し, ϕ_c が向上したものと推察される.

4. 実験結果の要約

本報告においては Ni 基耐熱合金の PWHT 割れ感受性と密接な関係があると考えられる応力集中部の塑性変形能におよぼす冶金学的因子の影響について検討を加えた. 得られた結果を下記に要約する.

1) 応力集中部における塑性変形能は切欠付き試験片を用いた高温短時間引張試験による限界開口変位 (ϕ_c) で評価したが, ϕ_c の主要な支配因子は γ' 相の析出挙動ならびに析出状態である. すなわち, γ' 相の析出元素である Al や Ti の含有量が増加すると ϕ_c は低下するといえる.

2) Heat 750A の粒径を 0.039 mm から 0.76mm に変化させ, 粒径が ϕ_c におよぼす影響について検討を加えた. その結果, 粒径が大きくなるにしたがって粒内破壊形態から粒界破壊形態に破壊形態が移行するとともに, 800℃ における ϕ_c は低下した. したがって粒径も

ϕ_c を支配する因子の一つになるといえる.

3) Inconel Alloy X-750 相当合金の 800℃ における ϕ_c は Mg 添加量を増すにしたがって増加した. Mg は S と親和力の大きい元素であり, 結晶粒界に偏析し, 粒界の固着力を低下させると考えられる S を MgS として固定する結果, Mg の添加によって ϕ_c が向上するものと推察される.

本実験遂行に際し, 材料の溶解, 圧延, 分析その他の面で御援助いただきました鉄鋼短期大学講師 菊地俊郎氏, (株)三菱金属中央研究所および住友軽金属工業(株)に対し厚く御礼申し上げます.

引用文献

- 1) 井川他, 'Ni 基耐熱合金の溶接後熱処理割れに関する研究 (第2報)', 溶学誌, Vol. 47 (1978), No. 4, 38-43
- 2) 井川他, 'Ni 基耐熱合金における γ' 相の析出現象と溶接後熱処理割れ', 第62回溶接冶金研究委員会資料, WM-590-25 (1975)
- 3) T.F. Berry et al.: 'A Study of the Strain-Age Cracking Characteristic in Welded René 41-Phase II', Weld. J., Vol. 48 (1969), No. 11, 505s/513s

極厚板多層溶接部の応力除去焼なまし時における力学的挙動*

上田幸雄** 高橋英司*** 福田敬二** 坂本公一*** 中長啓治**

Mechanical Behavior of Multipass Welded Joint during Stress Relief Annealing*

by Yukio Ueda**, Eiji Takahashi***, Keiji Fukuda**, Koichi Sakamoto*** and Keiji Nakacho**

An investigation into mechanical behavior of a multipass welded joint of a pressure vessel during stress relief annealing was conducted. The study was performed theoretically and experimentally on idealized research models.

In the theoretical analysis, the thermal elastic-plastic creep theory developed by the authors was applied. The behavior of multipass welded joints during the entire thermal cycle, from welding to stress relief annealing, was consistently analyzed by this theory. The results of the analysis show a good, fundamentally coincidence with the experimental findings.

The outline of the results and conclusions is as follows.

- (1) In the case of the material (2¼Cr-1Mo steel) furnished in this study, the creep strain rate during stress relief annealing below 575°C obeys the strain-hardening creep law using the transient creep and

*原稿受付 昭和52年9月2日 (昭和51年度 第40回溶接構造研究委員会 分科会発表)

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

***正 員 (株)神戸製鋼所中央研究所 Member, Central Research Laboratory, Kobe Steel Co., Ltd.

- the one above 575°C obeys the power creep law using the stational creep.
- (2) In the transverse residual stress (σ_x) distribution after annealing, the location of the largest tensile stress on the top surface is about 15 mm away from the toe of weld, and the largest at the cross section is just below the finishing bead. These features are similar to those of welding residual stresses. But the stress distribution after annealing is smoother than one from welding.
 - (3) The effectiveness of stress relief annealing depends greatly on the annealing temperature. For example, most of residual stresses are relieved at the heating stage with a heating rate of 30°C/hr. to 100°C/hr. if the annealing temperature is 650°C, but if the annealing temperature is 550°C, the annealing is not effective even with a longer holding time.
 - (4) In the case of multipass welding residual stresses studied in this paper, the behaviors of high stresses during annealing are approximated by ones during anisothermal relaxation.

