



ウォータジェットピーニング施工材の実機環境下における残留応力緩和挙動

— Ni 基合金に対する応力改善効果の長期安定性評価(第 1 報)—

Relaxation behavior of residual stress generated by water jet peening under operation temperature environment

— Evaluation for long term stability of residual stress improving treatment on Ni base alloy (report 1) —

大阪大学大学院工学研究科	于 麗娜	Lina YU	Member
大阪大学大学院工学研究科	才田 一幸	Kazuyoshi SAIDA	Non-member
大阪大学大学院工学研究科	西本 和俊	Kazutoshi NISHIMOTO	Non-member
関西電力株式会社	千種 直樹	Naoki CHIGUSA	Member

In order to prevent primary water stress corrosion cracking (PWSCC), water jet peening (WJP) has been used on the welds of Ni-based alloys in pressurized water reactors (PWRs). However, the compressive residual stresses induced by WJP might be relaxed during the actual operation because of the elevated temperature environment. Therefore, the stability of the compressive residual stresses caused by WJP has been investigated during thermal aging. The result shows that the compressive residual stresses has relaxed in the surface layers after thermal aging, together with the hardness reduction. Furthermore, the compressive residual stress relaxation was found to have a correlation relationship with the decrease rate of Full-Width at the Half Maximum (FWHM) of X-ray diffraction patterns and hardness, which followed the Johnson–Mehl kinetic equation. The estimated activation energy stated that the relaxation behavior of the residual stress is occurred due to the recovery of plastic strain.

Keywords: Water Jet Peening, Residual stress, Ni-based alloy 600, Hardness, FWHM, Kinetics, Recovery

1. 緒言

原子力発電プラントの高経年化に伴い発生する重要な経年劣化事象の一つとして、応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking: SCC)が挙げられる。SCCは原子力発電プラントの加圧水型原子炉(Pressurized Water Reactor: PWR)における一次系炉水環境中の Ni 基合金異材溶接部等において顕在化が確認されている[1]。一般的に SCC は材料因子、力学因子、環境因子の三因子が重畳した場合に生じる現象で、いずれか一つの因子を除くことにより防止できるとされている[2]。材料や環境に対する様々な対策[3-5]を施しているにも関わらず SCC の顕在化が確認されていることから、力学因子としての引張残留応力への対策に注目が集まっている。PWR では SCC の発生部位の多くはプラント構造部材の溶接部である。したがって、SCC の発生を防ぐためには溶接部の残留応力を溶接過程で高度に制御することが求められるが、残留応力を完全に除去することは困難である。そこで、溶接完了後に種々の手法により、発生した引張残留応力を圧縮残留応力に変化させる応力改善工法が提案された。応力改善工法の一つとして、ウォータジェット

ピーニング(Water Jet Peening: WJP)が提案され、実機にも適用されている[6-8]。

一方、実機 PWR プラント運転時には、炉内の最高温度はおよそ 340°C に達する。WJP 応力改善工法により圧縮残留応力を導入することは可能となっているが、実機運転時に圧縮残留応力が安定して残存しているかは必ずしも定かではない。これまでの研究においても、実際に応力改善工法により導入された圧縮残留応力が高温環境下において緩和する可能性が示唆されている[9]。したがって、原子力プラントの更なる安全性を確保するためには、応力改善工法により導入された圧縮残留応力が高温環境においても安定して残存させることが重要となり、そのためには、高温環境下での圧縮残留応力の緩和挙動に関する詳細な知見が求められる。そこで、本研究では、高温環境下における WJP 施工材の残留応力緩和挙動を実験的に明らかにすることを目的とした。WJP 施工部の残留応力状態ならびに熱時効に伴う圧縮残留応力の変化挙動を評価した。特に、本研究では残留応力緩和と塑性ひずみと関連が示されている X 線回折パターンの半幅幅(Full-Width at the Half Maximum:

連絡先: 于 麗娜

〒565-0871 大阪府吹田市山田丘 2 - 1

大阪大学大学院工学研究科

E-mail: yulina@mapse.eng.osaka-u.ac.jp

FWHM)・硬さとの関係に着目して検討を加えた。

2. 供試材料および実験方法

本研究では Table 1 に示す化学組成を有する Ni 基 600 合金を使用し、試験体は 100mm'×50mm''×10mm' の寸法を有する板材を用いた。試験片の長手、幅および板厚方向をそれぞれ x、y および z 方向とした。機械加工面に対して、WJP 施工は試験片長手方向の中央部を y 方向に向けてノズルが通過するように設定し、噴射流量は 48 l/min とした。

