オーステナイトステンレス鋼溶接熱影響部の結晶粒成長に及ぼす塑性ひずみの影響*

柴田 信一**, 渡辺 健彦***, 銘苅 春栄****, 福本 功****

Effect of Plastic Strain on Grain Growth in the Heat-affected Zone of Austenitic Stainless Steel*

by Shin-ichi Shibata**, Takehiko Watanabe***, Shunei Mekaru**** and Isao Fukumoto****

We investigated the effect of internal restraint on the grain growth behavior in the heat-affected zone of austenitic stainless steel and referred to the plastic-strain increasing process. The following results were obtained in this study.

The amount of the plastic strain which generated at the heat-affected zone during heating stage in the welding thermal cycle is increased with the increase of the specimen width. However, the amount of the plastic strain is saturated with the specimen width increasing.

The dislocation density in the heat-affected zone heated to 1200°C in the synthetic welding cycle is almost similar to that in the unheated specimen. It seems that the effect of the plastic strain added below 1200°C in the heat-affected zone on the grain growth is equivalent to that of the plastic strain added at room temperature on the grain growth being heated by synthetic welding cycle.

Key Words: Austenitic stainless steel, Weld heat-affected zone, Grain growth, Internal restraint strain, Specimen width

1. 緒 言

著者らはオーステナイトステンレス鋼溶接部における粒界挙動について研究を進めている¹⁻³⁾。前報³⁾では溶接熱影響部の結晶粒成長に及ぼす外的拘束の影響について調べ、熱影響部の結晶粒は溶接中に熱および塑性ひずみを受けて、試験片の拘束次第では溶接中に再結晶を生じることを示した。すなわち試験片の拘束度が大きい場合、溶接熱影響部の結晶粒は加熱途上に大きな塑性ひずみを受け、続いて固相線近くの温度まで加熱されると、軟化と同時に再結晶が生じて粗大化する。また、その現象が溶接金属のエピタキシャル成長に及ぼす影響についても検討を行った。しかしながら、溶接熱影響部の塑性ひずみに及ぼす拘束の大きさやひずみ解放過程の詳細については不明な点がある。そこで本研究では1.拘束の大きさと塑性ひずみの付加過程、2.塑性ひずみ付加温度と結晶粒成長量と、3.塑性ひずみ解放過程における内部組織の変化について検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材として、前報³⁾と同様の市販のオーステナイトステンレス鋼 SUS310S (板厚 1 mm) を用いた。溶接用試験片の形状ならびに寸法は Fig. 1 に示す通りである (単位は mm)。スリット切り込み量は拘束の大きさを変化させる目的で 4 種類とし、図中 W (以後 W を“試験片幅”と呼ぶ) を 12 mm, 16 mm, 24 mm, 84 mm とした。内的拘束のみの影響が検討できるように溶接時には溶接用試験片の外的拘束は行わなかった。溶接はビードオンプレート溶接とした。溶接速度 R は 1.67 mm/s で溶接電圧 V は 10.5 V と

Fig. 1 The shape and size of a specimen for welding.

し、ビード幅が約 4 mm となるように溶接電流 I は 32.25 A とした。

溶接熱サイクル中の溶接熱影響部に加わるひずみの変化の様子は FEM による熱弾塑性解析を用いて推定した。使用した熱弾塑性構成方程式は上田ら⁴⁾や山田ら⁵⁾と同様である。供試材は板厚 1 mm の薄板であるために、解析は平面応力問題として行った。要素は 8 節点アイソパラメトリック要素⁶⁾とした。解析に用いたメッシュ形状の 2 つの典型例を Fig. 2 に示す。座標については図に示すように溶接線方向が X 軸になるようにした。解析に必要な供試材の線膨張係数、温度 (T) に依存する加工硬化係数 (H') ならびに降伏応力 (σ_y) は実験により求め、多項式近似法を用いてそれぞれの実験式を求めた。ポアソン比 (ν) は 0.3 と一定とし、ヤング率 (E) は文献⁷⁾の式を採用した。Table 1 に採用した物性値の実験式等を示す。

