



実機供用条件における Ni 基合金の WJP 残留応力改善工法による 圧縮残留応力の長期安定性予測

Prediction of Residual Stress Stability Introduced by Water Jet Peening Residual Stress Improvement Method to Ni-based Alloy during Long-Term Operation

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	Member
大阪大学大学院工学研究科	西本 和俊	Kazutoshi NISHIMOTO	Non-member
大阪大学大学院工学研究科	浅井 郁海	Ikumi ASAI	Non-member
関西電力株式会社	千種 直樹	Naoki CHIGUSA	Member

In order to estimate the stability of the stress improving effect by water jet peening (WJP) residual stress improvement methods during the long-term operation of nuclear power plants, the residual stress in nickel-based alloy 600 has been studied through the kinetics of hardness reduction behavior in practical operation temperatures. Based on the relationship between the residual stress relaxation and the hardness reduction rates, it has been found that in actual operating condition, when the hardness decreased to 180 HV, the residual stress was reduced to about 95%. Furthermore, the time required to reduce the hardness to 180HV is 868 years for WJP. It follows that the maintaining period of compressive residual stress introduced by WJP residual stress improvement method is sufficiently longer than the assumed maximum operating period of 60 years for nuclear power plants in the actual operating condition.

Keywords: Water Jet Peening, Ni-Based Alloy 600, Hardness Reduction, Residual Stress

1. 緒言

加圧水型原子炉(Pressurized Water Reactor: PWR)の経年劣化事象の一つとして、Ni 基合金溶接部における応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking : SCC)の発生が知られている[1,2]. SCC 対策として、ウォータージェットピーニング(Water Jet Peening : WJP)など応力改善工法がガイドラインとして制定されるとともに実機へ適用されている[3]. しかしながら、PWR プラント運転時には炉内の温度はおよそ 573 K に達し、最高使用温度は約 618 K に達する箇所もある. そのため、前述の WJP 残留応力改善工法により導入された圧縮残留応力は運転初期において緩和する可能性があることが報告されている[4]. 原子力プラントの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を実機稼働温度の高温環境においても安定して残存することを担保することが望まれる. そのためには、残留応力改善工法により導入された圧縮残留応力の高温環境下での緩和挙動を解明することが求められる.

これまでの著者らの研究[5,6]によると、残留応力

改善工法を適用した Ni 基合金溶接部では実機供用温度に昇温した場合、短時間で応力改善効果の減少が見られるが、それ以降では応力改善効果は長期に渡り安定である可能性が示唆された. また、WJP 残留応力改善工法を施工した Ni 基合金に対する実機運転温度での熱時効に伴う硬さ変化挙動に対して速度論的検討より、熱処理部の硬さ低下が回復によって生じるものと推察された. しかしながら、実機供用下での熱履歴を受けたとき、各残留応力改善工法による Ni 基合金の残留応力の変化挙動は明確ではない.

そこで、本研究では実機供用下での熱履歴を受けたときの残留応力緩和挙動について、残留応力緩和挙動と相関がある硬さ低下挙動を明らかにすることにより、残留応力改善効果が安定である条件範囲を明確にすることを目的とした. このため、硬さ変化の速度論的検討より得られた定数を用いて、WJP を施工した Ni 基合金に対して、実機供用下での熱履歴を受けた際の硬さの低下率を加算則を用いて算出した. この結果に基づき、硬さ低下率と応力緩和量の相関関係[5]を用いて、実機構造物における WJP 残留応力改善工法による残留応力の長期安定性について検討を行った.

