Ni 基超合金 Alloy 706 のピーニング施工材の熱時効処理による 圧縮残留応力緩和挙動の評価†

角谷 利恵* 斎藤 大蔵* 千田 格** 吉岡 洋明***
石橋 和利**** 小林 大輔***** 伊藤 明洋*****
宮部 正道***** 阿知波 雅宏***** 岸本 喜久雄*****

Evaluation on Relaxation Behaviors of Compressive Residual Stress of Peened Ni-Base Superalloy Alloy 706 Test Specimens after Thermal Aging Treatment

by

Rie SUMIYA*, Daizo SAITO, Itaru CHIDA**, Yomei YOSHIOKA***,
Kazutoshi ISHIBASHI****, Daisuke KOBAYASHI*****, Akihiro ITO*****,
Masamichi MIYABE*****, Masahiro ACHIWA***** and Kikuo KISHIMOTO*****

The operating lifetime of the components made of a large-scale forged material, such as the power generating components in a thermal power plant, is influenced by the initiation of defects such as cracks. Peening is known to be effective for the improvement of fatigue strength and the prevention of the stress corrosion cracking initiation. Shot peening that generates compressive residual stress on the material surface is applied to the stress concentration region of the high-strength large-scale forged material in order to relax the tensile stress, prevents crack initiation and extends operation lifetime. To confirm the durability of the compressive residual stress generated by peening, the influence of thermal aging treatment on the compressive residual stress is evaluated. As a result, it is reported that compression is maintained though compressive residual stress relaxes. The purpose of this study is to develop evaluation method of the relaxation behavior of residual stress generated by shot peening and laser peening during actual plant operations. Shot peening and laser peening were performed on the specimens of Ni-base superalloy Alloy 706, which is used as the material of the discs of gas turbines, and the thermal aging treatment test was performed. It shows that the compressive residual stress decreases to an elastic limit after heating and then relaxes due to creep strain generation. It is found that residual stress was almost determined by the residual stress just after heating.

Key words:

Residual stress, Relaxation, Laser peening, Shot peening, Creep, Ni-base superalloy Alloy 706

1 緒 言

火力プラントの発電設備等の大型鍛造材の運転寿命はき裂等の欠陥の発生の影響をうける。ピーニングは、疲労強度向上や応力腐食割れ発生の予防に効果があることが知られており、高強度大型鍛造材の応力集中部の応力緩和とき裂発生の予防、また、寿命延伸のためにピーニングによる圧縮残留応力付与が行われている。その圧縮残留応力の持続性の確認として、圧縮残留応力に及ぼす熱処理の影響評価がなされており、残留応力が緩和するものの圧縮が維持されることが報告されている^{1)~6)}。レー

ザピーニング（以下 LP）^{1), 7)~14)}は、ピーニング方法の一つで、水中の材料にレーザを照射して、その結果として生じるプラズマの圧力で発生する衝撃波により材料表面に圧縮残留応力を付与する方法である。この方法は、原子力プラントの応力腐食割れの発生予防や疲労強度向上のための技術の一つとして使用されている。

Ni 基超合金 Alloy 706 は、ガスタービンのホイールの材料として使用されており、この部位には寿命延伸のためにショットピーニング（以下 SP）を施工されている部位もある。この部位のように高温環境下で使用される材

† 原稿受理 平成27年4月3日 Received Apr.3, 2015 ©2016 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 (株)東芝 電力システム社 〒230-0045 横浜市鶴見区末広町

Toshiba Corporation Power Systems Company, Tsurumi-ku, Yokohama 230-0045.

** (株)東芝 電力システム社 〒235-8523 横浜市磯子区新杉田町

Toshiba Corporation Power Systems Company, Isogo-ku, Yokohama 235-8523.

*** 正 会 員 元 (株)東芝 電力システム社 〒212-0013 川崎市幸区堀川町

Toshiba Corporation Power Systems Company, Saiwai-ku, Kawasaki 212-0013.

**** (株)東芝 電力システム社 〒212-0013 川崎市幸区堀川町

Toshiba Corporation Power Systems Company, Saiwai-ku, Kawasaki 212-0013.

