「材料」(Journal of the Society of Materials Science, Japan), Vol. 72, No. 12, pp. 858-865, Dec. 2023
論　　文

Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si bidirectional-TRIP 鋼の極低サイクル疲労に及ぼすひずみ速度の影響

吉中　奎貴*　長島　伸夫*　澤口　孝宏**

Effect of Strain Rate on the Extremely Low-Cycle Fatigue of Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si Bidirectional-TRIP Steel

by

Fumiyoshi Yoshinaka*, Nobuo Nagashima* and Takahiro Sawaguchi**

Extremely low-cycle fatigue tests were conducted on the Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si bidirectional-TRIP (B-TRIP) steel, up to an axial total strain amplitude of 10%. The fatigue life was about five times longer than that of SUS316 in the range of total strain amplitude of 4% or more. The improved fatigue life of the Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si was attributed to the reversible bidirectional γ↔ε transformation during fatigue deformation that might mitigate the fatigue damage. On the other hand, the fatigue life tended to decrease with increasing strain rate when the strain rate was varied from 0.1 to 2.5%/s with the total strain amplitude of 10%. The fractography revealed that the fracture surface varied significantly with strain rate. At low strain rates, the crystallographic fracture surface characterized by facets and secondary cracks were observed, whereas these features were not observed at high strain rates. EBSD measurements on the postmortem microstructure showed that frequent ε-martensite formation occurred at low strain rates, whereas martensitic transformation was suppressed at high strain rates. The change in the specimen surface temperature was evaluated in terms of the Gibbs free energy difference between γ-austenite and ε-martensite $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$, and the effect of strain rate on the extremely low-cycle fatigue was discussed from the viewpoint of the deformation mechanism as follows. At low strain rate, $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon} \leq 0$ (negative close-to-zero $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$), the condition for B-TRIP to work effectively, is maintained over the entire life span. At high strain rate, the deformation mechanism changes to one in which γ-austenite is dominant due to the increase in $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ caused by self-heating; the fatigue damage mitigation mechanism by B-TRIP is less likely to occur at high strain rates, resulting in a reduction in life.

Key words:
Fatigue, Fracture surface, Extremely low cycle fatigue, Microstructure, Martensitic transformation, Seismic damper

1　緒　　言

制振構造は制振ダンパーがエネルギー吸収部材として機能することで建物本体の揺れの軽減と柱や梁等の主要構造部材の損傷を最小化する構造である．制振ダンパーには鋼材ダンパー，オイルダンパー，ゴムダンパー等の種類がある．鋼材ダンパーは地震に際し弾塑性変形を生じることで振動エネルギーを熱に変換し吸収する．鋼材ダンパーはほかのダンパーに比べると安価である点，また建物本体に剛性を付与できる点で長所を有する．一方，前述した通り弾塑性変形を動作原理とすることから低サイクル疲労の発生は避けられず有限寿命設計を行う必要がある．すなわち鋼材ダンパーの製品寿命は心材として用いる鋼材の低サイクル疲労寿命により決定される．

東日本大震災以降も熊本地震や北海道胆振東部地震が発生し，南海トラフ地震の発生が予測されるなど巨大地震への対応は喫緊の課題である．巨大地震においては長時間・長周期地震動への対策の重要性が近年特に指摘されている．超高層ビルのように固有周期が長い建造物は地震動の長周期成分と共振することで長時間の大揺れを生じる恐れがある．しかし，鋼材ダンパーで長時間・長周期地震動に対応することを考えた場合，従来材料では疲労耐久性（低サイクル疲労寿命）に課題があった．

一般に低サイクル疲労寿命には材質の影響が表れにくいことが指摘されている[1]．一方，筆者らは「変形可逆性」に着目した合金設計を行うことで優れた低サイクル疲労寿命を有する Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si を開発し制振ダンパー用鋼材として実用化した[2)-5)]．同鋼材の変形は初期組織である FCC 構造のγ-オーステナイトと HCP 構造であるε-マルテンサイトとの間での可逆的双方向変態（γ↔ε 変態）により特徴づけられる[5]．優れた疲労寿命は双方向変態の形態で現れる高い変形可逆性が疲労サイクルにおける疲労損傷を緩和することによると考えている．

†　原稿受理　令和５年５月８日　Received May 8, 2023　©2023 The Society of Materials Science, Japan

*　正 会 員　国立研究開発法人 物質・材料研究機構　〒305−0047 つくば市千現
National Institute for Materials Science, Sengen, Tsukuba 305-0047.
**　国立研究開発法人 物質・材料研究機構　〒305−0047 つくば市千現
National Institute for Materials Science, Sengen, Tsukuba 305-0047.

現在までに同開発鋼材の実用化例である制振ダンパーではいわゆる極稀地震におけるL2地震動を想定した場合に，全ひずみ振幅が1%程度相当までの繰返し変形が生じると想定している．一方，例えば接手部が疲労変形を受ける場合には著しいひずみ集中の発生を考慮する必要があるほか，U型ダンパー[6]やレンズダンパー[7]といったダンパー形状を採用する場合には大変形を繰返し生じることを前提とした設計が行われることがある．また，最近では従来までのL2地震動を超える極大地震におけるL3地震動の考慮を求められるようになってきており，開発鋼材の使用にあたりその健全性を十分保障するためには極低サイクル疲労特性を把握する必要がある．

