

(252) 超強力鋼の遅れ破壊特性

住友金属 中央技術研究所

寺崎 富久長  
○中里 福和

1. 緒言

超強力鋼の遅れ破壊は、成分元素、熱処理、組織、強度レベルなどの材質的要因と、負荷応力、雰囲気などの非材質的要因によって複雑に変化することが知られている。しかし超強力鋼の遅れ破壊感受性の評価には、静荷重下で遅れ破壊亀裂が発生伝播していく過程を正確に把握することが重要である。そこで代表的超強力鋼 18Ni-マルエージ鋼および SCM3 を用いて熱処理条件と遅れ破壊亀裂伝播特性との関係について調査を行ない、いくつかの知見が得られたので報告する。

2. 供試鋼および試験方法

供試鋼の化学成分を第1表に示す。SCM3 は 900°C×30min → OQ 後 As Q, 100°C~500°C (100°C 間隔, 1 hr) で焼戻を行なった。18Ni-マルエージ鋼は 820°C×1hr → AC 後 350°C~600°C (50°C 間隔, 5 hrs) で時効した。遅れ破壊亀裂伝播の測定は中心切欠付板状試験片 (3t×46w×200ℓ, 中心切欠長さ 8mm, 切欠底半径 0.05R) に一定引張荷重を与え切欠底から発生した遅れ破壊亀裂長さの時間的変化を直接に拡大鏡で読みとった。亀裂長さと試験片寸法から計算した応力拡大係数  $K_I$  と亀裂伝播速度との関係を鋼種、熱処理条件について比較検討した。試験はいずれも室温で行ない、試験雰囲気としては 0.02N-HCl 水溶液を用いた。また遅れ破壊破面の走査電顕によって調べた。

3. 試験結果

- (1) SCM3 では 300°C 付近の焼戻温度で、亀裂伝播速度が増大する領域があり、組織的には炭化物の  $\gamma$  粒界やラス界面での析出形態と対応するものと思われる。
- (2) 18Ni-マルエージ鋼の亀裂伝播速度は 500°C 以上の時効で著しく減少するが、400°C 時効では SCM3 とほぼ等しい遅れ破壊感受性を有する。(第1図)
- (3) 同一強度レベル (引張強さ 150kg/mm<sup>2</sup>) で比較すると 400°C 焼戻の SCM3 はほぼ 0.1mm/min の定常亀裂伝播速度 ( $K_I=200\sim300\text{kg/mm}^{3/2}$ ) を有するがマルエージ鋼は 600°C 時効で初期亀裂の発生は観察されなかった。(第1図)
- (4) マルエージ鋼の低温時効遅れ破壊破面は  $\gamma$  粒界割れであったが、高温時効では、試験片の外周部に粒界破面、中央部に明瞭な延性破壊破面領域が存在していた。
- (5) 亀裂伝播速度は、強度レベル、延性値さらに最終破断直前の亀裂長さから求めた破壊靱性値  $K_{IC}$  などとは必ずしも対応するものでなく、熱処理条件の差異による冶金学的因子によって、著しく変化するものである。

第1表 供試鋼の化学成分

		(wt.%)										
%	Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	sol.Al	Co
0.2	SCM3	0.34	0.35	0.75	0.002	0.006	-	0.99	0.30	-	0.034	-
0.3	18Ni-Maraging	0.012	0.11	0.03	0.004	0.007	17.7	-	4.88	0.54	0.12	8.15

