浸炭焼入れした SAE4320 鋼の転動疲労に伴う ホワイトバンド形成のメカニズム

金谷 康平¹ 潮田 浩作²

¹株式会社ジェイテクト 材料研究部

²金沢大学大学院自然科学研究科

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 83, No. 10 (2019), pp. 388-397
© 2019 The Japan Institute of Metals and Materials

Mechanism of White Band (WB) Formation due to Rolling Contact Fatigue in Carburized SAE4320 Steel

Kohei Kanetani¹ and Kohsaku Ushioda²

¹Material R&D Department, JTEKT Corporation, Kashiwara 582-8588

²Graduate School of Natural Science and Technology, Kanazawa University, Kanazawa 920-1192

Microstructural alterations such as white band (WB) including low angle band (LAB) and high angle band (HAB) following the formation of dark etching area (DEA) in bearing steels below the contact surface due to high stress rolling contact fatigue (RCF) were investigated. Although there have been many studies on the characteristics of WB, its formation mechanism has not been sufficiently clarified yet. In this paper, we analyzed the orientation of crystal constituting WB and investigated the relationship between WB and the direction of shear stress generated by rolling contact. The morphology of WB as a function of depth from surface was observed by light optical microscope, and the crystal orientation was analyzed by scanning electron microscope-electron backscattering diffraction. It was found that LAB and HAB formed at the depth where the principal shear stress and the orthogonal shear stress become maximum, respectively. Crystal orientation analysis of LAB and HAB revealed that crystal rotates under the principal shear stress at the specific depth, resulting in the formation of unique texture such as $\{111\}\langle 211 \rangle$ and $\{122\}\langle 411 \rangle$, respectively. Thus, WBs were proved to be some kind of shear band. WB formation behavior of specimens with the different amount of initial retained austenite (γ_R) was compared in order to clarify sub-surface initiated spalling life improvement mechanism by γ_R . However, the WB formation behavior showed no difference irrespective of the amount of initial γ_R . This suggests that the WB formation is not directly related to sub-surface initiated spalling life. [doi:10.2320/jinstmet.J2019019]

(Received May 7, 2019; Accepted July 8, 2019; Published September 25, 2019)

Keywords: rolling contact fatigue (RCF), microstructural alteration, white band, steel, martensite, austenite, scanning electron microscope (SEM), electron backscattering diffraction (EBSD)

1. 緒 言

転がり軸受は点接触や線接触で荷重を支持する機械部品であり、局所的に数 GPa の高い接触応力が作用するため、構成要素である軌道輪や転動体には高強度の鉄鋼材料が使用されている。近年、地球環境の保護に対する意識が世界的に高まってきており、転がり軸受においても、省エネルギー化や省資源化に貢献するため小型・軽量化が要求されている。そのため、軌道輪と転動体の接触状態は過酷化してきており、軸受の回転に伴う繰り返しの転動疲労(RCF: Rolling Contact Fatigue)により、転動面下の高負荷領域において、黒色組織(DEA: Dark Etching Area, DEC: Dark Etching Constituent, DER: Dark Etching Region など)¹⁻¹³⁾が発生する可能性が高まっている。これよりさらに疲労が進行すると、転がり方向に対して特定の角度に伸長し、なおかつこれらが規則的に整列するホワイトバンド(WB: White Band, もしくは WEB: White Etching Band など)⁷⁻²⁰⁾が出現する。この WB は、転がり方向に対する形成角度が 20-35° のものを LAB (Low Angle Band)、65-85° のものを HAB (High Angle Band) と呼称し大別

される¹⁴⁾。これら WB は、振動や軌道輪と転動体の間のすべり、およびこれに伴う鋼中への水素侵入が生じる場合などに発生する、不規則な形状を呈する白色組織(WEA: White Etching Area)²¹⁾とは明確に区別される。WB はある種のせん断帯と位置付けられており、その組織の形態を詳細に観察した例が多数報告されている。

従来研究によると、LAB はナイタールなどで腐食して光学顕微鏡で観察した際に白色に見える組織であり、転動面下の高負荷領域において発生が認められる。Swahn ら⁸⁾によると、各個の形状は直径 5-30 μm 、厚さ 0.1-0.5 μm 程度の円板状であり、これらが 0.5-10 μm 程度の間隔で整列していると報告されている。一方、Voskamp ら¹¹⁾は厚さ 2 μm 程度の板状であると報告しており、形状は転動条件により異なると考えられる。組織的には、固溶していた炭素が排出され、LAB の各バンドに沿ってレンズ状炭化物(Lenticular Carbides)が析出し、LAB 自身は周囲のマトリックスよりも炭素濃度が低下したフェライトであると考えられている^{20,22,23)}。しかしながら、周囲のマトリックスよりも硬さが高く、この要因については明確にされていない。さらに、透過型電子顕微鏡(TEM: Transmission Electron Microscope)による詳細な構造解

析により, LAB は極めて微細化されたフェライトであると報告されている^{10,14,20)}。一方, もう 1 つの WB である HAB も, ナイタルなどで腐食した際に白色に見える組織である。LAB と同様の位置に発生するが, より表面に近い位置で確認され, 転がり方向に対する形成角度が異なることが特徴である。Swahn ら⁸⁾は長さ 100 μm , 厚さ 10 μm 程度の帯状組織が 5-50 μm 間隔で整列していると報告している。さらに, TEM を用いた観察により, セルサイズが 0.2 μm 程度の著しく塑性変形したフェライトであることを明らかにしている。Mitamura ら¹⁶⁾は, その発生機構として, マルテンサイトラスが繰り返し塑性変形を受けることにより転位がセル化することで DEA が発生し, これがさらに進行することで局所的に超微細粒化した HAB が形成されると報告している。この 2 種類の WB は, LAB が先行して発生すると報告されることが多いが^{8,19,24)}, 接触応力が高い場合には HAB が先行して発生する事例もあり^{16,25)}, 発生順序は軸受の運転条件に依存すると考えられている。