筆者らはこれまでにFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Siについて軸方向に換算した全ひずみ振幅が10%までの極低サイクル疲労試験を実施した[8]．本研究では更に軸ひずみ方向換算ひずみ振幅10%における極低サイクル疲労寿命のひずみ速度依存性を調査した．本報ではFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Siの極低サイクル疲労に及ぼすひずみ速度の影響を疲労破面観察および疲労変形メカニズムの観点から報告する．

2 実験方法

供試材としてFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si（wt%）を用いた．熱処理後の組織はγ-オーステナイト単相であり，平均粒径は95 μmである．

疲労試験は径ひずみ制御により50 kN容量のサーボ式油圧疲労試験機を用いて行った．制御波形は三角波とした．ひずみ比は-1とし，径方向の全ひずみ振幅（$\varepsilon_{td,a}$）を2，3，4，5%，軸ひずみ速度は0.5%/sとした．また試験速度の影響を調査するために$\varepsilon_{td,a}$ = 5%において軸ひずみ速度を0.1%/s，0.5%/s，2.5%/sとして試験を実施した．疲労試験片はひずみ速度一定の試験については最小径部6 mm，ひずみ速度を変化させた試験については最小径部8 mmの砂時計型疲労試験片を用いた．ひずみは径ひずみ計(直径変位計)を試験片の最小径部を挟み込むように取付けて測定した．疲労負荷に伴う試験片径の変化を測定し，変位信号をフィードバックすることで径ひずみ制御疲労試験を実施した．また，試験中の試験片表面の温度をT型熱電対で測定した．測定位置は試験片中央部付近とした．なお，以下では次式によって径ひずみε_{td}を軸ひずみε_{tl}に換算して記述する．

$$\varepsilon_{tl,a} = (\sigma_a / E)(1 - 2\nu) + 2\varepsilon_{pd,a} \quad (1)$$

ここで$\varepsilon_{tl,a}$は軸方向全ひずみ振幅，σ_aは応力振幅，Eはヤング率（189 GPa），νはポワソン比（0.27），$\varepsilon_{pd,a}$は径方向塑性ひずみ振幅である．一般に全ひずみ振幅は弾性ひずみ振幅と塑性ひずみ振幅の和として表示できるが，Eq. 1の右辺第一項は弾性ひずみ成分を示す．第二項は塑性ひずみ成分を示し，径方向塑性ひずみ振幅$\varepsilon_{pd,a}$はヒステリシスループのひずみ軸上の幅すなわち径方向塑性ひずみ幅の1/2として計測した値である．以下特に断らない限りひずみ振幅とひずみ速度は軸方向の値を指す．

疲労破面の観察にはFE-SEM（ThermoFisher, Scios2）を用いた．疲労破面の全体観察においてはThermo Scientific MAPSソフトウェアによる自動撮影を行った．

破面下部組織を解析するために精密切断機により破面を荷重軸方向に平行に切断し縦断面を露出させた．切断位置は概ね破壊起点を通る個所とした．この縦断面について#180–#1200 の耐水研磨紙により湿式研磨したのちに9, 3, 1 μmのダイヤモンド研磨剤による中間研磨を施し，コロイダルシリカを用いた仕上げ研磨を行い鏡面仕上げとした．縦断面の観察はFE-SEM（JEOL, JSM-7900F）を用いて行った．また，同機に備え付けられた検出器（DVC5型検出器，TSL）によりEBSD計測を行った．EBSD解析はOIM Analysis v8（EDAX）により行った．

3 実験結果

Fig. 1にひずみ速度一定の試験（0.5%/s）において得た全ひずみ振幅$\varepsilon_{tl,a}$と疲労寿命N_fの関係（ε-N曲線）を示す[8]．同図には本研究の結果（●）に併せてひずみ速度0.4%/sにおいて軸ひずみ制御の疲労試験において得られた結果（○）[3]および後述するひずみ速度を変化させて試験を行った結果（◆）を示すとともに，比較対象として釜谷によるSUS316の結果(△)[9]を示した．Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Siは一般鋼材（SUS316）に比べ優れた疲労寿命を有し，極低サイクル疲労域においては5倍程度の長寿命を示した．Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Siの疲労寿命は$\varepsilon_{tl,a}$ = 10%においてもN_f = 28であり繰返し大変形に対し良好な耐久性を有することが示された．

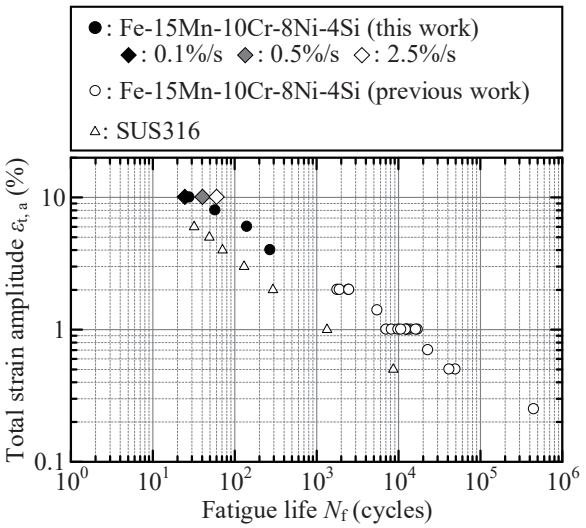


Fig. 1 Relationship between the total strain amplitude and the fatigue life.

