



Evaluation of Residual Stress Distribution in Linear Friction Welded Steel Joint *via* Neutron Diffraction Mapping Measurement

Takayuki YAMASHITA¹* , Tomoya NAGIRA² , Wu GONG³ , Takuro KAWASAKI³ , Stefanus HARJO³ , Kohsaku USHIODA¹ and Hidetoshi FUJII¹

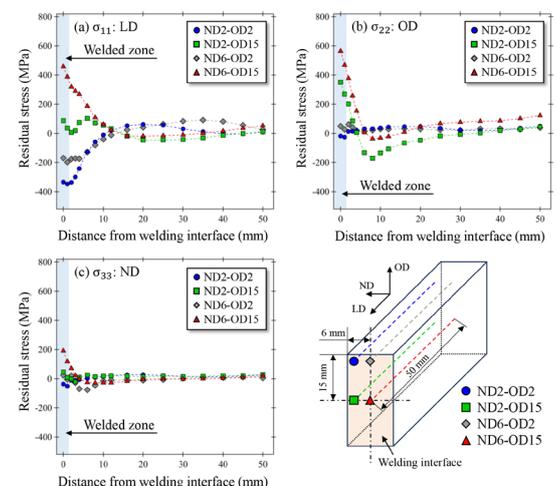
1) Joining and Welding Research Institute, The University of Osaka

2) National Institute for Materials Science

3) J-PARC Center, Japan Atomic Energy Agency

Abstract: In this study, neutron diffraction mapping was performed on linear friction welded joints of a 12 mm thick high-phosphorus weathering steel (SPA-H) to evaluate the distribution of residual stress, dislocation density and crystallographic orientation. Linear friction welding (LFW) was conducted under two applied pressures (100 MPa and 250 MPa). The welded interface primarily consisted of refined ferrite with minor retained austenite and martensite, suggesting that peak temperatures during welding exceeded the A_1 point (the eutectoid transformation temperature) and induced reverse transformation to austenite. However, the joint produced at 250 MPa exhibited a lower welding temperature. At the weld region, grains near the specimen surface were elongated along the oscillation direction (OD), whereas equiaxed grains appeared at the center in both thickness and width directions. Inhomogeneous microstructural distributions were observed near the interface along OD. Both joints exhibited high tensile residual stresses in all directions at the weld center, while compressive residual stresses developed near the surface in the direction perpendicular to the weld interface. The applied pressure had minimal influence on the overall residual stress distribution trend within the tested welding conditions. Dislocation density at the weld interface was higher than that in base metal, and the increase was more pronounced under higher applied pressure. This is attributed to suppressed dynamic recovery caused by the lower welding temperature at higher pressure. Finally, strong texture formation was observed at the welding interface due to plastic flow during welding. The applied pressure had only a limited effect on texture development.

Keywords: linear friction welding; neutron diffraction; residual stress; texture; dislocation density.



Received May 30, 2025; Accepted July 23, 2025; Advance online published July 30, 2025; Published December 15, 2025

* Corresponding author. E-mail: yamashita.takayuki.jwri@osaka-u.ac.jp, Address: The University of Osaka, 11-1 Mihogaoka Ibaraki Osaka 567-0047



© 2025 The Iron and Steel Institute of Japan. This is an open access article under the terms of the Creative Commons Attribution-NonCommercial-NoDerivatives license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>).

中性子回折マッピング測定法を用いた
線形摩擦接合鋼継手の残留応力分布評価山下 享介^{1)*} ・柳樂 知也²⁾ ・ゴン ウー³⁾ ・川崎 卓郎³⁾ 
ハルヨ ステファヌス³⁾ ・潮田 浩作¹⁾ ・藤井 英俊¹⁾ Evaluation of Residual Stress Distribution in Linear Friction Welded Steel
Joint via Neutron Diffraction Mapping Measurement

Takayuki YAMASHITA, Tomoya NAGIRA, Wu GONG, Takuro KAWASAKI, Stefanus HARJO, Kohsaku USHIODA and Hidetoshi FUJII

1. 背景

線形摩擦接合 (Linear friction welding: LFW)¹⁾ は、被接合材同士を突き合わせて線形摺動させた際に生じる摩擦熱を熱源とした固相接合法である。接合界面において摩擦熱により昇温された領域は軟化するが、加圧した状態で線形摺動をするとその領域は主に振動方向およびその垂直方向に沿って接合面外部へばりとして排出される。そして、初期の突合せ面が全てばりとして排出されると新生面同士が当接され接合が達成される。LFWは摩擦攪拌接合 (Friction stir welding: FSW) で用いられるようなツールが不要であることに加えて、1 s 程度の極短時間で接合ができることや被接合材を突き合わせることができれば形状によらず接合ができる特徴がある。そのため、被接合材が丸棒に限定される摩擦圧接²⁾ よりも高い汎用性が期待できる。LFWの最大の特徴はプロセスパラメーターの一つである接合中の印加圧力によって、接合界面の最高到達温度 (接合温度) をある程度予想できる点である。Kuroiwaらは2.6 mm厚の中炭素鋼S45Cに対して、種々の印加圧力でLFWを行い、微視組織形態と接合界面の温度測定から、高圧力を印加するほど接合温度は低下することを見出した³⁾。加えて、材料強度の温度依存性と接合温度に相関があることを示し、S45Cの場合では印加圧力を250 MPa以上とすることで、 A_1 点 (炭素鋼の場合: 723°C) 以下での接合に成功した³⁾。つまり、LFWは接合中の印加圧力によって接合温度をある程度制御でき、接合部の微視組織の制御が可能な接合法であると言える。この結果を踏まえて、Aokiらは焼戻しマル

テンサイトを母相としたSCM440を用いて、接合中の印加圧力と接合部に形成される微視組織の関係を詳細に評価した⁴⁾。高印加圧力とすることで接合部には平均結晶粒径が200 nm以下の超微細粒が得られることを明らかとした。LFWは接合温度を制御でき、低温での接合も可能であることから割れなどが課題となる難接合材への適用も期待できる。しかし、LFWに関する研究の大半は航空機エンジン用部材として実用化もなされているTi合金^{1,5,6)} であり、鉄鋼材料に対する報告は限定的である。LFWをより汎用的な技術として普及させるためには、鉄鋼材料に対するLFWの基礎的な知見が必須である。そのため、接合部に形成される微視組織の評価だけでなく、継手の有する機械的特性とその接合条件との関係を理解することが重要であると予想される。

鉄鋼材料のLFW継手における機械的特性と接合条件の関係については、硬さ分布⁴⁾、引張特性^{3,7)}、水素脆化挙動⁸⁾ についてはすでに調査が行われている。加えて、実用上最も重要な機械的特性の一つである疲労特性については他の機械的特性よりも比較的多くの報告がなされている。Wangらは溶接構造用鋼板SMA490AWおよび耐候性鋼SPA-HのLFW継手における疲労特性を評価した^{7,9)}。その結果、LFW継手から採取した試験片では母材とほぼ同等の疲労強度を有することを明らかとした。MiaoらはLFW継手の接合ままにおける疲労寿命を評価した¹⁰⁾。接合プロセスの終了直後に高圧力を印加することで継手止端部形状における応力集中の低減に成功し、LFW継手の疲労特性が向上する知見を得た。さらにMiaoらは、LFWの接合プロセ

2025年5月30日受付 2025年7月23日受理 2025年7月30日早期公開 2025年12月15日発行 (Received May 30, 2025; Accepted July 23, 2025; Advance online published July 30, 2025; Published December 15, 2025)

1) 大阪大学接合科学研究所 (Joining and Welding Research Institute, The University of Osaka)

2) 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science)

3) 日本原子力研究開発機構 J-PARCセンター (J-PARC Center, Japan Atomic Energy Agency)

* Corresponding author. E-mail: yamashita.takayuki.jwri@osaka-u.ac.jp, Address: The University of Osaka, 11-1 Mihogaoka Ibaraki Osaka 567-0047



スの終了直後に増加させた印加圧力が、LFW継手の疲労特性に影響すると予想される因子(継手止端部の応力集中係数、接合部の微視組織および残留応力)に与える影響について詳細な調査も行い、応力集中係数の低減が最も疲労寿命の向上に寄与する可能性を見出した¹¹⁾。上述のように、LFWの接合部に形成される微視組織や種々の機械的特性についてはその数は限られているが、いくつかの研究報告はなされている。しかし、LFW継手の健全性を保証し、その汎用性を拡大するためには、接合中の急速加熱・冷却により必ず導入される残留応力¹²⁾についても理解を深めることが重要である。特に、LFWは接合中に塑性変形を伴うプロセスであることから、残留応力分布は通常の溶融溶接の残留応力分布^{13,14)}よりも複雑になると予想される。LFWで作製された突合せ継手の残留応力分布については、コンター法¹⁵⁻¹⁷⁾、放射光X線¹⁸⁻²⁰⁾および中性子回折法^{16,17)}による測定が行われているが、いずれもTi合金やAl合金、Ni合金に対する結果であり、鉄鋼材料のLFW継手に対する報告は非常に少ない。鉄鋼材料のLFW継手に対する残留応力測定はGadallahらによるX線回折法とコンター法を用いた報告がある²¹⁾。彼らは2 mm厚の中炭素鋼S45Cに対して種々の接合中の印加圧力でLFWを行い、継手の残留応力分布を測定した。その結果、接合中の印加圧力を増加させると、接合線方向に沿った残留応力は減少し、接合線に対して垂直な方向の残留応力は増加することを見出した。しかしながら、構造部材として重要となる板厚6 mm以上の厚鋼板の残留応力分布は検討されていない。厚鋼板の場合、接合界面における接合中の温度分布や塑性流動の挙動が薄板とは異なると予想される。そのため、継手の表面と内部で残留応力分布も異なる可能性がある。厚鋼板のLFW継手の残留応力分布や接合部とその近傍領域の微視的特徴を明確化することは、LFWの汎用性や継手の信頼性を向上させていく上で重要な基礎的知見として資することが期待できる。

そこで本研究では、橋梁などの社会インフラ構造物に用いられる耐候性鋼の厚鋼板を対象として低印加圧力および高印加圧力でLFW継手を作製した。そして、得られた継手に対して中性子回折マッピング測定を行うことで厚鋼板LFW継手の残留応力分布とその分布に対する接合中の印加圧力の影響を評価した。加えて、中性子回折パターンを解析することで得られる転位密度と結晶方位の分布を調査することで、厚鋼板LFW継手の微視的特徴と接合条件の関係を明確化することを試みた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼と接合条件

供試鋼として30 mm幅、63 mm長、12 mm厚の市販の高耐候性圧延鋼材SPA-H: JIS G3125の厚鋼板を用いた。Table 1に供試鋼の化学組成を示す。供試鋼は炭素量0.08 wt%の低炭素鋼であるが、P量が高いため、溶融溶接が困難な材料である。Fig.1 (a)にLFW継手の模式図と試料座標系の定義を示す。図中のLD、OD、NDはそれぞれ加圧方向(Loading direction: LD)、振動方向(Oscillation direction: OD)、法線方向(Normal direction: ND)を意味している。また、LD方向は圧延方向と平行である。LFWは周波数を15 Hz、振幅を1.5 mmで一定として実施した。接合中の印加圧力は接合欠陥を伴わない条件範囲で、従来知見³⁾を参考に接合温度が比較的高温および低温となるように100 MPaおよび250 MPaとした。以降、各印加圧力で得た継手をそれぞれLFW100およびLFW250と称する。

Table 1. Chemical composition of the base metal. (wt%)

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Fe
SPA-H: JIS G3125	0.08	0.44	0.39	0.087	0.003	0.27	0.17	0.64	Bal.