以上は組織解析により WB の形態を明らかにした事例であるが, 一方ではこれらの形成メカニズムが力学的に説明されている。Johnson²⁶⁾は, どちらの WB も局所的なせん断変形によって導入されるせん断帯であり, その伸長方向は, 各々が発生する深さにおける主せん断応力の方向に一致するように決定されると結論している。仮に WB がせん断帯であれば, せん断帯を構成する粒は特有の結晶配向を示すことが考えられる。この観点で, 転動による結晶配向を調査した結果が Voskamp ら⁶⁾と Šmejlova ら²⁷⁾によって報告されている。Voskamp ら⁶⁾は転動による集合組織の形成を最初に発見したグループであるが, 広範囲の結晶情報を同時に測定できる X 線回折(XRD: X-Ray Diffraction)を用いていたことから, LAB と HAB のそれぞれの結晶方向を分離して特定することはできていない。最近になって, Šmejlova ら²⁷⁾は電子線後方散乱回折(EBSD: Electron Backscattering Diffraction)を用いることで LAB と HAB の結晶方位の測定に成功している。彼らは, LAB と HAB はどちらも $\alpha\text{-Fe}$ の冷間圧延組織にみられる ND//<111> の γ ファイバー組織と RD//<110> の α ファイバー組織の一部である {001}<110> の混在組織であり(ND: 転がり面法線方向, RD: 転がり方向), 両 WB の特徴に明確な違いはないと報告しているため, LAB と HAB の形成起源は依然不明確である。以上のような結晶方位解析がなされてきたが, それぞれの WB のせん断方向を明らかにした例はなく, Johnson による理論的な予測に対して, 実験的な説明は不十分であった。

従来の内部起点剥離に関する報告例や市場の破損事例をみても, WB が起点となって剥離に至った例は限られており, むしろ非金属介在物が起点になることが多い。しかしながら, 非金属介在物の周囲におけるき裂の発生や進展は, 組織の疲労, すなわち WB の出現もしくはその駆動力となる微視的なせん断変形と関係することが予想され, 仮にこれらを遅延させることができれば, 転がり軸受の内部起点剥離寿命を向上させることが可能であると期待される。ところが, 前述のように, WB についてその組織の形態を観察した研究は多数報告されているものの, その発生機構について議論され

た例は少なく, 必ずしも明らかにされているとはいえない。したがって, 組織の疲労を抑制する方策を検討するには, まず基本的なこれらの発生機構を理解する必要があると考える。

本報では, LAB および HAB の形成機構を解明することを目的とした。WB はせん断帯の一種と考えられているため, その形成には特定方向のせん断応力が寄与していると考えられる。その要因となる応力状態を解明するためには, WB を構成する組織の結晶方位を明確にすることが有効であると考ええる。そこで, 微小領域の結晶方位を測定することができる EBSD 法を用いて, 疲労組織および WB の結晶方位解析を行った。また, 筆者らは既報²⁸⁾において直交せん断応力が最大になる深さの残留オーステナイト(γ_R)を増加することによって, 内部起点剥離寿命が向上することを報告している。そのメカニズムとして, 転動中に γ_R がマルテンサイトに加工誘起変態し, このフレッシュなマルテンサイトが組織中に分散することにより, 組織全体の微視的な塑性変形を抑制した結果と推察している。そこで, γ_R 量の違いが組織全体の微視的なせん断変形の活動および WB の形成に及ぼす影響についてあわせて評価し, γ_R による内部起点剥離寿命の向上メカニズムを考察することを目的とした。

2. 実験方法

2.1 試料

実機製造された SAE4320(0.2%C 鋼)の熱間圧延棒鋼(直径 26 mm)を切削加工し, 浸炭焼入れ焼戻しを施した後, 研削により直径 20 mm, 高さ 36 mm の円柱形状に仕上げた。材料の化学成分を Table 1 に示す。浸炭は, 表層の炭素濃度が約 1.1%になるように 960℃の浸炭雰囲気中に 26 h 保持することで行った。焼入れは, 浸炭後に一旦冷却してから再び 820℃まで昇温し, 70 min 保持した後 80℃の油で急冷することで行った。焼戻しは, 180℃で 2 h 保持することで行った。このようなプロセスで作製した試料は焼戻しマルテンサイトを基本組織としており, これ以外に γ_R とセメントイトを含む複合組織となっている。また, γ_R 量が転動疲労に伴う組織変化に及ぼす影響を明らかにし, γ_R による内部起点剥離寿命の向上メカニズムを考察するため, 前述の焼入れと焼戻しの間に -196℃で 1 h 保持するサブゼロ処理を行い, 未変態オーステナイトをマルテンサイトに変態させることによって γ_R 量を低減させた試料も作製した。なお, この 2 仕様の試料は既報²⁸⁾で使用した試料と同一であり, それぞれ XRD で測定した γ_R 量を添字とし, サブゼロを行っていない試料を S_{39} , サブゼロを行った試料を S_6 と表記する。既報²⁸⁾より, 次項で示す転動疲労試験によって評価した破損確率が 10%となる内部起点剥離寿命(L_{10})は, S_{39} が 120.0×10^6 回, S_6 が 1.9×10^6 回である。

Table 1 Chemical composition of steel used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	O
0.20	0.19	0.55	0.018	0.006	0.10	1.70	0.53	0.21	0.0009