温度分布は前報³⁾と同様、次式に示す Rosenthal の熱伝導式を用いて求めた。

$$\theta - \theta_0 = \frac{q}{2\pi c \rho k} \exp\left(-\frac{Rx}{2k}\right) \cdot K_0\left(\frac{R}{2k} \sqrt{x^2 + y^2}\right) \quad (1)$$

*原稿受付 平成 7 年 7 月 24 日 平成 6 年度秋季全国大会で発表

**正 員 琉球大学工学部 Member, Ryukyu University, Faculty of Engineering

***正 員 新潟大学工学部 Member, Niigata University, Faculty of Engineering

**** 琉球大学工学部 Ryukyu University, Faculty of Engineering

Table 1 Mechanical properties of SUS310S for FEM analysis.

Yield stress (MPa)	$\sigma_y = 202.279 - 0.136 \times T$
Modulus of elasticity (MPa)	$E = 192080 \times \exp(-0.00046 \times T)$
Rate of strain hardening (1/MPa)	$\dot{H} = 151.527 \times (0.010 + \varepsilon_y) \times (-0.8868)/(1 + T \times 3.226/1395)$
Coeff. of linear thermal expansion (1/°C)	$\alpha = 1.5793 \times 10^{-5} + 7.7033 \times 10^{-9} \times T$
Poisson's ratio	$\nu = 0.3$

Fig. 2 Examples of mesh division for FEM analysis.

ここで、 θ :座標(x, y)での温度、 θ_0 :初期温度、 q :入熱量、 c :比熱、 ρ :密度、 k :熱拡散率、 R :溶接速度、 K :第二種零次ベッセル関数である。物性値と定数についても前報³⁾と同様である。計算はRosenthalの式における原点($x=0, y=0$)が電極位置と一致するようにし、それを逐次試験片上で溶接方向に移動させて行った。電極は試験片手前8 mmからスタートさせ、室温(20°C)から解析を開始した。解析手順を以下に述べる。最初に、現在の電極位置で各節点の温度分布を求め、熱弾塑性解析を行う。つぎに電極を微小距離(本研究では0.01 mm)移動させる。移動後の温度分布を求めた後、各節点に前回との温度差から生じる熱ひずみ増分と前回までの応力増分および弾性・塑性のひずみ増分を入力する。続いて熱弾性解析を行い、電極を再び微小距離移動させる。以上の解析を繰り返し、電極が試験片中央に到達した時点で解析を終了した。

次に、常温で付加した塑性ひずみ量および高温で付加した塑性ひずみ量と結晶粒成長量との関係、さらに軟化過程を調べる目的で次のような実験を行った。実験に用いた試験片の形状および寸法をFig. 3に示す。試験片の加熱は高周波誘導加熱により行い、試験片中央部の温度をR熱電対で測定した。再現熱サイクルは後述する熱サイクルを用いて、加熱速度は約100°C/sとし、1310°Cまで加熱した後に2秒間保持した。保持後直ちに試験片表面にアルゴンガスを吹き付け常温まで急冷した。1300°Cから500°Cまでの平均冷却速度は約90°C/sであった。なお、所定の温度で塑性ひずみを付加する場合は、ひずみを付加している間はその温度に保持し、ひずみ付加後に再び昇温を開始した。

結晶粒径の測定は前報³⁾と同様であり、溶接熱影響部については溶融境界線の熱影響部側に存在する200~300個の結晶粒についてその面積を測定し、結晶粒を円とみなしてその直径を結晶粒径とした。再現熱サイクルを与えた試験片の結晶粒径測定も同様に行った。組織の高倍率の観察は

Fig. 3 The shape and size of a specimen for synthetic welding thermal cycle.

