

(256) 遅れ破壊過程にたいする成分元素(C, Mo)の影響

新日本製鉄(株)基礎研究所 ○門田安弘, 後藤幸男
南雲道彦

1. 緒言

130 kg級高力ボルト用鋼の遅れ破壊での破壊の進行過程について成分元素の影響および破壊過程でのいくつかの特徴について調べた。

2. 実験方法

供試材は表1に示す如く鋼Aを基本にMoを除去した鋼Bおよび炭素量を0.35に増した鋼Cを用いた。真空溶解による20 kg鋼塊を熱間圧延後900°C, 30分オーステナイト化処理を行ない油中に焼入して種々の温度(100°C~500°C)で焼戻しマルテンサイト組織とした。

	C	Si	Mn	Cr	Ti	Mo	Al	B	N	P	S
試料A	0.19	0.76	0.75	1.27	0.068	0.51	0.057	0.0015	0.0084	<0.003	0.007
# B	0.20	0.75	0.71	1.29	0.069	0.034	0.060	0.0015	0.0078	<0.003	0.008
# C	0.34	0.74	0.74	1.30	0.069	0.49	0.061	0.0021	0.0080	0.001	0.008

遅れ破壊試験は10×10×160mmの角柱に切欠ノッチ(R=0.25mm)をつけた試験片を0.1規定塩酸中で、片持ハリ法で行ない破壊過程で電気抵抗およびアコースティック・エミッション(A.E.)の測定を行なった。

3. 実験結果

1) 遅れ破断後の割れ形態は写真1,2に示す如く鋼Aでは最大応力面にそって直線的に破断する。鋼B, Cでは弾塑性境界にそった湾曲した破面となる。なお鋼Cでは割れが枝分れを起す。

2) これとともに遅れ破壊試験中の電気抵抗変化およびA.E.の発生状況も鋼種によって顕著な差がある。鋼Aの電気抵抗変化は破断時間の大部分を所謂、潜伏期間によって占められ、破断寸前に急激な抵抗変化を示し破断に至る。この潜伏期間に、A.E.では破断時にみられるA.E.パルスと異なり写真3に示すような特有なwave packetを有する波形の微小パルスの多発が認められる。これに対応して、三軸応力

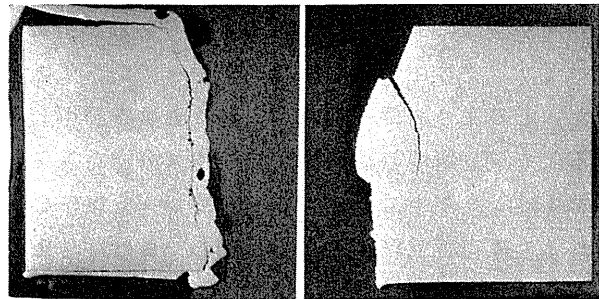


写真1 鋼A, 荷重30kg 写真2 鋼B, 荷重30kg

性最大の場所附近にTiNなどの介在物あるいは粒界にそった微小割れが多く認められる。一方鋼B,Cでは図に示すように、初期から電気抵抗の変化があり、slow crack growthによって破断時間が支配される。なお破面の進行速度は鋼の焼戻し温度によって異なるが鋼Bでは0.012~0.02mm/min(30kg下)である。A.E.の発生頻度は破面の進行速度に対応して一定の発生率を示す。

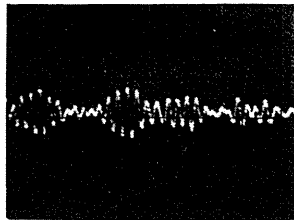
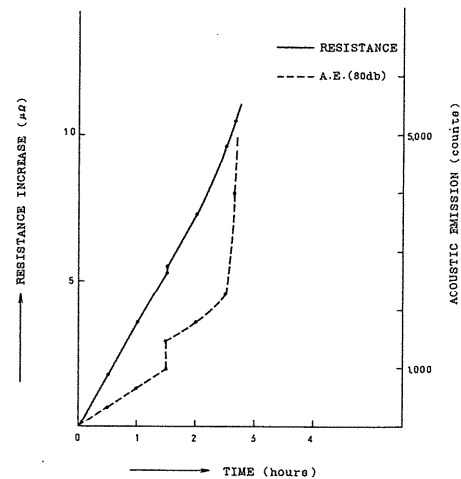


写真3 A.E.波形
(縦軸,横軸 2V,20μs/div)



遅れ破壊促進試験での電気抵抗変化とA.E.発生量(鋼種B, Aeq, Load 30kg)

3) 上記の結果から鋼Aでは水素脆化が鋼B,CではActivated Path Corrosionがそれぞれ遅れ割れの支配因子であると考えられ微量添加元素によって遅れ破壊の主機構が変化することを示すものである。