



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)—

Kinetic analysis on the long term stability of the effect obtained by various residual stress improvement methods

— Evaluation for long term stability of residual stress improving treatment on Ni base alloy (report 2) —

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	
大阪大学大学院工学研究科	西本 和俊	Kazutoshi NISHIMOTO	
関西電力株式会社	千種 直樹	Naoki CHIGUSA	Member

Stress corrosion cracking (SCC) is one of serious aging degradation problems for the Alloy 600 components of pressurized water reactors (PWRs). In order to prevent SCC, various methods such as water jet peening (WJP), laser peening (LP), surface polishing have been used to introduce compressive stresses at the surfaces of the PWR components. However, it has been reported that such compressive residual stress introduced by these methods might be relaxed during the practical operation, because of high temperature environment. In this study, the hardness reduction behavior of the Alloy 600 processed by LP, Buff and WJP in the thermal aging process has been investigated to estimate the stability of the residual stress improving effect by each method, based on the fact that there is a correlation between the compressive residual stress relaxation and the decrease of hardness. The behavior of the residual stress relaxation in the processed materials in the high temperature environment has been discussed with kinetic analysis.

Keywords: Ni-based alloy 600, Water jet peening, Laser peening, Buff, Residual stress, Hardness, Kinetics, Recovery.

1. 緒言

近年、原子力発電プラントに用いられている加圧水型原子炉(Pressurized Water Reactor: PWR)の Ni 基合金溶接部における経年劣化事象として、応力腐食割れ(Stress Corrosion Cracking ; SCC)の発生が問題となっている[1-3]。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その発生を防止できるとされている。材料と環境についての対策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、3 因子の中で力学因子としての引張残留応力が注目されている。SCC 顕在化が問題となっている箇所多くはプラント構造部材の溶接部であるが、溶接部には引張残留応力が存在する。対策として、材料表面近傍に圧縮残留応力を付与するという方法があり、ウォータージェットピーニング(Water Jet Peening: WJP)やレーザーピーニング(Laser Peening: LP)などのピーニングや表面研磨などの応力改善工法が提案・実用化されている。

しかしながら、実機 PWR プラント運転時には、炉内の温度はおよそ 340 °C にも達することから、前述の残留応力改善工法により導入された圧縮残留応力は熱時効初期において緩和することが報告されている[4]。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、高温環境下での圧縮残留応力緩和挙動を明確にすることが求められる。これまでの報告[5-8]では個々の残留応力改善手法による残留応力の変化挙動については検討されているものの、実機供用下での各種残留応力改善方法の効果の安定性について、定量的に比較をした知見は得られていない。

本研究では Ni 基合金を対象として、種々の残留応力改善工法における残留応力緩和挙動の差異を定量的に明らかにすることを目的とした。前報では、WJP を施工した試験片について熱時効前後の残留応力と硬さの分布や X 線回折パターン(半価幅(Full-Width at the Half Maximum: FWHM))について調査し、残留

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

応力の緩和量と FWHM の低下率および硬さの低下率の間に相関関係があるという結果が得られた[9]。この結果に基づき、WJP、LP とバフ研磨を施工した Ni 基合金の熱時効過程の硬さ変化の結果から、各種処理を施工した残留応力緩和挙動について速度論的見地からの検討を行い、それぞれの残留応力改善工法による残留応力緩和挙動の差異についての定量的な比較を行った。

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。試験体は $100\text{mm}^l \times 50\text{mm}^w \times 10\text{mm}^t$ の寸法を有する板材を用いて、機械加工面に対して、WJP、LP およびバフ研磨を実施した。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。バフ研磨は実機で行われている施工条件で、長手方向に向けて行った。また、LP の施工条件を Table 2 に示す。

実機環境下における硬さの低下挙動を検討するため、熱時効試験を実施した。上記の試験片より、加工によるひずみに影響が最小の放電加工法を使って、試験片を $6\text{mm}^l \times 6\text{mm}^w \times 10\text{mm}^t$ の大きさに切り出した。速度論的検討に用いた熱時効試験の条件を Table 3 に示す。保持時間が 1hr 以上の場合はマッフル炉を用い、1hr 以内の場合は高周波加熱装置を用いた。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 $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 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。

