

金属ガラスの形状転写特性を利用した 超微細精密レプリカ金型の量産化と金型特性

東北大学 金属材料研究所
教授 早乙女 康典
(平成20年度 重点研究開発助成AF-2008004)

キーワード: ナノ加工, マイクロ加工, ナノインプリント, 金属ガラス, アモルファス合金,

1. 研究の目的と背景

ナノテクノロジー時代といわれる21世紀における生産加工技術のなかで、ナノ・マイクロデバイスの量産加工法として筆頭に挙げられているのが形状転写加工、すなわち金型成形加工法である¹⁾。塑性加工ではコインング技術として知られてきた方法であり、近年ではポリマーなどの粘性材料を主対象としたナノインプリント法として研究が行われている。これらに用いられる金型の作製においては、従来の切削加工や放電加工、レーザー加工などを極限化した加工機械が市販されるようになってきている一方、半導体プロセスで用いられてきたリソグラフィ法とエッチングや電鍍などによって金型が製造されるようになってきている。これらの加工では、いずれも高価な機械設備を必要とし、とくにナノパターンを大面積で加工するには、膨大な時間、設備を占有しなくてはならない。もう一つの問題として、金型構造全体はナノ・マイクロ・サブミリ/ミリ/センチ・メートルの階層構造を有しているものであり、微細加工寸法に応じてそれぞれ異なった加工方法、機械で加工しなくてはならない。すなわち、ナノ成形加工における微細金型は極めて重要であるが、その生産性は低く、高価で一品ものの場合が多い。従って、量産化のために金型を交換する必要がある場合には、金型の納期とコストの問題は重要である。そこで、新材料である金属ガラスの優れた形状転写性能を利用することにより、マスター、"子供"金型、"孫"金型を超精密、短納期、安価に製作することを、本助成研究の目的とした。

2. 金属ガラスとナノ金型量産化の原理

金属ガラスは、1988年に発見された新規アモルファス合金であり、これまでにZr基、Pd基、Pt基、Cu基、Ti基、Fe基金属ガラス等、様々な合金組成の合金が開発されている。従来の多結晶金属との相違は、5GPaを越える強度や、SUS304の1万倍にも及ぶ耐食性など、構造材料、機能材料として優れた特性を有するほかに、精密鑄造、温間加工によりナノ・マイクロ成形加工が可能である点にある。精密鑄造が可能である理由は以下のとおりである。熔融状態では原子はランダムな状態(アモルファス)にあるが、金属ガラスでは、過冷却後アモルファス構造のまま、下記のガラス遷移温度 T_g 付近温度にて凝固・固化される。そのため、通常の鑄造の場合のように、高温での凝固・結晶化に伴う大きな体積変化と、それに伴う鑄造欠陥が発生しない。このため、非晶性ポリマーの射出成形の場合と同様、精密鑄造、射出成形が可能である。また、温間加工においては、金属ガラスをガラス遷移温度 T_g 以上に加熱すると過冷却液体となり、ニュートン粘性を示す。この一種の超塑性現象を利用すると、ポリマー同様のナノインプリントが可能である。これらの成形加工特性を用いて、マスター金型形状を転写すれば、"子供"金型を作製することができる。"子供"金型の耐熱

強度は、ガラス遷移温度 T_g の約 50 度以下で保証される。さらに"孫"金型を成形加工によって得るには、別種類の金属ガラスを用いなければならないが、必要条件として、そのガラス遷移温度 T_{g2} は、 $T_{g2} < T_{g1}$ であり、種々の金属ガラスから選ばなければならない。一例として Zr 基金属ガラス 690K, Pd 基金属ガラス 573K, Pt 基金属ガラス 481K である。"孫"金型は、温度 $T_{g3} < T_{g2}$ を有する金属ガラスの成形用金型として、また、プラスチック成形用金型として使用することが出来る。さらに、最近、単相アモルファス構造の金属ガラス中にナノ結晶粒を分散させた複合化金属ガラスが開発されており、例えば 50%の圧縮歪みが得られている。これは、ナノ結晶の存在により、シリ線がナノ結晶により停留、分岐され、多重シリを引き起こすためであり、これらの材料を用いることにより、薄板成形などの一般塑性加工用金型への適用も可能であると考えられる。以上のように、金属ガラスは、その優れた機械特性に加えて、耐食性など微細金型で重要な機能特性を備えており、しかも成形によってマスター金型の精密なレプリカ金型("子供"金型、"孫"金型)を容易に、安価に、短納期で作製できる。

2. 実験方法

2-1 供試材料

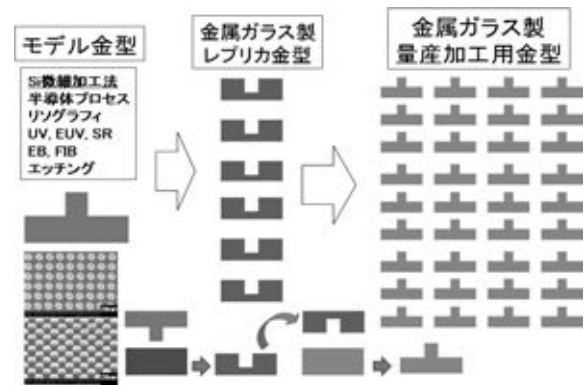


図1 ナノインプリントによる金属ガラス製ナノ金型の量産化

表1 供試材料の組成と熱的性質

金属ガラス組成	ガラス遷移温度 T_g / K	結晶化温度 T_x / K	過冷却液体温度域 ΔT_x / K
$Pd_{40}Cu_{30}Ni_{10}P_{20}$	573	672	99
$Pt_{60}Ni_{15}P_{25}$	481	545	63
$Au_{60}Cu_{15.5}Si_{17}Ag_5Pd_{2.5}$	364	419	55