2.2 転動疲労試験

転動疲労試験に用いた試験機の概略を Fig. 1 に示す。本試験機は、3つの従動ロールに支持された2つの JIS-SUJ2 製鋼球(直径 31.75 mm)に試料(直径 20 mm, 幅 36 mm)を押し付けながら回転させる機構となっており、潤滑油は駆動ロールを伝って試料表面に供給される。試験条件を Table 2 に示す。ヘルツの最大接触面圧が 5.8 GPa, 内部起点剥離寿命に影響を及ぼすと考えられる直交せん断応力が最大となる深さ(z_0)が 0.24 mm となるように試験荷重を設定した。前節の試料について転動疲労試験を行い、剥離が発生するまでの任意の繰り返し数、および剥離が発生した時点で試験を停止し、試験機から試料を取り出して疲労組織解析に供した。

2.3 疲労組織解析

転動に伴う組織および結晶方位の変化を明らかにするため、光学顕微鏡によるマイクロ組織観察と EBSD による相分

布解析および結晶方位解析を行った。マイクロ組織は、試料の転動面直下が切断面となるように転動方向と平行方向に切断し、断面を $1\mu\text{m}$ のダイヤモンドでバフ研磨した後、ナイトール(95%メタノール-5%硝酸)で腐食させて観察した。相分布および結晶方位は、マイクロ組織観察と同様の方法で試料を切断し、コロイダルシリカを用いて鏡面研磨した断面を、電界放出型走査電子顕微鏡(FE-SEM: Field Emission-Scanning Electron Microscope)に付設した EBSD データ収集システム(TSL 製 OIM)により、加速電圧 15 kV, ワーキングディスタンス 15 mm, ステップサイズ 40 nm で測定した。また、一部の試料については、特定箇所の微細構造を詳細に解析するためステップサイズ 20 nm で測定した。データ処理においては、CI(Confidence Index)値が 0.1 未満であり、なおかつ隣接する全てのピクセルとの結晶方位角度差が 5° 以上である測定点は解析対象から除外した。

3. 実験結果

3.1 転動疲労に伴う光学顕微鏡組織の変化

転動疲労に伴う組織変化を明確にするために、内部起点剥離寿命が長く、多くの応力繰り返し数まで追跡調査ができる S_{39} のマイクロ組織を光学顕微鏡で観察した。観察は、転動疲労前(before RCF)と、応力繰り返し数 3.7×10^6 回, 100×10^6 回, 216×10^6 回, 412×10^6 回について行った。その結果を

Table 2 Rolling contact fatigue test conditions.

Contact condition	Hertzian maximum pressure	5.8 GPa
	Maximum orthogonal shear stress (depth z_0)	1.4 GPa (0.24 mm)
Loading speed		285 Hz
Lubricant		Mineral oil (ISO-VG100)
Operating temperature		$60 \pm 5^\circ\text{C}$

Fig. 1 Schematic drawing of radial type rolling contact fatigue test machine.

Fig. 2 (a)–(e) Optical micrographs showing microstructural alteration and (f) depth distribution of shear stress under the track. Number of cycles are (a) 0 (before RCF), (b) 3.7×10^6 cycles, (c) 100×10^6 cycles, (d) 216×10^6 cycles and (e) 412×10^6 cycles.

Fig. 2 に示す. 試料の転がり方向を RD (Rolling Direction), 転がり面横断方向を TD (Transverse Direction), 転がり面法線方向を ND (Normal Direction) とし, Fig. 2 中に明記している. 転動時の荷重 (鋼球) の移動方向は, RD と反対方向である. 組織変化は, まず応力繰返し数 3.7×10^6 回で転がり接触面直下の 0.24 mm 深さ (深さ z_0) 位置近傍を中心に, ナイタルで腐食されやすい DEA が出現し (Fig. 2(b)), 100×10^6 回までの応力繰返し数の増加とともにその領域は拡大していく (Fig. 2(c)). ここで見られる DEA 内に発生する黒点は, 断面観察試料を作製する際に非金属介在物が抜け落ちてできた空孔であると考えられる²⁹⁾. 次に, 216×10^6 回 (Fig. 2(d)) および 412×10^6 回 (Fig. 2(e)) のミクロ組織において, それぞれ様相が異なる組織変化が観察された. この組織変化が見られた領域を高倍率で観察した結果を Fig. 3 に示す. 低倍率の観察結果である Fig. 2(d)(e) からは明瞭に確認することはできないが, 高倍率で観察することによって, 従来から報告されている白色の帯状組織⁷⁻²⁰⁾ が確認でき, RD に対する伸長方向から, それぞれ HAB (Fig. 3(a)(b)(d)(e)) および LAB (Fig. 3(e)(f)) と同定できる. なお, Fig. 3(a)(f) に示すように, HAB の RD に対する形成角度は 75° , LAB の RD に対する形成角度は 20° であった. さらに, 0.24-0.35 mm 深さ位置周辺において HAB が発生した後, 0.35-0.45 mm 深さ位置周辺で LAB が発生しており, DEA, HAB, LAB の順で組織変化が生じることを確認した. WB の出現順序は, ヘルツの最大接触面圧が 4.6 GPa 以上である場合に

Fig. 3 High magnification optical microscopic observation in 216×10^6 cycles at (a) 0.24 mm depth, (b) 0.35 mm depth, (c) 0.45 mm depth and in 412×10^6 cycles at (d) 0.24 mm depth, (e) 0.35 mm depth, (f) 0.45 mm depth.

HAB が LAB よりも先行して発生するという Mitamura ら¹⁶⁾ の報告があるが, 本研究ではヘルツの最大接触面圧は 5.8 GPa であり, Mitamura らの結果と傾向が一致している. さらに, Johnson²⁶⁾ はヘルツの接触理論より求めた直交せん断応力が最大になる深さと主せん断応力が最大となる深さにおいて, それぞれ HAB と LAB が発生すると予測している. 本試験条件においては, Fig. 2(f) に示したように, 直交せん断応力が最大になる深さは 0.24 mm, 主せん断応力が最大になる深さは 0.35 mm であり, Fig. 3 の HAB と LAB の発生位置の観察結果とおおよそ一致することがわかる. 以上のように, 転動疲労において報告されている組織変化が本研究でも同様に発現することがわかった.

