

【ミニ特集】超強加工により形成する組織写真集-15 現場で生じる超強加工により形成する組織

パーライトレール頭頂面に観察される白色層とその生成メカニズム

Microstructural Features and Formation Mechanism of White Etching Layer Observed on the Wheel/Rail Contact Surface of Pearlitic Steel Rail

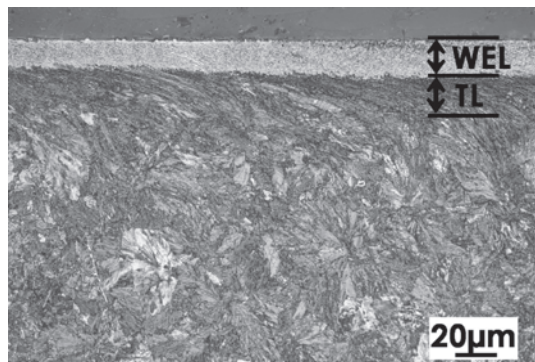
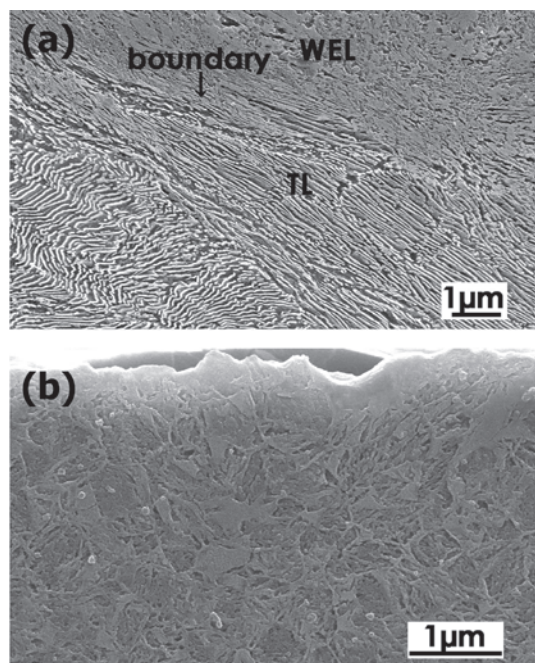
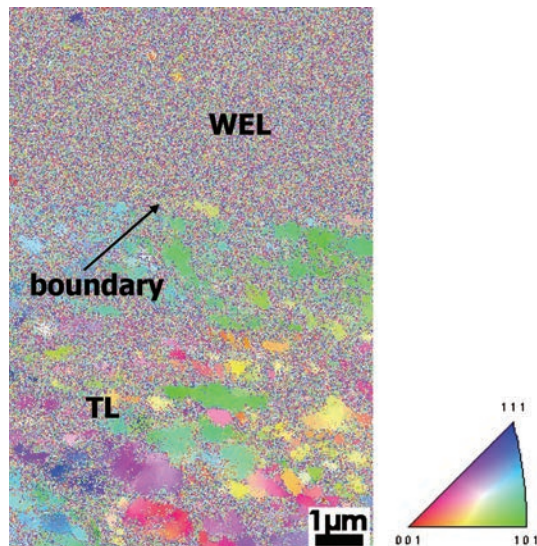
三田尾 眞司*¹、本庄 稔*¹、H.W. Zhang*²、大崎 智*³、宝野 和博*^{2,4}

Fig.1 Optical micrograph of WEL formed on the wheel/rail contact surface of pearlitic steel rail

Fig.2 SEM images of WEL
(a) Near the TL/WEL boundaries
(b) WEL near the topmost surface

鉄道用パーライトレールの頭頂面（車輪との接触面）において、白色層（WEL：White Etching Layer）と呼ばれる硬化組織が形成されることが知られている¹⁻⁹。WELの生成は、厚さ50μm程度以下であれば、耐摩耗性に対して有利であるとの見方がある一方で¹⁰⁻¹²、レール表面における亀裂の発生に関して悪影響が大きいとする見方も多い^{1-8,14}。

