

溶接部の異方性変形の解析

琉球大学 工学部 機械システム工学科

助手 柴田信一

(平成 8 年度奨励研究助成 AF-96030)

1. 緒言

オーステナイトステンレス鋼の溶接金属は金属結晶が凝固時に容易成長方向 $\langle 100 \rangle$ を有することと、凝固中に熱流方向が変化するため、独特の集合組織を呈することが知られている⁽¹⁾。一般的には、溶接金属の成長過程は溶接境界部(ポンド部)からエピタキシャルに始まり、成長とともに溶接金属中央部に向かって進行していく。この成長過程で熱流方向の変化に対応して選択成長が生じるため、中央部には比較的大きな柱状結晶が出来る場合が多い。すなわち、溶接金属は溶接部中央の結晶方位の偏った大きな結晶の集合組織となりやすい。しかしながら、このような溶接組織に対して、結晶粒の大きさと集合方位を考慮した変形挙動などを検討した例は少なく⁽²⁾、その挙動もあまり知られていない。そこで、本研究では溶接集合組織に着目し、その変形挙動を実験と有限要素解析を行い、詳細に検討を加えた。

2. 実験方法

(1) 供試材及び溶接方法

供試材として、オーステナイトステンレス鋼 SUS310S (24.75-Cr 20.27-Ni 0.37-Mn 0.04-Si 0.03-C 0.016-P 0.001S (mass%)) を用いた。SUS310S を用いたのは凝固後、1相であるため凝固後の結晶粒界の観察が容易であるためである。溶接試験片は図1に示すような84×90mm、厚さ1mmの矩形であり、溶接方法はTIGによるビードオンプレートとした。また、溶接時には拘束治具を用い、溶接線方向と直角方向に拘束して溶接を行った。溶接条件としては、溶接電圧10.5V、溶接速度1.7mm/secなどとし、溶接電流はビード幅が4mmになるように調節した。シールドガスにはアルゴンを用いた。また、オーステナイト粒界は試験片を大気中にて1023Kに500秒間加熱保持を行う高温酸化法によって現出した。高温酸化することで凝固組織ではなくオーステナイト粒界が現出される⁽³⁾。このオーステナイト粒界が高温酸化中に粒界移動を生じないことは、常温でのシュウ酸エッチングにおける凝固組織中の粒界位置と高温酸化後のオーステナイト粒界の位置が一致していることをもって確認した。

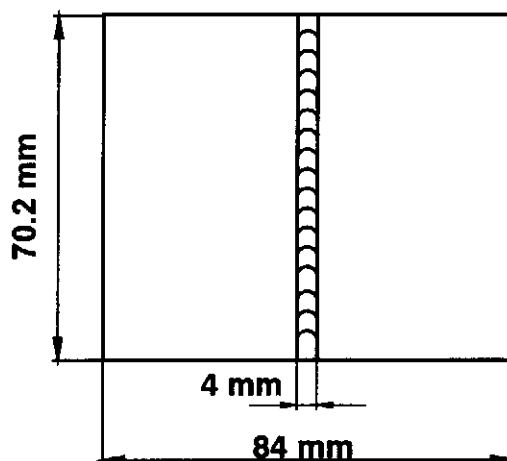


図1 試験片形状および寸法

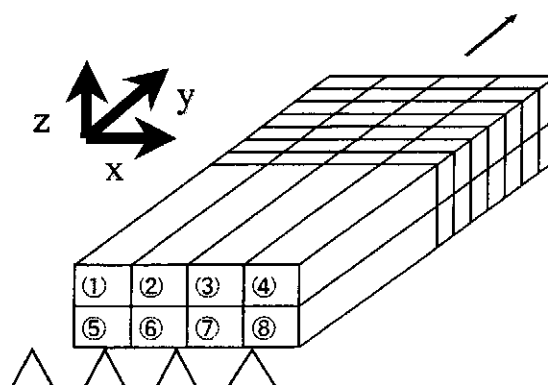


図2 多結晶有限要素モデル

(2) 計算方法

3次元要素として8積分点評価の8接点アイソパラメトリック要素を用いた。ヤング率 $E=7200\text{kg/mm}^2$ 、ポアソン比 $\nu=0.3$ 、加工硬化係数 $H=80$ とした。多結晶弾塑性有限要素モデルは呉屋⁽⁴⁾らの計算モデルを用いた。このモデルでは優先すべり系を考慮した多結晶体の変形挙動を計算でき、集合組織の変形挙動を予測できる。計算対象モデルは図2に示すようであり、後述する溶接金属に似せてあり、溶接ポンド部の小結晶粒と中央部の粗大柱状晶粒の比率を再現したモデルである。このモデルでは要素数64、接点数135である。引張方向は図中上方の矢印方向であり、これは実験と同様溶接線に垂直方向である。相当塑性ひずみ E_p は15~16%に到達するまで、計算ステップ毎に加重

