Fig. 8 (b)はそれぞれ溶接金属およびHAZの降伏応力が高い場合と低い場合に対して式(24)の固有ひずみ付加量 $\Delta\epsilon_x^*$ を用いて推定した残留応力を示す。同図により、 $\Delta\epsilon_x^*$ をあらかじめ定数として与えた場合にも、残留応力は十分な精度で推定できることが分る。

6. 結 論

- 1) 3次元固有ひずみ分布の関数表示法および推定法を提案した。
- 2) ビードオンプレート溶接における固有ひずみは横断面上で、ほぼ楕円領域に分布しており、分布領域の大きさは各固有ひずみ成分により異なる。
- 3) ビードオンプレート溶接における3次元固有ひずみの関数表示を用いて残留応力を再現した。再現された残留応力は熱弾塑性有限要素法を用いて解析した残留応力と良く一致する。
- 4) 固有ひずみ分布を関数表示することにより、少ない未知パラメーター(すなわち少ない計測数で、局所的分布を含めた残留応力の推定が可能になる。また、固有ひずみの関数表示法による残留応力計測の効率化の可能

性を示した。

5) 溶接金属およびHAZと母材の降伏応力が異なる場合にも、溶接線方向の付加量 $\Delta\epsilon_x^*$ を用いることにより、未知変数の数を増すことなく、残留応力が精度良く再現できる。

終わりに、本研究を行うに当たって、有益な助言を頂いた大阪大学溶接工学研究所助教授村川英一氏に御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 上田幸雄, 福田敏二ら: 残留応力の有限要素法に基づく測定原理と推定値の信頼性, 日本造船学会論文集, 第138号(1975)。
- 2) 上田幸雄, 福田敏二ら: 固有ひずみ論に基づく3次元残留応力測定法, 日本造船学会論文集, 第145号, 昭和54年5月。
- 3) 上田幸雄, 福田敏二ら: 長い溶接継手の3次元残留応力測定理論, 日本溶接学会誌, 第12号, 第49巻(1980)。
- 4) 藤本二男: 溶接残留応力の解析, 日本溶接学会誌, 昭和34年3月, 昭和37年3月, 昭和37年8月。
- 5) 上田幸雄, 袁敏剛: 残留応力の生成源を用いた残留応力推定法, 日本溶接学会論文集, 第1号, 第6巻(1988)。

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の不均一変形挙動*

佐伯 義隆**, 小松 伸一***, 松田 昭一****

Non-uniform Deformation Behaviour of Austenitic Stainless Steel Weld Metals*

by Yoshitaka Saeki**, Shin-ichi Komatsu*** and Syoichi Matsuda****

In order to clarify a cause of non-uniform deformation behaviour of austenitic stainless steel weld metals produced with high heat input, crystallographic orientation and internal strain of columnar crystals were studied.

The grain structure of weld metals consists of a central band and both side arms. As the weld metal was stretched along transverse direction to the weld line, the elongation of the central band was larger than that of the side arms of weld metals. Therefore, the thinning of the central band occurred.

Average value of Schmid factor of the columnar crystals in the central band with respect to the tensile direction was the same with that of side arms. While, larger internal strain is observed for the crystals in the side arms in comparison with in the central band.

It is concluded that the thinning of the central band during tensile deformation is due to smaller internal strain of the central band than that of the side arms.

Key Words: Stainless steel, Submerged arc weld metal, Non-uniform deformation, Columnar crystal, Crystallographic orientation, Schmid factor, Preferred orientation, Internal strain

1. 緒 言

溶接金属の結晶は固相-液相の界面に垂直に凝固成長し、柱状晶組織を形成する。しかしながら、凝固時の熱流方向が溶接金属の各領域で違うのでこの界面の向きも

異なり、結晶成長方向も変化する。結晶には容易成長方向があり、面心立方金属や体心立方金属の場合には柱状晶の成長方向に〈100〉の集合組織が形成される¹⁾。したがって、溶接金属の各領域ではそれぞれ異なった方向にこの〈100〉集合組織が発達することになる。