***** 正 会 員 中部電力(株) 電力技術研究所 〒459-8522 名古屋市中区大高町

Chubu Electric Power Co., Inc., Electric Power Research & Development Center, Midori-ku, Nagoya 459-8522

***** 正 会 員 東京工業大学 大学院理工学研究科 〒152-8552 東京都目黒区大岡山

Tokyo Institute of Technology, graduate School of Science and Engineering, Meguro-ku, Tokyo 152-8552.

料に圧縮残留応力を付与した場合の残留応力緩和挙動を把握することは機器の健全性評価においても意義がある。そこで、この材料にLPおよびSPを施工して、熱時効処理試験を実施し、クリープが生じる温度においても圧縮残留応力が維持されていることを確認する。加えて、圧縮残留応力の緩和評価手法を検討し、残留応力の予測方法を確立する。

2 供試材および試験方法

2.1 供試材

供試材は、ガスタービンのホイールの材料として使用されているNi基超合金 Alloy 706である。Table 1に化学成分を、Fig. 1に機械的特性として室温から600℃までの引張試験結果を、Table 2にヤング率 $E^{15)}$ を示す。供試材の引張試験結果として、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 、引張強さ σ_u 、弾性限度 σ_E 、伸び δ 、絞り ϕ を示している。この材料の0.2%耐力は室温で962MPa、600℃で842MPaである。

高温環境下における残留応力緩和はクリープひずみの発生に起因すると考えられる。その予測を行うために、平行部の径が6mmのつば付き円形断面試験片（JIS Z 2271）を用いて、Table 3に示す条件でクリープ試験を実施した。定常クリープ領域を次式で表わし、パラメータ A, n, m を最小2乗法で求めた。その結果をTable 4に示す。

$$d\epsilon_c/dt = A\sigma^n t^m \quad (1)$$

ここで、 ϵ_c はクリープひずみ（%）、 σ は応力（MPa）、 t は時間（h）である。

2.2 熱時効処理試験方法

クリープが生じる温度において、ピーニングによる圧縮残留応力の緩和挙動を評価するため、熱時効処理試験を行う。試験片形状をFig. 2に示す。試験片は50mm×50mm×30mmのブロックで、その一面（50×50mmの面）にピーニングを実施した。SPの施工条件は実機ロータホイールに施工している施工条件と同一条件であり、LPの施工条件はTable 5に示す条件である。SPに関しては、ほかの面をマスキングして施工した。LPに関しては、スポット径が0.6mmのレーザを試験片に照射して、レーザを走査して施工をした。これらのピーニング施工をした試験片を用いて熱時効処理試験を実施し、試験前後の残留応力をX線回折法にて測定した。

Table 6およびTable 7に試験マトリクスを示す。

熱時効処理温度は、SP材では450℃から630℃まで、LP材では450℃と500℃である。熱時効処理の雰囲気は大気環境で、約200℃/hで所定温度まで昇温後、設定時間保持した。その後、室温までの冷却を加熱炉内で行った。450℃は実使用最高温度で、500℃はその温度を50℃加速した条件であり、それらの温度で10000時間までの熱時効処理を行った。570℃から630℃はクリープ試験を実施した温度であり、1000時間までの熱時効処理を行った。570℃から630℃の熱時効処理試験結果とクリープ試験結果から、残留応力緩和予測評価を行い、それらの結果を踏まえて、450℃と500℃の残留応力緩和予測評価を行った。

Table 1 Chemical compositions of test material. (Alloy 706)

wt%				
Ni	Cr	Fe	Nb	Ti
41.37	16.37	Bal	2.9	1.66
Al	C	S	P	B
0.2	0.015	<.0005	0.006	0.0039

Fig. 1 Mechanical properties of test material.

Table 2 Modulus of elasticity E of Alloy 706¹⁵⁾

Temperature, °C	E, GPa	Temperature, °C	E, GPa
20	210	400	188
200	206	500	181
300	200	600	174

Table 3 Matrix of creep tests for creep strain equation.