Table 1に全ひずみ振幅$\varepsilon_{tl,a}$ = 10%におけるひずみ速度と疲労寿命の関係を示す．同表のとおり，ひずみ速度が大きくなるにつれて疲労寿命が低下する傾向が見られた．一方，Fig. 1に示したSUS316について同図にプロットされる結果から外挿することで$\varepsilon_{tl,a}$ = 10%における疲労寿命を推定するとN_f = 9となる．すなわち，繰返し大変形を受ける際のFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Siの疲労寿命はひずみ

速度が大きくなるほど低下するものの依然として従来材料に対し優位性を保ち，ひずみ速度が 2.5%/s の範囲までであれば 2 倍程度の長寿命を示す．

Table 1 Results of fatigue tests at total axial strain amplitude of 10% with different strain rates.

Axial strain rate [%/s]	Fatigue life (cycles)	Maximum stress at $N_f/2$ [MPa]
0.1	61	745
0.5	41	802
2.5	25	840

Fig. 2 に繰返し数 N と最大応力 σ_{max} の関係を示す．いずれのひずみ速度においても初期に著しい硬化を示した．ひずみ速度が 0.1%/s では疲労試験の進行に伴い硬化が飽和するが，ひずみ速度 0.5%/s および 2.5%/s では破断まで硬化し続ける挙動が見られ，特に 2.5%/s ではその傾向が顕著であった．また，Table 1 に示した通り，$N_f/2$ における最大応力はひずみ速度が大きくなるほど大きくなった．

Fig. 3 に試験中の試験片温度の測定結果を示す．ひずみ速度が 0.1%/s では試験片温度は実験室温度からほとんど変化しなかったが，ひずみ速度が大きくなるにつれ温度が上昇する傾向が見られ，特に 2.5%/s においては著しい自己発熱が見られた．以下ではひずみ速度を変化させた試験により得られた疲労破面および下部組織の解析により Fe-15Mn-10Cr-8Ni の極低サイクル疲労メカニズムを検討する．

Fig. 4 (a)–(c)に各ひずみ速度における疲労破面の全体像を示す．破壊起点はひずみ速度によらず試験片表面であった．Fig. 4 (d)，(e)にひずみ速度 0.1%/s および 2.5%/s における疲労き裂進展により形成された破面領域の拡大図を示す．(d)0.1%/s における疲労破面ではファセットや二次き裂が頻繁に観察され，全体的に Edgy な結晶学的な様相が見られたのに対し，(e)2.5%/s ではファセットは見られず全体的に丸みを帯びた様相であった．Fig. 4 (f)–(h)はひずみ速度 0.1%/s において見られた結晶学的な破面様相の一例である．(f)は破壊起点部，(g)は疲労破面領域において見られた様相でありファセットと二次き裂が見られる．同図にみられる通り，二次き裂はファセット外縁において生じる様子が頻繁に見られた．また，(h)は疲労き裂進展後の最終破断領域における観察像でありディンプルとファセットが混在する様相が見られた．なお，ひずみ速度 2.5%/s での最終破断領域では一般的なディンプル破面が見られた．以上のようにひずみ速度により疲労破面の様相は著しく変化し，ひずみ速度が小さい場合にはファセットや二次き裂により特徴づけられる結晶学的な破面様相が見られた．

Fig. 5 (a)，(b)にひずみ速度 0.1%/s および 2.5%/s における縦断面の SEM 観察像を示す．負荷方向および巨視的なき裂進展方向は図面右から左に向かう方向である．図中

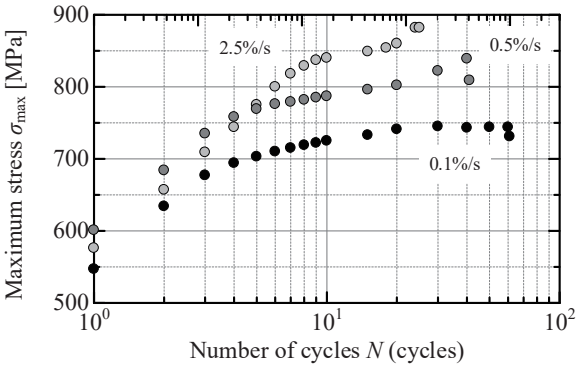


Fig. 2 Relationship between the number of cycles N and the maximum stress σ_{max} at total axial strain amplitude of 10%.

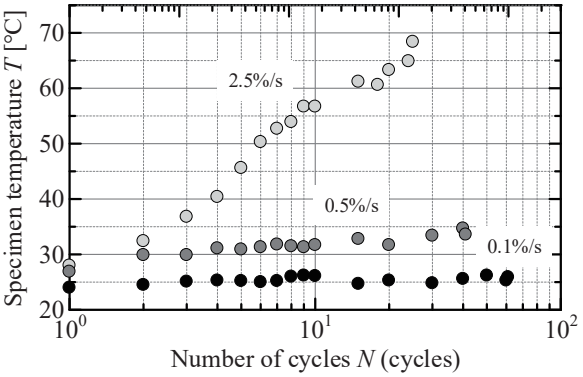


Fig. 3 Relationship between the number of cycles N and the specimen temperature T during fatigue test at total axial strain amplitude of 10%.

