

技術解説

パーライト鋼における脆性-延性遷移挙動

Prospect of One Shot Welding with Large Joint
Cross-section九州大学大学院工学研究院
材料工学部門
准教授博士(工学) 田中 将己
Masaki Tanaka

1. 緒言

大量生産される鉄鋼材料の中で最も強度が高いのはパーライト鋼を伸線加工によって強化した高炭素鋼線である。高炭素鋼線はバネ、橋梁用鋼線、ワイヤロープ、タイヤ補強用スチールコードなど広範囲に使用され、工業的に重要な地位を占めている。高炭素鋼線は古くから研究されているが近年の高強度化の進展は目覚ましく、引張強度が 6GPa にも達するスチールコードが開発されている¹⁾。この様にパーライト鋼は、鉄鋼材料の極限強度の追求という観点から学術的にも大変興味深い。

パーライト組織についてはこれまで多くの研究がなされており、階層的な構造を有していることが明らかとなっている²⁾。まず組織の最小単位は延性的なフェライトと固く脆性的なセメンタイトが層状に配列したラメラ組織である。次にセメンタイトラメラ方向が揃った領域のコロニー、フェライトがほぼ同じの結晶方位を有するコロニーの集合体であるブロック⁴⁾から構成されている。これらのミクロな内部組織と材料の力学特性には密接な関係があり、さらなる高強度・高延性を有する構造用鋼の開発において、その塑性変形挙動に与える材料組織学的因子の影響を明確にすることは極めて重要である。

ところで、脆性-延性遷移 (brittle-to-ductile transition: BDT) 挙動は、鋼の最も重要な力学特性の一つである。St. John³⁾はモデル材料としてシリコン単結晶を用いた研究において、BDT 温度には強い歪速度依存性があり、それらの間にはアレニウス型の関係式が成り立つことを示した。即ち、BDT 温度を T_{BDT} 、ボルツマン定数を k とすると歪速度

は次式で与えられることを明らかにした。

$$\dot{\epsilon} = \epsilon_0 \exp\left(-\frac{G}{kT_{BDT}}\right) \quad (1)$$

ここで、 G は BDT 挙動を律速している素過程の活性化エネルギーである。この値が、BDT 温度近傍での転位移動の活性化エネルギーの値とほぼ等しいことから、BDT 挙動は転位の移動律速であると考えられている。これらの研究は始め単結晶を主に用いて行われてきたが⁴⁻⁷⁾、近年は、多結晶 bcc 単相金属への展開が進められている⁸⁻¹¹⁾。そのような中で本稿では、フェライト-セメンタイト二相組織を持つパーライト鋼における BDT 挙動の特徴について解説する^{12, 13)}。

2. 実験方法

供試材は SWRS92A5. 5φ 丸棒供試材の化学組成を表 1 に示す。この供試材を 1000°C で熱間圧延を行ったのち、衝風冷却方式を用い、冷却速度約 20°C/sec でパーライト単一組織を得た。次にこの丸棒から 1.2 x 0.8 x 20mm³ の試験片を切りだし、計装化衝撃試験機を用いて衝撃吸収エネルギーの温度依存性を測定した。なお、吸収エネルギーの歪速度依存性を明らかにするため、0.0033、0.033、0.33、3.3 m/s の各ブレード速度で吸収エネルギーの温度依存性を測定した。

3. 結果及び考察

図 1A、B に熱間圧延まま材、および相当塑性歪 0.74 まで伸線させた試料を L 断面より観察した SEM 像を示す。何れの試料も典型的なラメラ組織を示してい

ることが分かる。図1Aで示すように、パテンティングまま材ではコロニーは均一に分布し、伸線加工により伸線方向(図1Y 方向)にラメラが配向することが分かる。図1C、D に<110>極点図を示すが、伸線によりコロニーの<110>集合度が上昇し α ファイバが発達していることが分かる。この集合組織が脆性-延性遷移挙動に与える影響を排除するため、熱間圧延まま材を用いて以下実験を行った。

図2A、Bに EBSD により取得したL断面の方位マップ及び粒マップを示す。方位マップより、コロニーの結晶方位はランダムに分布していることが分かる。また、粒マップにおいて異なる粒として認識させるための閾値を15度とすると、平均コロニーサイズは26 μm であった。