連絡先: 于麗娜、〒565-087 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

2. 供試材料および実験方法

本研究で用いた供試材料は、Table 1 に示す化学組成を有する Ni 基 600 合金である。試験片は 100mm'×50mm''×10mm' の寸法を有する板材を用いた。試験片の機械加工面に対して、WJP を実施した。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。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。

転位減少による硬さ変化の速度論的検討に用いる均一性の良い試験片を作製するために、厚さ 10 mm の板材に対し 90 % の冷間加工を施工した。加工の際には摩擦せん断変形が入らないようよく潤滑し、圧延中に温度が上昇するのを防ぐために低速、低圧下率で、多パス圧延を行った。硬さ試験および熱時効試験を行う際には、試験片中央部の加工の均一性が良い部分から 8mm'×5mm''×1mm' の大きさに切り出した試験片を使用した。

硬さ試験は試験片を切り出した後の断面に対して行った。試験片を切り出した後、断面に対し耐水研磨紙 3000 番まで湿式研磨を行い、試験片断面を鏡面に仕上げた。硬さ試験の試験条件として、試験荷重は 245 mN、保持時間は 15 s とした。試験機には島津製作所製 HMV-G を用いた。硬さ試験はいずれの場合においても 7 点の測定を行い、最大値・最小値の各 1 点ずつ、計 2 点を除外した 5 点の平均値を各条件の硬さとして整理した。

実機運転温度以上の高温域である再結晶温度における硬さの低下挙動を調査するため熱時効試験を行った。熱時効には保持時間が 1 時間以上の場合にはマッフル炉を、1 時間以内の場合には高周波加熱装置を用いた。マッフル炉を用いる場合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加熱し、高周波加熱装置を用いた場合の昇温速度は 30 K/s とした。冷却はいずれの装置を用いた場合も水冷とした。転位減少による硬さ変化の速度論的検討に用いた熱時効試験の条件を Table 2 に示す。

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, T (K)	Holding time, t
823	1.5, 2, 4, 6, 18, 24, 45 h
873	2.5, 4, 7, 10, 20, 30, 50 min
923	7, 20, 35 s, 1, 1.5, 2.5, 7 min
973	5, 7, 12, 20, 35 s, 1, 1.5 min

3. 残留応力改善工法による圧縮残留応力の緩和と長期安定メカニズム

3.1 圧縮残留応力の緩和量と硬さ低下率の関係

長期実機供用下での残留応力改善工法の有効性を検証するためには、熱時効に伴う圧縮残留応力の変化を定量的に評価する必要がある。しかしながら、圧縮残留応力の経時変化を速度論的に検討するには、多大の労力とコストが必要となる。そこで、本研究では、圧縮残留応力と相関がある硬さの変化[5,6]について評価することとした。

Fig. 1 に、機械加工を施工した試験片に対して実施した WJP 施工材の残留応力緩和量と硬さ低下率の関係を示す[5]。残留応力緩和量と硬さ低下率の関係は実験的に曲線で近似することが可能であり、その曲線は以下の式(1)のようになる。ここで、 $\Delta\sigma$ は残留応力の緩和量(MPa), f は回復による硬さ低下率を示す。

$$\Delta\sigma = 200 \times \sqrt{f} \quad (1)$$

この残留応力の緩和量と硬さ低下率の相関関係に基づき、硬さの低下挙動により残留応力緩和挙動を検討することができると考えられる。

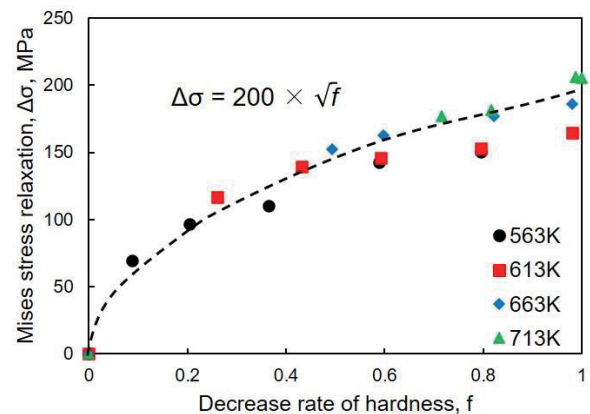


Fig. 1 Relationship between relaxed residual stress and hardness reduction ratio.