の開いた矢印（青色）は二次き裂，閉じた矢印はそれぞれ白抜きのものが材料表面（緑色），中塗りのものが材料内部（赤色）に発生したき裂を指している．Fig. 4 に示した通り破面観察によれば破壊起点は試料表面であったが，いずれにおいても縦断面上には材料内部を起点とするき裂が複数観察された．一方，縦断面上で観察されるき裂の発生個数はひずみ速度によって明らかに異なり，ひずみ速度 0.1%/s では多数の内部き裂の発生が確認された．

疲労き裂進展により形成された領域について EBSD 計測を行った．測定領域は Fig. 5 (a), (b)において破線で囲って示した．測定範囲は 800 μm×800 μm とし 1 μm/step で計測した．ひずみ速度 0.1%/s における EBSD Phase マップおよび Grain boundary マップを Fig. 6 (a)，(b)，ひずみ速度 2.5%/s のものを Fig. 6 (c)，(d)に示す．同図は信頼性指数（CI 値）が 0.1 以上の測定点のみを示している．また，Phase map については IQ マップに重ね合わせて表示している．Fig. 6 (a)の通り，ひずみ速度 0.1%/s では変形誘起変態による ε-マルテンサイトが多量形成されており，部分的に残留 γ-オーステナイトが見られた．また，わずかに α'-マルテンサイトが検出された．一方，Fig. 6 (c)の通り，ひずみ速度 2.5%/s における疲労変形組織は γ-オーステナイトからなる．Fig. 6 (b)，(d)の Grain boundary マップを比べると，ひずみ速度 2.5%/s の場合にのみ図中青線で示され

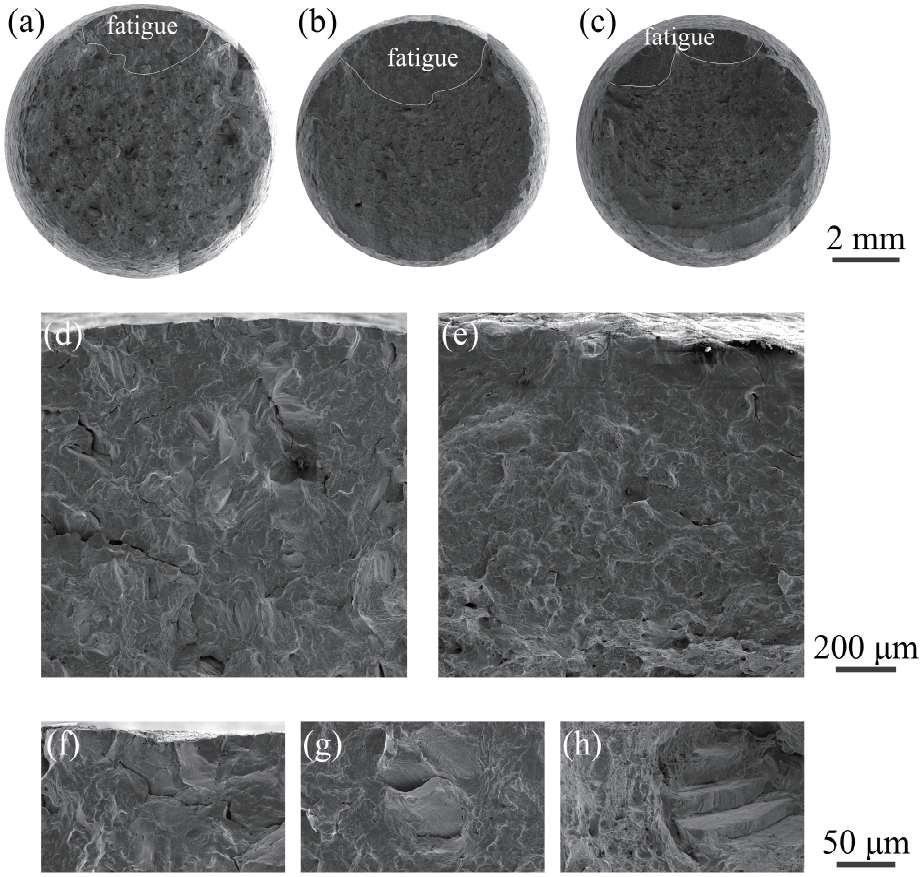


Fig. 4 Fracture surface: (a)–(c) Overall fracture surface obtained with the strain rate of 0.1%/s, 0.5%/s, and 2.5%/s; (d) and (e) Fatigue crack growth region in (a) and (c); (f)–(h) Magnified view of the fracture surface at the fracture origin, the fatigue crack growth region, and the fast fracture region in (a).

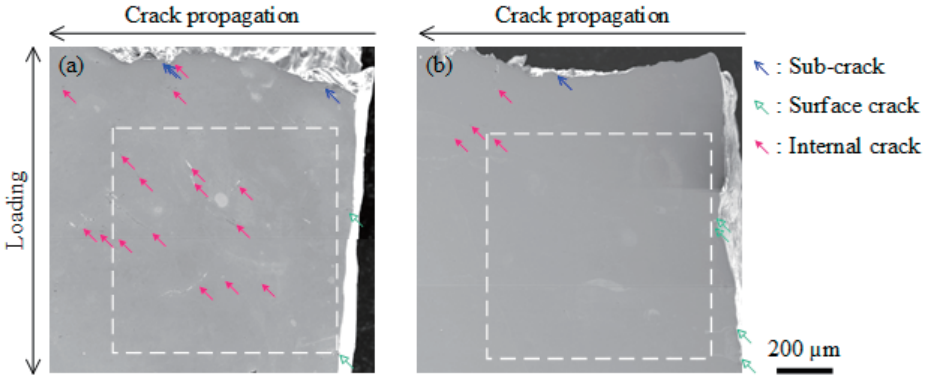


Fig. 5 Longitudinal section at the fatigue crack propagation regime: strain rate of (a) 0.1%/s and (b) 2.5%/s.

