最近の研究

高疲労耐久性を有する溶接組立制振ダンパーを 実現する Fe-Mn-Cr-Ni-Si 合金の開発

吉中奎貴 $_{1}^{*}$ 澤口孝宏 $_{2}^{*}$ 高森 晋 $_{1}^{*}$ 江村 聡 $_{3}^{*}$ 中村照美 $_{2}^{*}$ 柳樂知也 $_{3}^{*}$ 櫛部淳道 $_{1}^{**}$ 井上泰彦 $_{2}^{**}$ 本村 達 $_{3}^{**}$

1. 背 景

阪神・淡路大震災の経験以来,建築物を地震から守る方策 として最も基本的な耐震に加えて,免震・制震化が推し進め られるようになった.耐震が構造部(柱や梁,壁,床など)の 剛性を高めて倒壊・損壊を防ぐ構造であるのに対し,免震で は建物と地盤の間に免震装置を設置することで揺れが建築物 本体に伝わることを防ぎ,制震では制振装置を建物内部に組 込むことで揺れのエネルギーを吸収し本体が深刻なダメージ を受けることを防ぐ.

制震は、地震の揺れに加え、風なども含めた振動を低減す るという意味で制振とも呼ばれ、制振ダンパーがエネルギー 吸収部材として働くことで、建物本体の揺れの軽減と柱、梁 等の主要構造部材のダメージを最小化する構造設計である. いまや制振構造は鋼構造の高層建築物の7割以上に採用さ れている.免震構造は建物が地盤から絶縁されている構造で あるから地震に対して最も安全が確保できる設計ともいえる が、制振に比べるとコスト高である.また、免震装置は引抜 方向の荷重に弱く、超高層ビルや特殊な形状デザインの建物 では免震構造をとることができない場合がある.そのため、 これらの建築物の地震対策は耐震・制振に頼ることとなる.

さらに超高層ビルについては,長周期地震動による長時間 の大きな揺れが問題となることが広く認知されるようになっ てきた⁽¹⁾. 地震動は様々な周波数成分からなり,その中でも 周期が長いゆっくりとした大きな揺れが長周期地震動であ る. 超高層ビルは固有周期が長いため長周期成分に共振し長時間にわたり大きな揺れが生じる. 長周期地震動は大地震に おいて顕著に生じ,震源から離れた場所まで強さを保ったま ま伝播する特徴がある.実際に,東日本大震災では大阪府に おいても超高層ビルの大揺れが観測された. 建築基準法で示 される極めて稀な地震動は再現期間が500年級とされるが, 東日本大震災以降も熊本地震や北海道胆振東部地震の発生や 30年以内の南海トラフ地震の発生予測など,巨大地震は現 実的な問題として差し迫っている. そのため超高層ビルにつ いても複数回の巨大地震および長周期地震動を経験する前提 での対策が不可欠であり,その中核をなす制振ダンパーにつ いても高耐久化が重要な開発ターゲットとなっている.

制振ダンパーは作動原理によって鋼材ダンパー,粘性ダン パー,オイルダンパーなどに分類できる.これらのうち鋼材 ダンパーは芯材として用いられる鋼材の繰返し弾塑性変形に より地震動のエネルギーを吸収することを作動原理とする (図1).鋼材ダンパーは低コストかつ剛性を有し,さらにメ ンテナンスフリーである点において他に優越するものの,作 動原理上,弾塑性疲労の発生が避けられず疲労耐久性の点で 課題がある.特に,長周期地震動に対しては大振幅の疲労サ イクルを経験することから,鋼材ダンパーは長周期地震動へ の対策技術には適さない.一方,実際の建築物においては複 数種のダンパーを適切に配置することにより全体として優れ た制振構造をなすように用いる.しかし,長周期地震動への 対応のため粘性ダンパー,オイルダンパーを多用せざるを得 なくなるとダンパー本体のコスト増大のほか,これらは剛性

Keywords: *alloy design, fatigue, welding, solidification mode, seismic damper, earthquake* 2022年12月22日受理[doi:10.2320/materia.62.229]

^{*} 物質・材料研究機構:1)主任研究員 2)グループリーダー 3)主幹研究員(〒305-0047 つくば市千現 1-2-1)

^{**} 竹中工務店技術研究所:1)未来·先端研究部長 2)主任研究員 3)研究員

Development of Fe-Mn-Cr-Ni-Si Alloy for Weld Seismic Dampers with High Fatigue Durability; Fumiyoshi Yoshinaka*, Takahiro Sawaguchi*, Susumu Takamori*, Satoshi Emura*, Terumi Nakamura*, Tomoya Nagira*, Atsumichi Kushibe**, Yasuhiko Inoue** and Susumu Motomura**(*National Institute for Materials Science, Tsukuba. **TAKENAKA CORPORATION Research & Development Institute, Inzai)



図1 鋼材ダンパーの概要と動作原理. (オンラインカラー)

に乏しいため構造部についても高剛性化に伴うコストが発生 する.以上を背景として長周期地震動に対応可能な鋼材ダン パーの開発需要が高まり,その実現のためには高い疲労耐久 性の獲得が求められていた.

