

Lehrstuhl für
Montagesystemtechnik und Betriebswissenschaften
der Technischen Universität München

**Ein ganzheitliches Konzept zum
Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns
für das Druckgießen**

Frank Breitinger

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der
Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades
eines Doktor-Ingenieurs genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Joachim Heinzl
Prüfer der Dissertation: 1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart
 2. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann

Die Dissertation wurde am 6.6.2002 bei der Technischen Universität München
eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 16.12.2002 ange-
nommen.

Forschungsberichte



Band 177

Frank Breitinger

***Ein ganzheitliches Konzept
zum Einsatz des indirekten
Metall-Lasersinterns für
das Druckgießen***

herausgegeben von
Prof. Dr.-Ing. G. Reinhart
Prof. Dr.-Ing. M. F. Zäh

Herbert Utz Verlag



Forschungsberichte iwb

Berichte aus dem Institut für Werkzeugmaschinen
und Betriebswissenschaften
der Technischen Universität München

herausgegeben von

Univ.-Prof.Dr.-Ing. Michael Zäh

Univ.-Prof.Dr.-Ing. Gunther Reinhart

Technische Universität München

Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb)

Bibliografische Information Der Deutschen Bibliothek

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation
in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte
bibliografische Daten sind im Internet über
<http://dnb.ddb.de> abrufbar.

Zugleich: Dissertation, München, Techn. Univ., 2002

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt. Die dadurch
begründeten Rechte, insbesondere die der Übersetzung, des
Nachdrucks, der Entnahme von Abbildungen, der
Wiedergabe auf photomechanischem oder ähnlichem Wege
und der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen bleiben,
auch bei nur auszugsweiser Verwendung, vorbehalten.

Copyright © Herbert Utz Verlag GmbH 2003

ISBN 3-8316-0227-1

Printed in Germany

Herbert Utz Verlag GmbH, München

Tel.: 089/277791-00 - Fax: 089/277791-01

Geleitwort des Herausgebers

Die Produktionstechnik ist für die Weiterentwicklung unserer Industriegesellschaft von zentraler Bedeutung. Denn die Leistungsfähigkeit eines Industriebetriebes hängt entscheidend von den eingesetzten Produktionsmitteln, den angewandten Produktionsverfahren und der eingeführten Produktionsorganisation ab. Erst das optimale Zusammenspiel von Mensch, Organisation und Technik erlaubt es, alle Potenziale für den Unternehmenserfolg auszuschöpfen.

Um in dem Spannungsfeld Komplexität, Kosten, Zeit und Qualität bestehen zu können, müssen Produktionsstrukturen ständig neu überdacht und weiterentwickelt werden. Dabei ist es notwendig, die Komplexität von Produkten, Produktionsabläufen und -systemen einerseits zu verringern und andererseits besser zu beherrschen.

Ziel der Forschungsarbeiten des *iwb* ist die ständige Verbesserung von Produktentwicklungs- und Planungssystemen, von Herstellverfahren und Produktionsanlagen. Betriebsorganisation, Produktions- und Arbeitsstrukturen sowie Systeme zur Auftragsabwicklung werden unter besonderer Berücksichtigung mitarbeiterorientierter Anforderungen entwickelt. Die dabei notwendige Steigerung des Automatisierungsgrades darf jedoch nicht zu einer Verfestigung arbeitsteiliger Strukturen führen. Fragen der optimalen Einbindung des Menschen in den Produktentstehungsprozess spielen deshalb eine sehr wichtige Rolle.

Die im Rahmen dieser Buchreihe erscheinenden Bände stammen thematisch aus den Forschungsbereichen des *iwb*. Diese reichen von der Produktentwicklung über die Planung von Produktionssystemen hin zu den Bereichen Fertigung und Montage. Steuerung und Betrieb von Produktionssystemen, Qualitätssicherung, Verfügbarkeit und Autonomie sind Querschnittsthemen hierfür. In den *iwb*-Forschungsberichten werden neue Ergebnisse und Erkenntnisse aus der praxisnahen Forschung des *iwb* veröffentlicht. Diese Buchreihe soll dazu beitragen, den Wissenstransfer zwischen dem Hochschulbereich und dem Anwender in der Praxis zu verbessern.

Gunther Reinhart

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften (iwb) der Technischen Universität München

Herrn Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart, dem Leiter des Instituts, gilt mein Dank für die Förderung und Unterstützung meiner Arbeit.

Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann, dem Leiter des Lehrstuhls für Umformtechnik und Gießereiwesen der Technischen Universität München, möchte ich mich für die Übernahme des Korreferates und die aufmerksame Durchsicht der Arbeit bedanken. Herrn Prof. Dr.-Ing. Joachim Heinzl, dem Leiter des Lehrstuhls für Feingerätebau und Mikrotechnik der technischen Universität München danke ich für die Übernahme des Vorsitzes.

Darüber hinaus bedanke ich mich bei allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Instituts, den Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der appex GmbH sowie allen Studenten, die mich an der Erstellung dieser Arbeit unterstützt haben.

Nicht zuletzt danke ich insbesondere meiner Frau, die mir die notwendige Unterstützung und Geduld entgegengebracht hat, um mir die Arbeit zu ermöglichen.

Inhaltsverzeichnis

1 EINLEITUNG	1
1.1 SEQUENZIELLE PRODUKTENTWICKLUNG	1
1.2 INTEGRIERTE PRODUKT- UND PROZESSENTWICKLUNG	2
1.3 RAPID PROTOTYPING UND RAPID TOOLING	4
1.3.1 <i>Einsatz von Modellen</i>	4
1.3.2 <i>Einsatz des Rapid Tooling</i>	5
2 ZIEL DER ARBEIT	8
2.1 AUSGANGSBASIS	8
2.2 ZIELSETZUNG	8
2.3 ANWENDUNGSFELD	8
2.4 VORGEHEN	10
3 STAND DER ERKENNTNISSE UND GRUNDLAGEN	12
3.1 LÖSUNGSANSÄTZE IN DER LITERATUR	12
3.1.1 <i>Prototypenwerkzeuge über spanende Fertigungsverfahren</i>	12
3.1.2 <i>Prototypenwerkzeuge mit generativen Fertigungsverfahren</i>	13
3.1.3 <i>Cera-Cast</i>	14
3.2 ANFORDERUNGEN AN DIE WERKZEUGE FÜR DEN DRUCKGIEßPROZESS	15
3.2.1 <i>Beschreibung Druckgießprozess</i>	15
3.2.1.1 Warmkammerverfahren	16
3.2.1.2 Kaltkammerverfahren	16
3.2.2 <i>Druckgusswerkstoffe</i>	17
3.2.2.1 Aluminiumlegierungen	17
3.2.2.2 Magnesiumlegierungen	18
3.2.3 <i>Anforderungen an Druckgießwerkzeuge</i>	19
3.2.3.1 Thermisch-mechanische Anforderungen	19
3.2.3.2 Geometrische Anforderungen	20
3.3 ÜBERSICHT RAPID TOOLING-VERFAHREN	20
3.3.1 <i>Rapid Prototyping und Abformtechnologien</i>	21
3.3.1.1 Rapid Prototyping und Feinguss	21
3.3.1.2 Gussschale über Rapid Prototyping	23
3.3.1.2.1 Abgegossene Formeinsätze	24
3.3.1.2.2 Spray Metal Tooling	25
3.3.1.2.3 Sand-Lasersintern	25
3.3.1.2.4 Direct Shell Production Casting	25
3.3.1.3 Green Body Fabrication	26
3.3.2 <i>Direkte Rapid Prototyping-Verfahren</i>	27
3.3.2.1 Bridge-Tooling	28
3.3.2.1.1 Stereolithographie	28
3.3.2.1.2 Kunststoff-Lasersintern	29
3.3.2.2 Three Dimensional Printing	29

3.3.2.3	Direktes Metall-Lasersintern	29
3.3.2.3.1	Einphasensystem	30
3.3.2.3.2	Mehrphasensystem	31
3.3.2.4	Indirektes Metall-Lasersintern	32
3.3.3	<i>Rapid Tooling-Verfahren im Forschungsstadium</i>	35
3.3.4	<i>Rapid Tooling-Verfahren für das Druckgießen</i>	36
3.4	DEFIZITE	37
4	KONZEPTBESCHREIBUNG	39
4.1	UNTERSUCHUNG AUF MACHBARKEIT	40
4.2	ANALYSE DER VERFAHRENSSPEZIFISCHEN DEFIZITE UND MAßNAHMEN ZUR PROZESSVERBESSERUNG	42
4.3	UMSETZUNG DER PROZESSVERBESSERUNGEN	43
5	ANALYSE DES INDIREKTNEN METALL-LASERSINTERNS	46
5.1	UNTERSUCHUNG ZUR EIGNUNG DES INDIREKTNEN METALL-LASERSINTERNS FÜR DAS DRUCKGIEßen	46
5.1.1	<i>Ermittlung der Werkstoffkennwerte</i>	46
5.1.1.1	Mechanische Untersuchungen	46
5.1.1.2	Metallurgische Untersuchungen	51
5.1.1.3	Zusammenfassung der Versuchsergebnisse	53
5.1.2	<i>Druckgieß-Feldversuche</i>	53
5.1.2.1	Feldversuch Magnesiumdruckguss	53
5.1.2.2	Feldversuch Aluminiumdruckguss	54
5.1.2.3	Zusammenfassung der Feldversuche	55
5.1.3	<i>Einfluss des Formwerkstoffes auf die Bauteileigenschaften</i>	56
5.2	ANALYSE DER VERFAHRENSSPEZIFISCHEN DEFIZITE UND MAßNAHMEN ZUR PROZESSVERBESSERUNG	58
5.2.1	<i>Ableitung der Einflussgrößen</i>	58
5.2.2	<i>Analyse der erreichbaren Genauigkeit</i>	60
5.2.2.1	Versuchsbeschreibung	60
5.2.2.1.1	Versuchsbautelle	60
5.2.2.1.2	Aufteilung der Prozessschritte	64
5.2.2.2	Einfluss ausgewählter Parameter	65
5.2.2.2.1	Parameter Bauteilgröße	65
5.2.2.2.2	Parameter Bauteilgestalt	71
6	VERBESSERUNG DER GENAUIGKEIT DES INDIREKTNEN METALL- LASERSINTERPROZESSES	73
6.1	ERMITTlung GEOMETRIEABHÄNGIGER SKALIERUNGSFAKTOREN	73
6.1.1	<i>Vorgehensweise</i>	73
6.1.2	<i>Einschränkungen</i>	74
6.1.3	<i>Evaluierung</i>	74
6.2	KOMPENSATION DER NICHTLINEAREN SCHWINDUNG	75
6.2.1	<i>Datenfluss und Schnittstellen</i>	75
6.2.2	<i>Modellierung</i>	79