3.2 圧縮残留応力の緩和と長期安定メカニズムのまとめ

WJPなどの残留応力改善工法によって付与された圧縮残留応力は熱時効初期において緩和し、その後一部が残存することが報告されている[4-6]。著者らは圧縮残留応力の緩和と長期安定のメカニズムをFig. 2に示すように示唆した[7,8]。すなわち、ピーニングなどの残留応力改善工法の施工により導入された空孔および転位は、実機供用条件の熱時効により空孔がほぼ全部消滅するが、転位の一部は消滅せずに再配列するなどし、比較的安定に残存する可能性がある。このように、残存する転位が原子力プラント運転時の高温保持過程においても応力改善工法施工部に導入された残留応力の長期的安定性に寄与するものであると推察される。

このメカニズムに基づくと、応力改善工法施工部に導入された残留応力の緩和と長期安定性は、格子欠陥および転位の減少・消滅挙動に基づき予測できるものと推察される。これまでの研究[7,8]において、格子欠陥の減少・消滅は回復により生じ、実機運転温度における格子欠陥の減少・消滅に伴う硬さ変化挙動を速度論的に明らかにした。一方、転位の減少・消滅に伴う硬さ変化に関しては、実機運転温度での実験的評価が困難なため、その挙動を十分に解明できておらず、長期安定性を定量的に検証・予測するには至っていない。そこで、本研究では、転位の減少・消滅に伴う硬さ変化挙動を再結晶により再現し、再結晶の速度論的検討によって実機運転温度での転位の減少・消滅に伴う硬さ変化を予測することとした。

4. 回復による硬さ変化の速度論的検討

これまでの研究[5]では、WJPを施工したNi合金の実機運転温度で熱時効初期段階の回復による硬さ変化について速度論的検討を行い、得られた結果から熱時効による硬さの低下率を求めた。

硬さ低下率として、以下の式(2)を定義した。得られた結果について、式(3)に基づき、硬さの変化挙動に関して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。

$$f = \frac{HV_{before} - HV_{aged}}{HV_{before} - HV_{after}} \quad (2)$$

$$f = 1 - \exp\left\{-\left(Kt\right)^n\right\} \quad (3)$$

ここで、 f : 硬さの低下率, HV_{aged} : 各条件下での熱時効後硬さ, HV_{before} : 熱時効前硬さ, HV_{after} : 緩和完了後硬さ, K : 速度定数(s^{-1}), t : 時間(s), n : アブラミ指数である。式(3)を整理し、両辺に2回ずつ対数をとることにより得られる式(4)をもとに、Johnson-Mehlプロットを行った。

$$\ln\left\{\ln\left(\frac{1}{1-f}\right)\right\} = n \ln K + n \ln t \quad (4)$$

一方、一般に、式(4)の速度定数 K は以下の式(5)に示すArrhenius型の式で示される。

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (5)$$

ここで、 K_0 : 速度定数(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(5)に対して両辺に自然対数をとると、以下の式(6)が得られる。式(6)を用いて、Arrheniusプロットを行った結果より Q , K_0 を求めた。

$$\ln K = \ln K_0 - \frac{Q}{R} \cdot \frac{1}{T} \quad (6)$$

これまでの検討[5]で得られたWJP応力改善工法に対して、回復による硬さ変化の速度定数および活性化エネルギーをTable 3に示す。速度定数の温度依存性から実機使用温度における硬さ変化挙動を予測できる。なお、速度論的検討より得られた活性化エネルギーが転位に沿った拡散や空孔の消滅の活性化エネルギーと同等の値であったことや、自己拡散との活性化エネルギーの値の比がFeやAlの自己拡散と回復の活性化エネルギーの値の比に近い値を示したことから、実機運転温度における熱時効初期段階での硬さ低下は回復によって生じることが推察できる。

Table 3 Comparison of constants.