集合組織の発達の方向が溶接金属のそれぞれの領域で異なれば、強度や変形挙動が溶接金属内で様にならないことも考えられる。もし、一様でない場合には溶接線に垂直に負荷したときや、溶接による角変形の矯正のために曲げ加工をしたときなどでは、溶接金属は不均一な変形をすることになる。また、特定方向に集合組織が発達したために、溶接金属の強度が低下することも考えら

*原稿受付 平成4年8月7日 平成3年度秋季全国大会で発表

**正 員 名古屋工業大学 Member, Nagoya Institute of Technology

*** 名古屋工業大学(院)(現日本ガイシ) Graduate School, Nagoya Institute of Technology

**** 名古屋工業大学 Nagoya Institute of Technology

れる。しかしながら、柱状晶の発達方向と変形挙動の関係についての研究は比較的少ないようである²⁾。

大きな入熱で溶接したオーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属の中央部には裏当てから上方へ成長した柱状晶が、その両脇には母材から斜めに成長した柱状晶が発達しており、その成長の向きは異なる。透過X線写真に現れる影が柱状晶のX線回折現象によって生じる³⁻⁵⁾ことを利用して、著者らはこのような柱状晶の発達を非破壊的に影の形状から判断できることを示した⁶⁾。さらに、中央部の柱状晶が発達している溶接金属を溶接線に沿って曲げると、発達していない溶接金属に比べて曲げ強度が低いことを、また溶接金属の中央部がまわりよりもよく変形するので、表面にくぼみを生じることも示した⁶⁾。

本報告は大きな入熱で溶接し、中央部分に上方へ柱状晶が発達したオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属を用いて、溶接金属の不均一変形挙動を集合組織や内部ひずみの面から検討したものである。

2. 実験方法

母材に板厚12 mmのオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 を、溶加材に Y310S を用いて、サブマージアーク法でワンパス溶接を行った。用いた材料の化学成分を Table 1 に、溶接条件を Table 2 に示す。溶接金属の組織を完全オーステナイト相とするために、母材開先に径 1.7 mm のニッケル線材を 3 本沿わせて、一緒に溶融した。裏当ては銅である。入熱が大きいので、裏当ての部分にまで溶落ちを生じた。

Fig. 1 に溶接金属の横断面上の結晶粒分布を示す。中央部には裏当てに接した部分から上方へ成長した柱状晶が発達しており、その両脇には母材から約45°の角度で上方へ成長した柱状晶が発達している。以降、この溶接金属の中央部を領域Aとし、その両脇の部分で、領域Aの近傍を領域Bとする。領域Bは領域Aの左右に2箇所あるが、これを区別する必要があるときには、溶接開始側からみて右側にあるものに(R)の、左側にあるものに(L)の添字を付ける。また、溶接方向をX、側面方向をY、板厚方向をZとする座標系を用いる。

溶接線に垂直な方向、すなわちY方向に引張変形して、その変形挙動を調べた。Fig. 1 に示すように、余盛りを除

去した後に裏面から切削して、板厚6 mmとしたものを引張試験に供した。試片は溶接線に垂直な方向を長手とし、長さ160 mm、平行部の幅20 mm、厚さ6 mmである。試片の中央部分に溶接金属がある。

3. 結果および考察

3.1 不均一変形挙動

溶接線に垂直に、すなわちY方向に引張変形すると、試片表面では領域Aのひずみにして約0.5%で溶接金属の中央にくぼみが現れ、約1%のひずみで明瞭なくぼみとなった。領域Aの平均ひずみが約4%になるまで変形した試片の形状を Fig. 2 に示す。領域Aのすべての部分にわたって一様に顕著なくぼみが生じ、板厚が減少している。しかしながら、板幅方向(X方向)には変形の不均一はほとんど生じなかった。

引張試片の変形量を詳細に把握するために、試片表面にマイクロピッカーをかたき試験機を用いて小さな圧痕を1 mm 間隔で基盤の目状に付けた後に引張変形し、圧痕の間隔の変化からひずみを計算した。Fig. 3 に伸びひ

Fig. 1 An example of columnar grain distribution in weldment.

Fig. 2 Shape of tensile test specimen deformed by 4% strain in region-A.

