

## 論説



## Paper

# 温間鍛造金型に及ぼす表面処理の影響

岡島琢磨\*<sup>1</sup>, 伊藤樹一\*<sup>1</sup>, 吉田広明\*<sup>2</sup>

## Effect of Surface Treatment on Warm Forging Die

Takuma Okajima, Shigekazu Ito, and Hiroaki Yoshida

### Synopsis

Recently, a warm forging process is remarkable from the points of view in near net shaping and abolishment of additional heat treatment by micro-structural controlling. In generally, a die life in forging decreases accompany with the increase of forging temperature. The die life in hot forging is only about 1/10 ~ 1/100 compared with that in cold forging, because of the serious heat damage.

The die life in warm forging is normally about same level of that of hot forging in spite that it is estimated to be about 3 ~ 10 times longer than that in hot forging. There are many important factors such as cooling, lubrication, tool material with high strength and heat resistance, surface treatment, so it is difficult to find out the optimal combination. To solve the above mention problems, we have developed the new Punch Damage Test using parts former for warm forging by use of FE analysis.

In this study, we investigated the effects of surface treatments and the kinds of tool steels on die damage in warm forging by the developed Punch Damage Test. And we tried to clarify the mechanism of the die damage by use of FE analysis.

The obtained results are following.

1. The wear depends on the depth of plastic flow in hot forging. In order to decrease the wear, it is important to increase of the yield strength of tool steel at elevated temperature, and to apply the surface treatment with high heat resistance.
2. The length and the number of heat cracks increase by applying hard coating, on the other hand hard coating can decrease the length of crack because of defensible boundary between hard coating and base steel.
3. The developed Punch Damage Test is very effective for the evaluation of hard coatings and tool steels in warm forging.

## 1. 緒 言

近年、鍛造品の製造においてコストダウンと短納期化というニーズに対して、さまざまな取組がなされている。この流れにおいて、従来の熱間鍛造と比較して鍛造後の寸法精度に優れた温間鍛造の採用が進みつつある。この温間鍛造はニアネットシェイプ化と組織制御が可能であり、後の軟化熱処理の省略や、機械加工工程の低減を実現してきた。しかしながら、金型寿命においては、冷間鍛造と熱間鍛造双方の長所と短所をあわせもつ領域であるため、金型の寿命向上対策は、非常に難しい課題となっている。

温間鍛造は、基本的には冷間鍛造と同様の思想に基づいた工程設計、金型構造が用いられるが、金型の損傷形態は一般的な冷間鍛造における損傷要因の摩耗に加え、塑性流動やヒートチェックなどの熱的な損傷要因が加算され、非常に複雑な損傷形態となる。

この損傷形態を模式化した摩耗評価として大越式摩耗試験やピンオンディスクなどの試験が用いられてきた。これらの試験方法は、新生面と常に接触摺動させその摩耗特性を評価しているが、実際の鍛造では、ワークと金型の間には潤滑剤や酸化膜が常に存在しており、また繰返しへの応力が付与されているため、評価環境が大きく異なっている。

2007年6月13日受付

\* 1 大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

\* 2 大同特殊鋼(株)研究開発本部, 工博 (Dr., Eng., Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

また、連続的に摺動させることから、発熱の影響で温度コントロールができない欠点を有しており、鍛造金型の評価試験としては大きな問題がある。

そこで、大同特殊鋼㈱では鍛造用金型の損傷の評価を可能とする「パンチ摩耗試験」<sup>1)~5)</sup>を開発してきた。このパンチ摩耗試験は実際に鍛造で評価するため、精度よく系統的な評価が可能である。また、パーツフォーマーを用いることで短時間に評価が行える特徴を併せ持っている。今回、このパンチ摩耗試験を用いて温間鍛造における損傷挙動を系統的に調査した。また、パンチ材質、表面処理の影響を調査することにより温間鍛造の寿命対策についても検討を行ったので、これらの結果について報告する。

## 2. パンチ摩耗試験

実際の温間鍛造用パンチの表面は、成形時に加熱されたワークとの接触により熱と成形に伴う応力を同時に受ける。成形後、パンチは潤滑油が噴霧されて冷却される。このサイクルを実機と同様に連続的に鍛造することで実際の温間鍛造条件を再現する。その結果、主な金型損傷は、塑性流動、ヒートチェック、摩耗が得られる。

そこで、本研究のパンチ摩耗試験は、実際の温間鍛造多段工程を模擬して、Fig.1 に示すような2工程鍛造を実施した。試験用パンチはFig.2 に示すようにテーパをつけた後方押し出し型形状であり、鍛造時に摩擦仕事量が十分に得られるように設計した。鍛造は、Fig.3 に示す大同機械製 NS5-10PL パーツフォーマーを用いた。

本試験は一定条件下での連続温間鍛造であるため、試験の精度が高く、パンチ材質による系統的な金型損傷評価が可能である。

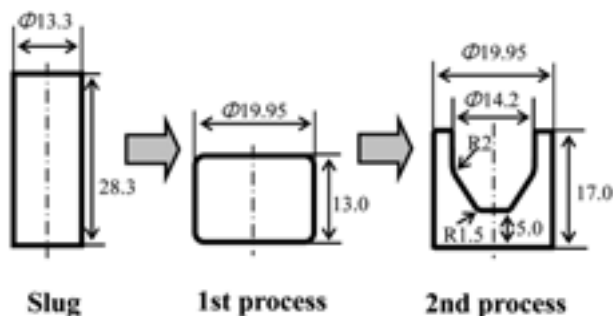


Fig.1. Forging process of the Punch Damage Test.