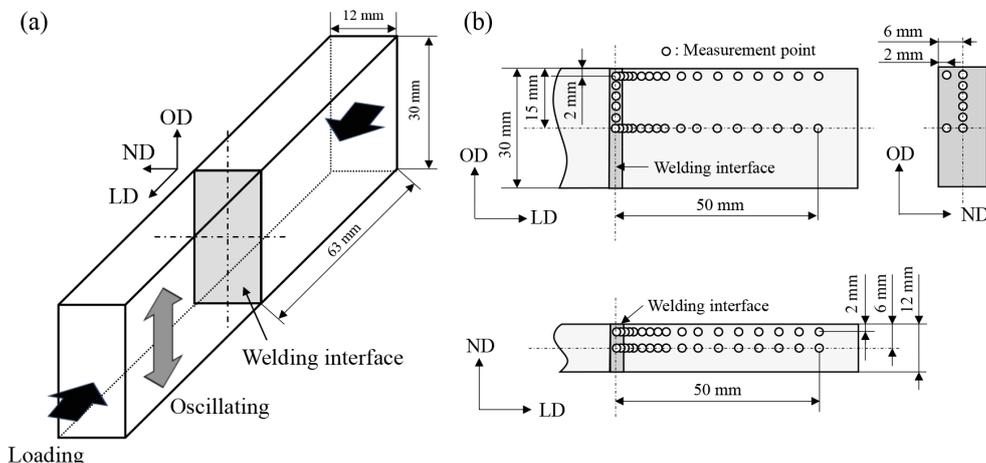


Fig. 1. Schematic of (a) LFW joint and definition of sample coordinate system and (b) neutron diffraction measurement positions for the LFW joints perpendicular and parallel to the welding interface.

2・2 微視組織観察

微視組織観察には走査型電子顕微鏡 (Scanning electron microscopy: SEM) および電子線後方散乱回折 (Electron backscattered diffraction: EBSD) 法を用いた。微視組織観察用の試験片はワイヤカット放電加工によって接合部から採取した。試験片ND面を耐水研磨紙 (#240~#4000) で研磨した後に、 -15°C に保持した過塩素酸エタノール (過塩素酸: エタノール=1:9) を用いて、電圧34 Vで30 s間の電解研磨で鏡面とした。EBSD測定は加速電圧を15 kV、ステップサイズを $0.05\ \mu\text{m}$ として実施した。なお、信頼性指数 (confidence index: CI) の値が0.05以下の測定点はノイズとして除外した。

2・3 中性子回折

中性子回折マッピング測定は大強度陽子加速器施設 J-PARC の物質・生命科学実験棟 MLF に設置された飛行時間型工學材料回折装置「匠 (TAKUMI)」²²⁾にて実施した。測定に際して、継手に形成されたばかりは耐水研磨紙 (#80~#2000) で研磨し取り除いた。Fig.1 (b) にマッピング測定位置の模式図を示す。接合線垂直方向のマッピング測定では、ND表面から2 mmおよび6 mm (板厚中心)、OD表面から2 mmおよび15 mmの4か所に対して測定を実施した。Fig.1 (b) に示すLDに沿ったそれぞれの測定位置は以降、ND2-OD2、ND2-OD15、ND6-OD2、ND6-OD15とそれぞれ称する。また、OD表面に近い測定点 (ND2-OD2、ND6-OD2) を板幅端部、OD表面から15 mmの測定点 (ND2-OD15、ND6-OD15) を板幅中心とそれぞれ称する。接合線平行方向のマッピング測定では、接合界面の板厚中央部に対してODに沿って測定を実施した。各測定点における測定時間は回折ピークの強度が解析をする上で十分となるように7.5 min~10 minの間の任意の時間とした。Fig.2に中性子回折の装置と試験片のレイアウトに関する模式図を示す。試験片は入射中性子ビームに対して 45° 方向に配置することで、LDまたはODとNDの格子面間隔を測定できる。Fig.2 (a) に示すレイアウトではLDおよびNDに沿ったデータを、Fig.2 (b) に示すレイアウトではODおよびNDに沿ったデータをそれぞれ取得した。入射ビームのサイズはスリットにより2 mm幅×2 mm高とし、2 mm幅の1対のラジアルコリメータを使用して、中性子回折のゲージ体積を $2\ \text{mm} \times 2\ \text{mm} \times 2\ \text{mm}$ とした。中性子ビーム強度は800 kWであった。残留応力の算出に必要な基準の平均格子面間隔の測定にはクーポン試料を用いた。クーポン試料は、接合前の母材および接合界面から2 mm角の試料をワイヤカット放電加工機を用いて採取し、それらを市販の瞬間接着剤で張り合わせて6 mm角となるよう作製した。クーポン試料に対する中性子回折測定は、クーポン試料の中心に対してLFW継手の場合と同様のサイズのスリットとラジアルコリメータを用いて10 min間実施した。

2・4 データ解析方法

得られた中性子回折の測定データはリートベルト解析ソフトウェア「Z-Rietveld」²³⁾を用いて解析した。各測定点における平均格子面間隔 d_{ii} ($ii = 11, 22, 33$) をポーリー法により算出した。得られた d_{ii} を用いて以下の式により各方向に沿った格子ひずみ ($\varepsilon_{ii}, ii = 11, 22, 33$) を導出した。

$$\varepsilon_{ii} = \frac{d_{ii} - d_{0,ii}}{d_{0,ii}} \dots\dots\dots (1)$$

ここで $d_{0,ii}$ ($ii = 11, 22, 33$) は残留応力のない状態の基準格子面間隔であり、母材およびLFW接合部から作製したクーポン試料から得た値を使用した。なお、LFW100およびLFW250のクーポン試料から得た値は接合界面が含まれると考えられる解析点のみに適用し、それ以外の点については母材のクーポン試料から得た値を使用した。11はLD、22はOD、33はNDに対してそれぞれ平行な方向を意味している。各方向に沿った残留応力 σ_{ii} ($ii = 11, 22, 33$) は得ら

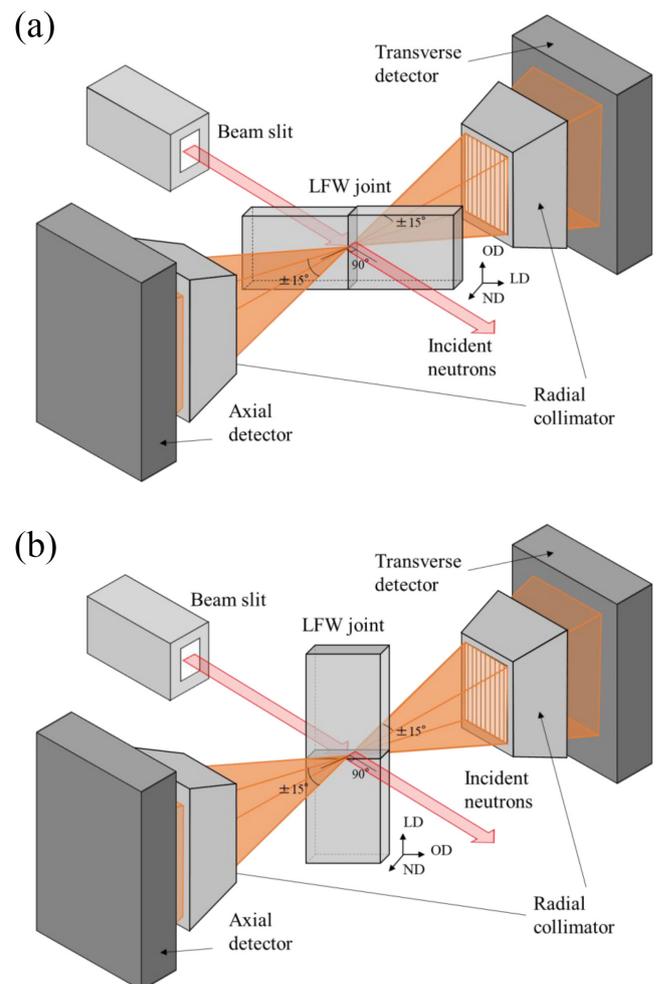


Fig. 2. Schematic illustration of experimental setups of TAKUMI instrument. (a) The joint is aligned to measure with scattering vectors parallel to the LD and ND. (b) The joint is aligned to measure with scattering vectors parallel to the OD and ND. (Online version in color.)