Temperature, °C	Stress, MPa
570	805, 840, 880
600	750, 800, 850
630	650, 685, 735

Table 4 Constants for creep strain equation of test material.

Temperature, °C	A	n	m
570	6.64×10^{-55}	17.9	-0.328
600	6.15×10^{-56}	18.5	-0.345
630	5.88×10^{-38}	12.5	-0.411

SP材の450℃と500℃の熱時効処理試験に関しては、温度、時間ごとに試験片を1個ずつ準備して、計6個の試験片で試験を実施し、LP材に関しては、各温度2個ずつの試験片を準備して、計4個の試験片で試験を実施した。また、SP材の570℃、600℃および630℃の熱時効処理試験に関しては、温度ごとに1個ずつの試験片を準備して、計3個の試験片で試験を実施した。

残留応力は、X線回折法にて測定した。Table 8に測定条件を、Fig. 3に残留応力測定位置を示す。X線弾性定数は装置に内蔵されているデータベースの中の相当材の値を用いた。

Fig. 2 Test specimen.

Table 5 Laser peening condition.

Pulse energy (mJ)	200
Spot size (mm)	0.6
Pulse number density (pulse/mm ²)	50

Table 6 Matrix of thermal aging treatment test for SP specimens.

Temperature (°C)	Time (h)		
450	0,1000	0,3000	0,10000
500	0,1000	0,3000	0,10000
570	0,100,300,1000		
600	0,100,300,1000		
630	0,100,300,1000		

Table 7 Matrix of thermal aging treatment test for LP specimens.

Temperature (°C)	Time (h)	
450	0,100,1000,3000	0,10000
500	0,100,1000,3000	0,10000

Table 8 Parameters for X-ray diffraction method.

Characteristic X-ray	Mn-K α
Diffraction plane	311
Diffraction angle, deg	151.88
Aperture diameter, mm	ϕ 2
Oscillation, deg.	$\pm$ 3
Voltage, kV	17
Current, mA	1.6

Fig. 3 Residual stress measurement points.

熱時効処理前にFig. 3に示すような表面の3箇所の残留応力を測定し、熱時効処理後には表面の3箇所とそのうち1箇所の内部の残留応力を測定した。内部の残留応力分布は、電解研磨を行い、そのつど新たに発現した面(約 ϕ 10mm)の残留応力測定をすることで求めた。熱時効処理前の表面残留応力測定は各試験片に対して実施しているが、内部残留応力測定に関しては、SP材では、570°Cおよび600°Cの熱時効処理用試験片の測定を行い、

試験片で差異のないことを確認して、それらの平均値を熱時効処理前の残留応力値として用いている。所定の時間の熱時効処理後に加熱炉から試験片を取り出して、表面の残留応力を測定、最も長い時間の熱時効処理の終了後に内部残留応力測定も実施することにより、残留応力に及ぼす温度の影響を評価した。

3 結 果

3.1 SP 材の残留応力測定結果

Fig. 4, Fig. 5 および Fig. 6 に SP 材の 450°C と 500°C の熱時効処理試験結果を示す。複数点および誤差が大きい場合には同じ位置で複数回の残留応力測定をしているが、測定値が同程度の値であったため平均値をプロットしている。また、直交する 2 方向の残留応力の値も同程度の値であったため、1 方向の応力のみをプロットしている。

Fig. 4 は、450°C と 500°C の熱時効処理試験結果であり、表面残留応力測定結果である。熱時効処理前のピーニング施工面の残留応力は高い圧縮で、その値は -670 ~ -750 MPa であり、熱時効処理により表面の圧縮残留応力は変化し、その変化量は 300 MPa 程度であった。残留応力は短時間で大きく変化して、熱時効処理時間ではばらつきがあるものの 3000 時間後と 10000 時間後の残留応力の値は概ね同じで時間の経過による残留応力の変化は小さい。450°C と 500°C の結果に明確な差は認められない。