硬さ試験は試験片切り出し後の断面に対して行った。断面に対して耐水研磨紙 4000 番まで湿式研磨を行うことで、試験片断面を鏡面に仕上げた。硬さ計測の試験条件として、試験荷重は 245 mN、保持時間

は 15 s とした。硬さの深さ方向分布は試験片の断面に対して、残留応力改善工法を施工した表面から 10 μm の深さから 1.5 mm の深さまで測定を行った。速度論的検討に用いた硬さの測定値は、表面から深さ 30 μm の位置で測定を行った。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 点の平均値を各深さの硬さとして用いた。

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 Conditions of LP.

Laser	: Nd-YAG
Laser wavelength	: 532 nm
Pulse width	: 6 ns
Pulse energy	: 80 mJ
Spot size	: $\phi 0.7$ mm
Irradiation count	: 76.5 Pulse/ mm^2
Pulse repetition rate	: 60 Hz
Medium	: water (dipped in the test tank)
Coating	: none
Absorption material	: none
Sacrificing layer	: none

Table 3 Thermal aging conditions.

Temperature, T ($^\circ\text{C}$)	Holding time, t
290	8, 30 min, 1.5, 5, 15, 45, 120, 210, 750 h
340	2, 8, 30 min, 1.5, 5, 15, 50, 130, 350 h
390	25, 70 s, 3, 10, 30 min, 1.5, 10, 15, 50 h
440	5, 14, 40 s, 2, 6, 20 min, 1, 3, 10, 20, 50 h

3. 硬さ低下挙動の速度論的検討方法

得られた硬さの結果から熱時効による硬さの低下率を求めた。本検討では、硬さ低下率として、以下の式(1)を定義した。得られた結果について、式(2)に基づき、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。

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

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

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(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。得られた傾きが n となる。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·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。式(5)を用いて、Arrhenius プロットを行った結果より Q 、 K_0 を求めた。

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

以上で得られた結果に基づき、各応力改善工法における硬さ低下挙動の速度論的検討を行った。

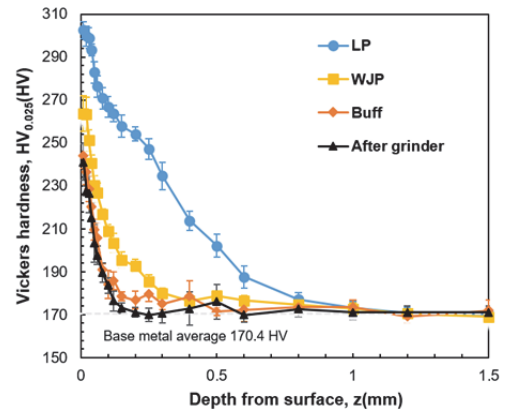
4. 応力改善工法による硬さ分布の差異

LP、WJP およびバフ研磨施工材について表面から垂直方向に深さ 1.5 mm まで硬さ試験を行った結果を Fig. 1 に示す。なお、図中には比較のために各応力改善工法施工前の機械加工後(After grinder)における硬さ分布も示している。また、破線は母材部の平均硬さ 170.4 HV を表している。

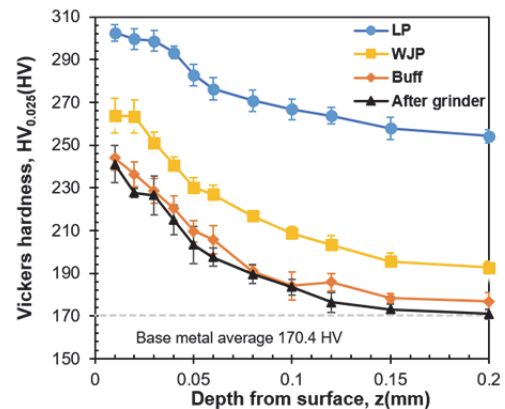
機械加工による硬化は表面から 200 μm 深さまで生じるが、この領域ではバフ研磨の施工によって硬さの上昇量が小さいが、WJP と LP の施工により硬さが大きく上昇したことがわかる。LP の施工により硬さの上昇は最大で 87 HV、WJP により最大で 30 HV が上昇した。また LP の施工により誤差範囲 10 HV 以上の硬さの上昇は 800 μm 程度の深さまで、WJP による硬化は 300 μm 程度の深さまで確認でき