れた3方向の格子ひずみを用いて以下の式により求められる。

$$\sigma_{ii} = \frac{E}{1-\nu} \left[\varepsilon_{ii} + \frac{\nu}{1-2\nu} (\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}) \right] \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 E は弾性定数、 ν はポアソン比である。本研究では弾性定数は等方的であると仮定し、 E は206 GPa、 ν は0.3とした。任意の hkl 結晶粒群の半値全幅 (Full width at half maximum: FWHM) は同様のソフトウェアを用いてLD, OD, NDの各方向から取得し、それらの平均値を用いた。LFW継手内の結晶方位分布は、110- α の回折ピークの積分強度を用いて評価した。なお、各測定点における積分強度は、接合界面から最も離れたLD: 50 mmの測定点を基準として規格化した。接合界面の集合組織および任意の測定点におけるマイクロひずみと結晶子サイズは「MAUD」ソフトウェア²⁴⁾を用いて求めた。

3. 結果と考察

3.1 接合部の微視組織

Fig. 3 (a) に母材の板厚中心付近から得た二次電子像を示す。母材は主相フェライトとパーライトから構成されていた。主相フェライトの平均結晶粒径は13.9 μm であり、等軸状であった。第二相であるパーライトはフェライト粒界上に分散しており、その体積率は約10%であった。Fig.3 (b)

に母材の結晶方位マップにImage quality (IQ) マップを重ね合わせた図を示す。パーライトの領域はIQ値が低く暗いコントラストとなっていた。Fig.3 (c) にFig.3 (b) と同視野から得た局所方位差 (Kernel average misorientation: KAM) マップを示す。フェライト粒内にはサブグレイン様のKAM値の高い領域が存在した (図中白矢印)。そのため、母材は熱間加工され回復した組織であると示唆された。

Fig.4に母材、LFW100およびLFW250のクーポン試料について、Fig.2に示すAxial detector側から得たピークプロファイルを示す。Fig.4 (a) に示すように母材はBCC構造由来のピークのみであった。それに対して、Fig.4 (b) およびFig.4 (c) に示すLFW100およびLFW250ではBCC構造由来のピークに加えて、FCC構造由来のピークが存在した。そのため、いずれのLFW継手においても接合中の最高到達温度は A_1 点以上であり、残留オーステナイトが残存したと考えられる。リートベルト精緻化法により求めた残留オーステナイト量はLFW100およびLFW250でそれぞれ4.2%と3.1%でありLFW250の方がLFW100よりも若干残留オーステナイト量は少なかった。いずれの継手も残留オーステナイト量は少なく残留応力に対する影響はBCC相と比較して非常に小さいと考えられる。そのため、残留応力はBCC相のみを考慮して算出した。

Fig.5にLFW100の接合部から得た結晶方位マップ、相マップおよびKAMマップを示す。なお、結晶方位マップおよび相マップにはIQ (Image quality) マップを重ね合わ

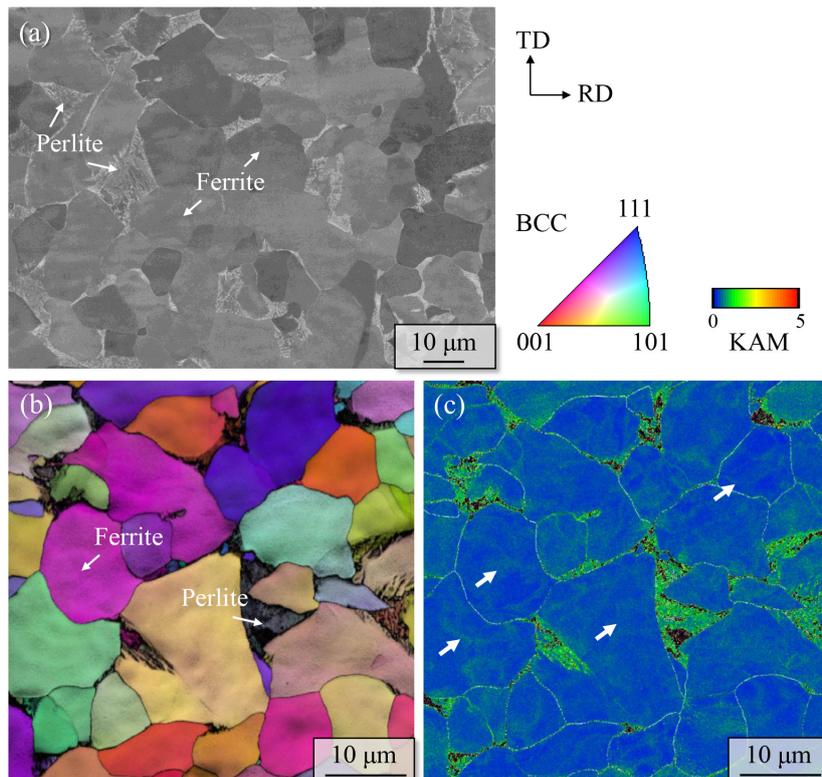


Fig. 3. Microstructure of the base metal: (a) secondary electron image, (b) inverse pole figure map, and (c) kernel average misorientation map. RD and TD denote the rolling direction and transverse direction, respectively. (Online version in color.)

せてある。結晶方位マップは観察方向であるNDから解析した結果である。観察視野は接合界面上(LD: 0 mm)の中性子回折の測定位置(ND2-OD2, ND2-OD15, ND6-OD2, ND6-OD15)に対応した位置とした。結晶方位マップより, Fig.5 (a) およびFig.5 (c) に示す板幅端部(ND2-OD2, ND6-OD2)では, 結晶粒はODに沿って伸長し, NDに対して $\langle 110 \rangle$ と $\langle 111 \rangle$ に配向した結晶粒が多く存在した。それに対して, Fig.5 (b) およびFig.5 (d) に示す板幅中心(ND2-OD15, ND6-OD15)では, 結晶粒は等軸状であり, 結晶方位も比較的ランダムであった。平均結晶粒径は, 板幅端部の方が板幅中心よりも $0.5 \sim 1 \mu\text{m}$ 程度微細であった。Fig.5 (e) ~Fig.5 (h) に示す相マップでは, いずれの視野でも図中白矢印で示すように残留オーステナイトが観察された。EBSD法で得た残留オーステナイト量はいずれの視野も1%程度であり, 中性子回折法から得た値よりも低くなった。これは残留オーステナイト粒径が非常に小さかったためにEBSDでは数え落としが生じたためであると考えられる²⁵⁾。フェライトであると考えられるBCC構造の結晶粒の粒界上には, IQ値が低く黒いコントラストの結晶粒が分散していた。LFW100では残留オーステナイトが存在していたことから, 接合中の最高到達温度は A_1 点以上まで昇温されたと予想される。したがって, このようなIQ値の低い領域はマルテンサイトであると考えられる。Fig.5 (i) ~Fig.5 (l) に示すKAMマップより, いずれの観察視野においてもフェライト粒内に低角粒界に対応した局所方位差が散見された。BCC構造であるフェライトは積層欠陥エネルギー

ギーが高いため, FSWのような強加工と入熱を伴うプロセスでは動的回復が支配的となり, 連続動的再結晶を示すことが知られている²⁶⁻²⁸⁾。本研究のLFWにおいても接合部では強加工と入熱を伴うことから, FSWの場合と同様に動的回復が支配的であったと示唆される。

Fig.6にLFW250の接合部から得た結晶方位マップ, 相マップおよびKAMマップをそれぞれ示す。結晶方位マップと相マップにはIQマップを重ねて示してあり, 結晶方位マップは観察方向であるNDから解析した結果である。観察位置は接合界面上の中性子回折の測定位置に対応した領域とした。Fig.6 (a) および6 (c) に示す板幅端部では, LFW100と同様にODに伸長した結晶粒を呈し, 結晶方位は $\langle 110 \rangle$ を有する結晶粒が大半であった。Fig.6 (b) および6 (d) に示す板幅中心では, 比較的等軸状の結晶粒から構成されていた。平均結晶粒径はいずれの観察視野もLFW100と比較してわずかに微細であった。Fig.6 (e) ~Fig.6 (h) に示す相マップではLFW100と同様に残留オーステナイトとIQ値の低い暗いコントラストの領域が観察された。そのため, LFW250も接合部では試料表面と内部のいずれも A_1 点以上まで昇温されたと推察される。Fig.6 (i) ~Fig.6 (l) に示すKAMマップでは, LFW100と同様に低角粒界に対応した局所方位差がフェライト粒内に存在していた。各図中に示す平均KAM値の値はLFW100よりも視野によらず若干高い値を示した。KAMは幾何学的に必要な転位(Geometrically necessary dislocation: GN転位)密度と対応していることが知られている²⁹⁾。そのため, LFW250の方がLFW100よりも接合界面の転位密度は若干高い可能性がある。

いずれの継手も板幅端部(ND2-OD2およびND6-OD2)ではODに伸長した結晶粒であり, 板幅中心(ND2-OD15およびND6-OD15)では等軸状であった。これは試料が厚鋼板であったことが関連していると示唆される。Shotriらは, 有限要素解析を用いたシミュレーションにより板厚2 mmの中炭素鋼LFW継手の接合界面における温度分布を推測している³⁰⁾。その結果, 試料中心の方が試料表面よりも接合温度は高温となることを見出した。本研究の継手は厚鋼板であることから, 試料内部ではより蓄熱しやすくなっている可能性があり, 接合界面の温度分布は表面側と内部で薄板の場合よりもより不均一となると推察される。また, Shotriらは接合温度だけでなく, 接合界面における接合中の応力分布や速度ベクトルを通じた変形挙動が不均一であり, 試料表面へのばりの排出が不均一に生じることを指摘している。本研究においても板幅端部では板幅中心よりも板厚方向へのばりの排出量が少なかったと考えられる。このように板幅中心や板幅端部で温度分布や塑性流動の挙動が異なることで, 動的再結晶の挙動が変化し, 微視組織の形態も変化したと推察される。

EBSD法により得られた結晶方位マップは集合組織の形

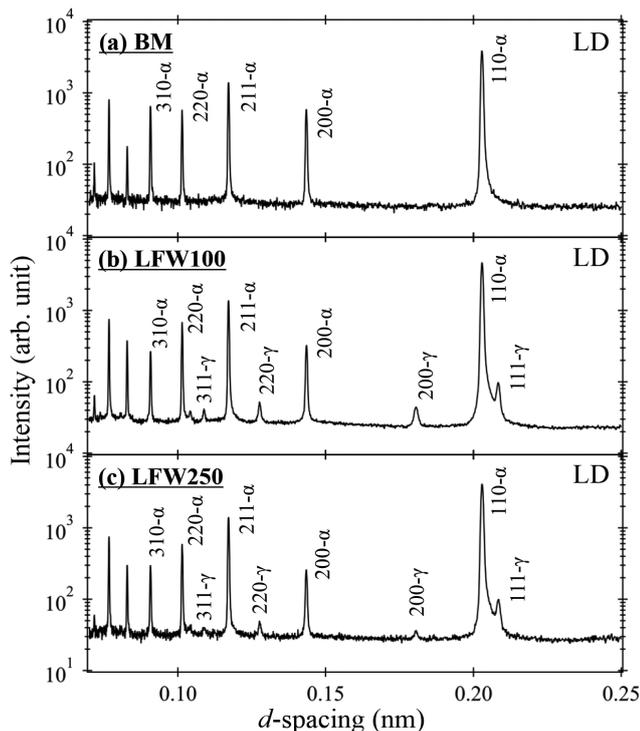


Fig. 4. Diffraction patterns obtained from d_0 coupon: (a) base metal, (b) LFW100, and (c) LFW250.