本研究に用いた金属ガラス材料は、Pd 基金属ガラス ($\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$)、Pt 基金属ガラス ($\text{Pt}_{60}\text{Ni}_{15}\text{P}_{25}$)、Au 基金属ガラス ($\text{Au}_{60}\text{Cu}_{15.5}\text{Si}_{17}\text{Ag}_5\text{Pd}_{2.5}$)²⁾、であり、高周波およびアーク溶解にて母合金を作製した後、単ロール法にて厚さ 50~100 μm の合金箔を作製し、実験に供した。これらの金属ガラスについて、温度 T_g 、 T_x を示差走査熱量計(DSC)により計測し、表 1 に示した。

2.2 ナノインプリント装置

図2に実験に供したナノインプリント装置を示す。

本装置は、試験片の加熱制御部と荷重制御部、雰囲気制御部より構成される。箔試験片と金型(板形状)は上下 2 枚の加熱板間に設置し、成形温度に至る加熱、恒温保持、冷却サイクルが負荷される。温度は加熱板に設置された熱電対、および金型または試験片に点溶接された熱電対により計測され、制御板から入力された任意の温度サイクルに対して PID 制御される。荷重は油圧ユニット、シリンダにより PID 制御され、最大 15kN を負荷することが出来る。所定温度-荷重サイクルは、予め設定点 P_i (時間と温度、荷重)($i=1\sim 15$)を指定することによって任意温度、荷重サイクルが負荷される。以上の装置は真空チャンバー内に設置され、真空またはアルゴンガス雰囲気中で稼働する。

2.3 モデル金型

本研究し使用したモデル金型を図1に示す。凸形状ドット金型でドット間距離 42.4nm、ドット直径 27.5nm である。波長 17nm の極紫外線(EUV)を用いた干渉露光法によるリソグラフィとドライエッチングで作製されたものである。

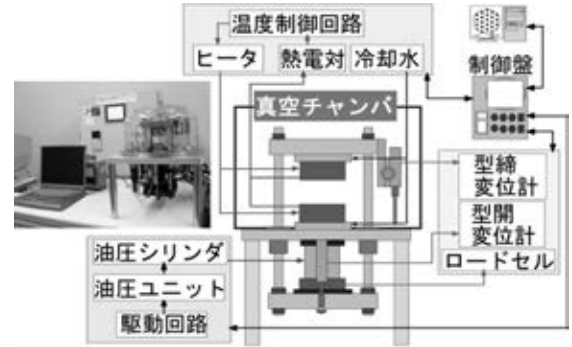


図2 卓上型ナノインプリント装置

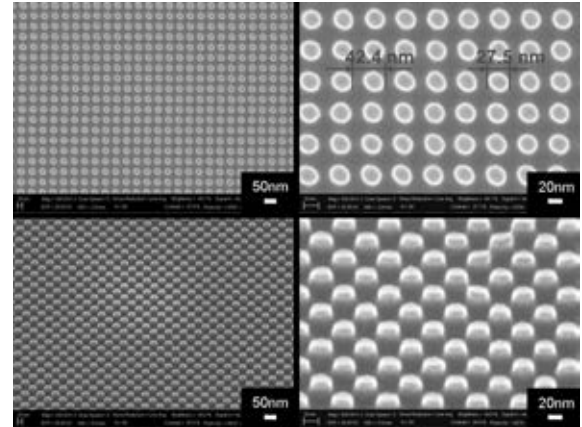


図3 モデル金型 凸形状, ドット間隔 42.4nm

3. 実験結果

3.1 金属ガラスの恒温変態(TTT)曲線

前述したように、金属ガラスはガラス遷移温度 T_g と結晶化温度 T_x との間の過冷却液体温度域 ΔT_x においてニュートン粘性を示す。ナノ成形はこの温度域に於いて行われるが、金属ガラスは、温度 T_x への加熱によって直ちに結晶化が進行し、加熱後は結晶組織となり、アモルファス構造に起因する強度、材料機能性が失われてしまう。そのため、過冷却液体域での成形時には、結晶化が生じない加熱温度と加工時間条件を選ぶ必要がある。そこで、示差走査熱量計を用いて、金属ガラスの恒温変態曲線(TTT 曲線)を求めて図4に示した。加工熱サイクルの設計に際しては、温度 T_g 以上での温度・時間の累積が、図4の結晶化開始点以内(結晶化潜伏領域)内であることが必要条件となる。

