

マイクロメカニズムに立脚したパイプライン用 TMCP 鋼板の DWTT 特性予測

Prediction of DWTT properties of TMCP steel plate for pipeline based on micromechanism

東京大学 工学系研究科 システム創成学専攻 37-176356 北出 敦悠
指導教員 川畑 友弥 准教授

提出日: 2019 年 1 月 23 日

Keywords: brittle fracture, micromechanism, bainite, TMCP

1. 序論

近年、これまで石油に頼ってきたエネルギー供給の体質を改善すべく、天然ガスの生産量・消費量が世界的に増加している。天然ガスの輸送方法には、大きく分けてパイプラインによる連続輸送と、LNG タンカーによる輸送の二種類があるが、輸送手段の約 70%をパイプラインに頼っているのが現状である[1]。パイプラインプロジェクトはインフラの経済効率性の観点から、TMCP (Thermo-Mechanical Controlled Process) 法を適用し高強度化した鋼材の開発が不可欠であり、特に脆性破壊と呼ばれる、破壊が一気に進展する危険な現象に注意する必要がある。この TMCP 法は日本で 1970 年代に開発された技術であるが[2]、低コストで強度と靱性を同時に改善することが可能であることから世界中に広まっている。

パイプライン用鋼材の性能を判断する基準として、DWTT (Drop Weight Tear Test) 試験における延性破面率がある。一般には、 -10°C 環境下にて延性破面率が 85%以上、つまり 85%SATT=延性破面率が 85%になる温度が -10°C 以下であることが必要な要求性能であるとされている。この DWTT 試験は、様々な圧延条件によって製造された TMCP 鋼全てにおいて破壊特性試験を実施することは時間的・経済的に困難であり、この試験結果を高精度に予測するツールが開発できれば、さらなる低コスト材料あるいは高性能鋼の開発に当たって画期的なものとなるだろう。

本研究の目的は、TMCP 圧延条件から、破壊靱性値である 85%SATT 値を予測する一貫通貫したモデルの構築である。

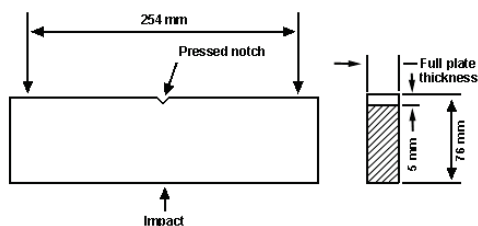


Fig.1 Configuration of DWTT test specimen [3]

2. 供試材作成

本研究では、実機圧延材ではなく、ラボ圧延機を用いて供試材を製造した。本研究では代表的と思われる条件を 4 種類選定し、4 種の TMCP 鋼を製作した。圧延条件のパラメーターは最終圧延前温度と圧下率である。Table 1 に圧延条件のパラメーターをまとめた。ここで、700-50 というのは、 700°C にて 50%圧延を行ったという意味であり、今後はこのような呼称を用いることにする。Fig.1 に供試材の EBSD 観察結果を示す。これまで多く研究対象とされてきたフェライト鋼のような単純な組織ではなく、同一方位領域が入り組んだ複雑な金属組織を有していることが判る。また、図中に黒色で示した MA が脆化因子として働くことが知られている。

Table 1 Material used and meaning of mark

Finishing temperature [$^{\circ}\text{C}$]	Rolling ratio	
	50%	75%
700	700-50	700-75
850	850-50	850-75

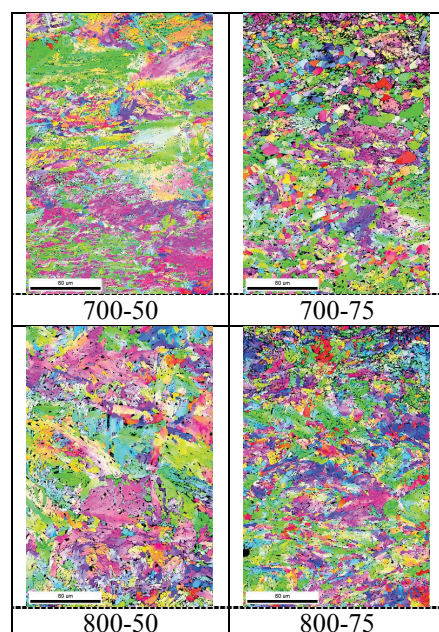


Fig.2 EBSD results (IPF+CI>0.3) of material used

なお、実際の圧延試験時、700-50 条件は冷却速度をうまく制御できず、冷却停止温度が目標を大きく下回ってしまったため、本研究の狙いであるベイナイト組織を作ることが出来ず論文では多くの部分で議論から省かざるを得なかった。

