

Forschungszentrum Karlsruhe

Technik und Umwelt

Wissenschaftliche Berichte

FZKA 6502

Untersuchung zum Präzisionsgießen metallischer
Mikroteile

H. Wöllmer

Institut für Materialforschung
Programm Mikrosystemtechnik

Von der Fakultät für Angewandte Wissenschaften der Albert-Ludwigs-
Universität Freiburg genehmigte Dissertation.

Forschungszentrum Karlsruhe GmbH, Karlsruhe

2000

Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurde untersucht, ob das Präzisionsgussverfahren mit verlorenem Modell und verlorener Form zur Herstellung von Mikroteilen eingesetzt und zu einem Mikrogussverfahren weiterentwickelt werden kann. Als verlorene Modelle kamen Mikroteile aus Kunststoff zum Einsatz, die mittels Mikrospritzgießen mit mikrozerspanend strukturierten Formeinsätzen und LIGA-Formeinsätzen gefertigt wurden. Beispiele sind Mikroturbinengehäuse und gestufte Zahnräder. Die Materialpalette für Mikroteile aus Metall wurde auf mehrkomponentige Legierungen, basierend auf den Systemen Cu-Al-Ni-Fe, Ag-Cu, Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu erweitert, wobei Gussteile mit minimalen Querschnitten von 50 µm realisiert wurden. Zur Bestimmung der Mikrogießbarkeit wurden Prüfkörper entwickelt, mittels derer für die verschiedenen Gusslegierungen die Eigenschaften Formfüllung, Abformgenauigkeit, mechanische Eigenschaften und Oberflächenqualität ermittelt sowie die Gussgefüge charakterisiert wurden. Im Rahmen grundlegender Experimente zum Einfluss des Formmaterials auf die Rauheit der Gussoberfläche wurde gezeigt, dass auf gießtechnischem Wege deutlich niedrigere Oberflächenrauheiten erzielt werden können als mit konventionellen Präzisionsgussverfahren.

Investigation of precision casting for metallic microparts

Abstract

The work described here focused on whether the precision casting method with a lost model and lost mold may be used for the production of microcomponents and on whether it may be further developed to a microcasting technique. As lost models, microparts made of plastics were applied. They had been manufactured by microinjection molding using both mold inserts structured by microcutting techniques and LIGA mold inserts. Examples of such parts are microturbine housings and stepped gear wheels. The range of metal materials used for the microparts was extended to multi-component alloys based on the systems of Cu-Al-Ni-Fe, Ag-Cu, Ag-Pd-Cu, and Au-Ag-Cu. Parts with minimum cross sections of 50 µm were cast. To assess microcastability, test devices were developed. They allowed to determine the level of filling of the mold, molding accuracy, mechanical properties, and surface quality for various casting alloys. Furthermore, the cast structures could be characterized. Fundamental experiments were performed to determine the influence of the molding material on the roughness of the cast surface. It was demonstrated that the surface roughnesses that can be achieved are far smaller than those reached by conventional precision casting methods.

Inhalt

1. Einführung	7
2. Zielsetzung der Arbeit	11
3. Grundlagen der Präzisionsgusstechnik	13
3.1 Verfahrensablauf, Einsatzgebiete und Gusswerkstoffe	13
3.2 Materialien für Gussformen	17
3.3 Schmelz- und Gießverfahren	24
3.4 Gestaltung von Gussteilen	25
3.5 Gießbarkeit	26
4. Einflussgrößen auf den Gießprozess	31
4.1 Beschreibung des Gießvorgangs	31
4.2 Eigenschaften flüssiger Metalle	32
4.3 Fülldruck der Gießverfahren	38
4.4 Erstarrung	39
4.5 Reaktionen beim Schmelzen und Gießen	48
4.6 Abschätzung der Parameter für den Mikroguss	50
4.7 Schlussfolgerung	53
5. Das Mikrogussverfahren	55
5.1 Experimentelles Vorgehen	55
5.2 Verfahrensablauf beim Mikroguss	55
5.3 Mikromodelle	57
5.4 Herstellung der Gussformen	58
5.4.1 Gussformen aus Einbettmassen	58
5.4.2 Gussformen mit speziellen Oberflächen	62
5.5 Gusslegierungen	64
5.6 Gießgeräte und Gießvorgang	71
5.7 Ausbetten, Reinigen und Vereinzeln der Mikroteile	73
5.8 Messung des Temperaturverlaufs in Gussformen	73
5.9 Durchgeführte Versuche	74

6. Untersuchungsmethoden	77
6.1 Lichtmikroskopie und Maßbestimmung	77
6.2 Rasterelektronenmikroskopie	77
6.3 Oberflächenprofilometrie	77
6.4 Gefügeuntersuchung	78
6.5 EDX- und WDX- Analyse	79
6.6 Mikrohärtemesung	79
6.7 Mikrozugversuche	79
6.8 Bildanalyse zur Bestimmung der Formfüllung an LIGA-Teilen	80
7. Versuchsergebnisse	81
7.1 Demonstratoren	81
7.2 Fließlänge und Formfüllung	85
7.3 Abformgenauigkeit	95
7.3.1 Mikroturbinengehäuse	95
7.3.2 Gestufte LIGA-Zahnräder	104
7.4 Mechanische Eigenschaften	108
7.4.1 Mikrohärtete	108
7.4.2 Mikrozugversuche	111
7.5 Oberflächenqualität	114
7.6 Gefüge	125
7.7 Temperaturverlauf in Gussformen	133
8. Diskussion	137
8.1 Einflussgrößen auf die Gussqualität	137
8.2. Bewertung der Legierungen und Gießverfahren	140
8.3 Schlussfolgerung	142
9. Literaturverzeichnis	145

1. Einführung

In der Mikrosystemtechnik werden zunehmend komplexere Systeme entwickelt, mittels derer sich neue Anwendungsgebiete erschließen lassen. So ist in der minimal invasiven Chirurgie geplant, mit Hilfe spezieller Miniaturwerkzeuge neuartige operative Eingriffe am Menschen vorzunehmen. Abb. 1.1 zeigt eine fluidisch betriebene Mikroturbine vom Durchmesser eines Streichholzkopfes. Diese Turbine treibt ein Fräswerkzeug an, das an der Spitze eines Herzkatheters zur Entfernung von Ablagerungen an Blutgefäßen vorgesehen ist. [WALLRABE98]. Weitere Beispiele für Komponenten von Mikrosystemen sind Mikrogreifwerkzeuge, Mikropumpen, Mikroventile oder Mikrogetriebe. Für den Aufbau derartiger Systeme müssen geeignete Verfahren der Mikrostrukturierung existieren, welche die Herstellung von Komponenten mit Strukturdetails im Bereich einiger Mikrometer ermöglichen.

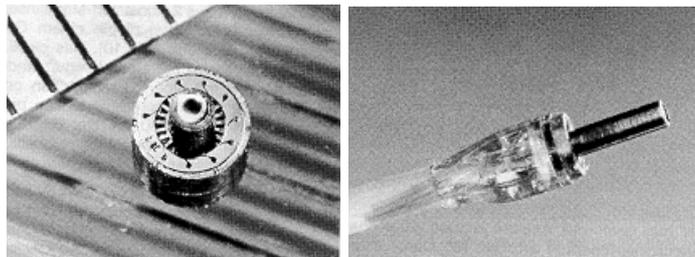


Abb. 1.1: Eine am Forschungszentrums Karlsruhe im Institut für Mikrostrukturtechnik entwickelte fluidisch betriebene Mikroturbine für ein Herzkathetersystem (links) und die montierte Katheterspitze mit integrierter Antriebswelle für ein Fräswerkzeug (rechts) [WALLRABE98].

Die Wahl der Materialien für Mikrobauteile wird durch die Funktion und Einsatzbedingungen der Mikrosysteme bestimmt. Zur Herstellung der Mikroteile lassen sich die Fertigungsverfahren aus der Makrowelt nicht ohne weiteres einsetzen. Zur Strukturierung von Mikroteilen aus Metall stehen als technisch ausgereifte Verfahren die mikromechanische zerspanende Fertigung mittels hochpräziser Maschinen unter Einsatz von Diamantwerkzeugen [SCHALLER99] (Abb. 1.2) und die Galvanoformung beim LIGA-Verfahren (Abb. 1.3) zur Verfügung [MENZ97]. Eine weitere Möglichkeit ist die Strukturierung mittels Lasern [GILLNER99].

Ausgangsmaterial beim LIGA-Prozess ist eine mehrere hundert Mikrometer dicke Schicht aus röntgenempfindlichem Kunststoff (Resist), die auf einem Substrat, meist einer metallischen Grundplatte, aufgebracht ist. Die Übertragung des Musters einer Maske in die dicke Resistschicht erfolgt mit Hilfe sehr paralleler und energiereicher Röntgenstrahlung mit einer charakteristischen Wellenlänge von 0,2 bis 0,6 nm. Die bestrahlten Bereiche ändern

aufgrund von Brüchen in den langen Molekülketten ihre chemische Beständigkeit und werden mit einem geeigneten Entwickler herausgelöst. Durch mikrogalvanische Verfahren kann nun eine Komplementärstruktur in Metall, wie etwa Kupfer, Nickel, Nickellegierungen oder Gold, aufgebaut werden, indem man die Zwischenräume des elektrisch nicht leitenden Resists galvanisch auffüllt. Dabei startet die Metallabscheidung auf einer Grundplatte mit elektrisch leitfähiger Oberfläche.

Da die genannten Mikrostrukturierungsverfahren aufwendig und teuer sind, werden damit in der Regel Abformwerkzeuge zur weiteren Vervielfältigung von Mikroteilen hergestellt. Die Metallstrukturen dienen dabei als Formeinsätze für die Mikroabformung (Abb. 1.4). Mittels Spritzgießen, Reaktionsgießen oder Prägen werden heute unter Einsatz derartiger Formeinsätze Mikroteile in großer Stückzahl aus Kunststoff hergestellt [RUPRECHT98, HECKELE97, HANEMANN97]. Die Größenordnungen typischer Strukturen von Formeinsätzen zur Mikroabformung, wie sie im Forschungszentrum Karlsruhe Verwendung finden, sind in Tabelle 1.1 aufgeführt.

Die Palette der verfügbaren metallischen Werkstoffe für Mikroteile ist noch begrenzt. Durch Mikrozerspanung strukturierte Abformwerkzeuge für den Spritzguss werden bisher im Allgemeinen aus Messing gefertigt. Zur Galvanoformung können lediglich einige reine Metalle wie Cu, Ni und einfache Legierungen wie NiCo, NiFe eingesetzt werden. Zur Herstellung von Metallmikroteilen in größeren Stückzahlen lassen sich Kunststoffmikroteile als „verlorene Formen“ verwenden. Ihre Mikrostrukturen werden in einem zweiten Galvanikschritt wieder mit Metall aufgefüllt. Da zur *Galvanoformung* elektrisch leitfähige Oberflächen des abzuformenden Modells notwendig sind, werden die Kunststoffmikroteile mittels Aufdampfen metallischer Startschichten elektrisch leitfähig gemacht. Eine andere Möglichkeit besteht darin, die verlorenen Formen aus leitfähigen Kunststoffen herzustellen [PIOTTER96, THIES98]. Eine relativ neue Technik zur Herstellung von Mikroteilen aus Metall ist das Pulverspritzgießen von Mikroteilen, Micro-Metal Injection Moulding (Micro MIM) genannt [BENZLER98]. Dabei werden Metallpulver mit einem Bindersystem zu einem Feedstock vermischt und in Spritzgießwerkzeuge eingespritzt, in denen sich mikrostrukturierte Formeinsätze befinden. Auf diese Weise entsteht ein so genannter Grünling, der durch Entbindern im Ofen zum Braunling weiterverarbeitet wird. Anschließend erfolgt das Sintern des Braunlings zu einem massiven Mikroteil. Durch den Sinterprozess kommt es dabei zu einer Schrumpfung des Mikroteils. Dieses Verfahren steht am Beginn seiner Entwicklung für den Mikrobereich und erreicht bis heute noch nicht die Präzision des Kunststoff-Spritzgießens von Mikroteilen. Ein Problempunkt ist dabei die Verfügbarkeit feinkörniger Metallpulver.

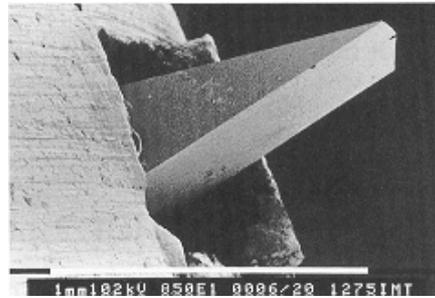
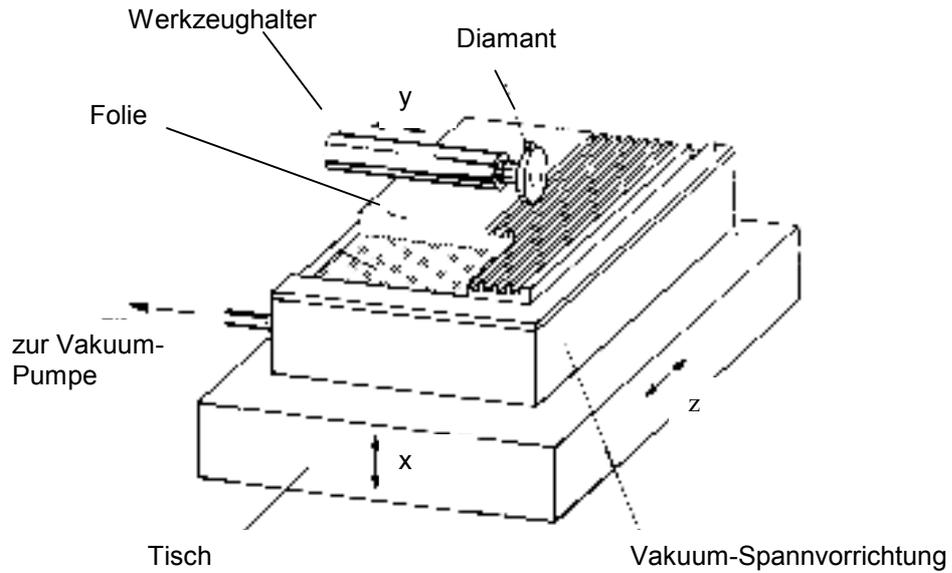


Abb. 1.2: Beispiel für mechanische Mikrobearbeitung: Mit hochpräzisen CNC-Maschinen (oben) werden unter Verwendung von Mikrodiamanten (unten) Metallfolien strukturiert [MENZ97].

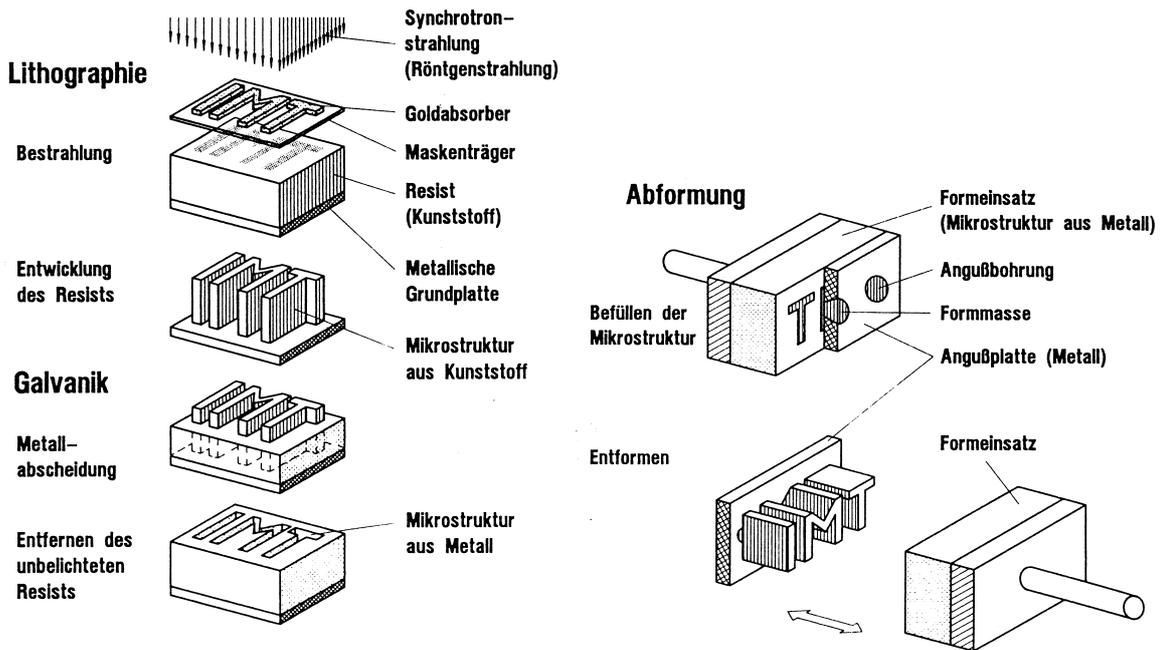


Abb. 1.3: Schematischer Verfahrensablauf beim LIGA-Verfahren [MENZ97].

Formeinsätze zum Mikrospritzgießen

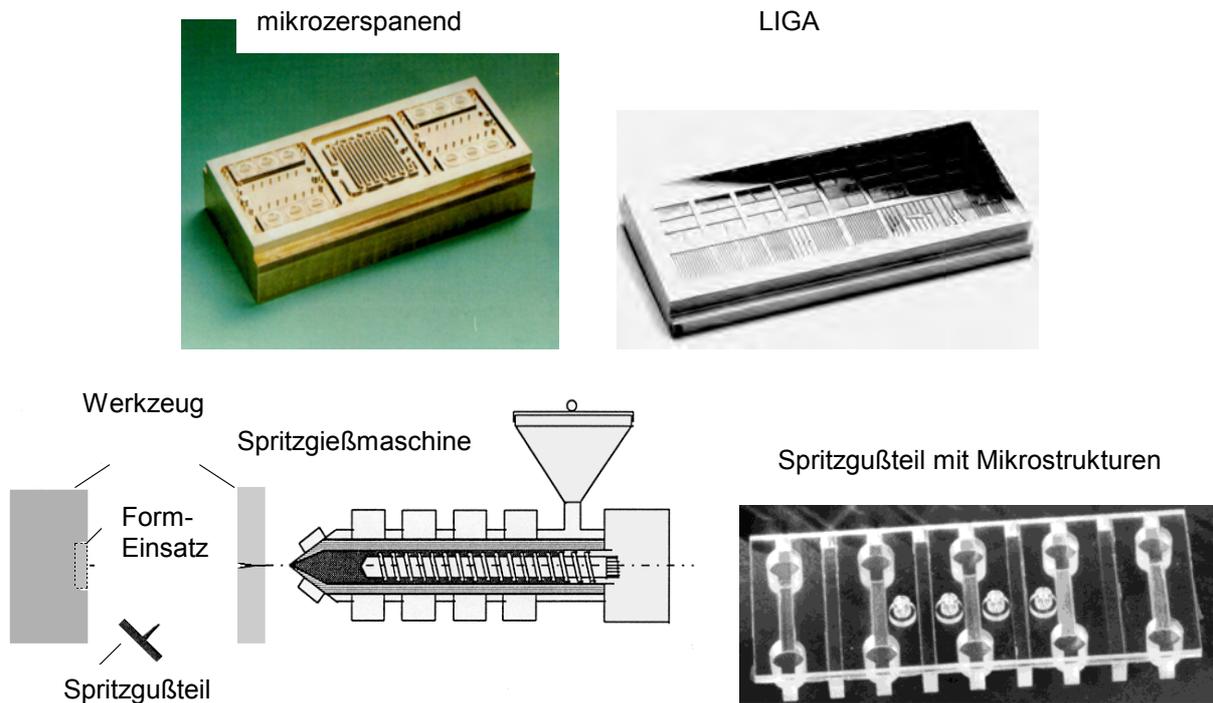


Abb. 1.4: Unter Verwendung von Formeinsätzen, die mikromechanisch (links oben) oder nach dem LIGA-Verfahren (rechts oben) strukturiert werden, entstehen durch Spritzgießen Mikroteile aus Kunststoff. Das Bild rechts zeigt eine Trägerplatte der Größe 26 mm x 66 mm mit vier Mikroturbinegehäusen für das Herzkathetersystem aus Abb. 1.1.

Tabelle 1.1: Typische Dimensionen von Formeinsätzen, die für das Spritzgießen von Mikroteilen am Forschungszentrum Karlsruhe Verwendung finden.

Dimensionen	Mikrozerspanend	LIGA
minimale laterale Abmessungen	20 μm	3 μm
minimale Strukturwanddetails	3 μm	0,2 μm
Formnesttiefe (Strukturhöhe)	2500 μm	400 μm
maximales Aspektverhältnis (Fließlänge/Wanddicke)	ca. 10	ca. 30
minimale Wandrauheit R_{max}	0,1 - 0,5 μm	0,04 μm
Auswerferschräge	0° -10°	0°

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass für die Mikrosystemtechnik weitere Verfahrensentwicklungen notwendig sind, welche die Produktion von Mikrobauteilen aus verschiedenen metallischen Werkstoffen, insbesondere Legierungen ermöglichen.

2. Zielsetzung der Arbeit

Der *Präzisionsguss von Metallen* ist ein technisch ausgereiftes Verfahren zur Herstellung makroskopischer Präzisionsteile, das eine hohe Gestaltungsfreiheit ermöglicht [FRITZ93]. Mit diesem Verfahren lässt sich eine Vielzahl von schmelzbaren Metallen und Legierungen verarbeiten.

Zielsetzung der vorliegenden experimentellen Arbeit war es, zu untersuchen, ob das Präzisionsgussverfahren mit verlorenem Modell und verlorener Form zur Herstellung von Mikroteilen eingesetzt werden kann. Dies umfasste die gießtechnische Herstellung und Charakterisierung metallischer Mikroteile, wie sie mit derart kleinen Strukturgrößen bisher in der Gießereitechnik nicht realisiert wurden. Es sollten die folgenden Schwerpunkte behandelt werden:

- Auswahl geeigneter Legierungen und Verfahren zur Herstellung von Mikroteilen mit dem Ziel, kein mechanisches Nacharbeiten der Gussoberflächen durchzuführen.
- Erarbeitung von Gießbarkeitstests für Mikroteile
- Charakterisierung der gießtechnisch hergestellten Mikroteile hinsichtlich Maßgenauigkeit, Oberflächenqualität, Gefüge und mechanischer Eigenschaften.
- Exemplarische Anwendung des Mikrogusses auf technisch interessante Mikroteile mit Dimensionen, die mikrozerspanender Fertigung, bzw. LIGA-Strukturierung entsprechen.
- Untersuchungen zum Einfluss der Gussform auf die Oberflächenqualität der Gussteile.

Durch die Behandlung der genannten Punkte sollten sich Aussagen über die Vorteile und Grenzen des Verfahrens Mikroguss gegenüber anderen Verfahren zur Herstellung metallischer Mikroteile im Hinblick auf eine gezielte Weiterentwicklung ergeben. Die verfügbare Materialpalette für Mikroteile aus Metall sollte damit auf korrosionsbeständige, mehrkomponentige Legierungen erweitert werden, die für Anwendungen in der Mikrosystemtechnik oder Medizintechnik eingesetzt werden können.

3. Grundlagen der Präzisionsgusstechnik

3.1 Verfahrensablauf, Einsatzgebiete und Gusswerkstoffe

Unter Präzisionsguss oder Feinguss versteht man Verfahren mit verlorenem Modell und verlorener Form. Mit diesem Verfahren wird von allen Gießverfahren die beste Genauigkeit und Oberflächenqualität erzielt [FRITZ93]. Grundlage dieser Verfahren sind Modelle, die meist aus Wachs hergestellt werden. Diese Modelle werden mit keramischer Masse umhüllt. Durch Ausschmelzen des Wachses und Brennen der Keramik entstehen Hohlformen, in die das flüssige Metall eingegossen wird. Daher wird das Verfahren auch als Wachsausschmelzverfahren bezeichnet. Um den Gusskörper zu erhalten, werden die Formen nach dem Erstarren der Metallschmelze zerstört. Nach dem Entfernen der Gussform werden die Gussteile vom Angusssystem getrennt und i. a. mechanisch nachbearbeitet. Die Modelle können dreidimensional sein und müssen keine Trennebene aufweisen. Auf diese Weise lässt sich im Prinzip von jedem dreidimensional strukturierten Wachsmo­dell eine Kopie aus Metall herstellen, es muss lediglich ein Anguss vorgesehen sein. Das Wachsausschmelzverfahren war bereits im Altertum bekannt und hat die menschliche Kulturgeschichte mit beeinflusst [WÜBBENHORST84]. Heutzutage findet der Präzisionsguss vielfältige Anwendung in der Industrie, der Dentaltechnik, im Kunstgewerbe und der Schmuckherstellung [BRUNHUBER88].

Mit Präzisionsgussverfahren lassen sich praktisch alle über eine Schmelze herstellbaren Metalle und Legierungen verarbeiten. Da es sich um vergleichsweise aufwendige Techniken handelt, ist der wirtschaftliche Einsatz dieser Techniken vor allem dann vorteilhaft, wenn hochwertige Werkstoffe eingesetzt werden und durch die hohe Abbildungsgüte und Oberflächenqualität nur eine geringe mechanische Nachbearbeitung erfolgen muss, oder sich durch die hohe dreidimensionale Gestaltungsfreiheit Fügeschritte einsparen lassen. Je nach Anwendungsgebiet kommen unterschiedliche Verfahrensvarianten zum Einsatz:

- *Feinguss für technische Funktionsteile (Automobilbau, Feinwerktechnik, chemische Technik)*
- *Feinguss für medizinische Implantate*
- *Dentalguss*
- *Kunst- und Schmuckguss*

In der Literatur werden die unterschiedlichen Verfahren i.a. nicht im Zusammenhang diskutiert. Daher sind typische Beispiele für Präzisionsgussteile aus den unterschiedlichen Bereichen in Tabelle 3.1 zusammengestellt.

Tabelle 3.1: Anwendungsbeispiele von Präzisionsgussverfahren.

Verfahren	typische Gussteile	Legierungen	typisches Gewicht der Teile	Qualität der Guss-Oberflächen und Nachbehandlung
Technischer Feinguß	Turbinenschaufeln [ADAM98]	Nickel-Super-Legierungen	einige kg	Schleifen, Polieren $R_a = 0,6 - 1\mu\text{m}$
	Wirbelkammer für Dieselmotor [FRITZ93]	Martensitischer Stahl	ca. 50g	$R_z = 5,9-32 \mu\text{m}$ Schleifen, Polieren
Feinguss für medizinische Implantate	Lagerelement für Flugzeuglandeklappe [WERNIG90]	Aluminium-Legierungen	einige kg	Mechanisches Entfernen der Gussform
		Titan-Legierungen		Abfräsen der spröden Randschicht (Alphacase)
Schmuckguss	Hüftgelenksprothesen, Kniegelenke [WERNIG90]	Co-Cr-Mo-Legierungen,	einige 100 g	Sandstrahlen, Schleifen, Polieren
		Titan		
Dentalguß	z.B. Ringe Anhänger [DEGUSSA95]	Edelmetall-Legierungen Au-Ag-Cu Ag-Cu u.a.	5 g	Glanzstrahlen Beizen Galvanisieren
	Gebissprothesen	Co-Cr-Mo-, Ni-Cr-Mo-Legierungen Titan	10 g	Sandstrahlen Polieren Entfernen der Oxidschichten
	Kronen und Brücken (festsitzender Zahnersatz) [EICHNER95]	Edelmetall-Legierungen: Au-Ag-Cu, Ag-Pd-Cu u.a.	kleiner 1 g bis einige g	$R_a < 1\mu\text{m}$ Glanzstrahlen Polieren Beizen Galvanisieren

Beim technischen Feinguss geschieht die Herstellung der verlorenen Modelle durch Spritzgießen von Modellwachsen, beim Dentalguss durch Abbildung vorhandener Strukturen (Gebissabdruck) und durch freies Modellieren. Typischerweise schmelzen die Modellwaxse bei Temperaturen unter $100 \text{ }^\circ\text{C}$. Bei kleinen Modellkörpern der Dentaltechnik werden teilweise Kunststoffe als Modellwerkstoffe eingesetzt. Aus den verlorenen Modellen werden durch Umhüllen mit Keramik Schalenformen oder Kompaktformen hergestellt. Möglich ist auch eine Kombination beider Verfahren.

Schalenformen werden v.a. für größere Gussobjekte eingesetzt, wenn die Formfüllung nur durch die Schwerkraft erfolgt [FLEMMING93, CLEGG91]. Zur Herstellung der Schalenformen werden mehrere Modelle aus Wachs an ein Angussssystem montiert und in

einen Schlicker aus Binder und Füllstoff getaucht. Meist kommen Silikatbinder zum Einsatz. Nach dem Abtropfen werden gröbere Partikel aufgestreut („Besanden“). Der Vorgang wird nach dem Trocknen der Schicht wiederholt. Auf diese Weise wird eine Formschale aufgebaut, wobei zunehmend gröbere Partikel zum Besanden verwendet werden. Nach dem Trocknen der Formschalen erfolgt das Wachs austreiben im Ofen. Dies geschieht durch heißen Dampf. Dadurch schmilzt das Wachs an der Oberfläche zur Form sofort an und fließt aus der Form heraus. Der keramische Brand der Formschalen erfolgt bei 900-1000°C. In die heißen Gussformen wird das erschmolzene Metall abgegossen. Die erstarrten und erkalteten Gusskörper werden anschließend von der umgebenden Formschale befreit und vom Angusssystem getrennt.

Kompaktformen werden bei kleinen Gussstücken, wie sie im Dentalguss üblich sind, hergestellt [CAESAR88]. Hierbei werden fertig vorgemischte Einbettmassen verwendet, die mit Wasser oder einer Anmischflüssigkeit unter Vakuum angerührt werden. Die Einbettmassen sind gips-, phosphat- oder silikatgebunden und enthalten keramische Füllstoffe. Die verlorenen Modelle aus Wachs werden unter Verwendung von Stahlringen so eingebettet, dass eine massive Form entsteht. Der Vorteil dieser Technik liegt bei der höheren Stabilität der Gussformen, die somit einer höheren Beanspruchung bei der Formfüllung standhalten können, wie sie z. B. beim Schleuderguss auftritt. Im Dentalguss haben sich heutzutage phosphatgebundene Einbettmassen weitgehend durchgesetzt [EICHNER95].

Eine Kombination aus Schalen- und Kompaktform findet Anwendung beim Titanguss [SCHÄDLICH89]. Auf dem Wachsmo- dell wird dabei zunächst eine Schale aus besonders feuerfestem Material aufgebaut. Anschließend erfolgt die Herstellung der Kompaktform durch Einbetten in phosphatgebundene Einbettmasse.

Im dentalen Modellguss von Co-Cr-Mo-Legierungen oder Titan werden häufig *Feineinbettungen* angewandt [HAGG95]. Das Wachsmo- dell wird hierbei mit einem keramischen Schlicker beschichtet und anschließend in phosphatgebundene Keramikmasse eingebettet. Hierdurch soll die Gussoberfläche verbessert werden. Problematisch ist bei dicken Schichten die unterschiedliche Wärmeausdehnung zwischen Schichtmaterial und umgebender Einbettmasse, was zu Rissen und Gussfehlern führen kann.

Welche Präzision im Feinguss im Einzelfall erreicht werden kann, ist das Know-How des Gießereibetriebes. Anhaltswerte liefert die DIN1680. Bei Gussteilen mit Abmessungen bis zu 6 mm werden z.B. an Aluminiumwerkstoffen lineare Maßabweichungen bis 0,2 mm toleriert.

Im technischen Feinguss werden an Turbinenschaufeln bei kleinsten Gussstückgewichten von ca. 2 g minimale Wanddicken bis zu 0,6 mm realisiert [ADAM98]. Die kleinsten

Gussobjekte mit Abmessungen im Millimeterbereich bei minimalen Wandstärken im Bereich 0,3 mm werden beim Dentalguss erreicht. Die erzielbare Maßgenauigkeit ist von der Größe der Gussteile und den Gusswerkstoffen abhängig. Die Oberflächenqualität hängt in hohem Maße vom Gusswerkstoff und Formsystem ab. Bei den hochschmelzenden Legierungen Stahl, Co-Cr-Mo und Titan bilden sich harte Oxidschichten aus [SCHÄDLICH89]. Das Randgefüge im Gusswerkstoff unterscheidet sich vom Inneren des Gussteils. Beim Titan kommt es durch Sauerstoffaufnahme und Reaktionen mit der Gussform zur Ausbildung einer spröden Randschicht, die mechanisch entfernt werden muss. Dies begrenzt die mit diesen Werkstoffen erzielbare Abbildungsgüte und Oberflächenqualität. Im Dentalguss werden durch den Einsatz von Edelmetall-Legierungen die besten Oberflächengüten erzielt. Minimalwerte liegen in der Größenordnung $R_a = 0,5 \mu\text{m}$ [EICHNER95]. Die Gussobjekte werden im Allgemeinen chemisch gebeizt, glanzgestrahlt und poliert [CAESAR88]. Abb. 3.1 zeigt im Dentalguss hergestellte Teile für Zahnersatz [DEGUSSA95].

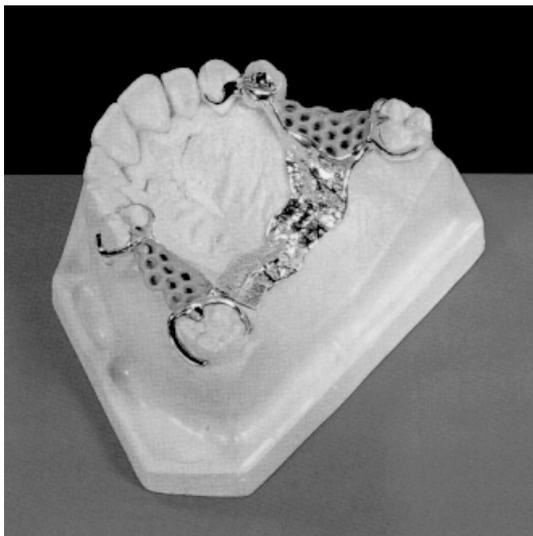


Abb. 3.1: Im dentalen Präzisionsguss hergestellte Teile für Zahnersatz: Das linke Bild zeigt eine herausnehmbare Modellgussprothese aus einer Co-Cr-Mo-Legierung. Auf dem rechten Bild sind Kronen aus einer Goldlegierung mit Keramikverblendung zu sehen, die als festsitzender Zahnersatz dienen [DEGUSSA96].

3.2 Materialien für Gussformen

In der modernen Gießtechnik werden verlorene Formen für den Präzisionsguss aus keramischen Pulvern als Füllmaterial und einem flüssigen Binder hergestellt werden. Bei Kompaktformen handelt es sich um Binder auf Phosphat-, Gips- oder Silikatbasis. Für die Schalengusstechnik finden vorwiegend silikatische Binder Verwendung. Aus dem Füllstoff und dem Binder wird eine plastische Einbettmasse hergestellt, mit der das verlorene Modell umhüllt wird. Die Gussform muss die folgenden Anforderungen erfüllen [SCHULZ76]:

- chemisch inertes Verhalten gegenüber der Metallschmelze
- geeignetes Dimensionsverhalten
- niedrige Oberflächenrauheit und Porosität
- Fließfähigkeit und Verarbeitbarkeit
- ausreichende mechanische Festigkeit
- leichtes Entfernen vom Gussteil

Als Füllstoffe für Einbettmassen der Dentaltechnik finden vor allem Quarz und Cristobalit Anwendung. Beide Mineralien haben die chemische Formel SiO_2 , jedoch unterschiedliche Kristallstruktur. Außerdem findet im Feinguss die amorphe Modifikation des SiO_2 , genannt Schmelzquarz oder amorpher Quarz Verwendung. Für die Herstellung von Gussformen finden im Feinguss außerdem Aluminiumoxid, Zirkonoxid, Zirkonsilikat und gebrannte Tonminerale wie Mullit und Molochite Verwendung. Für den Einsatz ist v.a. die thermische Ausdehnung von Bedeutung. In Tabelle 3.2 sind die wichtigsten keramischen Füllmaterialien aufgeführt [CLEGG91]. Die besondere Bedeutung der Mineralien Quarz und Cristobalit liegt im großen thermischen Ausdehnungsverhalten begründet. Diese Mineralien durchlaufen, im Gegensatz zum amorphen Quarz, Phasenumwandlungen, die mit einer starken Volumenzunahme verbunden sind. Das spezifische Volumen von Quarz nimmt mit der Temperatur überproportional zu. Am Quarzsprung bei 573 °C tritt eine Volumenänderung von $0,8\%$ auf, der so genannte Tiefquarz wandelt sich in den Hochquarz um. Das spezifische Volumen von Cristobalit ist bei Raumtemperatur um 14% größer als das von Quarz. Nach Literaturangaben tritt bei 270 °C eine Volumenvergrößerung von $2,8\%$ auf, es handelt sich um den Übergang des Tiefcristobalit in den Hochcristobalit [SALMANG86]. Die Werte in der Praxis weichen bedingt durch kinetische Effekte und Verunreinigungen bzw. Fehlordnungen in der Kristallstruktur der Rohstoffe von den Literaturwerten ab. Abb.3.2 zeigt die lineare thermische Expansion von Quarz, Cristobalit und amorphem Quarz, gemessen an den Rohstoffen im Vergleich [DEGUSSA96].

Tabelle 3.2: Eigenschaften keramischer Füllmaterialien für Präzisionsgussformen [CLEGG91].

Stoff	Schmelzpunkt [°C]	Dichte [kg/m ³]	Mittlerer linearer Wärmeausdehnungskoeffizient [10 ⁻⁶ K]
Schmelzquarz	1710	2,2	0,5
Quarz	1710	2,6	*)
Cristobalit	1710	2,7	*)
Aluminiumoxid	2050	3,9	7- 8
Zirkonoxid	2677	5,0	10 - 12
Zirkonsilikat	2420	4,2 - 4,6	4,5
Magnesiumoxid	2800	2,5	11 -30
Titanoxid	1850	3,5	6 -8
Mullit	1810	3,1	6,0
Molochite	1600	2,7	4,4

*) Diese Materialien weisen Phasenumwandlungen auf, siehe Text und Abb. 3.2

Man erkennt, dass Cristobalit die größte lineare thermische Expansion von 1,6 % zeigt. Quarz zeigt bis ca. 650 °C eine lineare Expansion von 1,3 % und mit weiterer Temperaturerhöhung eine Kontraktion. Im Vergleich dazu zeigt amorpher Quarz eine sehr niedrige thermische Expansion von unter 0,1 %. Aufgrund des Expansionsverhaltens nimmt die lineare Expansion von Einbettmassen mit zunehmendem Anteil an Cristobalit zu.

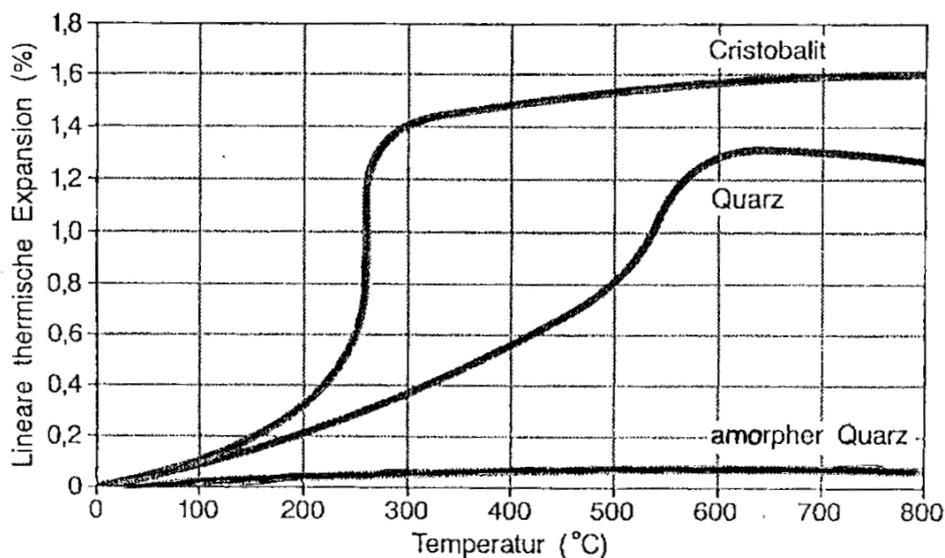


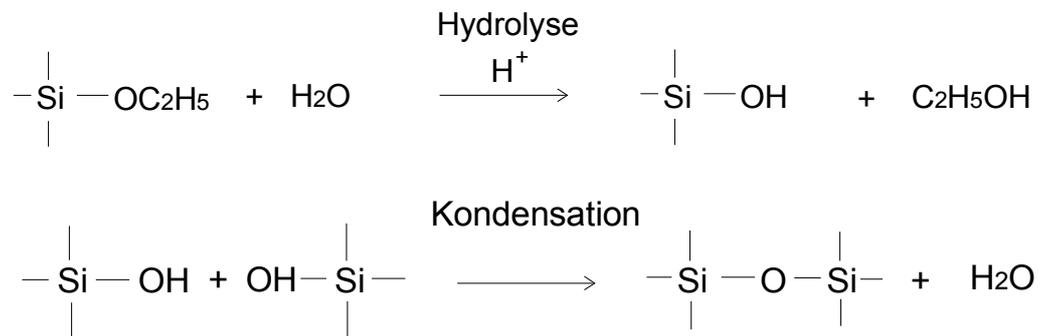
Abb. 3.2: Thermisches Ausdehnungsverhalten von Quarz, Cristobalit und amorphem Quarz.

Silikatgebundene Gussformen

Silikatgebundene Systeme bilden die Grundlage für die Schalenfeingusstechnik [FLEMMING93]. Aus silikatgebundenen Einbettmassen werden in der Dentaltechnik Gussformen für den Modellguss hergestellt. Aufgrund des Einsatzes phosphatgebundener Einbettmassen, die leichter handhabbar sind, werden die silikatgebundenen Einbettmassen zur Herstellung von Kompaktformen kaum mehr verwendet [EICHNER95]. Phosphatgebundene Einbettmassen enthalten jedoch auch silikatische Anteile in Form von Kieselöl.

Bei den Kieselölen lassen sich alkoholische Kieselöle (Alkosole) und wässrige Kieselöle (Hydrosole) unterscheiden. Lösungen der Kieselöle sind entweder im Sauren oder im Basischen stabil (Abb. 3.3) *Wässrige Kieselöle* (Hydrosole) stellen kolloidale alkalische Lösungen von amorphem Siliziumdioxid in Wasser dar. Handelsübliche Lösungen weisen eine SiO_2 -Konzentration von 27 - 40 % auf. Diese hohen Konzentrationen sind nur möglich, weil kolloidale Teilchen vorliegen und durch geringe Anteile an stabilisierenden Kationen (NH_4^+ , Na^+) eine Agglomeration und Ausfällung verhindert wird. Die Lösungen sind durch die SiO_2 -Konzentration, den pH-Wert, die Alkalität, sowie die Dichte und Viskosität charakterisiert. Die kugelförmigen Partikel liegen in der Größenordnung von 10 bis 60 nm. Zwischen pH 4 und 8 ist eine verstärkte Gelbildung zu erwarten. Hydrosole werden im Feinguss vorzugsweise für die erste Schicht verwendet. *Alkoholische Kieselöle* (Alkosole) sind Kieselsäureesterhydrolysate, die in stabilisierter Form vorliegen oder vor Verwendung durch saure Hydrolyse aus Kieselsäureestern hergestellt werden. Die Bindeeigenschaften der hydrolysierten Lösungen basieren auf der katalysierten, vollständigen Hydrolyse und dem Ablauf von Kondensationsreaktionen unter Abspaltung von Wasser (Dehydratation), die zu höhermolekularen Gelabscheidungen führen.

Im technischen Feinguss wird der Binder aus *Ethylsilikat* hergestellt, welches wasserunlöslich ist. Bei der Umwandlung des Ethylsilikats während der Formherstellung handelt es sich um einen Sol-Gel-Prozess. Dieser lässt sich in eine *Hydrolysereaktion*, eine *Kondensationsreaktion*, sowie eine anschließende *Trocknung* und *Umwandlung in eine Keramik* gliedern. Durch Zugabe von Wasser und Ethylalkohol als Lösungsvermittler, sowie eines Reaktionsbeschleunigers (z. B. HCl) erfolgt zunächst eine Teilhydrolyse. Hierbei wird Alkohol freigesetzt. Bei der folgenden Kondensationsreaktion bildet sich unter Abspaltung von Wasser ein Netzwerk aus höhermolekularen Kieselgelteilchen aus.



Die beiden Reaktionen Hydrolyse und Kondensation sind z. T. überlagert und hängen vom pH-Wert ab. Sie werden sowohl von Säuren als auch von Basen katalysiert. Die Hydrolyse steigt bei kleinen und bei großen pH-Werten stark an. Am isoelektrischen Punkt des Siliziumdioxids, an dem die Partikel ungeladen sind, ist die Kondensation minimal (pH = 2). Durch den Trocknungsprozess werden Alkohol und Wasser freigesetzt, wodurch sich das Gel verfestigt. Der Sol-Gel-Übergang ist mit einer starken Schwindung verknüpft, weshalb eine reine Binderlösung noch nicht zur Formherstellung geeignet ist. Es werden daher Suspensionen hergestellt.

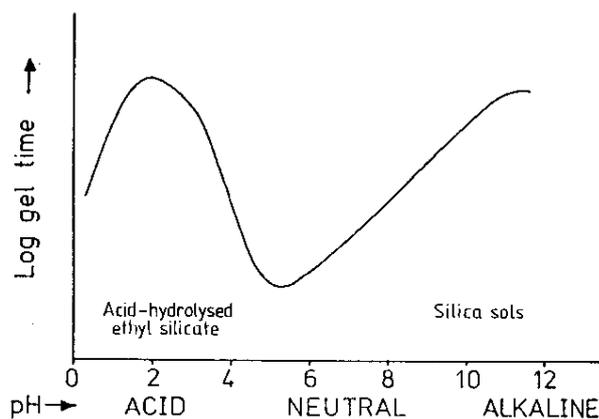
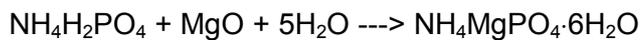


Abb 3.3: Kieselsole sind im Sauren oder im Alkalischen stabil. Die Zeit bis zum Gelieren des Silikatbinders nimmt im Sauren und Alkalischen stark zu, im Neutralen härten Kieselsole schnell aus [CLEGG91].

Beim Brennen der Keramikform erfolgt eine Umwandlung des Kieselgels in amorphes SiO_2 unter Freisetzung von Wasser [JONES94]. Das thermische Ausdehnungsverhalten ist im wesentlichen durch den Füllstoff bestimmt. Der silikatische Binder lagert sich dabei zwischen die Körner des Füllmaterials. Übliche Brenntemperaturen liegen bei 900 – 1200°C für 3 - 6 Stunden. Hohe Brenntemperaturen führen zu einer Erhöhung der Porosität der Gußform. Dadurch wird die Gasdurchlässigkeit der Formen erhöht.

Phosphatgebundene Einbettmassen

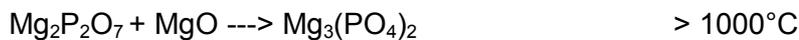
In der Dentaltechnik sind phosphatgebundene Einbettmassen das meist verwendete Material zur Herstellung verlorener Formen. Diese Einbettmassen bestehen aus dem Binder Magnesiumoxid und Ammoniumdihydrogenphosphat sowie den SiO₂-Modifikationen Quarz und Cristobalit als Füllstoff. Manche Einbettmassen enthalten zusätzlich Graphitpulver. Die vorgemischten Pulver werden mit einer Anmischflüssigkeit, die im wesentlichen aus wässrigem Kieselsol besteht, angerührt. Nach dem Anmischen erfolgt durch das Auskristallisieren des Ammoniummagnesiumphosphates bei Raumtemperatur die Verfestigung nach der folgenden Reaktionsgleichung [EICHNER95]:



Beim anschließenden Vorwärmprozess im Ofen kommt es zur Abspaltung von Wasser und Ammoniak und es bildet sich Magnesiumpyrophosphat:



Bei Temperaturen oberhalb 1000°C reagiert überschüssiges Magnesiumoxid weiter mit dem Phosphat und mit dem Silikat:



Dimensionsverhalten

Der Formherstellungsprozess ist mit Volumenänderungen der Einbettmasse verbunden. Hierbei konkurrieren Schwindung und Expansion. Die Expansion setzt sich aus der Abbindeexpansion und der thermischen Expansion zusammen. Es gilt:

$$\text{Gesamtexpansion} = \text{Abbindeexpansion} + \text{thermische Expansion}$$

Die Abbindeexpansion und thermische Expansion lassen sich durch die Konzentration der Anmischflüssigkeit steuern. Je höher konzentriert die Anmischflüssigkeit ist, desto größer ist im Allgemeinen die Abbindeexpansion.

Beim Brennen der Einbettmasse findet die Schwindung nur zwischen den sich berührenden Körnern des Füllstoffes statt, sodass ein poröser Keramikkörper entsteht. In den Bereichen zwischen den Körnern des Füllstoffes wandelt sich das Kieselsol der Anmischflüssigkeit in amorphes SiO₂ um. Die Expansion wird daher im wesentlichen durch das Füllmaterial bestimmt. Dieses ist bei dentalen Einbettmassen i.a. ein Gemisch aus Quarz und Cristobalit, sodass beim Quarzumwandlungspunkt 270 °C und beim Cristobalitemwand-

lungspunkt 573 °C eine starke Volumenzunahme auftritt. Die thermische Expansion wird durch die Konzentration der Anmischflüssigkeit zusätzlich beeinflusst (Abb. 3.4): Ein hoher Gehalt an Kieselzol erhöht die thermische Expansion.

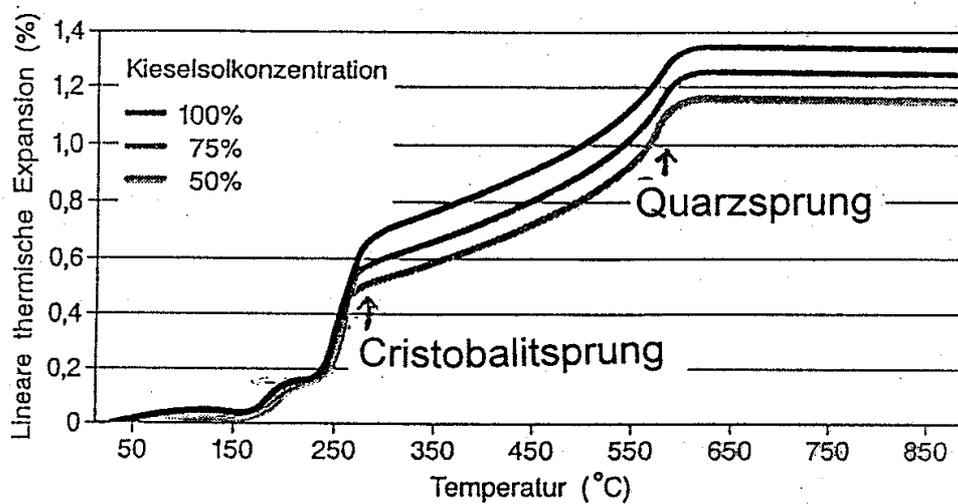


Abb. 3.4: Thermische Expansion einer phosphatgebundenen Einbettmasse in Abhängigkeit der Temperatur. Beim Quarz- und Cristobalit-Umwandlungspunkt tritt eine starke Volumenzunahme auf [DEGUSSA96].

Die lineare Gesamtexpansion der Einbettmasse lässt sich auf den Wert von 1,7 % einstellen, was in etwa der linearen thermischen Schwindung der Edelmetall-Legierungen bei Abkühlung von Erstarrungs- bis Raumtemperatur entspricht.

Oberflächenstruktur und Porosität

Die Oberflächenstruktur der Einbettmasse ist durch offene Porosität gekennzeichnet, die abhängig vom Gehalt an Kieselzol in der Anmischflüssigkeit ist. Die aus dem Kieselzol entstehenden Partikel aus amorphem Silikat dichten die Poren teilweise ab. Daher ist die Oberfläche des Innenhohlraums der Gussform bei hohem Kieselzolgehalt der Anmischflüssigkeit glatter. Bei graphithaltigen Einbettmassen kommt es durch die Pyrolyse des Graphits beim Vorwärmprozess zu einer höheren Oberflächenporosität als bei graphitfreien Einbettmassen. Der Graphitzusatz bewirkt durch die höhere Porosität eine höhere Gasdurchlässigkeit der Form und ein leichteres Ausbetten des Gusskörpers.

Phosphatgebundene Einbettmassen kommen im Dentalguss sowohl für Edelmetalle als auch für Modellguss-Legierungen bei Vorwärmtemperaturen bis 1100 °C zum Einsatz. Zur Herstellung konturgenauer Objekte aus Edelmetall-Legierungen werden besonders feinkörnige Einbettmassen verwendet. In der Praxis spielt die Verarbeitbarkeit eine entscheidende Rolle, sodass Einbettmassen nicht beliebig feinkörnig gemacht werden können.