6.2.2.1	Erstellung von Analogiemodellen	79
6.2.2.2	Vorarbeiten zur Entwicklung makroskopischer Berechnungs-Modelle	85
7	STANDZEITERHÖHUNG BEI DRUCKGIEßWERKZEUGEN	88
7.1	OBERFLÄCHENBEHANDLUNG	88
7.1.1	<i>Elektrochemische Verfahren</i>	88
7.1.1.1	Verfahrensbeschreibung und Schichtwerkstoff	88
7.1.1.2	Ergebnis des Vorversuchs	89
7.1.2	<i>Thermisches Spritzverfahren</i>	90
7.1.2.1	Verfahrensbeschreibung	90
7.1.2.2	Schichtwerkstoffe	91
7.1.2.3	Ergebnis des Vorversuchs	92
7.1.3	<i>PVD-Verfahren</i>	94
7.1.3.1	Verfahrensbeschreibung	94
7.1.3.2	Schichtwerkstoffe	95
7.1.3.3	Ergebnis des Vorversuchs	95
7.1.4	<i>CVD-Verfahren</i>	97
7.1.4.1	Verfahrensbeschreibung und Schichtwerkstoff	97
7.1.4.2	Ergebnis des Vorversuchs	98
7.1.5	<i>Zusammenfassung der Beschichtungsvorversuche</i>	99
7.1.6	<i>Nitrieren</i>	99
7.1.7	<i>Möglichkeiten zum Umwandlungshärten der Randschicht</i>	100
7.1.8	<i>Evaluierung</i>	100
7.1.8.1	Versuchsbeschreibung	100
7.1.8.2	Ergebnis der Feldversuche	101
7.2	ALTERNATIVE INFILTRATIONSWERKSTOFFE	102
7.2.1	<i>Auswahl geeigneter Infiltrationswerkstoffe</i>	102
7.2.2	<i>Vorversuche zur Infiltration</i>	103
7.2.2.1	Vorversuch mit DTM-Kupfer	103
7.2.2.2	Vorversuch mit Zinnbronze CuSn9P	104
7.2.2.3	Vorversuch mit Zinnbronze CuSn4	104
7.2.2.4	Vorversuch mit Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4	105
7.2.3	<i>Ermittlung der mechanischen Eigenschaften</i>	106
7.2.3.1	DTM-Kupfer	107
7.2.3.2	Zinnbronze CuSn9P	108
7.2.3.3	Zinnbronze CuSn4	109
7.2.3.4	Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4	110
7.2.3.5	Zusammenfassung der Ergebnisse	111
7.2.4	<i>Evaluierung</i>	113
8	ANWENDUNGSBEISPIEL	115
8.1	ÜBERSICHT ZU DEN PROZESSOPTIMIERUNGEN	115
8.1.1	<i>Geometrieabhängige Skalierungsfaktoren</i>	115
8.1.2	<i>Kompensation der nicht linearen Schwindung</i>	116
8.1.3	<i>Oberflächenbehandlung der Formeinsätze</i>	116
8.1.4	<i>Alternative Infiltrationswerkstoffe</i>	116

8.2 ANWENDUNGSBEISPIEL: PROTOTYPEN-DRUCKGIEßWERKZEUG FÜR KOFFERRAUM- GRIFFLEISTE	116
9 ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBlick	119
10 LITERATURVERZEICHNIS	121
11 ANHANG	135
11.1 BESTIMMUNG DES ELASTIZITÄTSMODULS DURCH EINEN WARMBIEGEVERSUCH	135
11.2 BERECHNUNG DER GE SAMT SCHWINDUNG UND DES SKALIERUNGSFAKTORS	136
11.3 SCHNITTSTELLE FEM-RP	138
11.3.1 <i>Elementgenerierung</i>	138
11.3.2 <i>Addition Verschiebung</i>	139
11.3.3 <i>STL-Konvertierung</i>	140
11.4 SPANNUNGS-DEHNUNGS-DIAGRAMME	144
11.5 ABBILDUNGSVERZEICHNIS	146
11.6 TABELLENVERZEICHNIS	149

1 Einleitung

Die Situation auf den Märkten hat sich in den letzten Jahren entscheidend gewandelt. Der rasche technologische Fortschritt führt zu kürzeren Produktlebenszyklen, während zusätzlich die Produkte komplexer werden. Die für jedes Produkt aufgelegte Menge nimmt ab, so dass es schwieriger wird, die Erfahrungskurve zur Reduzierung der Herstellkosten zu durchlaufen (*Reichwald & Koller 1996, S. 242 ff.*). Gleichzeitig sind durch die zunehmende Globalisierung neue Anbieter in den Markt eingetreten. Gerade das Auftreten von Konkurrenten aus Billiglohnländern mit günstigeren Lohnkosten lässt die Marktpreise unter Druck geraten.

Diese veränderten Rahmenbedingungen stellt die Wandlungsfähigkeit der Marktteilnehmer vor neue Aufgaben. Es wird immer wichtiger, neue erfolgreiche Produkte zu entwickeln und diese in kurzer Zeit auf den Markt zu bringen. Für die Betrachtung der Effizienz der Produktentwicklung sind neben den Großen Produktqualität und die während des Produktlebenszyklus entstehenden Kosten vor allem die benötigte Entwicklungszeit von entscheidender Bedeutung.

Dabei sollen die Produkte schneller als die Konkurrenz, in jedem Fall jedoch gleich schnell entwickelt und auf den Markt gebracht werden. In verkürzten Entwicklungszeiten steckt ein erhebliches Gewinnpotential, das auf mehrere Arten nutzbar ist.

Zum einen ist dies durch einen früheren Markteintritt möglich. Ein sechsmonatiger Vorsprung gegenüber der Konkurrenz kann bei durchschnittlichen Produktlebenszyklen von 18 bis 24 Monaten das dreifache des durchschnittlichen Gewinns bringen. Wird dagegen das Marktfenster verpasst, droht eine Gewinnminderung. Eine Verzögerung des Markteintritts von sechs Monaten kann den gesamten Projektgewinn kosten, weitere Verzögerungen bringen sogar Verlust (*Wheelwright u.a. 1992, S. 21f.*)

Die weitere Möglichkeit zur gewinnbringenden Nutzung kürzerer Entwicklungszeiten ist, bei Beibehaltung des anvisierten Markteintritts den Entwicklungsbeginn hinauszögern. Durch die Verfügbarkeit von aktuelleren Marktdaten bei Projektbeginn, können kurzfristige Veränderungen der Marktsituation bzw. der Kundenwünsche noch vor Projektbeginn berücksichtigt werden. Dies reduziert gerade bei sich schnell ändernden Märkten das Risiko des Produktflops und ermöglicht es, durch überlegene Produkte mit größerer Kundenakzeptanz größere Marktanteile zu erlangen (*Wheelwright u.a. 1992, S. 21f.*)

1.1 Sequenzielle Produktentwicklung

Der klassische Ansatz der Produktentwicklung zeichnet sich durch einen starren, streng sequentiellen Ablauf mit klar definierten Phasen aus (*Horváth u.a.*

1994, S. 43). Charakteristisch ist eine konsequente Trennung der funktionalen Bereiche. Daraus ergeben sich häufig folgende Probleme:

- Aufgrund der sequentiellen Arbeitsweise summieren sich alle Verzögerungen während der Produktentwicklung und gefährden den angestrebten Zeitplan. Die Zeitpläne werden meist um 20 % überschritten, bei 25 % aller Entwicklungsprojekte sogar um 50 %. Dadurch wird der geplante Markteinführungszeitpunkt gefährdet (*Wildemann 1993a*, S. 63).
- Durch mangelhafte Kommunikation zwischen Produkt- und Prozessentwicklung werden unerkannte Fehler oft bis kurz vor Serienstart verschleppt. Dadurch werden umfangreiche Änderungen von Produktgestalt und Fertigungsprozess nötig, die den Markteinführungstermin verzögern und 20% bis 40% der Entwicklungskosten ausmachen (*Wildemann 1993b*, S. 1265).
- Änderungen sind bei komplexen Produkten oft sehr aufwendig, da sie sich häufig auf mehrere Komponenten auswirken. Durch den hohen Änderungsaufwand müssen Fachleute von anderen wichtigen Projekten abgezogen werden; dadurch können auch diese Projekte verzögert werden (*Wheelwright u.a. 1992*, S. 31).
- Durch unerprobte, unsichere Prozesse bei Serienanlauf, kann der Markteintritt aufgrund von Qualitätsmängeln und Lieferverzug gefährdet werden. Nach *Wildemann 1993b* (S. 1265) ergibt sich in der Produktentwicklung ein Änderungsaufwand in der Anlaufphase von 20 % und ab der Serienproduktion von 50 %.

1.2 Integrierte Produkt- und Prozessentwicklung

Um die erkannten Probleme zu lösen und die Effizienz der Produktentwicklung zu steigern, wurden in der Literatur mehrere, teils ähnliche Ansätze unter verschiedenen Bezeichnungen formuliert, die in dieser Arbeit unter dem Begriff integrierte Produkt- und Prozessentwicklung zusammengefasst wurden. Beispiele für solche Ansätze sind:

- Simultaneous Engineering (*Wildemann 1992*, S. 20ff)
- Simultaneous Development (*Womack u. a. 1990*, S. 117)
- Concurrent Simultaneous Engineering (*Bullinger u.a. 1996*, S. 1)
- Integrated problem solving (*Wheelwright u.a. 1992*, S. 179f)

Der Lösungsansatz zur integrierten Produkt- und Prozessentwicklung beinhaltet die folgenden Leitgedanken:

Alle Aktivitäten, die nur bedingt voneinander abhängig sind, sollen zum frühestmöglichen Zeitpunkt begonnen und parallel durchgeführt werden. Dadurch wird die gesamte Entwicklungszeit verkürzt und die Entkopplung der Aktivitäten macht den Gesamtzeitplan weniger anfällig gegenüber Verzögerungen einzelner Teilprozesse.

Das Parallelisieren der Aktivitäten allein reicht nicht aus, um die Qualität des Entwicklungsprozesses entscheidend zu steigern. Ohne ausreichenden Informationsstand kann nur mit Standardarbeiten begonnen werden. Dies wird in Bild 1-1 als „early start in the dark“ bezeichnet (Wheelwright u.a. 1992, S 176ff).