3.2 Pt 基金属ガラス製ナノ金型の創製

Si 凸金型を用いて、Pt 基金属ガラス製凹金型を製作した。単ロール法にて製作された厚さ約 100 μm の試験片表面は、銅ロールとの接触面では 10 μm 程度の表面粗さが、裏面の自由面では大きなうねりが生じているため、ナノインプリントに先立ち、表面の平坦化加工を行った。すなわち、過冷却液体域温度 $T_{1\text{max}}=495\text{K}$ に試験片を加熱(加熱速度 $HR_1=0.17\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ 、冷却速度 $CR_1=0.06\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$)、恒温保持(時間 $t_1=0\text{s}$)し、非晶質カーボンの平坦研磨面の転写加工を行った。ナノインプリントでは、同様に過冷却液体域温度 $T_{2\text{max}}=504\text{K}$ に試験片を加熱(加熱速度 $HR_2=0.14\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ 、冷却速度 $CR_2=0.06\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$)、恒温保持(時間 $t_2=0\text{s}$)し、成形を行った。その結果、図6に示すような凹金型が製作出来た。図6(a)には Si 金型の SEM 像を、図6(b)(c)には成形結果を示すと、形状転写が良好に行われていることがわかる。この成形面を 40° 傾斜し、図6(c)と異なった方向から SEM 観察したものが図6(d)であり、表面が波状に成形されていることがわかる。凸金型のドットとドットが交差する部分に材料が深く流入し、ドットとドットとが隣接する部分では

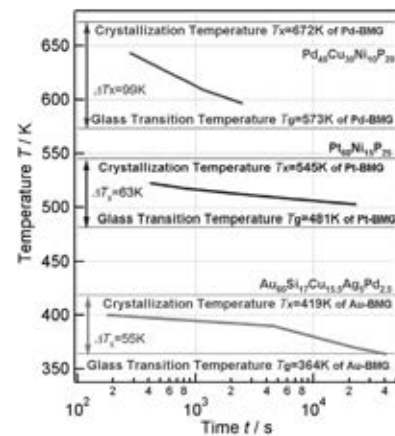


図4 金属ガラスの TTT 曲線

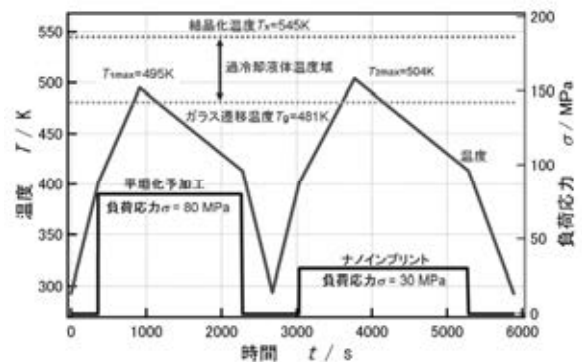


図5 Pt 基 BMG の成形温度、荷重、時間曲線

材料の流入が小さかったことを示している。ドットの交叉点では流入面積が大きいために材料流入が容易で、そのために成形形状に盛り上がりが見られたと考えられる。

3.3 Au 基金属ガラスのナノインプリント

Pt 基金属ガラス凹金型を用いて、Au 基金属ガラスのナノインプリントを行った。Au₆₀Cu_{15.5}Si₁₇Ag₅Pd_{2.5} は、低いガラス遷移温度 $T_g = 367\text{K}$ を有する金属ガラスであり、湯水中での成形が可能である²⁾。結晶化温度は $T_x = 419\text{K}$ であり、Pt 基金属ガラスのガラス遷移温度 $T_g = 464\text{K}$ よりも低温であるので、Pt 基金属ガラスを金型として用いても成形中、Pt 基金属ガラスが軟化、結晶化を生ずることはなく、金型として用いることが出来る。同様に、軟化点温度が $T_g = 464\text{K}$ 以下であるポリマーのナノインプリント用金型として用いることが出来る。Au 基金属ガラスの成形条件は、 $T_{1\text{max}} = 378\text{K}$ 、 $t_1 = 200\text{s}$ 、 $HR_1 = 0.23\text{K} \cdot \text{s}^{-1}$ 、 $CR_1 = 0.12\text{K} \cdot \text{s}^{-1}$ 、および、 $T_{2\text{max}} = 392\text{K}$ 、 $t_2 = 0\text{s}$ 、 $HR_2 = 0.23\text{K} \cdot \text{s}^{-1}$ 、 $CR_2 = 0.07\text{K} \cdot \text{s}^{-1}$ 、とした。成形結果を図 7(d)に示した。Pt 基金属ガラス製凹金型の中央部分が盛り上がった表面形状を呈しており、図7(b)と比較すると成形が十分では無いことがわかる。その原因としては、Au 基金属ガラスの粘性が高いこと、ナノメートルオーダーの成形では、表面張力が大きな影響を及ぼしていることが挙げられる。また、材料間の濡れ性と共に、厚さ約 $50 \mu\text{m}$ の試験片では、厚さ方向のマクロな変形の影響により表面でのマイクロな応力場が形成し難いことも要因の一つであると考えられる。

3.4 Si 凸金型, Pd-BMG 凹金型, Pt-BMG 凸金型の成形

同様の実験をPd 基金属ガラス, Pt 基金属ガラスを用いて行った。Pd 基金属ガラスは、遷移温度 $T_g = 573\text{K}$ 、結晶化温度 $T_x = 672\text{K}$ であり、広い過冷却液体域($\Delta T_x = 99\text{K}$)での粘性も低く、成形性に優れた合金である。図8に見られるように、良好な結果が得られた。

4. 超精密微細レプリカ金型の金型特性

金属ガラスは、高い降伏強度を有し、Pt 基金属ガラスでは優れた耐食性を示すことから、ポリマー用超微細金型材料としての実用化が期待できる。従来はSi 金型または、非晶質Niめっきを施した金型を超精密切削加工したものを用いていたことから、上述の金属ガラスは十分な機械的性質を有しているといえる(Pt 基, Pd 基金属ガラスの強度は約 1.2GPa)。一方、前章で明らかになったように、ナノメートルオーダーの超微細精密加工においては、粘性、表面張力、材料と金型との濡れ性の影響が大きい。そこで、金属ガラスの接触角を計測した。接触