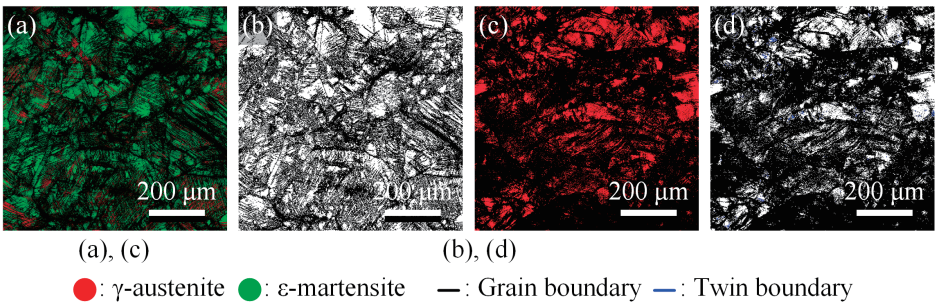


Fig. 6 Electron backscattering diffraction maps of the post-mortem microstructure obtained from the region shown in Fig. 4: (a) phase and (b) grain boundary maps for strain rate of 0.1%/s, and (c)(d) those for 2.5%/s.

る変形双晶の発生が確認された．以上のように，疲労変形組織はひずみ速度により変化し，ひずみ速度が小さい場合には多量の ε-マルテンサイトが形成されていたのに対し，ひずみ速度が大きい場合にはマルテンサイト変態が抑制され γ-オーステナイト優位な変形を呈した．

4 考　　察

Fig. 1 の通り Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si は一般に極低サイクル疲労を生じるような大きいひずみ振幅においても良好な疲労寿命を示した．同鋼材は γ↔ε 変態による変形メカニズムを示すが，このような双方向変態による優れた塑性変形能は bi-directional transformation induced plasticity（B-TRIP）[10)-13)]と呼ばれる．疲労における変形可逆性の重要性は予てより指摘され，高い変形可逆性は疲労寿命の向上に寄与する [14)-16)]．すなわち，Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si は B-TRIP の形態で優れた変形可逆性を有し，一般鋼材に対し優れた疲労寿命を発揮すると思われる．一方，変形可逆性はひずみが大きくなるほど低下することが指摘されている [15)]が，Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si の疲労寿命は高ひずみ域においても良好であり，B-TRIP による長寿命化メカニズムは極低サイクル域においても有効であると考えられる．

Table 1 の通り Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si の疲労寿命は顕著なひずみ速度依存性を示した．また，Fig. 2 の通り繰返し硬化挙動もひずみ速度によって異なっていた．さらに疲労破面もひずみ速度に応じて変化した．Fig. 4 の通り低ひずみ速度（長寿命）の試験で得られた疲労破面はファセットと二次き裂が頻繁に観察される様相であった．さらに Fig. 6 において示した通り，疲労変形組織の様相もひずみ速度に応じて変化し，低ひずみ速度においては多量の ε マルテンサイトが検出された一方，高ひずみ速度ではマルテンサイト変態は抑制されていた．既報において一方向 γ→ε- マルテンサイト変態を生じる鋼材である Fe-33Mn-6Si の疲労破面を調査したところ，同鋼材の疲労破面はファセットを主体とした極めて結晶学的な様相であり多数の二次き裂が見られた [17)]．また，同鋼材は応力誘起 ε マルテンサイト変態が容易に生じる材料である．このことから，低ひずみ速度・長寿命において観察された多数のファセットおよび二次き裂に特徴づけられる破面様相は ε-マルテンサイトを反映したものであると思われる．また，高ひずみ速度（短寿命）の試験においてこれらの破面様相が見られなかったことについても疲労変形において ε-マルテンサイトが形成されなかったことにより説明できる．

Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si を含むオーステナイト鋼の変形メカニズムは積層欠陥エネルギー（SFE）Γ_{SFE} に依存することが報告されている [18)]．

$$\Gamma_{SFE} = 2\rho\Delta G^{\gamma\to\varepsilon} + 2\sigma^{\gamma/\varepsilon} \quad (2)$$

ここで ρ は $\{111\}_\gamma$ 面の表面モル分率，$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ は γ→ε マルテンサイト変態に伴う Gibbs 自由エネルギーの変化，$\sigma^{\gamma/\varepsilon}$ は γ/ε 界面の表面自由エネルギーである．$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ および Γ_{SFE} の算出方法については既報にて報告している [19)]．SFE の増大に従い変形メカニズムは応力助長 ε-マルテンサイト変態，ひずみ誘起 ε-マルテンサイト変態，γ 双晶変形，すべり変形のように変化する．例えば前述した Fe-33Mn-6Si は SFE が特に低い鋼種であり容易に ε-マルテンサイト変態を生じる．

既報において SFE を系統的に変化させた系である Fe-Mn-Al-Si 合金系について低サイクル疲労試験を行った実験では，SFE によって繰返し硬化挙動が変化した [20)]．すなわち，いずれの合金においても初期に著しい硬化が生じるが，SFE が低い材料では疲労サイクルの進行に伴い硬化が飽和するのに対し，SFE が高い材料では顕著な二次硬化が生じる．このような挙動の違いについて，SFE が高い場合には交差すべりが容易になり，格子転位との相互作用により二次硬化が生じると提案している．本研究で行った実験においては Fig. 2 に示した通り，ひずみ速度が小さい場合には既報の低 SFE 材料と同様に硬化が飽和するのに対し，ひずみ速度が大きい場合には高 SFE 材料と同様に二次硬化が見られた．Fig. 3 の通りひずみ速度によって試験片温度は変化したが，SFE は温度上昇によって増加する．一般にひずみ速度が大きい場合には転位運動に対する粘性抵抗の増加により変形応力が増加するが，本研究で見られた繰返し硬化挙動のひずみ速度依存性については自己発熱による SFE の変化も関与していると考えられる．