1. 緒 言

圧力容器は原子力発電や重化学工業プラントの主要な構造単位であるが、最近のプラント出力の急速な増大に伴って、その材質の高級化と肉厚の増大がもたらされた。

このような大型の圧力容器の溶接施工工程では鏡板と胴板などの極厚板多層周溶接およびその残留応力除去のための応力除去焼なまし処理（以下、SR 処理という）がおこなわれる。これらの過程で発生あるいは除去される残留応力は低温割れや SR 割れにも関連して極めて重要である。

このうち、著者らは極厚板の溶接残留応力について、すでに圧力容器の鏡板と胴板の周溶接継手のモデル（多層突合せ溶接試験体）を作製して残留応力を実測すると共に、その継手に生じる過渡および残留応力を理論解析し、幾つかの知見を得て報告している¹⁾。

一方、この溶接残留応力を除去するため、通常、長時間の SR 処理が施されるが、極厚板の場合、炉の加熱容量の不足、加熱・冷却中の温度不均一による変形防止などの制約から、SR 処理時の昇温および降温速度を非常に小さくしなければならない。このように昇温速度が小

さい場合、昇温過程で生じるクリープひずみのため、昇温時に残留応力はかなり低下することが予想される。

そこで、本研究では、厚肉圧力容器の鏡板・胴板の周継手をモデル化した極厚板多層突合せ溶接試験体を用いて溶接残留応力の SR 処理時の挙動を調べるため、残留応力を実測すると共に、著者らの展開した有限要素法に基づく熱弾塑性クリープ解析法²⁻⁴⁾を適用して溶接開始から SR 処理完了まで一貫して理論解析する⁵⁾。

2. 実験方法および実験結果

供試材は圧力容器用 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼 (ASTM A336 F22) でその化学成分および機械的性質を Table 1 に示す。

2.1 高温におけるクリープ特性とリラクセーション試験結果

この材料の高温におけるクリープ特性を調べるため、平行部 40 mm の丸棒（径 10 mmφ）の試験片を用いて、450°C～650°C の温度域でクリープ試験をおこなった。得られた結果より、遷移クリープを用いて、次式のひずみ硬化則の温度に依存する定数 A, m および γ が決定された (Fig. 1 (a))。

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of 2 1/4Cr-1Mo steel

Material	Chemical compositions (%)							Mechanical properties (kgf/mm ²)*		Heat treatment
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Y.P.	T.S.	
Base metal (ASTM A336F22)	0.11	0.22	0.47	0.007	0.011	2.03	1.01	31.5	53.7	Normalized
Weld metal (US521AXMF29A)	0.07	0.42	0.78	0.012	0.012	2.28	1.06	71.5	80.7	—

* 1kgf/mm²=9.8MN/m²

Table 2 Conditions of welding

Welding process	Welding rod	Preheating & interpass temp. (°C)	Current (A)	Voltage (V)	Velocity (cm/min.)	Heat-input (J/cm)	Total number of passes	Total number of layers
Submerged arc welding	4 mm φ	200	550	34	33	34,000	43 x 2	20 x 2

Fig. 1 (a) Observed values of constants in the strain-hardening creep law

Fig. 1 (b) Observed values of constants in the power creep law

Fig. 2 Isothermal relaxation test results

Fig. 3 Anisothermal relaxation test results

$$\dot{\epsilon}^c = mA^{1/m} \sigma \gamma^{1/m} (\epsilon^c)^{-1-1/m} \quad \dots\dots(1)$$

ここに, $\dot{\epsilon}^c$: クリープひずみ速度

ϵ^c : クリープひずみ

また, クリープ試験結果の定常クリープひずみ速度を次式のべき乗則で整理すると, 温度に依存する定数 β および n は Fig. 1 (b) に示すようになる.

