

温熱間鍛造用金型の新損傷評価試験法と  
摩耗予測手法に関する研究

岡島 琢磨

温熱間鍛造用金型の新損傷評価試験法と  
摩耗予測手法に関する研究

2 0 1 1 年

岡島 琢磨



# 目 次

## 第 1 章 序論

1.1 鍛造における金型損傷評価と予測技術開発の背景	1
1.2 温熱間鍛造用金型材料と表面処理	2
1.3 温熱間鍛造金型の損傷形態	3
1.4 研究の目的および本論文の構成	3
参考文献	5

## 第 2 章 温熱間鍛造金型の損傷試験法の開発

2.1 従来の温熱間鍛造金型損傷試験法	6
2.2 温熱間鍛造金型の損傷試験法	7
2.2.1 試験装置	7
2.2.2 損傷評価用パンチ試験片の設計	7
2.2.3 試験条件	13
2.2.4 金型損傷評価方法	14
2.3 結論	18
参考文献	18

## 第 3 章 温熱間鍛造金型の摩耗に及ぼす影響因子

3.1 はじめに	19
3.2 鍛造温度の影響	19
3.2.1 供試材	19
3.2.2 実験条件	21
3.2.3 実験結果	21
3.3 潤滑油噴霧量の影響	34
3.3.1 供試材	34
3.3.2 実験条件	36
3.3.3 実験結果	36
3.4 金型材料の影響	49
3.4.1 供試材	49
3.4.2 実験条件	52
3.4.3 実験結果	52
3.5 表面処理の影響	65



3.5.1	供試材	65
3.5.2	実験条件	75
3.5.3	実験結果	75
3.6	結論	105
	参考文献	106

## 第4章 温熱間鍛造金型の摩耗予測モデルの最適化

4.1	はじめに	107
4.2	従来の摩耗予測モデル	107
4.3	金型材料と鍛造材の材質予測式	108
4.3.1	供試材	109
4.3.2	実験方法	109
4.3.3	実験結果	112
4.3.4	金型材料の高温圧縮降伏強度と軟化率の定式化	116
4.4	有限要素シミュレーションモデル	
4.4.1	解析コードと解析モデル	117
4.4.2	有限要素シミュレーション水準	117
4.4.3	初期条件、境界条件の設定	117
4.4.4	パンチの面圧分布と温度分布結果	120
4.5	金型の塑性流動予測値( $D_c$ 値)	126
4.6	摩耗予測式の最適化	126
4.6.1	実体パンチ摩耗量	126
4.6.2	従来の摩耗予測式の適用性検討	129
4.6.3	金型の塑性流動予測値( $D_c$ 値)の影響	132
4.5.4	新摩耗予測モデルの最適化	133
4.7	結論	138
	参考文献	139

## 第5章 総括

謝辞	142
----	-----

## 第1章 序論

### 1.1 鍛造における金型損傷評価と予測技術開発の背景

近年、鍛造業界では自動車産業を中心に鍛造品の高性能化とコストダウン、開発スピードの加速を同時に満たす製造技術開発が強く求められている。具体的な取り組みとして、ニアネットシェイプ化による歩留向上、鍛造工程のハイサイクル化と型寿命向上による生産能率の向上、難加工材料の機械加工品から鍛造品への切り替えなどが挙げられる。これらの状況に対応するため、鍛造性の良好な鍛造材料、摩擦の低減を可能にする潤滑剤、強度や靱性に優れた金型材料、低摩擦で耐摩耗性に優れた表面処理などの材料開発だけでなく、鍛造組織予測、トライボロジー、金型損傷などの評価技術とコンピュータを用いた数値解析シミュレーション技術(CAE: Computer Aided Engineering)といった製造プロセスに関する要素技術研究開発も盛んに行われている。

この中で、鍛造用金型では寿命向上方法が特に注目されている。金型の高寿命化は、実操業における型交換頻度を低減することによる生産能率の向上、鍛造品1個あたり加算される金型費の低減によるコストダウンが可能になり、生産現場ではその実現方法が常に追求されている。

従来、金型寿命の向上には、金型の損傷状況を観察し現場で経験的な対処方法として潤滑剤の変更、塗布方法の変更、金型材料の変更、表面処理の変更、金型構造の改良などが施されてきた。しかしながら、それが最善の策であるとは限らず、常に模索しつづけるのが現状であった。これは、金型損傷のメカニズムを明確に説明する手法が確立されていないことが原因のひとつであり課題である。特に、温熱間鍛造金型は、金型に作用する機械的応力のみが主要因子である冷間鍛造金型に対し、温度の伝達による影響も大きいため、過渡的な機械的応力と温度の変化が重畳した状態を考慮する必要があり非常に複雑な現象を解明しなければならなかった。それにも関わらず、温熱間鍛造金型に特有な損傷状態を再現し、系統的な試験条件から損傷メカニズムの解明に迫る評価手法の開発はこれまでほとんど実施されてこなかった。そこで、本研究では、実際の温熱間鍛造金型の特徴的な損傷を加速的に再現する試験手法の確立を目指した。

一方、コンピュータを用いた数値解析技術の発展とともに塑性加工分野でも有限要素シミュレーション技術が製造現場で実用的に活用されるようになってきた。鍛造におけるシミュレーション活用方法は、鍛造工程をモデル化し、鍛造後の被鍛造材のメタルフロー、成形荷重、温度、ひずみ分布などの基本的なアウトプットにより鍛造品が問題なく製造可能か検証し、問題あればシミュレーションを用いて改善することである。これらの取り組みは、実際の試作におけるトライアンドエラーによる試作費用

や期間を大幅に削減し、製品開発のスピードアップを実現するため注目されている。

また、基本的なアプトプットに加え、鍛造条件による鍛造品の内質予測や金型への負荷状況を同時に予測し、鍛造品の形状を最適化させるだけでなく、鍛造品の高性能化による新商品開発や金型損傷予測を代表として製造コストダウンを追求するシミュレーション応用技術開発が盛んに進められるようになってきた。この技術は、シミュレーションソフト上でサブルーチン機能を活用する。シミュレーション計算結果から得られる温度、時間、応力、ひずみといった基本的な引数を用いて予測式から必要な予測結果を得る手法が必要である。予測結果の精度確保は鍛造工程設計の正しい判断をするため特に注意を払う必要がある。そのため、実際の鍛造工程のモデル化で必要な材料データベース、摩擦条件、熱伝達条件など実体をよく反映した精度の高い各種境界条件の使用や、実際の現象をよく考慮した予測式の構築が必要である。本研究では、前述の評価試験手法の開発とあわせて、摩耗の実体評価を実施し、鍛造条件や金型材料による摩耗の変化とそれを精度よく予測する新しい摩耗予測式の構築を目指した。

## 1.2 温熱間鍛造用金型材料と表面処理

温熱間鍛造金型に使用される金型材料は、大きな分類として熱間工具鋼とハイス鋼(高速度鋼)グループに分けられる<sup>1-1)~1-3)</sup>。そのグループの中でも化学成分により焼入れ焼戻し後に得られる硬さが異なり、さらに高温強度や軟化挙動も異なることから実際の鍛造工程に適した材料を選択して使用する。熱間ダイス鋼では、JISで規定された5Cr-1.5Mo-V系のSKD61、3Cr-3Mo-V系のSKD7が標準的材料である。工具鋼メーカーはこれらの基本鋼種を発展させ、衝撃特性、高温強度や耐軟化性などの機械的性質の改善、大型金への適用を想定した焼入れ性などの冶金的改善に取り組み多くの派生材料を市場に提供してきた<sup>1-4)~1-8)</sup>。ハイス鋼は、高速加工に用いられる金型や切削工具用の材料であり、熱間ダイス鋼より硬い領域をカバーしており、鍛造ではより負荷の高い鍛造工程に適用されている。JISではSKH55が基本的鋼種となっている。ハイス鋼には割れや欠けの防止のニーズが高まり、それらの発生原因となる粗大炭化物の晶出を防止する成分構成としたマトリックスハイス鋼が登場した。JISには定義されていないが、たとえば大同特殊鋼㈱製ではMH85を基本としたマトリックスハイス鋼が市場に出されていた。近年、さらなる晶出炭化物の低減を実現した改良鋼DRM1が発表され、現在市場に出されている<sup>1-9)</sup>。

表面処理は、特に金型の摩耗を抑制する手法として適用される<sup>1-10)</sup>。温熱間鍛造金型に適用される表面処理は数多く存在する。代表的には窒化処理<sup>1-11)</sup>である。窒化処理には、処理方法により塩浴室窒化<sup>1-12)</sup>、ラジカル窒化、イオン窒化、ガス浸硫窒化などが挙

げられる。窒化処理は拡散による処理であるため、母材の硬さが表層側から傾斜がついた分布となるため、鍛造時の高い面圧やしゅう動にも耐える利点がある。近年では、さらなる耐摩耗性を付与するため表層に硬質皮膜をコーティングする技術が開発されている。コーティング方法として、TD 処理、CVD、PVD、イオンプレーティング法などが実用化されている<sup>1-13)~1-16)</sup>。しかし、皮膜自体は非常に硬質であるため、皮膜自体の耐摩耗性は顕著に向上するが、境界面における母材との硬さのギャップが非常に大きいいため、母材との密着性が問題となり、鍛造中に皮膜ごと剥がれて耐摩耗性を一気に失う現象が課題とされている。そこで、母材との硬さのギャップを少しでも少なくするため、皮膜のコーティング処理前に母材の窒化処理を行い、硬さの傾斜をつける下地処理を施した複合処理が適用されるようになった<sup>1-17)</sup>。さらに、硬質皮膜の組成も金型適用先を良く考慮し、最適な組成や多層コーティングによる高機能化された表面処理が実用化されている。

### 1.3 温熱間鍛造金型の損傷形態

温熱間鍛造金型の損傷形態は主に摩耗、塑性流動、ヒートチェック、早期割れ、疲労割れである<sup>1-18)~1-20)</sup>。摩耗は、一般的には鍛造時に金型が被鍛造材から高い面圧を受けながらしゅう動する環境下で開始し進行する。さらに温熱間鍛造金型では、加熱された被鍛造材からの熱伝達により金型表層から温度が上昇するため、金型強度が低下し塑性流動を伴いながら摩耗がより進行することが特徴である。ヒートチェックは金型表面に形成される亀甲状模様の亀裂であり、金型が被鍛造材との接触による加熱、離型後の大気接触と潤滑剤噴霧による冷却の繰り返しによって発生する熱応力サイクルが主因となって発生する。早期割れは鍛造金型のある位置に過度な応力が発生し早期に破壊する。この原因は金型構造設計の不具合や金型材料品質が著しく悪いことが主因であるため、金型の損傷要因としては特殊な事例である。疲労割れは、鍛造サイクルにより金型のある部位に繰り返し応力が作用することによる疲労寿命が主因である。

これらの損傷要因のうち「摩耗」は約7割を占めており、金型寿命を向上させるには、その発生原因の明確化と対策が必要である。

### 1.4 研究の目的および本論文の構成

本研究では、温熱間鍛造金型の損傷評価試験法について、実体の鍛造諸条件を模擬し、かつ鍛造の諸条件を変化させながらそれが損傷に及ぼす影響を系統的に評価可能な試験法を開発することを目的とした。同時に、本試験法で採用した後方押出し型高速鍛造タイプの摩耗予測モデルについて、従来のモデルの適合性を検証しさらなる精

度向上を実現する修正モデルを提案することを目的とした。

以下に本論文の構成を示す。

第 1 章は本章であり，研究の背景，必要性，目的を述べる。

第 2 章では，温熱間鍛造の実体条件を模擬し，パーツフォーマーを用いた温熱間鍛造金型損傷試験法について述べる。

第 3 章では，第 2 章で述べた温熱間鍛造金型損傷試験法を用いて，実際の鍛造工程設計で想定される鍛造温度，潤滑油噴霧量，金型材料，金型表面処理の条件が金型損傷，特に摩耗に及ぼす影響について調査した結果を述べる。

第 4 章では，有限要素解析を用いて金型の摩耗予測シミュレーションを実施するのに必要な摩耗予測モデル最適化について述べる。本研究で提案した温熱間後方押出し型高速鍛造での金型摩耗の実験結果に基づき，従来の金型摩耗予測モデルの適用性を予測精度の点から検証する。さらに，予測精度を向上させる重要な因子の解明を行い，本試験法に類似した鍛造工法の金型に最適な摩耗予測モデルを提案する。

第 5 章は本論文の総括である。

## 参考文献

- 1-1) 辻井信博・阿部源隆：山陽特殊鋼技報，**2**-1(1995)，77-83
- 1-2) 横井大円・清水敬介・春名靖志：山陽特殊鋼技報，**15**-1(2008)，53-61
- 1-3) 日原政彦：素形材 **47**-2(2006)，41-45
- 1-4) 尾崎公造：素形材 **47**-5(2006)，42-47
- 1-5) 加田善裕：素形材 **47**-6(2006)，56-60
- 1-6) 吉田潤二：素形材 **47**-7(2006)，42-48
- 1-7) 奥野利夫・田村庸：鉄と鋼，**79**-9 (1993)，1013-1021
- 1-8) 常陸美朝・松田幸紀：電気製鋼 **57**-3 (1986)，190-205
- 1-9) 中浜俊介・尾崎公造・松田幸紀：型技術，**19**-13 (2004)，56-57
- 1-10) 小森誠：素形材 **48**-2(2007)，61-66
- 1-11) 中西康弘・内野勝芳：素形材 **47**-9(2006)，52-56
- 1-12) 本田弘之・塩田哲郎：型技術，**20**-8(2005)，144-145
- 1-13) 河田一喜：素形材 **48**-6(2007)，53-59
- 1-14) 井辺光広：素形材 **48**-7(2007)，52-56
- 1-15) 河田一喜：素形材 **48**-10(2007)，36-42
- 1-16) 井上謙一・井上健：日立金属技報，**21**(2005)，53-58
- 1-17) 日原政彦：素形材 **47**-3(2006)，42-47
- 1-18) 田村庸・井上謙一・長澤政幸：熱処理，**45**-5(2005)，295-302
- 1-19) 五十川幸宏・亀井聖司・小野宗憲：第44回塑性加工連合講演論文集(1993) 713-716
- 1-20) 濟木弘行：特殊鋼，**48**-7(1999)，35-38

## 第2章 温熱間鍛造金型の損傷試験法の開発

### 2.1 従来の温熱間鍛造金型の損傷評価法

第1章で述べたように，温熱間鍛造金型の損傷には，主に摩耗，塑性流動，ヒートチェック，早期割れ，疲労割れである．

従来の鍛造金型の摩耗に関する評価方法は，**Fig.2.1** に示す大越式摩耗試験やピンオンディスク<sup>2-1),2-2)</sup>による評価が一般的であった．大越式摩耗試験は平面状の鋼材にリングを回転させながら押し付け，摩耗による重量減少量を被摩耗量として評価する．回転速度としゅう動距離，荷重を試験条件として設定することが可能である．ピンオンディスクは，回転するディスクに円柱状のピンに荷重をかけて押し付け，摩耗による重量減少量を評価する．ともに，試験後の重量変化が小さいほど耐摩耗性が高いと判定できる．この評価手法は，軸受鋼の耐摩耗性の評価方法としてもよく用いられてきた．また摩耗だけでなく，焼付きや凝着の評価にも用いられる．さらに，塑性加工とトライボロジーの研究分野では，単純化された鍛造工程で金型の摩耗や潤滑性を評価する手法が数多く提案されている．しかしながら，鍛造工法は比較的減面率の小さい押出し，絞り，板成形で冷間成形が主流である．そのため，金型表面の高温化による軟化と高面圧をともなったしゅう動に起因する塑性流動は冷間成形では再現できない．

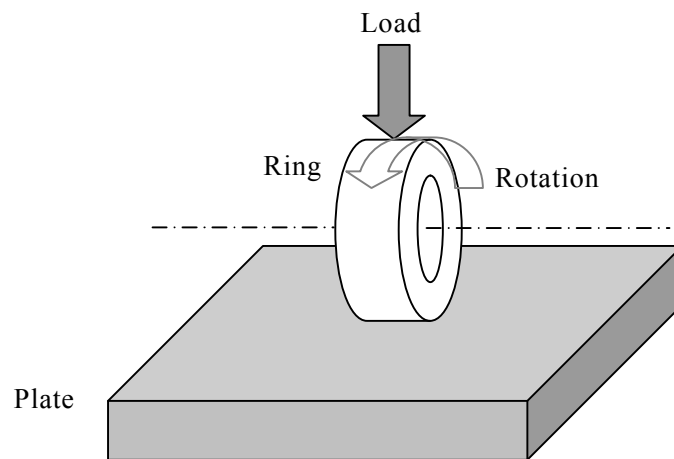
ヒートチェックは金型表面の熱応力サイクルによる疲労割れが主因といわれている．この試験評価法は，金型の加熱と冷却の繰り返しによる評価法が中心であり，特に鍛造のような機械的負荷を与えることはない．

早期割れ，疲労割れは金型材料の機械的性質を調査することでおおむね寿命の予測が可能である．

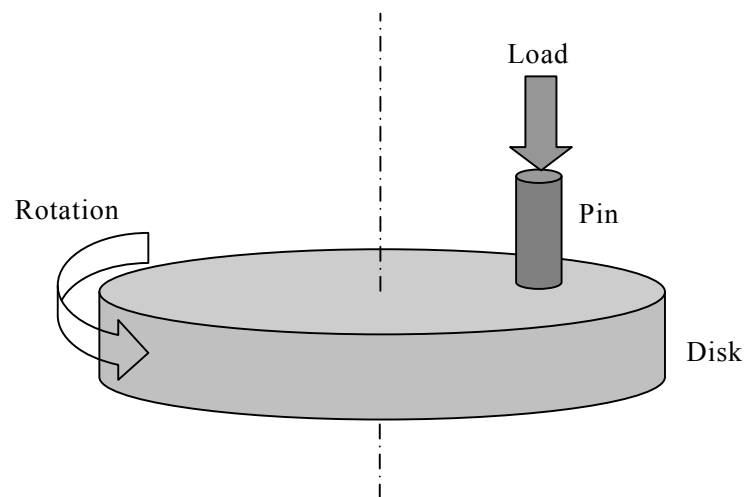
実際の温熱間鍛造の製造現場で問題となる金型の低寿命問題は，金型に作用する面圧などの応力条件だけではなく，熱的負荷，潤滑剤の影響など複合的な要因を重畳した結果によることが多い．それゆえ，金型の寿命要因ごとにクローズアップし、その他の因子を排除した試験法を活用することは各々の挙動を解明するためには重要な手段であるが，その結果から実際の金型寿命メカニズムを明確に説明することは難しい．

一方，実際の製造ラインを活用した試験では，得られる結果は実体損傷そのものであるが，実操業上の外乱因子を十分に排除できないためバラツキが発生し，再現性の高い試験の実施が困難であると思われる．同時に，生産ラインであるため，自由に試験条件を設定することは困難であり，摩耗発生メカニズムの解明を実施するためには不十分な環境であると推測される．

そこで，本研究では，生産設備ではない鍛造設備を活用し，実機鍛造条件を模擬し，加速的に摩耗を進行させることが可能な試験法を開発することになった．



**(a)** O-goshi type wear test method



**(b)** Pin on Disk test method

**Fig.2.1** Conventional estimate test method about die wear



## 2.2 温熱間鍛造金型損傷試験法

### 2.2.1 試験装置

実際の温熱間鍛造条件を模擬するため、試験装置は **Fig.2.2** に示す大同マシナリー製 (旧大同機械製作所製) NS5-10PL パーツフォーマーを用いた。 **Fig.2.3** に示すように、鍛造工程数は 5 工程まで可能であり、最大成形荷重は 140ton である。鍛造速度は 85shot/min. である。本パーツフォーマーを用いた温熱間鍛造は、スラグ供給方式であり、パーツフィーダーよりスラグを抽出し、高周波加熱装置にて所定の温度まで加熱した後、鍛造部へ供給し鍛造する方式である。

潤滑油は、硫黄系添加材を 20% 含有した粘度  $135\text{mm}^2/\text{sec}$  の鍛造油を用いた。潤滑油の噴霧装置は **Fig.2.4** に示すように、スライド式ジャケット型を用いて、鍛造パンチに 4 方向から常に一定量の潤滑油が吹きつけられる機構を開発した。この装置を用いることにより、 **Fig.2.5** で示すように、金型の冷却ムラや潤滑ムラを除去することが可能になり、パンチの温度分布や応力分布を定常化することが可能である。同一パンチ上での損傷のバラツキを抑制し、試験の再現性を確保することも可能になった。

### 2.2.2 損傷評価用パンチ試験片の設計

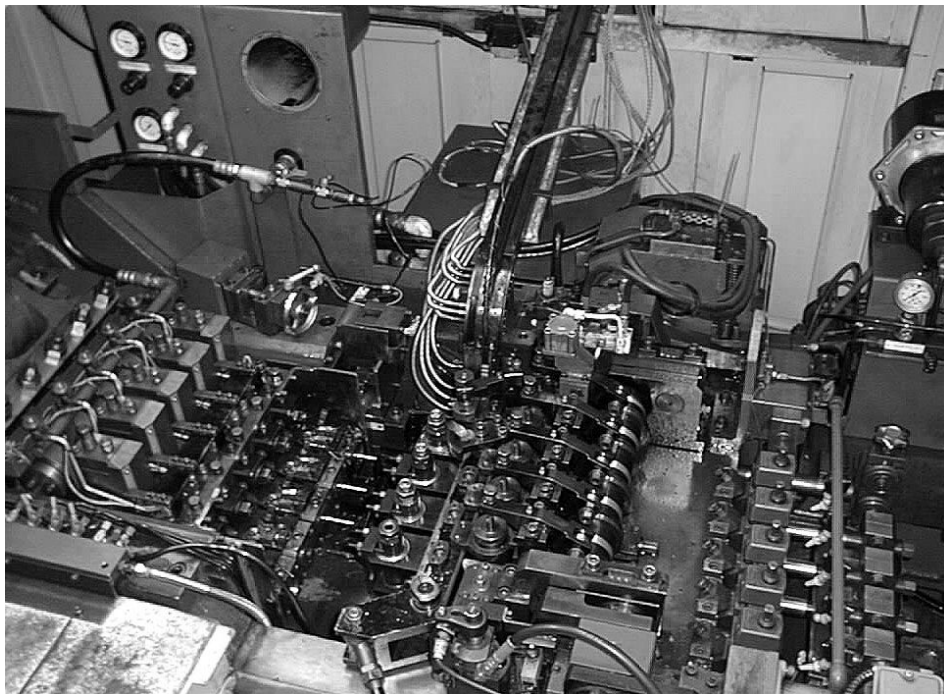
被鍛造材は **Fig.2.6** に示す S53C コイル材を使用し、 **Fig.2.7** に示す鍛造工程図でパーツフォーマーを用いてシャー切断、2 工程の端面矯正の後、スラグを作製した。その後、スラグはバレル研磨を実施し黒皮を除去した表面性状に加工した。この加工により、スムーズなインライン加熱や鍛造ライン中の搬送が可能となる。

金型摩耗評価用パンチは **Fig.2.8** に示す形状とした。これは、潤滑剤評価試験法として提案された「テーパカップ試験」<sup>2-3)</sup> 用パンチ形状を参考にした。この形状は、 **Fig.2.9** に示すように、成形時の表面積拡大比が最大 35 となり、金型表面のしゅう動条件が非常に厳しいため、摩耗の発生や進行を加速的に再現することが可能である。この加工条件は、従来の潤滑剤評価試験法で網羅できていなかった大変形領域である。しかし実際の製造条件では珍しい条件ではなく、この領域での損傷試験を網羅することは従来の金型損傷評価試験法でも存在せず、評価試験法の研究開発が強く望まれていた。

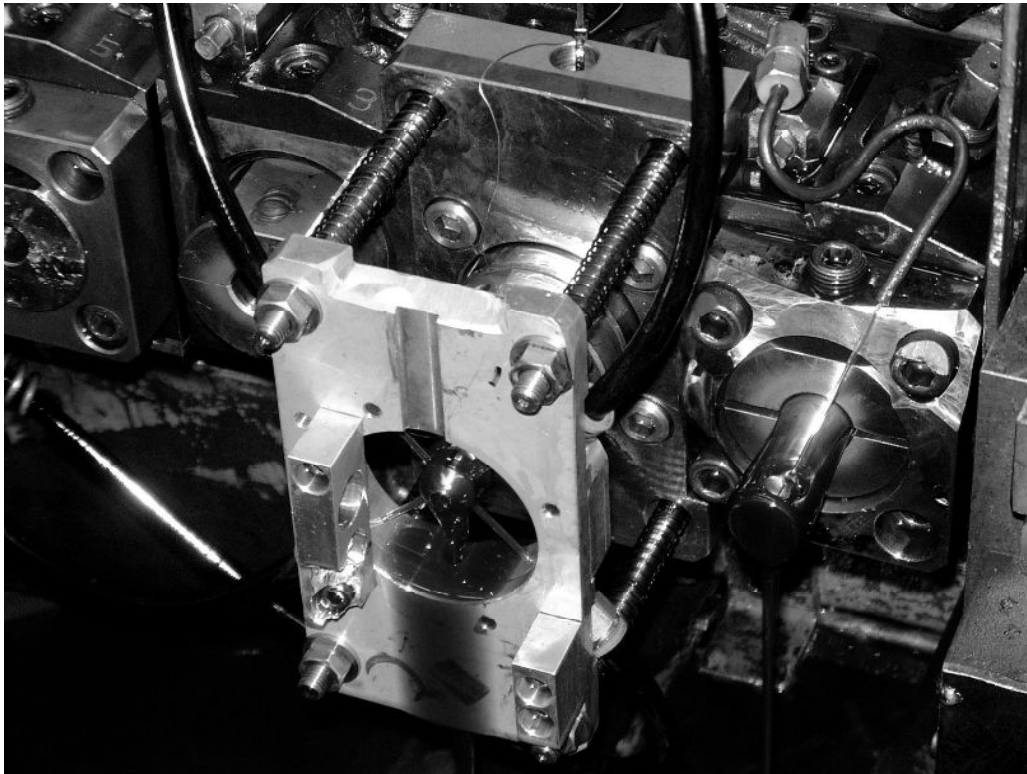
損傷評価試験片は、マトリックスハイス鋼、熱間ダイス鋼などロックウェル硬さ 48HRC 以上の素材で試験可能であるように鍛造荷重を考慮しながら寸法を決定した。



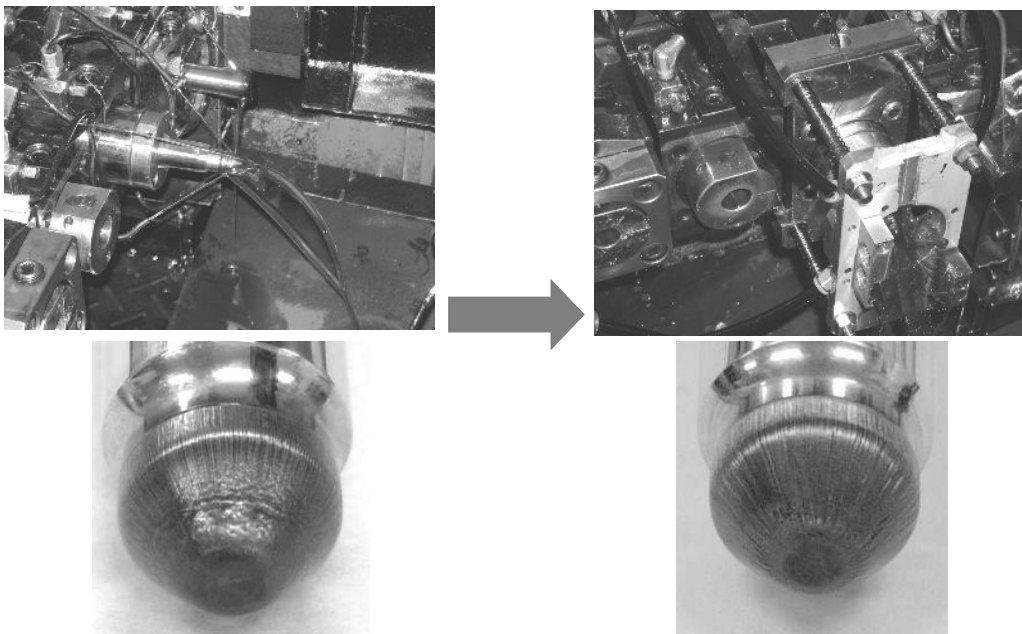
**Fig.2.2** Parts former (NS5-10PL)



**Fig.2.3** Forging area in parts former



**Fig.2.4** Lubricant spray equipment for parts former



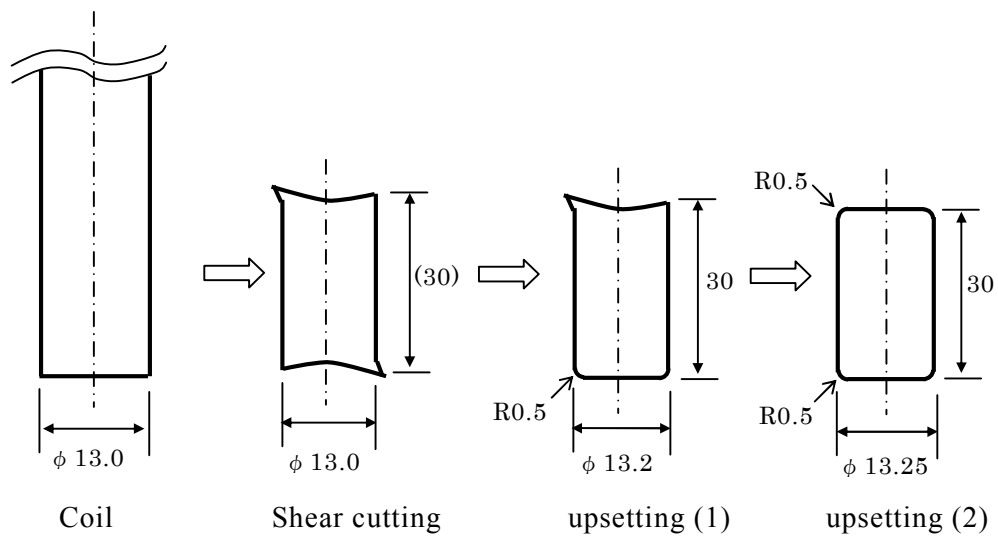
Conventional punch damage

punch damage using new equipment

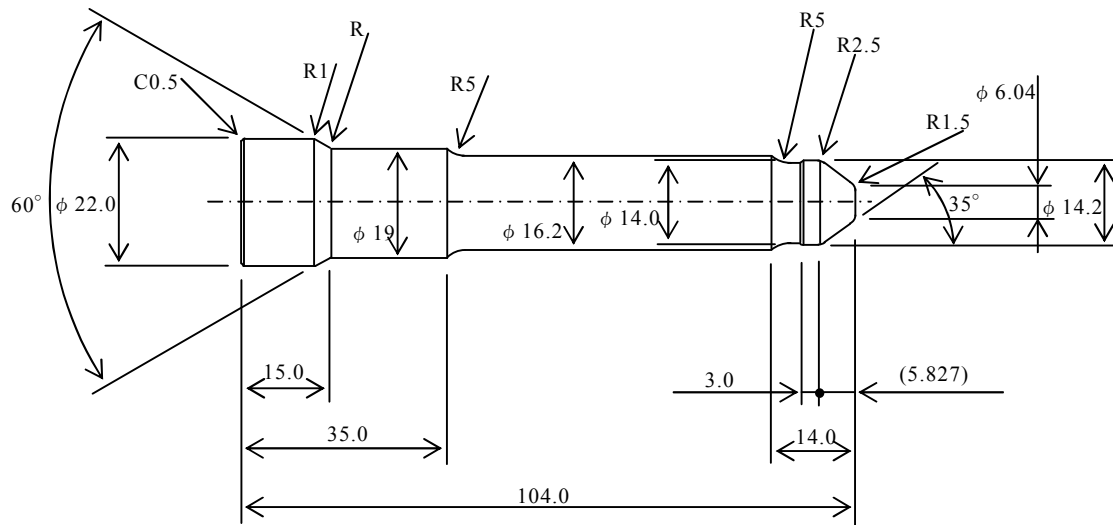
**Fig.2.5** Change of punch damage using lubricant spray equipment



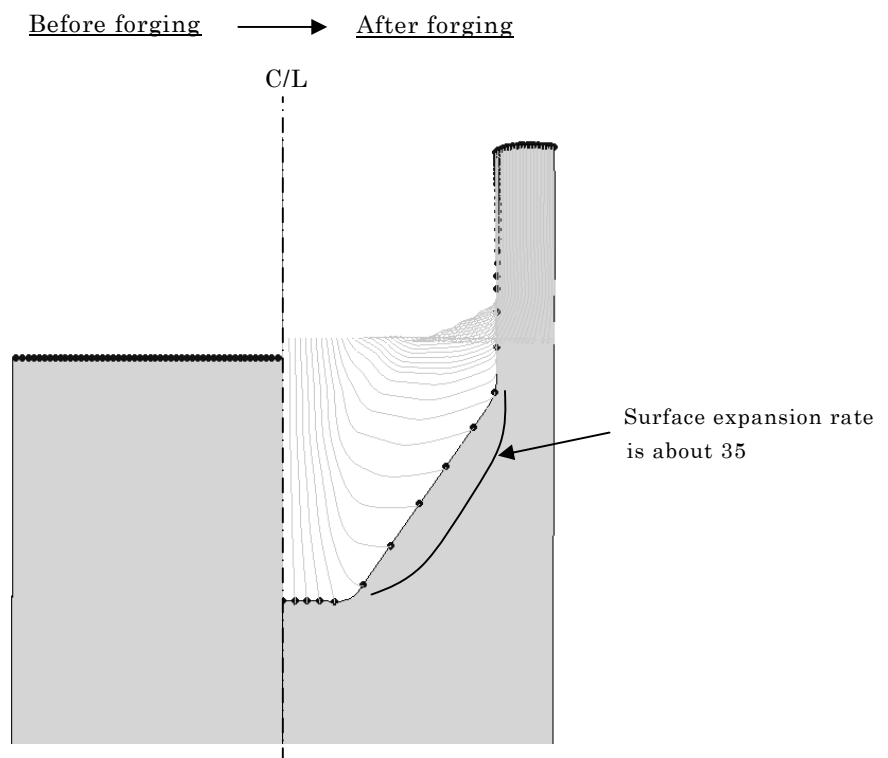
**Fig.2.6** S53C coil for die damage test as work piece material



**Fig.2.7** Forging process of slug



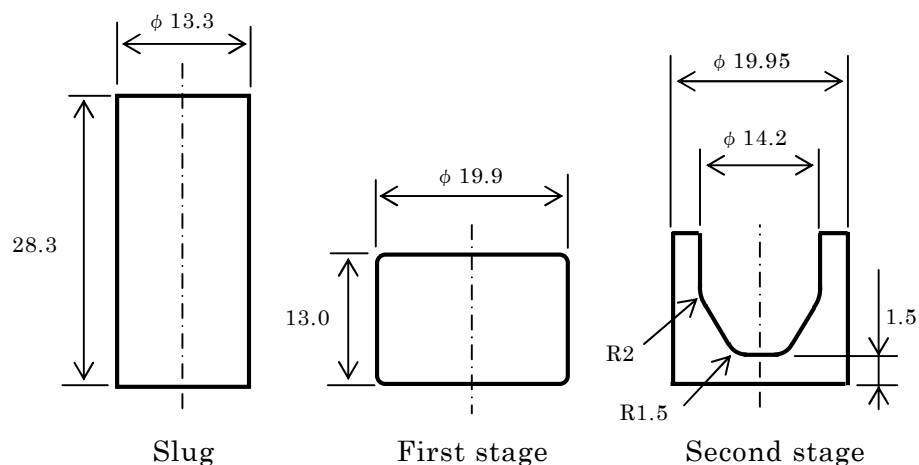
**Fig.2.8** Shape of punch for die damage test



**Fig.2.9** Surface expansion rate of taper cup test using FE analysis

### 2.2.3 試験条件

鍛造工程は，**Fig.2.10** に示すように，1 工程目で据込み，2 工程目で後方押出しを行った．損傷評価用パンチは 2 工程目で使用される．試験条件は **Table 2-1** に示すように鍛造温度，潤滑油流量，パンチ材質を変化させて試験を実施することが可能である．



**Fig.2.10** Forging process of die damage test

**Table 2-1** Forging condition about die damage test

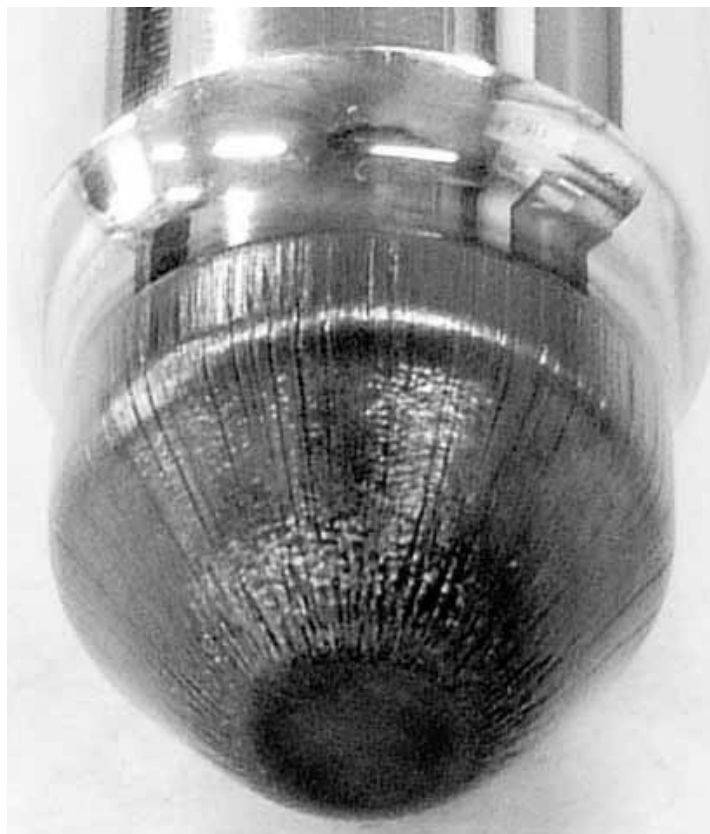
	Condition
Forging speed	85 shot/min.
Forging temperature	600～820℃
Lubricant flow	Max. 4.4 L/min.
Punch hardness	>50HRC (Hot die steel or matrix high speed steel)
Forging number	5000 shot (Standard)

#### 2.2.4 金型損傷評価方法

試験後のパンチを観察することによって，鍛造条件やパンチ材質による損傷の変化を把握することが可能である．以下に，本金型損傷試験後のパンチの調査方法を示す．

##### ①外観観察

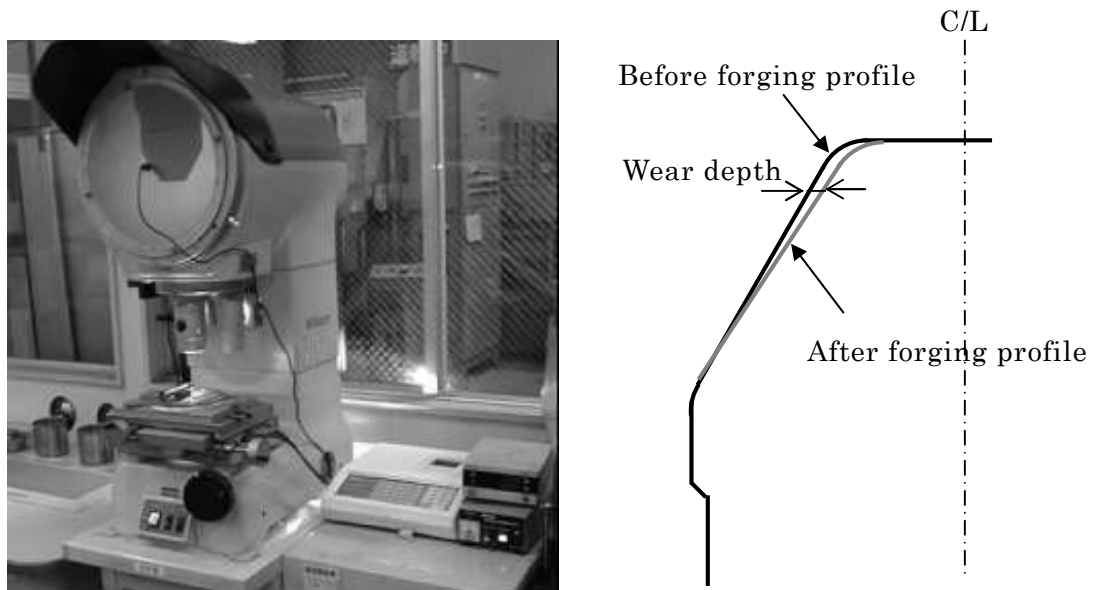
鍛造後の外観を観察することにより，金型の損傷状況を調査する．**Fig.2.11** に示すように，温熱間鍛造金型の表面は，鍛造方向に沿った被鍛造材とのしゅう動跡が発生しスジ状の摩耗が観察できる．また，パンチ表面の高温化による塑性流動，ヒートチェックの発生状況も確認できる．典型的な金型損傷形態を再現できることを確認した．



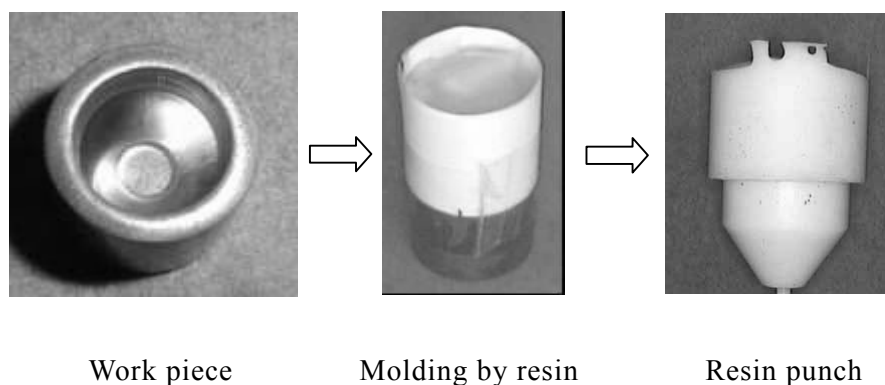
**Fig.2.11** Outlook of punch after die damage test (5,000 shots)

## ②摩耗量計測

パンチの摩耗量は、鍛造前後のパンチの寸法変化を計測することで得られる。パンチの寸法は、**Fig.2.12** で示すニコン社製の投影機を用いて、パンチ鍛造部の投影座標を記録し、鍛造前後のパンチ径の変化を摩耗量と定義した。また、試験を途中で停止させることなく、鍛造数によるパンチの摩耗進行を把握するため、**Fig.2.13** に示すように、鍛造数ごとに被鍛造材を抽出し、室温まで十分に冷却後、樹脂埋めによるパンチ形状の型取りを実施し、投影機を用いて同様に計測することで、各鍛造数による摩耗量を計測した。



**Fig.2.12** Profile projector and method of wear measurement

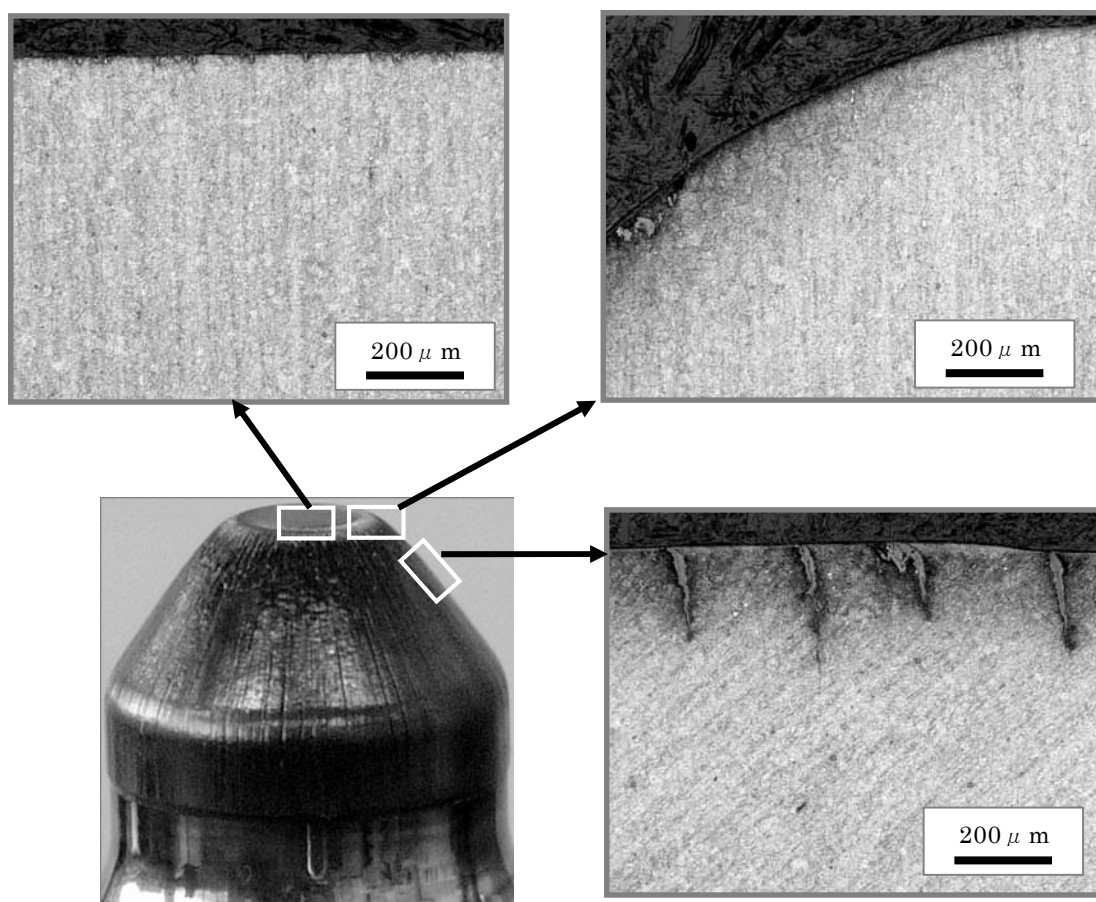


**Fig.2.13** Molding of punch profile using resin at any forging number



### ③表層部の観察

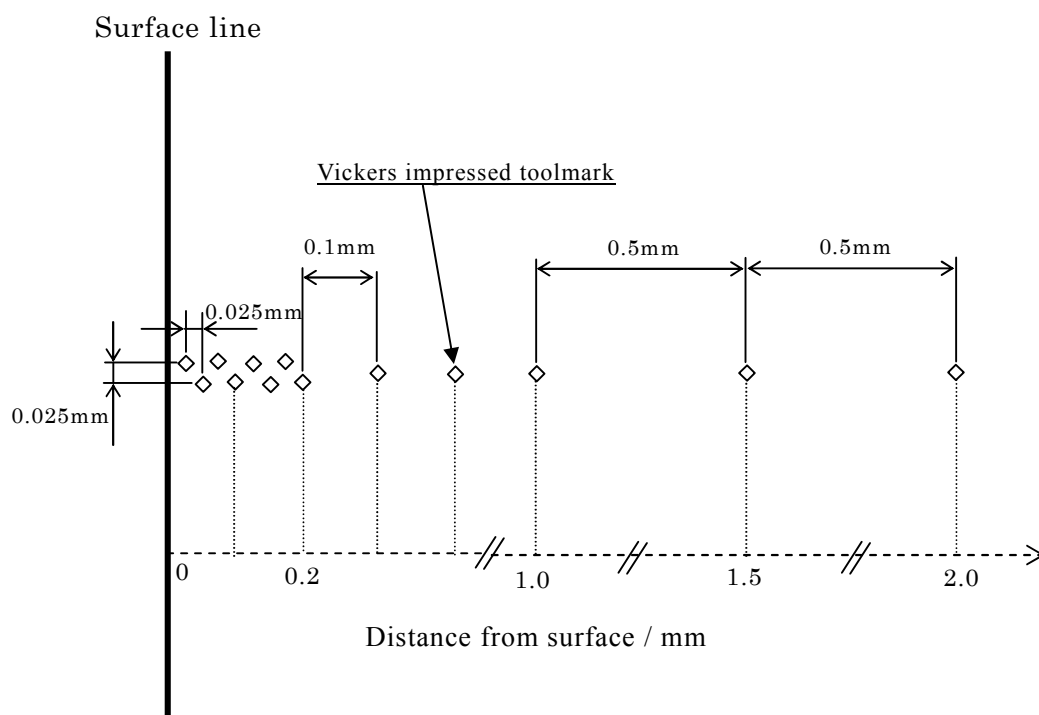
パンチの損傷状況は、表面の観察だけでは十分に把握することができない。そこで、パンチ表層部の切断面を観察視野とし、光学顕微鏡による組織観察を実施した。観察位置は、パンチ先端部、先端 R 部、テーパ部の 3 ケ所とした。この組織観察により、**Fig.2.14** に示すようにパンチ表層の塑性流動の発生状況、ヒートチェックの深さや本数を詳細に観察することが可能である。



**Fig.2.14** Observation of micro structure on cross section near surface

#### ④表層の硬さ分布

③表層部の観察で示した組織観察位置で **Fig.2.15** に示すように表層部から中心部へ向って法線方向にビッカース硬さを測定することにより表層部の軟化状況を測定することが可能である．軟化挙動が観察される表層から 0.2mm までは 0.025mm おきに，0.2mm～1.0mm 位置では 0.1mm おきに，それ以上の内部では 0.5mm おきに測定し深さ 2mm までの硬さ分布を測定する．同時に，窒化処理など拡散型の表面処理を適用した場合，表面処理層の初期硬さ分布の測定による硬質な表面処理深さの定量的把握，鍛造後の摩耗による硬質な表面層の減少を把握するためにも有効な観察方法である．



**Fig.2.15** Measurement of Vickers hardness distribution on cross section near surface

## 2.3 結論

従来の試験法では再現し難かった温熱間鍛造金型の主な損傷形態である摩耗，ヒートチェック，塑性流動，表層の軟化を再現することを目的とした試験法を構築した．この試験法は従来の金型損傷試験法ではほとんど報告されていなかった，温熱間鍛造温度域，鍛造工程における高表面積拡大比を実現し，実際の鍛造工程で金型損傷が問題となる鍛造条件の領域を新たに網羅した．また，評価試験として損傷状態のバラツキが懸念される潤滑剤噴霧の方法について，常に均一にパンチに噴霧されるよう試験治具を新たに設計し均一な冷却条件によるパンチの損傷状態のバラツキを解決した．

### <参考文献>

- 2-1) 川本信・新谷進・岡林邦夫：鉄と鋼，**61-15** (1975)，3139-3148
- 2-2) 百瀬治・内田荘祐：熱処理，**25-2**(1985)，89-93
- 2-3) 伊藤樹一・吉田広明・五十川幸宏・土井善久・堂田邦明：塑性と加工，**48-555** (2007)，43-48

### 第3章 温熱間鍛造金型の摩耗に及ぼす影響因子

#### 3.1 はじめに

第2章で述べた温熱間鍛造金型損傷試験法を用いて，鍛造の諸条件が金型の摩耗に及ぼす影響について調査した．従来の摩耗評価試験法とは異なり，本試験法では実体鍛造環境を模擬し，かつ実生産ラインのような操業バラツキがほとんど無い理想的な条件下で系統的な評価が可能である．本調査では，実際の鍛造操業条件として想定される鍛造温度，潤滑油噴霧条件，金型材料，金型の表面処理の変化に注目し，それぞれの条件が鍛造金型の損傷に及ぼす影響について調査した．

#### 3.2 鍛造温度の影響

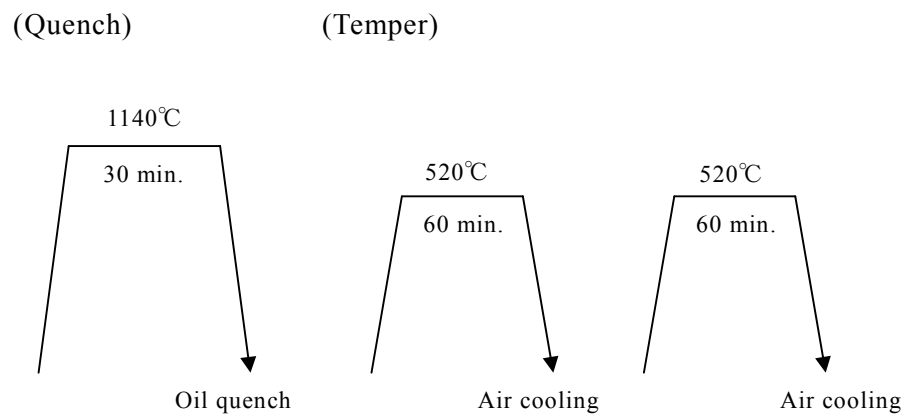
鍛造温度の変化に対応し，被鍛造材の変形抵抗が変化する．これにより，金型への面圧が変化し金型の摩耗挙動に影響を及ぼすと考えられる．同時に，被鍛造材から金型への熱伝達による金型温度も変化するため，面圧と金型温度の変化が重畳した条件による摩耗量への影響を調査した．

##### 3.2.1 供試材

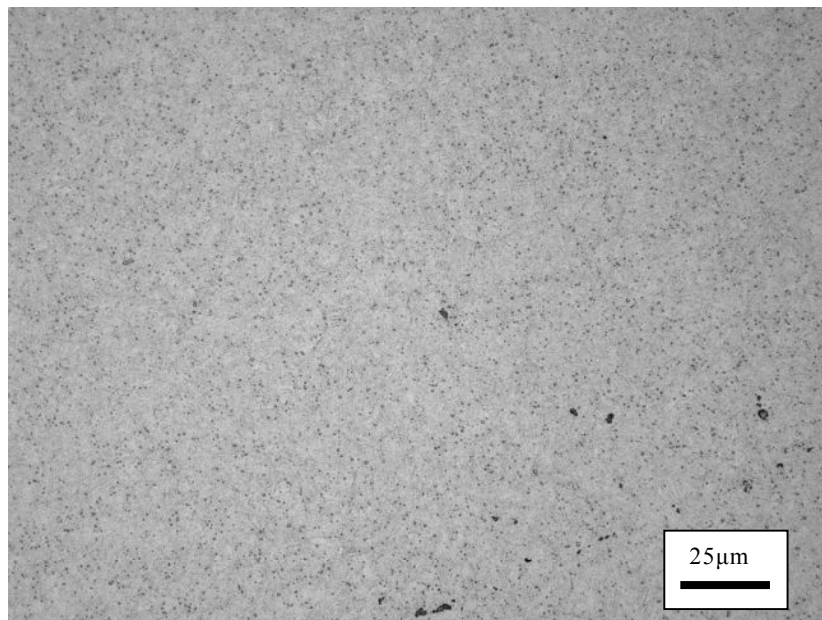
評価用パンチは **Table 3.1** に示す化学成分をもったマトリックスハイス鋼 DRM1<sup>3-1)</sup> とし，**Fig.3.1** で示す熱処理条件で硬さ 59HRC に調質した．調質後の組織は **Fig.3.2** に示すようにマルテンサイト組織となった．組織の中に観察される粗大な硬質な粒子は 1 次炭化物であり，微細な分散型粒子は 2 次析出炭化物である．

**Table 3.1** Chemical component of matrix high speed steel DRM1

C	Cr	Mo	V	W	Fe
0.4	4.0	1.0	1.5	2.0	Bal.



