

マルテンサイト系ステンレス鋼における焼付き発生までのミクロ組織変化に関する研究

Research on the changes of microstructures in seizure process of martensitic stainless-steel

日本製鉄（正）*森重 有矢 日本製鉄（非） 鵜飼 信 九大・工（正） 八木 和行

Yuya Morishige*, Shin Ugai*, Kazuyuki Yagi**

*Nippon Steel Corporation **Kyushu University

1. はじめに

しゅう動を伴う機械部品には、機能の喪失による部品交換を防ぐために高い耐焼付き性が求められる。しかしながら、焼付きは固体間接触において発生するため直接観察が困難であることや、正常なしゅう動から焼付き発生まで急激に遷移することが多いことから、焼付き発生までの機構を捉えることは非常に難しい。

一般的に焼付き現象は、正常なしゅう動状態から摩擦力および摩擦面温度の急増を伴って金属面同士が融着するような表面損傷である。特に、厳しいしゅう動環境下での摩擦面は非常に大きな温度になっている可能性が高く、発熱の影響についての研究例も多い¹⁾。しかし、低速しゅう動かつ高面圧下のある条件において、大きな温度上昇を伴うことなく焼付きが発生しうることもある。そこで、焼付き機構解明のためには、焼付き要因を表層における「機械的要因」と「熱的要因」の二つに大別して整理する必要があると考えられる。

本研究では「機械的要因」として、せん断ひずみがしゅう動表面近傍のミクロ組織へ与える影響について調査した。松崎ら²⁾は、鋼材-サファイア間その場しゅう動試験で、焼付き時の塑性流動の発現を確認した。Li ら³⁾は、大きなせん断応力が負荷された部位では、せん断方向に結晶粒が伸長して転位集積によるサブグレイン化箇所で分割されると考察している。このように、しゅう動部・焼付き部極表層では塑性流動や結晶粒微細化等が生じることが報告されている。これらのミクロ組織変化は、摩擦発熱の影響のない低速・高面圧でのしゅう動においても発生しうると思った。

そこで今回、マルテンサイト系ステンレス鋼を用いて摩擦発熱の影響を極力抑えた状態でのラボしゅう動試験を行い、焼付き発生までの各損傷過程においてせん断ひずみが極表層のミクロ組織へ与える影響を調査した。

2. 実験

試験片には汎用鋼 SUS420J2(13%Cr マルテンサイト系ステンレス) を用いた。Fig. 1 に示すリングオンディスク型しゅう動試験で軸力を負荷しながら、一定の回転しゅう動速度 6.3 mm/s(10 rpm)で実験を行った。また、しゅう動面直下 1.5 mm 位置に熱電対を挿入し、しゅう動中の温度を測定した。軸力は 25 s 間で 1 kN から 5 kN まで線形に増加させた後、5 kN の定荷重を負荷し続けた。軸力 5 kN における最大ヘルツ接触圧力は 280 MPa である。初めに焼付きが発生するまで試験を行い、試験開始から 50 s で摩擦係数が上昇した時点(Fig.2 中の Stage 3 参照)で中断したところ、焼付きが発生していた。そこでしゅう動時間 50 s 以下の範囲において最大軸力到達直後と、そこから焼付き発生までの中間点のそれぞれで途中止め試験を行った。それぞれの損傷度合いから前者を非焼付きしゅう動時(スジあり)(Stage1)，後者を焼付き直前(Stage2)とした。焼付き発生は、しゅう動部の目視や定規などの鋭利な道具でひつかかる部分の有無で判断した。

3. 実験結果

3.1 しゅう動痕および摩擦係数変化

各試験における摩擦係数推移を Fig. 2 に、しゅう動痕写真を Fig.3 に示す。Stage1,2 において、試験開始後 25 s 以降の一定荷重下では摩擦係数は大きく増減しなかった。一方、焼付きが発生した Stage3 では、試験開始後 50 s 付近から摩擦係数の上昇が確認され、この時点で焼付きが発生したと考えられる。なお、しゅう動面直下 1.5 mm の温度測定結果では、室温からの温度上昇が 2 °C 以下であったことから、しゅう動面近傍の各性状に与える熱的影響はほぼないと考える。