$$\dot{\epsilon}^c = \beta \sigma^n \quad \dots\dots(2)$$

ここに, σ : 軸応力

次に, リラクセーション試験結果を示す. 定温リラクセーション試験は保持温度 500, 550, 600, 650°C の 4 通りでおこなった. Fig. 2 にそれぞれの実験結果を「○」, 「●」, 「◐」, 「◑」で示す. また, 変温リラクセーション試験は昇温速度 100°C/hr., 30°C/hr. の 2 通りでおこない, 600°C または 650°C に到達後, 一定温度に保持した. その結果を Fig. 3 に示す. なお, Fig. 2, Fig. 3 の図中の実線, 破線は後で述べる理論解析の結果である.

2.2 極厚板多層突合せ溶接部の応力除去焼なまし

(a) 圧力容器の鏡板・胴板溶接継手部のモデル

Fig. 4 (a) に示す圧力容器の鏡板・胴板の周継手の溶

Fig. 4 (a) Welded cylinder-head connection of a pressure vessel

Fig. 4 (b) Idealized research model

接変形は横収縮(軸方向収縮)と角変形に分られる。この継手の溶接では角変形は構造的拘束が高いため、比較的初期の層の段階からほとんど生じ難いが、横収縮は溶接の積層に伴って厳しい拘束を受けるようになる。このような考えを基にして、Fig. 4 (b) に示すモデルを作製した。

このモデルは上下左右対称で、実験では上下交互に溶接をおこなう。したがって、上下の溶接は多少時間的ずれを生じるが、パス数が非常に多いため、ある程度積層するとそれ以後ほとんど角変形は生じない。

(b) 実験方法

多層突合せ溶接試験体の寸法は板厚 $2t=200$ mm, 幅 $2B=600$ mm, 長さ $L=900$ mm で2体作製し、焼ならしおよび焼戻し処理を施した。使用した溶接材料は神鋼製 US 521A×MF 29A (Table 1 参照) で、溶接はサブマージアーク溶接を用いた。その溶接条件を Table 2 に示す。

一方、溶接残留応力除去のための SR 処理では、溶接完了後2つの試験体からそれぞれ溶接線中央で幅 30mm の薄い層(これは溶接残留応力の計測に使用される)を切り出し後、長さ $L=435$ mm の両側のブロックを用いる。したがって、試験体は合計4体であり、その SR 処理条件を Table 3 に示す。

Table 3 Conditions of stress relief annealing

Name of specimen	Thickness of plate (mm)	Heating & cooling rate (°C/hr.)	Heating temp. (°C)	Holding time (hr.)
MSR-200-1	200	30	600	0
MSR-200-2	200	30	650	0
MSR-200-3	200	100	650	0 *
MSR-200-4	200	30	650	4

* 1hr. holding is provided in the analysis. (ref. Fig. 8)

残留応力の測定は溶接後あるいは SR 処理後室温に冷却してから、ひずみゲージ(ゲージ長 2 mm の2方向ゲージ)を貼付けし、応力弛緩法でおこなう。測定箇所は各試験体の溶接線中央における表面および横断面である。この表面には室温冷却後すぐにゲージを貼るが、横断面内には幅 30 mm の薄い層に切り出した後、その切断側面にゲージを貼付する。このため、前者は試験体が3次元応力状態下での測定であり、後者は2次元平面応力状態下での測定である(以下、それぞれ、3-DIMENSION, 2-DIMENSION と呼ぶ)。

(c) 溶接後および SR 処理後の残留応力実測結果

Fig. 5 に試験体表面での溶接線方向残留応力を示す。Fig. 6 には同じ表面での溶接線直角方向残留応力(σ_x)

を示す。また、Fig. 7 (a) および Fig. 7 (b) には溶接線中央の横断面における溶接線直角方向残留応力を示す。

Fig. 5 Experimental longitudinal residual stresses (σ_z) after annealing on the top surface

