オーステナイトステンレス鋼溶接金属の粒界移動に及ぼす因子について*

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

Effect of Various Factors on Grain Boundary Migration in the Weld Metal of an Austenitic Stainless Steel*

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

The grain boundary migration in the weld metal of an austenitic stainless steel SUS310S was observed. Based on the observation, the effects of the orientation relationship between grain boundaries and the segregation at the solidification boundary on the morphology of room temperature grain boundary were investigated with the correlation of the amount of grain boundary migration. The effect of strain generated during cooling stage in the weld metal on the grain boundary migration was examined using the base metal added the strain which was presumed by FEM. The following results were obtained in this study.

The amount of grain boundary migration occurred in a weld metal is small in the case where the grain boundary energy is low or phosphorous in the solidification grain boundary is high. Except for these cases, the amount of grain boundary migration tends to be large when the solidification grain boundary shape is rough or the distance between the triple junctions of a grain boundary is short.

In the base metal added strain during cooling stage, the serrated grain boundary was observed both in the specimen heated under synthetic thermal cycle and in the weld metal. However, it seems to be a minor factor to the grain boundary migration.

Key Words: Austenitic stainless steel, Weld metal, Grain boundary migration, Coincidence grain boundary, High temperature oxidation, Grain boundary triple junctions

1. 緒 言

著者らは溶接部の粒界移動について研究を進めており、溶接熱影響部や溶接金属部の凝固粒界近傍に見られる粒界移動の検討を行ってきた¹⁻⁴⁾。溶接熱影響部については、溶融境界線近傍の結晶粒は溶接材の内的拘束次第で加熱途上に動的塑性ひずみを受け、溶融温度近くで再結晶を生じ得ることを示した。また、溶接金属部については凝固後、粒界が凝固時の位置から移動する場合としない場合があり、凝固粒界形状の凸凹の激しい箇所では粒界エネルギーを減少させるための直線化による粒界移動が生じやすい傾向を示した。さらに、凝固粒界上にリンが多く偏析している箇所では粒界移動は生じない傾向が認められた。しかしながら、これまでの研究では溶接金属内の粒界移動量と種々の要因との関連は明らかになっていない。一方、高温で生じる粒界移動現象は粒界偏析、結晶方位関係やひずみと密接な関係を有していることが報告されている⁵⁻¹⁰⁾。そこで本研究では溶接金属内に観察される粒界移動について、特に凝固粒界からの粒界移動量と粒界偏析、結晶方位、凝固粒界形状とひずみとの関係について検討した。

2. 供試材および実験方法

供試材として、前報⁴⁾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既報³⁾と同様であり、溶接時には溶接用試験片の外的拘束を行った。溶接はティグによるビ

ードオンプレート溶接とした。溶接速度 R は 1.67 mm/s とした。溶接電流 I は 32.25 A であり、ビード幅は約 4 mm である。

溶接金属の組織はエッチング (10% シュウ酸水溶液中、約 0.01 A/cm^2 , 45 s) により現出させた。ただし、エッチングにより組織を現出させると、サブグレイン等の凝固組織と常温オーステナイト粒界の両方が現出されて、両者が重なっている箇所では両者の識別が困難になる。そこで、常温オーステナイト粒界のみを現出させるために、高温酸化を行った。条件は大気中にて電気炉内で 750°C , 500 s 保持とした。

結晶方位はエッチピットを用いて決定した。エッチピット現出条件ならびに結晶方位決定方法は木下ら¹¹⁾が報告した方法と同一である。すなわち、電解液: $100 \text{ ml HCl} + 5 \text{ g FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, 温度: 室温, 電解条件: -0.05 V vs SCE , 時間: 120 s の条件でエッチピットを現出させ、SEM により撮影した。

エッチピット法ではエッチピット形状によって精度が問題となるが、本研究では Fig. 1 に示すように良好な形状の

Fig. 1 A micro facet pit in the weld metal of an austenitic stainless steel.