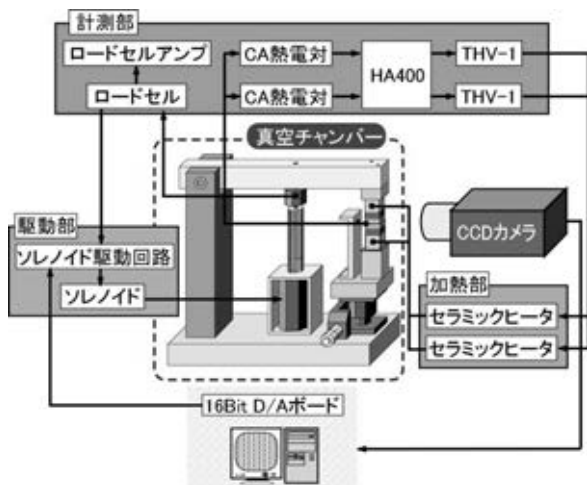
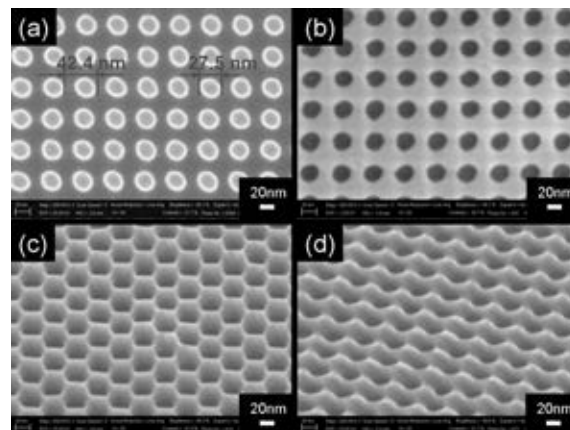
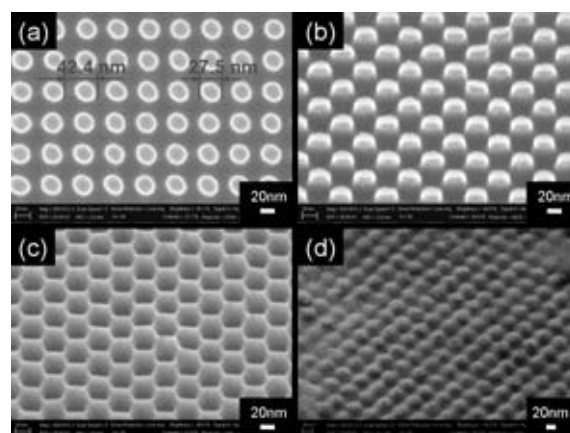


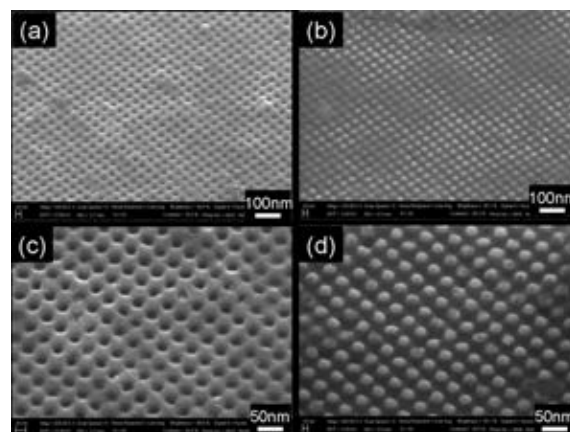
図 10 高粘性流体の接触角測定装置



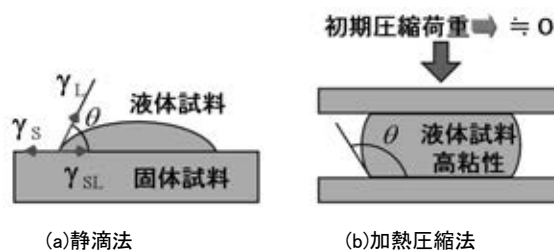
(a)(b) Sit 凸マスター金型, (c)(d)成形結果 (Pt-BMG)
図6 Pt 基金属ガラスのナノインプリント結果



(a)(b) Sit 凸マスター形状, (c)レプリカ凹金型(Pt-BMG), (d)成形結果 (Au-BMG)
図 7 Au 基金属ガラスのナノインプリント結果