Fig. 6 Transverse residual stresses (σ_x) after annealing on the top surface

3. 理論解析法および解析結果

3.1 熱弾塑性クリープ解析法

著者らは、溶接中およびその後の応力除去焼なましに至る全熱履歴の力学的挙動を有限要素法によって一貫して解析するため、すでに熱弾塑性クリープ解析法を展開している²⁾⁻⁴⁾。この解析法は材料の機械的性質(降伏応力、弾性係数、線膨張係数など)および高温におけるクリープ特性の温度依存性が考慮されている。ここでは、この解析法を用いて理論解析をおこなう。

なお、溶接過渡および残留応力の解析に関して、熱伝導解析、熱応力解析それぞれに必要な物理定数、機械的

Fig. 7 (a) Transverse residual stresses (σ_x) after annealing at the cross section (AT X=0)

Fig. 7 (b) Transverse residual stresses (σ_x) after annealing at the cross section (AT X=40)

性質の温度依存性, および多層溶接の簡略化された解析法については文献 1) に示したものと同じであるので, ここでは省略する。

応力解析は問題の 2 軸対称性から試験体の 1/4 につい

て単位溶接長を取り出し, 平面応力としておこなう。

3.2 SR 時のクリープ則の選定

ここでは, SR 時の応力解析に必要なクリープ則の選定について述べる。

Fig. 1 (a) および Fig. 1 (b) はそれぞれ (1) 式の定数 A, m および γ , (2) 式の定数 β および n と温度の関係を示したものであるが, いずれの定数も 550°C ~ 600°C の間でその温度依存性に傾向の変化が認められる。また, 遷移クリープを用いたひずみ硬化則 (1) 式によって, 計算した定温リラクセーション曲線を Fig. 2 の実線で示す。500°C および 550°C では解析値と実験値はよく一致しているが, 600°C および 650°C では解析値が実験値を大きく下まっている。

これらの点から, 本供試材は低温域と高温域とでクリープ特性が相異することが推察される。このような現象は 2 1/4 Cr-1 Mo 鋼に限らず, 調質型 H.T. 60 についても認められている⁶⁾。その原因については明らかでないが, 低温域ではひずみ硬化が大きくクリープひずみ速度は主にひずみ量によって支配されるが, 高温域ではひずみ硬化の程度は小さく, クリープひずみ速度が応力値によって定まることに関連しているといわれている。

そこで, 定常クリープを用いたべき乗則 (2) 式によって, 600°C および 650°C の定温リラクセーション曲線の推定をしたものが Fig. 2 の破線である。このように, 解析値と実験値はよく一致する。

以上の解析結果から, クリープ試験結果を用いて定温リラクセーション試験を推定するには, 575°C を境にして低温側ではひずみ硬化則を, 高温側ではべき乗則を用いばよいと考えられる。

次に, このような考え方が SR 処理時の応力低下の推定に対して適用できるかどうかを調べるため, 変温リラクセーション試験に対して解析をおこなった。その結果を Fig. 3 に示す。解析値と実験値は昇温中および保持中ともよく一致しており, 上述の考え方は変温リラクセーションに対しても十分な精度で適用できると考えられる。

したがって, 以下の SR 処理中の応力解析に対しては 575°C 以下では遷移クリープを用いたひずみ硬化則を, 575°C 以上では定常クリープを用いたべき乗則を用いる。なお, Fig. 1 (a) および Fig. 1 (b) の実線は以下の解析で用いる理想化された各クリープ定数の温度依存性である。

3.3 解析結果

Fig. 8 は SR 処理中の炉温および試験体の温度の実測結果である。昇温速度 30°C/hr. の場合, 炉温および物体内の各点の温度の変化はほとんど同じである。一方,

Fig. 8 Histories of temperature of a specimen during heating and holding stages

昇温速度 100°C/hr. の場合、炉温と物体内の温度には差が認められるが、物体内各点の温度はほぼ同一であり、またそれらの点の昇温速度はほぼ 100°C/hr. である。しかし、設定温度近くではその温度に漸近するのに余分な時間が必要である。これは昇温曲線を折線近似すると、1時間余分な保持時間があるものとして取扱える。SR処理条件はすでに Table 3 で示されているが、このうち、MSR-200-3 のみは上記の理由から、解析では1時間の保持をおこなう。