一方，筆者らは B-TRIP の発現条件として $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ を用いた表記として $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon} \lesssim 0$ J/mol（negative close-to-zero $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$）を提案している [21)]ほか，変形メカニズムと疲労寿命の関係が $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ を用いて整理できることを報告している [19)]．そこで，ここでは Γ_{SFE} の代わりに $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ を用いて議論を進める．$\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ は温度上昇により増大するが，これは γ-オーステナイトが ε-マルテンサイトに対して安定化されることを意味する．そのため，Table 1 に見られた Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si の疲労寿命の顕著なひずみ速度依存性は Fig. 3 に示される自己発熱による $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ の増大により現れた可能性がある．そこで，Fig. 3 に示される試験片温度を $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ に換算し，繰返し負荷に伴う $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ の変化を Fig. 7 に示す．

Fig. 3 および Fig. 7 の通り，ひずみ速度 0.1%/s では自己発熱の影響が小さく全寿命範囲にわたり $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon} \lesssim 0$ J/mol が満足されることで B-TRIP による損傷緩和機構がはたらき長寿命が得られたと考えられる．ここで，Fig. 6 (a)の通りひずみ速度 0.1%/s において破断後の組織の大半は ε-マルテンサイトであった．一方，前述した通り Fe-33Mn-6Si は容易に ε-マルテンサイト変態を生じ，疲労破断後の組織には多量の ε-マルテンサイトが検出される．同鋼材についてこれまでに極低サイクル疲労試験は行っていないものの，全ひずみ振幅 2%以下の範囲では疲労寿命は必ずしも長くなかった [17)]．つまり，ε-マルテンサイト変態の発生自体が疲労寿命の向上に大きく寄与するとは考えにく

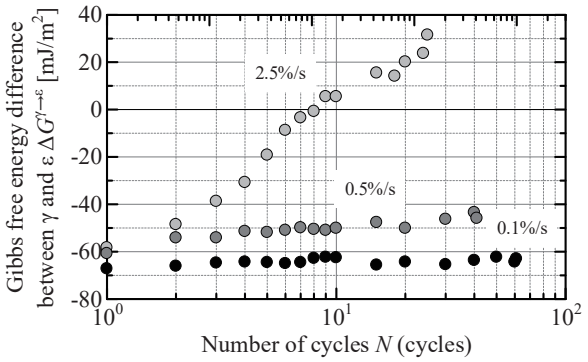


Fig. 7 Relationship between the number of cycles N and the Gibbs free energy difference between γ-austenite and ε-martensite $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ during fatigue test at total axial strain amplitude of 10%.

い．すなわち，Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si では双方向 γ↔ε 変態（B-TRIP）により長疲労寿命が得られるが，正変態（γ→ε 変態）により生じる ε マルテンサイトのすべてが逆変態（ε→γ 変態）を生じるのではく，疲労破壊までに ε マルテンサイトが徐々に蓄積することで Fig. 6 (a)のような疲労変形組織が発達したと考えられる．

一方，Fig. 5 の通り低ひずみ速度では材料内部に多数のき裂が発生した．ここで，極低サイクル疲労においては一般の微小疲労き裂伝ぱ則に従う表面き裂による破壊モードに加え，静的破壊機構による内部き裂による破壊モードが生じることが報告されている [22]．また，小山らは高 Mn 鋼の静的破壊において ε-マルテンサイトの形成がぜい性的なき裂の発生を誘起し，早期破断を招くことを報告している [23]．すなわち，低ひずみ速度において疲労寿命が長いにもかかわらず多数の内部き裂が発生していたことについては，疲労負荷に伴い形成された ε-マルテンサイトが静的破壊機構による内部き裂の生成サイトとなったためであると考えられる．ただし，Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si においては Fig. 4 に示した通りいずれのひずみ速度においても材料表面を起点とする疲労き裂の進展を契機として破壊を生じ，疲労破面上には内部き裂と合体した痕跡は見られなかった．そのため，同鋼材については少なくとも本研究で試験を行ったひずみ速度の範囲においては一般の低サイクル疲労と同様に表面疲労き裂の進展則により疲労寿命を評価できると考えられる．

ひずみ速度 2.5%/s では試験の進行に伴い $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ の値が正に転じ，Fig. 6 (c)の通り γ-オーステナイトが安定な変形メカニズムとなったと考えられる．すなわち，ひずみ速度が大きくなり自己発熱が顕著に生じると $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ が増大し双方向変態の発生が阻害され，B-TRIP による損傷緩和機構が働かなくなるために疲労寿命が低下したと考えられる．一方，Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si において変形によりマルテンサイト変態が生じなくなる温度である加工誘起マルテンサイト開始温度（M_d 点）は 100℃であり [19]，Fig. 3 に示される高ひずみ速度における試験片温度はこれよりは低い．ここで，Fig. 3 に示した試験片温度は熱電対を極力試験片最小径部に近い位置に取付けて測定したものの，伸び計との干渉を防ぐ必要があるため，実際に最大のひずみが生じる箇所での測定は困難であった．自己発熱は変形が大きい箇所で顕著に生じると考えられ，最小径部での温度は Fig. 3 に示されるものよりも高かった可能性がある．また，き裂が生じるとその先端ではさらに著しい自己発熱 [24]とそれに伴う SFE の増大が生じると考えられる．Fig. 5 は破面下部領域より取得しているが，Fig. 6 (c)の通り高ひずみ速度においてマルテンサイト変態がほとんど生じていなかったことは，き裂近傍における局所発熱により理解できる．試験中のき裂進展部における局所発熱およびき裂周辺領域における疲労変形組織の詳しい解析は今後の検討課題である．