る。

以上の結果より、LP、WJP およびバフ研磨を施工した材料はいずれも表面付近で最も硬さが上昇した。硬さの上昇は大きいものから LP、WJP、バフ研磨という順であった。硬さの上昇が確認できる深さも同じ順に大きいという結果が得られた。



(a) To the depth of 1.5 mm.



(b) To the depth of 200 μm .

Fig. 1 Depth distribution of hardness after LP, WJP and Buff.

5. 熱時効前後の硬さ低下挙動の比較

3 種類の残留応力改善工法を施工した試験片について、それぞれ硬さ低下完了条件(それ以上硬さ低下しない条件、WJP: 440°C-30hr、Buff: 440°C-50hr、LP: 440°C-150hr)で熱時効を施した試験片深さ方向の硬さ分布を測定した。その結果を熱時効前の硬さとともに Fig. 2 に示す。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。Fig. 2 より、三工法とも深さが大きいほど硬さ低下量が小さくなる傾向が見られ、誤差範囲 10HV 以上の硬さの低下はバフ研磨施工材では 60 μm 程度、WJP 施工材では 100 μm 程度、LP 施工材では 250 μm 程度まで確認できた。硬さの最大低下量については、バフ研磨施工材では深さ 20 μm で 26 HV、WJP 施工材では深さ 10 μm で 37 HV、LP 施工材では深さ 10 μm で 46 HV という結果が得られ、いずれの工法でも表面付近で最も硬さが低下していることがわかる。

Fig. 1 を見ると、バフ研磨、WJP、LP の順に硬さの上昇が深くまで見られるとともに、同じ順序で最大硬さが大きくなるのがわかる。これらの結果から、残留応力改善工法によって上昇した硬さが大きいものほど熱時効による硬さの低下量が大きくなること、硬さの上昇が深くまで確認できるものほど硬さ低下も深くまで生じることが明らかとなった。以上のことから、熱時効に伴う硬さの低下は残留応力改善工法によって上昇した硬さに応じて起こると判断される。

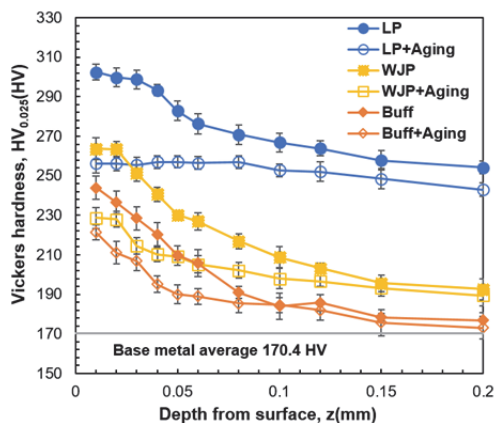


Fig. 2 Depth distribution of hardness before and after aging.

6. 熱時効に伴う硬さの低下挙動に関する速度論的検討

LP 施工材について、熱時効に伴う硬さの低下挙動を速度論的に検討した。Table 3 に示した条件で LP 施工材に熱時効試験を行い、表面から深さ 30 μm の位置での硬さを測定した。その結果を Fig. 3 に示す。

グラフ中の上の破線は熱時効前の硬さ(298.8 HV)を、下の破線は熱時効完了後の硬さ(257.6 HV)を表す。いずれの温度条件においても硬さが低下しており、硬さ低下は高温ほど早期に生じることが確認できる。