Fig. 5 に 500°C の熱時効処理前後の内部残留応力測定結果を示す。熱時効処理前の内部残留応力分布は、50 μ m で圧縮の最高値 -930 MPa を示し、それより深い位置では圧縮残留応力は低下し、圧縮残留応力が生じている深さは約 250 μ m である。熱時効処理後の内部残留応力分布にはばらつきがあり、たとえば、3000 時間後の残留応力分布の最大値は、熱時効前の最大値よりも大きく、深い位置にあり、これが施工や個体差によるものなのかは明確ではないが、浅い位置の比較的高い残留応力はある一定値まで変化している傾向がある。10000 時間後の残留応力は、短い時間の熱時効処理後の残留応力よりも変化しているものの熱時効処理時間が内部残留応力に及ぼす明確な傾向が認められない。圧縮残留応力の深さはいずれの熱時効処理時間の結果においても熱時効処理前と同じ 250 μ m である。この結果の傾向は、450°C の熱時効処理試験についても同様であった。

Fig. 6 に、450°C と 500°C の熱時効処理試験の 10000 時間後の内部残留応力分布を示す。Fig. 5 と同様に、浅い位置の比較的高い残留応力はある値まで変化しており、それよりも深い位置においても変化している傾向がある。圧縮残留応力の深さは熱時効処理前と同程度である。450°C と 500°C の測定結果を比較すると、500°C の残留応力の変化のほうがわずかに大きい。

450°C および 500°C の熱時効処理試験の結果、内部残留応力分布にわずかに差があるものの温度の影響は認められなかった。また、熱時効処理時間の影響も明確に認められず、短時間側で表面残留応力の変化が認められる

ものの, 10000 時間の熱時効後においても残留応力は同程度で-400MPa 以上の圧縮残留応力であった。

Fig. 7およびFig. 8にSP材の570℃, 600℃および630℃の熱時効処理試験結果を示す。450℃および500℃の測定と同様に複数点および誤差が大きい場合には同じ位置で複数回の残留応力測定をしているが, 測定値が同程度の値であったため平均値をプロットしている。また, 直交する2方向の残留応力の値も同程度の値であったため, 1方向の応力のみをプロットしている。

Fig. 7に示す表面残留応力測定結果については, 450℃と500℃の結果と同様に, 熱時効処理前のピーニング施工面の残留応力は高い圧縮で, その値は-720~-750MPaである。熱時効処理により表面の圧縮残留応力値は変化しているものの, その低下量は450℃と500℃の低下量より大きかった。残留応力の変化量は630℃の熱時効処理後の結果が最も大きく約480MPa, 570℃で最も小さく340MPaであり, 温度の影響が認められる。また, 熱時効処理時間の経過とともにわずかに変化している。

Fig. 8に570℃, 600℃および630℃の1000時間の熱時効処理後の内部残留応力測定結果を示す。450℃および500℃の結果と同様に, 浅い位置の比較的高い残留応力はある値まで緩和しており, その値は450℃と500℃の結果より低く, それよりも深い位置においても変化してい

Fig. 4 Relationship between surface residual stress and time for SP specimens (Temperature : 450°C and 500°C).

Fig. 5 Stress distribution beneath the surface after thermal aging treatment test for SP specimens (Temperature : 500°C).

Fig. 6 Stress distribution beneath the surface after 10000 h thermal aging treatment for SP specimens (Temperature : 450°C and 500°C).

Fig. 7 Relationship between surface residual stress and time for SP specimens (Temperature : 570°C, 600°C and 630°C).

Fig. 8 Stress distribution beneath the surface after 1000 h thermal aging treatment for SP specimens (Temperature : 570°C, 600°C and 630°C).

る傾向がある。圧縮残留応力の深さは200μm以下で熱時効処理前よりわずかに浅くなっている。残留応力の変化量に及ぼす温度の影響は明確には認められない。

570℃, 600℃および 630℃の熱時効処理試験の結果, 表面残留応力に関しては, 450℃と 500℃の結果と同様に短時間側で大きく変化する傾向が認められた。1000 時間

の熱時効処理後において、温度と時間の影響が認められ、さらに変化しているものの-250MPa以上の圧縮残留応力であった。内部残留応力分布に温度の影響は明確には認められなかった。