Fig.1に、北米における鉄道の曲線部において使用されたレール（0.83% C-1.2% Mn 鋼）の頭頂面に形成されたWELの光学顕微鏡組織の例を示す。観察面は、長手方向に対して垂直断面である。表層約20μmが、ナイタールによるエッチングでは腐食されない組織で覆われている。WELに隣接するパーライト組織は剪断変形を受け、ラメラの

Fig.3 Crystallographic orientation maps by EBSD
(a) Near the TL/WEL boundaries
(b) WEL near the topmost surface

配向が生じているのが認められる。この領域を遷移域（TL：Transition Layer）と呼ぶことにする。

WELの金属組織学的な特徴と生成メカニズムについては、電子顕微鏡をはじめとする物理解析機器の発達に伴い、特に、2000年以降、多くの観察結果が報告され、議論されている¹²⁻¹⁷。WELは基本的にマルテンサイトと同様の特性を有する。セメンタイトはほとんど存在せず、ほぼ固溶C量に応じたマルテンサイト相当の硬さ（ビッカース硬さ（HV）：800～1200HV程度）を示す。その生成については、主に、①熱的な逆変態を伴うマルテンサイト変態、②強加工によるセメンタイトの溶解を伴う高強度ナノ組織の形成の2つのメカニズムが提案されている。

母材（0.83% C-1.2% Mn 鋼、初期硬さ：410HV）から、TL、WEL最表層へかけての硬さ分布の測定結果¹⁶によると、TLにおいては加工硬化によって概ね500HVまでの硬さ上昇が認められる程度であるが、TL/WEL境界において急激に硬さが上昇し、1000HV程度の高硬度に達する。さらに最外表面に向かうにつれ、硬さはやや低下する傾向を示し、最外表面の極近傍では、850HV程度となる。

TL/WEL境界部のSEM像をFig.2 (a)に示す。観察面は、長手方向に対して垂直断面である。TLは剪断変形を受け、ラメラの配向が生じ、また、特に剪断方向に対して大きな角度を有するラメラにおいては湾曲や分断が認められる。TL/WEL境界は確認できるが、この観察例では、光学顕微鏡組織や硬さ分布の結果から想起されるような明確な境界ではなく、WELにおいても、若干、パーライト的な組織形態が残されているように見受けられる。Fig.2 (b)は、最外表面近傍のWELのSEM像であり、パーライトとは明らかに異なる組織形態を呈している。

Fig.3は、TL/WEL境界部近傍のα（フェライト）に関するEBSD結晶方位マップである。TLは、パーライト・ブロックが変形により分断して生成したと考えられる比較的微細な等軸粒状の領域と、それ以外の不明瞭な領域から成る。WELは、ほぼ全面が不明瞭なイメージで覆われ

*1 JFE スチール（株） スチール研究所 厚板・形鋼研究部

*2 （独）物質・材料研究機構

*3 筑波大学大学院数理物質科学研究科（現（株）日本製鋼所）

*4 筑波大学大学院数理物質科学研究科

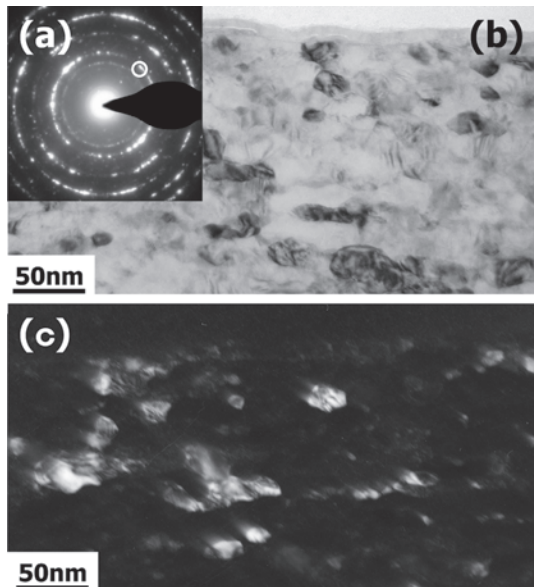


Fig.4 Thin foil image of WEL near the topmost surface :
(a) Diffraction pattern (b) Bright field image (c) Dark field image