**Fig.3.1** Heat treatment of DRM1



**Fig.3.2** Microstructure of DRM1 after heat treatment

### 3.2.2 実験条件

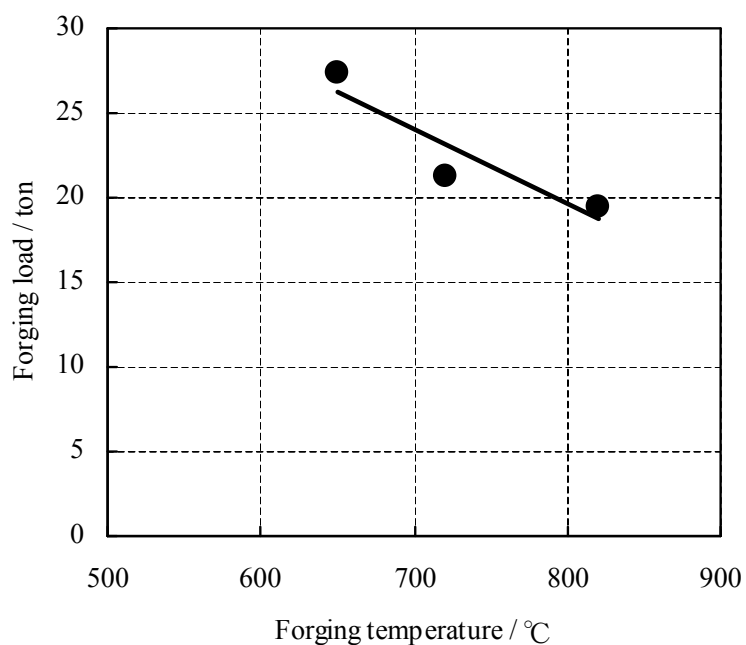
金型損傷試験は **Table 3.2** に示す条件で実施した。鍛造温度は、650℃、720℃、820℃の3水準実施した。

**Table 3.2** Experimental condition of punch damage test

Punch (test piece)	DRM1
Work piece	S53C
Forging temperature	650℃, 720℃, 820℃
Forging speed	85 shot/min.
Forging number	5,000 shots
Lubricant flow	3.0 L/min.

### 3.2.3 実験結果

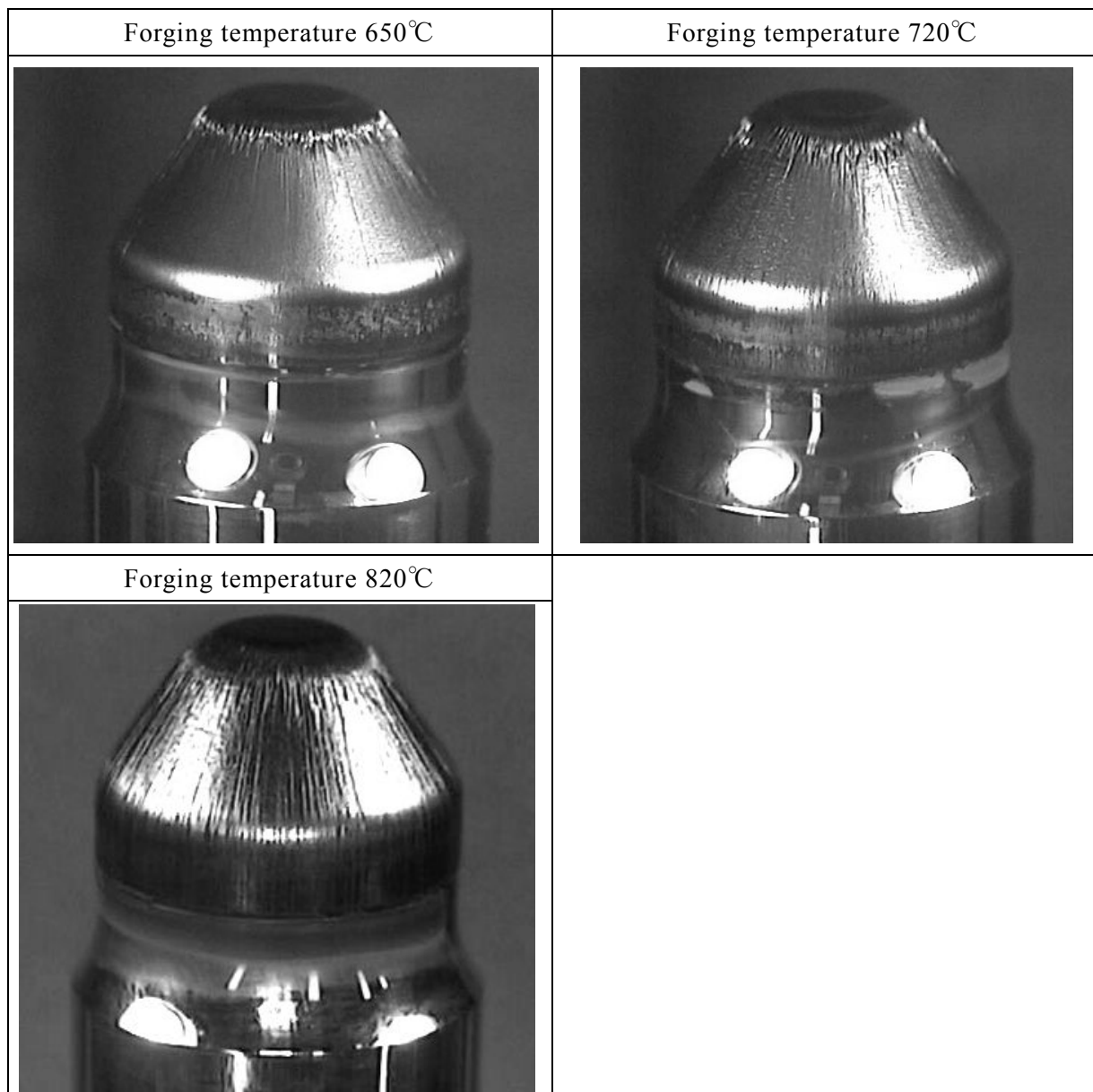
鍛造温度による鍛造荷重を **Fig.3.3** に示す。鍛造温度の上昇に伴い、鍛造荷重が低下した。これは、被鍛造材の上昇により、変形抵抗が減少し鍛造荷重が低下したといえる。



**Fig.3.3** Change of forging load by forging temperature

鍛造後のパンチの外観写真を **Fig.3.4** に示す．摩耗は鍛造温度によらず，パンチ先端 R 部で特に進行していることが確認された．テーパ部では，一様に鍛造方向に沿ったスジ状の摩耗が観察された．

鍛造温度の上昇により，激しい塑性流動を伴って摩耗が激しくなることが観察された．これは，鍛造温度の上昇に伴う金型温度の上昇が，鍛造荷重の低下による面圧減少の影響以上に摩耗を促進させる効果を持つことが推測される．

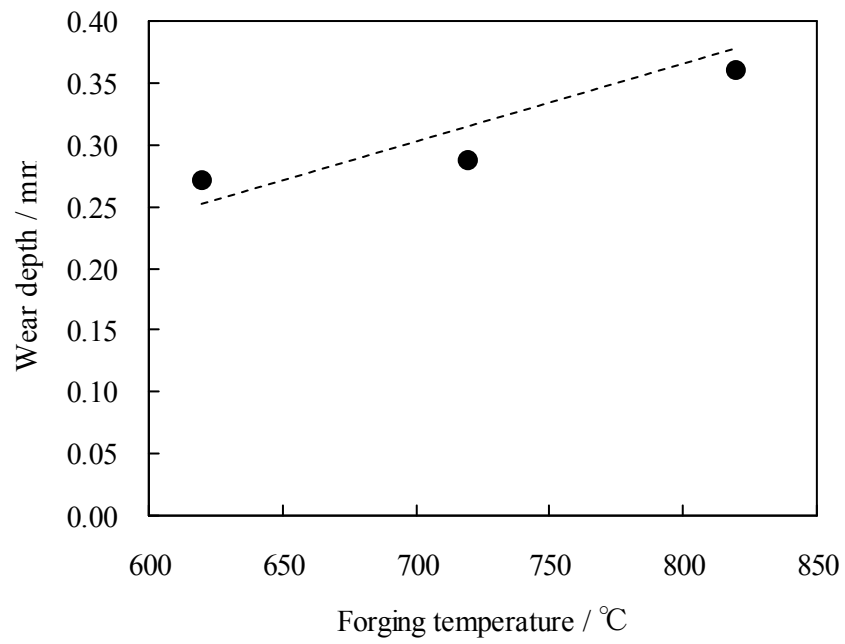


**Fig.3.4** Outlook of punch after 5000shots forging

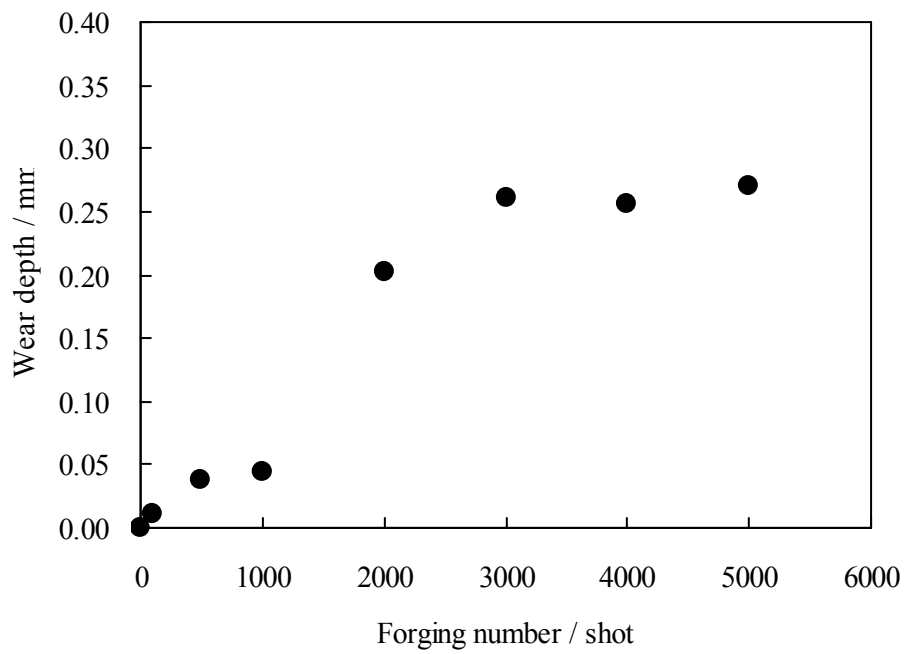
鍛造後のパンチの摩耗量を測定した結果を **Fig.3.5** に示す．測定位置はパンチ先端より 0.2mm の位置とした．鍛造温度による摩耗量の変化は，外観写真で観察されたように，鍛造温度が上昇するほど摩耗量が大きくなる傾向が確認された．

鍛造数による摩耗量履歴について，鍛造温度 650℃を **Fig.3.6** に，鍛造温度 720℃を **Fig.3.7** に，鍛造温度 820℃を **Fig.3.8** に示す．摩耗量は鍛造数に伴って増加することが確認された．また，鍛造数 0～2000shotにおける摩耗の進行速度と鍛造数 2000～5000shotの摩耗の進行速度は異なることも確認された．

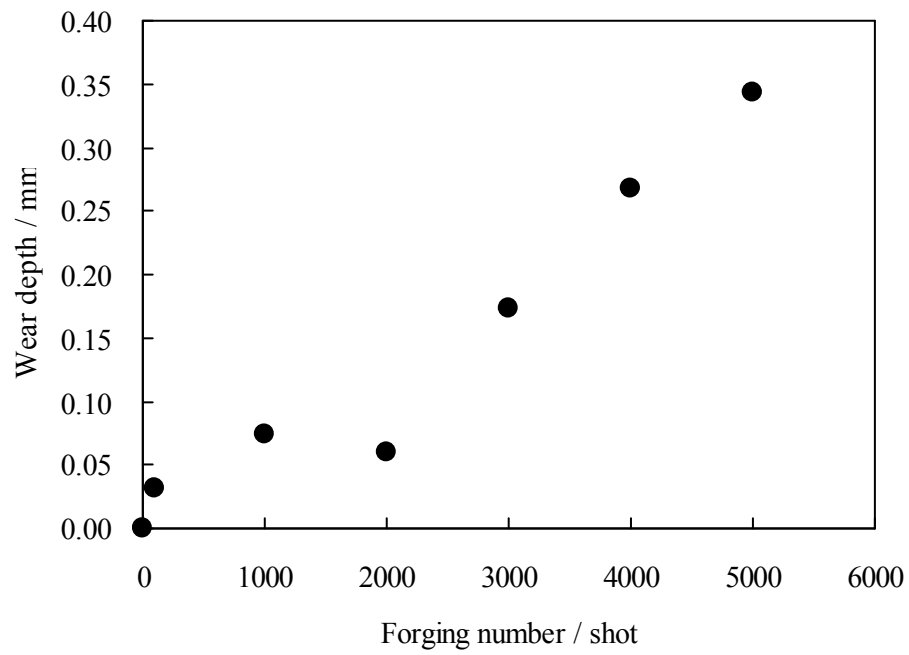




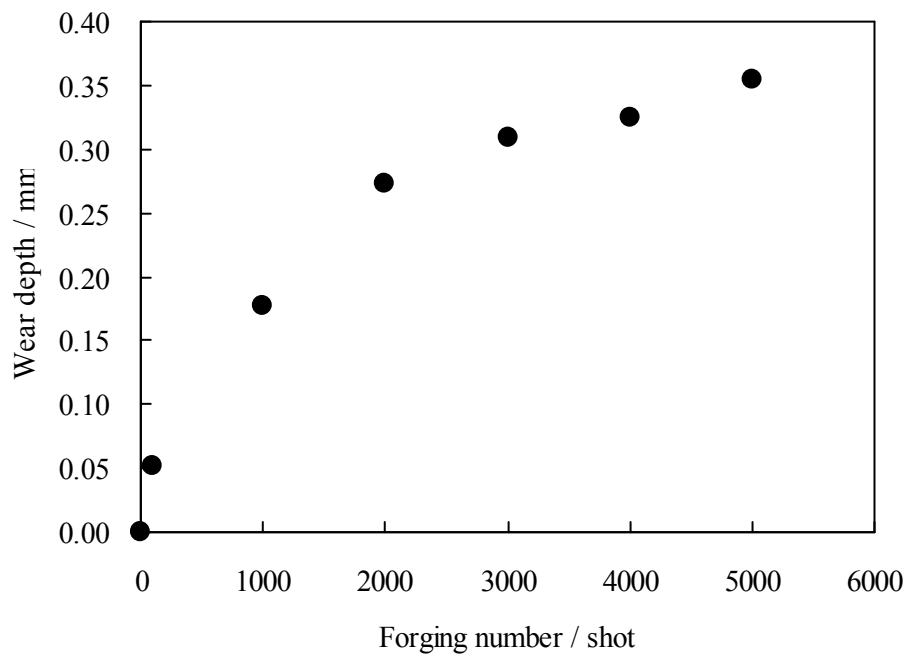
**Fig.3.5** Wear depth of punch after 5,000 shots forging



**Fig.3.6** History plot of wear depth of punch of forging temperature 650°C



**Fig.3.7** History plot of wear depth of punch of forging temperature 720°C



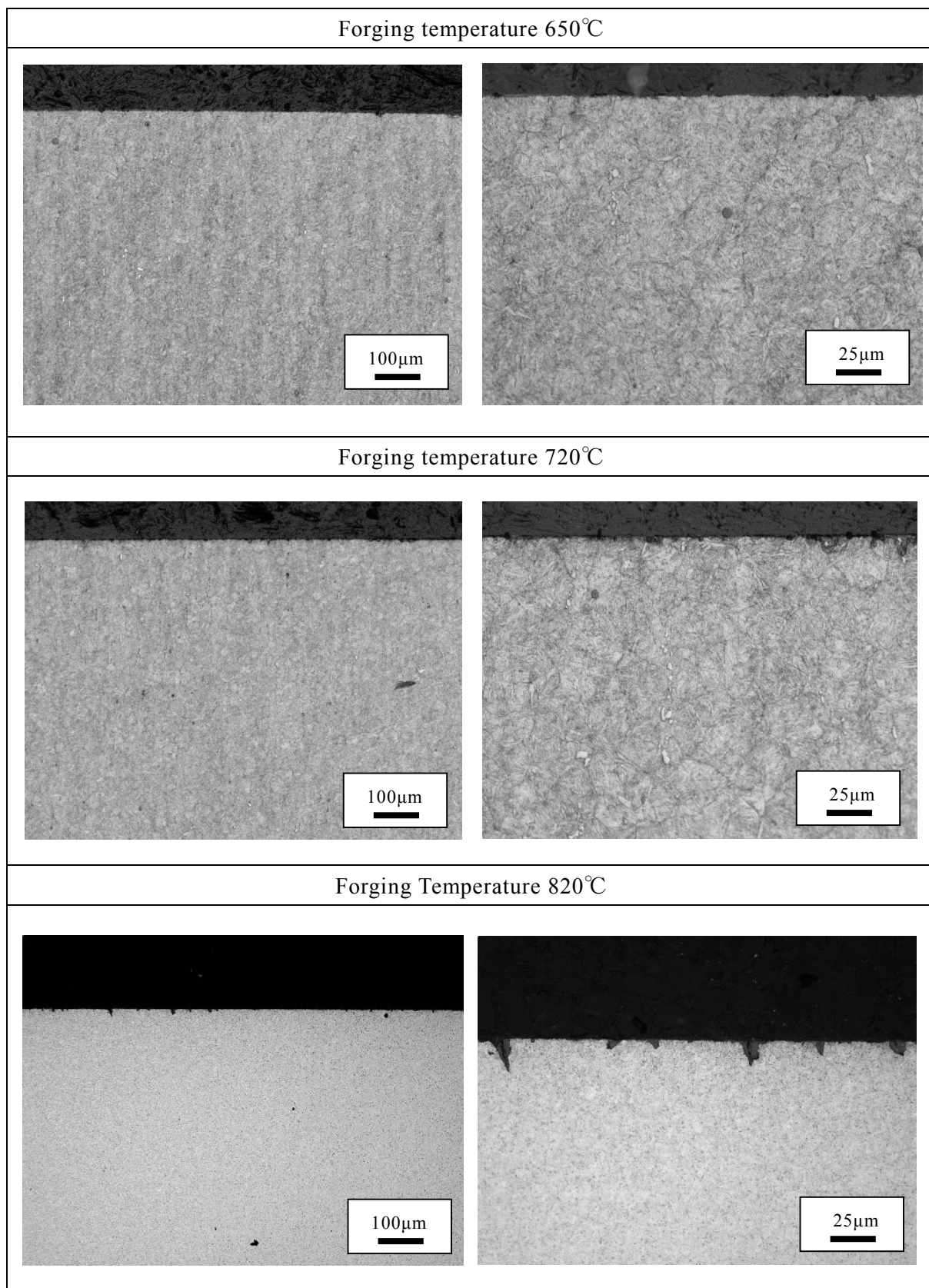
**Fig.3.8** History plot of wear depth of punch of forging temperature 820°C

パンチ表層部の組織観察写真について、**Fig.3.9** にパンチ先端部を、**Fig3.10** にパンチ先端 R 部を、**Fig.3.11** にテーパ部を示す。

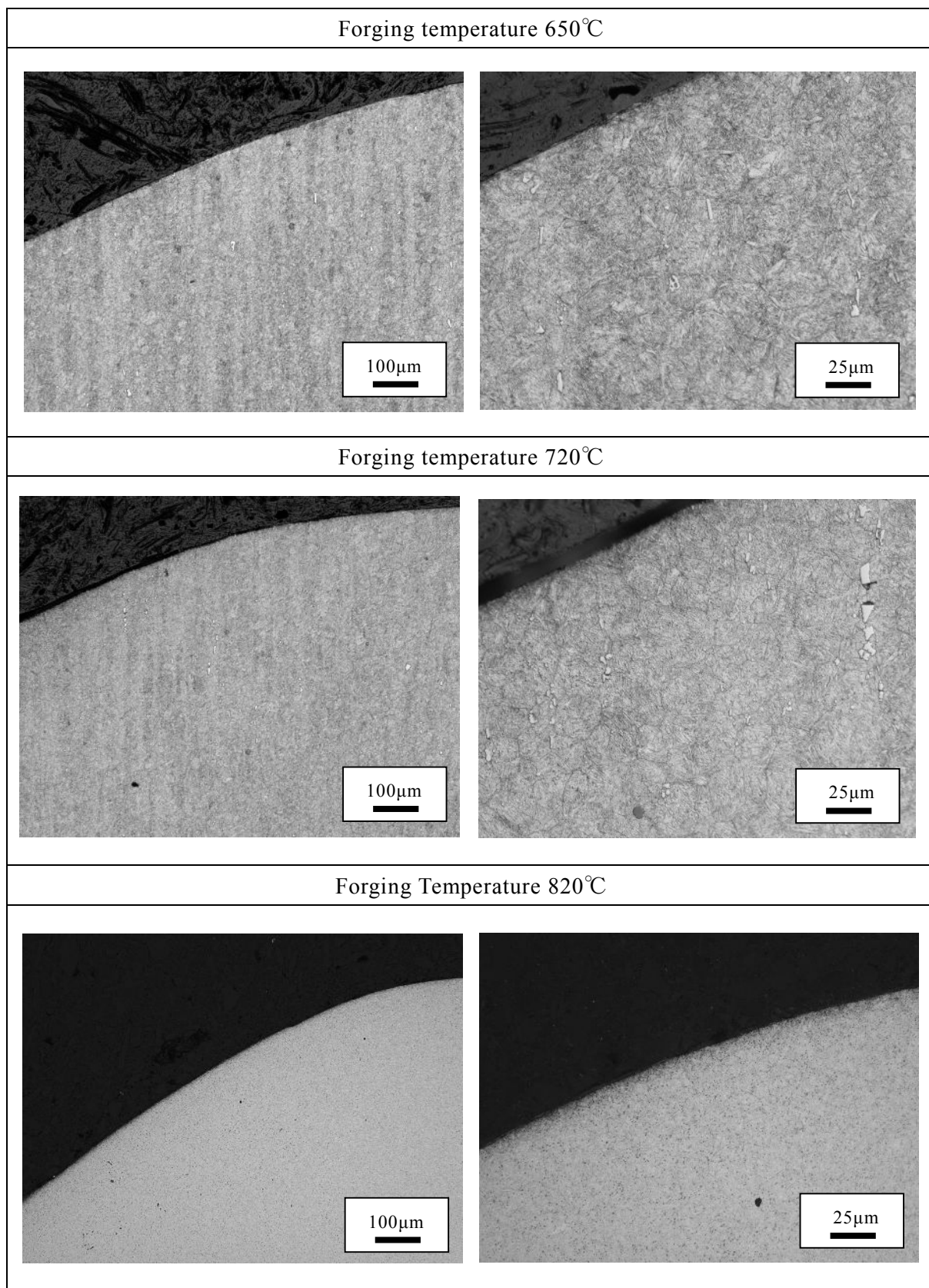
パンチ先端部では、表層部の塑性流動の発生は観察されなかった。ヒートチェックは鍛造温度 650℃では発生せず、鍛造温度 720℃は微小な亀裂が発生し、鍛造温度 820℃ではさらに亀裂の深さと数が増加した。この位置では、鍛造時のメタルフローはデットメタルに相当するため、被鍛造材と金型の摩擦力が発生せず、面圧の大きさによらず塑性流動は発生しないことが実証された。また、ヒートチェックは一般的には加熱と冷却サイクルによる熱応力振幅により発生することから、鍛造温度が高いほど温度振幅が高いゆえ、熱応力振幅も大きくなることから、ヒートチェックの亀裂が多く、深くなる傾向を示したと考えられる。

パンチ先端 R 部では、塑性流動やヒートチェックの発生はともに観察されなかった。この位置では、摩耗速度が、塑性流動の進行やヒートチェックの亀裂進展より速いため、それらの損傷が見かけ上低く抑えられたと推測される。

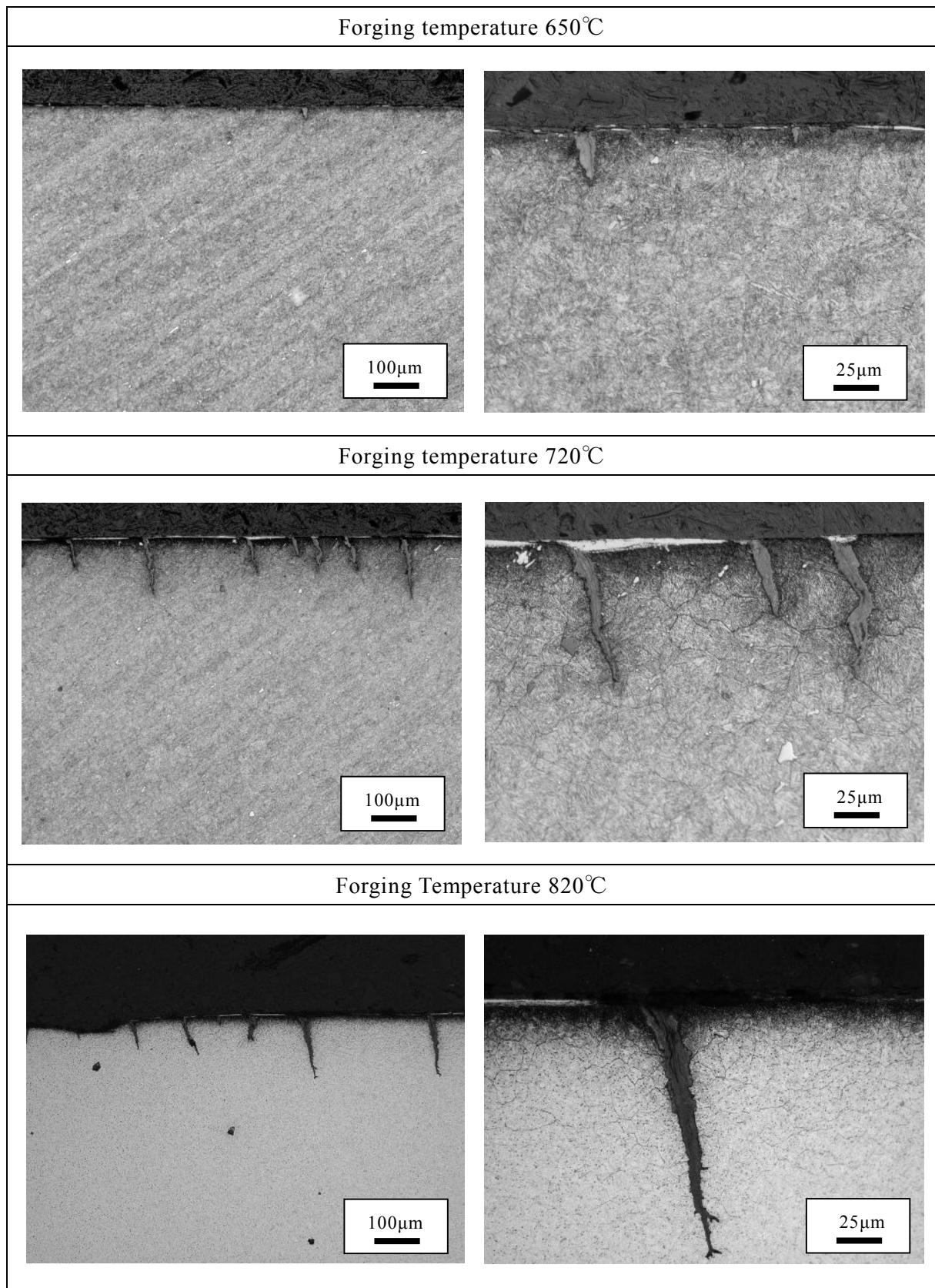
テーパ部では、明確な塑性流動やヒートチェックが観察された。塑性流動の規模は鍛造温度 650℃ではごく小さいが、鍛造温度 720℃では明確に大きくなり、鍛造温度 820℃ではさらに大きくなることが観察された。これは、鍛造温度の上昇とともに金型表層温度が上昇し、鍛造時の金型硬さが低下することに起因すると考えられる。この傾向は摩耗量と一致した。ヒートチェックの発生本数や亀裂深さはパンチ先端部と同様の発生メカニズムであると考えられ、より顕著な発生規模を示した。



**Fig.3.9** Microstructure at surface area of top of punch



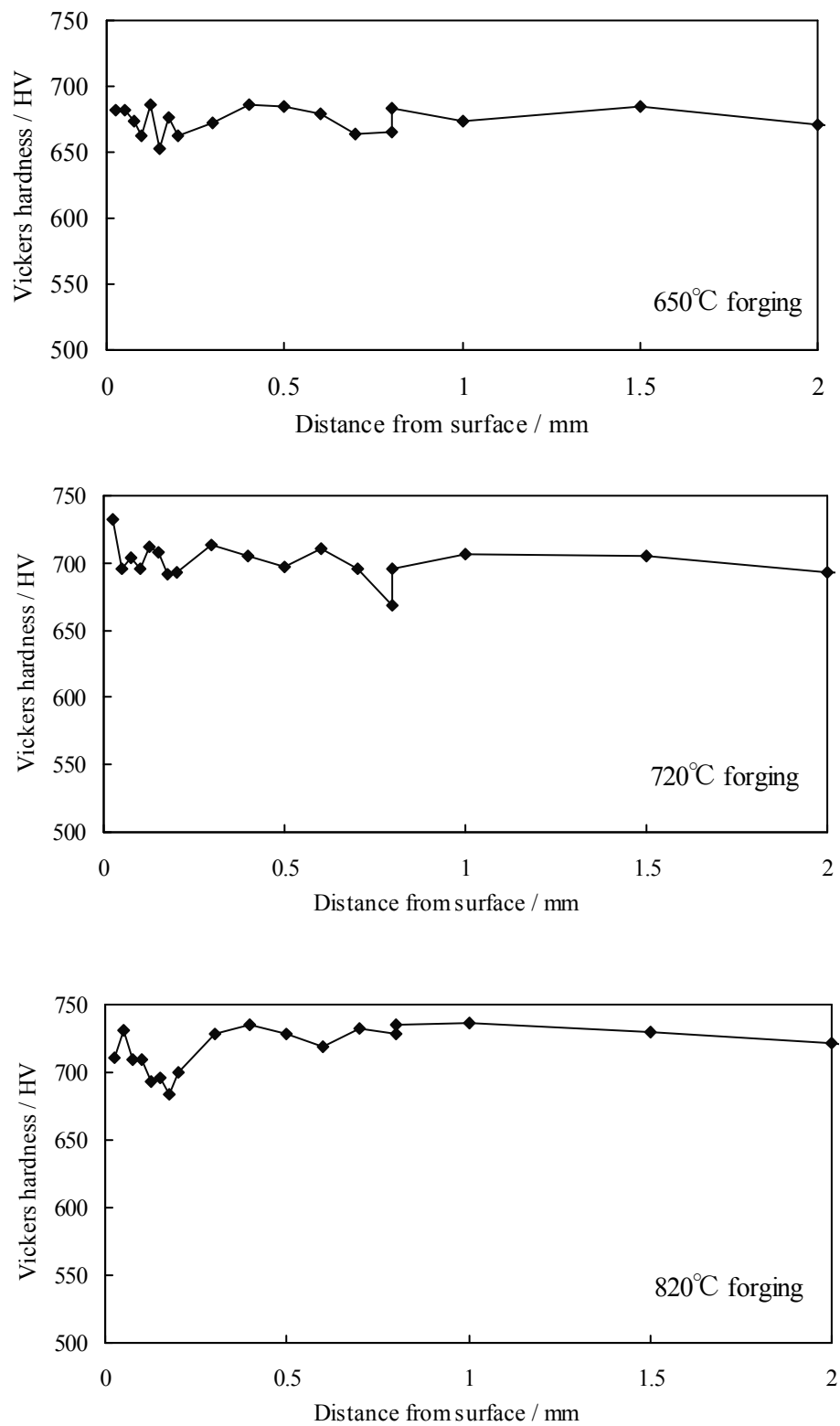
**Fig.3.10** Microstructure at surface area of top R area of punch



**Fig.3.11** Microstructure at surface area of taper area of punch

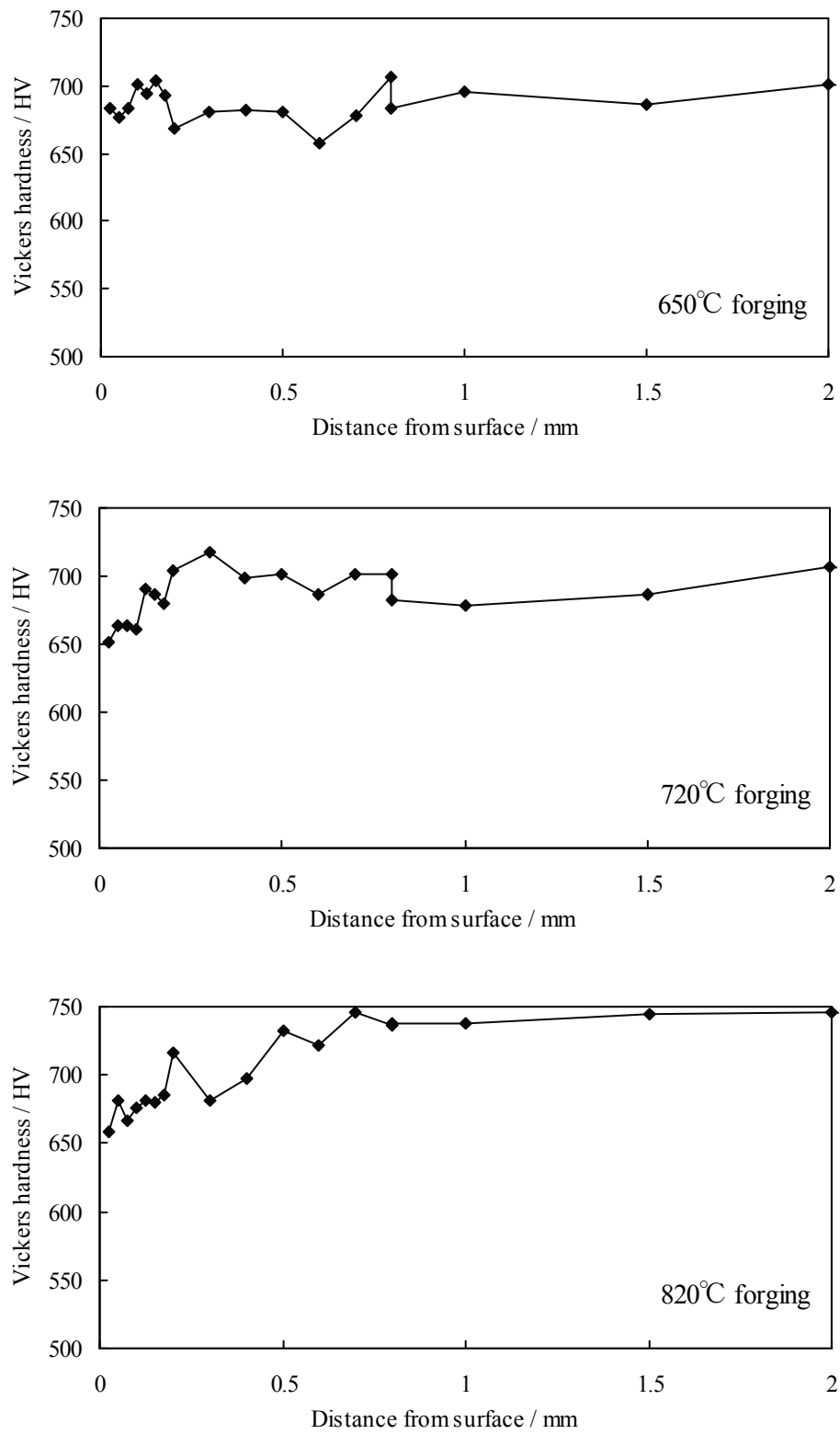
パンチ表層部の硬さ分布について、パンチ先端部を **Fig.3.12** に、パンチ先端 R 部を **Fig.13** に、テーパ部を **Fig.14** に示す。

パンチ先端部では、全域で 700～750HV 程度であり、表層部と内部の硬さの差はほとんどなく表層軟化が発生していないことが確認された。一方、パンチ先端 R 部では、鍛造温度 650℃で表層部の軟化が認められなかったのに対し、鍛造温度 720℃、820℃では表層部が約 650HV と 50～100HV 程度軟化したことが確認された。また、パンチのテーパ部では、鍛造温度 650℃で表層硬さ 650HV と約 50HV の軟化、鍛造温度 720℃で表層硬さ 620HV と約 80HV の軟化、鍛造温度 820℃で表層硬さ 550HV と約 130HV の軟化が確認された。この表層硬さからわかる軟化の大きさは、鍛造温度の上昇とともに大きくなる傾向を示した。この結果は、鍛造金型が高温になるほど金型表層の硬さが低くなることによって、面圧が低くなるにも関わらず摩耗がより進行したことを示す裏づけとなった。

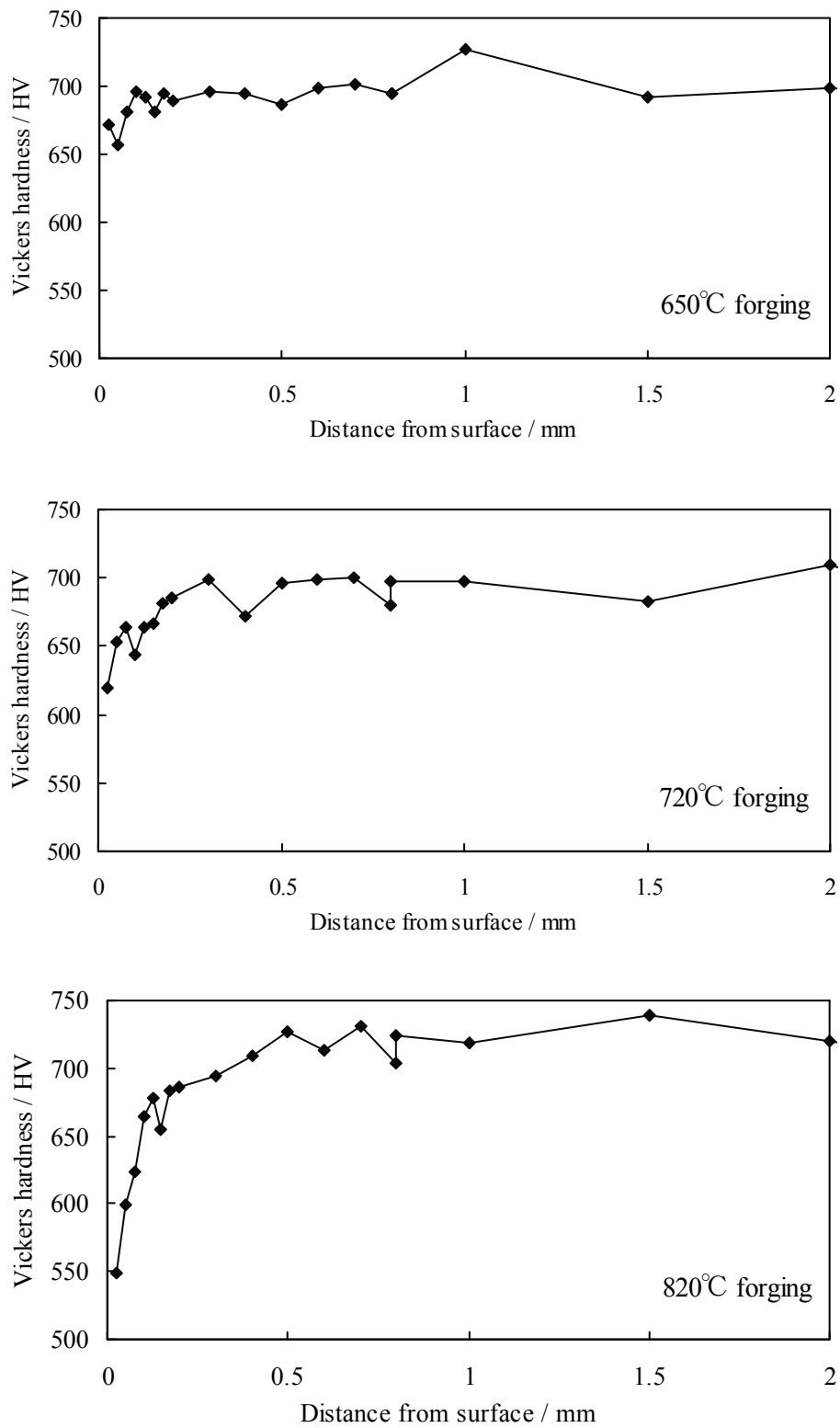


**Fig.3.12** Distribution of Vickers hardness at surface area of top of punch





**Fig.3.13** Distribution of Vickers hardness at surface area of top round of punch



**Fig.3.14** Distribution of Vickers hardness at surface area of taper area of punch

### 3.3 潤滑剤噴霧量の影響

鍛造操業条件のひとつとして，潤滑剤の噴霧量の制御が挙げられる．潤滑剤の噴霧量が適正でない場合，潤滑不良により異常な摩耗を引き起こすことや，冷却不足により金型が異常に加熱し極端に塑性流動や摩耗が進行することがある．本実験では，パンチに噴霧する潤滑油の噴霧量を調整してパンチの摩耗に及ぼす影響を調査した．

#### 3.3.1 供試材

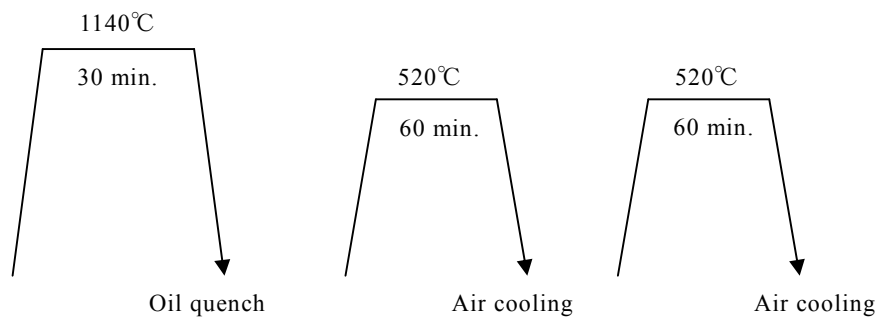
評価用パンチは **Table 3.3** に示す化学成分をもったマトリックスハイス鋼 MH85 とし，**Fig.3.15** で示す熱処理条件で硬さ 59HRC に調質した．熱処理後の組織写真を **Fig.3.16** に示す．この組織はマルテンサイト組織であり，粗大な硬質粒子は 1 次炭化物，微細な分散粒子は 2 次炭化物である．

**Table 3.3** Chemical component of matrix high speed steel MH85

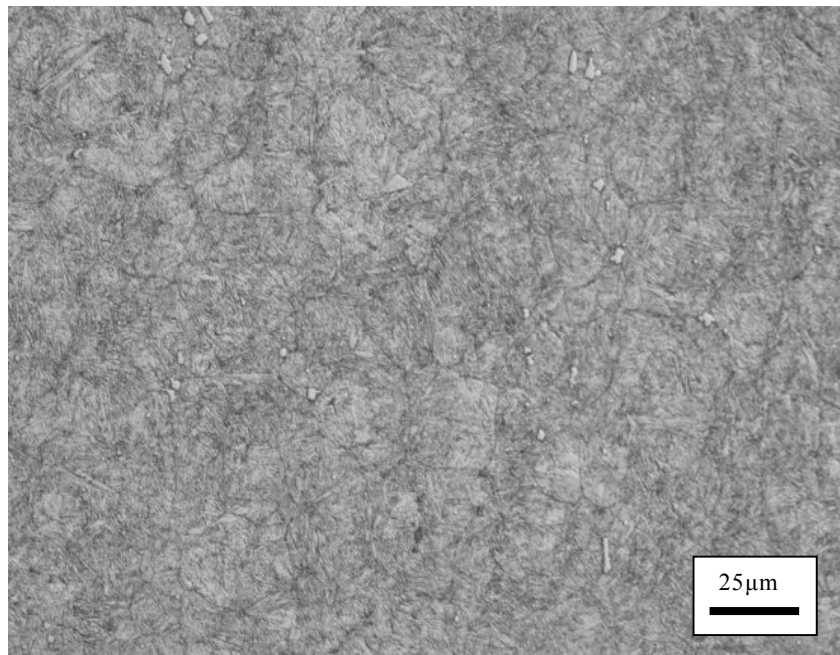
C	Cr	Mo	V	W	Fe
0.4	4.0	1.0	1.5	2.0	Bal.

(Quench)

(Temper)



**Fig.3.15** Heat treatment of MH85



**Fig.3.16** Microstructure of MH85 after heat treatment

### 3.3.2 実験条件

金型損傷試験は **Table 3.4** に示す条件で実施した。潤滑剤噴霧量は，1.5L/min.，3.0L/min.，4.4L/min.の3水準実施した。

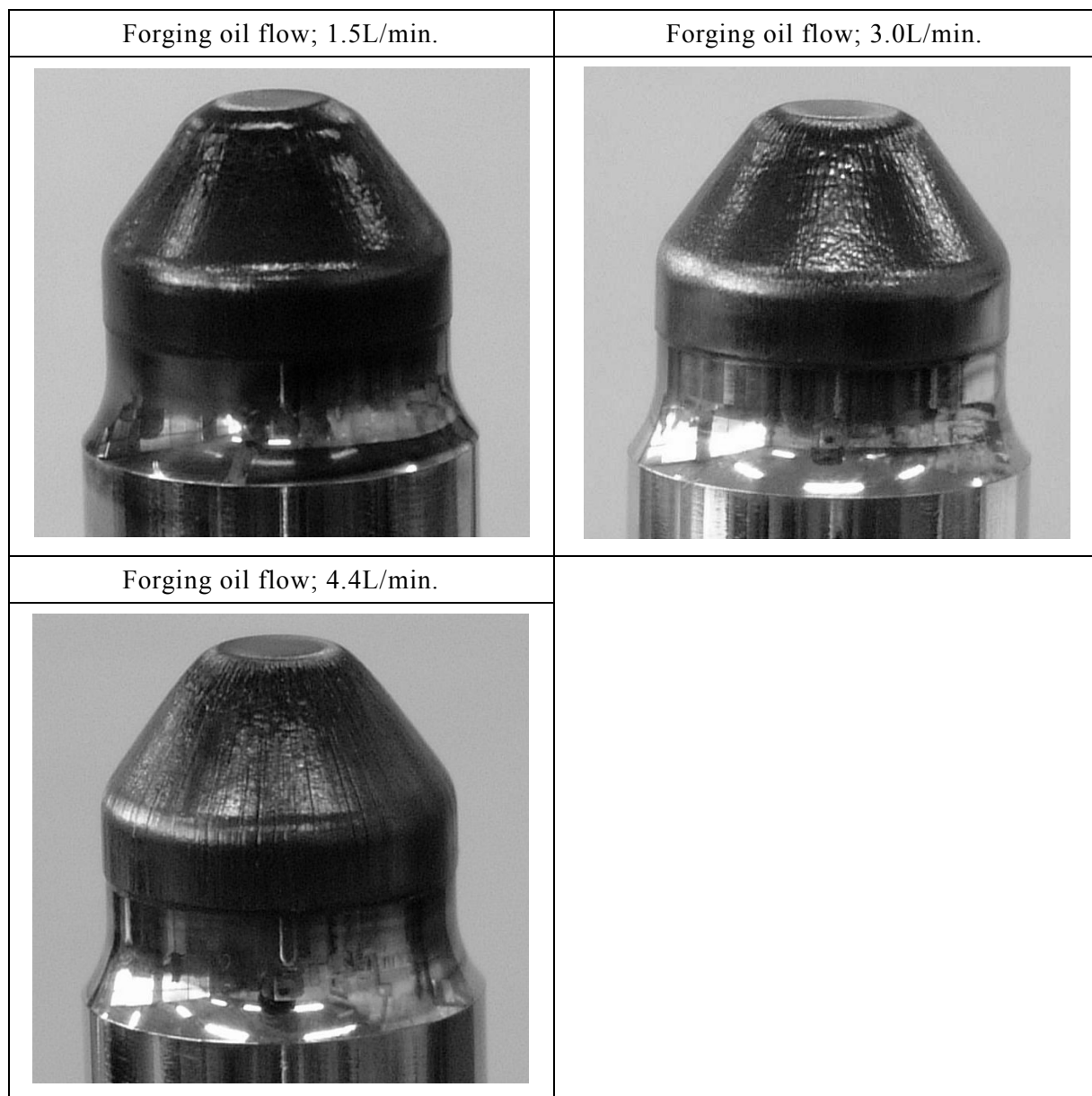
**Table 3.4** Experimental condition of punch damage test

Punch (test piece)	MH85
Work piece	S53C
Forging temperature	820°C
Forging speed	85 shot/min.
Forging number	5,000 shots
Lubricant flow	1.5, 3.0, 4.4 L/min.