透過電子顕微鏡(日本電子JEM200CX)を使用し、加速電圧200 KVで行った。観察用薄膜は、機械加工により0.1 mmまで薄くした後、ジェット式電解研磨(電解液は過塩素酸:無水酢酸=1:9)を行い作成した。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接熱影響部の結晶粒径と試験片幅との関係

Fig. 4に溶接熱影響部の結晶粒径と試験片幅との関係を示す。結晶粒径は試験片幅が12 mmと16 mmでは約70 μm 前後と小さいが24 mmでは急に大きくなり約140 μm と最大となった。それ以上では若干小さくなっている。Fig. 5(a), (b), (c)と(d)に試験片幅12 mm, 16 mm, 24 mmのミクロ組織を示す。写真からわかるように特に試験片幅24 mmの場合、熱影響部の結晶粒が大きく成長し、溶接線直角方向に伸びた形状を呈している。なお、溶接金属側の凝固組織はどの条件でもほぼ同じであった。このような熱影響部の粒径の違いは溶接条件が全て同一であることから熱影響部に付加される塑性ひずみの違いに起因していると推定される。

3.2 溶接熱影響部での塑性ひずみ付加過程

試験片幅が12 mmと24 mmの場合のFEM解析による結果をFig. 6(a)と(b)に示す。これらは電極が試験片中心に到達した時点での溶接熱影響部に沿った塑性ひずみ分布である。解析箇所は溶接金属中心から2.07 mm離れた溶接線と平行の部分である(ほぼ、溶接熱影響部の再結晶領域に

Fig. 4 Relation between the specimen width and grain size of heat-affected zone.

Fig. 5 The microstructures of the heat-affected zone of the specimen width of 12 mm, 16 mm, 24 mm and 84 mm.

Fig. 6 Distribution of plastic strain ϵ_{px} , ϵ_{py} and γ_{pxy} along heat-affected zone.

相当する箇所であるため.)。原点は試験片端とした。塑性ひずみは解析初期からの塑性ひずみ増分の積算値であり、 ϵ_{px} , ϵ_{py} と γ_{xy} はそれぞれ X, Y 軸に関する垂直塑性ひずみ成分とせん断塑性ひずみ成分である。Fig. 2 に示したように、X 軸と Y 軸はそれぞれ溶接線方向と試験片幅方向に対応しており、負値は圧縮ひずみを示す。図からわかるように、いずれの場合も熱影響部の結晶粒は電極近傍で X, Y 軸方向に圧縮の塑性ひずみを受けている。特に、試験片幅 24 mm では、試験片幅の増加に対応して Y 軸方向の拘束

Fig. 7 Distribution of equivalent plastic strain and temperature along heat-affected zone.

が大きくなり、 ϵ_{py} が電極近傍で顕著に増加する傾向が見られる。

次に各試験片幅について凝固開始点近傍の相当塑性ひずみ分布と温度分布を Fig. 7 に示す。原点は溶融線上的凝固開始点（溶融境界線における最高到達温度点とし、電極位置よりも溶接線に沿って 2.33 mm 後方にあたる。）であり、前報³⁾と同様に凝固開始点前方を負、後方を正とした。凝固開始点近傍の相当塑性ひずみ分布は試験片幅 12 mm と 16 mm ではそれほど差が認められないが、試験片幅が 24 mm と 84 mm ではそれぞれ明らかに増加している。特に凝固開始点前方約 0.9 mm までに受けるひずみ量に顕著な差がみられ、試験片幅 12 mm と 16 mm では 1.5% と 1.8%、試験片

Fig. 8 Equivalent plastic strain of heat-affected zone added at the position 0.9 mm ahead of the solidification start point.

Fig. 9 Distribution of displacement d_y along heat-affected zone.