Fließfähigkeit

Die Fließfähigkeit ist wichtig zur vollständigen, konturgenauen Abbildung des Modells und zum zügigen Befüllen der Gusskuvette. Einbettmassen weisen thixotropes Verhalten auf, d.h. sie werden unter Vibration dünnflüssiger. Die Fließfähigkeit wird nach der Norm durch das Ausbreitemaß einer vorgegebenen Menge Einbettmasse gemessen, die aus einem Muffelring auf eine Glasplatte fließt. Der mittlere Durchmesser des Fließkuchens wird nach dem Erstarren gemessen. Eine andere Möglichkeit ist das Messen der Eindringtiefe eines Kegels mit definiertem Gewicht.

Verarbeitungszeit

Die Verarbeitungszeit ist die Zeitspanne, in der die Einbettmasse noch genügend fließfähig ist, um eine Form füllen zu können. Der Verfestigungsbeginn der Einbettmasse lässt sich nach dem genormten Vicat-Test bestimmen [DIN EN 26873]. Bei diesem Test wird eine Nadel, belastet mit dem Gewicht von 300 g, wiederholt in die angemischte Einbettmasse abgesenkt und die Zeit ab dem ersten Kontakt von Pulver und Flüssigkeit registriert, in der die Nadel nicht mehr vollständig durch die Mischung hindurch auf den Boden trifft. Bei Einbettmassen für den Edelmetall-Präzisionsguss liegt die Verarbeitungszeit bei einigen Minuten.

Festigkeit

Die Druckfestigkeit phosphatgebundener Einbettmassen liegt je nach Zusammensetzung zwischen 4 N/mm^2 und 30 N/mm^2 [DENTAL95]. Durch eine höhere Kieselolonzentration der Anmischflüssigkeit wird die Festigkeit erhöht.

Gipsgebundene Einbettmassen

Gipsgebundene Einbettmassen bestehen, ähnlich wie phosphatgebundene Einbettmassen, aus feuerfesten Grundstoffen wie Quarz und Cristobalit mit Gips als Bindemittel und Hilfsstoffen. Die Anwendung gipsgebundener Einbettmassen ist aufgrund der Schwefelfreisetzung und der niedrigen Festigkeit auf einige Sonderanwendungen in der Technik und im Kunstguss begrenzt. In der Dentaltechnik haben sich gipsgebundene Einbettmassen beim Guss hochgoldhaltiger Legierungen mit Liquidustemperaturen von maximal 1000°C bewährt [EICHNER95]. Die mangelnde Festigkeit gipsgebundener Einbettmassen erlaubt keine scharfen Konturen oder freistehende Strukturen in der Gussform.

induzierten Wirbelströme führen zu starken Konvektionen in der Schmelze, sodass eine gute Durchmischung erfolgt. Beim *Flammschmelzen* wird das Metall in einer keramischen Schmelzmulde mit einer Gas-Sauerstoff-Flamme geschmolzen. Das Verfahren erfordert handwerkliches Geschick und ist auf relativ kleine Metallmengen begrenzt. Beim *Lichtbogenschmelzen* wird das aufzuschmelzende Metall in einer keramischen Schmelzmulde elektrisch kontaktiert. Zwischen der oberhalb der Schmelzmulde angeordneten Gegenelektrode aus Wolfram und dem Metall wird ein Hochfrequenzlichtbogen gezündet.

Da zur Formfüllung die Schwerkraft nicht ausreicht, muss eine zusätzliche Kraft aufgewendet werden, um die Schmelze in die Form zu drücken. Dies geschieht im *Schleuderguss* durch die Zentrifugalkraft. Schmelztiegel und Gießform sind hierbei auf einem Schleuderarm mit Gegengewicht montiert. Die Metallschmelze verlässt dadurch den Tiegel und wird in die Form getrieben. Im *Vakuum-Druckguss* befinden sich die Schmelzeinrichtung und die Gießform in einem Kessel. Vor dem Abgießen der Schmelze wird ein Unterdruck erzeugt. Anschließend erfolgt das Abgießen z.B. durch Schwenken des Tiegels. Die Schmelze fließt zunächst durch die Schwerkraft in die Form. Die Formfüllung wird durch das nachfolgende Aufbringen von Druck auf die Schmelze erreicht. Bei kommerziellen Geräten läuft der Gießvorgang programmgesteuert ab [BEGO96, DEGUSSA96, HERAEUS96].

Ein zügiges Befüllen der Gussform ist vor allem bei reaktiven Metallen notwendig. Im Titanguss werden die Gussformen mit hohem Druck gefüllt, sodass die Vorwärmtemperatur möglichst niedrig gehalten werden kann, wodurch die Randschichtbildung im Gussteil minimiert wird. Andererseits ist bei empfindlichen Strukturen in der Gussform und weichen gipsgebundenen Einbettmassen eine schonende Formfüllung wünschenswert. Um dem Rechnung zu tragen, sind heute Schleudergussgeräte mit einstellbarer Enddrehzahl und regelbarer Anfahrbeschleunigung des Schleuderarms auf dem Markt erhältlich [LINN96].

3.4 Gestaltung von Gussteilen

Der Präzisionsguss mit verllorener Form bietet eine hohe geometrische Gestaltungsfreiheit. Dennoch müssen einige Regeln zur Erzielung fehlerfreier Gussteile beachtet werden. Kompakte Gussformen, wie sie im Dentalguss verwendet werden und auch im Rahmen dieser Arbeit zum Einsatz kamen, besitzen eine vergleichsweise hohe Wärmekapazität. Das Innere der massiven Form bleibt noch auf erhöhter Temperatur, während die Oberfläche nach der Entnahme aus dem Vorwärmofen schnell abkühlt, d.h. in der Gussform liegt zum Zeitpunkt des Einfließens des Metalls ein Temperaturfeld mit einem hohen

Wärmegradienten vor. Zum Erzielen lunkerfreier Gussstücke muss der Erstarrungsverlauf so vonstatten gehen, dass die Erstarrungsschwindung außerhalb des Gussobjektes vorliegt (Abb.3.5). Dies wird dadurch erreicht, dass die dünnwandigen Bereiche in der Gussform außen und die dickwandigen Bereiche innen positioniert werden. In den dickwandigen Bereichen des Gusskörpers bleibt das Metall am längsten flüssig, sodass diese als Speiser fungieren. Eine kontinuierliche Zunahme des Querschnitts ohne Einschnürungen von außen nach innen sorgt für ein ungehindertes Nachfließen der Schmelze, wodurch Lunker im Gussteil vermieden werden.

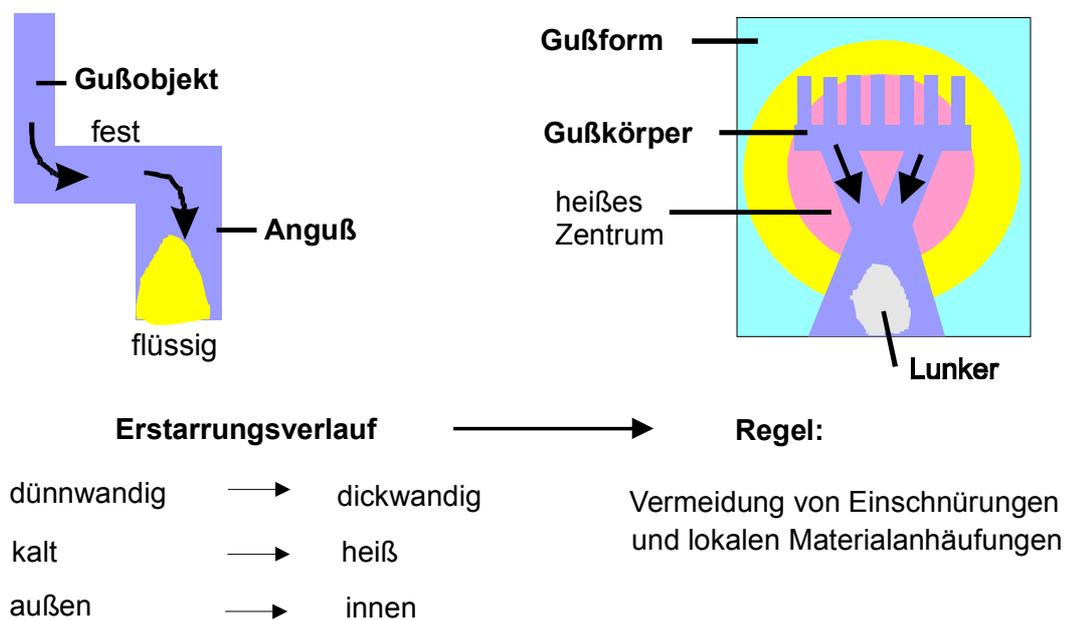


Abb. 3.5: Gießgerechte Gestaltung von Gußteilen bei Verwendung kompakter Gußformen [CAESAR88].

3.5 Gießbarkeit

Gießbarkeit ist ein Sammelbegriff für Eigenschaften, die in der Gießereipraxis von Bedeutung sind. Unter diesen Begriff fallen die Eigenschaften Fließ- und Formfüllungsvermögen, geringe Warmrissneigung, niedrige Porosität und Lunkerbildung, geringe Schwindung und Schrumpfung, wenig Seigerungen, hohe Oberflächengüte und gute mechanische Eigenschaften [BRÄMER93, FRITZ93, BRUNHUBER88]

Eine Legierung gilt als gießbar, wenn die genannten Eigenschaften unter Einsatz des gegebenen Gießverfahrens ausreichend gewährleistet werden können. Die Gussqualität

lässt sich im wesentlichen durch die Kriterien *Formfüllung*, *Oberflächengüte*, *Gefüge* und *Maßhaltigkeit* charakterisieren. Abweichungen von der Norm gelten als Gussfehler und sind entweder auf fehlerhafte Verarbeitung zurückzuführen oder durch die Grenzen der Verfahrenstechnik gegeben.

Formfüllung

Unvollständige Gussobjekte werden dadurch verursacht, dass die Schmelze erstarrt, bevor sie den Formhohlraum vollständig ausfüllen kann. Dies geschieht infolge zu niedriger Vorwärmtemperatur der Form oder zu geringe Überhitzung der Schmelze über die Liquidustemperatur. Eine weitere Ursache ist ein zu niedriger Fülldruck, sodass die Oberflächenspannung nicht überwunden werden kann.

Oberflächengüte

Die Oberflächenbeschaffenheit der Gussobjekte wird durch mehrere Faktoren bestimmt:

- *Gussperlen* am Gussobjekt sind mit Metall gefüllte ursprüngliche Luftblasen am Modell, die beim Einbetten nicht entfernt worden sind.
- *Erhabene (konvexe) Rauigkeit* wird bei Einbettmassen mit großporiger Oberfläche beobachtet.
- *Vertiefte (konkave) Rauigkeit* kann bei grobkörnigem Formmaterial entstehen indem sich die Körner der Einbettmasse abzeichnen.
- *Hohe Gießtemperatur* führt zu *Oberflächenlunkern und Oberflächenporen* infolge zu langsamer Erstarrung und guter Benetzung der Einbettmasse durch die Schmelze.
- *Hohe Formtemperatur* und damit verbundener langsamer Wärmeabfluss führt zu schwammig-dendritischer Erstarrung an der Formwand und rauer Oberfläche.
- *Niedrige Gießtemperatur* führt zu glatten Oberflächen, da die Schmelze durch die hohe Oberflächenspannung und schnelle Erstarrung nicht in die Poren der Form eindringt.
- *Niedrige Formtemperatur* begünstigt durch die schnelle Wärmeabfuhr die Schalenbildung an der Formwand und führt zu glatten Oberflächen.
- *Riefen und Runzeln* bilden sich auf der Oberfläche, wenn die Schmelze infolge zu niedriger Gieß- oder Vorwärmtemperatur zu früh erstarrt.
- Durch das Eindringen der Schmelze in Risse in der Formwand entstehen *Schülpen* (das Metall hinterfließt Bereiche der Einbettmasse) und *Grate*.

Gussgefüge

- *Einschlüsse* im Gusswerkstoff entstehen durch den Eintrag von Oxidresten aus dem Schmelztiegel in den Formhohlraum oder bei mangelnder Kantenfestigkeit durch mitgerissene Teilchen der Einbettmasse.
- *Lunker* bilden sich infolge der Erstarrungsschwindung durch mangelndes Nachfließen der Schmelze.
- *Gasporosität* entsteht dadurch, dass eingeschlossene Gase nicht entweichen können.
- *Schwammartiges Gefüge* tritt bei zu hoher Gieß- und Formtemperatur und ungerichteter Erstarrung auf.

Maßhaltigkeit

Infolge der Temperaturunterschiede in der Form kommt es bei größeren Gussobjekten zu Spannungen, die zu Dehnungen und Verzerrungen der Gussobjekte führen können. Um dies zu verhindern sollen alle Partien des Gussobjekts nach der Formfüllung möglichst die gleiche Temperatur aufweisen. Dies wird durch mehrfaches Anschneiden mit Gusskanälen erreicht.

Prüfkörper zur Ermittlung der Gießbarkeit

Die genannten Eigenschaften lassen sich nur in sehr beschränktem Maße aus theoretischen Betrachtungen ableiten. Daher werden zur experimentellen Ermittlung der technologischen Eigenschaft Gießbarkeit in der Praxis verschiedene Prüfkörper verwendet. Diese werden geometrisch so gestaltet, dass sie das Abstecken der Grenzen des Gießverfahrens ermöglichen. Anhand von Probegüssen lässt sich so der Einfluss der Prozessparameter wie Temperatur der Schmelze, Formtemperatur und Fülldruck auf die erzielbaren Eigenschaften der Gussteile testen. Prüfkörper lassen sich im Feinguss an verschiedenen Stellen der Gusstraube anbringen, sodass auch der Einfluss des Einströmens der Schmelze getestet werden kann. Darüber hinaus hat auch der keramische Formstoff einen wesentlichen Einfluss auf die Eigenschaften der Gussteile. Im Folgenden werden Beispiele genannt, wie die Gießbarkeit in der Praxis von verschiedenen Autoren untersucht wurde.

Unter Fließvermögen wird in der Gießereipraxis die Fließlänge verstanden, die eine Metallschmelze in einem Hohlraum mit konstantem Querschnitt zurücklegen kann. Der Begriff Formfüllung bezeichnet die Wiedergabe von Konturen und Kanten [BRUNHUBER88]. Das Fließvermögen wurde im *Stahl-Feinguss* an Spiralen getestet, die einen Querschnitt von 3 mm x 3,6 mm und eine Länge von 843 mm aufwiesen [FRIEDRICH84], die Formfüllung an einem Stufenkeil der Länge 180 mm und Breite 120 mm bei einer Angussdicke von 25 mm, die stufenweise bis auf eine Minimaldicke von 2,5 mm abnahm.

Weitere Bindersysteme

In der Dentaltechnik werden zum Gießen von Co-Cr-Mo-Legierungen so genannte Feineinbettungen angewendet. Dies sind spezielle Suspensionen zum Beschichten der Modelle vor dem eigentlichen Einbetten und bestehen aus den Basiskomponenten Wasserglas, Metallchelaterbindungen und Füllstoffen. Besondere Anstrengungen wurden zur Verbesserung der Oberflächenqualität im Titanguss unternommen. Hier wurden Frontschichten aus *Zirkonatbindern* und Zirkonsilikat als Füllstoff entwickelt [SCHÄDLICH89]. Versuche wurden außerdem mit Bindern auf Basis von *Titanestern* und *Aluminaten* unternommen [OTT90, 94, HAGG95]. Durch die Freisetzung der organischen Bestandteile während des Vorwärmprozesses weisen die genannten Suspensionen zur Feineinbettung eine gewisse Schwindung auf, sodass Oberflächen mit Restporosität entstehen.

3.3 Schmelz- und Gießverfahren

Für die Herstellung von Mikroteilen sind die im Dentalguss eingesetzten Gießverfahren interessant. Die Schmelzwärme wird durch eine elektrische Heizwicklung, eine Induktionsspule, eine Gasflamme oder durch einen Lichtbogen erzeugt. Der Schmelztiegel besteht entweder aus Keramik oder aus Graphit. Graphittiegel erzeugen bei hoher Temperatur an Luft eine reduzierende Atmosphäre aus CO, sodass bei Edelmetall-Legierungen die Schmelze vor Oxidation geschützt wird. Keramiktiegel werden bei Legierungen verwendet, die zur Kohlenstoffaufnahme neigen. Bei Edelmetall-Legierungen wird durch den Zusatz des Reduktionsmittels Borax die Oxidation der Schmelze verhindert [BRÄMER94].

Bei Gießgeräten mit *elektrischer Widerstandsheizung* wird die erforderliche Schmelzwärme durch eine Heizwicklung erzeugt, die den Tiegel umschließt. Die Wicklung besteht z.B. aus Platin-Rhodium. Das Verfahren eignet sich zum Schmelzen von Legierungen mit Schmelzpunkten bis ca. 1300°C. Derartige Geräte kommen beim Gießen von Edelmetall-Legierungen zum Einsatz. Bei *induktionsbeheizten Geräten* befindet sich das Metall im Inneren eines Tiegels, der von einer Spule umgeben ist. Über eine Röhre wird ein elektrisches Wechselfeld erzeugt, das im Metall Wirbelströme induziert, die zu einer starken Wärmeentwicklung führen. Als Tiegelmateriale werden Graphit oder Keramik verwendet. Die in das Metall eingekoppelte Energiemenge hängt von der Legierung und von der Arbeitsfrequenz ab. Moderne Anlagen arbeiten mit Hochfrequenz. Der Vorteil des Verfahrens besteht in der Möglichkeit des sehr raschen Schmelzens. Durch die direkte Einkopplung der Energie lassen sich auch höherschmelzende Legierungen verarbeiten. Die

Die Formfüllung wurde im *Dentalguss* z. B. an Gittern, so genannten Retentionsnetzen, geprüft. Diese wiesen z.B. eine Maschenweite von 1,8 mm bei einem Stegdurchmesser von 0,7 mm auf. Die Anzahl der vollständig abgebildeten Kästchen im Verhältnis zur Zahl der möglichen Kästchen wurde dabei als die Größe Formfüllung definiert. An dünnen Plättchen wird im Dentalguss neben der Formfüllung auch die Oberflächenqualität getestet. An derartigen Proben lässt sich der Einfluss der Einbettmasse auf die Oberfläche des Gussteils mittels Rauheitsmessgeräten quantitativ ermitteln [WEBER79, 81].

Die Porosität und Lunkerbildung ist von verschiedenen Autoren an kugelförmigen Prüfkörpern ermittelt worden [OTT94]. Zur Überprüfung des Einflusses der Wanddicke des Gussteils auf das Metallgefüge und insbesondere der Bildung von Randschichten haben sich keilförmige Proben bewährt. Im Titanguss wird auf diese Weise die Bildung der spröden Randschicht untersucht [SCHÄDLICH89, HAGG95].

Die Maßhaltigkeit der Gussobjekte wird in der Dentaltechnik anhand der Passgenauigkeit von konusförmigen Modellkronen überprüft, wobei der entstehende Randspalt gemessen wird. Zur Bestimmung der Maßgenauigkeit an komplexeren Teilen ist es in der Praxis sinnvoll, Prüfkörper zu verwenden, welche die Geometrie der herzustellenden Gussteile möglichst exakt annähern. Anhand von Probegüssen können dann die Schwindmaße ermittelt werden.

Zur Bestimmung der Festigkeitswerte und Duktilität werden zweckmäßigerweise Zugstäbe genormter Größe gegossen. Der Einfluss der Wanddicke auf die mechanischen Eigenschaften lässt sich anhand von Härtemessungen an Schlifflinien keilförmiger Proben ermitteln. Dies ermöglicht auch das Erkennen lokaler Unterschiede im Gefüge und die Bestimmung des Einflusses von Randschichten, wie z. B. der Randentkohlung bei Stahlguss oder der Versprödungsschicht bei Titan.

4. Einflussgrößen auf den Gießprozess

4.1 Beschreibung des Gießvorgangs

Die Vorgänge beim Gießen spielen sich im allgemeinen in der folgenden Weise ab: Zum Befüllen der Gußform wird das Metall mit den in Abschnitt 3.3 beschriebenen Verfahren aufgeschmolzen und auf die Gießtemperatur erhitzt. Die vorgewärmten Gußformen befinden sich auf Temperaturen unterhalb der Erstarrungstemperatur des Metalls [BRUNHUBER88]. Die Formfüllung geschieht infolge niedriger Viskosität und hoher Fließgeschwindigkeit durch turbulentes Einfließen der Schmelze in die Form [SAHM84]. An der kälteren Formwand bildet sich eine dünne erstarrte Schale aus. Zwischen Schmelzefront und Form eingeschlossene Gase entweichen dabei über die Poren im Formmaterial oder verbleiben in der Schmelze. Der Gußkörper erstarrt nach der Formfüllung vollständig und kühlt ab. In der Praxis wird der Prozeß so eingestellt, daß eine möglichst rasche Erstarrung des Gußkörpers erfolgt. Dadurch werden i.a. bessere Oberflächen und feinkörnigere Gefüge mit besseren mechanischen Eigenschaften erzielt. Der Ablauf des Gießprozesses und damit das erzielbare Gußergebnis ist abhängig von den Eigenschaften der verwendeten Materialien und von den Prozeßparametern Temperatur der Schmelze (Gießtemperatur), Vorwärmtemperatur der Gußform, Fülldruck und Gasatmosphäre. Erstarrung, Gefügeausbildung und Oberflächenqualität sind weiterhin abhängig von der Wärmeabfuhr durch die Gussform. Zusätzlich sind Oxidation und Reaktionen des Metalls mit der Gußform zu berücksichtigen. Der Gießvorgang ist in seiner Komplexität Gegenstand umfangreicher wissenschaftlicher Untersuchungen, die im allgemeinen Teilaspekte behandeln und Computersimulationsverfahren einsetzen [LUDWIG96, EXNER96]. Oft werden Formfüllung und Erstarrung getrennt betrachtet. Dies ist unter der Annahme zulässig, daß die Zeit bis zur Erstarrung wesentlich länger ist, als die Zeitdauer der Formfüllung [STURM90].

Betrachtet man vereinfachend einen zylindrischen, einseitig geschlossenen Hohlraum (Abb. 4.1) mit dem Radius r_k und der Länge l , so muß zur Formfüllung der Fülldruck p_f mindestens so groß sein wie die Summe aus dem durch die Oberflächenspannung bewirkten Kapillardruck p_k und dem Gegendruck eingeschlossener Gase p_g . Ferner setzt jede Flüssigkeit dem Fließvorgang einen Widerstand p_v entgegen, der sich durch die Viskosität beschreiben lässt. Im folgenden werden die Einflußgrößen auf den Gießprozeß und das Gußergebnis näher erläutert.

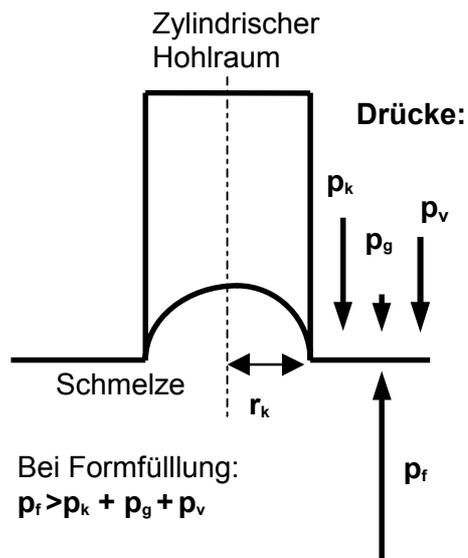


Abb. 4.1: Schematische Darstellung der auftretenden Drücke beim Füllen eines zylindrischen, einseitig geschlossenen Hohlraums unter Vernachlässigung der Gewichtskraft.

4.2 Eigenschaften flüssiger Metalle

Oberflächenspannung

Die Oberflächenspannung entspricht der Energie, die aufgebracht werden muß, um in einem isothermen und isobaren Prozeß eine Oberfläche der Einheitsgröße neu zu erzeugen. Es handelt sich um eine Größe mit der Dimension „Arbeit pro Fläche“. Im allgemeinen ist das flüssige Metall von einem Festkörper und einer Gasphase umgeben, so daß drei verschiedene Grenzflächenspannungen betrachtet werden müssen [FROHBERG94]:

$\sigma_{BC} = \sigma$: Grenzflächenspannung fest/gasförmig

σ_{AB} : Grenzflächenspannung flüssig/gasförmig

σ_{AC} : Grenzflächenspannung fest/flüssig

Zur Charakterisierung der Benetzung des Festkörpers durch das Metall wird der Randwinkel θ definiert. Bei vollständiger Benetzung wird der Randwinkel $\theta = 0^\circ$, im Falle vollständiger Nichtbenetzung wird $\theta = 180^\circ$. Dazwischen liegt Teilbenetzung vor. Die drei Grenzflächen stehen miteinander im Gleichgewicht (Abb. 4.2).

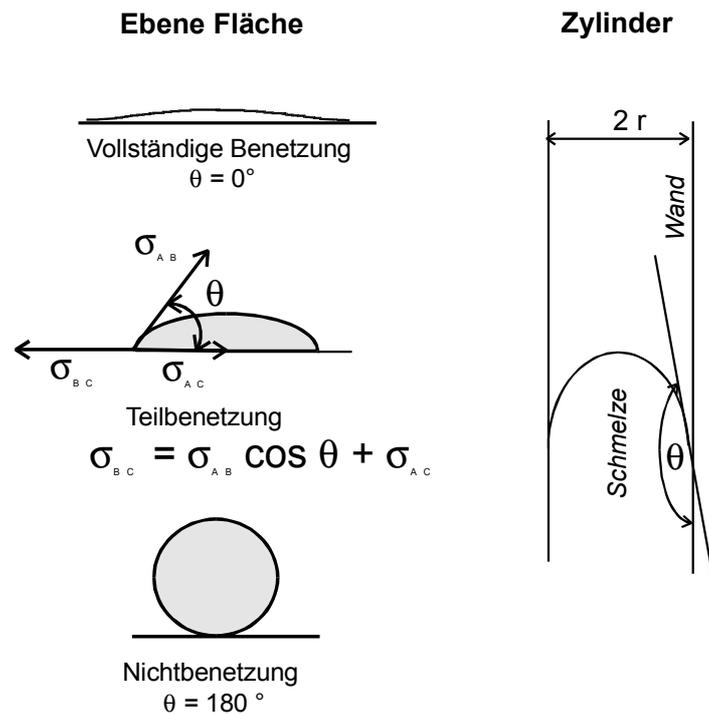


Abb. 4.2: Randwinkel und Benetzung auf einer ebenen Fläche und am zylindrischen Hohlraum

Wendet man diese Betrachtung auf einen zylindrischen Hohlraum an (mit $\sigma_{BC} = \sigma$), so kann aus der Kenntnis des Benetzungswinkels θ bei gegebenem Radius r des Zylinders der zugehörige Kapillardruck berechnet werden. Es gilt die Formel nach Gl. 4-1:

$$p_k = \frac{2\sigma \cos \theta}{r} \quad \text{Gl. 4-1}$$

Im Falle der Benetzung erleichtert der Kapillardruck das Eindringen der Schmelze in den engen Querschnitt. Liegt keine Benetzung vor, so muß der Kapillardruck zusätzlich überwunden werden.

Da es sich beim Gießprozeß um einen komplexen dynamischen Vorgang handelt, kann der Einfluß der Oberflächenspannung lediglich größenordnungsmäßig angegeben werden. Der Benetzungswinkel ist bei höher schmelzenden Metallen nur durch spezielle Experimente ermittelbar. Nimmt man eine vollständige Nichtbenetzung des Formstoffes durch das flüssige Metall an, d.h. $\theta = 180^\circ$, so vereinfacht sich die Gl. 4-1 zu Gl. 4-2:

$$p_k = \frac{2\sigma}{r} \quad \text{Gl. 4-2}$$

Tabelle 4.1: Oberflächenspannung einiger Metalle und Legierungen [TAKAMICHI93].

Stoff	Ag	Au	Cu	Pd	Ag 20 at -%Cu
Oberflächen- spannung [J/m ²]	0,910	1,119	1,160	1,447	0,860
bei Temperatur [°C]	1060	1163	1200	1664	1000

Die Oberflächenspannung nimmt mit steigender Temperatur ab. Es wird eine quasi lineare Temperaturabhängigkeit der Oberflächenspannung angenommen, die sich mit der folgenden Formel beschreiben läßt [TAKAMICHI93]:

$$\sigma = k_E (T_c - T) \quad \text{Gl. 4-3}$$

Dabei ist T_c die kritische Temperatur (Unterschied zwischen Gasphase und Flüssigphase verschwindet). k_E ist eine Konstante, die vom Molvolumen abhängt. Weiterhin hängt die Oberflächenspannung von der Gasatmosphäre ab.

Die Viskosität charakterisiert die Zähigkeit und damit den Fließwiderstand einer Flüssigkeit. Sie ist ein Maß für die innere Reibung. Das Metall ist um so zähflüssiger, je größer die Viskosität ist. Für die Temperaturabhängigkeit der Viskosität wird i.a. eine Exponentialfunktion angenommen [TAKAMICHI93]. Mit zunehmender Temperatur nimmt die Viskosität ab. Es besteht weiterhin ein Zusammenhang zwischen der Viskosität und dem Schmelzpunkt des Metalls. Je höher der Schmelzpunkt, desto höher ist die Viskosität des gerade flüssigen Metalls. Betrachtet man eine Strömung durch ein zylindrisches Röhrchen, so hängt das pro Zeiteinheit transportierte Volumen Q ab von der Druckdifferenz p_1-p_2 , dem Radius r , der Länge l und der Viskosität η . Nimmt man eine laminare Strömung an, so gilt das Hagen-Poiseuillesche Gesetz (Gl. 4-4):

$$Q = \frac{(\pi(p_1 - p_2) r^4)}{8 \eta l} \quad \text{Gl. 4-4}$$

Bei vorgegebenem Fülldruck bedeutet dies, daß durch die innere Reibung ein Druckabfall entlang der Strömungsrichtung stattfindet, der bei konstantem Querschnitt proportional zur durchströmten Länge ist. Die Viskosität von Metallschmelzen ist vergleichbar mit der Viskosität des Wassers und im Vergleich zu Kunststoffschmelzen oder Glasschmelzen um Größenordnungen niedriger (Tabelle 4.2). Die Temperaturabhängigkeit der Viskosität wird durch eine Arrhenius-Gleichung beschrieben:

$$\eta = C \exp -(E_v/(RT))$$

GI. 4-5

Bei den Größen C und E_v handelt es sich um Konstanten, auf die hier nicht näher eingegangen wird.

In der Praxis des Gießens liegt allerdings i. a. keine laminare Strömung bei der Formfüllung vor. Die Reynoldszahlen der Strömungen liegen über dem kritischen Wert von 2000 – 4000. Die effektive Viskosität ist bei turbulentem Verhalten höher als bei laminarem Fließen. Eine einfache Beschreibung des Fließvorgangs ist nicht möglich [SAHM84].

Tabelle 4.2: Viskosität einiger Flüssigkeiten [WEDLER88, DEGUSSA95].

Stoff	Kunststoff-Schmelzen	Honig	Wasser	Ag	Au	Cu	Pd	Ag 30 at-% Cu
Dynamische Viskosität [mPa s]	$10^3 - 10^6$	10^4	1	3,94	4,56	4,07	4,22	3,71
Bei Temperatur [°C]	oberhalb des Glaspunktes	20	20	1000	1100	1100	1560	1000

Gaslöslichkeit

Im allgemeinen können Metallschmelzen beträchtliche Mengen an Gasen lösen, die meist bei der Erstarrung wieder freigesetzt werden. In Abb. 4.3 ist die Löslichkeit von Wasserstoff in Kupfer aufgetragen [SCHUMANN91]. Bei der Erstarrung nimmt die Gaslöslichkeit schlagartig ab.

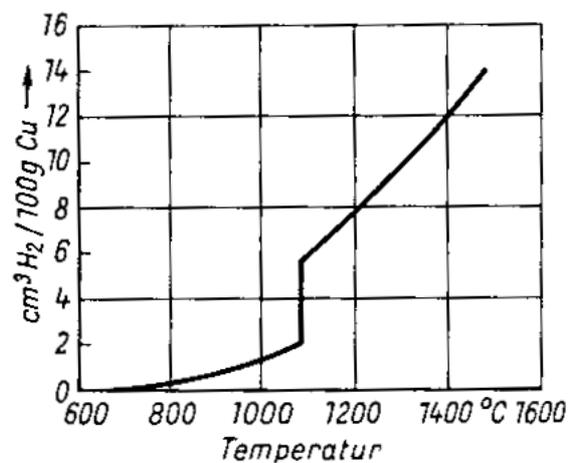


Abb. 4.3: Löslichkeit von Wasserstoff in Kupfer in Abhängigkeit von der Temperatur.

Wenn die in der Schmelze gelösten Gase bei der Erstarrung nicht entweichen können kommt es zu Poren im Gefüge. Die in der Metallschmelze gelöste Gasmenge ist abhängig vom Druck. Für die Gaskonzentration c_{Gas} im Metall gilt die Formel nach Gl. 4-6 [FRITZ93]:

$$c_{Gas} = k \sqrt{p_{Gas}} \quad \text{Gl. 4-6}$$

Dabei ist k eine von der Gasart und Metallart abhängige Konstante und p_{Gas} der Partialdruck des Gases über dem flüssigen Metall.

Dampfdruck

Aus Metallschmelzen kann das Abdampfen von Elementen erfolgen. Dabei dampfen die Metalle mit hohem Dampfdruck bevorzugt ab, so daß die Schmelze an diesen Komponenten verarmt. Der Dampfdruck nimmt mit der Temperatur zu (Abb. 4.4). Im Zusammenhang mit dem Gießprozeß ist weiterhin zu beachten, daß kleine Teilchen bedingt durch die große Oberfläche gegenüber „unendlich“ ausgedehnten Teilchen einen höheren Dampfdruck p aufweisen. Bedeutung erlangt dieser Effekt z.B. im Schleuderguß, wenn die Schmelze in kleine Tröpfchen zerstäubt wird. Die Kelvin-Gleichung beschreibt diesen Zusammenhang (Gl. 4-7); schematische Darstellung in Abb. 4.5 .

$$\ln \frac{p}{p_{\infty}} = \frac{2\sigma v_m}{r RT} \quad \text{Gl. 4-7}$$

Dabei sind: p_{∞} : Dampfdruck des „unendlich“ großen Tropfens; σ : Oberflächenspannung; v_m : Molvolumen; r : Radius, R : Gaskonstante, T : Temperatur.

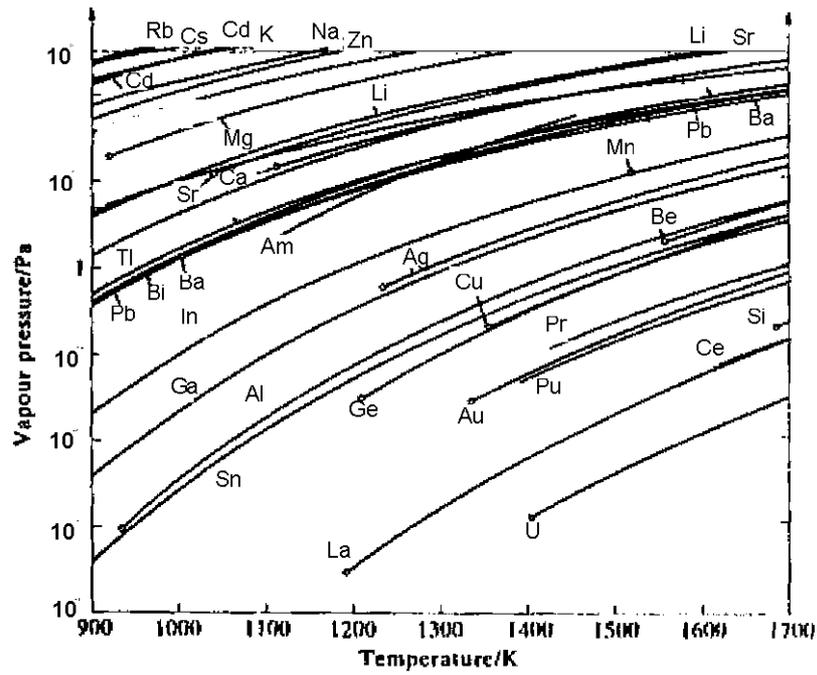


Abb. 4.4: Dampfdruck von Metallen in Abhängigkeit von der Temperatur [TAKAMICHI93].

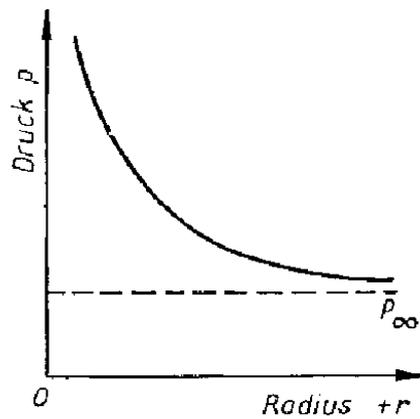


Abb. 4.5: Dampfdruckerhöhung bei kleinen Teilchen [FROHBURG94].

4.3 Fülldruck der Gießverfahren

Schwerkraftguß

Ohne Anwendung externer Kraft ist der Druck p zur Formfüllung proportional zur Erdbeschleunigung g , der Dichte des Metalls ρ und der Höhe der Metallsäule h .

$$p = g \rho h \quad \text{Gl. 4-8}$$

Bei relativ großen dickwandigen Gußteilen ist dieser Druck zur Formfüllung ausreichend. Bei kleinen Gußteilen wie in der Dentaltechnik wird durch Anwendung des Schleudergusses oder Vakuum-Druckgusses ein externer Druck angewendet.

Schleuderguß

Beim Schleuderguß wird die Schmelze durch die Rotationsbeschleunigung aus dem Tiegel in die Form getrieben. Der erzielte Fülldruck ist abhängig von der Dichte des Metalls, der Rotationsgeschwindigkeit und der Größe der Radien (Abb. 4.6).

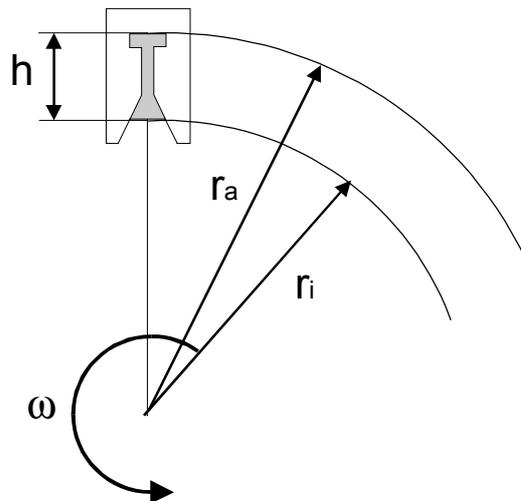


Abb. 4.6: Geometrische Größen beim Schleuderguß.

Der Fülldruck bei Erreichen der Enddrehzahl ergibt sich nach Gl. 4-9. [NIELSEN78]

$$p = \frac{1}{2} \rho \omega^2 (r_a^2 - r_i^2) \quad \text{Gl. 4-9}$$

Dabei bedeuten:

- ω : Winkelgeschwindigkeit ($2 \pi \times$ Umdrehungszahl pro Sekunde)
- ρ : Dichte des Metalls
- r_i : Radius vom Drehpunkt bis zur Angußoberfläche
- r_a : Radius außen, Länge des Schleuderarms
- h : Angußlänge

Man erkennt, daß der Fülldruck quadratisch mit der Drehzahl wächst. Zudem kann der Fülldruck durch die Länge des Schleuderarms, die Angußlänge und die Dichte des Metalls erhöht werden. Die obengenannte Formel beschreibt die Druckverhältnisse bei erfolgter Formfüllung, solange das Metall noch flüssig ist. In der Praxis legt die Metallschmelze ungebremst eine gewisse Wegstrecke zurück und sammelt sich in der Gussform. Dadurch treten in der Schmelze starke Turbulenzen auf. Bedingt durch das Anfahr Drehmoment des Schleuderarms wirkt auf die Schmelze neben der radial nach außen gerichteten Zentrifugalkraft bis zum Erreichen der Enddrehzahl eine Kraftkomponente in tangentialer Richtung. Dies führt dazu, daß zuerst die Teile der Gießform gefüllt werden, die entgegen der Drehrichtung liegen [WEBER81].

Vakuum-Druckguß

Im Vakuum-Druckguß fließt die Schmelze zunächst nur durch die Schwerkraft in die Form. Nachdem sie den Formhohlraum abgedichtet hat, wird nach einer gewissen Verzögerungszeit zusätzlicher Gasdruck auf die Schmelze aufgebracht. Die Schmelze fließt infolge der Druckdifferenz zwischen Formhohlraum und Druckkessel in die Form ein. Es wird ein weniger turbulentes Fließen angenommen als im Schleuderguß. Übliche Drücke liegen bei 100 mbar für den Unterdruck vor dem Abguß und 3 bis 10 bar für den Fülldruck im Kessel [HERAEUS96, DEGUSSA96].

4.4 Erstarrung

Schwindung

Bei der Erstarrung zeigen die meisten Metalle und Legierungen eine Volumenabnahme. Die Abnahme des spezifischen Volumens bei der Erstarrung beträgt für Kupfer 4,2 % (Abb. 4.7) und für Silber 5,0% [SCHUMANN91]. Zur Vermeidung von Lunkern im Gußteil wird der Gußkörper so gestaltet, daß dünnwandige Bereiche zuerst erstarren und die Erstarrungsschwindung aus dem Gußteil heraus geführt wird und nur im Anguß bzw. im Speiser stattfindet. Die Volumenabnahme im festen Zustand wird durch Zugabe bei der Dimensionierung der Form berücksichtigt oder durch Verwendung expandierender Formmaterialien ausgeglichen (siehe Abschnitt 3.2). Die relative lineare Schwindung der Gußstücke im festen Zustand zwischen der Solidustemperatur und Raumtemperatur beträgt bei Edelmetall-Legierungen ca. 1,6 - 1,7 % [SIEBERT86]. In der Dentaltechnik wird die Expansion der Einbettmasse so eingestellt, daß die Gußhohlform bei der Solidustemperatur um eben diesen Betrag vergrößert ist.

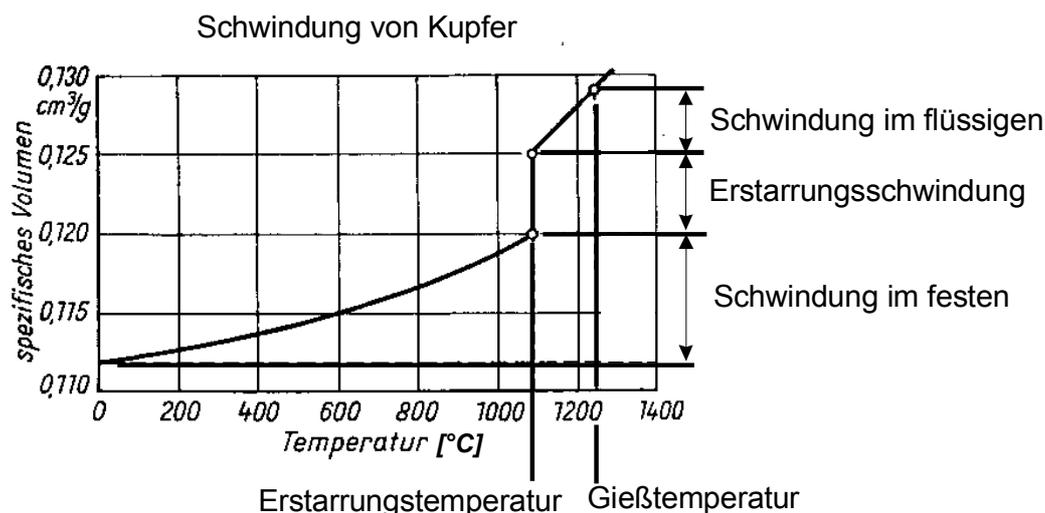


Abb. 4.7: Schwindung bei der Abkühlung von der Gießtemperatur [SCHUMANN91].

Gefügeausbildung

Die Erstarrung einer Metallschmelze erfolgt ausgehend von Kristallisationskeimen. Die Korngröße des Erstarrungsgefüges wird bestimmt durch die Anzahl dieser Keime und durch deren Wachstumsgeschwindigkeit [SCHUMANN91, KURZ89]. Kristallisationskeime entstehen entweder durch sogenannte homogene Keimbildung, d.h. durch Clusterbildung in der Schmelze aus den Metallatomen selbst, oder an der Oberfläche von Fremdpartikeln. Im letzteren Fall spricht man von heterogener Keimbildung. Auch der Rand der Gießform stellt eine Fremdoberfläche dar. Während zur homogenen Keimbildung eine Unterkühlung der Schmelze unter den Schmelzpunkt stattfinden muß, ist dies zur heterogenen Keimbildung nicht erforderlich. Beim Gießen erfolgt die Wärmeabfuhr über die Wandung der Gußform, die eine Wärmesenke darstellt (Abb. 4.8). Die heterogenen Keime wachsen ins Innere der Schmelze und damit *entgegengesetzt zum Wärmestrom*. Bei homogenen Keimen im Inneren erfolgt das Wachstum *in Richtung des Wärmestroms*, d.h. der erstarrte Bereich ist durch die freiwerdende Erstarrungswärme heißer als die umgebende unterkühlte Schmelze. Die Kristallisation entgegen dem Wärmestrom wird auch als exogene Erstarrung bezeichnet, während die Erstarrung in Richtung des Wärmestroms auch als endogene Erstarrung bezeichnet wird. An realen Gußstücken werden meist Mischformen aus beiden Erstarrungstypen beobachtet.

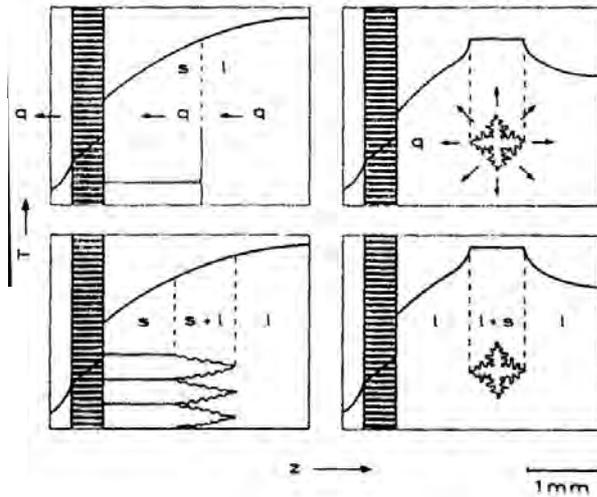


Abb. 4.8: Die Erstarrung erfolgt ausgehend von Kristallisationskeimen exogen von der Formwand in die Schmelze oder endogen an Keimen in der Schmelze [KURZ89].

Es ist ein allgemeines Merkmal von Erstarrungsgefügen, daß sich an der Formwand eine dünne Randschicht von gleichachsigen Körnern ausbildet. Die Gefügemorphologie ist abhängig vom Verlauf der Abkühlung.

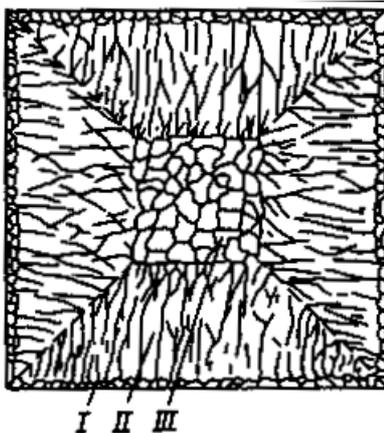


Abb 4.9: Schematische Darstellung eines typischen Gußgefüges. Eine Randschicht an der Formwand aus gleichachsigen Körnern geht in ein Stengelförmiges Gefüge über. In der Mitte liegen wieder gleichachsige Körner vor [SCHUMANN91].

Insbesondere spielt dabei die Richtung der Wärmeabfuhr eine Rolle. Ein typisches Erstarrungsgefüge läßt sich in drei Bereiche unterteilen (Abb. 4.9):

- I : Randschicht aus gleichachsigen Körnern
- II : Bereich zellularen Wachstums (gerichtet erstarrt)
- III : Bereich gleichachsiger Erstarrung in der Mitte

Die Morphologie und Korngröße des Gußgefüges sind abhängig vom Temperaturgradienten G , und der Erstarrungsgeschwindigkeit V . Das Produkt $G \cdot V = dT/dt$ entspricht der Abkühlgeschwindigkeit. Bei konstantem Verhältnis G/V bleibt der Gefügetyp erhalten. Eine Erhöhung beider Größen führt zu feinkörnigerem Gefüge. Bei konstantem Produkt $G \cdot V$ bleibt die Korngröße erhalten und der Gefügetyp ändert sich. Der Zusammenhang ist

schematisch in Abb. 4.10 dargestellt. Die auftretenden Gefügemorphologien lassen sich vereinfacht in zwei Grundtypen einteilen. Dies sind eutektische Gefüge und dendritische Gefüge (Abb.4.11). Eutektische Gefüge sind durch Lamellen gekennzeichnet. Bedingt durch die Erstarrung kommt es zu Konzentrationsunterschieden im Gefüge. Derartige Unterschiede treten sowohl innerhalb einzelner Körner (Kristallseigerungen), als auch über längere Distanzen am Gußteil (Blockseigerungen) auf. Seigerungen treten vor allem bei Legierungen mit großen Erstarrungsintervallen auf. Beim Gießen werden Seigerungen bei relativ langsamer Abkühlung und bei grobkörnigen Gefügen beobachtet. Durch extrem langsame Abkühlung mit langen Glühzeiten im festen Zustand läßt sich durch Diffusion ein Konzentrationsausgleich erzielen. Seigerungen lassen sich durch Verwendung reiner Metalle und eutektischer Legierungen sowie durch Verwendung von kornfeinenden Mitteln vermeiden. Der Zusatz von hoch schmelzenden Elementen führt in der Schmelze zu einer Erhöhung der Keimzahl und damit zu einer feinkörnigen Erstarrung, wodurch sich die mechanischen Eigenschaften verbessern lassen. In der Praxis haben sich bei Edelmetall - Legierungen geringe Zusätze von 0,1 Gew.-% Ruthenium oder Iridium bewährt [HAUSSELT84]

Nach erfolgter Erstarrung finden im weiteren Verlauf der Abkühlung noch Diffusionsvorgänge statt, so daß sich weitere Gefügeumwandlungen abspielen können. Bei Edelmetall-Dental-Legierungen bilden sich auf diese Weise Ausscheidungsphasen, die zu einer Härtesteigerung führen [KEMPF95].

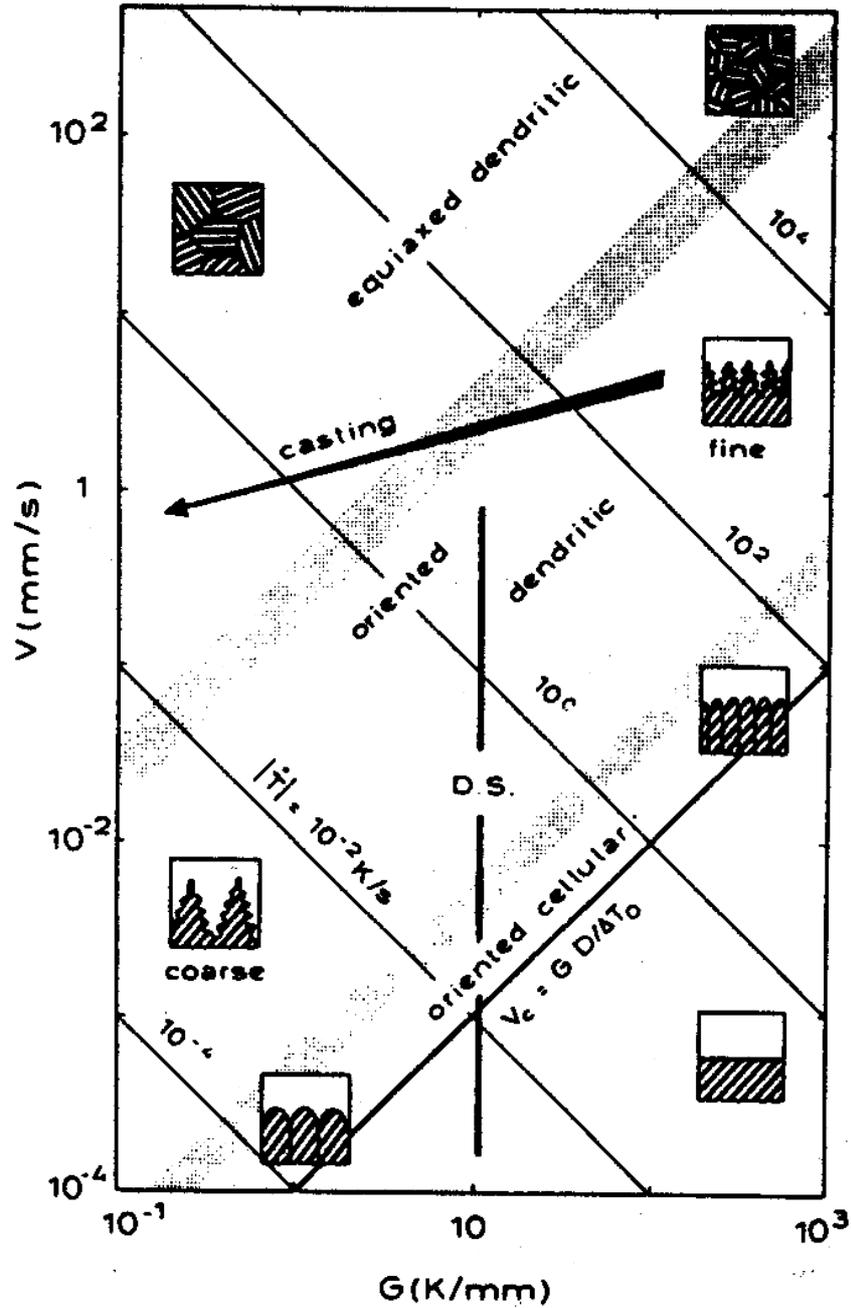


Abb. 4.10: Schematische Abhängigkeit der Gefügeausbildung vom Temperaturgradienten G und der Erstarrungsgeschwindigkeit V [KURZ89].