そこでNIMS, 竹中工務店, 淡路マテリアは産学共同体制を構築し, 鋼材ダンパーの芯材としての活用を前提とした 新鋼材(あるいは鉄系合金)としてFe-Mn-Si系合金の開発 に取組み, 既存鋼材の約10倍の疲労寿命を発揮するFe-15Mn-10Cr-8Ni-4Si合金(第1世代FMS合金)を開発し た⁽²⁾⁽³⁾. さらに,本合金を芯材として用いる長周期地震動対 策としての高耐久性鋼材ダンパーを実現し,一例目の実用事 例として超高層ビル(名古屋市:JPタワー名古屋),二例目 として大型展示場(常滑市:愛知県国際展示場)への適用など 社会実装を進めている⁽⁴⁾⁽⁵⁾.

一方,上記第一例目の実用化に際しては,この時点では FMS 合金に関する溶接技術は必ずしも確立されておらず, 切削加工によるせん断パネル型ダンパーを採用し,機械的接 合(ボルトナット)による組立てを行った.これに対し,第二 例目の実用化においては,長尺・大型化・コストダウンを目 的として,FMS 合金と建築構造用鋼材との溶接を可能とす る溶接ワイヤを開発するとともに連続鋳造圧延プロセスを確 立した.本技術開発によりブレース(筋交い)型ダンパーを開 発・適用した.溶接接合は変形量の小さいブレースと建物本 体との接合部となる FMS 合金と建築構造用鋼材の異材十字 断面の形成のみに限定されるものの,溶接技術により FMS 合金ダンパー技術の汎用性は向上した.

二例目までに用いた技術範囲での問題点は FMS 合金本体 に比べて溶接部が疲労に対し脆弱化してしまう点にある. つ まり、溶接部に疲労変形が加わる設計とすると FMS 合金本 来の疲労耐久性が発揮できなくなることから、疲労変形部は 溶接接合を伴わない FMS 合金単体の平板形状(一字型)とせ ざるを得ず、断面形状に自由度がない点に技術限界があっ た. これに対し、超高層ビルに適用されるブレース型ダンパ ーについては大荷重を保持する必要があり,疲労変形部の十 字,H型断面による大面積化が不可欠である.すなわち, 疲労寿命に優れ高耐力が得られる断面形状を可能とするため には FMS 合金同士の共金溶接技術の確立が必要となる.詳 細については後述するが第1世代 FMS 合金については凝固 割れを生じやすい組成を有し、溶接部の疲労寿命確保は困難 であった.そのため、第1世代と同等の疲労耐久性を保持 しつつ,共金溶接において凝固割れを生じない第2世代 FMS 合金の開発に取組んできた⁽⁶⁾.

本記事では疲労耐久性と凝固割れを生じない凝固特性を両 立する第2世代 FMS 合金の合金設計について解説する.図 2は第2世代 FMS 合金の設計の概略である.詳細について は後述するが,第1世代 FMS 合金の優れた疲労耐久性は初 期組織である FCC 構造の y オーステナイトが疲労サイクル 中に HCP 構造の ε マルテンサイトに変形誘起変態し,さら にこの変態過程が可逆的に生じることにより発現する.近年 ではこのような双方向変態を伴う変形メカニズムは B-TRIP (bi-directional transformation induced plasticity) と呼 ばれ注目を集めている.B-TRIP を活用した耐疲労合金設 計については,初期組織 y オーステナイトと変形により生じ うるマルテンサイト (HCP の ε マルテンサイトおよび BCC の α' マルテンサイト)の相安定性が重要である.特に, y- ε 間の熱力学的相安定性を Gibbs 自由エネルギー $\Delta G^{\gamma-\varepsilon}$ によ



図2 第2世代 FMS 合金の設計指針. (オンラインカラー)

り定量表示し設計基準として用いている.一方,凝固割れを 生じさせないためには液相から固相までの凝固過程における 相変態パス,すなわち凝固モードの制御が重要である. 凝固 割れ感受性を低減させるためには δ フェライト→yオーステ ナイトの順で凝固・変態が進行する FA モードとすることが 有効であることが知られている⁽⁶⁾.また,凝固モードに与え る化学成分の影響についてはフェライト安定化元素量を Cr 当量(Cr_{eq}),オーステナイト安定化元素を Ni 当量(Ni_{eq})と して評価される.そのため Cr_{eq}/Ni_{eq} が凝固特性に関わる合 金設計基準として適用可能である.以上のように、疲労特性 および凝固特性における合金成分の影響をそれぞれ ΔG^{p+e} および Cr_{eq}/Ni_{eq} により表示し、これらを同時に最適化する ことで、疲労過程および凝固過程の双方における相変態挙動 を制御することを第2世代 FMS 合金の設計指針とした.

以降では,疲労および凝固メカニズムそれぞれの観点にお ける合金設計指針を説明し,次に実際に開発された第2世 代FMS 合金の疲労特性および凝固特性を示す.また,最後 に新合金を活用した将来展望についても述べる.

2. 合金設計指針

(1) B-TRIP を活用した耐疲労合金設計

一般に金属疲労といえば、弾性変形の範疇の比較的小さな 荷重を多数回(10⁵~10⁷回)経験することで破壊を生じる高 サイクル疲労を指す.これに対し、巨視的な塑性変形を伴う 荷重を繰返し受ける場合、金属材料は破断までの繰返し数が 10⁴~10⁵回以下の比較的短い寿命域で破壊する低サイクル 疲労を生じる.低サイクル疲労は大型機械の起動停止時や, 高い応力集中が生じる継手部等で問題になるほか、巨大地震 においては低サイクル疲労を原因とする建築物の損傷・破壊 が多数報告されており、低サイクル疲労は耐震設計基準とし ても重要な位置づけにある.