WJP による実機環境下における残留応力緩和挙動の変化を把握するため、WJP 施工後熱時効試験を実施した。100mm'×50mm''×10mm' の寸法の板材から、加工によるひずみに影響が最小の放電加工法を使って、25mm'×20mm''×10mm' に切り出したものを用いた。熱時効試験は Table 2 に示す熱処理条件により実施した。試験温度は 340°C を基準として 240~440°C までの 5 条件としており、1hr 未満の試験条件に対しては高周波誘導加熱装置を、1hr 以上の試験条件に対してはマッフル炉を用いた。熱時効試験は、残留応力緩和挙動のみならず、半価幅および硬さ変化挙動を対象とした場合に関しても行った。半価幅と硬さ測定時には、加熱・冷却の影響はほとんど生じないと考えられることから、高周波誘導加熱装置を用いた場合の昇温速度は 30°C/s 程度とし、マッフル炉においては設定温度まで昇温した炉内に試験片を投入することにより昇温した、また冷却時は水冷とした。残留応力評価時の加熱・冷却時には急激な温度変化による残留応力の再分配を防ぐため、昇温速度を 5°C/min、冷却時は炉冷と十分遅い条件で行った。

X 線回折法による残留応力を測定した。応力解析は 2D 法[10]により行った。また、20%硫酸メタノールを用いた電解研磨を逐次行うことにより、深さ分布の残留応力を測定した。FWHM の測定は RINT UltimIII を用いて行った。FWHM は X 線回折プロファイルにおいて最高強度の 1/2 の強度を示すプロファイルの幅として定義した。この回折面は、相当塑性ひずみと良い相関が得られる[11]回折面である。

硬さ測定は微小硬度計 HMV-1 を用いて行った。押し込み荷重を 245mN とし、荷重保持時間は 15 s とした。測定は湿式研磨ならびにダイヤモンドペーストを用いて鏡面仕上げを施した試験片断面に対して行った。硬さ測定の模式図を Fig. 1 に示す。十分な圧痕距離を保持した。なお、測定は 14 点測定を実施し、最高

値から 2 点および最低値から 2 点を除外した 10 点の平均値を採用した。

Table 1 Chemical composition of Alloy 600 (mass%)

C	Si	Mn	S	Cu	Cr	Fe	Ni
0.001	0.19	0.49	0.001	0.01	15.5	7.97	Bal.

Table 2 Thermal aging conditions.

Temperature (°C)	Holding time, t
240	8, 25 min, 1.5, 4.5, 15, 45, 150, 320, 724, 2000 h
290	5, 15, 40 min, 1.5, 4, 12, 36, 120, 250, 820 h
340	3, 10, 30 min, 1, 2, 8, 24, 100, 250 h
390	45 s, 2, 5, 15, 40 min, 2, 6, 20, 60, 150 h
440	8, 20 s, 1, 3, 10, 30 min, 1, 3, 10, 30, 100 h

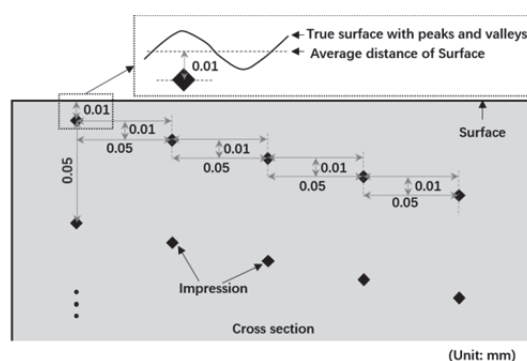


Fig. 1 Schematic illustration of HV measurement.

3. ウォータジェットピーニング施工完了時の残留応力ならびに硬さ分布

3.1 深さ方向の残留応力分布

WJP 施工部に対して深さ方向の残留応力測定を行った。測定と電解研磨を繰返し行うことにより、深さ方向の残留応力分布を取得した。約 1 mm の深さまで残留応力を測定した結果を Fig. 2 に示す。なお、測定は各深さに対して 2 回ずつ行っており、結果はその平均値を示し、図中のエラーバーは 2 回の測定値を示している。また、深さは応力測定時の実測深さとして示している。

残留応力は表面付近で最も大きな圧縮残留応力を示しており、深さとともに圧縮残留応力が小さくなるのがわかる。表面において方向による応力差はわずかに確認できるものの、いずれの深さにおいても等二軸状態であると見なすことができる。また、全ての領域において圧縮残留応力の存在が確認された。

3.2 深さ方向の硬さ分布

WJP 施工部に対して深さ方向の硬さ測定結果を

Fig. 3 に示す。なお、図中には、WJP 施工前(機械加工後)の硬さ分布を比較として示している。WJP 施工を行うことにより、表面近傍 10 μm 深さでの硬さは 10 HV 程度上昇することが確認できる。機械加工による硬化は表面から 200 μm 深さまで生じるが、この深さまでの領域では WJP により 10~30 HV 程度硬さが上昇する。また、WJP による誤差範囲の 10 HV 以上の硬化は 300 μm 程度の深さまでであることも明らかとなった。

