溶接材料の相変態挙動を利用した溶接継手の残留応力低減効果に関する検討*

－溶接時における温度・ミクロ組織・熱応力履歴の数値シミュレーションとその応用に関する研究(第2報)－

望月 正人**, 松島 彰吾***, 森影 康****, 久保 高宏****, 豊田 政男**

Study on Residual Stress Reduction by Using Phase Transformation Phenomena in Welding Material*

－Studies on Numerical Simulation of Temperature, Microstructure, and Thermal Stress Histories during Welding Process and Their Application to Welded Structures (Report 2)－

MOCHIZUKI Masahito**, MATSUSHIMA Shogo***, MORIKAGE Yasushi****,
KUBO Takahiro**** and TOYODA Masao**

Residual stress in welded joints by using a new weld metal with the property of low-temperature phase transformation is numerically analyzed. 10 % Nickel and 10 % Chromium are involved in the developed welding material for producing the property of martensitic phase transformation at a low temperature and for generating compressive residual stress. A fillet-welded joint between plate and stiffener is used for the numerical simulation of the thermal elastic-plastic finite-element analysis with coupling phase transformation effect. Moving heat source is considered by using the gradual deposition of the finite-element during welding process. Distribution of the computed residual stress mostly agrees with the measuring values by strain gauge. Compressive residual stress distributes in the weld metal for both longitudinal and transverse directions with weld line. The effects of the material of weld metal and welding pass sequence on residual stress are then investigated. Residual stresses on the weld toe and root are improved lower by using the low-temperature transformation weld wire than the conventional one, regardless of the sequence of welding deposition. It is found that the weld metal with property of low-temperature phase transformation is effective to reduce residual stress near weld metal.

Key Words: Welded Joint, Residual Stress, Phase Transformation, Microstructure, Low-Temperature Transformation Weld Material, Numerical Simulation, Thermal Elastic-Plastic Analysis

1. 緒 言

溶接構造物に存在する残留応力は、脆性破壊¹⁾、座屈²⁾、応力腐食割れ³⁾、疲労⁴⁾などの事象に大きく影響を及ぼすことが知られており、変形や破壊を防止したい箇所での残留応力分布を評価するとともに、使用形態に応じて残留応力を適切に低減する方策を講じるなどの処置をとることが重要である。

溶接部の残留応力を低減する方法として、ピーニング法⁵⁾、溶接後熱処理(応力除去焼鈍)⁶⁾、過ひずみ法⁷⁾などがしばしば用いられているが、これらの方法はいずれも溶接後の別工程による処理が必要である。それに対し、溶接中の積層順序の制御や特殊な加熱・冷却法⁸⁻¹¹⁾などによって溶接と同

時に残留応力を低減することが可能であるが、現時点では必ずしも一般的な方法として確立されている訳ではない。

ここで、残留応力を溶接と同時に低減するもう一つの手法として、材料特性を制御する方法が考えられる。この方法では、ヤング率や降伏応力などの温度依存性を制御する方法¹²⁻¹⁴⁾や、相変態特性を利用する方法^{15, 16)}が提案されているが、その中でも、低変態温度溶接材料を用いて溶接部の残留応力を低減させ、疲労強度を向上させる方法¹⁶⁾が注目を浴びている。すなわち、低変態温度溶接材料を用いて溶接部に圧縮残留応力を導入することにより、角回し継手、箱形断面溶接部材、十字継手などの疲労強度を大幅に向上したとする事例が報告されている¹⁷⁻²⁹⁾。これらの残留応力の低減効果は主に溶接継手試験体の計測値や固有応力法による簡易解析によって評価されているが、継手中の残留応力分布などをより詳細に把握しておくことが、残留応力の影響を考慮した構造設計や精度の高い寿命評価などを行う上で必要となる。これまでにも、基本的な試験片レベルの継手に対しては、熱弾塑性解析によってレーザ溶接³⁰⁾や拘束状態との相関性評価³¹⁾などへのアプローチも試みられているが、より詳細な数値シミュレーションによって低変態温度溶接材料の残留応力低減効果を定量的に確認するとともに、実際の疲労強度が問題となるような溶接継手・構造物に対してもき裂の進展評価などに影響を及ぼす残留応力分布を評価することが重要である。

*原稿受付 平成15年9月24日 平成14年度秋季全国大会で発表、平成14年11月溶接構造シンポジウム2002で発表

**正 員 大阪大学 大学院工学研究科 生産科学専攻 Member, Department of Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University

***学 生 員 大阪大学 大学院工学研究科 生産科学専攻 Student Member, Department of Manufacturing Science, Graduate School of Engineering, Osaka University