低サイクル疲労の発生を想定して有限寿命設計を適用する とき材料の疲労耐久性としては疲労寿命が重要となる.低サ イクル疲労では一般に巨視的な降伏応力を超える荷重が加わ るため、疲労サイクル中の応力-ひずみ関係はヒステリシス ループを描き応力に対しひずみが一意に定まらないため、疲 労寿命はひずみに対して整理されることが多い. そのため, 通常の低サイクル疲労試験は全ひずみ範囲Δε_t(=塑性ひず み範囲 $\Delta \varepsilon_{p}$ + 弾性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{e}$) を制御値としたひずみ制 御試験により行われる.低サイクル疲労に関する寿命則は種 々提案されているが、疲労寿命 $N_{\rm f}$ と塑性ひずみ範囲 $\Delta \varepsilon_{\rm p}$ が 両対数軸上で線形関係をなすという Coffin-Manson 則が最 もよく知られる(7).前述した通り、低サイクル疲労試験の制 御パラメータには一般に全ひずみ範囲Δε_tが用いられ,ま た、付与するひずみ量が十分大きい場合には $\Delta \epsilon_{\rm p} \gg \Delta \epsilon_{\rm e}$ とな るから $\Delta \varepsilon_n \approx \Delta \varepsilon_t$ として Coffin-Manson 則が適用されること も多い. また, Δε_tを用いることは保守側の評価となる. 一 方,Hatanaka は成分や熱処理履歴の異なる9種類の鋼材に ついて低サイクル疲労試験を実施し、疲労寿命 N_f が全ひず み範囲 $\Delta \varepsilon_t$ に対し式(1)に従うことを示した⁽⁸⁾.

 $(\varDelta \varepsilon_{\rm t} - 0.00251) N_{\rm f}^{0.53} = 1.03 \tag{1}$

式(1)は低サイクル疲労寿命には材質の影響が現れにく いことを示している.一方,近年では一部のTRIP(transformation induced plasticity)/TWIP(twinning induced plasticity)鋼といった先進高強度鋼(advanced high-strength steel: AHSS) や高エントロピー合金(high entropy alloy: HEA)のような FCC(face centered cubic)合金は従来の鉄鋼 材料に対して優れた低サイクル疲労寿命を示すことが報告さ れるようになった⁽⁹⁾⁻⁽¹⁶⁾. たとえば Shao らは Fe-18Mn-0.6C TWIP 鋼の低サイクル疲労特性を調べた. Fe-18Mn-0.6C は $\Delta \varepsilon_{t} = 1\%$ において $N_{f} = 4500$ cycles の寿命を示す が、これは式(1)により求められる一般鋼材の2倍程度に 相当する⁽¹⁴⁾. AHSS や HEA の優れた疲労寿命の源は積層 欠陥エネルギー(stacking fault energy: SFE)が低いことにあ ると指摘されている(17)(18).ここで、金属疲労における転位 運動あるいは変形の可逆性の重要性が予てより指摘されてい る. 転位運動/変形可逆性が高い場合, 疲労損傷の蓄積が緩 和され疲労耐久性の向上に寄与すると考えられる. 金属疲労 における変形可逆性について, Mughrabi はひずみ量が大き くなるほど変形可逆性が損なわれることや、交差すべりの発 生は変形可逆性の低下原因であることを指摘している⁽¹⁹⁾. TRIP/TWIP 鋼や HEA においては交差すべりが生じにくく 転位がプラナー化することで転位運動の可逆性が高いために 優れた疲労耐久性を示すと説明される.

近年, TRIP/TWIP 合金の中でも FCC の y オーステナイ トが HCP (hexagonal closed packing)の ε マルテンサイトと の間での双方向 y $\leftrightarrow \varepsilon$ マルテンサイト変態による新たな TRIP 効果が報告されている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾. Luらはこのような TRIP 効果を B-TRIP と呼称している⁽²¹⁾. また,かねてよ り変形で生じる正方向の y $\rightarrow \varepsilon$ マルテンサイト変態ののち, 加熱により正変態と同じ経路で $\varepsilon \rightarrow y$ 変態が生じることが知 られており,この可逆相変態を形状回復メカニズムとして活 用する Fe-Mn-Si 鉄系形状記憶合金が開発されている⁽²²⁾.

前述の AHSS や HEA の優れた低サイクル疲労寿命の発 現メカニズムを踏まえると、B-TRIP における転位運動の 可逆性は疲労損傷蓄積の緩和(=疲労耐久性の向上)に極めて 有効であると考えられる.筆者らのうち澤口らは鉄系形状記 憶合金 Fe-30Mn-6Si について引張で生じた e マルテンサイ トが、さらに圧縮が加わることによってyオーステナイトに 逆変態することを観察した⁽²³⁾.すなわち、一軸引張につい て報告される B-TRIP に対し、引張-圧縮荷重の加わる疲労 サイクルにおいても双方向 $y\leftrightarrow e$ マルテンサイト変態が生じ ることを報告した.