3.2 LP 材の残留応力測定結果

Fig. 9 および Fig. 10 に LP 材の 450℃ と 500℃ の熱時効処理試験結果を示す。SP 材と同様に、複数点および誤差が大きい場合には同じ位置で複数回の残留応力測定をしているが、同程度の値であったため平均値をプロットしている。図にレーザの走査方向を示すように、直交する 2 方向の残留応力の値はレーザの走査する方向によりやや異なっており、これは一般的な LP の傾向である⁴⁾。

Fig. 9 および Fig. 10 に示す 450℃ と 500℃ の表面残留応力測定結果は、各温度で 2 個の試験片を用いて測定した結果である。熱時効処理前のピーニング施工面の残留応力は高い圧縮で、その値は-440~-820MPa であり、熱時効処理により表面の x 方向の圧縮残留応力はわずかに変化、y 方向の圧縮残留応力は x 方向よりもやや大きく変化し、その変化量は 100MPa 程度であり、SP 材よりも小さかった。SP 材と同様、短時間で応力は変化して、熱時効処理時間ではばつきがあるものの時間の経過による残留応力の変化は小さい。450℃ と 500℃ の結果には明確な差は認められない。

Fig. 11 に LP 材の熱時効処理前の内部残留応力分布と 450℃ および 500℃ の 3000 時間熱時効処理試験後の内部残留応力測定結果を示す。熱時効処理前の圧縮残留応力の深さは 800μm 以上で SP 材よりも深い。熱時効処理後の表面近傍の高い圧縮残留応力は変化しており、圧縮残留応力の深さはやや浅くなっているものの、SP 材に比べると熱時効処理前後の残留応力分布の変化は小さい。

4 考 察

4.1 温度変化による残留応力緩和予測

クリープ試験結果から、熱時効処理試験の応力緩和を評価した。570℃、600℃ および 630℃ のクリープ試験結果から同じ温度の熱時効処理試験結果を予測し、さらに、その結果をもとに、450℃ と 500℃ の熱時効処理試験後の応力緩和を評価した。450℃ と 500℃ の熱時効処理試験結果の評価に関しては、測定した 2 方向の残留応力が同じ SP 材の結果を評価し、その結果に基づいて、2 方向の残留応力が異なる LP 材の結果を評価した。

前項に測定結果を述べたように、残留応力は、短時間で大きく変化し、その後の変化は温度により異なり、変化はわずかかほとんど認められなかった。その緩和挙動は、温度変化による変化と高温保持中の変化の 2 段階で評価できると考えられる。温度変化による残留応力の変化は機械的特性の変化が原因と考えられ、高温保持中の変化はクリープひずみ発生に起因する残留応力緩和と考えられる。

温度変化による残留応力の変化は、温度が高温になった時の応力が弾性限度または 0.2% 耐力を超える場合に、新たな塑性ひずみが発生して低下すると予想した。高温

での弾性限度と 0.2% 耐力をそれぞれ $\sigma_{E,HT}$ と $\sigma_{0.2,HT}$ 、室温と高温のヤング率をそれぞれ E_{RT} 、 E_{HT} とすると、室温で測定を行っているため、 $\sigma_{E,HT}$ と $\sigma_{0.2,HT}$ で予測される温度変化後の残留応力はそれぞれ次式で示される。

$$\sigma(E) = E_{RT}(\sigma_{E,HT}/E_{HT}) \quad (2)$$

$$\sigma(0.2) = E_{RT}(\sigma_{0.2,HT}/E_{HT}) \quad (3)$$

Fig. 9 Relationship between surface residual stress and the time for LP specimens (Temperature : 450 °C).

Fig. 10 Relationship between surface residual stress and time for LP specimens (Temperature: 500 °C).

Fig. 11 Stress distribution beneath the surface after 3000 h thermal aging treatment for LP specimen (Temperature : 450 °C and 500 °C).