Für eutektische Gefüge wird für den Lamellenabstand λ und die Erstarrungsgeschwindigkeit V oft eine Beziehung nach Gl. 4-10 angenommen [KURZ89].

$$\lambda^2 V = const \quad \text{Gl. 4-10}$$

a



b

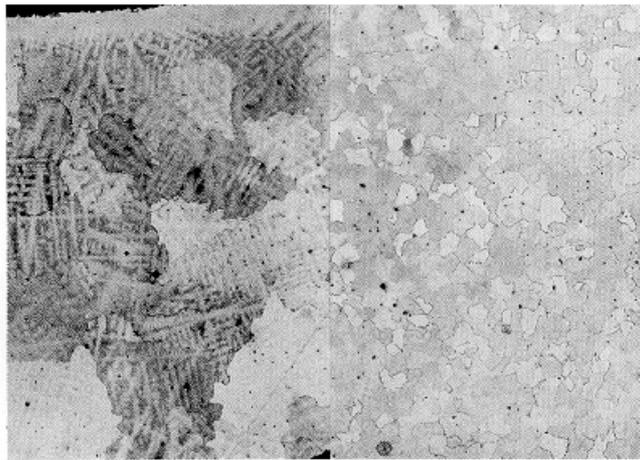


Abb. 4.11: Gußgefüge: a: Eutektikum der Legierung AgCu28. b: Gefüge einer Au-Ag-Cu-Legierung grobkörnig dendritisch erstarrt (links) und feinkörnig durch Zusatz von Ruthenium erstarrt (rechts) (Vergrößerung 100 : 1) [DEGUSSA95].

Erstarrungszeit

Der Erstarrungsverlauf in Gußstücken ist abhängig von der Wärmeabfuhr. Diese läßt sich durch die Wahl des Formmaterials, die geometrische Gestaltung des Gußkörpers, sowie durch die Gießtemperatur und die Formtemperatur beeinflussen. Die physikalischen Kenngrößen von Metall und Form zur Beschreibung der Wärmeabfuhr sind in der Tabelle 4.3 aufgeführt [SAHM84].

Zur vergleichenden Charakterisierung von Formmaterialien dienen in der Gießereipraxis die spezifische Wärmekapazität c_s , die Wärmeleitfähigkeit λ_s , die Wärmeeindringzahl b_s und die Temperaturleitfähigkeit α_s . Diese Kenngrößen sind abhängig von der Dichte und Körnung des Formmaterials und weisen eine große Bandbreite auf. In Tabelle 4.4 sind Richtwerte dieser Größen aus der Praxis angegeben. Die spezifische Wärmekapazität kennzeichnet das Wärmespeichervermögen der Form. Die Wärmeleitfähigkeit gibt an, welche Wärmemenge pro Zeiteinheit vom Formmaterial transportiert werden kann. Mit der Temperaturleitfähigkeit des Formmaterials können Formmaterialien im Hinblick auf die für den

Tabelle 4.3: Physikalische Größen zur Beschreibung der Erstarrung.

Q_M :	vom Metall abgegebene Wärme [J]	t:	Zeit [s]
c_M :	spez. Wärmekapazität des Metalls J/(kg K)	λ_S :	Wärmeleitfähigkeit der Form [W/(K m)]
S:	Oberfläche des Gusskörpers [m ²]	ρ_S :	Dichte der Form [kg/m ³]
V:	Volumen des Gusskörpers [m ³]	b_S :	Wärmeeindringzahl der Form [J/ (K m ² s ^{0,5})]
ρ_M	Dichte des Metalls [kg/m ³]	c_S :	spez. Wärmekapazität der Form [J/(kg K)]
L:	Erstarrungswärme [J/kg]	k:	Erstarrungszeitkonstante [s/m ²]
Q_S :	Von der Form aufgenommene Wärme [J]	M:	Modul [m ²]
T_A :	Anfangstemperatur der Form [°C]	t_E :	Erstarrungszeit [s]
T_O :	Temp. an der Grenzfläche Metall/Form [°C]	α_S :	Temperaturleitfähigkeit [m ² /s]

Ausgleich von Temperaturunterschieden benötigte Zeit charakterisiert werden. Die Messung dieser Größe kann über die Laserpulsmethode erfolgen. Dabei wird die Laufzeit eines Temperaturpulses durch eine Probe bestimmt. Die Temperaturleitfähigkeit ist mit der Wärmeleitfähigkeit über die Dichte und die spezifische Wärmekapazität verknüpft:

$$\alpha_s = \frac{\lambda_s}{c_s \rho_s} \quad \text{Gl. 4-11}$$

Die Wärmeeindringzahl b_s ist ein Maß für die Geschwindigkeit, mit der die im Gußkörper enthaltene Wärmemenge durch die Form abgeleitet wird. Mit diesem Kennwert lassen sich vergleichende Betrachtungen zur Auswirkung des Formmaterials auf den Erstarrungsverlauf anstellen. Es gilt Gl. 4-12:

$$b_s = \sqrt{\lambda_s \rho_s c_s} \quad \text{Gl. 4-12}$$

Für die in der Zeit t vom Formmaterial aufgenommene Wärme gilt Gl. 4-13:

$$Q_s = \frac{2}{\sqrt{\pi}} b_s (T_O - T_A) S \sqrt{t} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\lambda_s \rho_s c_s} (T_O - T_A) S \sqrt{t} \quad \text{Gl. 4-13}$$

Insbesondere bei dünnwandigen Gußteilen und kompakten Gießformen kann im wesentlichen von Wärmeleitung als Transportmechanismus für die Abfuhr der Erstarrungswärme angenommen werden. Die thermischen Eigenschaften der Gußform

haben dabei einen wesentlichen Einfluß auf die Wärmeabfuhr und die Erstarrungszeit [PAUL86, BRAUCKMANN97]. Die Erstarrung des Metalls ist mit der Freisetzung einer erheblichen Wärmemenge (Erstarrungswärme L) verbunden. Diese muß im wesentlichen über die Gießform abgeführt werden. Ein einfacher Ansatz zur Beschreibung dieses Vorgangs ist durch die Annahme gegeben, daß die vom Metall abgegebene Wärme in der Erstarrungszeit t_E vom Formmaterial aufgenommen wird.

Die vom Metall freigesetzte Wärme ist gegeben durch Gl. 4-14:

$$Q_M = V \rho_M (c_M \Delta T + L) \quad \text{Gl. 4-14}$$

Es wird dabei angenommen, daß die vom Metall abgegebene Wärme im Formstoff durch Wärmeleitung abgeführt wird. Dabei wird die Wärmeleitungsgleichung verwendet, für deren Lösung im Falle einer „unendlich ausgedehnten“ Platte eine Gauß'sche Fehlerfunktion angenommen wird. Durch Gleichsetzen dieser Wärmemengen erhält man eine Abschätzung für die Erstarrungszeit (Gl. 4-15)

$$t_E = \left(\frac{\rho_M (c_M \Delta T + L)}{2 \sqrt{\pi} b (T_O - T_A)} \right)^2 \left(\frac{V}{S} \right)^2 \quad \text{Gl. 4-15}$$

Die in die Formel eingehenden Größen werden in der Gießereipraxis zusammengefaßt (Gl. 4-16):

$$t_E = k M^2 \quad \text{Gl. 4-16}$$

Die Größe k wird als Erstarrungszeitkonstante bezeichnet und der Geometriefaktor $M = \frac{V}{S}$ als Modul. In den Tabellen 4.4 und 4.5 sind die notwendigen Größen zur Berechnung der Erstarrungszeitkonstante für einige Formstoffe und Metalle aufgeführt. Bei Gußstücken, die unter gleichen Bedingungen hergestellt werden, hängt demnach die Erstarrungszeit nur von der geometrischen Form, d.h. vom Verhältnis von Volumen zu Oberfläche ab. In der Gießereipraxis wird der Modul einfacher geometrischer Körper entweder aus dem Verhältnis von „Volumen zu Oberfläche“ bzw. „Querschnitt zu Umfang“ berechnet. Letztere Formel vernachlässigt bei langen Quadern oder Zylindern die Deckflächen und bei dünnen Platten die Randfläche [ROEHRIG94]. Die Moduln einfacher geometrischer Körper sind in Tabelle 4.6 angegeben.

Tabelle 4.4: Anhaltswerte für thermisch-physikalische Eigenschaften von Formmaterialien [FLEMMING93].

Formmaterial	Quarzsand	Chromitsand	Zirkonsand
spezifische Wärmekapazität [J/kg K]	715 - 1200	500 - 900	490 - 880
Wärmeleitfähigkeit [W/K m]	0,2 - 0,7	0,3 - 0,5	
Temperaturleitfähigkeit [m ² /s]	2 - 3	3 - 4	6 - 10
Wärmeeindringzahl [J m ⁻² s ^{-0,5} K ⁻¹]	600 - 900	1200	1500 - 1600

Tabelle 4.5: Thermisch-physikalische Eigenschaften einiger Metalle [SCHUMANN91].

Metall	Ag	Au	Pd	Cu
Schmelzpunkt [°C]	961	1064	1554	1084
Erstarrungswärme [kJ/kg]	102	65	169,1	204,6
spezifische Wärmekapazität [J/(kg K)]	230	130	230	239
Dichte [Kg/m ³]	10,49	19,32	12,02	8,94

Tabelle 4.6: Modul einfacher geometrischer Körper [ROEHRIG94].

Körper	Würfel mit Kantenlänge a	Kugel mit Durchmesser d	Zylinder mit Radius r Höhe h	langer Quader Kanten a, b, c c >> a, b	langer Zylinder Durchmesser d	dünne Platte mit Dicke d
Modul	a/6	d/6	(rh)/(2(r+h))	(ab)/(2(a+b))	d/4	d/2

Die oben genannte Abschätzung der Erstarrungszeit ist insbesondere für eine vergleichende Betrachtung ähnlicher Gußkörper hilfreich. Problematisch ist die genannte Rechnung bei kompliziert geformten Gußteilen. Hier kann der Wärmefluß innerhalb des Gußkörpers nicht mehr vernachlässigt werden. Eine genauere Analyse des Erstarrungsverlaufs ist nur unter Einsatz von Computersimulationsverfahren möglich [SAHM84]. Weiterhin ist zu beachten, daß der Einfluß der Wärmestrahlung bei Temperaturen oberhalb 600°C stark zunimmt [STURM90].

4.5 Reaktionen beim Schmelzen und Gießen

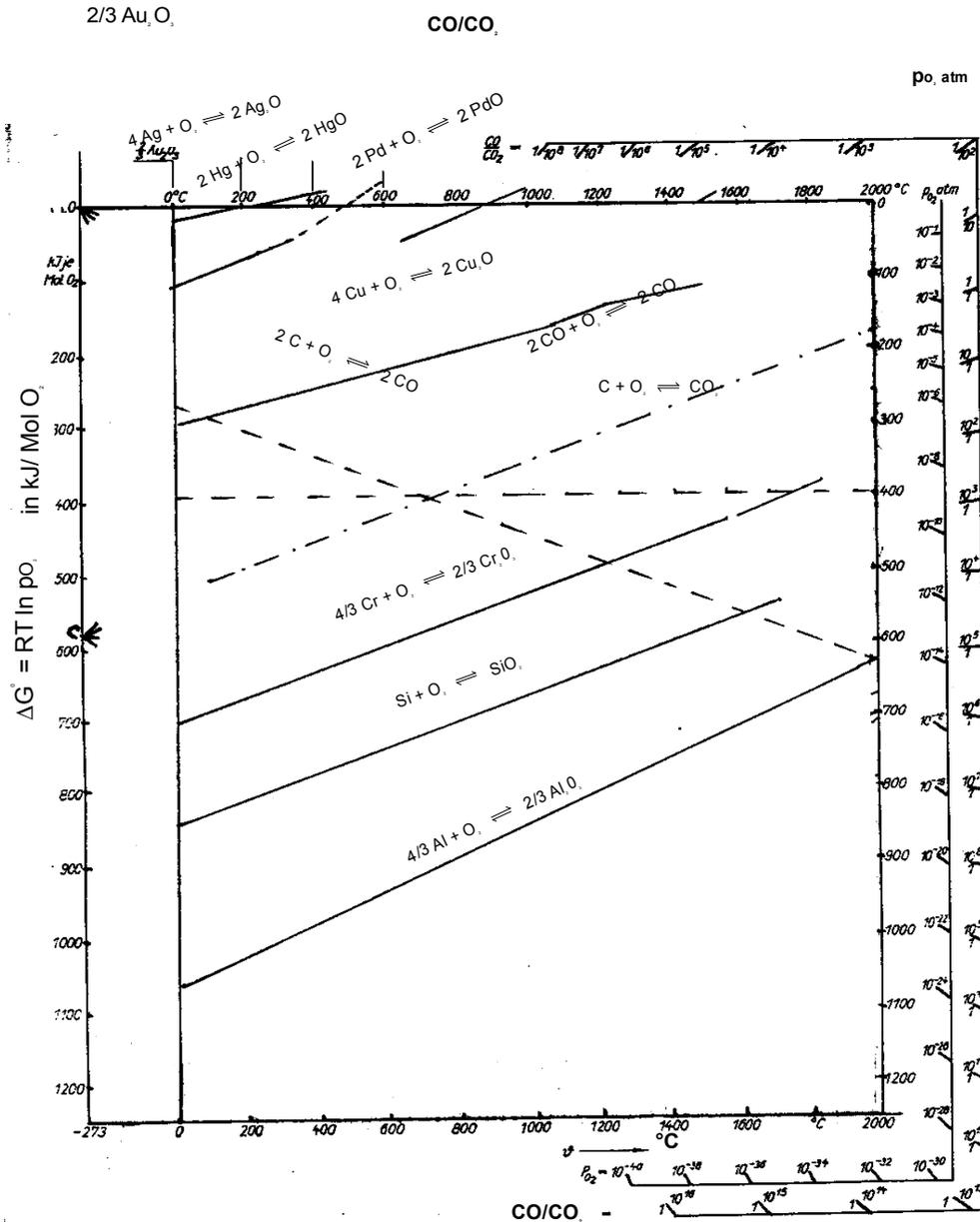
Oxidbildung

Beim Schmelzen von Metallen tritt i. a. Oxidbildung auf. Die Stabilität dieser Oxide ist abhängig von der molaren freien Standardenthalpie ΔG^0 der Reaktion. Diese hängt bei einem Druck von 1 bar, von der Temperatur und vom Sauerstoffpartialdruck nach der folgenden Formel ab [FROHBERG94]:

$$\Delta G^0 = RT \ln p_{o_2} \qquad \text{Gl. 4-17}$$

Die Größe der freien Enthalpie ist entscheidend dafür, ob sich ein geeignetes Reduktionsmittel für das Metalloxid finden lässt. Zur Diskussion dieser Abhängigkeit sind sogenannte Richardson-Ellingham-Diagramme gebräuchlich: Abb.4.12. Hier sind für Oxidationsreaktionen die freien Standardenthalpien als Funktion der Temperatur aufgetragen. Es handelt sich um Geraden unterschiedlicher Steigung. Die Reaktionen werden immer auf 1 Mol Sauerstoff bezogen. Bei exothermen Reaktionen besitzt die Freie Enthalpie negatives Vorzeichen. Vergleicht man die Oxidationsreaktionen zweier Stoffe miteinander, so läuft diejenige Reaktion mit der kleineren Freien Enthalpie ab, d.h. dieses Oxid ist thermodynamisch stabiler. Eine Verschiebung der freien Enthalpien ist durch die Änderung der Temperatur möglich. Verschiebt man die Temperatur bis über den Schnittpunkt der zwei Geraden hinaus, so kann das ursprünglich stabilere Oxid vom anderen Stoff reduziert werden. Das Diagramm enthält die Kurven der Reaktionen des Kohlenstoffs.

Beim Schmelzen im Graphittiegel sind der Kohlenstoff und das daraus entstehende Kohlenmonoxid von Bedeutung. Während die Schmelze nur partiellen Kontakt mit dem Graphittiegel hat, ist das Metall nahezu vollständig von CO-Gas umschlossen. Daher ist die Reduktion des Metalloxids durch CO maßgebend. Bei diesem Prozeß bildet sich CO_2 . Eine Verschiebung der Reaktion ist durch Änderung des Mischungsverhältnisses CO/CO_2 möglich. Durch eine Erhöhung des CO-Anteils wird die reduzierende Wirkung verbessert. Aus dem Diagramm ist ersichtlich, daß sich Oxide der Edelmetalle und des Kupfers reduzieren lassen. Bei Aluminiumoxid und Chromoxid ist dies nicht der Fall. In diesen Fällen bilden sich um die Schmelze Oxidhäute, die, sobald sie eine gewisse Dicke erreicht haben, das darunterliegende Metall vor weiterer Oxidation schützen.



Reaktionen zwischen Metall und Gußform

An Edelmetall-Legierungen wird bei Verwendung gipsgebundener Einbettmassen Sulfidbildung mit den Elementen Cu und Ag, d.h. Schwefelschädigung beobachtet. Daher werden gipsgebundene Einbettmassen nur für hochgoldhaltige Legierungen verwendet. Bei phosphatgebundenen Einbettmassen konnten bei extrem langen Einwirkzeiten Reaktionen mit Edelmetallschmelzen beobachtet werden. So wurde an Pd-haltigen Legierungen unter reduzierenden Bedingungen die Bildung von PdSi-Phasen beobachtet [OTT92]. Bei Co-Cr-Mo-Legierungen treten Reaktionen zwischen Cr, Co und SiO₂ der Einbettmasse auf. Beim Gießen von Titan können Reaktionen mit der Einbettmasse, die zu einer Aufhärtung am Rand des Gußteils führen, nicht vollständig unterdrückt werden [HAGG95]. Durch eine niedrige Vorwärmtemperatur der Gußform und damit rascher Erstarrung und Abkühlung des Gußkörpers werden Reaktionen mit der Gußform vermieden.

4.6 Abschätzung der Parameter für den Mikroguß

Mindestfülldruck

Der notwendige Mindestfülldruck zur Formfüllung kann für einen zylindrischen Hohlraum in Abhängigkeit des Radius nach Gl. 4-2 angegeben werden. Die Oberflächenspannung ist umgekehrt proportional zum Radius des Formhohlraums. Nimmt man die Oberflächenspannung vereinfachend mit 1 J/m² an (Größenordnung für Edelmetallschmelzen), so ergibt sich der notwendige Mindestdruck nach Tabelle 4.7. Bei ausreichend hohem Fülldruck ist ein Eindringen der Schmelze in die Poren der Gußform möglich.

Tabelle 4.7: Radius eines kreisrunden Hohlraumes und zugehöriger Mindestfülldruck bei einer Oberflächenspannung von 1 J/m²

Radius	1 µm	25µm	50µm	100µm
Mindestdruck	20 bar	0,8 bar	0,4 bar	0,2 bar

Einfluß der Temperatur

Bei der Herstellung von Strukturen mit großer Fließlänge stellt sich die Frage, ob die Erstarrung den Füllvorgang begrenzt. Die Erstarrungszeit ist abhängig vom Wärmeinhalt der Schmelze, der Wärmeeindringzahl der Einbettmasse und der Geometrie des Formhohlraums. Betrachtet man als Kriterium die Erstarrungszeitkonstante, so ergibt sich daraus nach Gl. 4-16 die Erstarrungszeit. Abb. 4.13 und 4.14 verdeutlichen den Einfluß von Vorwärmtemperatur und Gießtemperatur auf Erstarrungszeitkonstante für die Metalle Silber,

Gold und Kupfer für Formmaterial auf Quarzsandbasis [FLEMMING93]. Bei konstanter Gießtemperatur wächst die Erstarrungszeitkonstante mit der Vorwärmtemperatur und konvergiert bei Vorwärmtemperaturen nahe des Schmelzpunktes des Metalls gegen unendlich. Auch eine Erhöhung der Gießtemperatur bewirkt eine Erhöhung der Erstarrungszeitkonstante. Wie die Kurven verdeutlichen, läßt sich die Erstarrungszeit durch die Erhöhung der Vorwärmtemperatur wirksamer steigern als durch die Erhöhung der Gießtemperatur. In der Zeit bis zur Erstarrung muss die Metallschmelze in den Formhohlraum einfließen. Nimmt man hierbei an, dass das Metall ausgehend von der Formwand erstarrt und keine Fließbehinderung durch Oxide vorliegt, so nimmt im wesentlichen die Viskosität Einfluss auf die Zeit bis zur Formfüllung [FRIEDRICH84]. Betrachtet man das Volumen des zu füllenden Formhohlraums und berechnet die mögliche Durchflussmenge durch den Hohlraum bei einer fiktiven Druckdifferenz von 1 bar nach Gl. 4-4, so lässt sich die Zeit bis zur Formfüllung abschätzen. Bei einer angenommenen Viskosität von $4 \cdot 10^{-3}$ Pas (typischer Wert für Edelmetallschmelzen) ergeben sich die in der Tabelle 4.8 angegebenen Werte.

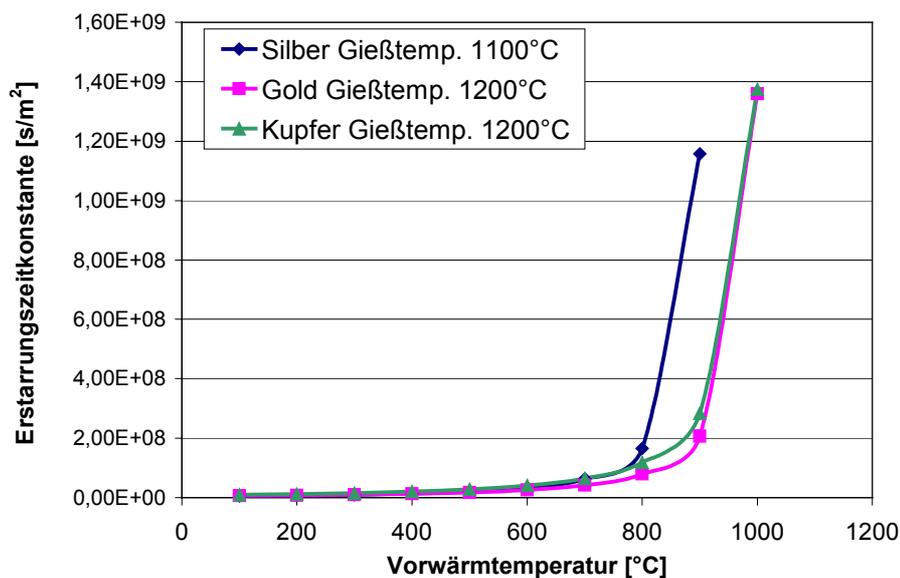


Abb. 4.13: Erstarrungszeitkonstanten als Funktion der Vorwärmtemperatur bei einer für das jeweilige Metall konstanten Gießtemperatur, berechnet für die Metalle Silber, Gold und Kupfer. Für die Gussform wurde eine Wärmeeindringzahl von $600 \text{ [Jm}^{-2}\text{s}^{-0,5}\text{K}^{-1}]$ angenommen.

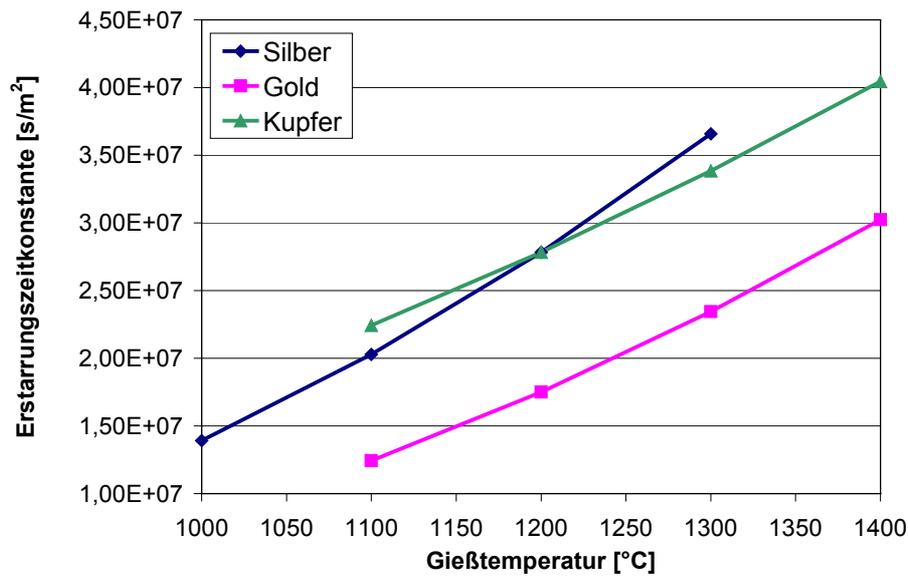


Abb. 4.14: Erstarrungszeitkonstante als Funktion der Gießtemperatur bei einer Vorwärmtemperatur von 500°C, berechnet für die Metalle Silber, Gold und Kupfer.

Tabelle 4.8: Erstarrungszeit als Funktion der Vorwärmtemperatur berechnet für Gold bei einer Gießtemperatur von 1200°C an zylindrischen Modellkörpern. Für die Gussform wurde eine Wärmeindringzahl von 600 [Jm⁻²s^{-0,5}K⁻¹] [FLEMMING93] angenommen.

Vorwärmtemperatur	Erstarrungszeit	
	Zylinder mit 200 µm Durchmesser und 10 mm Länge	Zylinder mit 50µm Durchmesser und 200µm Länge
100 °C	15 µs	0,23 µs
300 °C	24 µs	0,37 µs
500 °C	44 µs	0,68 µs
700 °C	100 µs	1,64 µs
900 °C	500 µs	8 µs

Die Zeit bis zur Formfüllung liegt bei beiden Modellkörpern deutlich unterhalb der Erstarrungszeit. Dies bedeutet, dass sich die betrachteten Modellkörper bei Vorwärmtemperaturen deutlich unterhalb der Erstarrungstemperatur des Metalls vollständig füllen lassen sollten.

Tabelle 4.9: Abschätzung der Füllzeit für zylindrische Formhöhlräume nach der Gleichung von Hagen-Poiseuille Gl. 4-4 bei einer angenommenen Viskosität der Schmelze von $4 \cdot 10^{-3}$ Pa s

Größe	Zylinder mit 200 μm Durchmesser und 10 mm Länge	Zylinder mit 50 μm Durchmesser und 200 μm Länge
Volumen V	$3,14 \cdot 10^{-10} \text{ m}^3$	$3,9 \cdot 10^{-13} \text{ m}^3$
Durchfluss Q	$9,82 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{s}$	$1,92 \cdot 10^{-8} \text{ m}^3/\text{s}$
Größenordnung der Füllzeit t	3,2 μs	0,02 μs

4.7 Schlussfolgerung

Zur vollständigen Abbildung von Mikroteilen mit Querschnitten der Größenordnung 50 μm sind Gießverfahren mit Mindestfülldrücken in der Größenordnung 1 bar notwendig. Bei ausreichend hohen Temperaturen von Gussform und Schmelze dürften sich große Fließlängen realisieren lassen. Eine vollständige theoretische Beschreibung der Formfüllung ist aufgrund der Vielzahl unbekannter Größen nicht möglich.

Eine Variation der Vorwärmtemperatur der Gussform wirkt sich stärker auf die Erstarrungszeit aus als eine Variation der Gießtemperatur. Zur Steigerung der Formfüllung ist daher eine Erhöhung der Gießtemperatur weniger sinnvoll. Außerdem besteht bei zu großer Überhitzung der Schmelze die Gefahr des Abdampfens von Legierungselementen.

Bei hohen Temperaturen und langen Abkühlzeiten ist mit höherer Oxidation und Wechselwirkung der Schmelze mit der Gussform zu rechnen, was zur Verschlechterung der Oberflächenqualität und des Metallgefüges führt.

Es ist daher für das jeweilige Mikroteil und die jeweilige Legierung eine optimale Vorwärmtemperatur zu finden, die einerseits ausreichende Formfüllung und andererseits ausreichende Qualität von Gussoberfläche und Gefüge ermöglicht.

Die Metallschmelzen der Edelmetalle und des Kupfers können durch die Verwendung von Graphittiegeln vor Oxidation geschützt werden. Aluminium und Chrom lassen sich bei experimentell realisierbaren Temperaturen auf diese Weise nicht reduzieren.

5. Das Mikrogussverfahren

5.1 Experimentelles Vorgehen

Mikroteile, die sich mikrozerspanend oder im LIGA-Verfahren herstellen lassen, weisen wesentlich kleinere Strukturdetails auf, als die in Abschnitt 3.5 genannten, im Präzisionsguss üblichen Prüfkörper. Daher sind zum Testen der Mikro-Gießbarkeit von Metallen auch spezielle Mikrostrukturen als Prüfkörper notwendig. Weiterhin stellt die Forderung, kein mechanisches Nacharbeiten der Gussteile durchführen zu müssen, erhöhte Ansprüche an die Oberflächenqualität der Mikroteile. Um diesen Anforderungen gerecht zu werden, wurden in den Experimenten die folgenden Materialien und Techniken ausgewählt:

- Mikromodelle aus Kunststoff eignen sich aufgrund ihrer höheren mechanischen Stabilität besser als Wachsmodelle zum Umhüllen mit keramischen Schlickern, können aber ebenso vollständig ausgeschmolzen werden. Derartige Modelle sind durch die Technik des Mikrospritzgießens in ausreichender Zahl als Kleinserienteile verfügbar.
- Mit Kompaktformverfahren wird unter Verwendung phosphatgebundener oder gipsgebundenen Einbettmassen als Basismaterialien die beste Abbildungsgenauigkeit und Oberflächengüte erzielt. Phosphatgebundene Einbettmassen eignen sich außerdem zum Hinterfüllen beschichteter Modelle. Phosphatgebundene Gussformen können durch zusätzliches Beschichten modifiziert werden.
- Die Anforderung, korrosionsbeständige Gusslegierungen mit geringer Oxidation beim Gießen und geringer Wechselwirkung mit der Gussform zu verwenden, führt auf Edelmetalllegierungen, CuAl- Legierungen und Co-Cr-Mo-Legierungen.
- Als Gießverfahren für kleine Metallmengen und ausreichend hohe Drücke zum Füllen dünnwandiger Strukturen sind der Schleuderguss und Vakuum-Druckguss mit den in der Dentaltechnik bekannten Geräten geeignet.

5.2 Verfahrensablauf beim Mikroguss

Abb. 5.1 zeigt schematisch das eingesetzte Verfahren mit verlorenem Modell und verlorener Form, das sich am Präzisionsguss aus der Dentaltechnik orientiert [CAESAR88]. Ausgangspunkt der Versuche sind ausreichend mechanisch stabile und trotzdem pyrolisierbare Mikromodelle, die mittels Spritzgießen aus dem Kunststoff PMMA unter Verwendung mikrozerspanend strukturierter Formeinsätze und LIGA-Formeinsätze hergestellt werden [RUPRECHT98]. Vor dem Einbetten in die Keramikmasse werden die Mikromodelle an ein Angusssystem aus Wachsdraht montiert, das über das die Schmelze

zugeführt wird und das die Funktion der gezielten Erstarrungslenkung beim Abkühlen hat. Zur Herstellung der verlorenen Form haben sich vor allem phosphatgebundene Einbettmassen bewährt. Diese werden aus einem Gemisch feiner Keramikpulver und einer Anmischflüssigkeit angerührt. Auf diese Weise entsteht eine fließfähige plastische Keramikmasse, in die das Modell eingebettet wird. Durch die Abbindereaktion verfestigt sich die Einbettmasse. Anschließend bringt man die Form in einen Ofen der ein definiertes Heizprogramm mit Haltestufen fährt. Dabei schmilzt das Modell aus und wird pyrolysiert. Die Keramik verliert dabei an Wasser und sintert zu einer Hohlform. Diese wird bis zum Abguss des Metalls auf Temperaturen im Bereich von 400 bis 1100 °C gehalten. Zum Gießen des Metalls wird der Gusswerkstoff in einem Graphittiegel aufgeschmolzen, in dem sich eine Atmosphäre aus CO-Gas entwickelt, die die Schmelze vor Oxidation schützt. Sobald die Gießtemperatur erreicht ist, wird die Gießform aus dem Vorwärmofen entnommen und in das Gießgerät eingesetzt. Da die Metallschmelze die Keramik nicht benetzt, muss zur vollständigen Formfüllung der Mikrostrukturen ein gewisser Druck aufgebracht werden. Hierzu werden das Schleudergussverfahren oder der Vakuum-Druckguss eingesetzt. Nach dem Erstarren und Abkühlen an Luft auf Raumtemperatur wird der Gusskörper ausgebettet. Da es sich um mikroskopisch kleine Strukturen handelt, können diese nicht mechanisch bearbeitet werden. Daher erfolgt das Entfernen der Keramik im Ultraschallbad durch chemisches Lösen, sowie durch Dampfstrahlen und Abblasen mit Druckluft. Die beschriebenen Verfahrensschritte und verwendeten Materialien werden im Folgenden näher beschrieben.

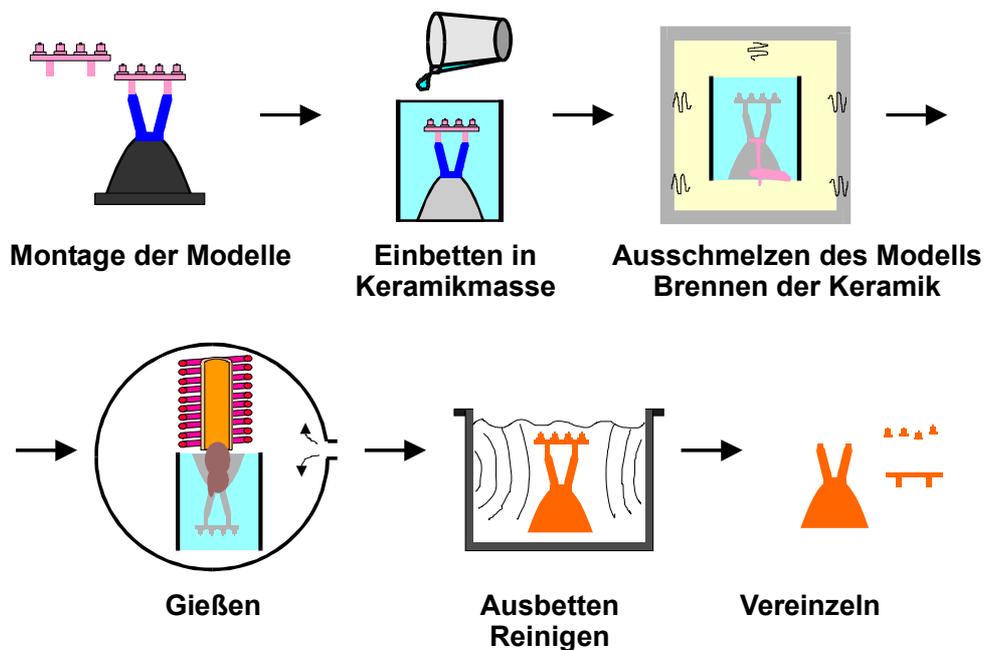


Abb. 5.1: Verfahrensablauf beim Mikroguß.

5.3 Mikromodelle

In Tabelle 5.1 sind die in den Versuchen verwendeten Mikromodelle aufgeführt. Bei den Teststrukturen TS1 bis TS4 handelte es sich um Mikroteile, die als Kleinserienteile aus dem Kunststoff PMMA zur Verfügung standen. Die Teststrukturen TS1 und TS2 wurden durch Mikrospritzgießen aus dem Kunststoff PMMA unter Verwendung mikrozerspanend gefertigter Formeinsätze aus Messing hergestellt. Die Herstellung der Teststrukturen TS3 und TS4 erfolgte im gleichen Verfahren, jedoch unter Verwendung von LIGA-Formeinsätzen aus Nickel.

Die Mikromodelle der Teststrukturen TS1 bis TS4 lagen als einseitig mikrostrukturierte Plättchen der Größe 26 mm x 66 mm mit einer Dicke von 1 mm vor. Diese wurden mit einer Präzisionssäge auf geeignete Größe gesägt.

Die Teststruktur TS5 bestand aus 10 parallelen Fasern aus Polyamid mit einem Durchmesser von 230 µm und einer Länge von 9 mm, die an Wachsdraht zu einem kammartigen Körper angeklebt wurden. Die dünnen Plättchen (TS6) wurden aus PMMA-Platten, bzw. aus Polyethylenfolie herausgeschnitten und mit Wachsdraht senkrecht auf dem Gusstrichterformer montiert. In analoger Weise wurden die Demonstrationsobjekte Haar und Fliege (TS7 und TS8) an ein Angussystem aus Wachs montiert.

Die Teststruktur TS9 bestand aus Wachs und wurde durch Ausgießen einer Silikonform, ihrerseits ein Abbild eines mikrozerspanend strukturierten Messingformeinsatzes, hergestellt. Diese Struktur diente dem Testen der Festigkeit der Einbettmasse beim Einströmen der Schmelze in die Gussform. Die Plättchen der Größe 20 mm x 20 mm wurden senkrecht bzw. waagrecht auf dem Gusstrichterformer montiert.

Abb. 5.2 zeigt die geometrische Gestaltung der Mikromodelle. Die Plättchen wurden mit Wachsdraht auf einen Gusstrichterformer aus Silikonkautschuck geklebt. Es wurde darauf geachtet, dass sich die Mikrostrukturen in der oberen Hälfte der zylindrischen Gussform befanden, um eine Erstarrung des Gusskörpers vom äußeren dünnwandigen Bereich der Strukturen hin zum heißen Bereich im Zentrum der Gussform zu gewährleisten. Um die Fließwege der Schmelze gering zu halten und um eine gleichmäßige Abkühlung des Gusskörpers zu erzielen wurden bei Verwendung der größeren Gussformen (TS2: Mikroturbinengehäuse) die Strukturen durch zwei Kanäle angeströmt.

Tabelle 5.1: Liste der abgeformten Teststrukturen.

Name	Beschreibung	Fließlänge in der Mikrostruktur	minimaler Querschnitt
TS1: Mikromechanische Säulengruppen (Spinndüsen)	Säulengruppen aus PMMA, mikromechanischen Ursprungs, auf Trägerplatte 40 mm x 26 mm	1 mm	300 µm
TS2: Mikroturbinengehäuse	Gestuftes, konzentrisch aufgebautes Bauteil aus PMMA mit Sacklöchern und durchgängigen Bohrungen mikromechanischen Ursprungs, 4 Mikroteile auf Plättchen der Größe 5mm x 20 mm	1 mm (Höhe des Zentralröhrchens)	115 µm (Wandstärke des Zentralröhrchens)
TS3: Gestuftes LIGA-Zahnrad	Gestuftes Zahnrad aus PMMA mit einem Außendurchmesser von ca. 1 mm Zentralbohrung mit kreuzförmiger Säule auf Trägerplatte	ca. 500 µm (Zentralkreuz)	ca. 50 µm (Zentralkreuz)
TS4: Hexagonale LIGA-Säulen	Sechseckige Säulen aus PMMA auf Trägerplatte 5 mm x 20 mm	175 µm (Säulenhöhe)	50 µm (Schlüsselweite)
TS5: Dünne Faser	10 Fasern als kammartiger Körper	9 mm	230 µm
TS6: Dünnes Plättchen	Plättchen aus Polyethylenfolie oder PMMA	5 mm	50 µm bis 1mm
TS7: Fliege	echtes Insekt	einige mm	einige µm
TS8: Haar	menschliches Haar	5 mm	60 - 80 µm
T9: Quadratische Sacklöcher	Wachsplättchen mit quadratischen Sacklöchern der Kantelänge 100 µm und Tiefe 200 µm, Plättchen der Größe 20 mm x 20 mm	200 µm	100 µm

5.4 Herstellung der Gußformen

5.4.1 Gußformen aus Einbettmassen

Mit den montierten Modellen wurden unter Verwendung der in Tabelle 5.2 aufgeführten Einbettmassen kompakte Gussformen hergestellt. Standardmäßig kam die kommerziell erhältliche phosphatgebundene Einbettmasse Deguvest CF der Fa. Degussa zum Einsatz. Diese ist besonders feinkörnig und graphitfrei. Des weiteren fanden die speziell hergestellten Einbettmassen (Bezeichnung SF1 und SF2) Verwendung. Diese Versuchsmuster der Fa. Degussa sind Modifikationen der Einbettmasse Deguvest CF mit noch feinerer Körnung. Die phosphatgebundene Einbettmasse Optivest sowie die gipsgebundene Einbettmasse Deguvest California fanden nur Anwendung für Vorversuche.

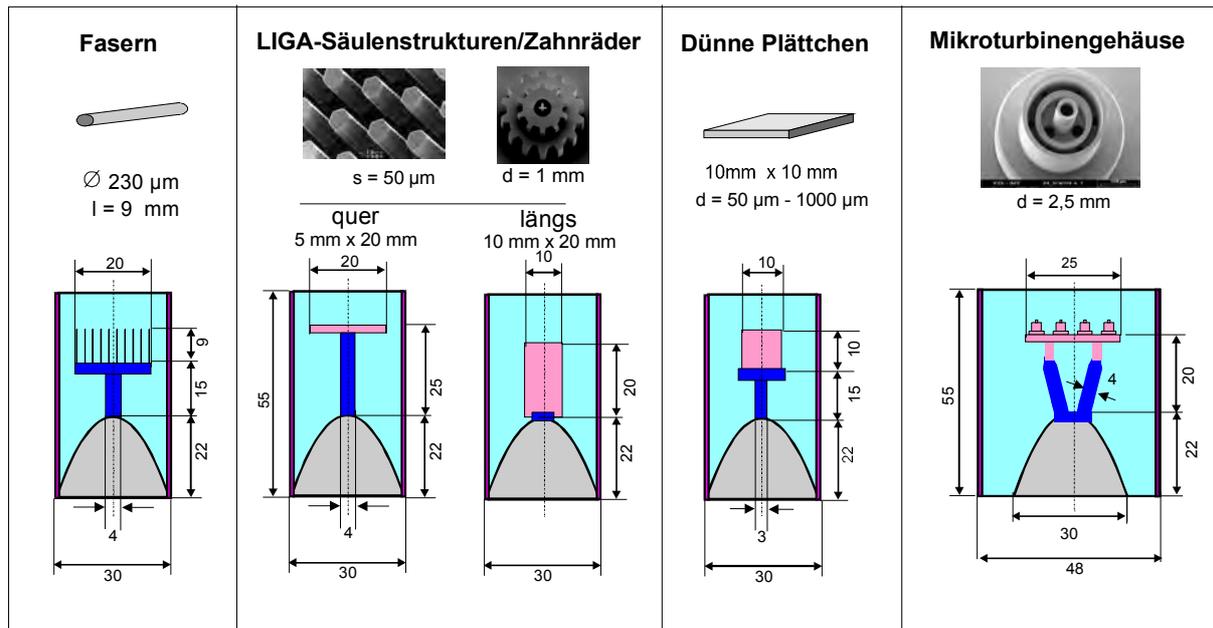


Abb. 5.2: Aufbau und Anordnung der Mikromodelle in den zylindrischen Gussformen.

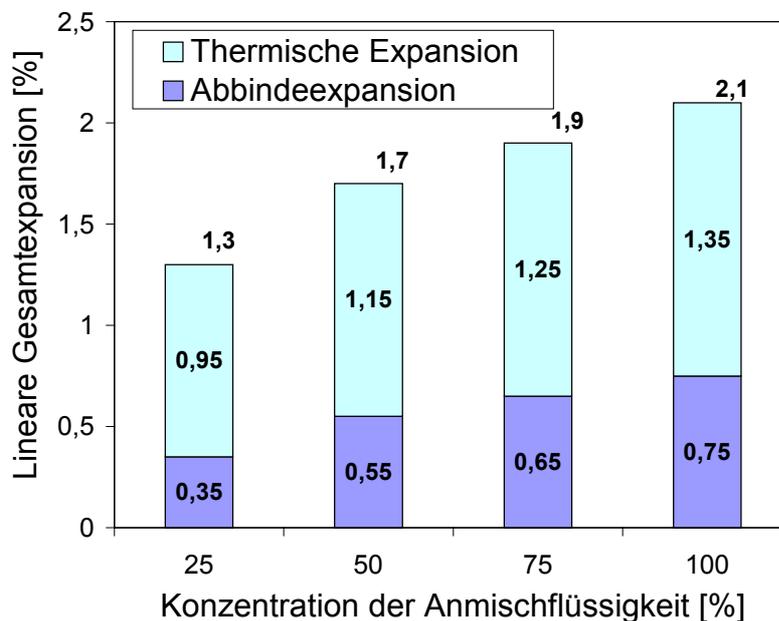
Zum Anmischen von 100g Einbettmasse werden bei phosphatgebundener Einbettmasse 25 ml Anmischflüssigkeit (im wesentlichen bestehend aus Kieselsol) benötigt, deren Konzentration durch Verdünnen mit dest. Wasser variiert werden kann. Dadurch lässt sich die Expansion der Einbettmasse beim Abbinden und anschließenden Vorwärmen im Ofen steuern (Abb. 5.3). Weiterhin wirkt sich diese auf die Oberflächenbeschaffenheit der Gussform aus. Die Konzentration der Anmischflüssigkeit wurde standardmäßig auf 50 % eingestellt. Dadurch wurde die lineare feste Schwindung der Edelmetallgusslegierungen in etwa ausgeglichen. Bei den feinkörnigen Einbettmassen war die notwendige Flüssigkeitsmenge zum Anmischen größer als bei der Standardeinbettmasse Deguvest CF (SF2: 30 ml Flüssigkeit pro 100g Einbettmassepulver; SF1: 40 ml Flüssigkeit pro 100g Einbettmassepulver).

Einbetten der Modelle

Für den Großteil der Versuche erfolgte die Formherstellung standardmäßig nach dem in Abb.5.4 dargestellten Verfahren. Zur Untersuchung des Einflusses der Gussform auf die Oberfläche des Gussteils wurden darüber hinaus spezielle Gussformen hergestellt. Zur Formherstellung wurden die Gussküvetten inklusive den Modellen mit der Einbettmasse ausgegossen.

Tabelle 5.2: Einbettmassen zur Formherstellung.

Einbettmasse	Charakteristik	Verwendung im Experiment
Deguest CF	Phosphatgebundene, feinkörnige Einbettmasse zum Dentalguss von Edelmetall-Legierungen	Standardeinbettmasse für den Großteil der Versuche
SF2	Wie Deguest CF, Versuchsmuster mit feinerer Körnung (Kgr. 63 µm)	Versuche zur Erzielung glatterer Oberflächen
SF1	Wie Deguest CF, Versuchsmuster mit feinerer Körnung (Kgr. 6 µm)	Versuche zur Erzielung glatterer Oberflächen
Deguest California	Gipsgebundene Einbettmasse für den Dentalguss hochgoldhaltiger Legierungen	Vorversuche zur Materialauswahl
Optivest	Phosphatgebundene Einbettmasse zum dentalen Modellguss von Co-Cr-Mo-Legierungen, enthält grobkörnige Anteile an Zirkonsilikat	Vorversuche zur Materialauswahl

**Abb. 5.3:** Ausdehnungsverhalten der phosphatgebundenen Einbettmasse Deguest CF.

Die Einbettmasse wurde hierzu zunächst mit der Anmischflüssigkeit von Hand mit einem Spatel ca. 30 s vermischt und anschließend unter Vakuum (ca. 0,1 bar) für 60 s gerührt. Nach Ablauf des Rührvorganges erfolgte das Befüllen der Gussküvette unter Vibration und

Vakuum. Das Rührgefäß und die Gussküvette wurden dabei auf einem Vibrator so geschwenkt, dass die Einbettmasse die Gussküvette von unten nach oben auffüllte und das Modell vollständig umfloss. Nach ca. 30 s war die Gussküvette gefüllt und wurde für 10 min in einen Drucktopf gestellt, in den mittels Druckluft 2,5 bar Überdruck eingebracht wurde. Nach dem Verfestigen der Einbettmasse im Drucktopf wurden die Gussküvetten entnommen und die Gusstrichterformer abgezogen.

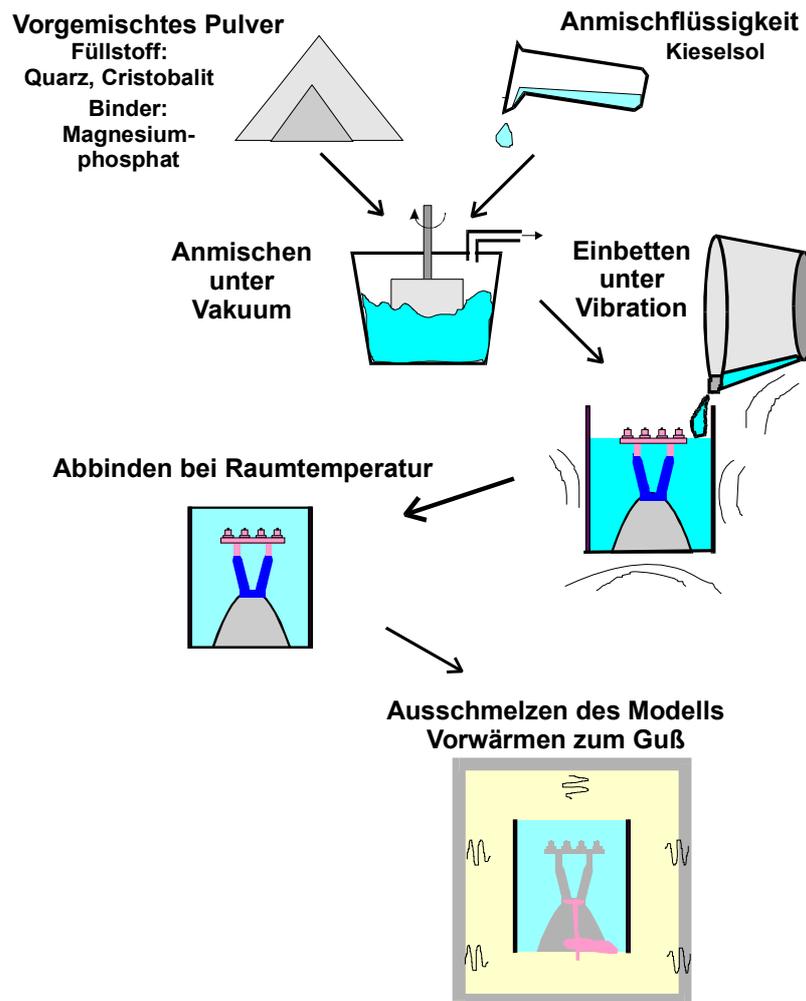


Abb. 5.4: Schematischer Ablauf der Formherstellung beim Mikroguß.

Ausschmelzen der Modelle und Vorwärmen zum Guß

Nach einigen Stunden Aushärten bei Raumtemperatur wurde bei den phosphatgebundenen Einbettmassen der Vorwärmprozess nach Abb. 5.5 durchgeführt. Das Aufheizen der Gussküvetten geschah im Umluftofen nach dem vorher festgelegten Heizprogramm mit 3 K/min. Bei 290°C und 550°C wurden Haltezeiten von 60 min eingelegt. Alle Muffeln wurden auf 800°C erhitzt und für mindestens 60 min gehalten. Anschließend erfolgte durch weiteres

Erhitzen bzw. Abkühlen das Einstellen der Vorwärmtemperatur zum Gießen. Diese lag je nach Versuch zwischen Raumtemperatur und 1100°C. Diese Vorwärmtemperatur wurde für mindestens 30 min gehalten, sodass sich die Temperatur in der Muffel vollständig angleichen konnte. Während des Erhitzens und Haltens der Muffeln auf 800°C wurden das Wachs und der Modellkunststoff ausgeschmolzen und vollständig pyrolysiert, sodass eine Hohlform mit dem Abbild des verlorenen Modells entstand. Bei den Versuchen mit der gipsgebundenen Einbettmasse wurde der Prozess analog durchgeführt. Es wurde aber lediglich auf maximal 700°C vorgewärmt, da sich gipsgebundene Einbettmassen oberhalb dieser Temperatur thermisch zersetzen.