各条件下での熱時効後硬さについて、式(1)を用いて硬さ低下率 f を求め、式(2)に基づき Johnson-Mehl プロットを行った結果を Fig. 4 に示す。4 直線の傾きの平均値は 0.3379 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(3)に基づき Arrhenius プロットを行った結果を Fig. 5 に示す。この結果より、 $Q = 132.03 \text{ kJ/mol}$ 、 $K_0 = 4.376 \times 10^5 \text{ s}^{-1}$ が得られた。

同様に、バフ研磨および WJP 施工材について、熱時効に伴う硬さの低下挙動の Johnson-Mehl プロットと Arrhenius プロットをまとめた。3 種類の残留応力改善工法について熱時効に伴う硬さの低下挙動の Johnson-Mehl プロットと Arrhenius プロットから得られた定数を Table 4 にまとめて示す。まず、Johnson-Mehl プロットから得られた時間指数 n については三工法ともほぼ近い値を示している。また、Arrhenius プロットより得られた活性化エネルギー Q についても近い値が得られている。このことから、熱時効による硬さの低下は三工法とも同じ現象によって生じている可能性が大きいものと推察される。一方、 K_0 について比較すると、三工法の間には大きい差が見られる。 K_0 の値は、大きい順に WJP、バフ研磨、LP という結果になった。すなわち、この順に硬さの低下速度が大きいと考えられる。

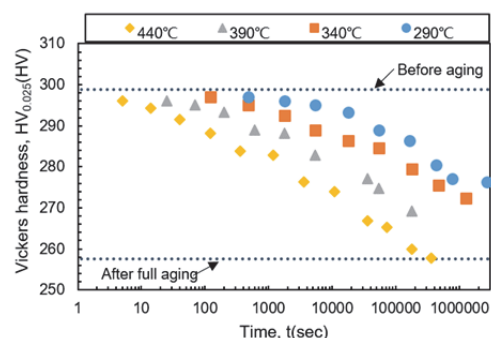


Fig. 3 Hardness reduction behavior due to aging (LP).

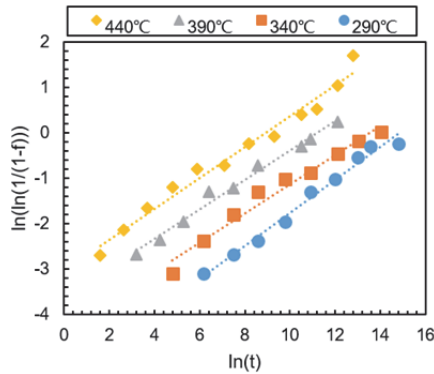


Fig. 4 Johnson-Mehl plot of hardness reduction behavior (LP).

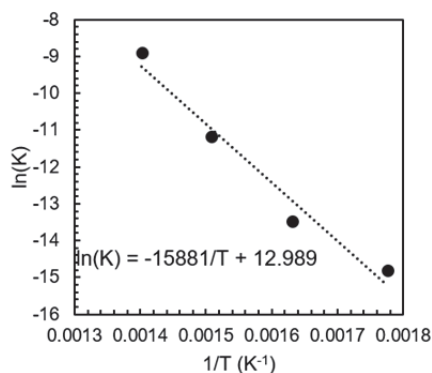


Fig. 5 Arrhenius plot of hardness reduction behavior (LP).

Table 4 Comparison of constants.

Constants	LP	Buff	WJP
n	0.3379	0.3576	0.3353
Q (kJ/mol)	132.03	148.75	158.04
K_0 (s ⁻¹)	4.376×10^5	2.295×10^7	1.726×10^9

7. 硬さ低下メカニズムに関する考察

前述の通り、熱時効に伴う硬さの低下はいずれも同一のメカニズムにより生じるものと推測できる。このメカニズムについて具体的に検討するため、純NiやNi基合金について種々の現象を対象とした活性化エネルギーに関して調査を行い、本研究で得られた活性化エネルギーと比較した。

門間らは、純Niの自己拡散の活性化エネルギーについて、284.5 kJ/molという結果が得られたと報告している[10]。桜井らは、FeとAlに対してではあるが、回復と自己拡散の活性化エネルギーの関係を報告し