## 3. 実験方法

### 3.1 供試材

試験用パンチ母材には供試材 A(4Cr-5Mo-3W-1V 系マトリックスハイス鋼)と供試材 B(3Cr-3Mo-0.5V 系熱間ダイス鋼)を用意し、金型母材の物性が損傷に及ぼす影響を比較できるようにした。これらの供試材の調質条件とビッカース硬さを Table1 に示す。

供試材 A, B の高温圧縮降伏強度を Fig.4 に示す。高温圧縮降伏強度は  $\phi 15 \times 22.5$  mm の端面拘束型圧縮試験片を各温度で 60 s 保持した後に端面拘束圧縮を行い、採取した応力ひずみ曲線からその降伏応力を求めた。その結果、初期硬さの影響から供試材 A は B と比較して全温度域で高い圧縮降伏応力を示した。

Table 2 にパンチ金型に施した表面処理の一覧を示す。表面処理は、ガス浸硫窒化処理、ラジカル窒化 + PVD(Physical Vapor Deposition) 処理の複合処理、塩浴窒化

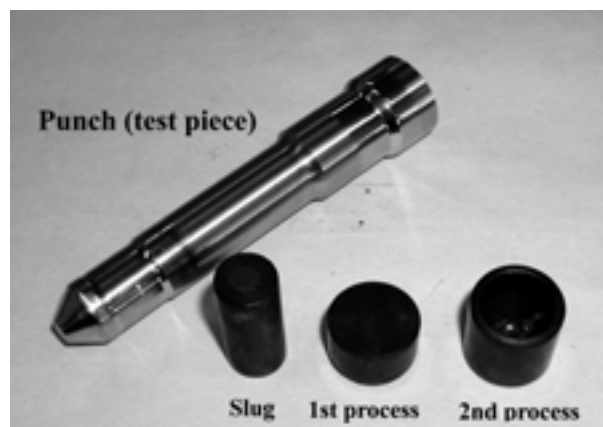


Fig.2. Shape of the test piece punch and work pieces of the Punch Damage Test.

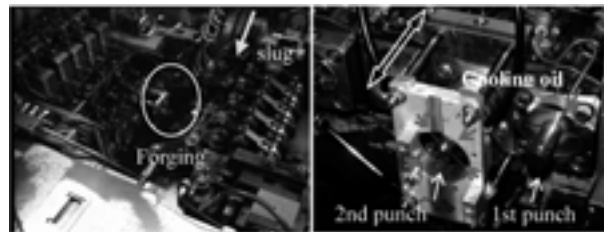


Fig.3. Parts former and cooling system.

Table 1. Hardening and tempering pattern of test process.

Steel name	Hardening temperature and cooling	Tempering temperature and cooling	Vickers hardness / Hv
Material A	1433 K $\times$ 180 s $\rightarrow$ BC	873 K $\times$ 3.6 ks $\rightarrow$ BC ( $\times$ 2 )	767
Material B	1323 K $\times$ 180 s $\rightarrow$ BC	833 K $\times$ 3.6 ks $\rightarrow$ BC ( $\times$ 2 )	607

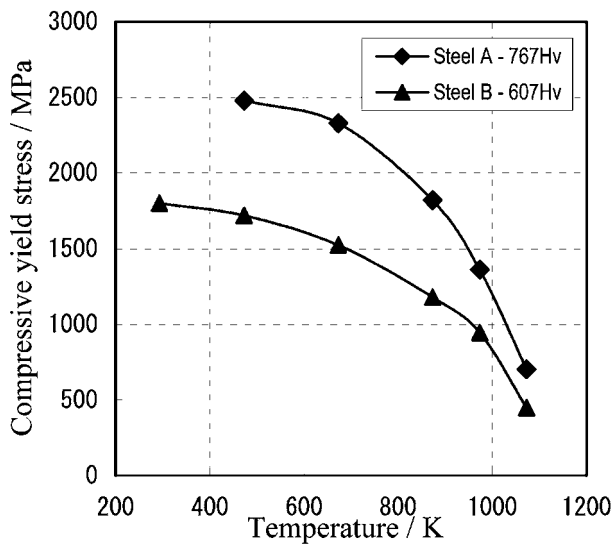


Fig.4. Compressive yield strength of test steels in high temperature.