本研究では実際に圧延した TMCP 鋼の DWTT 試験を実施し、まずは試験結果を実験的に求めることとした。Table 2 に靱性値として用いられる 85%SATT 値をまとめた。一般に 75%圧下材の方が、結晶の細粒化が進み、靱性値は向上すると言われており、本実験の結果もその知見のとおり、高圧下率材は良好な特性を示した。最終目標は各圧延条件におけるこの値を予測するモデルの構築である。

Table 2 85%SATT value of DWTT test

Mark	85%SATT [°C]
700-50	45.22
700-75	-6.09
850-50	41.56
850-75	-13.13

また、各試験材における破壊靱性値を予測するにあたり、マイクロ組織の詳細キャラクターゼーションは必要不可欠である。そこで、各試験材の DWTT 試験の残材から試験片を切り出し、アルゴンイオンによる CP 研磨を行った後、EBSD 観察を行った。こうして取得した圧延条件ごとの有効結晶粒径分布（方位差 15° 以上で定義）、MA サイズ分布をそれぞれ Fig.3、Fig.4 に示す。

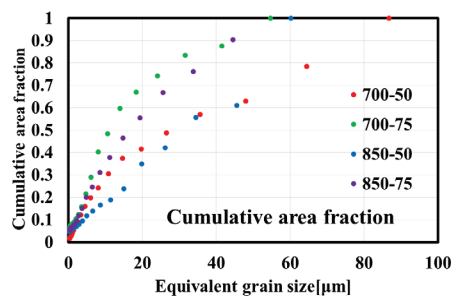


Fig.3 Difference of effective grain size distribution by rolling conditions

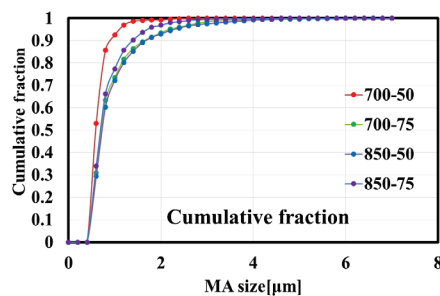


Fig.4 Difference of MA size distribution by rolling conditions

結晶粒径サイズについては、75%圧下材の方がより圧延されるため粒径が小さくなるという傾向が確認できた。MA サイズについては、700-50 材のみが明らかに小さな数値となったが、これはやはり冷却速度が予定よりも大幅に速くなってしまったために、組織がマルテンサイト変態を起こしてしまった証拠であると考えられる。一般にマルテンサイト組織では、MA のような脆化相は析出されない。この結果より、次節以降では、700-50 材については考慮に含めず、他の 3 条件について考察を進めることとする。

3. 直接観察による脆性破壊マイクロメカニズムの解明

TMCP 鋼における脆性破壊発生メカニズムを特定するべく、破壊起点部に関するより詳細な情報を入手するため、Fig.5 に示す W ノッチ試験を実施し、実験に使用した試験片を用いて追い込み研磨、EBSD 観察を行うことにした。W ノッチ試験において、2つの切り欠きのうち、未破断で除荷されたノッチ面には、今にも破壊が起ころうとしたであろう破壊起点の跡が残っているはずである。そこで、その破壊寸前の起点部を観察するため、破断しなかった面に対して、疲労試験機を用いて疲労破壊による破面出しを行った。疲労破面にすることによって、脆性破面と容易に区別でき、破面観察時に破壊寸前の起点位置の特定が容易になる (Fig.6)。