ている。この部分には、強加工を受けた結果、パーライト中のセメンタイト (θ) が薄化・分断、溶解しながら、 α の転位密度上昇と微細セル組織形成によって生じた、ナノ組織 (ナノ・マルテンサイト組織¹⁸⁾ など) も含まれると考えられる^{13,15)}。

Fig.4 に、最外表面近傍の WEL から採取した薄膜の TEM 観察例を示す。電子線回折パターンには、 θ に対応するスポットも認められるが、ほぼ全面が粒径 20 ~ 30nm 程度の極めて微細なナノ α 組織で覆われていることがわかる。

Fig.5 (a) は、塑性変形の影響を受けていないパーライトに対する、フィールド・イオン顕微鏡 (FIM) 像、C の分布を示す 3 次元アトムプロープ (3DAP) マップと、3DAP マップ中の黒枠で囲った領域における C の濃度プロファイルである。 θ と α に対応して、C 濃度に明確な差が認められ、 θ に対応する部分からは化学量論組成 (25at.%) の C が検出される。

Fig.5 (b) は、TL/WEL 境界近傍の WEL に対する FIM 像、C の分布を示す 3DAP マップと、C の濃度プロファイルである。Fig.5 (a) ほど明確ではないが、C 濃度に分布が認められる (図中矢印で C 濃度の高い部分を示す)。但し、C 濃度の高い部分でも高々 10at.% 程度であって、 θ の化学量論組成より明らかに低い。また、Danoix ら¹⁹⁾、Scott ら¹⁷⁾ による報告と同様、C 濃度の高い領域から低い領域にかけて C 量がなだらかに減少しており、 θ が溶解し、 α 中に C が過飽和に固溶していく状況を示唆している。 θ / α 間の元素の分布がより一様になる結果として耐食性が向上し、白色層として現出するものと考えられる¹⁶⁾。

このように、TL/WEL 境界において、パーライトから急激にマルテンサイトの組織に変化するとは限らず、また、一言で WEL といっても、その組織形態や元素の分布は一様ではない。他方、レールと車輪の接触によって表面が到達し得る温度に関する数学的な解析の結果、表面 80 μ m 以下の領域において 450 ~ 500°C を超えることは通常考えられないとの報告²¹⁾ もあり、WEL が一般的に熱的な逆変態の後にマルテンサイト変態して生成するものとは考えにくい。ここで観察された WEL も、Ivanisenko ら²⁰⁾ によって提案されているメカニズムと同様、車輪との接触により、レール表面近傍が極めて強い剪断変形を受け、ラメラの配向、 θ の展伸・薄化・溶解、 α の転位密度上昇と微細セル組織形成を伴いながら、 α に多量の過飽和 C が固溶したことによって生成したものと考えられる。

但し、WEL の X 線回折を行うと、しばしば、オーステナイト (γ) に対応するピークが検出される^{9,14,16)}。このことは、熱的に γ に逆変態した後にマルテンサイトになったことを示す傍証とも考えられるが、最近、温度上昇を抑えた HPT (High Pressure Torsion) を用いた実験により、1) ナノ組織であること、2) 過飽和の C が多量に固溶していること、

