

鋼の劈開破壊素過程観察を通じた脆性き裂伝播のメカニズムの解明

An Investigation of Mechanism of Brittle Crack Propagation by Observation of Elementary Process of Cleavage Fracture in Steels

学籍番号 03-140906 中西 大貴
指導教員 川畑 友弥

(平成 28 年 2 月 4 日提出)

Keywords: 鋼、劈開破壊、粒界遅延現象、脆性き裂伝播速度、応力拡大係数

1. 背景と目的

近年, LNG (液化天然ガス) の需要が高まり, LNG を貯蔵する LNG タンクの大型化が進み, 従来にない極厚の鋼板が使用され, 脆性破壊による事故が危惧されている[1]. 脆性き裂伝播停止技術は構造物にとって最後の安全性の担保であり, 脆性き裂伝播の過程の解明は極めて重要な課題にある. 劈開破壊伝播の素過程は結晶粒毎の劈開破壊とその連結にあると考えられているが, その詳細の限界条件等は不明な部分が多い. 連続体力学の観点とマイクロメカニズムのより一層の融合が必要である. また, 脆性き裂の伝播速度の上限値は Rayleigh 波の速度とされているが, 実際の脆性き裂の伝播速度は約 500~1,300m/s であり, これはき裂進展の際それに伴うブレーキ効果が働くためであると考えられている. このブレーキ効果とはファセット内の凹凸, マイクロクラック, サイドリガメント等のアレスト靱性を支配するものに関係があるとされている.

本研究では, 最も素過程単位であるフェライトの劈開ファセット一つ, あるいは結晶粒界をまたいだ劈開ファセット二つを対象にしてき裂伝播速度の観点からマイクロ散逸現象を明らかにすることを目的とする. 得られた知見は材料開発に活用する.

2. 実験

2.1 供試材

試験に用いた供試鋼の化学成分レール値 (Table 1) における Steel1 を「純鉄材」, Steel2 を「3%Si 鋼」と呼ぶことにする. 脆性き裂伝播の素過程の理解を単純にするために, 供試鋼を圧延後 1300 °C ノルマにて熱処理を実施し, 結晶粒径を粗大化させた. この 2 つの供試鋼を 1A2, 2A2 と呼び, ミクロ組織については, 1A2 は粗大粒と細粒が混在していて粒径は 200~2,000 μs であり, 2A2 は粗大粒のみで構成されていて粒径は 4000~5,000 μs である. また, スラブ (凝固まま材) からも試験片を採取し, 凝固柱状晶に平行な試験片を L, C, 45 °C 方向に採取した試験片を Q とした. 3%Si 鋼は $v\text{Trs}$ が 151 °C であることから常温で脆性破壊する.

Table 1 Chemical composition of tested material

Steel	C	Si	Mn	S	Al	O
1	0.0011	0.01	0.01	0.0005	0.012	0.0076
2	0.001	3.02	0.011	0.0004	1.88	<0.001

2.2 実験

試験片は切欠き入りの形状で厚さは 5mm のものを用いて, 引張試験と 3 点曲げ試験を, 3%Si 鋼に関しては常温で, 純鉄材に関しては -130 °C の極低温下で試験を行った. 伝播挙動に及ぼす結晶粒界の働きを観察するために, 2%ナイタルによるエッチングを行い, 粒界を析出させた.

2.2.1 高速度カメラによる伝播速度定量化

高速度カメラを用いて 3%Si 鋼の常温での脆性破壊の様子を撮影した. 伝播速度の大きい鋼材で高速度カメラによる直接観察した例は非常に珍しく, 恐らくこれまでに例を見ない. 撮影した画像 (Fig. 1) から試験片表面を走るき裂の平均速度を測定したところ約 300 m/s であり, 定常伝播部では速度極めて遅く, 粒界における遅延現象も認められなかった.

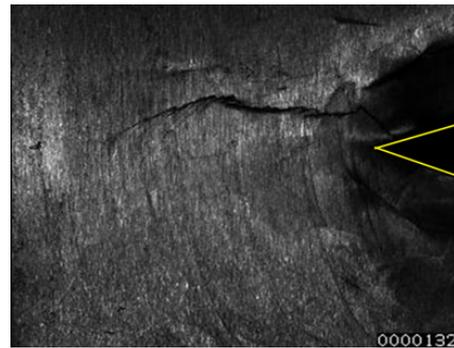


Fig. 1 Fracture photo of 2A2 in high speed camera

2.2.2 歪ゲージ法による測定

高速度カメラでは試験片表面しか観察できず, 実際にはき裂は試験片の内部を速い速度で進みその後遅れて表面にき裂が現れていると推察し, 高速度カメラによるき裂伝播速度の測定との対応状況を確認するために, 歪ゲージを用いた動的計測を行い, 目視できない試験片内部のき裂伝播速度を計測した. また, 高速度カメラによる撮影も同時に行った. 歪ゲージによる動的計測の結果,