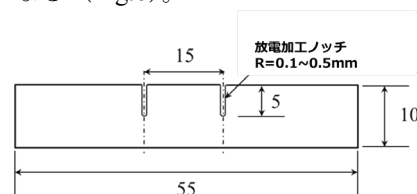


Fig.5 Configuration of W-notched specimen

比較的高温かつ延性亀裂が発生せず直接脆性破壊が発生する温度においては、非破断側に孤立したへき開ファセットが多く観察された。Fig.7 には 850-50 材を 0°C で試験した疲労破面の例を示すが、図中 C 位置に示すような破壊起点らしきへき開ファセットが明瞭に観察された。この起点位置の組織情報を明確にするため、矢印に示すような方向から追い込み研磨を実施したのち、FIB(Focus ion beam)加工によって表面をさらに研磨し EBSD 観察可能な表面に仕上げた。慎重に作製した起点部を含む鏡面観察面に対し、EBSD 解析を行った。Fig.8 に代表的な解析結果を示す。起点部領域は Fig.3 の有効結晶粒径分布と照らし合わせて考慮しても巨大な結晶粒に含まれていることが判る (Fig.8(a))。さらに起点部を拡大してみると IQ 値が低い、MA 組織に沿っているこ

とが確認できた (Fig.8(b)). また、(1)式の定義による GROD (Fig.8(c), Fig.9) を整理すると起点部近傍はラス単位で方位が僅かに異なっている領域であることがわかった。転位が左方向から蓄積した結果、起点付近にひずみが蓄積しラス単位で回転するように変形を担っているのだと解釈できる。

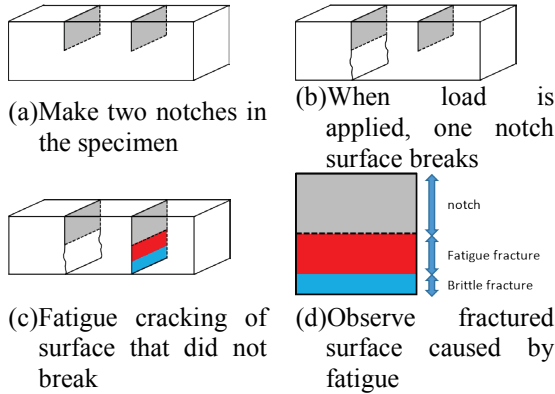


Fig.6 Schematic diagram of identification of brittle fracture trigger point

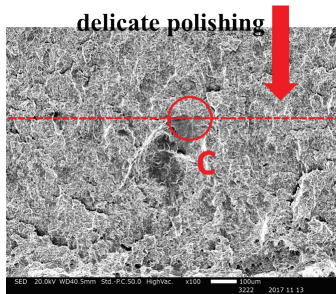


Fig. 7 Observation of trigger point (850-50-0°C)