ただし, $\sigma(E)$, $\sigma(0.2)$ とも, 高温の値が室温の弾性限度や0.2%耐力よりも高い場合には, 室温のそれらの値を用いた. Fig. 12に, それぞれの熱時効処理試験における短時間側の残留応力測定値と予測値 $\sigma(E)$, $\sigma(0.2)$ をプロットした図を示す. LP材に関しては, x方向応力 σ_x とy方向応力 σ_y の値が異なるため, 次式に示す Mises 相当応力 σ_{eq} で評価した.

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + \sigma_x^2 + \sigma_y^2\} / 2} \quad (4)$$

なお, σ_{eq} を求める際には, 平面応力状態で, x方向とy方向が主応力方向に一致すると仮定した. 同じ仮定で評価すると, SP材の σ_x と σ_y の値はほぼ同じで, それぞれ σ_{eq} と同じ値となるため, SP材に関しては1方向の応力を示している. また, SP材の450℃と500℃の結果に関しては1000時間後と3000時間後の測定結果を, SP材の570℃から630℃の結果に関しては100時間後の測定結果を, そして, LP材の450℃と500℃の結果に関しては100時間後の測定結果を示す.

Fig. 12に示すように, 短時間側の残留応力は, $\sigma(0.2)$ よりも低く, $\sigma(E)$ に近い値を示している. そのため, 加熱直後の残留応力は弾性限度で予測可能と考えて, それ以降の加熱保持中の予測を行った.

4.2 加熱保持中の残留応力緩和予測

加熱保持中の残留応力緩和は, クリープひずみ発生によるものと考えられる. クリープひずみ発生による残留応力予測式を考える.

ピーニングで生じている残留応力は表面から1mm以下で, 熱時効処理試験に用いている試験片の板厚30mmに比べると小さく, 全ひずみが一定と考えられる. 全ひずみが一定の場合, 次式のように示される.

$$\varepsilon_e + \varepsilon_p + \varepsilon_c = \text{一定} \quad (5)$$

ここで, ε_e は弾性ひずみ, ε_p は塑性ひずみ, ε_c はクリープひずみである.

熱時効処理中に新たな塑性ひずみが発生しないと仮定すると, 弾性ひずみ ε_e とクリープひずみ ε_c の和は一定となるため, 熱時効処理中にはクリープひずみ ε_c が増加した分, 弾性ひずみが ε_e 減少すると考えられる. 式(5)を時間で微分して, ヤング率 E を乗じると, 応力の時間変化 $d\sigma/dt$ は次式のように示される.

$$d\sigma/dt = dE\varepsilon_e/dt = -dE\varepsilon_c/dt \quad (6)$$

この式に, 式(1)を代入すると次式のように示される.

$$d\sigma/dt = -EA\sigma^n t^m \quad (7)$$

さらに, この式を時間0から時間 τ まで積分すると, τ 時間後の残留応力 σ_τ は次式のように求まる.

$$\sigma_\tau = \left[(1-n) \{ (\sigma_0^{1-n} / (1-n)) - E(A/100) \tau^{m+1} / (m+1) \} \right]^{1/(1-n)} \quad (8)$$

ここで, σ_0 は初期応力である. Fig. 12から温度変化による残留応力の変化が $\sigma(E)$ で予測可能であることがわかったため, 初期応力として $\sigma_{E,HT}$ を用いて加熱保持中の残留応力の変化を予測した.

Fig. 13に, 570℃から630℃のSP材の熱時効処理試験結果と予測結果の比較図を示す. その結果, 予測結果は測定結果と同様で, 残留応力は試験の初期に大きく変化し, その後はほとんど変化しなかった. 温度の影響に関しても, 試験結果と予測結果は同様であり, 630℃の残留応力の変化が最も大きかった. クリープひずみ発生による応力の緩和量は1%以下であった. この理由は, 加熱の初期に残留応力が弾性限度まで低下したためと考えられる. 以上のことから, 式(8)を用いて, 熱時効処理中の残留応力緩和挙動を予測できることを確認した.

次に, 450℃と500℃の残留応力の変化を予測する. この場合, 450℃と500℃のクリープひずみ式の代わりに, 高温側のクリープひずみ式を用いるが, 温度と時間の換算には次式に示す Larson-Miller パラメータ LMP を用いた.

$$LMP = T(C + \log_{10} t_r) \quad (9)$$

Fig. 12 Relationship between surface residual stress and temperature just after thermal aging treatment with predicted stress.