試験後サンプルの断面観察のため、各損傷箇所をしゅう動方向と平行(Fig.3 の赤波線)に切断した。

3.2 EBSD 解析

各損傷箇所の極表層断面の EBSD(Electron Back Scattered Diffraction)解析結果を Fig.4 に示す。上側に示した IPF(Inverse

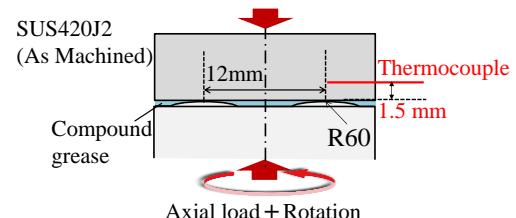


Fig. 1 Sample schematic

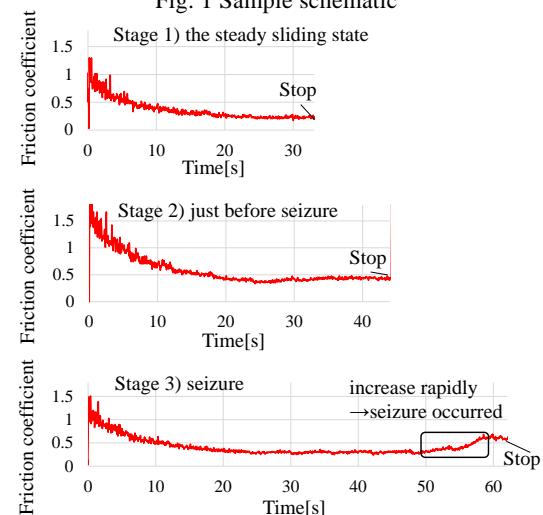
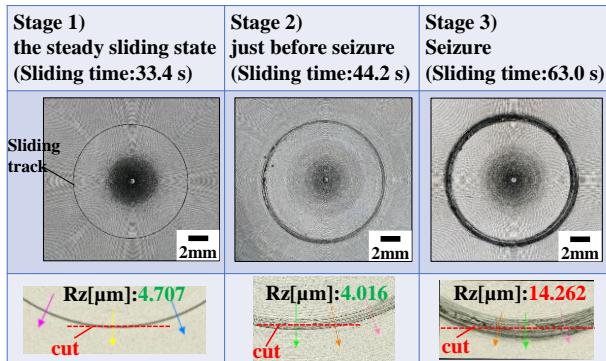


Fig. 2 Friction coefficient during the sliding tests

Pole Figure)マップは各結晶粒の方位を示しており、ここから塑性流動の発生を読み取ることができる。未試験材およびStage 1 の極表層部では塑性流動は表層から 1 μm 以下の範囲にしか確認されず、これは旋削によって生じたものと考えられる。一方、Stage 2 では表層から 10 μm 程度の範囲が、Stage 3 では 20 μm 以上の範囲で大きく塑性流動したことがわかる。特に Stage 3 では初期結晶がせん断方向に流動しているだけでなく、最表面で微細な等軸粒結晶が生成しているようすがみられた。Fig.4 の下側には、KAM(Kernel Average Misorientation)マップを示した。この像は周辺ピクセルとの方位差平均を数値化したものであり、値が大きいほどひずみが導入されたと考えられる。未試験材およびStage 1 では、表層から 1 μm 以下の範囲でのみ黄色く、母材に比べてひずみが多かった。一方、Stage 2 ではその範囲が 10 μm 以上と拡大していること、Stage 3 ではほぼすべての範囲でひずみが導入されたことがわかる。



※ Unslided specimen : Rz 2.292 μm

Fig.3 Pictures of sliding track(upper specimen)

3.3 ナノインデンテーション測定

各サンプルの近接視野にて、切削面・しゅう動面表層の深さ方向の硬度分布を調査した。ナノインデンテーション測定結果を Fig.5 に示す。未試験材では、極表層(Fig.5 の①)でのナノ硬さは 5-6 GPa であったが、深いほど低下し、10 μm 以深(Fig.5 の②)は 3-4 GPa の値で推移した。Stage 1 では、未試験材と同様の結果であった。一方、Stage 2 では、極表層は同様の硬度だったが、10 μm 以深では 3.5-5.5 GPa と未試験材・Stage 1 に比べて少し高かった。Stage 3 では、最大で約 8 GPa と非常に高く、10 μm 以深でも他サンプルに比べて高硬度化していた(Fig.5 の③)。