成を示唆していた。そこで、より広範な範囲における配向について検討するために中性子回折パターンから逆局点図を推定した。Fig.7にLFW100およびLFW250の接合界面における各中性子回折の測定点から得た逆極点図を示す。Fig.7 (a) に示すLFW100では、いずれの測定点においてもLDに<110>が、ODに<111>がそれぞれ強く配向していた。それに対して、NDでは板幅端部では<110>と<111>に配向していたが、板幅中心では比較的ランダムとなっていた。これはFig.5に示す微視組織観察の結果と一致している。それに対して、Fig.7 (b) に示すLFW250では、ODに<111>が強く配向している点はLFW100と同様であるが、LDに対する<110>の配向がLFW100よりも弱くなっていた。この原因として、接合中の印加圧力が増加したことで、接合中の接合界面とその近傍領域における塑性流動の挙動が変化することが考えられるが、その詳細は現時点では不明で

あり、今後の検討課題である。

以上より、本研究の接合条件の範囲では、接合中の印加圧力によらず接合温度は A_1 点以上であったと推察された。加えて、板幅端部と板幅中心では微視組織の形状は異なっており、接合界面では不均一な微視組織となっていることが明らかとなった。

3・2 残留応力分布

Fig.8にLFW100のLDに沿った残留応力分布を示す。Fig.8 (a) に示す σ_{11} の分布は板幅端部に近いND2-OD2およびND6-OD2では接合界面近傍に圧縮残留応力が導入されたが、板幅中心で試料ND面に近いND2-OD15では接合界面近傍にはわずかな引張残留応力が存在した。それに対して、試料中心であるND6-OD15には、500 MPa程度の高い引張残留応力が存在した。いずれの測定位置においても接合界面から10 mm程度離れるとほぼ残留応力はゼロと

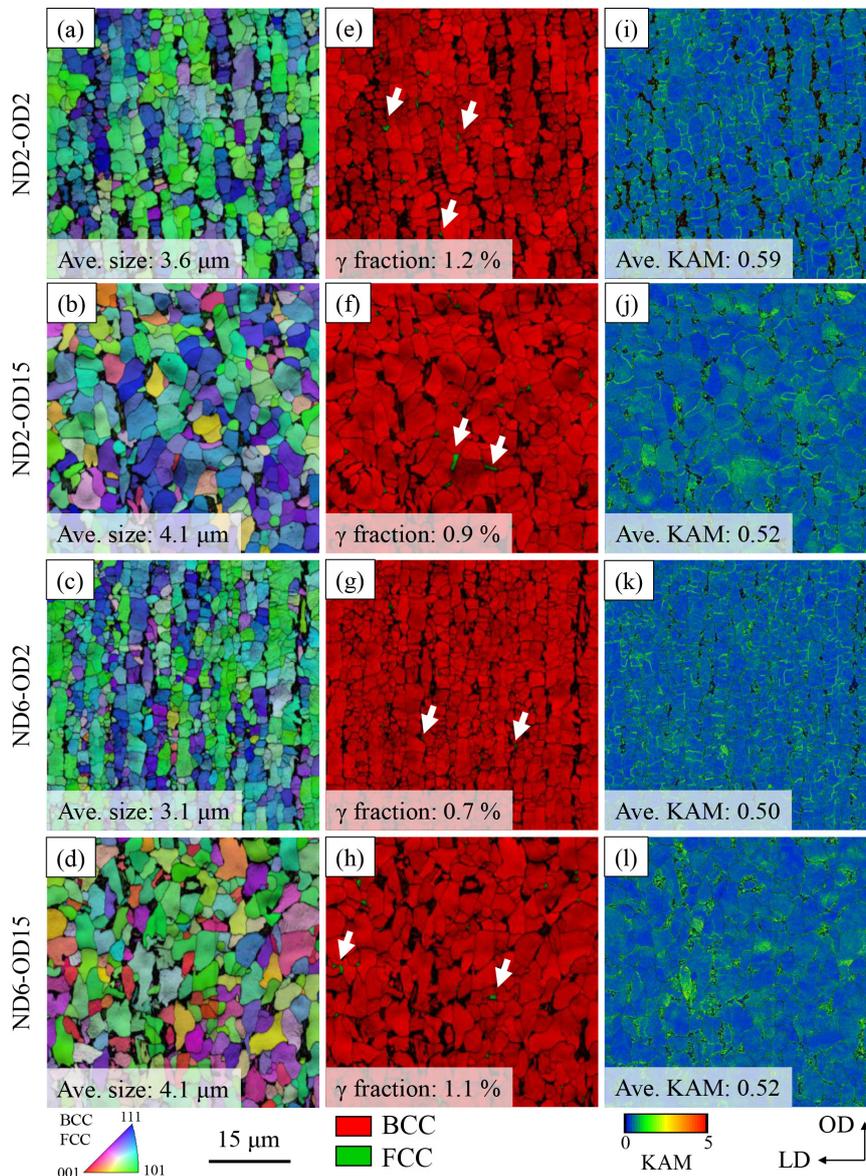


Fig. 5. Microstructure at the welding interface of LFW100 corresponding to the neutron diffraction measurement position: (a) to (d) inverse pole figure map, (e) to (h) phase map, and (i) to (l) kernel average misorientation map. (Online version in color.)

なった。Fig.8 (b) に示す σ_{22} は、板幅端部ではほとんど残留応力はゼロであったのに対して、板幅中心では接合界面とその近傍で高い引張残留応力を示し、接合界面から8 mm程度離れた位置では圧縮残留応力が分布していた。特に、試料中心であるND6-OD15の接合界面には600 MPa程度の非常に高い引張残留応力が導入されていた。Fig.8 (c) に示す σ_{33} は、他の方向とは異なり、試料中心であるND6-OD15を除いてほぼ残留応力はゼロであった。試料中心のND6-OD15には接合界面において200 MPa程度の引張残留応力が存在した。

Fig.9にLFW250のLDに沿った残留応力分布を示す。Fig.9 (a) に示す σ_{11} の分布の傾向は、LFW100とほとんど同様であったが、測定位置によらず数10 MPa程度低い値を示した。Fig.9 (b) に示す σ_{22} は板幅中心で高い引張残留応力を示し、その値はLFW100よりも50 MPa程度高かった。

た。板幅中心において接合界面から8 mm程度離れた位置では、 σ_{22} はLFW100よりも大きな圧縮残留応力を示した。Fig.10 (c) に示す σ_{33} は、他の方位と比較して残留応力の値は小さいが、ND2-OD2を除き接合界面で引張残留応力を示した。その値はLFW100よりも高かった。

Fig.10に板厚中心におけるODに沿ったLFW100とLFW250の接合界面上の残留応力分布を示す。なお、横軸は板幅中心からの距離とした。Fig.10 (a) に示す σ_{11} は、板幅中心ではいずれの継手も高い引張残留応力を示し、板幅端部に近づくにつれて引張残留応力は減少し、圧縮残留応力へと転じた。Fig.10 (b) に示す σ_{22} は、いずれの継手も板幅中心で引張残留応力であり、板幅端部では残留応力はほぼゼロとなった。Fig.10 (c) に示す σ_{33} は他の方位よりも板幅中心における引張残留応力の値は小さい。そして、板幅端部に近づくにつれて圧縮残留応力へと転じた。

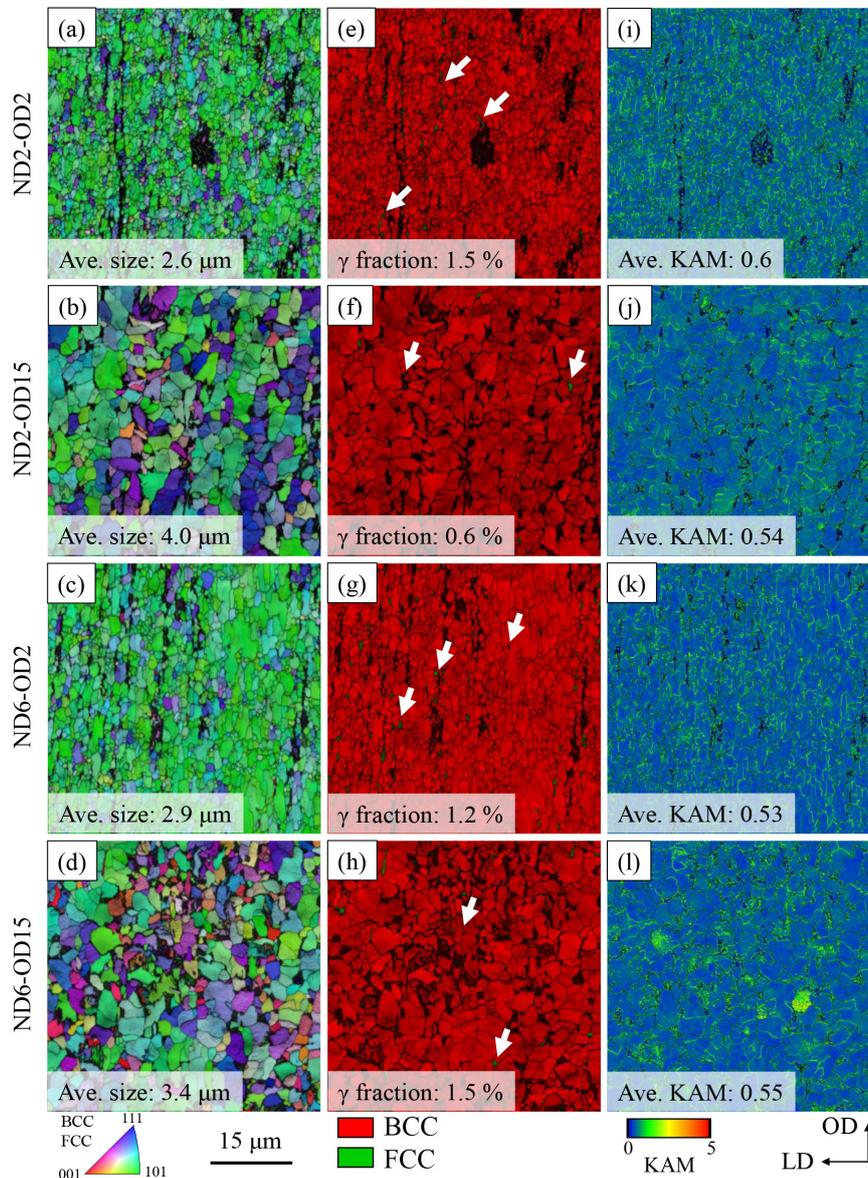


Fig. 6. Microstructure at the welding interface of LFW250 corresponding to the neutron diffraction measurement position: (a) to (d) inverse pole figure map, (e) to (h) phase map, and (i) to (l) kernel average misorientation map. (Online version in color.)