**** JFEスチール(株) スチール研究所 Member, Steel Research Laboratory, JFE Steel Corporation

さらに、溶接構造物の疲労強度などをより詳細に取り扱うためには、止端部およびルート部の形状(応力集中係数)、外荷重や残留応力などの力学的な要因のみならず、溶接部近傍の硬さやマイクロ組織などの材料学的な因子を合わせて把握した上で設計・施工ならびに評価を進めていくことも必要である。このような検討にとって数値解析は非常に有用なツールであり、既報^{32, 33)}で述べた相変態によるマイクロ組織の変化を考慮した溶接熱弾塑性シミュレーション手法では、溶接部の残留応力分布、変形挙動の解析のみならず、硬さなどに代表される強度分布の評価も行うことができる。ところで、最近のコンピュータの処理能力の進歩により、実溶接構造物の溶接中における力学的挙動の評価を三次元解析によって直接的に行うことが可能になりつつあるが、現象の解明のみならず実際に「役に立つ」技術として、溶接特有の複雑な挙動を考慮できる数値シミュレーション手法を実溶接構造物に対応しうるレベルで確立しておくことが望まれている。

本研究では、溶接時における温度、マイクロ組織、熱応力履歴の数値シミュレーション手法を用いて、溶接変形および残留応力の発生特性を、特に相変態挙動との関係に注目して検討を進める。すなわち、相変態が残留応力に及ぼす影響を定量的に把握することや、さらには残留応力を低減・制御させる相変態挙動のあり方を明確にすることを目的とする。第一報³⁴⁾では、溶接熱サイクルを模擬した両端固定棒の熱応力および残留応力の発生挙動について、相変態特性などの材料特性や冷却速度との関係から数値解析と実験による検討を行った。本報では、実溶接構造物の構成要素の一例として平板とスティフナの角回し継手を対象とし、低変態温度溶接材料による溶接継手のマイクロ組織分布や残留応力分布を、熱源の移動にともない溶接材料が徐々に付着される挙動を模擬した三次元熱伝導・マイクロ組織・弾塑性数値シミュレーションにより評価することを試みた。すなわち、まず基本問題として両端固定棒が溶接熱サイクルを受けた場合における低変態温度溶接材料の熱応力発生挙動を詳細に検討した上で、角回し継手の残留応力について低変態温度溶接材料による残留応力低減効果を確認するとともに、溶接順序や溶接材料の機械的特性が残留応力にどのように影響するかについて解析的に検討した。

2. 溶接熱サイクルを受ける両端固定棒の残留応力発生挙動

疲労強度を改善する有効な手法の一つとして挙げられる残留応力の低減を相変態特性を利用することによって行う方法として、マルテンサイト変態の開始温度を低温側にした低変態温度溶接材料を用いて溶接部の残留応力を低減させ、疲労強度を向上させる方法¹⁶⁾が大きな注目を浴びている。実際に、低変態温度溶接材料を用いて溶接部に圧縮残留応力を導入することにより、角回し継手、箱形断面溶接

部材、十字継手などの疲労強度を大幅に向上できる効果を確認したとする事例が多数報告されている¹⁷⁻²⁹⁾。本章では、この低変態温度溶接材料の残留応力発生特性に対して、溶接模擬熱サイクルを受ける両端固定棒モデルを用いて詳細な検討を加える。

2.1 低変態温度溶接材料の基本特性

低変態温度溶接材料の代表的な化学組成を Table 1 に示す。約 10% の Ni と約 10% の Cr を含有することを特徴とする溶接材料である。これにより、マルテンサイト変態による体積膨張の開始温度を剛性のより高くなる低温域側にシフトすることができる。

溶接過程の冷却中における低変態温度溶接材料と従来の 780 MPa クラスの高張力鋼用溶接材料の熱ひずみ曲線の一例を Fig. 1 に示す¹⁷⁾。従来溶接材料では 400℃ 程度でマルテンサイト変態が始まり体積膨張による熱ひずみが発生するが、その後、変態の終了が近づくに連れて温度下降による体積収縮の方が大きくなり見かけ上の熱ひずみは小さくなっていき、最終的に室温に冷却された時点では変態開始時に比べても収縮した状態になる。それに対し、低変態温度溶接材料ではマルテンサイト変態は 200℃ 程度まで発生しないため、室温になった状態において残留応力の発生を従来溶接材料を用いた場合に比べて大幅に低減できると考えられている¹⁷⁾。これは、マルテンサイト変態による体積膨張量が温度下降による収縮量よりも常に大きく、室温状態にまで変態は完了しないまま剛性の高い低温域で膨張を続けるため、見かけ上の熱ひずみも最後まで大きくなっていき、変態が開始した時点に比べて膨張した状態で溶接を

Table 1 Chemical composition of low-temperature phase transformation weld material.

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
0.03	0.31	0.71	10.4	9.94	0.14

Fig. 1 Characteristics of relation between temperature and thermal strain.