一方, SR 処理後試験体は昇温速度と同じ速度で降温されるため, 降温中にもクリープひずみを生じる。しかし, 本研究の SR 処理条件では降温するまでにすでに残留応力は十分小さな値まで低減されているため, 降温中の応力除去量はごくわずかであり, これを無視しても SR 処理後の残留応力にはほとんど影響しない。したがって, 降温時には新たなクリープひずみは生じないと仮定すると, SR 処理後加熱温度から室温までの降温中の応力の変動は弾性係数の増加によってのみおこるため, 本解析では降温時の解析を省いて冷却後の残留応力を次式で計算した。

$$\sigma_R = (E_R/E_T) \times \sigma_T$$

ここに、 σ_R, E_R ：室温での残留応力および弾性係数

 σ_T, E_T : 温度 T での残留応力および弾性係数

解析結果はすでに実測値と共に示している。Fig. 6 は試験体表面の溶接線直角方向残留応力 (σ_x) である、実測値は 3 次元応力状態におけるものであり、解析は平面応力であるため、解析値が実測値に比べ多少低い値を示しているが、いずれの SR 処理条件の場合も、実測値と解析値はよく対応している。

一方, Fig. 7(a) および Fig. 7(b) はそれぞれ $X=0$, $X=40$ mm における溶接線中央の断面の σ_x の分布を示す。解析値, 実測値とも平面応力状態のものであり, よく一致していることが認められる。

以上のことから、本解析結果は妥当なものであると考えられる。

4. 考 察

試験体表面上の溶接残留応力 σ_x (Fig. 6) は溶接ビード付近で小さな値をとり、趾端部から 15 mm 程度離れた位置でピークを持つ分布をしている。溶接線中央の断面における溶接残留応力 σ_x (Fig. 7 (a)) は最終層直下で試験体全体の最大引張応力を持つが、試験体板厚中心に向うにつれて引張応力は減少し、やがて圧縮応力に転ずる。これらの溶接残留応力分布の特徴は文献 1) で示した $2t=100$ mm および 300 mm のものと同じである。

SR 後の残留応力分布は前述の溶接残留応力分布の特徴と基本的には同じであるが、溶接残留応力の絶対値が大きい程、SR 処理中に多くのクリープひずみを生成して応力の減小が著しいため、全体としてはなだらかな分布である。

おのこの試験体の SR 処理後の残留応力の大小関係は解析結果によれば

$$(MSR-200-1) > (MSR-200-2)$$

$$\cong(\text{MSR-200-3}) > (\text{MSR-200-4})$$

である。これは実測値の傾向とよく対応している。

このように、昇温速度が $30^{\circ}\text{C/hr} \sim 100^{\circ}\text{C/hr}$ の範囲で、焼なまし温度を 650°C にとるならば、昇温過程で大部分の残留応力は除去されるため保持の必要はあまりない。しかし、焼なまし温度が 550°C の場合、Fig. 2 および Fig. 3 から判るように保持時間を多少長くとっても、SR 処理の効果は少ないと考えられる。したがって、本供試材の場合、SR 処理の効果は焼なまし温度に強く依

Fig. 9 Transverse transient stresses (σ_x) during heating at the cross section(AT X=0, 30°C/hr.)

存していることが認められる。

次に, Fig. 9 に昇温速度 30℃/hr. の場合の昇温過程における応力低下の履歴を示す。図中の破線は 1 次元変温リラクセーション曲線である。SR 処理中の高応力側 (絶対値の大きい) の応力は 1 次元のものに比べてやや高いが, よく対応している。一方, 低応力側 (絶対値の小さい) の応力は 1 次元の結果よりかなり低い。このことは以下のように考えられる。絶対値の大きな応力点程クリープひずみを多く生成するが, このクリープひずみはその点の応力低下をもたらすだけでなく, 全体の応力の平衡条件により絶対値の小さい点の応力低下にも費やされる。このため, 高応力側は 1 次元変温リラクセーション曲線より低下し難く, 逆に, 低応力側は 1 次元変温リラクセーション曲線より応力低下が大きい。いわゆる, elastic follow up 現象である。