Table 1 Chemical compositions of welding materials (wt.%).

Materials		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Base metal	SUS304	0.05	0.54	1.13	0.028	0.003	8.59	18.07
Filler metals	Y310S	0.08	0.44	1.88	0.016	0.003	20.90	26.59
	Ni-wire	0.028	0.08	0.18	—	0.001	bal.	—

Table 2 Welding conditions.

Welding method	Submerged arc
Base metal	18:8 (SUS 304), t12
Filler metal	25:20 (Y310S), ϕ 4.8 + Ni wire
Current	675 A
Voltage	28 V
Speed	20 cm/min
Backing	Copper

Fig. 3 Strain distribution in specimen stretched along transverse direction to weld line.

Fig. 4 Slip lines observed in regions-A and -B of specimen stretched by 1.0% strain in region-A.

ずみの分布を示す。270および294 MPaのいずれの応力でも領域Aの方がBよりもよく変形している。この変形量の違いがFig. 2に見られるように、領域Aのくぼみとなって現れたものである。

溶接金属の中央にくぼみが明瞭に現れる、領域Aのひずみにして1.0%のときの試片表面の各領域のすべり線写真の1例をFig. 4に示す。変形量が少ないので、いずれの領域でも1種類のすべり線、すなわち主すべり面に対応するすべり線が観察されるばかりで、他の系のすべり線は見られない。すなわち、このような小さなひずみ域では変形のほとんどは主すべり系の活動によって生じていると考えてよい。このすべり線の現れ方を各領域で比較すると、(b)に示す領域Bに近い領域Aの部分、すなわち領域Aの両端部分に最も顕著にすべり線が現れ、つぎに(a)の領域Aの中央部分に多く見られ、(c)の領域Aに近い領域Bの部分のすべり線の現れ方は少ない。このようなすべり線の現れ方はFig. 3の伸びひずみの分布と対応している。

Fig. 4 (b)のように領域Bに近い領域Aの両側の部分の方が(a)に示す中央部よりもよく変形しているのは、Fig. 1の結晶粒分布に見られるように、この部分の結晶粒径が中央部の粒径よりも少し大きいためであると思われる。一方、領域Aの中央部分と領域Aに近接した領域Bの部分の結晶粒径は、3.3で詳しく検討するが、ほぼ同じである。ところがFig. 2に見られるように領域Aのこの中央部分もその両側の部分も領域Bに比べて一様にくぼんでおり、このような不均一変形をする原因を結晶粒径以外に考えなければならない。

3.2 集合組織

Fig. 1に示すように、領域AおよびBでは柱状晶の成長方向が異なる。柱状晶は $\langle 100 \rangle$ に成長するので、成長方向が異なればその集合組織の方位も異なることとなる。集合組織が変形挙動におよぼす影響を検討するために、領域AおよびBの多くの結晶粒の方位を細束X線ラウエ法で測定した。径0.2 mmのX線束を用いており、したがって0.2 mm以上の粒径を持つ柱状晶について方位を測定した。その結果を $\langle 100 \rangle$ 極点図としてFig. 5に示す。溶接金属の左右の領域Bでは柱状晶の成長方向が、対称ではあるが、方位的には異なるので(a)と(c)とに別々に示した。成長方向に対応する $\langle 100 \rangle$ を図中でG.D.の記号で示している。この $\langle 100 \rangle$ は集中しており顕著な集合組織を示していて、Fig. 1で見られる成長方向とよく対応している。

Fig. 5 $\langle 100 \rangle$ pole figures of columnar crystals in regions-A and -B of weldments.

Fig. 6 Tensile orientation of columnar crystals in specimen deforming along transverse direction to weld line, i.e., Y-direction.

Fig. 7 Distribution of Schmid factor of primary slip system of columnar crystals in specimens having tensile axis in Y-direction.

