の上昇量は約 40 K であると推察され、肉盛溶接部の曲げ延性劣化の二次的な要因となる。この他想定し得る脆化要因の中で肉盛溶接部の結晶粒粗大化の要因については、今後より詳細な検討が必要であると考えられる。

参考文献

- 1) A. Plumtree, R. Gullberg; The influence of interstitial content on the ductile-brittle transition temperature of Fe-25Cr ferritic stainless steel, *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 2, No. 5, Sept. 1974, p. 331
- 2) J. J. Demo; Weldable and corrosion-resistant ferritic stainless steels, *Metallurgical Transactions*, Vol. 5, Nov. 1974, p. 2253
- 3) P. J. Grobner; The 885°F (475°C) embrittlement of ferritic stainless steels, *Metallurgical Transactions*,

- Vol. 4, Jan. 1973, p. 251
- 4) W. O. Binder, H. R. Spendlow, Jr.; The influence of chromium on the mechanical properties of plain chromium steels, *Transactions of the A. S. M.*, Vol. 43, 1950, p. 759
- 5) 中尾, 西本他; 高純度フェライト系ステンレス鋼肉盛溶接部の脆化現象, 溶接冶金研究委員会資料, WM-1005-84
- 6) N. J. Petch; The ductile-cleavage transition in alpha-iron, *Fracture, Proceedings of an international conference on the atomic mechanisms of fracture held in Swampscott*, 1959
- 7) A. H. Cottrell; Theory of brittle fracture in steel and similar metals, *Transaction Met. Soc. A. I. M. E.*, 212 (1953), p. 192
- 8) 井川, 中尾, 西本他; 高純度 30Cr-2Mo 鋼の溶接部のぜい化, 溶接学会誌, Vol. 48, No. 12, 1979, p. 1054

厚板補修溶接部の力学的特性*

—3次元溶接残留応力・残留塑性ひずみ分布の特徴とそれらの生成機構—

上田幸雄**, 金 裕哲**, 柄谷和輝***, 山北晃久***

Mechanical Characteristics of Repair Welds in Thick Plate*

—Distributions of Three-dimensional Welding Residual Stresses and Plastic Strains and Their Production Mechanisms—

by Yukio Ueda**, You Chul Kim**, Kazuteru Garatani*** and Teruhisa Yamakita***

Repair welding produces welding deformation, residual stresses, etc. which may newly produce repair welding cracks. Therefore, it is important to clarify the mechanical characteristics of repair welds in thick plates.

In this paper, three-dimensional unsteady thermal conduction analysis and three-dimensional thermal elasto-plastic analysis are performed. Based on the results, study is made on the characteristics of distributions of three-dimensional welding residual stresses and plastic strains, and their production mechanisms. The main conclusions can be summarized as follows:

- 1) Residual stresses and plastic strains in the base plate are largely affected by compressive hydrostatic stresses and compressive plastic strains produced in the heating stage, respectively. This is remarkable in the base plate near HAZ.
- 2) Irrespective of elastic or plastic, severity of mechanical restraints in respective directions can be known from the magnitude of produced stress components, $\{\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z\}^T$.
- 3) Since plastic strains are assumed to be incompressive, the sign of plastic strain produced in the direction where maximum stress is produced (mechanical restraint is the severest) is opposite to that in the direction where minimum stress is produced (mechanical restraint is the weakest). Accordingly, the signs of stress and plastic strain may disagree.
- 4) For evaluation of mechanical damage of the material suffered from welding, it is necessary to pay attention to the whole process of a series of elasto-plastic behaviors, not only to the magnitude of residual plastic strains. In this paper, plastic work is proposed as a parameter to evaluate the severity of mechanical condition including transient state in the plastic region. The plastic work becomes maximum in the base plate near HAZ.

Key words: Welding residual stress, Three-dimensional thermal elasto-plastic analysis, Residual stress, Plastic strain, Plastic work, Repair welding.