$$\text{GROD} = \alpha_i - \alpha_{\text{reference}} \quad (4.1)$$

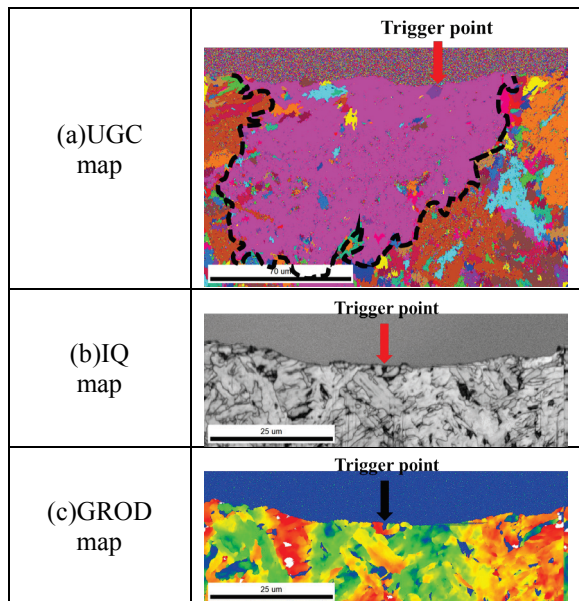


Fig. 8 EBSD analysis results for trigger position

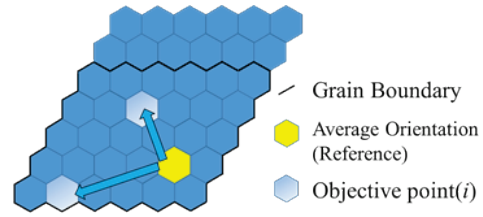


Fig.9 Principle of GROD map

4. 模擬圧延実験(サーメックマスター試験)による圧延条件とマイクロ組織関係の定式化

前章に示した詳細な起点観察により TMCP 鋼においても脆化相の大きさだけでなく、結晶粒径が破壊起点を決定付ける大きな因子になっていることを示している。さらに定量的な粒径分布・脆化相サイズ分布について製造条件の与える影響を調査するため、ここでは加工条件とサーメックマスター試験によって系統的な検討を行った。ここでは結果のみを示す。圧下率および圧延温度条件によりマイクロ組織因子を推定することが可能な統計的関係を得ることができた。

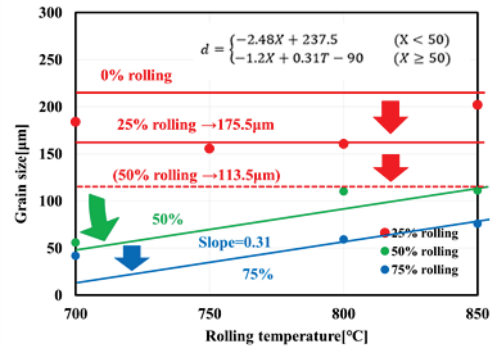


Fig.10 Proposed estimation formula for effective grain size

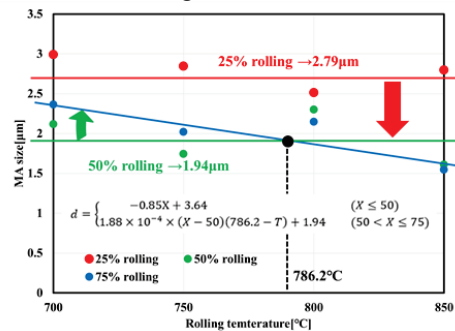


Fig.11 Proposed estimation formula for MA size

5. 破壊靱性値予測モデルの構築

破壊靱性値を求めるにあたり最も重要な値が脆性破壊の限界応力値である。この値を推定する定式化を行うにあたり、各圧延材における限界応力値を別途実験より求め、答え合わせをする必要がある。そこで本研究では、3章にて行った W ノッチ試験における脆性破壊発生時の実験データ

を用い、有限要素法 (FEM) を用いた解析結果と照らし合わせて各サンプルの限界応力値を特定することにした。Fig.12 に FEM 解析モデルを、Table3 に限界破壊応力の定量評価結果を示す。値は多少のバラツキを含むものの平均値として示してある。これは DWTT 試験における脆性亀裂伝播特性を推定することを目的にするため、発生特性の平均的な値が継続的に適用できるとの考えに基づくものである。

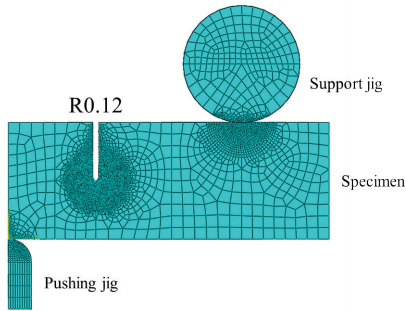


Fig.12 FEM analysis model

Table 3 Averaged local critical stress

mark	700-50	700-75	850-50	850-75
Critical stress[MPa]	(1935)	2051	1785	2015

転位のピルアップ効果を定式化したものとして、一定の支持を得ているものに、第2章で示したような Petch[4]の式 (式(2)(3)) がある。この定式化はフェライト・セメンタイト鋼におけるものであり、ベイナイト鋼においては、おおまかな骨組みは利用できる可能性が高いが、 k_y や γ_p といった値に関する物理的な議論については本研究では言及していない。本研究では、これら2つを合わせこみパラメーターとして用いることで、ベイナイト鋼における脆性破壊限界応力の出力モデルを構築した。