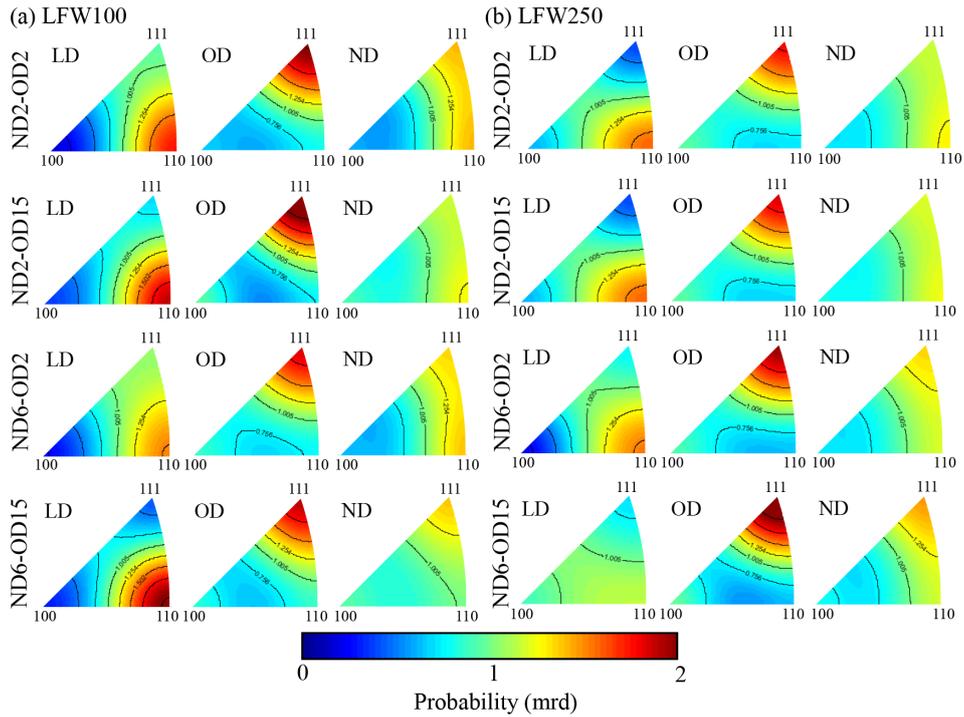


Fig. 7. Inverse pole figures at the joint interface obtained from neutron diffraction pattern: (a) LFW100 and (b) LFW250. (Online version in color.)

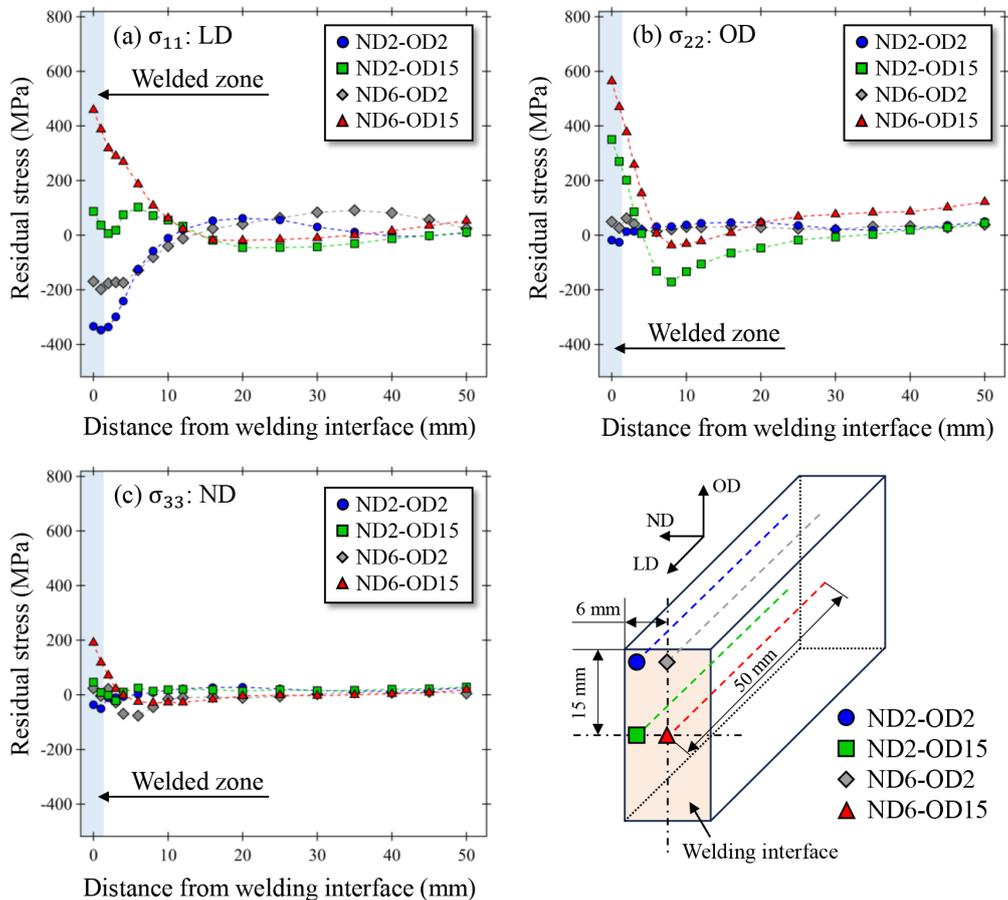


Fig. 8. Residual stress distribution of LFW100 as a function of distance from the welding interface along the LD: (a) σ_{11} , (b) σ_{22} , and (c) σ_{33} , respectively. (Online version in color.)

供試鋼であるSPA-H: JIS G3125の降伏応力は厚さ6.0 mm以上の場合、0.2%耐力は355 MPa以上と規定されている³¹⁾。いずれの継手も接合線付近ではJIS規格で規定されている降伏応力よりも高い σ_{22} を示した。しかし、接合部は動的再結晶により微細化し転位密度も比較的高いため、その降伏応力は導入された残留応力以上の値となっていると考えられる。そのため、得られた残留応力の値は妥当であると推察される。

LFW継手の残留応力分布は、急速加熱・冷却に伴う熱収縮、接合部におけるマルテンサイト変態、線形摺動に伴う変形によって形成されると考えられる。上述の結果を踏まえて、残留応力分布に対する接合中の印加圧力（接合温度）およびマルテンサイト変態の影響について検討するとともに、継手の中心部で全ての方向に対して引張残留応力となった原因について考察する。

LFW100およびLFW250の残留応力分布は値の絶対値に若干の差異はあるが傾向はほとんど同じであったことから、本研究で実施した範囲内では接合中の印加圧力は残留応力分布にほとんど影響していないと考えられる。接合中の印加圧力の大きな継手ほど接合温度は低いと考えられるが、微視組織から予想される接合温度はいずれの継手も A_1 点以上となっていた。そのため、いずれの継手も室温と比

較すると A_1 点以上という高温まで昇温されていることから、LFW250の方が接合温度は低いものの熱収縮の程度に大きな差がなく、残留応力分布も同様の傾向を示した可能性が考えられる。

次に、マルテンサイト変態の影響について検討する。いずれの継手においてもFig.5およびFig.6に示すように接合部には少量のマルテンサイトが存在した。溶融溶接では接合部にマルテンサイトが形成されると、マルテンサイト変態に伴う膨張により大きな圧縮残留応力が導入されることが知られている^{32,33)}。しかし、LFW100およびLFW250では、ND2-OD2の位置の σ_{11} を除いていずれの方向に対しても接合界面における残留応力は引張もしくはほとんどゼロとなった。これは、マルテンサイト変態量が少ないことに起因すると考えられる。そのため、本研究のLFW継手に対するマルテンサイト変態の残留応力分布に対する影響はほとんどなかったと推察される。

継手の中心部（ND6-OD15）においていずれの方向に対しても引張残留応力を示した原因は以下のように考えられる。本研究のLFW継手は板厚が大きく試料表面側から先に冷却されると考えられる。試料内部はすでに冷却が完了した周りからの変形拘束を受けた状態で冷却される。そのため、試料内部はいずれの方向にも熱収縮することができ

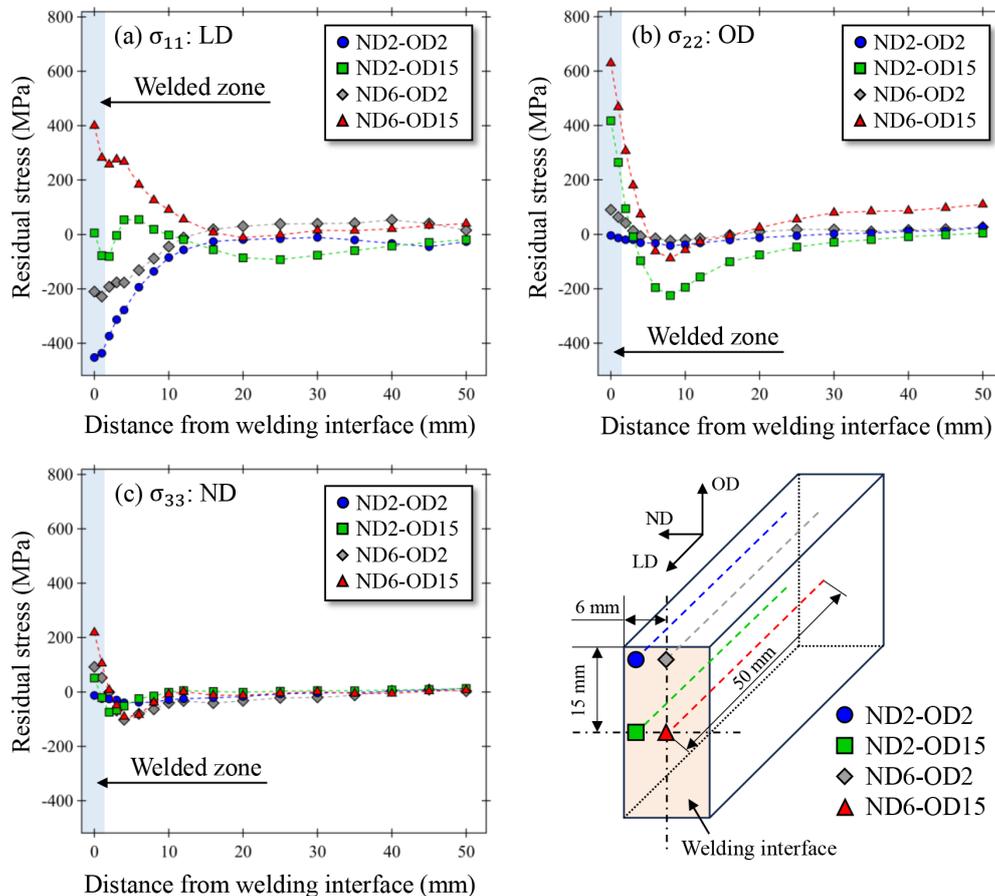


Fig. 9. Residual stress distribution of LFW250 as a function of distance from the welding interface along the LD: (a) σ_{11} , (b) σ_{22} , and (c) σ_{33} , respectively. (Online version in color.)