完了することによる。この体積膨張の効果によって引張残留応力の発生を緩和することが可能になると考えられる。

低変態温度溶接材料と780 MPa クラスの高張力鋼の CCT 線図を Fig. 2 に示す。通常の780 MPa クラスの高張力鋼用溶接材料の CCT 曲線は母材のものとは当然異なるものになるが、ここでは両者は定性的にはそれほど大きくは違わないと見なして以下の検討を進める。また、図中の冷却曲線上の数字は各相の変態終了時におけるミクロ組織分率を示す。低変態温度溶接材料が冷却状態にあるときには、200℃程度でマルテンサイト変態が始まり、通常の400℃前後の値を示す母材ならびに従来溶接材料に比べてかなり低い温度であることがわかる。さらに、マルテンサイト変態は室温まで連続して進行し、その相分率は冷却速度に依存せず85%となり、残りの15%が残留オーステナイトになることが理解できる。また、このマルテンサイト変態は冷却速度の影響をほとんど受けず、急冷から徐冷に至るまで同様の変態特性を示すことがわかる。一方、母材および従来溶接材料の CCT 曲線では、マルテンサイト変態は約400℃で開始し、また、冷却速度が遅いとフェライト変態やベイナイト変態が発生するため、最終的なマルテンサイト相の組織分率がそれほど大きくならないと言ったような複雑な変態

挙動を示す。

2.2 低変態温度溶接材料の溶接熱サイクル負荷時の熱応力履歴の基礎検討

低変態温度溶接材料が溶接熱サイクルを受けた際の残留応力の生成機構を検討するために、まず、両端固定棒モデルを用いて模擬的な溶接熱サイクルを受けた場合の熱応力の発生挙動を数値シミュレーションした。現象の理解を容易にするために材料特性以外の解析モデルを簡略化することとし、両端を完全に固定した棒全体に、被覆アーク溶接時の典型的な溶接金属部近傍の熱サイクルとして Fig. 3 に示すような温度履歴を均一に与えた。全体を同時に均一加熱・均一冷却しているため、相変態も棒全域で同時に発生・終了することになる。

このときのミクロ組織および熱応力履歴の状態を、熱処理・溶接シミュレーションソフトウェア SYSWELD³⁵⁾を用いて熱伝導・ミクロ組織・弾塑性数値シミュレーションを行うことによって求める。すなわち、Fig. 3 に示した温度履歴を入力データとして、その際の相変態挙動および熱応力履歴を、CCT 線図によって求められる組織分率と温度依存性を有するミクロ組織各相の物性値から混合則によって求めた値を見かけ上のマクロな物性値として解析した。低変態温度溶接材料の温度依存性・ミクロ組織依存性を有する物性値の設定方法や相変態挙動のモデル化などの解析手法の詳細は既報による^{24, 32-34)}。

低変態温度溶接材料の両端固定棒モデルでの溶接熱サイクル中におけるミクロ組織分率の変化挙動の解析結果を Fig. 4 に示す。低変態温度溶接材料は初期状態ではマルテンサイト分率が100%である。この状態から加熱が始まるとしばらくはそのままの分率が続くが、オーステナイト変態が始まり、1000℃を越えるような高温状態ではオーステナイト分率が100%となる。その後、冷却過程に転じると、100% オーステナイトのまま両端固定棒は温度下降し、200℃付近でマルテンサイト変態が開始することにより、

(a) Low-temperature transformation welding wire (10Cr-10Ni)

(b) Base metal (HT780)

Fig. 2 CCT diagram and microstructural proportion of weld metal and base metal for thermal elastic-plastic numerical analysis with phase transformation effect.

Fig. 3 Temperature history during weld heat cycle in a round-bar specimen made of a low-temperature phase transformation welding material.

急激にマルテンサイトの割合が増加する。最終的に室温に冷却された状態では、マルテンサイト分率が85%となり、結果としてオーステナイトが15%残留することになる。この相変態挙動は Fig. 2 (a) に示した低変態温度溶接材料の CCT 線図から見ても妥当な結果であることがわかる。

次に、両端固定棒の溶接熱サイクル負荷時の熱応力挙動を Fig. 5 に示す。加熱が始まると試験片は膨張しようとするが両端を完全に拘束されているために圧縮応力が生じ、その値はどんどん大きくなる。一方、試験片温度の上昇にともない材料の降伏応力は低下するため、450℃を越えた頃に降伏が始まり、その後も圧縮応力の値は降伏応力の温度依存性に倣うように低下し続ける。その後、1000℃付近で降伏応力が非常に小さくなるために両端固定棒の熱応力はほぼ0に近くなったまま、最高加熱温度に到達する。加熱過程でのオーステナイト変態は材料の降伏応力や熱応力が非常に小さくなった状態で発生するため、その影響はわずかには熱応力履歴上に表れるものの、温度上昇による熱応力の低下効果に相殺され、ほとんど認識できないレベルとなる。冷却過程では温度下降による収縮と剛性の回復により引張応力が発生し、その値は降伏応力の上昇にともな

Fig. 4 Microstructural history during weld heat cycle in a round-bar specimen of a low-temperature phase transformation welding material.

Fig. 5 Thermal stress history during weld heat cycle in a round-bar specimen of a low-temperature phase transformation welding material.