Um Produkte und Prozesse besser aufeinander abstimmen zu können, muss das Wissen aller an der Wertschöpfung Beteiligten möglichst frühzeitig in den Entwicklungsprozess einfließen. Dazu muss die Trennung zwischen den funktionalen Bereichen abgebaut werden und die Kommunikation zwischen ihnen intensiviert sowie in alle Richtungen durchgängig gestaltet werden.

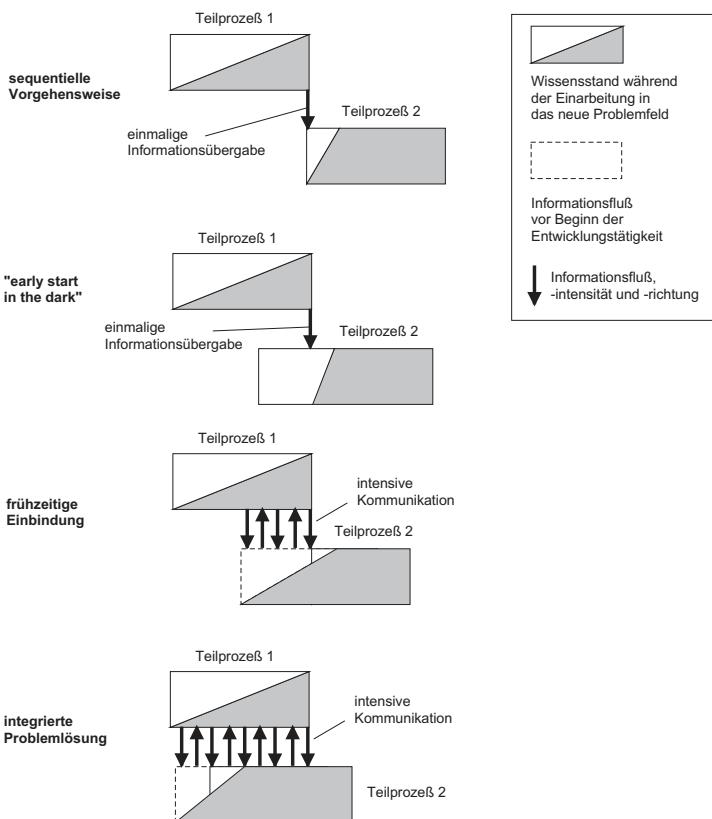


Bild 1-1: Early start in the dark (Wheelwright u.a. 1992)

Um den Aufwand durch späte Änderungsschleifen zu vermeiden, müssen Fehler möglichst früh aufgedeckt und beseitigt werden. Dazu kann die Ver-

wendung geeigneter Methoden und Hilfsmittel wie z.B. Rapid Prototyping, Rapid Tooling, FMEA, QFD und DFM/DFA dienen. Die Einbindung aller am Produktlebenszyklus beteiligten Bereiche ermöglicht durch den Einsatz von Simulationen, Modellen und Prototypen bereits frühzeitig eine systematische Durchleuchtung des Produktes auf Fertigungs- und Montagefreundlichkeit, auf den Kundennutzen, sowie auf potentielle Fehlerquellen.

Jedes Entwicklungsprojekt ermöglicht einer Organisation, zusätzliches Wissen durch Versuche und gemachte Fehler zu erlangen. Je schneller und häufiger die Rückmeldungen während eines Iterationszyklus erfolgen, desto größer ist die Chance, dass bereits bei der Durchführung eines Projektes neue Erkenntnisse erlangt werden. Dadurch wird der Entwicklungsprozess zum Lernprozess, der Wandel zum Standardprogramm erklärt.

1.3 Rapid Prototyping und Rapid Tooling

Obwohl die Vorteile der integrierten Produkt- und Prozessentwicklung unmittelbar einleuchten, sind in der Industrie erhebliche Defizite in der Umsetzung festzustellen. Dies betrifft vor allem die Parallelisierung von Produkt- und Prozessentwicklung. Diese Defizite sollen durch den Einsatz von Modellen, die über Rapid Prototyping hergestellt werden, und den Einsatz von Prototypen im Zielwerkstoff, die mit Hilfe des Rapid Tooling entstehen, abgebaut werden.

1.3.1 Einsatz von Modellen

Im europäischen Raum wurden Modelle aufgrund der oft langen Herstellungszeit (*Hováth u.a. 1994, S. 42*) und der vermeintlich hohen Kosten erst sehr spät eingesetzt. Die Hauptaufgabe ist es, kurz vor Serienanlauf, perfekte "master models" herzustellen, um zu überprüfen, ob das Ergebnis der Konstruktion den gestellten Anforderungen entspricht (*Clark & Fujimoto 1992, S. 123 ff.*). Abweichungen können zu diesem Zeitpunkt nur mit erheblichem Aufwand korrigiert werden.

Durch diesen Ansatz werden die eigentlichen Potentiale, die in einem frühzeitigen und häufigen Einsatz von Modellen liegen, verspielt:

- Modelle ermöglichen frühzeitig eine Überprüfung des gesamten Produktkonzepts (*Leonard-Barton u.a. 1994, S. 124*)
- Dokumentation des Projektstandes (*Wheelwright u.a. 1992, S. 274*)
- Möglichkeit früh Fehler zu entdecken (Prototypes as early problem-detector) (*Clark & Fujimoto 1992, S. 123 ff.*). Dadurch werden wichtige Entscheidungen an den Anfang der Produktentwicklung vorverlagert.
- Möglichkeit zur frühzeitigen Durchführung von Montage- und Feldtests.
- Möglichkeit zur Einbindung von Pilotkunden.
- Verbesserung der Integration durch Verwendung der Prototypen als Kommunikationsmedium und gemeinsame Datenbasis.

- Durch den häufigen Einsatz von Modellen können Rückkopplungsschleifen verkürzt werden. Daraus ergibt sich eine verbesserte Lernfähigkeit der Organisation.

Durch die Einführung von Rapid Prototyping und CNC-gesteuerten Fertigungsverfahren hat sich im Bereich des Modelleinsatzes bezüglich der Herstellungszeit und der Herstellungskosten viel verbessert, einige Probleme sind jedoch geblieben:

- Die Modelle sind Unikate d.h., die Kosten für die Herstellung steigt stark mit der herzustellenden Anzahl. Aus diesem Grund werden gerade so viele hergestellt, wie unbedingt nötig.
- Die Modelle werden bei Rapid Prototyping-Verfahren nicht im Serienwerkstoff hergestellt.
- Modelle werden nicht im Serienverfahren hergestellt. Prozessspezifische Probleme können erst bei Versuchen mit dem Serienprozess, also kurz vor Serienanlauf aufgedeckt werden. Dies führt wie beim klassischen Ansatz zu einem erhöhten Änderungsaufwand kurz vor bzw. während des Serienanlaufs.

1.3.2 Einsatz des Rapid Tooling

Einen wertvollen Beitrag zur Umsetzung der integrierten Produkt- und Prozessentwicklung kann die Verwendung von Rapid Tooling für die Herstellung von Prototypen und Vorserien leisten. Dies verlangt jedoch ein Umdenken bezüglich der Herstellung und der Verwendung von Prototypen und Versuchsmustern.

Das Konzept des Rapid Tooling (*Bild 1-2*) sieht vor, einen standardisierten Formrahmen mit Formeinsätzen zu kombinieren, die über Rapid Prototyping-Verfahren oder mit Hilfe des HSC-FräSENS hergestellt wurden. Im Gegensatz zu Rapid Prototyping-Verfahren werden durch Rapid Tooling Prototypen im Serienprozess und mit Serienwerkstoffen hergestellt. Dadurch sind Bauteile auf Basis von Rapid Tooling deutlich seriennäher als z. B. Stereolithographie-Modelle. Rapid Tooling wird in erster Linie für den Spritzguss von Thermoplasten oder den Druckguss von Leichtmetallen eingesetzt (*Breitinger & Lorenzen 1997*).

Das Rapid Tooling ist als logische Weiterentwicklung der Rapid Prototyping-Verfahren zu verstehen. D. h. alle Vorteile, die sich aufgrund des Einsatzes von Rapid Prototyping-Modellen ergeben, werden mit den über Rapid Tooling gefertigte Prototypen erreicht.

Die Entscheidung, Rapid Tooling einzusetzen, zwingt das Entwicklungsteam bereits frühzeitig, mit der Entwicklung des Serienprozesses zu beginnen, und parallelisiert dadurch Produkt- und Prozessentwicklung. Damit ergeben sich die folgenden positiven Effekte:

Schnelle Herstellung von Werkzeugen,
die Zielwerkstoffe im Serienverfahren verarbeiten.

- Spritzguss von Thermoplasten
- Druckguss von Leichtmetallen

Konzept:

Stammform
- Formrahmen
- Normalien



Formgebende Werkzeugkomponente
- RP + Abformtechnik
- Direkte Herstellung mit RP
- HSC-Fräsen

Bild 1-2: Begriffsdefinition und Konzept Rapid Tooling (Breitinger & Lorenzen 1997)

- Durch die Parallelisierung wird wertvolle Entwicklungszeit eingespart; verfahrensspezifische Probleme können frühzeitig entdeckt und beseitigt werden.
- Durch die erhöhte Prozesssicherheit werden Probleme beim meist kritischen Serienanlauf wirksam vermieden.
- Mit Hilfe von Prototypenwerkzeugen kann im Vergleich zu anderen Verfahren mit geringerem Aufwand eine größere Anzahl von seriennahen Prototypen hergestellt werden. Die Kosten sind durch den Werkzeugeinsatz nur gering mit der Anzahl der hergestellten Bauteile korreliert.
- Allen an der Wertschöpfung beteiligten Teilprozessen kann eine große Anzahl von Versuchsmustern zur Verfügung stellen. Diese können dadurch beispielsweise frühzeitig Montageversuche, Funktionstests bzw. Marketingstudien und Tests mit Pilotkunden durchführen, deren Ergebnisse direkt in die noch nicht abgeschlossene Entwicklung der Produktgestalt eingehen (Leonard-Barton u.a. 1994, S. 124).
- Durch die "Begreifbarkeit" des entstehenden Produkts kann die Einbindung auch nicht unmittelbar an der Entwicklung beteiligter Bereiche deutlich verbessert werden. Die Kommunikation, die ohne reales Modell nur durch Lesen technischer Zeichnungen oder durch virtuelle Modelle möglich ist, wird entscheidend gefördert. Dies führt zu einer Steigerung der Identifikation mit dem Produkt und wirkt sich positiv auf die Motivation aus. Dadurch kann sonst brachliegendes Problemlösungspotential aktiviert und mobilisiert werden. Mit Rapid Tooling stehen Prototypen für alle Beteiligten zur Verfügung.