処理, TD(Toughed Diffusion) 処理の4種類とした。複合処理のPVD膜はCrNで膜厚 $2\mu\text{m}$ , 塩浴室化処理は803 Kで10時間保持, TD処理はVCの膜厚を $7\mu\text{m}$ とした。

Fig.5にパンチ表層より0.05 mmの点から中心方向へのビッカース硬度初期分布を示す。パンチ金型母材のビッカース硬度は, 供試材Aで平均767 Hv, 供試材Bで平均607 Hvであった。ガス浸炭窒化処理材は, 表層より0.05 mmの点で供試材A, Bともに1100 ~ 1150 Hvであり, 表層から中心に向かって母材硬度まで傾斜をもつ。ラジカル窒化+PVD処理材は, 表層より0.05 mmの点で供試材Aは840 Hv, Bは792 Hvであった。PVDで生成したCrN硬質皮膜の硬度は2100 Hvである。塩浴室化処理材は供試材Aで表層から0.1 mmの点まで約1200 Hvであり, 0.2 mmの点で母材硬度まで傾斜的に低下する。供試材AのTD処理材は, 表層から中心部まで硬度傾斜はほとんどなく母材と同等であった。パンチ最表層のVC皮膜硬度は約3500 Hvである。

これらの供試材を用いてパンチ摩耗試験を実施した。

### 3. 2 パンチ摩耗試験

本実験では, ワーク材料にS53Cを用い, 鍛造温度1093 K, 鍛造速度85 spmとして5000ショット行った。潤滑剤は硫黄系添加剤を20%含有した粘度 $135\text{ mm}^2/\text{s}$ の鍛造用潤滑油を用いた。パンチへの供給は流量4.4 L/min. でFig.3に

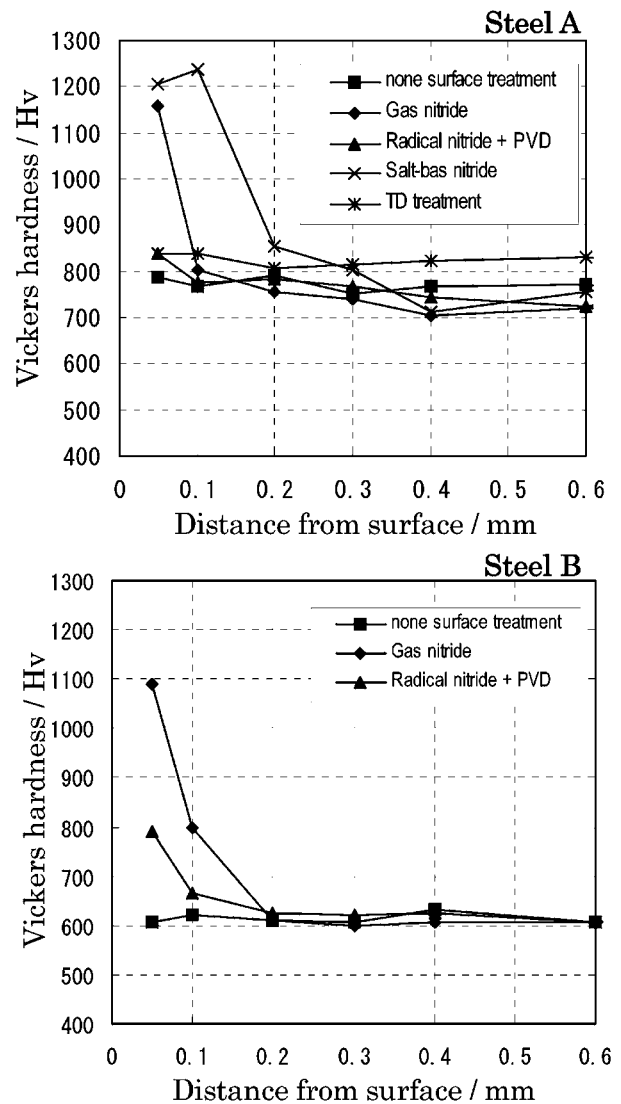


Fig.5. Initial hardness distribution of punch.

示すスライド式ジャケット型専用治具を用いて, 常時4方向から一定量の潤滑油をパンチに吹きつけた。試験後, パンチ先端部から0.2 mmの部位の摩耗量を測定した。さらにパンチ先端からテーバー部までの縦断面を切り出し, 切断面を鏡面研磨したものを, 光学顕微鏡を用いてパンチ表層部の塑性流動, ヒートチェック, 摩耗の状態を観察した。

### 3. 3 FE解析による温度・応力分布解析

パンチ摩耗試験におけるパンチの温度, 応力分布は汎用FE解析コードであるMSC software社のSuperform2005を用いて実施した。FE解析は応力-熱連成・弾塑性解析に

Table 2. Combination of steel and surface treatment.

Steel name	None treatment	Gas nitride	Radical nitride + PVD(CrN)	Salt-bas nitride	TD treatment
Steel A	○	○	○	○	○
Steel B	○	○	○		

より軸対称モデルで行った。パンチ材料は供試材 A, B, ワーク材質は S53C のデータベースを用いた。ワークの初期温度は 1093 K, ワークとパンチの接触熱コンダクタンスは  $120 \text{ kW/m}^2\text{K}$ , せん断摩擦係数は 0.4 とした。また潤滑油による冷却時のパンチの接触熱コンダクタンスは  $9.5 \text{ kW/m}^2\text{K}$  とした。これらの接触熱コンダクタンスは、パンチ先端表層付近の温度変化を実際に計測し、実測値より逆解析をして求めた。

## 4. 結果と考察

### 4. 1 パンチ摩耗試験後の損傷状況

Fig.6 に試験後のパンチ外観を示す。母材の摩耗は、供試材 A に比べて供試材 B が激しいことが確認された。供

試材 A に表面処理を実施した場合、TD 処理を除いて表面処理の有無による差は外見上ほとんど見られなかった。TD 処理材は、パンチ先端 R 部で硬質皮膜が剥離して母材が露出しているが、テーパ部では硬質皮膜が残存しほとんど摩耗が進行しなかった。一方、供試材 B, C は表面処理の実施によって明らかな摩耗の低減が確認された。