Fig. 13 Comparison results between the predicted stress and measurements during thermal aging treatment for SP specimen (Temperature : 570℃, 600℃ and 630℃).

Fig. 14 Comparison results between the predicted stress and measurements for LP specimen (Temperature : 450°C).

Fig. 15 Relationship between the ratio of stress components and the ratio to equivalent stress of larger compressive residual stress.

ここで、 T は絶対温度 (K)、 t_r は時間 (h)、 C は定数であり、 C の値として 20 を使用した。

この式を用いて、温度に近い 500°C と 570°C の時間換算を行った。その結果、570°C の 1000 時間に相当する 500°C の時間は約 12 万時間であった。570°C の 1000 時間に対する残留応力の変化はわずかであり、450°C と 500°C の熱時効処理では、加熱保持中に残留応力はほとんど変わらないと予想でき、短時間側の応力変化のみで熱時効処理による残留応力の変化を予測可能なことがわかった。

4.3 LP 材の残留応力緩和予測

LP 材のように σ_x と σ_y の値が異なる場合には、Mises 相当応力 σ_{eq} による予測を示唆したが、 σ_x と σ_y の各応力成分の残留応力を予測する。ここでは、2 方向の応力の比 $\alpha (= \sigma_x / \sigma_y)$ が緩和前後で変わらないと仮定して予測をした。Fig. 14 は 450°C の LP 材の残留応力予測結果である。その結果、予測値は測定結果よりやや低い圧縮残留応力であるものの、概ね一致する結果を得ることができた。以上の結果から、同様の方法で SP 材と LP 材の熱時効処理中の残留応力の変化を予測することが可能なことがわかった。

次に、SP 材と LP 材の残留応力を比較すると、LP 材

の σ_y は、SP 材よりも高い値を示している。そのことから、2 方向の応力比 α を制御することで、望む方向に高い圧縮残留応力を残すことができると考え、検討を行った。 σ_y が σ_x より高い圧縮残留応力とした場合、 σ_{eq} と σ_y の関係は次式のようにあらわされる。

$$\sigma_{eq} = -\sqrt{\alpha^2 - \alpha + 1} \times \sigma_y \quad (10)$$

Fig. 15 は α と σ_y / σ_{eq} の関係を示す図である。 α が正の時は σ_x も圧縮、負の時は σ_x が引張を示している。この図から、 α が 0.5 の時に、 σ_{eq} に対する σ_y は極小値を示している。すなわち、 σ_y が σ_x の 2 倍の圧縮残留応力の場合に、熱時効処理後の σ_y の圧縮残留応力が最も高く維持されるものと考えられる。

5 結 言

ガスタービンのホイールの材料として使用されている Ni 基超合金 Alloy 706 の試験片で 450°C から 630°C までの熱時効処理試験を実施し、残留応力緩和挙動を評価するとともに、予測手法を検討した。得られた結果を以下に示す。

- (1) ショットピーニング (SP) およびレーザピーニング (LP) を施工した試験体の表面残留応力は高い圧縮であり、熱時効処理試験後の残留応力は、いずれの温度においても圧縮が維持されることを確認した。残留応力の変化は温度が高いほど大きい傾向が認められ、また、熱時効時間が残留応力緩和に及ぼす影響は小さい。
- (2) SP および LP を施工した試験体の内部残留応力は、表面残留応力と同様、圧縮を維持していた。
- (3) 機械的特性の温度依存性とクリープひずみ式から、圧縮残留応力の緩和挙動を評価可能であることを示した。残留応力は短時間で緩和するために、機械的特性の温度依存性が支配的であることを示した。すなわち、残留応力は加熱の初期の段階で生じ、保持温度の弾性限度とヤング率からその大きさを評価可能なことがわかった。
- (4) LP 材のように残留応力の大きさが方向により異なる大きさをもつ場合には、緩和前後で 2 方向の残留応力の応力比が変化しないと仮定し、Mises 相当応力を用いることで、残留応力緩和量を評価可能なことが分かった。また、残留応力の方向性を制御することで、1 方向に高い圧縮残留応力を残すことができる可能性を示した。

