

金属堆積造形による銅合金マルチマテリアル 造形技術の開発とプレス金型への適用

田村 信* 須藤 貴裕* 中村 一夫* 斎藤 雄治*

Development of Multi-material Copper Alloy Deposition Technology
by Directed Energy Deposition and Its Application to Press Dies

TAMURA Makoto*, SUTOH Takahiro*, NAKAMURA Kazuo* and SAITO Yuji*

抄 録

本研究では、パウダ DED 方式を用いて SS400 基材上へ銅合金を造形したマルチマテリアル構造を対象に、硬さ、化学成分および金属組織を評価するとともに、プレス金型への適用可能性を検討した。高力黄銅系は、硬さに寄与する亜鉛含有量が造形に伴い大きく低下したが、凝固組織の微細化および第二相の分散強化により、鑄造材と同程度の硬さを維持した。一方、アルミニウム青銅系は造形に伴う成分変化がわずかで、凝固組織の微細化および第二相の分散強化により、鑄造材よりも高い硬さを示した。さらに、表面にアルミニウム青銅系を造形した金型による SUS304 の円筒絞り加工試験では、100 ショットの連続成形において金型の割れおよび焼付きは認められなかった。これらの検討結果から、アルミニウム青銅系はプレス金型への適用可能性が示された。

1. 緒 言

金属 AM(Additive Manufacturing) は、従来の切削加工や塑性加工に次ぐ新たな加工技術として注目されており、近年は試作用途や補修分野にとどまらず、実部品への適用が進む¹⁾など、産業への応用段階へ移行しつつある。中でもパウダ DED(Directed Energy Deposition) 方式堆積造形は、既存部材へ異種材料を局所的に付加できる特徴を有する。この特徴により、金型や構造部品に対する部分補強や傾斜機能構造の形成が可能であり、機能性を必要部位にのみ付与するマルチマテリアル化技術として期待されている。

銅合金は、優れた摺動特性（摩擦特性、耐焼付き性）および熱伝導性を有し、金型や摺動部材、放熱部品などに用いられている。一方で、鉄系材料に比べ高価であり、近年の価格高騰も相まって部材全体への適用は経済性の観点から課題がある。そのため、DED 方式によって必要

部位のみに銅合金を付加するマルチマテリアル構造が有効と考えられる。

本研究では、銅合金の高機能性と経済性の両立を目的として、DED 方式により SS400 基材上へ銅合金を造形し、必要部位のみに機能を付与するマルチマテリアル化を検討した。具体的には、造形に伴う成分変化、硬さおよび金属組織を評価し、硬さに影響する要因を考察した。さらに、得られた知見に基づきアルミニウム青銅系造形材を円筒絞り加工ダイへ適用し、プレス金型への適用可能性を検討した。

2. 造形装置および評価に用いた機器

造形には、パウダ DED 方式堆積造形装置 LAMDA200（ニデックマシンツール(株)製）を使用した。造形ヘッドの模式図を図 1 に示す。造形ヘッド先端中央から照射されるレーザ（波長 1.07 μm 、最大出力 2kW）により基材表面に熔融池を形成し、レーザ光軸周りに配置されたノズルから吐出された粉末を当該熔融池へ供給す

* 技術統括センター

ることで造形する。本装置は、インナーシールドおよびアウターシールドの 2 系統からなるシールドガスにより高いシールド性を確保できる点が特徴である。

なお、評価には表 1 に示す機器を用いた。

3. 銅合金粉末

造形には、高力黄銅系およびアルミニウム青銅系の粉末を用いた。各粉末は、JIS H 5120²⁾に規定される「高力黄銅铸件」および「アルミニウム青銅铸件」の化学成分を参考として開発されたものである。耐久性が要求される部品や金型への適用を想定し、硬さおよび耐摩耗性の向上を目的として、化合物析出による強化を狙った化学成分を添加している（以下、それぞれ高力黄銅系、アルミニウム青銅系と呼称する）。粉末原料には化学成分を調整した铸造材を用い、ガスアトマイズ法により粉末化した。造形には粒径を 45～150 μm に分級した粉末を用いた。