図3にブレードスピードが 0.2、2、20、200

m/min における衝撃吸収エネルギーの温度依存性を示す。図より何れのブレード速度に於いても、吸収エネルギーは温度に対して単調に増加するのでは無く、狭い温度域で一端上昇する。その後温度依存性が消失するが、更に試験温度を上昇させると再び上昇を始め、二段のステップを経て上昇していることが分かる。初めに吸収エネルギーが上昇し始める温度はブレード速度によって異なるが、およそ 100 K-200 K の間にあり、そこでは 20 kJ/m²程度の吸収エネルギーの上昇が見られる。その後、250 K 付近で再び吸収エネルギーは上昇した。

ここで最初の吸収エネルギーの上昇を第一遷移温度領域、二回目の上昇を第二遷移温度領域とここでは定義し、第一遷移温度領域以下の低い吸収エネルギーを示す領域をパーライト鋼における下柵部、第一遷

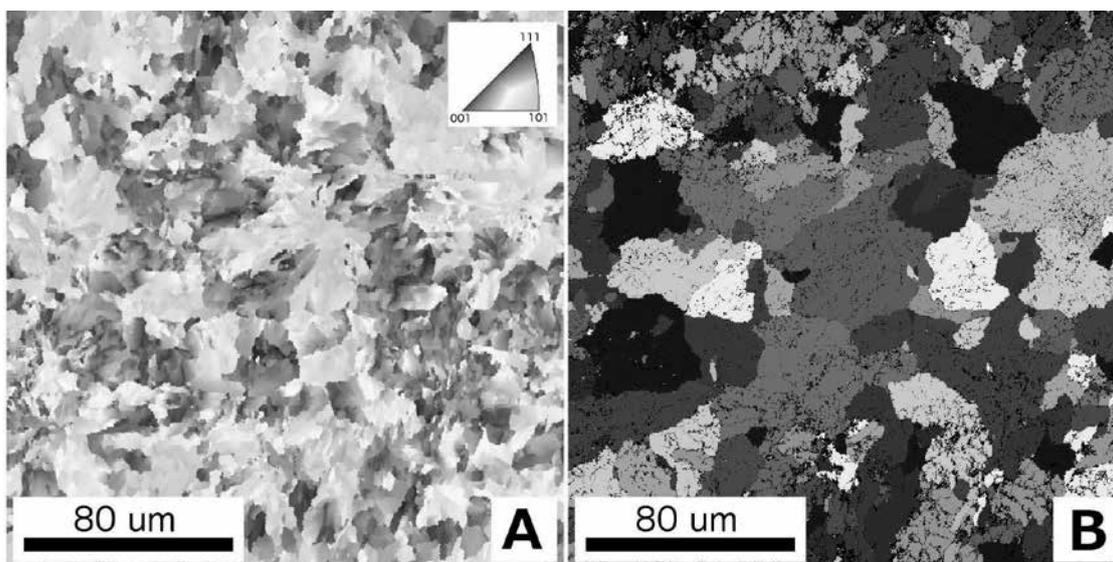


図2 A:L断面方位マップ, B: 粒マップ (方位差15度以上)