* 原稿受付 昭和61年2月28日 昭和61年度秋季全国大会論文発表講演

** 正 員 大阪大学 Member, Osaka University

*** 大阪大学大学院 Graduate Student of Osaka University

1. 緒 言

近年、各種溶接構造物、産業機器は増々大型化しており、建造時に各種溶接割れ、欠陥などが生じることがある。この場合、部材の取換えは経済的に容易でなく、割

れ、欠陥、あるいは疲労き裂などを除去した後溶接ビードを置く、いわゆる補修溶接がなされることがある。

補修溶接を行うと溶接変形、残留応力などが生じると共に材質を劣化させ、場合によっては新たに溶接割れを生じさせることがあり、構造物、機器全体の安全性を著しく損なうことがある。したがって、補修溶接部の健全性の保障といった観点からすれば、補修溶接を行う以前に溶接変形、残留応力などを精度よく予測できることが望まれる。すなわち、補修溶接部の力学的特性を知ることが重要となる。

一方、補修溶接は限定された範囲になされるため、力学現象は3次元熱弾塑性挙動となる。補修溶接部の過渡的な挙動を含めた弾塑性挙動を知るには、現在のところ実験的に不可能であり、3次元熱弾塑性解析を行う必要がある。著者らは、溶接に伴う力学現象を明らかにすべく、熱弾塑性解析理論の展開¹⁾と一連の解析を行っている。しかし、現在までのところ3次元熱弾塑性解析を実施するには膨大な記憶容量と計算時間を要し、計算機的能力からして、解析が事実上不可能であった。このため、3次元拘束状態にある補修溶接部の弾塑性挙動および力学的拘束の厳しさを精度よく把握することができなかった。

本論文では、まず、熱源の移動効果を考慮した3次元非定常熱伝導解析を行う。続いて、3次元熱弾塑性応力解析を実施する。これらの解析結果から、補修溶接によって生じる3次元残留応力、残留塑性ひずみ分布の特徴およびそれらの生成機構を明らかにする。そして、補修溶接時の力学条件の厳しさを、すなわち、補修溶接部の力学的特性を明らかにする。

2. 解析モデルと3次元温度分布

2.1 解析モデルの設定

補修溶接を想定した解析モデルおよび座標系を Fig. 1 に示す。解析モデルは：長さ $L=600$ mm、幅 $B=300$ mm、厚さ $h=90$ mm であり、試験体上表面中央 ($y=0$) に長さ $l=100$ mm、幅 $b=8$ mm、深さ $d=5$ mm の溝部分にサブマージーク溶接 (SAW) を x 方向に1パス行うとする。補修溶接条件は、入熱量 $Q=3.4$ MJ/m、熱効率 $\eta=0.9$ 、溶接速度 $v=5.5$ m/sec とした。また、解析モデルの力学条件としては無限板と考えられる大きさ²⁾を想定した。

材料は軟鋼とし、熱伝導解析および熱弾塑性応力解析に用いた物理定数、機械的諸性質の温度依存性をそれぞれ Fig. 2, Fig. 3 に示す。

熱伝導解析および応力解析は、板幅方向 (y 方向) の対称性を考慮し、解析モデルの $1/2$ に対して行った。

Fig. 1 Repair welding model for analysis

2.2 3次元温度分布

前述の解析モデルに対し、熱源の移動効果を考慮して3次元非定常熱伝導解析 (解析は有限要素法を用いた) を行った。試験体上表面における溶接金属 ($y=z=0$) の過渡的温度分布を Fig. 4 に示す。また、溶接金属の中で、溶接終了後の時間経過と共に最高温度を経験する位置の変化を同図に点線で示している。溶接金属では、時間の経過と共に最高温度となる位置が終端部から中央部へと移っていく様子がわかる。