粉末の粒子形状および化学成分の偏析を確認するため、電子顕微鏡を用いて反射電子像観察を行った。図 2 に観察結果を示す。高力黄銅系粉末は、粒径のばらつきが比較的大きく、微粉の付着（サテライト）が認められた。一方、アルミニウム青銅系粉末は、前者と比べ粒径分布が揃っていた。いずれの粉末も、本観察条件では顕著なコントラストは認められず、化学成分の偏析を示す明確な所見は得られなかった。

4. 評価試験片

評価試験片の基材には SS400 を用いた。図 3 に示す評価試験片の造形条件を表 2 に示す。造形条件は、シングルビード造形による基礎検討の結果に基づいて選定した。具体的には、レーザー出力、送り速度などの主要因子を変化させ、欠陥（割れ、気孔など）の有無を指標として、健全なビードが安定して得られる条件を選定した。造形部の寸法は長さ 90mm、幅 20mm として、厚さが 4mm 以上となるよう造形高さを設定した。なお、造形パスは走査方向を長手方向と

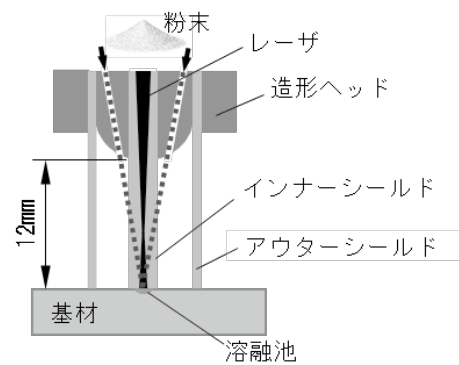
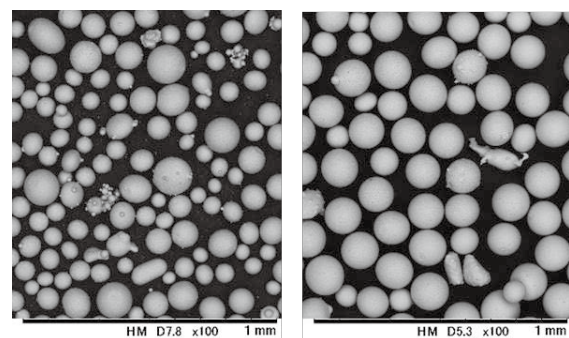


図 1 造形ヘッド模式図

表 1 評価に用いた機器

電子顕微鏡	走査型電子顕微鏡 TM3030Plus (株)日立ハイテクノロジー製
金属顕微鏡	デジタルマイクロスコープ DSX500 オリンパス(株)製
硬さ試験機 (マクロ硬さ)	ロックウェル硬さ試験機 ATK-F3000 (株)明石製作所製
硬さ試験機 (微小硬さ)	マイクロビッカース硬さ試験機 VH1102 BUEHLER製
蛍光X線 分析装置	波長分散型蛍光X線分析装置 ZSX Primus II 理学電機工業(株)製



(a) 高力黄銅系 (b) アルミニウム青銅系

図 2 粉末の反射電子像

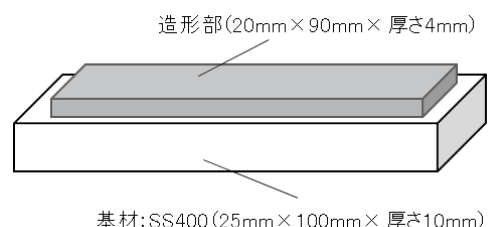


図 3 評価試験片の模式図

表 2 評価試験片の造形条件

	高力黄銅系		アルミニウム 青銅系
	上層	中間層 (アルミ銅)	
レーザ スポット径 (mm)	1.8	1.8	1.8
レーザ出力 (W)	1200	1200	1200
送り速度 (mm/min)	1000	1000	300
粉末供給量 (g/min)	12	9	3.6
水平方向ピッチ (mm) 括弧内は走査数	0.9 (24本)	0.9 (24本)	1.6 (13本)
垂直方向ピッチ (mm) 括弧内は層数	0.55 (6層)	0.65 (3層)	0.80 (5層)