*原稿受付 平成 8 年 5 月 27 日 平成 8 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

ピットが得られた。母材内の双晶を利用して精度を確認したところ、誤差は約3度であった。

凝固粒界形状、粒界移動量ならびに凝固粒界上の偏析量の定量化方法はFig. 2の模式図に示す通りである。すなわち、凝固粒界形状の定量化として、図中のL区間(110 μm)に挟まれた凝固粒界の長さを測定した。これを凹凸量を表す値として“凝固粒界長さ”と定義した。粒界移動量は図中の凝固粒界上のL区間において常温オーステナイト粒界と凝固粒界に囲まれた面積から、単位長さ辺りの粒界移動量を算出した。この際、後述するように粒界移動が粒界三重点近傍では異なるため、粒界3重点同士の間部分の測定を行うように注意を払った。測定は1粒界につき1箇所を行った。凝固粒界上の偏析量測定はEPMA(波長分散型X線解析装置)を用いて線分析により決定した。EPMA測定条件は加速電圧20 KV、試料電流0.1 μA (ビーム径約3 μm)とした。偏析量は図に示すようにAからBまで線分析を行い、凝固粒界上の極大値を採用した。ただし、偏析量は同じA B区間の凝固粒界においても分析位置により異なる場合もあるため、同一粒界上の異なる3箇所について測定を行い、その平均値を偏析量とした。

凝固後、溶接金属部に加わるひずみ履歴は2次元平面応力状態を仮定し、FEMによる熱弾塑性解析を用いて推定した。解析に用いたメッシュ形状をFig. 3に示す。座標は図に示す通りX軸が溶接線方向と平行であり、Y軸がそれに垂直である。解析に用いた諸物性値等は前報⁴⁾と同様である。試験片の拘束状態を考慮して、溶接線に平行な試験片端部はY軸方向を拘束した。また、溶接材はX軸対称であるので、溶接中心線もY軸方向を拘束した。温度分布算出方法と解析手順についても前報⁴⁾と同様であり、電極は試験片8 mm前方から0.01 mm/stepの速度でスタートさせ、試験片中央に到達した時点で解析を終了した。

FEMで得られた結果を基に高温引張実験を行った。高温引張用試験片形状をFig. 4に示す。熱サイクルは高周波誘導加熱を用いて試験片に与えられた。加熱後表面を観察する目的で実験は真空中(2×10^{-2} Pa)で行われた。

3. 実験結果および考察

3.1 凝固組織と高温酸化による結晶粒界の観察

Fig. 5は $R=1.67$ mm/sの速度で溶接した溶接部のエッチング組織(a)と高温酸化後の常温オーステナイト粒界(以後、常温粒界と呼ぶ)を現出させた組織(b)である。(b)は(a)の表面をバフ研磨し、高温酸化を施した。エッチング組織(a)から判断すると溶接組織は全体的にセルラーデンドライト組織となっている。酸化試験片(b)からは常温粒界のみが現出されて、結晶粒の形状や位置は明瞭である。エッチング組織では後掲するようにセル組織と常温粒界が同時に現出するため、両者が重なっている場合、常温粒界の識別は困難である。しかし、高温酸化組織では常温粒界のみが現出され、しかも後述する常温粒界の溝腐食の程度や形状などのエッチング組織では得られない情報が得られる。ただし、高温酸化組織ではセル組織が現出されないため、凝固時の結晶粒界(成長方向の異なる柱状晶同士が凝固時に出会った箇所。以後、凝固粒界と呼ぶ)の位置は識別できない。したがって、本研究では高温酸化組織とエッチング組織の双方の常温粒界の様子から粒界移動を観察すること

Fig. 2 The schematic illustration for the measurements of the amount of grain boundary migration, solidification grain boundary length and the segregated P.

Fig. 3 Example of mesh division for FEM analysis.

Fig. 4 The shape and size of a specimen for the synthetic welding thermal cycle.