(a)(c) レプリカ凹金型(Pd-BMG), (b)(d)成形結果 (Pt-BMG)
図8 Pd-基, Pt 基金属ガラスのナノインプリント結果



(a)静滴法 (b)加熱圧縮法
図9 高粘性液体の接触角測定法

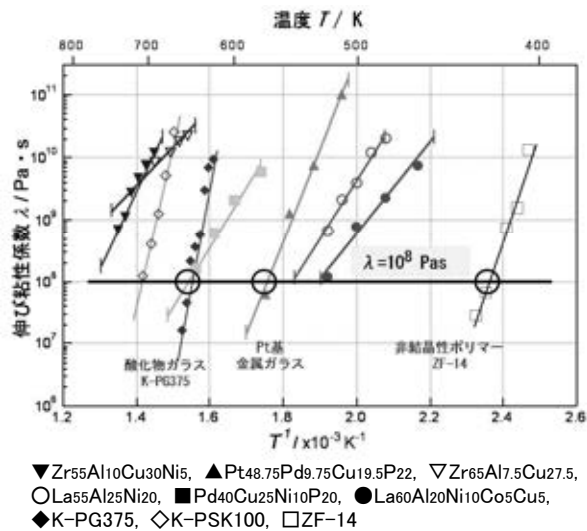


図 11 各種材料の粘性の温度依存性

角の測定方法としては、図9に示すように、一般に(a)静滴法が用いられるが、高粘性液体に適用することは困難である。そこで、図9(b)に示すような加熱圧縮法を用いた。この方法は、所定の粘性となる温度まで加熱し、板状金型間で圧縮し、負荷応力が十分小さくなり、圧縮変形が生じない状態において、接触角を計測する方法である。試作した装置の概要を図 10 に示す。CCD カメラを用いた画像処理により、接触角を計測した。供試材としては、金属ガラス(Pt_{48.75}Pd_{9.75}Cu_{19.5}P₂₂)のほか、アモルファス構造を有するナノインプリント材料として、低融点酸化ガラス(K-PG375)、非晶性ポリマー(ZF-14)を用い、図 11 に示すように、それぞれの粘性係数が 10⁸ Pas となる温度に加熱して、接触角を測定した。また、平坦な金型材料としては、Si, SiO₂, ガラス状カーボン(GC), Zr 基金属ガラス(Zr₅₅Al₁₀Cu₃₀Ni₅)を用いた。実験結果の一例を図 12 に示した。図 12(a),(b),(c)はそれぞれ同図(e)における(A)無負荷、(B)荷重負荷開始時、(C)平衡状態に対応している。負荷荷重(d)F_w=1.2N, (e)F_w=0.08N のいずれの場合においても、接触角=153.4deg.が得られた。これらの結果をまとめて、接触角を図 13 に示した。Pt 基金属ガラスの接触角は、GC, SiO₂, Si, Zr 基金属ガラスの順に小さくなっている。また、Si 金型に対する接触角は金属ガラスが大きく、酸化ガラス、非晶性ポリマーの順に小さい。すなわち、金属ガラスの接触角は他のナノインプリント用材料に比べると大きいことが特長と言える。ポリマーのナノインプリントでは、金型との離型性が大きな課題となっており、例えば撥水性ポリマーの単分子膜を金型表面に施すなどの対処法が用いられている。撥水性ポリマーの厚みが大きければ、耐用寿命は長くなるが、微細形状精度を損なうこととなる。以上のことから、金属ガラスは有用な超微細成形金型材料といえる。

5. 超精密微細レプリカ金型の高効率量産加工法

金属ガラスの超微細成形加工により、レプリカ金型の創製が可能になったが、その製造プロセスにおいて、図5に見られたように、加工時間約100分を要する。その要因として、金属ガラスの粘性が 10⁷~10⁸Pas 程度であり、負荷応力 10MPa 下での歪み速度は 0.1~1.0 であること、過冷却液体域への加熱冷却温度サイクルに時間を要することが挙げられる。特に酸化防止のために真空、アルゴンガス雰囲気中で加工を行うため、試験片、金型装置と雰囲気との小さな熱伝達のために冷却に時間を要する。そこで、高効率量産加工法として急速加熱制御加工法を提案、装置の試作を行い、良好な結果を得た。