い徐々に大きくなるが、200℃付近でマルテンサイト変態による膨張が発生し始め、熱応力が急激に低下する。その後もマルテンサイト変態は進行し続け、冷却の進行とともに温度低下による収縮が同時に起きるものの変態膨張量の方が大きいために熱応力は低下し続けることになり、冷却が完了した状態における最終的な熱応力が残留応力となる。

通常の高強度鋼用の溶接材料における熱応力履歴³⁴⁾では、加熱過程およびマルテンサイト変態が始まるまでの冷却過程での挙動は低変態温度溶接材料の場合とほとんど同じであるが、400℃付近でマルテンサイト変態が始まった後は、変態の進行にともない変態膨張量よりも温度下降による収縮量の方が大きくなり、マルテンサイト変態の開始時に圧縮側に転じた熱応力は再び引張側に増大していく。これに対し、低変態温度溶接材料では、冷却が完了する室温に至るまでマルテンサイト変態による体積膨張の効果が温度下降による体積収縮の効果を上回り、結果として熱応力の低下が冷却完了時まで続くことになる。マルテンサイト相とオーステナイト相の熱ひずみ曲線の差と、マルテンサイト変態の開始・終了温度の差が、このような違いをもたらしている。

以上のように、両端固定棒が溶接熱サイクルを受けた場合における低変態温度溶接材料の熱応力発生挙動を検討し、低温度域で開始されるマルテンサイト変態時の熱膨張により発生する圧縮応力が最終的な冷却状態でも残留することが確認できた。

3. 角回し継手の溶接残留応力

3.1 溶接熱源の移動と溶接金属の付着を考慮した三次元熱伝導・ミクロ組織・弾塑性解析

角回し継手の溶接残留応力を求めるために用いる溶接熱源の移動と溶接金属の付着を考慮した三次元熱伝導・ミクロ組織・弾塑性解析は、溶接時における温度履歴・熱応力分布を求める従来の温度依存性を有する物性値を用いる三次元熱弾塑性解析手法³⁶⁻³⁸⁾に、CCT 線図で表される相変態現象と、そこからもたらされる物性値の変化を考慮できるように解析手法を拡張することによって行うことができる³²⁻³⁴⁾。すなわち、それぞれのミクロ組織ごとに温度依存性を有する物性値を考慮して、溶接プロセス中の各時刻における各点での温度と冷却速度と CCT 線図によって求められる組織分率から混合則を用いて見かけ上のマクロな物性値を求める。その物性値を用いて、溶接開始から冷却が終了するまでの温度場と組織場の解析を溶接熱源の移動と溶接金属の付着を考慮しながら連続的に行った。その後、溶接プロセス中の各時刻における温度分布・ミクロ組織分布を入力データとして、各時刻における各点での見かけ上の機械的性質をミクロ組織分率から混合則によって求めることにより熱弾塑性応力解析を行い、溶接開始から終了に至るま

での熱応力分布の履歴を溶接金属が徐々に付着されることによる形状の変化（溶接部の追加）を反映した上で求めた。残留応力および残留変形は、溶接による熱サイクルを受けた後、温度分布がなくなり均一に室温まで継手全体が冷却されたときの状態として求めることができる。

実溶接構造物の構成要素の一例として、角回し継手の形状と寸法を Fig. 6 に示す。780 MPa クラスの高張力鋼製のスティフナと平板が単層すみ肉角回し溶接により取り付けられている。ここで、比較のために低変態温度溶接材料を用いて溶接を行った場合に加えて、従来溶接材料を用いた場合についても検討を行った。従来溶接材料の機械的特性などは母材 780 MPa 級鋼と同等とした。

有限要素法を適用するためのメッシュ分割図を Fig. 7 に示す。三次元 8 節点アイソパラメトリック要素を用い、溶

Fig. 6 Configuration of a fillet welded joint between plate and stiffener.

Fig. 7 Mesh division for the numerical thermal elastic-plastic analysis considering phase transformation effect and moving weld pass deposition.

Fig. 8 Welding sequences of a fillet welded joint between plate and stiffener.

接トーチの移動にともなう溶接金属の付着挙動をシミュレートするため、高温の溶接金属部の有限要素が溶接速度に応じて順次付着していくようなモデル化を行っている。また、外気と接する継手表面には熱伝達境界要素を用い、熱の放散やふく射を温度依存性を有する熱伝達係数を用いて一括して表現した。用いた溶接法は被覆アーク溶接、溶接条件としては溶接速度 5 mm/s、入熱量 2.9 kJ/mm であり、二重楕円ガウシアン型熱源によって溶接金属表面から入熱を与えた^{12, 32, 33)}。

角回し継手の溶接パスの溶接順序については、Fig. 8 に示す二種類を検討した。Sequence A は、スティフナ長手方向の中央部付近から 1 パス目の溶接を開始し、片側のスティフナ端部を回り込み溶接し、そのまま反対側の長手方向を溶接開始点のちょうど裏側に相当する箇所まで溶接する。その後、2 パス目の溶接をスティフナの反対側について行う。Sequence B では溶接始末端部をスティフナ端部とし、連続した角回し溶接を行うことなく 2 パスで溶接を完了する。いずれの溶接順序についてもパス間温度は 50℃ とし、1 パス目の溶接終了後、試験片全体が所定の温度に冷却された後に 2 パス目の溶接を開始させた。また、平板とスティフナの位置関係から、図中に示すようにスティフナ長手方向側を Side A, Side C, スティフナ端部側を Side B, Side D と呼ぶこととし、以降の解析結果の整理に用いる。