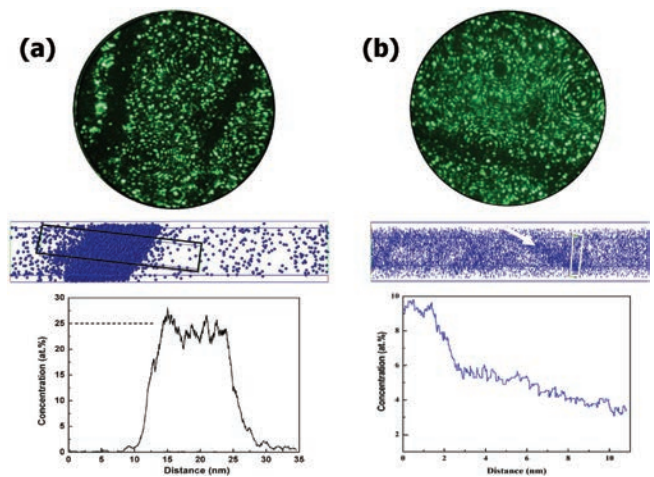


Fig.5 Ne field ion images, 3DAP maps showing distribution of carbon, and carbon profiles calculated from the selected region in the 3DAP maps
(a) Undeformed pearlite (b) WEL near the TL/WEL boundaries

3) 剪断による強加工を加えること、の条件下で、剪断的に $\alpha \rightarrow \gamma$ に変態することが示されており²²⁾、必ずしも熱的な逆変態を伴わなくても γ が生成する可能性がある。今後の研究の進展が期待される。

参考文献

- 1) T.S. Eyr and A. Baxter : Tribol. Int., 5 (1972), 256.
- 2) D.M. Turley : Mat. Sci. Eng., A19 (1975), 79.
- 3) P. Clayton and M.B.P. Allery : Can. Metall. Q., 21 (1982), 31.
- 4) 石田誠 : ふえらむ, 13 (2008), 521.
- 5) V. Dikshit, P. Clayton and D. Christensen : Wear, 144 (1991), 89.
- 6) G.J. Moyar and D.H. Stone, Wear, 144 (1991), 117.
- 7) H.G. Feller and K. Walf : Wear, 144 (1991), 153.
- 8) G. Baumann, H.J. Fecht and S. Liebelt : Wear, 191 (1996), 133.
- 9) S.B. Newcomb and W.M. Stobbs : Mat. Sci. Eng., 66 (1984), 195.
- 10) 上田正治, 内野耕一, 瀬沼武秀 : 鉄と鋼, 87 (2001), 190.
- 11) 上田正治, 内野耕一, 松下公一郎, 小林玲 : 新日鉄技報, 375 (2001), 150.
- 12) W. Osterle, H. Roach, A. Pyzalla and L. Wang : Mat. Sci. Eng., A303 (2001), 150.
- 13) W. Lojkowski, M. Djahanbakhsh, G. Burkle, S. Gierlotka, W. Zielinski and H.J. Fecht : Mat. Sci. Eng., A303 (2001), 197.
- 14) R.I. Carroll and J.H. Beynon : Wear, 262 (2007), 1253.
- 15) L. Wang, A. Pyzalla, W. Stadlbauer and E.A. Werner : Mat. Sci. Eng., A359 (2003), 31.
- 16) H.W. Zhang, S. Ohsaki, S. Mitao, M. Ohnuma and K. Hono : Mat. Sci. Eng., A421 (2006), 191.
- 17) C. Scott, N. Guelton, Y. Ivanisenko and X. Sauvage : La Revue de Metall. CIT, Octobre, (2006), 458.
- 18) K. Hono, M. Ohnuma, M. Murayama, S. Nishida, A. Yoshie and T. Takahashi : Scripta Mater., 44 (2001), 977.
- 19) F. Danoix, D. Julien, X. Sauvage and J. Copreaux : Mat. Sci. Eng., A250 (1998), 8.
- 20) Y. Ivanisenko, W. Lojkowski, R.Z. Valiev and H.J. Fecht : Acta Mater., 51 (2003), 5555.
- 21) K. Knothe and S. Liebelt, Wear, 189 (1995), 91.
- 22) Y. Ivanisenko, I. MacLaren, X. Sauvage, R.Z. Valiev and H.J. Fecht : Acta Mater., 54 (2006), 1659.

(2008 年 10 月 6 日受付)