- In vielen Branchen wie z.B. der Herstellung von medizinischen Geräten, der Automobil- und Luftfahrtindustrie sind zur Markteinführung eine Vielzahl von Prüfungen und Zulassungen nötig. Prüfstellen bestehen häufig darauf, dass die Testmuster im Serienprozess und im endgültigen Werkstoff hergestellt sind. Durch die Verwendung von Rapid Tooling werden diese Anforderungen bereits frühzeitig erfüllt, so dass auch in diesem Bereich Zeit eingespart werden kann.
- Häufig verzögert sich die Fertigstellung des Serienwerkzeugs und gefährdet dadurch den Produktionsstart. Aussagen aus der Industrie zufolge wird in solchen Notfällen oft auf reine Modellvervielfältigungsverfahren wie z.B. Silikonabformen zurückgegriffen, um die erste Serie zu produzieren. Dies führt zu ernsthaften Qualitätsproblemen bei Serienstart. Durch die Eignung von Rapid Tooling für die Herstellung von Kleinserienwerkzeugen kann dieses Problem entschärft werden. Die Verfügbarkeit von Kleinserienformen durch Rapid Tooling kann sogar bewusst für den Zeitraum kurz nach Serienanlauf (Einsserie) genutzt werden. Letzte Verbesserungen können vor dem Einsatz des Serienwerkzeugs realisiert werden. Dadurch werden nachträgliche Änderungen am teuren Serienwerkzeug vermieden.

Diese Vorteile des Rapid Tooling werden in zahlreichen wissenschaftlichen Veröffentlichungen bestätigt (*Ambos & Bähr 1997, Reinhart 1997, Heuel 1997, Klocke 1997, Klocke & Nöken 1996, Klocke u. a. 1996, Gebhardt 1996, Gebhard 1997, Klocke & Nöken 1997, Jianguo & Yongnian 1995, Hosni & Sundaram 1996, König u. a. 1995*). Dem Rapid Tooling wird ein großes Potential eingeräumt.

Nachdem für Rapid Tooling bisher in erster Linie Spritzgussanwendungen betrachtet wurden, besteht die Motivation der vorliegenden Arbeit darin, das Rapid Tooling auf Anwendungen im Druckgießen zu übertragen. Gerade für die Herstellung von Druckgussprototypen wurden bisher Surrogatprozesse wie Sand- bzw. Feinguss eingesetzt, weil die klassische Herstellung von Druckguss-Prototypenwerkzeugen in der Regel keine Vorteile bezüglich Zeit und Kosten gegenüber dem Herstellen von Serienwerkzeugen aufzeigte. Über Surrogatprozesse hergestellte Prototypen sind aber aufgrund der geringeren mechanischen Eigenschaften nur mit Einschränkungen auf druckgegossene Bauteile zu übertragen (*Warner & Renaud 1996, S. 259ff*). Daraus lässt sich ein großer Bedarf zum Einsatz des Rapid Tooling für den Druckguss ableiten.

2 Ziel der Arbeit

2.1 Ausgangsbasis

Wie in der Einleitung aufgezeigt leistet Rapid Tooling einen wichtigen Beitrag zur integrierten Produkt- und Prozessentwicklung. Das Rapid Tooling-Verfahren mit dem derzeit größten Potential für das Druckgießen ist der indirekte Metall-Lasersinterprozess. Vorteile sind die kurzen Durchlaufzeiten, die Verfügbarkeit am Markt und die im Vergleich zu anderen Rapid Tooling-Verfahren guten thermo-mechanischen Eigenschaften des Formwerkstoffes und der umsetzbaren Bauteilgröße.

Dieser zu den generativen Fertigungsverfahren gehörende Prozess wird seit Ende 1995 von der DTM-Corporation kommerziell angeboten. Bisher wurden zahlreiche Umsetzungen für den Spritzguss von Thermoplasten verwirklicht (*Beaman u.a. 1997, S. 295ff; Reinhart & Breitinger 1997, S. 197ff*). Aufgrund der mechanischen Eigenschaften dieses Materialsystems ist mit einer Eignung für das Druckgießen zu rechnen. Vor Beginn der in dieser Arbeit beschriebenen Forschungsarbeiten wurde das indirekte Metall-Lasersintern für die Herstellung von Prototypen-Druckgießwerkzeugen nicht eingesetzt.

2.2 Zielsetzung

Der Einsatz des Rapid Tooling-Verfahrens indirektes Metall-Lasersintern zur schnellen Herstellung von Prototypen-Druckgießwerkzeugen ist Ziel dieser Arbeit. Dabei sind folgende Teilziele vorgesehen:

- Auf Grundlage von Untersuchungen zur prinzipiellen Verwendung des indirekten Metall-Lasersinter-Prozesses sollen erste Feldversuche erfolgen und ausgewertet werden.
- Zum Ausgleich der dabei ermittelten Defizite sind unterschiedliche Maßnahmen zu erarbeiten und umzusetzen.
- Anhand eines industrienahen Praxisbeispiels soll abschließend die Einsatzfähigkeit des Rapid Tooling-Verfahrens indirektes Metall-Lasersintern für das Druckgießen nachgewiesen werden.

Wie in *Bild 2-1* aufgezeigt liegt der Schwerpunkt dieser Arbeit auf der verfahrensspezifischen Ebene.

2.3 Anwendungsfeld

Das Anwendungsfeld dieser Arbeit leitet sich zum einen aus dem in *Kapitel 1* vorgestellten Definition des Rapid Tooling ab, zum anderen aus der nach *DIN 8580* vorgegebenen Einteilung der Fertigungsverfahren. Mit Hilfe des Rapid Tooling ist es möglich, eine Prototypenserie bzw. Kleinserie unter Verwendung

des Zielwerkstoffes und des Serienfertigungsprozesses herzustellen. Dabei sollen die Fertigungsparameter (Gießtemperatur, Druck, etc.) möglichst unter Serienbedingungen eingesetzt werden. Die aus Industriumfragen abgeleiteten Anforderungen an die Anzahl der hergestellten Prototypen ist deutlich größer als eins, im Regelfall beträgt sie 50 bis 500 Bauteile.

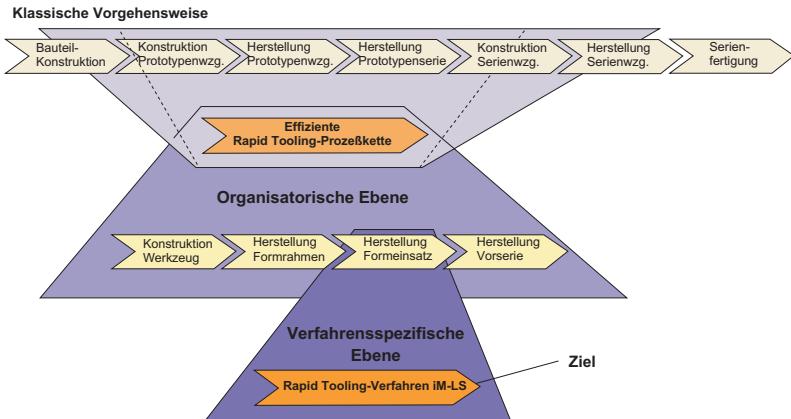


Bild 2-1: Ziel: Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen

Durch die Forderung nach Zielwerkstoff und Serienfertigungsprozess grenzt sich Rapid Tooling deutlich von den Rapid Prototyping-Verfahren ab. Zu den letztgenannten Verfahren zählt zum Beispiel das Gießen von metallischen Prototypen in sand-lasergesinterten Formen (Weiß u.a. 1997) oder das Herstellen von Prototypenkleinserien aus Polyurethanen durch das Vakuumgießen in Silikonformen. Diese Rapid Prototyping-Verfahren in Kombination mit Abformprozessen werden in der Literatur Soft Tooling genannt. Im Gegensatz dazu wird Rapid Tooling von einigen Autoren als Hard Tooling bezeichnet (Jacobs 1996, Williams 1997).

Andere Autoren verwenden den Begriff Soft Tooling für alle Werkzeuge, die nicht aus gehärteten Stahl bestehen (Dickens 1996, S. 123). Diese Einteilung ist aber stark an den klassischen Serienwerkzeugbau angelehnt und unterscheidet nicht zwischen den der Herstellverfahren für Prototypen- und Kleinserien, die hier mit Rapid Tooling bezeichnet werden, und den Rapid Prototyping gestützten Vervielfältigungsverfahren, dem Soft Tooling. Das wesentliche Unterscheidungsmerkmal von Hard und Soft Tooling ist die Möglichkeit, bei dem Hard Tooling Serienmaterial im Serienprozess unter nahezu Serienbedingungen zu verwenden. Für das Soft Tooling kommen dagegen Surrogatprozesse mit Ersatzmaterialsystemen zum Einsatz.

Bei Spritz- bzw. Druckgießwerkzeugen wird zwischen den formgebenden Werkzeugkomponenten, dies sind Formeinsätze und Schieber, und dem Formrahmen, ein aus standardisierten Normalien aufgebautes System, unter-

schieden. Die formgebenden Werkzeugkomponenten werden in dieser Arbeit im weiteren als Werkzeugkomponente oder Formeinsatz bezeichnet. Für den Formrahmen ist auch die Bezeichnung Stammform üblich, so dass beide Begriffe in dieser Arbeit verwendet werden.

Die mit Hilfe der Rapid Tooling-Verfahren hergestellten Formeinsätze entstehen entweder über spanende oder über generative Fertigungsverfahren. Die generativen Fertigungsverfahren, die auch als Rapid Prototyping-gestützte Fertigungsverfahren bezeichnet werden, zeichnen sich aufgrund ihrer additiven Vorgehensweise für geometrisch komplexe Bauteile aus. Hierbei ist im Unterschied zu den abtragenden Fertigungsverfahren die Größe des Bauteils, vor allem die vertikale Abmessung, bei der Zeit- und Kostenbetrachtung von Bedeutung, jedoch nicht die geometrische Komplexität (Geuer 1996).

Rapid Tooling ist daher für den Einsatz bei den urformenden Fertigungsverfahren (DIN 8580) geeignet. Dabei kommen in erster Linie der Spritz- und Druckguss aufgrund der weiten Verbreitung dieser Fertigungsverfahren in Frage. Weitere urformende Fertigungsverfahren wie Kokillenguss, Strangpressen oder Pressformen bieten sich an, sollen hier aber nicht weiter betrachtet werden. Entsprechende ist eine Untersuchung über die Einsatzmöglichkeiten des Rapid Tooling bei umformenden Fertigungsverfahren wie Tiefziehen oder Schmieden aufgrund der geringeren geometrischen Komplexität in dieser Arbeit nicht sinnvoll.