Fig. 5 を作製したラウエ写真から求めた領域 A および B の引張軸方位、すなわち Y 軸の方位を Fig. 6 に示す。領域 A と B とでは軸方位の分布が少し異なるが、いずれも基準三角形の下の方の、主すべり系のシュミット因子が大きい領域に分布している。

1.0% 程度の小さなひずみで試片中央部の陥没が生じること、Fig. 4 に示すようにこのひずみ量では主すべり系のすべり線しか観察されなかったことから、ここでは領域 A および B の柱状晶について主すべり系のシュミット因子の分布を調べた。結果を Fig. 7 に示す。いずれも大きな因子を持つ結晶粒ばかりで、その分布にはほとんど違いは見られず、またこれら領域 A および B での平均値はともに同じ 0.473 である。したがって、溶接金属の柱状晶の成長方向の違いは不均一変形の原因とはならないと思われる。

3.3 変形強度

領域 A と B とでは柱状晶の粒径や主すべり系のシュミット因子が同じであっても不均一な変形挙動をするので、柱状晶の強度が領域 A と B とで異なることが考えられる。そこで溶接金属の横断面上のかたさ分布を求めた。

Fig. 8 Vickers hardness distribution measured on cross section of weldment.

試片は加工ひずみが測定面上に残らないように、エメリ研磨、ダイヤモンド研磨をした後に、電解研磨を行って仕上げた。

500 g の荷重でピッカースかたさを測定した後に腐食して、各領域と圧痕との位置関係を確認した。得られたかたさ分布を Fig. 8 に示す。領域 A のかたさが少し、平均値にして 6 だけ、領域 B に比べて小さい。したがって、領域 A の方が B よりも強度が低いので、引張変形で溶接金属の中央部にくぼみができることになる。

しかしながら、かたさの測定が大きなひずみを伴うので変形初期の変形挙動をそのまま推測できないこと、結晶粒径が大きいので結晶方位によってかたさの値が変わることも考えられる。したがって、かたさの測定以外に、つぎのようにして強度の比較を行った。

Fig. 1 に示す結晶粒分布では、領域 A および B の柱状晶は溶接金属の横断面にほぼ平行に成長している。もし、X 方向に負荷した場合には、両領域の柱状晶の軸方位は類似するはずである。そこで、領域 A からのみ、および B からのみなる試片を製作し、2 つの領域の柱状晶の強度を比較した。溶接部から領域 A または B からなる試片をフライス盤で切り出し、形削盤で所定の寸法に切削した。いづれの切削でも試片が変形しないように注意し、また加工ひずみが少なくなるように軽切削とした。さらに加工ひずみを減らすために 150 番および 600 番のエメリ紙で 0.1 mm 以上表面除去した。仕上がった試片は Y 方向に 3 mm、Z 方向に 4 mm、X 方向に 130 mm の寸法と

Fig. 9 Tensile orientation of columnar crystals in specimens deforming along welding direction, i.e., X-direction.

Fig. 10 Distribution of Schmid factor of primary slip system of columnar crystals in specimens having tensile axis in X-direction.

Fig. 12 Distribution of grain size in tensile test specimens stretched by 4%.

Fig. 11 An example of configuration of columnar grains in cross section of tensile test specimens stretched by 4%.

なっている。

Fig. 9 に X 方向に負荷したときの領域 A および B 内の柱状晶の軸方位を示す。両領域ともに軸方位は基準三角形の下方に多く分布しており、その分布の仕方は比較的似通っている。

Fig. 10 には Fig. 9 から求めた主すべり系のシュミット因子の分布を示す。ほぼ全ての柱状晶が比較的大きなシュミット因子を持っており、両領域でほとんど分布に差はない。平均値は領域 A で 0.464、B では 0.469 とほぼ同じである。したがって、これら 2 つの領域の試片を X 方向に引張変形したときに、変形の初期であれば、結晶方位的には等しいと考えてよい。

Fig. 11 に 4% まで X 方向に引張変形した後の試片の横断面上の結晶粒分布の例を示す。両領域の結晶粒の大

きさは類似している。この横断面上で、柱状晶の発達方向に垂直に、そして等間隔に線を引き、結晶粒界との切片の長さで結晶粒径を表すことにした。幾つもの試片の種々の横断面で得られた粒径の分布を Fig. 12 に示す。ここでは線分の総長さが 75 mm となるように、測定値を換算している。0.2 mm 以下の粒径の結晶粒が多いが、その数は領域 A と B とでほとんど違いはない。また、0.2 mm 以上の粒径の分布も 2 つの領域でほとんど違いが見られない。すなわち、結晶粒径の分布は領域 A と B とで等しいと考えてよい。