にした。なお、本研究での粒界移動観察対象領域は溶接中心部(ビード幅の約40%)に限定した。

高温酸化ではおおよそ3種類の常温粒界が観察された。Fig. 6(a), (b)と(c)にそれらの典型例を示す。(a)は溝腐食され、ジグザグ形状を呈する常温粒界、(b)は溝腐食される常温粒界、(c)は溝腐食されにくい常温粒界、である。対応するエッチング組織をFig. 6(d), (e)と(f)に示す。これらは高温酸化後にバフ研磨を施し、エッチングを施している。図からわかるように、(a)と(d)は成長方向が大きく異なる結晶がぶつかりあった凝固粒界である。常温粒界は凝固直後のジグザク形状の凝固粒界から移動せずに凝固粒界と重複している。両結晶の方位をエッチピットにより測定し、後述する結晶方位関係を求めたところ、ずれ角度は34度であり、

Fig. 5 The macro structures of high temperature oxidation specimen and that etched with 10% oxalic acid solution.

Fig. 6 The microstructures of high temperature oxidation specimens and those etched with 10% oxalic acid solution.

大角度粒界であった。(b)と(e)では凝固粒界はジグザク形状であるが、常温粒界は凝固粒界から移動して直線状になっている。これは粒界がジグザクした粒界から直線状粒界となることで粒界エネルギーを低下させるために移動したと考えられる。結晶方位関係は前者同様大角度粒界であった。(c)と(f)は結晶成長方向が近い場合であり、エッチピット組織からは凝固粒界から移動している常温粒界が観察される。ところが、高温酸化組織の常温粒界は(a)や(b)と比較して溝腐食の程度が小さい。この場合の結晶方位関係はずれ角12度の小角度粒界であった。また、それぞれの頻度を粒界数200について調べたところ、(a)、(b)と(c)はそれぞれ後述する波状粒界を除いて約12%、約80%と約7%であった。

3.1.1 高温酸化による結晶粒界の溝腐食の差異

まず、溝腐食される粒界と溝腐食されない粒界について考える。結晶粒界は粒界角度の変化により粒界エネルギーが変化すると考えられている^{8,12)}。特に2つの結晶の方位関係が近い場合(後述する2結晶間の回転マトリックスの回転角度が15度以下)は小角度粒界、遠い場合は大角度粒界と呼ばれ、小角度粒界は低エネルギー粒界と考えられている。実際に粒界角度により粒界の性質が変化することが、実験でも確認されている^{6,7,13,14)}。この他にも対応格子粒界¹⁵⁾と呼ばれる大角度粒界であっても低エネルギー粒界と考えられている粒界が存在する。ただし、対応格子粒界の決定には精度の高い結晶方位測定(誤差が0.01度程度)が要求されるため、本研究では取り扱わない。

また、本研究において、溶接試験片を高温酸化した後、溶接熱影響部近傍の双晶粒界を観察すると、それらは明瞭に溝腐食されにくい傾向であった。双晶は対応格子モデルで表されるΣ3の代表的な低エネルギー粒界である。したがって、本研究での高温酸化による溝腐食の有無についても結晶粒の方位関係との関係が予想される。そこで、小角度粒界と大角度粒界について、溝腐食の有無との関係を調べた。

2結晶間における回転角度の算出過程を以下に説明する。まず、例として、結晶AとBの結晶方位関係を決定するとする。はじめに、それぞれの結晶のエッチピットをSEMにより撮影(×2000倍)する。撮影したエッチピット形状とあらかじめコンピューターにより作図しておいたピットモデル図({111}で形成される8面体ピットが試験片表面上の直交する2軸まわりにそれぞれ回転した場合に試験片直上から見えるピット形状のモデル図。なお、基準形状は表面方位が<100>の場合とした。)と比較し、モデル図内において得られたピットに最も近い形状を決定する。次に、得られたピット形状のモデル図まわりに関する回転角度を測定すると、<100>方位について直交する3軸まわりのそれぞれの回転角度が決定する。これから、<100>、<010>と<001>について回転後の方位を求めれば、結晶は3×3の方位マトリックスで表現できる¹⁶⁾。このようにして求めた結晶A、Bに関する方位マトリックスを M_a と M_b とすると、AからBへの変換マトリックス M_e は

$$M_e = M_b \cdot M_a^{-1} \quad (1)$$

で与えられる。次に M_e の等価マトリックス1052個をコンピューターにより計算し、その個々についてRandle¹⁷⁾らが示した方法を用いて、AからBへの変換に要する回転角度を算出する。これらの中から最小角度を取り出し、その

Table 1 Relation between grain boundary character and the grooving of grain boundary after high temperature oxidation.