ている[11]。その中で、回復の活性化エネルギーが、Feについては自己拡散の0.6倍程度、Alについては0.5倍程度になるという結果が得られた。本研究で得られた活性化エネルギーの値を門間らの自己拡散の活性化エネルギーと比較すると、バフ研磨は0.5倍程度、LPは0.48倍程度、WJPは0.54倍程度であることから、硬さ低下メカニズムが回復である可能性が高い。

また、Wuttigらは、純Niについて、転位に沿った拡散の活性化エネルギーとして154.3 kJ/molという結果が得られたことを報告している[12]。Wyciskらは、純Niについて、空孔の消滅の活性化エネルギーとして147.6~162.0 kJ/molという結果が得られたことを報告している[13]。これらの値は本研究で得られた活性化エネルギーに近い値である。一般に、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。このことから、本研究の硬さの低下が回復に起因するものであることが支持される。

8. 残留応力改善工法による硬さの低下挙動の差異に関する考察

前述の通り、WJP、バフ研磨、LPの順に時効過程における硬さの低下速度が大きい。この硬さの低下速度の差異について検討するにあたり三工法の施工時の相違点について考えた。

バフ研磨は砥粒を付着させた布を円盤状に束ねた研磨砥石を回転させながら材料表面に軽く押し付けることにより施工する工法で、研磨施工表面に塑性変形を付与することにより、引張残留応力を圧縮残留応力に改善する技術である。バフ研磨の構造と加工メカニズムの概念を機械加工と比較してFig. 6に示す。機械加工に用いる砥石は砥粒が緻密に硬く固着されているのに対して、バフ研磨に用いる砥石は砥粒が軟らかいバインダ(布)で結合されているのが特徴である。表面加工により、材料表面に塑性変形

が生じるとともに発熱が生じるが、機械加工の場合は砥石が硬く砥粒の押付け力が保持されたまま材料表面を擦り取るため、バフ研磨に比べ発熱量が大きいと考えられる。発熱した場合、表面は冷却過程で収縮しようとするが内部の材料に拘束されるため、材料表面に引張残留応力が発生する。一方、材料表面が塑性変形すると延ばされようとするが内部の材料に拘束されるため、材料表面には圧縮残留応力が発生する[14]。

LP は水中の材料または水膜で覆われた材料にパルス発振のレーザを照射することによって表面に高圧のプラズマを発生させ、プラズマの衝撃圧力で施工対象の表面を押し材料表面の引張残留応力を圧縮残留応力に改善する技術である。Fig. 7 に示すように、レーザをパルス発振し、水中または 0.1 mm 程度の水膜に覆われた材料表面に照射する際、材料の表面がアブレーションされて瞬間的に金属プラズマが発生する。そのプラズマは水の慣性により膨張が抑制されるため、プラズマ圧力が数 GPa まで急激に上昇する。この圧力によって発生した衝撃波が材料中に伝播することで材料表面に塑性変形が生じる。この塑性変形が周囲から弾性的に拘束されることによって、圧縮残留応力が付与される[15-16]。

WJP は高圧水を水中でノズルから噴射することによって発生させたキャビテーションが崩壊する際に発生する衝撃圧力で、施工対象の表面の引張残留応力を圧縮残留応力に改善する技術である。Fig. 8 に示すように、高圧水を水中で噴射すると噴流界面のせん断層内に生じる渦の低圧部にキャビテーション気泡が発生する。キャビテーション気泡は下流側で周囲の水の圧力回復により崩壊し、衝撃波と液体マイクロジェット衝突により非常に大きな衝撃圧力が発生する。この衝撃圧力によって材料の表面層に塑性変形が生じ、深さ方向に材料が押し潰されると同時に、横方向に押し延ばされる。この塑性変形が周囲から拘束を受けることにより、WJP 施工部に圧縮残留応力が生成する[17-18]。

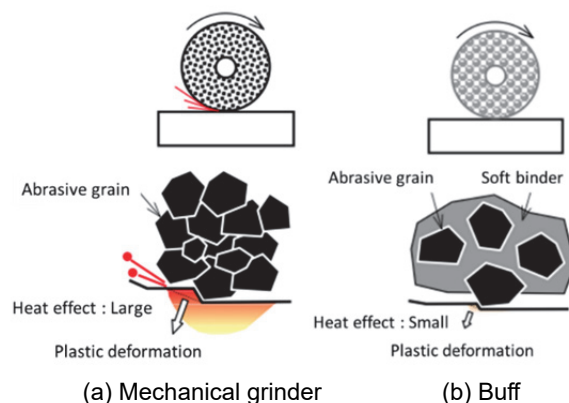


Fig. 6 Principles of mechanical grinder and Buff.