### 3.3.3 実験結果

鍛造後のパンチの外観写真を **Fig.3.17** に示す。摩耗は潤滑油量によらず，パンチ先端 R 部で特に進行していることが確認された。テーパ部では，一様に鍛造方向に沿ったスジ状の摩耗が観察された。

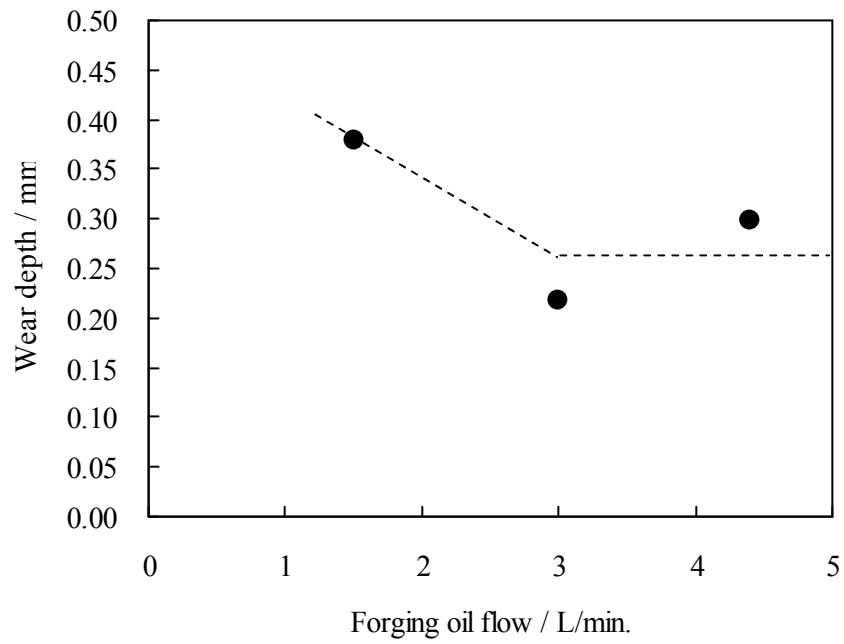
鍛造油量の増加に従い，摩耗が抑制される傾向にあることが観察された。鍛造油量 L/min.では，パンチ先端 R 部の摩耗が非常に激しく，テーパ部の塑性流動も激しい。これに対して，鍛造油量を増加させると，パンチ全域での塑性流動が抑制され，先端 R 部の摩耗も抑制されることが確認された。この結果より，潤滑油量の増加によって金型表面の温度上昇を抑制し，金型表層の軟化による塑性流動を抑制する効果があったと考えられる。



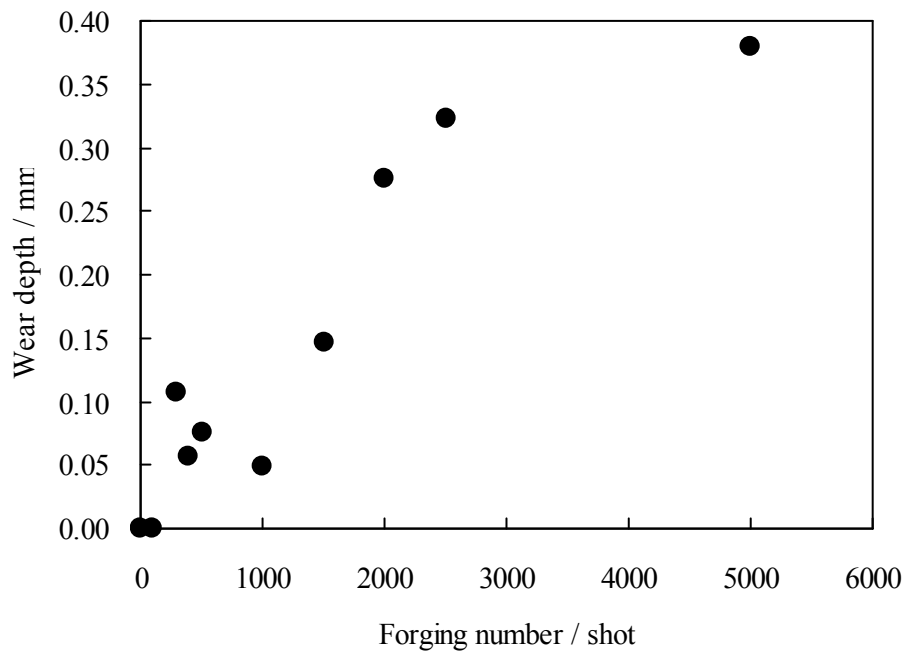
**Fig.3.17** Outlook of punch after 5000shots forging

鍛造後のパンチの摩耗量を測定した結果を **Fig.3.18** に示す．測定位置はパンチ先端より 0.2mm の位置とした．鍛造温度による摩耗量は，外観写真で観察されたように，鍛造油量が増加するほど摩耗量が小さくなる傾向が確認された．ただし，油量 3.0L/min. 以上は摩耗量の減少効果が無いことが確認されたため，潤滑油量の増加による泰磨耗性向上効果は，本鍛造条件下では 3.0L/min.が上限であると考えられる．

鍛造数による摩耗量履歴について，潤滑油量 1.5L/min.を **Fig.3.19** に，潤滑油量 3.0L/min.を **Fig.3.20** に，潤滑油量 4.4L/min.を **Fig.3.21** に示す．この結果より，摩耗は鍛造開始より進行する．また，鍛造数の増加とともに摩耗量が増加することが確認された．

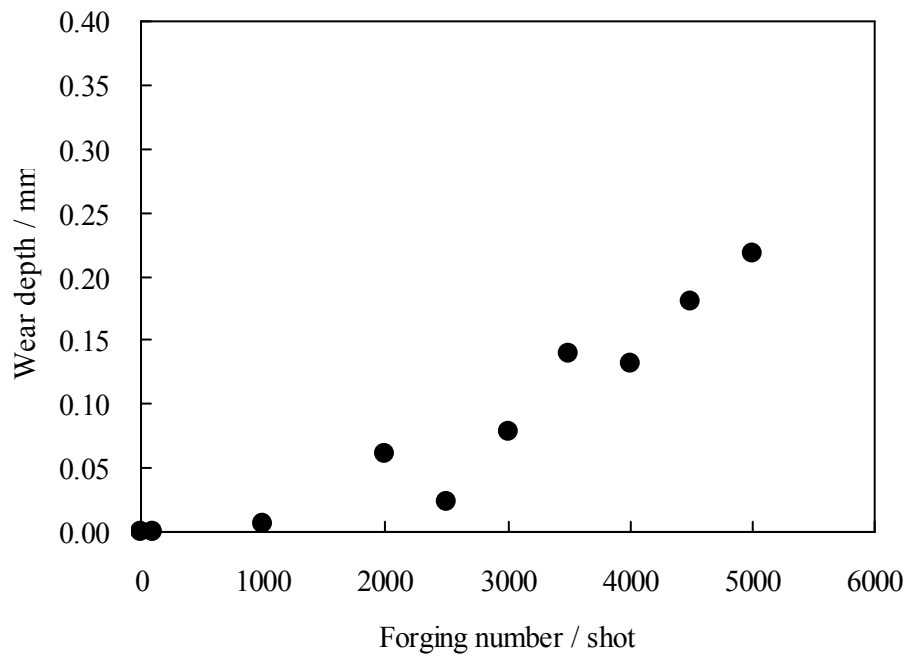


**Fig.3.18** Wear depth of punch after 5,000 shots forging

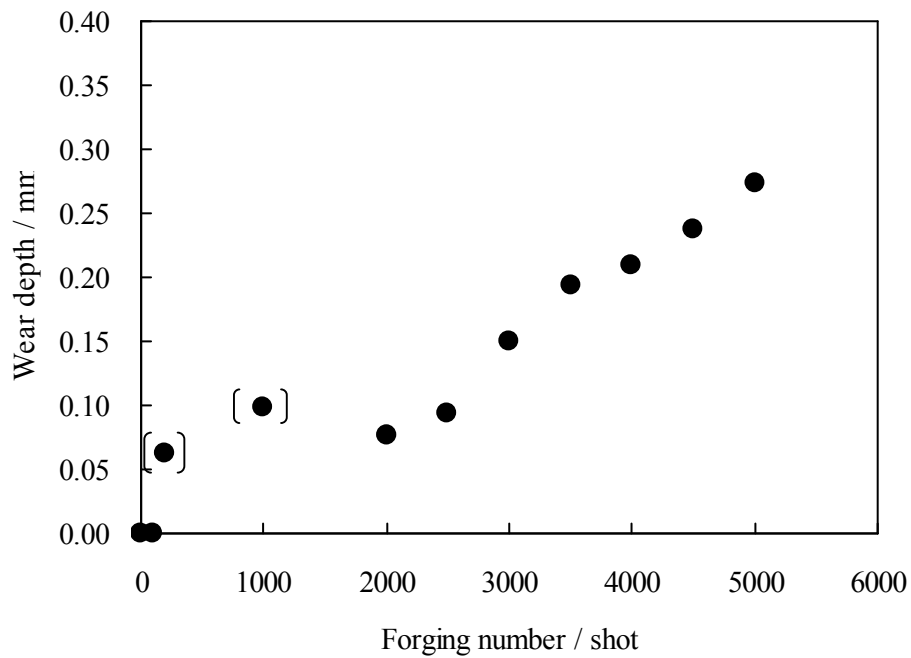


**Fig.3.19** History plot of wear depth of punch of lubricant flow 1.5L/min.





**Fig.3.20** History plot of wear depth of punch of lubricant flow 3.0 L/min.



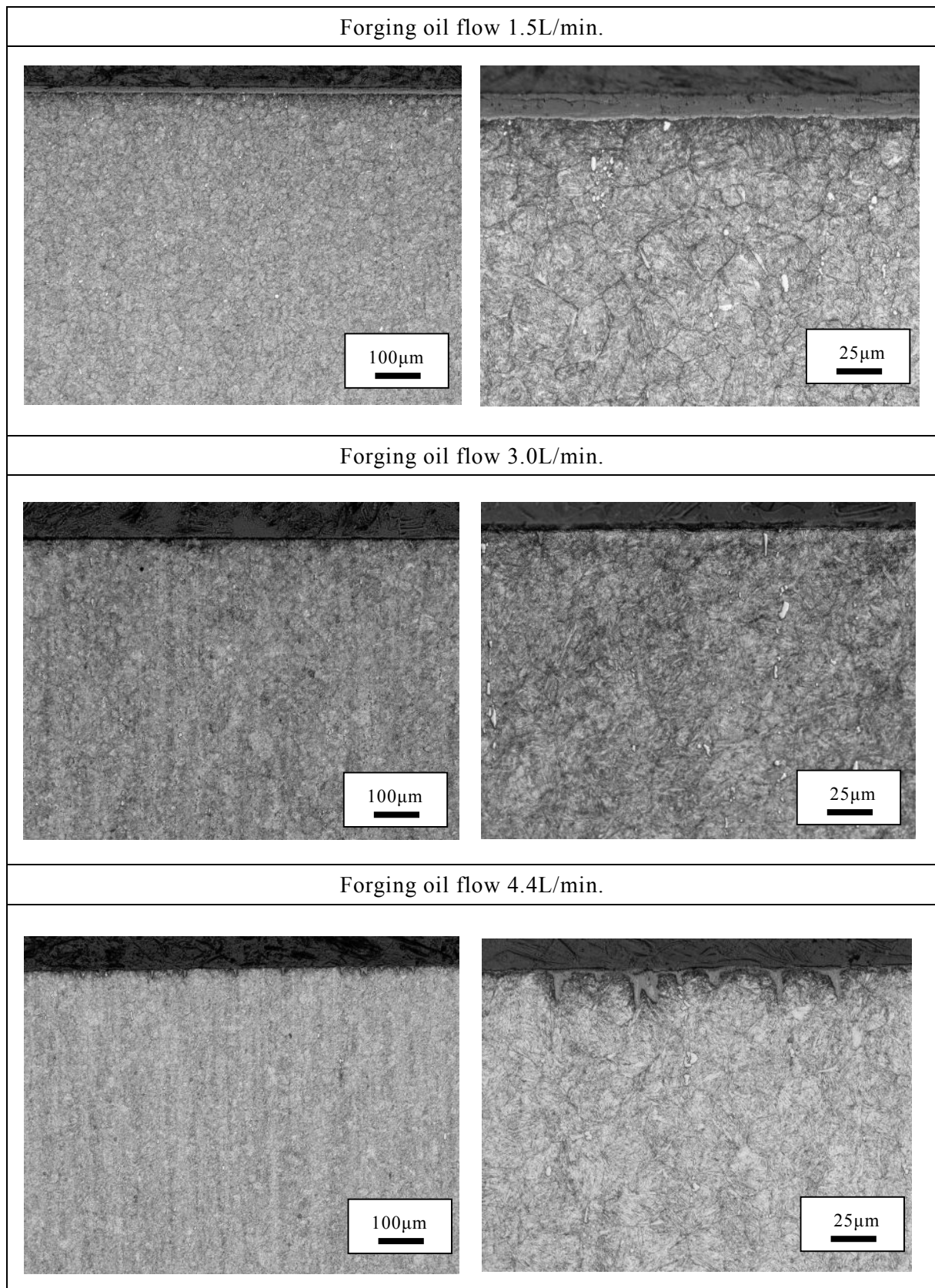
**Fig.3.21** History plot of wear depth of punch of lubricant flow 4.4L/min.

パンチ表層部の組織観察写真について、**Fig.3.22** にパンチ先端部を、**Fig3.23** にパンチ先端 R 部を、**Fig.3.24** にテーパ部を示す。

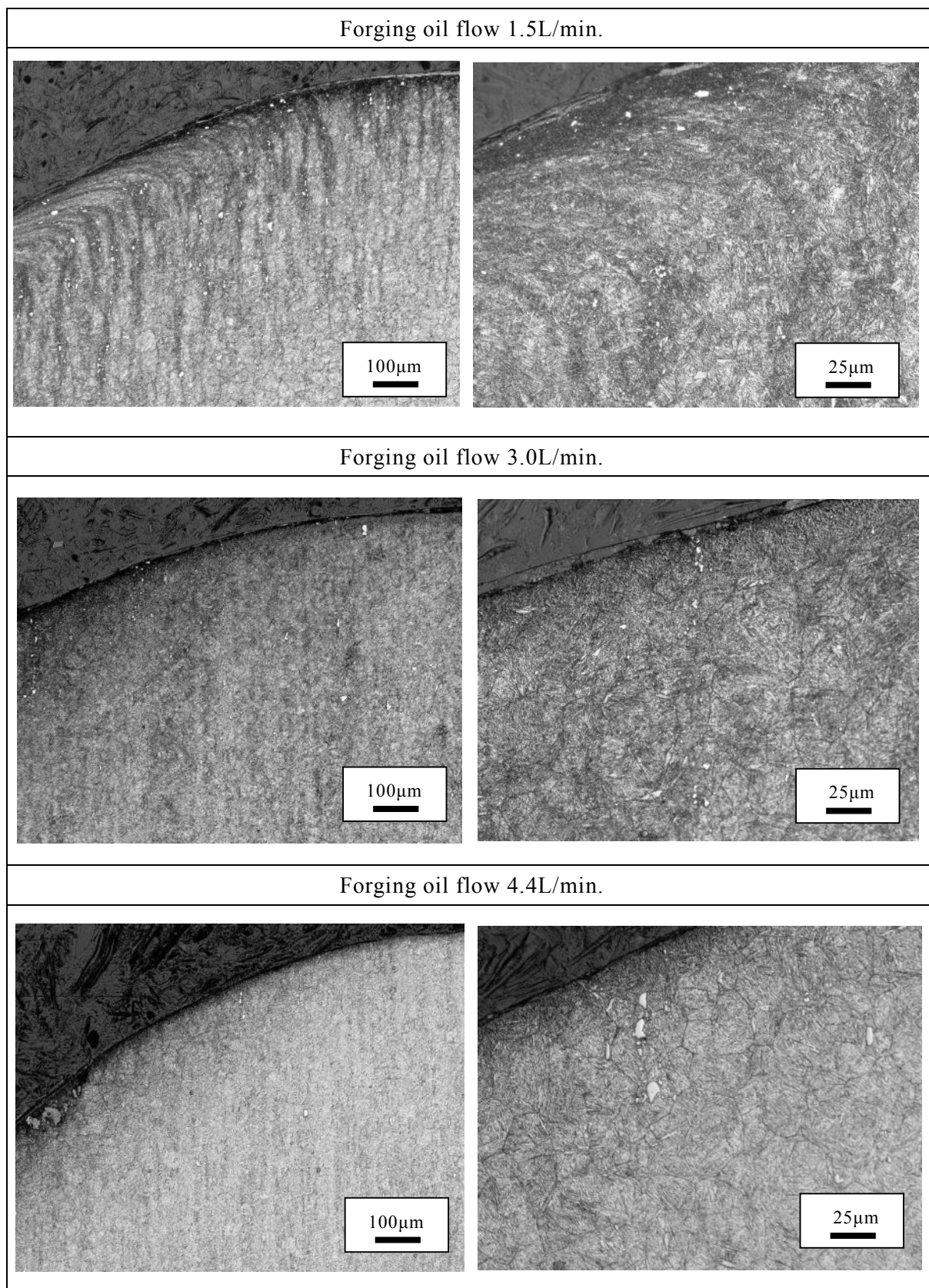
パンチ先端部では、鍛造中のメタルフローはデットメタルであるため、潤滑油量を変化させても被鍛造材と金型間のすべりが発生せず塑性流動は発生しない。ただし、潤滑油量が増加するのに従い、鍛造後の冷却効果が高くなると考えられることから、加熱冷却サイクルによる熱応力振幅が大きくなりヒートチェックが発生するようになった。

パンチ先端 R 部では、潤滑油量 1.5L/min.で顕著な塑性流動が発生していることが確認された。この状況はパンチ材料の偏析バンドが表層部で鍛造方向に向かって湾曲していることから判断できる。一方、鍛造油量 3.0L/min 以上では、塑性流動が発生していなかった。これは、油量の増加による冷却効果により、金型表層の熱軟化を抑制できたことによる効果と考えられる。

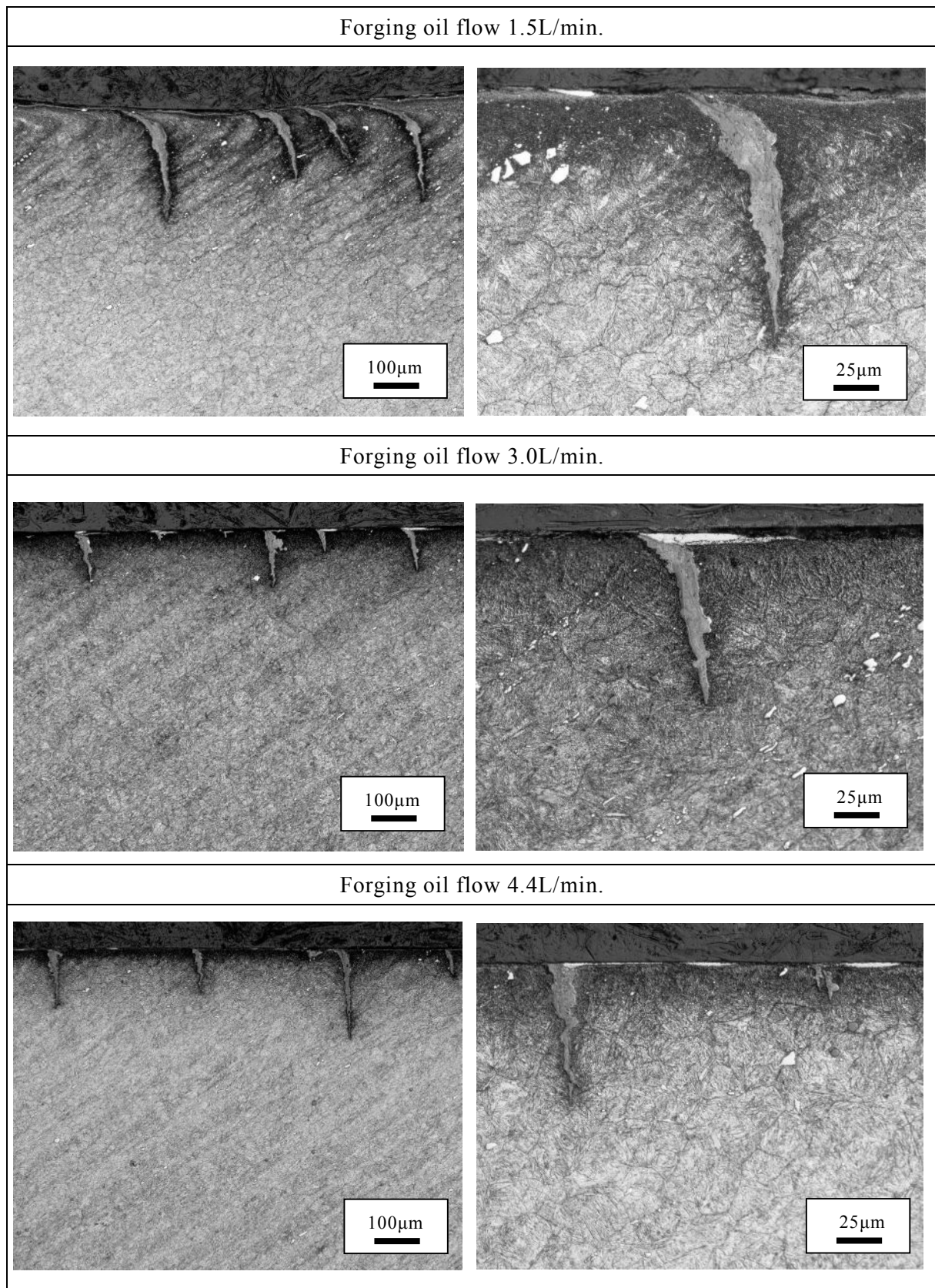
パンチのテーパ部では、パンチ先端 R 部と同様に、潤滑油量 1.5L/min.で顕著な塑性流動が発生していることが確認された。鍛造油量 3.0L 以上では、塑性流動の規模は小さくなった。ただし、鍛造油量 3.0L/min.と 4.4L/min.はほぼ同等であることも確認された。これは、鍛造油量 3.0L/min.以上では、本鍛造条件における金型冷却効果向上による摩耗の抑制効果が同等であり、それ以上の油量の増加は摩耗改善効果に寄与しないと考えられる。



**Fig.3.22** Microstructure at surface area of top of punch



**Fig.3.23** Microstructure at surface area of top R area of punch

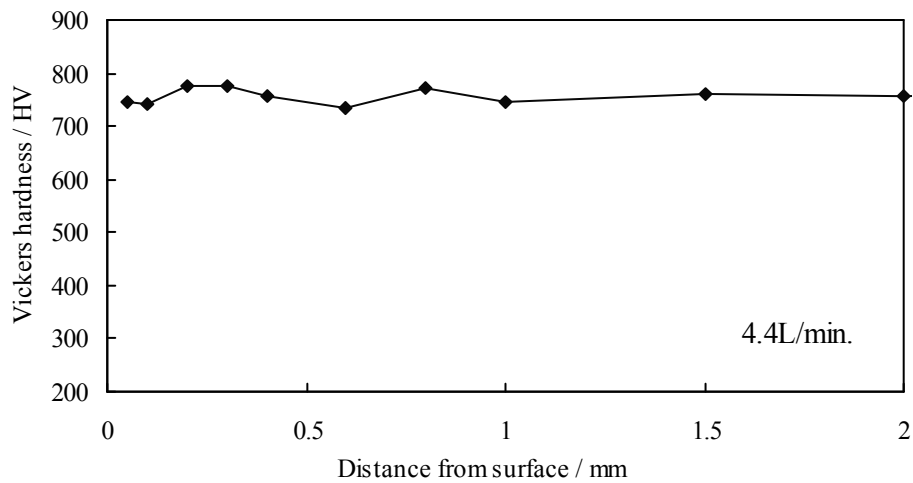
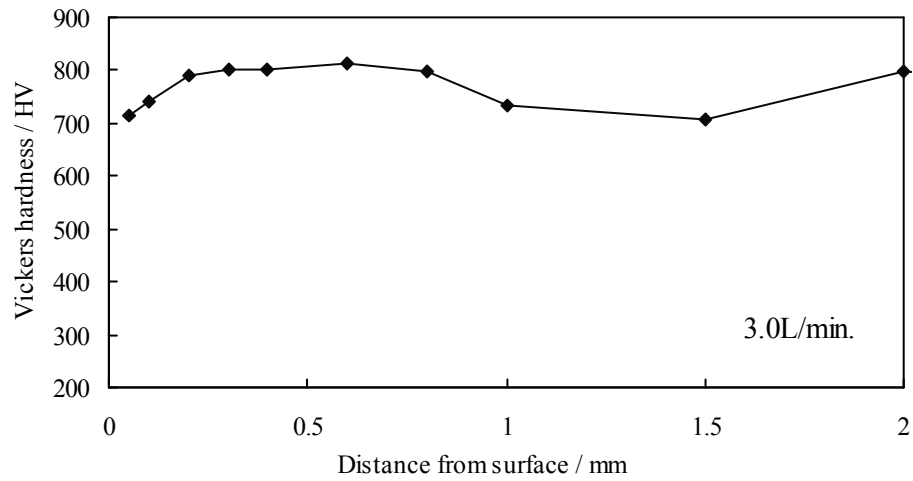
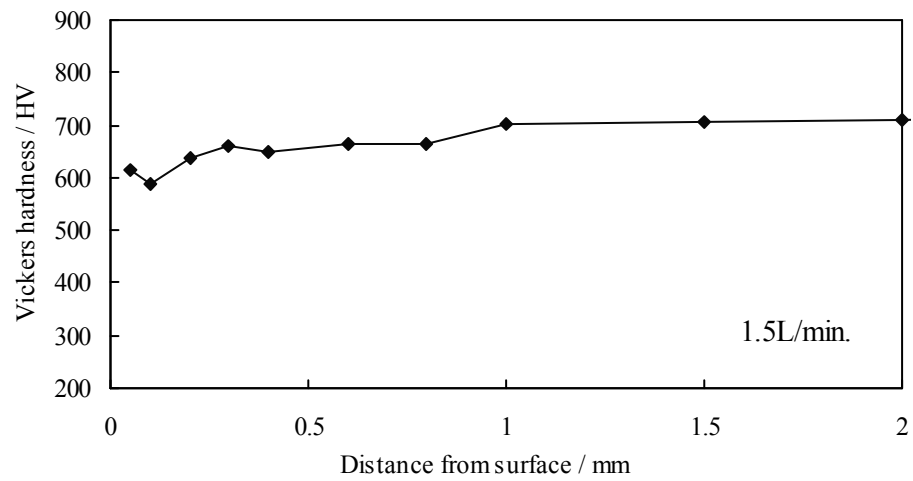


**Fig.3.24** Microstructure at surface area of taper area of punch

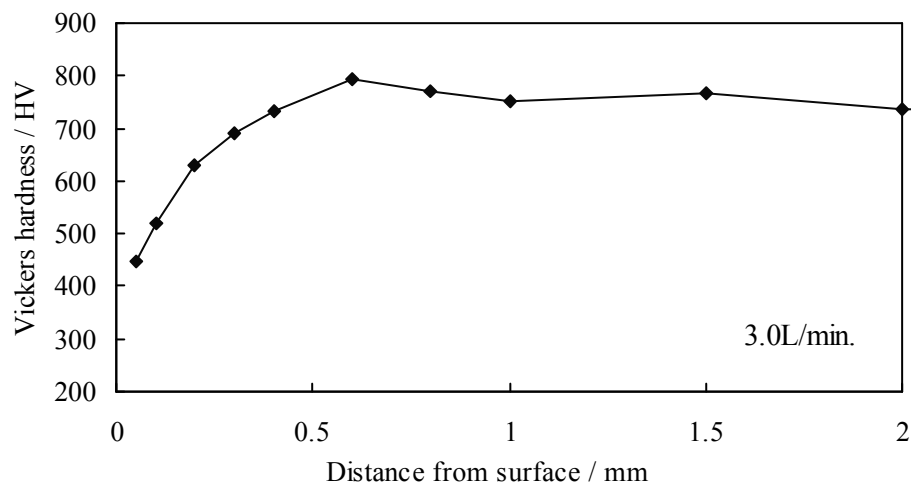
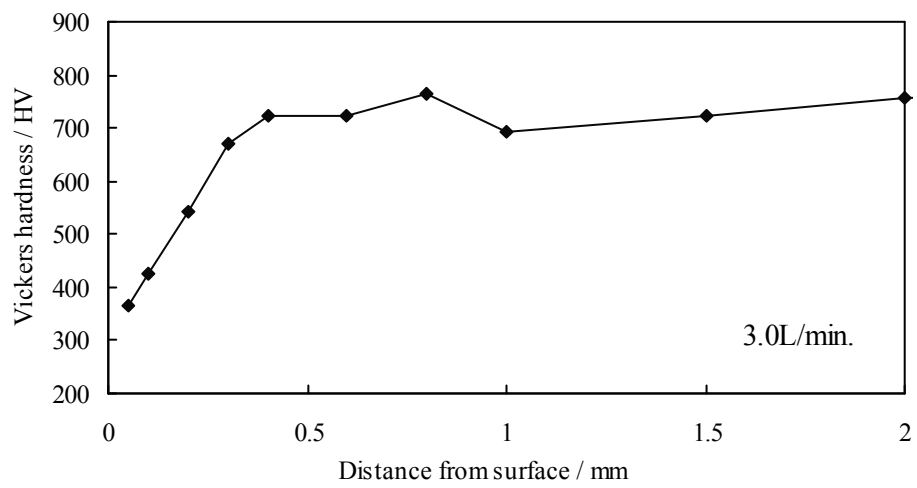
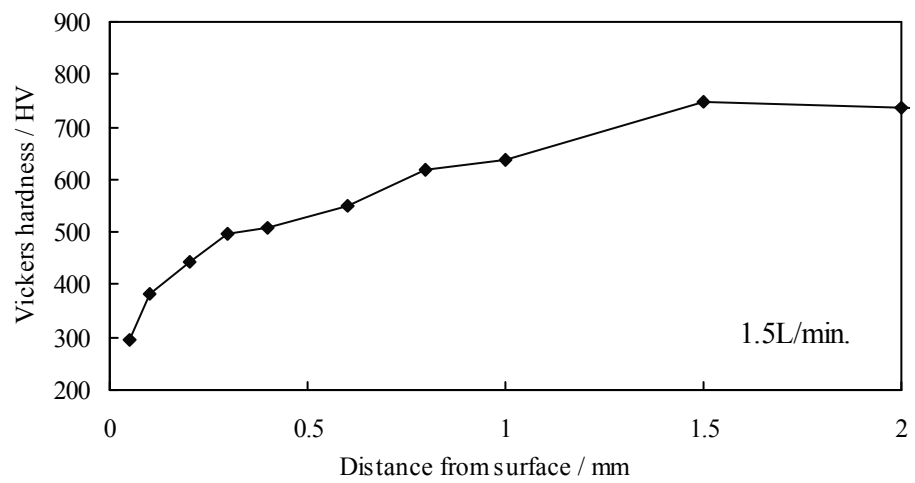
パンチ表層部の硬さ分布について、パンチ先端部を **Fig.3.25** に、パンチ先端 R 部を **Fig.26** に、テーパ部を **Fig.27** に示す。

パンチ先端部では、潤滑剤の油量によらず初期硬さ約 720HV に対し、表層部はほとんど軟化していなかった。また、パンチ先端 R 部では、表層部の顕著な軟化が確認された。潤滑油量 1.5L/min.では、最表層部で初期硬さ 550HV に対し、300HV と 250HV も低下した。軟化深さは 1.5mm まで達し、摩耗が最も進行している部位にもかかわらずそれを上回る深さまで非常に大きく軟化したことが確認された。潤滑油量 3.0L/min では、表層硬さ 370HV となり初期硬さより 180HV 低下した。軟化層は 0.4mm であり、潤滑油量 1.5L/min.の場合より大幅に軟化の規模は小さくなった。また、潤滑油量 4.4L/min.では、表層硬さ 440HV となり初期硬さより 110HV 低下した。軟化層は 0.4mm であり、潤滑油量 3.0L/min とほぼ同等であった。この傾向はパンチのテーパ部においても同様であった。

これらの結果より、潤滑油量が少ない場合、金型表面の冷却が十分になされず、金型表層から内部まで深く熱が伝導するため軟化層が深くなり、軟化の度合いも大きく表層の硬さが焼きなまし状態まで完全に軟化する現象が確認された。同時に潤滑油量を増加させることで、金型の冷却効果が高まり、軟化層の減少や軟化の度合いが低減できることが実証された。

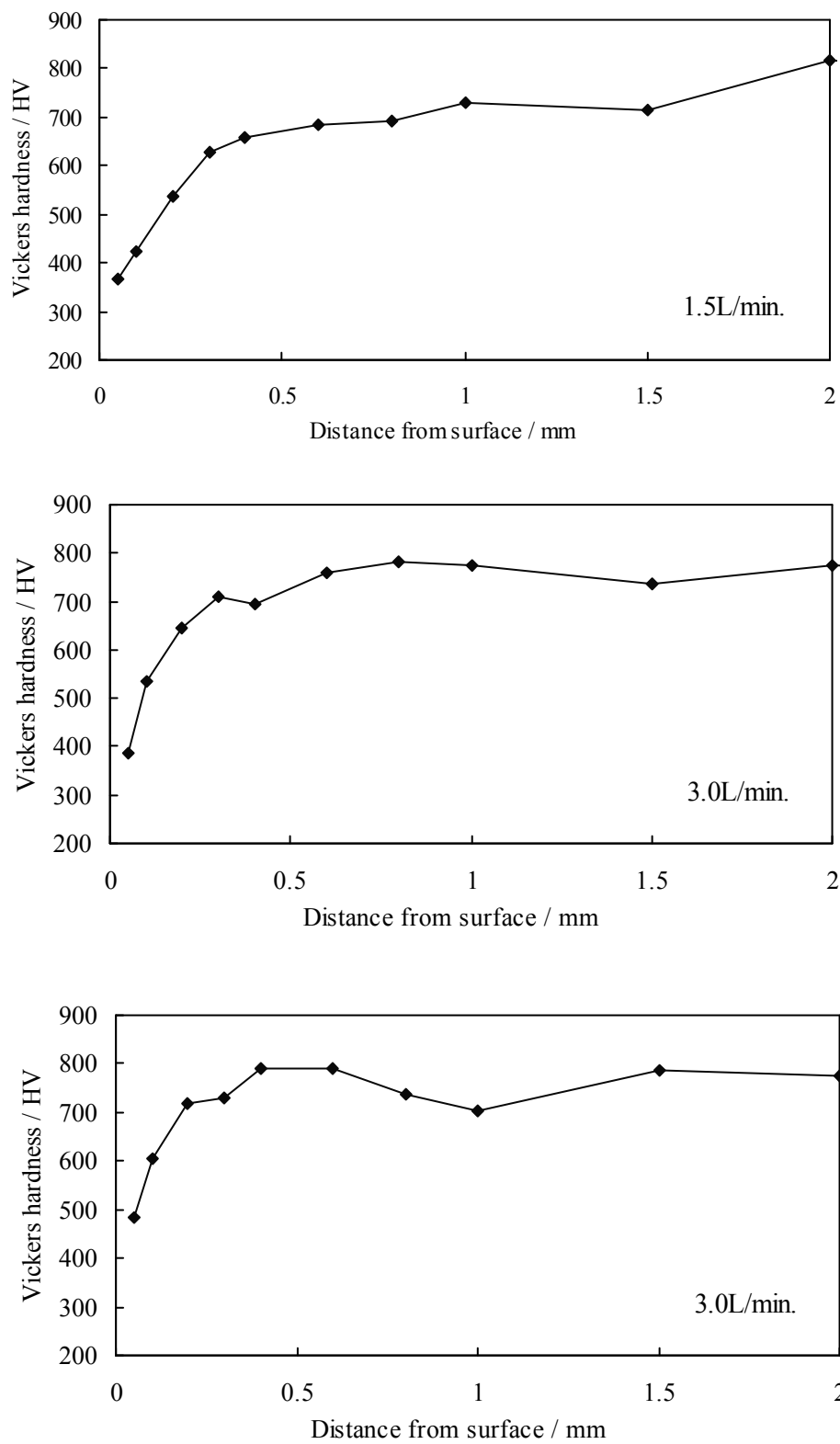


**Fig.3.25** Distribution of Vickers hardness at surface area of top of punch



**Fig.3.26** Distribution of Vickers hardness at surface area of top round of punch





**Fig.3.27** Distribution of Vickers hardness at surface area of taper area of punch

### 3.4 金型材料の影響

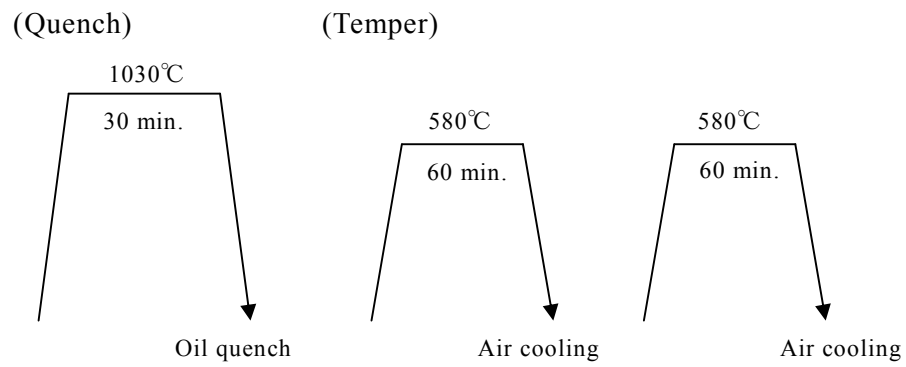
鍛造金型寿命を改善する方法のひとつとして、金型材料を変更することが挙げられる。金型材料は熱間鍛造用に限っても様々な材料が流通しており、それらの特徴は成分設計から推測できるように使用硬さや耐熱性、耐軟化性などに相違がある。本研究では、温熱間鍛造用金型材料のうち、特徴的な 3 鋼種を選択し、本試験法における摩耗挙動の相違を調査することにした。

#### 3.4.1 供試材

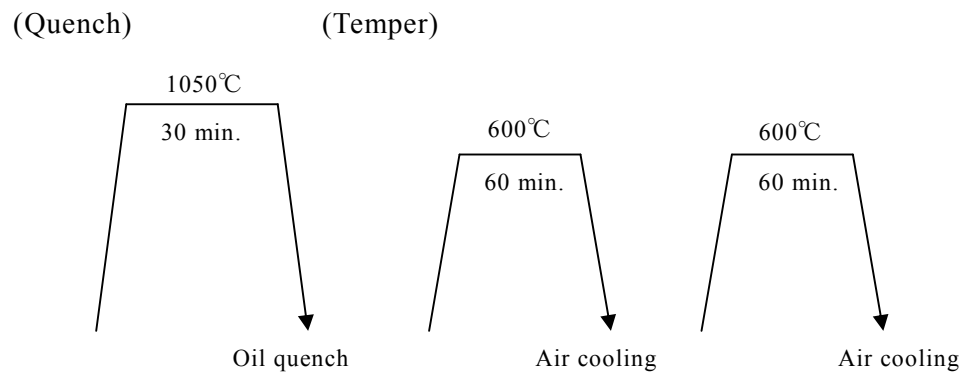
評価用パンチは温熱間鍛造用金型に適用される代表的な 3 鋼種を選択した。汎用的な熱間工具鋼である 5Cr-1.5Mo 系の SKD61、耐軟化性に優れフォーマーなどに使用される 3Cr-3Mo 系の SKD7、そして先の試験で使用したマトリックスハイス鋼 DRM1 とした<sup>3-2),3-3)</sup>。それらの化学成分を **Table 3.5** に示す。評価用パンチとして、SKD61 は **Fig.3.28** に示す熱処理パターンで 50HRC に調質、SKD7 は **Fig.3.29** に示す熱処理パターンで 51HRC に調質、DRM1 は **Fig.3.30** に示す熱処理パターンで 59HRC に調質した。それぞれの熱処理後の組織写真を **Fig.3.31** に示す。すべてマルテンサイト組織となった。

**Table 3.5** Main chemical component of test piece punch

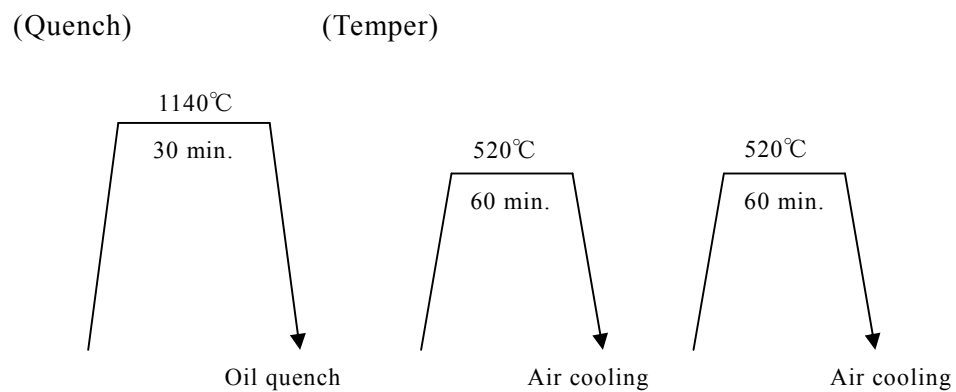
Material	C	Cr	Mo	V	W	Fe
SKD61	0.4	5.0	1.3	0.8	-	Bal.
SKD7	0.4	3.0	3.0	0.6	-	Bal.
DRM1	0.5	4.0	1.0	1.5	2.0	Bal.



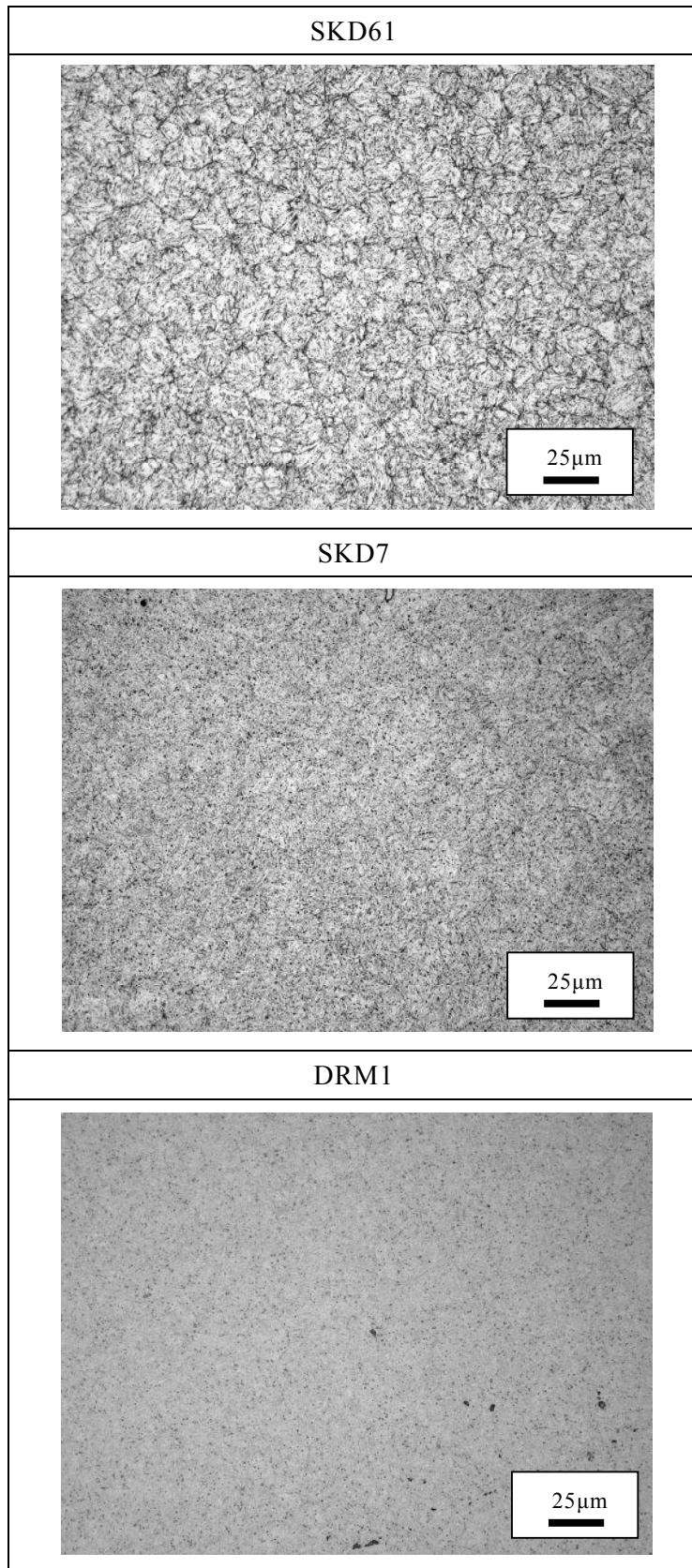
**Fig.3.28** Heat treatment of SKD61



**Fig.3.29** Heat treatment of SKD7



**Fig.3.30** Heat treatment of DRM1



**Fig.3.31** Microstructure of SKD61, SKD7 and DRM1 after heat treatment

### 3.4.2 実験条件

金型損傷試験は **Table 3.6** に示す条件で実施した。パンチ材料を SKD61, SKD7, DRM1 の 3 水準実施した。

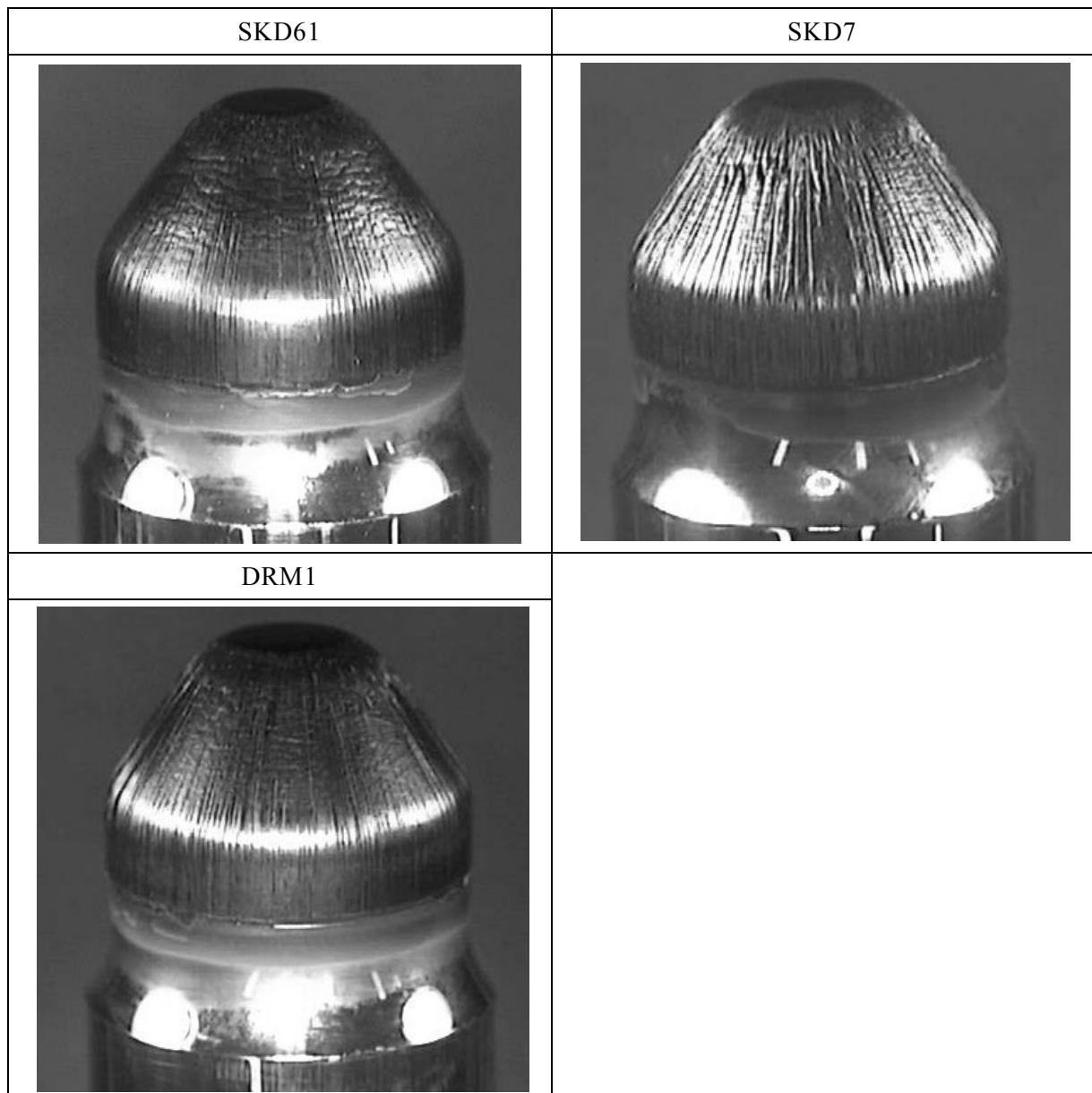
**Table 3.6** Experimental condition of punch damage test

Punch (test piece)	SKD61, SKD7, DRM1
Work piece	S53C
Forging temperature	820°C
Forging speed	85 shot/min.
Forging number	5,000 shots
Lubricant flow	3.0L/min.

### 3.4.3 実験結果

鍛造後のパンチの外観写真を **Fig.3.32** に示す。摩耗は潤滑油量によらず、パンチ先端 R 部で特に進行していることが確認された。テーパ部では、一様に鍛造方向に沿ったスジ状の摩耗が観察された。

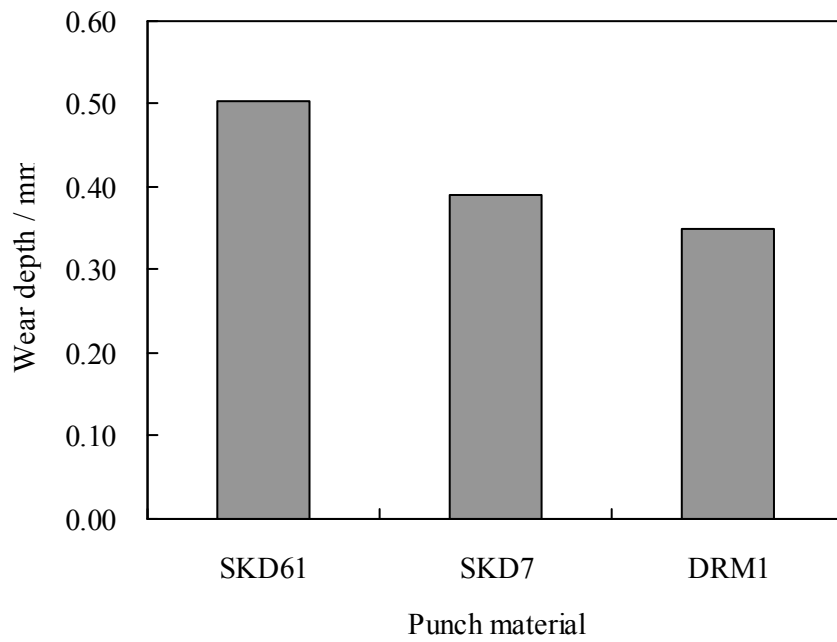
SKD61 は、パンチ先端 R 部で最も激しい摩耗が発生し、テーパ部では最も激しい塑性流動とヒートチェックが発生していることが確認された。SKD7 は、SKD61 と比較して先端 R 部の摩耗が抑制され、テーパ部では鍛造方向のスジ状の摩耗痕が残っていた。DRM1 は 3.1 で述べた通りであるが、SKD61, SKD7 と比較してパンチ先端 R 部、テーパ部において、摩耗量が小さく塑性流動に規模も小さいことが確認された。



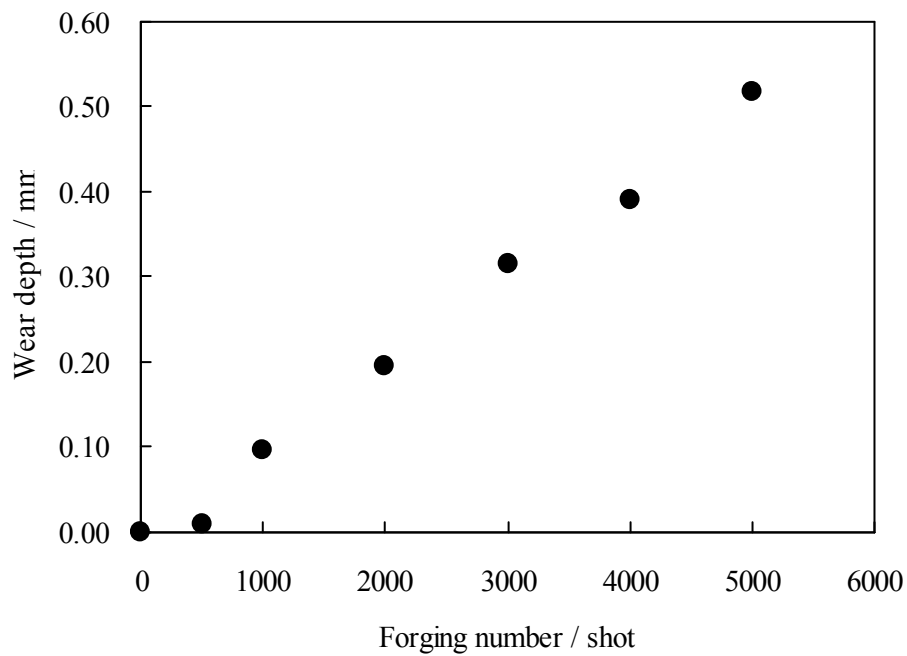
**Fig.3.32** Outlook of punch after 5000shots forging

鍛造後のパンチの摩耗量を測定した結果を **Fig.3.33** に示す。測定位置はパンチ先端より 0.2mm の位置とした。SKD61 の摩耗量が最も大きく、次いで SKD7, DRM1 となった。これより、同一鍛造条件であっても金型材料によって摩耗量に差が発生することが確認された。この摩耗量の差は、金型材料の性質に起因するものと考えられる。一般的には初期硬さが高いほど耐摩耗性が向上することから今回の水準の摩耗量の序列は説明できる。さらに、温熱間鍛造条件では、金型に熱的負荷が作用するため、摩耗が発生する金型表面では金型材料の高温強度の低下や軟化によってより摩耗が進行しやすくなると考えられる。SKD61 と SKD7 の初期硬さの差は 1HRC とわずかにも関わらず、SKD61 の摩耗量が明らかに大きい原因はこの高温強度と軟化に関わる材料物性に関係するものと推測される。この詳しい解析は第 4 章で記述する。

鍛造中の摩耗量の発生履歴を SKD61 は **Fig.3.34** に、SKD7 は **Fig.3.35** に、DRM1 は **Fig.3.36** に示す。SKD61 と SKD7 では、鍛造数 500shot 以降で鍛造数の増加とともにおよそ線形的に摩耗量が増加することが確認された。一方、DRM1 では、鍛造数 2000shot まで比較的速く摩耗が進行し、2000shot 以降で緩やかに摩耗が進行することが確認された。

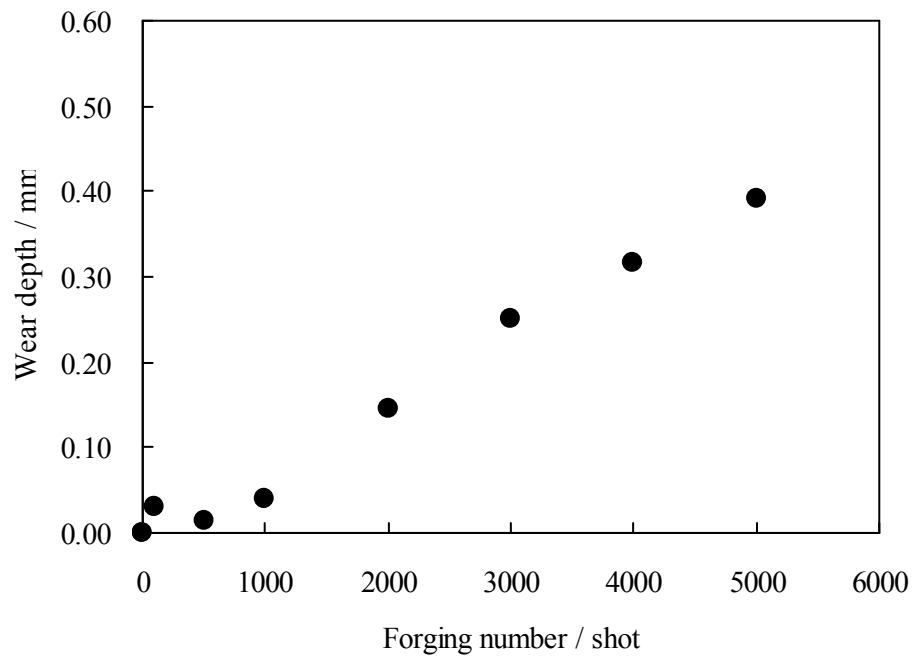


**Fig.3.33** Wear depth of punch after 5,000 shots forging

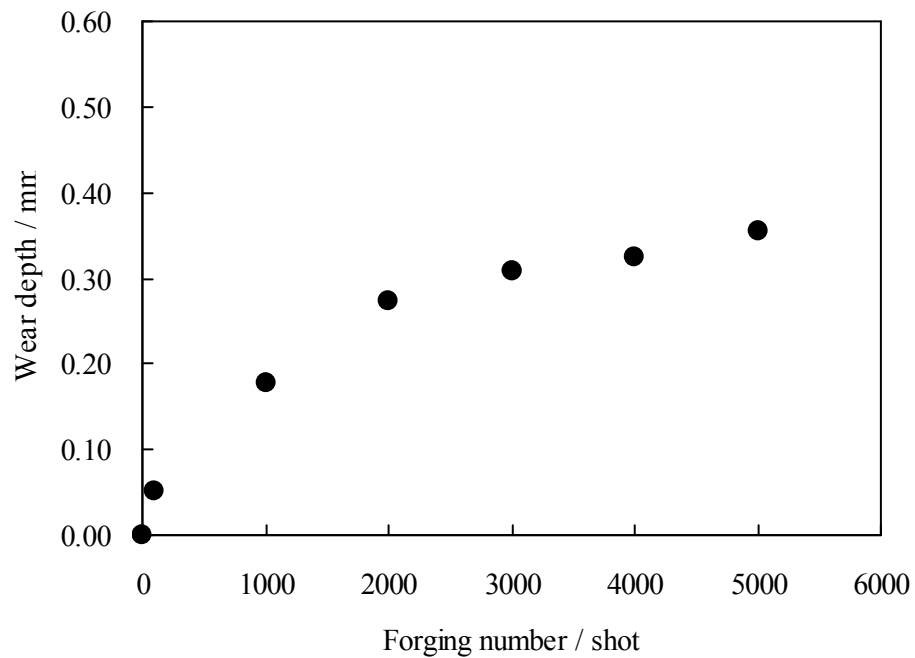


**Fig.3.34** History plot of wear depth of punch of SKD61





**Fig.3.35** History plot of wear depth of punch of SKD7



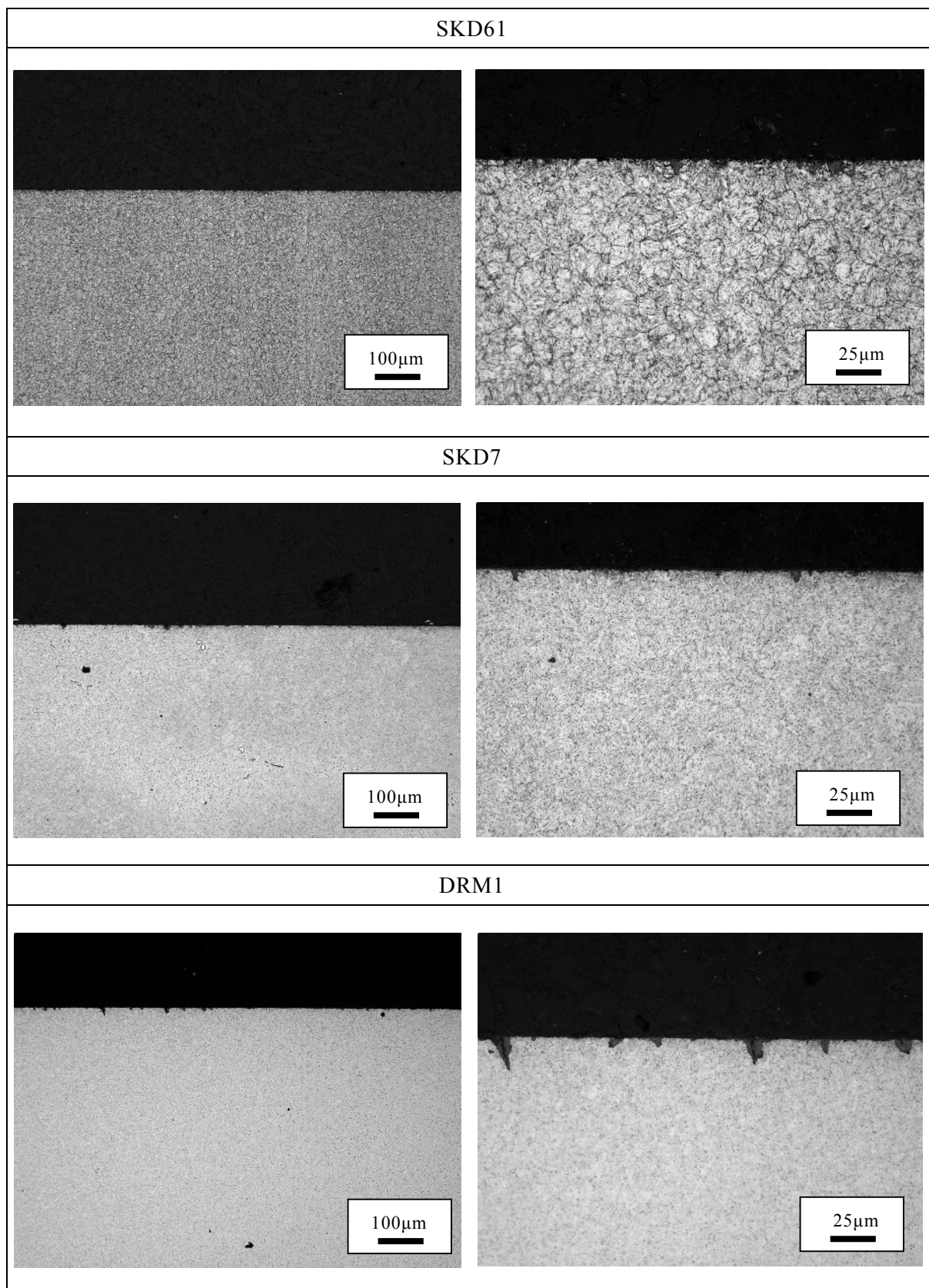
**Fig.3.36** History plot of wear depth of punch of DRM1