Temperatur [°C]

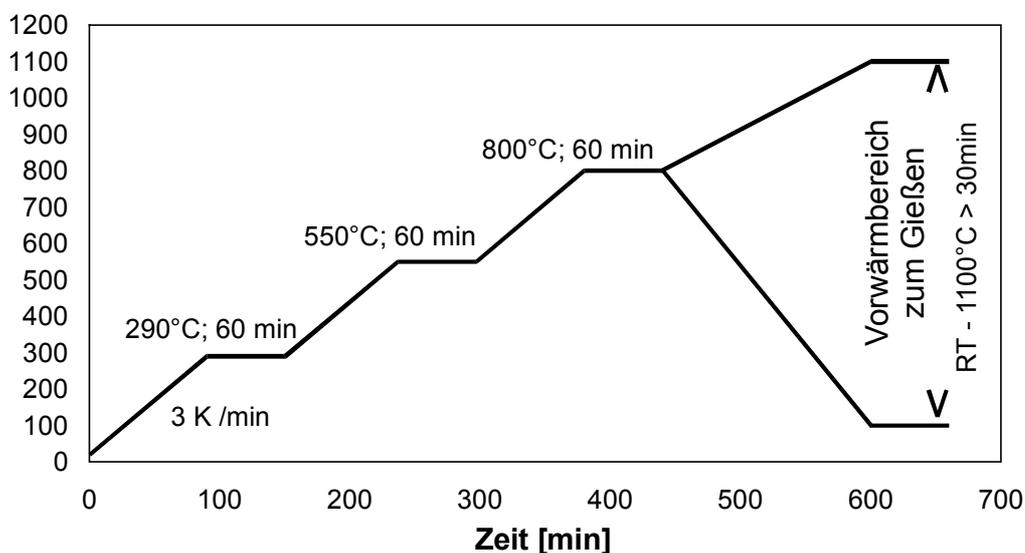


Abb. 5.5: Standard-Vorwärmprozess der Gussformen bei Verwendung der phosphatgebundenen Einbettmassen.

5.4.2 Gußformen mit speziellen Oberflächen

Verwendung beschichteter Modelle

Mit dem Ziel, die Oberflächenqualität der Gussteile zu verbessern, wurden Modelle der TS1 vor dem Einbetten in die phosphatgebundene Einbettmasse Deguvest CF mit unterschiedlichen Beschichtungen versehen, die jedoch nicht zum gewünschten Ziel führten:

- Aufbringen einer dünnen silikatgebundenen Feineinbettung der Fa. Fino. Das Beschichten mit der Feineinbettung gestaltete sich bei den Mikroteilen schwierig, da der Schlicker zähflüssig war und sich sehr ungleichmäßig in den mikrostrukturierten Bereichen verteilte. Ein gleichmäßiges Auftragen ohne Luftblasen war nicht möglich.
- Besputtern mit Gold
- Besputtern mit Chrom

Bei diesen Schichten wurde beobachtet, dass nach dem Ausschmelzen des Modells keine Haftung der Metallschicht auf der Oberfläche der Gussform vorlag.

Gussformen mit Solbeschichtung

Ziel dieser Versuche war es, eine dünne Glasschicht auf den Oberflächen bereits vorher gesinterter Gussformen zu erzeugen. Dadurch sollten die Poren abgedichtet und die Oberflächenqualität verbessert werden. Zur Herstellung von solbeschichteten Gussformen wurden zunächst PMMA-Plättchen (TS6) in die phosphatgebundene Einbettmasse Deguvest CF eingebettet. Anschließend wurde der normale Vorwärmprozess durchgeführt. Nach dem Halten auf 800 °C wurden die Gussformen wieder langsam auf Raumtemperatur abgekühlt. Der Hohlraum der Gussformen wurde anschließend mit Anmischflüssigkeit Dequvest liquid infiltriert. Die Lösung wurde in den Formhohlraum gegossen und ca. 1 min in den Drucktopf bei 2,5 bar Überdruck gestellt. Danach wurde die überschüssige Lösung aus der Form gekippt. Durch die Diffusion des Wassers in den porösen Keramikkörper bildete sich auf der Oberfläche des Formhohlraums eine Gelschicht. Diese trocknete nach dem Auskippen der überschüssigen Lösung. Die beschichteten Gussformen durchliefen anschließend nochmals das Heizprogramm im Vorwärmofen. Dabei sollte die Umwandlung in eine Glasschicht erfolgen.

Gussformen mit Quarzglasoberflächen

Es wurden Gussformen hergestellt, bei denen eine Seite der Innenfläche aus Quarzglas bestand und solche doppelseitiger Innenfläche aus Quarzglas. Für die einseitig mit Quarzglas beschichteten Gussformen wurden auf PMMA-Plättchen Quarzglasplättchen aufgeklebt. Die Plättchen wurden mit Wachs auf den Gusstrichterformer geklebt und in die phosphatgebundene Einbettmasse Deguvest CF eingebettet. Bei den beidseitig mit Quarzglas beschichteten Gussformen wurde eine dünne PE-Folie mit Quarzglasplättchen beidseitig beklebt, auf einen Wachsanguss geklebt und das Modell wieder in phosphatgebundene Einbettmasse eingebettet. Anschließend erfolgte das Ausschmelzen und Vorwärmen in analoger Weise wie bei den phosphatgebundenen Gussformen. Die so

erhaltenen Gussformen wiesen nach dem Ausschmelzen im Formhohlraum ein- oder beidseitig Quarzglasoberflächen auf.

5.5 Gusslegierungen

Auswahlkriterien für die Gusslegierungen waren die Schmelz- und Gießbarkeit sowie die Korrosionsbeständigkeit. Bereits bei der gießtechnischen Verarbeitung erwies sich eine geringe Oxidation als vorteilhaft. Eine ausreichende Stabilität gegen chemischen Angriff war notwendig, um die Mikroteile durch chemisches Lösen der keramischen Einbettmasse reinigen zu können. Darüber hinaus sollten die verwendeten Legierungen ausreichende mechanische Eigenschaften für technische Anwendungen aufweisen. Im Experiment wurden vier verschiedene Gusslegierungen verwendet, die mit widerstandsbeheizten Gießgeräten verarbeitet werden konnten (Tabelle 5.3). Für einen Vorversuch kam auch die Co-Cr-Mo-Legierung Biosil L der Fa. Degussa zum Einsatz, die hier nicht näher beschrieben wird.

Tabelle 5.3: Schmelz- und Gießtemperaturen der Versuchslegierungen.

Legierung	Schmelzbereich	Gießtemperatur im Versuch
AgCu28	780°C	1000°C
Ag-Cu-Pd	950 - 1040°C	1200°C
Au-Ag-Cu	860 - 940 °C	1100°C
CuAl10Ni	1020 - 1040°C	1250°C

Legierung AgCu28

Die eutektische Legierung AgCu28 (28 Massen-% bzw. 39,7 Atom-% Cu) hat einen Schmelzpunkt von 780 °C und wird als Lotwerkstoff zum Hartlöten verwendet (Phasendiagramm Abb. 5.6). Sie weist ein lamellar-eutektisches Gefüge auf, das aus einem Ag-Mischkristall und einem Cu-Mischkristall besteht. Durch die Mischkristallhärtung wird eine Härte von 90 HV erreicht. [Abb. 5.7]. Bei Exposition der Legierung auf höheren Temperaturen an Luft tritt innere Oxidation auf, wobei selektiv Cu oxidiert wird, dadurch verarmt der Werkstoff an der Oberfläche an Cu. Dies führt zur Anreicherung von Ag im oberflächennahen Bereich [SCHUMANN91].

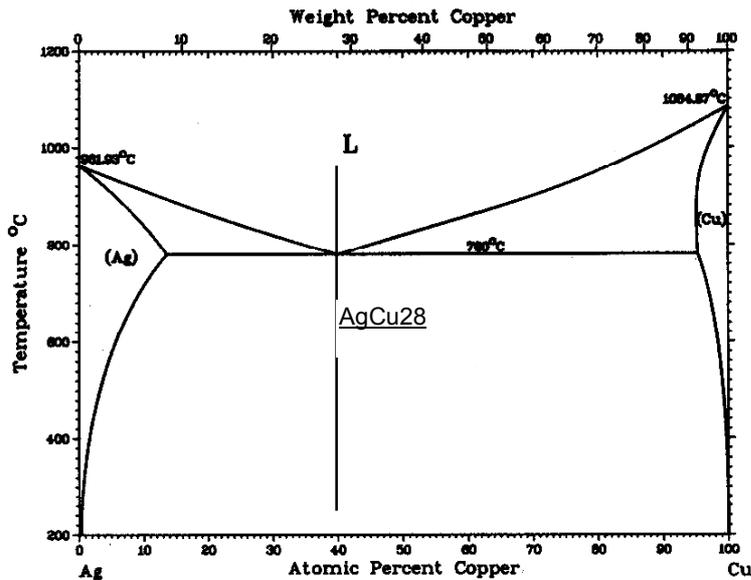


Abb. 5.6: Das eutektische System Ag-Cu. Die Legierung AgCu28 besitzt einen Schmelzpunkt von 780°C [MASSALSKI86].

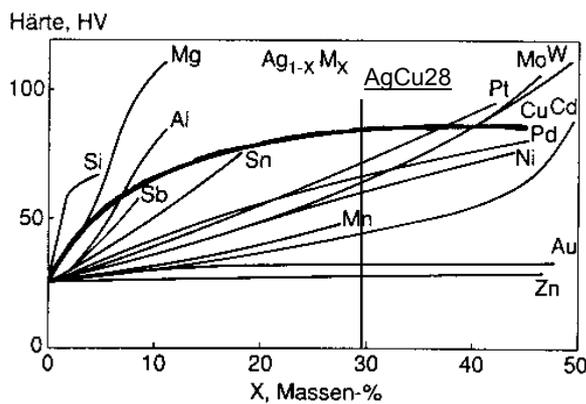


Abb. 5.7: Härte von binären Ag-Legierungen in Abhängigkeit der Konzentration des Legierungselements. Der Zusatz von Cu führt durch Mischkristallhärtung zu einer Härtesteigerung [DEGUSSA95].

Ag-Pd-Cu-Legierung Palliag M

Die Legierung Palliag M ist eine amtlich zugelassene Dentallegierung der Firma Degussa, zur Anfertigung von feststehendem Zahnersatz. Sie ist ein Gusswerkstoff vom Typ IV (extrahart) und wurde aufgrund der hohen Härte und Festigkeit sowie der guten Fließigenschaften ausgewählt [DEGUSA96]. Die Legierung Palliag M basiert auf dem ternären System Ag-Pd-Cu. Die binären Randsysteme zeigen, dass Ag und Pd vollständig mischbar sind, während das System Ag-Cu eine Mischungslücke aufweist. Im System Cu-Pd bilden sich Überstrukturen. Abb. 5.8 zeigt eine Projektion des ternären Systems. Die Liquidustemperaturen sind als Höhenlinien eingezeichnet. Außerdem ist ein isothermer Schnitt des Systems bei 400 °C abgebildet. Bei dieser Temperatur ist neben den Mischkristallen Cu, (Ag, Pd), (Cu, Pd) auch die intermetallische Phase Cu₃Pd₂ zu erkennen. Die ungefähre Lage der Legierung Palliag M ist eingezeichnet. Sie weist ein großes

Schmelzintervall (950 - 1040 °C) auf, sodass sich beim Erstarren starke Seigerungen bilden können. Deshalb enthält die Legierung 0,1 % Ir als Kornfeinungsmittel. 1,5 % Zn dienen der Steigerung von Härte und Festigkeit durch Bildung Ausscheidungsphasen.

Die Menge der gebildeten Ausscheidungsphasen hängt von den Abkühlbedingungen ab. Während sich bei schneller Abkühlung wenig Ausscheidungsphase bildet, hat das System bei langsamer Abkühlung genügend Zeit. Dies ist auch der Fall, wenn nach schneller Abkühlung wieder auf höhere Temperatur erwärmt wird. Die Bildung der Ausscheidungen ist mit einer Härtesteigerung verbunden. Um diesen Effekt auszunutzen, werden in der Dentaltechnik die Gussküvetten langsam abgekühlt. Durch die vom Hersteller empfohlene Wärmebehandlung lässt sich die Härte noch weiter steigern. Die mechanischen Eigenschaften nach unterschiedlichen Wärmebehandlungen nach Herstellerangabe sind in Tabelle 5.4 aufgeführt.

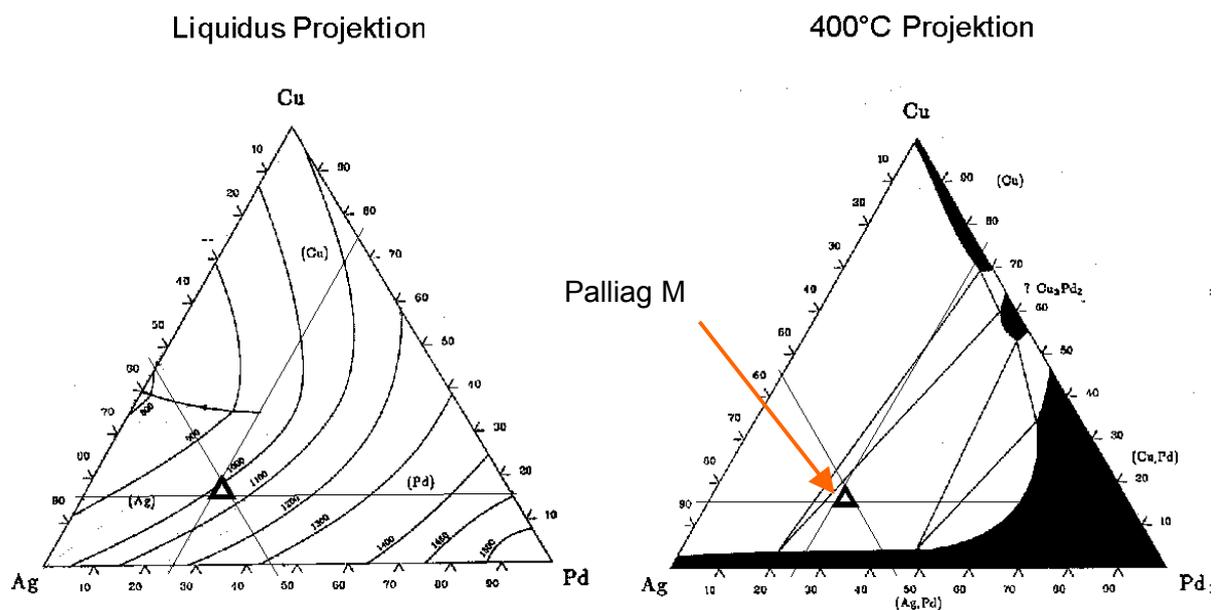


Abb. 5.8: Ternäres System Ag-Cu-Pd [VILLARS95].

Tabelle 5.4: Eigenschaften der Ag-Pd-Cu-Legierung Palliag M [DEGUSSA96].

Dichte: 11,1 g/cm ³		Schmelzintervall: 950 - 1040 °C				
Zusammensetzung						
Element	Ag	Pd	Cu	Zn	Au	Ir
Massen-%	58,5	27,4	10,5	1,5	2,0	0,1
Atom-%	54,3	25,8	16,6	2,3	1,0	0,1
Mechanische Eigenschaften						
Elastizitätsmodul: 108 GPa						
Wärmebehandlung	w		a		g	
	15 min bei 900°C, abgeschreckt		w + 15 min bei 400°C		langsames Abkühlen in der Gußform	
Härte HV5:	140		310		170	
0,2%-Dehngrenze [N/mm ²]:	320		940		---	
Zugfestigkeit [N/mm ²]	510		950		---	
Bruchdehnung [%]	31		3		---	

Au-Ag-Cu-Legierung Stabilor G

Die Legierung Au-Ag-Cu-Legierung Stabilor G ist eine amtlich zugelassene Dentallegierung der Fa. Degussa vom Typ IV extrahart und dient - wie die Legierung Palliag M - als Gusswerkstoff zur Herstellung von festsitzendem Zahnersatz. Sie wurde aufgrund der hohen Härte und Festigkeit ausgewählt. Grundlage dieser Legierung ist das ternäre System Au-Ag-Cu in Abb. 5.9, das die Basis für eine Reihe von Schmuck- und Dentallegierungen bildet. Das Dreieck zeigt die ungefähre Lage der Legierung Stabilor G. Wie der quasibinäre Schnitt zeigt, finden nach der Erstarrung Entmischungsvorgänge in eine Ag-reiche und Cu-reiche Phase statt. Weiterhin bilden sich intermetallische Phasen. Durch das große Schmelzintervall der Legierung treten Seigerungen auf. Zur Vermeidung einer grobdendritischen Erstarrung und Minimierung der Seigerungen sind 0,1 % Ir als Kornfeiner zugesetzt.

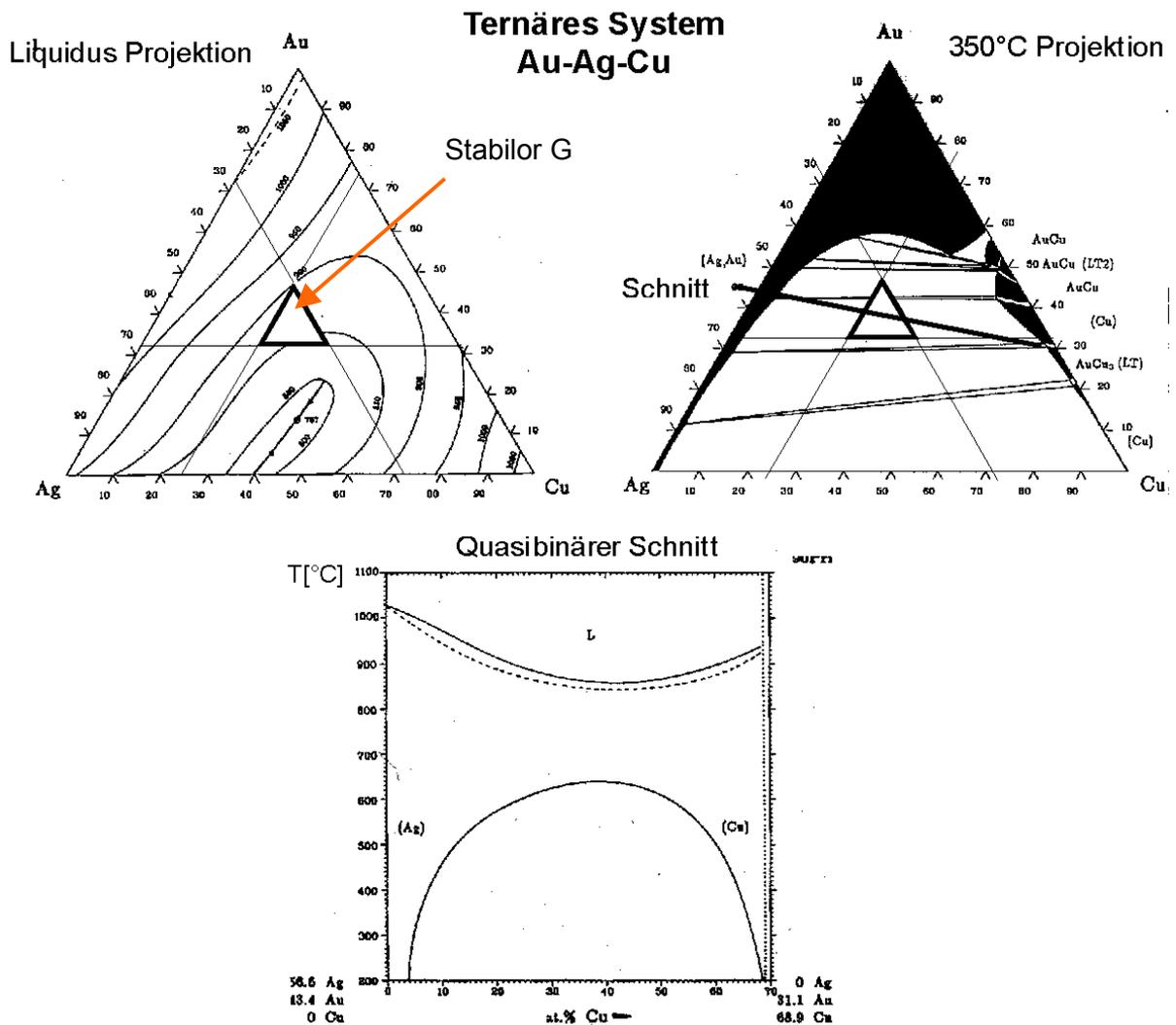


Abb.5.9: Ternäres System Ag-Au-Cu [VILLARS95].

Außerdem enthält die Legierung 5,5 % Pd und 0,1 % Pt zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften. Der Zusatz von 1,0 % Zn dient der Steigerung von Härte und Festigkeit durch Bildung von Ausscheidungsphasen. Eine hohe Härte der Legierung wird durch langsames Abkühlen nach dem Guss oder durch eine Wärmebehandlung (Abschrecken und Auslagern) erzielt.

Tabelle 5.5: Eigenschaften der Au-Ag-Cu-Legierung Stabilor G [DEGUSSA96].

Dichte: 13,9 g/cm ³ ,		Schmelzintervall: 860 - 950 °C					
Zusammensetzung							
Element	Au	Ag	Cu	Pd	Znt	Pt	Ir
Massen-%	58,0	23,3	12,0	5,5	1,0	0,1	0,1
Atom-%	38,4	28,2	24,6	6,7	2,0	0,1	0,1
Mechanische Eigenschaften							
Elastizitätsmodul: 107 GPa							
Wärmebehandlung	w		a		g		
	15 min bei 750°C, abgeschreckt		w + 15 min bei 400°C		langsam Abkühlen in der Gußform		
Härte HV5:	170		275		275		
0,2%-Dehngrenze [N/mm ²]:	400		830		---		
Zugfestigkeit [N/mm ²]	510		890				
Bruchdehnung [%]	33		6		---		

Aluminiumbronze CuAl10Ni

CuAl-Legierungen nach DIN1714 werden als Gußwerkstoffe für korrosionsbeanspruchte Bauteile verwendet. Die im Versuch verwendete Legierung CuAl10Ni besitzt neben guten mechanischen Eigenschaften (Tabelle 5.6) gute Gleiteigenschaften und Resistenz gegen Meerwasser. Durch den Aluminiumgehalt bildet sich auf der Oberfläche des Werkstoffs eine dünne Passivierungsschicht, die vorwiegend aus Aluminiumoxid besteht. Diese Schicht schützt den Werkstoff vor innerer Oxidation und verleiht ihm gute Gleiteigenschaften. Vorteilhaft ist das enge Erstarrungsintervall von ca. 1020-1040°C, das nur zu sehr geringen Seigerungen führt. Dies ist ein gewisser Vorteil gegenüber Zinnbronzen. Die gegossenen Objekte zeigen bereits ohne chemische Reinigung metallischen Glanz und sind von einer nur sehr dünnen Oxidschicht überzogen [DIES67].

Abb. 5.10 zeigt einen Ausschnitt aus dem Phasendiagramm. Im Gefüge treten die α -Phase (Cu-Mischkristall), die β -Phase (Cu₃Al) sowie die intermetallischen Phasen κ und γ_2 auf. Beim Erstarren bildet sich demnach zunächst die β -Phase und bei weiterer Abkühlung bildet sich die α -Phase.

Bei langsamer Abkühlung scheidet sich aus der α -Phase die κ -Phase aus. Die β -Phase wandelt sich bei schneller Abkühlung in die martensitartige β' -Phase um. Die

Mehrphasigkeit der Legierung ermöglicht eine Vergütung, wobei sich ein feinkörniges Gefüge einstellen lässt [HORN96].

Tabelle 5.6: Eigenschaften der Legierung CuAl10Ni nach DIN 1714.

Dichte 7,6 g/cm ³		Schmelzbereich 1020 -1040 °C		
Zusammensetzung				
Element	Cu	Al	Ni	Fe
Massen-%	76	8,5 - 11,0	4,0 - 6,5	3,5 - 5,5
Mechanische Eigenschaften im Gusszustand				
0,2%-Dehngrenze	Zugfestigkeit	Bruch-	Härte	E-Modul
[N/mm ²]	[N/mm ²]	Dehnung	HB10	[N/mm ²]
270 - 300	600 -700	12 - 14	140 - 160	110 -128

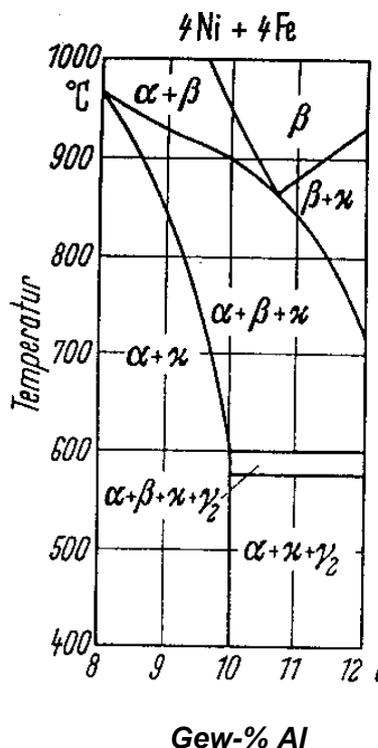


Abb. 5.10: Ausschnitt aus dem Vierstoffsystem Cu-Al-Ni-Fe. Phasenausbildung in Abhängigkeit des Aluminium-Gehaltes und der Temperatur [DIES67].

Aus gießtechnischer Sicht ist die Oxidhaut im Schmelztiegel zu beachten, die ein Zusammenfließen verschiedener Schmelzetropfen erschwert und die nicht in das Gussobjekt eingetragen werden soll. Eine starke Oxidbildung beim Schmelzvorgang führt zu

einer Verarmung des Werkstoffs an Aluminium. Dadurch nimmt die Korrosionsbeständigkeit ab. Das Oxid kann im Graphittiegel nicht reduziert werden. Es wird daher darauf geachtet, dass die Oxidhaut erst beim Gießvorgang aufreißt, und so die Oxidation begrenzt wird. Beim Gießen verbleibt der Großteil der Oxidhaut im Gusstiegel.

5.6 Gießgeräte und Gießvorgang

Zur Durchführung der Gießversuche wurden das Schleudergießgerät „Multicast Compact“ und das Vakuum-Druckguss-Gerät „Prestomat Compact“ der Firma Degussa eingesetzt (Prinzipskizzen Abb. 5.11). Beide Geräte arbeiten mit elektrischer Widerstandsheizung. In einem Vorversuch wurde das induktiv betriebene Schleudergießgerät Vacutherm 3.3 der Fa. Linn [LINN96] getestet. Dieses Gerät erlaubte das Schmelzen und Gießen unter Vakuum und Schutzgas. Die Gussstückgewichte lagen bei 8 bis 20 g.

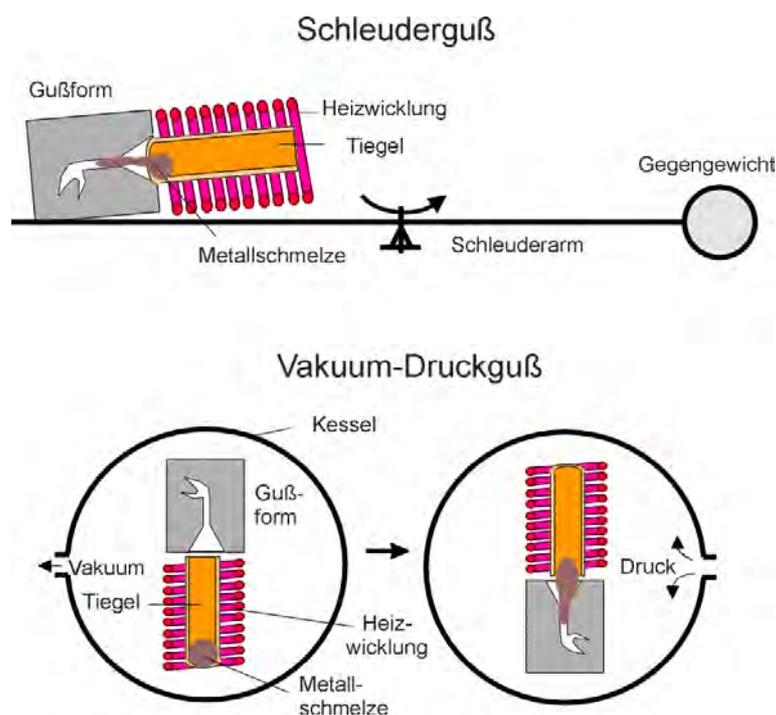


Abb. 5.11: Prinzip der Gußverfahren zur Formfüllung. Beim Schleuderguss mit dem Gerät Multicast Compact erfolgt die Formfüllung durch die Zentrifugalkraft. Beim Vakuum-Druckguss mit dem Gerät Prestomat Compact wird die Form evakuiert und die Schmelze füllt den Formhohlraum durch Aufbringen von Druck aus.

Schleuderguss mit dem Gerät Multicast Compact

Bei diesem Gerät war die Schmelzvorrichtung auf einem Schleuderarm montiert. Zunächst wurde der Ofen mit dem Graphittiegel vorgewärmt, dann die Legierungsmenge in den Tiegel eingefüllt und weiter geheizt. Nach dem vollständigen Aufschmelzen der Legierung wurde noch für ca. 15 s weiter erhitzt. In dieser Zeit wurde die Gussform aus dem Ofen entnommen und in das Gießgerät eingesetzt. Nach Ablauf der Weitererhitzungszeit wurde der Gießvorgang ausgelöst. Dabei wurde der Schleuderarm auf 450 U/min beschleunigt. Die berechneten Fülldrücke sind in der Tabelle 5.6 angegeben. Nach 1 min Schleudern wurde die gefüllte Gussform aus dem Gerät entnommen und kühlte anschließend weiter an Luft ab.

Vakuum-Druckguss mit dem Gerät Prestomat Compact

Der elektrische Schmelzofen befand sich in einem Kessel. Zunächst erfolgte das Vorwärmen des Schmelzofens. Dann wurde der Graphittiegel eingesetzt und auf die Starttemperatur vorgewärmt. In den vorgewärmten Tiegel wurde die Legierungsmenge eingefüllt und auf die Gießtemperatur aufgeheizt. Nach dem vollständigen Aufschmelzen der Legierung wurde 15 s weiter erhitzt. In dieser Zeit wurde die Gussform aus dem Vorwärmofen entnommen und über dem Schmelztiegel in das Gießgerät eingelegt. Nach dem Verschließen des Kessels erfolgte das Evakuieren auf ca. 0,1 bar. Anschließend wurde der Kessel samt Schmelzofen und Gießform um 180° gekippt, sodass die Schmelze zunächst aufgrund der Schwerkraft in die Form floss. Nach einer kurzen Verzögerungszeit von 0,2 s, die notwendig war, um sicherzustellen, dass die Schmelze den Formhohlraum vollständig abschloss, strömte Druckluft in den Kessel. Der auf die Schmelze aufgebrauchte Druck betrug 3 bar. Damit ergab sich ein wirksamer Fülldruck von 2,9 bar. Die Schmelze wurde dadurch in die filigranen Hohlräume gedrückt und erstarrte. Nach der Haltezeit von 1 min schwenkte der Kessel in die Ausgangsposition zurück und wurde geöffnet. Die gefüllte Gussform wurde entnommen und kühlte an Luft ab.

Tabelle 5.7: Fülldrücke beim Schleuderguss mit dem Gießgerät Multicast Compact bei einer Drehzahl von 450 /min. Bei einer Angusslänge h von 30 mm betragen die Radien $r_i = 150$ mm und $r_a = 180$ mm.

Beim Vakuum Druckguss lag der Fülldruck bei allen Legierungen mit 2,9 bar deutlich höher als beim Schleuderguss.

Legierung	CuAl10Ni	AgCu28	Ag-Pd-Cu	Au-Ag-Cu
Dichte [g/cm ³]	7,6	10,0	11,1	14,9
Fülldruck [bar]	0,77	1,01	1,12	1,50

5.7 Ausbetten, Reinigen und Vereinzeln der Mikroteile

Nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur wurden die Gusskörper ausgebettet. Die gefüllten Formen wurden einige Minuten in Wasser eingeweicht. Dann wurde der Keramikern aus dem Stahlzylinder herausgepresst und mittels einer Zange gespalten. Anschließend erfolgte die grobe Reinigung des Gusskörpers. Die vollständige Reinigung der Gussteile geschah im Ultraschallbad. Hierzu wurde konzentrierte Citronensäurelösung verwendet. Bei den Edelmetalllegierungen Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu erfolgte das Auflösen der Einbettmasse zusätzlich in konzentrierter Natronlauge, wobei die zu reinigenden Teile abwechselnd in Säure und Lauge gelegt wurden. Zusätzlich wurden ein Dampfstrahlgerät und eine Druckluftpistole zum Reinigen eingesetzt. Zur weiteren Untersuchung wurden die mikrostrukturierten Bereiche vom Angussystem getrennt.

Beim Mikroturbinengehäuse wurden einzelne Mikroteile präpariert. Dies geschah durch Spannen des rotationssymmetrischen Mikroteils mit einer Spannzange auf der Drehbank und spanende Bearbeitung von der Rückseite. Die Endbearbeitung erfolgte durch Nassschleifen auf einem metallographischen Schleifteller unter Verwendung von Schleifpapier mit einer Körnung von 220.

5.8 Messung des Temperaturverlaufs in Gussformen

Die Temperaturmessung in Gussformen erfolgte mit Hilfe von CrNi-Cr-Thermoelementen mit einem Durchmesser von 0,5 mm. Bei der Formherstellung wurden die Thermoelemente an definierten Stellen in der Gussform positioniert und in Einbettmasse mit eingegossen. Mit den Thermoelementen konnte die Temperatur des gesamten Gusskörpers an mehreren Punkten gemessen, und die Erstarrungszeit bestimmt werden. Das Messsignal wurde dabei als Funktion der Zeit erfasst. Hierzu wurde ein Schreiber verwendet, der die Temperaturkurven analog auf Papier aufzeichnete. Auf diese Weise konnte der Temperaturverlauf an 8 Messpunkte parallel erfasst werden. Die gleichzeitig mit der Messung durchgeführte Aufzeichnung der Messdaten auf Diskette ermöglichte die Bearbeitung mit dem PC.

5.9 Durchgeführte Versuche

Im Rahmen dieser Arbeit wurden unter Verwendung der beschriebenen Technik die im Folgenden beschriebenen Versuche mit den gewünschten Zielen durchgeführt (Zusammenfassung Tabelle 5.8). Um die Anwendbarkeit des Präzisionsgusses auf Mikroteile oder mikrostrukturierte Platten zu zeigen, wurden als Teststrukturen Mikroturbinengehäuse, Spinddüsen, LIGA-Zahnrad, hexagonale LIGA-Säulen, dünne Fasern, menschliche Haare und Fliegen abgeformt. Der Zusammenhang zwischen erzielbarer maximaler Fließlänge der Metallschmelze in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur der Gussform wurde durch Versuche mit dünnen Fasern (Durchmesser 230 μm , Länge 9 mm) an Teststruktur 5 hergestellt. Die Versuche wurden mit den vier Gusslegierungen (AgCu28, Ag-Pd-Cu, Au-Ag-Cu, CuAl10Ni) durchgeführt. Die Gießtemperatur der jeweiligen Legierung wurde nicht variiert. Um die zwei Gießverfahren Vakuum-Druckguss und Schleuderguss hinsichtlich der erzielbaren Fließlänge zu vergleichen, wurden diese Versuche für beide Gießverfahren mit den beiden Legierungen Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu an gleichen Prüfkörpern und bei gleichen Temperaturen durchgeführt. Die Formfüllung im Sinne der konturgenauen Abbildung der Gussform durch das Metall in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur der Gussform wurde an den hexagonalen LIGA-Säulen untersucht. Zur Ermittlung der Formfüllung an dünnen Spalten wurden dünne Plättchen der Dicke 50 μm und 100 μm zwischen Quarzglasoberflächen abgebildet. Um die Präzision des Abformverfahrens Mikroguß darzustellen wurden mehrere gleichartige Mikroteile hergestellt und vermessen. Diese Versuche wurden statistisch ausgewertet. Dabei wurden untersucht:

- 16 Mikroturbinengehäuse (4 Gussteile à 4 Mikroturbinengehäusen) aus der Ag-Pd-Cu-Legierung im Schleuderguss hergestellt. Die Vorwärmtemperatur lag bei 950°C und die Gießtemperatur bei 1200 °C
- LIGA-Zahnräder
- Hexagonale LIGA-Säulen

Hierzu wurden plättchenförmige Modelle mit unterschiedlich hergestellten Gussformen abgeformt. Die Formoberflächen und damit hergestellte Gussoberflächen wurden im REM und mittels Profilometrie untersucht.

Proben von Gusskörpern mit hexagonalen LIGA-Säulen, hergestellt aus der Ag-Pd-Cu- und der Au-Ag-Cu-Legierung, wurden nach der Entnahme aus dem Gießgerät in unterschiedlicher Art und Weise abgekühlt:

- Abkühlen der Gussform an Luft
- Abschrecken der Gussform in Wasser

- Abschrecken der Gussform in Wasser, danach Auslagern des Gusskörpers bei 400 °C für 15 min im Ofen.

Von diesen Proben wurden Querschliffe zur Härtemessung hergestellt. Die Härte wurde in den dünnwandigen Bereichen der Mikrostrukturen und auf der Trägerplatte gemessen. Zur Zugprüfung wurden Fasern mit einem Durchmesser von 230 µm der Teststruktur TS5 verwendet. Der Temperaturverlauf in Gussformen wurde wie in Kap. 5.8 beschrieben exemplarisch aufgezeichnet.

Tabelle 5.8: Durchgeführte Versuche.

Versuch	Methodik	Ziel
Vorversuche zur Auswahl der Materialien und Verfahren	Anwendung des Verfahrens auf interessante Mikroteile: Teststrukturen TS1 bis TS9, z. B. Mikroturbinengehäuse, LIGA-Zahnrad, Fliege, Haare	Aussagen über die Eignung der eingesetzten Materialien und angewandten Verfahren, Demonstration der prinzipiellen Anwendbarkeit
Fließlänge an dünnen Fasern	Abformung der TS5: Fasern mit Durchmesser 230 µm Länge 9 mm; Variation der Vorwärmtemperatur; Vakuum-Druckguss und Schleuderguss	Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur und Fließlänge; Vergleich Schleuderguss und Vakuum-Druckguss
Formfüllung an LIGA-Säulen	Abformung der hexagonalen LIGA-Säulen, (TS4) Variation der Vorwärmtemperatur	Zusammenhang zwischen Vorwärmtemperatur und Formfüllung an LIGA-Strukturen der Größenordnung 50 µm; Vergleich Schleuderguss und Vakuum-Druckguss
Formfüllung an dünnen Plättchen zwischen Quarzglasoberflächen	Abformung dünner Plättchen der Größe 10 mm x 10 mm (TS6)	Formfüllung und Fließlänge an Strukturen mit 50 – 100µm Spaltbreite bei glatten Formwänden
Oberflächenqualität	Abformung von Plättchen; Abbildung unterschiedlich behandelter Formoberflächen (TS6)	Einfluss der Formoberfläche auf die Oberfläche des Gussteils
Maßgenauigkeit	Maßverfolgung an Mikroturbinengehäusen; LIGA-Zahnradern und LIGA-Säulen	Demonstration der Abformgenauigkeit von Mikrobauteilen
Mikrozugproben	Herstellung von Zugproben unter Verwendung der TS 5 (230 µm Durchmesser, 9 mm Länge)	Demonstration der mechanischen Eigenschaften an gegossenen Mikroteilen
Wärmebehandlung	Unterschiedliche Abkühlung von gegossenen LIGA Säulen	Einfluss der Wärmebehandlung auf die Härte in den dünnwandigen Bereichen

6. Untersuchungsmethoden

6.1 Lichtmikroskopie und Maßbestimmung

Die Qualitätsüberprüfung der Mikroteile erfolgte im *Stereomikroskop*. Dieses erlaubt durch zwei unabhängige, zueinander schräge Strahlengänge eine räumliche Betrachtung der Mikroteile, ist jedoch nicht zur Vermessung der Mikroteile geeignet. Die Maßbestimmung der Mikroteile erfolgte im *Auflichtmikroskop* mittels eines Fadenkreuzes im Okular durch Anfahren der charakteristischen Kanten an den Mikroteilen. Durch einen x-y-Meßtisch wurde die Verschiebung in der Ebene senkrecht zum Lichtstrahl bis auf 1 µm Genauigkeit aufgenommen. Die Höhenmessung erfolgte mittels eines induktiven Höhentasters, der mit der Höhenverstellung des Mikroskops gekoppelt war. Durch Scharfstellen auf die jeweilige Ebene konnten so Höhen senkrecht zur Tischebene bestimmt werden. Des weiteren wurde das Auflichtmikroskop zur Gefügebetrachtung der Schiffe verwendet.

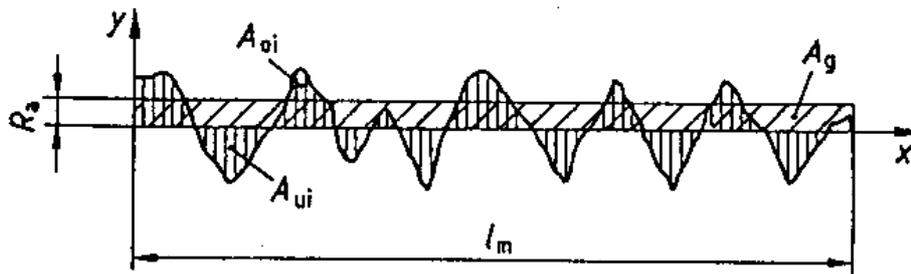
6.2 Rasterelektronenmikroskopie

Das Rasterelektronenmikroskop (REM) diente der Überprüfung der Qualität und Dokumentation der Mikroteile. Diese Methode zeichnet sich durch eine hohe Schärfentiefe aus. Hierzu wurden die Sekundärelektronen zur Abbildung genutzt. Kunststoff- und Keramikproben wurden mit Gold bedampft. Die gegossenen Mikroteile konnten ohne weitere Behandlung direkt betrachtet werden. Des weiteren erfolgte die Gefügebetrachtung im REM. Bei der Gefügeuntersuchung wurde neben dem Kontrast der Sekundärelektronen auch der Materialkontrast der Rückstreuelektronen zur Abbildung genutzt.

6.3 Oberflächenprofilometrie

Zur Charakterisierung der Metalloberflächen diente die Oberflächenprofilometrie. Hierbei wurde eine Messspitze über die Probenoberfläche geführt und die Höhe aufgezeichnet. Problematisch war dieses Verfahren bei Oberflächen aus keramischen Einbettmassen, da hier wegen der geringen Festigkeit eine Einebnung der Fläche durch die Messspitze beobachtet wurde. Eine optische Messung war bei keramischen Einbettmassen aufgrund der opak erscheinenden hellen Oberflächen ebenfalls nicht mit ausreichender Zuverlässigkeit möglich. Die Prüflänge betrug in der Regel 1mm. Aus dem Höhenprofil erfolgte nach DIN 4768 die Bestimmung des arithmetischen Mittenrauwerts R_a . Bei dieser Größe handelt es

sich um die Summe der Flächen um die gedachte Mittellinie des Profils, dividiert durch die Länge. Sie ist nach der Formel in Abb. 6.1 gegeben.



$$R_a = \frac{1}{l_m} \int_0^{l_m} |y(x)| dx$$

Abb. 6.1: Definition des Arithmethischen Mittenrauhwertes R_a .

6.4 Gefügeuntersuchung

Zur Analyse der Gussgefüge wurden aus den Mikroteilen mittels einer metallographischen Trennsäge Proben herausgeschnitten. Zur Schliiffherstellung wurden die Proben in Kunststoffharz eingebettet und auf SiC-Papier mit den Körnungen 120, 240, 500, 1200, 2400, 4000 sukzessive geschliffen. Nach jedem Schleifschritt erfolgte eine gründliche Reinigung der Schliiff-Fläche mit Wasser. Am Ende des Schleifprozesses wurden die Schliiffe zusätzlich im Ultraschallbad mit Ethanol gereinigt. Anschließend erfolgte die Endpolitur unter Verwendung von Diamantsprays mit den Korngrößen 6 μm , 3 μm und 1 μm . Nach jedem Polierschritt erfolgte eine Reinigung in Ethanol im Ultraschallbad. Nach der Kontrolle im Lichtmikroskop wurde das Gefüge durch metallographisches Ätzen mit den in Tabelle 5.1 aufgeführten Lösungen sichtbar gemacht.

Tabelle 6.1: Ätzmittel zur Gefügepräparation der gegossenen Mikroteile.

Legierung	Ätzmittel
AgCu28	25 ml Ammoniumhydroxid mit 50 ml Wasserstoffperoxidlösung
Au-Ag-Cu Stablor G	Königswasser (20 ml konz. Salpetersäure, 60 ml konz. Salzsäure)
Ag-Pd-Cu Palliag M	Königswasser(20 ml konz. Salpetersäure, 60 ml konz. Salzsäure)
CuAl10Ni	5 g Eisen(III)Chlorid in 100 ml verdünnter Salzsäure

6.5 EDX- und WDX-Analyse

Die EDX- und WDX-Analyse beruhen auf der Wechselwirkung von hochenergetischen Elektronen mit Materie. Neben der Entstehung von Rückstreu- und Sekundärelektronen wird zusätzlich eine für jedes Element charakteristische Röntgenstrahlung freigesetzt, die auf den Elektronenübergang von höheren auf tiefere Energieniveaus zurückzuführen ist. Bei der EDX-Analyse wird die freigesetzte Röntgenstrahlung energiedispersiv mittels eines Halbleiterdetektors, bei der WDX-Analyse wellenlängendispersiv mittels entsprechender Monochromatorkristalle und eines Zählrohres registriert. Die EDX-Analyse erfolgt als ergänzende Untersuchung am REM. Es lassen sich damit halbquantitative Elementanalysen durchführen, mit denen Seigerungen nachgewiesen werden können. Mit der WDX-Analyse (Mikrosonde) ist eine genauere Elementanalyse möglich [HUNGER83].

6.6 Mikrohärtemessung

Zur Bestimmung der Härte wurde das Verfahren nach Vickers eingesetzt. Dabei wird eine Diamantpyramide in die Oberfläche des Prüfkörpers gedrückt. Der Härtewert HV wird aus den Diagonalen des Eindrucks bestimmt. Es gilt

$$HV = 0,189 F/d^2 .$$

Dabei sind F die Prüfkraft [N] und d [mm] der Mittelwert der Diagonalen des Härteeindrucks. Diese werden im Mikroskop der Messapparatur optisch gemessen. Es kam ein Kleinlasthärteprüfer der Fa. Leitz zum Einsatz. Die Prüflast betrug 0,25 N, sodass Härteeindrücke mit Diagonallängen im Bereich 20 µm entstanden. Daraus wurden die Härtewerte HV 0,025 bestimmt.

6.7 Mikrozugversuche

Die Mikrozugversuche wurden nicht an genormten Proben durchgeführt. Im Rahmen dieser Arbeit ging es vielmehr darum, die mechanischen Eigenschaften an Gussproben im Mikrobereich nachzuweisen. Als gießtechnisch realisierbare Mikrozugproben erwiesen sich dünne zylindrische Fasern vom Durchmesser 230 µm mit einer Länge von 9 mm (Teststruktur 5). Die dünnen Fasern wurden in eine Haltevorrichtung eingeklebt und mit einer speziellen Mikrozugmaschine getestet, die am Institut für Materialforschung II entwickelt wurde [ILZHÖFER98, SCHINKE98]. Dabei wurde mit konstanter Prüfgeschwindigkeit die Kraft als Funktion des Weges registriert. Aus diesen Daten wurden

die Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelt. Hieraus erfolgte die Bestimmung von Streckgrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Gleichmaßdehnung A_g , Bruchdehnung A und E-Modul.

6.8 Bildanalyse zur Bestimmung der Formfüllung an LIGA-Teilen

Die Formfüllung wurde quantitativ mittels rechnergestützter Bildauswertung an den hexagonalen LIGA-Säulen mit der Schlüsselweite $50\ \mu\text{m}$ und Höhe $175\ \mu\text{m}$ bestimmt. Dabei wurden ermittelt:

- Der Flächenanteil auf der Trägerplatte, auf dem die Säulen zu mindestens $2/3$ gefüllt waren.
- Die Höhe der nach dem oben genannten Kriterium gefüllten Säulen.
- Das Verhältnis der tatsächlichen Kopffläche zur Kopffläche des idealen Sechsecks.

7. Versuchsergebnisse

7.1 Demonstratoren

Die Abbildungen 7.1 bis 7.3 zeigen Beispiele von abgeformten Mikrostrukturen. In der Abb. 7.1 ist der Verfahrensablauf ausgehend vom Spritzgießformeinsatz über das verlorene Modell aus Kunststoff und die verlorene Keramikform bis hin zum Gussteil dargestellt. Durch den Abformprozess „Mikroguss“ entsteht aus dem Modell (Positiv) über die Form (Negativ) eine Metallkopie (Positiv). Die linke Spalte zeigt den Ablauf am Beispiel des Mikroturbinengehäuses. Der Formeinsatz aus Messing wurde hierbei mikrozerspanend hergestellt und das verlorene Modell aus dem Kunststoff PMMA spritzgegossen. Das Mikroteil aus Ag-Pd-Cu-Legierung wurde im Schleudergussverfahren hergestellt. Die Vorwärmtemperatur der Gussform betrug 950°C bei einer Gießtemperatur von 1200°C. Bei der LIGA-Struktur (rechte Spalte) wurde mit dem Spritzgießformeinsatz aus Nickel zuerst das verlorene Modell aus PMMA hergestellt, hieraus die verlorene Form und mit dieser im Vakuum-Druckguss das Mikroteil aus Au-Ag-Cu-Legierung gegossen. Die Gießtemperatur betrug 1100°C und die Vorwärmtemperatur der Form 700°C.

Mikroturbinengehäuse wurden aus den drei Legierungen Ag-Pd-Cu, Au-Ag-Cu und CuAl10Ni hergestellt. Das Schleudergussverfahren hat sich dabei als geeignet erwiesen. Gestufte LIGA-Zahnräder wurden aus den beiden Legierungen Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu hergestellt. Es hat sich gezeigt, dass bei dieser Struktur nur unter Einsatz des Vakuum-Druckguss-Verfahrens eine brauchbare Formfüllung zu erzielen ist. Mit der Legierung CuAl10Ni wurde am LIGA-Zahnrad auch im Vakuum-Druckguss keine vollständige Formfüllung erreicht.

Abb. 7.2 zeigt gegossene Säulenstrukturen. Die Strukturen mikromechanischen Ursprungs ließen sich aus allen vier Legierungen (AgCu28, Ag-Pd-Cu, Au-Ag-Cu und CuAl10Ni) mit ausreichender Formfüllung im Schleudergussverfahren herstellen. Eine vollständige Abbildung der LIGA-Säulen konnte nur im Vakuum-Druckguss mit den drei Legierungen AgCu28, Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu erzielt werden. Bei der Legierung CuAl10Ni war an der LIGA-Struktur keine nennenswerte Formfüllung möglich.

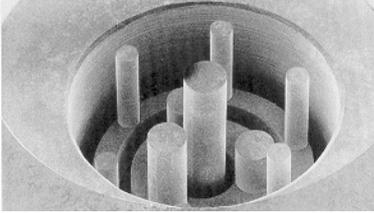
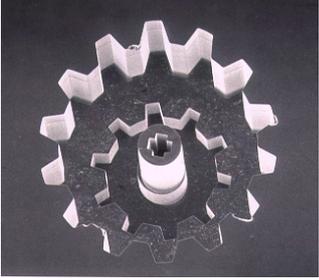
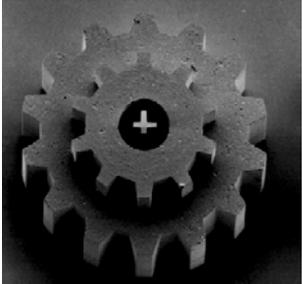
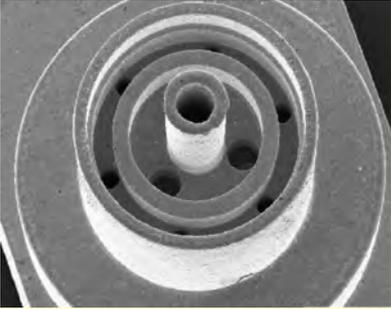
<p>Mechanische Mikrobearbeitung</p> <p>Mikroturbinengehäuse Durchmesser 2,5 mm</p> 	<p>Mikrostrukturierung</p> <p>Abformwerkzeug</p>	<p>LIGA</p> <p>Gestuftes LIGA-Zahnrad Durchmesser 1 mm</p> 
	<p>Kunststoff-Spritzguß</p> <p>Verlorenes Kunststoff-Modell</p>	
 	<p>Mikroguß</p> <p>Formherstellung Verlorene Keramikform</p> <p>Gießen Gußteil aus Metall</p>	 

Abb. 7.1: Abformprozess am Beispiel des Mikroturbinengehäuses (TS2), einer Struktur mikromechanischen Ursprungs (links) und des gestuften LIGA-Zahnrades (TS3) (rechts). Aus dem Formeinsatz (ganz oben) werden durch Spritzgießen die verlorenen Modelle aus PMMA hergestellt (zweite Zeile). Die verlorenen Modelle werden durch die phosphatgebundene Einbettmasse Deguvest CF abgebildet. Aus der so entstandenen verlorenen Form (dritte Zeile) werden die Gussteile aus Metall (unten) hergestellt. Das Mikroturbinengehäuse (links unten) wurde aus der Ag-Pd-Cu-Legierung Palliag M im Schleuderguss gefertigt. Dieses Mikroteil konnte im gleichen Verfahren aus der Au-Ag-Cu-Legierung Stabilor G und aus der Legierung CuAl10Ni hergestellt werden. Das LIGA-Zahnrad (rechts unten) wurde aus der Au-Ag-Cu-Legierung im Vakuum-Druckguss gefertigt und konnte im gleichen Verfahren auch aus der Ag-Pd-Cu-Legierung hergestellt werden.