Constants	WJP
n	0.3353
Q (kJ/mol)	158.04
$K_0 (s^{-1})$	1.726×10^9

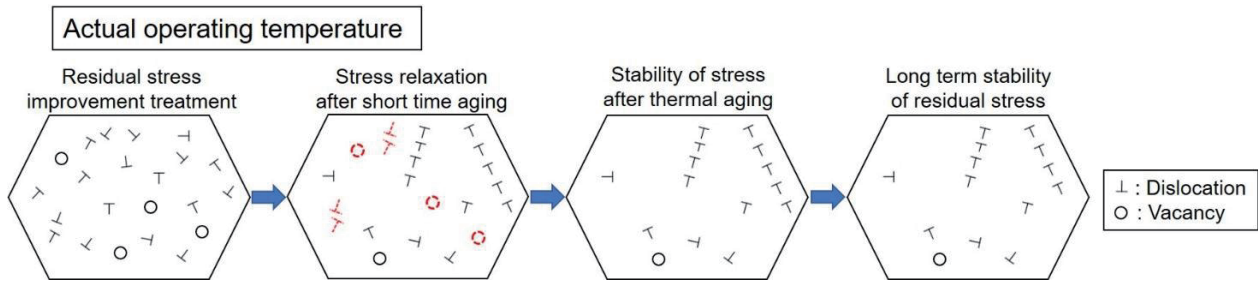


Fig. 2 Mechanism for residual stress relaxation and long-term stability of stress during thermal aging at actual operating temperature.

5. 転位の減少・消滅による硬さ変化の速度論的検討

実機使用温度における転位の減少・消滅による硬さ変化の調査には、きわめて長時間を要するため、加速試験として、転位の大幅な減少が期待できる再結晶挙動を利用し速度論的検討を実施した。実機運転温度以上の再結晶温度での硬さ変化を実機運転温度に外挿することにより硬さ変化を推定した。

均一性が良い冷間圧延材について、再結晶に伴う硬さ低下挙動を把握するため、Table 2 に示した条件で冷間圧延材に対し熱時効試験を行い、試験片断面の硬さを測定した。硬さ測定結果を Fig. 3 に示す。グラフ中の上の破線は熱時効前の硬さ (377.5 HV) を、下の破線は再結晶完了後の硬さ (184.0 HV) を示す。どの温度条件においても時効時間が長くなるほど硬さが低下しており、また時効温度が高いほど硬さ低下が早期に生じることが確認された。

各条件下での熱時効後の硬さについて、式(2)を用いて硬さ低下率 f を求め、式(4)に基づいて Johnson-Mehl プロットを行った結果を Fig. 4 に示す。縦軸に式(4)の左辺、横軸に $\ln t$ をとりプロットしたところ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、その傾きはほぼ等しいことが確認できる。すなわち、これらの温度における直線の傾き n の平均値は 0.82 であった。

また、Johnson-Mehl プロットから得られた結果について、式(6)に基づいて Arrhenius プロットを行った結果を Fig. 5 に示す。縦軸に式(6)の左辺、横軸に $1/T$ をとりプロットしたところ直線関係を示すことが確認された。この直線の傾きおよび切片から得られた各定数の値を Table 4 に示す。活性化エネルギー $Q = 283.1$ kJ/mol, 速度定数 $K_0 = 5.71 \times 10^{13} \text{ s}^{-1}$ が得られた。

活性化エネルギー Q は、律速する機構によりその値が異なることが知られている。純 Ni や Ni 基合金など

を対象とし、種々の現象や実験方法、それぞれに対する活性化エネルギーに関して実施された研究結果の調査結果[5, 9-16]を本研究により得られた結果と比較して Table 5 に示す。本研究により得られた活性化エネルギーは、回復の活性化エネルギー 158.0 kJ/mol [5] よりも明らかに高く、格子拡散や定常クリープの活性化エネルギーと同程度の値となることがわかる。

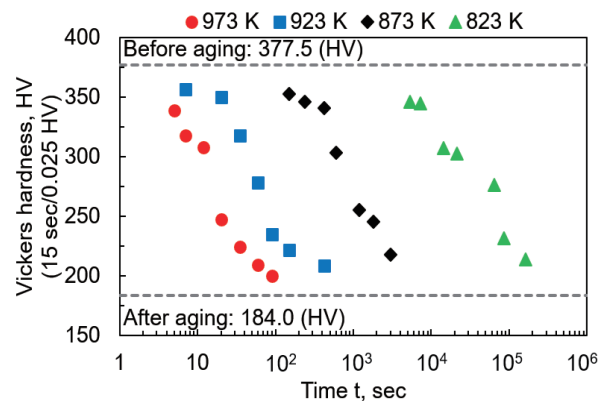


Fig. 3 Hardness reduction behavior after thermal aging.