数値シミュレーションと平行して、実際の溶接継手を解析と同一条件で低変態温度溶接材料および従来溶接材料を用いて製作し、溶接止端部近傍の残留応力をひずみゲージ

を用いた応力弛緩法により測定した。

3.2 解析結果と残留応力分布の実測値との比較

熱源の移動と溶接金属の付着を考慮した熱伝導解析結果の一例として、低変態温度溶接材料を用いた場合における Sequence A の1パス目における溶接中の温度分布を Fig. 9 に示す。図中には、(a) 1パス目の溶接開始直後、(b) 角部を回り込みながら連続溶接しているところ、(c) 角部の回し溶接を終了し、直線部の溶接をそのまま継続したところ、(d) 1パス目の溶接をスティフナの長手方向中央付近で完了しようとしている直前、の温度分布を示しており、それぞれ、溶接開始から (a) 6秒後、(b) 18秒後、(c) 28秒後、(d) 34秒後の状態に相当する。溶接の進行にともない溶接金属が徐々に付着されながら高温域が移動している状態が理解できる。また、溶込み形状に代表される溶融部近傍の温度分布は溶接プロセス中の全域に対してほぼ同じような温度勾配を持っていることに対し、溶接部から少し離れた箇所の温度は溶接が進行するに連れて徐々に上昇し、例えば溶接開始から28秒後では、表側の溶接による影響で、裏側に回り込んだ溶接が行われる直前の溶接金属が付着される時点で、すでにその位置において温度上昇が生じていることがわかる。

また、低変態温度溶接材料を用いた場合における Sequence Aによる溶接終了後のミクロ組織分布の代表例として、ベイナイト分率の分布を継手全体について Fig. 10 に示す。三次元曲面上で等高線表示を行うために解析で得られた値を自動処理で外挿して描画しているため、若干の誤差が含まれているが、このような表示方法は全体的な傾向を把握するには有効である。この図から、溶接金属中は冷却速度にかかわらずマルテンサイトと残留オーステナイト

のみがほぼ一定の割合で構成されるためベイナイトは分布しないが、熱影響部近傍にベイナイトが分布していることが理解できる。スティフナ側の熱影響部に注目すると、ベイナイトは熱履歴の差によりスティフナ中央部と端部では異なる分布状態になっているが、これは、Fig. 2 (b) に示した母材の CCT 曲線の特徴を反映したものになっていることが理解できる。

次に、低変態温度溶接材料を用い、溶接順序を Sequence A とした場合の残留応力の解析結果を Fig. 11 に示す。平板の長手方向応力を、(a) スティフナ端部側の平板表面熱影響部を通る平板の板幅方向に対する延長線上、(b) 平板表面の長手方向中心線上でのスティフナ端部の溶接ルート部から止端部を経由する延長線上、について表示している。これらから、熱影響部近傍では引張応力が残留しているが、溶接金属中はほぼ全域にわたって圧縮応力か、引張側の応力としても非常に小さな値の残留応力が存在していることが理解できる。

Fig. 11 には、これらの残留応力の解析結果を、実際に溶接継手を製作し、ひずみゲージを用いた応力弛緩法により測定した残留応力値と比較した結果を合わせて示している。図中にプロットした計測値を括弧で示したものは、溶接止端部近傍の詳細な分布を測定する目的で5連ゲージを用いた測定も試みた結果であるが、ゲージとゲージの間の切断が困難なことから通常のひずみゲージによる同一位置の計測結果から見ても小さめの値になっており、解析結果とそれほどよい一致を示していない。しかし、それ以外の通常のひずみゲージを用いた計測結果を見ると、残留応力の解析結果と継手表面における実測値は概ね一致していると言える。

以上のような温度、ミクロ組織、残留応力の解析結果の詳細な検討ならびに残留応力の実測値との比較から、今回

Fig. 9 Temperature distribution during welding process (First pass of Sequence A).

Fig. 10 Microstructural phase proportion of bainite after welding (Sequence A).

Fig. 11 Comparison of residual stress between analytical distribution and experimental value by strain gauge (Sequence A).

の角回し継手における溶接熱源の移動と溶接金属の付着を考慮した三次元熱伝導・ミクロ組織・弾塑性シミュレーションは、妥当な結果を与えていると見なして問題ないと言える。

4. 溶接材料および溶接順序が残留応力に及ぼす影響

前章では、低変態温度溶接材料を用いた角回し継手の溶接残留応力を、溶接熱源の移動にともない溶接金属の付着が徐々に行われていく挙動を考慮した三次元熱伝導・ミクロ組織・弾塑性数値シミュレーションによって求めることができることを示した。本章では、この手法を用いて溶接材料や溶接順序を変化させた場合に残留応力がどのように分布するかを解析し、低変態温度溶接材料の残留応力低減効果を検討する。

4.1 溶接材料と残留応力の関係

溶接材料として低変態温度溶接材料と 780 MPa 級鋼用の従来溶接材料を用いた場合の残留応力分布の比較を、Sequence A の場合について Fig. 12 に示す。平板の長手方向応力および板幅方向応力を、(a) 平板中央部の表面についてスティフナ中央部の溶接ルート部から止端部を經由する延長線上 (Side A)、ならびに、(b) 平板表面の長手方向中心線上でのスティフナ端部の溶接ルート部から止端部を經由する延長線上 (Side B)、について表示している。ここで、スティフナに対して幾何的に対称な位置となる Side A と Side C、Side B と Side D ではほぼ同様の残留応力分布になっていることを確認している。なお、Side A と Side C については、それぞれ溶接始端部と終端部の重畳部に相当するが、両者においてもほぼ同様の残留応力分布になっていることがわかる。