幅24 mm と84 mm ではそれぞれ2.9%と4.0%に達している。しかし、試験片幅に関係なく塑性ひずみは凝固開始点前方約0.9 mm から後方にかけては緩やかに増加する傾向にある。これは下の温度分布図からわかるように凝固開始点近傍では温度勾配が緩やかになるために溶融池近傍の熱ひずみ増分が減少することに対応していると考えられる。

溶接熱影響部の結晶粒に再結晶を生じる場合、それは加熱途上の塑性ひずみ量と密接に関係していると考えられるので、凝固開始点0.9 mm 前方までの相当塑性ひずみ量と試験片幅との関係について調べた(試験片幅の増加に対して、凝固開始点0.9 mm 前方までの相当塑性ひずみに顕著な差が見られたため)。Fig. 8は凝固開始点0.9 mm 前方までに受ける相当塑性ひずみ量と試験片幅との関係の解析結果である。相当塑性ひずみ量は試験片幅16 mm から48 mm にかけて大きく増加し、48 mm 以上では微小な増加傾向となっている。これは試験片幅がある一定以上に大きくなると、試験片幅方向の剛性が増加し、溶融池近傍の熱膨張ひずみの大部分(特に試験片幅方向の変位 d_y)が弾性変形として解放されずに、塑性ひずみに置き換わることが原因であると予想できる。そこで、Fig. 9にFig. 7に対応する

Fig. 10 Softening behavior of SUS310S with strain of $\epsilon_p = 3\%$ in synthetic welding thermal cycle.

溶接熱影響部での位置と試験片幅方向の変位 d_y と温度分布の関係を示す。変位は解析初期の位置を零点とし、試験片端側を正とした。図からわかるように試験片幅の小さい12 mm では加熱途上に大きく膨張変形しているのに対して、試験片幅が16 mm, 24 mm と84 mm になると、変形の程度は小さくなっている。さらに試験片幅が増加した場合、変位は試験片幅84 mm の場合とほぼ同じ値に収束する傾向にあった。したがって、試験片幅がある一定以上になると、試験片幅方向の剛性が増し、溶融池近傍の熱膨張変形の大部分が塑性ひずみに置き換わるようになるため、Fig. 8のような結果になったと考えられる。

3.3 熱影響部における再結晶挙動と軟化挙動について

Fig. 10に常温で約3%の塑性ひずみを付加後、再現熱サイクルを与えた場合の加熱過程での硬さ変化を示す。試験片は所定の温度に到達した時点でアルゴンガスを吹き付けて常温まで冷却され、硬さ試験に供された。硬さ試験はマイクロビッカース硬度計を用いて行われ、試験荷重は2.9 MPa 荷重付加時間は30 sとした。図中(a), (b)と(c)はそれぞれ常温、軟化直前と軟化後のビッカース硬さ値である。下図は付与した再現熱サイクルにおける温度と時間の関係を示す。これから、塑性ひずみが約3%の時は軟化温度は1250°C前後であることがわかる。なお、軟化温度は室温での付加ひずみ量が約12%の場合はさらに低下し、1150°C前後であった。Fig. 11(a), (b)と(c)はそれぞれFig. 10中の(a), (b)と(c)に対応する光学顕微鏡組織で、Fig. 11(d), (e)と(f)はそれらに対応する透過電子顕微鏡組織である。写真からわかるように(a)と(b)の結晶粒の大きさはほぼ同様であり、また、それに対応する転位密度もほぼ同様である。ところが(c)では結晶粒は粗大化し、転位密度が明らかに減少しており、再結晶が非常に短時間で終了したことを示唆している。これらから、軟化温度以下であれば溶接中に加熱途上に付加される塑性ひずみも常温で付加する塑性ひずみも量的にはほぼ同程度として扱うことができると予想される。

つまり、軟化温度以下での塑性ひずみの付加温度は結晶粒成長量に影響しないと考えられる。このことを実験で確

Fig. 11 The microstructures corresponding to (a), (b) and (c) in Fig. 10 and TEM micrographs.