し、評価試験片は造形後、上面を切削加工した。

高力黄銅系については、SS400 基材と造形部の界面近傍において割れが確認された。そのため、界面の割れ抑制を目的に、アルミ銅 (Cu-8wt%Al) を中間層として先行造形し、その上層に高力黄銅系を造形する手順を採用した。

なお、比較材として、粉末原料に用いた鑄造材と同等の化学成分を有する鑄造材を用いた。

5. 試験結果

5.1 高力黄銅系

5.1.1 硬さおよび化学成分の比較

高力黄銅系の鑄造材、粉末ならびに造形材の硬さの平均値および Zn 含有量を表 3 に示す。マクロ硬さ（ロックウェル硬さ）は評価試験片上面の切削面で、微小硬さ（ビッカース硬さ）は試験片長手方向中央の断面にて試験した。化学成分は蛍光 X 線分析により簡易定量した。

マクロ硬さは鑄造材が 87.0HRB、造形材が 86.0HRB であり、両者の差は極めて小さかった。微小硬さについても、鑄造材 180HV0.5、造形材 169HV0.5 と顕著な差は認められず、造形による硬さへの影響は限定的であった。

一方、低沸点元素である Zn 含有量については、鑄造材の 34.8wt% に対し、造形材は 18.0wt% で

表 3 高力黄銅系鑄造材、粉末および造形材の硬さの平均値および亜鉛含有量

供試材		硬さ		成分 分析 結果
		ロックウェル	ビッカース	
		HRB	HV0.5	Zn (wt%)
高力 黄銅系	鑄造材	87.0	180	34.8
	粉末	---	---	32.6
	造形材	86.0	169	18.0

※ 試験点数:ロックウェル3点, ビッカース7点

あり、造形材において Zn 含有量の著しい低下が認められた。Zn 含有量は粉末段階でも鑄造材に比べて低下していたが、造形材における低下の程度が大きいことから、Zn 含有量の低下は造形に起因する影響が大きいと考えられる。なお、化合物析出を狙った添加化学成分については、Zn 含有量の低下に伴う相対的な変化が認められる程度であった。

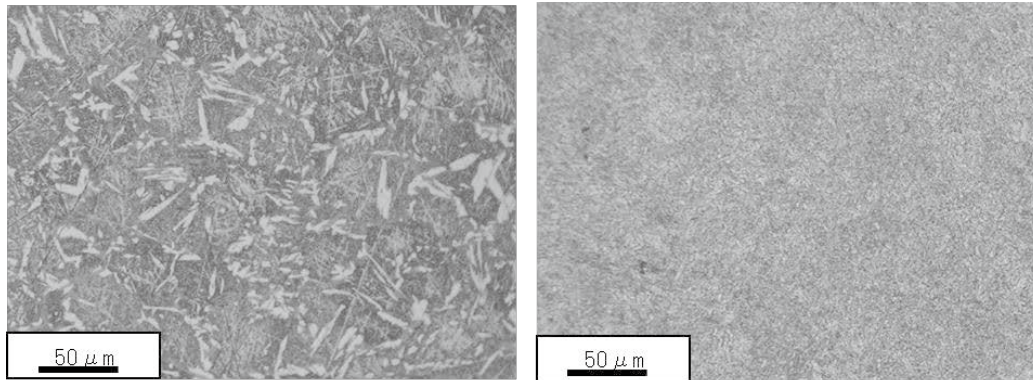
一般に Zn 含有量の低下は、硬さ低下側に作用する³⁾が、本結果では硬さが概ね維持された。この要因を明らかにするため、金属組織観察に基づいて考察を行った。

5.1.2 硬さに影響する要因の考察

各試験片のエッチング後の金属組織を図 4 に、未エッチングの金属組織を図 5 に示す。鑄造材と造形材は同程度の硬さを示したが、組織形態には明確な差異が認められた。