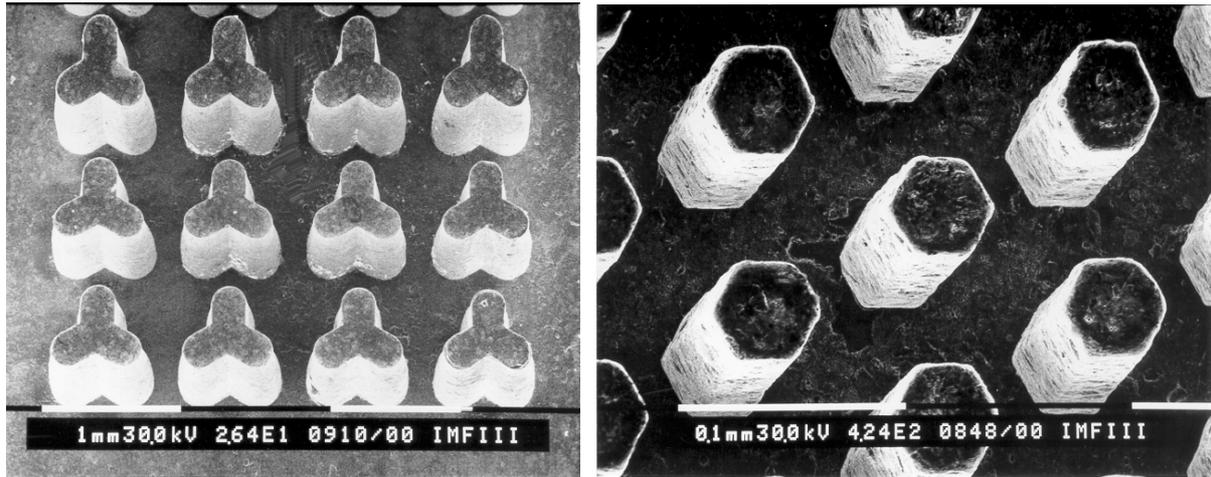


Abb. 7.2: Teststrukturen mikromechanischen Ursprungs (TS1) mit minimaler Breite von 400 μm und Höhe von 2 mm (links); LIGA-Strukturen (TS4) mit 50 μm Schlüsselweite und 175 μm Höhe (rechts). Die Strukturen links wurden im Schleuderguss aus der Legierung CuAl10Ni hergestellt, die Strukturen rechts im Vakuum-Druckguss aus der Au-Ag-Cu-Legierung. Die unterschiedlichen Maßstäbe sind zu beachten.



Abb. 7.3: Gegossene Fliege (TS7) aus der Au-Ag-Cu-Legierung, hergestellt im Vakuum-Druckguss und einzelntes Mikroturbinegehäuse (TS2) aus der Ad-Pd-Cu-Legierung (oben). Die unteren Bilder zeigen das Bein einer echten Fliege (links) und der gegossenen Fliege (rechts) im Rasterelektronenmikroskop. Zur Formfüllung ist eine Fließlänge von einigen Millimetern erforderlich.

Neben mikromechnischen Strukturen und LIGA-Strukturen konnte auch die Abformung von echt dreidimensionalen Strukturen mit großer Fließlänge am Beispiel einer Fliege gezeigt werden (Abb. 7.3). Ein Vergleich der echten Fliegenbeine mit den Strukturen aus der Au-Ag-Cu-Legierung zeigt, dass bei einigen 100 μm lateraler Dimension der Strukturen mehrere Millimeter Fließlänge realisiert werden können. Des weiteren konnten Haare mit ca. 3 mm Länge gegossen werden.

Gießversuche mit der höherschmelzenden Co-Cr-Mo-Legierung an der Säulenstruktur TS1 haben gezeigt, dass sich die starke Oxidbildung auch durch Schmelzen und Gießen unter Vakuum oder Argon-Schutzgas nicht verhindern lässt. Durch die starke Wechselwirkung des Metalls mit der Einbettmasse konnte diese nur auf mechanischem Wege durch Sandstrahlen vom Gussteil entfernt werden (Abb. 7.14). Ein weiterer Einsatz dieser Art von Legierung schien daher nicht sinnvoll.

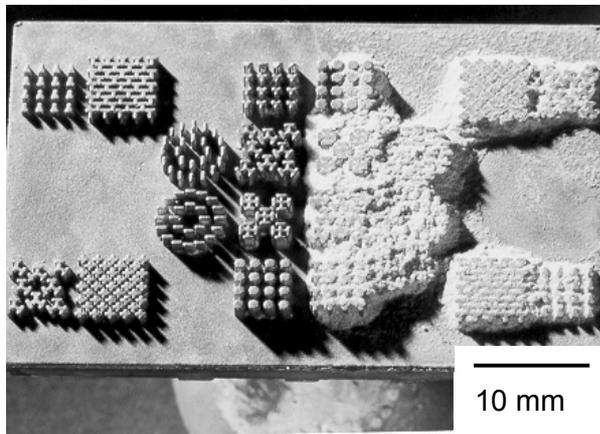


Abb. 7.4: Gegossene Säulenstruktur TS1 aus der Co-Cr-Mo-Legierung. Die Einbettmasse konnte nur mechanisch durch Sandstrahlen entfernt werden (linker Bereich). Dies führte zu einer Verrundung der Kanten an den Mikrostrukturen.

Von den getesteten Einbettmassen hat sich die phosphatgebundene Einbettmasse Deguvest CF als am besten geeignet zur Herstellung von Gussformen für den Mikroguss herausgestellt. Sie ist ausreichend feinkörnig für eine genaue Abbildung der Mikromodelle und zeigt eine genügende Stabilität gegenüber den in die Gussform einströmenden Metallschmelzen. Die gipsgebundene Einbettmasse Deguvest California ist für Mikroteile nicht ausreichend stabil und kann nur bis 700°C vorgewärmt werden. Ihre mangelnde Festigkeit führt zu Gussfehlern. Die phosphatgebundene Modellgusseinbettmasse Optivest für Co-Cr-Mo-Legierungen ist für eine Abbildung der Mikromodelle zu grobkörnig.

Für die weitere Versuchsdurchführung wurden daher die Legierungen AgCu28, CuAl10Ni, Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu ausgewählt. Als Gießverfahren kamen der Schleuderguss mit dem Gießgerät Multicast Compact und der Vakuum-Druckguss mit dem Gießgerät Prestomat Compact zum Einsatz. Als Standardeinbettmasse fand die phosphatgebundene Einbettmasse Deguvest CF Verwendung.

7.2 Fließlänge und Formfüllung

Fließlänge am Fasermmodell

Abb. 7.5 zeigt einen aus dem Fasermmodell (Teststruktur 5, Durchmesser der Fasern 230 μm , Länge maximal 9 mm) im Vakuum-Druckguss hergestellten Prüfkörper aus der Au-Ag-Cu-Legierung, der zum Testen der Fließlänge diente. Die Vorwärmtemperatur der Form betrug in diesem Fall 900 $^{\circ}\text{C}$. Die maximal mögliche Fließlänge von 9 mm wurde nahezu erreicht.



Abb. 7.5:

Gegossener Prüfkörper zum Testen der Fließlänge aus der Au-Ag-Cu-Legierung, hergestellt im Vakuum-Druckguss bei einer Vorwärmtemperatur von 900 $^{\circ}\text{C}$

Abb. 7.6 zeigt die im Vakuum-Druckguss am Fasermmodell erzielte maximale Fließlänge der Legierungen AgCu28, Au-Ag-Cu, Ag-Pd-Cu und CuAl10Ni, aufgetragen in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur bei jeweils konstanter Gießtemperatur. Als Fehlerindikator wurde die Standardabweichung der 10 Messwerte gewählt. Man erkennt, dass ein vollständiges Ausfließen erreicht werden kann, wenn die Vorwärmtemperatur der Gussform über der Liquidustemperatur der Legierung liegt. Bei der Legierung AgCu28 wird bereits ab 600 $^{\circ}\text{C}$ Vorwärmtemperatur, d.h. deutlich unterhalb der Erstarrungstemperatur von 780 $^{\circ}\text{C}$, praktisch vollständige Formfüllung erzielt. Bemerkenswert ist die deutlich größere Fließlänge der Legierung CuAl10Ni im Vergleich zu den beiden Edelmetall-Legierungen (Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu) im Temperaturbereich 600 – 800 $^{\circ}\text{C}$. Bei dieser Legierung nimmt die Fließlänge bei Vorwärmtemperaturen oberhalb der Liquidustemperatur wieder ab. Der Grund ist die starke Oxidbildung, die zu einer Fließbehinderung führt.

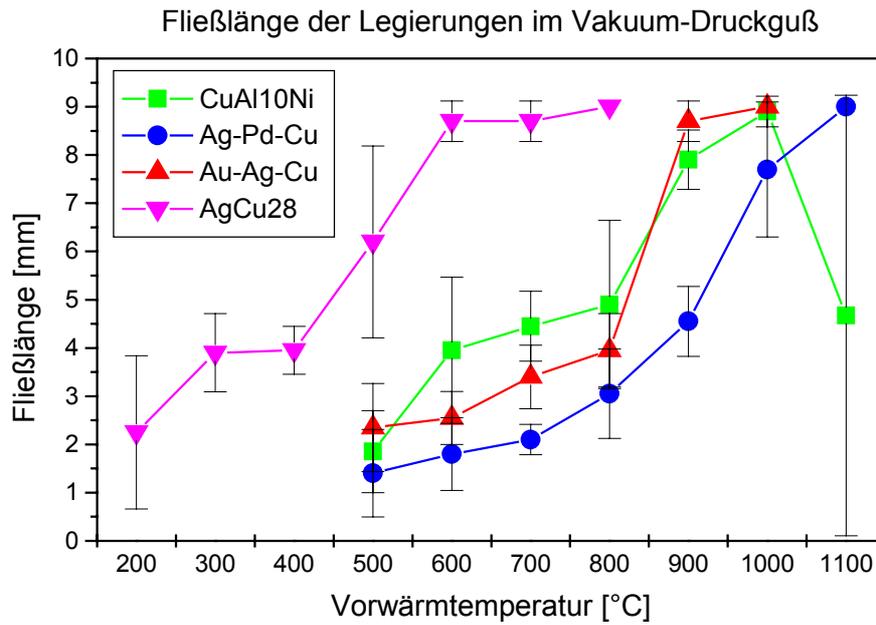


Abb. 7.6: Fließlänge der Legierungen im Vakuum-Druckguss in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur, ermittelt am Fasermodell TS 5 (10 parallele Fasern vom Durchmesser 230 μm der Länge 9 mm).

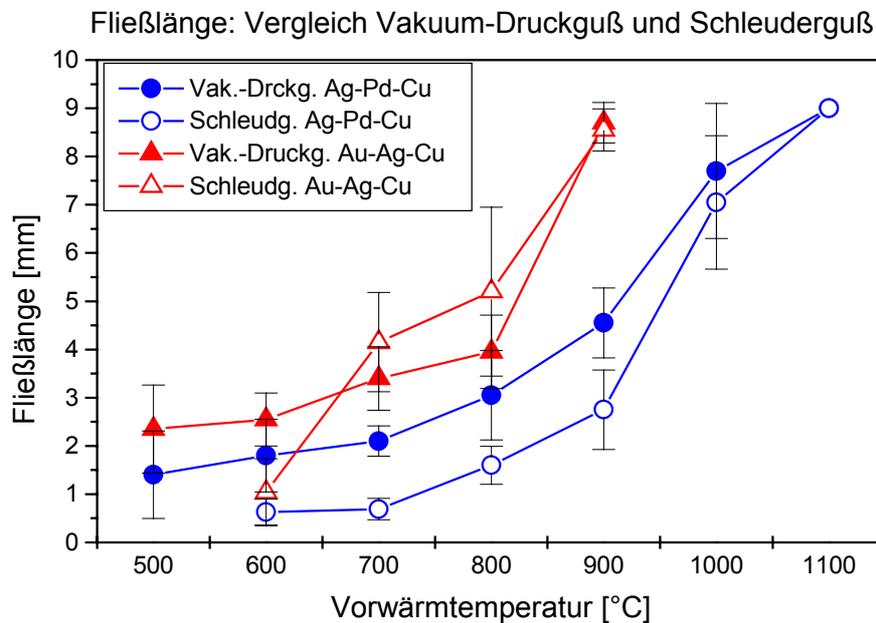


Abb. 7.7: Vergleich der im Schleuderguss und Vakuum-Druckguss mit dem Fasermodell (10 parallele Fasern, Durchmesser 230 μm , Länge 9 mm) erzielten Fließlängen, ermittelt an der Ag-Pd-Cu-Legierung und der Au-Ag-Cu-Legierung.

Abb. 7.7 zeigt die im Vakuum-Druckguss und Schleuderguss erreichte maximale Fließlänge für die Ag-Pd-Cu-Legierung und die Au-Ag-Cu-Legierung im Vergleich. Während bei Vorwärmtemperaturen unterhalb der Erstarrungstemperatur mit der Ag-Pd-Cu-Legierung im Vakuum-Druckguss eine deutlich größere Fließlänge erzielt wird als im Schleuderguss, ist dies bei der Au-Ag-Cu-Legierung nicht der Fall. Hier überschneiden sich vielmehr die Kurven von Vakuum-Druckguss und Schleuderguss. Da der Fülldruck im Vakuum-Druckguss größer ist, können für das unterschiedliche Fließverhalten unterschiedliche Abkühlbedingungen der Gussformen angenommen werden.

Formfüllung an hexagonalen LIGA-Säulen

Hexagonale LIGA-Säulen mit einer Schlüsselweite von 50 µm und Höhe von 175 µm waren die noch verfügbaren Strukturen mit den kleinsten lateralen Abmessungen und definierter Geometrie. Abb. 7.8 zeigt ein verlorenes Modell aus PMMA, eine verlorene Form aus phosphatgebundener Einbettmasse und gegossene Mikroteile aus den verschiedenen Legierungen. Dabei wurde das Vakuum-Druckgussverfahren angewendet. Während die Legierung AgCu28 zwar vollständige Formfüllung, aber eine raue Oberfläche zeigt, ist bei der Legierung CuAl10Ni auch die Formfüllung unvollständig. Die aus den Edelmetall-Legierungen (Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu) hergestellten Mikroteile zeigen qualitativ die beste Formfüllung bei vergleichsweise wesentlich niedrigerer Oberflächenrauheit. Daher erscheint es sinnvoll, Mikrostrukturen dieser Dimension nur aus Edelmetall-Legierungen zu gießen.

Die Formfüllung an den hexagonalen LIGA-Säulen wurde quantitativ unter Anwendung verschiedener Kriterien ermittelt (Abb. 7.9). Diese Kriterien waren:

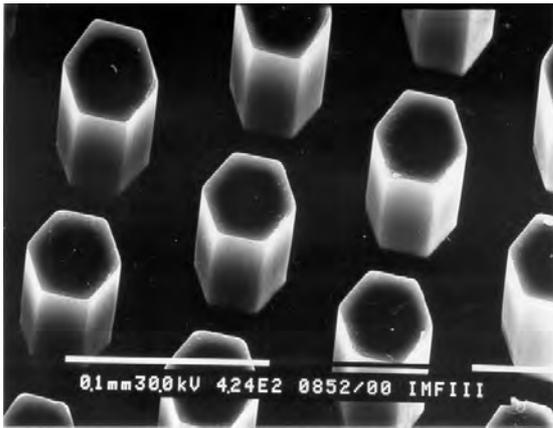
- der Flächenanteil, auf dem die Säulen eine Mindesthöhe von $\frac{2}{3}$ der möglichen Höhe erreichen,
- die Höhe der Säulen,
- die relative Größe der hexagonalen Deckfläche der Säulen im Vergleich zum Sollwert des Sechsecks.

Dabei wurde für die jeweilige Legierung die Vorwärmtemperatur bei jeweils konstanter Gießtemperatur variiert. Abb. 7.10 zeigt den gefüllten Flächenanteil, ermittelt an den beiden Edelmetall-Legierungen (Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu) unter Einsatz der beiden Gießverfahren Schleuderguss und Vakuum-Druckguss. Im Vakuum-Druckguss lässt sich nach diesem Kriterium eine praktisch vollständige Formfüllung erzielen. Im Schleuderguss ist dies nicht der Fall. Ein Vergleich zeigt, dass mit der Ag-Pd-Cu-Legierung höhere Werte erzielt werden. Im Schleuderguss liegt für beide Legierungen bei der Vorwärmtemperatur von 700 °C ein

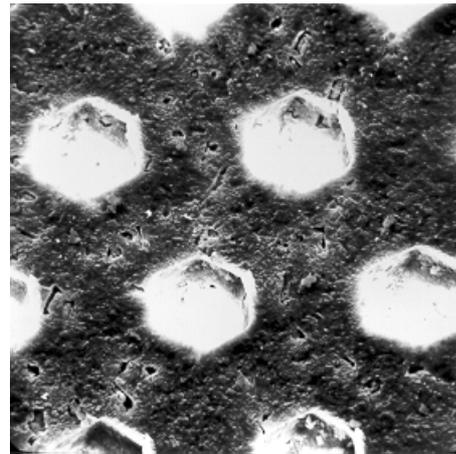
Maximum des gefüllten Flächenanteils vor. Bei höherer Vorwärmtemperatur nimmt der gefüllte Flächenanteil wieder ab. Eine Erklärung hierfür ist die Oberflächenspannung: Die Metallschmelze dringt im Moment der Formfüllung durch die Beschleunigung in die Formhohlräume ein, bleibt bei der hohen Vorwärmtemperatur aber lange genug flüssig, um sich beim Nachlassen des Fülldrucks aus dem Formhohlraum wieder zurückzuziehen (s. Kap. 7.7: Temperaturverlauf in Gussformen).

Aufgrund des höheren gefüllten Flächenanteils ist es sinnvoll, derartige LIGA-Strukturen im Vakuum-Druckguss herzustellen. Abb. 7.12 zeigt für die Au-Ag-Cu- und Ag-Pd-Cu-Legierung die Höhe der Säulen in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur, wobei die Strukturen im Vakuum-Druckguss hergestellt wurden. Man erkennt im untersuchten Temperaturbereich keine Abhängigkeit der Höhe von der Vorwärmtemperatur. Dies bedeutet, dass die Schmelze, wenn sie überhaupt in den Formhohlraum eindringt, diesen in der Regel vollständig ausfüllt.

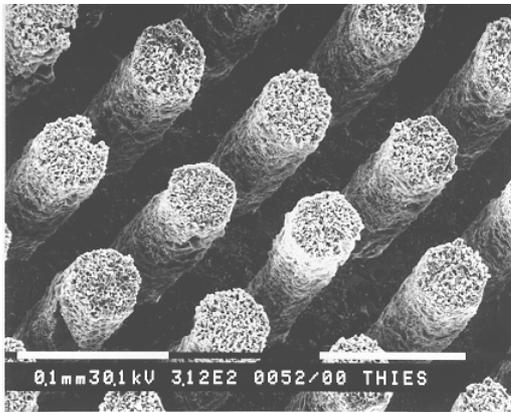
Die Betrachtung der relativen Deckfläche der Säulen zeigt den Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die Konturgenauigkeit der Abbildung der Form durch das Metall. In Abb. 7.13 ist die relative Deckfläche der LIGA-Säulen in Abhängigkeit der Vorwärmtemperatur für die Au-Ag-Cu- und Ag-Pd-Cu-Legierung aufgetragen. Man erkennt, dass bei beiden Legierungen bis zu etwa 700 °C die relative Deckfläche mit der Vorwärmtemperatur zunimmt und bei weiterer Temperaturerhöhung nahezu konstant bleibt. Die Ag-Pd-Cu-Legierung erreicht etwas höhere Werte. Aufgrund der betrachteten Kriterien zur Formfüllung kann bei beiden Legierungen im Vakuum-Druckguss eine Vorwärmtemperatur von 700 °C als optimal angesehen werden.



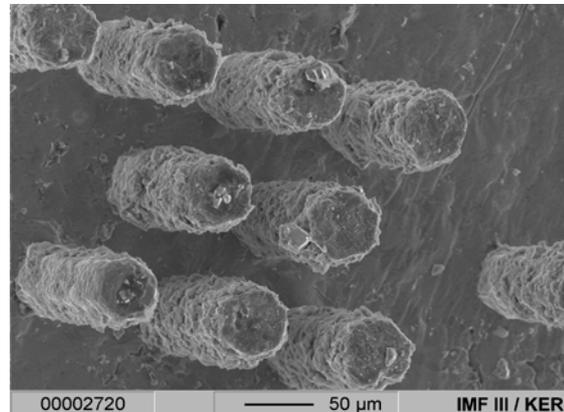
Modellstrukturen aus PMMA



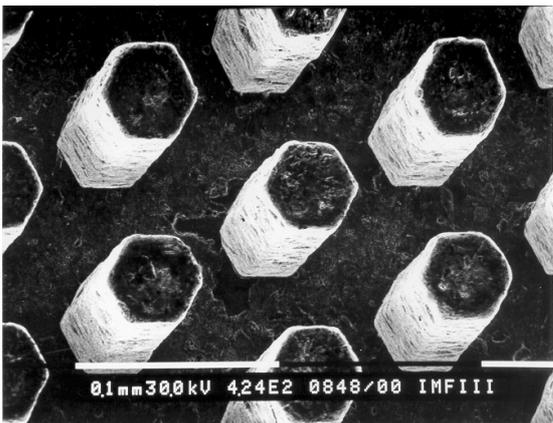
Verlorene Form aus Phosphat gebundener Einbettmasse



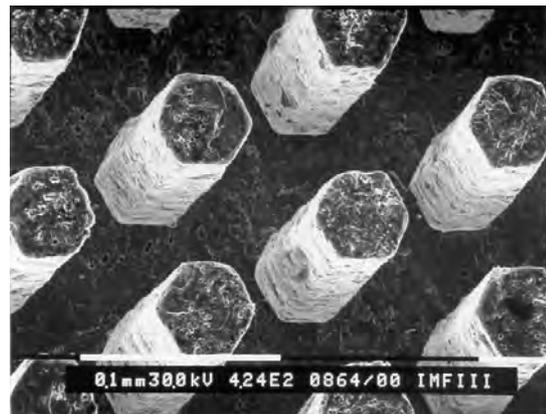
Legierung AgCu28 $T_v = 500 \text{ }^\circ\text{C}$



Legierung CuAl10Ni $T_v = 800 \text{ }^\circ\text{C}$

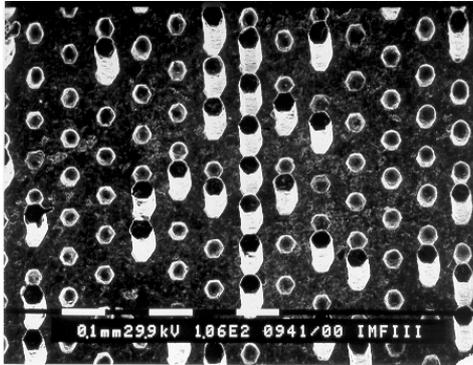


Au-Ag-Cu-Legierung $T_v = 700 \text{ }^\circ\text{C}$

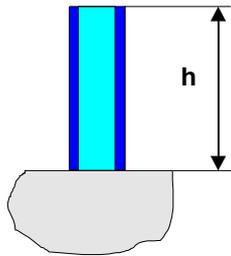


Ag-Pd-Cu-Legierung $T_v = 700 \text{ }^\circ\text{C}$

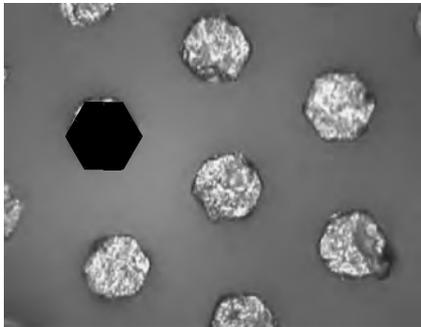
Abb 7.8: Abbildung der hexagonalen LIGA-Säulen mit der Schlüsselweite 50 µm und Höhe 175 µm. Die Modellstruktur aus PMMA (links oben) wurde zuerst durch die Einbettmasse abgebildet (rechts oben). Die verlorene Form diente der Herstellung von Mikroteilen aus den verschiedenen Legierungen. Alle gezeigten Metallstrukturen wurden im Vakuum-Druckguss hergestellt. Bei der Legierung AgCu28 zeigt sich gute Formfüllung, jedoch eine sehr raue Oberfläche. Bei der Legierung CuAl10Ni wird neben der rauhen Oberfläche nur unvollständige Formfüllung erreicht. Die beste Formfüllung zeigen die Legierungen Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu (unten).



Formfüllung als Flächenanteil



Höhe der Säulen



Relative Deckfläche: Verhältnis
tatsächliche Kopffläche/Fläche des
idealen Sechsecks

Abb. 7.9: Kriterien zur Ermittlung der Formfüllung an den hexagonalen LIGA-Säulen.

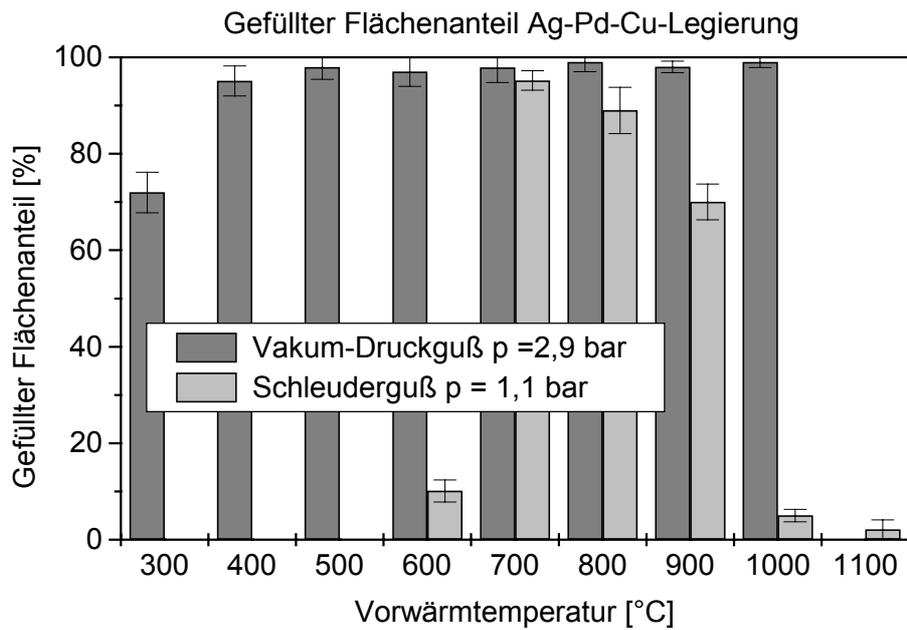


Abb. 7.10: Anteile der gefüllten Fläche, die mit den beiden Gießverfahren Schleuderguss und Vakuum-Druckguss erzielt wurden, ermittelt an den hexagonalen LIGA-Säulen in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur für die Ag-Pd-Cu-Legierung.

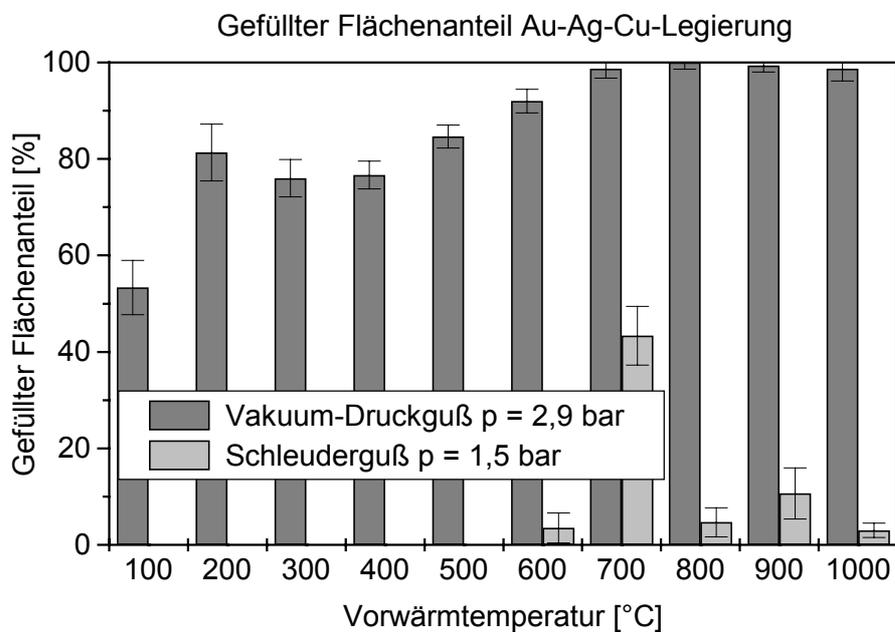


Abb. 7.11: Anteile der gefüllten Fläche, die mit den beiden Gießverfahren Schleuderguss und Vakuum-Druckguss erzielt wurden, ermittelt an den hexagonalen LIGA-Säulen in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur für die Au-Ag-Cu-Legierung.

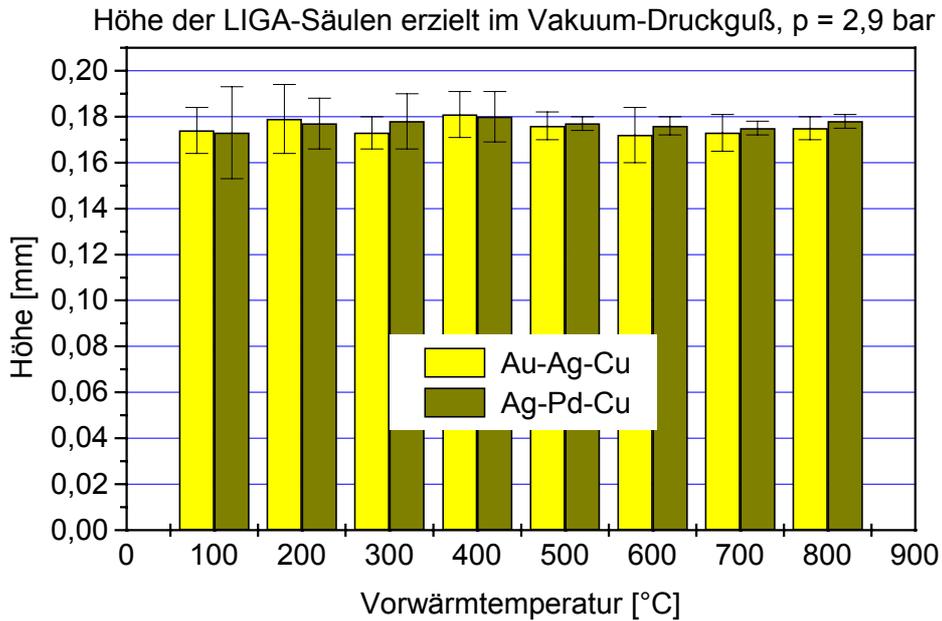


Abb. 7.12: Höhe der hexagonalen LIGA-Säulen in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur. Vergleich von Gussteilen aus der Ag-Pd-Cu-Legierung und der Au-Ag-Cu-Legierung, hergestellt im Vakuum-Druckguss bei $p = 2,9$ bar.

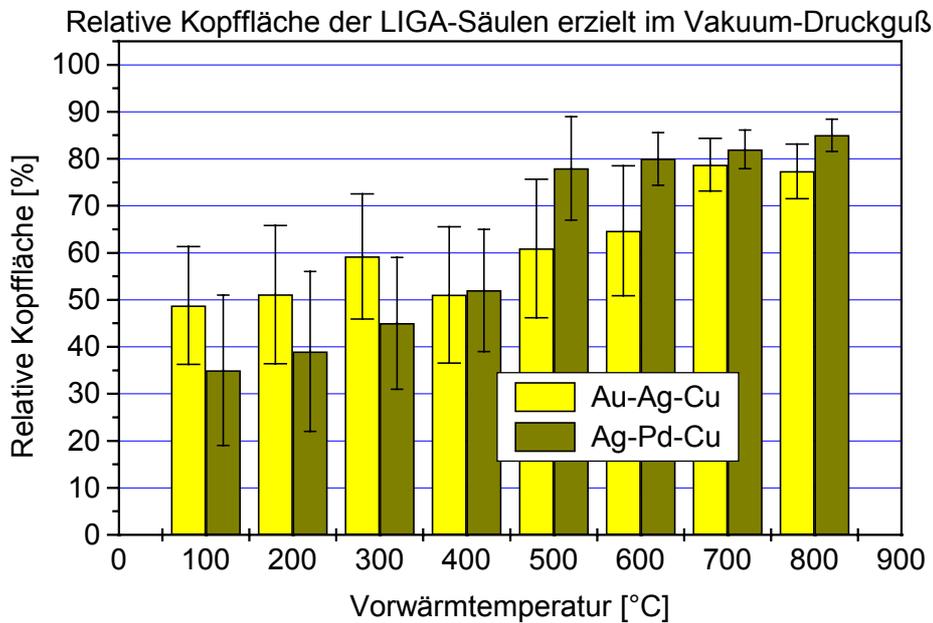


Abb. 7.13: Relative Deckfläche der hexagonalen LIGA-Säulen in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur. Vergleich von Gussteilen aus der Ag-Pd-Cu-Legierung und der Au-Ag-Cu-Legierung, hergestellt im Vakuum-Druckguss, $p = 2,9$ bar.

Fließlänge und Formfüllung an dünnen Spalten

Da die Versuche zur Formfüllung an den LIGA-Säulen zeigten, dass die Säulenhöhe in jedem Fall erreicht wird, wurde die Fließlänge und Formfüllung an dünnen Spalten getestet. Zur Herstellung der Gussformen wurde zwischen zwei Quarzglasplättchen eine Polyethylenfolie der Dicke 50 μm eingeklebt. Durch mehrere Lagen Folie konnte die Dicke der Kunststoffschicht zwischen den Quarzglasplättchen in 50 μm -Schritten erhöht werden. Nach der Montage an das Wachsangussystem und Umhüllung mit Einbettmasse entstand beim Ausschmelzen des Kunststoffs ein dünner Spalt zwischen zwei Quarzglasplättchen (Abb. 7.14). Nach dem Vakuum-Druckguss wurden an diesen Teststrukturen die Fließlänge und Formfüllung folgendermaßen ermittelt:

- Fließlänge: weitestes Vordringen der Schmelze
- Formfüllung: Verhältnis der mit Metall ausgefüllten Fläche zur Gesamtfläche des Plättchens

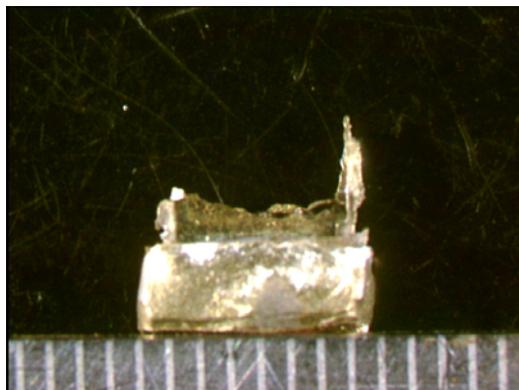
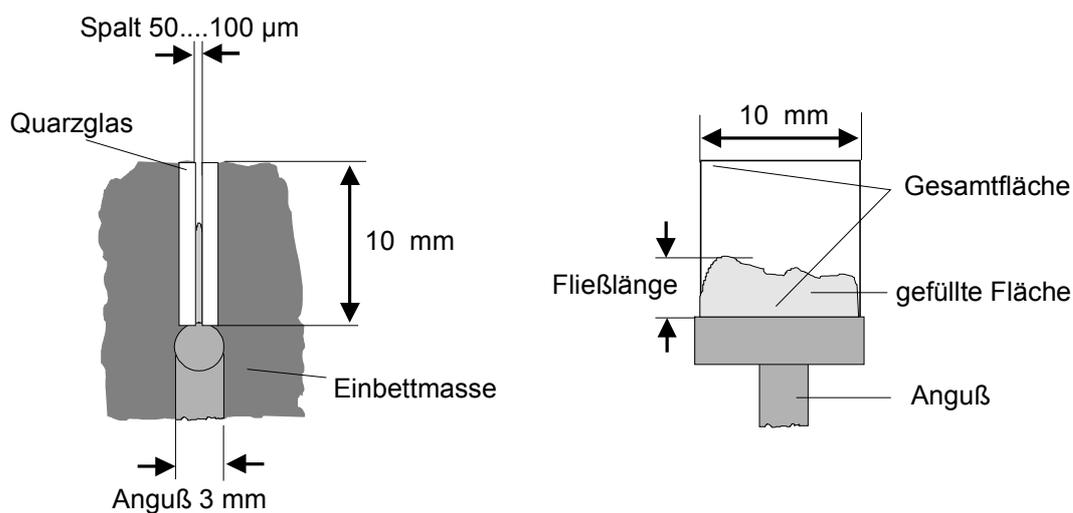


Abb. 7.14: Formfüllung an dünnen Spalten (Teststruktur 6): Zeichnung (oben) und gegossener Prüfkörper der Dicke 100 μm aus CuAl10Ni (unten).

Um maximale Fließlänge und Formfüllung zu erreichen, wurden die Gussformen auf möglichst hohe Vorwärmtemperatur gebracht. In der Tabelle sind die so erzielten Werte von Fließlänge und Formfüllung zusammengestellt.

Tabelle 7.1: Formfüllung an dünnen Spalten zwischen Quarzglasplättchen, Vakuum-Druckguss.

Legierung	AgCu28	Au-Ag-Cu	Ag-Pd-Cu	CuAl10Ni
Vorwärmtemperatur [°C]	800	1000	1000	1000
Spaltdicke [µm]	50	50	50	100
Max. Fließlänge [mm]	6	6	4	3,5
Formfüllung [%]	100	ca. 60	ca. 40	ca. 10

Es zeigte sich, dass am 50 µm-Spalt mit der Legierung AgCu28 vollständige Formfüllung möglich ist. Mit der Au-Ag-Cu- und der Ag-Pd-Cu-Legierungen wurden Fließlängen von einigen mm erzielt. Mit der Legierung CuAl10Ni konnte nur geringe Formfüllung am 100 µm-Spalt erreicht werden (Abb. 7.14). Ein Merkmal der Probenkörper war die glatte und metallisch glänzende Oberfläche, die auf den Ausschluss von Oxidation zurückzuführen ist (s. Kap. 7.5).

7.3 Abformgenauigkeit

Die Abbildungsgüte des Gießprozesses vom verlorenen Modell über die verlorene Form zum Gussteil wurde für das Mikroturbinengehäuse und das gestufte LIGA-Zahnrad analysiert. Hierzu wurden Gussobjekte mit optimaler Formfüllung betrachtet (Tabelle 7.2).

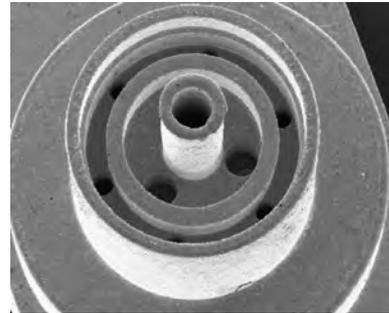
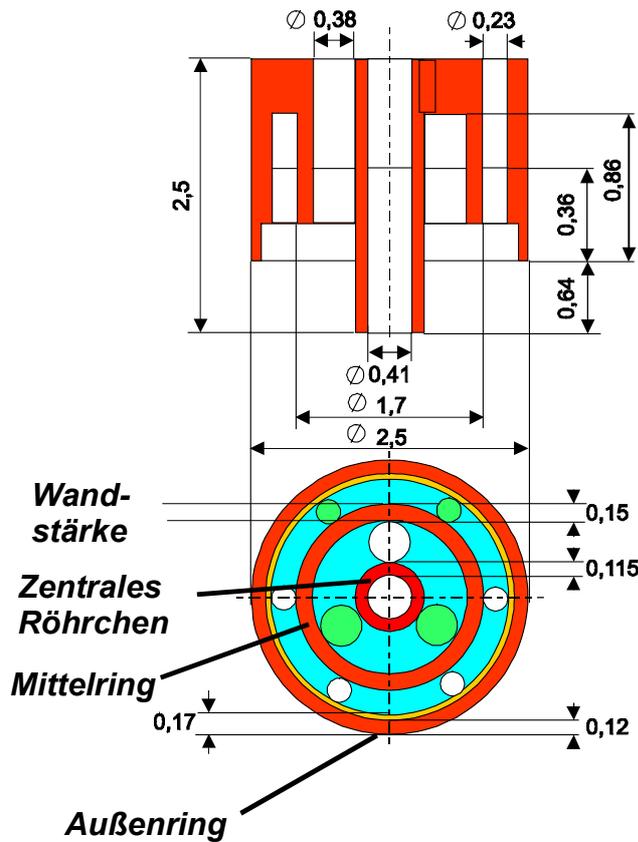
Die Gussformen wurden aus der Einbettmasse Deguvest CF hergestellt. Dabei wurde die Kieselolkonzentration der Anmischflüssigkeit so eingestellt, dass die Gesamtexpansion der Einbettmasse die thermische Schwindung beim Gießen gerade ausgleichen sollte, d.h. die Gussteile sollten theoretisch die gleichen Abmessungen aufweisen wie die Modellteile. Die Gusskörpergewichte betragen 20 g bei den Mikroturbinengehäusen und 10 g bei den LIGA-Zahnradern.

Tabelle 7.2: Gegossene Mikroteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung zur Bestimmung der Abformgenauigkeit. Die Gießtemperatur lag bei allen Teilen bei 1200 °C.

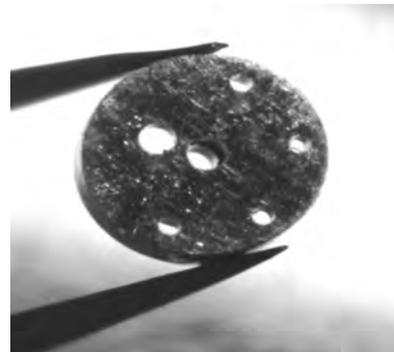
Mikroteil	Gießverfahren	Vorwärmtemperatur
Mikroturbinengehäuse	Schleuderguss	950°C
Gestuftes LIGA-Zahnrad	Vakuum-Druckguss	700°C

7.3.1 Mikroturbinengehäuse

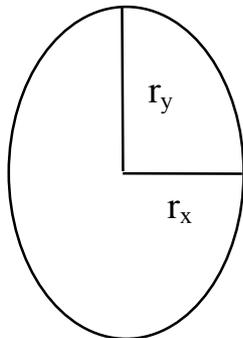
Abb. 7.15 zeigt die Sollmaße des Mikroturbinengehäuses und die aus der Messung im Lichtmikroskop bestimmten Größen. Die Maße wurden im Lichtmikroskop durch Anlegen des Fadenkreuzes an die Kanten der konzentrischen Ringe bestimmt. Es wurden die Durchmesser von Außenring, Mittelring, zentralem Röhrchen und die Wandstärke des Mittelrings berechnet. Als weitere Gütekriterien wurden die Abweichungen von der rotationssymmetrischen und konzentrischen Form des Mikroteils ermittelt. Als Maß für die Abweichung von der kreisrunden Form wurde die Differenz der Radien in x- und y-Richtung sowie die numerische Exzentrizität betrachtet. Die radiale Versetzung von Mittelring und Röhrchen gegen den Mittelpunkt des Außenrings wurde jeweils ermittelt. Die Messung wurde an 16 Mikroturbinengehäusen, d.h. 4 Spritzgussteilen mit je 4 Mikroturbinengehäusen aus PMMA vor dem Einbetten in Keramikmasse durchgeführt. Nach dem Gießen wurde jedes Gussteil in der gleichen Weise vermessen. So konnte jedes Modellteil mit dem zugehörigen Gussteil verglichen werden.



Gußteil aus Ag-Pd-Cu-Legierung



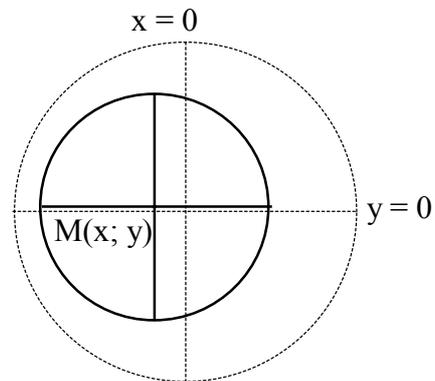
Abweichung von der Kreisform



Radiendifferenz: $r_y - r_x$
Numerische Exzentrizität:

$$E = \frac{\sqrt{r_y^2 - r_x^2}}{r_y}$$

Ringe nicht exakt konzentrisch



Radiale Versetzung:

$$V = \sqrt{x^2 + y^2}$$

Abb. 7.15: Maßverfolgung am Mikroturbinengehäuse: Definition der Größen und geometrischen Qualitätskriterien. Die Bilder rechts oben zeigen gegossene Mikroteile in Vorder- und Rückansicht.

Die Abb. 7.16 - 7.27 zeigen die an den Mikroturbinengehäusen ermittelten Größen. In der Tabelle 7.3 sind die zugehörigen Mittelwerte und Abweichungen aufgeführt. Als Streuung ist die Standardabweichung der 16 vermessenen Modellteile und Gussteile angegeben. Man erkennt, dass die Streuung der Durchmesser und der Wandstärke bei den Gussteilen unwesentlich größer ist, als bei den Modellteilen. Die Radiendifferenz und die numerische Exzentrizität der Gussteile ist wesentlich größer als die der Modellteile, ebenso die radiale Versetzung. Die Abweichung von der konzentrischen Kreisform nimmt also zu.

Die mittlere Differenz zwischen Gussteil und Modellteil beträgt für den Außendurchmesser 2 μm , den Durchmesser des Mittelrings 1 μm , die Wandstärke 4 μm . Beim Durchmesser des Zentralröhrchens beträgt die Differenz -5 μm . Man kann daher nicht von einer über das gesamte Mikroteil linearen Vergrößerung bzw. Schwindung ausgehen. Es ist zu beachten, dass die Abweichungen mit dem Mikroskop auf ca. 1 μm genau gemessen werden konnten.