を加えた。また、集合組織の溶接金属内における相当塑性ひずみの影響を見るために、結晶方向がランダムであるものと、溶接組織に近い集合組織モデルの二種類を採用した。

3. 実験結果および考察

(1) 溶接組織

図3は熱影響部と溶接金属からなる溶接金属部のオーステナイト粒界トレース図である。図からわかるように、溶接熱影響部では結晶粒が小さく、溶接中央部では粗大化しており、いわゆる柱状晶が観察される⁽⁶⁾。これは、溶接金属は熱影響部からエピタキシャルに発生し、凝固過程に熱流変化にしたがい、選択成長が生じた結果と思われる。溶接金属の柱状晶の成長方向は $\langle 100 \rangle$ であると言われている。これを確認するために、溶接金属中央部付近(図4におけるC領域)について、柱状結晶粒の方位を測定した。測定はエッチピット法を用いた。エッチピットの現出方法は木下ら⁽⁶⁾が報告した方法と同一である。すなわち、電解液:100ml HCL+5gFeCl₃·6H₂O、電解条件:-0.05VvsSCE、時間120sの条件で図4の例に示すような、エッチピットを現出させSEMにより撮影した。また、予め用意したモデルと実際の柱状晶の組織比較することにより、柱状晶の成長方位を決定した。このようにして得られた $\langle 100 \rangle$ 極点図が図6である。図からわかるように $\langle 100 \rangle$ 方位が溶接組織図3と対応して、中央近傍の柱状晶の傾きとほぼ一致していることがわかる。図3以外に、溶接速度を変化させたところ、遅い場合(0.83mm/sec)には中央の柱状晶方位がランダムになり、速い場合(3.33, 6.67mm/sec)には、溶接部中央部柱状晶の成長方位のばらつきが少なくなる傾向にあった。これは、溶接速度が速くなるにつれ、溶接金属の成長過程での熱流方向の変化が少なくなるためであると考えられる。また、結晶粒径についてリニアインタセプト法で調べたところ、熱影響部付近が30-50 μ m程度、溶接金属中央部では150-400 μ mであった。これらの実験の結果、この溶接速度1.7mm/secでは、溶接熱影響部の結晶粒径と溶接中央部の結晶粒径の平均比が、おおよそ1:6であった。また、有限要素解析に関しては、コンピューターの性能上、要素数が80程度までしか計算できなかったため、以下のようなモデルの単純化を行った。すなわち、図2における多結晶有限要素解析モデルを引張方向について粗大結晶1列と熱影響部近傍の小結晶7列に分割し、その粒径比を1:6とした。また、三次元解析を仮定して、上下に二段とし、合計、要素数64の解析モデルとした。