鑄造材のエッチング後の組織では粗大で片状の凝固組織が観察されたのに対し、造形材では全体として均一かつ微細な凝固組織を呈している。これは、凝固過程における冷却速度が、鑄造材に対して造形材の方が速かったことに起因すると考えられる。

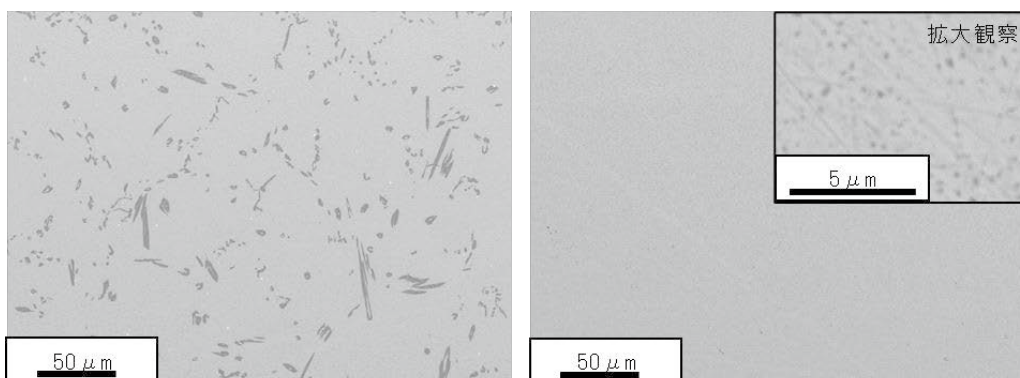
未エッチングの組織では、鑄造材において粗大な片状の第二相 (EDS 分析により添加元素の濃化を確認しており、化合物相、または添加元素の濃化領域と推定される) が点在していた。



(a) 鋳造材

(b) 造形材

図4 高力黄銅系のエッチング後の金属組織(金属顕微鏡, 長手中央断面)



(a) 鋳造材

(b) 造形材

図5 高力黄銅系の未エッチングの金属組織(電子顕微鏡反射電子像, 長手中央断面)

このように粗大かつ片状に分布する場合, 分散強化としての寄与は限定的となる可能性がある。一方, 造形材ではサブミクロンオーダーの第二相がマトリックス中に分散していた。これは急冷凝固により, 第二相の粗大化が抑制されたためと考えられる。

以上より, 両者の硬さが同程度となった要因は次のように推察される。鋳造材は相対的に高いZn含有量に起因するマトリックスの固溶強化により比較的高い硬さを示したと考えられる。一方, 造形材はZn含有量の低下によりマトリックスは軟化傾向にあるものの, 凝固組織の微細化および第二相の分散強化が寄与し, Zn低下の影響を相殺したと考えられる。