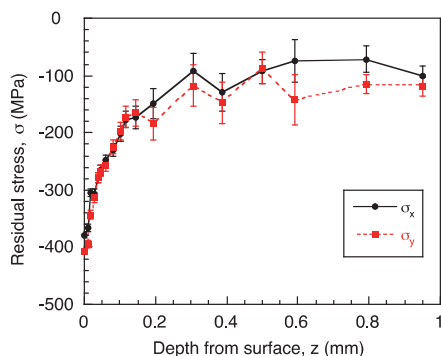
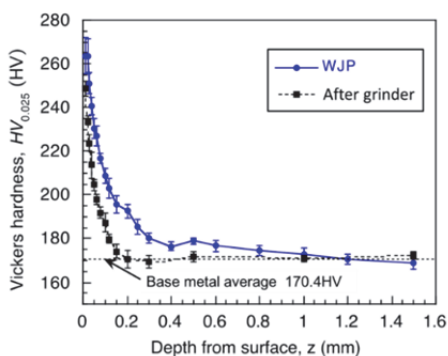
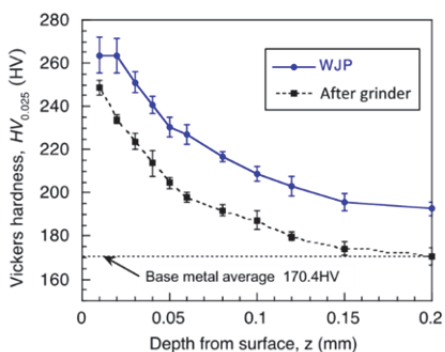


Fig. 2 Depth distribution of residual stress after WJP.



(a) To the depth of 1.5 mm from the surface



(b) To the depth of 200 μm from the surface

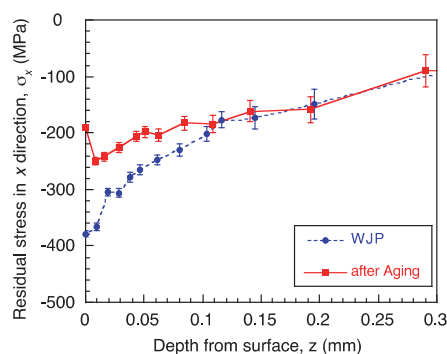
Fig. 3 Depth distribution of hardness after WJP.

4. 熱時効後の残留応力ならびに硬さ分布

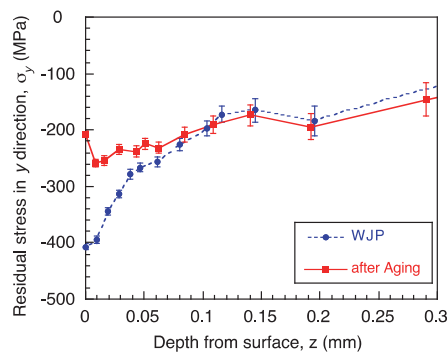
4.1 熱時効に伴う残留応力分布の変化

熱時効による残留応力の緩和挙動を確認するため、

440°C において 30hr の熱時効を施した試験体に対して残留応力測定を実施した。残留応力の測定結果を Fig. 4 に示す。深さ方向の測定は表面から約 600 μm の深さまで実施したが、深い部分では明確な差異は確認できなかったため、図中には 300 μm までの深さ分布を示している。残留応力の緩和は表面より 100 μm 程度の深さまで確認できる。緩和量に関しては、表面において最も大きく、約 200MPa の緩和が確認できる結果となった。また、緩和が生じた後の残留応力分布に関しても、ほぼ等二軸状態を有していることが確認できる。



(a) σ_x



(b) σ_y

Fig. 4 Comparison of depth distribution of residual stress before and after aging at 440°C for 30hr.

4.2 熱時効に伴う硬さ分布の変化

熱時効に伴う硬さの低下挙動の調査結果を Fig. 5 に示す。深さ方向の測定は表面から約 1.5mm の深さまで実施したが、深い部分では明確な差異は確認できなかったため、図中には 200 μm までの深さ分布を示している。10 HV 以上の硬さの低下は 100 μm 程度の深さまで生じており、残留応力緩和が確認できた深さとほぼ同等である。また、その低下量に関して、最表面で最も大きくなることが予想されるが、実際は最表面での硬さ測定が困難であるため、最も大きな硬さの低下は表面から 10~20 μm 深さにおいて確

認でき、これらの深さではどちらも 37 HV 程度の低下が確認された。以上の結果より、残留応力の緩和と硬さの低下はほぼ同等の深さにおいて生じており、残留応力の緩和が大きく見られた深さにおいては硬さも大きく低下していることから、両者には何らかの相関関係があることが示唆される。

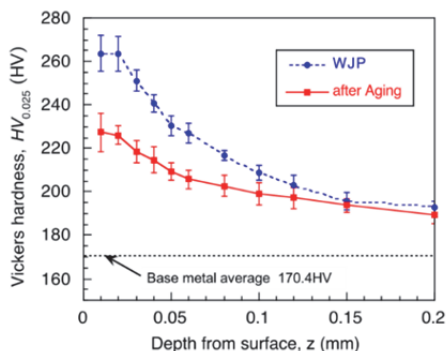


Fig. 5 Comparison of depth distribution of hardness before and after aging at 440°C for 30hr.