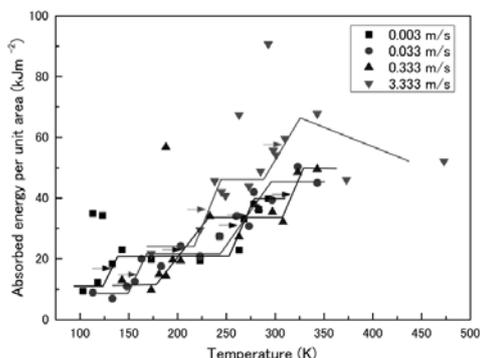


図3 吸収エネルギーの温度依存性¹³⁾

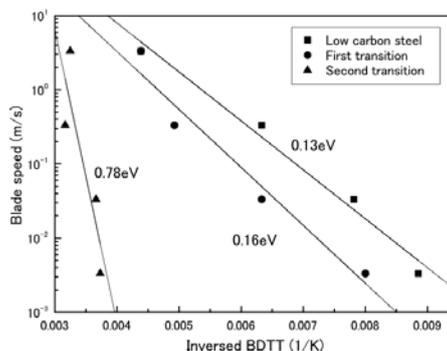


図4 アレニウスプロット¹³⁾

移温度領域と第二遷移温度領域の中間領域を中棚部、第二遷移温度領域上を上棚部とする。

先に述べたように、BDT 温度の変形速度依存性から求まる活性化エネルギーは、BDT 温度近傍での転位移動の活性化エネルギーとほぼ等しい。従って、ここでみられる二段遷移現象は、それぞれフェライト、セメントタイト中の転位運動に関係していることが予想される。そこで次に、第一遷移温度領域、第二遷移温度領域の中間点をそれぞれ第一遷移温度、第二遷移温度として、それらの変形速度依存性から活性化エネルギーを実測した。図4にブレード速度の対数と遷移温度の逆数の関係を示す。ここでは比較のために低炭素鋼で同様の実験を行った結果もあわせて示している。まず、第一遷移温度のブレード速度の対数に対する傾きは低炭素鋼における結果から得られた傾きとほぼ等しく、活性化エネルギーの値は 0.13 eV であった。このことは、下棚部から中棚部への吸収エネルギーの上昇はフェライトの塑性変形が律速していることを示している。次に、第二遷移温度から得られた傾きから求まる活性化エネルギーの値は 0.78 eV となり、第一遷移温度の歪速度依存性から求まる活性化エネルギーと比べてかなり大

きいことが分かる。これは第二遷移温度を律速している熱活性過程がフェライト中の転位運動とくらべて極めて高いポテンシャルを乗り越える過程である事を示している。そこで、ここで見られた第二遷移温度はセメントタイトの塑性変形が律速していると考え、以下に考察を行った。

図5にブレード速度 20m/min で試験を行った試料の下棚部(173K)、中棚部(233K)、上棚部(343K)における破面の SEM 像を示す。下棚部、中棚部における破面単位は $20\mu\text{m}$ ~ $50\mu\text{m}$ でありブロックサイズと良く対応している。また、破面には明瞭なリバーパターンが見られ、フェライト鋼の劈開面である $\{001\}$ 面で劈開破壊を起こしたことが分かる。一方上棚部における破面は下棚部、中棚部で見られるようなリバーパターンは見られず、明瞭なディンプルでは無いものの延性的な破面が見られた。また破面には 500nm 程度の微細な凹凸が見られ、その大きさはラメラ間隔のおよそ 5 倍程度である。先に述べたように、第二遷移温度はセメントタイトの塑性変形に支配されると考えられるため、破断後の試料の側面を観察しクラックの進展挙動を解析した。