パンチ表層部の組織観察写真について、**Fig.3.37** にパンチ先端部を、**Fig3.38** にパンチ先端 R 部を、**Fig.3.39** にテーパ部を示す。

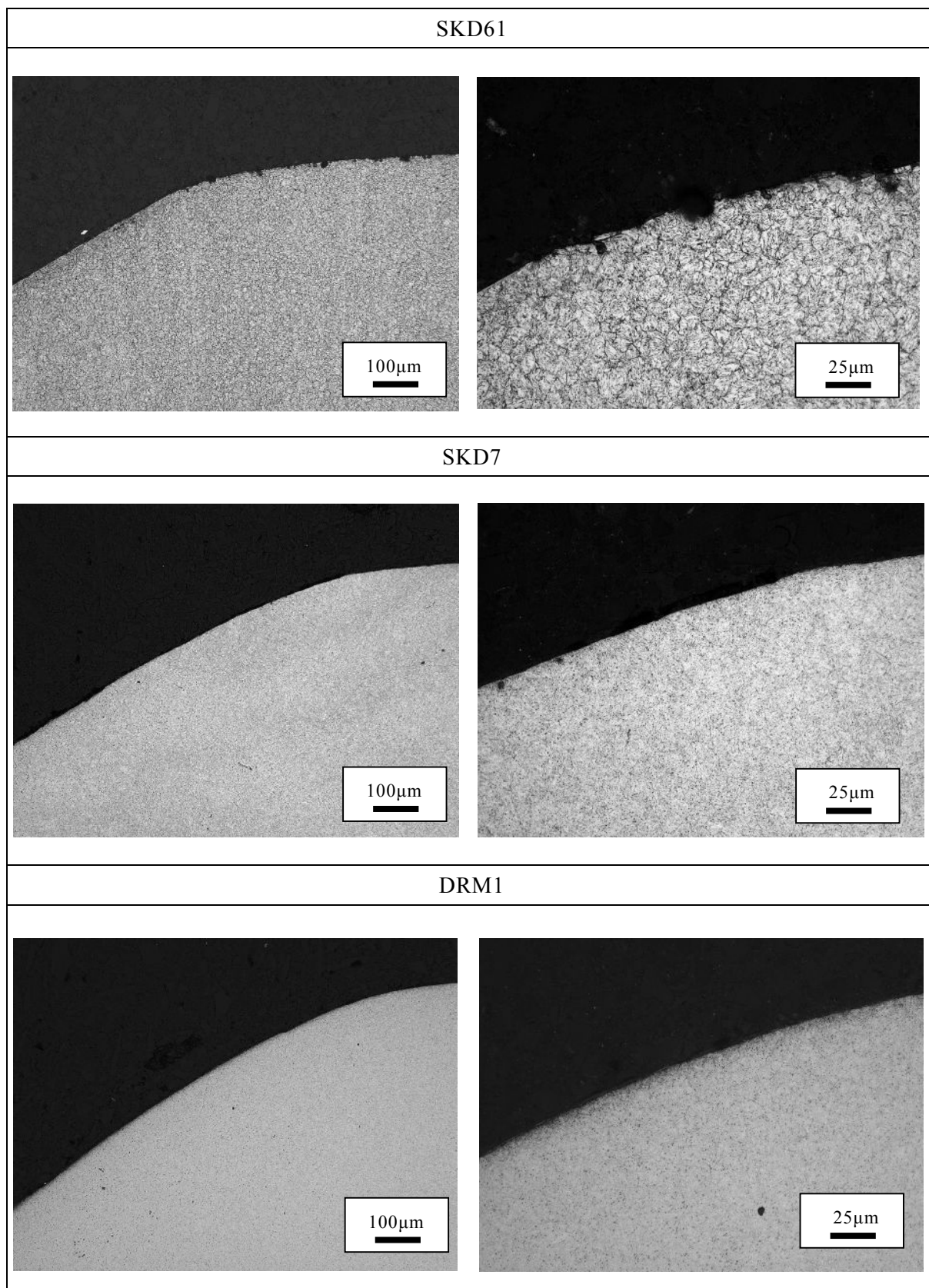
パンチ先端部では、鍛造中のメタルフローはデットメタルであるため、金型表面のしゅう動による摩耗は発生していない。しかし、潤滑剤噴霧による冷却がなされるため、鍛造中に加熱と冷却による熱サイクルが発生するため、わずかながらヒートチェックが発生した。このヒートチェックは SKD61 と SKD7 で亀裂深さ約  $5\mu\text{m}$ 、DRM1 で約  $10\mu\text{m}$  であり、わずかな差が観察された。

パンチ先端 R 部では、すべてのパンチ材料で塑性流動やヒートチェックは観察されなかった。これは、摩耗が進行する速度が塑性流動層の形成やヒートチェックの亀裂進展速度よりも速いため、結果的に発生していないように観察されたためと推測される。

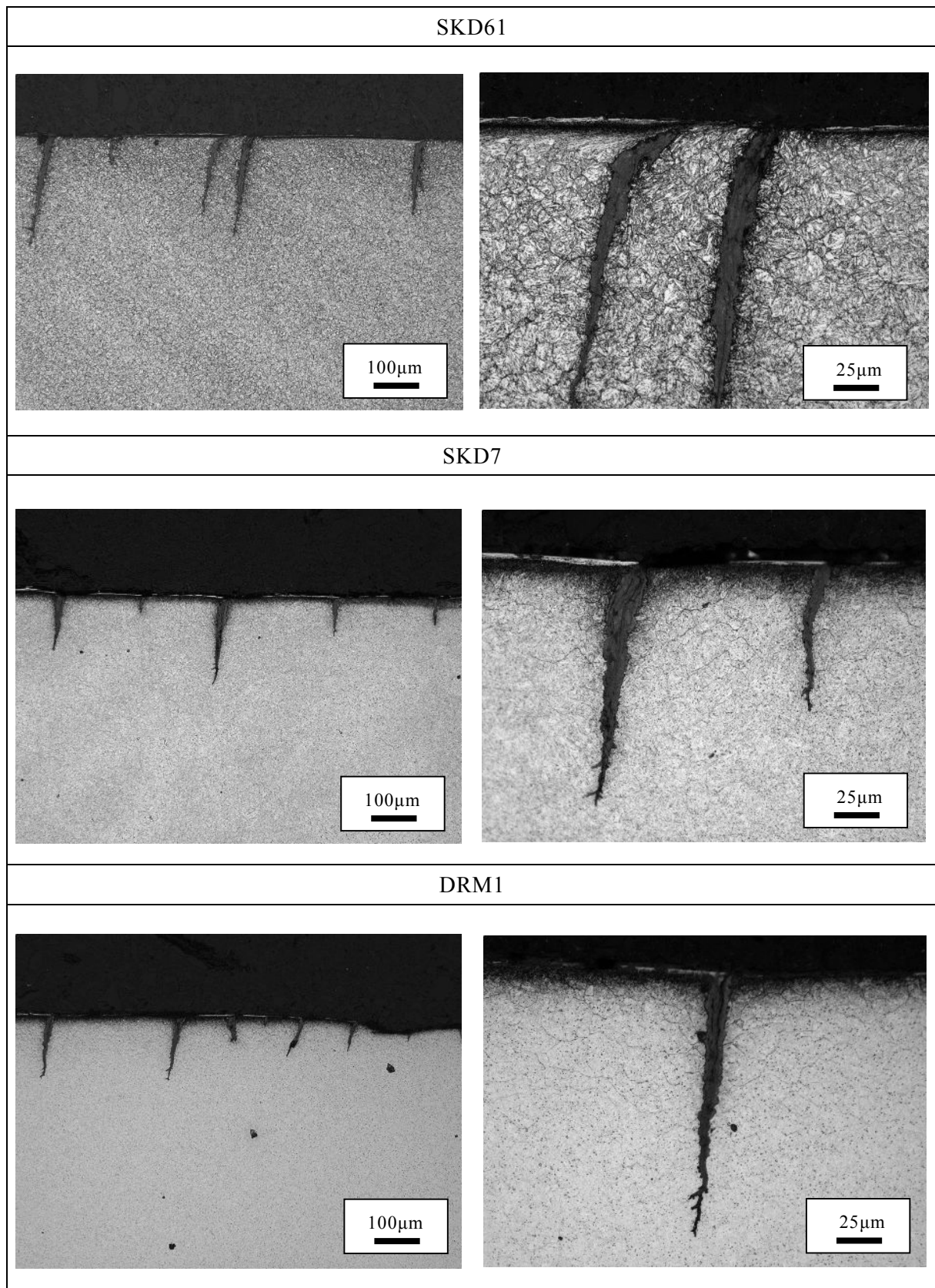
パンチのテーパ部では、すべてのパンチ材料で  $100\sim 200\mu\text{m}$  の亀裂深さをもったヒートチェックが観察された。また、この部位は塑性流動の発生も顕著である。塑性流動の発生状況は表層で組織やヒートチェックの亀裂が鍛造のしゅう動方向に沿って湾曲していることから観察することができる。塑性流動層の深さは SKD61 が最も深く約  $30\mu\text{m}$ 、次いで SKD7 の約  $10\mu\text{m}$  となった。DRM1 は  $5\mu\text{m}$  以下のわずかな塑性流動層が観察された。この差は金型材料の高温強度や軟化挙動に由来すると考えられる。詳細な解析は第 4 章で記述することにする。



**Fig.3.37** Microstructure at surface area of top of punch



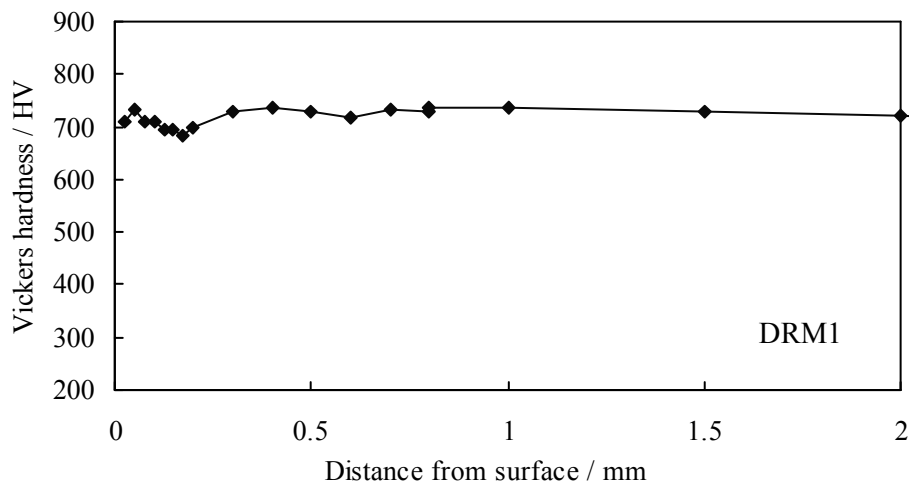
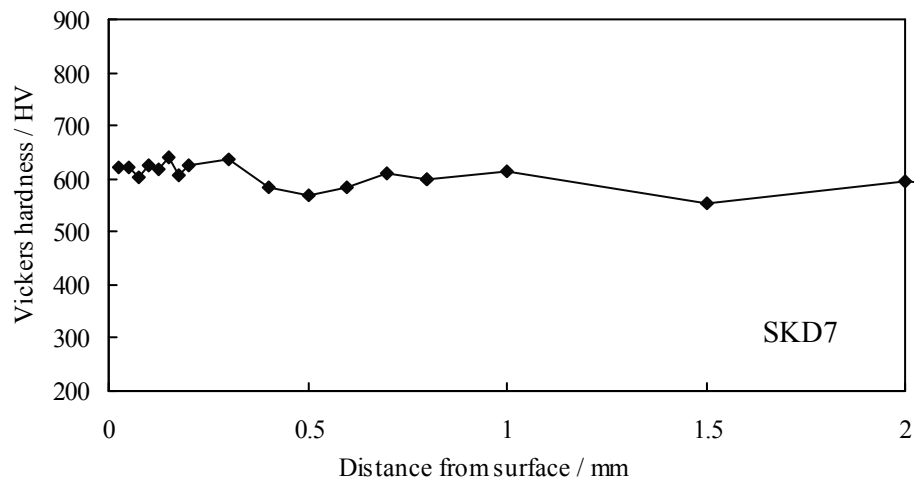
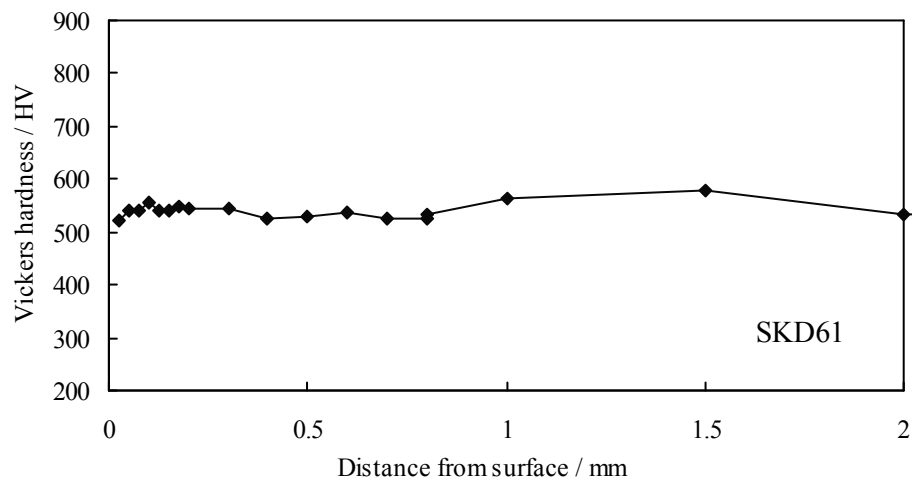
**Fig.3.38** Microstructure at surface area of top R area of punch



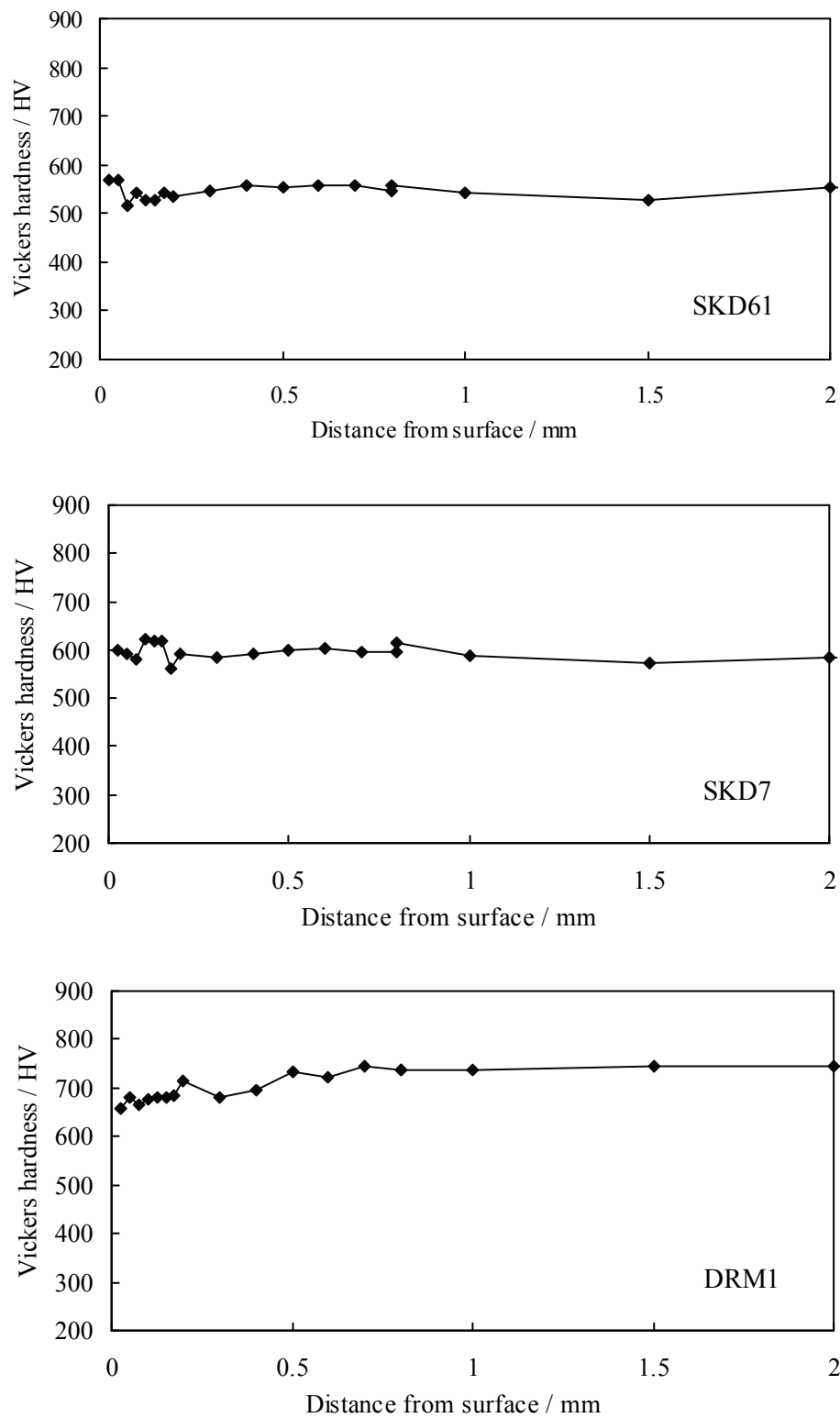
**Fig.3.39** Microstructure at surface area of taper area of punch

パンチ表層部の硬さ分布について、パンチ先端部を **Fig.3.40** に、パンチ先端 R 部を **Fig.41** に、テーパ部を **Fig.42** に示す。

パンチ先端部では、すべてのパンチ材料で表層部の軟化等の変化が観察されなかった。また、パンチ先端 R 部では、摩耗が最も進行した部位であるにも関わらず、表層部の軟化が観察されなかった。これは、組織観察で示された結果と同様に、摩耗の進行が塑性流動の形成よりも速く進行したため、表層部は常に母材と同じ硬さの面が露出しているものと考えられる。パンチのテーパ部では、すべてのパンチ材料で表層部の軟化が確認された。SKD61 では、表層部でビッカース硬さ 450HV と初期硬さ 550HV より 100HV 低下した。その軟化層の深さは  $20\mu\text{m}$  であった。SKD7 では、表層部でビッカース硬さ 550HV と初期硬さ 600HV より 50HV 低下した。その軟化層の深さは  $15\mu\text{m}$  であった。DRM1 では、表層部でビッカース硬さ 550HV と初期硬さ 720HV より 170HV 低下した。これより、金型表面で鍛造中のしゅう動が大きくかつ摩耗量が比較的少ない部位では、熱的負荷に起因すると考えられる表層の軟化層が形成されることが確認された。また硬さ分布より求められた軟化層深さは組織写真で観察される塑性流動層の深さともほぼ一致することが確認された。

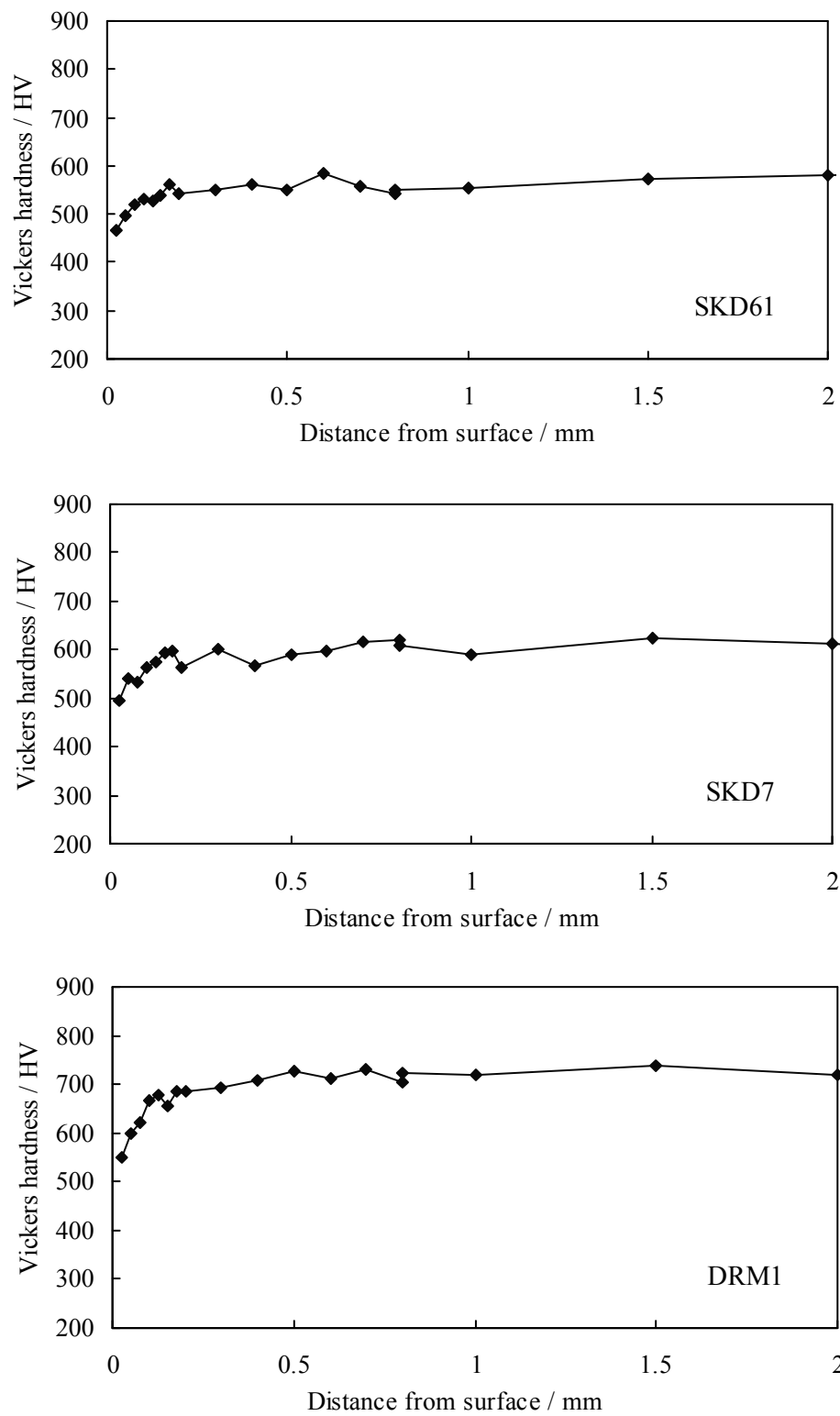


**Fig.3.40** Distribution of Vickers hardness at surface area of top of punch



**Fig.3.41** Distribution of Vickers hardness at surface area of top round of punch





**Fig.3.342**Distribution of Vickers hardness at surface area of taper area of punch

### 3.5 表面処理の影響

温熱間鍛造用金型に耐摩耗性を付与する方法として、表面処理の適用が挙げられる。表面処理は金型表面の硬さを局部的に上昇させることが可能であるため、最も耐摩耗性が要求される鍛造しゅう動面に適用することで摩耗起因による金型寿命の大幅な改善が期待できる。表面処理は大きく分けて拡散処理型の窒化处理と硬質皮膜をコーティング処理方法がある。本実験では、代表的な表面処理法を選択し、代表的な金型材料と組み合わせることで実際の鍛造時にどのようなメカニズムで耐摩耗性を向上させているのか調査した。

#### 3.5.1 供試材

評価用金型母材には、代表的な金型材料として、熱間ダイス鋼 SKD61、マトリックスハイス鋼 DRM1 をとした。これらの金型材料には Fig.3.28, 3.30 で示した熱処理条件と同様の調質を実施し、それぞれビッカース硬さ 550HV, 720HV のパンチとした。さらにそれぞれのパンチに塩浴室化处理、ラジカル窒化处理、イオンプレーティング法による CrN 硬質皮膜のコーティングを適用した<sup>3-4)~3-8)</sup>。各表面処理条件は Table 3.8 に示すとおりである。

表面処理後の表層部の組織写真を金型母材 SKD61 は Fig.3.43 に、金型母材 DRM1 は Fig.3.44 に示す。また、表層部の硬さ分布を金型母材 SKD61 は Fig.3.45 に、金型母材 DRM1 は Fig.3.46 に示す。さらに、表面処理層の化学成分組成を把握するため、EPMA(Electron Probe Micro Analyzer)を用いて金型材料の主要成分である C, Cr, Mo の濃度分布と窒化層の窒素の存在量を計測するため窒素の X 線強度分布を調査した。表面処理後の濃度マッピング画像を金型母材 SKD61 は Fig.3.47 に、金型母材 DRM1 は Fig.3.48 に示す。これらの測定結果より得られた各表面処理層の厚さと最高硬さを Table 3.9 に示す。

塩浴室化处理材は最表層に厚さ約  $5\mu\text{m}$  の窒素濃化部が存在する。これは一般的には白層と呼ばれ、 $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N-Fe}_2\text{N}$  を主成分とした窒化物が存在する。表層から内部にかけて窒素濃度が徐々に低下する部位は拡散層であり、CrN,  $\beta\text{-Cr}^2\text{N}$  が窒化处理により生成される<sup>3-9)</sup>。拡散層では、窒素の X 線強度が高いほど、ビッカース硬さも上昇したため、窒化物が多く生成するほど硬さが高くなったといえる。一方、拡散層では炭素量が母材に対して減少し、拡散層と母材の境界付近で濃化する現象が確認された。これは窒化处理中に窒素成分が拡散し窒化物を形成するときに、従来存在した炭化物が分解され、炭素と窒素が置換された結果、炭素が表層から内部へ向って押し出されながら拡散したものと推測される。この炭素の移動は硬さ分布にはほとんど影響を与えていなかった。白層と拡散を合わせた塩浴室化層の厚さは硬さ分布と EPMA マッピング画像

から SKD61 で  $75\mu\text{m}$ , DRM1 で  $100\mu\text{m}$  であった。また DRM1 の表層部近傍の拡散層の硬さは SKD61 より約 150HV 硬くなった。拡散層の窒素強度分布は両鋼種で同等であったため、合金成分量の相違が両者の硬質な化合物量の相違となり硬さに影響を与えたものと推測される。

ラジカル窒化処理では、塩浴室窒化処理層で観察された最表層部の白層は観察されなかった。これは窒化処理法の相違に由来するものである。また、炭素の濃度分布変化は塩浴室窒化処理層と同様な挙動を示したことより、拡散層の窒化物形成のプロセスも同様であると考えられる。しかしながら、窒素強度分布が示すように、拡散が塩浴室窒化処理法ほど進んでいなかった。そのため硬さ分布が示すように表面処理層が浅くなった。この窒化層の厚さは SKD61, DRM1 とともに  $25\mu\text{m}$  であった。DRM1 の表層硬さは SKD61 より約 40HV 高くなった。

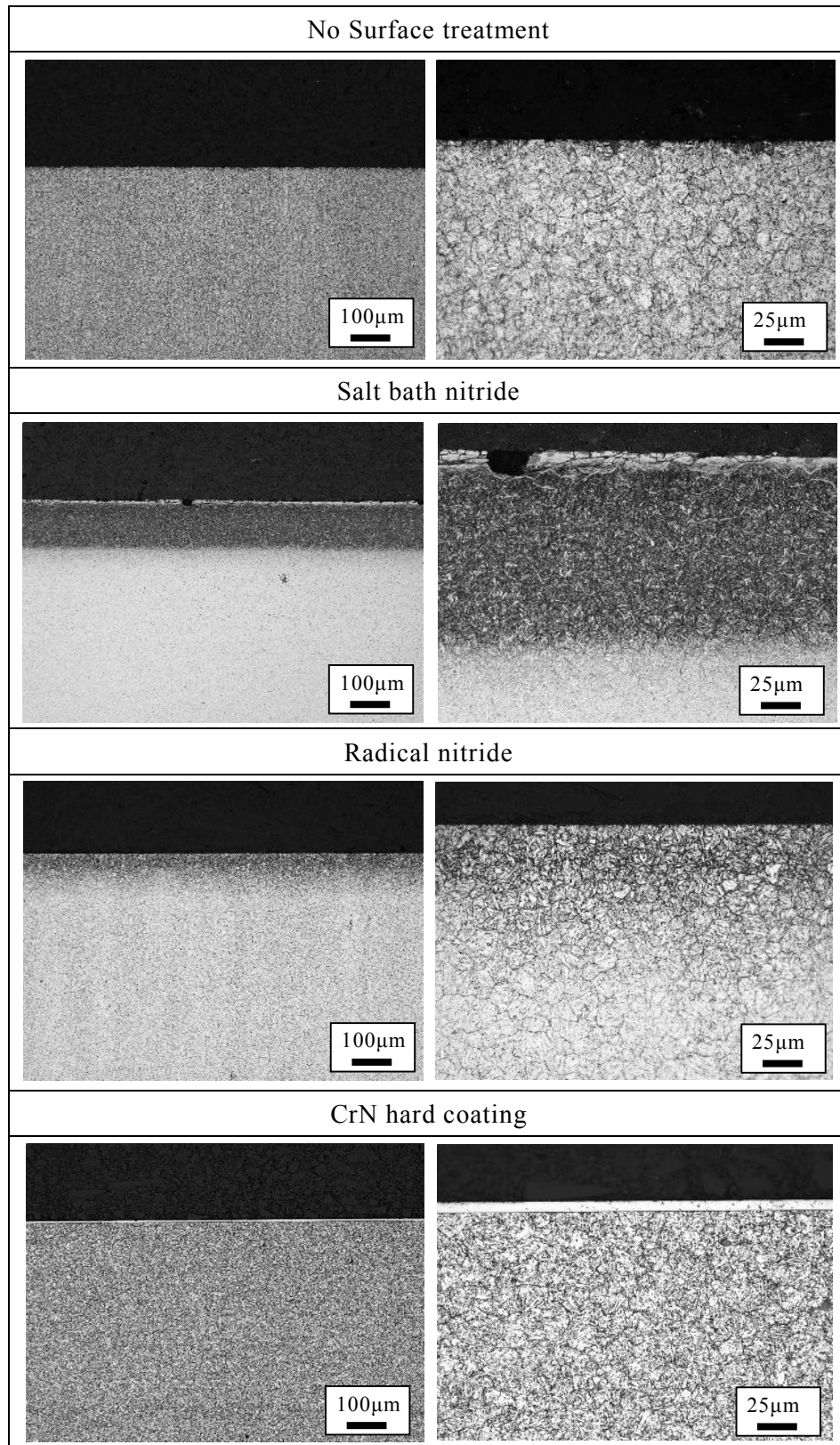
CrN 硬質皮膜処理では、表層部に CrN 膜が  $5\mu\text{m}$  形成されていることが確認された。その膜の硬さは約 2200HV と報告されている<sup>3-7)</sup>。硬質皮膜層と母材の境界部に拡散処理層は観察されなかった。

**Table 3.8** Surface treatment condition

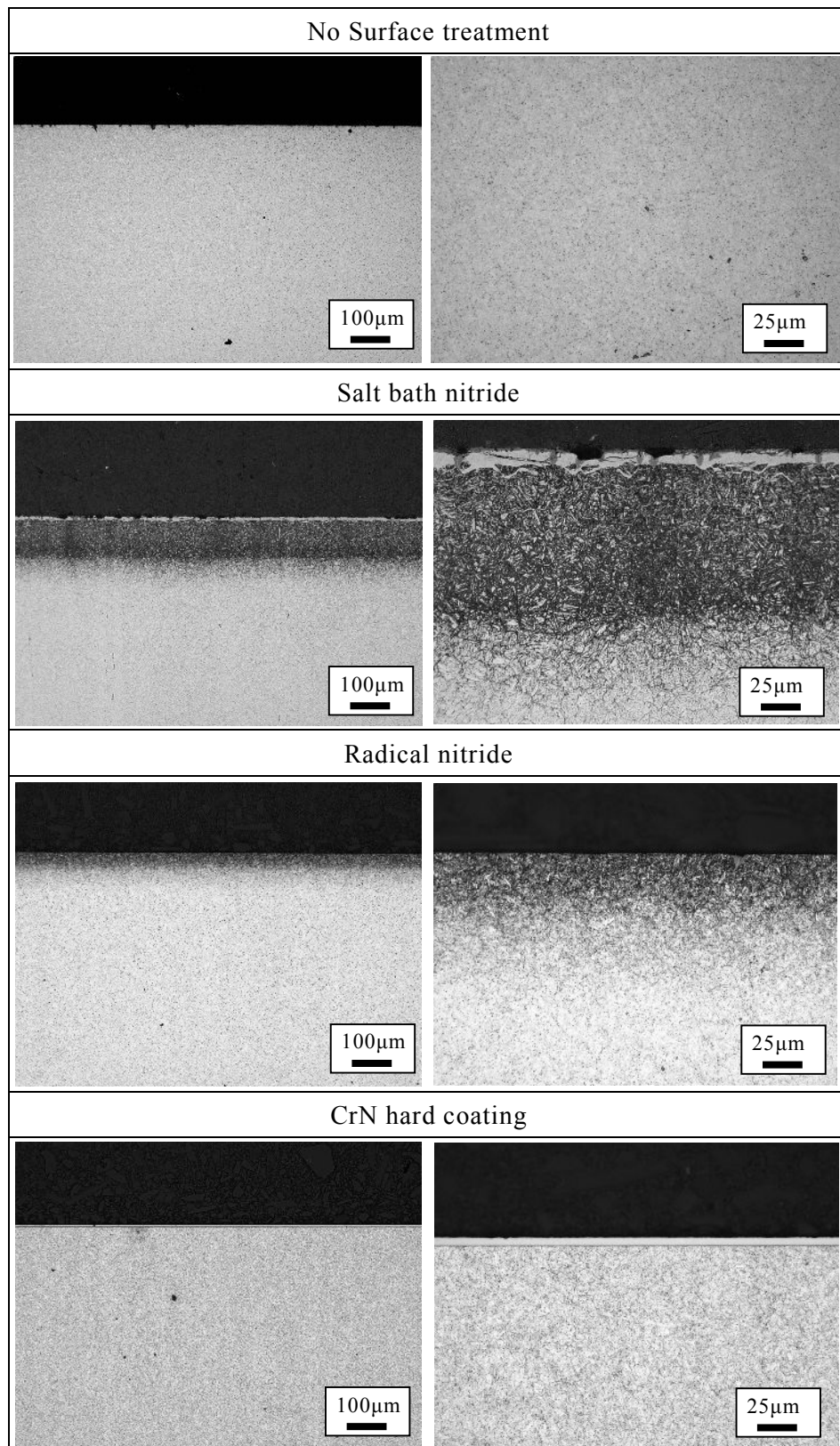
Surface treatment	Condition
Salt bath nitride	550°C × 5hour
Radical nitride	550°C × 5hour
CrN hard coating	Ion pleating method Coating thickness; 5 μ m

**Table 3.9** Thickness and hardness of surface treatment layer

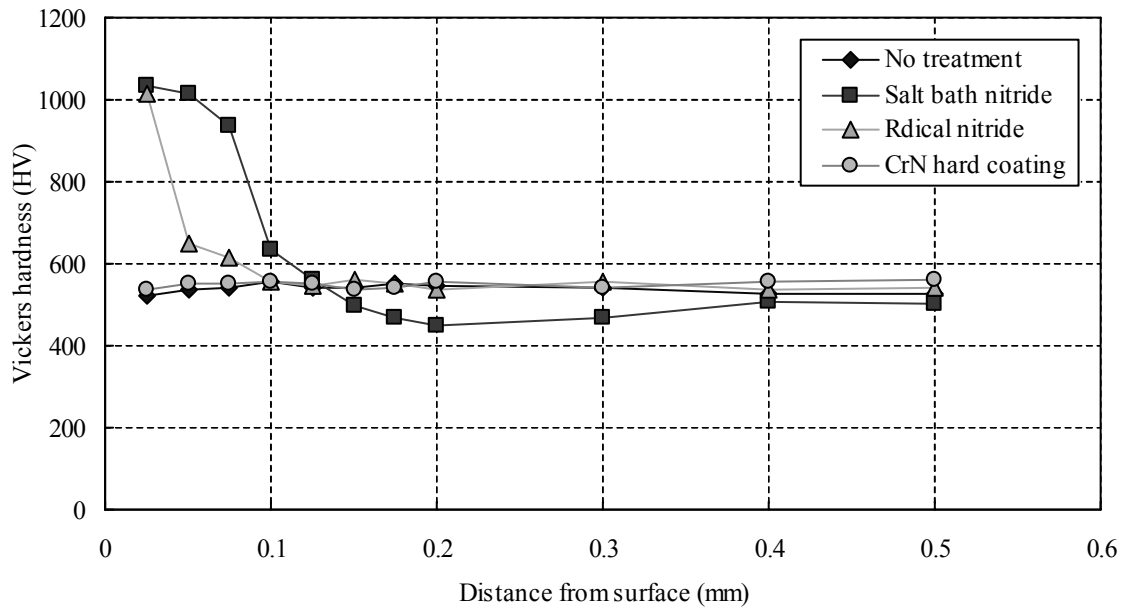
	SKD61		DRM1	
	Thickness	Hardness	Thickness	hardness
No treatment	0 μ m	550HV	0 μ m	720HV
Salt bath nitride	75 μ m	1030HV	100 μ m	1180HV
Radical nitride	25 μ m	1020HV	25 μ m	1060HV
CrN hard coating	5 μ m	(2200HV)	5 μ m	(2200HV)



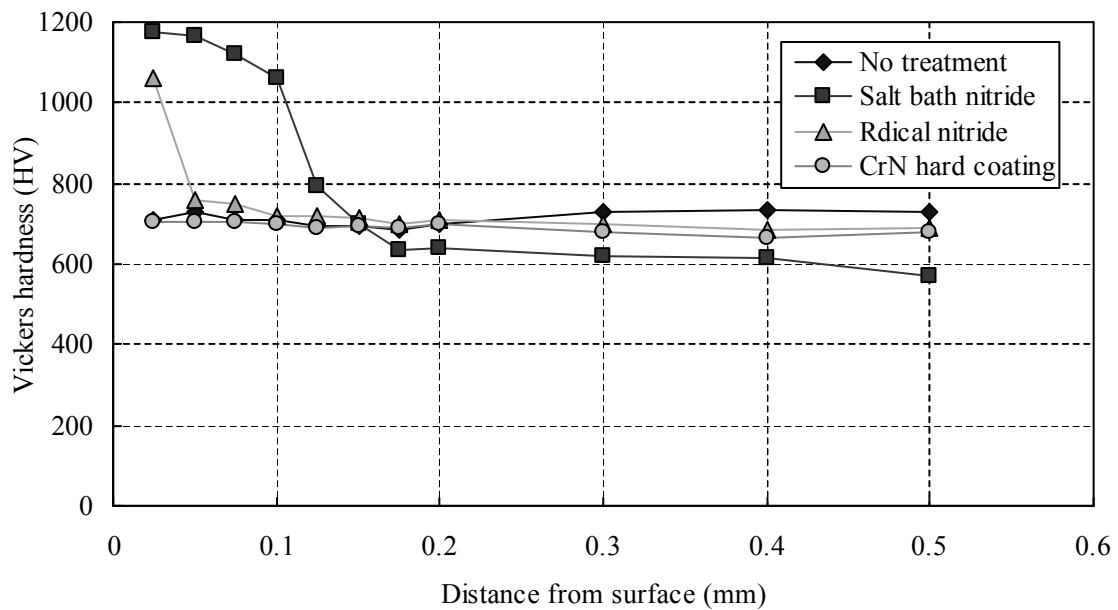
**Fig.3.43** Microstructure of surface treatment area of SKD61



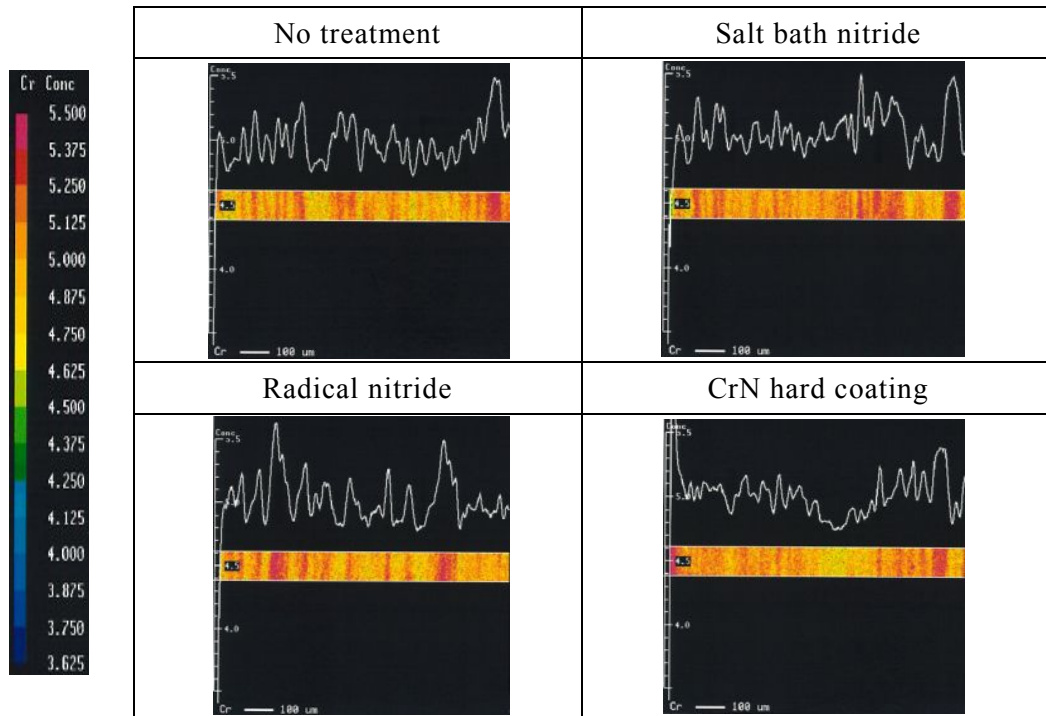
**Fig.3.44** Microstructure of surface treatment area of DRM1



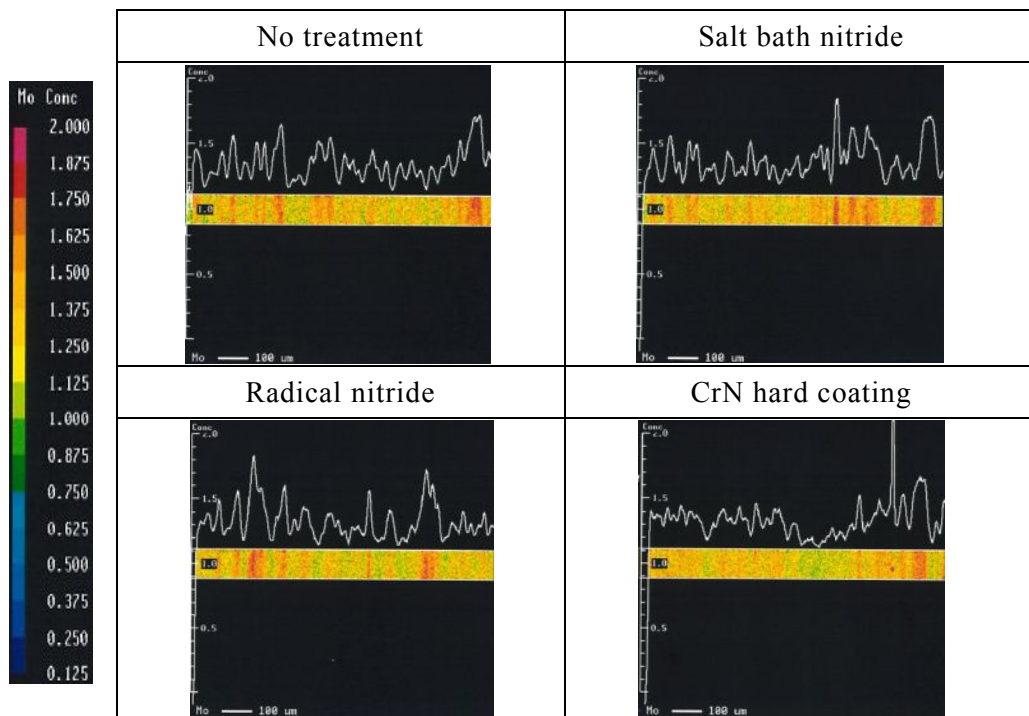
**Fig.3.45** Distribution of Vickers hardness surface treatment area of SKD61 punch



**Fig.3.46** Distribution of Vickers hardness surface treatment area of DRM1 punch

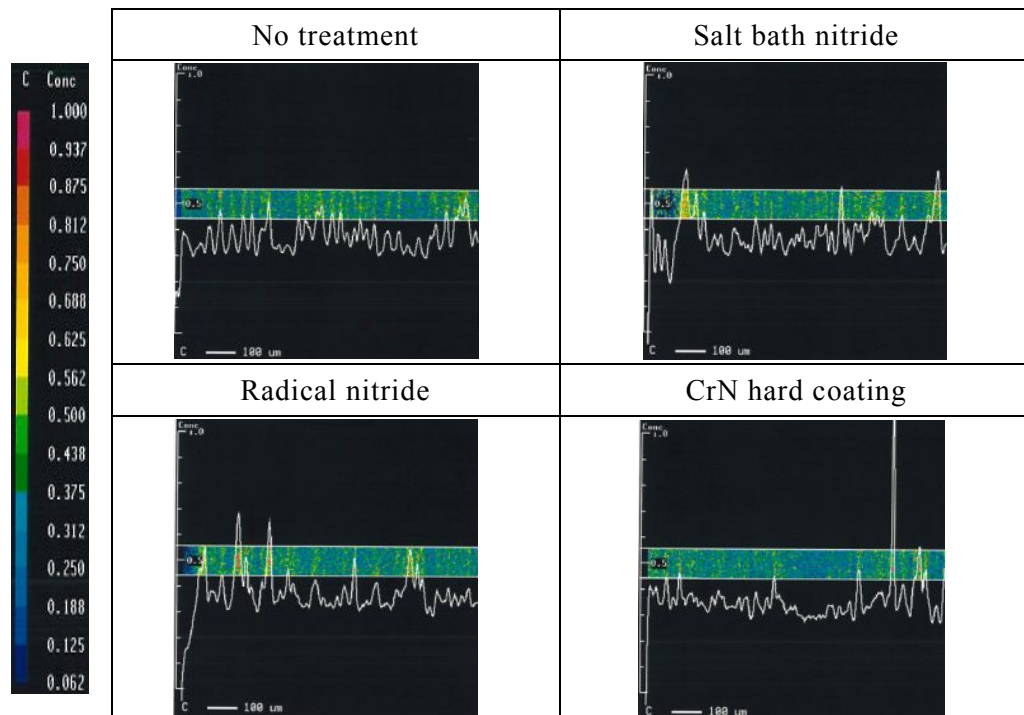


**Fig.3.47 (a)** Mapping of Cr at surface treatment area of SKD61 punch

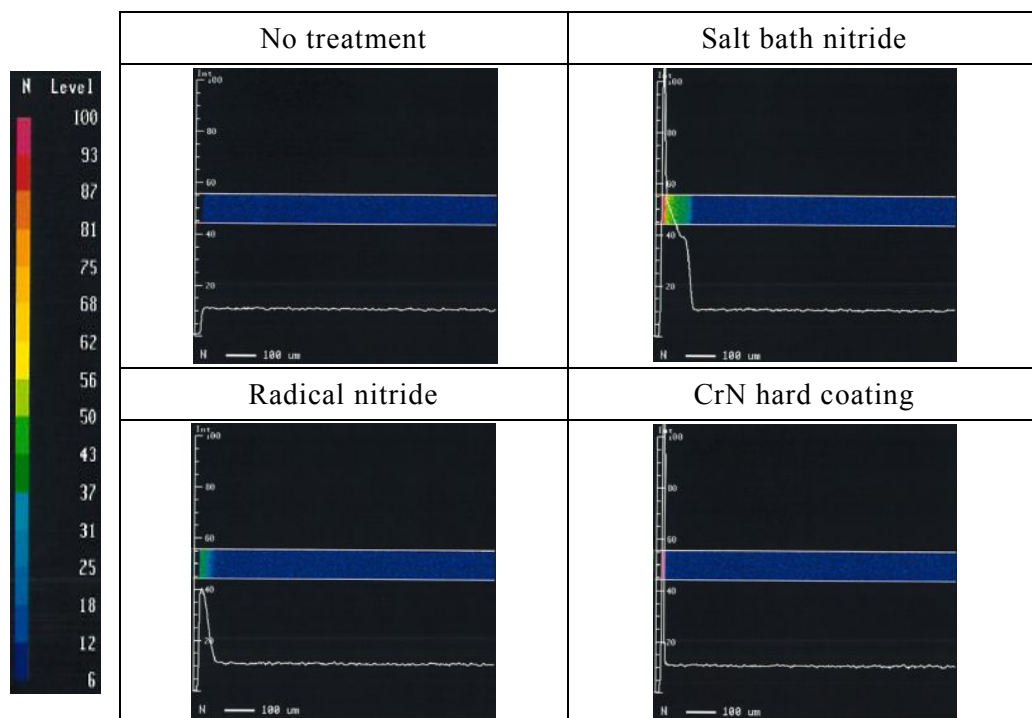


**Fig.3.47 (b)** Mapping of Mo at surface treatment area of SKD61 punch

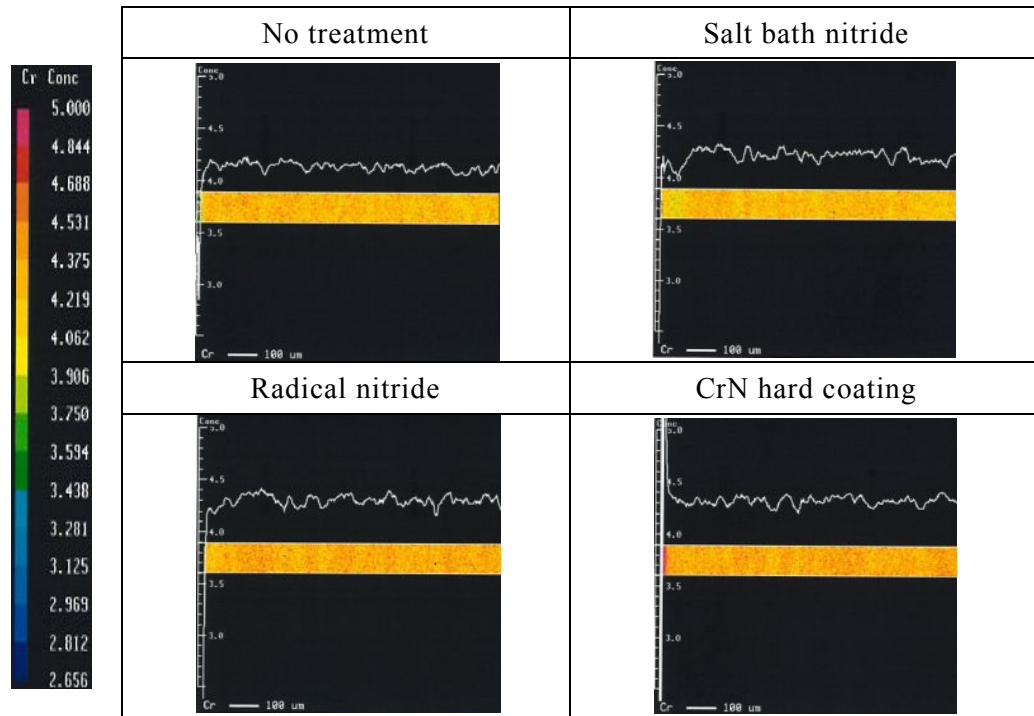




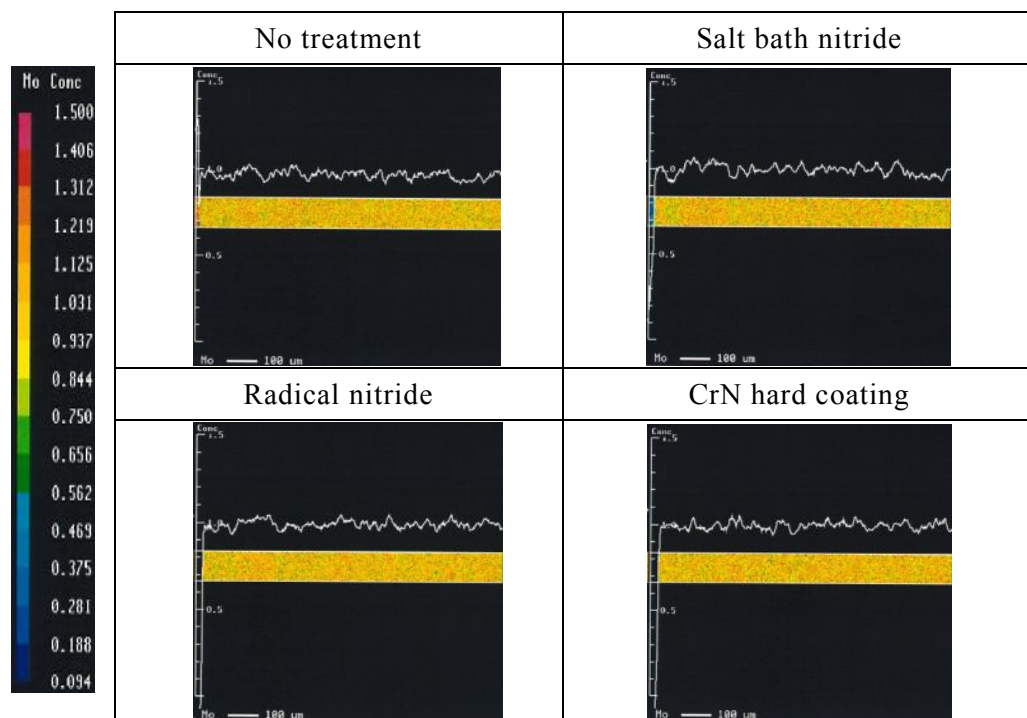
**Fig.3.47 (c)** Mapping of C at surface treatment area of SKD61 punch