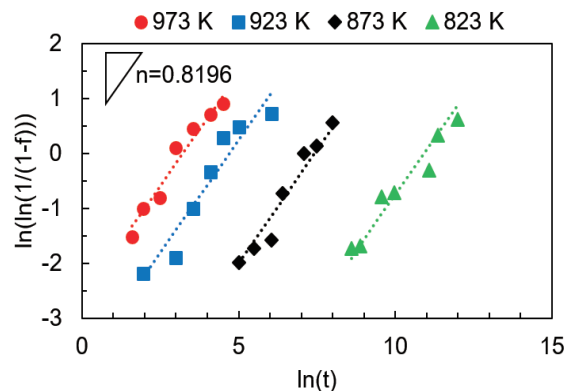


Fig. 4 Johnson-Mehl plot of hardness reduction behavior.

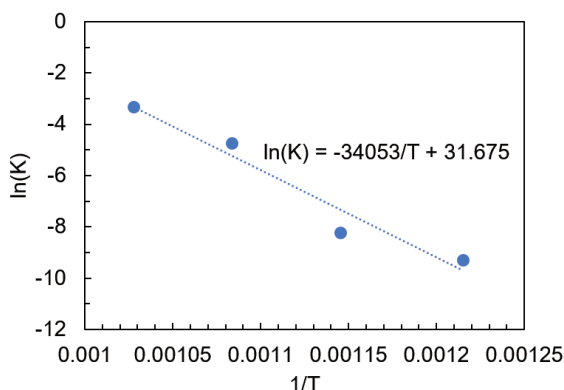


Fig. 5 Arrhenius plot of hardness reduction behavior.

Table 4 Kinetic constants of hardness reduction due to recrystallization.

Constants	Higher temperature
n	0.8196
Q (kJ/mol)	283.1
K_0 (s ⁻¹)	5.71×10^{13}

6. 実機環境における WJP 残留応力改善工法による圧縮残留応力の安定性予測

6.1 実機環境における硬さ低下挙動の予測方法

WJP 施工材に対して、実機供用下の初期回復段階と長期安定段階での硬さの低下挙動について、硬さの速度論的検討により得られた n , Q , K_0 を用いて、計算により予測した。予測に用いた計算には実機運転温度の変動を考慮して、硬さ低下率を加算則を用いて算出した。得られた結果に基づき、実機供用下の硬さ低下挙動の検討を行った。

加算則の概念図を Fig. 6 に示す。図のように昇温過程を微小区間に分割し、それぞれを微小な恒温熱処理過程として扱い、加算することで計算を行った。ある時間 t_n のときの温度を T_n とし、式(5)に示す Arrhenius 型の速度式を微小時間に対する積分形式に置き換えた以下の式(7)と、上記の式(3)を用いて硬さ低下率の計算が可能となる。

$$\bar{K}t = K_0 \sum_n t_n \exp\left(-\frac{Q}{RT_n}\right) \quad (7)$$

Table 5 Activation energy of various phenomena for pure Ni and Ni-based alloys [5, 9-16].