ず、引張残留応力が残存したと推察される。このような試料内部における高い引張残留応力は内部起点で発生するギガサイクル疲労^{34,35)}の際に継手の疲労特性を劣化させる可能性がある。しかしながら、継手の端部 (ND2-OD2 および ND6-OD2) における残留応力は圧縮もしくはほとんどゼロとなっていることから、LFW継手では試料表面や端部をき裂の起点とする一般的な高サイクル疲労の場合にはき裂の発生を抑制が期待できる。

本研究の接合条件の範囲内では、LFW継手の残留応力分布に対して接合中の印加圧力やマルテンサイト変態の影響はほとんどないと示唆された。LFW継手の残留応力分布について種々の鋼材に対して一般化された見解を得るためには、 A_1 点以下で接合した継手やマルテンサイト分率の異なる継手などの残留応力分布を評価し、残留応力の導入に対する接合温度、マルテンサイト変態、塑性変形の影響を明確化することが有効であると考えられる。

3・3 FWHMと転位密度分布および結晶子サイズ

Fig.11に接合界面からの距離に対する110- α のピークから得たFWHMの分布を示す。なお、FWHMの値はピーク位置で規格化した値である。母材部分におけるFWHMの値は測定位置により異なっていたが、これは母材が不均一な微視組織を有していることを示唆している。いずれの継

手もFWHMの値は接合界面から10 mm以上離れた領域においてほぼ定常となっていた。Fig.11 (a) に示すLFW100では、接合界面に近づくにつれてFWHMの値は増加したが、接合界面ではその近傍領域よりもFWHMは減少した。それに対して、Fig.11 (b) に示すLFW250では接合界面に近づくほどFWHMの値は単調に増加した。FWHMの値はマイクロひずみや結晶子サイズの影響を受けるため、接合界面近傍におけるFWHMの増加の要因の特定には、それらの値の変化を把握する必要がある。

Fig.12 (a) およびFig.12 (b) に接合界面からの距離に対するLFW100とLFW250のマイクロひずみをそれぞれ示す。いずれの継手も接合界面から10 mm以上離れた領域ではマイクロひずみの値はほぼ一定であったが、測定位置によりその値は異なっていた。供試鋼が12 mm厚の厚板であるため、試料内部と表面で加工量や転位密度が異なることに起因すると考えられる。LFW100におけるマイクロひずみは、接合界面から6 mm以内の範囲において接合界面に近づくほど増大したが、接合界面ではその近傍領域よりも減少した。LFW250のマイクロひずみもLFW100と同様に接合界面から6 mm以内の範囲で増大し、接合界面とその近傍領域ではLFW100よりも高い値を示した。マイクロひずみは転位密度と相関のある値であることが知られている。そ

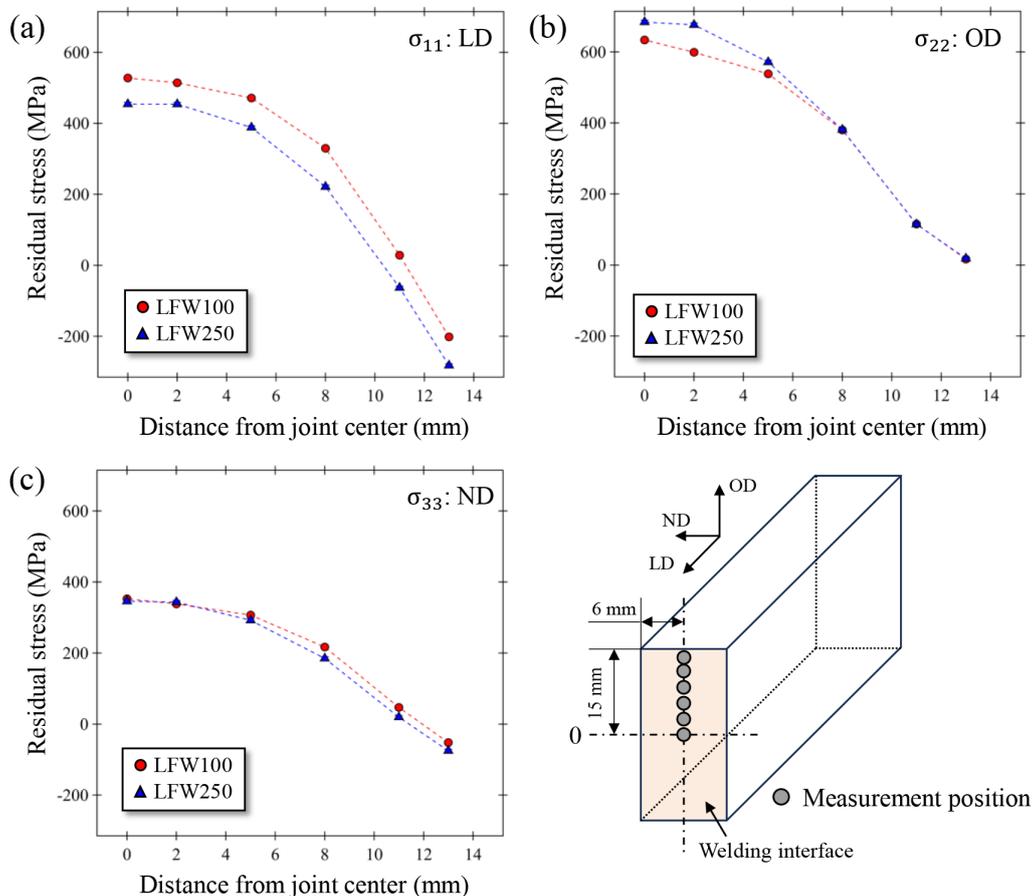


Fig. 10. Residual stress distribution of LFW100 and LFW250 as a function of distance from the joint center: (a) σ_{11} , (b) σ_{22} , and (c) σ_{33} , respectively. (Online version in color.)

のため、接合界面近傍におけるマイクロひずみの増大は塑性変形に伴う転位密度の増大を、接合界面におけるマイクロひずみの減少は動的回復による転位密度の減少をそれぞれ反映していると示唆される。LFW250の方がLFW100よりもマイクロひずみが増大した要因は、接合温度の違いによるものであると考えられ、接合温度の低いLFW250では動的回復による転位密度の減少が抑制されたためと推察する。

Fig.12 (c) およびFig.12 (d) にLFW100とLFW250の結晶子サイズを接合界面からの距離に対してプロットした図を示す。結晶子サイズが小さいほどFWHMは増加するが、いずれの継手も若干結晶子サイズは接合界面の方が母材部よりも小さい傾向を示した。LFW100とLFW250を比較すると、結晶子サイズの値に顕著な差は見られなかった。そのため、接合界面近傍における結晶子サイズの減少も

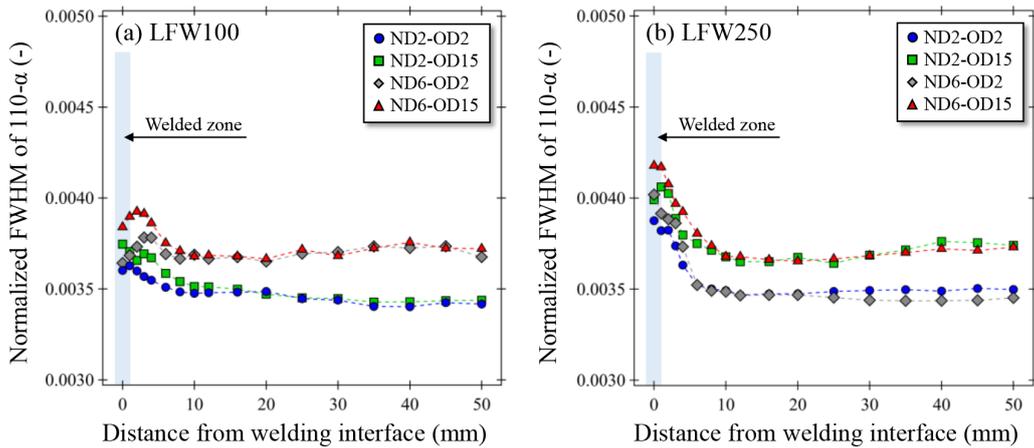


Fig. 11. Changes in normalized FWHM values with respect to distance from the welding interface: (a) LFW100 and (b) LFW250. (Online version in color.)

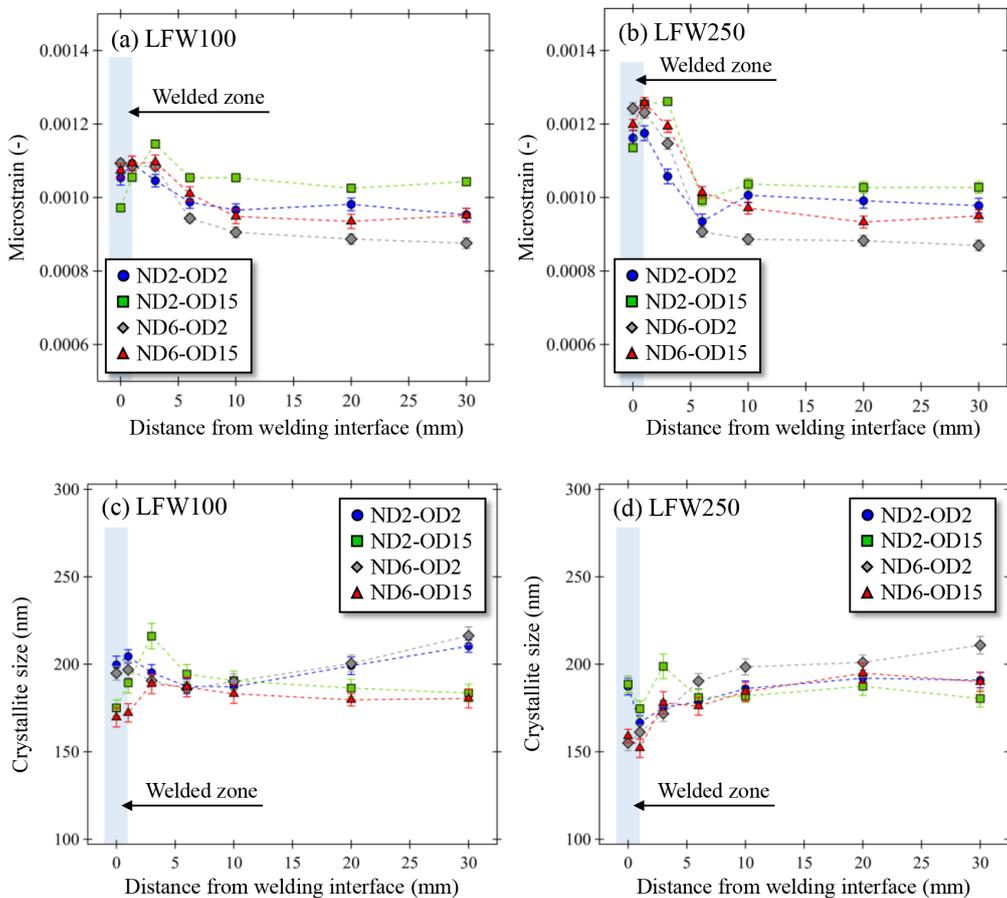


Fig. 12. Distribution of microstrain and crystallite size as a function of distance from the welding interface. (a) and (c) show the microstrain and crystallite size of LFW100, respectively, while (b) and (d) present the microstrain and crystallite size of LFW250. (Online version in color.)