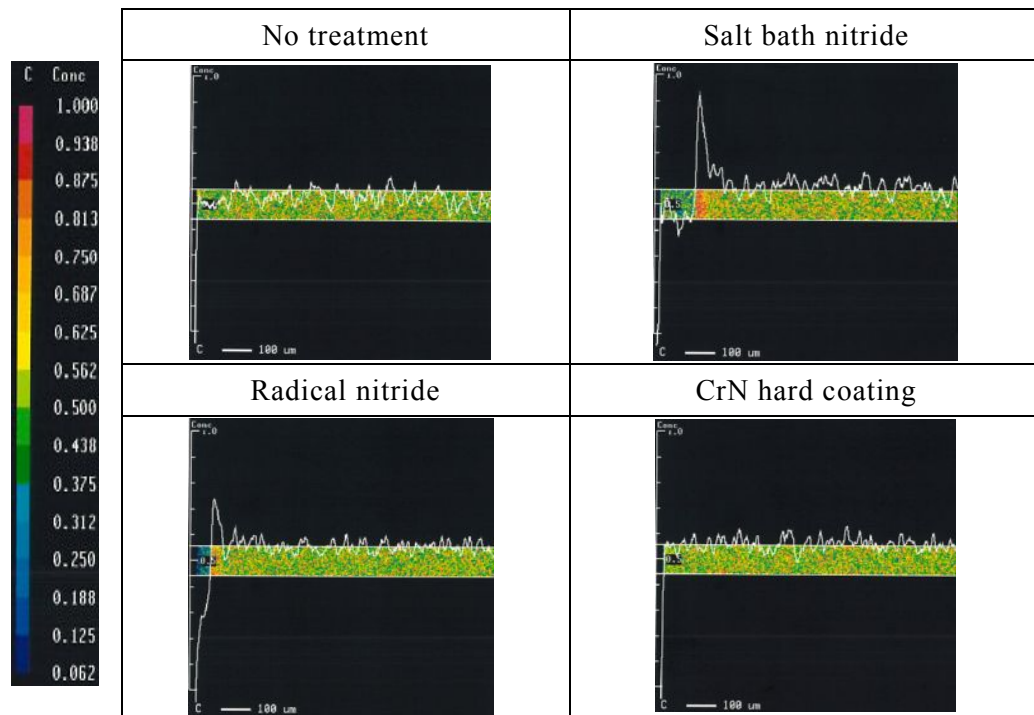
**Fig.3.47 (d)** Mapping of N at surface treatment area of SKD61 punch



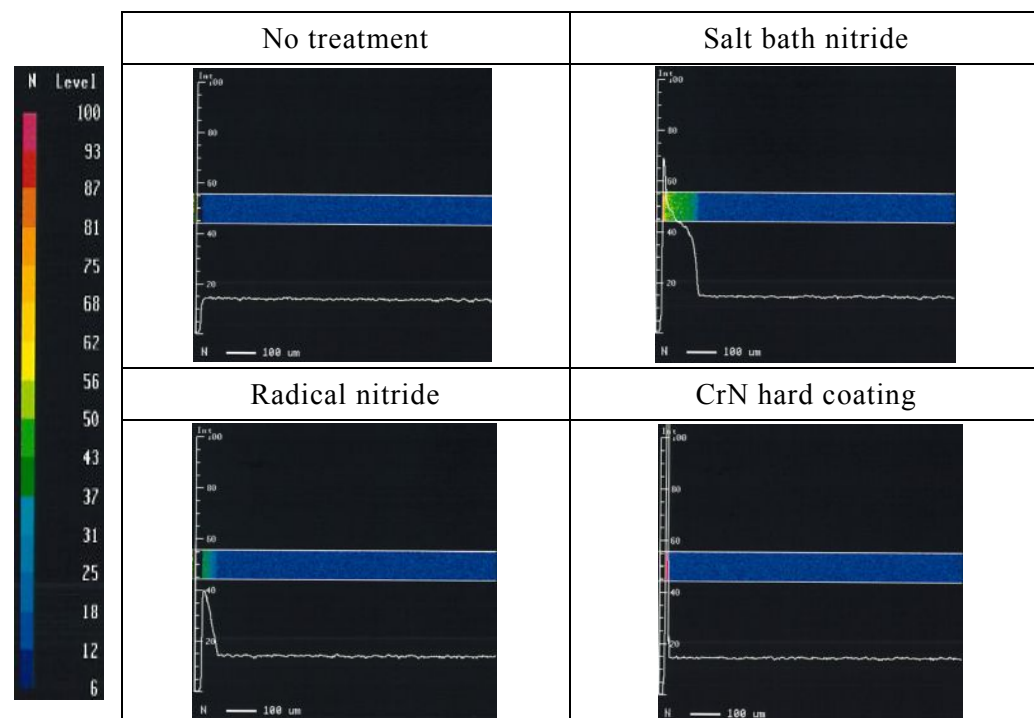
**Fig.3.48 (a)** Mapping of Cr at surface treatment area of DRM1 punch



**Fig.3.48 (b)** Mapping of Mo at surface treatment area of DRM1 punch



**Fig.3.48 (c)** Mapping of C at surface treatment area of DRM1 punch



**Fig.3.48 (d)** Mapping of N at surface treatment area of DRM1 punch

### 3.5.2 実験条件

金型損傷試験は **Table 3.10** に示す条件で実施した。金型母材は熱間ダイス鋼 SKD61，マトリックスハイス鋼 DRM1 とし，それぞれに塩浴室化処理，ラジカル窒化処理，イオンプレーティング法による CrN 硬質皮膜の表面処理を適用し，それらが摩耗に及ぼす影響を調査した。

**Table 3.10** Experimental condition of punch damage test

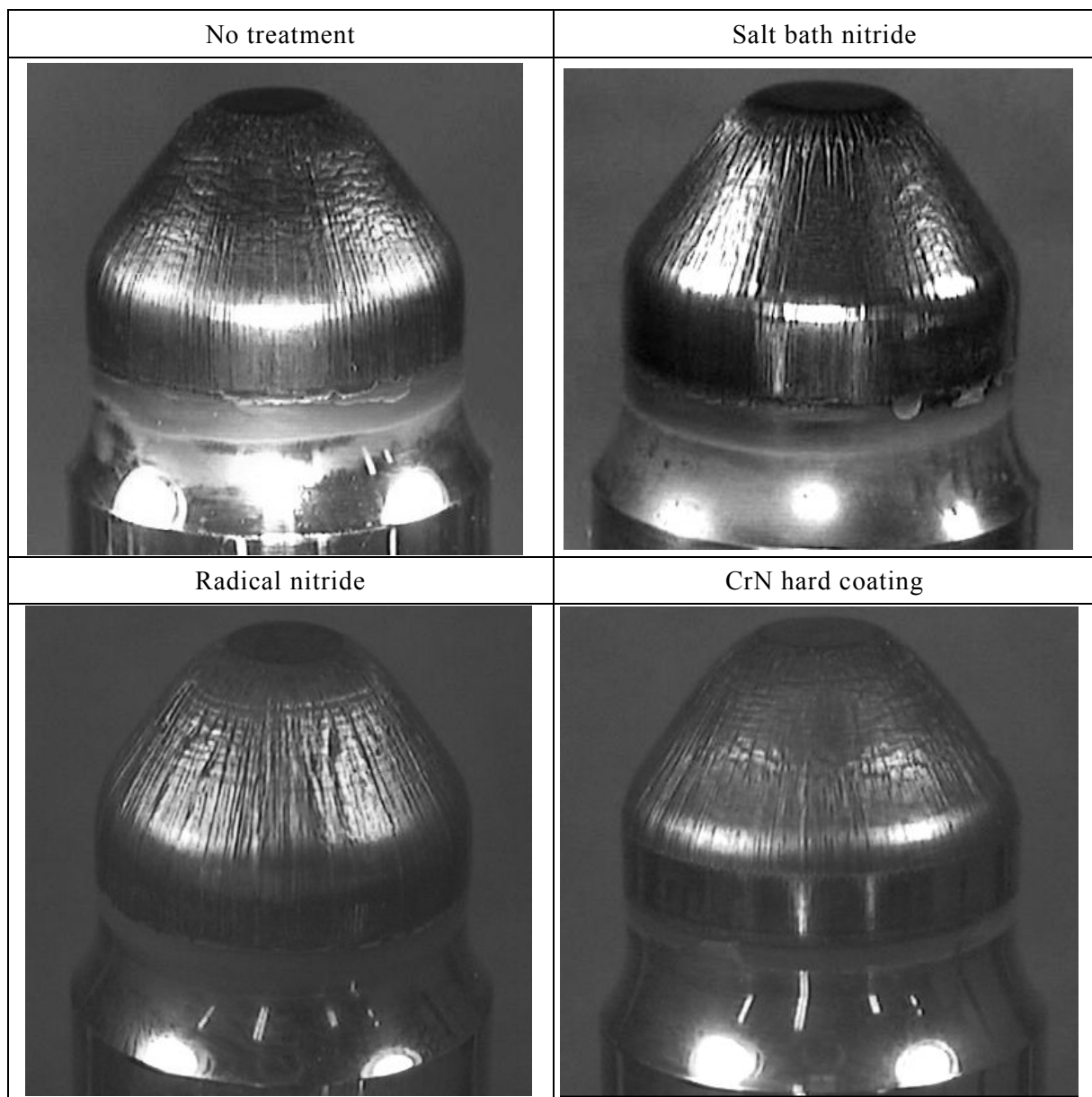
Punch (test piece)	(Material) SKD61, DRM1 (Surface treatment) No treatment Salt bath nitride Radical nitride CrN hard coating
Work piece	S53C
Forging temperature	820°C
Forging speed	85 shot/min.
Forging number	5,000 shots
Lubricant flow	3.0L/min.

### 3.5.3 実験結果

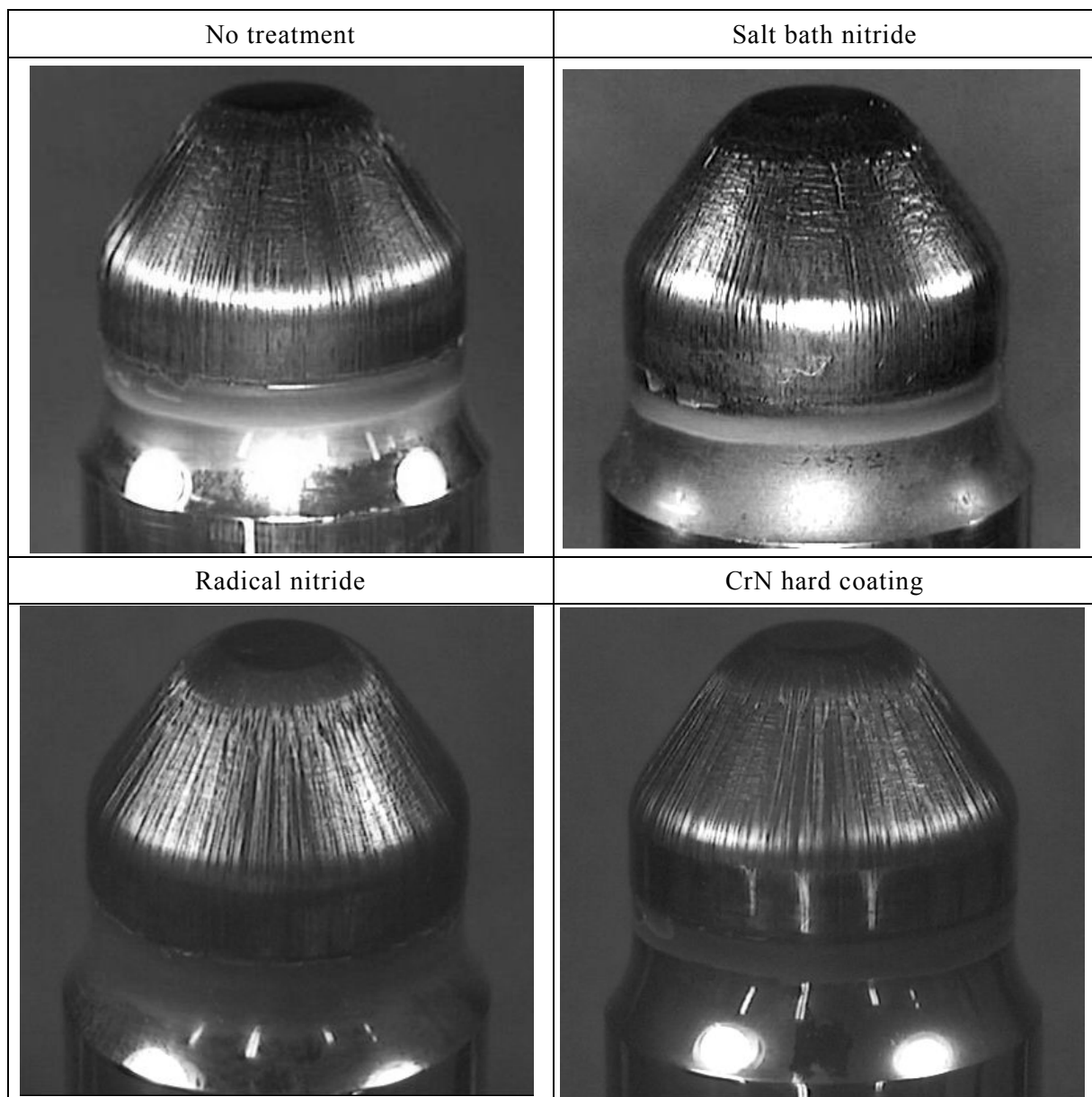
鍛造後のパンチの外観写真をパンチ母材 SKD61 について **Fig.3.49(a)**に，パンチ母材 DRM1 について **Fig.3.49(b)**に示す。

パンチ母材 SKD61 では，母材ままのパンチの先端部からテーパ部にかけて摩耗，塑性流動，ヒートチェックが明確に発生した。それに対し，塩浴室化処理材では，パンチ先端部の摩耗が明らかに減少し，テーパ部の塑性流動もかなり低減された。ラジカル窒化処理では，パンチ先端部，テーパ部ともに摩耗は母材ままのパンチよりやや摩耗が低減したが塩浴室化処理ほど摩耗低減効果が見られなかった。CrN 硬質皮膜材では，パンチ先端部，テーパ部ともに母材ままのパンチよりやや摩耗が低減したが，塩浴室化処理材，ラジカル窒化処理材と比較して摩耗低減効果は小さかった。

パンチ母材 DRM1 では，塩浴室化処理材，ラジカル窒化材，CrN 硬質皮膜ともに，パンチ先端部からテーパ部にかけて摩耗，塑性流動，ヒートチェックの発生状況に明確な差は観察されなかった。



**Fig.3.49** (a) Outlook of punch of SKD61 after 5000shots forging



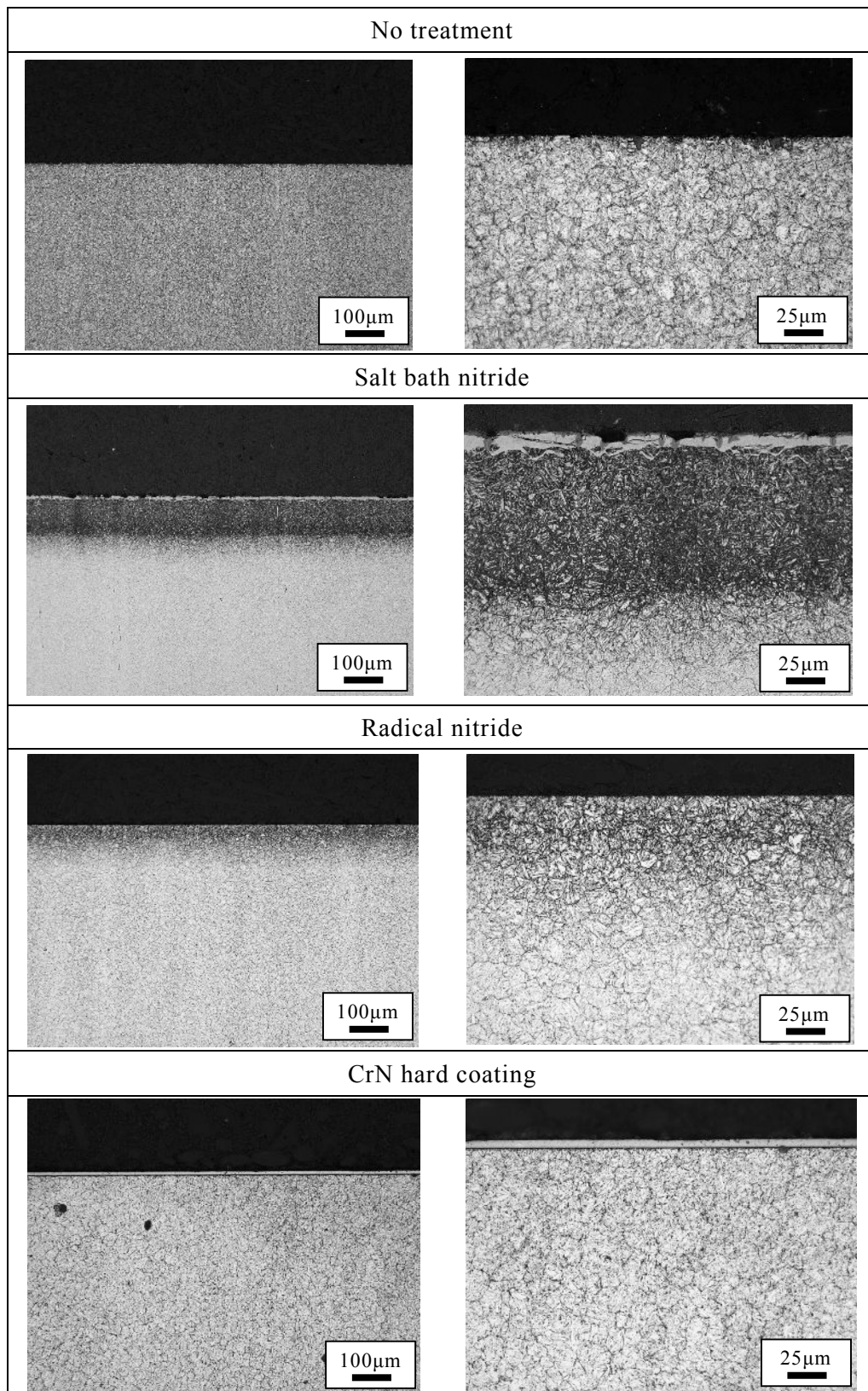
**Fig.3.49 (b)** Outlook of punch of DRM1 after 5000shots forging

鍛造後の表層付近のミクロ組織写真をパンチ母材 SKD61 についてパンチ先端部を **Fig.3.50(a)**に、パンチ先端 R 部を **Fig.3.50(b)**に、テーパ部を **Fig.3.50(c)**に示す。パンチ先端部では、すべての試験水準で試験前の表層部の状態とほぼ同様であった。塩浴室化処理層、ラジカル窒化処理層の摩耗による減少や塑性流動、熱的負荷による変質も観察されなかった。CrN 硬質皮膜の剥離や亀裂も発生しておらず、試験前と変化は見られなかった。パンチ先端部のメタルフローが発生しないデットメタルゾーンでは、金型表面の高面圧しゅう動が起きないため、摩耗への影響が発生しなかったものと考えられる。パンチ先端 R 部では、すべての水準で表面処理層が摩耗によって消滅した確認された。この部位では、成形中のメタルフローが大きいので、高面圧しゅう動の規模が最も大きい。その規模は 5,000shot 以内で表面処理層を除去しきる摩耗速度であったことを示す。テーパ部では、ヒートチェックが発生し母材ままでは表層部 25  $\mu$  m 程度の塑性流動層が観察された。塩浴室化処理材では、摩耗により窒化層が減少した、残存した窒化層にヒートチェックが発生した。ヒートチェックの深さは母材ままのパンチより浅くなった。また、表層の塑性流動層はほとんど観察されなかった。ただし、窒化層直下でヒートチェックの形状が若干ゆがんでいた。窒化層は硬さの向上効果で塑性流動が発生しないが、熱影響層が窒化深さ以上に深く存在したため、強度の低い母材が塑性変形を開始したと考えられる。ラジカル窒化処理材では、窒化処理層が摩耗により完全に除去されていた。ヒートチェックは母材が表層に露出した状態で発生しており、表層部の亀裂のゆがみから深さ 10  $\mu$  m 程度の塑性流動が観察された。ラジカル窒化処理層は塩浴室化処理層にくらべて浅いため、摩耗により早期に消失し、母材の摩耗へ移行したのと考えられる。CrN 硬質皮膜処理材では、硬質皮膜層は完全に除去されていた。表層に露出した母材上にヒートチェックが発生していたが、表層の塑性流動層はほとんど観察されなかった。これは、熱的影響が少ないことを示すことから、硬質皮膜による断熱効果と皮膜の密着がある程度の鍛造数まで残存していたことを示す。一般的に CrN などセラミクス材料の熱伝導率は金属材料に比べて明らかに低いため、表層部のコーティングによる断熱効果は説明できる。

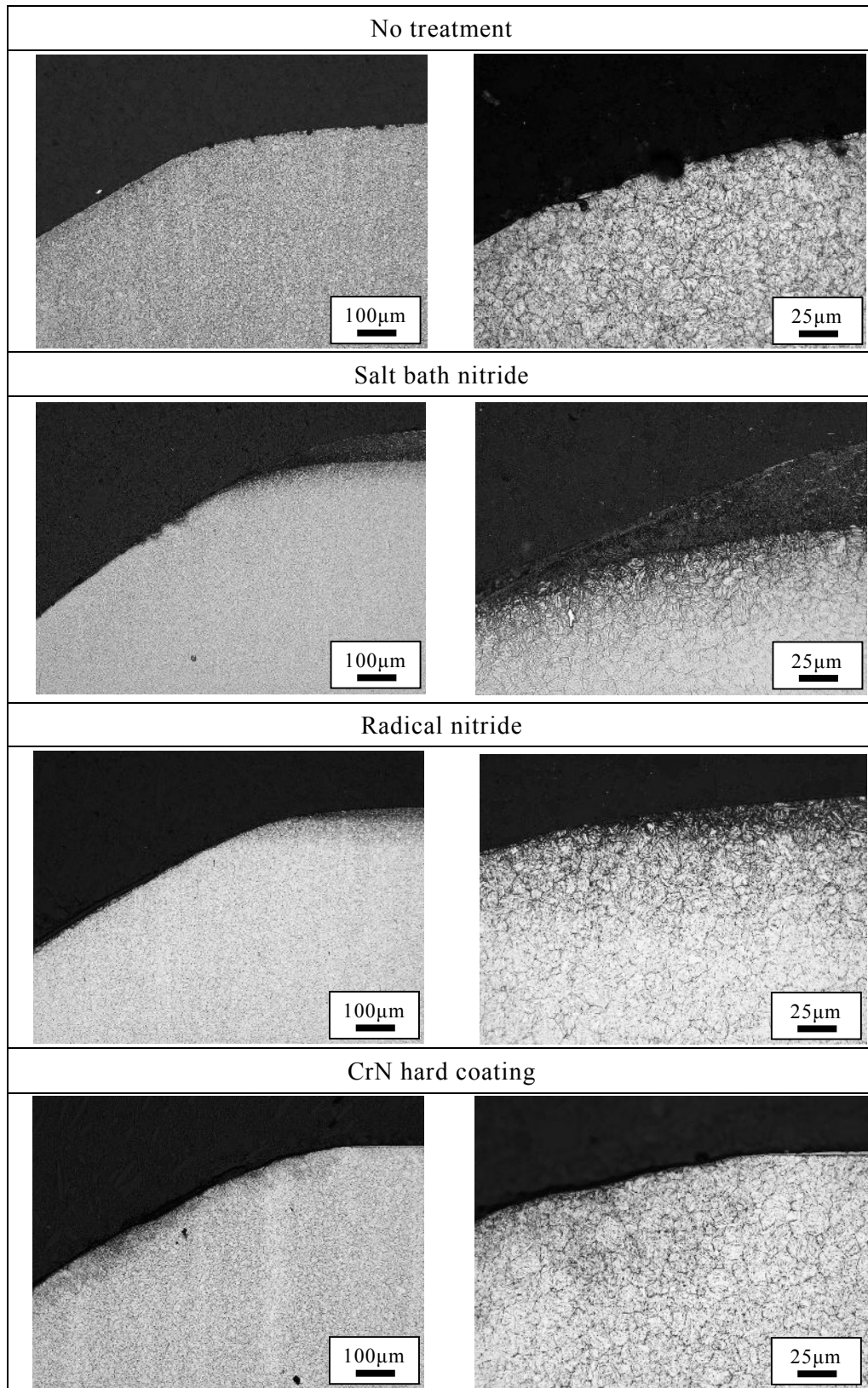
鍛造後の表層付近のミクロ組織写真をパンチ母材 DRM1 についてパンチ先端部を **Fig.3.51(a)**に、パンチ先端 R 部を **Fig.3.51(b)**に、テーパ部を **Fig.3.51(c)**に示す。パンチ先端部では、母材ままのパンチで 10  $\mu$  m 程度の浅いヒートチェックが観察された。塩浴室化処理材では、一部表層部の剥離が観察されたが、表面処理層の変化はなかった。ラジカル窒化処理材、CrN 硬質皮膜処理材ともに表面処理層の変化はなかった。母材 DRM1 のパンチについても SKD61 と同様のメカニズムでパンチ先端では変化が生じなかったと考えられる。パンチ先端 R 部では、SKD61 と同様にすべての表面処理材で表面処理層が摩耗により完全に除去されたことが確認された。この部位では、成形中の

メタルフローが大きいため、高面圧しゅう動の規模が最も大きい、DRM1 に対してもその規模は 5,000shot 以内で表面処理層を除去しきる摩耗速度であったことを示す。テーパ部では、母材ままのパンチでヒートチェックが発生し表層部で塑性流動がわずかに発生した。塩浴室化処理材では、試験後も窒化層が残存した。ヒートチェックはほぼ等間隔に発生し、その深さは残存した窒化層深さとほぼ同等であった。表層や表面処理層直下の母材の塑性流動は観察されなかった。ラジカル窒化層では、パンチ母材 SKD61 と異なり、窒化層は残存した。しかしながら、窒化層直下の母材でヒートチェックの亀裂がゆがんでいることから、この部位で塑性流動が発生したことが確認された。この現象で塩浴室化処理層との相違は、窒化層の深さである。塑性流動は前述の通り、表層からの熱影響を受ける深さまで発生する可能性が高い。そのため、窒化層の薄いラジカル窒化処理では、熱影響部が窒化層深さより深いためにこのような塑性流動が発生したと考えられる。塩浴室化処理材の結果も加味すると、塑性流動を発生させる熱影響層は表層から 75  $\mu$  m 程度の深さまでであったと推測される。CrN 硬質皮膜処理材では、ヒートチェックが発生するものの、硬質皮膜が残存する割合が多いことが確認されたため、この部位では皮膜が一部剥離する程度でほとんど摩耗が進行していないことが確認された。また前述のように硬質皮膜の耐熱性により、皮膜直下でも塑性流動が発生していないことも確認された。パンチ母材 SKD61 では、皮膜の剥離が全域で発生し母材摩耗も観察されたのに対し、DRM1 ではそのような現象が発生しなかった原因として、皮膜と母材の密着性の高さが考えられる。一般的に、PVD 皮膜は母材強度との硬さのギャップが低いほど密着性が良好とされていることから、SKD61 より DRM1 の方が密着性で有利であったと考えられる。また、母材の塑性流動が発生しないことで、鍛造中の皮膜の密着性も継続したと考えられる。

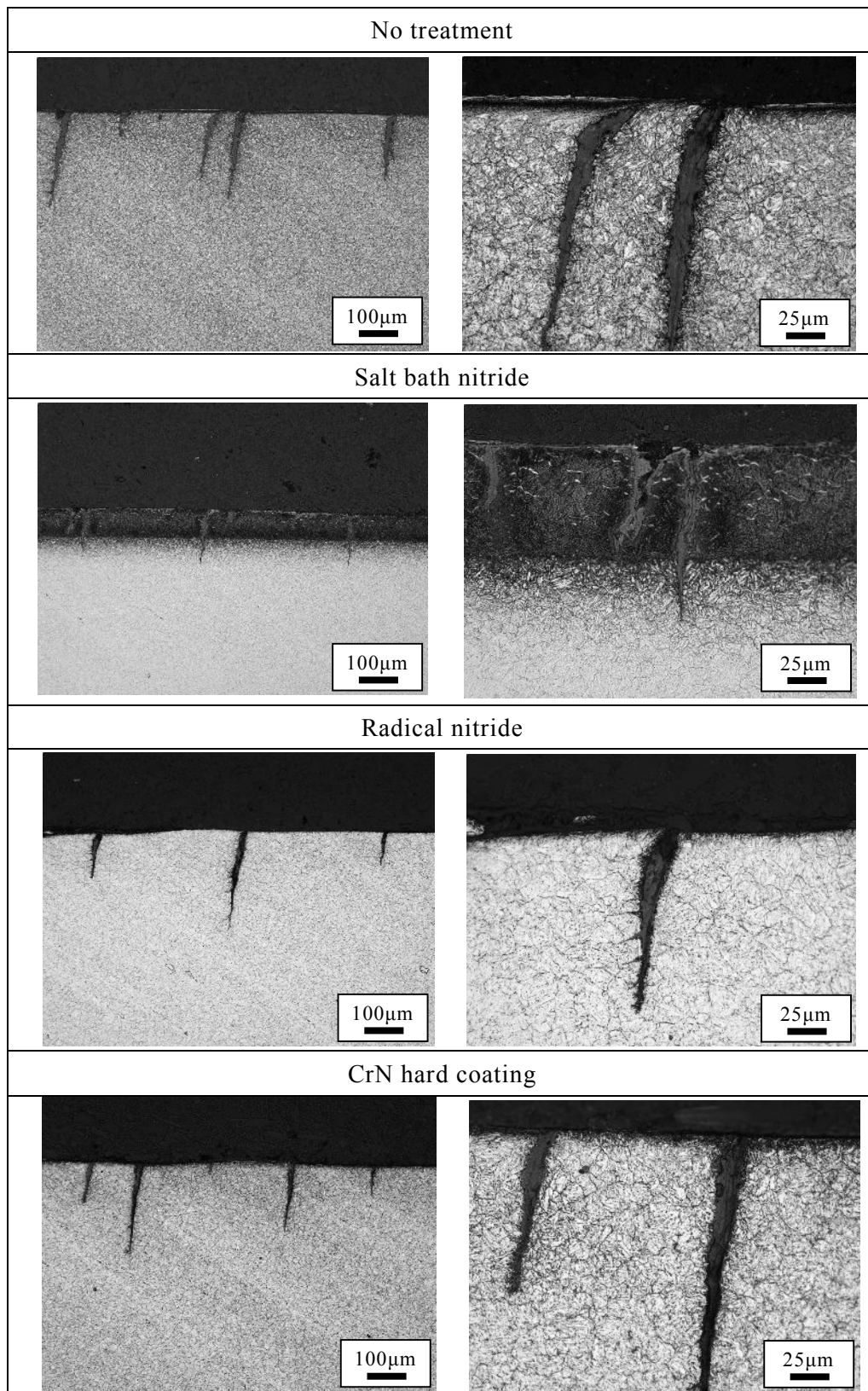




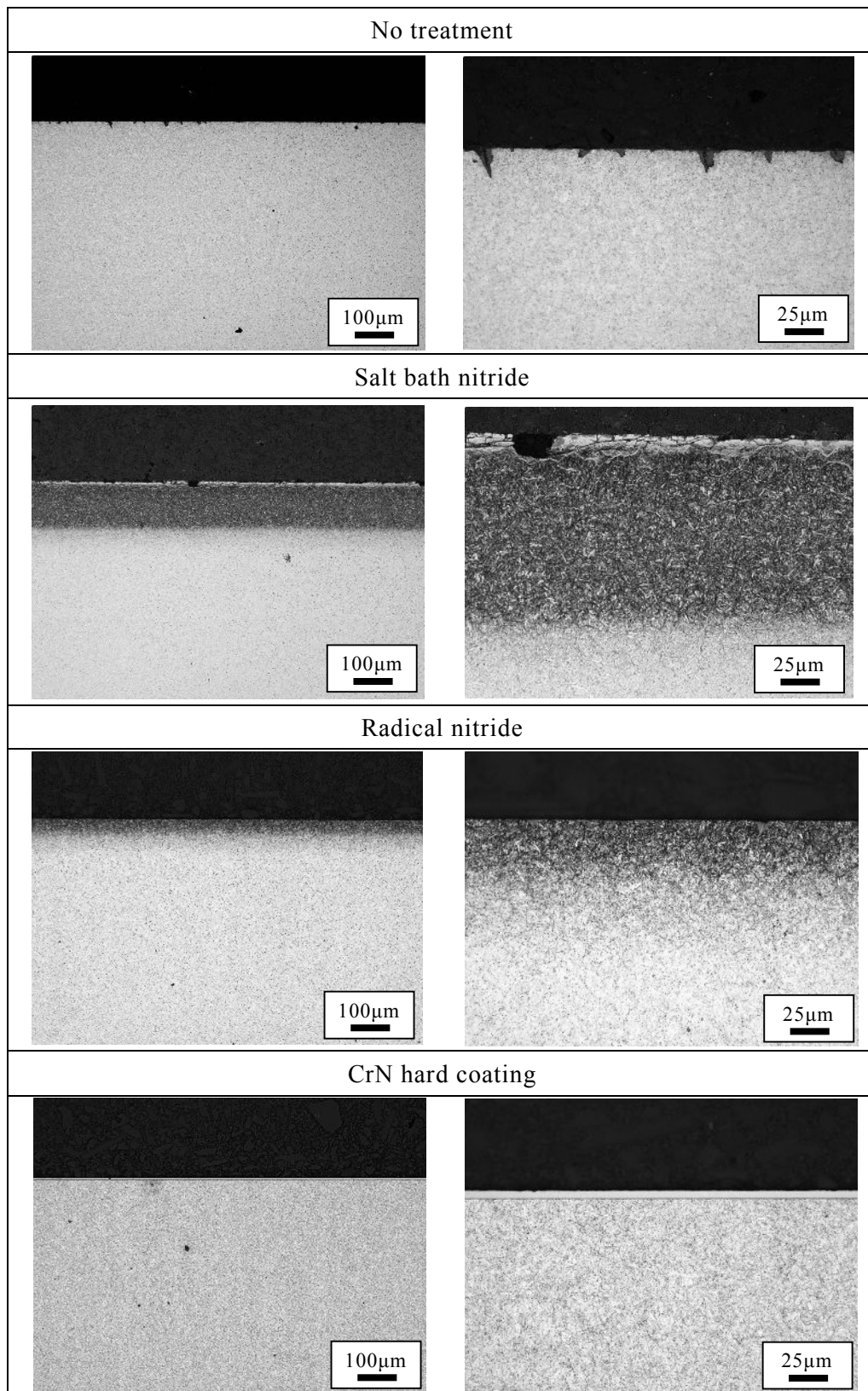
**Fig.3.50 (a)** Microstructure of top area of SKD61 punch



**Fig.3.50 (b)** Microstructure of top round area of SKD61 punch

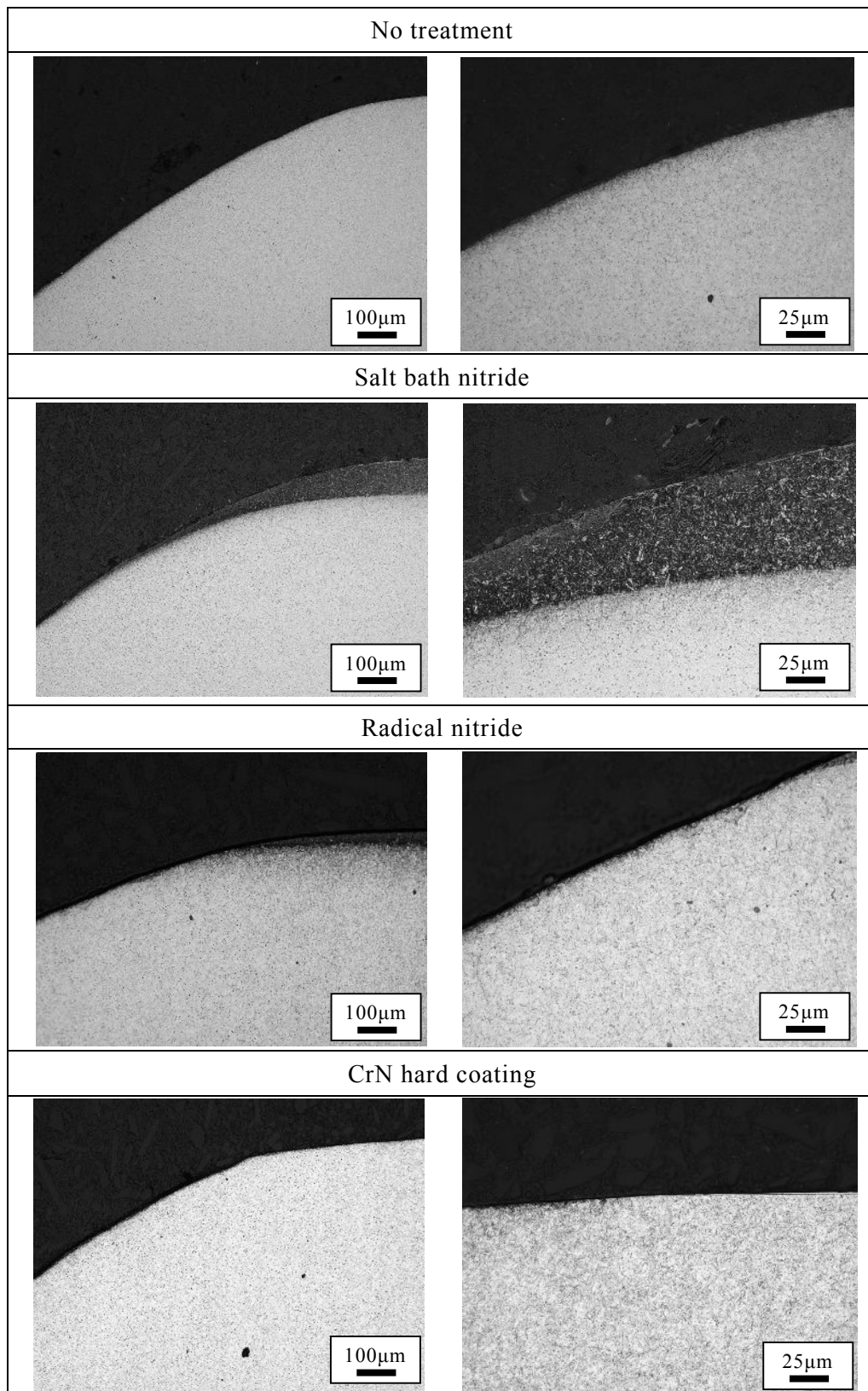


**Fig.3.50 (c)** Microstructure of taper area of SKD61 punch

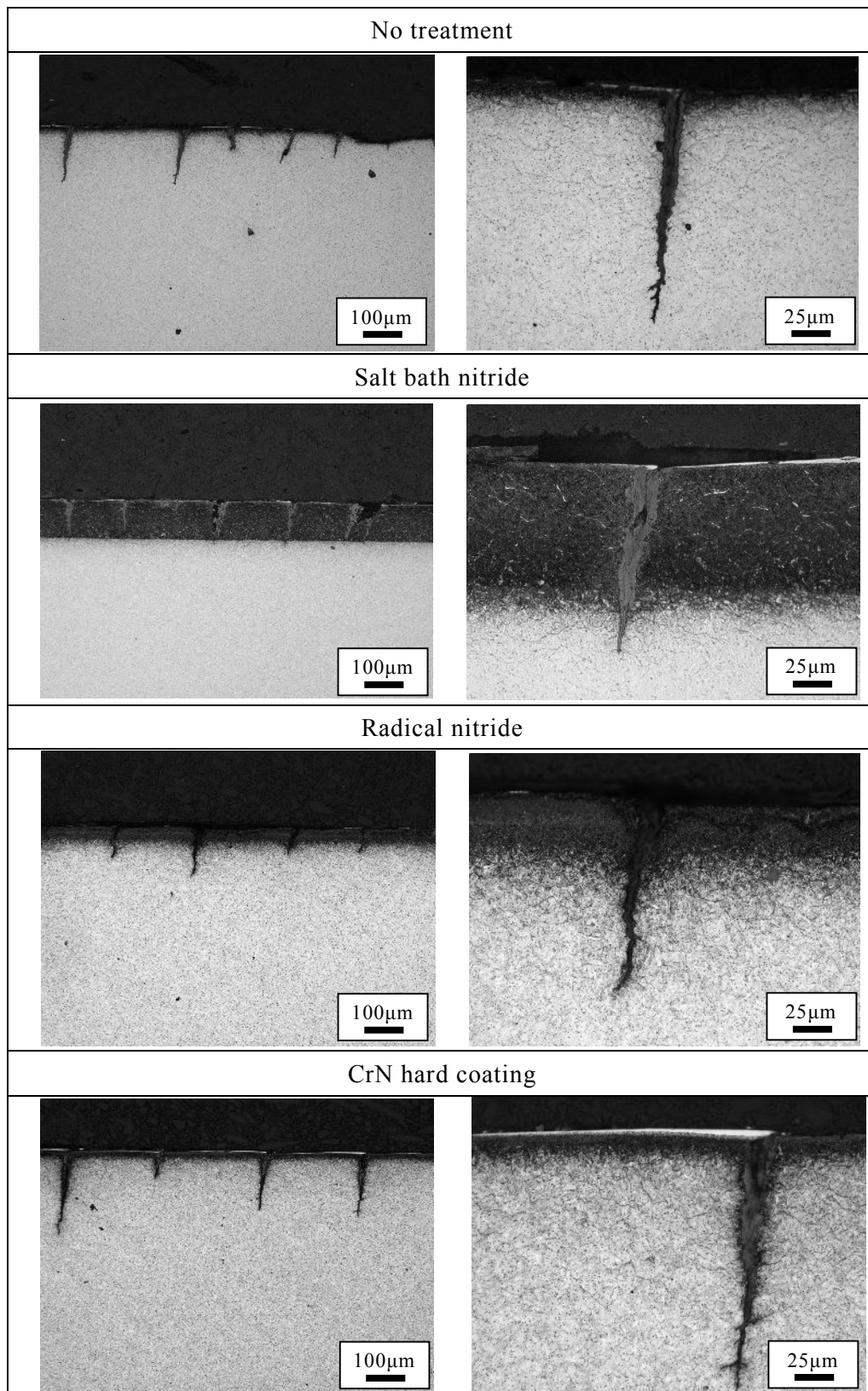


**Fig.3.51 (a)** Microstructure of top area of DRM1 punch





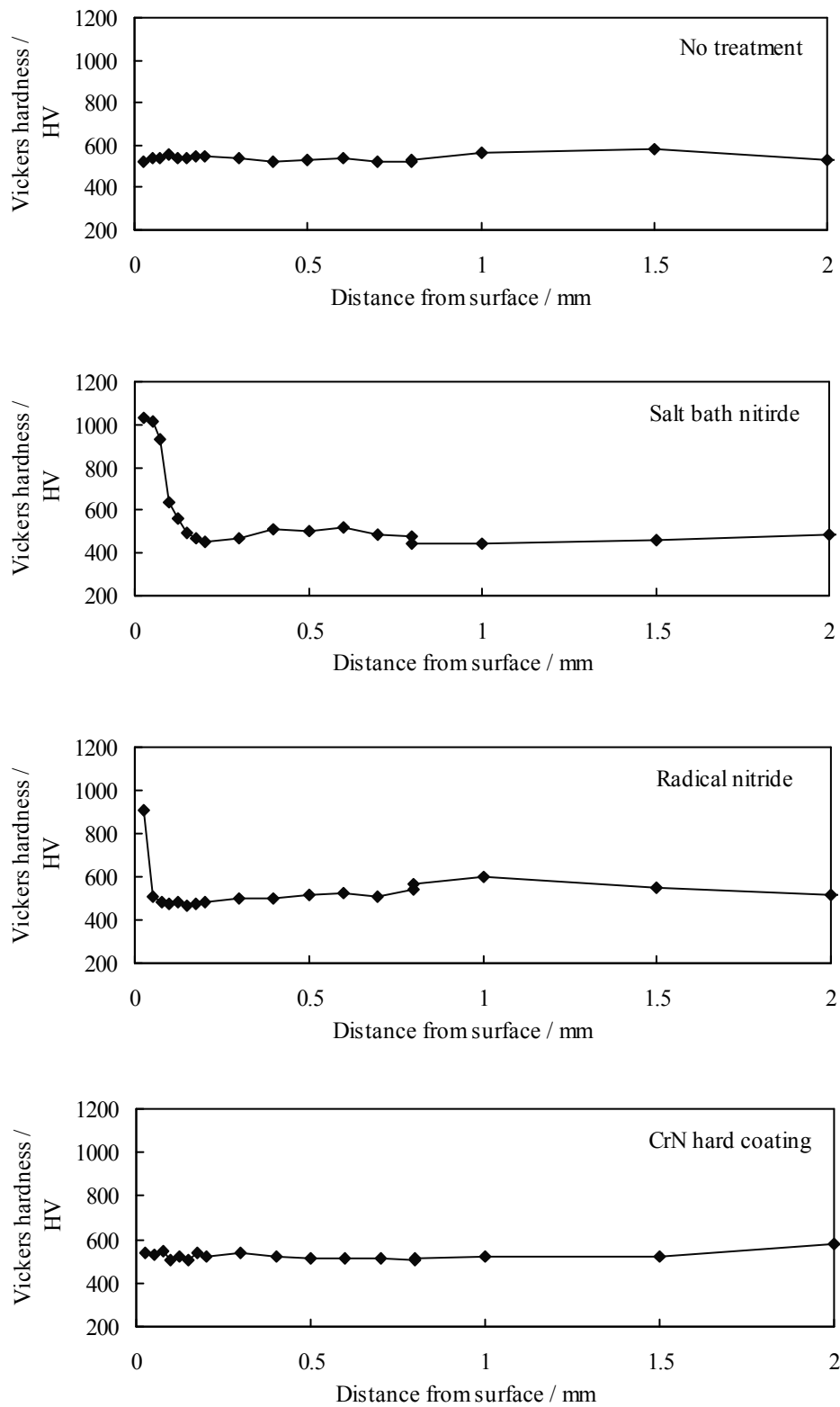
**Fig.3.51 (b)** Microstructure of top round area of DRM1 punch



**Fig.3.51 (c)** Microstructure of taper area of DRM1 punch

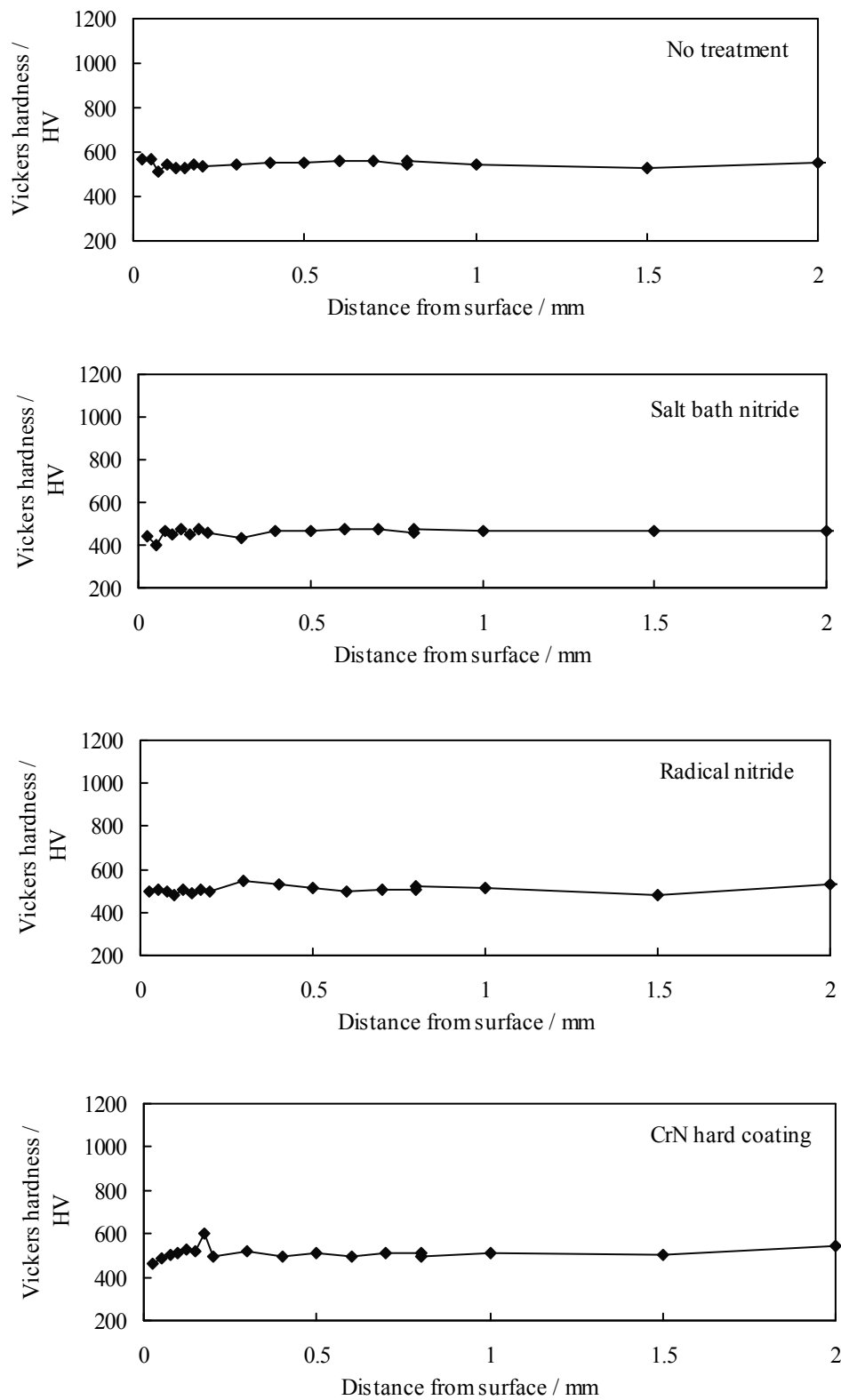
鍛造後のパンチ母材 SKD61 のパンチ先端部，先端 R 部，テーパ部の表層硬さ分布をそれぞれ **Fig.52(a), (b), (c)**に示す．パンチ先端部では，表層部の組織観察結果と同様に試験前後の硬さ分布にほとんど変化が見られなかった．表層の熱影響による軟化もほとんど見られなかった．パンチ先端 R 部では，表層部の硬さがすべての水準で内部の母材硬さと同等であることが計測された．組織観察写真で観察されたとおり，すべての表面処理層が除去されたことが硬さ分布からも確認された．テーパ部では，母材ままのパンチの表層部は約 0.1mm 程度の軟化層が観察された．塩浴室化処理材では，試験前に存在した 1100HV 程度の硬さ分布が消失し，最表層部の硬さは 780HV に低下した．これは摩耗により 780HV の硬さの部位まで削り取られたと考えられる．ラジカル窒化層は試験後に窒化層が残存していないため，試験前に存在した窒化層の硬化部位も消滅していたことが硬さ分布からも確認された．CrN 硬質皮膜材では，表層 25  $\mu$  m 程度の深さまで軟化が発生していることが確認された．この軟化が硬質皮膜との硬さギャップをさらに大きくし，鍛造中の皮膜の剥離につながったと推測される．

