粒化後, 再加熱等の熱処理を施した。

3. 実験結果および考察; 1) Mn 無添加鋼の粒界脆化 Mn 無添加鋼はMn 添加鋼と異なって, 焼ならしま材(水冷, ラス α' 組織)に粒界破壊が現われる。そこで, 1000°C で1h保持後 $1^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で徐冷し, 途中の温度から水冷した試料について, -196°C での引張特性とP-P値による粒界偏析元素濃度を求めた。(図1)引張試験においてはすべての試料が早期破断し, かつほぼ100%の粒界破面を呈した。このような場合, 破断強度(σ_f)は粒界強度を反映していると考えることができる。図1において σ_f の低下と粒界S量の増加がよく対応していることから, Mn 無添加鋼の焼ならしま材の粒界脆化は, γ 域でのSの粒界偏析によると判断される。2)再加熱による粒界脆化 図2は, 各鋼の 1100°C (1h)焼ならし材を 450°C で再加熱した際の, -196°C での衝撃試験による粒界破面率(破面はすべて脆性破面)と室温での $\sigma_{0.2}$ の変化を示している。また, 図3はその場合の粒界におけるNi, P, S, MnのP-P値の変化を対応させて求めたものである。Mn 無添加鋼では, S量が増加しているにもかかわらず粒界破面率が低下している。Mn 添加鋼において粒界破面率の変化とよく対応しているのは, Niであり, Mnにもその傾向は認められる。しかし, P偏析との対応関係は一般に見られない。

1) 長井, 柴田, 藤田;
鉄と鋼, 65(1979)S.459

表1. 供試材の化学成分(wt%)

	C	P	S	Mn	Ni	Mo
0 Mn	0.007	0.003	0.005	0.01	10.99	1.00
0.5Mn	0.007	0.003	0.005	0.49	10.99	1.01
1 Mn	0.006	0.003	0.005	1.01	11.06	1.01
2 Mn	0.007	0.003	0.005	1.97	10.99	1.00

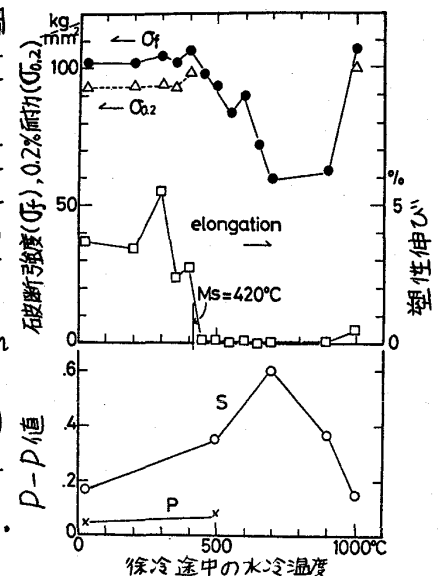


図1. 徐冷途中の水冷材の引張特性と粒界S量の変化(0Mn鋼)

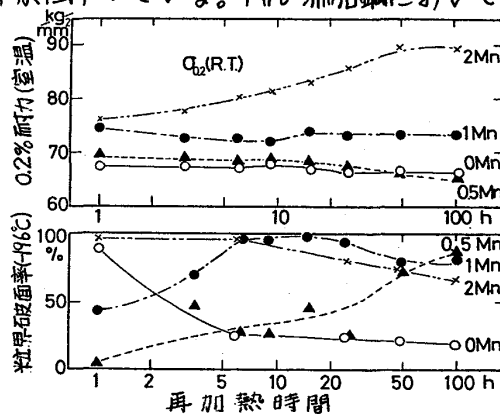


図2. 再加熱による0.2%耐力, 粒界破面率の変化

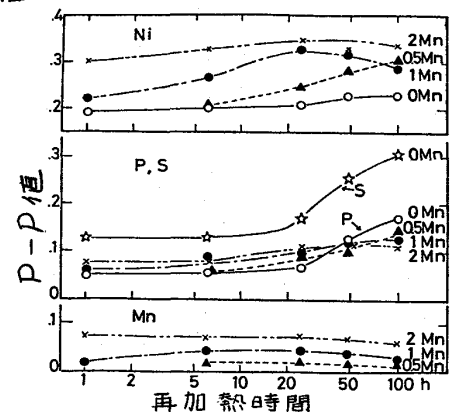


図3. 再加熱による各元素の粒界偏析量の変化