ここで、双方向 $\gamma \leftrightarrow \epsilon \ \tau \nu$ テンサイト変態が生じるには、 γ オーステナイト- $\epsilon \ \tau \nu$ テンサイト間の相安定性が熱力学的 に釣り合う必要がある.このことを $\gamma \rightarrow \epsilon \ \tau \nu$ テンサイト変 態におけるギブス自由エネルギー差 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ により記述する と、 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} \approx 0$ が B-TRIP を実現するための条件とな る⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾. $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ は式(2)のように分割表記でき、 $\Delta G^{\gamma \to \epsilon}_{chem}$ の項は合金元素 i についてそのモル分率 xi とモル ギブス自由エネルギー $\Delta G^{\gamma \to \epsilon}_i$ および合金元素 i と j の間の 相互作用パラメータ $\Delta \Omega^{\gamma \to \epsilon}_{ij}$ から算出され, $\Delta G^{\gamma \to \epsilon}_{mag}$ は磁 気自由エネルギーである. $\Delta G^{\gamma \to \epsilon}$ は化学成分および温度に 依存する. $\Delta G^{\gamma \to \epsilon}$ の具体的な算出ついては既報⁽²⁵⁾にて報告 している.

$$\Delta G^{\gamma \to \varepsilon} = \Delta G^{\gamma \to \varepsilon}_{\text{chem}} + \Delta G^{\gamma \to \varepsilon}_{\text{mag}}$$

$$\Delta G_{\rm chem}^{\gamma \to \varepsilon} = \sum_{i} x_i \Delta G_i^{\gamma \to \varepsilon} + \sum_{ij} x_i x_j \Delta \Omega_{ij}^{\gamma \to \varepsilon}$$
(2)

さらに、これまでに FMS 合金が十分な疲労耐久性を得る ためには二段階 $y \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ マルテンサイト変態によって生成 される BCC の α' マルテンサイトを抑制する必要があること を報告している⁽⁶⁾⁽²⁴⁾. また、Si 添加が疲労特性に与える影 響を調べ、上記の条件を満たしつつ4 mass%程度の Si を添 加することで疲労寿命が向上することを報告している⁽²⁶⁾.

以上のように,従来鋼材に比べて低 SFE の FCC 合金は 優れた低サイクル疲労特性を発現し,とりわけ第1世代 FMS 合金を含む B-TRIP 鋼は卓越した疲労特性を獲得しう る.B-TRIP 鋼は AHSS の中でも新しいカテゴリーに属す る種であり,今のところ引張特性の改善を念頭に置く研究が いくつか見られる程度である.これに対し,FMS 合金は B-TRIP を疲労特性改善に活用する設計思想に基づくものであ り,長周期地震動に対応可能な制振ダンパー鋼材として十分 な疲労耐久性を発揮する.

(2) 凝固モード制御による凝固割れ感受性低減

アーク溶接は溶融溶接技術を代表し、材料の構造体化にお いて必要不可欠な技術である.一方、アーク溶接は溶融再凝 固を伴うプロセスであるから凝固時に割れが生じると構造の 著しい強度劣化や破壊を招く.そのため、アーク溶接の適用 を図るうえで、合金設計の観点からは凝固割れ感受性を小さ くすることが求められる.ステンレス鋼においては化学成分 に応じて凝固過程でいくつかの凝固モードを示し、凝固モー ドを制御することによって凝固割れや偏析を低減することが 可能である.

ここで、本報において対象とする「FMS 合金」はステン レス鋼と類似した化学成分を有する.ステンレス鋼では以下 の凝固プロセスをたどる4つの凝固モードが知られてい る⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾.

- $\neg T \neg T + (A) = -F : L \rightarrow L + \gamma \rightarrow \gamma$
- $\neg T \neg T = \neg T + \neg T = \neg T + (AF) = \neg T = \neg T + \neg T = \neg$
- $7 \pm 54 + -3 35 \pm 4 + (FA) \pm -5 \pm L + \delta \rightarrow L + \delta + \gamma \rightarrow \delta + \gamma$
- フェライト(F)モード:L→L+δ→δ (L:液相, y:オーステナイト,δ:フェライト)

これらのうち, A モードはオーステナイトのデンドライ ト樹間に不純物元素や合金元素が偏析し融点が低下すること で液相が残留し, 粒界全体が液膜で覆われるため凝固割れ感 受性が高いことが知られている.一方, FA モードではフェ ライトの成長中にオーステナイトが晶出する.この時,液膜 が粒界に島状に形成されることやオーステナイトよりフェラ イトの方が凝固割れ感受性を助長する P や S といった不純 物元素の固溶度が大きいため,最終凝固部での偏析量が低減 するなどの理由により,凝固割れ感受性が減少する.

ステンレス鋼の凝固モードについてはフェライト安定化元 素量を Cr 当量(Cr_{eq}),オーステナイト安定化元素を Ni 当量 (Ni_{eq})とし、その比である Cr_{eq}/Ni_{eq}をパラメータとした予 測手法がよく用いられている. Cr_{eq}/Ni_{eq}の算出式について は複数提案されているが、代表的な Schaeffler によるもの は以下のとおりである⁽²⁹⁾.