参 考 文 献

- 1) M. Obata, T. Kubo, M. Yoda, R. Saeki and T. Ishikawa, "Relaxation behavior of compressive residual stress formed by laser peening", Proceedings of M&M2009 Conference of JSME, OS1435 (2009).
- 2) S. Taira and Y. Murakami, "On the changes of residual stresses produced by shot peening due to repeated stressing", Journal of the Japan Society for Testing Materials, Vol.8, No.70, pp.607-614 (1959).
- 3) D. Viereck, D. Löh, O. Vöhringer and E. Macherauch, "Relaxation of residual stress in a nickel-base superalloy

- due to dislocation creep”, *Strength Metals and Alloys*, 1991, Vol.1, pp.367-372 (1991).
- 4) H. Holzapfel, V. Schulze, O. Vöhringer and E. macherauch, “Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperature”, *Materials Science and Engineering A248*, pp.9-18 (1998).
 - 5) M. Khadhraoui, W. Cao, L. Castex and J. Y. Guédou, “Experimental investigations and modelling of relaxation behaviour of shot peening residual stresses at high temperature for nickel base superalloys”, *Materials Science and Technology*, April, Vol.13, pp.360-367 (1997).
 - 6) S. -B. Kim, A. Evans, J. Shackleton, G. Bruno, M. Preuss and P. J. Withers, “Stress relaxation of shot-peened UDIMET 720Li under solely elevated-temperature exposure and under isothermal fatigue”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.36A, November, pp.3041-3053 (2005).
 - 7) Y. Sano, M. Kimura, K. Sato, M. Obata, A. Sudo, Y. Hamamoto, S. Shima, Y. Ichikawa, H. Yamazaki, M. Naruse, S. Hida, T. Watanabe and Y. Oono, “Development and application of laser peening system to prevent stress corrosion cracking of reactor core shroud”, *Proceedings of the 8th International Conference on Nuclear Engineering*, Baltimore, ICONE8-8441 (2000).
 - 8) Y. Sano, M. Obata and T. Yamamoto, “Residual stress improvement of weldment by laser peening”, *Journal of The Japan Welding Society*, Vol.74, No.8, pp.525-528 (2005)
 - 9) Y. Sano, “Laser peening for extending service life of components”, *Journal of The Surface Finishing Society of Japan*, Vol.60, No.11, pp.698-703 (2009).
 - 10) I. Chida, Y. Sano, K. Hirota, T. Inukai, R. Sumiya, H. Sasaki, I. Murakami, and H. Nomura, “Development of laser peening technology for low pressure turbine blades to improve fatigue properties”, *Proceedings of 10th Annual Conference of JSM*, 2-1-D-1 (2013).
 - 11) M. Obata, T. Kubo, Y. Sano, M. Yoda, N. Mukai, S. Shima and M. Kanno, “Development of stress improvement technique using pulse laser irradiation - Evaluation of stress improvement for Type 304 stainless steel -”, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.49, No.2, pp.193-199 (2000).
 - 12) Y. Sakino, Y. Sano, R. Sumiya, and Y.-C. Kim, “Fatigue life enhancement of fillet and butt welded joints after laser peening”, *Transactions of JWRI*, Vol.41, No.1, pp.71-76 (2012).
 - 13) Y. Sakino, K. Yoshikawa, Y. Sano, R. Sumiya and Y. -C. Kim, “A basic study for application of laser peening to large-scale steel structure”, *Quarterly Journal of the Japan Welding Society*, Vol. 31, No.4, pp.231-237 (2013).
 - 14) T. Sakai, K. Akita, S. Ohya, Y. Sano, and T. Saito, “The effect of static and fatigue loading on residual stress induced by laser peening”, *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.57, No.7, pp.648-653 (2008).
 - 15) SPECIAL METALS, “*INCONEL[®] alloy 706*”, www.specialmetals.com/documents/Inconel%20alloy%20706.pdf (reference date 2014/07/17).