単一結晶粒内の平均伝播速度は比較的大きく、約1,000~1,400 m/s であるが、区間に粒界がある平均伝播速度は小さいことが分かった。これにより、高速度カメラによるき裂速度の測定では、試験片内部を走るき裂の伝播速度は測ることができないことも分かった。純鉄材のき裂伝播速度は3%Si 鋼に比べて遅い結果が得られたが、その理由として、破面の凹凸が3% Si 鋼よりも大きい傾向があることと、今回用いた純鉄材は細粒が混在して区間における粒界が多くなってしまったことが挙げられる。

荷重変位曲線を基に、静的 K 値から応力拡大係数を求め、歪ゲージによる動的計測で求めたき裂伝播速度との関係をグラフ化し、粒界を含むものと含まないものを種類別にまとめた (Fig. 2)。その結果、単結晶、多結晶双方において応力拡大係数とき裂伝播速度は比例の関係にあることが分かった。

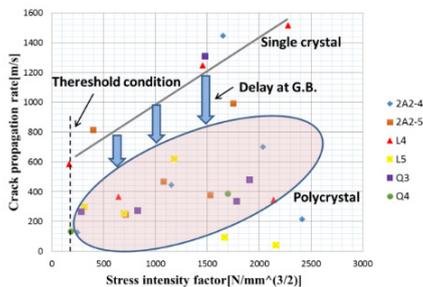


Fig. 2 Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor

2.2.3 破面観察

脆性破壊後の破面を走査型光学顕微鏡 (SEM) にて観察を行った。3%Si 鋼、純鉄材双方に双晶変形 (Fig. 3) が観察された。また、角度のある粒界が観察され、Rotation, Tilt, Twist の粒界 (Fig. 4) が観察された。Twist の粒界では、粒同士の高さの差が大きくなりすぎないように段状になっていることが観察される。



Fig. 3 Twin deformation of 3 % silicon steel

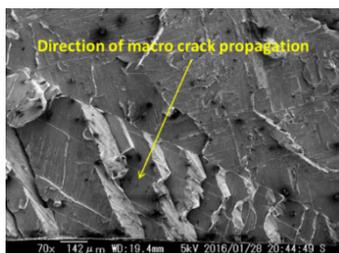


Fig. 4 Grain boundary of Twist in 3 % silicon

3. 考察

3.2 粒界における遅延時間の推定

歪ゲージにおける動的計測結果から 2A2 の一例を取り上げて結晶粒界における遅延時間を見積もると、10 μs である (Fig.5)。また、サイドリガメントの効果によるき裂前縁形状の駆動力の変化を簡易数値モデルにて計算し、Tilt, Twist の粒界における遅延時間を計算したところ、平均遅延時間は約 7.2 μs であり、良く一致していることが分かった。

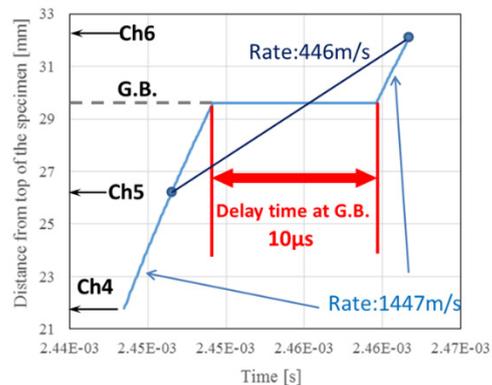


Fig. 5 Calculation of delay time at grain boundary

4. 結論と材料開発の指針

本実験で用いた粗大粒の試験片では、粒内において粒界やテアリッジ等の散逸源がないため伝播速度は非常に早いのではとの予想があったが、単結晶でもき裂伝播速度は遅い。そして応力に比例する。き裂伝播速度が遅い理由として、破面観察より粒内に双晶変形や双晶変形境界のマイクロクラック等の様々なエネルギー散逸源があることが認められた。また、樹脂材料でみられる Mirror-Mist-Huckle のように伝播速度が上がらないように、破面の凹凸を増やす等の自己制御する機構が働いている可能性があるかと推察する。しかしながら、それを司る物理法則は今のところ不明である。

脆性き裂伝播停止特性に優れた鉄鋼材料の開発という観点では、このような粒内の散逸源をできるだけ多くする方向を指向すべきである。具体的には双晶変形の促進、結晶粒界の Twist 角の上昇である。

参考文献

- [1] 久保尚重, 世界の LNG タンク動向と地上式 LNG タンクの最新技術, JHPL Vol.38, pp47-59, 2000
- [2] 上部隆男, ガラス製品の破損事故, NEW GLASS Vol.23 No.3. pp19-24, 2008