3.2 転動疲労に伴う相分布の変化

光学顕微鏡による組織観察で確認された 2 種類の WB の発生状況を詳細に解析するため, S_{39} について EBSD による相分布解析を行った. Fig. 4 に, 直交せん断応力が最大になる 0.24 mm 深さ位置で測定した IQ (Image Quality) マップと Phase マップを重ね合わせた結果を示す. 測定は, 転動疲労前 (before RCF) と, 応力繰返し数 3.7×10^6 回, 44×10^6 回, 216×10^6 回, 412×10^6 回について行った. Fig. 4(a) より, 転動疲労前は, 焼戻しマルテンサイトに対応する α 相と, γ_R に対応する γ 相およびセメンタイトが確認でき, 応力繰返し数の増加に伴い γ_R が減少していく様子が確認できる. さらに, 一定の方向に伸長した組織が 216×10^6 回までの間に顕在化し, さらに応力繰返し数が増加すると不明瞭になる様子が確認できる. この伸長組織は, Fig. 4(d) の 216×10^6 回のマップ中に示すように, RD に対して約 75° の角度をもつことから HAB であると考えられる. この HAB は, 結晶性の指標である IQ 値が高く, 組織内部の残留歪みや転位密度が周囲の組織に比べて定性的に低いことが示唆される. また, フェライトから構成されるという従来研究^{8,10,14)} の結果を裏付けるように, α 相からなることも確認できる. さらに, HAB が発生する応力繰返し数に着目すると, Fig. 4(b) のマップ中に矢印で示すように, 3.7×10^6 回で極めて微小な HAB が現れていることがわかる. この回数は, 本研究において光学顕微鏡で出現を確認した応力繰返し数 (100×10^6 回から 216×10^6 回の間), および先行研究^{8,19,24)} によって報告されている応力繰返し数 (10^7 - 10^8 回以上) よりも著しく少ない. すなわち, 従来は光学顕微鏡で観察されることで転動疲労の末期に出現すると考えられてきた HAB が, EBSD を用いた解析によって, 転動疲労の初期にすでに微小な核として出現している可能性があることがわかった.

次に, 主せん断応力が最大になる深さ近傍である 0.45 mm 深さ位置で測定した IQ マップと Phase マップを重ね合わせた結果を Fig. 5 に示す. ここでは, LAB の組織解析を目的とするため, Fig. 2 に示したように HAB と LAB が不均一に混在する主せん断応力が最大になる深さ (0.35 mm) 位置ではなく, 主せん断応力が同様に大きく, HAB の侵食が見られない 0.45 mm 深さ位置を解析位置とした. この領域においても, 0.24 mm 深さ位置の結果と同様に, 転動疲労前は焼戻し

Fig. 4 Phase map overlaid on IQ map obtained by EBSD at 0.24 mm depth. Number of cycles are (a) 0 (before RCF), (b) 3.7×10^6 cycles, (c) 44×10^6 cycles, (d) 216×10^6 cycles and (e) 412×10^6 cycles. Arrows in (b) show nucleus of HAB.

Fig. 5 Phase map overlaid on IQ map obtained by EBSD at 0.45 mm depth. Number of cycles are (a) 0 (before RCF), (b) 3.7×10^6 cycles, (c) 44×10^6 cycles, (d) 216×10^6 cycles and (e) 412×10^6 cycles. Arrows in (e) show nucleus of LAB.

しマルテンサイト、 γ_R およびセメンタイトが存在し、応力繰返し数の増加に伴い、 γ_R が減少していく傾向があることが確認できる。また、応力繰返し数の増加とともに Fig. 5(d) の 216×10^6 回のマップ中に矢印で示すように、RD に対して約 25° の角度で形成される LAB が顕在化している。LAB は、HAB と同様に α 相からなることが確認できるが、HAB ほど IQ 値が高くなく、さらに、HAB よりも遅れて出現し、少なくとも 412×10^6 回まで消滅せずに残留するという相違がある。

3.3 転動疲労に伴う結晶方位の変化

WB の発生メカニズムを考察するため、転動に伴う結晶方位の変化を解析した。Fig. 6 は、Fig. 4 に示した 0.24 mm 深さ位置で得られた EBSD の測定データから求めた $\{001\}_\alpha$ 正極点図と、 α の ND に関する逆極点図である。この結果より、転動に伴い複数の集合組織が形成されていくことがわかる。すなわち、ND// $\langle 001 \rangle$ 、ND// $\langle 111 \rangle$ 、および応力繰返し数の増加に伴って方位がわずかに変化する ND// $\langle 122 \rangle$ - $\langle 233 \rangle$ の発達が主に確認できる。ここで、転動面に平行な

結晶面を $\{hkl\}$, 転動方向に平行な結晶方向を $\langle uvw \rangle$ として $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ と表記すると, ND// $\langle 001 \rangle$ は主方位が $\{001\}\langle 110 \rangle$ の集合組織であり, 冷間圧延された α -Fe に現れる α ファイバーに類似した集合組織の一部と考えられる. 一方, ND// $\langle 111 \rangle$ は主方位が $\{111\}\langle 211 \rangle$ であり, γ ファイバーに類似した集合組織の一部と考えられる. 以上のように, 冷間圧延組織と同様の集合組織が転動疲労組織にも形成されることがわかる. 一方, 最も強度が強く, 存在割合が高い ND// $\langle 122 \rangle$ - $\langle 233 \rangle$ は, 冷間圧延組織などでは確認されていないため, 転動疲労に特有の集合組織であると推測される. この集合組織のミクロ組織内の分布を明らかにするため, 代表として 216×10^6 回のときの ND 逆極点図において, ND// $\langle 122 \rangle$ を中心に tolerance angle 5° として赤でマークした領域を Fig. 7(a) に示す. 同時に, $\{001\}_\alpha$ 正極点図 (Fig. 7(b)) および IQ マップ (Fig. 7(c)) に, ND 逆極点図にマークした測定点をリンクさせている. Fig. 7(b) より, この組織は $\{122\}\langle 411 \rangle$ に近い方位の集合組織であるといえる. さらに, Fig. 7(c) より, XRD では判断することが不可能であったものの⁶⁾, 測定点の位置情報が得られる EBSD を用いることで, $\{122\}\langle 411 \rangle$ が HAB を形成する集合組織であることが初めて明らかとなった. 本研究では, EBSD を用いて転動疲労中に $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 211 \rangle$, $\{122\}\langle 411 \rangle$ の集合組織が発達することを明らかにしたが, これらの結果は Voskamp ら⁶⁾ の XRD による解析によって報告された 3 種類の集合組織と

同一である.