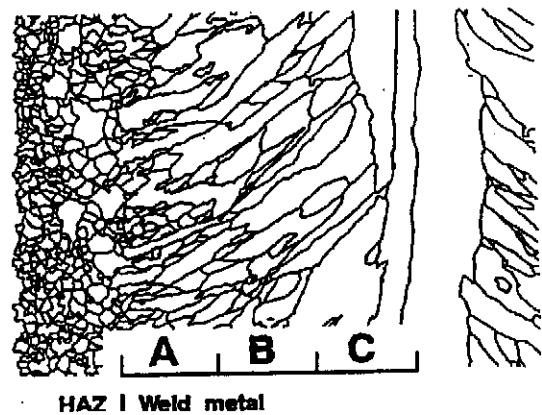


図3 溶接部オーステナイト粒界トレース図

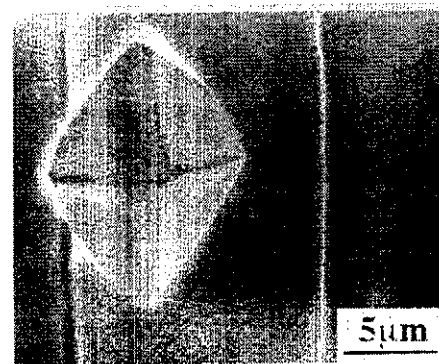


図4 結晶方位決定のためのエッチピット

(2) 引張試験

溶接金属部の引張特性を調べるために引張実験を行った。試験片形状は図5に示すようであり、溶接試験片からワイヤカット放電加工によって、引張試験片を切り出した。引張強度は450MPaであった。また、引張過程において、溶接金属内の局所的なひずみを測定するために、ピッカース圧痕を打ち込み、各ひずみの段階において、試験片を取り外して圧痕の間隔を測定し、塑性ひずみ量を決定した。ただし、ひずみが30%以上になると、溶接金属の凹凸が激しくなり、正確なひずみ量が測定することが困難になるため、ひずみ量は20%までとした。図7は溶接金属内の局所ひずみであり、図中の4000付近が溶接金属中央部に相当する。引張ひずみ量が大きくなるにつれ、溶接中央部にひずみが集中していることがわかる。また、溶接条件に関わらず、最終的な破断は溶接金属部中央の柱状晶で生じていた。この結果については後藤ら⁽⁶⁾が同じ材料の溶接試験片の引張実験を行った結果と同様であり、後藤らも、引張ひずみ過程で粗大化結晶粒の多い溶接中央部にひずみが集中し、粗大化粒の粒内延性破壊が生じるとしている。また、集合方位の違いによって、溶接金属の引張強さとひずみ付加仮定に明瞭な差が観察されると、報告している。

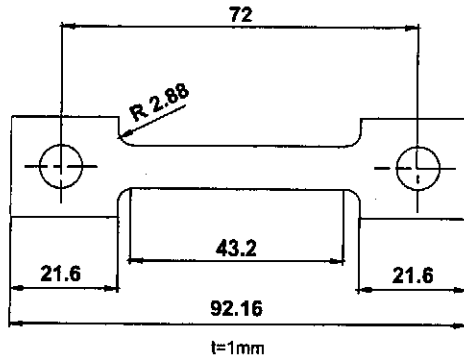


図5 引張試験片形状と寸法

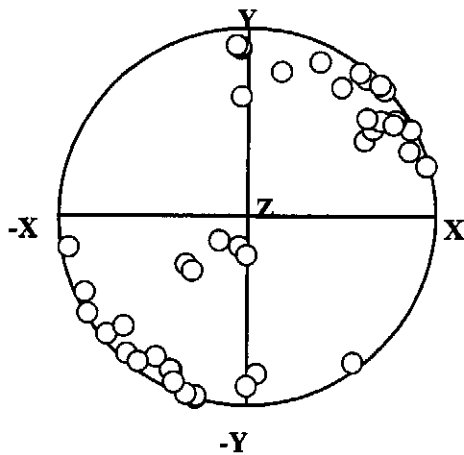


図6 溶接部C領域における<100>極点図

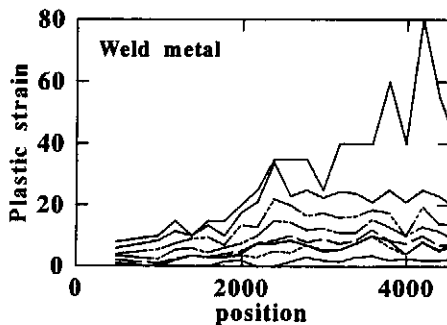


図7 溶接部の引張試験結果(右端が溶接中央部)

図8と図9に有限要素解析の結果を示す。図8は結晶粒をランダムとした場合の解析結果であり、図9は結晶粒が集合組織であるとした場合の解析結果である。また、図中のY軸は図2の有限要素解析モデルのY軸に相当し、Y軸の13は溶接ポンド部、0は溶接中央部に相当している。黒丸は引張時の相当塑性ひずみ E_p が約8%となった時の溶接部のひずみ分布、白丸はおおよそ15%程度時のひずみの分布である。図8図9ともに、相当塑性ひずみ E_p が大きく