溶接金属中の残留応力は、低変態温度溶接材料を用いることによって、平板の長手方向、板幅方向のいずれの残留応力についても圧縮応力か、引張応力としても非常に小さな値とすることができる。一方、従来溶接材料を用いた場合は溶接金属中に高い引張応力が残留する場合があることがわかる。また、溶接金属中の残留応力は溶接材料の特性によって大きく異なるのに対し、熱影響部を含めた母材側の残留応力は溶接材料の影響を受けず、ほぼ等しい分布となっている。このことから、母材の残留応力は、熱影響部といえどもすぐ近くにある溶接材料の影響よりも母材そのものの材料特性の影響を大きく受けることが読みとれる。

さらに、低変態温度溶接材料を用いた場合は、破壊の起点となりやすい溶接ルート部および止端部の残留応力についても大幅に低減できることがわかる。すなわち、止端部ではどの位置においても二方向ともに圧縮応力であり、ルート部においても二方向とも圧縮側もしくは非常に小さい残留応力となっている。これに対し、従来溶接材料では止端部およびルート部ともに高い引張応力が残留する場合があることが理解できる。

溶接材料を変化させた場合における平板長手方向残留応力の分布の継手全体での比較を Fig. 13 に示す。Fig. 10 と同様の理由で全体的な傾向を検討するために両者を比較すると、この図からも、低変態温度溶接材料では溶接金属中で全域にわたり圧縮応力が分布しているのに対し、従来材では引張応力が分布している範囲が多いことがわかる。

なお、前章で解析した両端固定棒モデルではそれほど大きな圧縮残留応力が発生していないにも関わらず、角回し継手溶接部には溶接線方向に大きな圧縮残留応力が発生している。これは、角回し継手の場合はスティフナ端部付近は溶接長が非常に短くなっていることから、溶接線方向にはその周辺の母材全体に強く拘束されることによって大き

Fig. 12 Comparison of residual stress distribution by changing material of weld metal (Sequence A).

Fig. 13 Comparison of contour of residual stress distribution in different materials of weld metal (Sequence A).

な残留応力が発生した結果として考えることができる。

4.2 溶接パスの溶接順序と残留応力の関係

溶接パスの溶接順序を Fig. 8 に示すように変化させた場合の残留応力の比較を Fig. 14 に示す。Fig. 12 と同様に、平板の長手方向応力および板幅方向応力を、(a) 平板中央部の表面についてスティフナ中央部の溶接ルート部から止端部を経由する延長線上 (Side A)、また、(b) 平板表面の長手方向中心線上でのスティフナ端部の溶接ルート部から止端部を経由する延長線上 (Side B)、について表示している。溶接金属中の残留応力は一部に引張応力が存在するものの、溶接パスの溶接順序に関係なくほぼ圧縮側の残留応力となっている。Sequence B の場合に溶接終端部において止端部

に引張残留応力が発生しているが、この値も従来溶接材料を用いた場合に比べれば大幅に小さくなっていることを確認している。すなわち、強度設計上クリティカルな位置には溶接ビードの始末端を重ねないようにすることが、溶接欠陥の問題のみならず残留応力の面からも重要であることがわかる。いずれにせよ、低変態温度溶接材料を用いることにより、溶接パスの溶接順序に関わらず、溶接金属中の残留応力を低減できることが理解できる。

以上のように本報では、実溶接構造物の構成要素の一例として角回し継手を対象に三次元温度・組織・熱応力シミュレーションを行い、低変態温度溶接材料を用いることによって溶接部の残留応力は従来溶接材料に比べて大幅に低減され、全体的に圧縮応力になることを示した。すなわち、

Fig. 14 Comparison of residual stress distribution on main plate and weld metal along center lines of stiffener by changing sequence of welding deposition.

疲労強度改善に対する低変態温度溶接材料の効果を定性的に示すことができた。

5. 結 言

溶接時における温度、ミクロ組織、熱応力履歴の数値シミュレーション手法を実溶接構造物に対応しうるレベルで確立するとともに、それを用いて相変態が残留応力低減に及ぼす影響を検討するために、低変態温度溶接材料を用いた角回し継手の残留応力分布を、熱源の移動と溶接材料の付着を模擬した三次元数値シミュレーションにより評価することを試みた。

- (1) 両端固定棒が溶接熱サイクルを受けた場合における低変態温度溶接材料の熱応力発生挙動を検討し、マルテンサイト変態時の熱膨張により発生する圧縮応力が最終的な冷却状態まで残留することを確認した。
- (2) 実溶接構造物の構成要素の一例として角回し継手を取り上げ残留応力を解析した結果、残留応力の解析値と継手表面における実測値は概ね一致した。
- (3) 低変態温度溶接材料を用いることにより、角回し継手の溶接ルート部および止端部の残留応力を従来溶接材料を用いた場合に比べて大幅に低減することができることを数値シミュレーション結果により確認した。
- (4) 溶接パスの溶接順序の影響についても検討した結果、溶接順序にかかわらず、溶接部の残留応力は大幅に低減され、全体的に圧縮側の残留応力になることがわかった。