G.B. character	S.A.B	L.A.B
Grooved	0	69
Not grooved	10	8

Fig. 7 Relation between the amount of grain boundary migration and segregated P at the solidification grain boundary.

角度が15度以下であれば、小角度粒界(Small angle boundary)、15度以上であれば、大角度粒界(Large angle boundary)とした。

ここで、小角度粒界と大角度粒界における、溝腐食の有無との関係をTable 1に示す。表からわかるように、小角度粒界は全く高温酸化による溝腐食をされないが、大角度粒界では88%以上が溝腐食されている。加えて、溶接熱影響部近傍の双晶粒界が溝腐食されなかったことを考慮すると、粒界エネルギーの差が高温酸化試験による常温粒界の腐食の有無に影響していると考えられる。溝腐食されない大角粒界のなかには対応格子粒界の存在も予想されるが、前述した理由により、本研究では論じない。

3.1.2 高温酸化による常温粒界の形状の差異

つぎに、高温酸化後腐食される粒界について凝固粒界が激しいジグザク形状であるにも拘わらず粒界移動が生じていない箇所について述べる。このような粒界移動が生じない場合については既報²⁾で報告しているように凝固粒界への偏析が原因であると予想される。この点について確認するために凝固偏析元素について調べた。Fig. 7に凝固粒界上のリンの偏析量と粒界移動量の関係を示す。白丸は直線粒界であり、黒丸はジグザク粒界である。図からわかるように、凹凸粒界は明瞭に偏析が生じており、粒界移動量が小さい。また、粒界移動はリンの偏析程度が約0.03%以下と小さい場合は粒界移動量が大きい場合と小さい場合が混在している。したがって、高温酸化試験片で凝固時の形状が残っている常温粒界は粒界偏析のために凝固後移動を生じず、凝固時の形状が保存された粒界であると考えられる。なお、高温酸化試験片で溝腐食されるジグザク粒界以外の偏析量は粒界移動量に関係なくほぼ同程度であった。

3.2 粒界移動量と凝固粒界形状との関係

前述したように凝固粒界がジグザク形状を呈する箇所では粒界の直線化による移動が生じる傾向にあり、粒界エネ

Fig. 8 Relation between the grain boundary unevenness and the amount of grain boundary migration.

ルギーを低下させるための粒界移動が観察される。したがって、粒界形状と粒界移動量との間には密接な関係があることが予想される。そこで、実験方法で述べた“凝固粒界長さ”と粒界移動量との関係について調べた。結果を Fig. 8 に示す。白丸は高温酸化試験において溝腐食されにくい小角度粒界であり、黒丸は溝腐食される大角度粒界である。図からわかるように小角度粒界は大角度粒界に比較して粒界移動量は小さい傾向にある。結晶方位関係と粒界移動については小角度粒界のような低エネルギー粒界は高エネルギー粒界と比較して粒界移動速度が遅いと考えられており⁵⁾、当然の結果として本研究の実験結果の妥当性が確認できる。大角度粒界については図の実線で囲まれたグループからわかるように粒界移動量は全体的に凝固粒界形状の凹凸が激しくなるにつれ、粒界移動量が大きくなっている。一方、点線で囲まれたグループのように凝固粒界形状が直線的であるにも拘わらず粒界移動量が大きい箇所も認められる。

そこで、凝固粒界が直線的である場合、凝固粒界がジグ

Fig. 9 The grain boundary migration in the weld metal.