5. 熱時効に伴う半価幅低下挙動に関する速度論的検討

残留応力緩和挙動を詳細に検討するため、硬さと同様に相当塑性ひずみと相関を有する FWHM [11] の変化挙動を調査した。

5.1 表面における半価幅の低下挙動

各条件の熱時効を施した試験片に対し表面での FWHM を測定した結果を Fig. 6 に示す。なお、各測定結果は 2 点平均であり、熱時効前の平均値を一点鎖線として示している。いずれの温度条件においても FWHM の低下が生じており、FWHM の低下は高温ほど早期に生じることが確認できる。また、440°C、390°C および 340°C の測定結果より、この 3 条件においては FWHM の低下は完了していると考えられ、その値は約 0.54° となった。

5.2 半価幅の低下挙動に関する速度論的検討

表面における FWHM の低下挙動に対して、速度論的検討を行った。本検討では、式(1)のように FWHM 低下率 f を定義し、式(2)で表される Johnson-Mehl 型の速度式に対する適用性を評価した。

$$f = \frac{FWHM_{before} - FWHM_{aged}}{FWHM_{before} - FWHM_{after}} \quad (1)$$

$$f = 1 - \exp\{- (Kt)^n \} \quad (2)$$

ここで、 f : FWHM 低下率、 $FWHM_{aged}$: 各条件下で

の熱時効後の半価幅、 $FWHM_{before}$: 熱時効前の半価幅 (=0.5997°)、 $FWHM_{after}$: 緩和完了後の半価幅 (=0.5407°)、 K : 速度定数 (s^{-1})、 t : 時間 (s)、 n : アブラミ指数である。式(2)を整理し、両辺に 2 回ずつ対数をとると、以下の式(3)が得られる。

$$\ln \left\{ \ln \left(\frac{1}{1-f} \right) \right\} = n \ln K + n \ln t \quad (3)$$

式(3)をもとに、Johnson-Mehl プロットを行った結果を Fig. 7 に示す。なお、この図には式(1)で算出した FWHM 変化率 f が 0.05 ~ 0.95 の範囲の結果のみを用いている。多少のばらつきが存在しているものの、得られた結果はいずれの温度においても直線関係を有しており、その傾きは温度によらずほぼ等しいことが確認できた。

以上のことより、FWHM の低下挙動は、式(2)に示した Johnson-Mehl の式に従うことが明らかとなった。また、Fig. 7 において得られた傾きが n となり、各温度において得られた傾き n の平均値は 0.3233 となった。一方、一般に速度定数 K は以下の式(4)に示す Arrhenius 型の式で示される。

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

ここで、 K_0 : 定数 (s^{-1})、 Q : 活性化エネルギー (J/mol)、 R : 気体定数 ($8.314 J/mol \cdot K$)、 T : 温度 (K) である。式(4)に対して両辺に自然対数をとると、以下の式(5)が得られる。

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

式(5)を用いて、Arrhenius プロットを行った結果を Fig. 8 に示す。この結果より Q および K_0 を求めることが可能であり、それぞれの値は、 $Q = 160.75 kJ/mol$ および $K_0 = 3.427 \times 10^9 s^{-1}$ となった。

得られた n 、 Q および K_0 を用いて FWHM 低下率を算出した。FWHM 低下率の算出結果を測定結果と比較して Fig. 9 に示す。なお、290°C と 240°C の算出結果に関しては、さらに長時間の熱時効により他の温度と同程度まで FWHM 低下が進行すると仮定している。算出した結果は測定した結果と良く一致していることが確認でき、これらの式と特性値を用いることにより、FWHM の低下挙動を定量的に評価できることが確認された。

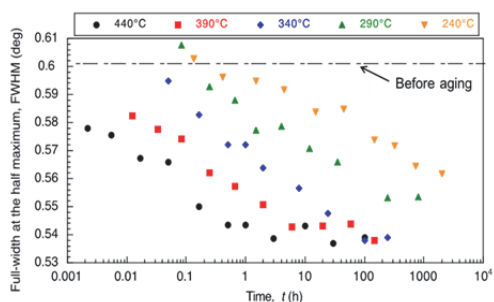


Fig. 6 Decrement behavior of FWHM due to aging.