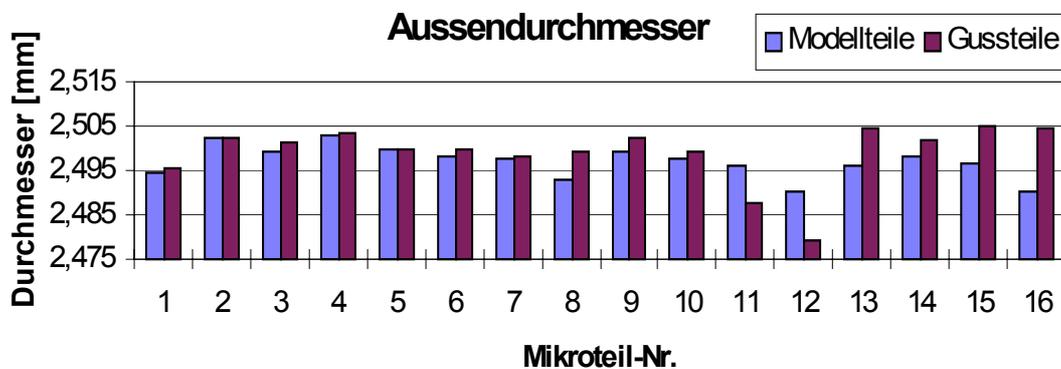


Abb. 7.16: Mikroturbinengehäuse: Außendurchmesser der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

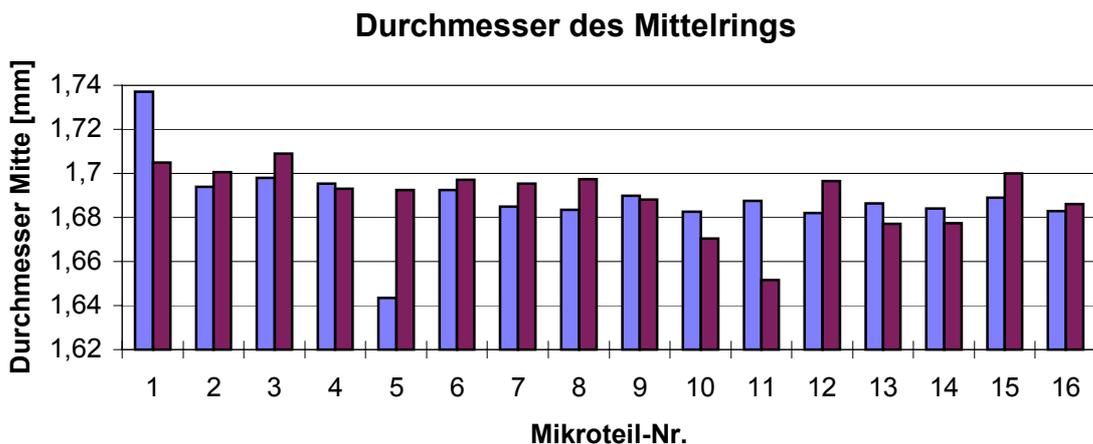


Abb. 7.17: Mikroturbinengehäuse: Mittelringdurchmesser der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

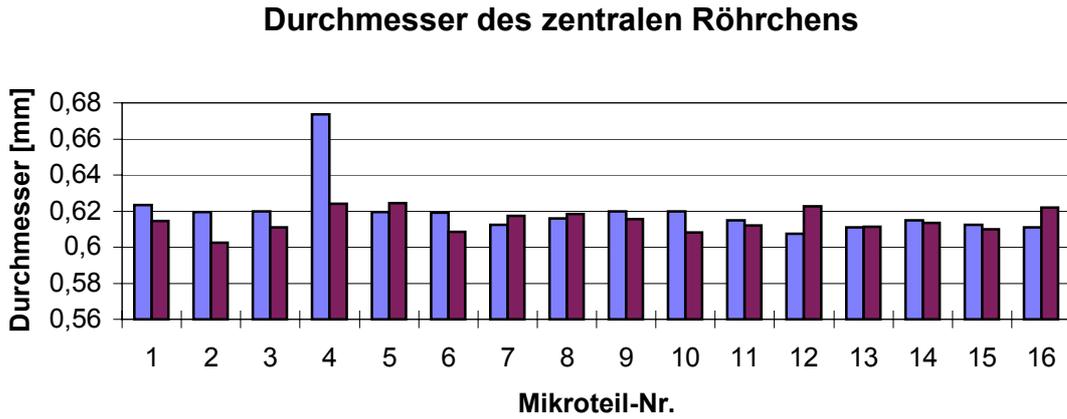


Abb. 7.18: Mikroturbinengehäuse: Durchmesser des Zentralröhrens der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

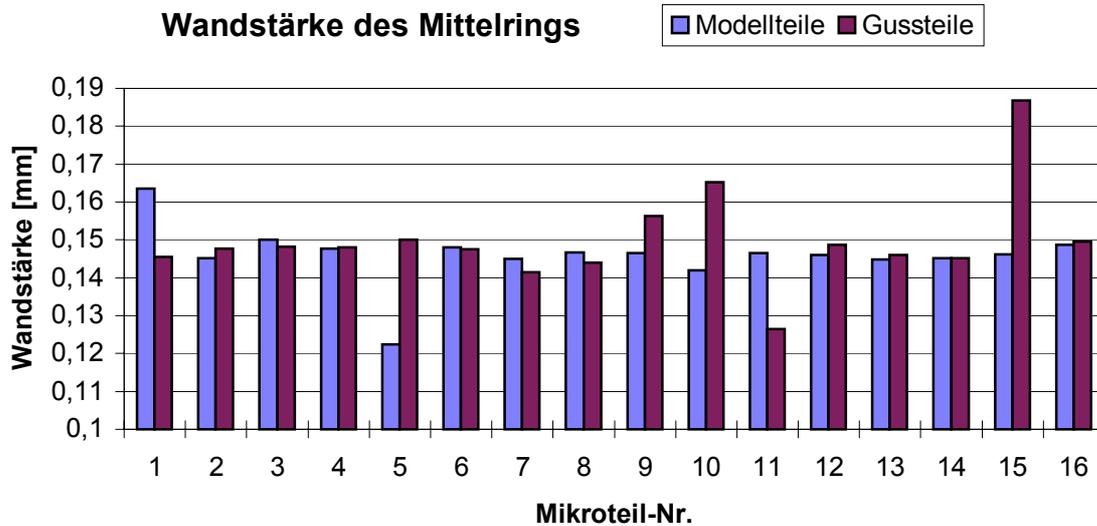


Abb. 7.19: Mikroturbinengehäuse: Wandstärke des Mittelrings der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

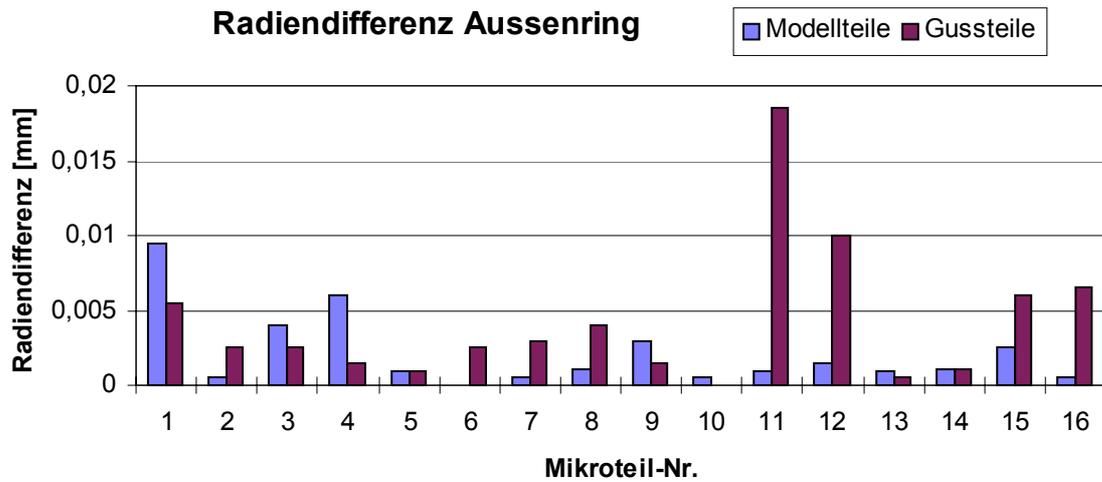


Abb. 7.20: Mikroturbinengehäuse: Differenz der Radien in x- und y-Richtung am Außenring der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

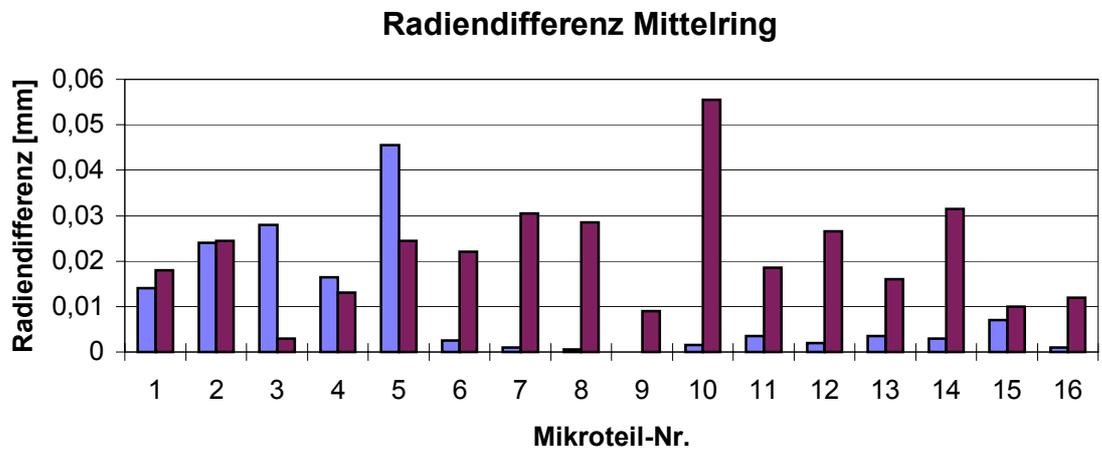


Abb. 7.21: Mikroturbinengehäuse: Differenz der Radien in x- und y-Richtung am Mittelring der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

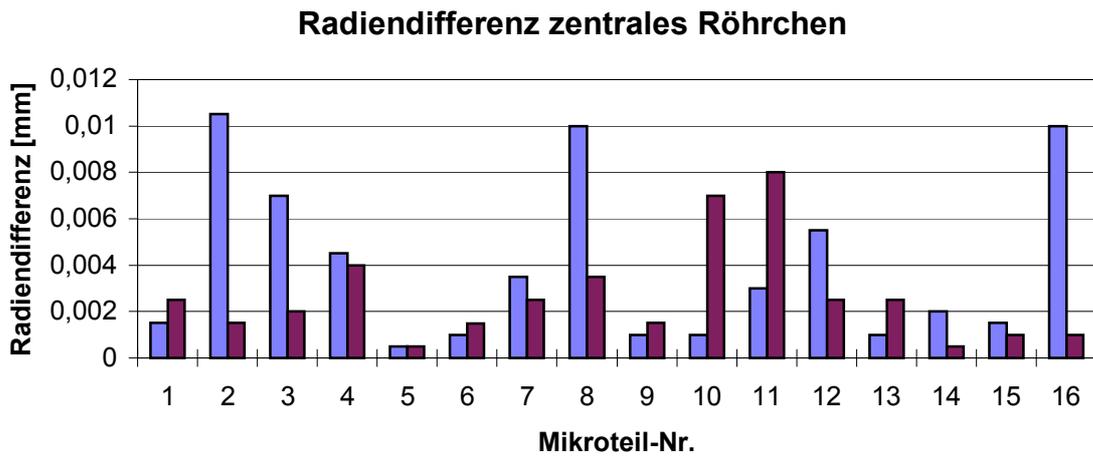


Abb. 7.22: Mikroturbinengehäuse: Differenz der Radien in x- und y-Richtung am zentralen Röhrrchen der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

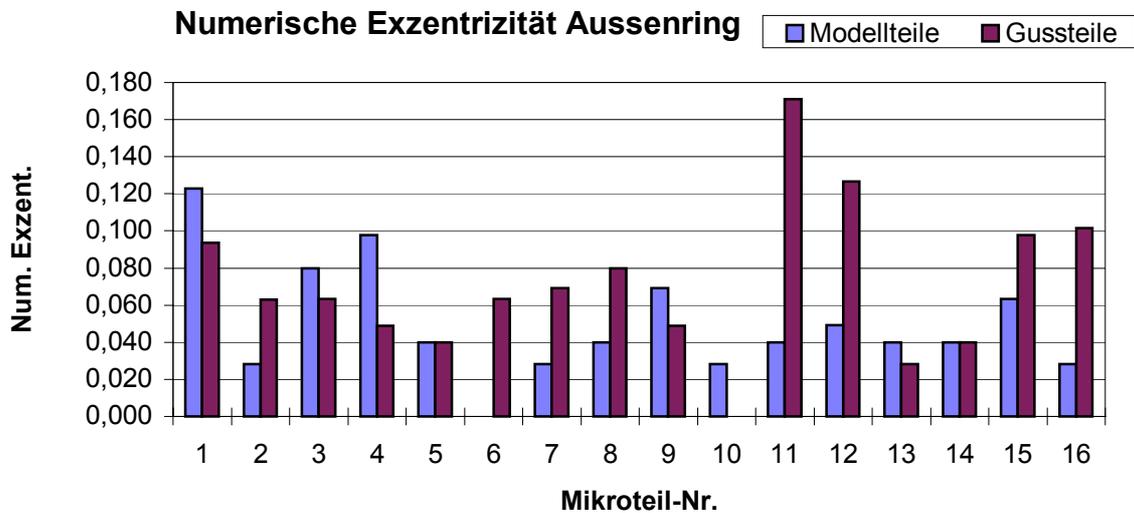


Abb. 7.23: Mikroturbinengehäuse: Numerische Exzentrizität am Außenring der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

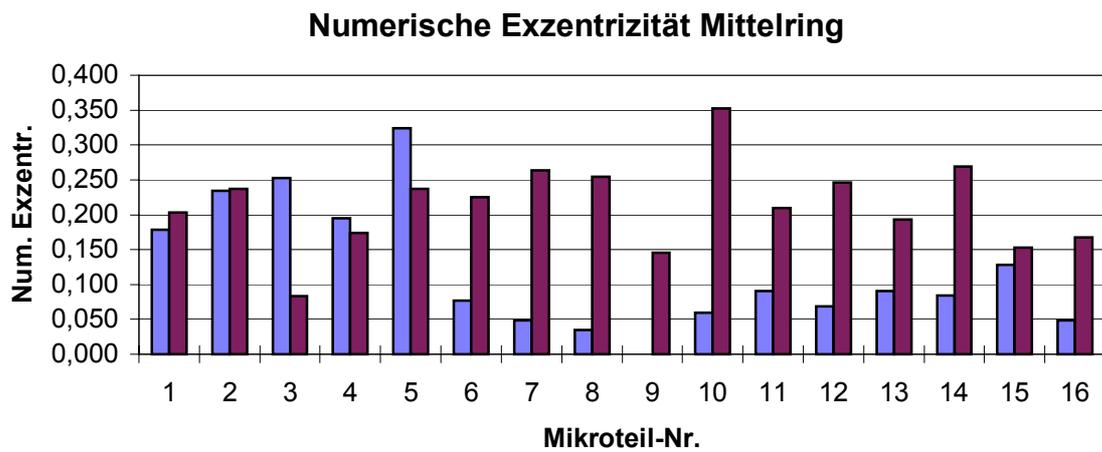


Abb. 7.24: Mikroturbinengehäuse: Numerische Exzentrizität am Mittelring der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

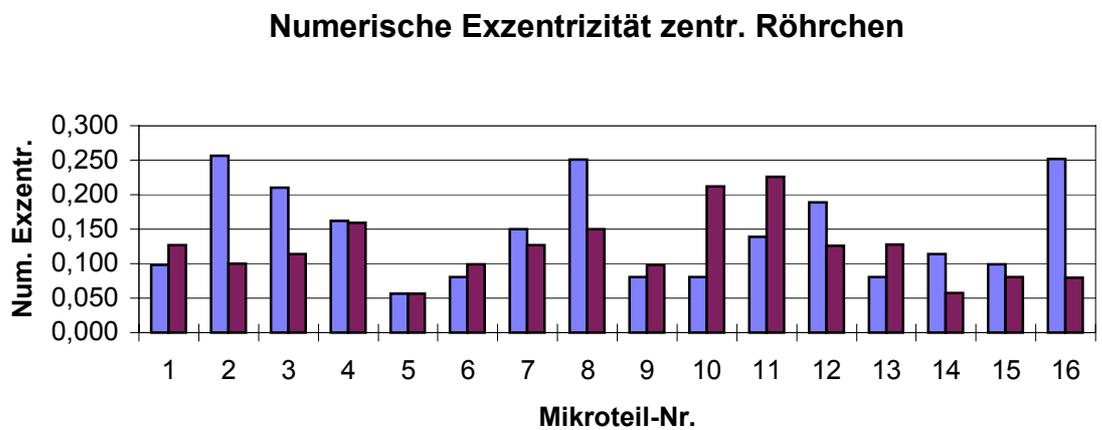


Abb. 7.25: Mikroturbinengehäuse: Numerische Exzentrizität am zentralen Röhrrchen der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

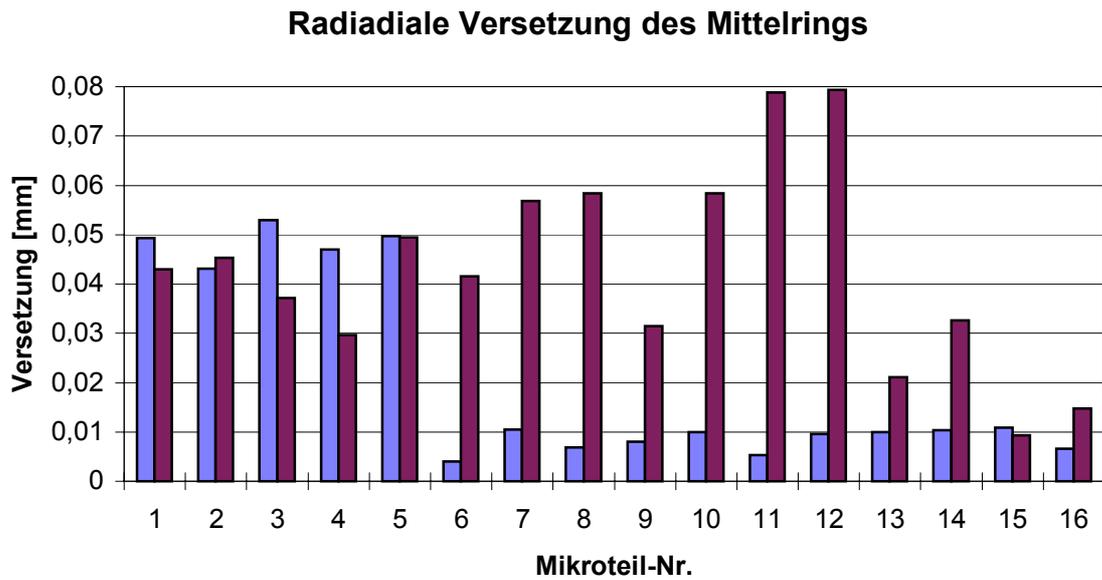


Abb. 7.26: Mikroturbinengehäuse: Radiale Versetzung des Mittelrings gegen den Außenring der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

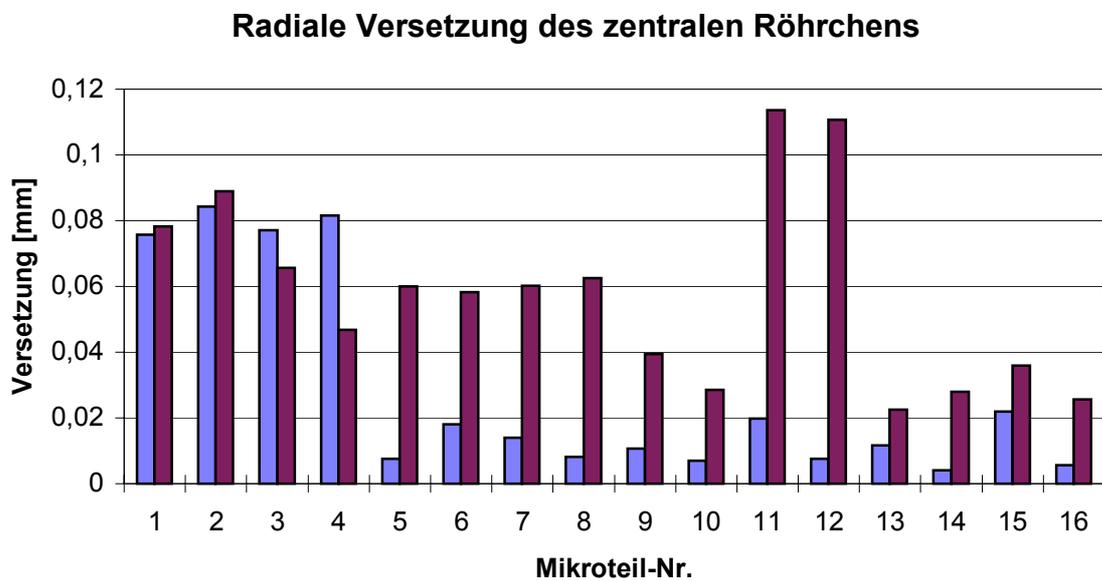


Abb. 7.27: Mikroturbinengehäuse: Radiale Versetzung des zentralen Röhrchens gegen den Außenring der 16 Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

Tabelle 7.3: Statistische Größen aus der Maßverfolgung von 16 Mikroturbinengehäusen, ermittelt an Modellteilen aus PMMA und den zugehörigen Gussteilen aus der Ag-Pd-Cu-Legierung

Berechnete Größe	Aus- sen- durch- messer [mm]	Durch- messer Mitte [mm]	Durch- messer des zentr. Röhr- chens [mm]	Wand- stärke Mittel- ring [mm]	Radien- diffe- renz Außen- ring [mm]	Radien- diffe- renz Mittel- ring [mm]	Radien- diffe- renz d. zentr. Röhr- chens [mm]	Num. Ex- zentr. Aus- sen- ring	Num. Ex- zentr. Mittel- ring	Num. Ex- zentr. zentr. Röhr- chen	Radiale Ver- setzung Mittel- ring [mm]	Radiale Ver- setzung zentr. Röhr- chen [mm]
Mittelwert der Modellteile	2,497	1,688	0,620	0,146	0,002	0,010	0,004	0,049	0,119	0,144	0,020	0,028
Streuung der Modellteile	0,003	0,017	0,015	0,008	0,002	0,012	0,003	0,029	0,088	0,066	0,019	0,030
Mittelwert der Gussteile	2,499	1,690	0,615	0,150	0,004	0,021	0,003	0,070	0,213	0,121	0,043	0,058
Streuung der Gussteile	0,007	0,014	0,006	0,012	0,005	0,012	0,002	0,039	0,060	0,047	0,020	0,028
Mittlere Differenz zwischen Gussteil und Modellteil	0,002	0,001	-0,005	0,004	0,002	0,012	-0,001	0,021	-0,022	-0,022	0,022	0,029
Maximale Differenz zwischen Gussteil und Modellteil	0,014	0,049	0,015	0,040	0,018	0,054	0,006	0,131	0,172	0,172	0,074	0,103
Mittlere relative Abweichung zwischen Modell und Gussteil: <i>(Modellteil-Gussteil)/Modellteil</i>	<0,001	<0,001	-0,008	0,027	1,00	1,20	-0,25	0,429	-0,185	0,153	1,10	1,036
Maximale relative Abweichung zwischen Modell und Gussteil: <i>(Modellteil-Gussteil)/Modellteil</i>	0,006	0,029	0,024	0,27	9,00	5,40	1,50	2,67	1,45	1,19	3,70	3,67

7.3.2 Gestufte LIGA-Zahnräder

Zur Bestimmung der Abformgenauigkeit wurden 4 Modellteile mit je 3 Mikrozahnrädern, d.h. insgesamt 12 gleichartige Mikroteile betrachtet. Das Vermessen wurde wie bei den Mikroturbinengehäusen bei jedem Modell und dem zugehörigen Gussteil durchgeführt. Die gemessenen Größen sind in in Abb. 7.28 definiert. Abb. 7.29 – 7.33 zeigen die Streuung der gemessenen Größen. In der Tabelle 7.4 sind die Mittelwerte und Abweichungen aufgeführt.

Die Messwerte für den Durchmesser der Zentralbohrung und die Breite des Zentralkreuzes fehlen teilweise, da diese Strukturdetails nicht an allen Gussteilen abgebildet wurden. Hierfür lagen nur 8 anstatt 12 Messwerte vor.

Die Streuung der Messwerte ist bei den Modellteilen und Gussteilen praktisch gleich. Die Mittelwerte der Durchmesser der Gussteile sind etwas kleiner als die der Modellteile, während die Höhe weitgehend identisch blieb. Berücksichtigt man die Genauigkeit der Messung von 1 μm , so liegen die Maße von Modell und Gussteil in der gleichen Größenordnung. Bezogen auf den Außendurchmesser liegt eine Schwindung von unter 0,2 % vor. Für die feinen Details der Zentralbohrung ließ sich mit den zur Verfügung stehenden lichtmikroskopischen Messmethoden keine Schwindung oder Vergrößerung beim Abformprozess nachweisen.

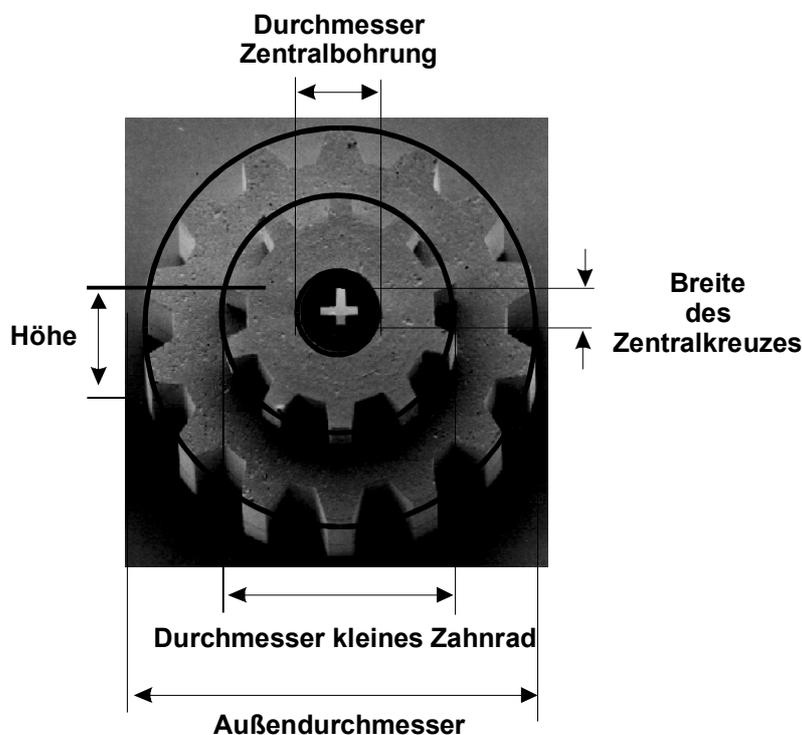


Abb. 7.28: Gemessene Größen am gestuften LIGA-Zahnrad.

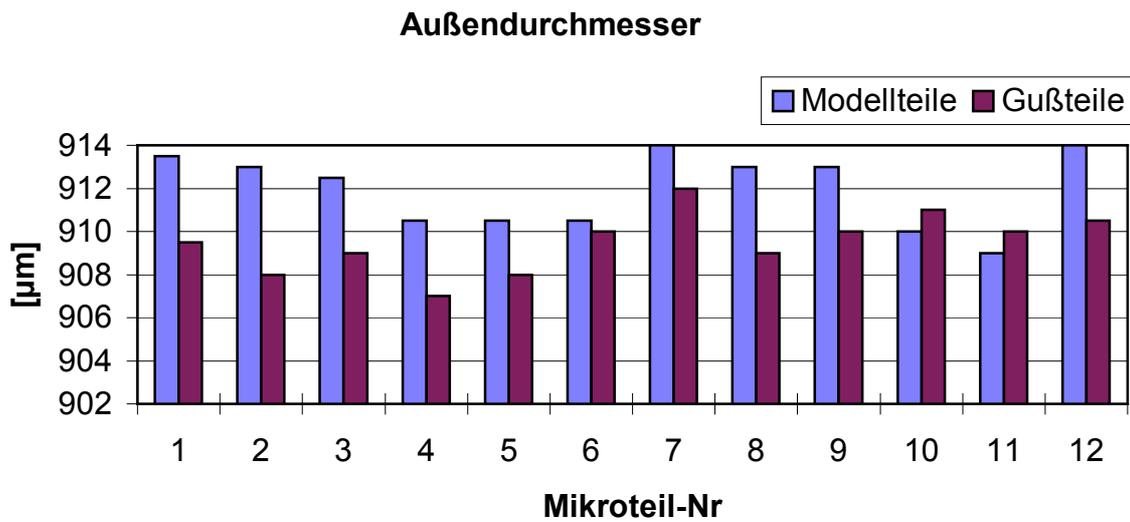


Abb. 7.29: LIGA-Zahnrad: Außendurchmesser der Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

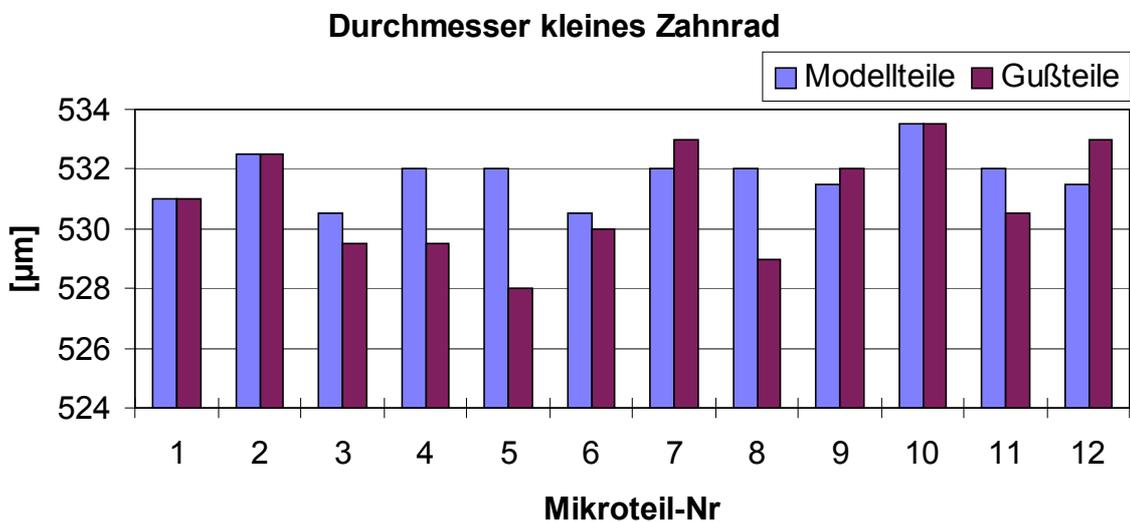


Abb. 7.30: LIGA-Zahnrad: Durchmesser des kleinen Zahnrades der Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

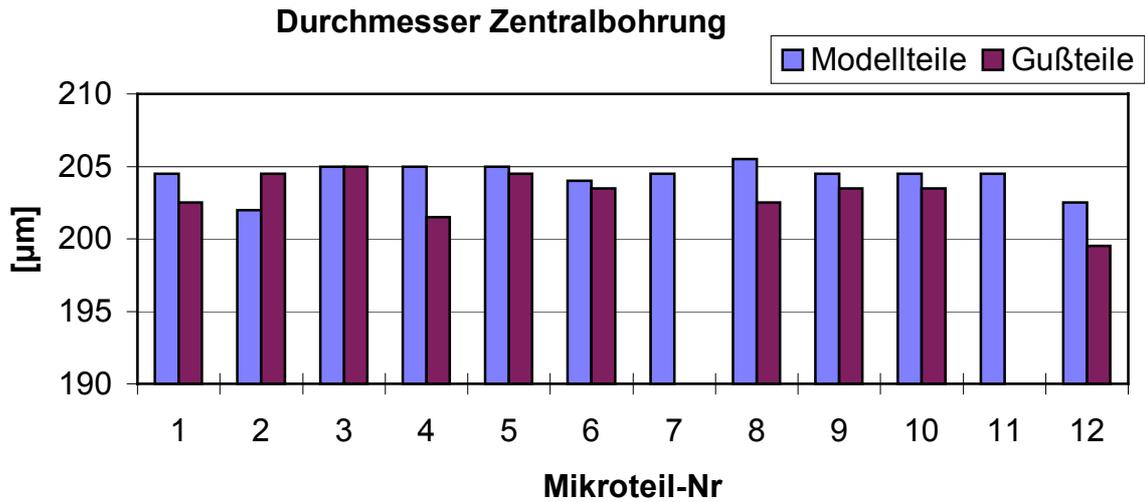


Abb. 7.31: LIGA-Zahnrad: Durchmesser der Zentralbohrung der Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

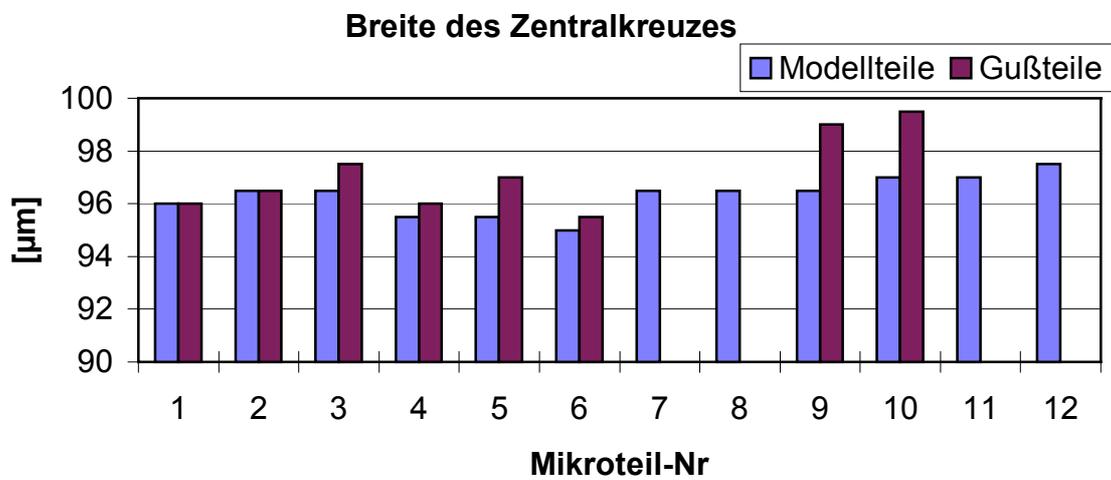


Abb. 7.32: LIGA-Zahnrad: Außendurchmesser der Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

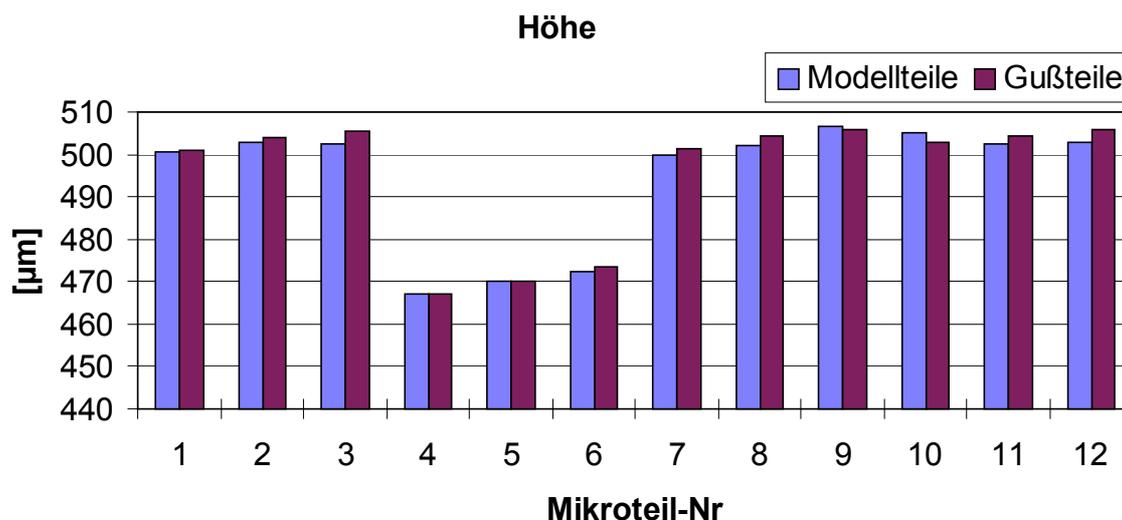


Abb. 7.33: LIGA-Zahnrad: Höhe der Modellteile aus PMMA und der zugehörigen Gussteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung.

Tabelle 7.4: Statistische Größen aus der Maßverfugung von 12 LIGA-Zahnrädern, ermittelt an Modellteilen und zugehörigen Gussteilen.

Berechnete Größe	Außen-durch-messer	Durch-messer kleines Zahnrad	Durch-messer der Zentral-bohrung *)	Breite des Zentral-kreuzes*)	Höhe
Mittelwert der Modellteile [μm]	912	532	204	96	495
Streuung der Modellteile [μm]	2	1	1	1	15
Mittelwert der Gussteile [μm]	910	531	203	97	495
Streuung der Gussteile [μm]	1	3	2	0	15
Mittlere Differenz zwischen Gussteil und Modellteil [μm]	2	1	1	-1	-2
Maximale Differenz zwischen Gussteil und Modellteil [μm]	5	4	4	2,5	-3
Mittlere relative Abweichung (Gussteil-Modell)/Modell Mittelwert	0,002	0,002	0,005	-0,010	-0,004
Maximale relative Abweichung (Gussteil-Modell)/Modell Maximalwert	0,005	0,008	0,020	0,026	-0,006

*) nur acht Teile

7.4 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften an gegossenen Mikroteilen wurden durch Mikrohärtmessungen und Mikrozugversuche bestimmt.

7.4.1 Mikrohärt

An den Proben mit 230 μm Durchmesser wurde am Querschliff die Mikrohärt HV 0,025 für die vier Legierungen AgCu28, Au-Ag-Cu, Ag-Pd-Cu und CuAl10Ni bestimmt. In Tabelle 7.5 sind die Mittelwerte aus 10 Härteeindrücken angegeben.

Des Weiteren erfolgten Messungen der Mikrohärt am Querschliff an gegossenen LIGA-Säulenstrukturen der drei Legierungen AgCu28, Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu. Dabei wurden jeweils Härteeindrücke auf den Säulen und auf den zugehörigen Trägerplatten gemacht. Angegeben sind jeweils die Mittelwerte aus 10 Härteeindrücken.

Abb. 7.34 zeigt die Abhängigkeit der Härte von der Vorwärmtemperatur für die Legierung AgCu28. Mit zunehmender Vorwärmtemperatur der Gussform nimmt die Härte sowohl in der Trägerplatte als auch in den Säulen ab. In den Säulen ist die Abnahme der Härte stärker ausgeprägt. Für die Legierungen Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu wurde die Mikrohärt der LIGA-Säulen für unterschiedliche Vorwärmtemperaturen bestimmt und zusätzlich für unterschiedlich wärmebehandelte Teile (Abb. 7.35). Neben den normal an Luft abgekühlten Teilen wurden schnell in Wasser abgekühlte Teile sowie in Wasser abgekühlte und anschließend bei 400°C ausgelagerte Teile betrachtet. Bei der Ag-Pd-Cu-Legierung zeigt sich kein nennenswerter Unterschied der Härtewerte zwischen 500°C und 700°C Vorwärmtemperatur. Bei 900°C Vorwärmtemperatur nimmt die Härte v.a. in den Säulen ab. Eine schnelle Abkühlung bei 700°C führt zu einem starken Härteabfall in den Säulen. Die Auslagerung nach dem schnellen Abkühlen erlaubt eine deutliche Härtesteigerung, die sich in den Säulen noch deutlich stärker bemerkbar macht als in der Platte. Bei der Au-Ag-Cu-Legierung zeigt sich ebenfalls kaum ein Unterschied der Härtewerte zwischen 500°C und 700°C Vorwärmtemperatur. Bei 900°C ist ein deutlicher Härteabfall in den Säulen zu erkennen. Die schnelle Abkühlung von 700°C führt sowohl in den Säulen als auch in der Platte zu einer niedrigeren Härte. Durch die Auslagerung nach dem schnellen Abkühlen wird eine ähnliche Härte wie bei langsamer Abkühlung erzielt. Im Vergleich zur Ag-Pd-Cu-Legierung wird hier durch die Auslagerung in der Gussform keine weitere Härtesteigerung erzielt.

Tabelle 7.5 : Härtewerte gemessen am Querschliff gegossener Drähte mit einem Durchmesser von 230 µm und Länge von 9 mm.

Legierung	AgCu28	Ag-Pd-Cu-Leg.	Au-Ag-Cu-Leg.	CuAl10Ni
Härte HV0,025	125	256	348	330

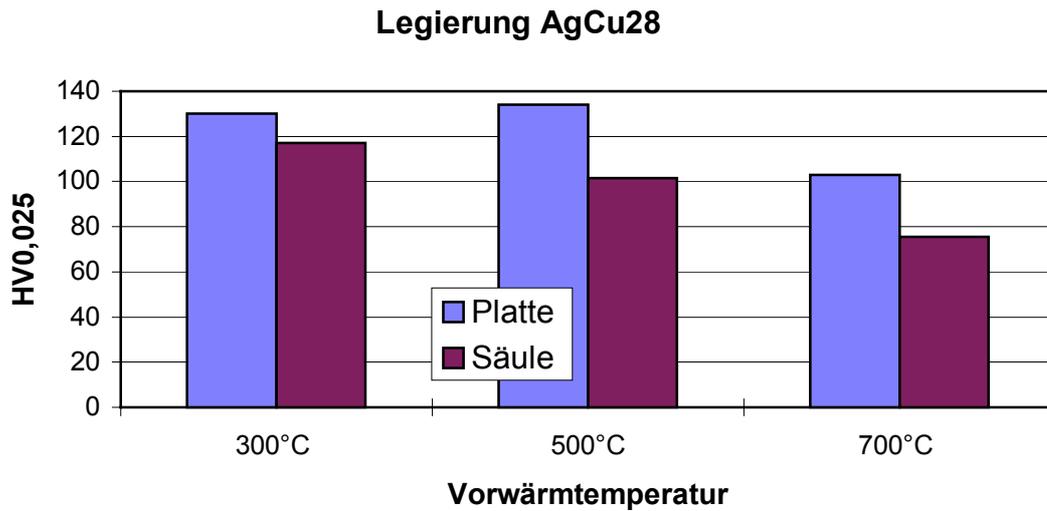


Abb. 7.34: Mikrohärtigkeit der gegossenen LIGA-Säulen aus der Legierung AgCu28 in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur der Gussform. Die Gießtemperatur betrug 1000 °C. Angegeben sind die Werte, die am Querschliff auf den 50 µm breiten Stegen (LIGA-Säulen) und auf der Trägerplatte bestimmt wurden.

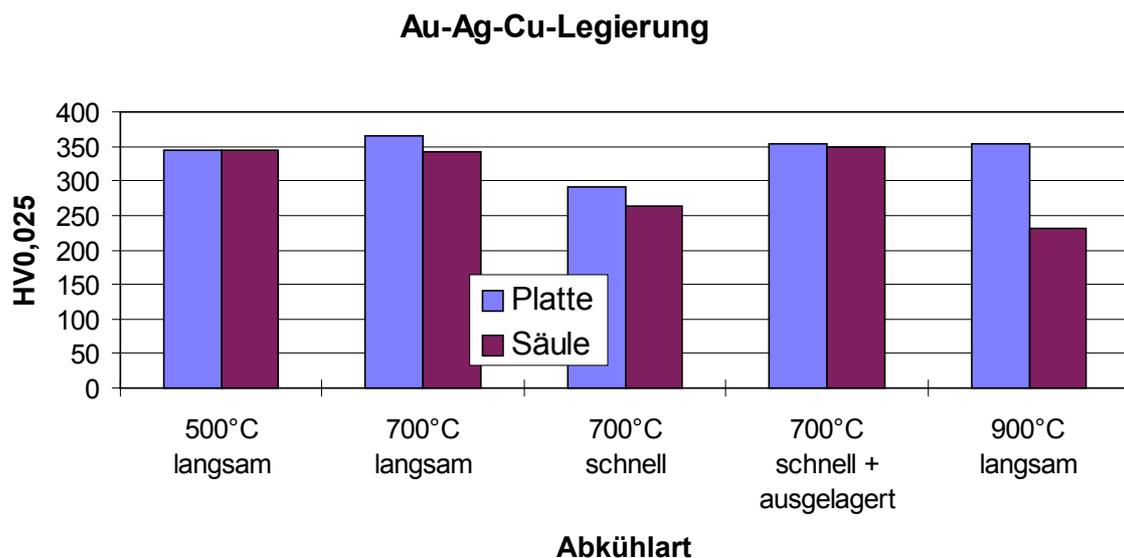
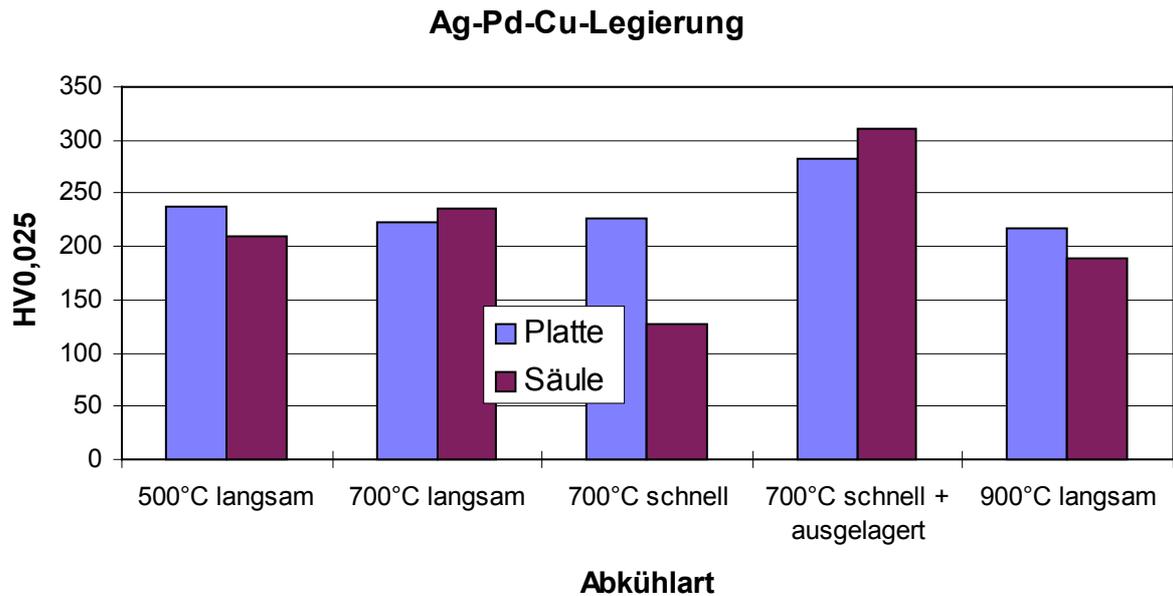


Abb. 7.35: Mikrohärtigkeit, gemessen am Querschliff gegossener LIGA-Säulen aus der Ag-Pd-Cu-Leg. (Gießtemperatur 1200 °C) und der Au-Ag-Cu-Legierung (Gießtemperatur 1100 °C) in Abhängigkeit von der thermischen Vorgeschichte des Gussteils. Die Werte sind auf den 50 µm breiten Stegen (LIGA-Säulen) und auf der Trägerplatte bestimmt worden. Die Temperaturwerte sind die Vorwärmtemperaturen der Gussform. Die Abkühlarten bedeuten: „langsam“ Abkühlen auf Raumtemperatur an Luft; „schnell“ Abschrecken der gefüllten Gussform in Wasser; „schnell + ausgelagert“ abschrecken in Wasser und anschließendes Auslagern bei 400 °C für 15 min.

7.4.2 Mikrozugversuche

Die Spannungs-Dehnungs-Kurven wurden für die drei Legierungen AgCu28, Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu an Mikrozugproben mit Durchmessern von ca. 230 μm und einer Länge von 9 mm aufgenommen und ausgewertet. Abb. 7.36-7.38 zeigen die Spannungs-Dehnungs-Kurven und Tabelle 7.6 die daraus bestimmten Kenngrößen Zugfestigkeit R_m , Streckgrenze $R_{p0,2}$, Gleichmaßdehnung A_g , Bruchdehnung A und Elastizitätsmodul E . Von den drei Legierungen erreicht die Au-Ag-Cu-Legierung die größte Zugfestigkeit und Streckgrenze, gefolgt von der Ag-Pd-Cu-Legierung und der Legierung AgCu28. Die Bruchdehnung der letztgenannten Legierung liegt etwas höher als bei den mehrkomponentigen Edelmetall-Legierungen. Ein Vergleich der Werte mit den Angaben des Herstellers, die an makroskopischen Proben ermittelt wurden, zeigt, dass die aus den Mikrozugversuchen ermittelten Werte in einer ähnlichen Größenordnung liegen (s. Kap. 5.5: Gusslegierungen).

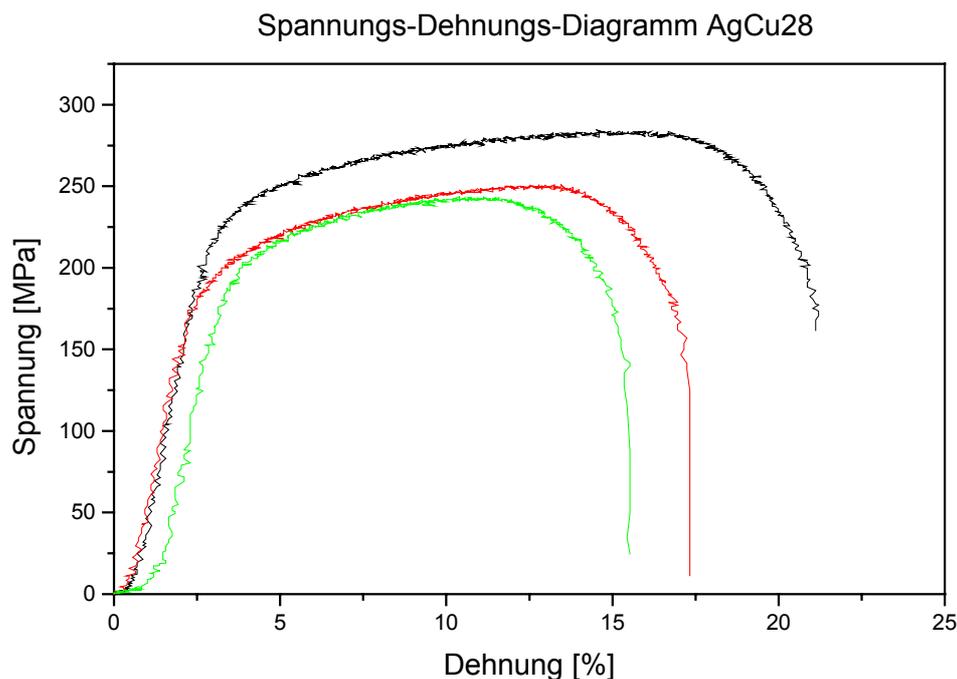


Abb. 7.36: Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelt an der Legierung AgCu28 an Proben mit 230 μm Durchmesser und 9 mm Länge.

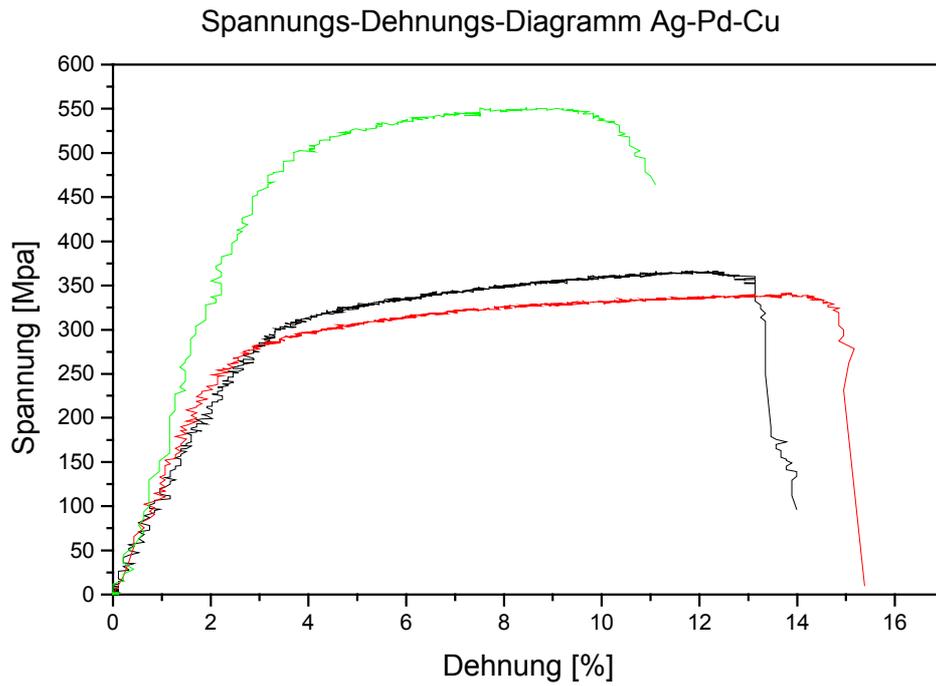


Abb. 7.37: Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelt an der Ag-Pd-Cu-Legierung an Proben mit 230 μm Durchmesser und 9 mm Länge.

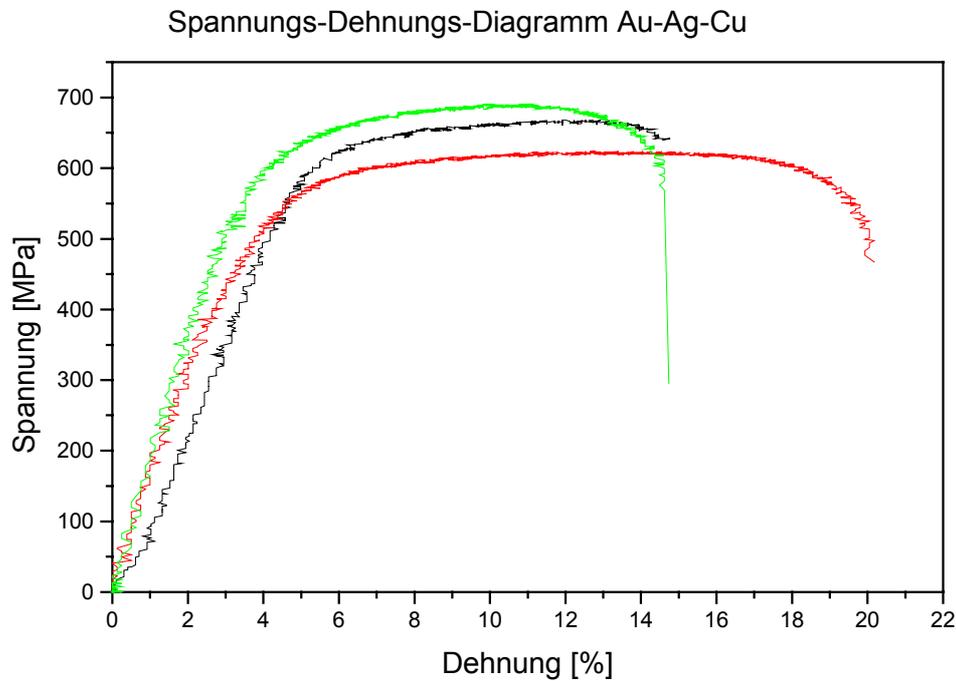


Abb. 7.38: Spannungs-Dehnungs-Kurven ermittelt an der Au-Ag-Cu-Legierung an Proben mit 230 μm Durchmesser und 9 mm Länge.

Tabelle 7.6: Kennwerte aus den Mikrozugversuchen, bestimmt an Proben mit 230 µm Durchmesser und 9 mm Länge.

Legierung AgCu28

Mikro-Zugversuch-Nr	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A [%]	E-Modul [MPa]
1	285	112	12	18,9	98365
2	251	175	9,7	15	95903
3	244	190	6,8	12,3	89775

Ag-Pd-Cu-Legierung

Mikro-Zugversuch-Nr.	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A [%]	E-Modul [MPa]
1	551	430	5,4	8,1	177583
2	341	258	11	12,2	113120
3	367	255	8,6	9,7	95504

Au-Ag-Cu-Legierung

Mikro-Zugversuch-Nr.	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	A _g [%]	A [%]	E-Modul [MPa]
1	668	580	6,8	9,7	133051
2	624	450	8,8	16,4	130693
3	690	550	6,5	11,3	165394

7.5 Oberflächenqualität

Allgemeine Übersicht

Typische Oberflächenrauheiten von Formeinsätzen und Modellteilen liegen in der Größenordnung $R_a = 0,020$ bis $0,050 \mu\text{m}$ (Tabelle 7.7). Die Rauheitswerte der Gussoberflächen streuen typischerweise im Bereich $R_a = 0,5$ bis $1 \mu\text{m}$ (Tabelle 7.8).

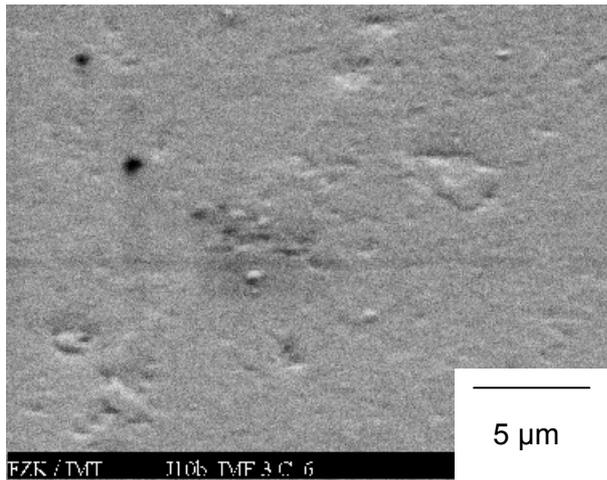
Tabelle 7.7: Rauheitswerte gemessen an Formeinsätzen, Modellteilen und Quarzglas.