認するために、種々の温度で塑性ひずみを付与し、再現熱サイクルを与えた場合における結晶粒成長量を調べた。すなわち、所定温度で約3%の塑性ひずみを付加後、再現熱サイクルを付与し、常温まで冷却した後に結晶粒径を測定した。塑性ひずみ速度 E_p は Fig. 7 で示した試験片幅24 mm の場合、300°Cから1100°Cまでの平均ひずみ速度が0.012/sであったため、ほぼ同程度の0.015/sとした。Fig. 12 にひずみ付加温度と結晶粒径との関係を示す。なお、高温で塑性ひずみを与える場合、ひずみを付与している間、その温度に保持する過程が加わることによって結晶粒が成長する可能性がある。そこで、この保持過程を含めた再現熱サイクルの付与を仮定した計算上の結晶粒径を黒丸でプロットした。すなわち、熱サイクルが既知であれば、結晶粒の成長量 D_x は井川ら⁸⁾ が示したように、

$$(D_x)^n - (D_0)^n = k_0 \Delta t \sum_i \exp(-q/RT_i) \quad (1)$$

D_0 : 平均初期粒径, n : 定数, k_0 : 材料定数, Δt : 熱サイクルを階段状に分割した時間, Q : 結晶粒成長のためのみかけの活性化エネルギー, R : 気体定数, T_i : i 番目に対応する温度

をもちいれば計算できる。著者らは以前に供試材の Q , k_0 と n を求めており²⁾,

Fig. 12 Relation between the temperature at which strain is added and grain size after being heated by sythetic welding thermal cycle.

$$Q = 300210.11 \text{ J/mol}, k_0 = 93132.2, n = 4 \quad (3)$$

として計算した。結果は図に示すように、再現熱サイクルが保持過程を含むことにより変化しても、結晶粒成長量への影響は小さいが、塑性ひずみ付加温度の影響は大きいことがわかる。すなわち、塑性ひずみ付加温度が1200°C以下ではほぼ120 μmと一定であり粗大化が起きるものの、1300°Cにおいては再現熱サイクルのみを与えた結果とほぼ同程度となった。したがって1300°Cの場合、付加された塑

Fig. 13 TEM micrograph of the specimen rapidly cooled after strain was added at 1300°C.

Fig. 14 Black marks indicate the relation between the amount of strain and the grain size of the specimen heated by synthetic welding thermal cycle. White marks indicate the relation between the strain which was calculated by FEM added below 1200°C in heat-affected zone and the grain size of heat-affected zone.

性ひずみは付加と同時に動的回復^{9,10)}を起こし再結晶に至るほどのひずみが蓄積されなかったことが予想される。Fig. 13に塑性ひずみ付加温度を1300°Cとした場合に塑性ひずみを付加して直後に急冷した時の透過電子顕微鏡組織の典型例を示す。Fig. 11 (d), (e)と比較してもわかるように明らかに転位密度は低く、再結晶終了後のFig. 11 (f)とはほぼ同程度の密度となっている。これから、塑性ひずみ付加温度が約1200°C以上では付加と同時に動的回復が生じてしまい再結晶に寄与しないことがわかる。これを溶接熱影響部の再結晶に関与する塑性ひずみにあてはめれば、加熱途上の1200°Cに至るまでの塑性ひずみはFig. 7で示した凝固開始点より約1.7 mm前方までの塑性ひずみに相当することになる。これは前報³⁾においても凝固開始点前方2 mmで軟化が生じている事実とほぼ一致する。

3.4 常温での塑性ひずみ量と再結晶粒径との関係

Fig. 14の黒丸は常温でひずみを付加し再現熱サイクルを与えた後の塑性ひずみ量と結晶粒径の関係を示し、白丸はFEM解析結果における凝固開始点前方1.7 mmまでの相当塑性ひずみ量と熱影響部の結晶粒径の関係を示す。常温でひずみを付加した場合、結晶粒径はひずみ量が約3%において約129 μm と最大となり、それ上では緩やかに減少しており典型的な再結晶現象¹¹⁾を示している。一方、白丸の場合の相当塑性ひずみ量と結晶粒径の関係は黒丸のそ