本研究の一部は、文部科学省21世紀 COE プログラム「構造・機能先進材料デザイン研究拠点の形成 (研究代表者：馬

越佑吉大阪大学教授)」事業推進費補助金、ならびに科学研究費補助金・若手研究 (B)：課題番号 15760603 の補助を受けて実施したものである。

参 考 文 献

- 1) KH. Kihara and K. Masubuchi: Effect of Residual Stress on Brittle Fracture-Studies on Brittle Fracture of Welded Structures at Low Stress Levels, *Report of the Transportation Technical Research Institute*, Tokyo (1958).
- 2) M. Yoshiki, Y. Fujita and T. Kawai: Influence of Residual Stresses on the Buckling of Plates, *Journal of the Society of Naval Architects of Japan*, 107 (1960), 187-194.
- 3) M. Mochizuki, M. Hayashi and T. Hattori, Residual Stress Analysis by Simplified Inherent Strain at Welded Pipe Juncutres in a Pressure Vessel, *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, 121-4 (1999), 353-357.
- 4) S. J. Maddox: *Fatigue Strength of Weld Structures*, Abington Publishing, Cambridge (1991), 152-154.
- 5) S. Kawai and K. Koibuchi: Effects of Ground and Peened on Fatigue Strength of Welded Joint under High Mean Stresses, *Journal of the Japan Welding Society*, 44-7 (1975), 588-595.
- 6) D. J. Smith and S. J. Garwood: Influence of Postweld Heat Treatment on the Variation of Residual Stresses in 50 mm Thick Welded Ferritic Steel Plates, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 51 (1992), 241-256.
- 7) J. S. Porowski, W. J. O'Donnell, M. L. Badlani and E. J. Hampton: Use of the Mechanical Stress Improvement Process to Mitigate Stress Corrosion Cracking in BWR Piping Systems, *Nuclear Engineering and Design*, 124 (1990), 91-100.
- 8) Y. Ueda, K. Nakacho and T. Shimizu: Improvement of Residual Stress of Circumferential Joint of Pipe by Heat-Sink Welding, *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, 108 (1986), 14-23.
- 9) Q. Guan, C. X. Zhang and D. L. Guo: Dynamic Control of Welding Distortion by Moving Spot Heat Sink, *Welding in the World*, 33