### 4. 2 パンチ表面の損傷と FE 解析による考察

Fig.7 にパンチ先端 R 部の縦断面写真を示す。パンチ表面には型材の変形による塑性流動とヒートチェックが観察された。塑性流動の深さは供試材 A で浅く、供試材 B で深く発生した。この損傷規模の差について、FE 解析を適用してそのメカニズムを考察する。

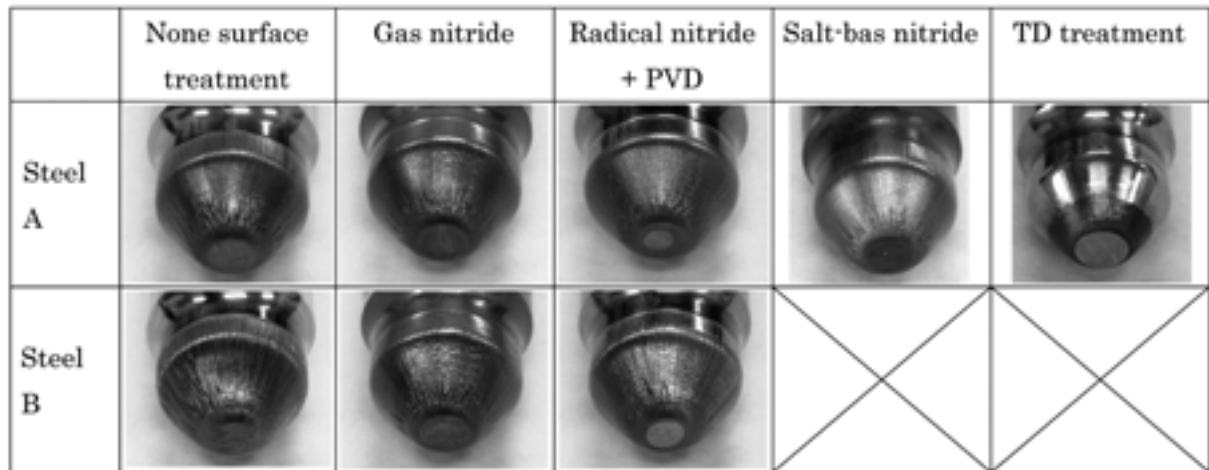


Fig.6. Observation of punch after 5000 shots.

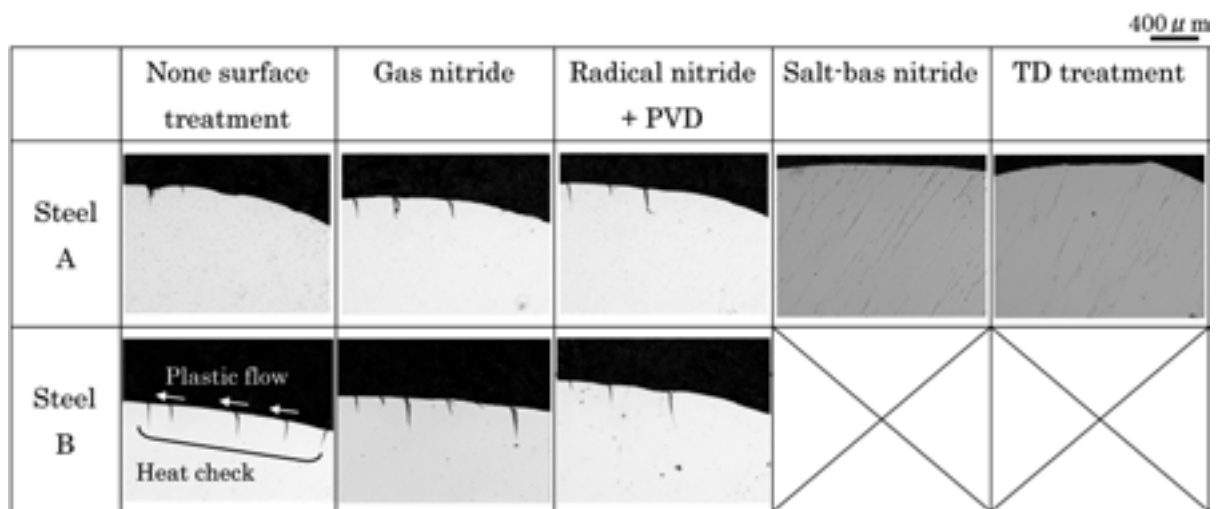


Fig.7. Micro structure of punch at R-part after 5000 shots.