Nachdem für das Spritzgießen schon zahlreiche Untersuchungen in der Literatur erwähnt werden (siehe Kapitel 3), begrenzt sich diese Arbeit auf das urformende Fertigungsverfahren Druckgießen. Beim Druckgießen werden Aluminium-, Magnesium- und Zinklegierungen verarbeitet. Der Schwerpunkt dieser Arbeit liegt auf den beiden Leichtmetallen Aluminium und Magnesium, die aufgrund der hohen Verarbeitungstemperaturen die höchsten Anforderungen an den Formwerkstoff stellen.

2.4 Vorgehen

Nachdem in der Einleitung die Notwendigkeit zum Einsatz des Rapid Tooling in einer integrierte Produkt- und Prozessentwicklung abgeleitet wurde, stand das Ziel dieser Arbeit im Mittelpunkt des zweiten Kapitels. Neben der in dieser Arbeit verwendeten Definition des Begriffs Rapid Tooling fand eine Einordnung entsprechend der klassische Einteilung der Fertigungsverfahren statt.

Im Rahmen des Kapitel 3 wird der Stand der Erkenntnisse und die Grundlagen vermittelt. Nach der Darstellung der Lösungsansätze aus der Literatur hinsichtlich der Rapid Tooling-Verfahren werden Anforderungen aus dem Druckgießprozess und den verarbeiteten Werkstoffen bestimmt. Aus einer Übersicht zu den derzeitig eingesetzten Rapid Tooling-Verfahren lassen sich die für das Druckgießen geeigneten Verfahren ableiten. Bezuglich des in dieser Arbeit untersuchten indirekten Metall-Lasersintern werden Defizite aufgezeigt.

Das Kapitel 4 zeigt das Konzept zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen auf.

Dieses Konzept wird in Kapitel 5 umgesetzt. Beginnend mit Voruntersuchungen zur grundsätzlichen Eignung dieses Verfahrens für das Druckgießen werden anschließend verfahrensspezifischen Defizite analysiert. Daraus werden Defizite des indirekten Metall-Lasersinterns hinsichtlich Genauigkeit und Standzeit beim Druckgießen abgeleitet und Maßnahmen zur Verbesserung vorgeschlagen. Diese Maßnahmen werden im Kapitel 6 und 7 umgesetzt und bewertet.

Ein Anwendungsbeispiel zur Verwendung von mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterns hergestellten Formeinsätzen für das Druckgießen von Aluminiumlegierungen wird in Kapitel 8 vorgestellt. Eine Zusammenfassung und ein Ausblick runden diese Arbeit in Kapitel 9 ab.

3 Stand der Erkenntnisse und Grundlagen

Neben den Lösungsansätzen aus der Literatur und den Grundlagen zum Druckgießprozess sowie den hauptsächlich eingesetzten Werkstoffen wird in diesem Kapitel ein ausführlicher Vergleich der Rapid Tooling-Verfahren durchgeführt und daraus Defizite abgeleitet. Dabei wird insbesondere die Konzentration in dieser Arbeit auf den indirekten Metall-Lasersinterprozess begründet.

3.1 Lösungsansätze in der Literatur

Die zur Herstellung von Formeinsätzen verwendeten Verfahren teilen sich in die zwei Hauptgruppen spanende und generative Fertigungsverfahren. Für viele Anwendungen ist eine Kombination der mit beiden Fertigungsverfahren hergestellten Formeinsätzen sinnvoll (*Geuer & Lorenzen 1994, Naber & Geuer 1995, Geuer 1996*). Daher sollen diese Fertigungsverfahren im folgenden vorgestellt werden. Das speziell für die Herstellung von metallischen Prototypen entwickelte Cera-Cast wird aufgrund der prinzipiellen Abweichung durch den Einsatz von verlorenen Formeinsätzen in einem eigenen Unterkapitel aufgeführt.

3.1.1 Prototypenwerkzeuge über spanende Fertigungsverfahren

Bei den spanenden Fertigungsverfahren zeichnet sich vor allem das Hochgeschwindigkeitsfräsen (High Speed Cutting bzw. HSC) als geeignetes Rapid Tooling-Verfahren aus. Das charakteristische Element dieser Technologie ist die Kombination von hohen Schnittgeschwindigkeiten und schnellen Fräsvorschüben. Damit findet ein Vorauseilen des Schneidvorgangs gegenüber der Wärmeeinbringung statt. Die somit geringere Wärmebelastung der Schneidstoffe ermöglicht hohe Standzeiten der Fräswerkzeuge bei gleichzeitiger Verkürzung der Hauptzeiten (*Bild 3-1*). Dies bietet gerade bei geometrisch komplexen Konturen, die mit kleinen Fräswerkzeugen bearbeitet werden und konventionell einen großen Zeitbedarf erfordern, große Vorteile gegenüber dem klassischen CNC-Fräsen (*Schulz 1996, Hock 1996, Pieverling 1997*).

Für Anwendungen des HSC-FräSENS im Spritzguss finden sich in der Literatur zahlreiche Beispiele (*Hock 1997, Schock 1996, Kreidler 1996*), auf die aufgrund des Schwerpunktes Druckguss in dieser Arbeit nicht weiter eingegangen werden soll.

Der Einsatz des HSC-FräSENS zur Herstellung eines Prototypen-Druckgießwerkzeuges wird bei *Ambos u.a. 1996* beschrieben. Die Besonderheit dieser Vorgehensweise ist der Einsatz von unvergüteten Warmarbeitsstählen bei Stückzahlen von über einhundert Druckgussbauteilen bzw. von

unlegierten Stählen bei geringeren Stückzahlen. Durch den engen Zeilenabstand und der daraus resultierenden hohen Oberflächenqualität kann der Polieraufwand für die Formeinsätze nahezu gedrittelt werden. Als Hauptproblematik dieser Vorgehensweise werden die Übertragungsfehler bei der Datenübergabe an das CNC-Programmiersystem genannt.

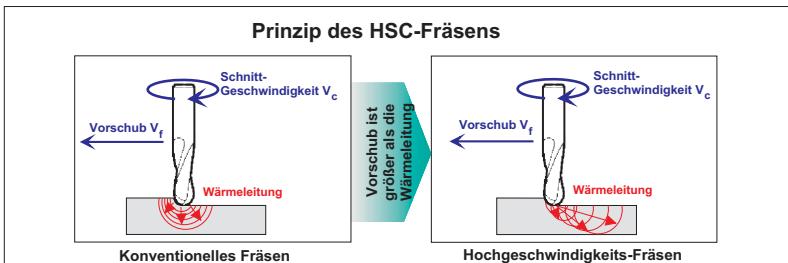


Bild 3-1: Vorausellen des Scheidvorgangs gegenüber der Wärmeeinbringung beim HSC-Fräsen (Pieverling 1997)

3.1.2 Prototypenwerkzeuge mit generativen Fertigungsverfahren

Bisher lassen sich nur für Spritzguss-Prototypenwerkzeuge, die mit generativen Fertigungsverfahren hergestellt wurden, Beschreibungen in der Literatur auffinden. Im folgenden sollen exemplarisch einige Beispiele näher erläutert werden. Bei dieser Aufstellung wurden insbesondere Spritzgießwerkzeuge berücksichtigt, die mit dem indirekten Metall-Lasersinterprozess hergestellt wurden.

Bei Geuer 1996 werden unterschiedliche Rapid Tooling-Verfahren zur Herstellung eines geometrisch komplexen Konturschiebers für ein Getriebegehäuse einer Handbohrmaschine eingesetzt. Dabei fanden das in Punkt 3.3.1.1 genauer beschriebene Ausschmelzen von Rapid Prototyping-Bauteilen im Feingießverfahren und der im Punkt 3.3.2.4 erläuterte indirekte Metall-Lasersinterprozess Verwendung.

Ein Spritzgießwerkzeug mit zwei Formnestern wird bei Reinhart u.a. 1996 erwähnt. Die vier Formeinsätze wurden alle über den indirekten Metall-Lasersinterprozess hergestellt und in eine Stammform aus standardisierten Normalien eingebaut. Die Formeinsätze für die Innenkontur wurden nur auf Entformung poliert, die bei den generativen Fertigungsverfahren typischen Treppenstufen blieben erhalten. Bei den die Außenkontur abbildenden Formeinsätzen wurde auf eine ansprechende Oberfläche Wert gelegt und daher aufwendiger poliert (Lorenzen & Breitinger 1996).

In der Literatur werden zahlreiche Beispiele für Spritzgießwerkzeuge erwähnt, die mit unterschiedlichen generativen Rapid Tooling-Verfahren verwirklicht wurden. Nöken 1997 verwendet das Ausschmelzen von lasergesinterten Formeinsätzen aus Polystyrol im Feingießverfahren. Bei Hornig & Lohner 1997 (S. 1685) werden die Formeinsätze mit Hilfe des direkten Metall-Laser-sinterprozesses der Firma EOS hergestellt. Im monatlich in den USA erscheinenden Rapid Prototyping Report finden sich weitere Anwendungen der Rapid Tooling-Verfahren zum Spritzgießen (*Rapid Prototyping Report 1995a, Rapid Prototyping Report 1995b, Rapid Prototyping Report 1996a, Rapid Prototyping Report 1996b, Rapid Prototyping Report 1997a, Rapid Prototyping Report 1997c*).

Allen in diesem Kapitel vorgestellten bzw. angesprochenen Beispielen über den Einsatz von generativen Fertigungsverfahren für die Herstellung von Werkzeugen ist das Anwendungsgebiet Spritzgießen gemein. In der Literatur wurden bis auf die Vorveröffentlichungen des Autors und darauf aufgebaute Veröffentlichungen (Seitz 1997b) noch keine Druckgießwerkzeuge mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterprozesses im speziellen oder mit generativen Fertigungsverfahren im allgemeinen vorgestellt.

3.1.3 Cera-Cast

Das Cera-Cast-Verfahren wurde zum Gießen von großflächigen, dünnwandigen Prototypen aus Aluminium-, Magnesium- oder Zinklegierungen in keramischen Formeinsätzen entwickelt (Mertz 1997). Aufgrund der Herstellung auf einer Druckgießmaschine können Bauteile mit im Vergleich zum Sandguss bzw. Feinguss besseren, näher am Druckguten liegenden, Eigenschaften gegossen werden. Die Geometrie des Angussystems und der Überläufe entspricht der Seriendruckgießform. Daher ist keine verfahrensspezifische Umkonstruktion des Bauteils notwendig, wie dies zum Teil beim Sandguss unvermeidbar ist.