なお, 低沸点元素であるZnは, 粉末製造段階および造形段階の双方で低下しやすく, 所望の特性を得るためには, Znの低下をあらかじめ考

慮した合金組成の設計, あるいは造形条件による入熱制御が極めて重要であることを確認した。

5.2 アルミニウム青銅系

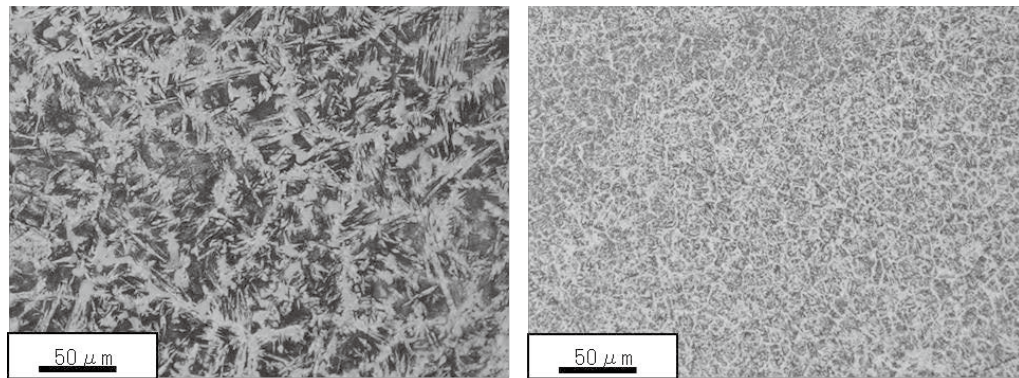
5.2.1 硬さの比較

アルミニウム青銅系の鋳造材および造形材の硬さの平均値を表4に示す。マクロ硬さは鋳造

表4 アルミニウム青銅系鋳造材および造形材の硬さの平均値

供試材		硬さ	
		ロックウェル	ビッカース
		HRC	HV0.5
アルミニウム 青銅系	鋳造材	29.5	282
	造形材	35.9	333

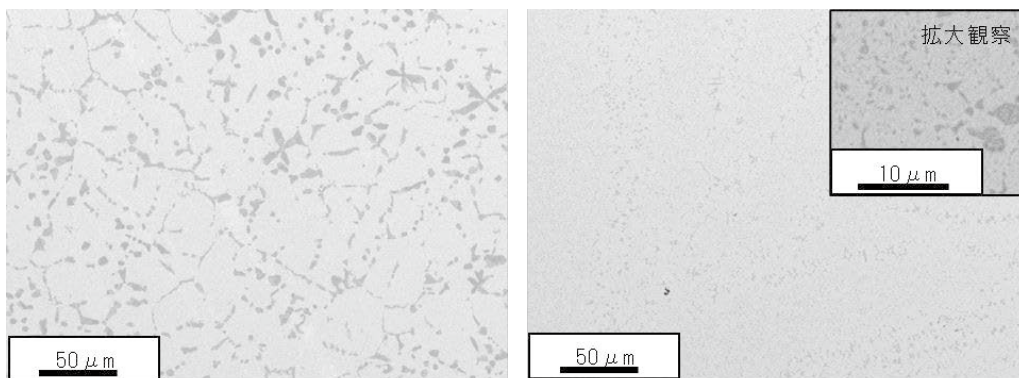
※ 試験点数:ロックウェル3点, ビッカース7点



(a) 鋳造材

(b) 造形材

図 6 アルミニウム青銅系のエッチング後の金属組織(金属顕微鏡, 長手中央断面)



(a) 鋳造材

(b) 造形材

図 7 アルミニウム青銅系の未エッチングの金属組織(電子顕微鏡反射電子像, 長手中央断面)

材が 29.5HRC, 造形材が 35.9HRC であり, 造形材の方が高い値を示した。微小硬さにおいても, 鋳造材 282HV0.5 に対し造形材は 333HV0.5 に向上しており, 高力黄銅系とは異なり, 造形により硬さが向上する傾向が認められた。

また, 化学成分の分析結果では, 造形後に顕著な成分変化は認められず, 粉末設計時に意図した化学成分が概ね維持されていた。

5.2.2 硬さに影響する要因の考察

アルミニウム青銅系において, 造形材が鋳造材を上回る硬さを示した要因について, 金属組織の観点から考察した。各試験片のエッチング後の金属組織を図 6 に, 未エッチングの金属組織を図 7 に示す。

鋳造材のエッチング後の組織では粗大な凝固組織が観察されたのに対し, 造形材では全体と

して均一かつ微細な凝固組織が観察された。これは, 前述の高力黄銅系と同様に凝固過程における冷却速度の違いに起因すると考えられる。

鋳造材の未エッチングの組織では, 数 μm ～十数 μm 程度の第二相が点在し, 網の目状に分布していた。このように第二相が連続的に偏在する場合, 分散強化への寄与は限定的となる可能性がある。さらに, 応力集中やき裂進展経路となりやすく, 機械的性質の低下につながる懸念もある。一方, 造形材ではサブミクロンオーダーの第二相がマトリックス中に分散している様子が観察された。