Rauheitswert	LIGA-Formeinsatz aus Nickel	Mikromechanischer Formeinsatz aus Messing	PMMA-Spritzgussteil LIGA	PMMA-Spritzgussteil mikro-mechanisch	PMMA-Plättchen Halbzeug	Quarzglas
$R_a [\mu\text{m}]$	0,041	0,052	0,056	0,048	0,022	0,023
$R_t [\mu\text{m}]$	0,318	0,614	0,316	0,279	0,245	0,294

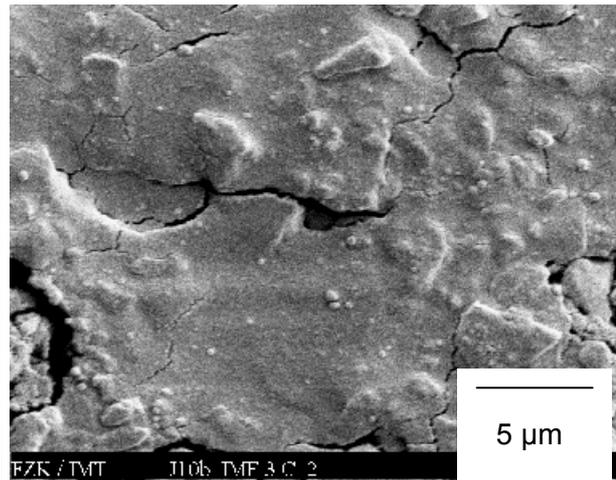
Tabelle 7.8: Typische Rauheitswerte gemessen an Gussoberflächen der vier Versuchslegierungen. Die zugehörigen Gussformen wurden aus der Einbettmasse Deguvest CF hergestellt.

Legierung	Au-Ag-Cu	Ag-Pd-Cu	AgCu28	CuAl10Ni
Gießtemperatur [°C]	1100 °C	1200 °C	1000 °C	1250 °C
Vorwärmtemperatur [°C]	700	700	700	700
$R_a [\mu\text{m}]$	0,644	0,772	0,93	0,63
$R_t [\mu\text{m}]$	5,002	4,472	4,88	4,452

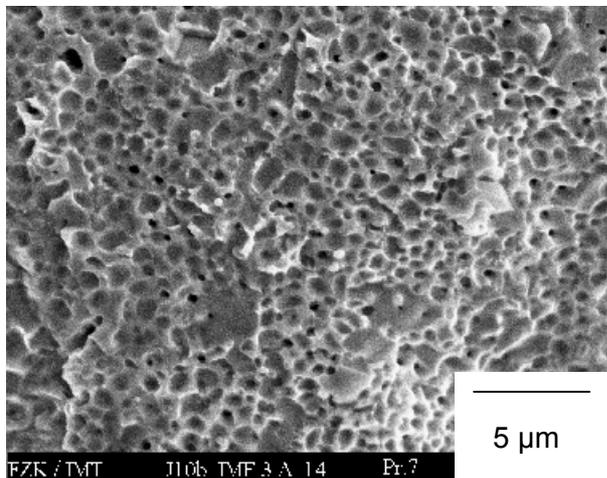
Die Abb. 7.39 zeigt den Vergleich einer Modelloberfläche aus PMMA, der Standardeinbettmasse Deguvest CF und einer Gussoberfläche aus der Ag-Pd-Cu-Legierung bei einer Vorwärmtemperatur von 900 °C , wie sie typischerweise beim Mikroturbinengehäuse auftritt. Man erkennt die morphologische Verschiedenartigkeit der Oberflächen und starke Zunahme der Oberflächenrauheit beim Abformprozess. Im Folgenden werden die Einflussgrößen auf die Rauheit der Gussoberfläche und Ansätze zur Verbesserung dargestellt.



a: PMMA



b: Einbettmasse Deguvest CF



c: Ag-Pd-Cu

Abb. 7.39:

Oberflächenvergleich eines Modellteils aus PMMA (a), der Standardeinbettmasse Deguvest CF (b) und einer typischen Gussoberfläche der Ag-Pd-Cu-Legierung (c) bei einer Vorwärm-temperatur von 900 °C.

Einfluss der Vorwärmtemperatur

Bei konstanter Gießtemperatur ist die Oberflächenqualität der gegossenen Mikroteile für den jeweiligen Werkstoff abhängig von der Vorwärmtemperatur der Gussform. Im Falle der Legierungen Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu stellt sich außerdem ein Minimum der Rauheit von $R_a \approx 0,5 \mu\text{m}$ ein, das sich - unabhängig von der Vorwärmtemperatur - nicht unterschreiten lässt (Abb. 7.40). Bis etwa 700 °C liegen keine nennenswerten Unterschiede in der Oberflächenrauheit beider Legierungen vor. Im Temperaturbereich von 800 °C bis 1100 °C zeigt sich eine Zunahme der Mittenrauwerte. Die Ag-Pd-Cu-Legierung weist dabei eine höhere Rauheit als die Au-Ag-Cu-Legierung auf.

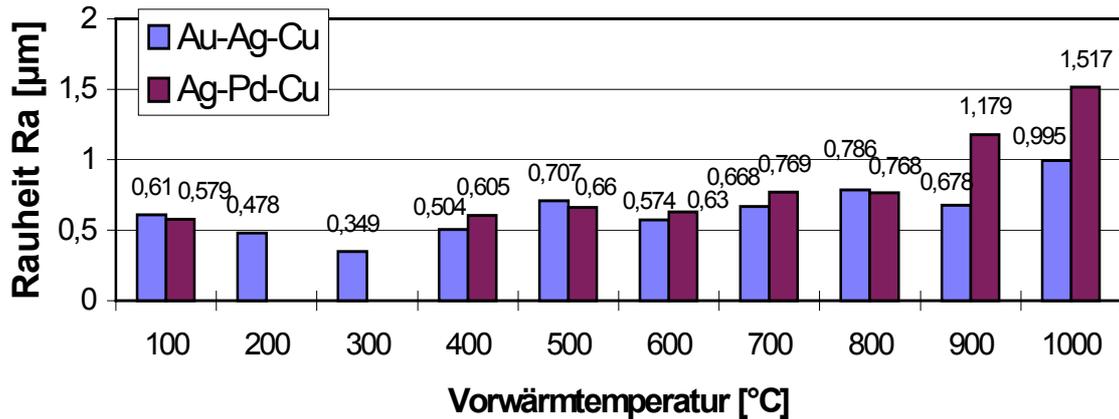
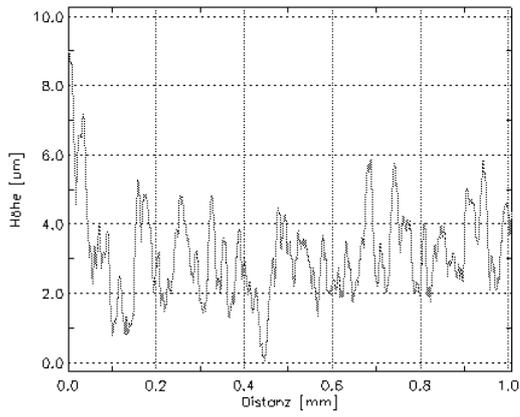


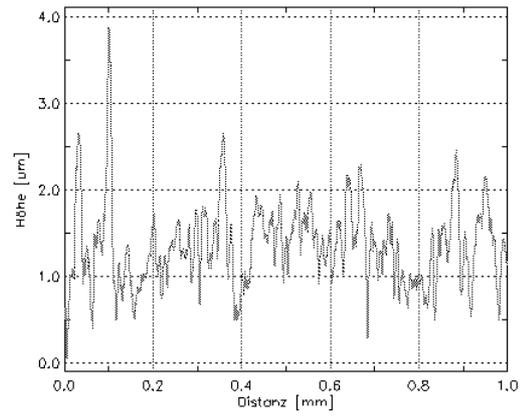
Abb. 7.40: Mittenrauwert der Gussoberflächen der Au-Ag-Cu- ($T_g = 100^\circ\text{C}$) und der Ag-Pd-Cu-Legierungen ($T_g = 120^\circ\text{C}$) in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur der Gussform bei Verwendung der Einbettmasse Deguvest CF.

Verwendung feinkörnigerer Einbettmassen

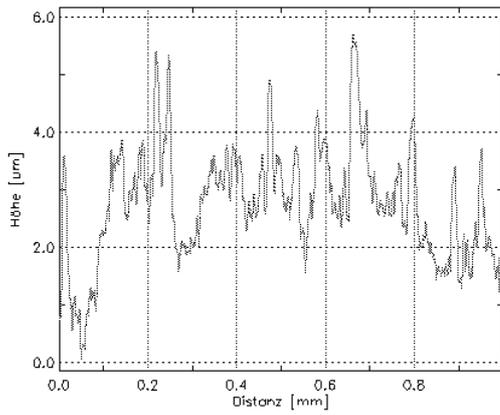
Ein Lösungsansatz zur Verbesserung der Oberflächenqualität war die Verwendung feinkörnigerer Einbettmassen. Hierzu wurden Gussoberflächen aus der Ag-Pd-Cu-Legierung verglichen, die mit den Einbettmassen Deguvest CF, SF1 und SF2 bei einer Vorwärmtemperatur von 800°C hergestellt wurden. Es zeigte sich, dass sich eine minimale Rauheit von $R_a \approx 0,3 \mu\text{m}$ nicht unterschreiten lässt (Abb. 7.41). Nimmt man an, dass die Gussoberfläche ein Abbild des Reliefs der Einbettmasse ist, dann ist die entscheidende Frage, ob durch feinkörnigere Pulver tatsächlich glattere Oberflächen der Einbettmasse erzielt werden. Abb. 7.42 zeigt die Oberflächen der Einbettmassen SF1, SF2 und Deguvest CF im Vergleich zu den zugehörigen Gussoberflächen der Ag-Pd-Cu-Legierung bei 800°C Vorwärmtemperatur. Berücksichtigt man die starke Streuung, so liegt die Oberflächenrauheit selbst bei der extrem feinkörnigen Einbettmasse SF1 in der Größenordnung $R_a \approx 0,7 \mu\text{m}$. Durch den vergleichsweise niedrigen Füllstoffgehalt setzt bei der feinkörnigen Einbettmasse Porenwachstum ein. Dadurch nimmt die Oberflächenrauheit mit wachsender Temperatur der Einbettmasse stark zu. Der Grund hierfür ist das Auskristallisieren der Kieselschicht auf der Oberfläche der Einbettmasse (Abb. 7.43). Auf diese Weise kann die Metallschmelze teilweise in die Poren penetrieren. Ein Problem ist die Verarbeitbarkeit der Einbettmassen SF1 und SF2 und damit Reproduzierbarkeit der Oberflächen.



Gussoberfläche hergestellt mit Deguvest CF,
Ra = 0,769 µm



Gussoberfläche hergestellt mit SF2,
Ra = 0,359 µm



Gussoberfläche hergestellt mit SF1,
Ra = 0,757 µm

Abb. 7. 41:
Rauheitsprofile von Gussoberflächen der Ag-Pd-Cu-Legierung hergestellt mit verschiedenen Einbettmassen bei 800 °C Vorwärmtemperatur.

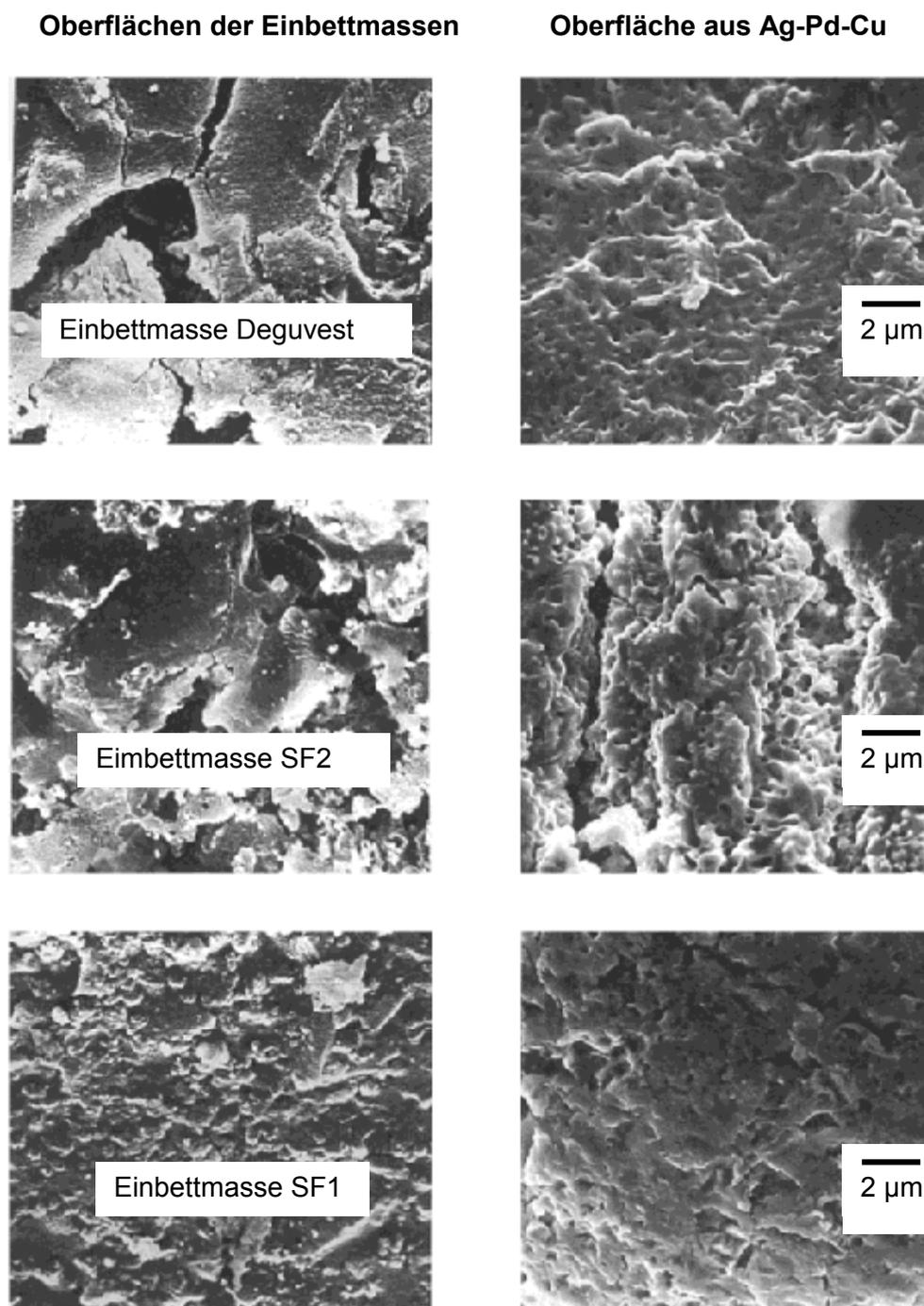
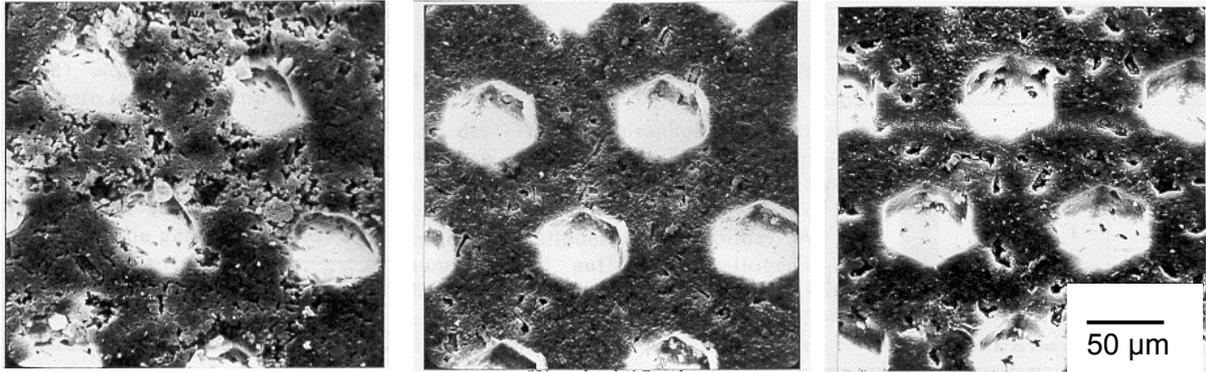


Abb. 7.42: Oberflächen der Einbettmassen Deguvest CF, SF2 und SF1 (links) und zugehörige Oberflächen aus der Ag-Pd-Cu-Legierung gegossen bei 800 °C Vorwärmtemperatur (rechts).



Anmischflüssigkeit (Kieselsol)
verdünnt mit Wasser 1 : 1
Vorwärmtemperatur 800 °C

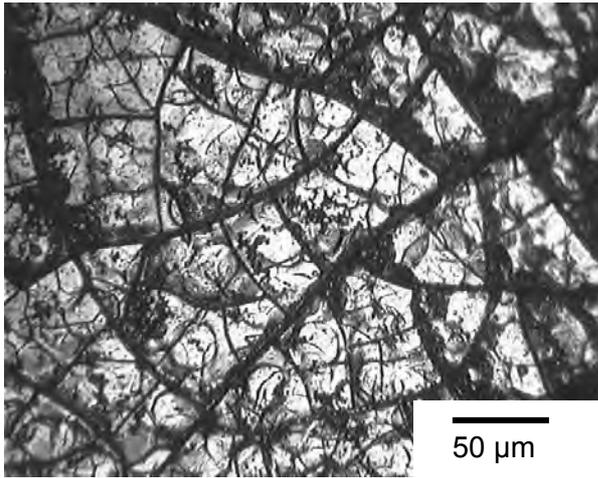
Anmischflüssigkeit unverdünnt
Vorwärmtemperatur 800 °C

Anmischflüssigkeit unverdünnt
Vorwärmtemperatur 950 °C

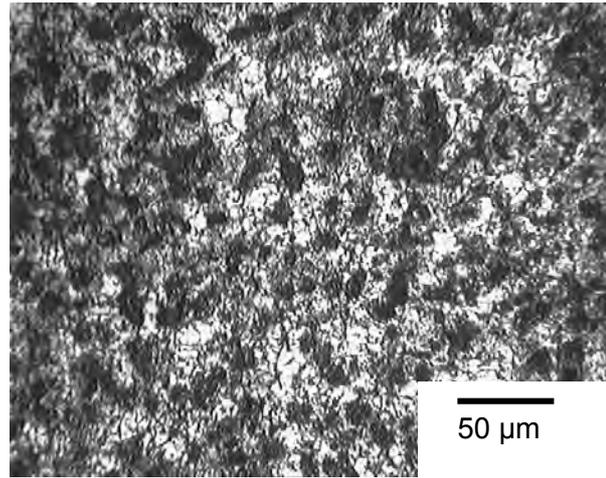
Abb. 7.43: Oberflächen der feinkörnigen Einbettmasse SF1 in Abhängigkeit von der Vorwärmtemperatur und der Kieselsolkonzentration der Anmischflüssigkeit.

Gußoberflächen hergestellt mit kieselolbeschichteten Formen

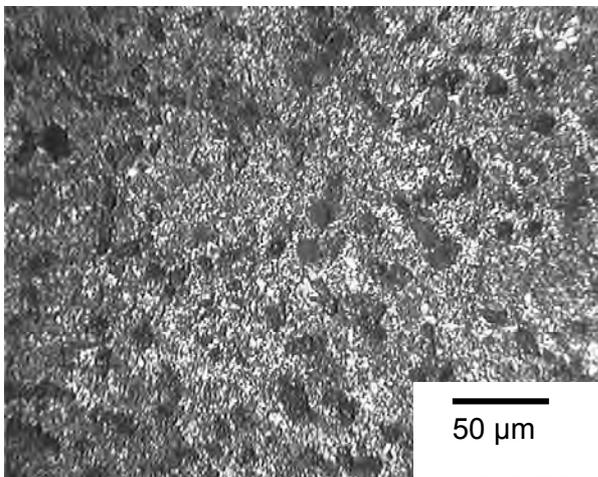
Um glattere Gussoberflächen zu erzielen, wurde mit dem in Kap. 5.4 beschriebenen Verfahren kieselolbeschichtete Gussformen mit Plättchenförmigen Hohlräumen der Dicke 200 μm hergestellt (TS6). Abb. 7.44 zeigt Gussoberflächen aus der Ag-Pd-Cu-Legierung, die mittels kieselolbeschichteter Gussformen hergestellt wurden. Dabei wurde die Konzentration des Kieselsols beim Infiltrieren der Gussform variiert. Die verschiedenen Konzentrationen der Lösungen beim Infiltrieren führte zu unterschiedlicher Oberflächenstruktur, die sich in der Metalloberfläche wieder fand. In Abb. 7.44a wurden die glatten Bereiche mit Rissen durch das Metall abgebildet. Im Bild b drang die Schmelze zwischen glatten Bereichen (hell) in die Poren der Gussform ein. Bild c zeigt die Vergleichsoberfläche ohne Kieselolbeschichtung. Die glatten Bereiche fehlen nahezu. Eine Verbesserung der Rauheit der Gussoberfläche konnte auf diese Weise noch nicht erreicht werden. Das Problem lag bei der Erzeugung einer dünnen, rissfreien Oberflächenschicht auf der Gussformoberfläche.



a: Kieselsockonzentration 50 %



b: Kieselsockonzentration 33 %



c: Ohne Infiltration

Abb. 7. 44: Gussoberflächen aus der Ag-Pd-Cu-Legierung, hergestellt mit kieselsockbeschichteten Gussformen (a, b) und ohne Beschichtung (c).

Verwendung von Formoberflächen aus Quarzglas

Eine wesentliche Verringerung der Oberflächenrauheit wurde durch die Abbildung von glatten und gegenüber Metallschmelzen inerten Quarzglasoberflächen erreicht. Auf diese Weise wurden Mittenrauwerte $R_a < 0,1\mu\text{m}$ erzielt (Abb. 7.45).

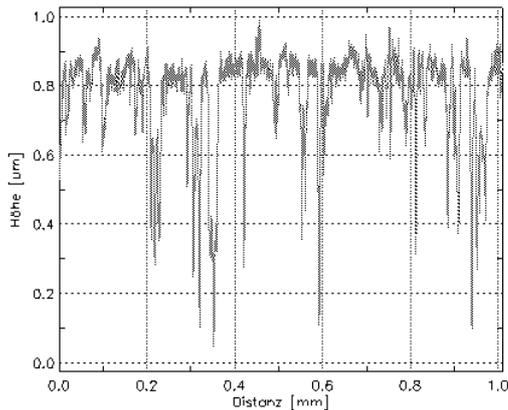
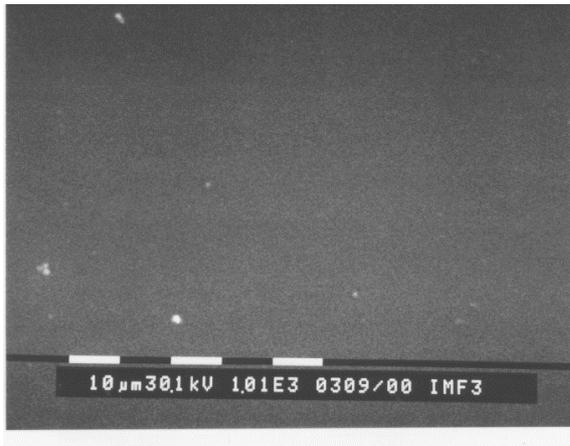


Abb. 7.45: Rauheitsprofil der Gussoberfläche der Ag-Pd-Cu-Legierung $R_a = 0,097\mu\text{m}$, erstarrt auf einer Quarzglasoberfläche, die auf $700\text{ }^\circ\text{C}$ vorgewärmt war. Die Temperatur der Schmelze betrug $1200\text{ }^\circ\text{C}$.

Die Legierung Ag-Pd-Cu wies eine hohe Oberflächenporosität auf (Abb. 7.46). Dies liegt in der ungerichteten endogenen Erstarrung (siehe Abschnitt 7.6 „Gefüge“) und in der Gasundurchlässigkeit der Quarzglasoberfläche begründet. Daher wird im Folgenden der Einfluss der Vorwärmtemperatur auf die Oberflächenrauheit beim Guss der Au-Ag-Cu-Legierung anhand von Quarzglasoberflächen untersucht.



Oberfläche von Quarzglas

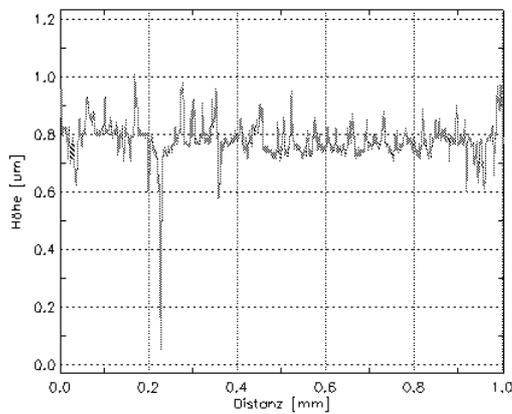


Oberfläche der Ag-Pd-Cu-Legierung bei $700\text{ }^\circ\text{C}$ Vorwärmtemperatur auf Quarzglas erstarrt.

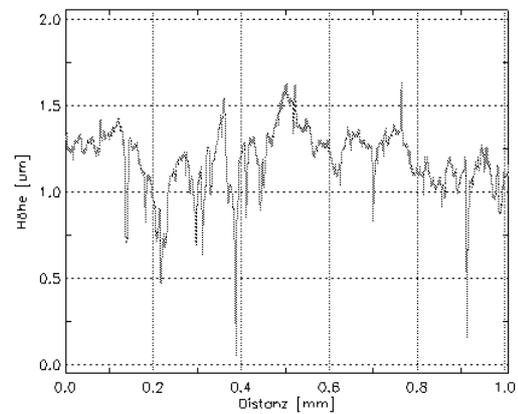
Abb. 7.46: REM-Aufnahmen von Quarzglas und einer damit hergestellten Gussoberfläche aus der Ag-Pd-Cu-Legierung bei $700\text{ }^\circ\text{C}$ Vorwärmtemperatur der Gussform. Die Temperatur der Schmelze betrug $1200\text{ }^\circ\text{C}$.

Bei einer Vorwärmtemperatur von $400\text{ }^\circ\text{C}$ weist die Legierung Au-Ag-Cu einen Mittenrauwert $R_a = 0,036\text{ }\mu\text{m}$ auf, d.h. die Oberflächenrauheit lässt sich durch niedrige Vorwärmtemperaturen noch weiter reduzieren (Abb. 7.47). Die Betrachtung der Oberflächen im REM (Abb. 7.48) zeigt, dass die Rauheit durch das Metallgefüge bestimmt wird. Aufgrund der feinkörnigeren Erstarrung liegt daher bei niedriger Vorwärmtemperatur eine geringere

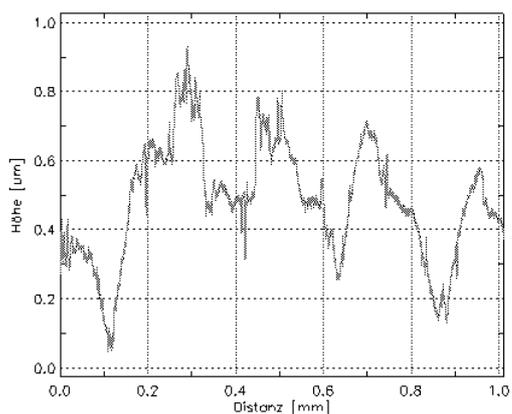
Oberflächenrauheit vor. Abb. 7.49 zeigt den Vergleich der mit der Standardeinbettmasse Deguvest und der mit Quarzglas erzielten Rauheiten der Gussoberflächen aus der Au-Ag-Cu-Legierung. In der Tabelle 7. 9 sind die mit Quarzglasformen erzielten Oberflächenrauheiten der untersuchten Versuchslegierungen zusammengefasst. Auch die Rauheit der Legierungen AgCu28 und CuAl10Ni ließ sich durch die Verwendung der Quarzglasplättchen reduzieren (Abb. 7.50). Bei der eutektischen Legierung AgCu28 zeigt die REM-Aufnahme bei 1000-facher Vergrößerung lediglich eine gewisse Welligkeit der Oberfläche, jedoch keine Poren. Bei der Legierung CuAl10Ni werden Poren und die Gefügestruktur erkennbar.



Vorwärmtemperatur 400 °C, Ra = 0,036 µm

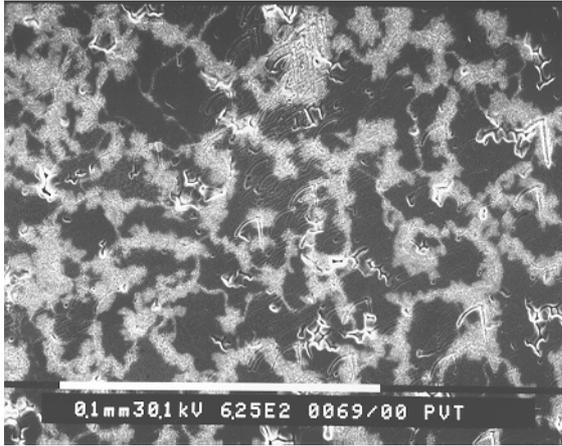


Vorwärmtemperatur 700 °C, Ra = 0,134 µm

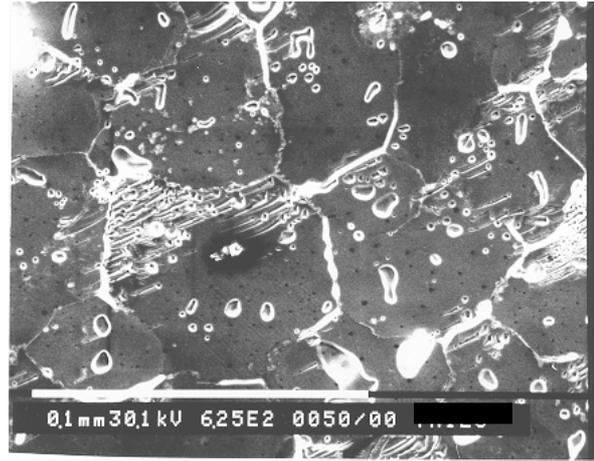


Vorwärmtemperatur 1000°C, Ra = 0,127 µm

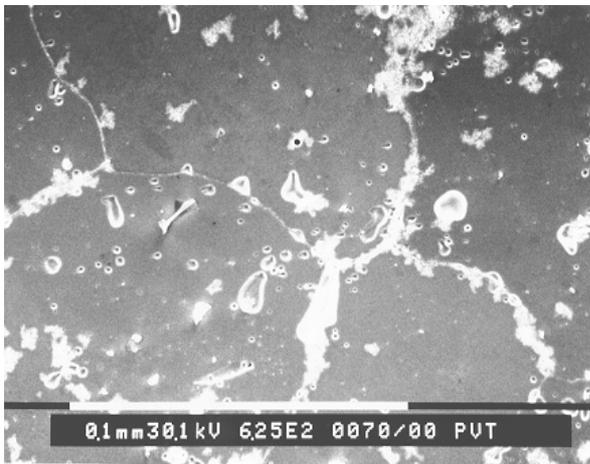
Abb. 7.47: Rauheitsprofile von Oberflächen aus der Au-Ag-Cu-Legierung hergestellt mit Formoberflächen aus Quarzglas bei verschiedenen Vorwärmtemperaturen.



Vorwärmtemperatur 400 °C



Vorwärmtemperatur 700 °C



Vorwärmtemperatur 1000 °C

Abb. 7.48: Oberflächen aus der Au-Ag-Cu-Legierung hergestellt mit Formoberflächen aus Quarzglas.

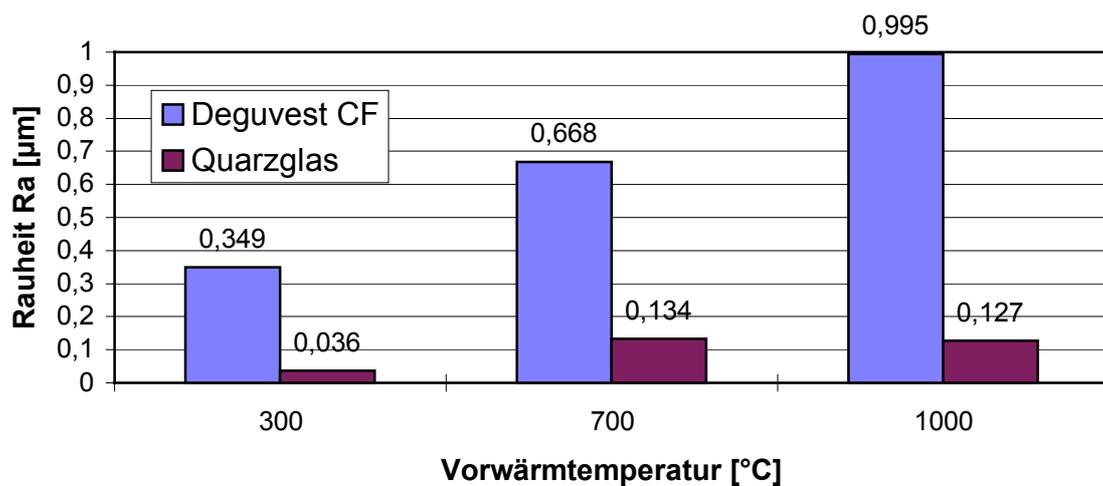
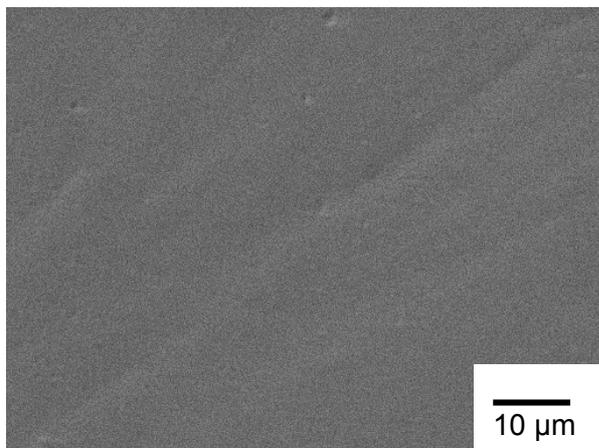


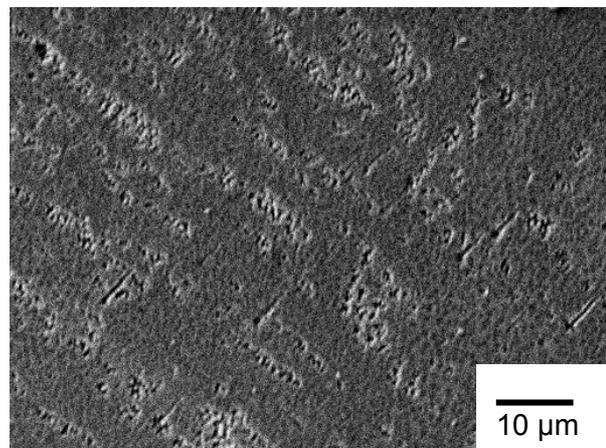
Abb. 7.49: Einfluss von Formoberfläche und Vorwärmtemperatur auf die Rauheit der Oberfläche der Au-Ag-Cu-Legierung - Vergleich der Einbettmasse Deguvest CF mit Quarzglas.

Tabelle 7.9: Rauheitswerte von Gussoberflächen der Versuchslegierungen hergestellt mit Quarzglasoberflächen.

Legierung	AgCu28		Au-Ag-Cu			Ag-Pd-Cu		CuAl10Ni
Gießtemperatur [°C]	1000	1100	1100	1100	1100	1200	1200	1250
Vorwärmtemperatur [°C]	800	1000	1000	700	400	700	700	1000
Plättchen	50µm, beidseitig Quarzglas	50µm, beidseitig Quarzglas	1 mm, einseitig Quarzglas	50 µm, beidseitig Quarzglas	100µm, beidseitig Quarzglas			
Ra [µm]	0,119	0,242	0,127	0,134	0,036	0,097	0,074	0,085
Rt [µm]	1,187	2,432	0,873	1,598	0,941	0,992	0,99	0,95



Legierung AgCu28, Vorwärmtemperatur 800 °C, Gießtemperatur 1000 °C



Legierung CuAl10Ni, Vorwärmtemperatur 1000 °C, Gießtemperatur 1250°C

Abb. 7.50: Oberflächen der Legierungen AgCu28 und CuAl10Ni hergestellt mit Quarzglasplättchen. Die Legierung AgCu28 lässt bei 1000-facher Vergrößerung nur eine gewisse Welligkeit erkennen. Die Legierung CuAl10Ni zeigt Poren und Gefügestrukturen.

7.6 Gefüge

Für die vier Legierungen CuAl10Ni, AgCu28, Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu wurde das Gefüge der gegossenen Mikroteile auf Gussfehler in den dünnwandigen Bereichen der Mikrostrukturen untersucht. Weiterhin wurden vergleichende Betrachtungen der dünnwandigen Bereiche und dickwandigen Bereichen des Gusskörpers vorgenommen. Der Einfluss der Vorwärmtemperatur der Gussform auf die Gefügeausbildung wurde an LIGA-Säulen der Legierungen AgCu28, Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu näher untersucht. An der letztgenannten Legierung wurde die Elementverteilung im Gefüge durch Mikrosondenanalyse quantitativ ermittelt.

Legierung CuAl10Ni

Mit dieser Legierung wurden minimale Wandstärken von 115 μm am Mikroturbinengehäuse realisiert (vgl. Abb. 7.15). Das Gefüge der Legierung CuAl10Ni ist in Abb. 7.51 a-c am Querschliff eines Mikroturbinengehäuses gezeigt (Schleuderguss mit Gießtemperatur 1250 °C, Vorwärmtemperatur der Form 900 °C). Im Gefüge sind keine Lunker oder Poren zu erkennen. Das Gefüge besteht aus lanzettenartigen Körnern der α -Phase mit dazwischenliegenden feinen Körnern der β - und γ -Phasen [HORN96]. Die Länge der α -Körner liegt bei ca. 50 μm . (Abb. 7.51b und c). Über den gesamten Querschnitt erkennt man den gleichen Gefügetyp ohne Randschicht im oberflächennahen Bereich. Das Gefüge im dünnwandigen Bereich mit einer Wandstärke von 115 μm unterscheidet sich nicht signifikant von den dickwandigen Stellen. Es ist bekannt, dass bei dieser Legierung durch eine dünne Randschicht aus Aluminiumoxid, die weder im Lichtmikroskop noch im REM zu erkennen ist, die Oxidation im Randbereich verhindert wird [DIES67]. Bei den Proben zur Prüfung der Fließlänge mit einem Durchmesser von 230 μm und einer Länge von 9 mm (Bild d, Vakuum-Druckguss mit Gießtemperatur 1250 °C und Vorwärmtemperatur der Form 900 °C) zeigen sich allerdings Poren im Gefüge, die dazu führen, dass diese Proben keine ausreichende Festigkeit zur Durchführung von Zugversuchen aufweisen. Aufgrund der Gleichartigkeit der Gefüge lässt sich erklären, dass die Härtewerte bei allen Gussproben keine signifikanten Unterschiede zeigen (Kap. 7.4: „Mechanische Eigenschaften“).

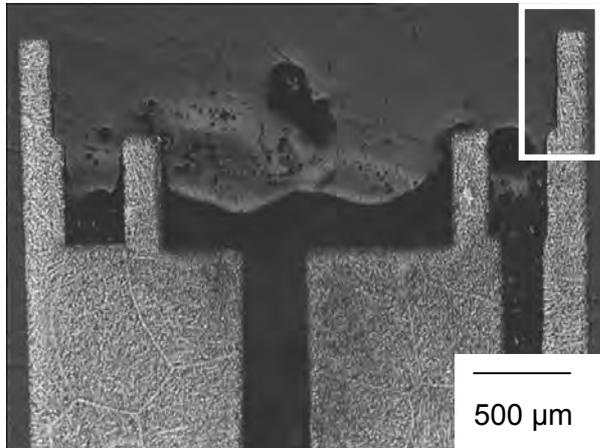
Legierung AgCu28

Abb. 7.52 zeigt im Vakuum-Druckguss gegossene LIGA-Säulen aus der Legierung AgCu28 im Querschliff. Die Gießtemperatur betrug 1000°C. Bei einer Vorwärmtemperatur der Gussform von 300°C (Abb. 7.52a) liegt über dem gesamten Bereich feinlamellares eutektisches Gefüge vor. Im dünnwandigen Bereich der Säulen zeigen die Lamellen eine Ausrichtung in Richtung zur Angussplatte. Bei einer Vorwärmtemperatur der Gussform von 700 °C treten am Rand und in den dünnwandigen Bereichen des Gusskörpers größere Inseln aus Ag-Mischkristallen auf (Abb. 7.52b - c). Dieser Effekt lässt sich durch die Verarmung an Cu durch Oxidation im Randbereich erklären. Dadurch kommt es zur Anreicherung von Ag. Die Verarmung an Cu führt zu einer geringeren Härte in den dünnwandigen Bereichen (Kap. 7. 4 „Mechanische Eigenschaften“). Der Lamellenabstand des Eutektikums liegt an der Grenze des Auflösungsvermögens des Lichtmikroskops (<0,5 µm).

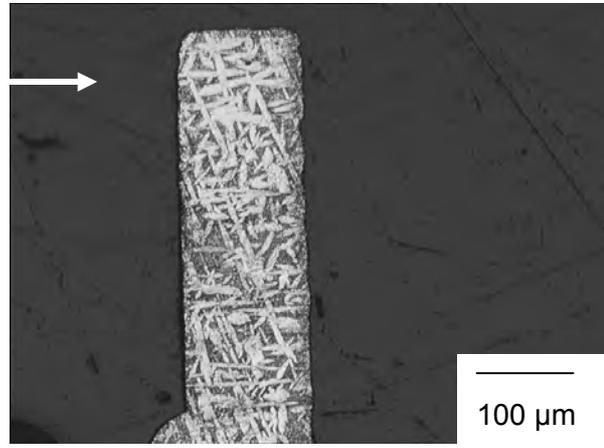
Au-Ag-Cu-Legierung

Abb. 7.53a zeigt den Querschliff eines Mikroturbinengehäuses. Bei geringer Vergrößerung sind keine Gussfehler zu erkennen. Im geätzten Zustand zeigen sich an den Gussteilen Kornseigerungen (Abb.7.53b - f). Die Ausdehnung dieser Seigerungsgebiete ist bei hoher Vorwärmtemperatur größer als bei niedriger Vorwärmtemperatur. Bei den LIGA-Säulen (Abb. 7.53c und d) liegt die Ausdehnung der Seigerungen bei 300 °C Vorwärmtemperatur in der Größenordnung 20 - 40 µm und bei 700 °C Vorwärmtemperatur in der Größenordnung 40 - 70 µm.

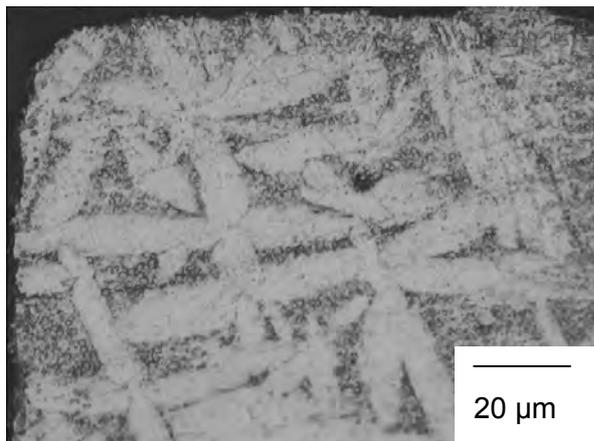
Abb. 7.53e zeigt, dass es bei 700 °C Vorwärmtemperatur zu keiner nennenswerten Randschichtbildung kommt. Das Gefüge zeigt keine Vorzugsorientierung. Durch die endogene Erstarrung haben sich vereinzelt Mikrolunker im Gefüge gebildet. (Abb. 7.53f). Aufgrund der Vielzahl der enthaltenen Elemente konnte bei dieser Legierung mittels EDX-Analyse keine eindeutige Aussage über das Seigerungsverhalten der einzelnen Elemente getroffen werden.



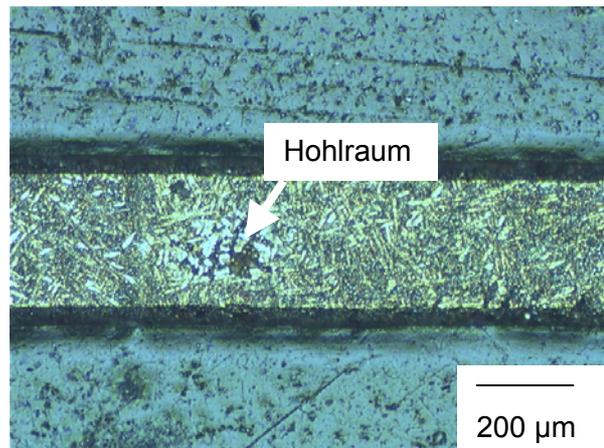
a: Mikroturbinengehäuse aus CuAl10Ni



b: Ausschnitt aus a

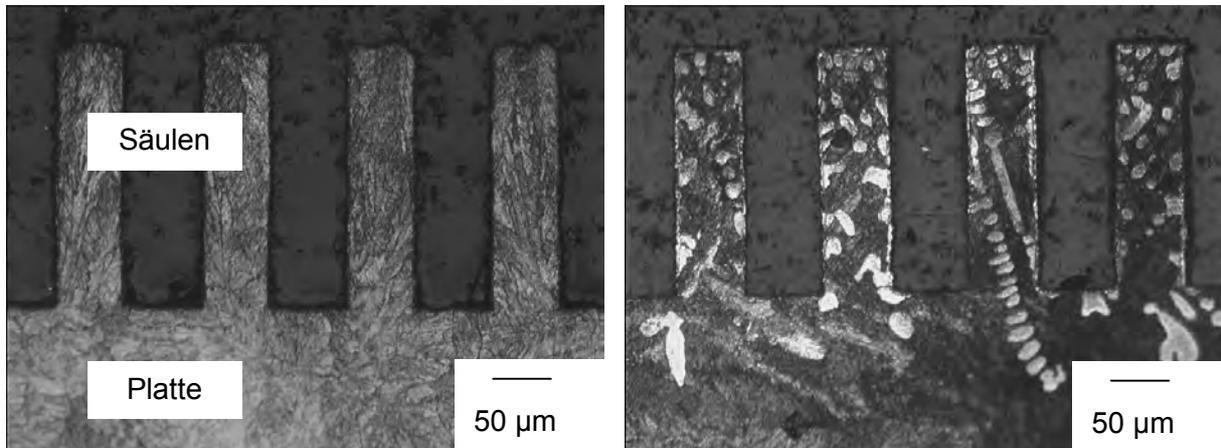


c: Ausschnitt aus Bild b, Randbereich

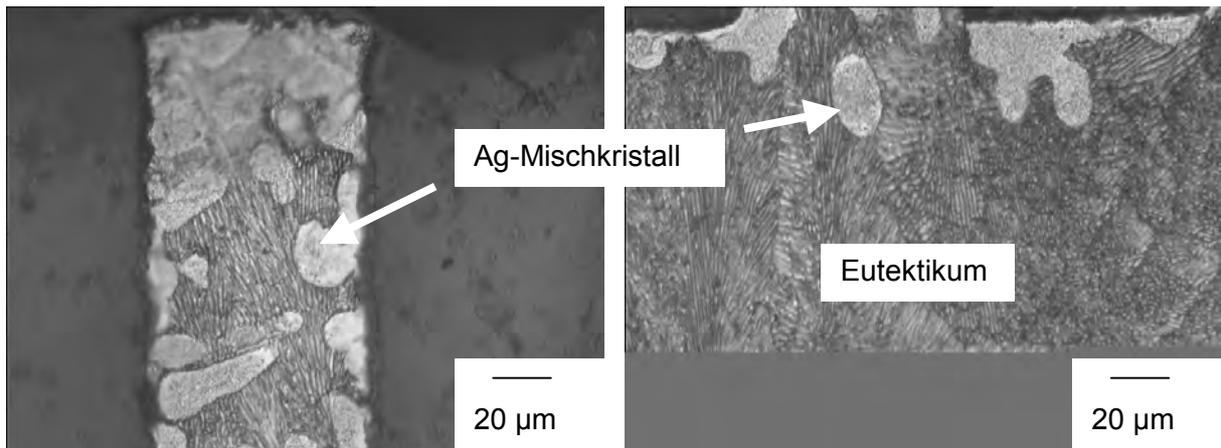


d: Draht mit Durchmesser 230 µm

Abb. 7.51: Querschliffe von Gusskörpern aus der Legierung CuAl10Ni.

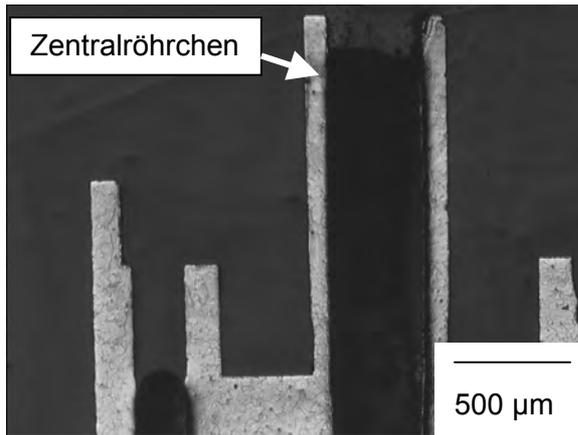


a: LIGA-Säulen gegossen im Vakuum-Druckguss bei einer Vorwärmtemperatur der Gussform von Vorwärmtemperatur 300 °C b: wie a, jedoch Vorwärmtemperatur 700 °C

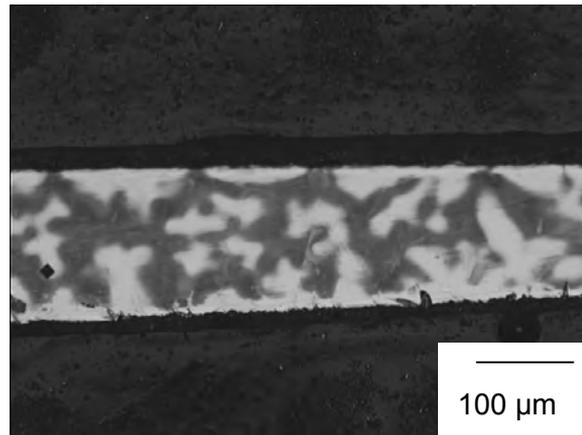


c: Vergrößerung aus b; Randbereich einer Säule mit Ag-Inseln d: Dickwandiger Bereich mit lamellarem Gefüge.

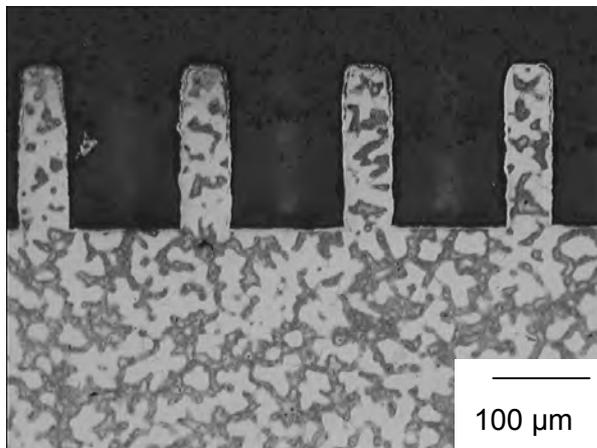
Abb. 7.52: LIGA-Säulen aus der Legierung AgCu28 im Querschliff. Die Gießtemperatur betrug jeweils 1000 °C.