 $Cr_{eq} = [mass\%Cr] + [mass\%Mo] + 1.5[mass\%Si]$

+0.5[mass%Nb] (3)

Ni_{eq}=[mass%Ni]+0.5[mass%Mn]+30[mass%C] (4) また, Peng らは多量の Mn(12-27 mass%)を含有する鋼 種について以下を提案している⁽²⁸⁾.

$$Cr_{eq} = [mass\%Cr] + 1.5[mass\%Si]$$
(5)

 $Ni_{eq} = [mass\%Ni] + 1.164[mass\%Mn] + 22[mass\%C]$

(6)

Schaeffler 図は横軸を Cr_{eq} ,縦軸を Ni_{eq} としステンレス 鋼の溶接金属組織(フェライト含有量)の予測によく用いられ るが,Schaeffler 図上に各凝固モード間の境界線を引くこと ができ, Cr_{eq}/Ni_{eq} と凝固モードの関係については以下の通 り報告されている⁽³⁰⁾.

$$\begin{array}{l} A \not \leftarrow - \ ert : \ Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.35 \\ AF \not \leftarrow - \ ert : \ 1.35 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.50 \\ FA \not \leftarrow - \ ert : \ 1.50 < Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.95 \\ F \not \leftarrow - \ ert : \ 1.95 < Cr_{eq}/Ni_{eq} \end{cases} \tag{7}$$

すなわち「第2世代 FMS 合金」については凝固モードを FA とすることが溶接の観点からの合金設計指針であり、そ の目安としては1.50 < $Cr_{eq}/Ni_{eq} < 1.95$ を満たせばよい.一方 で、多量 Mn を含有する合金種についての凝固モードと組 成の関係を報告した例は多くなく、式(3)、(4)あるいは 式(5)、(6)により算出される Cr_{eq}/Ni_{eq} と凝固モードの対 応が上述のものと合致しないことが予想される.そのため 「第2世代 FMS 合金」の開発においては Cr_{eq}/Ni_{eq} を系統的 に変化させた4種類の合金を新たに製造し、「第1世代 FMS 合金」を含めて5種類の合金について凝固過程の予測 および実際の凝固組織の解析を行った.

3. 第2世代 FMS 合金の開発

第2世代 FMS 合金の開発に当たっては公称組成 Fe-15Mn-(10+2X)Cr-(8-X)Ni-4Si(X=0, 0.5, 1, 2, 3)なる合 金を試作した⁽⁶⁾.本合金は第1世代 FMS 合金(X=0)から $\Delta G^{\gamma \to e}$ がほとんど一定となるような比率で Cr/Ni 比を変化 させたものである.これにより,第1世代 FMS 合金の優れ た疲労特性の源である $\Delta G^{\gamma \to e} \approx 0$ を保持しつつ,凝固モー ドをフェライト優位なものに変化させることを狙った.これ らの合金について X の値を用いて X0, X05 のように表記す



る. 公称組成について $\Delta G^{p\to e}$ の値は X の小さい順に-61.5 (X0), -61.7(X05), -58.6(X1), -53.1(X2), -48.2(X3)で あり,第1世代 FMS 合金(X0)とほぼ同一の値である.ま た, Cr_{eq}/Ni_{eq}の値は式(3), (4)を用いると1.03(X0), 1.13(X05), 1.24(X1), 1.48(X2), 1.76(X3)となり,式 (7)の区分に従うのであれば X の増加に伴い凝固モードが A→FA となるような組成である.一方,図3は Thrmo-Calc (TCFE9 データベース)を用いて計算した状態図であ る.各合金の凝固経路は図中に点線で示している.計算状態 図によれば X0(第1世代 FMS 合金)の凝固経路は L→L+ δ →L+ $y+\delta$ →L+y→y であり純粋な A モードとは異なるもの の,ここでは A モードとして取り扱う.一方, Cr_{eq}/Ni_{eq}の 増加により X05 では凝固モードが FA モードとなると予測 された.

材料は Ar 環境で溶解したのち,熱間鍛造,熱間圧延し, 1000℃×1時間のち水冷の熱処理を施した.得られた材料の 実際の化学組成を表1に示す.表には成分の実測値に基づい て計算された $\Delta G^{\gamma \rightarrow e}$ の値も記載した. X0-X2 の室温組織は γ 単相であったが,X3 については γ/δ 二相組織となってお り,さらに圧延時に割れを生じた.X3 は多量の Cr を含有 するため σ 相の影響により脆化したものと考えられる.そ のため,これ以降の検討からは X3 を除いた.

試作合金の疲労特性を調べるため、ひずみ制御低サイクル 疲労試験を実施した.試験は軸ひずみ制御により定格容量 100 kNの油圧サーボ疲労試験機を用いて行った.試験環境 は室温大気環境である.疲労試験片には直径8mm×長さ13 mmの平行部を有する丸棒試験片を用いた.制御波形は三角



図4 低サイクル疲労寿命(ひずみ比 R_{e} =-1,全ひずみ振幅 $\epsilon_{t,a}$ =1%)⁽⁹⁾⁽¹¹⁾⁻⁽¹⁶⁾

波とし,最大ひずみと最小ひずみの比であるひずみ比 R_{ϵ} = -1とした.全ひずみ振幅 $\epsilon_{t,a}$ =1%とし,ひずみ速度は 0.4%/sとした.なお,全ひずみ振幅1%は極めて稀な地震 動におけるダンパーの変形を想定して決定している.得られ た疲労寿命 $N_{\rm f}$ を図4に示す.図中には比較対象として代表 的なオーステナイト鋼であるSUS316の疲労寿命,TRIP/ TWIP鋼の文献値⁽⁹⁾⁽¹¹⁾⁻⁽¹⁶⁾を併せて示している.なお, TRIP/TWIP鋼については見つけられる範囲で R_{ϵ} = -1お よび $\epsilon_{t,a}$ =1%の条件下で良好な低サイクル疲労を示すものを 選んでいる.図4の通り,X0-X2は他鋼種に比べて卓越し た疲労寿命を示した.このことは,B-TRIPが低サイクル 疲労寿命の改善に有効であることを示している.一方,X が増加するに伴い $N_{\rm f}$ が若干減少する傾向が見られた.