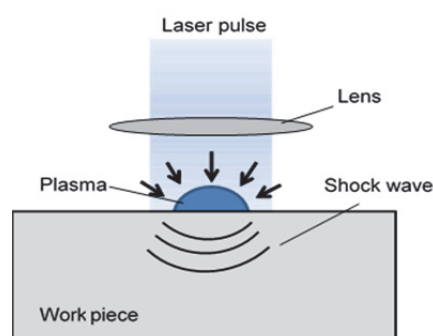


Fig. 7 Principle of stress improvement by LP.

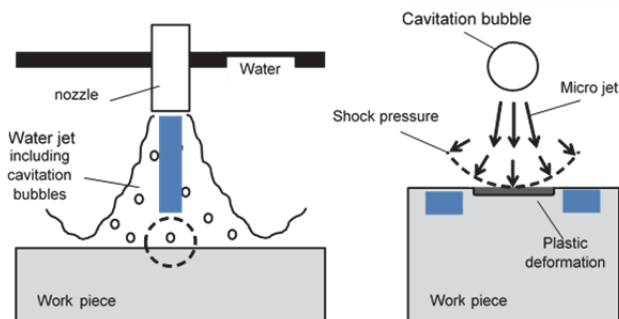


Fig. 8 Principle of stress improvement by WJP.

以上のことより、バフ研磨の発熱は少ないもののその影響があるものと推察される。LP の施工は水中で行われるがレーザを照射して金属表面をアブレーションさせることで一時的に温度が上がる可能性がある。これに対し、WJP は水中で高圧水を噴射する方法であるため温度の上昇はないと考えられる。

このような施工時の発熱が回復に及ぼす影響を検討するため、施工時の発熱が大きいとされる機械加工材について硬さ変化を調査した。機械加工はバフ研磨と同様のメカニズムで塑性変形を導入するため、

表面付近で硬さが上昇する。これに 440 °Cにおいて 50 hr の熱時効試験(硬さ低下完了条件)を行い、熱時効前後の硬さを比較した結果を Fig. 9 に示す。機械加工材では熱時効によって硬さの低下が生じないことがわかる。これは施工時の発熱によってその時点で回復が完了したためであると考えられる。

以上の事象を踏まえて考えると、バフ研磨と LP は施工時の発熱が機械加工よりも小さいため回復が完了しないが、少なからず回復が開始していると考えられる。したがって、この 2 工法は熱時効の初期の硬さ低下が早い段階を既に経ており、硬さの低下速度が結果として小さくなったものとする。一方、WJP は施工時に発熱がなく回復が起こらない。そのため、熱時効過程における硬さの低下速度が速いという結果を得られたものと推察される。

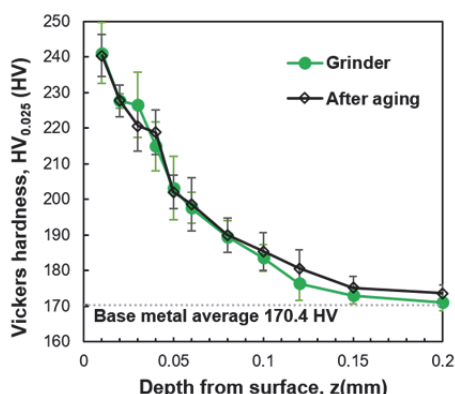


Fig. 9 Depth distribution of hardness before and after aging (Mechanical grinder).