鍛造後のパンチ母材 DRM1 のパンチ先端部，先端 R 部，テーパ部の表層硬さ分布をそれぞれ **Fig.53(a), (b), (c)**に示す．パンチ先端部では，表層部の組織観察結果と同様に試験前後の硬さ分布にほとんど変化が見られなかった．表層の熱影響による軟化もほとんど見られなかった．パンチ先端 R 部では，パンチ母材 SKD61 と同様に表層部の硬さがすべての水準で内部の母材硬さと同等であることが計測された．組織観察写真で観察されたとおり，すべての表面処理層が除去されたことが硬さ分布からも確認された．テーパ部では，母材ままのパンチ表層部で深さ 0.1mm 程度の軟化層が確認された．塩浴室化処理材では，最表層部の硬さは試験前で 1200HV であったが，試験後は 980HV に低下した．これは，摩耗により窒化層が削りとられ，980HV の部位まで摩耗が進行したことによるものである．ラジカル窒化層は組織観察写真で観察されたように，窒化層が残存していることが硬さ分布からも確認された．塩浴室化層，ラジカル窒化層ともに，試験後の硬さ分布で窒化層の硬化部位と母材硬さの境界付近で 20HV 程度母材硬さより軟化することが確認された．それぞれの表層からの距離は，残存した窒化層深さと一致する．硬質なラジカル窒化層と軟化していない母材に挟まれた部位で応力が集中したと推測され，この部位で実際に塑性流動が発生した原因を示す証拠といえる．CrN 硬質皮膜では，表層部で硬さ 30HV 程度の緩やかな軟化が確認された．軟化による硬さの低下は母材ままのパンチ表層より小さいため，硬質皮膜による低熱伝導性により熱影響を軽減したことを示すと考えられる．実際に塑性流動もほとんど発生していなかったため，皮膜の断熱による塑性流動の発生を抑制する効果も確認できたといえる．

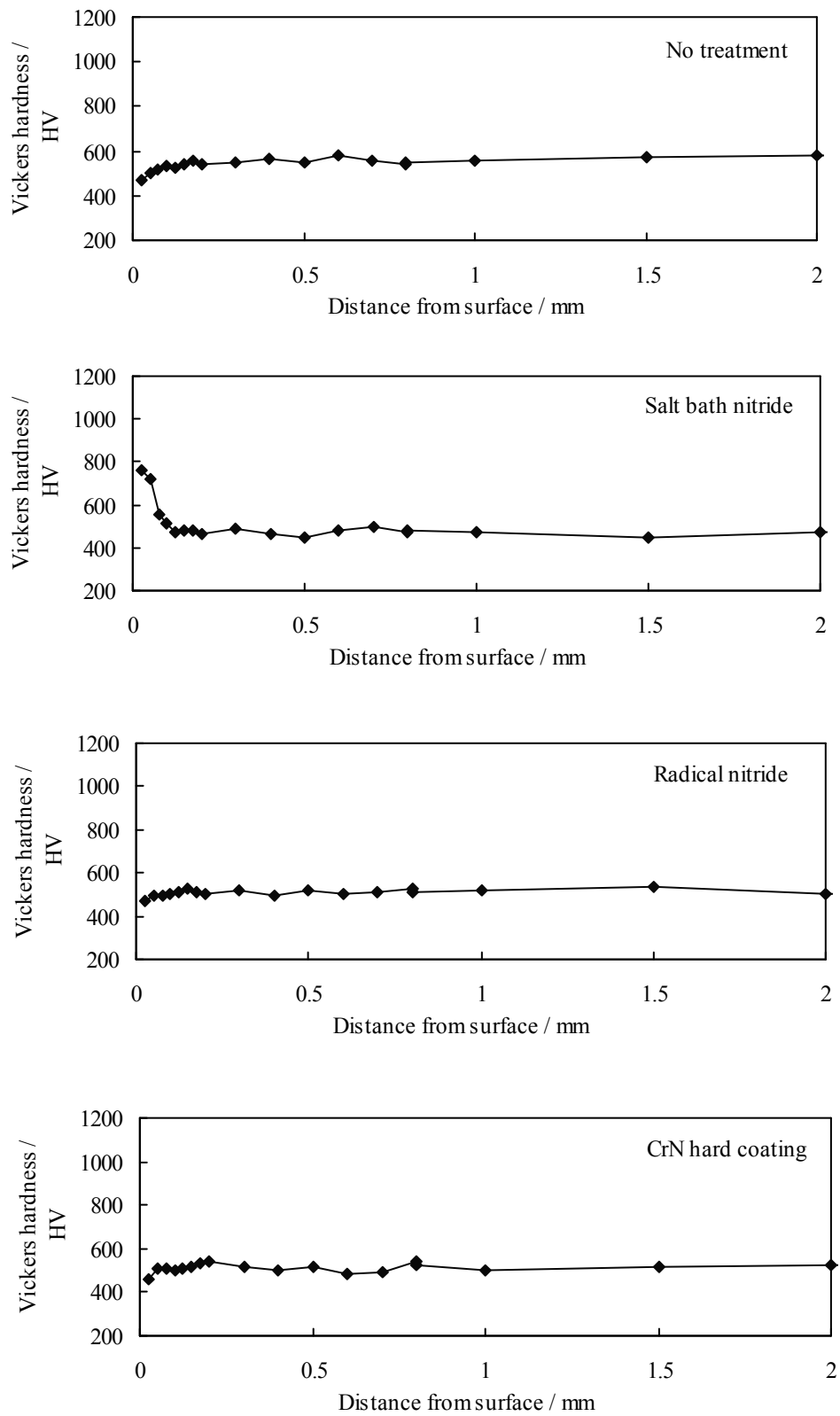


**Fig.3.52 (a)** Distribution of Vickers hardness of top area of SKD61 punch

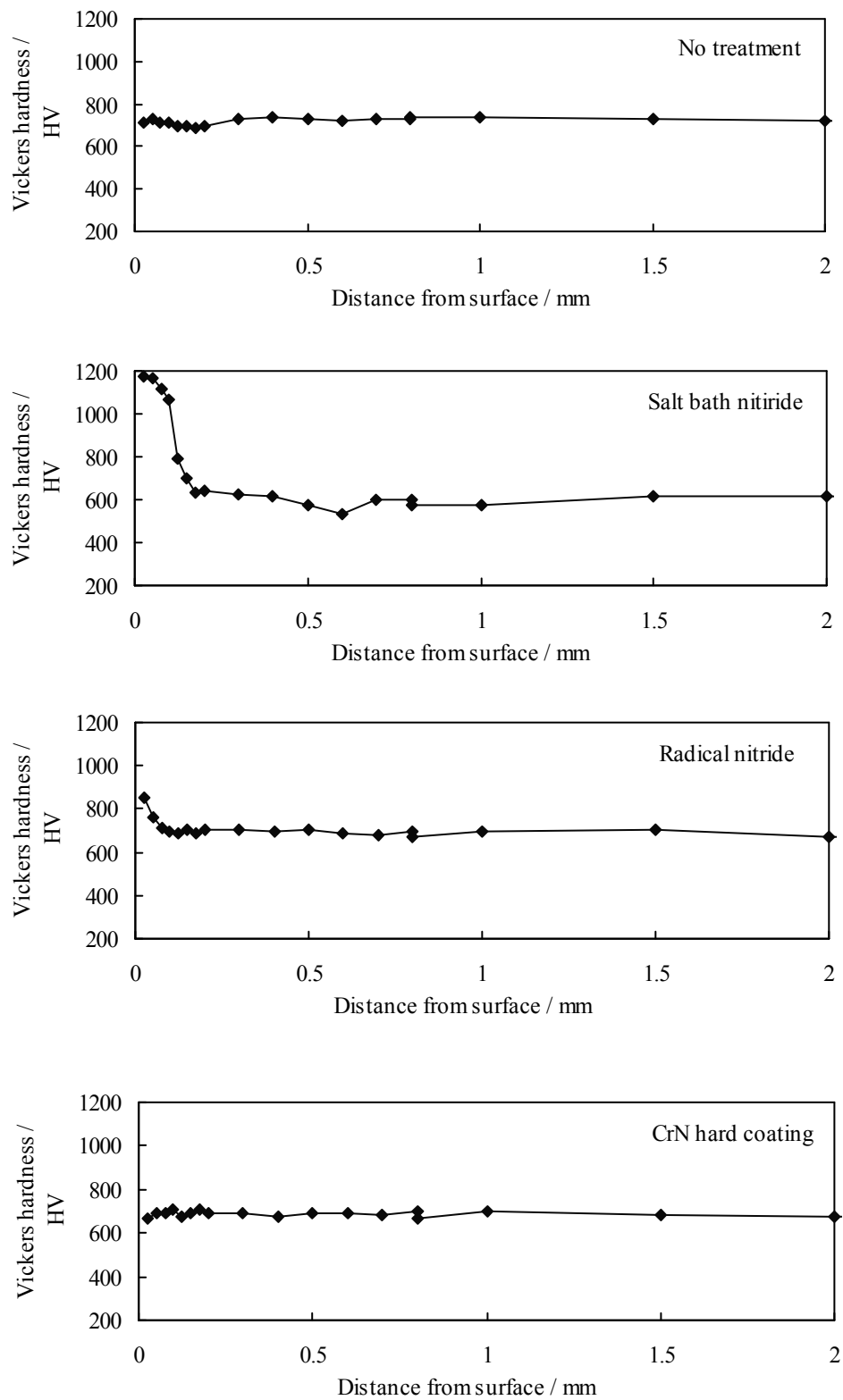




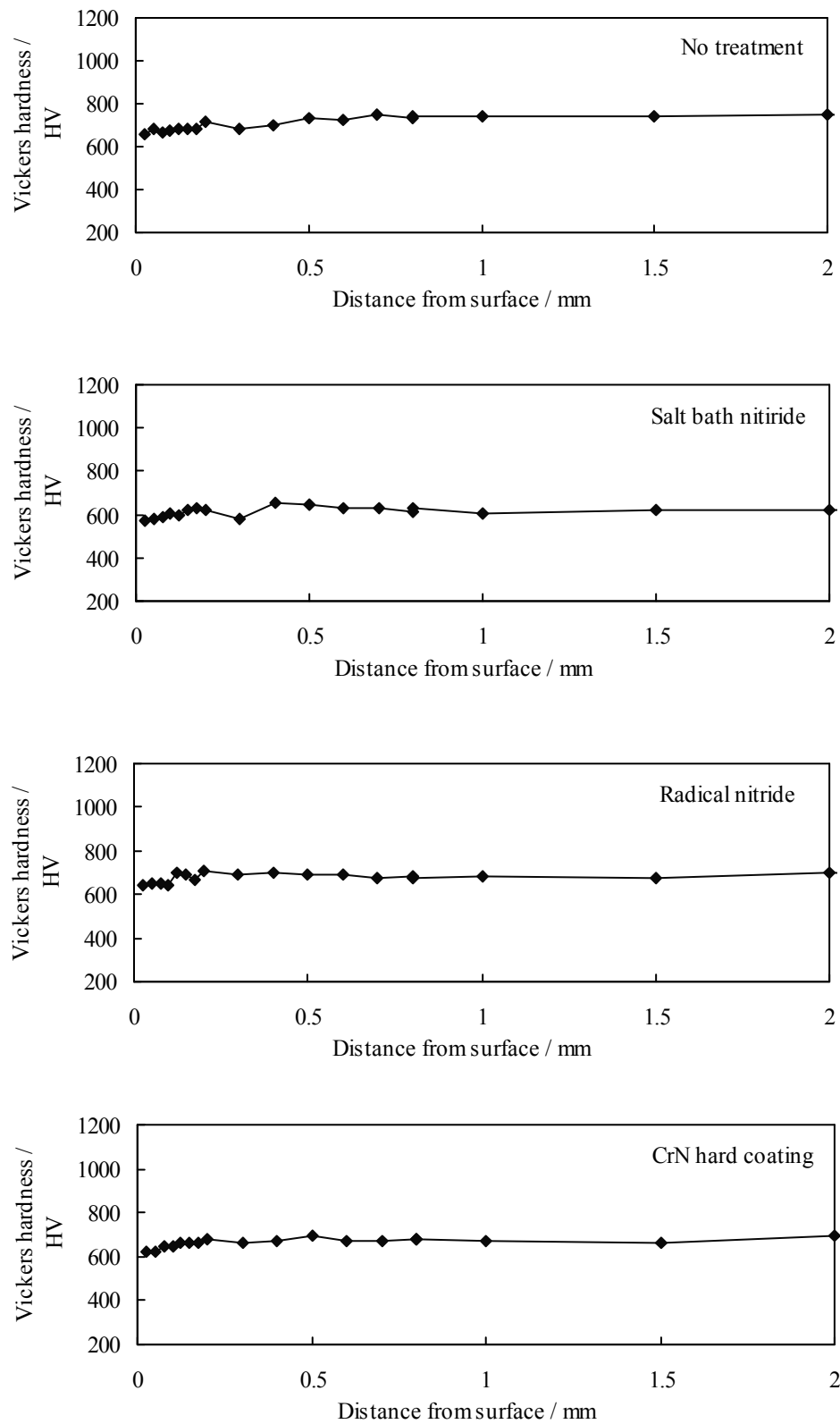
**Fig.3.52 (b)** Distribution of Vickers hardness of top round area of SKD61punch



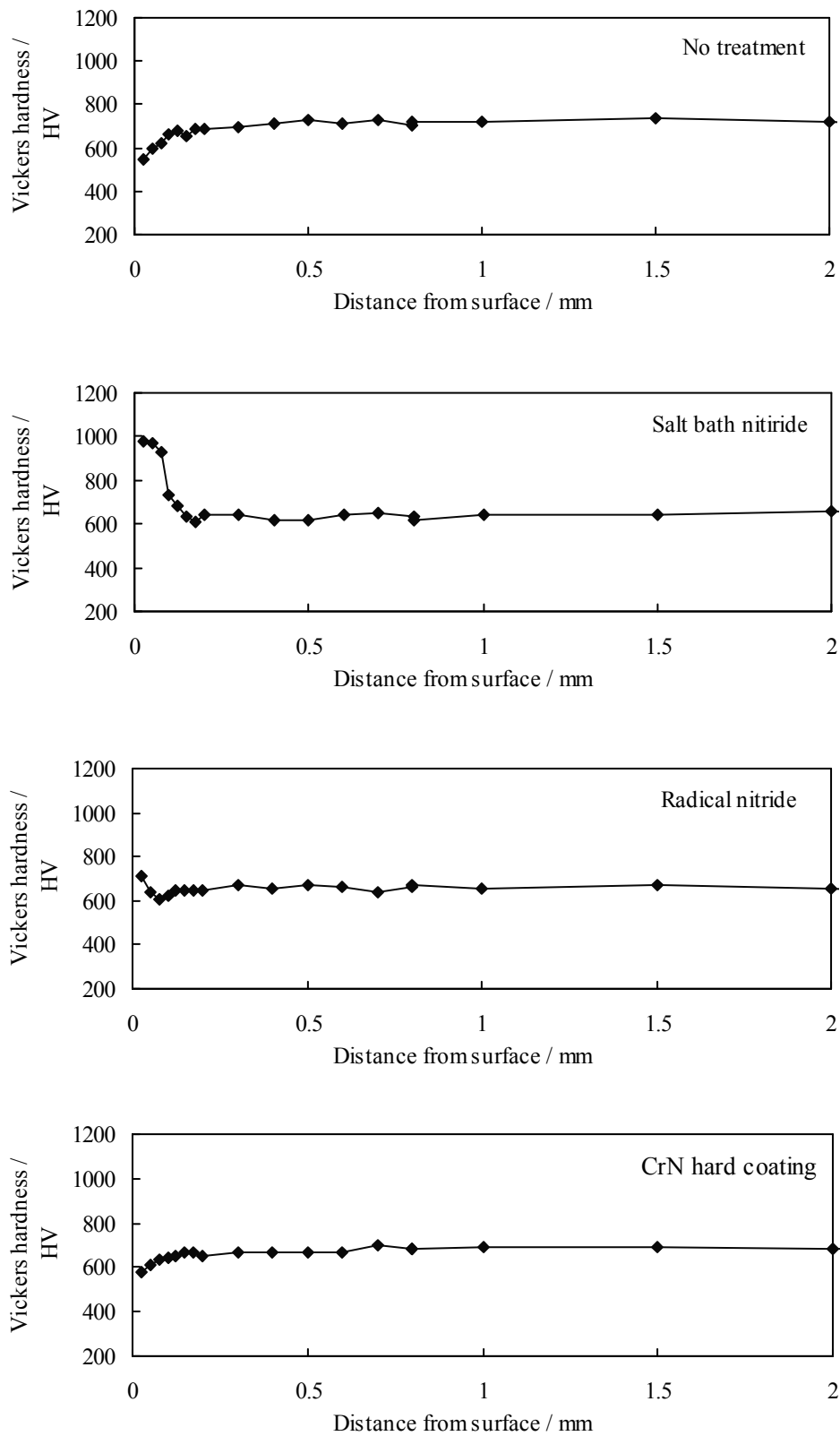
**Fig.3.52 (c)** Distribution of Vickers hardness of taper area of SKD61 punch



**Fig.3.53 (a)** Distribution of Vickers hardness of top area of DRM1punch



**Fig.3.53 (b)** Distribution of Vickers hardness of top round area of DRM1punch

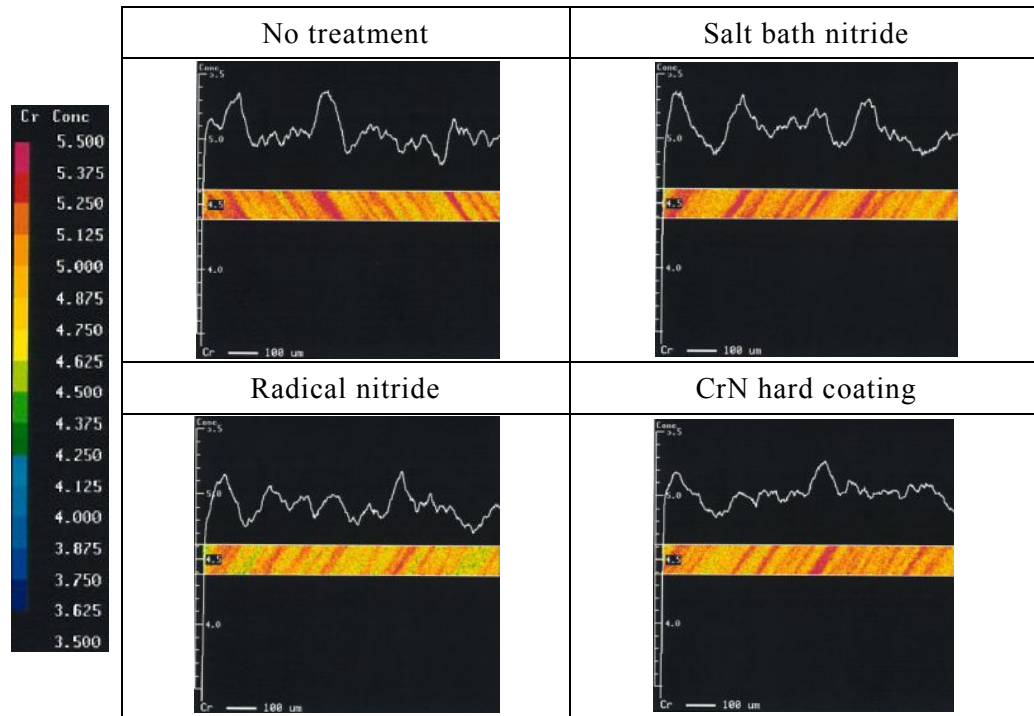


**Fig.3.53 (c)** Distribution of Vickers hardness of taper area of DRM1 punch

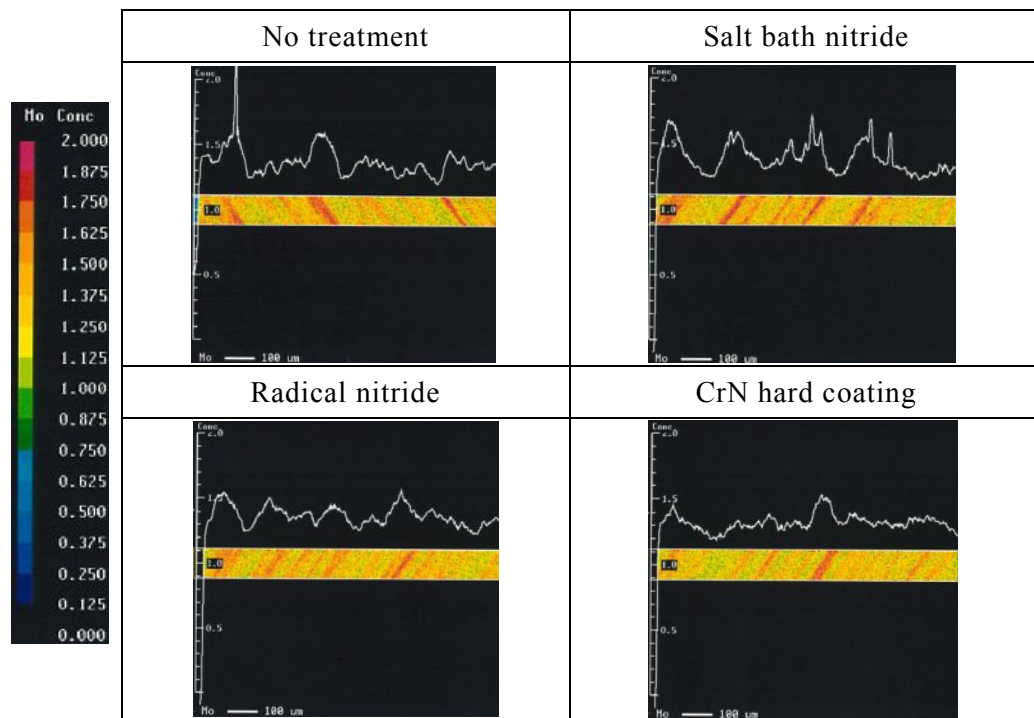
以上の結果より，鍛造による表面処理の損傷状況の比較はパンチのテーパ部に注目するとそのメカニズムをよく説明できると考えられる．そこで，パンチのテーパ部に注目して表面処理の摩耗状況を調査することにする．摩耗による表面処理層の変化を分析する方法として，光学顕微鏡や硬さ分布による調査に加えて EPMA による分析も有効であると考えられる．

鍛造後のパンチ母材 SKD61 のテーパ表層部の Cr, Mo, C, N の EPMA マッピング結果を Fig.3.54(a), (b), (c), (d)に示す．Cr と Mo の濃度分布は素材の縞状偏析を良く表しているが，表面処理方法や損傷試験による表層部の変化は無いことが確認された．C の濃度分布は，塩浴室化処理材で，試験前の状態と同様に，窒化層と母材の境界付近に濃化した部位が観察された．これは試験前の状態をそのまま引き継いでおり，試験による変化はなかったと考えられる．その他の表面処理方法による C 濃度分布の変化はなかった．N の強度分布では，塩浴室化処理材のみ，表層部に濃化した層が存在することが確認された．これは，光学顕微鏡写真や硬さ分布と同様の結果であり，塩浴室化処理材では試験後も窒化層が存在することを定量的に示した．

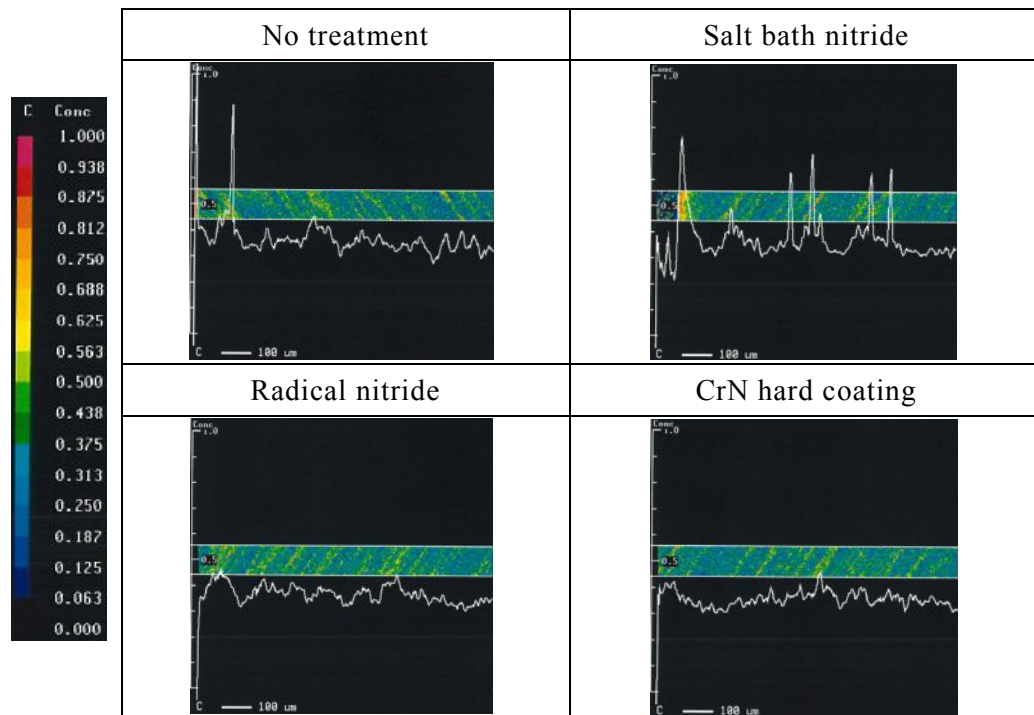
鍛造後のパンチ母材 DRM1 のテーパ表層部の Cr, Mo, C, N の EPMA マッピング結果を Fig.3.55(a), (b), (c), (d)に示す．Cr と Mo の濃度分布は KSD61 対比緩やかな縞状偏析を良く表しているが，表面処理方法や損傷試験による表層部の変化は無いことが確認された．C の濃度分布は，塩浴室化処理材で，試験前の状態とパンチ母材 SKD61 と同様に，窒化層と母材の境界付近に濃化した部位が観察された．これは試験前の状態をそのまま引き継いでおり，試験による変化はなかったと考えられる．しかし，最表層部で C の濃化が検出された．試験後に新たに現れた濃化部であるため，試験中に生成したものと考えられる．想定される炭素源は潤滑油の炭化物質であると推測され，浸炭のような現象が起きていたことが示唆される．パンチ母材 SKD61 ではこの現象は起きていないことから，摩耗量の少ない，すなわち摩耗速度の遅い DRM1 材では浸炭の拡散速度が摩耗速度を上回っていたと推測される．N の強度分布では，塩浴室化処理，ラジカル窒化処理ともに表層部に N の濃化した層が存在することが確認された．これは，光学顕微鏡写真や硬さ分布と同様の結果であり，塩浴室化処理材とラジカル窒化処理材では試験後も窒化層が存在することを定量的に示した．



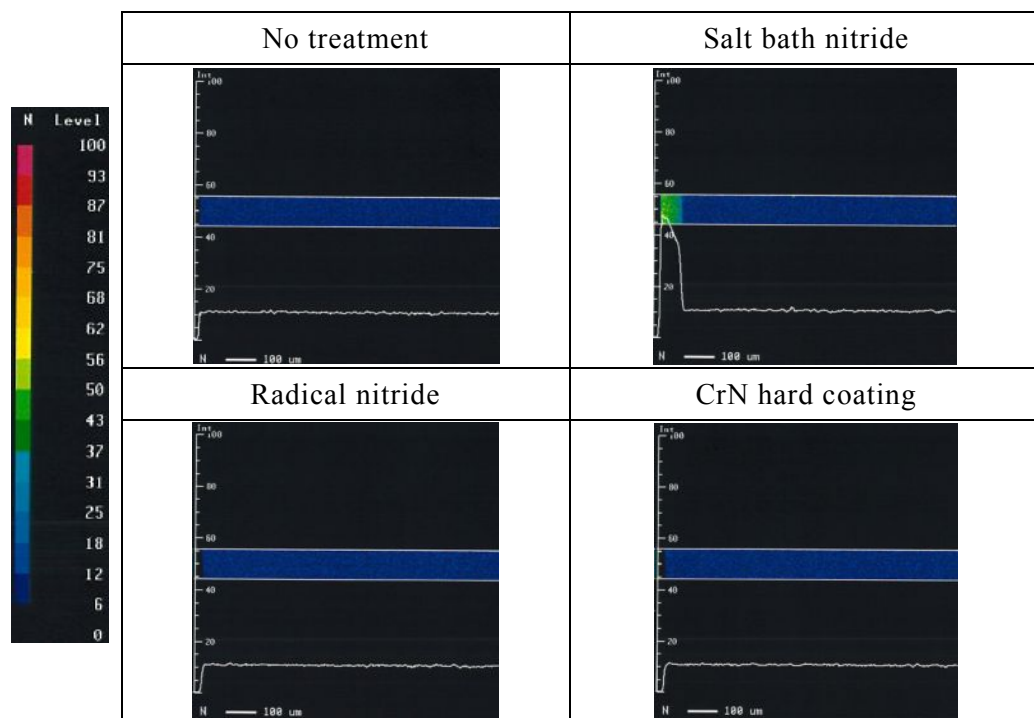
**Fig.3.54 (a)** Mapping of Cr at surface treatment area of SKD61 punch



**Fig.3.54 (b)** Mapping of Mo at surface treatment area of SKD61 punch

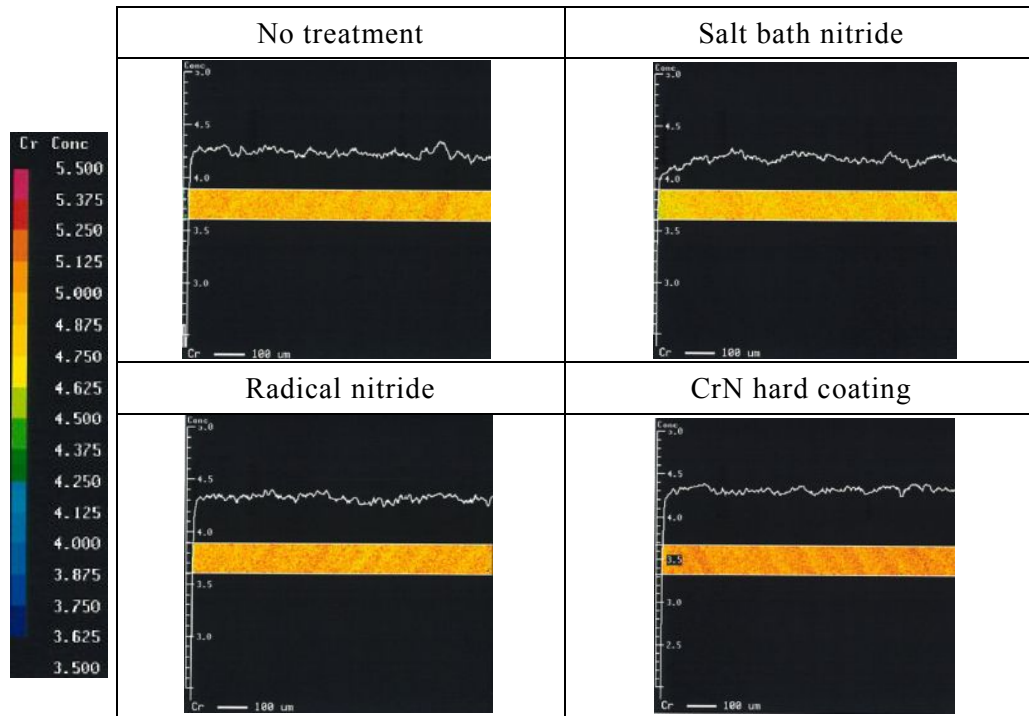


**Fig.3.54 (c)** Mapping of C at surface treatment area of SKD61 punch

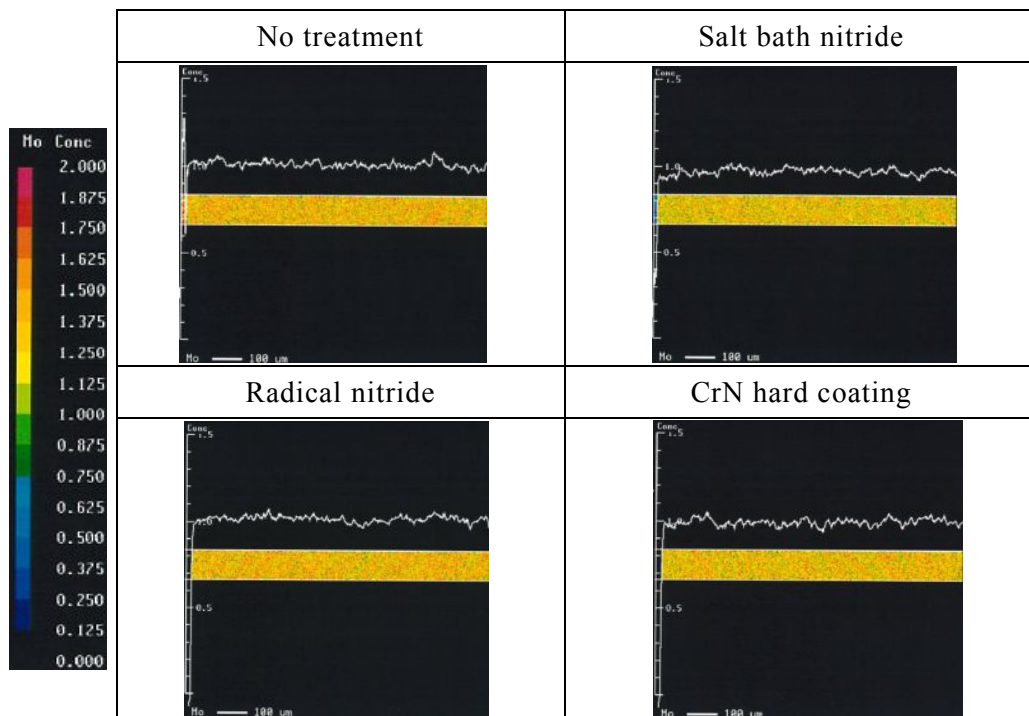


**Fig.3.54 (d)** Mapping of N at surface treatment area of SKD61 punch

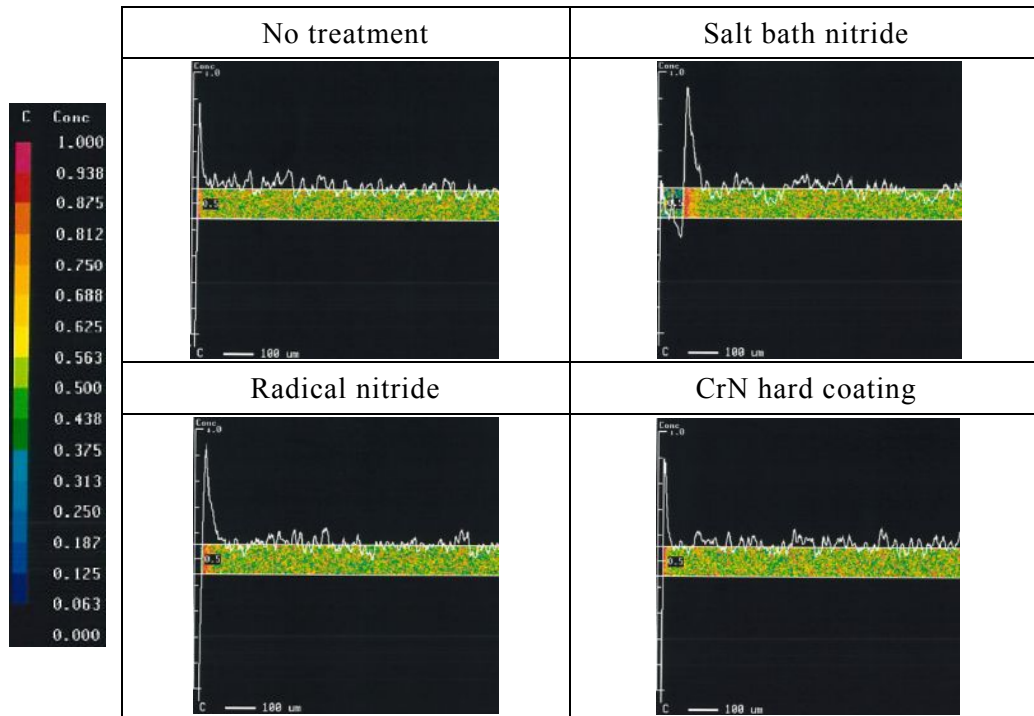




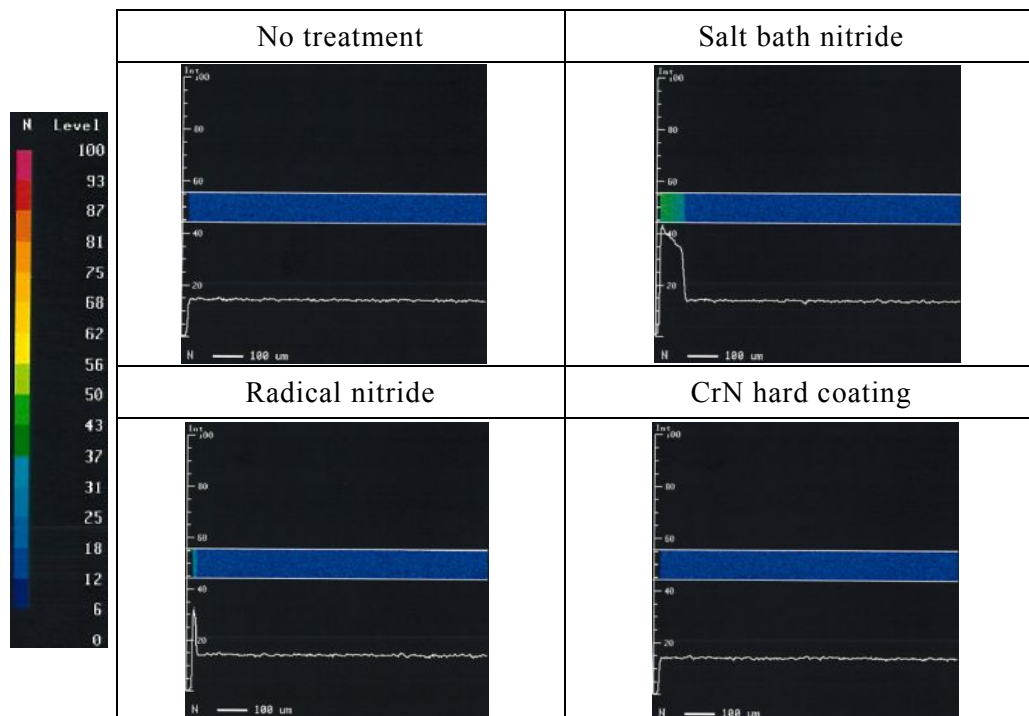
**Fig.3.55 (a)** Mapping of Cr at surface treatment area of DRM1 punch



**Fig.3.55 (b)** Mapping of Mo at surface treatment area of DRM1 punch



**Fig.3.55 (c)** Mapping of C at surface treatment area of DRM1 punch

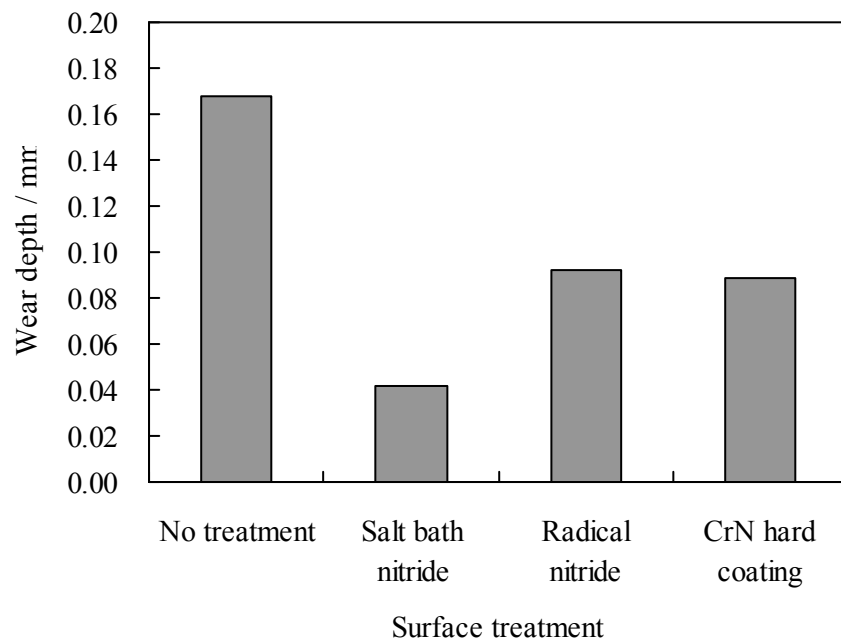


**Fig.3.55 (d)** Mapping of N at surface treatment area of DRM1 punch

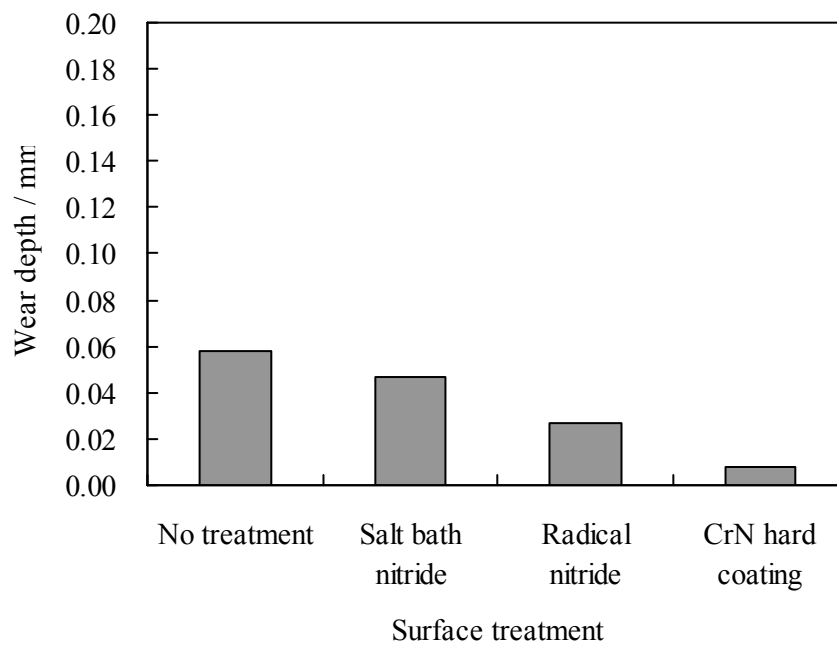
鍛造後のパンチの摩耗量を測定した結果をパンチ母材 SKD61 について **Fig.3.56** に示す。測定位置はパンチ先端より 2.3mm の位置のテーパ部とした。母材ままのパンチに対して塩浴室化処理材は、明らか摩耗量が減少したことが確認された。ラジカル窒化処理材では、塩浴室化処理と比べて摩耗低減量は少ないが母材ままのパンチに比べて摩耗量が減少した。塩浴室化処理材とラジカル窒化処理材の摩耗量の低減効果の差は光学顕微鏡観察、硬さ分布、EPMA による調査で示されたように、初期の窒化層厚さによる相違と考えられる。すなわち、窒化層の浅いラジカル窒化処理材のほうが最終的な摩耗量が大きくなったと考えられる。CrN 硬質皮膜処理材はラジカル窒化処理材とほぼ同等の摩耗量であった。これより、厚さ  $25\mu\text{m}$  のラジカル窒化層と厚さ  $5\mu\text{m}$  の CrN 硬質皮膜の耐摩耗性向上効果は本試験条件では同等であったといえる。

鍛造後のパンチの摩耗量を測定した結果をパンチ母材 DRM1 について **Fig.3.57** に示す。測定位置は同様にパンチ先端より 2.3mm の位置のテーパ部とした。母材ままのパンチに対して塩浴室化処理材は、やや摩耗量が減少した。ラジカル窒化処理材では、塩浴室化処理と比べてさらに摩耗量が減少した。パンチ母材 DRM1 に対し、塩浴室化処理の耐摩耗性向上効果は SKD61 対比小さいといえる。一方で、ラジカル窒化処理材は塩浴室化処理材より耐摩耗性が向上したため、パンチ母材 SKD61 とは異なった耐摩耗性向上メカニズムが発生している可能性がある。CrN 硬質皮膜処理材は硬質皮膜が剥離した程度の摩耗量であった。

以上の結果より、強度の低い熱間工具鋼 SKD61 には塩浴室化処理による耐摩耗性向上効果が顕著であり、マトリックスハイス鋼 DRM1 並の耐摩耗性を得ることが可能であることが明らかになった。また、もともと耐摩耗性の高い DRM1 材では、窒化処理による耐摩耗性向上効果は小さく、さらなる耐摩耗性の向上には硬質皮膜を適用することがひとつの手段として考えられることを示した。



**Fig.3.56** Wear depth of punch after 5,000 shots forging of SKD61

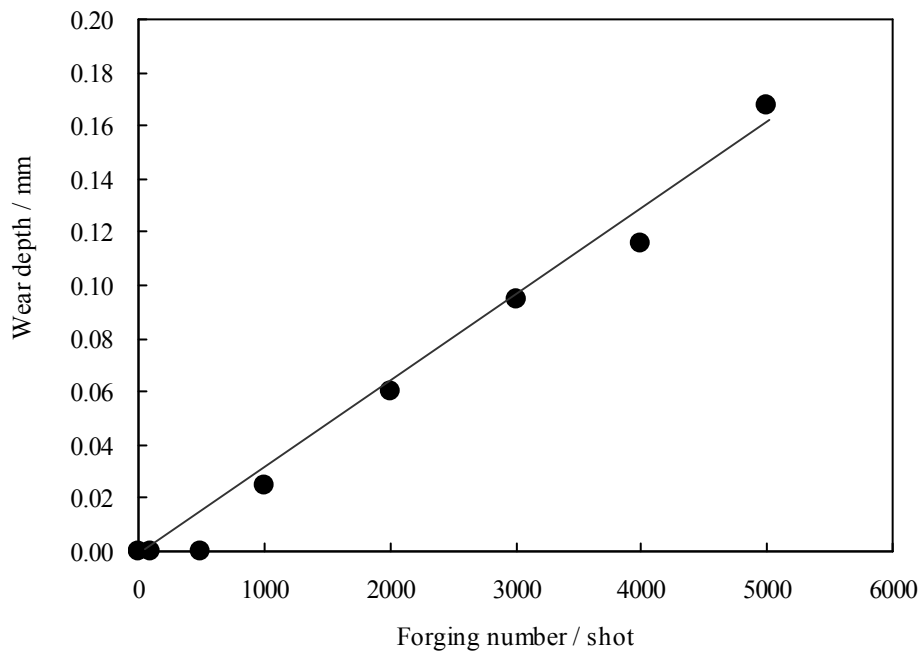


**Fig.3.57** Wear depth of punch after 5,000 shots forging of DRM1

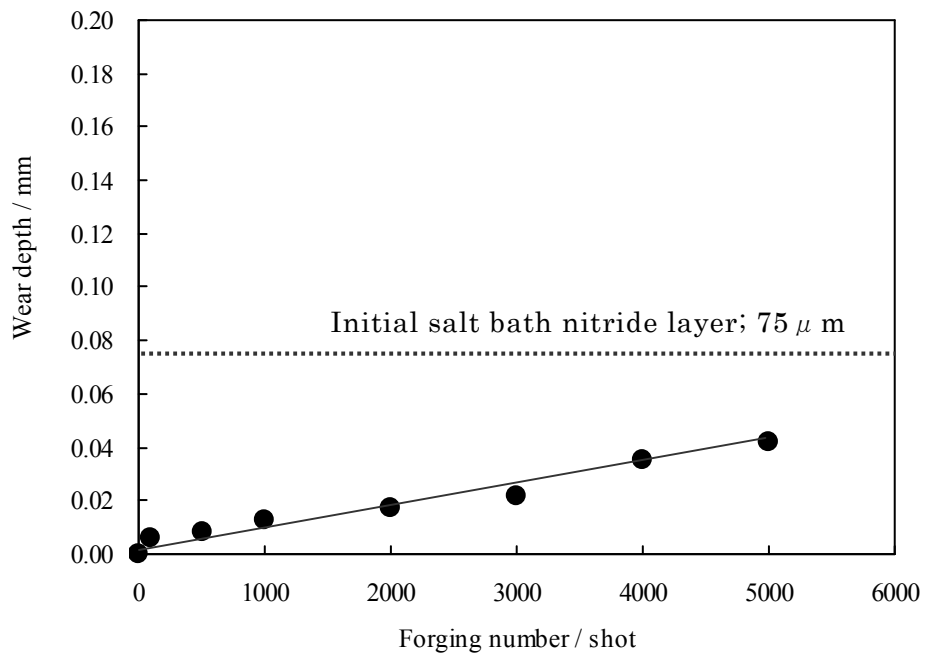
鍛造後の摩耗量比較のみでは、表面処理層の存在による摩耗進行のメカニズムを明らかにするには不十分である。そこで、鍛造数と摩耗量の関係を調査した。測定部位は前述の摩耗量測定部位と同様にパンチ先端より 2.3mm 位置である。

鍛造中の摩耗進行履歴をパンチ母材 SKD61 について、母材まま、塩浴室化処理材、ラジカル窒化処理材、CrN 硬質皮膜をそれぞれ **Fig.5.58(a), (b), (c), (d)** に示す。母材ままのパンチでは、鍛造数の増加とともに線形的に摩耗量が増加し、一定の摩耗速度であることが確認された。塩浴室化処理材は鍛造開始より摩耗が進行し、鍛造数の増加とともに一定の摩耗速度であるが、その摩耗速度は母材の摩耗速度と比較して非常に遅いことが確認された。5000shot 後も表面処理層は残存していたため、これが窒化層の摩耗速度といえる。ラジカル窒化処理材は、2500shot まで緩やかに摩耗が進行するが、2500shot 以降、摩耗速度が速くなる。この 2500shot 時の摩耗量がラジカル窒化層厚さ  $25\mu\text{m}$  とほぼ一致する。また、摩耗速度は、2500shot までは塩浴室化処理材とほぼ同等であり、2500shot 以降は母材とほぼ同等であった。それゆえ、ラジカル窒化層内では窒化層の摩耗速度で進行し、窒化層が摩耗によって消滅した後は母材の摩耗速度に移行して最終的な摩耗量に至ったと考えられる。塩浴室化層とラジカル窒化層の摩耗速度はほぼ同等であったことから、最終的な摩耗量の差は窒化層の深さの影響を受けたといえる。CrN 硬質皮膜処理材では、2500shot 付近まではほとんど摩耗が進行せず、それ以降摩耗が進行した。2500shot 以降の摩耗速度は、母材の摩耗速度とほぼ同等であった。それゆえ、2500shot 付近で硬質皮膜が剥離して母材が表面に露出し、それ以降は母材の摩耗速度で摩耗が進行したものと考えられる。CrN 硬質皮膜による耐摩耗性向上効果は 2500shot までの硬質皮膜による摩耗の抑制によるものであることが確認された。

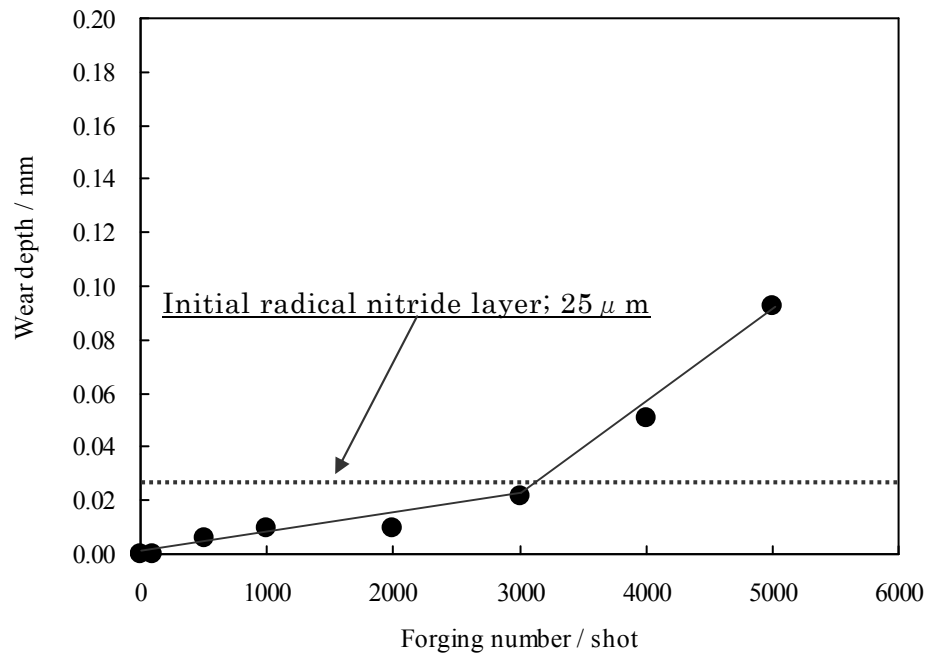
鍛造中の摩耗進行履歴をパンチ母材 DRM1 について、母材まま、塩浴室化処理材、ラジカル窒化処理材、CrN 硬質皮膜をそれぞれ **Fig.5.59(a), (b), (c), (d)** に示す。母材ままの摩耗速度は SKD61 対比小さいことから最終的な摩耗量が SKD61 より小さくなったといえる。塩浴室化処理材の摩耗速度は母材対比やや遅くなる程度であるため、最終的な摩耗量は母材まま対比でやや減少した程度であったといえる。ラジカル窒化処理材は、2000shot まで摩耗が進行せず、2000shot 以降は塩浴室化処理材と同等の摩耗速度で摩耗が進行した。2000shot 以下で摩耗が進行しなかった原因は明確ではない。CrN 硬質皮膜では、3000shot 付近で摩耗が開始したが、それ以降は摩耗がほとんど進行せず硬質皮膜が剥離した程度の摩耗量で試験が終了した。試験後の表層部には硬質皮膜が残存していることが観察されていることから、実質的には、3000shot 付近で一部の皮膜が剥離し、残存した皮膜はその後剥離することなく試験が完了したと考えられる。