ザク形状の場合と凝固粒界が直線的にも拘わらず、粒界移動量が大きい場合について、それらの例を Fig. 9 (a), (b) と (c) に示す。

粒界移動量が小さい(a)の場合は矢印①と②に示すように粒界三重点近傍では粒界三重点が平衡角度(120度)に近くのように移動している。ここで、2次元観察からの粒界三重点の平衡角度については同様な例として、Feltham¹⁸⁾の研究が挙げられる。Feltham は実験結果より、よく焼き鈍された結晶粒の粒界辺数は5~6になり、粒界三重点では粒界線同士のなす角度は平衡角度120度になる傾向があると報告している。一方、平衡角度は、これを構成する3粒界の相対的な粒界エネルギーの釣り合いに起因しており、粒界三重点は3粒界の粒界エネルギーとの釣り合いを保つように移動することが知られている¹⁹⁾。したがって、溶接金属内の粒界三重点についても、全ての平衡角度は厳密な120度とは限らないと考えられる。しかしながら、溶接金属内の凝固直後の粒界三重点は一般的な平衡角度(120度)からは大きくずれており、平衡角度に近くのように移動する傾向であった。

一方、矢印①と②の間の粒界中間地点近傍の凝固粒界の形状は矢印③で示すように直線的であり、常温粒界は若干直線化が生じているのみで粒界移動量は小さい。(b)は凝固粒界の中間部が矢印③で示すようにジグザク状であり、(a)よりもジグザクの程度が大きい分、常温粒界の直線化による移動量は大きくなっている。粒界三重点(矢印①と②)については(a)と似ている。(c)は凝固粒界は直線的(矢印③)であるにも関わらず、粒界移動量が大きい場合であり、図からわかるように(a)と(b)を比較して粒界三重点間距離(矢印①と②の間)が短く、常温粒界は矢印④に示すように大きく移動している。そして粒界三重点が平衡角度になるように移動した結果、粒界三重点間距離が近い分、矢印④近傍では粒界の曲率が大きくなっていることがわかる。粒界三重点同士が近い場合はこのように粒界が湾曲している場合とそうでない場合が混在していたが、全体的に粒界移動は大きい傾向であった。これと(a)と(b)の粒界三重点の移動挙動を併せて考えると、粒界三重点間距離が近く粒界移動量が大きい箇所では粒界三重点が平衡角度へと移動してゆく過程で、その粒界曲率を大きくし、曲率の大きくなった粒界はさらに、粒界エネルギーを低下させるために移動を生じたと考えられる。つまり、粒界三重点間距離が短い場合は粒界三重点の移動挙動の影響を受けやすくなる分、粒界移動量が大きくなったと考えられる。一方、粒界三重点間距離が遠い場合は粒界三重点が移動しても粒界曲率の変化は小さく影響を受けにくい。したがって、以上のような結果になったと考えられる。

3.3 粒界移動と凝固直後に付加されるひずみとの関係

3.3.1 有限要素法によるひずみ履歴の推定

前節では粒界移動に及ぼす粒界偏析と結晶方位の影響について検討してきた。しかしながら、粒界移動についてはひずみも関与することが指摘されている⁶⁻⁹⁾。当然ながら溶接金属は冷却過程でひずみを受けることが予想される。そこで、凝固後に溶接金属が受けるひずみをFEMによる弾塑性解析を用いて推定し、粒界移動に及ぼす溶接熱サイクル冷却過程中のひずみの影響について検討した。

FEMによる弾塑性解析結果を Fig. 10 に示す。図中のひ

Fig. 10 Distribution of equivalent plastic strain and temperature along the center of a weld line.