Voraussetzung zur Herstellung eines keramischen Formeinsatzes für das Cera-Cast-Verfahren ist ein Urmmodell, das sowohl konventionell als auch mit Hilfe von Rapid Prototyping-Verfahren gefertigt werden kann. Nachdem beim Entformen des gegossenen Prototypen der keramische Formeinsatz in der Regel zerstört wird, müssen vom Urmmodell für jeden Prototypen ein Satz von Formeinsätzen abgeformt werden. Mertz 1997 spricht in diesem Zusammenhang von 3 bis 20 möglichen Prototypen.

Die keramischen Formeinsätze werden in einen universell einsetzbaren Formrahmen, der sich schon auf der Druckgießmaschine befindet, eingesetzt. Im Gegensatz zu metallischen Prototypenwerkzeugen kann auf Schieber aufgrund des Zerstörens der keramischen Formeinsätze beim Entformen verzichtet werden. Dies bedeutet aber, dass die Kosten pro Prototyp sehr stark mit der Stückzahl ansteigen. Bei einer In-Haus-Fertigung des Urmodells, der davon abgegossenen keramischen Formeinsätze und der Herstellung der Proto-

typen auf der Druckgießmaschine sind Zeitvorteile gegenüber derzeitigen konventionellen Vorgehensweise zur Herstellung von Druckgussprototypen zu erwarten.

Bei einer Wanddicke von 4 mm sind trotz der Entstehung einer größeren Gefügeausbildung bei den Magnesiumlegierungen AZ91 und AM50 im Bezug auf die Festigkeitswerte mit Druckguss vergleichbare Ergebnisse zu erreichen. Bei Wanddicken über 5 mm machen sich die geringeren Abkühlgeschwindigkeiten negativ bemerkbar (Mertz 1997). Aufgrund der geringen Stückzahlen und der nicht unter Druckgieß-Serienbedingungen hergestellten Prototypen kann dieses Verfahren in den Übergangsbereich zwischen den Surrogat-Prozessen Sand- bzw. Feinguss und den Prototypenwerkzeugen mit metallischen Formeinsätzen eingeordnet werden.

3.2 Anforderungen an die Werkzeuge für den Druckgießprozess

Aus den Grundlagen zum Druckgießprozess sollen im weiteren die Anforderungen an Prototypenwerkzeuge abgeleitet werden. Die Herstellung von Integralbauteilen aus Leichtmetall mit Hilfe des Druckgießverfahrens erlangt vor dem Hintergrund der Gewichtsreduzierung und der Verringerung der Teilezahl eine immer größere Bedeutung. Dies spiegelt sich zum Beispiel in der Vervielfachung der Verwendung druckgegossener Aluminiumbauteile im Kraftfahrzeugbau während der letzten 20 Jahre auf 40 kg pro Fahrzeug wieder (Lichtensteiger 1995). Der Einsatz der Druckgießtechnik erscheint daher in vieler Hinsicht als zukunftsweisend.

3.2.1 Beschreibung Druckgießprozess

Beim Druckgießen wird die Metallschmelze unter hohem Druck und mit großer Geschwindigkeit in ein zwei- oder mehrteiliges Werkzeug gepresst. Dazu muss von der Druckgießmaschine das Werkzeug mit einem größeren Druck als dem Gießdruck zusammengehalten werden, um ein unbeabsichtigtes Entweichen des flüssigen Metalls zu vermeiden.

Insbesondere die beim Druckgießvorgang auftretende thermisch-mechanische Wechselbelastung der Formeinsätze schränkt die erreichbaren Standzeiten im Vergleich zum Spritzgießen stark ein. Bei Formeinsätzen aus vergüteten Warmarbeitsstählen (1.2343) können aus einem Werkzeug 150.000 bis 400.000 Magnesiumbauteile bzw. 100.000 bis 120.000 Aluminiumbauteile gegossen werden. Die wesentlich geringere Stückzahl beim Einsatz von Aluminiumlegierungen erklärt sich aus der Tatsache, dass Aluminium im Vergleich zu Magnesium die zweieinhalbfaiche Wärmemenge in das Werkzeug einbringt (Mertz 1997).

Bei den Druckgießmaschinen wird zwischen den beiden Bauprinzipien Warmkammer- und Kaltkammerverfahren unterschieden.

3.2.1.1 Warmkammerverfahren

Beim Warmkammerverfahren befindet sich die Druckkammer in der Schmelze (*Bild 3-2*). Mit diesem Verfahren können nur Metalle vergossen werden, welche auch bei dauerndem Kontakt der Metallschmelze mit der Druckkammer diese nicht zerstören (z.B. Magnesium, Zink). Durch einen Kolben wird bei jedem Gießvorgang eine genau vorbestimmte Menge Metallschmelze in die Form gedrückt.

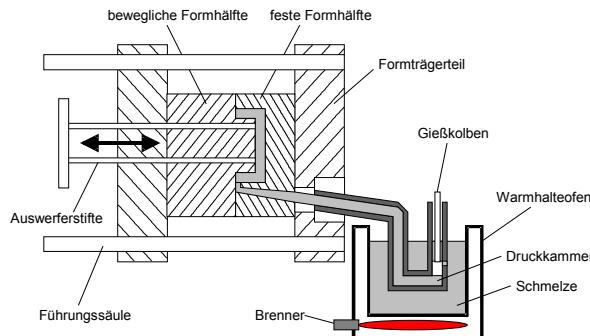


Bild 3-2: Schematische Darstellung des Warmkammer-Druckgießens

3.2.1.2 Kaltkammerverfahren

Beim Kaltkammerverfahren befindet sich die Druckkammer dagegen außerhalb der Schmelze (*Bild 3-3*). Deshalb können mit diesem Verfahren z.B. Aluminium- und Kupferlegierungen vergossen werden, welche die Werkstoffe von Druckkolben und Druckkammer angreifen würden. Hier wird immer nur die für ein Werkstück ausreichende Schmelze vom getrennt aufgestellten Warmhalteofen in die Druckkammer eingefüllt und in die Form gedrückt.

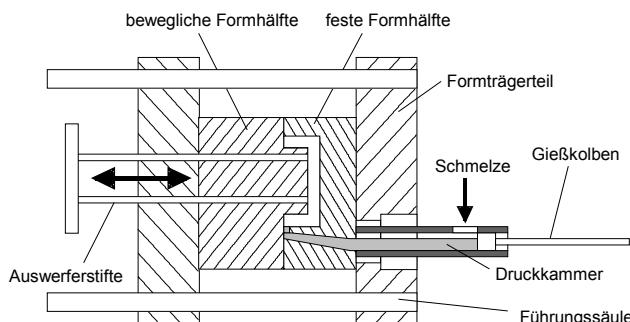


Bild 3-3: Schematische Darstellung des Kaltkammer-Druckgießens

3.2.2 Druckgusswerkstoffe

Die in dieser Arbeit betrachteten Aluminium- und Magnesiumlegierungen sollen hinsichtlich ihrer Kennzahlen, ihrer Verarbeitung und des Einsatzbereiches, ihrer Legierungsbestandteile und ihrer Festigkeitseigenschaften kurz vorgestellt werden.

3.2.2.1 Aluminiumlegierungen

Kennzahlen des Reinmetalls

Nach *Dubbel 1990* und *Kuchling 1991* ergeben sich die in *Tabelle 3-1* aufgeführten Kennzahlen des Reinmetalls.

Chemisches Symbol	Al	Schubmodul	27200 N/mm ²
Ordnungszahl	13	Schmelzpunkt	660,2 °C
Atomgewicht	26,98 g/mol	Dichte	2,699 g/cm ³
Gitterstruktur	Kfz	Spez. Wärmekapazität	0,896 kJ/kgK
Elastizitätsmodul	72200 N/mm ²	Wärmeleitfähigkeit	220 W/mK

Tabelle 3-1: Kennzahlen der Aluminiumlegierungen (Dubbel 1990, Kuchling 1991)

Verarbeitung und Einsatzbereich

Die Verarbeitung von Aluminiumlegierungen unterteilt sich in folgende Verfahren: Kokillenguss (50%), Sandguss (28%), Druckguss (17%), Schleuder- und Verbundguss (5%). Als Einsatzbereich wird Schiff-, Fahrzeugbau, Transportwesen, Nahrungsmittelindustrie, Bauwesen und Behälterbau genannt. Aluminium-Gusslegierungen zeichnen sich durch hervorragende Gießbarkeit aus und werden deshalb für komplizierte, dünnwandige oder druckdichte Gussstücke eingesetzt. Das Material lässt sich gut spanend bearbeiten (*Dubbel 1990, Kuchling 1991*). Eine Zuordnung der wichtigsten Gießlegierungen und der Einsatzbereiche ist in *Tabelle 3-2* aufgeführt.

Legierung / Festigkeit / Schmelzbereich	Einsatzbereich
G-AlSi9Cu3 (226) / 240 – 310 N/mm ² / 600 bis 650 °C	Komplizierte Maschinen- und Motorenteile für Fahrzeugindustrie und Elektrotechnik
G-AlSi12 (230) / 370 N/mm ² / 600 bis 650 °C	Komplizierte Maschinen- und Motorenteile für Fahrzeugindustrie und Elektrotechnik
G-AlSi12Cu1 (231) / 220 – 300 N/mm ² / 600 bis 680 °C	Dünnwandige Gehäuse, Rippenkörper, schwierige Montagekörper z.B. Lufftführungshauben, die direkt mit dem Zylinder verschraubt werden

Tabelle 3-2: Zuordnung der Gießlegierungen zu den Einsatzbereichen

Legierungsbestandteile und Festigkeitseigenschaften

Das wichtigste Legierungselement ist Silizium, das bei einer Konzentration von 12% mit Aluminium ein Eutektikum mit guten Gießeigenschaften bildet (G-AlSi 12). Bei höheren Konzentrationen wirkt Si festigkeitssteigernd. Durch Natriumzusätze erhält Aluminium eine besonders feinkörnige Legierungen. Mit Magnesiumzusätzen (0,2–0,8%) kann die Warmfestigkeit (Auslagerungshärtung) und Korrosionsbeständigkeit erhöht werden. Nach *Dubbel 1990*, *DIN 1725* und *GUSS 1994* weisen Aluminiumlegierungen eine Zugfestigkeit von 140 bis 440 N/mm² und eine Brinell-Härte von 45 bis 130 HB 5/250 auf.