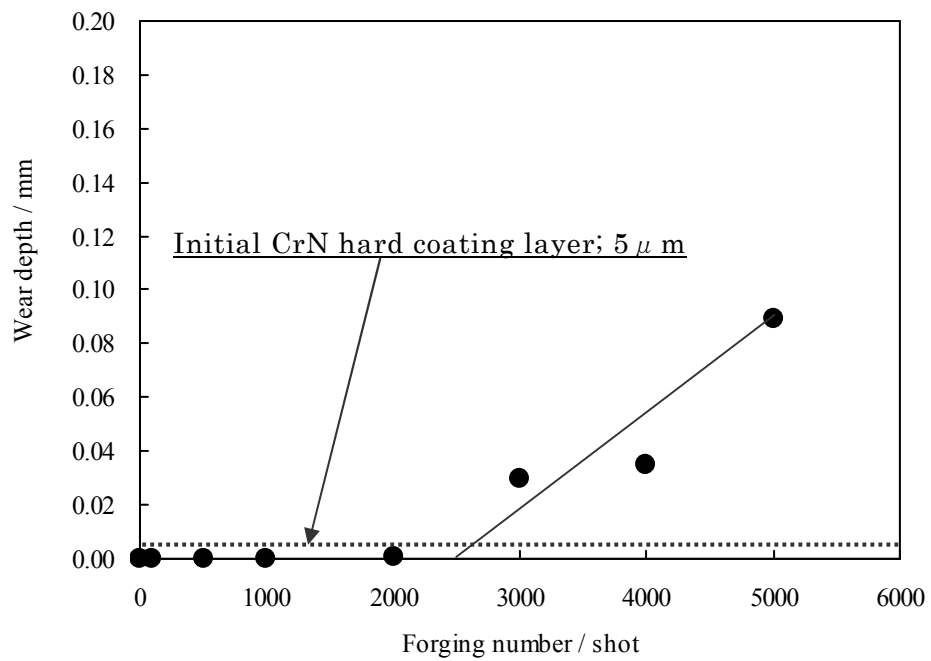
**Fig.5.58 (a)** History plot of wear depth of SKD61 punch about no treatment



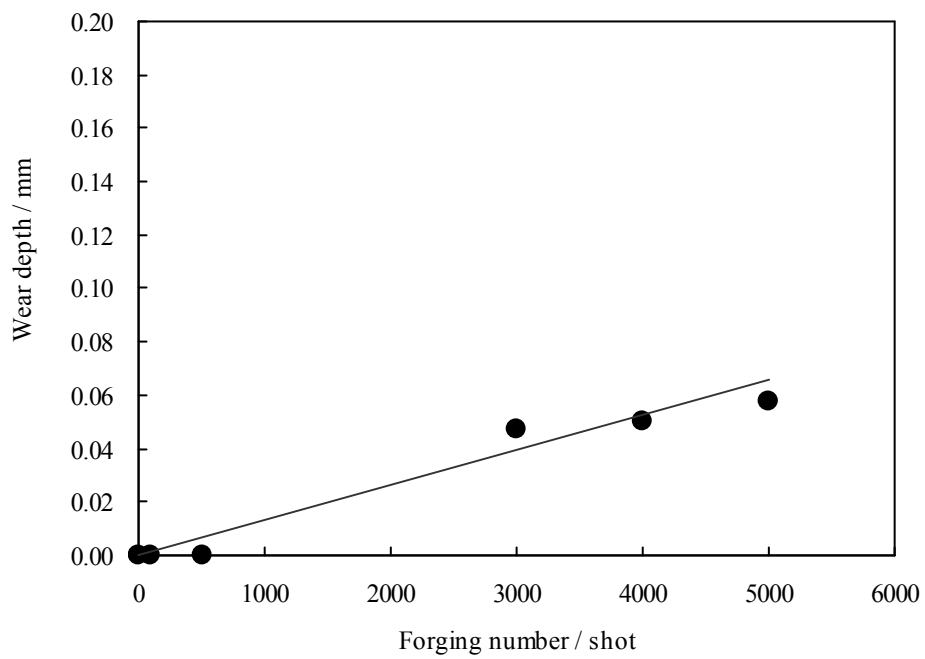
**Fig.5.58 (b)** History plot of wear depth of SKD61 punch about salt bath nitride



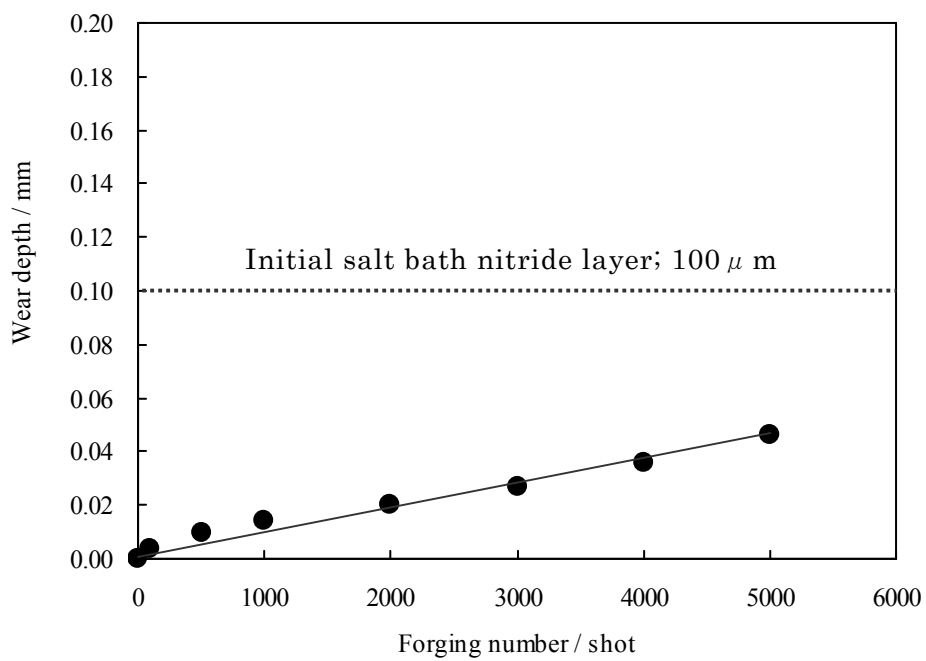
**Fig.5.58 (b)** History plot of wear depth of SKD61 punch about radical nitride



**Fig.5.58 (d)** History plot of wear depth of SKD61 punch about CrN hard coating

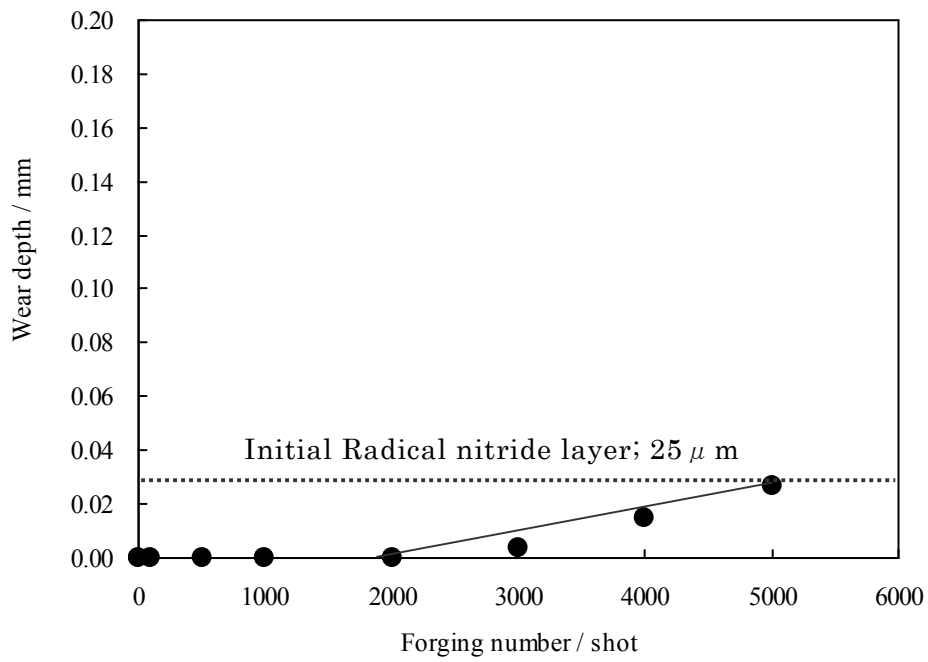


**Fig.5.59 (a)** History plot of wear depth of DRM1 punch about no treatment

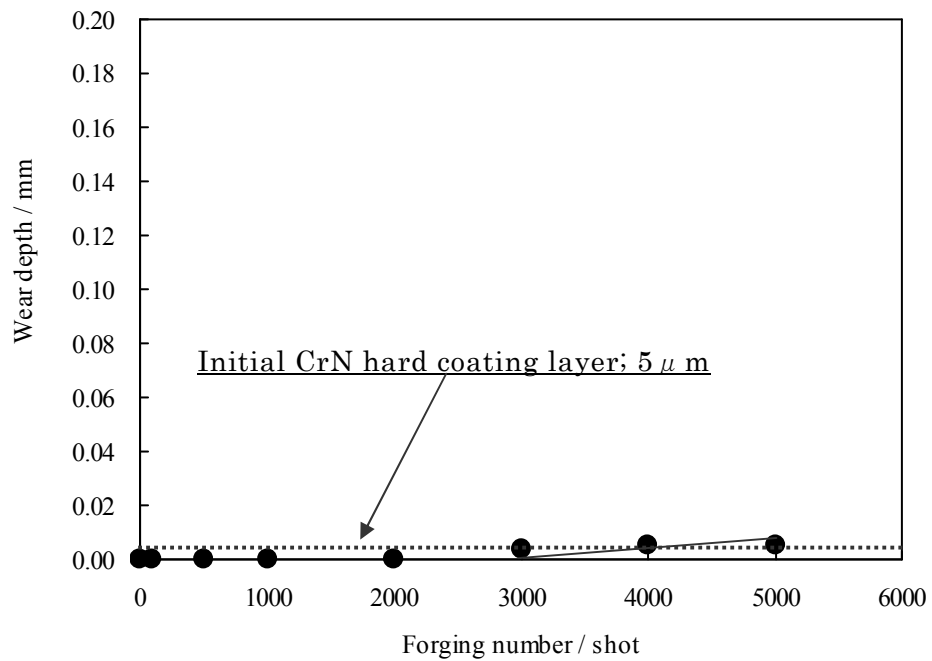


**Fig.5.59 (b)** History plot of wear depth of DRM1 punch about salt bath nitride





**Fig.5.59 (c)** History plot of wear depth of DRM1 punch about radical nitride



**Fig.5.59 (d)** History plot of wear depth of DRM1 punch about CrN hard coating

### 3.6 結論

本研究で開発した温熱間鍛造金型損傷試験を用いることにより，鍛造温度，潤滑油噴霧量，金型材料，表面処理が摩耗をはじめとする金型損傷に及ぼす影響を系統的に調査することが可能になった．

#### (1) 鍛造温度の影響

鍛造温度 650～820℃の範囲において，鍛造温度が上昇するほど摩耗量が増加することが確認された．摩耗は鍛造荷重の大きい低温条件の方が大きいと予想することもできるが，鍛造温度の高い条件においてはパンチ表面が高温化し，表層の強度低下や軟化による摩耗の加速の効果の方が摩耗影響因子として大きくなったといえる．

#### (2) 潤滑油噴霧量の影響

潤滑油噴霧量 1.5～4.0L/min の範囲において，潤滑油噴霧量を増加させるほど摩耗量が低下することが確認された．潤滑油噴霧量は金型表面の冷却能力に影響を及ぼし，噴霧量が大きいほど冷却能力が増加する．この噴霧量増加による冷却能力向上効果は，パンチ表層の軟化や塑性流動の発生状況が確認することができ，噴霧量が大きいほどパンチ表層の軟化や塑性流動深さは減少することが確認された．これが摩耗量の減少に繋がったと考えられる．ただし，噴霧量 3.0L 以上では摩耗量の変化はほとんどなかった．

#### (3) 金型材料

金型材料 SKD61，SKD7，DRM1 で比較した結果，摩耗量は SKD61＞SKD7＞DRM1 であった．この序列はパンチの初期硬さの影響だけでなく，パンチ表層の塑性流動層深さの比較結果より，材料成分による耐軟化性の影響を反映したと考えられる．

#### (4) 表面処理の影響

金型母材 SKD61，DRM1 に対しそれぞれに塩浴室化処理，ラジカル窒化処理，CrN 硬質皮膜を適用した場合，摩耗に及ぼす影響を明らかにした．母材 SKD61 では，塩浴室化による摩耗低減効果が顕著であった．ラジカル窒化処理の窒化層の摩耗速度は塩浴室化処理層とほぼ同等であったことから，最終的な摩耗量に影響を及ぼした最大因子は窒化層深さであった．CrN 硬質皮膜は母材からの剥離が発生するまで摩耗はほとんど進行しないことから，剥離するまでの鍛造数が最終的な摩耗量を決定することが明らかになった．母材 DRM1 では，両窒化処理による摩耗低減効果は比較的小さかった．CrN 硬質皮膜では，最終的な摩耗量のごくわずかであり，皮膜の剥離とわずかな母材摩耗であった．パンチの部位によっては皮膜の残存も確認され，皮膜と母材の密着性の良さが最終的な摩耗量の低減に貢献したといえる．これより，耐摩耗性の良好な硬質皮膜をいかに母材から剥離させることなく維持させる表面処理技術の開発が重

要であるかを指し示す．実際に剥離を抑制する方法として，母材と硬質皮膜の硬さのギャップを少なくする窒化处理(下地処理)を活用した複合処理方法の最適化が研究されている．本損傷試験はそのような開発を実機適用前の実体模擬試験として活用することも可能である．

<参考文献>

- 3-1) 中浜俊介・尾崎公造・松田幸紀：型技術，**19**-12(2004)，56-57
- 3-2) 常陸美朝・松田幸紀：電気製鋼，**57**-3(1986)，19-205
- 3-3) 奥野利夫・田村庸：鉄と鋼，**79**-9(1993)，1013-1021
- 3-4) プレス技術，**45**-7(2007)，69-78
- 3-5) 本田弘之・塩田哲郎：型技術，**20**-8(2005)，144-145
- 3-6) 田村庸・井上謙一・長澤政幸：熱処理，**45**-5(2005)，295-302
- 3-7) 渡部清彦：素形材，**46**-5(2005)，17-21
- 3-8) 井上謙一・井上健：日立金属技報，**21**(2005)，53-58
- 3-9) 塩田恩：熱処理，**24**-3(1985)，121

## 第4章 温熱間鍛造金型の摩耗予測モデルの最適化

### 4.1 はじめに

鍛造金型の摩耗予測手法に関する研究は、冷間加工に関する事例はトライボロジーの分野で盛んに行われてきているが、温熱間鍛造金型に関しては、その事例は多くない。その理由として、鍛造加工中の金型表面では温度、面圧、すべり速度などが過渡的に変化し、同時に温度変化に対応して金型表面が軟化するため、摩耗に及ぼす影響因子が非常に複雑でありモデル化が困難であったことが挙げられる。この挙動は有限要素シミュレーションを用いることにより、金型表面の全領域における過渡的な変化を把握することが可能である。

そこで、本章では、従来の摩耗予測モデルを参照しながら、第2章で提案した金型損傷評価試験で得た実験データを用いてその予測モデルの適合性を検証し、最適な修正摩耗予測モデルを構築することを目的とする。

### 4.2 従来の摩耗予測モデル

金型の摩耗量の予測式として、加工材と被加工材の境界上の関係で、圧力と移動距離の積に比例するという古典的な Archard の式<sup>4-1, 4-2)</sup>がある。

$$W = \alpha \cdot P \cdot L \quad (1)$$

ここで、 $W$ ；損傷摩耗量， $P$ ；圧力， $L$ ；接触位置の移動距離である。

これに被加工材の硬さを変数として、Felder と Montagut により提案された式が次式である<sup>4-3)</sup>。

$$W = k \cdot \frac{P \cdot V \cdot \Delta t}{H} \quad (2)$$

ここで、 $V$ ；接触部分の金型滑り方向の速度成分(相対すべり速度)， $\Delta t$ ；接触時間， $k$ ；摩耗比例係数， $H$ ；硬さである。ここで用いられる硬さ  $H$  は、ビッカース硬さ  $HV$ ，ブリネル硬さ  $HB$  あるいはロックウェル硬さ  $HRC$  であり、規格では単位を記さないことになっているが、単位  $[N/mm^2]$  が隠れている。式(2)では、 $k$  が無次元となるように、 $H$  と  $P$  が同じ単位・次元で表されることを前提としている<sup>4-4)</sup>。

また、実際の鍛造工程では、 $P$ ， $V$  が一定値ではなく過渡的に変化するため、次式のようにな積分型に表す方が有限要素シミュレーションを用いて最終的な摩耗量を予測するためには適当である。

$$W = k \int \left( \frac{PV}{H} \right) dt \quad (3)$$

ここで、 $dt$  は微小時間である。

さらに、金型の硬さ  $H$  は、鍛造時の被鍛造材との接触による金型表面の加熱を考慮し、温度依存の関数とする。同時に、高温環境下に長時間さらされることによる軟化挙動も考慮したモデルも提案されている。軟化挙動は焼き戻しパラメーターを用いることが多い。従来の多くの金型摩耗予測に関する研究は、式(2)をベースとして、金型材料の硬さや強度の軟化挙動を導入した予測式を作成し、定数  $k$  は実体摩耗量から算出する事例が報告されている<sup>4-2)~4-17)</sup>。

一方、切削工具寿命に関する研究分野で臼井らは、凝着モデルを基礎として拡散のフィックの法則を導入した形式で次式の摩耗予測モデルを提案した。<sup>4-18)</sup>

$$\frac{dW_u}{PdL} = C_1 \exp\left(-C_2 \frac{1}{T}\right) \quad (4)$$

ここで、 $W_u$ ；摩耗量、 $P$ ；面圧、 $L$ ；接触距離、 $T$ ；温度、 $C_1$ 、 $C_2$ ；定数である。切削工具の表面温度は、加工中の摩擦熱と切りくずの高速変形による加工発熱の重畳により非常に高温となる。このような環境下では、拡散を考慮することで、実際の摩耗挙動をよく表現できることが報告されている<sup>4-19)~4-23)</sup>。

### 4.3 金型材料と鍛造材の材質予測式

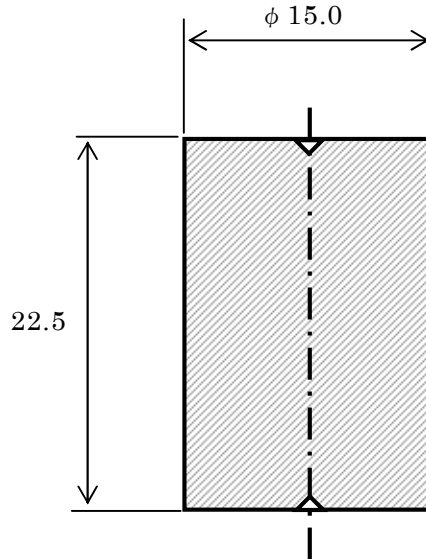
温熱間鍛造金型の摩耗予測シミュレーションを実施するためには、金型材料と鍛造材料のデータベースを構築することが必要である。データベースの構築には、金型材料の圧縮降伏強度の温度依存性、軟化率、鍛造材料の応力-ひずみ曲線を採用する必要がある。そこで、本項では、それらの材料データベースを採用する試験を実施した。

#### 4.3.1 供試材

材料データベースの採取は **Table 4.1** に示す金型材料と鍛造材料とした。これらの化学成分、調質方法、調質後組織は第3章 3.3.1 で示したものと同様である。圧縮時の応力-ひずみ曲線を採用する金型材料及び鍛造材の圧縮試験片は **Fig.4.1** に示す形状とした。

**Table 4.1** Materials of compressive test for database

	Material	Hardness
Die steel	SKD61	50HRC
	SKD7	51HRC
	DRM1	59HRC
Work piece	S53C	20HRC



**Fig.4.1** Test piece for compression test

#### 4.3.2 実験方法

(応力-ひずみ曲線)

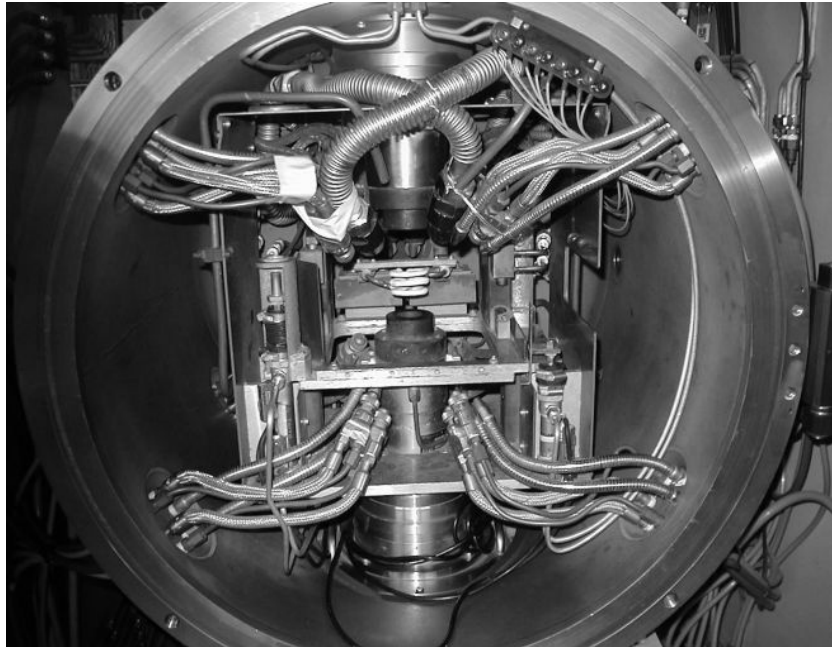
4.2.1 で作製した圧縮試験片を用いて、**Fig.4.2** に示す熱間加工シミュレータ装置を用いて端面拘束圧縮試験を実施した。**Table 4.2** に熱間加工シミュレータ装置の仕様を示す。この装置を用いて、**Fig.4.3** に示すパターンで材料の加熱と端面拘束圧縮を実施した。

(軟化率)

4.2.1 で作製した金型材料を用いて、**Fig.4.4** に示すヒートパーンでソルトバスによる熱処理を実施し熱処理前後の硬さ変化から次式を用いて軟化率  $X_{soften}$  を算出した。<sup>4-24)</sup>

$$X_{soften} = \frac{H_{initi.} - H_{present}}{H_{initi.} - H_{aneeld}} \quad (5)$$

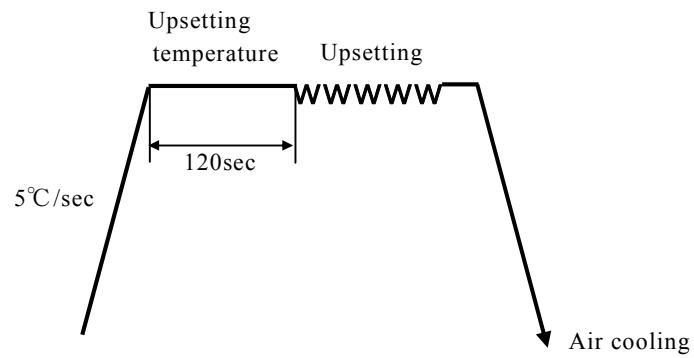
ここで、 $H_{initi}$ ；初期硬さ、 $H_{present}$ ；熱処理時の硬さ、 $H_{aneeld}$ ；完全焼きなまし硬さ、である。



**Fig.4.2** Equipment of hot working simulator

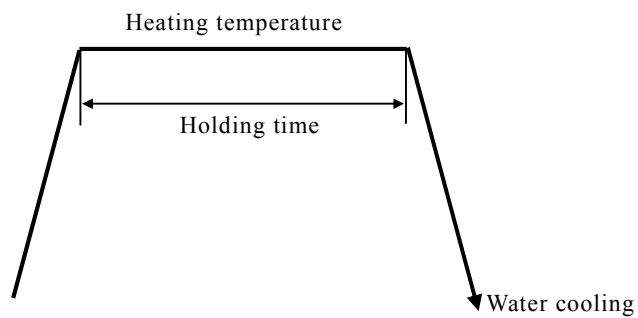
**Table 4.2** Specifications of hot working simulator

Maximum load	500 (kN)
Heating type	Induction heater(IH)
Heating temperature	RT~1200 (°C)
Heating speed	Max. 10 (°C/sec)
Forging speed	20~600 (mm/sec)
Stroke	50 (mm)
Forging process	Max. 5 stage
Cooling	Water quench Brower cooling Air cooling Controlled cooling rate with IH



Material	S53C	SKD61, SKD7, DRM1
Upsetting temperature	RT, 500, 600, 700, 800°C	RT, 100, 200, 400, 500, 600, 700, 800(°C)
Upsetting reduction	50%	30%
Strain rate	6.5, 40 sec <sup>-1</sup>	0.5, 6.7 sec <sup>-1</sup>

**Fig.4.3** Heating and forging pattern of compressive test



Heating temperature	625, 650, 675, 700, 725 (°C)
Holding time	60, 600, 1800, 3600, 14400 (sec.)

**Fig.4.4** Heating pattern of softening test for die steel



#### 4.3.3 実験結果

##### (変形抵抗)

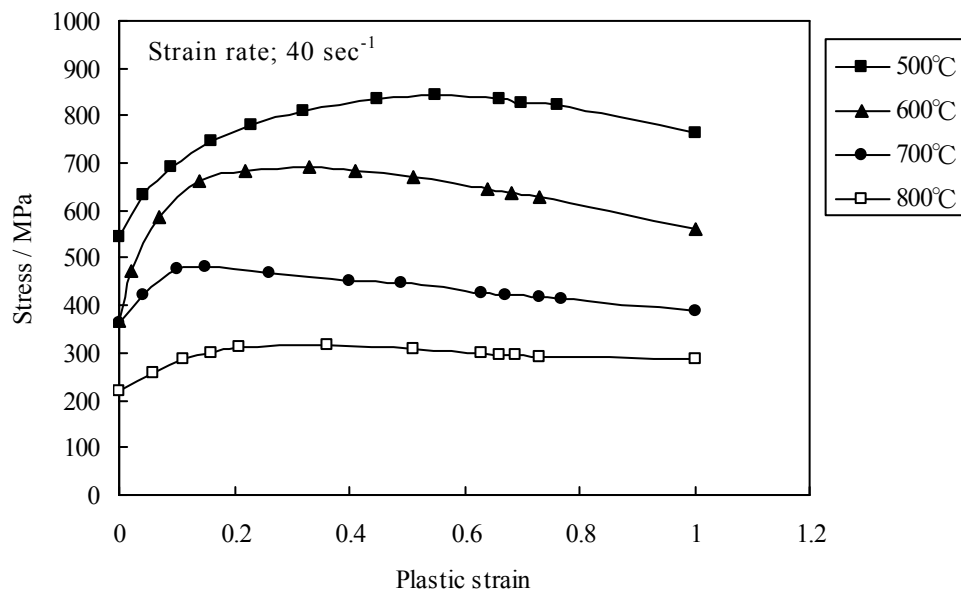
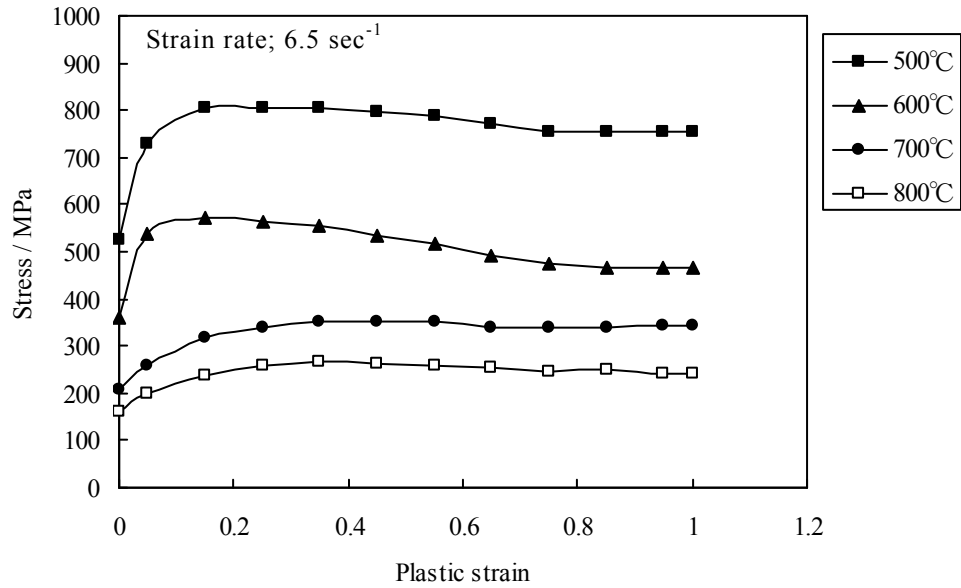
鍛造材 S53C の塑性域の応力-ひずみ曲線を **Fig.4.5** に示す。温熱間鍛造域では、鍛造温度が上昇するほど応力は低下することが確認された。このデータを有限要素シミュレーションで使用する。

金型材料の応力-ひずみ曲線より降伏点を求め、その各金型材料の温度依存性を **Fig.4.6** に示す。各材料ともに、温度の上昇とともに強度は低下した。特に 600℃以上では急激に低下し 700℃では金型材料によらずほぼ同等の強度となった。これは、600℃以上では金型材料の硬さを保持してきた炭化物の固溶が進むことにより急激に強度を失うことによる。700℃～800℃の領域では、オーステナイト化するため、さらに強度が低下するものと考えられる。初期硬さが類似した SKD61 と SKD7 では 400℃～600℃で SKD7 の強度低下が SKD61 に比べて小さいことが確認された。これは、SKD7 の成分は Mo 量が 3.0%と SKD61 の 1.5%より高く、2 次析出 Mo 炭化物が多くなるため、その温度域でも硬さの低下つまり強度の低下を抑えられたことによるものである。ゆえに、SKD7 は SKD61 より耐軟化性が高いといえる。

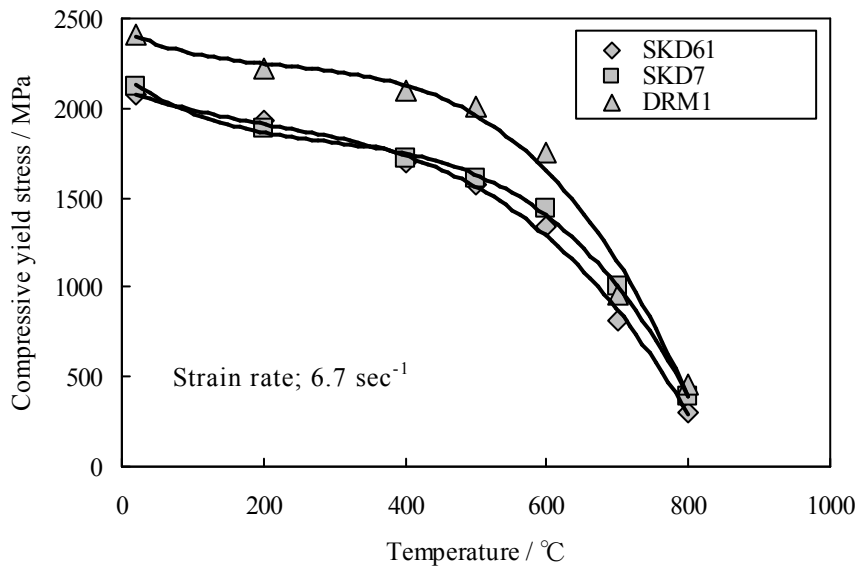
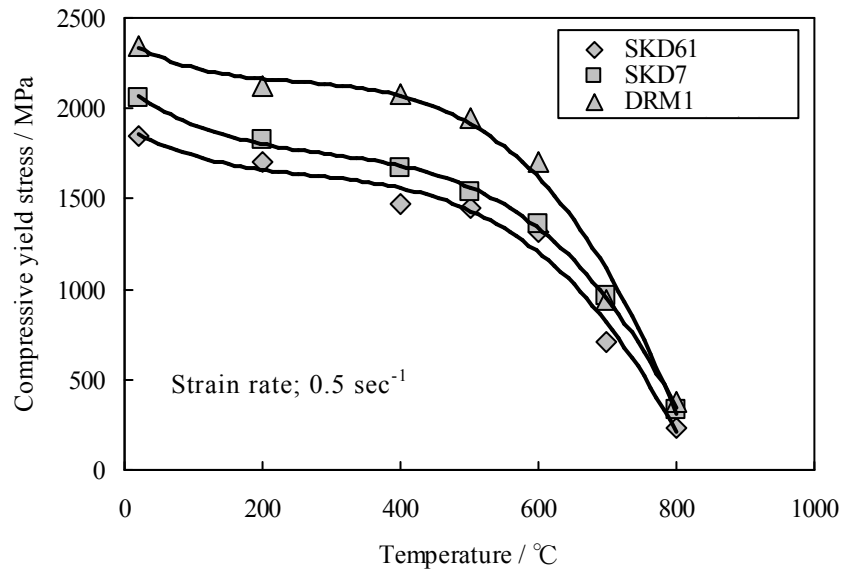
また、各金型材料ともに、ひずみ速度が高いほど降伏圧縮強度も高く、ひずみ速度の依存性も確認された。

##### (軟化率)

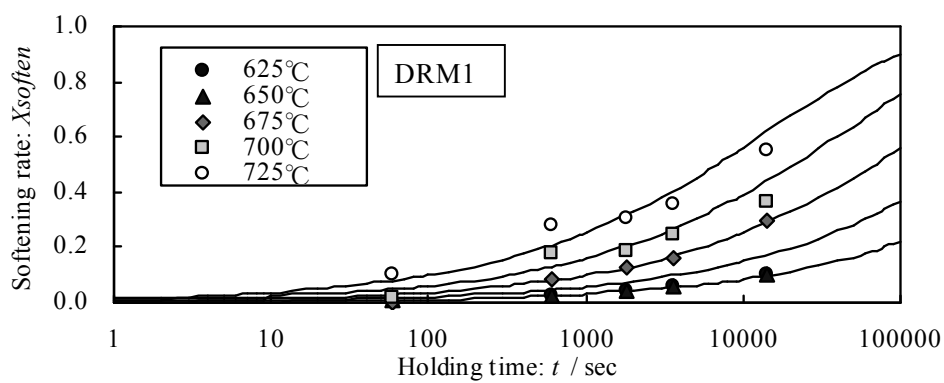
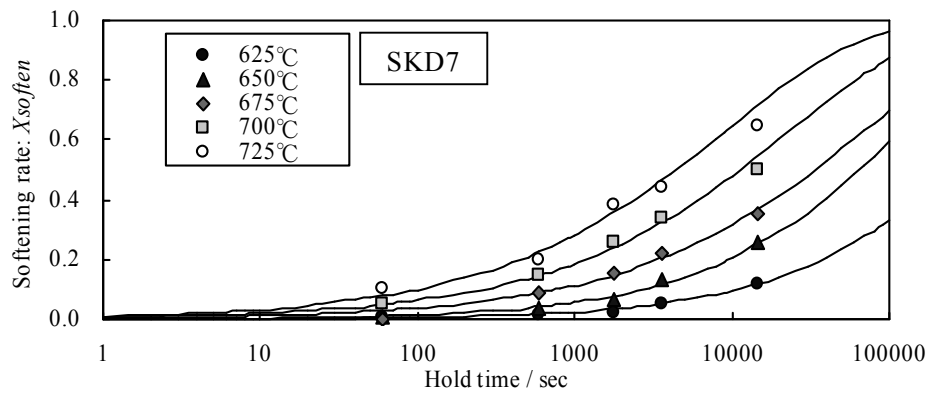
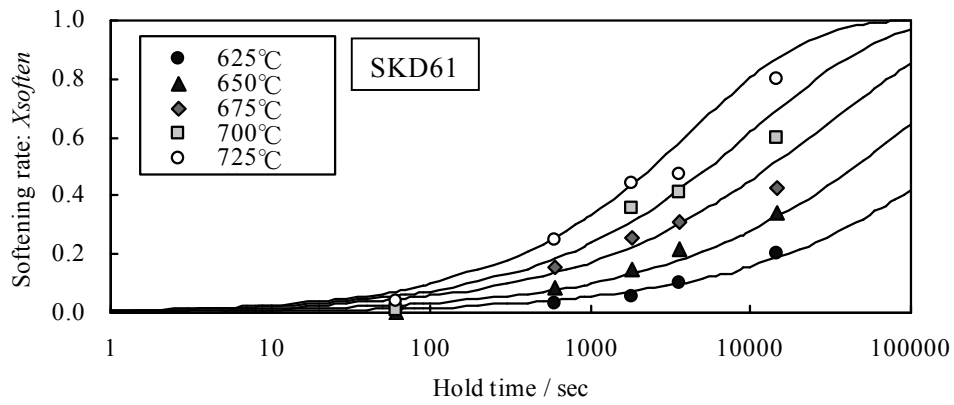
金型材料の軟化率測定結果を **Fig.4.7** に示す。軟化率は、温度が高いほど、また保持時間が長いほど短時間で進行する。SKD61 と SKD7 の比較では、高温圧縮降伏強度の結果と同様に、SKD7 の方が軟化の進行が遅く、耐軟化性に優れることが確認された。



**Fig.4.5** Stress – strain curve of S53C in hot temperature



**Fig.4.6** Relationship between compressive yield stress and forging temperature of die steel



**Fig.4.7** Softening rate of die steel

#### 4.3.4 金型材料の高温圧縮降伏強度と軟化率の定式化

(金型材料の高温圧縮降伏強度)

Fig.4.6 で得られた結果より，金型材料の圧縮降伏強度の温度依存性の回帰式を次式のように得た．

$$YS_{initi.} = YS_{RT}(A_1T^3 + A_2T^2 + A_3T + A_4) \quad (6)$$

ここで， $YS_{initi.}$ ；初期圧縮降伏強度， $T$ ；温度(K)， $A_1, A_2, A_3, A_4$ ；定数である．各金型材料の  $YS_{RT}$  と各定数は **Table 4.3** に示すとおりである．

**Table 4.3** Value of  $YS_{RT}$  and constant for each die materials about equation (5)

Material	Strain rate [1・sec <sup>-1</sup> ]	$YS_{RT}$ [MPa]	$A_1$ [1・K <sup>-3</sup> ]	$A_2$ [1・K <sup>-2</sup> ]	$A_3$ [1・K <sup>-1</sup> ]	$A_4$
SKD61	0.5	1845	$-4.37 \times 10^{-9}$	$7.10 \times 10^{-6}$	$-4.07 \times 10^{-3}$	1.70
	6.7	2076	$-2.88 \times 10^{-9}$	$4.20 \times 10^{-6}$	$-2.38 \times 10^{-3}$	1.41
SKD7	0.5	2057	$-4.76 \times 10^{-9}$	$7.24 \times 10^{-6}$	$-4.34 \times 10^{-3}$	1.76
	6.7	2122	$-4.20 \times 10^{-9}$	$7.12 \times 10^{-6}$	$-4.27 \times 10^{-3}$	1.74
DRM1	0.5	2350	$-5.47 \times 10^{-9}$	$6.77 \times 10^{-6}$	$-3.66 \times 10^{-3}$	1.59
	6.7	2410	$-3.67 \times 10^{-9}$	$5.56 \times 10^{-6}$	$-2.95 \times 10^{-3}$	1.48

(金型材料の軟化率)

Fig.4.7 で得られた各金型材料の軟化率より，Avrami 型の関数を用いて回帰式を求めた．Avrami 型の関数は増分型の関数であるため，時間増分の累積計算が可能な有限要素シミュレーションの計算アルゴリズムに適合するため有用である．軟化率  $X_{soften}$  の回帰式を次式に示す．

$$X_{soften} = 1 - \exp\{B_1(t/t_{0.1})^n\} \quad (7)$$

$$t_{0.1} = B_2 \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

ここで， $t$ ；保持時間， $t_{0.1}$ ；軟化率 10%時の保持時間， $n$ ；軟化速度定数， $Q$ ；活性化エネルギー， $R$ ；気体定数， $B_1, B_2$ ；定数である．各金型材料の活性化エネルギー $Q$  と各定数は **Table 4.4** に示されるように算出された．

**Table.4.4** Value of Q and constant for each die materials about equation (6), (7), (8)

Material	Q [J · mol <sup>-1</sup> ]	B <sub>1</sub>	n	B <sub>2</sub> [sec]
SKD61	352161.2 (< 675℃) 173097.3 (≥ 675℃)	0.127	0.50 (< 675℃) 0.55 (< 725℃) 0.60 (≥ 725℃)	1.07 × 10 <sup>-17</sup> (< 675℃) 8.25 × 10 <sup>-8</sup> (≥ 675℃)
SKD7	376301.7 (< 675℃) 306663.9 (≥ 675℃)	0.0778	0.60 (< 650℃) 0.50 (≥ 650℃)	1.25 × 10 <sup>-18</sup> (< 675℃) 8.00 × 10 <sup>-15</sup> (≥ 675℃)
DRM1	377888.9 (< 675℃) 362615.2 (≥ 675℃)	0.0959	0.45	1.38 × 10 <sup>-18</sup> (< 675℃) 9.56 × 10 <sup>-18</sup> (≥ 675℃)

(軟化率を考慮した金型材料の高温圧縮降伏強度)

実際の鍛造金型は、数千～1万ショット程度連続的に使用されることが多い。その環境下では、高温にさらされる累積時間が金型に焼き戻し効果を与え、金型強度を低下させる現象が生ずる。この軟化は、金型強度が温度に依存して随時変化する挙動と分けて考慮すべきある。そのため、連続鍛造を想定して金型の軟化率を考慮した高温圧縮降伏強度は式(6)、(7)を用いて次式で表される。

$$YS = (1 - X_{soften}) \cdot YS_{init.} \quad (9)$$

#### 4.4 有限要素シミュレーションモデル

本項では、有限要素シミュレーション用いた金型摩耗予測を実施するにあたり、必要な有限要素解析コード、解析モデル、境界条件の設定について述べる。

##### 4.4.1 解析コードと解析モデル

解析コードは SFTC 社製鍛造用有限要素解析ソフトウェア DEFORM-2D<sup>TM</sup> を用いた。本研究で開発した温熱間鍛造金型損傷試験法をモデル化するため、計算手法は応力-熱連成、弾塑性解析軸対称モデルとした。有限要素シミュレーションで用いた温熱間鍛造金型損傷試験の 2 工程目の後方押出し鍛造モデルを **Fig.4.8** に示す。この解析モデルは軸対称形状であり、金型は弾性体、被鍛造材は弾塑性体、ダイスは剛体とした。

##### 4.4.2 有限要素シミュレーション水準

有限要素シミュレーションによる解析水準は、**Table 4.5** に示すように、パンチ材料

DRM1 で鍛造温度を変化させた水準, 鍛造温度 820℃でパンチ材料を変化させた水準とした。これにより, 鍛造温度による摩耗量の変化, 金型材料による摩耗量の変化を系統的に実験結果と比較検証することが可能である。

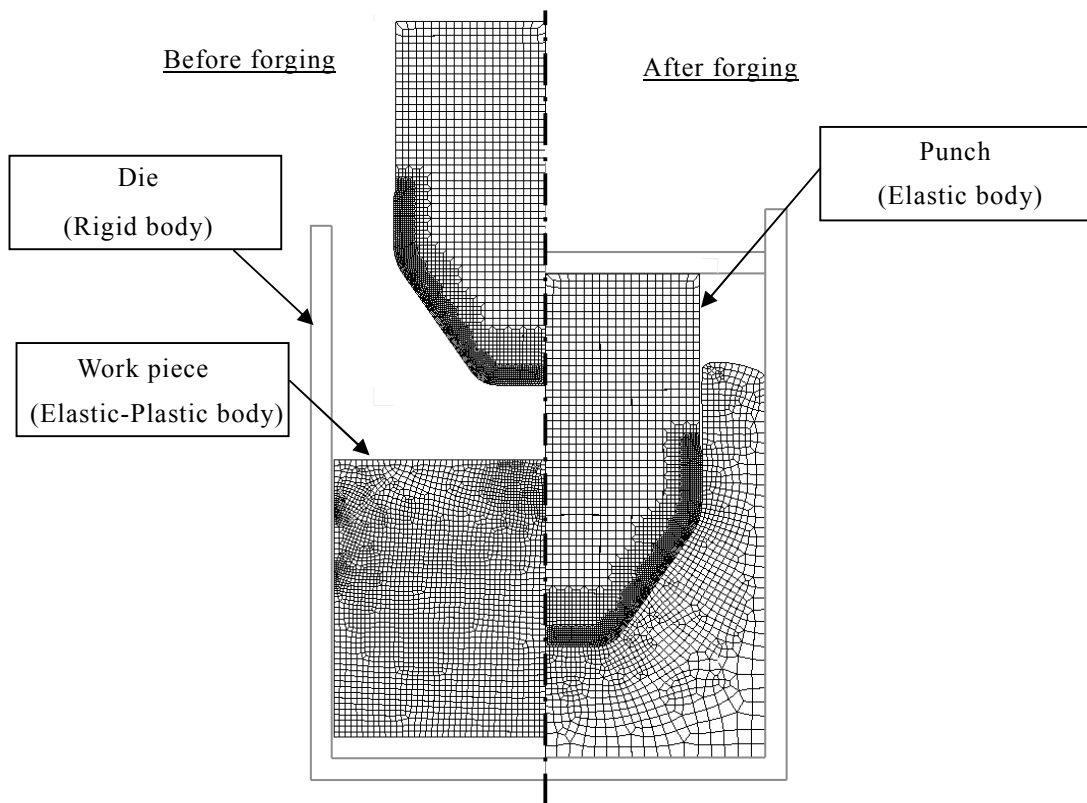
#### 4.4.3 初期条件, 境界条件の設定

本有限要素シミュレーションの初期条件を **Table 4.6** に示す。また, 本試験で用いたパーツフォーマーの鍛造仕様を **Table 4.7** に示す。本解析モデルの境界条件である摩擦係数と熱伝達係数は実際の温熱間鍛造金型損傷試験より求めた。摩擦係数は, 実際の鍛造荷重(第 3 章 Fig.3.3 参照)より有限要素シミュレーションの予測鍛造荷重を合わせこみ最適化した。パンチと被鍛造材, パンチと潤滑剤の熱伝達係数は **Fig.4.9** に示すようにパンチの先端より 8mm の位置に熱電対を取り付け, 実際の定常状態の温度サイクルと有限要素シミュレーションの予測温度サイクルが一致するように合わせこみ最適化した。これらの境界条件を **Table 4.8** に示す。

また, 連続鍛造を想定して有限要素シミュレーションにおいても温度分布や 1 サイクルの履歴が定常状態となるまで 20 回繰り返し計算を実施した。この繰り返し計算結果を利用し, 実体摩耗予測用の基礎出力データとした。

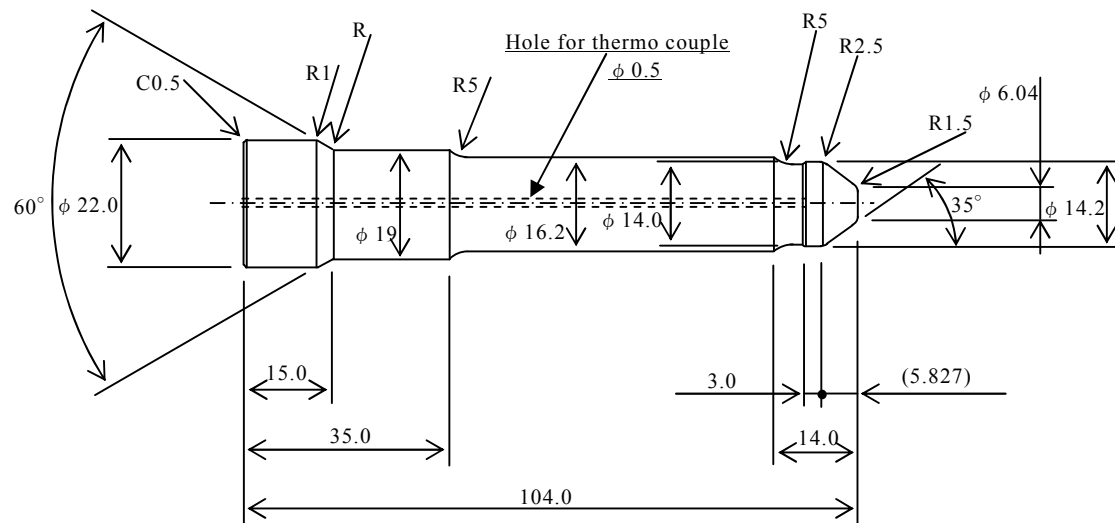
**Table 4.5** FE analysis model for die damage test

	Forging temperature		
	650°C	720°C	820°C
SKD61			○
SKD7			○
DRM1	○	○	○



**Fig.4.8** FE analysis model of die damage test for DEFORM-2D





**Fig.4.9** Punch shape with hole for thermo couple

**Table 4.5** Initial conditions for FE analysis

	Forging temperature		
	650°C	720°C	820°C
Initial temperature of work piece	650°C	720°C	820°C
Initial punch temperature	300°C	300°C	300°C
Die temperature	250°C	250°C	250°C
Environment temperature	50°C	50°C	50°C

**Table.4.6** Parts former spec for die damage test

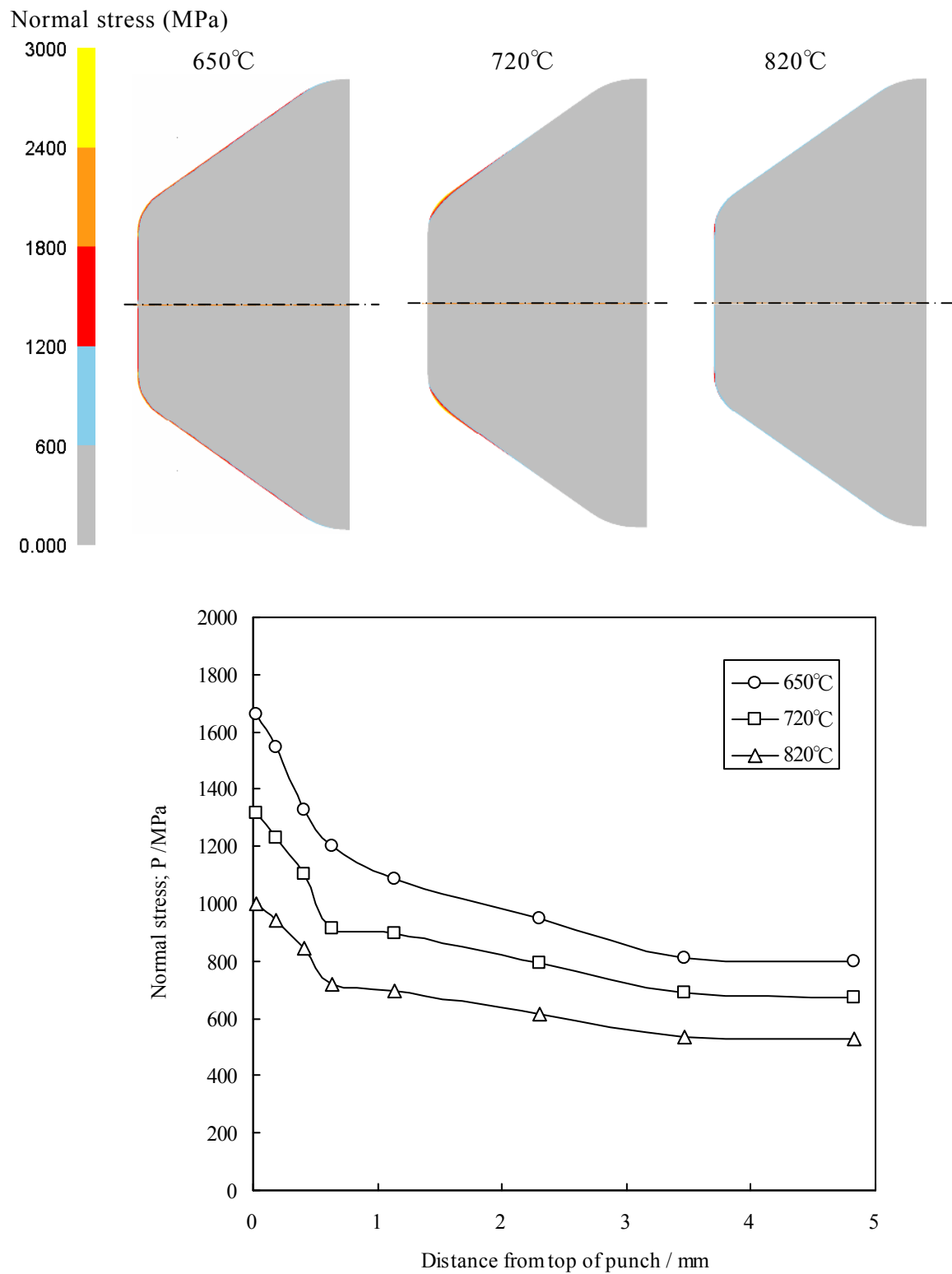
Stroke (mm)	180
Crank length (mm)	150
Rod length (mm)	720
Forging speed (shot/min.)	86

**Table 4.7** Boundary conditions for die damage test model

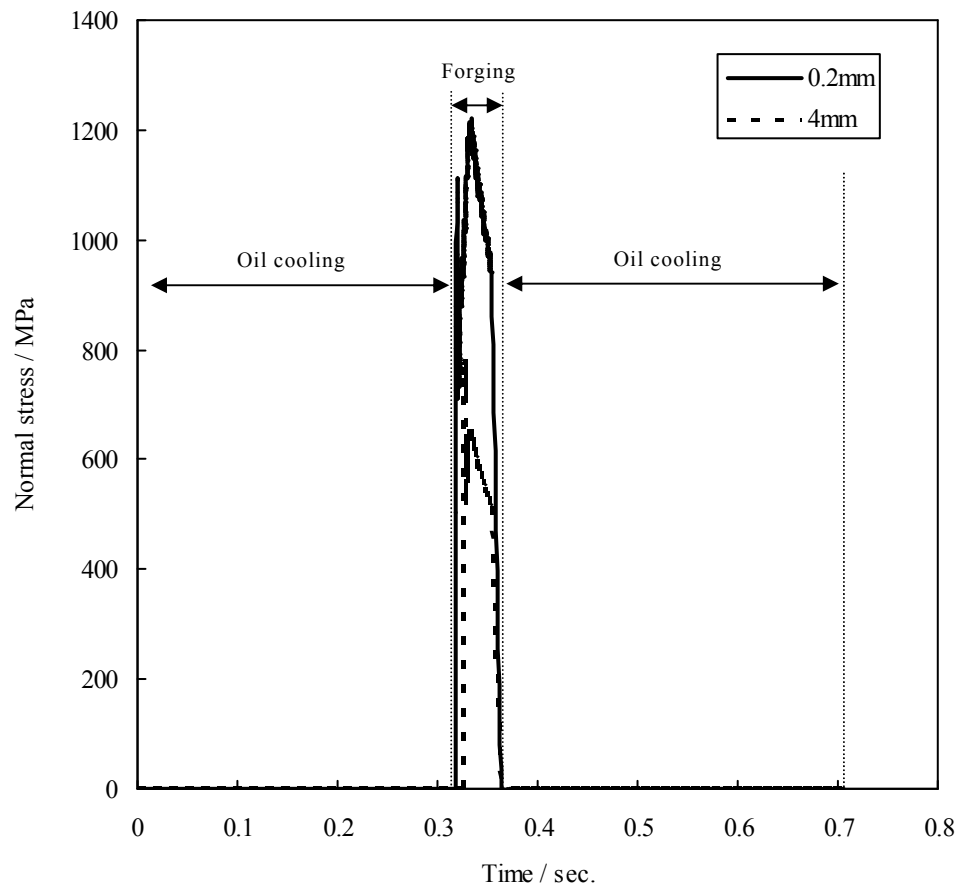
	Forging temperature		
	650°C	720°C	820°C
Shear friction coefficient	0.4	0.4	0.4
Thermal transfer coefficient (kW/m <sup>2</sup> K)			
Punch-work piece	90	90	90
Punch-lubricant	2.1	2.1	2.0
Punch-air	0.2	0.2	0.2
Work piece - air	0.2	0.2	0.2
Work piece - die	25	25	25