ずみは相当塑性ひずみである。解析箇所は溶接金属中心に相当する部分である。溶接金属は加熱過程でひずみを受けるが、一旦融解してしまうため、融解した時点で、全てのひずみは0として、あらたに液相線温度以下(本研究で用いたSUS310Sは熱分析によると液相線は1395°Cであった)から相当塑性ひずみを積算した。図から冷却過程中溶接金属は冷却されながらひずみを受けていることがわかる。1200°Cから800°Cにかけて、約2.0%のひずみが溶接金属に付加されている。この温度間の冷却速度は80°C/sであった。

3.3.2 擬似溶接サイクルと粒界移動

前項で推定した熱およびひずみサイクルを母材に付与して、粒界移動を観察した。そして、得られた結果と溶接金属内の粒界移動との比較を行った。

さて、母材の結晶粒径は約18 μm と小さいため、熱サイクルによる結晶成長に起因した粒界移動が生じ易い。ところが、ここでは粒界移動に及ぼすひずみの影響のみを観察したいため、小さな結晶粒では不都合である。そこで、あらかじめ、熱サイクルのみでは粒界移動が生じないようにする目的で母材結晶粒を粗大化させた。すなわち、母材に対して常温で約3%のひずみを付加し、1320°Cに60 s保持した。得られた結晶粒径は約150 μm であった。実験は昇温速度50°C/sで1200°Cまで加熱し、2 s保持した後に、冷却と同時にひずみを付加した。温度制御は全て、フォーマスタ(富士電波工機製)でおこなった。

結果を Fig. 11 に示す。(a), (b)と(c)は加熱後の組織である。ひずみ量はそれぞれ0%, 0.7%と2.2%付与した場合の組織である。ひずみ0%では加熱のみで粒界移動は生じなかった。ひずみ0.7%および2.2%では矢印で示すように粒界が移動している箇所が認められた。特に2.2%では図中の矢印で示すように粒界が帯状に太くなっており、帯状部分では、その幅に相当する粒界移動が認められた。間瀬ら¹⁰⁾

Fig. 11 The microstructures of the specimen after being heated by the synthetic welding thermal cycle. (a) 0% strain, (b) 0.7% strain and (c) 2.2% strain.

はマグネシウム多結晶で高温引張時の粒界移動について調べている。その結果、高温引張ひずみを与えた場合は表面では粒界の幅が帯状に広がり、その箇所では粒界が波状化しながら粒界移動を生じ、また内部では粒界が湾曲する傾向が観察される、と報告している。牧ら^{20,21)}も低ひずみ時の動的再結晶の研究で同様な報告をしている。これらは本研究において観察された高温ひずみによる粒界移動と類似している。ここで、Fig. 12 (a)と(b)に2.2%ひずみを付与した場合の内部の波状化した粒界と溶接金属内に観察された波状化粒界の例を示す。内部組織は加熱後に表面を研磨した組織である。(a)からわかるように波状化粒界(矢印①)とその移動する前と思われる粒界(矢印②)が観察された。ひずみを付与しない場合は矢印②で示すような粒界は認められず、ひずみの付与によって移動したと思われる。なお、波状化した粒界での移動量は $10\mu\text{m}$ 程度と小さい傾向であり、矢印①で示すような波状化粒界以外の粒界ではほとんど粒界移動は認められなかった。また、(b)に示すように

Fig. 12 The microstructures of the polished surface after being heated by synthetic welding thermal cycle, 2.2% strain and the grain boundary migration in the weld metal.

溶接金属中においても(a)に類似した湾曲粒界が観察された。しかしながら、このような波状化した粒界の頻度は1%程度であった。したがって、本実験の溶接条件では溶接金属内部で観察される粒界移動は溶接金属が冷却過程に付与されるひずみの影響も受けるものの、その影響は小さいと考えられる。

結 言

オーステナイトステンレス鋼 SUS310S の溶接金属部の粒界移動について凝固粒界偏析ならびに結晶方位関係、凝固粒界形状、冷却過程のひずみの影響についての検討を行った。得られた結果は要次の通りである。

1) 高温酸化試験の結果、三つのパターンの常温粒界が観察された。すなわち、I. 溝腐食されにくい小角度粒界。II. 溝腐食されやすい大角度粒界。III. 凝固時の凝固粒界の形状がそのまま残されているジグザグ粒界。この場合は凝固粒界にリンが多く偏析していた。