Case	Material	Behavior	Experimental method	Activation energy Q (kJ/mol)
This study	Alloy 600	Recrystallization	Hardness test (550 ~ 700 °C)	283.1
A ⁵⁾	Alloy 600	Recovery	Hardness test (240 ~ 440 °C)	158.0
B ⁹⁾	Pure Ni	Lattice diffusion	X-ray intensity ratio with radioisotope tracer (1042 ~ 1404 °C)	284.5
C ⁹⁾	Ni-10 %Cr alloy	Lattice diffusion	X-ray intensity ratio with radioisotope tracer (1042 ~ 1275 °C)	293.7
	Ni-20 %Cr alloy			295.0
	Ni-30 %Cr alloy			295.0
D ¹⁰⁾	Pure Ni	Dislocation diffusion	X-ray intensity ratio with radioisotope tracer (500 ~ 600 °C)	160.0
E ¹¹⁾	Pure Ni	Grain boundary diffusion	-	122.5 ~ 127.4
F ¹²⁾	Pure Ni	Movement of a single vacancy	Measuring electrical resistance (~ 800 °C)	119.6
G ¹³⁾	Pure Ni	Movement of a single vacancy	Reversible magnetic susceptibility, Coercive force (around 340 °C)	135.1 ~ 144.7
H ¹⁴⁾	Pure Ni (Cold working)	Recovery (Electrical resistance)	Measuring electrical resistance (100 ~ 350 °C)	241.2
I ¹⁵⁾	Pure Ni (Hot working)	Dynamic recrystallization	Flow stress at torsion test (760 ~ 1280 °C)	234.3
K ¹⁶⁾	Ni-20 %Cr	Steady state creep	Creep test (around 750 °C)	296.2

計算するにあたって Fig. 7 に示す一番厳しい実機運転条件の熱サイクルを想定した。起動時の昇温速度は 28 K/h とし、運転温度は実機構造物における最高温度の 618 K とし、そして最高温度で長期保持の熱履歴を採用した。初期回復による硬さ変化の回復過程の硬さ低下率 f は式(2)を用い、 HV_{before} : 各応力改善工法施工後硬さ (HV), HV_{after} : 回復完了後硬さ (HV) とした。また、転位減少による硬さ変化の長期運転段階の計算では、熱時効前硬さを回復完了後硬さとした。熱時効開始直後に回復による硬さ低下が始まり、また、回復完了すると転位の減少・消滅による硬さ低下が始まると想定し、回復と転位減少のそれぞれの硬さ低下量を導出し、熱時効後の硬さを求めた。

6.2 WJP 施工材の応力改善挙動の予測

実機供用条件下、機械加工あり WJP 施工材の回復および転位減少による硬さ低下挙動について加算則を用いて算出した結果を Fig. 8 に示す。初期回復過程の硬さ低下率の算出に用いる n, Q, K_0 の値は Table 3 に示す以前の研究により得た値を用いた。長期運転過程の転位減少による硬さ低下率の算出に用いる n, Q, K_0 の値は本研究により得た値である Table 4 に示した値を用いた。

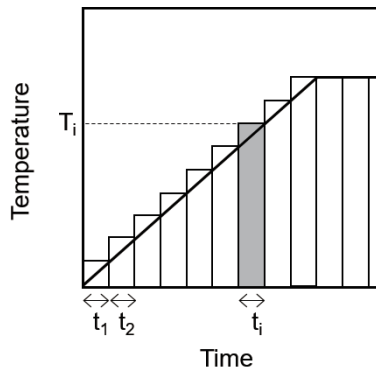


Fig. 6 Schematic diagram of the additivity rule.

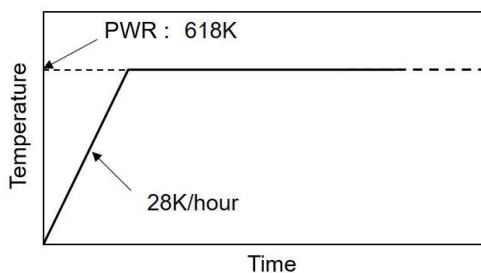


Fig. 7 Thermal cycle for calculation.

また、回復による硬さ低減率と残留応力緩和量は式(1)に示す相関関係があることがわかっており、転位の減少・消滅による硬さ低下率と残留応力緩和量の間にも回復と同様に相関関係があると想定し、実機供用条件における圧縮残留応力の緩和予測を行った。

ここで、WJP 施工後の残留応力は-400 MPa であり、熱時効による回復完了後の残留応力は-200 MPa である。また、転位消滅後の残留応力は 0 MPa となると推測されるため、回復完了後から転位消滅するまでの残留応力の最大緩和量は 200 MPa となる。これらの値に基づき、回復の場合と同様の式を用いて再結晶の硬さ低下率より残留応力緩和量を求めた。その結果を Fig. 9 に示す。ただし、硬さ低減挙動の図と比較するため、残留応力の絶対値をプロットした。これらの結果から、硬さが回復完了した際や硬さが 218 HV, 200 HV および 180 HV まで低減する場合の残留応力およびそれに要する時間を算出した。その結果を Table 6 に示す。