Fig.8 に FE 解析で求めたパンチの温度分布，相当応力分布を示す．パンチの温度分布は，成形時の下死点でパンチ先端 R 部において最高 983 K まで上昇し，潤滑油による冷却後に 516 K まで低下した．パンチの最大圧縮相当応力は，先端 R 部で 1300 MPa，テーパ部で 950 MPa を示した．Fig.4 で示した高温圧縮降伏強度の結果より，983 K において供試材 A の高温圧縮降伏強度は金型表面に作用する圧縮応力よりわずかに低いことに対し，供試材 B の高温圧縮降伏強度は明らかに低い．金型材料がもつ降伏強

度が金型に作用する応力より小さいとき，金型の変形，すなわち塑性流動が発生するものと判断することができる．その結果，Fig.8 の下段の図で示すように，塑性流動が発生すると予想される母材の降伏強度と発生応力の比が 1 を超える領域は供試材 A に比べ B の方がはるかに大きいと予測された．その FE 解析結果と実型の損傷形態が一致していることから，この FE 解析は，精度良く再現されており，また，塑性流動の発生は，母材の高温降伏強度の影響を強く受けることが確認された．

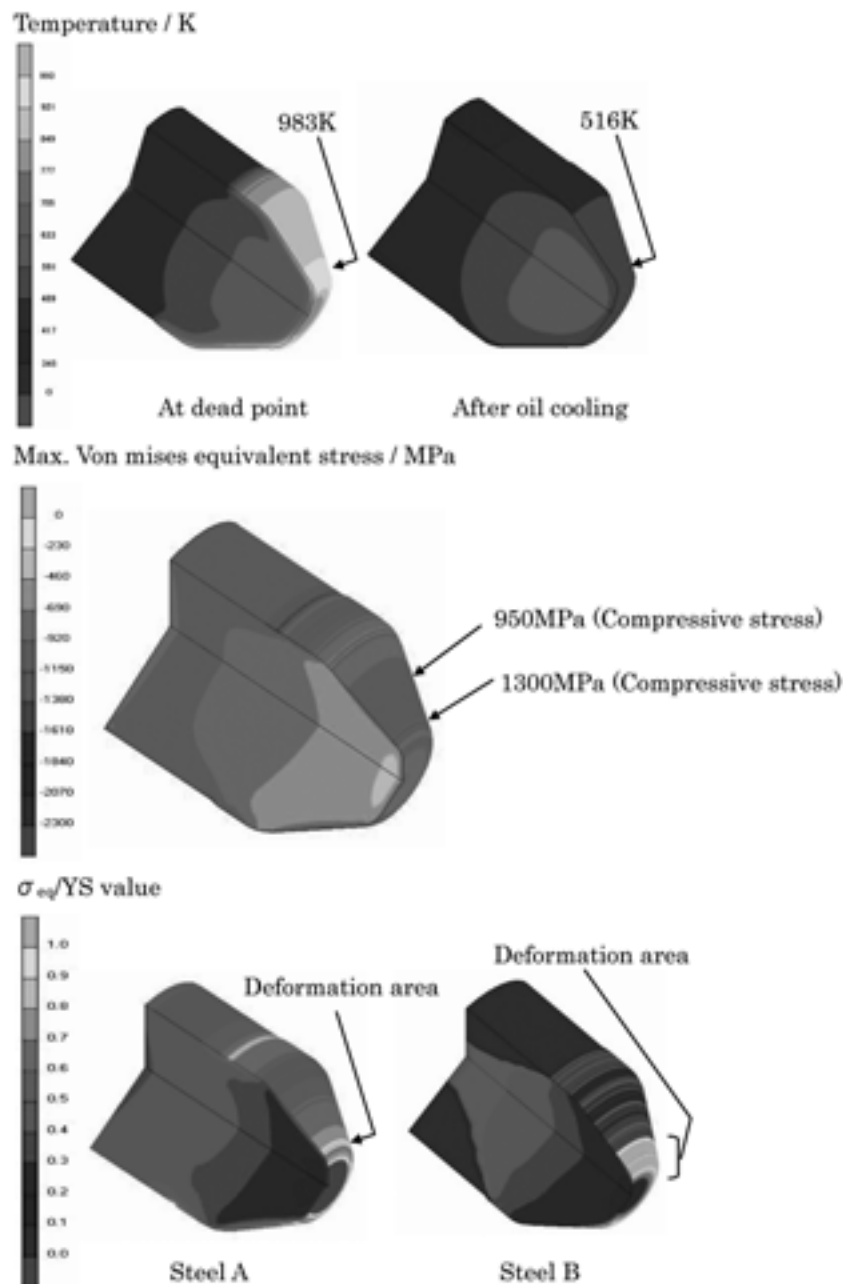


Fig.8. Results of FE analysis for Punch Damage Test process.

### 4. 3 表面処理が摩耗量に及ぼす影響

Fig.9 にパンチ先端 R 部より 0.2 mm の位置における摩耗量を測定した結果を示す。この部位は FE 解析により最も塑性流動や摩耗が激しいと予測された位置である。母材の摩耗量は塑性流動の観察結果と同様の傾向であり、供試材 A は小さく、供試材 B は大きくなった。

供試材 A にガス浸流窒化処理、ラジカル窒化 +PVD 処理を施した場合、摩耗量は表面処理を実施しない場合とほぼ同等であったが、塩浴窒化処理材は減少し、TD プロセス処理材はさらに減少した。

これらの表面処理による摩耗量変化のメカニズムは 4.2 節の解析結果を用いて考察することができる。摩耗の進行は塑性流動の発生と関係すると考えられるため、摩耗の発生部位である金型表層部の使用温度における強度に注目すれば良い。一般的に、強度は硬度と相関性があるため、対象部位の硬度を用いて考察することにする。表面処理による硬度の上昇は金型表層部の降伏強度を局部的に向上させ、その結果、塑性流動や摩耗の発生の抑制に結びつくと考えられる。