#### 4.4.4 パンチの面圧分布と温度分布結果

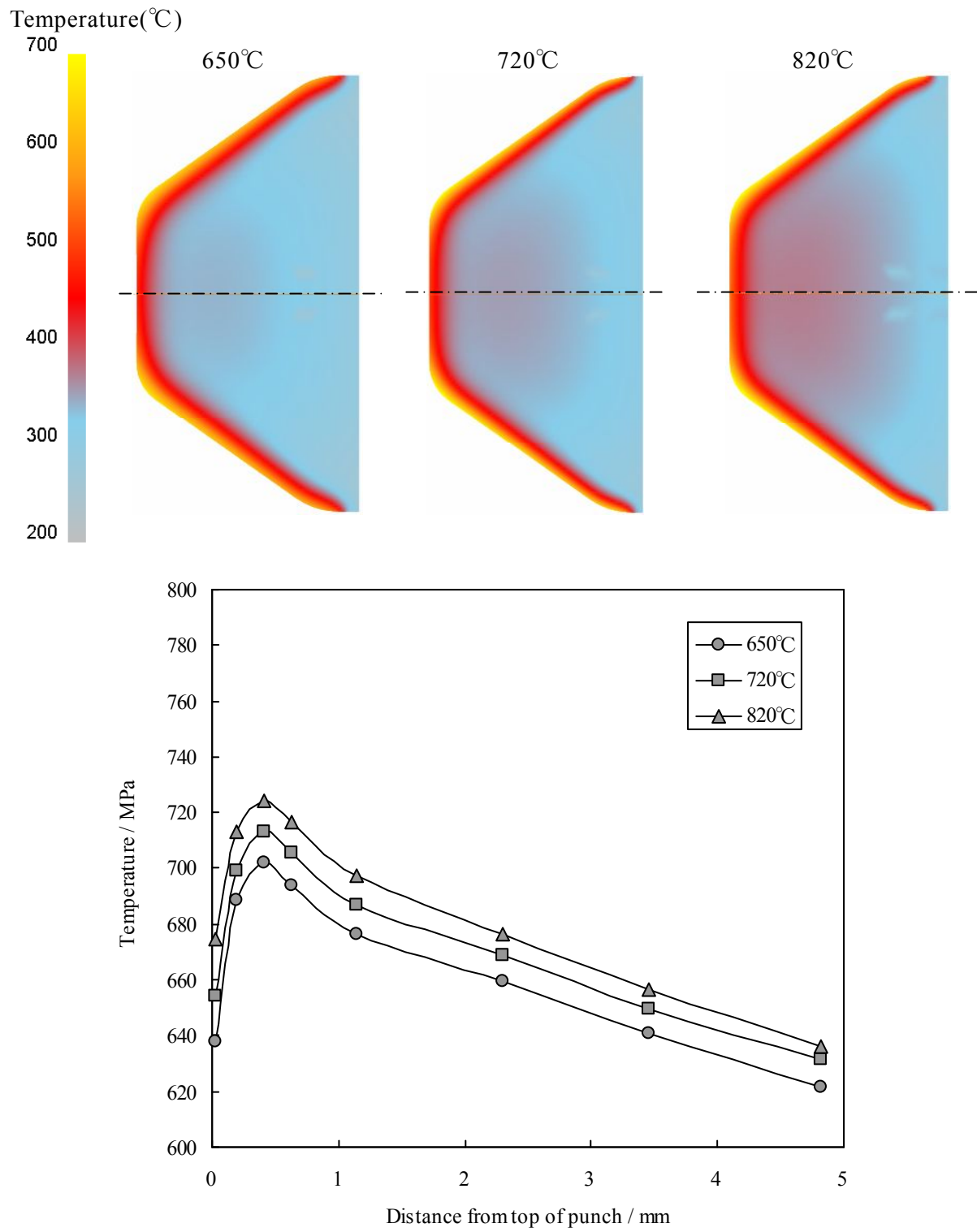
有限要素シミュレーションで各鍛造温度条件における面圧分布を **Fig.4.10** に示す。面圧はパンチ先端 R において最大値を示し、テーパ部へ向って急激に減少し、テーパ部では先端より距離が遠くなるほど緩やかに減少することが確認された。鍛造温度の上昇により面圧分布が全位置において低下することも確認された。また、**Fig.4.11** に鍛造 1 サイクルにおけるパンチ表層の先端より 0.2mm および 4.0mm の位置の面圧履歴を示す。面圧は鍛造成形時にのみ発生し、下死点で最大値を示す。面圧の大きさは **Fig.4.10** で示した分布と同様に先端部(0.2mm 位置)で高く、テーパ部(4.0mm 位置)で低くなった。**Fig.4.12** にパンチ先端からの距離によるパンチ表面の温度分布を示す。表面温度はパンチ先端より 0.4mm 位置で最大値を示し、テーパ部にむかって緩やかに低下することが確認された。鍛造温度の上昇により温度分布も全位置において上昇することも確認された。**Fig.4.13** に鍛造 1 サイクルにおけるパンチ表層の先端より 0.2mm および 4.0mm の位置の温度履歴を示す。温度履歴は先端より 0.2mm 位置は 0.4mm 位置より 1 サイクルと通じて約 40～50℃ 高いことが確認された。パンチは潤滑油の噴霧を受けている間は冷却されて温度が低下し、成形直前で最低値を示す。さらに鍛造成形中の下死点付近で最高値を示すが、その後のロックアウトと再び潤滑油が噴霧されることによりパンチ表層温度は低下する。また、この温度履歴で 0sec と 0.71sec で温度がほぼ一致したため、有限要素シミュレーションの繰り返し計算は実鍛造試験と同様に定常状態となったことを確認した。



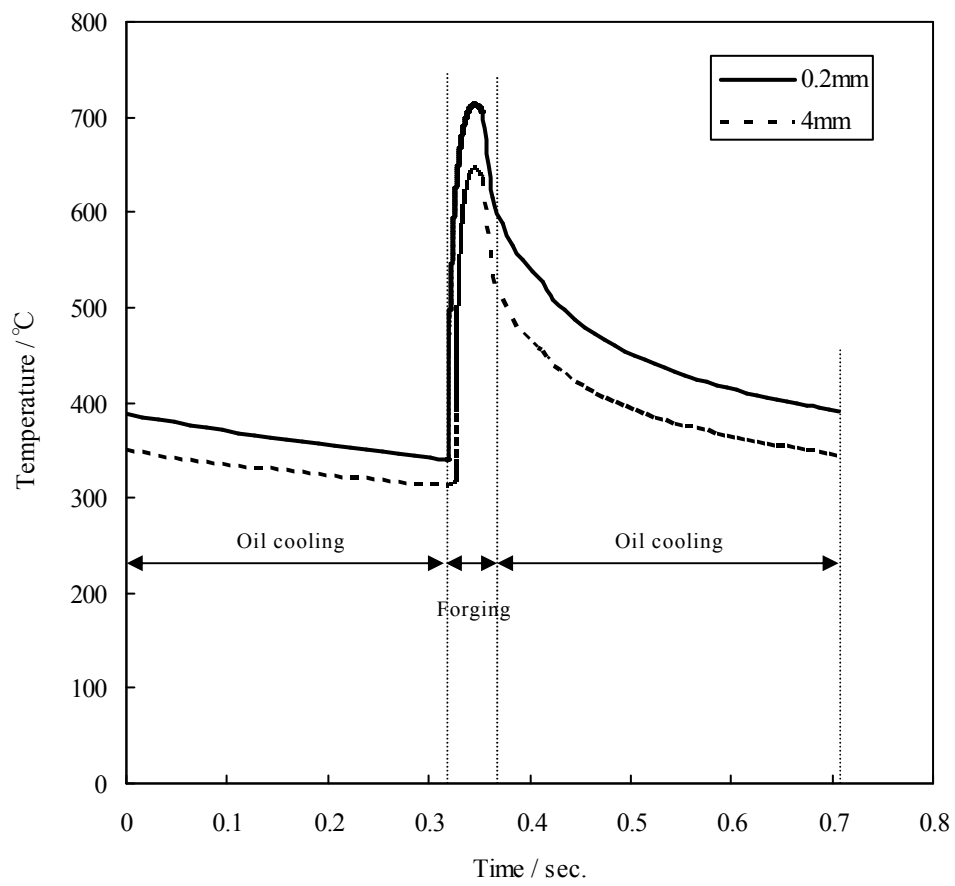
**Fig.4.10** Distribution of normal stress for each forging temperature at dead center point



**Fig.4.11** History plot of normal stress in forging 1 shot on surface of punch



**Fig.4.12** Distribution of maximum temperature for each forging temperature on punch surface



**Fig.4.13** History plot of temperature in forging 1 shot on surface of punch

#### 4.5 金型の塑性流動予測値( $Dc$ 値)

第 3 章の各金型鍛造損傷実験において観察した金型材料の表層域では、多くの水準で塑性流動が発生していることが確認された。塑性流動は、鍛造時の金型と被鍛造材の摩擦力を伴ったしゅう動により、金型表層部がしゅう動方向に変形する現象である。この現象は特に、熱間鍛造において、金型表層が熱により軟化する環境下において観察されることが多い。

金型表面の塑性流動は、しゅう動中の金型表面に作用する摩擦による応力が金型表面の強度を超える場合に発生すると考えられる。金型の接触位置による摩擦による応力はせん断方向の応力として次式で表される。

$$\tau = \sqrt{3}mP \quad (10)$$

ここで、 $\tau$ ；摩擦による応力， $m$ ；せん断摩擦係数， $P$ ；面圧である。

この式を用いて、塑性流動予測値  $Dc$  値は次式で表される。 $Dc$  値が 1 を超えた場合、塑性流動が発生することを意味する。

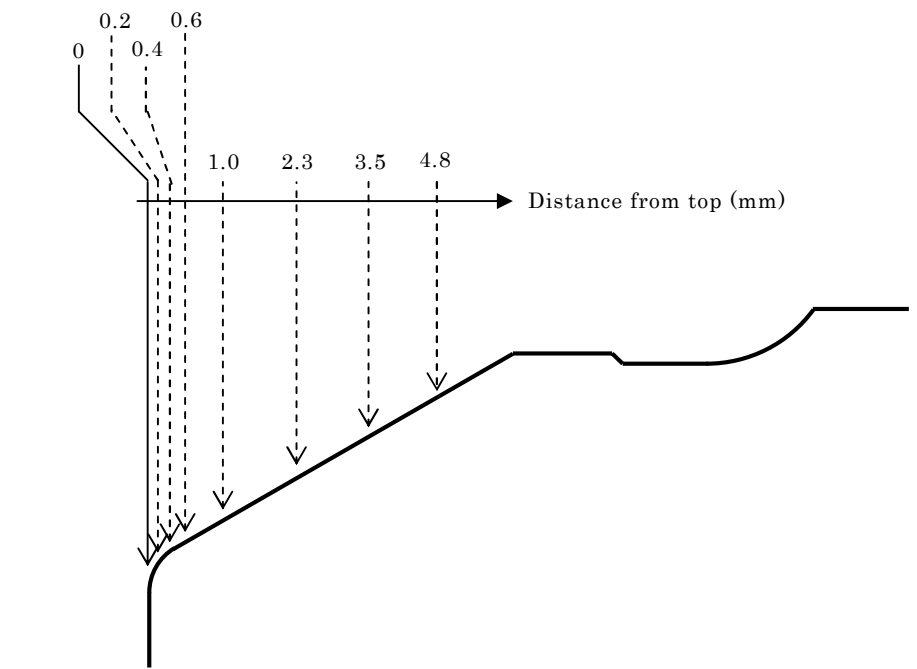
$$Dc = \frac{\tau}{YS} > 1.0 \quad (11)$$

#### 4.6 摩耗予測式の最適化

##### 4.6.1 実体パンチ摩耗量

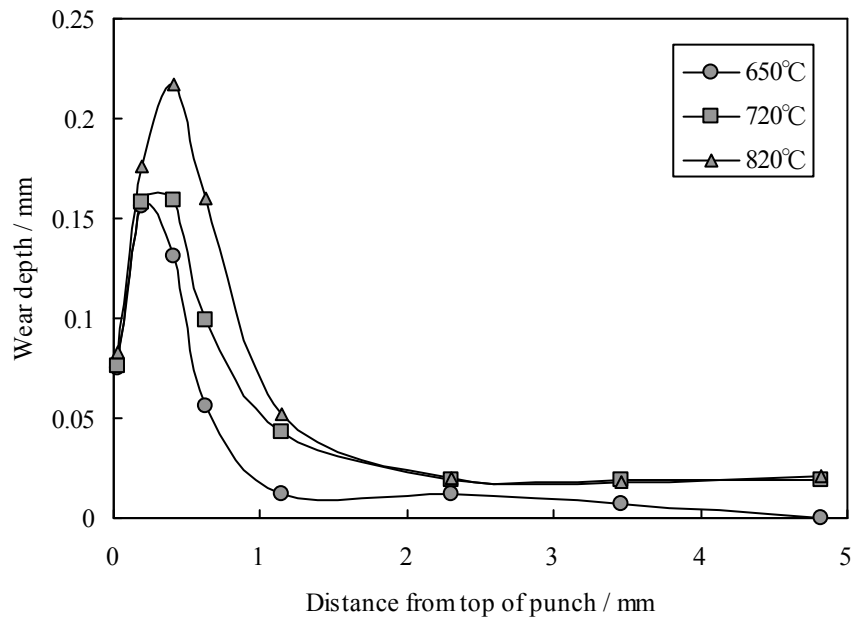
第 3 章で実施した鍛造金型損傷評価試験より、Table 4.5 に示した水準のパンチ摩耗量を **Fig.4.16** に示す位置で計測した。パンチの摩耗深さは、第 2 章で示したように投影機によるパンチ半径方向の寸法変化量を測定値とし、さらに有限要素シミュレーション結果との比較検討を容易にするため、パンチ表面の垂直方向に座標変換し摩耗深さの測定値を修正した。鍛造温度の変化による摩耗深さの変化を **Fig.4.17** に示す。鍛造温度 650℃では先端より 0.2mm 位置で最大の摩耗深さを示し、テーパ部ではわずかに摩耗深さであった。鍛造温度 720℃では、先端より 0.2～0.4mm の位置で最大の摩耗深さを示した。テーパ部の摩耗深さは鍛造 650℃よりやや深くなった。鍛造温度 820℃では先端より 0.4mm の位置で最大の摩耗深さを示した。テーパ部の摩耗深さは鍛造温度 720℃とほぼ同等であった。この結果より、鍛造温度の上昇に伴い、摩耗量深さが増加することから、単純に面圧の変化に対応していないことが確認された。また、温度分布と摩耗深さ分布を良く対応していることから、何らかの温度因子が摩耗深さに影響を与えている可能性が高いと考えられる。

金型材料の変化による摩耗深さの変化を **Fig.4.18** に示す．すべてのパンチ材料で先端より 0.4mm の位置で最大の摩耗量を示した．また，全位置で摩耗深さは SKD61 で最も深く，次いで SKD7，DRM1 の順となった．特にテーパ部の摩耗深さでは，SKD61 が他のパンチ材料より顕著に深いことが確認された．この結果より，金型材料の変化により摩耗深さが変化することから，金型の材料特性が摩耗量に影響を与えている可能性が高いと考えられる．

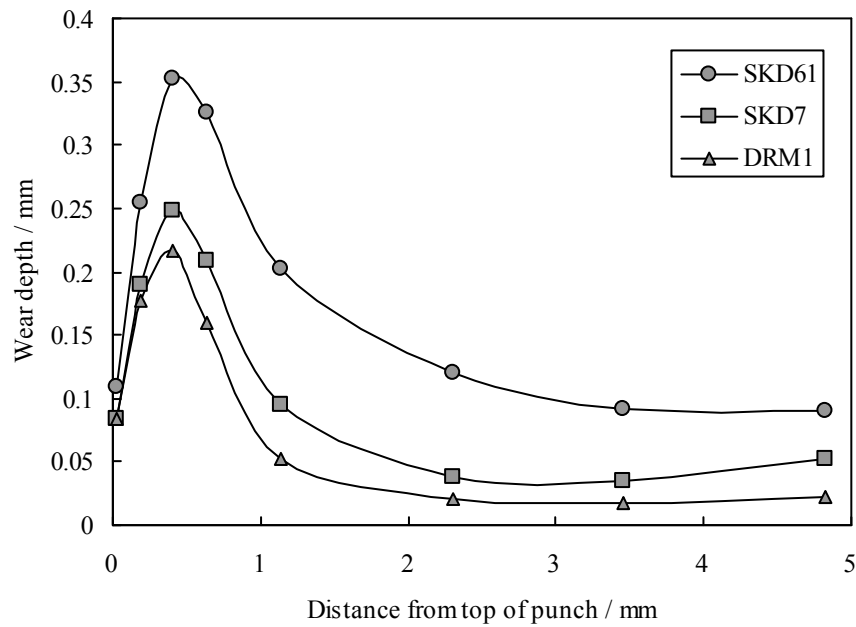


**Fig.4.16** Measuring point on punch surface





**Fig.4.17** Distribution of wear depth on punch surface in case of change of forging temperature



**Fig.4.18** Distribution of wear depth on punch surface in case of change of die material

#### 4.6.1 従来の摩耗予測式の適用性検討

式(3)で示した従来の摩耗予測式を用いて本試験におけるパンチの摩耗深さ予測した。前述の通り，金型硬さは規格では単位を記さないことになっているが，単位[N/mm<sup>2</sup>]が隠れている。式(3)では， $k$ が無次元となるように， $H$ と $P$ が同じ単位・次元で表されることを前提としている。また，金型の硬さは金型強度とほぼ比例関係にあることから，式(3)中の金型硬さ $H$ を金型降伏強度 $YS$ に置き換えた次式を用いて有限要素シミュレーションモデルに適用した。

$$W_a = \alpha \int \left( \frac{PV}{YS} \right) dt \quad (12)$$

ここで， $W_a$ ；摩耗量， $\alpha$ ；定数である。定数 $\alpha$ は，鍛造温度最大の摩耗量を示した位置の摩耗量と予測結果が一致するように算出した。求めた定数 $\alpha$ を **Table 4.8** に示す。

鍛造温度を変化させた場合の摩耗深さ予測結果を **Fig.4.19** に示す。さらに，各部位の予測誤差を **Fig.4.20** に示す。誤差は次式で求めた。

$$Error(\%) = \left( \frac{W_{ex.}}{W_a} - 1 \right) \times 100 \quad (13)$$

ここで， $W_{ex.}$ ；摩耗量の実験値である。

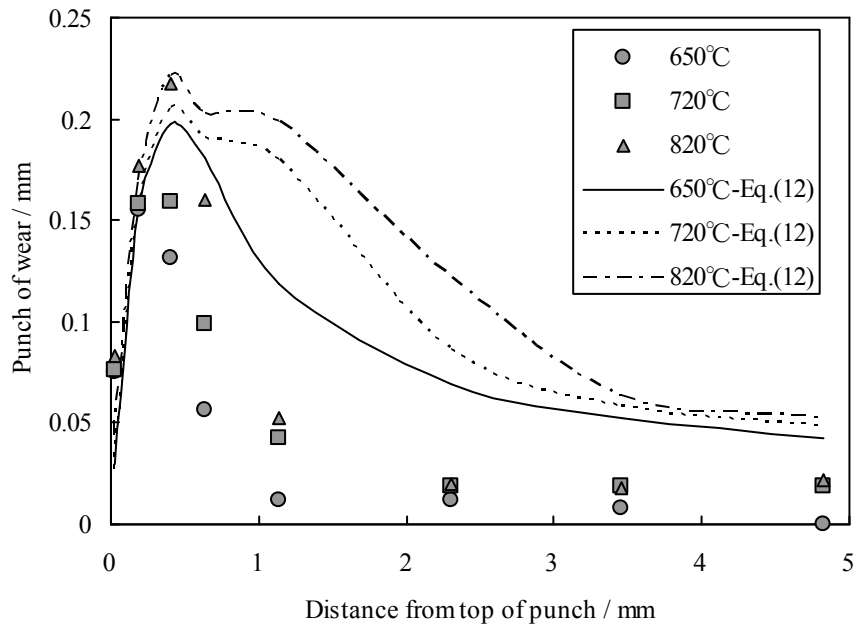
定数 $\alpha$ を算出した最大の摩耗量位置以外の部位では，異常に誤差の大きい予測結果となった。特に，先端より 0.6mm 以上の位置では実験データと比較して，ほとんど一致しないことが確認された。また，鍛造温度が低下するほどその傾向が強いことが確認された。

パンチ材料を変化させた場合の摩耗量予測結果と **Fig.4.21** に示す。さらに各部位の予測誤差を **Fig.4.22** に示す。この結果も同様に先端より 0.6mm 以上の位置では実験データと比較して，ほとんど一致しないことが確認された。

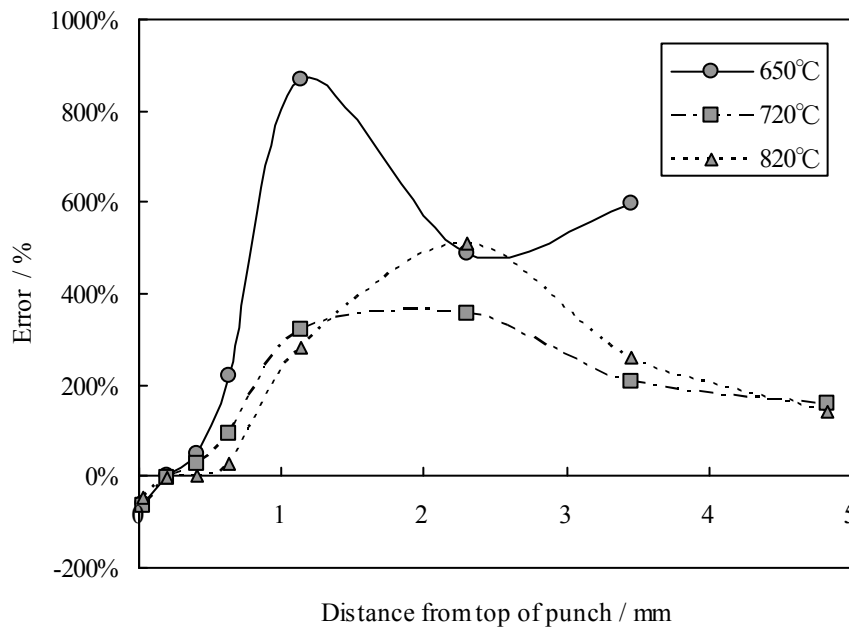
これらの結果より，本鍛造条件のように後方押し出し型の高速鍛造パンチには Archard の式をベースとした従来型の摩耗予測式は適用性が低いことが確認された。

**Table 4.8** Value of constant  $\alpha$

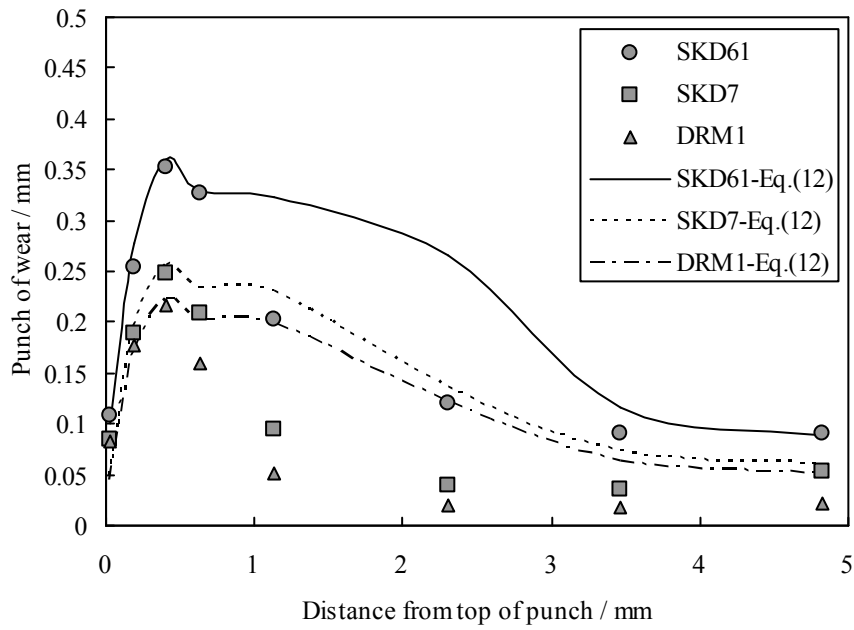
Material	650℃	720℃	820℃
SKD61	-	-	0.0909
SKD7	-	-	0.0714
DRM1	0.0361	0.0507	0.0769



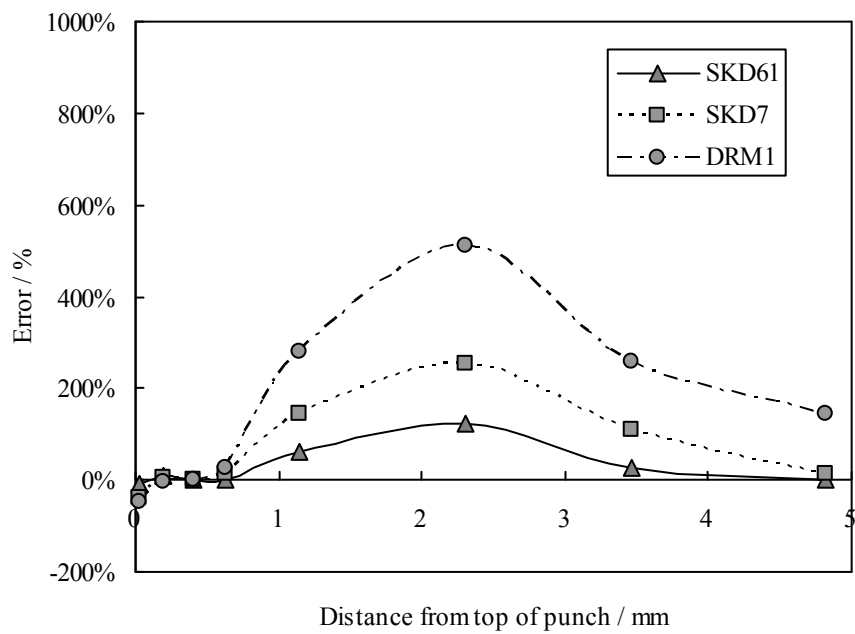
**Fig.4.19** Comparison experiment with prediction about wear using equation (12) in case of change of forging temperature



**Fig.4.20** Error of wear prediction based on equation (12) on each measuring point



**Fig.4.21** Comparison experiment with prediction about wear using equation (12) in case of change of forging temperature



**Fig.4.22** Error of wear prediction based on equation (12) on each measuring point

#### 4.6.2 金型の塑性流動予測値( $D_c$ 値)の影響

式(11)で表された金型表層部の塑性流動予測値が金型の摩耗に及ぼす影響について検証する。Fig.4.24 に本試験で得られた各鍛造金型材料  $D_c$  値と実体摩耗量の関係を示す。この結果より、塑性流動発生条件となる  $D_c > 1$  に領域で、 $D_c$  値の増加とともに摩耗量が増加することが確認された。これは、金型表層の塑性流動が発生する条件下  $D_c$  値が大きいほど摩耗量も大きくなることを示す。 $D_c$  値の構成は、式(12)に含まれる項 ( $P/YS$ ) と類似すると解釈ができ、せん断摩擦係数が一定の場合は同様の意味をもつ。しかしながら、本研究では言及しないが、鍛造加工中のパンチ表面のせん断摩擦係数は、潤滑剤の膜切れなどで急激に変化する場合がある。そこで、鍛造加工中の金型表面にせん断摩擦係数が分布した場合を想定して、次式を導出した。

$$W_{Dc} = \alpha' \int \frac{\sqrt{3}mPV}{YS} dt \quad (14)$$

ここで、 $W_{Dc}$ ；摩耗量(摩擦力考慮)， $\alpha'$ ；定数である。

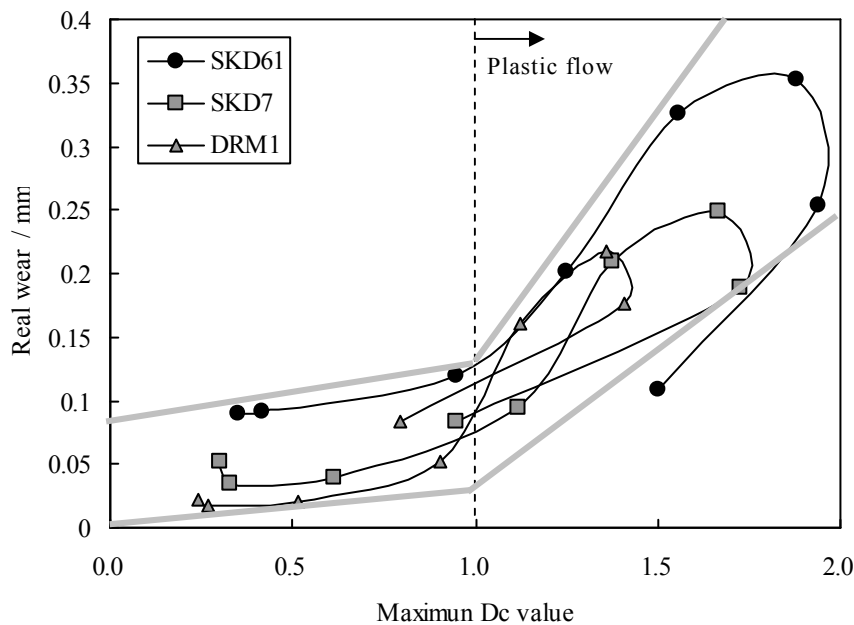


Fig.4.24 Relationship between  $D_c$  value and real wear

#### 4.6.3 新摩耗予測モデルの最適化

前述のように、Archard の式をベースとした従来型の摩耗予測式では、鍛造加工中の金型の温度変化による高温強度と軟化の変化を考慮したにも関わらず、パンチの全域において正確に摩耗量を予測することができなかった。本試験におけるパンチの摩耗量の分布は、先端部で最大ピークを持ち、テーパ部では急激に減少するのが特徴である。また、鍛造温度を変化させた試験水準では、鍛造温度が低いほど摩耗量が小さいことが確認されている。しかしながら、鍛造温度が低いほど被鍛造材の変形抵抗が増大し、鍛造荷重が上昇する。これはパンチの面圧が上昇することになる。式(12)では、鍛造温度が低下することにより、面圧  $P$ 、金型降伏強度  $YS$  がともに上昇する。両者の変化のバランスで摩耗量予測値が算出されるが、最大摩耗量位置での定数  $\alpha$  は、鍛造温度が低下するに伴い減少することから、面圧  $P$  の変化量が大きいために定数  $\alpha$  がそのように変化したと考えられる。

このような状況から、定数  $\alpha$  には摩耗挙動に及ぼす他の重要な因子が含まれていると推測される。このパンチでは先端部からテーパ部に渡って変化の大きな因子は面圧  $P$  の他に Fig.4.12 で示されたような温度分布の影響が挙げられる。そこで、全摩耗測定位置において、実体摩耗量が式(12)の摩耗予測値と一致するように定数  $\alpha$  を求め、各位置での最高温度と定数  $\alpha$  の関係をプロットした結果を Fig.4.25 に示す。この結果より、定数  $\alpha$  は金型表面の最高温度と次式で示される相関性が成り立つと考えられる。

$$\alpha = C_1 \cdot \exp(C_2 / T) \quad (15)$$

ここで、 $C_1$ 、 $C_2$  は定数である。また、定数  $C_2$  の単位系は、直接的には[K]となるが、次式ように解釈すれば、 $\alpha$ 、 $C_1$  ともに無次元の定数となる。

$$C_2 = Q / R \quad (16)$$

ここで、 $Q$ ；活性化エネルギー、 $R$ ；気体定数である。

この結果より、本試験の金型摩耗挙動に拡散の影響が含まれていることを示す。この結果は、臼井らの導出した切削工具摩耗予測モデルと類似することが確認された。ただし、臼井らのモデル式には、工具の温度変化による強度低下や軟化の影響を考慮してされていない。それゆえ、式(12)、(14)、(15)、(16)より導かれる金型摩耗予測式は、従来の摩耗予測モデルを発展させた新摩耗予測モデルであるといえる。また、金型表面温度は過渡的に変化するため、式(12)において面圧  $P$  などと同様に積分される項に導入し次式を導いた。

$$W_N = C_3 \int \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \left(\frac{\sqrt{3}mPV}{YS}\right) dt \quad (17)$$

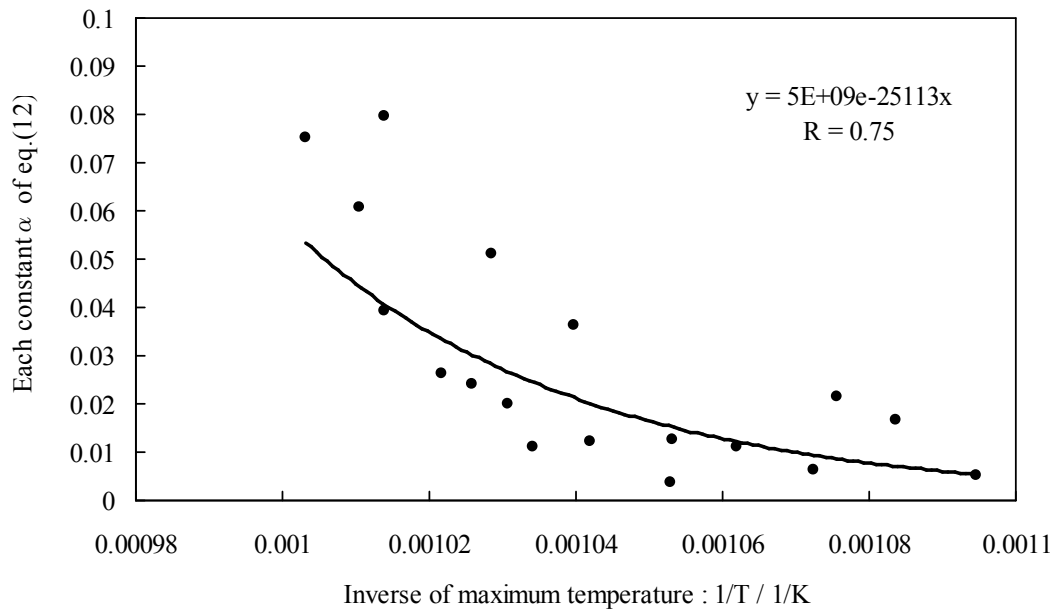
ここで、 $W_N$ ；摩耗量(新モデル)、 $C_3$ ；は定数である。

第 3 章では、摩耗開始後、鍛造ショット数に比例して摩耗量が増加したことから、鍛造ショット数も考慮した次式が導かれる。

$$W_N = N \cdot W_1 = N \left\{ C_4 \int \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \left(\frac{\sqrt{3}mPV}{YS}\right) dt + C_5 \right\} \quad (18)$$

ここで、 $N$ ；鍛造ショット数、 $W_1$ ；1 ショットあたりの摩耗量、 $C_4$ 、 $C_5$ ；定数である。 $C_4$ 、 $C_5$ の単位は[1/shot]である。

式(18)を用いて、本試験のパンチ摩耗量を予測し、実体摩耗量と比較した結果について、鍛造温度による変化を **Fig.4.26**、その誤差を **Fig.4.27** に、金型材料による変化を **Fig.4.28**、**Fig.4.29** に示す。



**Fig.4.25** Relationship between maximum temperature and constant  $\alpha$  of equation (12)

式(18)に適用した定数を **Table.4.10** に示す.

**Table 4.10** Value of constant  $C_5$ ,  $C_6$ ,  $C_7$

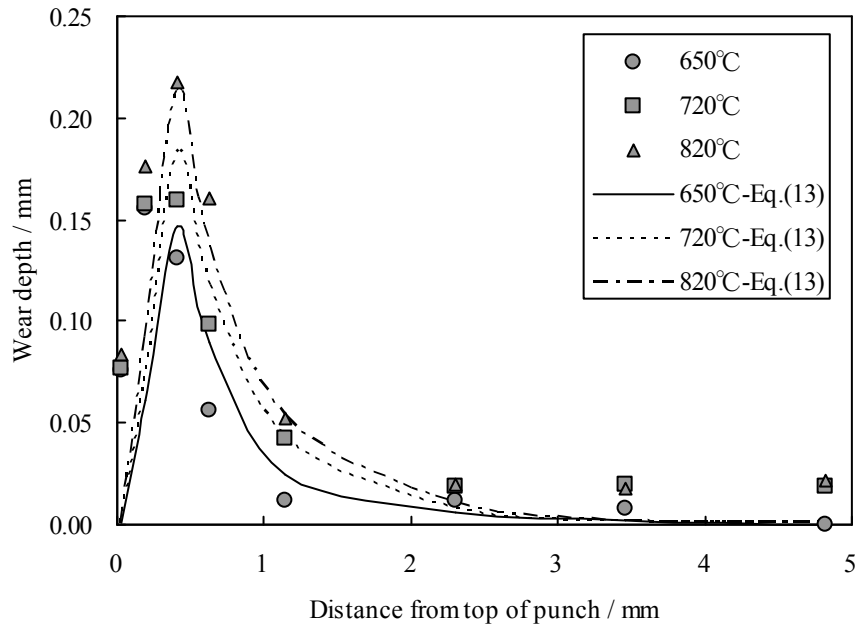
Material	$Q$ [J/mol]	$C_4$ [1/shot]	$C_5$ [1/shot]
SKD61	$5.5 \times 10^{12}$	$2.5 \times 10^4$	$1.8 \times 10^{-5}$
SKD7			$0.8 \times 10^{-5}$
DRM1			0

新摩耗予測式による本試験の摩耗量の予測の結果，鍛造温度の変化，金型材料の変化による摩耗量の変化は全水準で良好な予測精度を得ることを確認した．また，パンチ全域の摩耗プロファイルも精度良く予測することが可能になった．

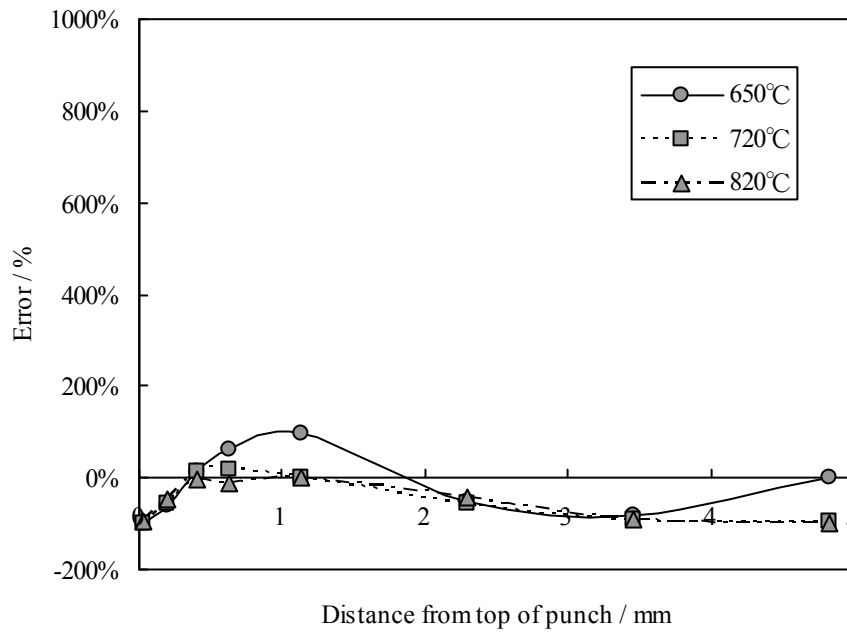
以上の調査結果より，温熱間鍛造金型の本試験法で採用したテーパパンチによる後方押出しの高速鍛造では，従来の金型摩耗予測式でモデル化された面圧，相対すべり速度，金型の強度の因子だけでなく，新たに拡散の影響も考慮することで摩耗量の予測精度を顕著に向上できることを確認した．また，塑性流動予測値  $D_c$  値が増加するとともに実体摩耗量も増加することから，金型表層部の塑性流動も摩耗と関連があることを示唆した．

この新しい予測式は鍛造金型が同一であれば，鍛造温度や面圧が異なる場合でも類似の鍛造工法であれば，汎用的に利用できることが可能であると考えられる．また，金型材料が変化する場合は，金型材料ごとの高温圧縮降伏強度と軟化率のデータを採取すれば，新たな金型材料に対しても適用可能である．

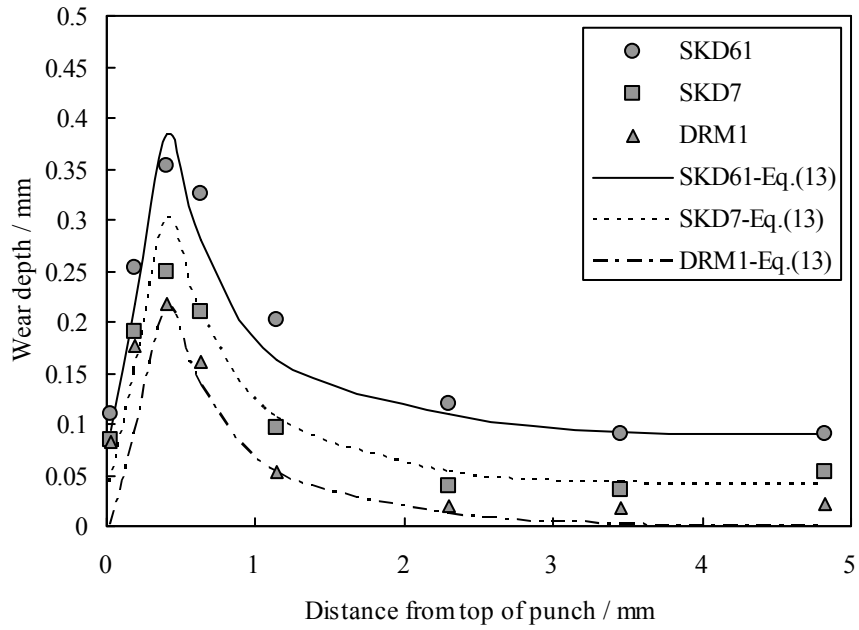




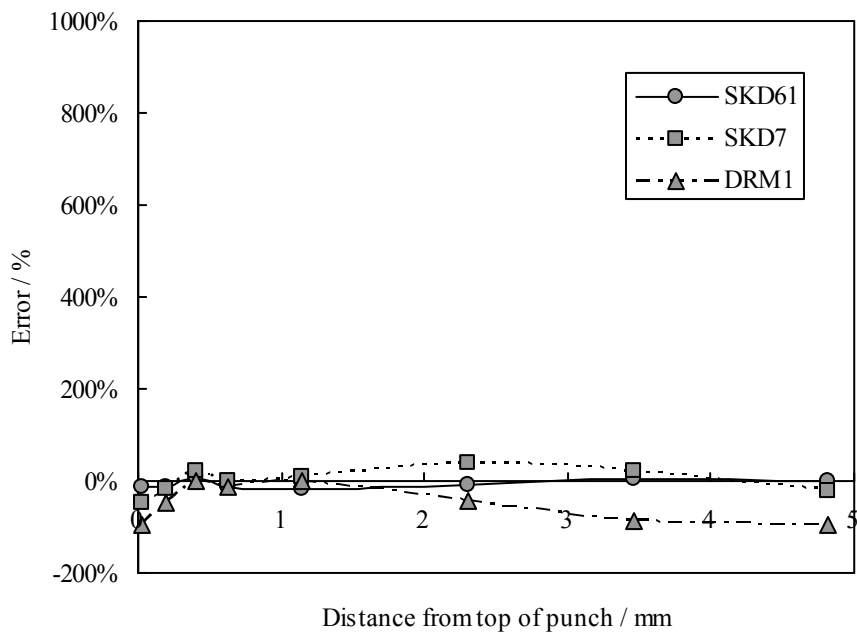
**Fig.4.26** Comparison experiment with prediction about wear using new formulation in case of change of forging temperature



**Fig.4.27** Error of wear prediction based on equation (18) on each measuring point



**Fig.4.28** Comparison experiment with prediction about wear using new formulation in case of change of punch material



**Fig.4.27** Error of wear prediction based on equation (18) on each measuring point

#### 4.7 結論

本研究で提案した温熱間鍛造用テーパパンチによる後方押出しの高速鍛造では，従来の金型摩耗予測式でモデル化された面圧，相対すべり速度，金型の強度の因子だけでなく，新たに拡散の影響も考慮することで摩耗量の予測精度を顕著に向上できることを確認した．また，塑性流動予測値  $D_c$  値が増加するとともに実体摩耗量も増加することから，金型表層部の塑性流動も摩耗と相関性があることを示した．

この新しい予測式は鍛造金型が同一であれば，鍛造温度や面圧が異なる場合でも類似の鍛造工法であれば，汎用的に利用できることが可能である．また，金型材料が変化する場合は，金型材料ごとの高温圧縮降伏強度と軟化率のデータを採取すれば，新たな金型材料に対しても適用可能である．

## 参考文献

- 4-1) Archard, J.F. : Appl. Phys., **24**(1953), 981
- 4-2) 藤川真一郎, 石原章, 樹村勝正, 伊澤昌敏, 小豆島章 : 第 51 回塑性加工連合講演会講演論文集, (2000), 167-168
- 4-3) Painter, B., Shivpuri, R., Altan, T. ; J. Mater. Process. Technol., **59**(1996), 140-141
- 4-4) 水野高爾 ; 塑性と加工, **45-520**(2004), 315-319
- 4-5) 森下弘一・鈴木寿之 : 塑性と加工, **45-520**(2004), 310-314
- 4-6) 渡邊敦夫・鈴木寿之・中西広吉・田中利秋・澤村政敏・与語康宏 : トヨタテクニカルレビュー, **54-1**(2005), 136-141
- 4-7) 小島久義・藤川真一郎・石原章 : 塑性と加工, **43-495**(2002), 331-335
- 4-8) 中溝利尚・笠井貴之・高須一郎 ; 山陽特殊製鋼技報, **9-1**(2002), 27-34
- 4-9) B. Painter, R. Shivpuri, T. Altan : J. Mater. Process. Technol., **59**(1996), 132-143
- 4-10) J.H. Kang, I.W. Park, J.S. Jae, S.S. Kang : J. Mater. Process. Technol., **96**(1999), 53-58
- 4-11) Ulf Stahlberg, Jonas Hallstrom ; J. Mater. Process. Technol., **87**(1999), 223-229
- 4-12) T.H. Kim, B.M. Kim, J.C. Choi ; J. Mater. Process. Technol., **65**(1997), 11-17
- 4-13) D.H. Kim, H.C. Lee, B.M. Kim, K.H. Kim ; J. Mater. Process. Technol., **166**(2005), 372-380
- 4-14) B.A. Behrens, F. Schaefer ; J. Mater. Process. Technol., **167**(2005), 309-315
- 4-15) J.H. Kang, I.W. Park, J.S. Jae, S.S. Kang : J. Mater. Process. Technol., **94**(1999), 183-188
- 4-16) R.S. Lee, J.L. Jou ; J. Mater. Process. Technol., **140**(2003), 43-48
- 4-17) 北村憲彦 ; 塑性と加工, **47-541**(2006), 124-128
- 4-18) 北川武揚・白樫高洋・臼井英治 : 精密機械, **42-12**(1976), 1178-1183
- 4-19) 臼井英治・白樫高洋・北川武揚 : 精密機械, **43-10**(1977), 1211-1217
- 4-20) 臼井英治・北川武揚・前川克廣・帯川利之・白樫高洋 : 精密機械, **48-9**(1982), 1231-1237
- 4-21) 北川武揚・前川克廣・白樫高洋・臼井英治 : 精密機械, **53-9**(1987), 1414-1419
- 4-22) 前川克廣・北川武揚・白樫高洋・臼井英治 : 精密機械, **54-2**(1988), 346-352
- 4-23) 赤澤浩一・尾崎勝彦・社本英二 : 精密工学, **75-3**(2009), 396-401
- 4-24) 吉田広明・酒井貴文・伊藤樹一・五十川幸宏 : 平成 16 年度塑性加工春季講演会論文集, (2004), 359-360

## 第5章 総括

本研究で得た成果を以下に総括する。

温熱間鍛造金型の損傷形態は主に摩耗，ヒートチェック，塑性流動，表層の軟化が挙げられる．これらの金型損傷は，金型寿命を支配し，実際の鍛造工程においては金型コストや金型交換作業回数など鍛造製品に与える影響が大きい．そのため，金型寿命を向上させ，鍛造品コストダウンの取り組みが盛んに行われている．このような状況に対し，金型寿命の向上を実現する合理的なアプローチ方法を事前に検討するためには，実体の鍛造条件を模擬した評価試験法の確立が必要であった．従来の試験法では，特に摩耗に関しては大越式摩耗試験やピンオンディスクが挙げられるが，ワークとの接触面の条件はワークが変形を伴わないなど実際の鍛造条件とは異なっているのが問題であった．また，実際の鍛造工程を模擬した事例は，温度の影響が小さい冷間鍛造を想定した試験法が多く，その加工率も比較的小さい試験法が主体であった．このような現状では，金型損傷に及ぼす温度の影響を考慮できず，実際に金型損傷が問題となることが多い加工率の大きい鍛造工程を再現できていないのが課題であった．そこで，本研究では，実際の温熱間鍛造金型の損傷を再現するため，実鍛造でも使用されるパーツフォーマーを用いて，温熱間鍛造温度域で潤滑剤の噴霧を伴い，表面積拡大比の大きな鍛造工程を再現した損傷試験を開発した．また，実体模擬試験で課題となりやすい評価結果のバラツキを抑制するため，特にその影響が大きかった潤滑剤の噴霧方法を均一化する装置を考案しその課題を解決した．

本研究で提案した温熱間鍛造金型損傷試験を用いて，実際に鍛造温度，潤滑油噴霧量，金型材料，表面処理を変化させた場合に摩耗をはじめとする損傷に及ぼす影響を系統的に調査した．実際の鍛造操業条件となる鍛造温度，潤滑油噴霧量の影響調査では，鍛造温度の低温化や潤滑油噴霧量増加による金型表層温度低下が摩耗抑制効果につながることを明確にした．これは，金型寿命向上を目指す鍛造操業条件の最適化に応用展開することが可能である．一方，鍛造操業条件を変えず金型寿命を向上させる方法として，金型材料と表面処理を最適化することで可能であることも明らかにした．金型材料では，初期硬さの向上だけでなく，耐軟化性の強い成分系の材料を選択することが必要であることを示した．表面処理では，母材強度の低い熱間ダイス鋼系では，窒化処理の効果が顕著であり，その窒化層が深いほど有利である傾向も確認した．母材強度の高いマトリックスハイス鋼系では，窒化処理による改善効果が小さい一方，硬質皮膜の適用効果が顕著であった．これらの結果より，本研究で提案した金型損傷試験法の活用により，金型損傷を低減する金型材料開発，表面処理技術開発へのフィードバックが可能であることも確認された．以上の試験結果より，本試験法が様々な

想定される鍛造条件に対応して損傷形態が変化することを具体的に把握することが可能になり、本試験法の利用性の高さを証明した。本試験で得られた試験結果は、実際の鍛造工程における金型寿命改善の有効なアプローチへ合理的に導くだけでなく、金型材料や表面処理技術開発でフィードバックすることが期待できる。

さらに、金型寿命を支配する要因を数値的に把握し、金型寿命改善を合理的に進める手法として、コンピュータシミュレーションの活用による金型寿命予測技術が挙げられる。本研究では、温熱間鍛造金型寿命要因の最大因子である摩耗予測手法の開発に取り組んだ。従来の温熱間鍛造金型に適用されてきた摩耗予測モデルである Archard の式ベースでは、本試験法のような温熱間鍛造で表面積拡大比の大きな連続高速鍛造工程には適用が困難であることを確認した。その原因の解析の結果、金型表面の温度の影響が非常に大きいことを確認した。そこで、新たに温度の拡散の影響も考慮することで摩耗量の予測精度を顕著に向上できることを確認した。また、塑性流動予測値  $D_c$  値が増加するとともに実体摩耗量も増加することから、金型表層部の塑性流動も摩耗と相関性があることを示した。この新しい予測式は鍛造金型が同一であれば、鍛造温度や面圧が異なる場合でも類似の鍛造工法であれば、汎用的に利用できることが可能である。また、金型材料が変化する場合は、金型材料ごとの高温圧縮降伏強度と軟化率のデータを採取すれば、新たな金型材料に対しても適用可能である。

以上の本研究成果より、温熱間鍛造金型の損傷評価と摩耗予測技術に関して、これまで評価が困難であった加工率の高い鍛造工程に対応した領域を新たに網羅できることを証明した。そして金型寿命を改善する場合に鍛造工程設計で考えられる、鍛造温度、潤滑油噴霧方法、金型形状、金型材料、表面処理など多種にわたるアプローチ方法の中で最も重要な因子を合理的に発見し、それを改善することによる効果を事前に見積もることが可能になる技術を提案した。これより、実際の製造現場で常に課題となっている温熱間鍛造金型の寿命改善が合理的かつ早期達成に貢献することを期待する。

## 謝 辞

本研究を実施するにあたり，ご指導いただきました名古屋大学大学院工学研究科マテリアル理工学専攻 石川孝司教授，金武直幸教授，湯川伸樹准教授，阿部英嗣助教，同機械理工学専攻 梅原徳次教授に深く感謝いたします。

研究室でお世話になった石黒太浩氏(博士課程)，与語康宏氏(豊田中央研究所)をはじめ研究室の皆様感謝いたします。

社会人博士留学を承認していただきました大同特殊鋼(株)研究開発本部長 岡部道夫常務，同研究開発本部副本部長 野田俊治取締役にご深く感謝いたします。

本研究活動をご指導ご支援いただきました同プロセス技術開発センター 木村利光センター長，五十川幸宏上席研究員，加工・成形プロセス研究室 吉田広明前室長，同研究室および加工班のスタッフ，磁石材料研究室 伊藤樹一主任研究員に感謝いたします。