WJP 施工後の硬さは 263 HV である。実機供用条件下で、初期回復が完了した際 (HV=227 HV) に残留応力は-200 MPa となり、施工時から 50%程度緩和する。その後の長期運転段階で、硬さが 218 HV に低下する場合に残留応力は-120 MPa となり、施工から 70%程度緩和するという結果が得られた。また、硬さが 200 HV に低下する場合に、残留応力は-60 MPa となり、施工から 85%程度緩和することがわかった。さらに、硬さが 180 HV に低下する場合に、残留応力は-20 MPa となり、施工から 95%程度緩和するという結果が得られた。それぞれの硬さに低減するまでの時間は、それぞれ 1 年、60 年、285 年、868 年という結果が得られた。

この結果より、実機供用条件下、WJP 施工箇所は 868 年高温環境中保持しても、残留応力は-20 MPa であり、圧縮残留応力の状態を保持することができることが示唆された。この年数は原子力発電プラントの想定される最長の運転期間である 60 年よりはるかに長い。したがって、WJP 応力改善工法については、原子力プラントの想定される運転期間で応力改善効果は安定して存在することが推察された。

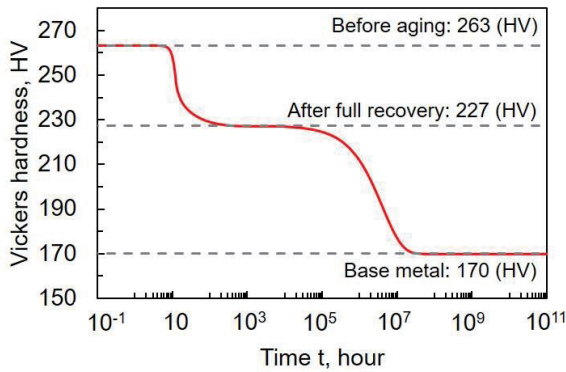


Fig. 8 Prediction of hardness reduction behavior during actual operating condition (WJP).

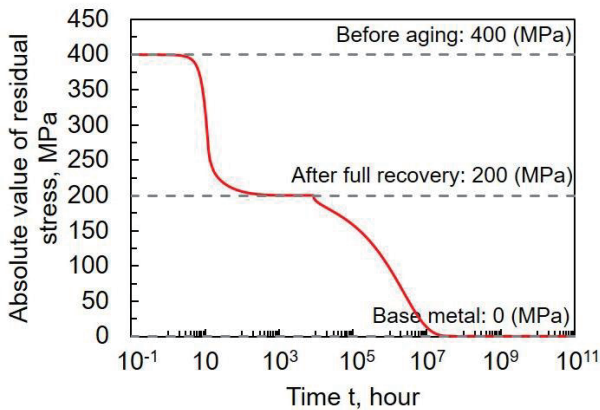


Fig. 9 Prediction of absolute value of residual stress during actual operating condition (WJP).

Table 6 Required time for the hardness reduction and residual stress of WJP processed sample.

Hardness (HV)	Residual stress (MPa)	Time (year)
HV=227	-200 (50%)	1
HV=218	-120 (70%)	60
HV=200	-60 (85%)	285
HV=180	-20 (95%)	868

7. 結言

本研究では、実機構造物におけるWJP 残留応力改善工法によって導入された圧縮残留応力の緩和挙動を把握するため、硬さの速度論的検討により得られた結果に基づき、実機構造物における圧縮残留応力の長期安定性を予測した。得られた主な結論を以下に示す。