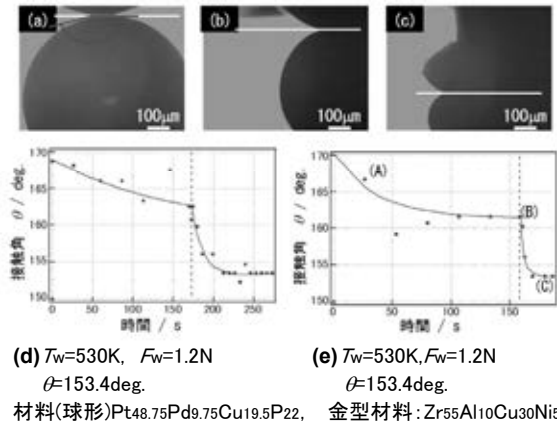


図 12 接触角測定実験結果

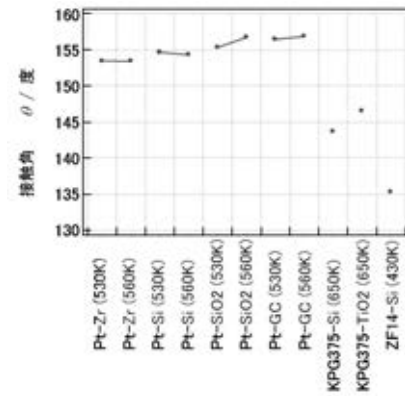


図 13 各種粘性材料の接触角測定結果

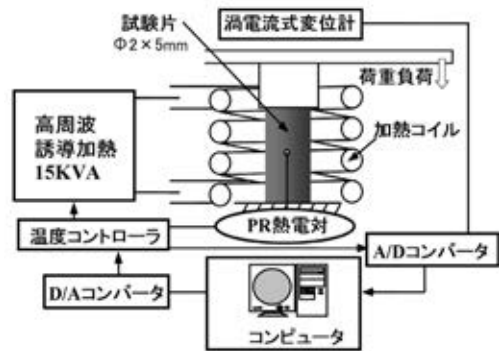


図 14 高周波誘導加熱方式・急速加熱圧縮試験装置

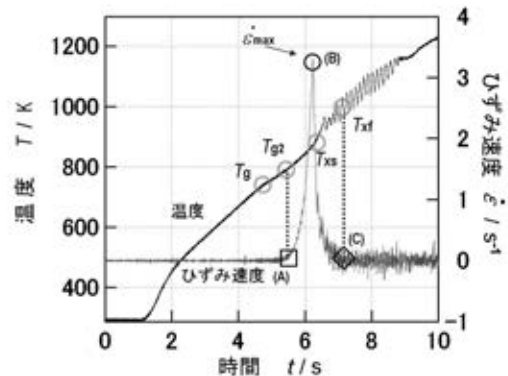


図 15 急速加熱下の金属ガラスの変形挙動
加熱速度 H.R.=100Ks⁻¹, 初期負荷応力 σ=0.8MPa

5・1 金属ガラスの急速加熱下の変形挙動

金属ガラスを急速加熱すると過冷却液体域での粘性が低下することがこれまでの研究により明らかにされている^{3),4),5)}。そこで、ガラス遷移温度が、Pd 基金属ガラス($T_g=573\text{K}$)、Pt 基金属ガラス($T_g=481\text{K}$)よりも高い Zr 基金属ガラス($T_g=690\text{K}$)を用い、その挙動を明らかにした。図14に実験装置図を示す。高周波誘導加熱方式によって直径 2mm、高さ 4mm の円筒試験片を急速加熱し、静荷重負荷下の圧縮変形を渦電流式変位計を用いて計測した。その結果を温度 T 、歪み速度 $\dot{\epsilon}_t$ -時間 t 曲線として、図15 に示した。圧縮歪みはガラス遷移温度 T_g (A 点)付近より生じ、結晶化開始点温度 T_x 直前にて最大(同図中(B)点)となることからわかる。そこで、歪み速度の最大値 $\dot{\epsilon}_{r,\max}$ から伸び粘性係数 λ を算出し、その加熱速度依存性を求めて、図16に示した。準平衡加熱下での粘性係数($\lambda=10^8\text{Pas}$)から、加熱速度 $HR=50\text{Ks}^{-1}$ では $\lambda=10^6\text{Pas}$ となり、さらに加熱速度 $HR=300\text{Ks}^{-1}$ では $\lambda=10^4\text{Pas}$ に低下すると予想される。すなわち、加熱速度 $HR=300\text{Ks}^{-1}$ では、粘性は一万分の1に、歪み速度 $\dot{\epsilon}_r$ は一万倍になり、また急速加熱に要する時間は約 1.5 秒となり、高効率加工が達成できる。そこで、この原理に基づき、急速加熱マイクロ加工装置を試作し、加工を行った。

5・2 急速加熱マイクロ加工装置の試作

試作装置の概要を図17に示した。試作装置においては、箔試験片を直接通電加熱方式により急速加熱し、リニアモータを用いた高応答アクチュエータによりポンチを駆動し、成形を行う。急速加熱下のひずみ発生挙動については、結晶化開始点温度 T_x 直前において歪み速度 $\dot{\epsilon}_r$ が最大となることが明らかとなったが、急速加熱下では、ガラス遷移温度 T_g 、結晶化開始点温度 T_x が加熱速度の増加と共に上昇するので、 $\dot{\epsilon}_{r,\max}$ を発現する温度も上昇する。そこで、急速加熱下の加工(荷重負荷)開始タイミングをどのように設定するかが課題となる。一つの方法は、予め $\dot{\epsilon}_{r,\max}$ を発現する温度と加熱速度との関係性を求めておき、加熱温度による荷重負荷制御を行う方法が考えられるが、直接通電加熱方式では試験片形状などによって加熱速度が変化することから、過冷却液体状態の検出は難しい。そこで、過冷却液体状態において発現する粘性状態を直接検出する方法を採用することとした。すなわち、試験片に予め引張り応力を負荷しておき、ガラス遷移温度以上で発現する粘性流動による応力緩和現象を検出し、加工用アクチュエータを駆動する方法を採用した。図17において、試験片は固定電極と梁型電極によって支持されており、梁型電極はエル(L)字形状をしている。そこで、梁型電極の垂直梁部の曲げ変形により試験片に張力を負荷することができる。また同時に、貼付した歪みゲージによりこの曲げ変形を検出することができる。試験片が温度 T_g 以上に加熱されると、粘性の発現と共に試験片は伸び変形を生じ、これによって予め負荷された張力が緩和され、上述の歪みゲージによって応力緩和挙動が検出される。この方法では、試験片の温度を計測する必要が無く、確実に過冷却液体状態を検出することが出来る利点がある。この制御システム構成を図18に示す。応力緩和挙動はひずみゲージアンプ出力電圧、およびその微分電圧出力 V_s として電圧比較回路に入力される。加工タイミングは電圧比較回路の比較電圧 V_c により調節し、応力緩和速度、すなわちひずみ速度に比例する電圧 V_s が設定電圧 V_c 以上に達すると、負荷開始信号を発信し、リニアアクチュエータにより $\phi 1.5\text{mm}$ のポンチが駆動される。負荷荷重は駆動フレームに貼付したひずみゲージにより計測し、遅延回路を介して荷重負荷検出後 0~150ms 後に加熱通電が停止する。試験片形状は厚さ 0.5mm、幅 1.2mm であるため熱容量が小さく、金型との接触により試験片の温度は容易に変化する。試験片が冷却され、 T_g 以下とな