3 章で述べた通り，ひずみ速度の増加に伴い Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si の極低サイクル疲労寿命は低下するが，本研究の範囲で最もひずみ速度の大きい 2.5%/s（軸方向換算ひずみ振幅 10%）においても疲労寿命は 25 cycles であり，比較対象として示した SUS316 の 2 倍以上であった．上述した通り，ひずみ速度の増加に伴う疲労寿命の低下は自己発熱による変形メカニズムの変化に起因すると考えられる．一方，高ひずみ速度における自己発熱による温度上昇は疲労寿命全体にわたり生じるものであり（Fig. 3），それに伴う $\Delta G^{\gamma\to\varepsilon}$ の上昇も同様である（Fig. 7）．すなわち，寿命初期においては B-TRIP が有効な範囲が存在するために高ひずみ速度においても一般鋼材と比べた場合の長寿命が維持できたと考えられる．また，実際の地震動を想定すると今回のような高速の大変形を疲労破壊まで継続して受け続けるような場合は想定しにくく，むしろ間欠的な変形を生じると考えられる．この場合，高速大変形による自己発熱が生じたとしても除熱が十分になされればそれ以降の疲労変形においては B-TRIP が機能し損傷蓄積メカニズムが有効であると考えられる．すなわち，本研究で取得したようなひずみ速度が高い値で一定のもと行われた場合の疲労寿命は Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si のワーストケースとしての重要性を有する．以上のように Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si は変形に伴う発熱を適正に管理することで，繰返し大変形に対し優れた疲労寿命を示す．同鋼材は極大地震に対する設計余裕度の確保に寄与し，種々の形式の制振ダンパーについて適用可能性を有する．

5 結　　言

制振ダンパー用に開発されたFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Siは双方向γ↔ε変態によるB-TRIPの形態で現れる高い変形可逆性が疲労損傷の蓄積を緩和することで，軸方向全ひずみ振幅が4%以上の領域においてSUS316に対しておおよそ5倍程度の疲労寿命を示し優れた極低サイクル疲労特性を有する．

一方，軸方向全ひずみ範囲振幅10%において軸ひずみ速度を0.1-2.5%/sの範囲で変化させて試験を行ったところひずみ速度が大きくなるにつれて疲労寿命が低下する傾向が見られた．破面観察の結果，低ひずみ速度（長

寿命）ではファセットや二次き裂に特徴づけられる結晶学的な破面様相が見られたのに対し，高ひずみ速度（短寿命）ではこれらの破面特徴はほとんど見られなかった．一方，試験中の試験片表面温度の変化を測定したところ，低ひずみ速度（0.1%/s）ではほとんど温度が変化しないのに対し，高ひずみ速度（2.5%/s）では著しい自己発熱が生じた．また，疲労破断後の破面直下組織についてEBSD測定を行ったところ，低ひずみ速度においてはε-マルテンサイトの形成が認められたのに対し，高ひずみ速度においてはマルテンサイト変態が抑制されていることが明らかとなった．そこで試験片表面温度の変化をγ→ε変態におけるGibbs自由エネルギー差$\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$に換算して評価し，ひずみ速度の影響を変形メカニズムの観点から考察した．すなわち，低ひずみ速度においては寿命全域で$\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon} \lesssim 0$ J/mol（negative close-to-zero $\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$）が保たれ，B-TRIPが有効に働き長寿命が得られるのに対し，高ひずみ速度においては自己発熱により$\Delta G^{\gamma\rightarrow\varepsilon}$が上昇し変形メカニズムがγ-オーステナイトが優位なものに変化するため，B-TRIPによる疲労損傷緩和メカニズムが生じにくくなると考えられる．一方でFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Siは高ひずみ速度においても一般鋼材に対し優れた疲労耐久性を保持していたことから，寿命初期の比較的低温での疲労変形においてはB-TRIPが有効であったと考えられる．