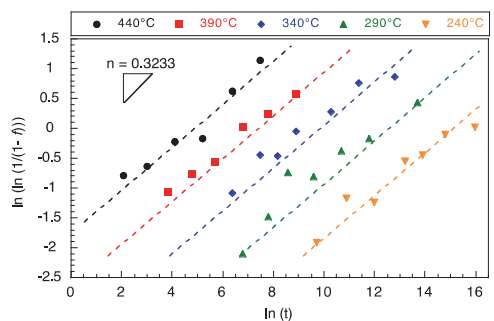


Fig. 7 Johnson-Mehl plot of decrement behavior of FWHM.

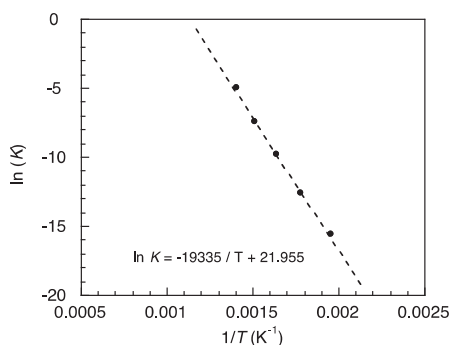


Fig. 8 Arrhenius plot of decrement behavior of FWHM.

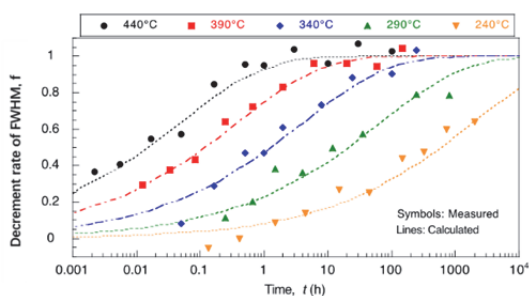
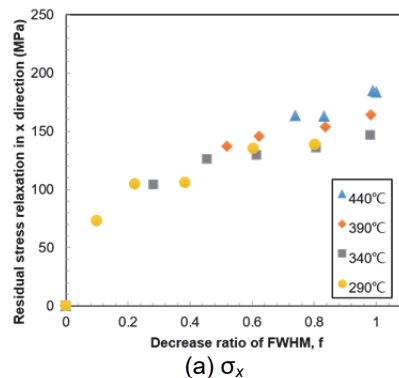


Fig. 9 Comparison of calculated decrement rate of FWHM and measured result.

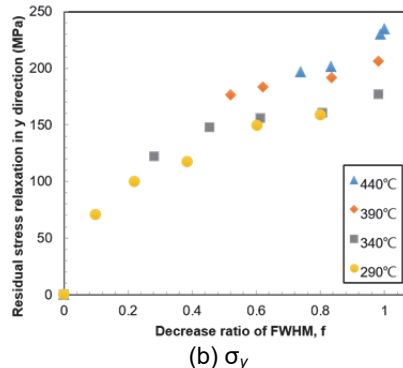
6. 残留応力緩和挙動と FWHM 低下挙動の関係

残留応力緩和量と FWHM 低下率の関係を調査した結果を Fig. 10 に示す。240°Cで残留応力緩和量が

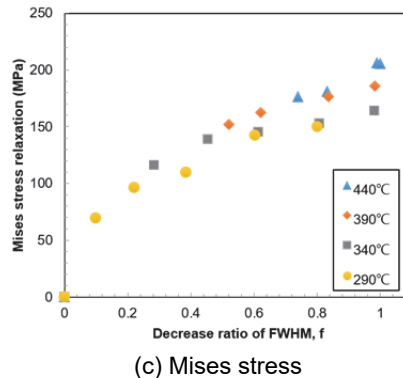
小さいので、ここに省略した。残留応力緩和は FWHM 低下と明らかな相関関係を有していることがわかる。このことから、残留応力緩和についても FWHM の低下挙動と類似の挙動を示すものと推察できる。したがって、FWHM 低下を用いた速度論により残留応力緩和の速度論を議論することができるものといえる。



(a) σ_x



(b) σ_y



(c) Mises stress

Fig. 10 Relationship between residual stress relaxation and decrease rate of FWHM.