疲労破断後の試験片について、疲労変形組織の解析を行った. 観察には FE-SEM (JEOL JSM-7900F)を用いた. また EBSD (electron backscatter diffraction) 測定は TSL DVC5 EBSD system を用いて行った. 測定試料は破断後の試験片 の平行部から荷重軸と平行な断面(縦断面)を切出して採取し た. 測定試料表面には#180-#1200の耐水研磨式による湿式 研磨ののち、過塩素酸エタノール溶液による電解研磨を施し た. 図5は疲労破断後の X0-X2 の組織分析結果をまとめた ものである. (a)-(d)は EBSD 測定による Phase マップであ る. これらのマップにおける相割合は(e)の通りである. 疲 労破断後はいずれの相も多量の ε マルテンサイトが形成され ていた. ε マルテンサイト量は X が増加するに伴い増加する

	Fe (mass%)	${{\rm Mn}\atop{({ m mass}\%)}}$	Cr (mass%)	Ni (mass%)	Si (mass%)	$\Delta G^{\gamma ightarrow arepsilon}$ [J/mol]	${ m Cr_{eq}/Ni_{eq}}$ Eq. 3, 4	$ m Cr_{eq}/ m Ni_{eq}$ Eq. 5, 6
X0	Bal.	15.3	10.2	8.18	3.99	-55.3	1.02	1.51
X05	Bal.	15.0	11.0	7.53	4.00	-60.9	1.13	1.70
X1	Bal.	15.2	12.2	7.16	3.86	-49.2	1.22	1.86
X2	Bal.	16.0	14.0	6.09	3.94	-42.5	1.41	2.28
X3	Bal.	15.0	16.2	5.05	3.91	-43.4	1.76	2.94

表1 Fe-15Mn-(10+2X)Cr-(8-X)Ni-4Siの化学成分.



図 5 疲労組織分析: (a) X0, (b) X05, (c) X1, (d) X2 に関する Phase map および (e) 各鋼種における相割合. (オンラインカラー)

傾向が見られた.また X05-X2 では微量の α' マルテンサイトが検出された.ここで α' マルテンサイトについてはステ ップサイズによる測定限界のため EBSD では適正に検出さ れなかった可能性がある.そこで、フェライトスコープ (Fischer FERITSCOPE FMP30)により別途計測を行った.

EBSD およびフェライトスコープ(FS)による計測値は図(e) 内に記した.Xの増大に伴い α' マルテンサイトの形成量が 増加する傾向が見られた.そのため、Xの増加による疲労 寿命の低下はXすなわち Cr/Niの増加に伴い α' マルテンサ イトの抑制が不十分となり、双方向 $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ マルテンサイト変 態の頻度が減少したために生じたと思われる.

以上の通り,X05 は第1世代 FMS 合金に次ぐ疲労寿命を 示した.また,X1 および X2 についても一般鋼材や文献に 見られる TRIP/TWIP 鋼に比べると長寿命が得られた.一 方,Cr/Niの増加に伴う寿命低下およびα'マルテンサイト 形成量の増加が認められた.

試作合金の凝固特性を調べるため、それぞれの合金につい て溶接ワイヤを用いずに共金 TIG 溶接し隅肉溶接継手を作 製した.溶接条件は電流200-300 A,速度1.67 mm/sとして 行った.図6(a)および(b)は X0 および X05 の隅肉部の組 織観察像である.X0ではデンドライトに沿うように凝固割 れが発生していたのに対し、X05では凝固割れが見られず 良好な凝固組織が得られた.また、(c)および(d)は X0 およ び X05の溶接再凝固部における Fe に関する EDS 測定結果 である.(c)の通り X0 ではデンドライト状に著しい偏析が 見られたのに対し、(d)の通り X05 では偏析が軽減された. 以上の観察結果と図6に示した計算状態図を踏まえると、 X0ではAモード凝固を生じることで顕著な偏析を生じ凝固 割れ感受性が高い一方、X05ではわずかな Cr/Niの増加に より凝固モードが FA に変化し、偏析が低減されるとともに 凝固割れ感受性が抑制されたと考えられる.

表1に示される Cr_{eq}/Ni_{eq} について式(7)に従って凝固モードを予測すると, Schaeffler の式(3),(4)によれば X0 と X05 はともに A モードと判定される.一方, Peng らの 式(5),(6)を用いると X0 は AF モード, X05 は FA モー



図 6 溶接結果: (a) X0, (b) X05 の隅肉部光学観察像および EDS による(c) X0, (d) X05 の Fe マップ.(オンライン カラー)

ドと判定される. そのため,今回対象とする大量 Mn を含 む材料の凝固モード予測においては Peng らの式が有効であ ることが確かめられた.

上記の検討においては、計算状態図および Cr_{eq}/Ni_{eq}に基 づく判定,あるいは偏析と凝固割れの状態から X0 と X05 の間で凝固モードが A から FA に変化したと推定した.し かし、凝固過程における結晶成長および相変態挙動の詳細に ついては不明である.一方,筆者らの一人は大型放射光施設 SPring-8 を用いた放射光 X 線イメージング技術により溶接 凝固過程の直接観察技術を構築し、凝固組織の発達や凝固割 れの形成挙動を明らかにしてきた⁽³¹⁾⁽³²⁾.そこで、同技術を FMS 合金に適用し、アークスポット溶接における凝固過程 を観察した.さらに、in-situX 線回折測定を併用することに より、相変態挙動(凝固モード)を同定した⁽³³⁾.