れと同様の傾向を示している。これらから溶接熱影響部の結晶粒の大きさは凝固開始点前方1.7 mmまでに受ける積算塑性ひずみ量によって決定され则认为られる。つまり、溶接熱影響部の結晶粒は軟化温度以下では転位組織が保持され、溶接時におけるような動的にひずみが加わった場合も静的に加わった場合においても、溶接熱影響部に起こる再結晶現象の本質は同様であるために、このような結果になったものと考えられる。

4. 結 言

溶接熱影響部における塑性ひずみ付加過程をFEMによる熱弾塑性解析により調べ、結晶粒成長量と塑性ひずみ付加過程との関係について調べた。得られた結果は要次の通りである。

1) 溶接熱影響部の結晶粒に付加される塑性ひずみ量は加熱過程に凝固開始点前方約0.9 mmまでに、その多くが付加され、凝固開始点前方約0.9 mm以降では少ない。これは、溶融池近傍の温度勾配と良く対応している。また、溶接中の加熱途上に溶接熱影響部の結晶粒が受ける塑性ひずみ量は試験片幅の増加とともに増加する。ただし、試験片幅が84 mm以上では塑性ひずみ量はほぼ一定となる。これは溶融池近傍の熱膨張ひずみが試験片の弾性変形ではなく溶融池近傍の塑性ひずみに置き換わるためである。

2) 溶接熱影響部の結晶粒成長量が拘束の大きさによって変化する場合、その成長量は加熱途上に再結晶温度以下で受ける積算相当塑性ひずみ量に影響される。すなわち、再結晶温度以下での積算相当塑性ひずみ量と熱影響部の結晶粒成長量との関係は常温で塑性ひずみを付与し、再現熱サイクルを与えた場合の塑性ひずみ量と結晶粒成長量との関係に等しい。これは溶接熱影響部の結晶粒は軟化温度以下では転位組織が保存され、溶接のように動的にひずみが加わった場合にも静的に加わった場合にも再結晶現象の本質は同様であるためである。

参 考 文 献

- 1) 柴田信一, 渡辺健彦: オーステナイトステンレス鋼溶接金属の粒界挙動 (第一報), 高温学会誌, 20-1 (1994), 19-27.
- 2) 柴田信一, 渡辺健彦: オーステナイトステンレス鋼溶接金属の粒界挙動 (第二報), 高温学会誌, 20-2 (1994), 69-78.
- 3) 渡辺健彦, 柴田信一, 後藤弘匡: オーステナイトステンレス鋼溶接熱影響部の結晶粒成長挙動と溶接金属との関係, 溶接学会論文集, 13-2 (1995), 262-269.
- 4) 上田幸雄, 山川武人: 有限要素法による熱弾塑性挙動の解析: 溶接学会誌, 42-6 (1973), 567-577.
- 5) 山田嘉昭: 有限要素法の基礎と応用シリーズ6, 弾・塑性学, 倍風館 (1980), 75-103.
- 6) 矢川元基, 宮崎則幸: 有限要素法による熱応力・クリープ・熱伝導解析, サイエンス社, (1985), 145-153.
- 7) 竹内洋一郎: 熱応力, 日新出版 (1971), 287.
- 8) 井川博, 新成夫, 大重広明: 溶接熱影響部の結晶粒粗大化に関する研究, 溶接学会誌, 42-2 (1973), 134-145.
- 9) 牧正志, 田村今男: 動的再結晶とその随伴現象, 材料, 30-329 (1981), 211-217.
- 10) 牧正志, 田村今男: 動的再結晶の組織的特徴および静的再結晶との比較, 鉄と鋼, 70-15 (1984), 2073-2080.
- 11) 尾崎良平, 長村光造, 足立正雄, 田村今男, 村上陽太郎: 金属材料基礎学, 朝倉書店, (1978), 99.