7. 残留応力緩和挙動と硬さ低下挙動の相関関係

7.1 熱時効に伴う硬さ低下挙動に関する速度論的検討

熱時効に伴う硬さ低下挙動に対して速度論的検討を実施した。この検討に先立ち、FWHM 低下挙動と硬さ低下挙動に差異があるかに関して検証を行った。

硬さ測定は熱時効材の20 μm深さに対して実施した。20 μm深さは熱時効に伴う硬さ低下が最も大きかった深さであり、この深さを検討対象として採用した。

得られた結果を Fig. 11 に示す。この結果を用いて速度論的検討を行った。硬さ低下率として、以下の式(6)を定義した。

$$f = \frac{HV_{before} - HV_{aged}}{HV_{before} - HV_{after}} \quad (6)$$

ここで、 HV_{aged} : 各条件下での熱時効後硬さ(HV)、 HV_{before} : 熱時効前硬さ(263.4 HV)、 HV_{after} : 緩和完了後硬さ(227.2 HV)である。この式を用いて Johnson-Mehl プロットを行い、その結果から得られた速度定数について、Arrhenius プロットを行った。それらの結果をそれぞれ Fig. 12 および Fig. 13 に示す。また、得られた各定数の値を、FWHM 低下に関する結果と比較して Table 3 に示す。さらに、これらの値を用いて硬さ低下率と FWHM 低下率を比較した結果を Fig. 14 に示す。測定した深さは厳密には異なるものの各特性値は FWHM の結果とほぼ同じである。また、同じ時効条件における FWHM および硬さの低下率も良く一致している。

7.2 残留応力緩和挙動と硬さ低下挙動の関係

前項より熱時効に伴う硬さ低下挙動と FWHM 低下挙動はほぼ同一であることを示した。また、残留応力緩和量と FWHM 低下量の間に関連関係があることが知られている。したがって、Fig. 14 に示す硬さ低下率と FWHM 低下率の関係から、硬さ低下率と残留応力緩和量の関係は Fig. 15 のように整理できる。この結果より硬さ低下についても残留応力緩和量と関連関係を有しており、残留応力緩和は硬さ低下と類似の挙動を示すといえ、硬さ低下挙動の速度論により残留応力緩和の速度論を議論することができるものと推察できる。

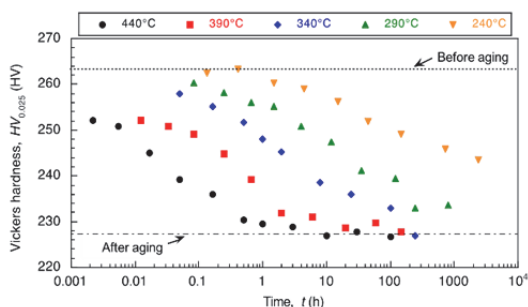


Fig. 11 Hardness reduction behavior due to aging at the depth of 20μm.

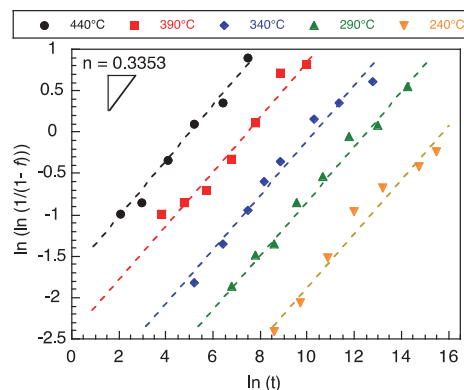


Fig. 12 Johnson-Mehl plot of hardness reduction behavior.

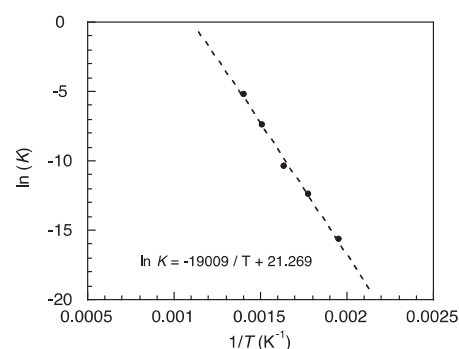


Fig. 13 Arrhenius plot of hardness reduction behavior.

Table 3 Comparison of kinetic constants between FWHM and hardness reduction

Constants	FWHM	Hardness
n	0.3233	0.3353
Q (kJ/mol)	160.75	158.04
K ₀ (s ⁻¹)	3.427 × 10 ⁹	1.726 × 10 ⁹

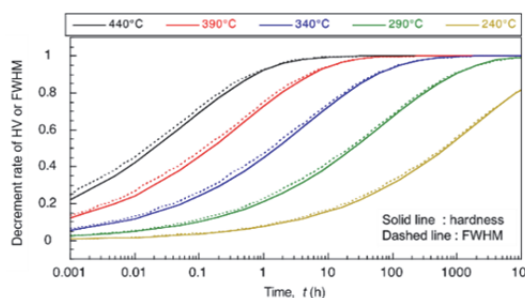


Fig. 14 Comparison of decrement behavior of hardness and FWHM.