溶接終了後19秒経過し、試験体中央 ($x=y=z=0$) が力学的剛性回復温度³⁾ (本解析では700°Cとした) まで冷却した時の試験体上表面 ($z=0$, xy 平面) における等温度曲線を Fig. 5 に示す。これによれば、高温部が終端部にかたよってはいるが、等温度線は x 軸に対称な楕円分布となっている。

一方、試験体中央 ($x=0$ mm) および $x=30$ mm における横断面 (yz 面) の等温度曲線を同図に示している。試験体上表面からの熱伝達の影響は小さく、温度は試験体内部への熱伝導が支配的であり、結果として、 yz 面に

Fig. 2 Temperature dependency of physical properties used heat conduction analysis

Fig. 3 Temperature dependency of mechanical properties used thermal stress analysis

Fig. 4 Transient temperature distributions on weld metal

Fig. 5 Isothermal contours (time after welding $t=19$ sec)

おける等温度曲線は同心円となっている。すなわち、 y 方向と z 方向は温度上昇・冷却過程で同じ温度履歴を受けることになる。また、 xz 面における等温度曲線も半楕円分布していることがわかる。

3. 3次元溶接残留応力・残留塑性ひずみ分布の特徴とそれらの生成機構

ここでは、先に計算した温度分布を用いて3次元熱弾塑性応力解析¹⁾(解析は有限要素法を用いた)を行い、解析結果から、3次元溶接残留応力および残留塑性ひずみ分布の特徴を明らかにする。また、過渡応力、過渡塑性ひずみを詳細に検討することから、それらの生成機構を明らかにする。

なお、本解析で用いたモデルの未知数は約8100、温度増分のステップ数は140であり、3次元熱弾塑性応力解析に要したCPU TIMEは、ACOS-1000(大阪大学大型計算機センター)で約9時間であった。

(a)

(b)

Fig. 6 Distributions of three-dimensional residual stresses and plastic strains along weld line

3.1 溶接残留応力・残留塑性ひずみ分布の特徴

3次元熱弾塑性応力解析により得られた溶接金属($y=3$, $z=8$ mm)の溶接線に沿う(x 方向)残留応力・残留塑性ひずみ分布をFig. 6に示す。溶接金属に生じる残留応力成分: σ_x , σ_y , σ_z は全て引張であり、その大きさは: $\sigma_x > \sigma_y > \sigma_z$ である。これは、補修溶接部の力学的拘束の厳しさを表しており、その厳しさは: x 方向 $>$ y 方向 $>$ z 方向の順である。次に、残留塑性ひずみ分布に注目する。溶接線方向成分 ϵ_x^p は溶接金属全域で引張、中でも中央($x=0$)よりやや終端部で最大となっている。溶接線直角方向成分 ϵ_y^p は溶接金属全域で引張となっているが、絶対値は他の2成分に比べて小さい。板厚方向成分の残留応力は引張であるのに、残留塑性ひずみ ϵ_z^p は溶接金属全域で大きな圧縮となっており、中央部で最大となっている。以下では、補修溶接部中央($x=0$)に注目し、種々の特徴および考察を行うことにする。

まず、試験体中央横断面($x=0$, yz 面), $y=3$ mmにおける3次元残留応力・残留塑性ひずみの板厚方向に沿う分布をFig. 7に示す。溶接線方向応力成分 σ_x , 溶接線直角方向成分 σ_y , 板厚方向成分 σ_z , いずれも試験

Fig. 7 Distributions of three-dimensional residual stresses and plastic strains in z-direction (at middle section)

体上表面より 20 mm 程度内部まで引張応力が生じており、引張応力の最大値は表面から10数 mm 板厚内部、すなわち、熱影響部 (HAZ) で生じている。残留塑性ひずみ分布は残留応力分布のように単純でない。溶接金属および HAZ の溶接線方向塑性ひずみ成分 ϵ_x^p は大きな引張であり、最大値は HAZ に生じている。溶接線直角方向成分 ϵ_y^p は圧縮から引張へと変化するが、絶対値そのものが小さい。板厚方向成分 ϵ_z^p は大きな圧縮であり、最大値は HAZ に生じている。これに対し、HAZ 近傍の母材では溶接線方向成分 ϵ_x^p と溶接線直角方向成分 ϵ_y^p は共に圧縮であるが、中でも、 ϵ_y^p は大きな圧縮となっている。板厚方向成分 ϵ_z^p は大きな引張となっている。