しかし, 本研究で取り扱った多層突合せ溶接残留応力の場合, 複雑な応力分布をしているにもかかわらず, 高応力側の SR 処理中の挙動は 1 次元であるとみなせるため, 溶接残留応力のピーク値を知ることができれば, 変温リラクセーション試験などから SR 処理の効果を推定することができると考えられる。

なお, 本解析例ではいずれの SR 処理条件でも, 昇温過程で降伏することはなかった。したがって, 昇温中の応力除去は降伏応力の低下によるものではなく, クリープひずみの生成によってもたらされるものである。

5. 結 言

本研究は円筒圧力容器の鏡板・胴板溶接継手部をモデル化した極厚板多層突合せ溶接試験体を作製し, 溶接残留応力除去を目的とした SR 処理中の応力の挙動を実験的および理論的に調べたものである。

理論解析には有限要素法に基づく熱弾塑性クリープ解析法を適用し, 溶接開始から SR 処理に至る全熱履歴を一貫して解析した。解析結果は実測値と基本的によく一致を示し, 適用した手法の妥当性と有用性が確認された。

得られた結論を要約すると以下の通りである。

(1) 本供試材 (2 1/4 Cr-1 Mo 鋼) の場合, SR 処理中の挙動は 575℃ を境にして, 低温側で遷移クリープを用いたひずみ硬化則に, 高温側で定常クリープを用いたべき乗則に従う。

(2) SR 後の溶接線直角方向残留応力分布は, 試験体表面上では趾端部から 15 mm 程度離れた位置で, また, 溶接線中央の断面においては最終層直下で, それぞれ引張応力のピークを持つ分布をしており, 基本的には溶接残留応力分布と同じであるがそれに比べてなだらかな分布である。

(3) SR 処理の効果は焼なまし温度に強く依存する。例えば, 昇温速度が 30℃/hr. ~100℃/hr. の場合, 650℃ に昇温すれば, 大部分の応力は昇温過程で除去されるため保持の必要はあまりない。これに対し, 550℃ の焼なまし温度では多少保持時間を長くとっても, SR 処理の効果は少ない。

(4) 本研究で取り扱った多層突合せ溶接残留応力のような場合, 高応力側の SR 処理中の応力の挙動は 1 次元変温リラクセーション試験中の挙動に近い。

最後に, 本研究の遂行にあたり, 実験においては神戸製鋼所深田利昭氏, 理論解析においては大阪大学谷川雅之氏の多大な協力を得た。特に記して深謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 上田, 高橋, 福田, 中長: 極厚板の多層突合せ溶接における過渡および残留応力, 本誌, 44-6(1975)464-474, and Y. Ueda, E. Takahashi, K. Fukuda and K. Nakacho; Transient and Residual Stresses in Multipass Welds, Transactions of JWRI (the Welding Research Institute of Osaka Univ., Japan), 3-1 (1974), 59-67
- 2) Y. Ueda and T. Yamakawa: Analysis of Thermal Elastic-Plastic Stress and Strain during Welding by Finite Element Method, Transactions of the Japan Welding Society, 2-2 (1971) 90-100 and International Institute of Welding, Doc. X-616-71 および上田, 山川: 有限要素法による熱弾塑性挙動の解析, 本誌42-6 (1973) 567-577
- 3) 上田, 福田: 応力除去焼なましの力学問題に対する有限要素法の適用, 本誌, 44-11 (1975) 902-908
- 4) Y. Ueda and K. Fukuda; Application of Finite Element Method for Process of Stress Relief Annealing, Transactions of the Japan Welding Society, 8-1 (1977), 19-25
- 5) Y. Ueda, E. Takahashi, K. Fukuda, K. Sakamoto and K. Nakacho; Transient and Residual Stresses from Multipass Weld in Very Thick Plates and Their Reduction from Stress Relief Annealing, The American Society of Mechanical Engineers, Proceedings of Third International Conference on Pressure Vessel Technology, Part II (1977) 925-933 and Transaction of JWRI, 5-2 (1976), 179-89
- 6) 田中, 小幡: 応力除去焼鈍に関する研究 (第2報), 本誌, 36-3 (1967)222-228