次に, Fig. 5 に示した 0.45 mm 深さ位置で得られた EBSD の測定データから求めた $\{001\}_\alpha$ 正極点図と, α の ND に関する逆極点図を Fig. 8 に示す. この結果より, 0.24 mm 深さ位置の結果と同様に, 転動に伴い複数の集合組織が形成されて

Fig. 7 Red colored $\{122\}\langle 411 \rangle$ texture in (a) ND inverse pole figure of α phase, (b) $\{001\}_\alpha$ pole figure and (c) IQ map.

Fig. 6 $\{001\}_\alpha$ pole figure and ND inverse pole figure of α phase corresponding to Fig. 4 (at 0.24 mm depth).

Fig. 8 $\{001\}_\alpha$ pole figure and ND inverse pole figure of α phase corresponding to Fig. 5 (at 0.45 mm depth).

いくことがわかる。しかしながら、転動疲労組織に特有と考えられる $ND//\langle 122 \rangle - \langle 233 \rangle$ は、この測定領域では確認されなかった。その一方で、 $ND//\langle 111 \rangle$ は、0.24 mm 深さ位置よりも顕著に現れているように見える。そこで、 $ND//\langle 111 \rangle$ の組織内の分布を明らかにするため、代表として 412×10^6 回のときの ND 逆極点図において、 $ND//\langle 111 \rangle$ を中心に tolerance angle を 5° とし、マークした結果を Fig. 9(a) に示す。同時に、 $\{001\}_\alpha$ 正極点図 (Fig. 9(b)) および IQ マップ (Fig. 9(c)) に、 ND 逆極点図にマークした測定点をリンクさせている。Fig. 9(b) より、この集合組織は $\{111\}\langle 211 \rangle$ が主方位であり、さらに Fig. 9(c) より、 $\{111\}\langle 211 \rangle$ が LAB を形成する集合組織であることがわかる。

4. 考 察

4.1 WB の形成メカニズム

4.1.1 HAB

前章で明らかにしたように、HAB は直交せん断応力が最大になる深さ近傍で発生しているため、直交せん断応力の影響を受けてバンドの伸長方向が決定されると推測される。また、HAB を構成する結晶は特有の方位集積を生じており、HAB が特定方向のせん断変形によって生成した組織であることが示唆される。しかしながら、HAB を構成する bcc 結晶は一般的に 12 通りのすべり系をもつことから、EBSD による解析結果のみでは HAB の発生要因となるすべり面とすべり方向を特定することはできない。そこで、Johnson²⁶⁾ が予測する転動中の内部の応力状態から解明を試みる。Johnson は、HAB と LAB は各々の発生する深さでの主せん断応力によって形成されると説明しており、深さによって変わる主せん断応力の方向が HAB や LAB の特徴的な伸長方向を決定付けるとしている。主せん断応力は、その大きさが最大になる深さにおいては RD に対して 45° 方向にはたらくが、深さが変わるとその大きさとともに角度も変化する。特

に HAB が発生する直交せん断応力が最大になる深さにおいては、その角度は約 65° まで傾くと計算している (RD の残留応力が 0 MPa の場合)。加えて、転動に伴い RD に残留圧縮応力が付与された場合、その大きさに依存して角度はさらに 90° 方向 (ND) に回転していく。Voskamp¹¹⁾ によって、転動に伴い RD に残留圧縮応力が付与されることが報告されており、Johnson はこのような残留圧縮応力によって主せん断応力の発生角度が 80° 近傍に漸近してくると説明した。ここで、ヘルツの最大接触面圧を p_0 、RD の残留圧縮応力を ρ とした場合の ρ/p_0 をパラメータとして主せん断応力の発生角度が決定されており、おおよそ $-0.10 \leq \rho/p_0 \leq -0.05$ の範囲であれば、主せん断応力の発生角度は約 80° となる。本研究の転動疲労試験 ($p_0 = 5800$ MPa) においても、既報²⁸⁾ で示したように、 $\rho = -600$ MPa 程度となるため、 $\rho/p_0 \approx -0.1$ となり、RD に対して約 80° 方向に主せん断応力がはたらくことが推察できる。Fig. 10 に、HAB を構成する $\{122\}\langle 411 \rangle$ の結晶方位を模式的に示す。 $\{122\}\langle 411 \rangle$ は、bcc 結晶の $\{110\}$ すべり面上のすべり方向である $\langle 111 \rangle$ が、RD に対して約 75° 回転している。これは、Johnson が予測する主せん断応力の方向とおおよそ一致することがわかる。また、Fig. 3(a), 4(d) に示した HAB の形成角度と完全な一致を示す。すなわち、RD に対して約 80° 方向にはたらく主せん断応力は、Johnson が説明するように HAB の伸長方向を決定付けるだけではなく、HAB を構成する結晶のせん断変形も同時に担うことが、EBSD を用いた HAB の結晶方位解析によってわかった。

なお、 $\{122\}\langle 411 \rangle$ の出現は、前述のとおり、Voskamp ら⁶⁾ が XRD を用いた正極点図解析によって最初に明らかにした。しかしながら、彼らは、 $\{122\}\langle 411 \rangle$ が出現した要因を、先行して出現する $\{001\}\langle 110 \rangle$ の双晶変形であると説明している。本研究においてもその可能性について検証を行った。Fig. 11 は、応力繰り返し数 216×10^6 回の試料についてステップサイズ 20 nm で測定した EBSD の測定データから得られた α 相の IQ マップを示す。IQ マップ上にマークした結晶粒はそれぞれ、緑が $\{001\}\langle 110 \rangle$ 、青が $\{111\}\langle 211 \rangle$ 、赤が $\{122\}\langle 411 \rangle$ であり、tolerance angle 5° としてマークしている。

Fig. 9 Blue colored $\{111\}\langle 211 \rangle$ texture in (a) ND inverse pole figure of α phase, (b) $\{001\}_\alpha$ pole figure and (c) IQ map.