次に、 $x=0$, $z=8$ mm における3次元残留応力・残留塑性ひずみの板幅 (y 方向) に沿う分布を Fig. 8 に示す。溶接金属および HAZ 部に生じる3次元残留応力成分: σ_x , σ_y , σ_z は全て引張となっている。一方、溶接線方向残留塑性ひずみ成分 ϵ_x^p は溶接金属と HAZ で引張、母材では圧縮となっている。また、溶接線直角方向成分 ϵ_y^p は、溶接金属と HAZ で小さな引張、母材では大きな引張となっている。中でも、HAZ 近傍の母材で最も大きな引張となっている。板厚方向は、溶接金属と HAZ で引張応力 σ_z が生じているにもかかわらず、塑性ひずみ ϵ_z^p は大きな圧縮となっている。

以上のような特徴の中で、残留応力成分と残留塑性ひ

Fig. 8 Distributions of three-dimensional residual stresses and plastic strains in y-direction (at middle section)

ずみ成分の符号が異なることがあった。これは、塑性ひずみが非圧縮性であることに起因していると考えられ、次節で詳述する。

3.2 溶接残留応力・残留塑性ひずみの生成機構

ここでは、残留応力、残留塑性ひずみの生成過程を詳細に検討し、それらの生成機構を明らかにする。生成機構を考える場合、温度冷却過程のみの溶接金属と温度上昇、冷却といった2段階の温度履歴を経験する HAZ および母材とではその生成過程が異なるため、これらを分けて考える。ところで、HAZ の力学現象は母材と多少異なる。すなわち、HAZ は温度上昇過程で力学的溶融温度 (材料の降伏応力が極端に小さくなる温度・軟鋼では力学的剛性回復温度 T_m と同じであり、700℃程度³⁾ (Fig. 3 参照)) 以上の高温になり、温度上昇過程で生成した応力・ひずみを一旦解放する。このため、HAZ に生じる残留応力・ひずみは、溶接金属と同様 T_m 以下の温度冷却過程のみで生成したことになる。したがって、溶接金属と HAZ に生じる応力・ひずみの厳密な生成過程は異なるが、温度冷却過程、中でも、力学的剛性回復温度以下の冷却過程で生じる応力・塑性ひずみの生成機構は同じとみなせる。したがって、ここでは HAZ を含めた溶

Fig. 9 Transient stresses $\{\sigma\}$, stress deviations $\{\sigma'\}$ and plastic strains $\{\epsilon^p\}$ in weld metal (at middle section)

接金属と母材とに分け、残留応力・残留塑性ひずみの生成機構を明らかにする。

(a) 溶接金属 (および HAZ)

Fig. 9 に中央横断面の溶接金属部 ($y=3, z=8$ mm) に生じる残留応力・残留塑性ひずみの生成過程を温度を横軸にして示す。まず、過渡状態における相当応力 $\bar{\sigma}$ およびその応力成分: $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ に注目する。溶接金属は、アーク通過後、温度冷却過程であるにもかかわらず、溶接金属が力学的剛性回復温度 ($T_m=700^{\circ}\text{C}$) に冷