2) 小角度粒界の粒界移動量は大角度粒界のそれに比較して小さい傾向であった。一方、大角度粒界における粒界移動量の大きい箇所は凝固粒界の凹凸が激しい箇所もしくは凝固粒界形状が直線的であっても粒界三重点間距離が近い場合であった。前者の場合は凝固粒界形状の凹凸が激しければ、粒界の直線化時に大きく移動するためであり、後者の場合は粒界三重点が平衡角度へ移動する過程で粒界曲率は大きくなり、粒界が移動し易くなるためである。

3) 溶接金属に凝固後に付加されるひずみを FEM を用いて推定した所、 $1200^{\circ}\text{C}\sim 800^{\circ}\text{C}$ では2%程度であった。実際に母材に対して、高温保持状態から冷却と同時に溶接時

の冷却過程に近いひずみを与えたところ、表面では粒界が波状化しながら移動した。内部においても粒界が湾曲している箇所では粒界移動が生じていた。したがって、溶接金属の粒界移動には冷却過程におけるひずみも関与していると考えられる。

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) 柴田信一, 渡辺健彦, 銘苅春栄, 福本功: 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, 溶接学会論文集, 14-2 (1996) 376-381.
- 5) J.W. Rutter and K.T. Aust: Migration of $\langle 100 \rangle$ tilt Boundaries in High Purity Lead, 1965, Acta Met., 13 (1965), 181-186.
- 6) 猪子富久治, 小林実, 川口史朗: $\langle 211 \rangle$ 傾角粒界をもつアルミニウム双結晶のひずみ誘起粒界移動による再結晶粒形成, 日本金属学会誌, 51-12 (1987), 1108-1115.
- 7) 大塚正久, 堀内良: Al-Mg 合金の高温における延性低下の要因, 日本金属学会誌, 48-12 (1984), 1143-1151.
- 8) 金子秀夫, 田中広巳: 金属結晶粒界の移動機構 (I), 日本金属学会会報, 7-3 (1968), 119-126.
- 9) 松田福久, 中川博二, 張月嬌: 再現高温試験による低延性特性の検討, 溶接学会論文集, 3-3 (1985), 539-546.
- 10) 間潤博, 中山豊: マグネシウム多結晶の高温変形における粒界挙動, 日本金属学会誌, 46-2 (1982), 198-204.
- 11) 木下凱雄, 武田誠一: エッチピットによるオーステナイト系ステンレス鋼の方位決定, 日本金属学会会報, 18-9 (1979), 642-644.
- 12) J.C.M. Li: High-Angle Tilt Boundary-A Dislocation Core Model, J. Appl. Phys., 32 (1961), 525-541.
- 13) 粉川博之, 桑名武: SUS304 ステンレス鋼溶接熱影響部の粒界腐食と粒界構造, 溶接学会論文集, 9-2 (1991), 258-263.
- 14) 佐藤昭規, 昆謙造, 辻川茂男, 久松敬弘: 304鋼粗大柱状晶を用いた粒界腐食および粒界割れの方位差依存性の研究, 鉄と鋼, 68-7 (1982), 135-141.
- 15) D.G. Brandon: The Structure of High-Angle Grain Boundaries, Acta Metall., 14-11 (1966), 1479-1484.
- 16) P.H. Pumphrey: The Use of Transmission Electron Microscopy in the Study of Special High-Angle Grain Boundaries in Polycrystals, phys. stat. sol. (a), 28 (1975), 545-553.
- 17) V. Randle and B. Ralph: A Practical Approach to the Determination of the Crystallography of Grain Boundaries, J. Master. Sci., 21 (1986), 3823-3828.
- 18) P. Feltham: Grain Growth in Metals, Acta Metall., 5 (1957), 97-105.
- 19) 鈴木秀次: 転位論入門, アグネ, (1989), 345-347.
- 20) 牧正志, 赤阪耕一, 奥野耕次, 田村今男: 18-8ステンレス鋼および 18Ni マルエージ鋼オーステナイトの動的再結晶とその関連現象, 鉄と鋼, 66-12 (1980), 1659-1668.
- 21) 牧正志, 田村今男: 動的再結晶とその随伴現象, 材料, 30-329 (1981), 107-113.