なるにしたがい、溶接中央部にひずみが集中しており、実験結果と良く一致している。

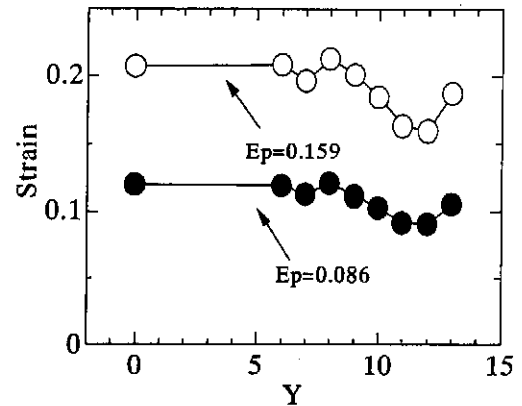


図8 ランダムモデルによる有限要素解析結果

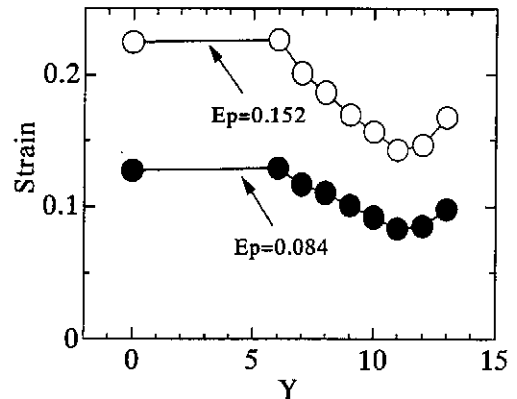


図9 集合組織モデルによる有限要素解析結果

また、ランダム結晶と集合組織では集合組織の場合、僅かながら溶接中央部へのひずみの集中が観察された。定性的には、図9の集中組織に引張塑性ひずみを与えた場合の方がランダムな組織に比べて溶接中央部にひずみが集中していることから、実験結果の図7においても、集合組織のため、より溶接中央部にひずみが集中していると推測される。これとは別に、全体を均一の結晶粒径かつランダムな方位で構成されたモデルについて、同様の数値解析を行ったが、変形の過程は溶接部モデルのような明瞭な不均一ひずみは観察されなかった。以上の実験および数値解析結果から、溶接部材のような、結晶粒が大きくかつ、結晶学的に集合している場合には、結晶方位を考慮した弾塑性解が溶接部材の引張挙動を予測する上でより良い解析手段になり得ることがわかる。

3. 結言

1. オーステナイトステンレス鋼 SUS310S に TIG 溶接を行ったところ、溶接中央部には集合組織が観察された。この溶接集合組織の溶接線に直角方向に引張ひずみを与えたと

ころ、ひずみ量が30%以上になると顕著に溶接中央部の柱状晶結晶粒にひずみが集中し溶接中央部から破断する傾向が観察された。

2. 溶接部の集合組織を有限要素モデル化し、結晶方位を考慮した弾塑性有限要素解析を試みたところ、(1)ランダム組織、溶接集合組織ともに溶接中央部の粗大化結晶に塑性ひずみが集中した。(2)溶接集合組織はランダム組織に比較して中央部に塑性ひずみが集中しやすいことが判明した。これらの傾向は実験結果と良く対応しており、溶接組織のような集合組織かつ粗大粒を有数する組織の変形解析には結晶方位を考慮した有限要素解析モデルは有効な手段となり得ることが判明した。

参考文献

(1) Bruce Chalmers 著、岡本平、鈴木章共訳：金属の凝固、1988、丸善 235-250.

(2) 後藤弘匡、渡辺健彦：柱状晶の成長方向がオーステナイトステンレス鋼溶接金属部の機械的性質に及ぼす影響、高温学会誌、24-6、1998、290-298.

(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粒界挙動と溶接金属の成長、溶接学会誌、13-2、1995、262-269.

(4) T. Sueyoshi, M. Goya, K. Miyagi and K. Ito, Determination of Constitutive Parameters of Anisotropic Plastic Materials Using a Finite-Element Polycrystalline Model, Proc. 6th ICTP (1999) 1287-1292, Material modeling, Japan

(5) 柴田信一、渡辺健彦：オーステナイトステンレス鋼の粒界挙動(第一報)、高温学会誌、20-1、1994、19-27

(6) 木下凱雄、武田誠一：エッチピット法によるオーステナイトステンレス鋼の方位決定、日本金属学会会報、18-9、1979、642-644.