Fig. 9 および 10 に示す軸方位の、また Fig. 11 および 12 に示す結晶粒径の試片を X 方向に引張変形した。領域 A と B とでそれぞれ 4 試片を変形した。得られた応力-ひずみ曲線を Fig. 13 に示す。(a) はそれぞれの試片から得られた曲線を、(b) には (a) に示したそれぞれ 4 つの応力-ひずみ曲線の平均値を示している。領域 A の試片は領域 B の試片に比べて強度が少し低い。この 2 つの領域での強度の違いが不均一変形挙動の原因と考えられる。

3.4 内部ひずみ

Fig. 13 の結果から、溶接金属を溶接線に沿って曲げたときに⁶⁾、また溶接線に垂直に引張変形したときに生じる溶接金属の中央部のくぼみは、その部分の強度が隣接部より少し低いために生じることが明らかとなった。結晶方位的に等価であり、また結晶粒径も同じであるのに、なぜ中央部の強度が低いのかという問題が残る。

溶接金属の領域 A および B の柱状晶に径 0.2 mm の細束 X 線を入射してラウエ写真を撮影し、はん点の大きさから結晶の内部ひずみの大きさを推測した⁵⁾。0.2 mm 以上の粒径を持っている柱状晶について測定した。ところ

で、Fig. 12 には 0.2 mm 以下の粒径の結晶が多いことが示されている。この図の元になった Fig. 11 を見ると、試片の横断面上のかんりの部分を粒径の大きな結晶粒が占めていることが分かる。そして、中央部のくぼみが現れるまでの変形量が小さいことから、主に変形しているのは大きな結晶粒と考えられること、さらに結晶粒径の分布は領域 A と B とでほぼ同じであることから、0.2 mm 以上の粒径の結晶粒どうしの比較でも全体的な傾向は得られるものと思われる。

Fig. 14 に得られたラウエはん点の例を示す。ラウエはん点の大きさは回折角によって変化するので、ここでは回折角の余角 $\eta = 20^\circ - 25^\circ$ の範囲に現れたはん点を示している。はん点はいずれも少しひずんだ形をしており、その大きさは領域 B の柱状晶から得られたものの方が領域 A のものに比べて大きい。撮影した多くのラウエはん点の大きさを平均すると、 $\eta = 20^\circ - 25^\circ$ の範囲では領域 A で 0.55 mm、領域 B で 0.64 mm となり、また $\eta = 25^\circ - 30^\circ$ の範囲では領域 A で 0.70 mm、B で 0.80 mm となる。ちなみに、SUS304 の母材をひずみ再結晶法で粗大結晶粒とした、無ひずみ試片では $\eta = 20^\circ - 25^\circ$ の範囲のはん点の大きさは 0.40 mm であるので、各領域の柱状晶はある程度の内部ひずみを持っていることになる。

領域 A および B の内部ひずみの違いが変形挙動にどの程度の影響をおよぼすかを検討するために、溶接金属を溶接方向に引張変形して領域 A のラウエはん点の大きさを測定し、変形前の領域 B のはん点の大きさと比較した。溶接によって生じた内部ひずみと、溶接金属を引張変形することで導入した内部ひずみとではひずみの入り方が異なるので、全く同じようには取り扱えないであろう。しかしながら、Fig. 14 に示すように本実験で用いた溶接金属のラウエはん点は分割せずに、また無ひずみ材のはん点と比べて寸法が大きくなってほけており、この特徴は 1% 程度引張変形した SUS304 の粗大結晶粒から得られたはん点の特徴⁴⁾と似ており、また同じく 1% 程度引張変形した本実験の溶接金属の領域 A から得られたはん

Fig. 13 Stress-strain curves of tensile test specimens deformed along welding direction, i.e., X-direction.

Fig. 14 Example of Laue spots appeared between 20° and 25° in complementary angle of Bragg angle.