9. 結言

本研究では、種々の残留応力改善工法における残留応力緩和挙動の差異を定量的に明らかにするため、LP、WJP およびバフ研磨によって上昇した硬さが高温環境下の低下挙動を検討し、三工法を比較した。さらに、その硬さ低下のメカニズム及び低下挙動の差異について検討を行った。得られた主な結論を以下に示す。

- 1) LP、WJP およびバフ研磨を施工では、いずれも表面付近で最も硬さが上昇した。硬さの上昇は大きいものから LP、WJP、バフ研磨という順で

あった。硬さの上昇が確認できる深さも同じ順に大きいという結果が得られた。

- 2) LP、WJP およびバフ研磨施工部では、いずれも熱時効試験によって硬さが低下した。残留応力改善工法によって上昇した硬さが大きいものほど熱時効による硬さの低下が大きくなる傾向が確認できた。
- 3) 熱時効に伴う硬さ低下挙動に対して速度論的検討を行った結果、LP、WJP およびバフ研磨のすべてにおいて Johnson-Mehl 型の式に従うことがわかった。硬さの低下速度については大きいものから WJP、バフ研磨、LP という順になることが考察できた。
- 4) いずれの応力改善工法においても、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、熱時効に伴う硬さの低下は回復によって生じるものと推察された。
- 5) 施工時に発熱するバフ研磨と LP は施工過程で回復が進行し熱時効の初期の硬さ低下が早い段階を既に経ているのに対し、WJP は施工時に発熱がなく回復が開始していないという違いによって硬さの低下速度の差異が生じ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孫本祥希工学学士に多大の協力をいただいた。ここに記して謝意を表する。

参考文献

- [1] 経済産業省資源エネルギー庁: “日本の原子力発電”, (2009).
- [2] 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).
- [3] 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).
- [4] 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).
- [5] 齋藤昇, 波東久光, 吉久保富士夫, 守中廉: “WJP による残留応力改善効果の持続性評価”, 日本材料学会 第 59 期 学術講演会講演論文集, pp. 307-308 (2010).
- [6] 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”, Proceeding of the 16th International Conference on Nuclear Engineering, Vol. 1, pp. 565-570 (2008).
- [7] 千田格, 角谷利恵, 吉岡洋明, 齋藤大蔵, 澤徹, 小林大輔, 伊藤明洋, 宮部正道, 鍵谷幸生: “ニッケル基超合金 Alloy 706 のレーザーピーニングによる応力改善”, 日本機械学会論文集, Vol. 79, No. 799, pp. 249-252 (2013).
- [8] 角谷利恵, 齋藤大蔵, 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: “Ni 基超合金 Alloy706 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”, 日本材料学会, Vol. 65, No. 3, pp. 199-206 (2016).
- [9] 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)—”, 保全学, Vol. 18, No. 1, pp. 91-98 (2019).
- [10] 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).
- [11] 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).
- [12] M. Wuttig and H. K. Birnbaum: “Self-Diffusion along Edge Dislocations in Nickel”, Physical Review, Vol. 147, No. 2, pp. 495-505 (1966).
- [13] 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).
- [14] 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).
- [15] 佐野雄二, 小畑稔, 山本哲夫: “レーザーピーニングによる溶接部の残留応力改善”, 溶接学会誌, Vol. 74, No. 8, pp. 525-528 (2005).
- [16] 佐野雄二, 向井成彦, 依田正樹, 久保達也, 小畑稔, 山本哲夫: “レーザーピーニングによる構造材料の残留応力改善”, 材料力学部門講演会講演論文集, pp. 328-329 (2003).
- [17] 大屋寿三, 太田高裕, 沖村浩司, 市岡文彦: “ウォータージェットピーニングによる超小口径管内面の残留応力改善方法の開発”, 三菱重工技報, Vol. 36, No. 6, pp. 328-331 (1999).
- [18] D. Y. Ju and B. Han: “Investigation of water cavitation peening-induced microstructures in the near-surface layer of pure titanium”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, No. 10, pp. 4789-4794 (2009).
- (平成 30 年 11 月 21 日受理、平成 31 年 3 月 29 日採択)