却するまでは力学的に溶融しており、溶接金属はそれ自身収縮し、応力は生じない。しかし、溶接金属が T_m 以下に冷却すると、それ自身剛性を回復すると共に溶接金属の収縮を温度の低い母材が拘束するため、溶接金属に応力が生じることになる。高温部では降伏応力 σ_Y が小さいため (Fig. 3), 溶接金属に小さな応力が生じると溶接金属は塑性化する。温度冷却に伴い σ_Y が大きくなるが、同時に生じる応力も大きくなるため、塑性状態のまま応力が增大する。そして 400°C 以下で溶接金属の降伏応力 σ_Y が一定となる (Fig. 3) ため、相当応力 $\bar{\sigma}$ も一定となるが、この領域では、相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ の増加が顕著となる。また、溶接金属および HAZ における等方応力 σ_m は全履歴を通し引張であり、室温で降伏応力と同じ程度の大きな値となっている。

次に、応力・塑性ひずみの各成分に注目する。溶接金属に生じる応力成分は全履歴を通して引張であり、その大きさは: $\sigma_x > \sigma_y > \sigma_z$ である。これは、溶接金属部の力学的拘束の厳しさが x 方向 $> y$ 方向 $> z$ 方向の順になっていることを意味している。また、溶接線方向塑性ひずみ成分 ϵ^p_x は応力 σ_x と同じく大きな引張、溶接線直角方向成分 ϵ^p_y は応力 σ_y が大きな引張であるのほとんど生じていない。これに対し、板厚方向は生じる応力 σ_z が引張であるのに塑性ひずみ成分 ϵ^p_z は大きな圧縮となっている。これは、力学的拘束の最も厳しい方向 (x 方向) に大きな引張の塑性ひずみが生じ、塑性ひずみが非圧縮性、すなわち、体積不変の条件を満足すべく力学的拘束の最も緩い方向 (z 方向) に大きな圧縮の塑性ひずみが生じたものと考えられる。また、塑性ひずみ増分の符号は偏差応力と同じである。

(b) 母材

HAZ 近傍の母材は広い温度域で加熱、冷却過程を経験する。中央横断面の母材 ($y=12, z=8$ mm) に生じる 3 次元残留応力・残留塑性ひずみの生成過程を温度を横軸に Fig. 10 に示す。図中に等方応力 σ_m の過渡を示しているが、温度上昇過程で大きな圧縮の σ_m が生じている。この σ_m が、後述の 3 次元残留応力の大きさに大きく影響する。また、温度が室温 (アーク通過前) であるにもかかわらず、溶接線方向 σ_x は圧縮、溶接線直角方向 σ_y および板厚方向 σ_z は共に引張の応力が生じている。これは、既溶接部分の熱膨張を注目点の母材が拘束するために生じたものである。

以下、温度上昇と冷却過程とに分けて生成機構を考えることにする。

まず、温度上昇過程を考える。アークが通過し、母材の温度が上昇すると、注目している位置の膨張がより温度の低い周りの母材に拘束されるため、生じる応力成分: $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ は全て圧縮となり、絶対値は大きくなる傾向にある。ところで、 $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ の絶対値が大きくなった理由は、上述の圧縮の等方応力 σ_m による。また、温度上昇過程における応力成分の大きさは: $\sigma_x > \sigma_y \approx \sigma_z$ となっている。これより、注目点の力学的拘束の最も厳しい方向が溶接線方向 (x 方向) であることがわかる。次に、板幅方向 (y 方向) と板厚方向 (z 方向) であるが、温度上昇過程では溶接金属および HAZ は溶融しており、これに隣接している母材の力学的拘束の厳しさは y 方向と z 方向ではほぼ同じと考えられる。このため、 $\sigma_y \approx \sigma_z$ になったと思われる。一方、温度上

Fig. 10 Transient stresses $\{\sigma\}$, stress deviations $\{\sigma'\}$ and plastic strains $\{\epsilon^p\}$ in base metal (at middle section)