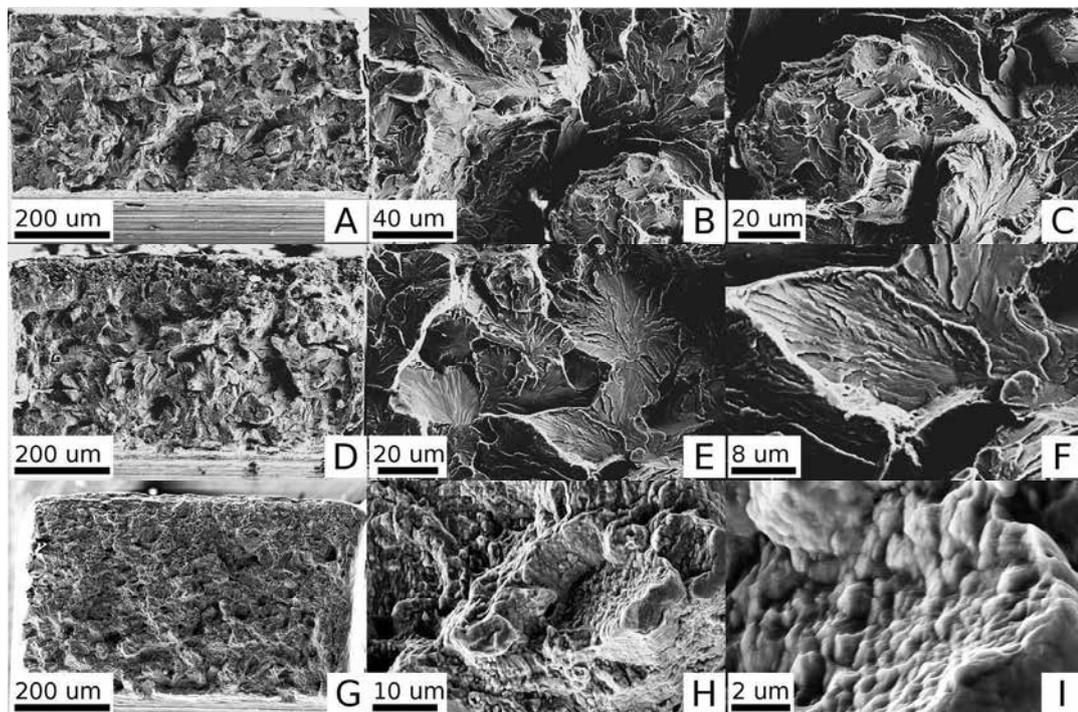


図5 破断後の破面 SEM 像. A, B, C: 下棚部(173K), D, E, F: 中棚部(233K), G, H, I: 上棚部(343K) ¹³⁾

図6に下棚部、中棚部、上棚部における試料側面の SEM 像を示す。図6B、Dより、下棚部、中棚部では試料側面にメインクラックとそれから分岐したマイクロクラックが見られた。マイクロクラックはセメンタイトラメラを分断して進展しており、これらの変形温度域ではセメンタイトは脆性的に破断することを示している。これは、図5A、D で示した様に下棚部、中棚部で脆性破面が見られたことに良く対応している。一方、図6E、Fで示すように上棚部では試料側面にマイクロクラックは観察されず、代わりに矢印で示した領域にセメンタイトを貫通する微小な剪断帯が見られた。これらの剪断帯

は、パーライト鋼を引張変形した際、引張軸とラメラ方向が平行な領域でも見られている¹⁴⁾。

以上の実験事実と、下棚部、中棚部は第二遷移温度よりも低温であるという事実は、第二遷移温度は温度上昇に伴うセメンタイトの変形に大きく関連していることを示している。セメンタイトは単体では通常高温でなければ変形しないため、転位運動の活性化エネルギーが高いことが推察され、図4で見られた高い活性化エネルギーと良く対応している。

