

(711) 脆性破壊伝播停止特性と見かけの表面エネルギーの関係

新日本製鐵(株) 第一技術研究所。奥村直樹, 関口昭一

1. 緒言

低炭素低合金鋼に制御圧延, 引き続いて強冷却を施して, 得られた金属組織をフェライトと微細に分散したマルテンサイトにすると, 同化学成分のフェライト・パーライト組織あるいは強冷却後に焼戻したフェライト・セメンタイト組織の場合に比較して, 脆性破壊伝播停止特性(アレスト特性)が著しく向上することを報告した¹⁾ 本研究においては, 脆性破面上の塑性歪を基に算出した見かけの表面エネルギーを用いて破壊靱性値の定量的検討を行った。

2. 実験方法

供試鋼板は前報で報告した化学成分, 製造条件と同じ低炭素低合金鋼で, 特にアレスト特性におよぼす制御圧延後の処理方法に注目した(直接水焼入れ(DQ), 直接水焼入れ後に焼戻し(DQT), 空冷(AC))。アレスト特性の評価はDWT, CDTで行い, 特にCDTの破面遷移温度(T_{CDT})は温度勾配型ESSO試験と対応付けた。破面上の歪はCrK α 線を照射した時の211回折の幅広がり, 実験的に定めた校正曲線(幅広がり \leftrightarrow 歪)を用いて算出した。破面から試験片内部への歪分布は電解研磨とX線測定をくり返すことによって求めた。

3. 検討結果

(1) 211回折角の幅広がり ω と歪量(ϵ_p)との関係は次式で表現される。 $\omega = 0.0111 \log \epsilon_p + 0.043$
 (2) 制御圧延後, 一端を空冷, 他端を水冷した鋼板から採取した試験片破面上での歪量をFig. 1に示す。破面生成温度によらず, DQ材の脆性破面が最も高い歪を与える。図中の塗りつぶし記号は各鋼板の研磨面での歪の測定値である。各処理の鋼板で研磨面より破面の方が歪は大きいこと, およびDQ材の破面上の歪が最も大きいことがわかる。(3) 見かけの表面エネルギー Γ_p , および Γ_p を基にした破壊靱性 K_{Ic} はそれぞれ次式で与えられる。 $\Gamma_p = \int_0^{x_p} \sigma_y(\dot{\epsilon}) \{ \epsilon_f(x) + A \}^{n+1} dx / (n+1) A^n$, $K_{Ic} = \sqrt{2E/A^n(n+1)(1-\nu^2)} \sqrt{\int_0^{x_p} \sigma_y(\dot{\epsilon}) \{ \epsilon_f(x) + A \}^{n+1} dx}$ ここで x : 破面から試験片内部方向に設定した座標軸; x_p : 塑性変形の生じている距離, n : 加工硬化指数, $\epsilon_f(x)$: x における歪, σ_y : 降伏強度, A : 定数(0.0045), E : ヤング率, ν : ポアソン比。(4) Fig. 2の歪分布でハッチ部が破面形成の際に生じた塑性変形で, AC材に比べてDQ材の方が大きい。(5)

Fig. 2, 理論式から求めた Γ_p, K_{Ic} をFig. 3に示す。 Γ_p は(100)面有効破面エネルギー $14J/m^2$ より300倍以上大きい。DQ材の K_{Ic} 値は計算値と実験値はよく一致している。以上の検討よりアレスト特性はテアレッジでの変形が主要な冶金因子と考えられる。

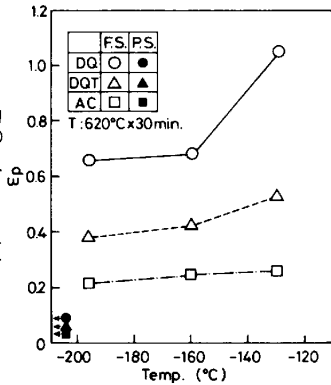


Fig. 1 Effect of manufacturing process on plastic strain ϵ_p (FS: Fractured surface, PS: Polished surface)

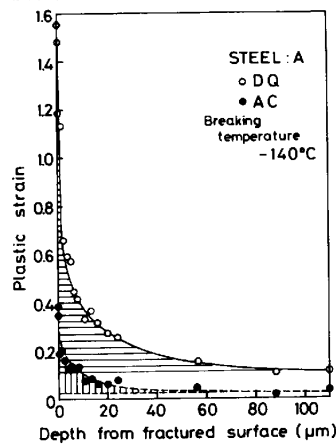


Fig. 2 Strain distribution as a function of depth from fractured surface

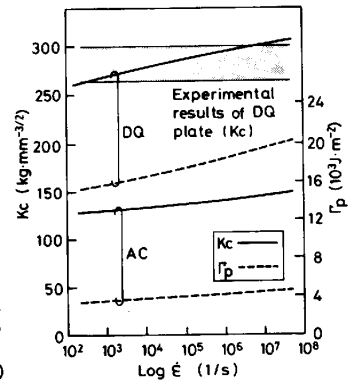


Fig. 3 Effect of manufacturing process on K_{Ic} and Γ_p

(1) 奥村, 関口: 鉄と鋼 70 (1984) S 708, (2) 藤井, 関口: 鉄と鋼 67 (1981) S 488, (3) DA. Curry: Metal Science 14 (1980) 319.