昇過程における注目点の母材 ($y=12, z=8\text{ mm}$) に生じる塑性ひずみは、力学条件の最も厳しい溶接線方向に大きな圧縮の塑性ひずみが生じており、溶接線直角方向および板厚方向は引張となっている。すなわち、力学条件の最も厳しい溶接線方向に圧縮の ϵ^p_z が生じ、体積一定の条件を満たすべく、力学条件のほぼ等しい y 方向と z 方向に同程度の引張の塑性ひずみ: $\epsilon^p_y, \epsilon^p_x$ が生じたものと考えられる。

次に、温度冷却過程を考える。

最高温度 ($(T)_{max}=581^\circ\text{C}$) を経て冷却過程に入ると、除荷が生じ、塑性状態から一旦弾性状態になる。そして、弾性状態を経て (Fig. 10) 再び塑性化する。ところで、温度冷却過程では溶接金属および HAZ は剛性を回復しており、 y 方向と上表面に近い z 方向とは力学的拘束の厳しさが異なる。すなわち、 y 方向 $> z$ 方向となる。これは、 $\sigma_y > \sigma_z$ から自明である。よって、温度冷却過程では、上昇過程と異なり、 $\sigma_z > \sigma_y > \sigma_x$ となる。このため、冷却過程では力学条件の最も緩い z 方向塑性ひずみ成分 ϵ^p_z が大きく変化したものと考えられる。

以上のように、母材、なかでも HAZ 近傍の母材に生じる残留応力・残留塑性ひずみは、温度上昇過程の存在しない溶接金属あるいは一旦力学的に溶融する HAZ とは異なり、温度上昇過程の影響を大きく受ける。すなわち、残留応力に関しては、温度上昇過程で生成される圧縮の等方応力に、塑性ひずみに関しては、温度上昇過程

で生成される圧縮の塑性ひずみの影響を大きく受けることがわかる。

3.3 考察

溶接で生じる応力・塑性ひずみの生成源は溶接熱による温度上昇・冷却に伴う膨張・収縮であり、この膨張・収縮を内的、あるいは外的に拘束することによって応力・塑性ひずみが生じる。したがって、温度分布と拘束の度合、すなわち、拘束の厳しさとの兼ねあいによって応力、塑性ひずみの大きさと方向が決まる。

溶接線に沿う溶接金属に生じた残留塑性ひずみ分布 (Fig. 6) のなかで、溶接線方向 ϵ^p_x の最大値がやや終端部で生じていた (3.1節)。この位置は、冷却過程の後半で最高温度となる位置に近く、この部分に生じる大きな収縮ひずみが低温部によって拘束されたために生じたものである。このような特性は、Fig. 5 に示した過渡温度曲線から予測できる。

一方、 yz 面の等温度曲線は同心円であり (2.2節)、 y 方向と z 方向は同様の熱履歴をうける、すなわち、膨張・収縮量が等しいことになる。しかし、HAZ 近傍の母材に生じる y 方向、 z 方向の残留応力・残留塑性ひずみの大きさは異なっていた。これは、温度上昇・冷却過程で各方向の力学的拘束の厳しさの相違に起因していた。ここで、中央横断面における HAZ 近傍の母材 ($y=3, z=17\text{ mm}$) で、 σ_z はほとんど生じていないのに、大きな引張の残留塑性ひずみ ϵ^p_z が生じていた (Fig. 7) 理由を、

上述の観点から考える。

注目している位置は HAZ に接している母材であり、温度上昇、冷却過程における x , y および z 方向の力学的拘束の厳しさを考える。温度上昇過程では、溶接金属および HAZ は力学的に溶融しており、 z 方向の拘束が最も緩いことは予測できる。最高温度を経て冷却過程に入ると、HAZ は剛性を回復するが試験体上表面の存在により、 z 方向は他の 2 方向に比べ力学的拘束が緩いと考えられる。このように、温度上昇・冷却の全過程を通し、力学的拘束の最も緩い z 方向に、結果として大きな引張の残留塑性ひずみ ϵ_z^p が生じたものと考えられる。