8. 残留応力緩和メカニズムに関する考察

前述のように、残留応力緩和は FWHM 低下および硬さ低下との間に良好な対応関係がみられた。これまでの検討によると、FWHM 低下現象の活性化エネルギー Q は、律速する機構により値が異なることが

知られていることから、FWHM 低下現象の活性化エネルギーに関して調査を行った。調査は純 Ni や Ni 基合金などとし、現象と実験方法、得られた活性化エネルギーに関して整理した。その結果を本研究により得られた結果と比較して Table 4 に示す。

本研究により得られた活性化エネルギーは、同等の値を示す格子拡散や再結晶、定常クリープより明らかに低く、転位拡散や単一空孔の移動を対象とした場合に得られた活性化エネルギーとほぼ同様であることが確認できる。ここで、回復とは、種々の加工により生じた転位が高温環境下において転位の再配列または消滅を起こす現象であり、これらは転位芯での原子の移動や空孔の移動、それに伴う消滅等によりなされる[21]。この空孔の消滅は内部応力の減少をもたらすとされている。回復現象に関しては応力緩和試験を用いた検討が多くなされており、材料は異なるのでそのまま比較することはできないが、回復時の活性化エネルギーは格子拡散の0.47~0.7程度となることが報告されている[22]。本研究において得られた活性化エネルギーは格子拡散に対して0.54程度であったことから、このような観点からも、本研究での活性化エネルギーは回復時のそれを表していると考えられる。回復をマクロな力学的特性で考えると、種々の加工により生じた加工硬化が低下することと同義であると考えられる。これは、FWHM が塑性ひずみと相関関係[11]を有しており、FWHM の低下は塑性ひずみの減少を表すことと一致する。したがって、FWHM 低下は表面加工層近傍での回復によるものであると考えられる。すなわち、WJP 施工により導入された圧縮残留応力の緩和は回復に起因して生じることが考えられる。

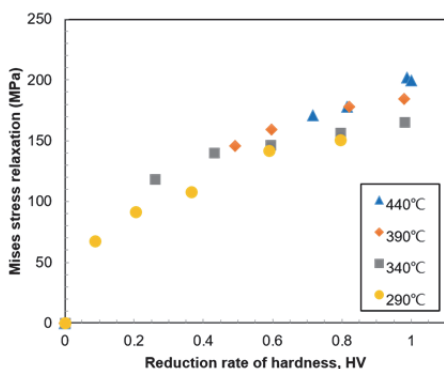


Fig. 15 Relationship between residual stress relaxation and reduction rate of hardness.

Table 4 Activation energies of various phenomena for pure Ni and Ni based alloys [12-20].

Material	Behavior	Experimental method (Temperature range)	Activation energy Q (kJ/mol)	Ref.
600 Alloy	—	Measuring FWHM	160.8	This study
Pure Ni	Lattice diffusion	X-ray intensity ratio with radioisotope tracer (1042 - 1404°C)	284.5	[12]
Ni-10%Cr alloy	Lattice diffusion	X-ray intensity ratio with radioisotope tracer (1042 - 1275°C)	293.7	[12]
Ni-20%Cr alloy			295.0	
Ni-30%Cr alloy			295.0	
Pure Ni	Dislocation diffusion	X-ray intensity ratio with radioisotope tracer (500 - 600°C)	160.0	[13]
Pure Ni	Grain boundary diffusion	—	122.5 - 127.4	[14]
Pure Ni	Movement of a single vacancy	Measuring electrical resistance (~800°C)	119.6	[15]
Pure Ni	Movement of a single vacancy	Reversible magnetic susceptibility, Coercive force (around 340°C)	135.1 - 144.7	[16]
Pure Ni (Cold working)	Recovery (Electrical resistance)	Measuring electrical resistance (100 - 350°C)	241.2	[17]
Pure Ni (Hot working)	Dynamic recrystallization	Flow stress at torsion test (760 - 1280°C)	234.3	[18]
Pure Ni	Steady state creep	Creep test (827 - 1277 °C)	275.0	[19]
Ni-20%Cr	Steady state creep	Creep test (around 750°C)	296.2	[20]

9. 結言

本研究では、WJP により生成された圧縮残留応力の実機環境下における緩和挙動に関して検討した。また、残留応力緩和とX線回折パターン of FWHM および硬さの関係を検討した。得られた主な結論を以下に示す。

- 1) WJP 施工材に対して、熱時効後の残留応力緩和は、表面より 100 μm 程度の深さまでにおいて確認できた。緩和量に関しては、表面において最も大きく、約 200 MPa の緩和が確認できた。
- 2) 熱時効後の硬さ低下は 100 μm 程度の深さまで生じており、これは残留応力緩和が確認できた深さと同等である。また、残留応力の緩和が大きく見られた深さにおいては硬さも大きく低下していた。
- 3) 熱時効過程における FWHM の低下挙動に対して速度論的検討を行った結果、熱時効により生じる FWHM 低下は、Johnson-Mehl 型の式に従うことが確認できた。また、残留応力緩和量と FWHM 低下率の関係を調査した結果、両者の間には明らかな相関関係があり、硬さの低下挙動と FWHM の低下挙動が類似していた。
- 4) FWHM 低下現象の活性化エネルギーは Ni マトリクス材料の転位拡散や単一空孔の移動と同等である。このことから、残留応力の緩和メカニズムは WJP 時に生成された表面硬化層での回復であるものと推察された。