次に、供試材 A に対する表面処理の効果を述べる。ガス浸流窒化処理材は初期状態で表層部の硬度が上昇しているにもかかわらず、摩耗量は母材と同等であった。ここで、Fig.10 に試験後のパンチ先端 R 部より 0.2 mm の位置の表層から中心部方向の硬度分布を示す。この結果より、ガス浸流窒化処理材は表層部での硬度低下つまり軟化が大きく硬度向上による摩耗抑制効果が得られなかったと考えられる。つまり、母材と窒化層の高温強度が同等であった

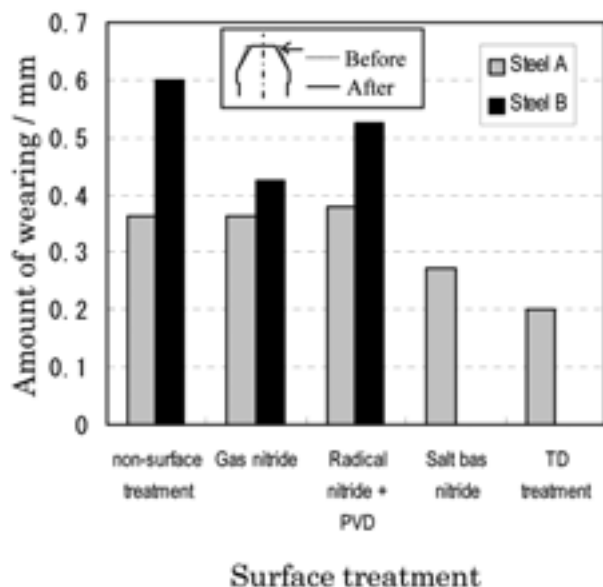


Fig.9. Amount of wearing at R-part of punch.

といえる。ラジカル窒化 +PVD 処理材は、PVD 硬質皮膜の耐熱性効果が有利に作用すると予想されたが、膜厚が  $2\mu\text{m}$  と薄く、窒化処理部の硬度上昇もわずかであったため、鍛造初期段階で膜が消滅したと推測され、結果的に母材とほぼ同等の摩耗量であった。塩浴窒化処理材は、ガス浸流窒化処理材より軟化が抑制されていた。この結果は、塩浴窒化層がガス浸流窒化層より厚く存在するため摩耗量の減少に貢献したと考えられる。TD 処理材は母材の硬度上昇は小さかったが、最表層には高耐熱性で 3500 Hv の VC 硬質皮膜が  $7\mu\text{m}$  も存在するため、膜が摩耗あるいは剥離で消滅するまで母材の摩耗が進行せず、最終的な摩耗がかなり抑制されたものと考えられる。

一方、供試材 B はガス浸流窒化処理、ラジカル窒化 +PVD 処理の適用によって摩耗量が明確に減少した。この結果も同様に考察することができる。ガス浸流窒化処理により、

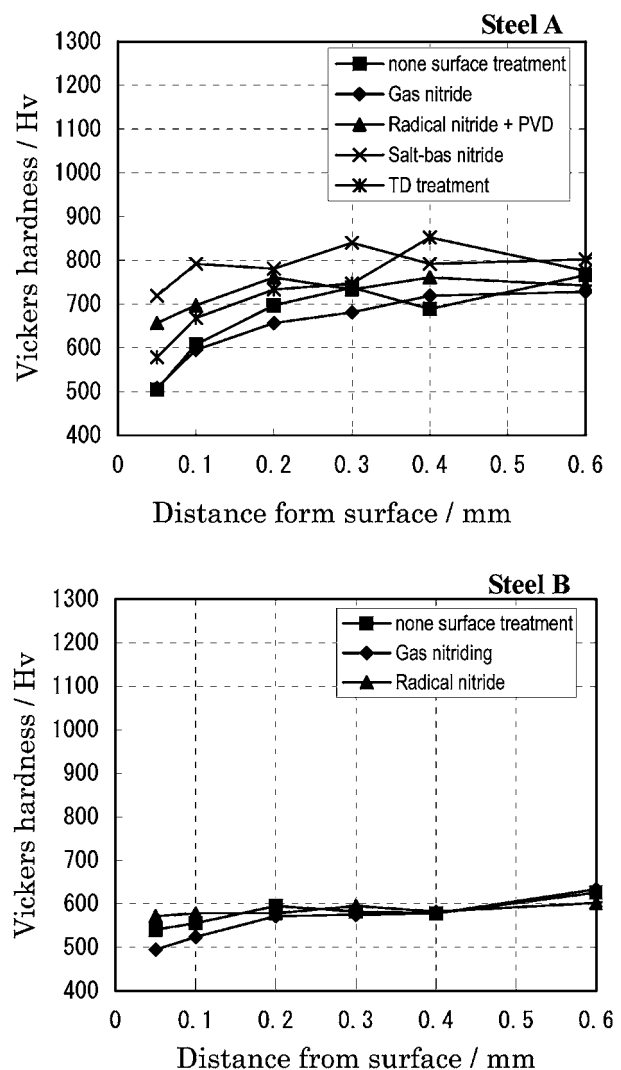


Fig.10. Distribution of hardness at R-part of punch after test.