実験は SPring-8 のビームライン BL20XU 第二実験ハッ チにて行った. 観察システムは X 線光路上に上流側から順 に高速度カメラ, 試料ステージおよび試料, トーチ, 回折 X線用フラットパネル検出器, 透過X線用検出器により構 成される.高速度カメラはアークスポット溶接中の試料温度 測定に用いた.測定はX0およびX05について行った.測 定試料には十分なX線透過量を得るために板厚0.2 mmの薄 板を用いた.X線エネルギーは28 keVとし,観察視野2×2 mmをピクセルサイズ1µm/pixel,フレームレート50 fps で測定した.アークスポット溶接は電流6A, Ar ガス流量 81/minとし,直径約2.5 mmの溶融池を形成させたのち, アークを消弧して凝固させた.

図 7 (a)-(c) に X0, (d)-(f) に X05 の溶融凝固過程の X 線透過像を示す. X0 においては, (a) まず多数の柱状デン ドライトが溶融池周辺から溶融池中央に向け競合しつつ成長 し、(b)中央部で対峙したのち、(c)中央部において凝固割 れが生じ、低強度であるデンドライトの一次アーム間に沿う 凝固割れの進展が観察された.一方,X05においては,(d) 柱状デンドライトが溶融地周辺から中央に向け成長するもの の,(e)固液界面前方における複数の等軸デンドライトの晶 出が見られ、これらの等軸デンドライトの成長が生じること から, (f) 凝固割れは柱状デンドライト側へ進展しなかっ た.図8にX05に関する凝固過程における回折パターンの 経時的変化を示す. (a)-(c)のいずれにおいても液相の存在 を示すハローパターンが検出されている. 同図(b)の通り, 凝固開始直後に(200),(211)のδ相の回折ピークが検出さ れた. すなわち, 最初に晶出した柱状デンドライトはフェラ イト相であると同定できる.一方,図7(e)に見られる等軸 デンドライトの晶出タイミングにおいては図8(c)の通り (200), (220)のy相の回折ピークが現れた. これらのy相 である等軸デンドライトは液相中から核生成により晶出した と考えられる.一方、X0においては δ 相が現れず、 γ 相の



図 7 (a)-(c)X0 および(d)-(f)X05 における凝固過程の X 線 透過像.



図8 X05 における凝固過程のX線回折パターンの変化.(オ ンラインカラー)

みで凝固が完了する観察結果が得られた.以上より,X05 ではFAモード凝固が生じることで凝固割れが抑制されるこ とが明らかとなった.

以上のように、X05(Fe-15Mn-11Cr-7.5Ni-4Si)は良好な 疲労耐久性を有しつつ、凝固割れ感受性を低減した材料であ り、第2世代FMS 合金として求められる性能を満足する.

4. 第2世代 FMS 合金を活用した将来展望

これまで,長周期地震動対策として FMS 合金を用いた制 振ダンパーの社会実装・普及を目指し,FMS 合金の開発に 加えて,その溶接と大型圧延材の製造プロセスなどの工業化 技術に産学連携にて取り組んできた.これにより,二例の実 建物への社会実装に成功し,更に三例目以降の社会実装に向 けた具体的取り組みも進行中であり,着実に普及が進みつつ ある.

一方,超高層建物に求められる耐荷重性を高めるために, ダンパー芯材の疲労変形部を溶接組立によって大断面化する ことが求められる.しかし,第1世代 FMS 合金同士の溶接 は,凝固割れが生じやすく,緻密な溶接施工条件の構築と施 工管理が必要とされてきた.そこで,高い荷重を負担する大 断面の高耐力ダンパーの活用展開を加速するために,溶接し ても割れが発生せず,溶接施工性がよい第2世代 FMS 合金 を開発した.

現在,第2世代 FMS 合金を活用して,超高層建物にて汎 用的に鋼材ダンパーに求められる最大負担荷重4,000 kN 以 上の高い耐力を有するとともに,複数回の巨大地震および長 周期地震動への対応可能とする既存鋼材ダンパーの10倍以 上の疲労耐久性を有する唯一の鋼材ダンパーの開発および社 会実装を目指している.また,力学・疲労性能のみならず, 溶接凝固モードの制御による凝固割れ感受性の低減によって 部材の溶接施工および補修処理などが容易となり,多くの鉄 骨ファブリケータにおける部材製造が可能となったと言え る.すなわち,本研究開発成果が耐疲労制振ダンパー技術の 別用性の向上と低コスト化に寄与し,多様なダンパー部材の 開発につながること,さらには本稿によって建築分野を超え た疲労課題解決への展開を期待する.

文 献

- (1) 佐々木茅乃,永野正行,堀愛里香,野津 厚,川辺秀憲:日本建築学会技術報告集,24(2018),75-80.
- (2) I. Nikulin, T. Sawaguchi, A. Kushibe, Y. Inoue, H. Otsuka and K. Tsuzaki: Int. J. Fatigue, 88(2016), 132–141.
- (3) F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, N. Ilya, S. Takamori and N. Nagashima: Procedia Struct. Integr., 19(2019), 214–223.
- (4) Y. Inoue, A. Kushibe, K. Umemura, Y. Mizushima, T. Sawaguchi, T. Nakamura, H. Otsuka and Y. Chiba: Japan Architect. Rev., 4(2021), 76–87.
- (5) T. Sawaguchi, T. Maruyama, H. Otsuka, A. Kushibe, Y. Inoue and K. Tsuzaki: Mater. Trans., 57 (2016), 283–293.
- (6) F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, S. Takamori, T. Nakamura, G. Arakane, Y. Inoue, S. Motomura and A. Kushibe: Script.