Fig. 10 Schematic illustration of $\{122\}\langle 411 \rangle$ viewed from transverse direction (TD).

このように、EBSD によって $\{001\}\langle 110 \rangle$ と $\{122\}\langle 411 \rangle$ の存在位置を IQ マップ上で明確にすると、これらの大部分はお互いに隣接していないことがわかった。すなわち、 $\{122\}\langle 411 \rangle$ は $\{001\}\langle 110 \rangle$ の双晶変形によって生成したのではなく、本項で考察した主せん断応力によって、 $\{001\}\langle 110 \rangle$ とは無関係に形成されたと考えられる。

HAB の構造をさらに詳細に解析することで、形成メカニズムの新たな指針が得られる。Fig. 12 に、ステップサイズ 20 nm で測定した EBSD の測定データから得られた α 相の grain boundary マップを示す。隣り合う測定ピクセルの rotation angle が 5° 以上になる境界を grain boundary と定義した。なお、測定は、転動疲労前 (before RCF) と、応力繰返し数 3.7×10^6 回、 44×10^6 回、 216×10^6 回について行った。ここで、赤で示した粒は、 $\{122\}\langle 411 \rangle$ について tolerance angle 5° としてマークした結晶粒である。Fig. 12(d) の結果から、 $\{122\}\langle 411 \rangle$ は明確な HAB を構成する伸長した粒以外にも、実線で囲んだ領域に示すように微小な球状の粒が HAB

と同一の方向に整列している箇所が確認された。このような $\{122\}\langle 411 \rangle$ の整列した微小粒は、応力繰返し数 3.7×10^6 回から出現しており、応力繰返し数の増加とともに数を増加させながら、その長さや幅を拡大していく様子がわかる (Fig. 12(b)(c))。すなわち、HAB を構成する $\{122\}\langle 411 \rangle$ は、微小な核として生成した後、転動疲労に伴い RD に対して 75° 方向に成長・合体を繰り返すことによってせん断変形領域を拡大していくと推察される。最終的に形成される HAB は、粒内方位差が小さく、比較的 IQ 値が高い低転位密度の粗大な粒から構成されていることがわかる。これは、Swahn ら⁸⁾によって報告されているように、HAB 内のセルサイズは $0.2 \mu\text{m}$ 程度であり、後述する白色組織 (WEA) のセルサイズよりも大きい事実と定性的に一致する。自動車のオルタネータや風力発電機のギアボックスなどに使用される軸受で発生する WEA は、HAB と同様に直交せん断応力が最大になる深さ近傍で発生し、ナイタルなどで腐食して光学顕微鏡で観察した際に白色に見える組織である。しかし、RD に対して特定の傾きをもたず、接触面圧が低い場合にも発生するため、HAB とは生成メカニズムが異なる組織であると考えられる。HAB と WEA の組織的な違いについては多くの研究例がある。組織内部のセルサイズに着目した研究において、WEA は、TEM を用いた組織解析によりセルサイズが 20–30 nm (最大で 300 nm) 程度と報告されており^{30–32)}、HAB 内のセルサイズよりも明確に微細化されていることが特徴である。また、EBSD を用いた組織解析では明確に結晶方位が認識できない程度に微細化されていることが報告されている³³⁾。これらの結果と比較すると、本研究で明らかにした HAB は、WEA とは異なり、特定の方位 $\{122\}\langle 411 \rangle$ からなる比較的転位密度の低い粗大な粒であることが明らかになった。

4.1.2 LAB

本項では LAB の形成メカニズムについて考察する。LAB を構成する結晶の優先方位は $\{111\}\langle 211 \rangle$ であり、HAB とは異なるものの、同様に転動中の内部の主せん断応力の方向によって決定されたと考えられる。LAB が顕著に現れる深さ、

Fig. 11 Orientation image map on IQ map in 216×10^6 cycles.

Fig. 12 Orientation image map of $\{122\}\langle 411 \rangle$ oriented regions. Number of cycles are (a) 0 (before RCF), (b) 3.7×10^6 cycles, (c) 44×10^6 cycles and (d) 216×10^6 cycles. Circles in (b)–(d) show nucleus of HAB.