表層部の初期硬度は母材より約 500 Hv 上昇した。ラジカル窒化 +PVD 処理材は約 200 Hv 上昇した。この表面の明らかな硬度向上により表層部の耐摩耗性が向上したと考えられる。熱間ダイス鋼が母材の場合、表面処理による硬度上昇に応じて摩耗量が減少するといえる。

以上の結果より、摩耗は、母材の初期高温強度の影響を受け、それが高いほど摩耗量が減少する傾向にある。そのため、マトリックスハイス鋼は耐摩耗性に優れる。しかしながら、表面処理を実施して金型表層部の硬度を母材より上昇させることにより、摩耗量が減少する傾向にあることから、特に、初期高温強度の低い熱間ダイス鋼と拡散型である窒化処理の組合せは耐摩耗性向上効果が高いといえる。

#### 4. 4 表面処理がヒートチェックの発生に及ぼす影響

ヒートチェックは特に温熱間鍛造用金型に見られる損傷形態で、ワークとの接触による加熱と潤滑剤による冷却の繰返しに起因した熱応力サイクルで発生する<sup>6)</sup>。一般的に、低サイクル疲労挙動は、材料の高硬化に伴う高強度化により初期亀裂が発生するサイクル数が増加する<sup>7,8)</sup>。つまり材料を硬化させることで初期亀裂の発生を遅らせることが可能である<sup>9)</sup>。しかしながら、亀裂の進展を遅らせるためには、材料の持つ靱性を高める必要があるが、硬度と靱性は相反する特性のため、最終的な亀裂長さの抑制を考慮して硬度バランスを十分に検討する必要がある。

Fig.7 より、ヒートチェックは任意の間隔と深さをもって発生していることが確認された。ヒートチェックの発生は、局所的な部位を調査するのみでは、パンチ母材や表面処理がもつ特性や金型損傷を支配する状況を正確に把握することができない。そこで、パンチ先端部からテーパ部の縦断面領域に存在する全亀裂の長さを計測した。亀裂は金型損傷の中で大割れにつながる重要因子であるため大きな亀裂の長さと同数に注目した。

Fig.11 にヒートチェックの最大長さを、Fig.12 にヒートチェックのうち長さ  $63\mu\text{m}$  以上の亀裂本数を示す。母材では、供試材 A が供試材 B より長いことが示された。これは、高硬度な供試材 A の方が亀裂進展しやすいことを示す。ところが、供試材 A に表面処理を施したとき、全水準で最大亀裂長さが短くなった。ガス浸硫窒化処理材は、表層部の硬度上昇が得られたため亀裂発生サイクルが遅くなったと考えられる<sup>10)</sup>。一方、軟化により母材と同等の硬度分布となり、亀裂の数も増加したため亀裂進展のエネルギーが分散し最終的な亀裂長さは短くなったと考えられる。ラジカル窒化 +PVD 処理材は、母材の窒化処理だけで

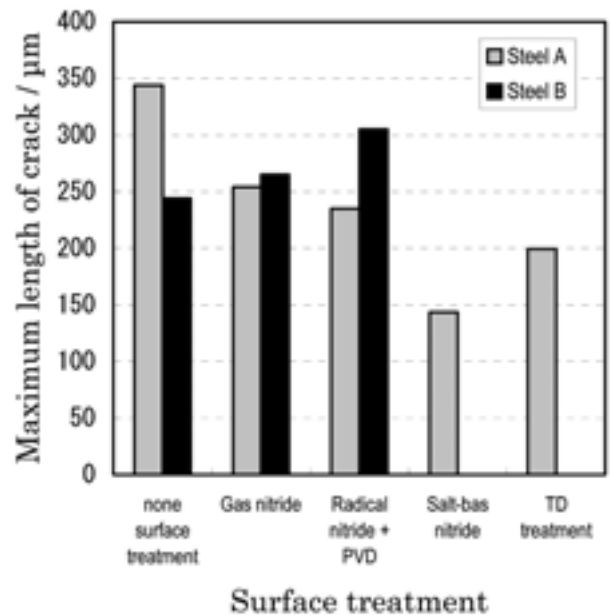


Fig.11. Maximum length of crack.

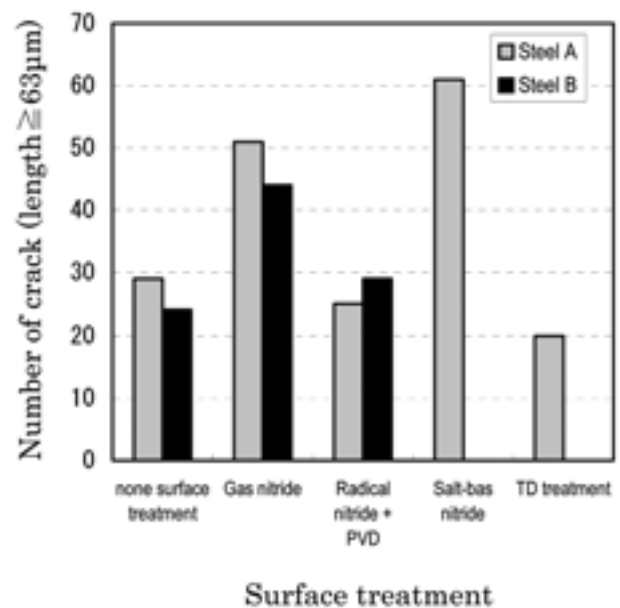


Fig.12. Number of long crack over  $63\mu\text{m}$ .

