

金属材料技術研究所
東京大学工学部

青木孝夫 金尾正雄
荒木 透

1. 緒言

低合金強力鋼の遅れ破壊の巨視的過程と微視的過程の関係を明らかにするため、 K_{Ic} 以下のき裂先端部の微視的リガメントの不安定性と巨視的き裂伝ば速度におよぼす試験温度とた力拡大係数の影響について研究した。

2. 実験方法

表1に供試材の化学的組成、表2に熱処理と機械的性質を示す。D₁は遅れ破壊の様式が主として旧オーステナイト粒界、D₆は粒内(微細ディンプルと擬へき南)の鋼種である。遅れ破壊試験は側面切欠きを付けた水素予き裂付試験片を用い、片持ち曲げ方式で行なった。レバーアームのたわみ変化を差動トランスで検出し、き裂の伝ば挙動を連続的に測定した。試験はすべて定温度に保持した蒸留水中で行なった。

3. 実験結果

遅れ破壊き裂の巨視的伝ば速度のK依存性曲線には、基本的に3つの領域が存在する。混乱をさけるため K_{Ic} と K_{ISCC} 付近を除いた中間領域、すなわち巨視的伝ば速度のK依存性が比較的少ない領域について比較検討した。D₁₄₃鋼の遅れき裂の巨視的伝ば速度は、実験した範囲内の $K=170\sim 230 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ ではほぼ一定でKに依存しなかった。遅れき裂は微視的に不連続な過程として進行し、レバーアームのたわみ-時間曲線は階段状を呈した。き裂の巨視的進展の単位長さ当りのステップ数と時間を測定し、巨視的伝ば速度 dc/dt 、1ステップ当りの見かけのき裂進展長さ Δc 、微視的潜伏時間 Δt_s を計算した。図1にこれらのパラメータの各温度における平均値を試験温度に対してプロットした。 dc/dt は試験温度が高くなると指数関数的に増加する。 Δc は約6~8 μ のオーダーでほぼ一定であるが、 Δt_s は温度の増加とともに指数関数的に減少している。 dc/dt の温度による変化は、主として Δt_s の変化によることがわかる。図2は dc/dt と単位時間当りのステップ数との関係を示すもので、試験温度に関係なくほぼ1:1の対応を示している。この微小き裂の発生ひん度の試験温度依存性から見かけの活性化エネルギーを求めると、約9000 cal/molの値が得られた。D₆₂₀鋼の dc/dt はKに対して直線的に依存する。D₁₄₃鋼と同様に Δc 、 Δt_s の温度とKに対する依存性を調べた。またき裂進行途中の温度およびK変化試験、Change of fracture mode 法による遅れき裂先端部の微視的破壊挙動の観察についても報告する。

表1 供試材の化学的組成 (wt.%)

鋼種	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	P	S
D ₁	0.41	0.13	0.84	1.76	0.82	0.25	0.016	0.018
D ₆	0.22	0.14	0.71	1.85	1.01	0.27	0.012	0.020

表2 供試材の機械的性質

記号	熱処理	引張強さ (kg/mm ²)	0.2%耐力 (kg/mm ²)	伸び (%)
D ₁₄₃	850°C 30' O.Q. 430°C 1+1 hr	144.0	132.1	12.6
D ₆₂₀	900°C 30' O.Q. 200°C 1+1 hr	156.9	128.0	14.0

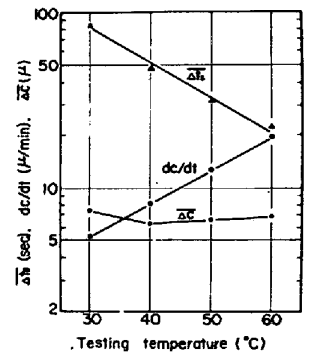


図1 き裂伝ば挙動と試験温度

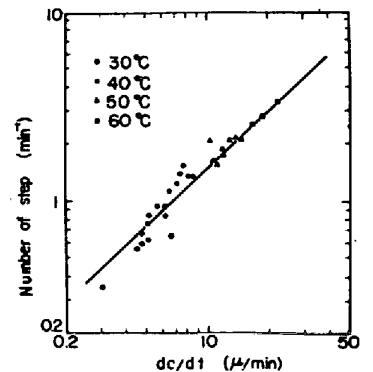


図2 き裂伝ば速度と微小き裂発生ひん度