4. 考察

試験および観察結果より、焼付きに至るまでの損傷過程において、損傷の程度が大きくなるにつれてしゅう動面深さ方向へのひずみ導入深さと高硬度化領域が拡大することがわかった。一方、しゅう動面近傍の温度測定結果では室温からの温度上昇が 2 $^{\circ}\text{C}$ 以下であったことから、熱的影響は低く、せん断ひずみのみによって高硬度化したと考えた。表層近傍の高硬度化の原因については、初期結晶への転位導入にともなう加工硬化および初期結晶の微細化だけでなく、最表面で観察された等軸粒微細結晶生成によるものだと考えられる。特に Stage 3 の焼付き部では高硬度化が顕著であり、等軸粒微細結晶生成領域が最表面で拡大していたことから、この新たな等軸粒微細結晶生成が焼付き機構に深く関与しているものと考えられる。

5. おわりに

せん断ひずみによる焼付き発生までの損傷機構明確化のため、SUS420J2 を用いたラボしゅう動試験を行った。結果、損傷の程度が厳しくなるにつれ、塑性流動した範囲が拡大したようすが見られ、深さ方向にナノ硬さの高硬度化領域が拡大していた。この高硬度化は、初期結晶への転位導入にともなう加工硬化および微細化の他、最表面で観察された等軸粒微細結晶生成が原因として考えられる。

文献

- 1) Kazuyuki Yagi et al.: In-situ observation of influence of metal types on wear process in dry conditions, Wear, 488-489 (2022) 204162
- 2) 松崎・八木・杉村：鋼表面焼付き時の初期塑性流動部表層における結晶分析、トライボロジー会議 2018 秋 伊勢。
- 3) 梅本・戸高・Li Jinguo：鉄鋼材料の表層超強加工による組織と特性変化、鉄と鋼, 94 (12), 616 (2008)

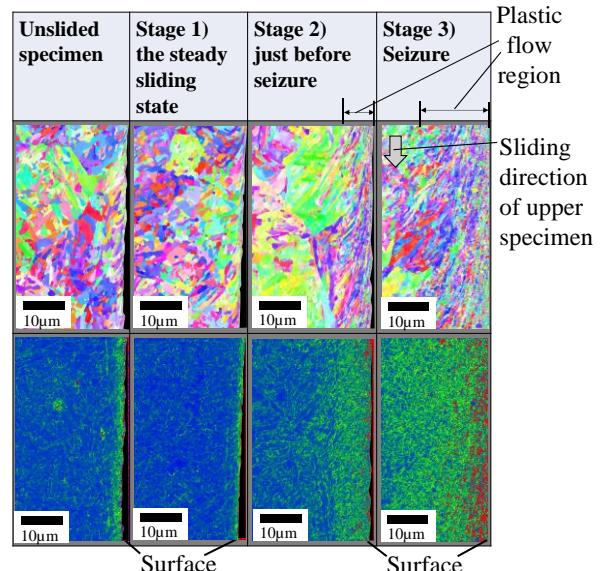


Fig.4 Results of EBSD analysis
(upper:IPF map,lower:KAM map)

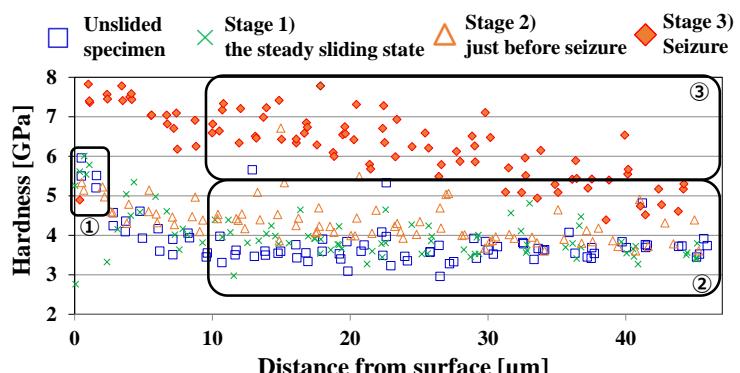


Fig.5 Results of nano-indentation measurement