FWHMの増加に寄与している可能性はあるが、LFW100とLFW250で結晶子サイズに大きな差がなかったことから、Fig.11に示すFWHMの増加はミクロひずみが主に寄与していたと示唆される。

次に、得られたミクロひずみ (ϵ) から転位密度 (ρ) の推定を試みた。Williamson and Smallmanはミクロひずみと転位密度の間には以下の関係が成り立つと提唱している³⁶⁾。

$$\rho = K \cdot \left(\frac{\epsilon}{b}\right)^2 \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 K は定数、 b はパーガースペクトルである。定数 K の値については、いくつかの値が提唱されている^{37,38)}。Akamらは、透過型電子顕微鏡 (Transmission electron microscope: TEM) 観察により測定した転位密度を基準として、冷間加工された純鉄の K の値を9.3であることを提唱した³⁹⁾。この値はTEM法、回折法を問わずに転位密度評価が可能な値である。そこで本研究では、 $K=9.3$ として転位密度を導出した。Fig.13に接合界面からの距離に対する転位密度分布を示す。接合界面から10 mm以上離れた範囲では測定位置ごとにLFW100とLFW250でほぼ等しい転位密度が得られた。接合界面から6 mm以内の範囲ではいずれ

の継手も母材部よりも転位密度は増加した。接合界面とその近傍領域におけるLFW250の転位密度はLFW100と比較して1.2倍～1.4倍程度高い値を示した。これはLFW250の方が比較的低温で接合されたため、動的回復の進行が低いことに起因すると考えられる。また、接合部における転位密度の絶対値は過去のAl合金⁴⁰⁾やTi合金⁴¹⁾のLFW継手接合部の転位密度測定の結果と比較して同程度の大きさを示しており、妥当な値が得られていると考えられる。

以上より、LFW継手の転位密度分布を詳細に評価した例はほとんどなく不明瞭であったが、中性子回折マッピング測定により、LFWの接合部とその近傍領域では母材よりも若干高い転位密度となること、および低温でLFWした継手接合部の方が転位密度は高くなる傾向にあることが明らかとなった。

3・4 接合部における結晶方位分布と塑性流動

LFW継手は接合界面とその近傍領域で塑性流動していることから、その結晶方位は極端に変化すると予想される。そのため、接合界面からの距離に対する110- α の変化を調査した。Fig.14にLFW100の110- α の相対積分強度比の変化を接合界面からの距離を変数にして、測定した方向ご

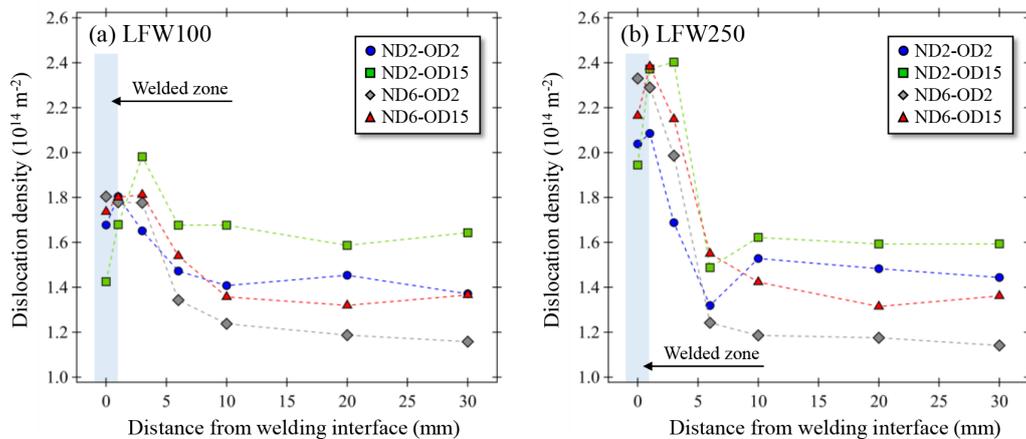


Fig. 13. Dislocation density distribution with respect to distance from the welding interface: (a) LFW100 and (b) LFW250. (Online version in color.)

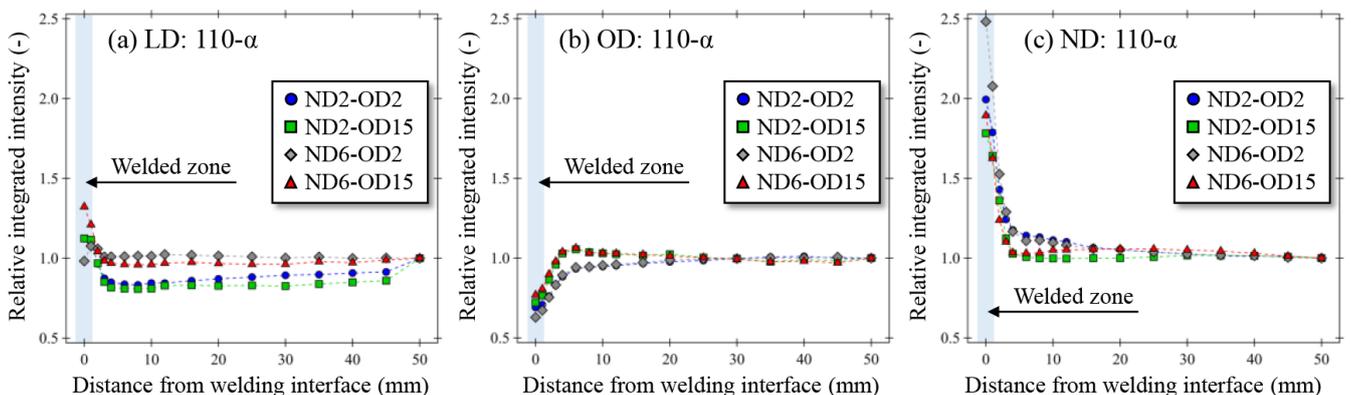


Fig. 14. Relative integrated intensity of 110- α in LFW100 plotted as a function of distance from welding interface. The observation direction is parallel to (a) LD, (b) OD, and (c) ND, respectively. (Online version in color.)

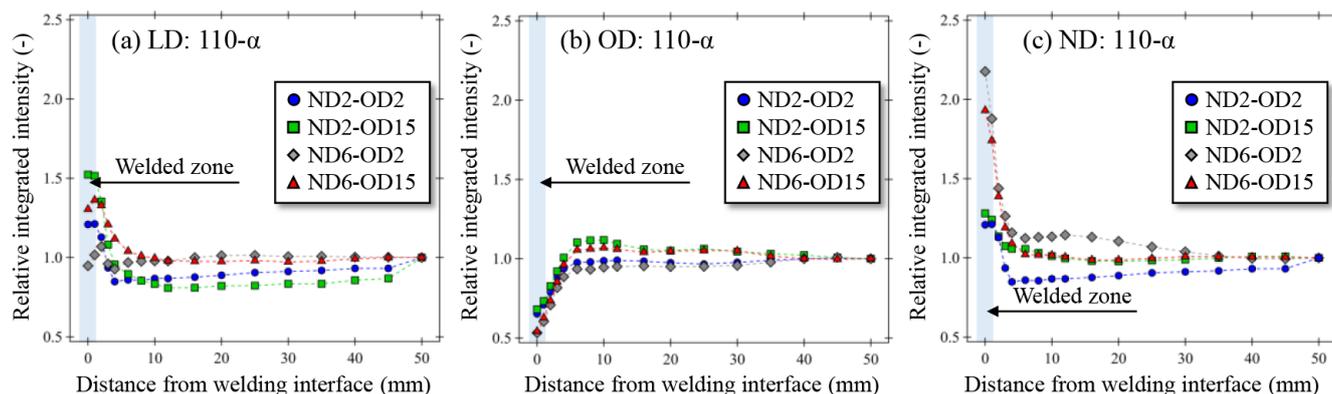


Fig. 15. Relative integrated intensity of 110- α in LFW250 plotted as a function of distance from welding interface. The observation direction is parallel to (a) LD, (b) OD, and (c) ND, respectively. (Online version in color.)