以上より, アルミニウム青銅系における硬さ向上の主因は, 造形時の急冷凝固に伴う凝固組織の微細化および第二相の分散強化であると考えられる。

5.3 高力黄銅系とアルミニウム青銅系の比較

高力黄銅系およびアルミニウム青銅系のいずれにおいても、造形により凝固組織の微細化と第二相の分散状態の変化が認められたが、硬さへの影響には明確な差があった。

高力黄銅系では造形に伴う Zn 含有量の著しい低下がマトリックスの軟化側に作用し、組織微細化および第二相の分散による強化効果と相殺された結果、硬さは鑄造材と同等水準にとどまった。一方、アルミニウム青銅系では造形後も顕著な成分変化は認められず、急冷凝固に伴う組織微細化に加え、添加元素に起因する第二相の分散による強化が硬さの向上として明瞭に現れた。

以上より、低沸点元素を含む高力黄銅系では、成分変化を考慮した合金設計および入熱制御が重要であるのに対し、アルミニウム青銅系では成分変化が小さく、添加元素由来の第二相による強化を安定して得やすい。したがって、アルミニウム青銅系のほうが造形に適した材料であり、鉄系材料と組み合わせたマルチマテリアル金型の構成材料として適用しやすいと考えられる。

6. プレス金型への適用

6.1 市販プレス金型用銅合金との比較

一般に、オーステナイト系ステンレス鋼板

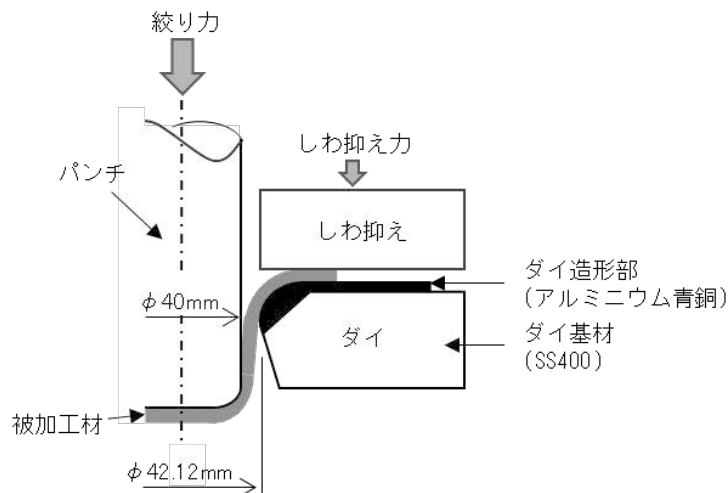
(例：SUS304) は加工硬化が大きく成形時に高い成形荷重を要するため、条件によっては型かじり・焼付きが発生しやすい⁴⁾。そのため、金型には耐焼付き性に優れるプレス金型用銅合金が適用される場合がある。そこで、アルミニウム青銅系造形材のプレス金型への適用性を検討するため、まず金型としての基礎指標である硬さの観点から汎用的なプレス金型用銅合金 A および B と比較した。

造形材、金型用銅合金、ならびに SUS304 展伸材の硬さの平均値および円筒絞り成形品の硬さを比較した結果を表 5 に示す。円筒絞り成形品については、各部で加工硬化の程度が異なるため、成形品断面各部における硬さの範囲を示した。

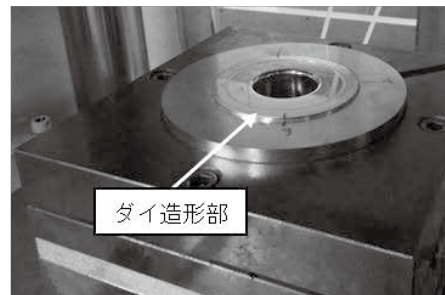
造形材は 35.9HRC(333HV0.5)の硬さを有しており、比較に用いた金型材と同等の水準であった。一方、SUS304 は、展伸材の硬さは 170 HV0.5 であるものの、円筒絞り成形品は加工硬化により最大で 380HV0.5 に達した。造形材と成形品の硬さを比較すると、成形品(最大 380HV0.5)に対して造形材(333HV0.5)は、数値上では下回る。しかし、金型の耐久性は硬さの絶対値だけで決まるものではなく、相手材との摺動特性や焼付きの起こりやすさに加え、表面性状および潤滑条件にも依存する。造形材は成形品より硬さが低いものの、市販のプレス金型