- (1) WJP 施工材の残留応力緩和量と硬さ低下率の相関関係に基づき、硬さの低下挙動により残留応力緩和挙動を検討することができると考えられる。
- (2) 転位減少による硬さ変化の速度論的検討を行った結果、得られた活性化エネルギーの値は283.1 kJ/molであり、格子拡散や定常クリープの活性化エネルギーと同程度であることがわかった。
- (3) 応力緩和挙動と硬さ低下挙動の相関関係より、WJP 施工材が回復完了した際に、残留応力は-200 MPaとなり、施工時から50%程度緩和することがわかった。また、硬さが180 HVに低下する場合に、残留応力は-20 MPaとなり、施工時から95%程度緩和するという結果が得られた。
- (4) WJP 応力改善工法の実機環境下における硬さ低下挙動を検討したところ、硬さが180 HVに低減するまでの時間868年は原子力発電プラントの想定される最長の運転期間である60年よりはるかに時間が長い。したがって、WJP 応力改善工法については、原子力プラントの想定される運転期間で応力改善効果は安定して存在することが推察された。

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] K. Okimura, T. Ohta, T. Konno, M. Narita and M. Toyoda: “Reliability of Water Jet Peening as Residual Stress Improvement Method for Alloy 600 PWSCC Mitigation”, Proceedings of the 16th International Conference on Nuclear Engineering, Vol. 1, pp. 565-570 (2008).
- [4] T. Hashimoto, Y. Osawa, S. Itoh, M. Mochizuki and K. Nishimoto: “Long-Term Stability of Residual Stress Improvement by Water Jet Peening Considering Working Processes”, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 135, pp. 0316011-0316018 (2013).
- [5] 于麗娜, 才田一幸, 西本和俊, 千種直樹: “ウォータージェットピーニング施工材の実機環境下

- 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)—”, 保全学, Vol. 18, No. 1, pp. 91-98 (2019).
- [6] 于麗娜, 才田一幸, 西本和俊, 千種直樹: “各種残留応力改善工法による効果の安定性に関する速度論的検討—Ni 基合金に対する応力改善効果の長期安定性評価(第 2 報)—”, 保全学, Vol. 18, No. 1, pp. 99-106 (2019).
- [7] L. Yu, K. Saida, H. Araki, K. Sugita, M. Mizuno, K. Nishimoto, N. Chigusa: “Mechanism for stress relaxation behavior of the residual stress improving treatments with water jet peening and buffing”, *Materials Science & Engineering A*, Vol. 796, 140221 (2020).
- [8] L. Yu, K. Saida, K. Nishimoto, H. Araki, K. Sugita, M. Mizuno, N. Chigusa: “Long-term stability mechanism for the effect with WJP and buffing residual stress improving treatments”, *E-Journal of Advanced Maintenance*, Vol. 13, No. 2, (2022).
- [9] 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, (1964), pp. 188-192.
- [10] M. Wuttig and H. K. Birnbaum, “Self-Diffusion along Edge Dislocations in Nickel”, *Physical Review*, Vol. 147, No. 2 (1966), pp. 495-505.
- [11] Wazzan, A. R. “Lattice and grain boundary self-diffusion in Ni” *Journal of Applied Physics*, Vol. 36, No. 11 (1965), p. 3596.
- [12] W. Wycisk and M. Feller-Kniepmeier, “Quenching experiments in High Purity Ni”, *Journal of Nuclear Materials* Vol. 69-70, No. 1-2 (1978), pp. 616-619.
- [13] 日本金属学会, “転位論 –その金属学への応用–”, 丸善, (1971).
- [14] A. Sosin and J. A. Brinkman, “Electrical Resistivity Recovery in Cold-worked and Electron-irradiated Nickel”, *Acta Metallurgica*, Vol. 7 (1959). pp. 478-494.
- [15] M. J. Luton and C. M. Sellars, “Dynamic Recrystallization in Nickel and Nickel-Iron Alloys During High Temperature Deformation”, *Acta Metallurgica*, Vol. 17 (1969), pp. 1033-1043.
- [16] D. Sidey and B. Wilshire, “Mechanisms of Creep and Recovery in Nimonic 80A”, *Metal Science*, Vol. 3, No. 2 (1969), pp. 56-60.
- (2021年6月11日受理, 2021年11月19日採択)