Fig.13 に最小二乗法によって合わせこんだ $k_y=23.64[\text{N}/\text{m}^{(3/2)}]$, $\gamma_p=46.6[\text{J}/\text{m}^2]$ を用いて算出した限界応力値と W ノッチ試験による脆性破壊の再現と平行して実施した FEM 解析を組み合わせて実験によって求めた限界応力値との関係をグラフにしたものを示す。

$$\sigma_r = \begin{cases} \frac{4E\gamma_p d^{-\frac{1}{2}}}{(1 + \frac{1}{\sqrt{2}})(1 - \nu^2)k_y}, & (c < c_c) \\ \left(\frac{4E\gamma_p}{\pi(1 - \nu^2)c} - \frac{k_y^2 d}{8\pi^2 c^2} \right)^{-\frac{1}{2}} - \frac{k_y d^{-\frac{1}{2}}}{2\sqrt{2}\pi c}, & (c \geq c_c) \end{cases} \quad (2)$$

$$c_c = \frac{(1 + \frac{1}{\sqrt{2}})(1 - \nu^2)k_y^2 d}{8\pi E\gamma_p} \quad (3)$$

また、別途実施した降伏応力予測を併せ、さら

にこの限界条件を用い、塑性変形領域の応力分布を HRR 解で表せることを仮定し、本研究で新たに検討した無次元破壊靱性指標 S (式(4)) を用いることにより、DWTT 試験の主要指標である 85%SATT を精度良く予測することが可能となった (Fig.14)。

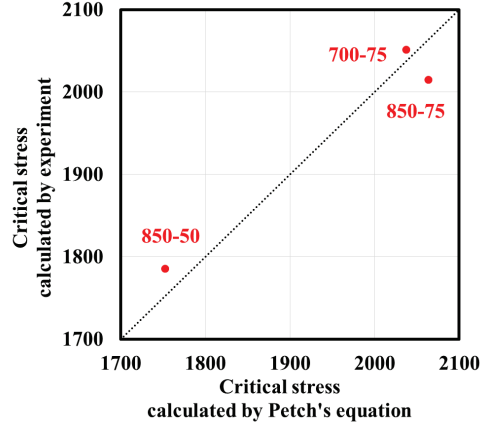


Fig.13 Estimated results of critical stress

$$S = \frac{\sigma_{ij}}{\sigma_Y \left(1 - \frac{2}{N+1}\right)} = \frac{\sigma_{ij}}{\sigma_Y \left(1 - \frac{2}{9.26+1}\right)} = \frac{\sigma_{ij}}{\sigma_Y^{0.81}} \quad (4)$$

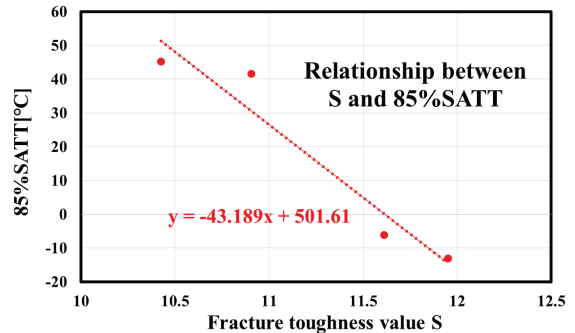


Fig.14 Estimation of 85%SATT for TMCP steel

6. まとめ

本研究では、上記のような多くの課題を残しつつも、TMCP 圧延条件からパイプライン用鋼の破壊靱性規格である 85%SATT 値を求める一貫通貫したモデルの構築に成功し、これは材質予測ツールの開発という分野で大きな進歩を上げることが出来たと考える。本研究が、今後のパイプライン用鋼開発や製鉄設備設計に大きく貢献する一役を担えることを信じて願うばかりである。

参考文献

- [1] IEA. Key world energy statistics, 2015
- [2] Endo, Development of TMCP and High performance Steel in JFE Steel, JFE, 2014
- [3] American Petroleum Institute, API Recommended Practice 5L3, 2013., Drop-Weight Tear Tests on Line Pipe
- [4] Petch N. The influence of grain boundary carbide and grain size on the cleavage strength and impact transition temperature of steel. Acta Metallurgica 1986; 34: 1387-1393