- (1994), 308-312.
- 10) M. Mochizuki, T. Hattori and K. Nakakado: Residual Stress Reduction and Fatigue Strength Improvement by Controlling Welding Pass Sequences, *Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, 122-1 (2000), 108-112.
- 11) M. Mochizuki, N. Takahashi and M. Toyoda: Three-Dimensional Analysis of In-Process Distortion Control in Fillet Welded Joints by Additional Cooling, *Proceedings of the 2002 ASME Pressure Vessels and Piping Conference*, Vancouver, PVP-434 (2002), 81-88.
- 12) M. Mochizuki: *Studies on Numerical Analysis of Welding Residual Stress and Their Applications to Welded Structures*, Doctoral Dissertation of Kyoto University (1997).
- 13) D. Bru, J. Devaux, J. M. Bergheau and D. Pont: Influence of Material Properties at high Temperatures on the Modelling of Welding Residual Stress and Deformation State, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 3*, H. Cerjak, Ed., The Institute of Metals, London (1997), 456-463.
- 14) M. Yoneda, M. Mochizuki and M. Toyoda: Effect of Material Properties on Thermal Deformation Behavior under Brazing Process, *Preprints of the National Meeting of Japan Welding Society*, 73 (2003), in press.
- 15) H. Murata, N. Katoh and H. Tamura: Effect of Transformation on Residual Stress in Welding-Stress Release by Transformation Superplasticity (Part 5), *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 11-4 (1993), 545-550.
- 16) A. Ohta: Fundamental Study on Fatigue Strength Improvement in Welded Structural Steel, *ISIJ Committee Report* (1995), 79-100.
- 17) A. Ohta, Y. Maeda and N. Suzuki: Doubled Fatigue Strength of Box Welds by Low Transformation Temperature Welding Wire, *Journal of Constructional Steel*, 7 (1999), 173-180.
- 18) A. Ohta, C. Shiga, Y. Maeda, N. Suzuki, O. Watanabe, T. Kubo, K. Matsuoka and S. Nishijima: Fatigue Strength Improvement by Using Newly Developed Low Transformation Temperature Welding Material, *Welding in the World*, 43-6 (1999), 38-42.
- 19) A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, C. Shiga, S. Nishijima, Y. Maeda, N. Suzuki and T. Kubo: Fatigue Strength Improvement of Box Welded Joints by Using Low Transformation Temperature Welding Material, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 18-1 (2000), 141-145.
- 20) A. Ohta, Y. Maeda, T. N. Nguyen and N. Suzuki: Fatigue Strength Improvement of Box Section Member by Low Transformation Temperature Welding Material, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 18-4 (2000), 628-633.
- 21) A. Ohta, Y. Maeda, N. T. Nguyen, N. Suzuki and C. Shiga: Fatigue Strength Improvement of Welded Joints by Low Transformation Temperature Welding Material, *Journal of Society of Naval Architects of Japan*, 188 (2000), 609-616.
- 22) A. Ohta, Y. Maeda, N. Suzuki, O. Watanabe, T. Kubo and K. Matsuoka: Fatigue Strength Improvement of Box Welds by Low Transformation Temperature Welding Wire and PWHT, *Welding in the World*, 44-3 (2000), 52-56.
- 23) A. Ohta, Y. Maeda, N. Suzuki, O. Watanabe, T. Kubo and K. Matsuoka: Fatigue Strength Improvement of Box Section Beam by Low Transformation Temperature Welding Wire, *Welding in the World*, 44-5 (2000), 26-30.
- 24) Y. Morikage, T. Kubo, K. Yasuda, K. Amano, K. Hiraoka, A. Ohta and C. Shiga: Effect of Steel Strength on Fatigue Strength of Welded Joints using Low-Temperature Transformation Welding Consumables, *Preprints of the National Meeting of Japan Welding Society*, 68 (2001), 144-145.
- 25) A. Ohta, O. Watanabe, K. Matsuoka, Y. Maeda, N. Suzuki and T. Kubo: Fatigue Strength Improvement of Box Welds by Using Low Transformation Temperature Welding Material – Tripled Fatigue Strength by Postweld Heat Treatment, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 19-2 (2001), 373-376.
- 26) M. Mohri, K. Sakano, K. Arakawa, T. Kubo and Y. Morikage: Fatigue Strength Improvement of Non-Load Carrying Type Fillet Welded Joint by the Low-Temperature Transformation Welding Wire, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 20-2 (2002), 282-286.
- 27) T. Tominaga and C. Miki, Effect of Steel Strength and Ms temperature on Fatigue Performance of Low Temperature Transformation Electrode, *IIW Doc. XIII-1953-02* (2002).
- 28) T. Tominaga, T. Ishikawa and C. Miki, Fatigue Life Improvement of Existing Bridge Girders by Low Temperature Transformation Electrode, *IIW Doc. XIII-1999-03* (2003).
- 29) N. Suzuki, A. Ohta and Y. Maeda: Repair of Fatigue Cracks Initiated around Box Welds by Using Low-Transformation Temperature Welding Material, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 21-1 (2003), 62-67.
- 30) V. A. Karkhin, W. Kreutz, N. O. Pavlova and W. Schulz: Effect of Low-Temperature Phase Transformations on Residual Stress Distributions in Laser Welded Joints, *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 5*, H. Cerjak, Ed., IOM Communications, London (2001), 597-614.
- 31) J. Yamamoto, Y. Muramatsu and K. Hiraoka: Effect of Transformation-Temperature and Degree of Restraint on Residual Stress-Control of Residual Stress by Using Low-Temperature Transformation Welding Materials (Report 2), *Preprints of the National Meeting of Japan Welding Society*, 69 (2001), 514-515.
- 32) M. Mochizuki and M. Toyoda: Effects of Welding Multiple Heat Cycles on Joint Performance in Beam-to-Column Welded Connection of Steel Framed Structures-Studies on Relation between Joint Performance and Welding Heat Cycles in Welded Joints (Report 1), *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 21-1 (2003), 46-53.
- 33) M. Mochizuki, Y. Mikami and M. Toyoda: Analytical Study on Effects of Welding Deposition Sequence on Microstructure and Hardness in Beam-to-Column Welded Connection of Steel Framed Structures-Studies on Relation between Joint Performance and Welding Heat Cycles in Welded Joints (Report 2), *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 21-1 (2003), 54-61.
- 34) M. Mochizuki, S. Matsushima, C. Thaulow and M. Toyoda: Fundamental Study on Thermal Stress Generation during Simulated Welding Heat Cycles-Studies on Numerical Simulation of Temperature, Microstructure, and Thermal Stress Histories during Welding Process and Their Application to Welded Structures (Report 1), *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, 23-1 (2005), 103-111.
- 35) SYSTUS International, *SYSWELD 2001 Reference Manual*, SYSTUS International (2001).
- 36) M. Mochizuki, K. Enomoto, N. Okamoto, H. Saito and E. Hayashi: Welding Residual Stresses at the Intersection of a Small Diameter Pipe Penetrating a Thick Plate, *Nuclear Engineering and Design*, 144-3 (1993), 439-447.
- 37) M. Mochizuki, M. Hayashi and T. Hattori, Residual Stress Distribution Depending on Welding Sequence in Multi-Pass Welded Joints with X-Shaped Groove, *Transactions of the ASME, Journal of Pressure Vessel Technology*, 122-1 (2000), 27-32.
- 38) M. Mochizuki, M. Hayashi and T. Hattori, Numerical Analysis of Welding Residual Stress and Its Verification Using Neutron Diffraction Measurement, *Transactions of the ASME, Journal of Engineering Materials and Technology*, 122-1 (2000), 98-103.