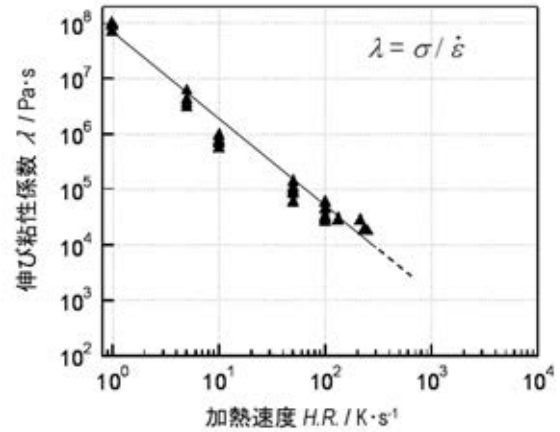


図 16 金属ガラスの粘性の加熱速度依存性

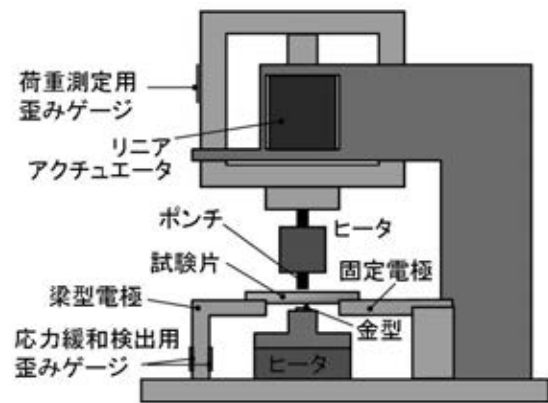


図 17 急速加熱制御マイクロ加工装置

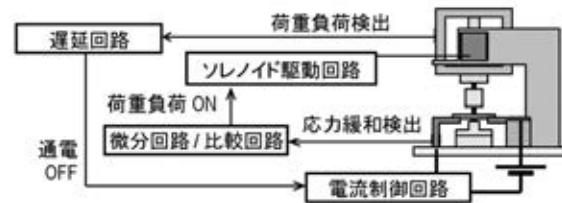


図 18 急速加熱制御成形加工システム

れば粘性が増大し、変形は停止してしまうため、ポンチおよび下金型の初期温度の設定は重要である。また加熱サイクルにおいては、荷重負荷直前での試験片温度が最も高く、粘性が最も低下していると考えられる。この粘性低下を有効に利用するため、金型の温度制御と共に、加工工程において最初に試験片に接触するポンチ先端に金型を設置して加工を行った。

5・3 急速加熱マイクロ加工条件の最適化

急速加熱を利用した成形加工は非定常下における加工であり、金型接触時の試験片の熱的挙動が成形性に与える影響が大きい。そこで、有限要素法を用いた熱伝導解析により金型接触後の試験片温度の変化をシミュレーションした。図19に熱伝導解析モデルを示す。ポンチ、試験片および下型は完全接触、通電加熱後 200ms の過冷却液体温度域において接触負荷を与えるものとし、試験片初期温度 $T_{si}=900\text{K}$ として解析した。解析結果を図20に示す。接触直後の成形面温度はポンチ初期温度 T_{pi} に依存し、下型初期温度 T_{bi} は接触後の冷却速度に影響する。試験片の熱容量が小さく接触による成形面温度の冷却速度が大きいため、ポンチ温度 T_p は準

平衡加熱下における $T_g(=690\text{K})$ 以上に加熱する必要があることが明らかとなった。

5.4 加工結果

ポンチ温度 T_p を Zr 基金属ガラスの $T_g(=690\text{K})$ 以上に加熱して成形加工を行った時の実験計測結果の一例を図 21 に示す。同図(a)では、通電加熱開始から約 200ms 後に応力緩和が生じ、243ms で緩和速度 V_s が比較電圧 V_c 以上となりトリガ信号が生じた。これによるリニアアクチュエータ動作後約 5ms でポンチが試験片に接触し荷重が負荷された。負荷後の通電加熱時間は $t=0\text{ms}$ であり荷重負荷とともに通電が停止した。そこで、Ni 電鍍製金型 ($1\mu\text{m}$ ピッチの回折格子) を使用し、 $T_p=673\sim 733\text{K}$ に変化させたときの成形結果を図 22 に示した。加工条件は $HR=1.8\sim 2.0\times 10^3\text{Ks}^{-1}$ 、 $T_b=473\text{K}$ である。金型温度が $T_p=673, 693\text{K}$ では形状転写が不十分であり、 $T_p=713, 723\text{K}$ において良好な成形結果が得られた。一方 $T_p=733\text{K}$ では成形面に微細な凹凸が確認された。これは、高温による Ni 電鍍金型の劣化および、Zr 基金属ガラスの結晶化によるものと考えられる。以上の結果、加工時間は、約 0.5 秒であり、本方法の有効性が明らかになった。

6. 結言

ナノ・マイクロ金型の量産加工法として、金属ガラスとそのナノインプリント法について検討し、その有用性と特性、とくに粘性材料の粘性、表面張力、濡れ性の重要性を示した。また、ナノインプリントの高効率加工法として、金属ガラスの急速加熱下の粘性低下現象を応用した急速加熱制御マイクロ成形加工装置を試作し、高ひずみ速度成形加工を行い、数百 ms 以内の極めて短い加工時間で良好なマイクロ成形結果を得た。成形特性の向上には加工タイミング、荷重負荷時の熱的挙動が重要であることが明らかとなった。