Fig. 15 Effect of deformation on Laue spot size obtained from region-A in weld metals.

ん点の特徴とも似ていた。したがって領域Bのはん点と、変形した溶接金属の領域Aのはん点とを比較すれば、この2つの領域のひずみ方の違いの目安を得られると思われる。

引張変形した溶接金属の領域Aの柱状晶からのはん点の寸法と伸びひずみの関係を Fig. 15 に示す。はん点はひずみとともにほぼ直線状に大きくなっている。いま、領域Aの柱状晶に約0.6%の変形を与えると、そのはん点の大きさは溶接のままの領域Bの柱状晶から得られたはん点とほぼ同じになるので、同程度の内部ひずみとなると考えられる。

Fig. 13 (b) に示した領域AおよびBをX方向に引張変形したときの応力-ひずみ曲線で、領域Bの曲線を約0.8%のひずみ量だけ右方向へ移動すると、2つの領域の塑性域の曲線はほぼ重なり合う。すなわち、B領域のひずみ1.0%および2.0%の変形応力はそれぞれA領域のひずみ1.8%および2.8%のときの応力とほぼ一致する。このことより、溶接金属の領域BはAよりも引張ひずみにして約0.8%多くひずんでいたと考えることができる。この0.8%の値はラウエはん点の大きさの違いから見積もった0.6%のひずみ量の違いとほぼ対応する。また、Fig. 3 に示したY方向への引張変形後のひずみ分布では、測定点のばらつきが大きい、平均的に領域Aと、領域Bの

なかでAに隣接した部分とのひずみ量の差を0.5-1.0%と見積もれば、このひずみ量の差はラウエはん点の大きさの違いから見積もったひずみ量の違いの目安0.6%、およびX方向への引張試験から推定した0.8%の値とほぼ対応する。

すなわち、溶接後の熱収縮にともなう塑性変形などで柱状晶には内部ひずみが生じる。本実験ではその内部ひずみは領域Aの方がBよりも少ないので、この内部ひずみによる硬化の程度も小さくなる。このために不均一変形挙動が生じたと結論される。

4. 結 言

大きな入熱でサブマージアーク溶接したオーステナイト系ステンレス鋼を溶接線に垂直に引張変形すると、溶接金属の中央部分がよく変形して、試片表面にくぼみを生じる。この原因について結晶学的に検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- 1) 溶接金属の中央部の裏当ての部分から垂直に成長した柱状晶の部分でくぼみが生じる。中央部分の柱状晶はその両側にある母材から斜めに成長した柱状晶よりも強度が低いことがくぼみの原因である。
- 2) これらの領域の強度の違いには柱状晶の成長方向、すなわち集合組織の向きの違いは無関係である。
- 3) 溶接金属の中央部分の柱状晶の内部ひずみはその両側の柱状晶に比べて小さく、このために中央部分の方が強度が低くなり、くぼみが生じる。

参 考 文 献

- 1) 仙田, 松田, 加藤, 中川: 溶接凝固機構とその組織の特性 (第3報), 本誌, 39-11 (1970), 1180-1189.
- 2) 迎, 加藤, 池田: X線回折法による1050工業用純アルミニウム溶接金属の引張変形過程の検討, 本誌, 44-2 (1975), 144-151.
- 3) 丸山, 青木, 生野: オーステナイト系ステンレス鋼の溶接部および鋳物の透過写真に現われる影の生因について, 非破壊検査, 31-12 (1982), 881-890.
- 4) T. Watanabe and Y. Saeki: A Proposed Theory of the Mottling of Radiographs of Stainless Steel Welds, Brit. J. NDT, 24-4 (1982), 181-187.
- 5) T. Watanabe, Y. Saeki and H. Mizukoshi: Diffraction Patterns on Radiographs of Austenitic Stainless Steel Welds, Brit. J. NDT, 26-6 (1984), 341-343.
- 6) Y. Saeki, T. Sbfue and T. Watanabe: The Spotty Mottling Appearing on Radiographs of Austenitic Stainless Steel Weldments, Brit. J. NDT, 30-1 (1988), 19-21.