とに示す。なお、積分強度比の基準点は接合界面から最も離れた解析点 (LD: 50 mm) である。いずれの方向に対しても接合界面から 4 mm 以内の範囲で相対積分強度比は大きく増加または減少したことから、この領域において塑性流動が顕著に生じていると考えられる。Fig.14 (a) および Fig.14 (b) に示す LD と OD では、板幅端部と板幅中心で相対積分強度比の変化に若干違いが生じた。それに対して、Fig.14 (c) に示す ND では、板厚表面に近い ND2-OD2 および ND2-OD15 の方が、板厚中心に近い測定位置よりも相対積分強度比の変化が顕著であった。この測定位置における相対積分強度比の発達の違いは試料の表面側と内部における塑性流動挙動の差異が関係していると考えられる。Fig.15 に LFW250 の 110- α の相対積分強度比を接合界面からの距離に対してプロットした図を示す。LFW100 と同様、いずれの方向においても接合界面から 4 mm 以内の範囲で相対積分強度比は大きく変化した。LFW100 と LFW250 を比較すると、接合界面とその近傍領域における相対積分強度比の変化の傾向には測定位置ごとに若干の違いはあるが、全体的な傾向には大きな差はないと思われる。この結晶方位分布の変化では、110- α のみの変化をプロットしているため、他の結晶方位の挙動も考慮した正確な塑性流動と集合組織の発達については検討できていない。しかしながら、Fig.7 に示す接合界面上の逆局点図から、ある方位への発達の程度に違いはあるものの、形成される集合組織は接合中の印加圧力によってほとんど影響を受けていないと示唆される。おそらく、変形集合組織の変化は塑性流動挙動が強く反映されたものであることから、印加圧力より振幅など他の接合条件の方が強く影響すると予想される。

4. 結論

本研究は、板厚 12 mm の非溶接高 P 耐候性厚鋼板 (SPA-H) を用いて、2 種類の異なる印加圧力 100 MPa および 250 MPa で線形摩擦接合 (LFW) を行い、得られた継手に対して中

性子回折マッピング測定を実施した。LFW 継手の残留応力、転位密度および結晶方位の分布を評価した。得られた結果を以下にまとめる。

- (1) 接合部の微視組織はいずれの継手も微細なフェライトが主で、少量の残留オーステナイトおよびマルテンサイトから構成されており、接合中の最高到達温度は A_1 点以上となっていたと推察された。ただし、接合温度は印加圧力 250 MPa の方が低い。加えて、板幅方向の試料端部では結晶粒は振動方向 (OD) に伸長していたが、試料中心では等軸状であり、接合界面では OD に不均一な微視組織の分布となっていることが明らかとなった。
- (2) いずれの継手も試料中心では全ての方向に対して高い引張残留応力を有していたが、OD の表面に近い測定点では、印加圧力方向 (LD) に沿って高い圧縮残留応力が導入されていた。残留応力分布の傾向に対する接合中の印加圧力の影響は、本研究の接合条件の範囲ではほとんどないと示唆された。
- (3) LFW 継手は接合界面において母材部よりも転位密度が増大した。接合中の印加圧力の大きな継手の方が転位密度の増大は顕著であった。これは圧力の増大にとともに接合温度が低下し動的回復の進行が抑制されるためと推察された。
- (4) LFW 継手の接合界面では塑性流動に伴う強い集合組織の発達が確認された。接合中の印加圧力の結晶方位分布に対する影響は小さいと示唆された。

利益相反に関する宣言

本論文に関して、開示すべき利益相反関連事項は存在しない。

謝辞

LFW 継手を提供してくれた川久保拓海様 (大阪大学接合科学研究所) に謝意を表す。本研究成果は、日本学術

振興会の科研費 (24K08099, 25K03397), 一般社団法人日本鉄鋼協会の「摩擦接合技術の高度化と鋼材設計指針の提案」研究プロジェクト, 文部科学省の国際・産学連携インヴァーシブイノベーション材料創出プロジェクト (出島プロジェクト) およびデータ創出・活用型マテリアル研究開発プロジェクト事業 (JPMXP1122684766) の支援により得られたものがある。中性子回折測定は日本原子力研究開発機構のJ-PARC内のMLFに設置された工学材料回折装置BL-19「匠」(課題番号: 2021B0043) にて実施した。

文 献

- 1) I.Bhamji, M.Preuss, P.L.Threadgill and A.C.Addison: *Mater. Sci. Technol.*, **27**(2011), 2. <https://doi.org/10.1179/026708310X520510>
- 2) M.Maalekian: *Sci. Technol. Weld. Join.*, **12**(2007), 738. <https://doi.org/10.1179/174329307X249333>
- 3) R.Kuroiwa, H.Liu, Y.Aoki, S.Yoon, H.Fujii, G.Maruyama and M.Yasuyama: *Sci. Technol. Weld. Join.*, **25**(2020), 1. <https://doi.org/10.1080/13621718.2019.1600771>
- 4) Y.Aoki, K.Ushioda and H.Fujii: *ISIJ Int.*, **64**(2024), 372. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2023-162>
- 5) A.R.McAndrew, P.A.Colegrove, C.Bühr, B.C.D.Flipo and A.Vairis: *Prog. Mater. Sci.*, **92**(2018), 225. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.003>
- 6) J.-W.Choi, Y.Aoki, K.Ushioda and H.Fujii: *Scr. Mater.*, **191**(2021), 12. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.09.013>
- 7) Y.Wang, S.Tsutsumi, T.Kawakubo and H.Fujii: *Int. J. Fatigue*, **159**(2022), 106829. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.106829>
- 8) R.Toramoto, T.Yamashita, K.Ushioda, T.Omura and H.Fujii: *ISIJ Int.*, **64**(2024), 1185. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2024-016>
- 9) Y.Wang, S.Tsutsumi, T.Kawakubo and H.Fujii: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **45**(2022), 2769. <https://doi.org/10.1111/ffe.13772>
- 10) H.Miao, S.Tsutsumi, T.Yamashita, Y.Morisada and H.Fujii: *J.Manuf. Process.*, **102**(2023), 795. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.08.004>
- 11) H.Miao, T.Yamashita, S.Tsutsumi, Y.Morisada and H.Fujii: *J. Adv. Join. Process.*, **9**(2024), 100201. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100201>
- 12) R.H.Leggatt: *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, **85**(2008), 144. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2007.10.004>
- 13) M.Mochizuki, M.Hayashi and T.Hattori: *J. Eng. Mater. Technol.*, **122**(2000), 98. <https://doi.org/10.1115/1.482772>
- 14) B.Zhu, N.Leung, W.Kockelmann, S.Kabra, A.J.London, M.Gorley, M.J.Whiting, Y.Wang and T.Sui: *J. Mater. Sci. Technol.*, **114**(2022), 249. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.12.004>
- 15) P.Xie, H.Zhao and Y.Liu: *Sci. Technol. Weld. Join.*, **21**(2016), 351. <https://doi.org/10.1080/13621718.2015.1115158>
- 16) M.Smith, J.-B.Levesque, L.Bichler, D.Sediako, J.Gholipour and P.Wanjara: *Mater. Sci. Eng. A*, **691**(2017), 168. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.03.038>
- 17) C.Bühr, B.Ahmad, P.A.Colegrove, A.R.McAndrew, H.Guo and X.Zhang: *Mater. Des.*, **139**(2018), 222. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.11.013>
- 18) J.Romero, M.M.Attallah, M.Preuss, M.Karadge and S.E.Bray: *Acta Mater.*, **57**(2009), 5582. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.055>
- 19) R.Turner, R.M.Ward, R.March and R.C.Reed: *Metall. Mater. Trans. B*, **43**(2012), 186. <https://doi.org/10.1007/s11663-011-9563-9>
- 20) X.Song, M.Xie, F.Hofmann, T.S.Jun, T.Connolly, C.Reinhard, R.C.Atwood, L.Connor, M.Drakopoulos, S.Harding and A.M.Korsunsky: *Mater. Des.*, **50**(2013), 360. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.03.051>
- 21) R.Gadallah, S.Tsutsumi, Y.Aoki and H.Fujii: *J. Manuf. Process.*, **64**(2021), 1223. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.02.055>
- 22) S.Harjo, T.Ito, K.Aizawa, H.Arima, J.Abe, A.Moriai, T.Iwahashi and T.Kamiyama: *Mater. Sci. Forum*, **681**(2011), 443. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.681.443>
- 23) R.Oishi, M.Yonemura, Y.Nishimaki, S.Torii, A.Hoshikawa, T.Ishigaki, T.Morishima, K.Mori and T.Kamiyama: *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A*, **600**(2009), 94. <https://doi.org/10.1016/j.nima.2008.11.056>
- 24) L.Lutterotti, S.Matthies and H.R.Wenk: CPD Newsletter, No.21, International Union of Crystallography (IUCr), Chester, UK, (1999), 14. <https://hdl.handle.net/11572/38076>
- 25) T.Yamashita, S.Morooka, S.Harjo, T.Kawasaki, N.Koga and O.Umezawa: *Scr. Mater.*, **177**(2020), 6. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.10.002>
- 26) K.Kim, H.-W.Park, S.Ding, H.-W.Park and J.Yanagimoto: *ISIJ Int.*, **61**(2021), 280. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2020-122>
- 27) T.Miura, H.Fujii and K.Ushioda: *J. Jpn. Inst. Met. Mater.*, **86**(2022), 87 (in Japanese). <https://doi.org/10.2320/jinstmet.J2022004>
- 28) T.Yamashita, K.Ushioda and H.Fujii: *ISIJ Int.*, **63**(2023), 1747. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2023-192>
- 29) M.Calcagnotto, D.Ponge, E.Demir and D.Raabe: *Mater. Sci. Eng. A*, **527**(2010), 2738. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.004>
- 30) R.Shotri, T.Miura, P.Geng, Y.Morisada, K.Ushioda and H.Fujii: *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, **204**(2025), 104235. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2024.104235>
- 31) JIS G 3125: 2021, Superior atmospheric corrosion resisting rolled steels (in Japanese).
- 32) D.Deng: *Mater. Des.*, **30**(2009), 359. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.04.052>
- 33) X.Wang, L.Hu, Q.Xu, D.-x.Chen and S.-t.Sun: *Sci. Technol. Weld. Join.*, **22**(2017), 505. <https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1263711>
- 34) Q.Y.Wang, J.Y.Berard, A.Dubarre, G.Baudry, S.Rathery and C.Bathias: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **22**(1999), 667. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.1999.t01-1-00185.x>
- 35) Y.Furuya, H.Hirukawa and E.Takeuchi: *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **20**(2019), 643. <https://doi.org/10.1080/14686996.2019.1610904>
- 36) G.K.Williamson and R.E.Smallman: *Philos. Mag.-J. Theor. Exp. Appl. Phys.*, **1**(1956), 34. <https://doi.org/10.1080/14786435608238074>
- 37) K.Nakashima, Y.Fujimura, H.Matsubayashi, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *Tetsu-to-Hagané*, **93**(2007), 459 (in Japanese). <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.93.459>
- 38) Y.Tomota, P.Lukas, S.Harjo, J.-H.Park, N.Tsuchida and D.Neov: *Acta Mater.*, **51**(2003), 819. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00473-1](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00473-1)
- 39) D.Akama, T.Tsuchiyama and S.Takaki: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **66**(2017), 522 (in Japanese). <https://doi.org/10.2472/jsms.66.522>
- 40) J.-W.Choi, W.Li, K.Ushioda and H.Fujii: *Sci. Rep.*, **11**(2021), 11756. <https://doi.org/10.1038/s41598-021-91249-5>
- 41) P.Zhao, Y.Tao, H.Chen, Y.Hu, Q.Chu, M.Zhang, Y.Li, N.Ma and J.Tao: *Mater. Sci. Eng. A*, **866**(2023), 144709. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144709>