表 5 プレス金型用銅合金、造形材および SUS304(成形品を含む)の硬さ

供試材			硬さ		備考
			ロックウェル	ビッカース	
			HRC	HV0.5	
アルミニウム青銅系		造形材	35.9	333	試験点数:ロックウェル3点, ビッカース7点
プレス金型用銅合金	A	鑄造材	37.3	378	
	B	鑄造材	37.6	324	
SUS304		展伸材	---	170	試験点数:7点 板厚:0.8mm
		円筒絞り成形品	---	264~380 (成形品各部の硬さ)	被成形材板厚:0.8mm 金型温度:常温 絞り比:2.0 潤滑:油性潤滑剤



(a) 金型の断面模式図



(b) ダイの外観

図8 円筒絞り加工金型の断面模式図および製作したマルチマテリアル構造のダイの外観

用銅合金と同等の硬さを有することから、円筒絞り加工金型などのプレス金型への適用可能性があると考えられる。

一方で、技術的課題として、造形時の熱履歴に起因して造形部表面に引張残留応力が残存することが懸念される⁵⁾。例えば、円筒絞り加工金型のダイに適用した場合、成形時にダイ表面には被成形材の流動方向に引張応力が作用するため、残留応力と加算されて割れを生じるおそれがある。

以上を踏まえ、円筒絞り加工ダイを製作して円筒絞り加工試験を行い、適用可能性を検証した。

6.2 金型の造形および円筒絞り加工試験

図8に円筒絞り加工金型の断面模式図と製作したダイの外観を示す。ダイの基材には廉価なSS400を用い、被成形材に接触するダイ表面に限定してアルミニウム青銅系を所定厚さで造形し、SS400／銅合金のマルチマテリアル構造とした。

被成形材をSUS304（板厚0.8mm）として円筒絞り加工試験（金型温度：常温，絞り比：2.0，潤滑：油性潤滑剤）を行った。その結果、100ショットの連続成形においても懸念された割れ

および焼付きは認められず、表面欠陥のない良好な成形品が得られた。

なお、本結果は100ショットの範囲での評価であり、より多くのショット数による耐久性評価は今後の課題である。以上より、少なくとも本条件において、アルミニウム青銅系造形材は円筒絞り加工金型への適用可能性を有することが示された。

7. 結 言

- (1) 高力黄銅系の造形材は、造形時の入熱により低沸点元素であるZnの著しい低下を確認した。成分変化を考慮した合金設計および入熱制御が重要である。
- (2) アルミニウム青銅系の造形材は、成分変化が小さく、添加元素由来の第二相による強化を安定して得やすい。アルミニウム青銅系は造形に適した材料である。
- (3) SS400／アルミニウム青銅系のマルチマテリアル構造のダイを用いたSUS304の円筒絞り加工試験において100ショットの連続成形の範囲では、割れや焼付きを生じることはなかった。このことからプレス金型への適用可能性が示された。

参考文献

- 1) 森雅彦ほか, “AM 技術を通じた製造業の展望と取り組み”, AM フューチャー, vol.1, no.2 (2025), pp.243-246.
- 2) “JIS H 5120:2016 銅及び銅合金鋳物”, 一般財団法人日本規格協会
- 3) 本間梅夫ほか, “黄銅鋳物の標準性質および実体強さ”, 鋳物, 第 32 巻, 第 12 号(1960), pp.908-915.
- 4) 中村尚文ほか, “アルカリ可溶潤滑処理ステンレス鋼板のプレス成形性”, 日新製鋼技報, No.83 別冊(2002), pp.20-29.
- 5) 渡邊健太郎ほか, “Ti-6Al-4V 製レーザ肉盛部の X 線回折による残留応力評価”, SPring-8/SACLA 利用研究成果集, pp.246-252.

本報告は, 令和 7 年度コア技術高度化事業「金属 3D 堆積造形による高機能化技術の開発」における研究の一部をまとめたものである。