すなわち主せん断応力が最大になる深さにおける応力状態が Johnson²⁶⁾によって報告されている。RD の残留応力(ρ)が 0 MPa の場合、主せん断応力は RD に対して 45° 方向にはたらくが、前項の議論と同様に、転動に伴い RD に残留圧縮応力が付与された場合、その大きさに依存して角度はさらに 0° 方向(RD)に回転していく。このとき、おおよそ $-0.125 \leq \rho/p_0 \leq -0.09$ の範囲であれば、主せん断応力の発生角度は約 30° となる。本研究において、LAB が形成される深さにおいては、既報²⁸⁾より $\rho = -700$ MPa 程度であることから、 $\rho/p_0 \approx -0.12$ である。このときの主せん断応力の方向は、Johnson によれば RD に対して約 25° 方向であると計算される。Fig. 13 に、LAB を構成する $\{111\}\langle 211 \rangle$ の結晶方位を模式的に示す。 $\{111\}\langle 211 \rangle$ は、bcc 結晶の $\{110\}$ すべり面上のすべり方向である $\langle 111 \rangle$ が RD に対して約 22° 回転している。これは、Johnson が予測する主せん断応力の方向とおおよそ一致することがわかる。また、光学顕微鏡による観察結果(Fig. 3 (f))と EBSD による測定結果(Fig. 5(d))に 5° 程度の違いはあるものの、本研究で観察されたこれらの LAB の形成角度とよい一致を示す。すなわち、RD に対して約 25° 方向にはたらく主せん断応力は、Johnson が説明するように LAB の伸長方向を決定付けるだけでなく、LAB を構成する結晶のせん断変形も同時に担うことが、EBSD を用いた LAB の結晶方位解析によってわかった。

4.2 初期 γ_R 量の違いが結晶方位の変化に及ぼす影響

転動疲労によって、以上のように組織変化が進行することを明らかにした。すなわち、応力繰り返し数の増加に伴って、直交せん断応力が最大になる深さを中心に $\{122\}\langle 411 \rangle$ からなる HAB が発生し、その後、主せん断応力が最大になる深さを中心に $\{111\}\langle 211 \rangle$ からなる LAB が発生する。また、WB が光学顕微鏡で観察されるようになるより早く、転動初期の時点でこれらの結晶方位の集積が生じ始めていることを EBSD によって確認した。本研究では、ヘルツの最大接触面圧が 5.8 GPa となる接触条件でこれらの組織変化が確認されたが、従来から報告されるように^{8,24)}、およそ 3 GPa 以上となる接触条件において、同様の組織変化が生じる可能

性があることを付け加えておく。転動疲労によって引き起こされる内部起点剥離は、鋼中の非金属介在物を起点に発生するという考えが基本であるが、その周囲のマトリックスの状態がき裂の発生もしくは進展挙動に影響を及ぼす可能性は十分に考えられる。筆者らは、既報²⁸⁾において、表層の γ_R を増加することで内部起点剥離寿命が向上することを報告しており、その要因は、 γ_R から変態したフレッシュな加工誘起マルテンサイトが微細分散することによる、組織全体の塑性変形の抑制である可能性に言及した。そこで、この観点から、初期 γ_R 量の違いが、剥離の起点となりうる直交せん断応力が最大になる深さにおける WB もしくはその前駆組織である $\{122\}\langle 411 \rangle$ と $\{111\}\langle 211 \rangle$ の形成挙動に及ぼす影響を評価した。

まず、 S_{39} と比較して γ_R 量が少ない S_6 について EBSD による相分布解析を行った。Fig. 14 に、直交せん断応力が最大になる 0.24 mm 深さ位置で測定した IQ マップと Phase マップを重ね合わせた結果を示す。測定は、転動疲労前(before RCF)と、応力繰り返し数 3.7×10^6 回、 44×10^6 回について行った。 S_6 は内部起点剥離寿命が短いため、応力繰り返し数が 44×10^6 回以上の組織は測定できなかった。Fig. 14(a) より、転動疲労前は焼戻しマルテンサイト(α 相)とセメンタイトが確認できるが、 S_{39} (Fig. 4(a))と比較して γ_R の面積率が小さいことがわかる。 α 相の変化の様子は S_{39} (Fig. 4(b)(c))と同様であり、応力繰り返し数の増加とともに HAB の前駆組織が顕在化している。なお、応力繰り返し数が 44×10^6 回の時点でも、 S_{39} と同様に光学顕微鏡による観察では HAB の存在は確認されなかった。形成される集合組織を明確にするため、Fig. 14 で得られた EBSD の測定データから、 $\{001\}_\alpha$ 正極点図と α の ND に関する逆極点図を求めた。Fig. 15 にこれらの結果を示すが、 S_{39} (Fig. 6)と同様に $\{001\}\langle 110 \rangle$ 、 $\{111\}\langle 211 \rangle$ 、 $\{122\}\langle 411 \rangle$ の集合組織が発達することがわかる。ここで、初期 γ_R 量の違いが集合組織の形

Fig. 13 Schematic illustration of $\{111\}\langle 211 \rangle$ viewed from transverse direction (TD).

Fig. 14 Phase map overlaid on IQ map of S_6 obtained by EBSD at 0.24 mm depth. Number of cycles are (a) 0 (before RCF), (b) 3.7×10^6 cycles, (c) 44×10^6 cycles.

成速度に及ぼす影響を明らかにするために、同一の応力繰返し数 (44×10^6 回) のときの $\{001\}_\alpha$ 正極点図の contour マップを作成し、比較した結果を Fig. 16 に示す。なお、各集合組織の強度を contour マップ上に記入している。この結果より、HAB や LAB の前駆組織である $\{122\}<411>$ や $\{111\}<211>$ の強度は、初期 γ_R 量の違いによって明確な差がなく、集合組織の形成速度は同等であることがわかった。

以上の結果から、転動中の γ_R の加工誘起マルテンサイト変態は、WB やその前駆組織の形成に大きな影響を及ぼさなるといえる。すなわち、 γ_R の増加による内部起点剥離寿命の向上は、 α 相のミクロなせん断変形の抑制以外の効果によってもたらされると推測する。

5. 結 論

浸炭焼入れ焼戻しを施した SAE4320 鋼の転動疲労試験を行い、光学顕微鏡と SEM-EBSD を用いて組織変化挙動を詳細に解析した結果、以下の結論を得た。

(1) 組織変化は、応力繰返し数の増加に伴い DEA、HAB、LAB の順に出現する。また、HAB は直交せん断応力が最大になる深さ近傍、LAB は主せん断応力が最大になる深さ近傍で発生する。

(2) HAB および LAB は、それぞれ $\{122\}<411>$ と $\{111\}<211>$ 方位を有する帯状組織に対応する。それぞれの WB が発生する深さの主せん断応力の方向と、対応する集合組織の $<111>$ すべり方向が一致していることから、WB はどちらもせん断帯であり、主せん断応力が WB を形成する支配因子であると推測した。

(3) サブゼロ処理の有無によって γ_R 量を変えた試料の

Fig. 15 $\{001\}_\alpha$ pole figure and ND inverse pole figure of α phase corresponding to Fig. 14 (at 0.24 mm depth of S_6).