3.2.2.2 Magnesiumlegierungen

Kennzahlen des Reinmetalls

Nach *Dubbel 1990* und *Kuchling 1991* ergeben sich die in *Tabelle 3-3* aufgeführten Kennzahlen des Reinmetalls.

Chemisches Symbol	Mg	Schubmodul	17700 N/mm ²
Ordnungszahl	12	Schmelzpunkt	650,0 °C
Atomgewicht	24,23 g/mol	Dichte	1,74 g/cm ³
Gitterstruktur	Hex (hdp)	Spez. Wärmekapazität	1,017 kJ/kgK
Elastizitätsmodul	45150 N/mm ²	Wärmeleitfähigkeit	171 W/mK

Tabelle 3-3: Kennzahlen der Magnesiumlegierungen (Dubbel 1990, Kuchling 1991)

Verarbeitung und Einsatzbereich

Durch das günstige Verhältnis von relativ hoher Festigkeit zu sehr geringer Dichte wird Magnesium vor allem im Flug- und Fahrzeugbau eingesetzt. Durch seine hohe Affinität zum Sauerstoff in einer stark exothermen Reaktion ist eine spanende Bearbeitung von Magnesium nur mit Sicherheitsvorkehrungen möglich (*Dubbel 1990, Kuchling 1991*). Eine Zuordnung der wichtigsten Gießlegierungen und der Einsatzbereiche ist in *Tabelle 3-4* aufgeführt.

Legierungsbestandteile und Festigkeitseigenschaften

Durch Manganzugaben erhöhen sich Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit der Magnesiumlegierungen. Aluminiumzusätze (bis max. 6%) steigern die Festigkeit und die Aushärtbarkeit. Durch ein Homogenisierungsglühen kann Al bis zu 11% zulegiert werden, ohne Senkung der Festigkeit. Zink erhöht das Formänderungsvermögen der Magnesiumlegierungen. Geringe Zusätze von Cer wirken sich kornfeinend aus und verbessern die Warmfestigkeit. Nach *Dubbel 1990*, *DIN 1729-1* und *GUSS 1994* weisen Magnesiumlegierungen eine Zugfestigkeit von 160 bis 300 N/mm² und eine Brinell-Härte von 40 bis 90 HB 5/250 auf. Magnesiumlegierungen zeichnen sich durch eine hohe Kerbempfindlichkeit, ein günstiges Verhalten bei Schlagbeanspruchung durch niedrigen E-Modul und eine geringe plastische Verformbarkeit bei Raumtemperatur aufgrund ihrer hdp-Gitterstruktur aus.

Legierung / Festigkeit / Schmelzbereich	Einsatzbereich
GD-MgAl9Zn1 (AZ91) / 200 bis 250 N/mm ² / 420 bis 600 °C	Motorenbau (Kurbelgehäuse, Zylinderkopfhäuben), Maschinenteile (Kettenraddeckel, Griffgehäuse), Computerteile
GD -MgAl8Zn1 (AZ81) / 200 bis 240 N/mm ² / 425 bis 615 °C	Motorenbau (Kurbelgehäuse, Zylinderkopfhäuben), Maschinenteile (Kettenraddeckel, Griffgehäuse), Computerteile
GD -MgAl6Mn (AM60) / 190 bis 230 N/mm ² / 445 bis 630 °C	Sitzteile, Instrumententafelträger, Räder
GD -MgAl5Mn (AM50) / 180 bis 220 N/mm ² / 440 bis 625 °C	Sitzteile, Instrumententafelträger, Räder
GD -MgAl2Mn (AM20) / 160 bis 210 N/mm ² / 435 bis 640 °C	Sicherheitsteile für die Automobilindustrie

Tabelle 3-4: Zuordnung der Gießlegierungen zu den Einsatzbereichen (DIN 1729-1)

3.2.3 Anforderungen an Druckgießwerkzeuge

Die Anforderungen an Druckgießwerkzeuge lassen sich zum einen in thermisch-mechanische und zum anderen in geometrische Anforderungen unterteilen.

3.2.3.1 Thermisch-mechanische Anforderungen

Die thermisch-mechanischen Anforderungen resultieren in erster Linie aus den zu verarbeiteten Gusslegierungen und den vom Bauteil vorgegebenen Gießparametern. Die Gießdrücke für Aluminium- und Magnesiumlegierungen liegen zwischen 400 und 1600 bar, die Gießtemperaturen zwischen 659 °C und 700 °C und die Einfließgeschwindigkeiten zwischen 30 und 60 m/s.

Gerade beim Einsatz von Aluminiumlegierungen ergibt sich eine erhöhte thermische Belastung für den Formwerkstoff. Als Schadensbild ergeben sich Oberflächenrisse, sogenannte Brandrisse, im Formeinsatz. Bei weiterem Fortschreiten schränken diese ein automatisches Entformen der Bauteile stark ein, das Werkzeug kann nicht weiterverwendet werden.

Daraus leiten sich folgende Anforderungen an den Formwerkstoff ab:

- bei ca. 720 °C ausreichende Warmfestigkeit
- gute Wärmeabfuhr
- für Kleinserie (50 bis 500 Bauteile) ausreichende Verschleißfestigkeit (Härte)

3.2.3.2 Geometrische Anforderungen

Die geforderte geometrische Genauigkeit entsprechende der Gussfreimaßtoleranzen nach *DIN 1688* liegt beispielsweise bei einem Druckgussbauteil mit einem Raumdiagonalenbereich von 50 bis 180 mm und einem Nennmaß zwischen 80 und 120 mm bei $\pm 0,35$ mm. Trotzdem werden für Druckgießwerkzeuge höhere Maßtoleranzen gefordert.

Sehr hohe Anforderungen treten im Bereich der Formtrennung auf. Dort verhindert ein dichtes Abschließen der Trennflächen ein Austreten der flüssigen Schmelze während des Druckgießens. Die geforderten Maßtoleranzen liegen hier im Bereich von $\pm 0,05$ mm.

Bei den konturabbildenden Elementen eines Formeinsatzes hängen die gewünschten Genauigkeiten vom Einsatzzweck des Bauteils ab. Die verfahrensbedingt hohen Gussfreimaßtoleranzen erfordern bei Druckgussbauteilen in der Regel eine spanende Nachbearbeitung zum Beispiel bei Lagersitzen oder Passflächen. Daraus resultiert eine geringere Anforderung an die übrigen Geometrieelemente.

Jedoch benötigt der Druckgießprozess selbst aufgrund von behinderten Schwindungen und dem Verzug der Bauteile einen Teil des Toleranzfeldes, so dass die Prototypen-Druckgießwerkzeuge in der Größenordnung bis 180 mm maximal mit einer Toleranz von $\pm 0,2$ mm gefertigt werden sollten. Die klassischen Fertigungsverfahren wie CNC-Fräsen oder Draht- bzw. Senkerodieren erfüllen diese Anforderung. Nachdem für Druckgieß-Prototypen in der Größenordnung von 180 mm, die bisher mit Hilfe der Surrogatprozesse Sandguss oder Feinguss hergestellt wurden, Längentoleranzen von ± 1 mm auftreten, stellt das Einhalten des oben genannte Toleranzfeld einen großen Fortschritt dar.

3.3 Übersicht Rapid Tooling-Verfahren

Für die Herstellung von Werkzeugkomponenten für Spritz- und Druckgießwerkzeuge über generative Fertigungsverfahren ergibt sich die in *Bild 3-4* aufgeführte Systematik. Danach sind die zwei Hauptwege Rapid Prototyping und Abformtechnologien (Kapitel 3.3.1) und die direkte Herstellung von Werkzeugkomponenten über Rapid Prototyping-Verfahren (Kapitel 3.3.2) möglich.

Die aufgrund der thermisch-mechanischen Eigenschaften des Formwerkstoffes für das Druckgießen geeignet erscheinenden generativen Fertigungsverfahren sind in der Einteilung in weißer Schrift aufgeführt. Bei dieser Systematik wurden in erster Linie Verfahren berücksichtigt, die entweder schon kommerziell angeboten werden oder vom Stand der Forschung so weit entwickelt wurden, dass eine Kommerzialisierung in Kürze zu erwarten ist. In Kapitel 3.3.3 werden neue Rapid Tooling-Verfahren vorgestellt.

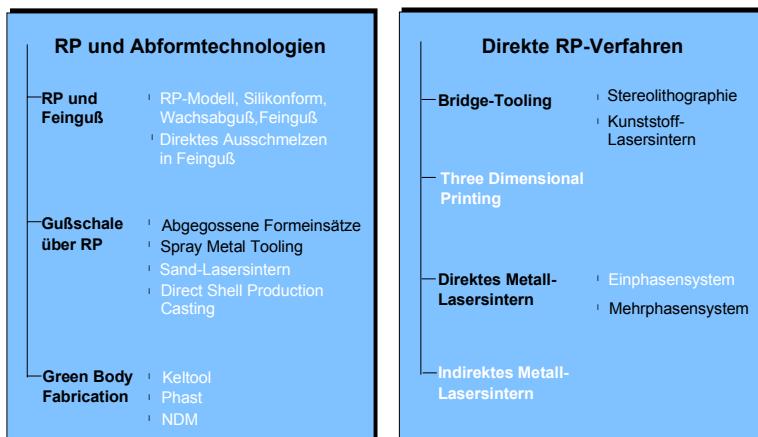


Bild 3-4: Einteilung der Rapid Tooling-Verfahren (weiß: für Druckguss geeignet)

3.3.1 Rapid Prototyping und Abformtechnologien

Bei diesen Rapid Tooling-Verfahren wird Rapid Prototyping in Kombination mit Abformtechniken eingesetzt. Zum einen ist dabei die Herstellung der positiven Werkzeugkomponente als Rapid Prototyping-Modell und anschließendes Abformen möglich. Dabei dient das RP-Modell der Werkzeugkomponente als Urmodell für den Feinguss oder für das Abformen einer Silikonform mit anschließender Herstellung von Grünlingen, die zum Schluss gesintert werden. Zum anderen wird ein Negativ einer Werkzeugkomponente über RP-Verfahren gefertigt. In der so hergestellten Gussform kann dann die eigentliche Werkzeugkomponente abgegossen bzw. metallgespritzt werden.