Mater., 197 (2021), 113815.

- (7) Y. Murakami and K. Miller: Int. J. Fatigue, 27(2005), 991-1005.
- (8) K. Hatanaka: JSME Int. J. Ser. 1 Solid Mech. Strength Mater., 33(1990), 13-25.
- (9) T. Hilditch, H. Beladi, P. Hodgson and N. Stanford: Mater. Sci. Eng. A, 534 (2012), 288-296.
- (10) Y. Wen, H. Peng, D. Raabe, I. Gutiérrez-Urrutia, J. Chen and Y. Du: Nat. Commun., 5(2014), 1-9.
- (11) C. Shao, P. Zhang, R. Liu, Z. Zhang, J. Pang and Z. Zhang: Act. Mater., 103(2016), 781-795.
- (12) M. W. Klein, M. Smaga and T. Beck: Metals, 8(2018), 832.
- (13) P. Guo, L. Qian, J. Meng, F. Zhang and L. Li: Mater. Sci. Eng. A, **584**(2013), 133–142.
- (14) C. Shao, P. Zhang, Y. Zhu, Z. Zhang, J. Pang and Z. Zhang: Act. Mater., 134 (2017), 128-142.
- (15) F. Yoshinaka and T. Sawaguchi: Int. J. Fatigue, 130(2020), 105271.
- (16) W. Tasaki, T. Sawaguchi, I. Nikulin, K. Sekido and K. Tsuchiya: Mater. Trans., 57 (2016), 639-646.
- (17) K. Lu, A. Chauhan, M. Walter, A. S. Tirunilai, M. Schneider, G. Laplanche, J. Freudenberger, A. Kauffmann, M. Heilmaier and J. Aktaa: Script. Mater., 194(2021), 113667.
- (18) S. A. A. Shams, J. W. Bae, J. N. Kim, H. S. Kim, T. Lee and C. S. Lee: J. Mater. Sci. Tech., 115(2022), 115-128.
- (19) H. Mughrabi: Metall. Mater. Trans. B, 40(2009), 431-453.
- (20) Y.-K. Lee: Metall. Mater. Trans. A, 32(2001), 229-237.
- (21) W. Lu, C. H. Liebscher, G. Dehm, D. Raabe and Z. Li: Adv. Mater., 30(2018), 1804727.
- (22) A. Sato, E. Chishima, Y. Yamaji and T. Mori: Acta Metall., 32 (1984), 539-547.
- (23) T. Sawaguchi, L.-G. Bujoreanu, T. Kikuchi, K. Ogawa, M. Koyama and M. Murakami: Script. Mater., 59(2008), 826-829.
- T. Sawaguchi, I. Nikulin, K. Ogawa, K. Sekido, S. Takamori, (24)T. Maruyama, Y. Chiba, A. Kushibe, Y. Inoue and K. Tsuzaki: Script. Mater., 99 (2015), 49-52.
- (25) T. Sawaguchi, I. Nikulin, K. Ogawa, S. Takamori, F. Yoshinaka, Y. Chiba, H. Otsuka, Y. Inoue and A. Kushibe: Acta Mater., 220 (2021), 117267.
- (26) I. Nikulin, T. Sawaguchi, K. Ogawa and K. Tsuzaki: Acta Mater., 105 (2016), 207-218.
- (27) N. Suutala, T. Takalo and T. Moisio: Metall. Trans. A, 11

(1980), 717-725.

- (28) H. Peng, Y. Wen, Y. Du, J. Chen and Q. Yang: Metall. Mater. Trans. B, 45(2014), 6-11.
- (29) P. Guiraldenq and O. H. Duparc: Metall. Res. Tech., 114 (2017), 613.
- (30) D. L. Olson: ASM handbook, Volueme 6: Welding, Brazing, and Soldering, ASM International, (1993).
- (31)T. Nagira, D. Yamashita, M. Kamai, H. Liu, Y. Aoki, H. Fujii, K. Uesugi and A. Takeuchi: Mater. Charact., 167(2020), 110469.
- (32) T. Nagira, D. Yamashita, M. Kamai, H. Liu, Y. Aoki, K. Uesugi, A. Takeuchi and H. Fujii: J. Mater. Sci., 56(2021), 10653-10663.
- (33) T. Nagira, T. Nakamura, F. Yoshinaka, T. Sawaguchi, Y. Aoki, M. Kamai, H. Fujii, A. Takeuchi and M. Uesugi: Script. Mater., 216(2022), 114743.

程修了

現職

****** 2018年3月 北海道大学 大学院工学院 博士後期課

吉中奎貴

専門分野:金属疲労 ◎放射光 CT や真空中疲労試験による鉄鋼・チタン合 金の超高サイクル疲労に関する研究を経て,現在 は主に低サイクル疲労への耐久性を念頭に置いた 鋼材開発に従事している.

^{*******}



2018年4月



櫛部淳道

井上泰彦

本村 達