ところで、鋼溶接部の熱ひずみ脆化に関する研究によれば、高温塑性ひずみが鋼材の延性を大きく低下させることが指摘されている⁴⁾。

前述した HAZ 近傍母材であるが、最高温度近くで大きな塑性ひずみが生じていたにもかかわらず、残留塑性ひずみは小さくなっていた (Fig. 10)。したがって、上述の予塑性ひずみが鋼材に与える影響等を考えると、単に残留塑性ひずみの大きさにのみ注目するのではなく、塑性ひずみが生成される全履歴に注目する必要があると考えられる。

これに関連して、本論文では、塑性域の全履歴が考慮できかつ力学条件の厳しさを定量的に評価するひとつの指標として、次式に示す塑性仕事 W^p を提案し、これに注目する。

Fig. 11 Distributions of plastic work per unit volume (at middle section)

$$W^p = \int dW^p = \int \{\sigma\}^T \{d\epsilon^p\}$$

ここに、

dW^p : 塑性仕事増分

$\{\sigma\}$: 応力

$\{d\epsilon^p\}$: 塑性ひずみ増分

中央横断面における単位体積に対する塑性仕事 W^p の板厚に沿う分布を Fig. 11 に示す。残留塑性ひずみは溶接金属 HAZ において最大となるが、塑性仕事は HAZ 近傍の母材において最大となる。これは、母材は温度上昇、冷却といった 2 段階の履歴を受け、温度上昇過程で大きな塑性ひずみが生じるのに対し、HAZ は一度力学的に溶融するため、結局、溶接金属と同様温度冷却過程の履歴しか受けないためと考えられる。

いずれにせよ、溶接金属、HAZ および HAZ 近傍の母材が力学的に厳しい状態にある。

4. 結 言

本論文は、補修溶接部の力学的特性を明らかにする目的で、まず、補修溶接によって生じる 3 次元残留応力・塑性ひずみ分布の特徴とそれらの生成機構を考察した。得られた主な結果を要約すると次のとおりである。

1) 3 次元非定常熱伝導解析によれば、 xy 面、 xz 面における温度分布は楕円となる。横断面 (yz 面) では同心円となり、各横断面の板幅および板厚方向は温度上昇・冷却過程で同じ温度履歴を受ける。

2) 溶接金属、HAZ に生じる残留応力成分は全て引張であり、大きさは $\sigma_z > \sigma_y > \sigma_x$ となる。また、残留応力の最大値は上表面から最も遠い HAZ に生じる。

3) 弾性、塑性域に限らず、弾塑性挙動で生じる応力成分の大きさから、それぞれの方向における力学的拘束の厳しさを知ることができる。

4) 母材に生じる応力・ひずみは、温度上昇過程の影響を大きく受ける。これは、HAZ 近傍の母材において顕著であり、残留応力は、温度上昇過程で生成される圧縮の等方応力に、残留塑性ひずみは、温度上昇過程で生成される圧縮の塑性ひずみの影響を大きく受ける。この点が温度上昇過程の存在しない溶接金属と大きく異なる。

5) 塑性ひずみは非圧縮性と仮定しているため、生じる塑性ひずみの符号は、応力の最も大きい (力学条件の最も厳しい) 方向と応力の最も小さい (力学条件の最も緩い) 方向とで逆になる。このため、応力と塑性ひずみの符号が一致しないことがある。

6) 本論文では、一連の弾塑性挙動の中で、過渡も含め塑性域の力学条件の厳しさを定量的に評価するひとつの指標として、塑性仕事を提案した。塑性仕事は HAZ 近傍の母材で最大となる。

参 考 文 献

- 1) 上田, 山川: 溶接学会誌, 42-6 (1973), 567-577
- 2) 上田, 福田, 金: 溶接学会誌, 48-10 (1979), 851-858
- 3) 上田, 金, 陳, 唐: 溶接学会論文集, 2-1 (1984), 89-97
- 4) 例えば, 日本溶接協会委員会編: 鋼溶接部の熱ひずみ脆化