謝辞

本研究は天田金属加工機械技術振興財団(平成 20 年度重点研究開発助成)の研究助成金によって行われたものであり、ここに深く感謝の意を表す。

参考文献

- 1) S.Y.Chou, et. al.: J. Vac. Sci. Technol., B15(1997), 2897.
- 2) W.Zhang, et. al., Scripta Mat., 61(2009), 744.
- 3) H.Okumura, et. al., Mater. Trans. JIM, 32(1991), 593.
- 4) Y.Saotome, et. al., Mater. Sci. & Eng. A, 304-306(2001), 743.
- 5) Y.Saotome, et. al., Mater. Sci. & Eng. A, 375-377(2004), 389.

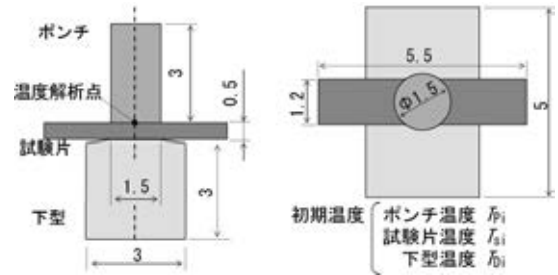
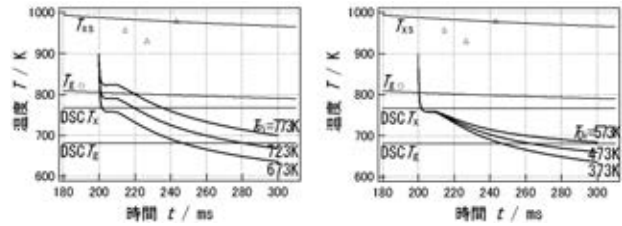
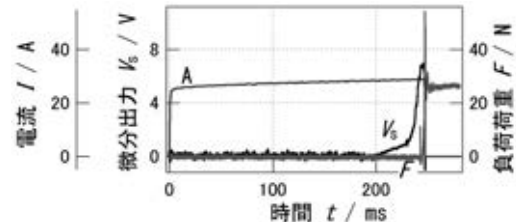


図 19 金型と試験片接触時の熱伝導解析モデル

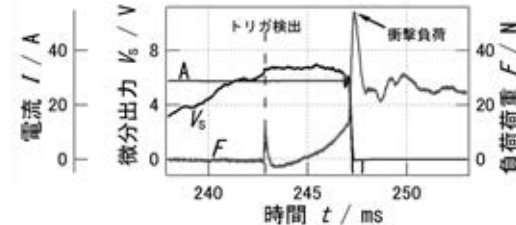


(a)ポンチ温度変化 ($T_b=373\text{K}$) (b)下型温度変化 ($T_p=673\text{K}$)

図 20 熱伝導解析結果 ($T_{si}=900\text{K}$, 負荷後通電時間は 10ms)

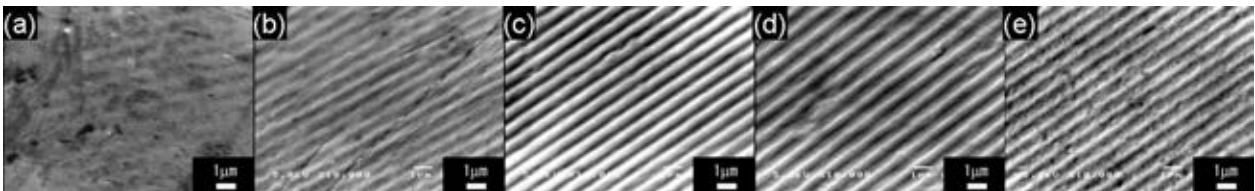


(a)急速加熱下の応力緩和挙動

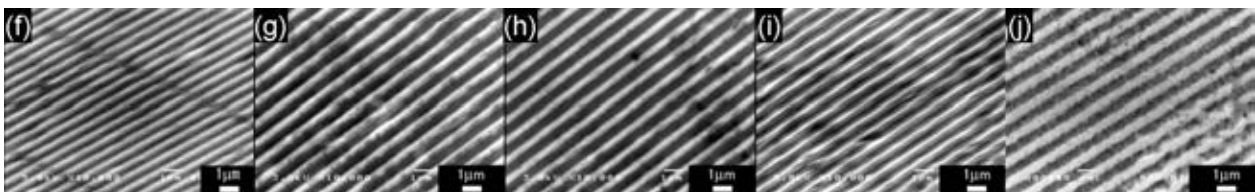


(b)急速加熱下で加工時のポンチ荷重変化

図 21 急速加熱制御加工時の挙動 ($HR=1.8\times 10^3\text{Ks}^{-1}$)



急速加熱加工後の試験片表面の走査電子顕微鏡観察像



ポンチ初期温度 $T_{p1}=673\text{K}$ $T_{p2}=693\text{K}$ $T_{p3}=713\text{K}$ $T_{p4}=723\text{K}$ $T_{p5}=733\text{K}$

急速加熱加工後のポンチ (金型) 表面の走査電子顕微鏡観察像

図 22 急速加熱制御加工におけるポンチ (金型) 温度が成形形状精度に及ぼす影響