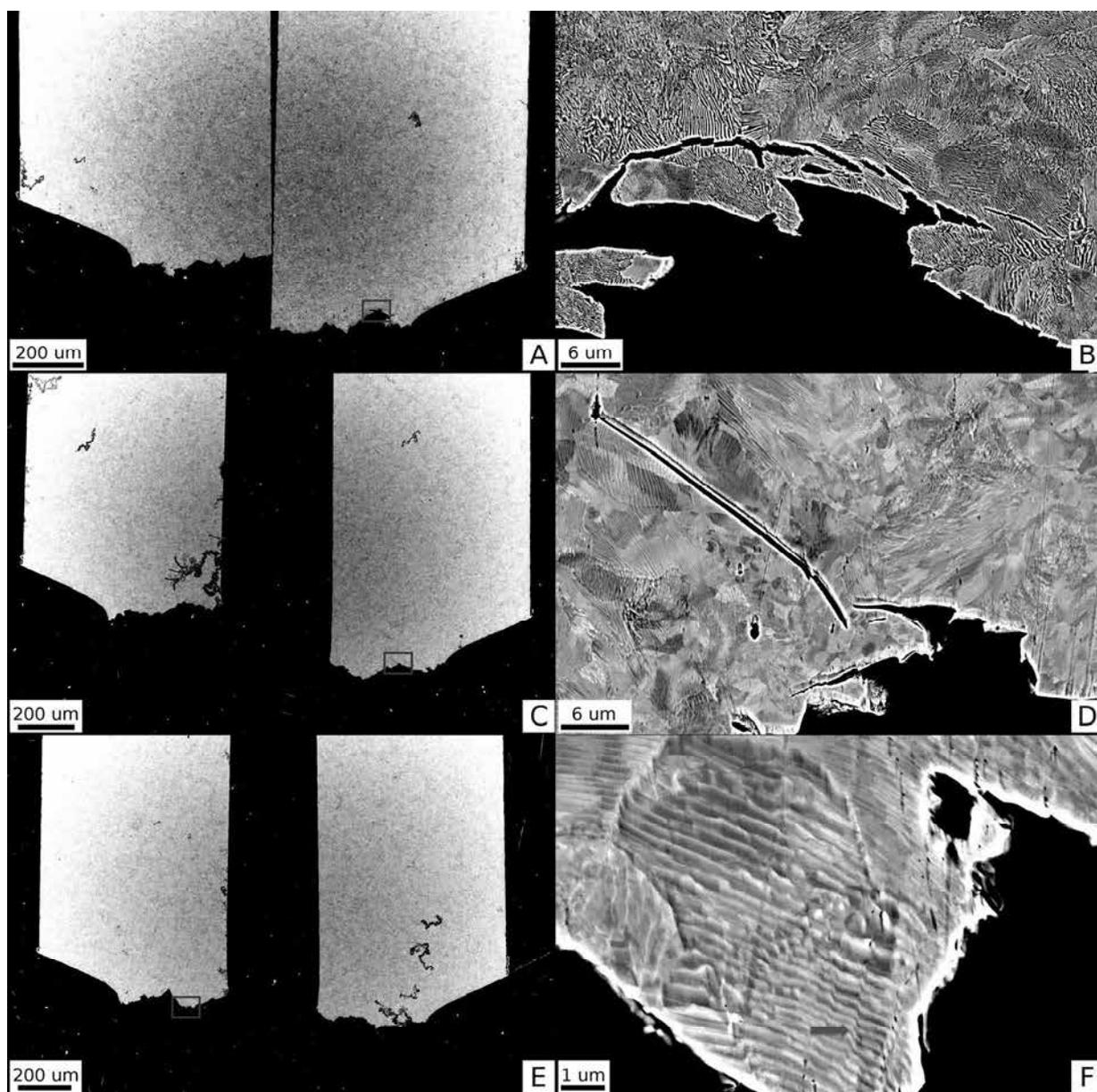


図6 破断後の試料側面 SEM 像。A, B: 下棚部, C, D: 中棚部, E, F: 上棚部。B, D, Fはそれぞれ A, C, E中の赤枠の拡大像¹³⁾。

4. おわりに

パーライト鋼の脆性-延性遷移挙動はフェライト単相鋼では見られない、特殊な二段階遷移現象を示す事が明らかとなった。これは、同一歪速度の条件下において、フェライトとセメントイトで塑性変形可能な最低温度が異なる事に起因すると考えられるが、詳細は今後の課題である。

参考文献

- 1) Y.J. Li, P. Choi, C. Borchers, S. Westerkamp, S. Goto, D. Raabe and R. Kirchheim: *Acta Mater.* **59** (2011), 3965.
- 2) 高橋稔彦, 南雲道彦, 浅野巖之: *日本金属学会誌* **42** (1978), 716.
- 3) C. St. John: *Philos. Mag.* **32** (1975), 1193.
- 4) P.B. Hirsch and S.G. Roberts: *Philos. Mag. A* **64** (1991), 55.
- 5) H.S. Kim and S. Roberts: *Journal of the American Ceramic Society* **77** (1994), 3099.
- 6) P. Gumbsch, J. Riedle, A. Hartmaier and H.F. Fischmeister: *Science* **282** (1998), 1293.
- 7) M. Tanaka, E. Tarleton and S.G. Roberts: *Acta Mater.* **56** (2008), 5123.
- 8) A. Giannattasio and S.G. Roberts: *Philos. Mag.* **87** (2007), 2589.
- 9) M. Tanaka, T. Onomoto, C. Furusho, T. Tsuchiyama and K. Higashida: *ISIJ Int.* **54** (2014), 1735.
- 10) M. Tanaka, S. Takano and K. Higashida: *Mater. Trans.* **54** (2013), 1624.
- 11) 前野圭輝, 田中將己, 吉村信幸, 白幡浩幸, 潮田浩作, 東田賢二: *鉄と鋼* **98** (2012), 667.
- 12) T. Sirithanakorn, M. Tanaka and K. Higashida: *Adv. Mater. Res.* **922** (2014), 706.
- 13) T. Sirithanakorn, M. Tanaka and K. Higashida: *Mater. Sci. Eng. A* **611** (2014), 383.
- 14) M. Tanaka, Y. Yoshimi, K. Higashida, T. Shimokawa and T. Ohashi: *Mater. Sci. Eng., A* **590** (2014), 37.