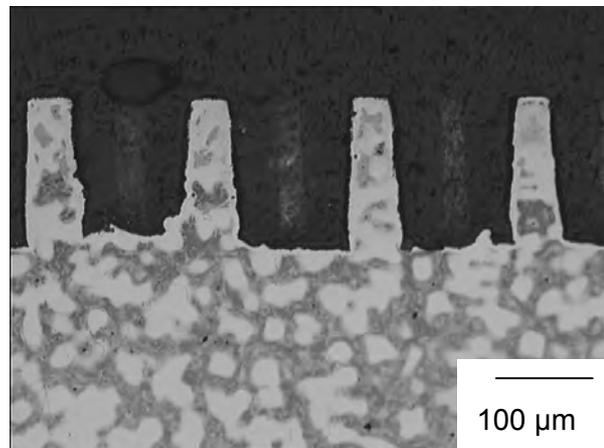
a: Mikroturbinengehäuse, Schleuderguss, Vorwärmtemperatur 800 °C



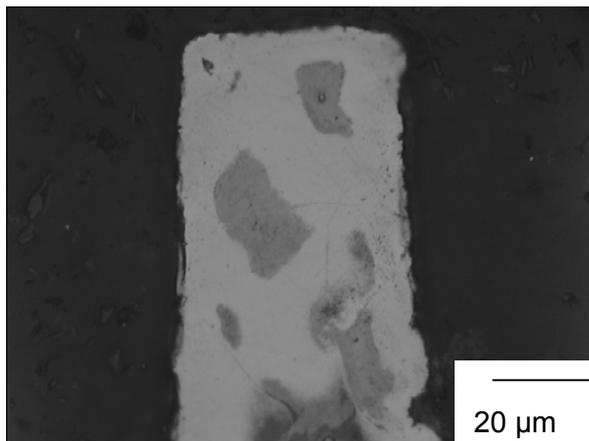
b: Draht mit 230 µm Durchmesser, Vakuum-Druckguss Vorwärmtemperatur 900 °C



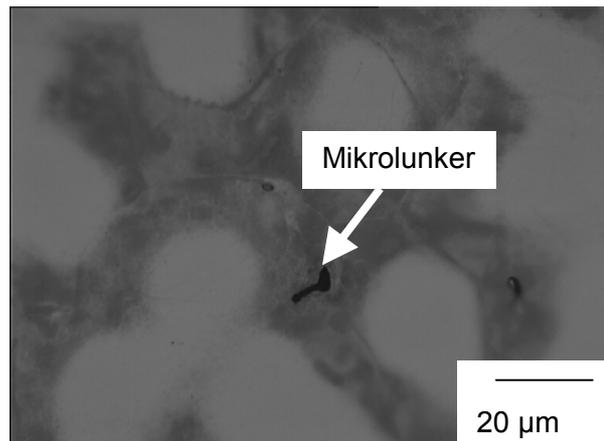
c: LIGA-Säulen mit 50 µm Stegbreite; Vorwärmtemperatur 400 °C, Seigerungen in der Größenordnung 20-40 µm



d: wie c, jedoch Vorwärmtemperatur 700 °C: Seigerungen in der Größenordnung 40-70 µm

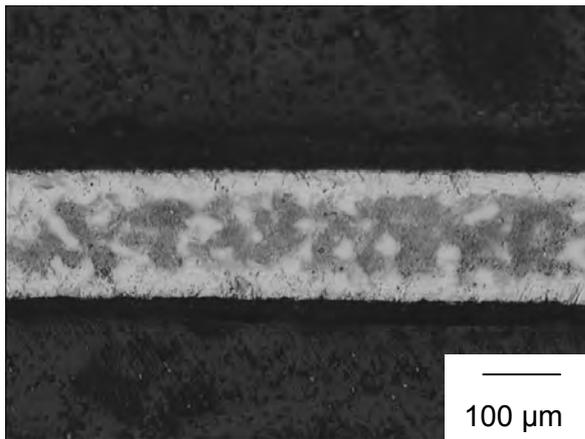


e: Vergrößerung aus Abb. d; Es ist keine Rand-schicht erkennbar .

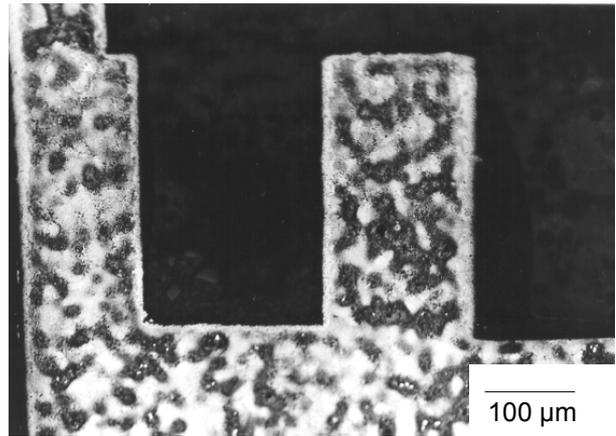


f: Vergrößerung aus d; Seigerungs-bereich im Gefüge auf der Grundplatte mit Mikrolunker.

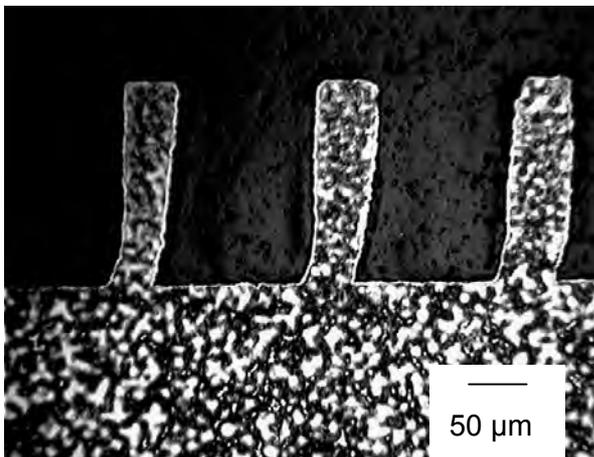
Abb. 7.53: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen aus der Au-Ag-Cu-Legierung.



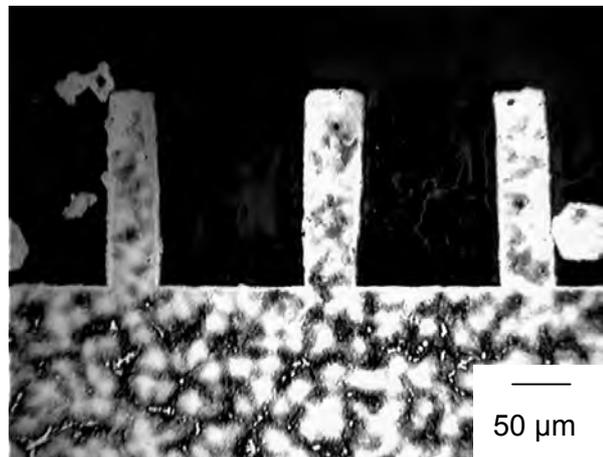
a: Draht mit 230 µm Durchmesser, gegossen im Vakuum-Druckguss bei 1000 °C Vorwärmtemperatur



b: Mikroturbinengehäuse, hergestellt im Schleuderguss bei 950 °C Vorwärmtemperatur

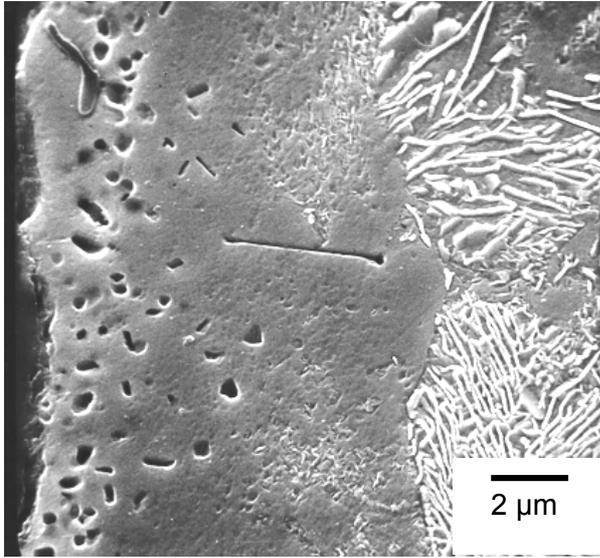


c: LIGA-Säulen, hergestellt im Vakuum-Druckguss bei einer Vorwärmtemperatur von 400 °C

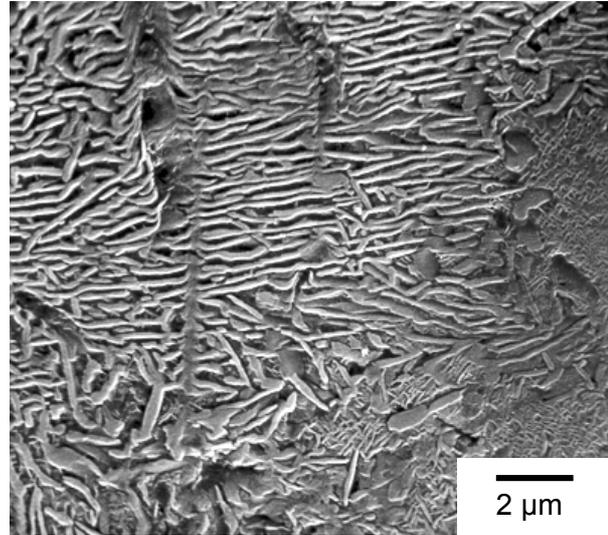


d: wie c, jedoch Vorwärmtemperatur 700 °C

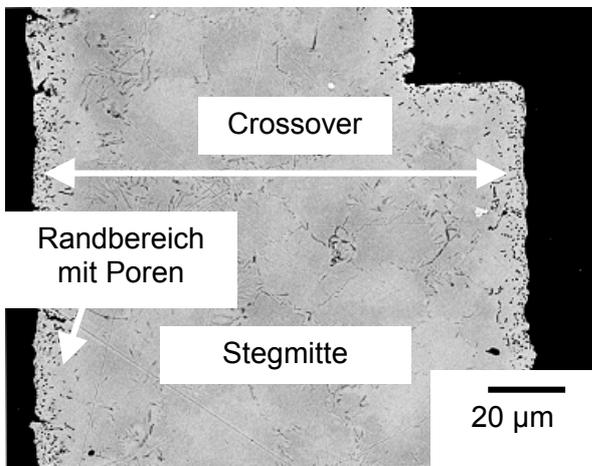
Abb. 7.54: Lichtmikroskopische Aufnahmen von Querschliffen verschiedener Mikroteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung. Die Gießtemperatur betrug jeweils 1200 °C.



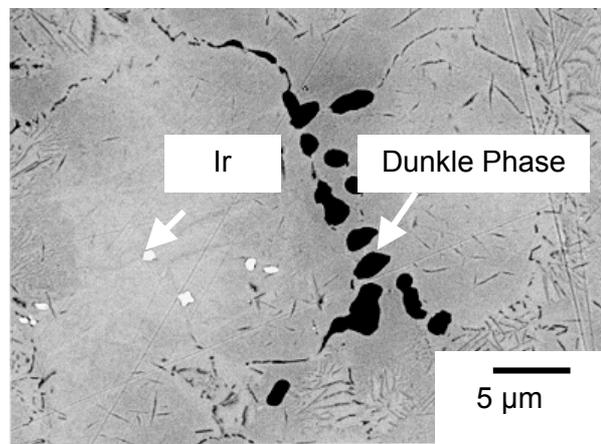
a: Randbereich des Mikroturbinengehäuses mit strukturloser Randschicht und Poren (Sekundärelektronenbild)



b: Stegmitte des Mikroturbinengehäuses. Die Lamellenstruktur ist zu erkennen (Sekundärelektronenbild)



c: Bild der rückgestreuten Elektronen vom Querschliff des Mikroturbinengehäuses



d: Ausschnitt aus Bild c, Stegmitte

Abb. 7.55: REM-Aufnahmen eines Querschliffs durch ein Mikroturbinengehäuse aus der Ag-Pd-Cu-Legierung. Vorwärmtemperatur 950 °C, Gießtemperatur 1200 °C.

Ag-Cu-Pd-Legierung

Abb. 7.54 zeigt lichtmikroskopische Aufnahmen gegossener Mikroteile aus der Ag-Pd-Cu-Legierung. Im Lichtmikroskop sind Seigerungsinseln zu erkennen, die bei niedrigerer Vorwärmtemperatur der Gussform kleiner ausgedehnt sind. Die Gussteile, die mit Vorwärmtemperaturen > 700 °C hergestellt wurden, lassen bereits im Lichtmikroskop deutliche Randschichten erkennen.

Wie die Betrachtung im REM zeigt (Abb. 7.55) liegen in der Randschicht, die beim Mikroturbinengehäuse ca. 5 µm dick ist, feine Poren vor. Das am Rand strukturlos erscheinende Gefüge geht in lamellare Bereiche über. Die Aufnahmen im Elementkontrast (Composition-Bild, Abb. 7.55b und c) und die EDX-Analyse zeigen (Tabelle. 7.10) zwischen den lamellaren Bereichen inselförmige Bereiche einer dunkel erscheinenden Phase, die reich an Cu, Pd und Zn ist. Diese inselförmigen Bereiche erscheinen im Lichtmikroskop hell. Die EDX-Analyse zeigt weiterhin dass im randnahen Randbereich eine Verarmung an Cu. Dies wurde zusätzlich durch einen WDX-Linescan bestätigt. Im Composition-Bild sind außerdem feine Iridiumcluster (hell) zu erkennen, die als Kornfeiner bei der Erstarrung wirkten.

Tabelle 7.10: EDX-Analyse der Ag-Pd-Cu-Legierung, durchgeführt am Mikroturbinengehäuse. Die Bereiche sind in Abb. 7.55c und d definiert. Angegeben sind die Elementanteile in Gew-% für drei Messungen und der Mittelwert (MW).

Crossover im massiven Bereich					dunkle Phase (Comp-Bild)				
	1	2	3	MW		1	2	3	MW
Ag	58,6	59,3	58,2	58,7	Ag	4,9	2,8	3,3	3,7
Pd	28,1	27,0	27,9	27,6	Pd	59,4	61,3	60,7	60,5
Cu	9,9	10,0	9,9	9,9	Cu	22,7	22,6	25,1	23,4
Zn	1,4	1,3	1,3	1,3	Zn	12,5	12,7	11,0	12,1
Au	2,1	2,4	2,7	2,4	Au	0,5	0,6	0,0	0,4

Randzone im Bereich der Poren					Stegmitte zwischen den Poren				
	1	2	3	MW		1	2	3	MW
Ag	64,1	65,8	63,8	64,5	Ag	60,7	61,1	60,5	60,8
Pd	27,9	27,0	26,4	27,1	Pd	27,4	26,0	26,3	26,6
Cu	4,9	3,7	6,2	4,9	Cu	9,8	9,8	10,0	9,9
Zn	0,6	1,6	0,8	1,0	Zn	0,0	0,5	0,7	0,4
Au	2,5	2,0	2,8	2,5	Au	2,1	2,6	2,5	2,4

7.7 Temperaturverlauf in Gussformen

Zur Abschätzung der Erstarrungszeit wurde der Temperaturverlauf in der Gussform exemplarisch für die Legierung AgCu28 bei den Vorwärmtemperaturen 800°C und 600°C aufgezeichnet. Der Prüfkörper bestand aus einem Formhohlraum mit 3 mm Durchmesser und 25 mm Höhe (Abb. 7.56). Am unteren Ende befand sich der Angusskegel. Die Metallmenge betrug 12 g. Der zeitliche Temperaturverlauf in der Gussform und im Gusskörper wurde mittels CrNi-Cr-Thermoelementen mit 0,5 mm Durchmesser bestimmt, die in die Einbettmasse eingegossen wurden. Die Gießtemperatur betrug jeweils 1000°C. Aus den Abkühlkurven wurden die Erstarrungszeiten der Gusskörper bestimmt.

Die Abb. 7. 56 zeigt weiterhin die Anordnung der Thermoelemente in der Gussform und die Anordnung der Gussform im Vakuum-Druckguss-Gerät Prestomat Compact. Die Thermoelemente T1, T2 und T6 wurden im Formhohlraum positioniert und während des Gießvorganges in den Gusskörper eingegossen. Das Thermoelement T3 wurde in der Mitte der Gussform an der Oberfläche des Gusskörpers, das Thermoelement T4 in 5 mm radialem Abstand von der Oberfläche angebracht. Das Thermoelement T5 wurde ganz außen auf dem Zylindermantel positioniert. Die Elemente T7 und T8 wurden auf gleicher Höhe nahe der Deckfläche der Gussform axial bzw. 10 mm radial nach außen versetzt positioniert.

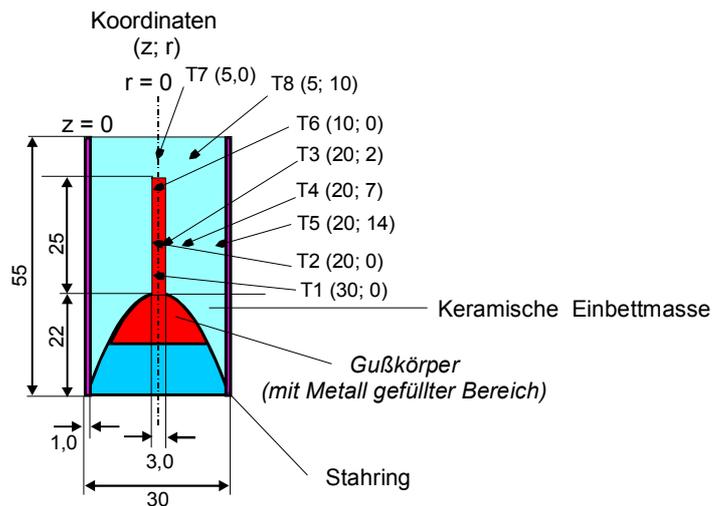
Die Abb. 7.57 zeigt die Temperaturverläufe in der Gussform beginnend von der Entnahme aus dem Vorwärmofen. Der Außenbereich der Gussform kühlt schnell ab, während das Innere nur langsam abkühlt. Nach ca. 20 s wird der Deckel des Gießgerätes verschlossen. Der Gießvorgang wird ca. 35 s nach der Entnahme aus dem Vorwärmofen ausgelöst. In der Gussform liegt dann ein hoher Wärmegradient vor. Die Erstarrungszeit ergibt sich als Zeitdifferenz zwischen der Unterschreitung der Erstarrungstemperatur und dem Temperaturpeak bei Formfüllung.

An den Thermoelementen im Gusskörper zeigen sich erwartungsgemäß Temperaturspitzen während des Füllvorganges. Bei einer Vorwärmtemperatur von 800°C sinkt die Temperatur im Gusskörper (Elemente T1, T2 und T6) nach ca. 75 s auf die Erstarrungstemperatur der Legierung AgCu28 von 780°C und bleibt zunächst konstant. An T1 und T2 wird die Erstarrungstemperatur der Legierung nach ca. 110 s unterschritten, sodass sich für das Innere des zylindrischen Gusskörpers eine Erstarrungszeit von 75 s ergibt. Die Erstarrungszeit an T1 nahe des Angusskegels wird nach 145 s unterschritten. Somit beträgt die Erstarrungszeit für den Anguss 110 s. Nach 145 s erfolgt eine weitere stetige Temperaturabnahme im Gusskörper.

Bei der Vorwärmtemperatur von 600°C wurde die Temperatur von 780°C im Inneren des Formhohlraums bereits ca. 60 s nach der Entnahme aus dem Ofen unterschritten, am Anguss nach ca. 90 s. Die Erstarrungszeit im Inneren des Gusskörpers betrug demzufolge 25 s und die am Anguss ca. 45 s.

Bei einer Vorwärmtemperatur von 800 °C ist die Temperaturdifferenz innerhalb des Gusskörpers (T1, T2 und T6) insgesamt geringer als bei 600°C Vorwärmtemperatur. Dies bedeutet, dass bei hoher Vorwärmtemperatur eine gleichmäßigere Erstarrung, d.h. mit niedrigen Temperaturgradienten, erfolgt.

Position der Thermoelemente T1 bis T8 in der zylindrischen Gußform



Anordnung im Giessgerät

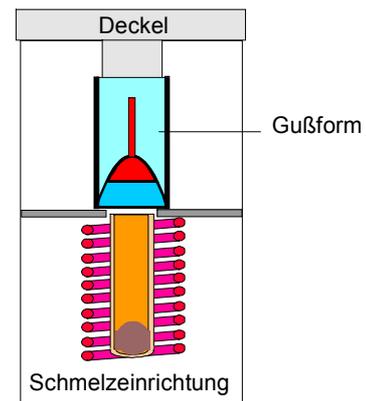


Abb. 7.56: Anordnung der Thermoelemente in der Gussform und der Gussform im Giessgerät Prestomat Compact.

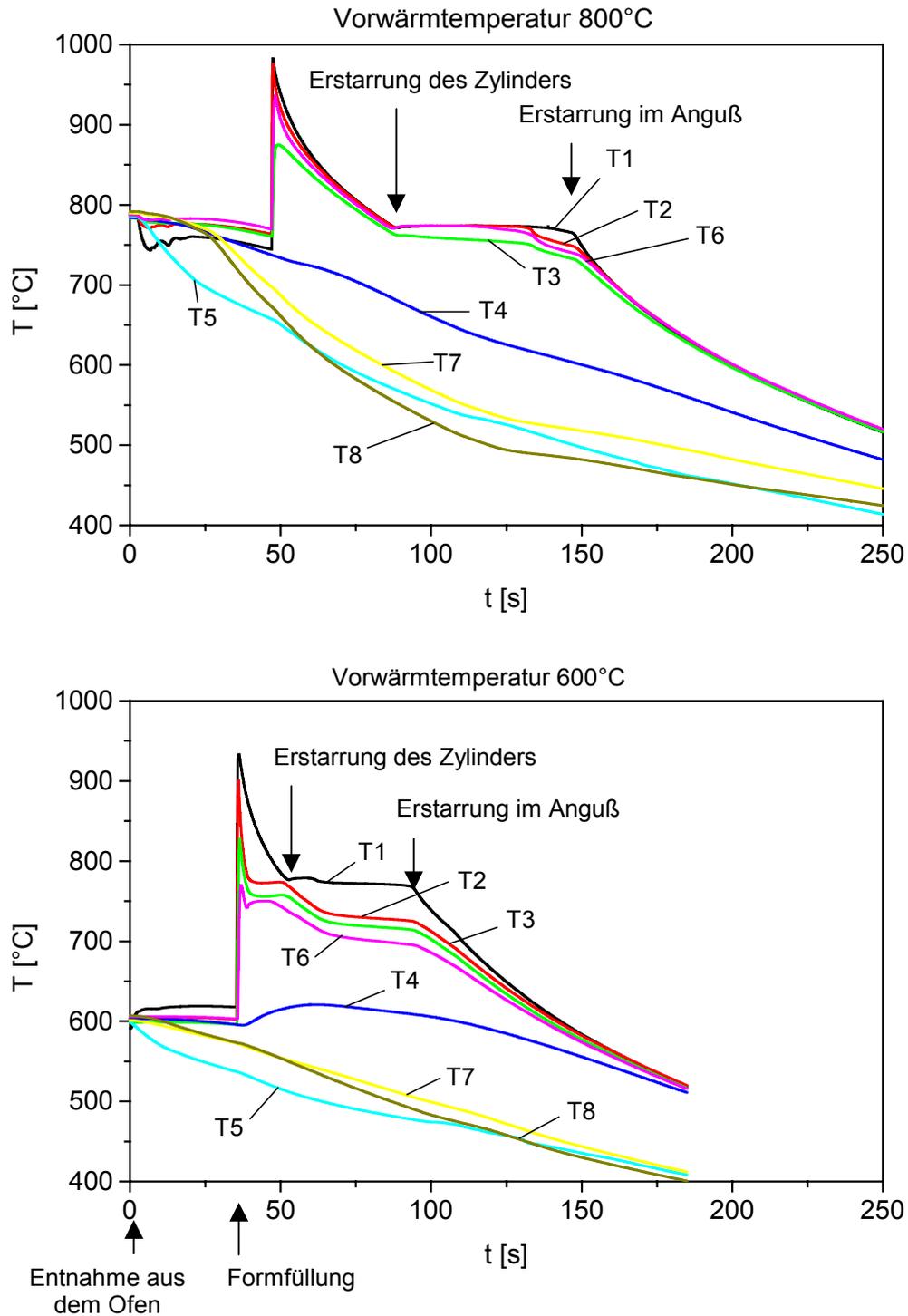


Abb. 7.57: Temperaturverläufe in der Gußform ab Entnahme aus dem Ofen bei 800 °C Vorwärmtemperatur (oben) und 600 °C Vorwärmtemperatur (unten) und anschließendem Gießvorgang im Vakuum-Druckgussgerät: Gießen von 12g AgCu28 bei der Gießtemperatur 1000 °C.

8. Diskussion

8.1 Einflussgrößen auf die die Gussqualität

Einfluss von Vorwärmtemperatur der Gussform und Fülldruck

Wie die Experimente verdeutlichen, wird bei ausreichendem Fülldruck die Fließlänge durch die Erstarrung begrenzt. Dies bedeutet, dass die Schmelze bei ausreichend hohen Gieß- und Vorwärmtemperaturen in jedem Fall genügend Zeit hat, um die Form zu füllen, ohne vorher zu erstarren. Im Experiment wird dies dadurch belegt, dass bei allen Legierungen an den dünnen Fasern (TS5: Durchmesser 230 μm , Länge 9 mm) eine vollständige Formfüllung bei Vorwärmtemperaturen in Schmelzpunktnähe erreicht wurde. Alle Kurven zeigen einen steilen Anstieg der Fließlänge mit der Vorwärmtemperatur. Bei niedriger Vorwärmtemperatur erstarrt die Schmelze vor dem vollständigen Ausfüllen des Formhohlraums. Ein Fülldruck in der Größenordnung 1 bar ist bei allen getesteten Legierungen zur vollständigen Formfüllung der Fasern mit 230 μm Durchmesser ausreichend.

Im Gegensatz dazu wird bei Strukturen mit Querschnitten von 50 μm (TS4: hexagonale LIGA-Säulen) die Formfüllung durch den Fülldruck begrenzt. Nach der Abschätzung in Abschnitt 4.7 fällt hier die Oberflächenspannung stark ins Gewicht. Im Falle der Legierung CuAl10Ni reicht der im Experiment angewendete maximale Fülldruck von 2,9 bar nicht zur Formfüllung aus. Bei den Edelmetall-Legierungen zeigen sich deutliche Unterschiede. Während bei der Ag-Pd-Cu-Legierung ein Fülldruck der Größenordnung 1,2 bar, wie er im Schleudergussverfahren erreicht wird, zur vollständigen Formfüllung ausreicht, ist bei der Au-Ag-Cu-Legierung der im Schleuderguss erzielte Fülldruck von 1,5 bar nicht ausreichend. Der Einsatz des Vakuum-Druckguss-Verfahrens mit 2,9 bar Fülldruck ermöglicht auch bei dieser Legierung vollständige Formfüllung. Die Erhöhung der Vorwärmtemperatur bewirkt eine Erniedrigung der Oberflächenspannung, sodass bei den Edelmetalllegierungen die Konturgenauigkeit der Abbildung verbessert wird.

Der Füllvorgang wird bei den LIGA-Säulen mit der kleinen Fließlänge nicht durch die Erstarrung begrenzt. Der Grund hierfür ist die hohe Wärmeleitfähigkeit des Metalls. In diesem Fall kann davon ausgegangen werden, dass die Erstarrungszeit der Mikrostruktur durch den Wärmestrom aus dem Anguss wesentlich verlängert wird. Da der gesamte Gusskörper die Abkühlung der Mikrostrukturen bestimmt, ist es möglich an den hexagonalen LIGA-Säulen mit den Legierungen AgCu28, Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu eine deutliche Formfüllung zu erzielen, auch wenn sich die Gussform lediglich auf Raumtemperatur befindet. Versuche an dünnen Spalten zeigen, dass bei Vorwärmtemperaturen nahe des

Erstarrungspunktes auch bei 50 μm Querschnitt eine Fließlänge von einigen Millimetern erreicht wird.

Wie Gefügebetrachtungen an den gegossenen LIGA-Säulen zeigen, wird an dünnwandigen Gussteilen je nach Legierung und Vorwärmtemperatur ein von der Trägerplatte unterschiedliches Gefüge beobachtet. Bei der Legierung AgCu28 ist eine ausgeprägte Randzone vorhanden, die auf Oberflächeneffekte wie Oxidation und Wechselwirkung mit dem Formmaterial zurückzuführen ist. Diese Randschichtbildung tritt auch bei der Legierung Ag-Pd-Cu-Legierung deutlich in Erscheinung. Bei diesen Legierungen wird bei hohen Vorwärmtemperaturen ein Härteabfall im Randbereich beobachtet. Bei der Au-Ag-Cu-Legierung wird keine nennenswerte Randschichtbildung beobachtet. Die Randschichtbildung lässt sich durch eine niedrige Vorwärmtemperatur vermeiden. Weiterhin wird bei niedrigeren Vorwärmtemperaturen ein feinkörnigeres Gefüge beobachtet und eine niedrigere Oberflächenrauheit erzielt.

Als Konsequenz aus den oben genannten Punkten folgt, dass die Gussqualität auch bei Mikrostrukturen deutlich verbessert werden kann, wenn Gieß- und Vorwärmtemperatur niedrig gehalten werden. Lediglich bei Strukturen mit extremer Fließlänge ist eine Erhöhung der Vorwärmtemperatur bis in die Nähe der Erstarrungstemperatur notwendig.

Einfluß der Oberfläche der Gußform

Gussformen aus phosphatgebundenen Einbettmassen lassen sich nur mit einer minimalen Oberflächenrauheit der Größenordnung von $R_a = 0,3 \mu\text{m}$ herstellen. Die Problematik der Einbettmassen liegt darin, dass der Füllgrad begrenzt ist. Feinkörnige Einbettmassen erfordern einen höheren Wasseranteil. Durch das Entweichen von Wasser nach dem Aushärten und Vorwärmen findet ein Volumenschwund statt, der zu einer Erhöhung der Porosität führt. Feinkörnige Einbettmassen weisen außerdem eine hohe Reaktionsgeschwindigkeit auf, d. h. sie härten so schnell aus, dass eine Formherstellung erschwert ist.

Um den Vorteil glatter Oberflächen auf Gussformen für Mikroteile anzuwenden, ist ein Verfahren zur Glättung der porösen Oberflächen der Gussformen notwendig. Eine Möglichkeit hierzu ist die Beschichtung vorgesinterter Gussformen mit Kieselol. Dieses Verfahren wurde im Rahmen dieser Arbeit noch nicht ausreichend weit entwickelt, um eine deutliche Verbesserung der Oberflächenqualität zu erzielen. Die Problematik liegt bei der Erzeugung einer optimalen Schichtdicke ohne größere Risse und Abplatzungen der Beschichtung.

Die Frage, welche minimalen Rauheiten sich an Gussoberflächen prinzipiell realisieren lassen, führte auf die Anwendung extrem glatter und inerte Oberflächen in den Gussformen. Im Experiment wurden diese durch Quarzglasplättchen realisiert. Es zeigte sich, dass die Rauheit der Gussoberflächen in diesem Fall durch das Metallgefüge, d. h. die Korngröße und die Porosität an der Oberfläche des Gussteils bestimmt wird. Dieser Zusammenhang ist in Abb. 8.1 schematisch dargestellt.

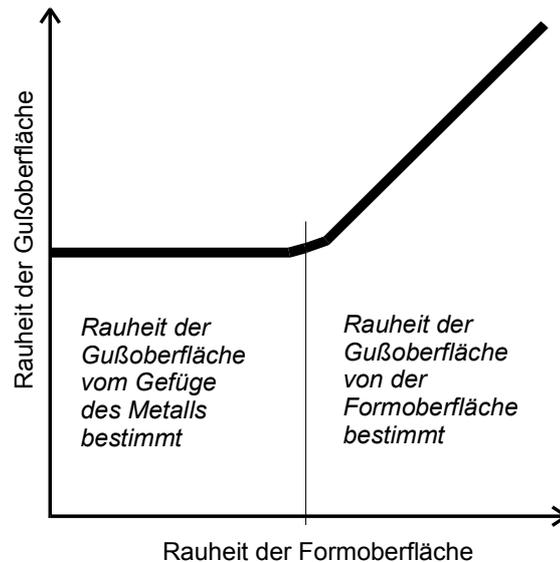


Abb. 8.1: Schematisches Diagramm zum Zusammenhang zwischen Rauheit der Gussoberfläche und Rauheit der Formoberfläche.

Eine niedrige Korngröße und damit niedrigere Oberflächenrauheit lässt sich im Allgemeinen durch eine niedrige Vorwärmtemperatur der Gussform erreichen. Auf diese Weise konnten unter Verwendung der Au-Ag-Cu-Legierung minimale Rauheiten von $0,036 \mu\text{m}$ erreicht werden. Die mehrkomponentigen Legierungen Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu zeigen bei Erstarrung auf Quarzglas Poren an der Oberfläche, die auf die ungerichtete, endogene Erstarrung zurückzuführen ist. Bei der Legierung CuAl10Ni ist diese Porosität geringer ausgeprägt. Die eutektische Legierung AgCu28 zeigt porenfreie Oberflächen.

8.2 Bewertung der Legierungen und Gießverfahren

Aus den experimentellen Ergebnissen ergeben sich die folgenden Aussagen bezüglich der Eignung der Legierungen zur Herstellung von Mikroteilen.

Die Legierung CuAl10Ni zeigt bis zu minimalen Querschnitten von 100 μm und Fließlängen von 1 mm ausreichende Formfüllung. An LIGA-Teilen mit Querschnitten in der Größenordnung 50 μm wird ein ungleichmäßiges, stark streuendes Formfüllungsvermögen beobachtet. Die Oxidbildung an der Oberfläche führt zu einer starken Fließbehinderung, sodass sich LIGA-Strukturen auch unter Anwendung des Vakuum-Druckgußverfahrens nicht zuverlässig abbilden lassen. Die Fließbehinderung tritt bei hohen Vorwärmtemperaturen verstärkt in Erscheinung und führt zu einer schlechteren Formfüllung an Mikrostrukturen. Die Legierung CuAl10Ni reagiert nicht mit phosphatgebundener Einbettmasse und ist beim Ausbetten in Zitronensäurelösung ausreichend korrosionsbeständig. Das Gußgefüge ist mit Korngrößen von 10-50 μm ohne Randoxidation und Gußseigerungen sehr homogen. Problematisch sind Poren und Oxideinschlüsse im Gefüge, die zu einer Verschlechterung der mechanischen Eigenschaften führen. Wie das Beispiel Mikroturbinengehäuse zeigt, handelt es sich bei dieser Gußlegierung um einen gut geeigneten Werkstoff zum Gießen von Mikroteilen mit minimalen Querschnitten der Größenordnung 100 μm und Fließlängen im Millimeterbereich. Der niedrige Preis, die an Mikroteilen erzielbare Härte von 330 HV und die guten Gleiteigenschaften machen diese Legierung interessant für Mikroteile ohne extreme Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit. Zwar ist die Legierung seewasserbeständig und als Werkstoff im chemischen Apparatebau im Einsatz, eine Anwendung für körperverträgliche Bauteile, wie sie in der Medizintechnik gefordert werden, ist mit diesem Werkstoff jedoch nicht möglich.

Die Legierung AgCu28 ist zur Herstellung von Mikroteilen nur bedingt geeignet. An LIGA-Strukturen mit Querschnitten von 50 μm wird vollständige Formfüllung erzielt. Durch die niedrige Oberflächenspannung werden Rauheiten und Poren der Einbettmassenoberfläche auf der Gußoberfläche abgebildet. Die Legierung weist nur geringe Oxidationsbeständigkeit auf. Das vollständige Entfernen der Einbettmasse ist bei LIGA-Strukturen nicht ohne merklichen Korrosionsangriff der Gußoberfläche möglich. Die Legierung besitzt außerdem eine vergleichsweise niedrige Härte (125 HV).

Für sämtliche im Versuch hergestellten Mikroteile eigneten sich die untersuchten Edelmetall-Legierungen auf Basis Au-Ag-Cu und Ag-Pd-Cu in hervorragender Weise. Für LIGA-Strukturen mit Strukturdetails von 50 μm haben sich diese Legierungen als die einzig sinnvollen Gußwerkstoffe herausgestellt.

Tabelle 8.1: Beurteilung der Gießverfahren anhand der Teststrukturen und Zusammenstellung geeigneter Verfahrensparameter. Die Gießtemperaturen betragen 1000 °C für AgCu28, 1100 °C für Au-Ag-Cu, 1200 °C für Ag-Pd-Cu und 1250 °C für CuAl10Ni. Als Standardeinbettmasse kam Deguvest CF zum Einsatz. Fülldruck beim Vakuum-Druckguss 2,9 bar, beim Schleuderguss: 0,77 bar (CuAl10Ni), 1,01 bar (AgCu28), 1,12 bar (Ag-Pd-Cu) und 1,50 bar (Au-Ag-Cu).

Teststruktur	Beurteilung	Parameter
TS1 Säulenstruktur	Herstellung mit allen Testlegierungen, Gießverfahren und Einbettmassen möglich, bei Co-Cr-Mo entfernen der Einbettmasse nur mechanisch möglich	CuAl10Ni Schleuderguss $T_v = 700^\circ\text{C}$ Ag-Pd-Cu Schleuderguss $T_v = 700^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Schleuderguss $T_v = 700^\circ\text{C}$ AgCu28 Vakuum-Druckguss $T_v = 200^\circ\text{C}$ (Co-Cr-Mo Schleuderguss $T_v = 1000^\circ\text{C}$)
T2 Mikroturbinengehäuse	Herstellung mit den Testlegierungen CuAl10Ni, AgCu28, Ag-Pd-Cu und Au-Ag-Cu und allen Gießverfahren möglich	CuAl10Ni Schleuderguss $T_v = 900^\circ\text{C}$ Ag-Pd-Cu Schleuderguss $T_v = 950^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Schleuderguss $T_v = 800^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 700^\circ\text{C}$
T3 Gestuftes LIGA-Zahnrad	Herstellung nur im Vakuum-Druckguss aus AgCu28, Ag-Pd-Cu, Au-Ag-Cu möglich	Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 700^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 700^\circ\text{C}$ AgCu28 Vakuum-Druckguss $T_v = 300^\circ\text{C}$
TS4 Hexagonale LIGA-Säulen	Herstellung nur im Vakuum-Druckguss aus AgCu28, Ag-Pd-Cu, Au-Ag-Cu möglich	Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 700^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 700^\circ\text{C}$ AgCu28 Vakuum-Druckguss $T_v = 300^\circ\text{C}$
TS5 Dünne Faser	Herstellung mit allen Testlegierungen und Gießverfahren möglich, Vorwärmen auf Temperaturen bis nahe dem Schmelzpunkt der Legierung	CuAl10Ni Schleuderguss $T_v = 1000^\circ\text{C}$ CuAl10Ni Vakuum-Druckguss $T_v = 1000^\circ\text{C}$ Ag-Pd-Cu Schleuderguss $T_v = 1100^\circ\text{C}$ Ag-Pd-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 1100^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Schleuderguss $T_v = 900^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 900^\circ\text{C}$
TS6 Dünnes Plättchen	Vakuum-Druckguss; Minimale Dicke 50 μm bei AgCu28, Ag-Pd-Cu und Au-Cu-Pd, 100 μm bei CuAl10Ni	CuAl10Ni Vakuum-Druckguss $T_v = 1000^\circ\text{C}$ Ag-Pd-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 1100^\circ\text{C}$ Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 1000^\circ\text{C}$ AgCu28 Vakuum-Druckguss $T_v = 700^\circ\text{C}$
TS7 Fliege	Nur aus Au-Ag-Cu getestet	Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 1100^\circ\text{C}$
TS8 Haar	Nur aus Au-Ag-Cu getestet, Fließlänge bis ca. 3 mm	Au-Ag-Cu Vakuum-Druckguss $T_v = 1100^\circ\text{C}$
TS9 Quadratische Sacklöcher	Mangelnde Stabilität der Einbettmasse führt zur Zerstörung der Gussform beim Einströmen der Schmelze	Keine befriedigende Abbildung möglich

Die Vorteile dieser Legierungen sind die vollständige Formfüllung und konturgenaue Abbildung sowie die geringe Oxidation beim Gießen. Die phosphatgebundene Einbettmasse lässt sich ohne Schädigung der Oberfläche der Gussteile auf chemischem Wege im Ultraschallbad entfernen. Gerade für Anwendungen in der Medizintechnik ist die ausgezeichnete Körperverträglichkeit dieser Legierungen vorteilhaft. Es konnte gezeigt werden, dass die guten mechanischen Eigenschaften auch bei Mikrostrukturen noch weitgehend erhalten bleiben. Ein Nachteil dieser Legierungen ist ihr hoher Preis. Die Materialmengen für Mikroteile sind jedoch gering. Außerdem kann das für das Angussystem eingesetzte Material bei diesen Legierungen wieder eingeschmolzen und zur erneuten Herstellung von Mikroteilen verwendet werden. Ein zusätzliches Verbesserungspotential liegt in der Reduzierung des Angussystems. Bei den im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Versuchen übertraf nämlich die Metallmenge für das Angussystem die für das eigentliche Mikrogussteil eingesetzte Menge um ein mehrfaches.

Wie die Experimente zur Formfüllung zeigen, ist bei Querschnitten der Strukturen in der Größenordnung von 50 μm und kleiner die Oberflächenspannung der begrenzende Faktor für die Formfüllung. Für derartige Strukturen ist das Vakuum-Druckgussverfahren vorteilhaft. Hierbei ist durch Anwendung höherer Drücke eine weitere Verkleinerung denkbar. Die Anwendung des Schleudergussverfahrens zur Herstellung von Mikroturbinengehäusen und des Vakuum-Druckgussverfahrens für LIGA-Zahnräder zeigt, dass reproduzierbar Teile in Kleinserie gefertigt werden könnten. Die Genauigkeit der Abformung ist in hohem Maße von der Qualität der Keramikform abhängig und liegt bei etwa 5 μm . Ein kritischer Schritt im Herstellungsprozess ist das Einbetten des Modells, welches bei manueller Einzelfertigung vom handwerklichen Geschick der durchführenden Person abhängt. Minimale Oberflächenrauheiten liegen bei Verwendung von Einbettmassen bei ca. 0,3 μm und bei glatten Teststrukturen bei 0,036 μm .

8.3 Schlussfolgerung

In der vorliegenden Arbeit wurde das Urformverfahren Gießen mit verlorenem Modell und verlorener Form zur Herstellung von Mikroteilen mit deutlich kleineren Strukturdetails als sie bisher mit gießtechnischen Verfahren realisiert wurden angewendet. Ermöglicht wird dies durch neue Verfahren der Mikrostrukturierung, die in den letzten Jahren so weit entwickelt wurden, dass Serienteile mit Strukturdetails im Bereich kleiner 50 μm produziert werden können. Beispiele für Mikroteile aus Kunststoff, die sich in Serien herstellen lassen, sind Mikroturbinengehäuse und LIGA-Zahnräder. Es konnte gezeigt werden, dass sich derartige Mikroteile auch aus verschiedenen metallischen Werkstoffen mit dem in dieser Arbeit

angewandten Gießverfahren herstellen lassen. In Serie gefertigte Mikroteile aus dem Kunststoff PMMA lassen sich nämlich als verlorene Modelle einsetzen, von denen Kopien aus verschiedenen Gusslegierung angefertigt werden können. Auf diese Weise wurde die Materialpalette für Mikroteile auf mehrkomponentige Legierungen erweitert. Bei Einsatz geeigneter Gusswerkstoffe ist kein mechanisches Nacharbeiten der Oberflächen der gegossenen Mikroteile notwendig. Gut geeignet sind Edelmetall-Legierungen für den Dentalguss vom Typ extrahart. Sie besitzen im Vergleich zu anderen Gusslegierungen vergleichsweise hohe Härte, Zugfestigkeit und Bruchdehnung. Diese Eigenschaften bleiben bis in den Mikrobereich weitgehend erhalten. Der Vorteil der Mikrosystemtechnik liegt im geringen Materialeinsatz. Daher dürften Edelmetalllegierungen trotz des hohen Preises vorteilhaft für den Mikroguss sein.

Das Verfahren Mikroguss ist dann vorteilhaft, wenn hohe Anforderungen an den Werkstoff gestellt werden und große Gestaltungsfreiheit gefragt ist. Insbesondere bei Anwendungen in der Medizintechnik oder chemischen Mikroverfahrenstechnik wird die Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffs gefragt sein.

Es konnte gezeigt werden, dass bei Verwendung extrem glatter Formoberflächen aus Quarzglas gegenüber konventionellen Einbettmassen wesentlich niedrigere Oberflächenrauheiten ($R_a = 0,036$) erzielt werden können. Hierzu sind jedoch noch verbesserte Verfahren zur Herstellung von Gussformen zu entwickeln, die beispielsweise von der Sol-Gel-Beschichtung Gebrauch machen.

9. Literaturverzeichnis

- ADAM98 Adam: Fertigungsverfahren von Turboflugtriebwerken; Birkhäuser, Berlin 1998.
- BEGO96 Bego (Hrsg.): Informationsschrift; Bremen (1996).
- BRÄMER93 W. Brämer, H. Kreutzer: Gießen in der Dentaltechnik - Ein Gussfehleratlas; Heraeus, Hanau (1993).
- BRAUCKMANN97 H. D. Brauckmann: Der Einfluss der Schalenkeramik im dünnwandigen Feinguss; Giesserei 84 (1997), S. 20-24.
- BRUNHUBER88 E. Brunhuber (Hrsg.): Gießerei-Lexikon; Schiele und Schön, Berlin (1988).
- CAESAR88 H. H. Caesar: Precision casting technique for fixed partial denture; Dental Labor 36 (1988), S. 189-201, 317-328.
- CLEGG91 A. J. Clegg: Precision Casting Processes; Pergamon Press, Oxford (1991).
- DEGUSSA95 Degussa (Hrsg.): Edelmetall-Taschenbuch; Hüthig-Verlag, Heidelberg (1995).
- DEGUSSA96 Persönliche Mitteilungen und Informationen der Degusa AG, Hanau.
- DENTAL95 Deutscher Ärzteverlag (Hrsg.): Das Dental Vademekum (1995).
- DIES67 K. Dies: Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik; Springer, Berlin (1967).
- DINEN28736 DIN EN 26 873: Deutsche Norm „Dentalgipse (1991).
- EXNER96 H.E.Exner, T. Kraft: Numerische Simulation der Erstarrung; Zeitschrift für Metallkunde 87, Heft 7, S. 598-611 (1996).
- FLEMMING93 E. Flemming, W. Tilch: Formstoffe und Formverfahren; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1993).
- FRIEDRICH84 H.E. Friedrich: Abbildungsgüte von Stahlfeinguss in keramische Formen – Untersuchung ergebnisrelevanter Verfahrensparameter bei Schalenform- und Gießtechnik; Dissertation, Universität Aachen (1984).
- FRITZ93 Fritz, G. Schulze: Fertigungstechnik; VDI-Verlag, Düsseldorf (1990).
- GILLNER99 A. Gillner, R. Poprawe: Laserverfahren für die Produktion mikrosystemtechnischer Komponenten; Tagungsband zur Werkstoffwoche 98, Band 1, Symposium 12, S.359, VCH, Weinheim (1999).
- HAGG95 R. Hagg: Feineinbettung beim Titanguss – Ein Lösungsansatz zur Verbesserung der Gussqualität; Dissertation, Universität Tübingen (1995).
- HANEMANN97 T. Hanemann, R. Ruprecht, J.H. Haußelt: Micromoulding and Photopolymerisation; Advanced Materials 11 (1997), S. 927.
- HAUSSELT84 J. H. Haußelt: Benefits of a fine grain structure in dental alloys, trends and techniques; Contemp. Dental Labor 1 (1984), pp. 31 – 35.
- HECKELE97 M. Hecke, W. Bacher, et. al.: Heißprägen von Mikrostrukturen als Fertigungsprozess; F&M 105 (1997), S. 598-602.
- HERAEUS96 Heraeus (Hrsg.): Der passgenaue Dentalguss, Informationsschrift; Hanau (1994).

- HORN96 Horn-Samodelkin, Winkel, Rühl: The influence of hardening in tempering treatment on structure and hardness of heterogenous multi-alloy aluminium bronzes; Metall – Heidelberg, Band 50, Heft 1, S. 44-49 (1996).
- HUNGER83 H. J. Hunger (Hrsg.): Ausgewählte Untersuchungsverfahren in der Metallkunde; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1984).
- ILZHÖFER98 A. Ilzhöfer: Eine Zugprüfvorrichtung zu Untersuchung mikrostrukturierter Proben; Dissertation, Universität Karlsruhe (1998).
- JONES94 S. Jones, P.M. Marquis: Role of silica binders in investment casting; British Ceramic Transactions 94, No. 2 (1995).
- KEMPF95 Kempf, J. H. Haußelt, B. Spencer: Thermodynamische Modellierung der Ausscheidungshärtung in Edelmetalllegierungssystemen; Zeitschrift für Metallkunde 86, S. 603 – 607.
- KURZ89 W. Kurz, D. J. Fisher: Fundamentals of solidification; Adermannsdorf (1989).
- LINN96 Firma Linn, Eschenfelden: Informationsschrift über Gießgeräte (1996).
- LUDWIG96 Ludwig, A Bührig-Polaczek: Jahresübersicht zur Simulation gießtechnischer Prozesse; Giesserei 83, Nr. 5 (1996).
- MASSALSKI86 T. B. Massalski (Hrsg.): Binary Alloy Phase Diagrams; Metals Parkm OH44073, American Society of Metals (1986).
- MENZ97 W. Menz, J. Mohr: Mikrosystemtechnik für Ingenieure; VCH, Weinheim (1997).
- NIELSEN78 J. P. Nielsen: Pressure Distribution in Centrifugal Dental Casting; Journal of Dental Research 57 (1978), pp. 261-269.
- OTT92 D. Ott: Untersuchungen über die Reaktionen von Metallschmelzen mit Formmassen (Wachsausschmelzverfahren); Metall 46 (1992), Teil 1: Heft 2, 145-148, Teil 2: Heft 4, 347-348.
- OTT94 D. Ott: Mikroporosität beim Feinguss nach dem Wachsausschmelzverfahren; Metall 48 (1994), S. 770-774.
- PAUL86 U. Paul, K. Weiß, C. Honsel: Ein Vergleich zwischen der herkömmlichen Bestimmung von Erstarrungsparametern und modernen Wärmefeldberechnungen; Giesserei 73 (1986), S. 522-528.
- PETZOW88 G. Petzow, G. Effenberg: Ternary Alloys; VCH, Weinheim (1988).
- PIOTTER98 V. Piötter, et. al.: Neue Entwicklungen beim Spritzgießen von Mikroteilen aus Kunststoffen; Tagungsband zur Werkstoffwoche 98, Band 1, Symposium 12, S.359, VCH, Weinheim (1999).
- ROEHRIG94 K. Röhrig (Hrsg.): Taschenbuch der Gießerei Praxis; Schiele und Schön, Berlin (1994).
- RÖEHRIG94 K. Röhrig: Taschenbuch der Gießerei-Praxis; Schiele und Schön Berlin (1994).
- RUPRECHT98 R. Ruprecht. et. al.: Spritzgießen von Mikroteilen aus Kunststoffen, Metallen und Keramiken; 3. Statuskolloquium des Projektes Mikrosystemtechnik, Forschungszentrum Karlsruhe, Karlsruhe (1998), FZKA 6080, S. 83-88.
- SALMANG86 Salmang, Scholze: Keramik; Springer, Berlin (1986).

- SCHÄEDLICH89 Schädlich-Stubenrauch: Entwicklung einer Schleudergusstechnologie für kleine dünnwandige und filigrane Gussteile aus Titan; Dissertation, Universität Aachen (1989).
- SCHALLER99 T. Schaller, M. Hecke, R. Ruprecht: Mechanical Micromachining for Mold Inserts Fabrication and Replication; ASPE 1999 spring topical meeting, Chapel Hill, USA (1999).
- SCHINKE98 Schinke, H. Schneider, A. Ilzhöfer: Vorrichtung zur einachsigen Untersuchung von Mikroproben; Deutsches Patent DE-OS 19520071 (1998).
- SCHULZ76 H. H. Schulz: Die Problematik des Edelmetall-Präzisionsgusses; Dental Labor 24 (1976), S. 339-344.
- SCHUMANN91 G. Schumann: Metallographie; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1991).
- SIEBERT86 G. Siebert, N. Reuling: Dentale Legierungen; Zahnärztliche Welt (1995), S. 476-497.
- STEVENS80 L. Stevens: Effect of Investment on Solidification Time: A preliminary Investigation; Metals Forum 3 (1980), pp. 232-248.
- TAKAMICHI93 I. Takamichi et. al: The physical properties of liquid metals; Oxford Calderon Press (1993).
- THIES98 Thies, G. Schanz, E. Walch, J. Konys, J.H. Haußelt: Metallische Abformung von Kunststoffmikrostrukturen; 3. Statuskolloquium des Projektes Mikrosystemtechnik, Forschungszentrum Karlsruhe, Karlsruhe (1998), FZKA 6080, S.109-114.
- VILLARS95 P. Villars, A. Prince, H. Okamoto: „Handbook of Ternary Alloy Phase Diagrams; ASM International (1995).
- WALLRABE98 U. Wallrabe, A.E. Guber, J. Mohr, P. Ruther, A. Ruzzu: Mikrosysteme für endoluminale Anwendungen in der Medizin; 3. Statuskolloquium des Projektes Mikrosystemtechnik, Forschungszentrum Karlsruhe, Karlsruhe (1998), FZKA 6080, S.181-186.
- WEBER79 H. Weber: Zur Vergießbarkeit von Dentallegierungen unter besonderer Berücksichtigung der aufbrennfähigen Ni-Cr-Legierungen; Deutsche Zahnärztliche Zeitung 34 (1979) , S. 527-531.
- WEBER81 Weber, H.: Experimentelle Untersuchungen und theoretische Überlegungen zum Vergießen von aufbrennfähigen Ni-Cr-Legierungen; Deutsche Zahnärztliche Zeitung 36 (1981), S. 15-19.
- WERNIG90 H. Wernig: Neue Ideen und gestalterische Vielseitigkeit in Guss - 19. Wettbewerb Konstruieren mit Gusswerkstoffen 1990; Giesserei 77 (1990), S. 511-115.
- WUEBBENHORST84 H. Wuebbenhorst: 5000 Jahre Gießen von Metallen, Daten, Fakten, Bilder zur Entwicklung der Gießereitechnik; Gießerei-Verlag, Düsseldorf (1984).