本研究は JSPS 科研費 23K13227, 20K04170, 19K14853 の助成を受けて行われたものである．記して謝意を表する．

参考文献

1) K. Hatanaka, “Cyclic stress-strain response and low-cycle fatigue life in metallic materials”, JSME international journal. Ser. 1, Solid mechanics, strength of materials Vol.33, Issue 1, pp.13-25 (1990).
2) I. Nikulin, T. Sawaguchi, K. Ogawa and K. Tsuzaki, “Effect of γ to ε martensitic transformation on low-cycle fatigue behaviour and fatigue microstructure of Fe–15Mn–10Cr–8Ni–xSi austenitic alloys”, Acta Materialia, Vol.105, pp.207-218 (2016).
3) F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, I. Nikulin, S. Takamori and N. Nagashima, “Improved fatigue life of the newly developed Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si seismic damping alloy”, Procedia Structural Integrity, Vol.19, pp.214-223 (2019).
4) F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, I. Nikulin and S. Takamori, “Fatigue properties and plastically deformed microstructure of Fe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si alloy in high-cycle-fatigue regime”, International Journal of Fatigue, Vol.129, 105224 (2019).
5) F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, S. Takamori and S. Emura, “Transformation-induced plasticity via γ→ε→α’ and γ→ε→γ martensitic transformations in Fe–15Mn–10Cr–8Ni–4Si alloy”, Materials Science and Engineering: A, Vol.833, 142583 (2022).
6) Y. Jiao, S. Kishiki, S. Yamada, D. Ene, Y. Konishi, Y. Hoashi and M. Terashima, “Low cyclic fatigue and hysteretic behavior of U - shaped steel dampers for seismically isolated buildings under dynamic cyclic loadings”, Earthquake Engineering & Structural Dynamics, Vol.44, Issue 10, pp.1523-1538 (2015).
7) S. Kawase, M. Kubota, N. Yamazaki, M. Hada, M. Morosawa, Y. Ishiwata and Y. Yamasaki, “Development of lens shear panel damper using Fe-Mn-Si-based alloy”, Tobishima technical report, Vol.70, pp.45-48 (2022).
8) N. Nagashima, F. Yoshinaka and T. Sawaguchi, “Study on Extremely-Low-Cycle Fatigue of Fe–15Mn–10Cr–8Ni–4Si Alloy”, Materials Transactions, Vol.64, Issue 2, pp.548-554 (2023).
9) M. Kamaya, “Fatigue properties of 316 stainless steel and its failure due to internal cracks in low-cycle and extremely low-cycle fatigue regimes”, International Journal of Fatigue, Vol.32, Issue 7, pp.1081-1089 (2010).
10) F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, S. Takamori, S. Emura and Y. Inoue, “Two-fold improvement of low cycle fatigue resistance of steel by bidirectional transformation-induced plasticity”, International Journal of Fatigue, Vol.171, 107581 (2023).
11) J. Su, X. Wu, D. Raabe and Z. Li, “Deformation-driven bidirectional transformation promotes bulk nanostructure formation in a metastable interstitial high entropy alloy”, Acta Materialia, Vol.167, pp.23-39 (2019).
12) S. M. Vakili, A. Zarei-Hanzaki, A. S. Anoushe, H. R. Abedi, M. H. Mohammad-Ebrahimi, M. Jaskari, S. Sohn, D. Ponge and L. P. Karjalainen, “Reversible dislocation movement, martensitic transformation and nano-twinning during elastic cyclic loading of a metastable high entropy alloy”, Acta Materialia, Vol.185, pp.474-492 (2020).
13) W. Lu, C. H. Liebscher, G. Dehm, D. Raabe and Z. Li, “Bidirectional transformation enables hierarchical nanolaminate dual‐phase high‐entropy alloys”, Advanced Materials, Vol.30, Issue 40, 1804727 (2018).
14) M. Risbet and X. Feaugas, “Some comments about fatigue crack initiation in relation to cyclic slip irreversibility”, Engineering Fracture Mechanics, Vol.75, Issue 11, pp.3511-3519 (2008).
15) H. Mughrabi, “Cyclic slip irreversibilities and the evolution of fatigue damage”, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol.40, pp.431-453 (2009).
16) C. Tan, Q. Sun, G. Zhang and Y. Zhao, “High-cycle fatigue of a titanium alloy: the role of microstructure in slip irreversibility and crack initiation”, Journal of Materials Science, Vol.55, pp.12476-12487 (2020).
17) F. Yoshinaka and T. Sawaguchi, “Characterization of crystallographic fracture surfaces in Fe–33Mn–6Si alloy”, International Journal of Fatigue, Vol.130, 105271 (2020).
18) S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz, S. Migot and N. Guelton, “Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys”, Materials Science and Engineering: A, Vol.387, pp.158-162 (2004).
19) T. Sawaguchi, I. Nikulin,K. Ogawa, S.

Takamori, F. Yoshinaka, Y. Chiba, H. Otsuka, Y. Inoue and A. Kushibe, “Low-cycle fatigue life and plasticity mechanisms of a Fe−15Mn−10Cr−8Ni−4Si seismic damping alloy under cyclic loading at various temperatures”, Acta Materialia, Vol.220, 117267 (2021).

20) I. Nikulin, T. Sawaguchi and K. Tsuzaki, “Effect of alloying composition on low-cycle fatigue properties and microstructure of Fe-30Mn-(6-x)Si-xAl TRIP/TWIP alloys”, Materials Science and Engineering: A, Vol.587, pp.192-200 (2013).

21) T. Sawaguchi, Y. Tomota, F. Yoshinaka and S. Harjo, “Evidence supporting reversible martensitic transformation under cyclic loading on Fe–Mn–Si–Al alloys using in situ neutron diffraction”, Acta Materialia, Vol.242, 118494 (2023).

22) J. Komotori and M. Shimizu, “Microstructural effect controlling exhaustion of ductility in extremely low-cycle fatigue”, Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers Series A, Vol.57, No.544, pp.2879-2883 (1991).

23) M. Koyama, T. Sawaguchi and K. Tsuzaki, “Premature fracture mechanism in an Fe-Mn-C austenitic steel”, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.43, pp.4063-4074 (2012).

24) A. T. Zehnder and A. J. Rosakis, “Experimental measurement of the temperature rise generated during dynamic crack growth in metals, Applied Mechanics Reviewes, Vol.43, Issue 5S, pp. 260-265 (1990).