なく、最表層の PVD 硬質皮膜の存在によりさらに亀裂発生サイクル数が遅くなると考えられる。亀裂発生後の進展は、今回の試験水準では窒化による硬度上昇が小さいため、母材と同等の亀裂進展挙動であると推測されるが、硬質皮膜と母材間の不連続面により亀裂進展が抑制され、最終的な亀裂長さが短くなったと考えられる。塩浴窒化処理材は、表層部の厚い硬質層の存在により、亀裂発生サイクル数は遅くなったと推測される。また亀裂発生数も増加したため、亀裂進展エネルギーが分散し、最終的な亀裂長さ

は短くなった。この効果はガス浸硫窒化処理よりも大きいことが確認された。TD処理材は、最表面に3500 HvのVC硬質皮膜が存在し、本試験水準の中では最も膜硬度が高い。この効果により亀裂発生サイクル数は最も遅くなったものと考えられる。また、硬質皮膜と母材の界面はラジカル窒化+PVD処理材よりも材質的に不連続であるため、亀裂が進展しにくいと推測される。母材の硬度分布とほぼ同等であるため、亀裂進展の挙動はラジカル窒化+PVD処理材と同様であるが、膜厚の差から初期亀裂生成抑制がラジカル窒化+PVD処理材より有利に作用し、亀裂長さが短くなったと考えられる。

供試材Bは、供試材Aと逆の傾向を示した。表面処理による金型最表層部の高硬度化により、亀裂発生サイクル数は遅くなるが、その後の亀裂進展も母材強度対比での高硬度化の影響を受け、亀裂進展が促進しやすい条件にある。従って、亀裂が長くなったものと考えられる。この傾向は耐熱性の高い硬質皮膜の効果により耐軟化性のあるラジカル窒化+PVD処理材でも顕著である。

マトリックスハイス鋼では、最表層の硬質皮膜の初期亀裂発生抑制効果や、膜と母材の不連続界面の効果により亀裂が短くなると推測される。しかしながら、熱間ダイス鋼の表面処理による高硬度化では亀裂長さが増大する傾向にある。

以上より、本研究では、温間鍛造金型に及ぼす表面処理の影響について、パンチ摩耗試験を用いて系統的な評価が可能であることを示した。温間鍛造金型の損傷形態である、塑性流動、ヒートチェック、摩耗について、母材と表面処理の特性とFE解析結果を用いながらその損傷メカニズムの考察を行い、それらの損傷に有効な対策を導き出すことができた。

## 5. 結 論

- (1) 表面処理を施した温間鍛造用パンチ金型の損傷評価はパンチ摩耗試験を用いて母材材質、表面処理条件による系統的な損傷評価が可能である。
- (2) FE解析の活用により、金型母材や表面処理がもつ特性を考慮して、表面処理を施した温間鍛造用パンチ金型の塑性流動、摩耗は金型表層部の高温圧縮降伏強度に強く依存することが確認された。
- (3) 温間鍛造用パンチ金型の摩耗量低減には、母材よりも高硬度な表層が得られる表面処理が有利である。特に母材強度の低い熱間ダイス鋼系には、表層の高温強度を向上させる拡散型の窒化処理系が耐摩耗性向上に有効である。最表層には耐熱性の高い硬質皮膜を形成させるとさらに向

上する。

- (4) 温間鍛造用パンチ金型のヒートチェックは、金型表層部の高硬度化により初期亀裂発生を遅らせることができるが、亀裂進展には脆弱である。しかしながら、マトリックスハイス鋼のように、母材が高硬度である金型には、硬質皮膜を適用することにより、初期亀裂発生抑制効果や、膜と母材の不連続界面の影響により亀裂が短くなる効果が確認された。

## (文 献)

- 1) 吉田広明, 酒井貴文, 伊藤樹一, 五十川幸宏:平成16年塑性加工春期講演会, (2004), 359.
- 2) 酒井貴文, 伊藤樹一, 吉田広明, 五十川幸宏:平成16年塑性加工春期講演会, (2004), 361.
- 3) 酒井貴文, 伊藤樹一, 吉田広明, 五十川幸宏:塑性加工連合講演会講演論文集, 55(2004), 43.
- 4) 岡島琢磨, 酒井貴文, 伊藤樹一, 吉田広明, 五十川幸宏:平成17年度塑性加工学会春季講演会講演論文集, (2005), 61.
- 5) 岡島琢磨, 伊藤樹一, 吉田広明, 五十川幸宏:型技術, 7(2006), 78.
- 6) 型技術協会:熱間用金型の寿命対策, (2001) 166.
- 7) 宮原光雄:住友金属, 2(1997), 76.
- 8) 久保田邦親:型技術, 8(1977), 116.
- 9) 大谷直道, 田中雄一:鑄造工学, 9(1997), 743.
- 10) 海野正英, 岡田康孝:熱処理, 3(1996), 136.