Fig. 16 $\{001\}_\alpha$ pole figure in 44×10^6 cycles of (a) S_{39} and (b) S_6 .

$\{221\}<411>$ と $\{111\}<112>$ の形成速度を調査した結果、明確な差が認められなかった。すなわち、 γ_R による内部起点剥離寿命の向上は、 α 相のミクロなせん断変形の抑制以外の効果によってもたらされると推測する。

文 献

- 1) A.B. Jones: Steel **119** (1946) 68-70.
- 2) K. Sugino, K. Miyamoto, M. Nagumo and K. Aoki: Trans. ISIJ **10** (1970) 98-111.
- 3) S. Shiko, K. Okamoto and S. Watanabe: Tetsu-to-Hagané **54** (1968) 1353-1366.
- 4) M. Kuroda: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. **26** (1960) 1258-1270.
- 5) H. Muro and N. Tsushima: Wear **15** (1970) 309-330.
- 6) A.P. Voskamp and E.J. Mittemeijer: Metall. Mater. Trans. A **27** (1996) 3445-3465.
- 7) A.B. Jones: Forty-ninth Annual Meeting, (American Society for Testing Materials, ASTM International, New York, 1946), pp. 35-52.
- 8) H. Swahn, P.C. Becker and O. Vingsbo: Metall. Trans. A **7** (1976) 1099-1110.
- 9) J.J. Bush, G.L. Grude and G.H. Robinson: Trans. ASM **54** (1962) 390-412.
- 10) R. Österlund and O. Vingsbo: Metall. Trans. A **11** (1980) 701-707.
- 11) A.P. Voskamp: J. Tribol. **107** (1985) 359-364.
- 12) J.-H. Kang, B. Hosseinkhani and P.E.J. Rivera-Díaz-del-Castillo: Mater. Sci. Technol. **28** (2012) 44-49.
- 13) A. Warhadpande, F. Sadeghi and R.D. Evans: Tribol. Trans. **56** (2013) 349-358.
- 14) J.A. Martin, S.F. Borgese and A.D. Eberhardt: J. Basic Eng. **88** (1966) 555-565.
- 15) J.L. O'Brien and A.H. King: J. Basic Eng. **88** (1966) 568-571.
- 16) N. Mitamura, H. Hidaka and S. Takaki: Mater. Sci. Forum **539-543** (2007) 4255-4260.
- 17) A.P. Voskamp, R. Österlund, P.C. Becker and O. Vingsbo: Met. Technol. **7** (1980) 14-21.
- 18) I.A. Polonsky and L.M. Keer: J. Mech. Phys. Solids **43** (1995) 637-669.
- 19) M.E. Laithy, L. Wang, T.J. Harvey, B. Vierendeel, M. Correns and T. Blass: Extended Abstracts of STLE Annual Meeting, (Society of Tribologists and Lubrication Engineers, Park Ridge, IL, 2019), https://www.stle.org/images/pdf/STLE_ORG/AM2019%20Presentations/Rolling%20Element%20Bearings/STLE2019_Rolling%20Element%20Bearings%20II_Session%206A_The%20Evolution%20of%20Dark%20Etching%20Regions%20and%20White%20Etching%20Bands.pdf
- 20) H. Fu and P.E.J. Rivera-Díaz-del-Castillo: Metals **9** (2019) 491.
- 21) For example, J. Gegner: Tribological Aspects of Rolling Bearing Failures, Tribology - Lubricants and Lubrication, Ed. by Dr. C-H. Kuo, (InTech, 2011) ISBN: 978-953-307-371-2, <https://www.intechopen.com/books/tribology-lubricants-and-lubrication/tribological-aspects-of-rolling-bearing-failures>
- 22) S. Okita, H. Takemura and Y. Murakami: CAMP-ISIJ **12** (1999) 351-354.
- 23) J.M. Beswick: Practical Metallography **12** (1975) 200-206.
- 24) H. Takemura and Y. Murakami: CAMP-ISIJ **10** (1997) 544.
- 25) K. Hiraoka: Tetsu-to-Hagané **94** (2008) 636-643.
- 26) K.L. Johnson: Technical Report CUED/C-MECH/TR.42, (Department of Engineering, University of Cambridge, 1988).
- 27) V. Šmejlova, A. Schwedt, L. Wang, W. Holweger and J. Mayer: Int. J. Fatigue **98** (2017) 142-154.
- 28) K. Kanetani, T. Mikami and K. Ushioda: Tetsu-to-Hagané **105** (2019) 550-559.
- 29) H. Tanaka: Doctoral Thesis, Kyushu University (2017), p. 70.
- 30) H. Harada, T. Mikami, M. Shibata, D. Sokai, A. Yamamoto and H. Tsubakino: ISIJ Int. **45** (2005) 1897-1902.
- 31) M.-H. Evans, J.C. Walker, C. Ma, L. Wang and R.J.K. Wood: Mater. Sci. Eng. A **570** (2013) 127-134.
- 32) J.-H. Kang, B. Hosseinkhani, C.A. Williams, M.P. Moody, P.A.J. Bagot and P.E.J. Rivera-Díaz-del-Castillo: Scr. Mater. **69** (2013) 630-633.
- 33) V. Šmejlova, A. Schwedt, L. Wang, W. Holweger and J. Mayer: Int. J. Fatigue **100** (2017) 148-158.