謝辞

本研究の過程において、大阪大学大学院工学研究科の大迫翔平工学修士に多大な協力をいただいた。ここに記して謝意を表する。

参考文献

- [1] 独立行政法人原子力安全基盤機構: “高経年化技術評価審査マニュアル応力腐食割れ”, JNES-RE-2013-9012, (2013).
- [2] 原子力安全・保安院 独立行政法人原子力安全基盤機構: “応力腐食割れ(SCC)に関する現在までの知見の総括”, (2006).
- [3] 大同スペシャルメタル株式会社, “INCONEL alloy 600”, (2004).
- [4] 福村卓也: “加圧水型原子炉の構造材料の腐食に及ぼす水環境の影響”, 福井大学 学位論文, (2012).
- [5] 財団法人電力中央研究所: “軽水炉の経済性・信頼性向上を目指す水化学・材料運用管理技術の研究”, (2004).
- [6] 日本原子力技術協会: “予防保全工法ガイドライン[外面からの加熱による応力改善工法]”, JANTI-VIP-02, (2006).
- [7] 日本原子力技術協会: “予防保全工法ガイドライン[ピーニング工法]”, JANTI-VIP-03, (2006).
- [8] 日本原子力技術協会: “予防保全工法ガイドライン[研磨による応力改善工法]”, JANTI-VIP-10, (2007).
- [9] 西川聡, 中田志津雄, 堀井行彦, 古村一朗, 山口篤憲: “圧縮残留応力付与部の熱時効による応力緩和挙動”, 溶接・非破壊検査技術センター技術レビュー, Vol. 4, (2008).
- [10] B. B. He: “Introduction to two-dimensional X-ray diffraction”, Powder Diffraction, Vol. 18, pp. 71-85 (2003).
- [11] V. Ji, Y. Zhang and C. Chen: “The non-destructive estimation of the superficial mechanical properties of components in the INCONEL 600 alloy by X-ray diffraction peak width”, Surface and Coating Technology, Vol. 130, pp. 95-99 (2000)
- [12] 門間改三, 須藤一, 及川洪: “Ni-Cr合金中のNi⁶³およびCr⁵¹の拡散”, 日本金属学会, Vol. 28, No. 4, pp. 188-192 (1964).
- [13] M. Wuttig and H. K. Birnbaum: “Self-Diffusion along Edge Dislocations in Nickel”, Physical Review, Vol. 147, No. 2, pp. 495-505 (1966).
- [14] A. R. Wazzan: “Lattice and grain boundary self-diffusion in Ni” Journal of Applied Physics, Vol. 36, No. 11, pp. 3596-3599 (1965).
- [15] W. Wycisk and M. Feller-Kniepmeier: “Quenching experiments in High Purity Ni”, Journal of Nuclear Materials Vol. 69-70, No. 1-2, pp. 616-619 (1978)
- [16] 日本金属学会: “転位論-その金属学への応用-”, 丸善(1971).
- [17] A. Sosin and J. A. Brinkman: “Electrical Resistivity Recovery in Cold-worked and Electron-irradiated Nickel”, Acta Metallurgica, Vol. 7, pp. 478-494 (1959).
- [18] M. J. Luton and C. M. Sellars: “Dynamic Recrystallization in Nickel and Nickel-Iron Alloys During High Temperature Deformation”, Acta Metallurgica, Vol. 17, pp. 1033-1043 (1969).
- [19] S. Meagher, R. S. Borch, J. Groza, A. K. Mukherjfe and H. W. Green II: “Activation Parameters of High-temperature Creep in Polycrystalline Nickel at Ambient and High Pressure”, Acta Metallurgica et Materialia, Vol. 40, No. 1, pp. 159-166 (1992).
- [20] D. Sidey and B. Wilshire: “Mechanisms of Creep and Recovery in Nimonic 80A”, Metal Science, Vol. 3, No. 2, pp. 56-60 (1969).
- [21] 小原嗣郎: “回復および再結晶”, 丸善株式会社 (1968).
- [22] 桜井茂雄, 阿部勝憲, 吉永日出男, 諸住正太郎: “純金属型の高温度変形における加工硬化と回復”, 日本金属学会誌, Vol. 42, No. 4, pp. 432-439 (1978).

(平成30年11月21日受理、平成31年3月29日採択)