3.3.1.1 Rapid Prototyping und Feinguss

Zu Beginn dieser Prozesskette wird die Werkzeugkomponente durch ein Rapid Prototyping-Verfahren, beispielsweise die Stereolithographie, hergestellt. Dieses Rapid Prototyping-Bauteil dient im folgenden als Urmodell. Es wird zur Vermeidung von Lufteinschlüssen unter Vakuum mit Silikon umgossen. Nach dem Aushärten und Trennen des Silikonblockes wird das Rapid Prototyping-Modell entnommen. In die so entstandene Silikonform wird im nächsten Prozessschritt unter Vakuum Wachs eingefüllt, um Wachslinge der Werkzeugkomponente zu erzeugen. Im anschließenden Feingießverfahren werden diese Wachsbauteile je nach Einsatzgebiet für Spritz- oder Druckguss in Aluminium oder Stahl abgegossen (Bild 3-5, Geuer 1995, Sayki 1995).

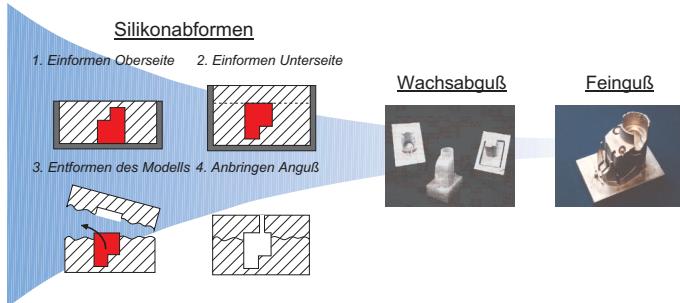


Bild 3-5: Prozesskette RP-Bauteil, Silikonform, Wachsabguß, Feinguss (Geuer 1995)

Der ursprüngliche Einsatzbereich dieser Prozesskette ist die Herstellung einer Kleinserie für metallische Prototypen, da in der Silikonform mehrere Wachsbauteile abgegossen werden können. Für das Rapid Tooling ist jedoch die Herstellung einer einzigen metallischen Werkzeugkomponente ausreichend, so dass die Kostendegression über die Stückzahl nicht ausgenutzt werden kann. Deshalb wurden Baustrategien und Materialien für die Rapid Prototyping-Verfahren entwickelt, die ein direktes Ausschmelzen oder Auslaugen von Rapid Prototyping-Bauteilen ermöglichen.

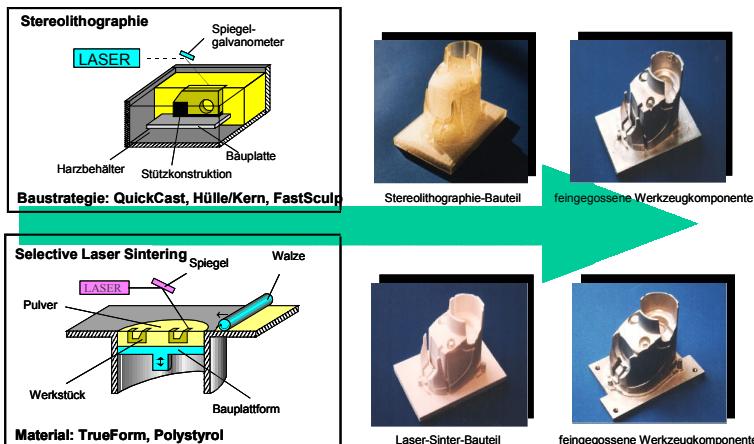


Bild 3-6: Direkten Ausschmelzen von Rapid Prototyping-Modellen im Feinguss

Beim direkten Ausschmelzen von Rapid Prototyping-Modellen im Feingießverfahren wird mit verlorenen Modellen gearbeitet. Hierzu wird die entsprechende Werkzeugkomponente unter Berücksichtigung der Schwindung des Folgeprozesses über die Rapid Prototyping-Verfahren Stereolithographie (Geuer 1996), Kunststoff-Lasersintern (Nöken 1997), Fused Deposition Modelling (Rapid

Prototyping Report 1994) oder Laminated Object Manufacturing (*Almond 1996*) hergestellt (*Bild 3-6*). Bei Materialien mit positivem Wärmeausdehnungskoeffizienten, wie den Stereolithografiekunststoffen, kommen dabei spezielle Hohlbau-Strategien zum Einsatz, um das Materialvolumen des Rapid Prototyping-Modells zu verringern und ein Aufplatzen der Feingusschale zu verhindern (*Geuer 1996*).

Eine im Rahmen des Brite Euram Forschungsprojektes European Action of Rapid Prototyping (EARP) durchgeföhrte Untersuchung zum Ausschmelzen von Rapid Prototyping-Bauteilen im Feingussverfahren mit Aluminiumlegierung und Stahl ergab nur zum Teil befriedigende Ergebnisse. Das Ausschmelzen in Stahl schlug komplett fehl. Auch die Abgüsse der Formeinsätze in Aluminiumlegierung konnten nicht für das später beabsichtigte Spritzgießen eingesetzt werden. Gründe hierfür waren die schlechte Wiedergabe von Geometrieelementen und das teilweise Zulaufen von Durchbrüchen (*Almond 1996, S. 5f.*).

Von *Nöken 1997* wird das Ausschmelzen eines lasergesinterten Polystyrolbauteils im Feingussverfahren mit Warmarbeitsstahl beschrieben. Durch den Einsatz von Stählen ist grundsätzlich die Verwendung dieses Rapid Tooling-Verfahrens für Druckgießwerkzeuge möglich, jedoch sind für dieses Einsatzgebiet noch keine Beispiele veröffentlicht worden.

3.3.1.2 Gusschale über Rapid Prototyping

Mit Gusschale über Rapid Prototyping wird das Herstellen eines Negativs des Formeinsatzes bezeichnet. Die Gusschale dient dann zum Abgießen von Gießharzen oder Metallen bzw. als Modell zum Metallspritzen (*Bild 3-7*). Die Gusschale kann entweder über Abformen von Rapid Prototyping-Bauteilen oder direkt über Rapid Prototyping-Verfahren hergestellt werden.

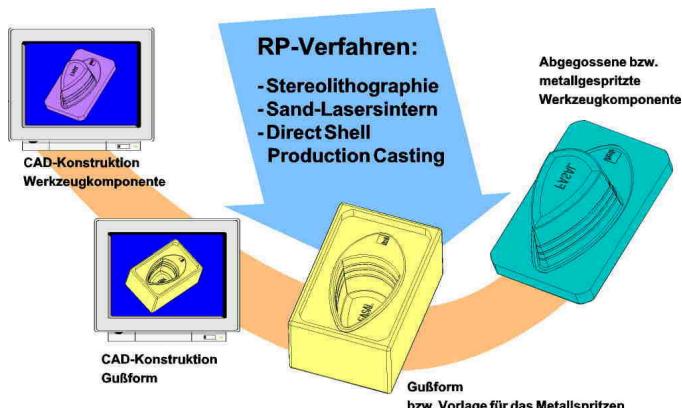


Bild 3-7: In der Gusschale wird ein Formeinsatz abgeformt

In der Literatur sind mehrere unterschiedliche Vorgehensweisen zum Abformen von Rapid Prototyping-Bauteilen zur Herstellung von abgegossenen Formeinsätzen erwähnt. Dies ist zum einen die Möglichkeit, Gießharzwerkzeuge aus Epoxydharz von einer Stereolithographievorlage abzuformen. Statt Epoxydharz ist die Verwendung von zwei aufeinanderfolgenden Abformprozessen zur Herstellung von metallischen Formeinsätzen möglich. Zum anderen kann eine niedrigschmelzende Zinklegierung auf eine Stereolithographievorlage aufgesprührt werden.

Zur direkten Herstellung einer Gusschale sind zwei Verfahren in der Literatur beschrieben. Das erste Verfahren sieht die Herstellung einer Form für Sandguss über das Rapid Prototyping-Verfahren Sand-Lasersintern vor. Beim zweiten Verfahren kann über das Rapid Prototyping-Verfahren Direct Shell Production Casting (DSPC) eine Feingießkeramikschale gefertigt werden.

3.3.1.2.1 Abgegossene Formeinsätze

Zur Herstellung von abgegossenen Formeinsätzen werden unterschiedliche Materialien eingesetzt. Zum einen sind dies Gieß- bzw. Epoxydharze, zum anderen niedrigschmelzende Metalle.

Gießharzwerkzeuge

Bei diesem weit verbreiteten Rapid Tooling-Verfahren für den Spritzguss wird als Gießvorlage im Regelfall ein Stereolithographie-Modell verwendet. Dieses Modell, das prinzipiell auch mit Hilfe von anderen Rapid Prototyping-Verfahren hergestellt werden kann, wird in einem Rahmen fixiert und bis zur Trennebene mit Plastilin oder Wachs eingebettet. Nach dem Auftrag von Trennmitteln wird auf das Modell Epoxydharz aufgepinselt bzw. gegossen, das mit unterschiedlichen Metallpulvern oder Pellets verstärkt werden kann. Der Anteil Metallpulver kann bis zu 90% betragen (*Kurenbach 1996*). Nach dem Aushärten wird der Abguss vom Modell entfernt und in die Stammform eingepaßt.

Zu diesem Verfahren finden sich in der Literatur ein Vielzahl von Beispielen, auf die hier nicht näher eingegangen werden soll (*Dusel & Eyrer 1996, Schilling 1997, Wilmsen 1997, Lück u.a. 1995, Keller u. a. 1995, Lück u.a. 1995, Greenwood & Grimm 1995, Tait 1995*). Die im Spritzguss realisierte Anzahl von Bauteilen wird bei unverstärkten Kunststoffen mit bis zu 1.000 angegeben. Jedoch ist eine Übertragbarkeit auf das Spritzgießen aufgrund des geringeren Spritzdruckes begrenzt bzw. ergeben sich schlechtere mechanische Eigenschaften der Bauteile (*Michaeli u.a. 1996*). Eine Anwendung für das Druckgießen ist aufgrund der geringen Temperaturfestigkeit der Formwerkstoffe nicht möglich.

Abgießen von Metallen

Bei diesem zweistufigen Prozess wird im ersten Schritt ein Formeinsatz-Positiv aus einem beliebigen Rapid Prototyping-Material in einer Gips- oder Keramikmasse abgeformt und anschließend aushärtet. In diese Negativform wird dann Aluminium, Berylliumkupfer oder Zink gegossen und damit ein

Formeinsatz hergestellt. Dabei muss beachtet werden, dass alleinstehende schmale Rippen zur Abbildung von Nuten in der Gips- bzw. Keramikform beim Gießen sehr leicht brechen können. Der Formeinsatz wird zur Einpassung in den Formrahmen und im Bereich der Formtrennung mechanisch nachgearbeitet (*Mason 1997, S. 58; Williams 1997, S. 53f*). In Abhängigkeit vom eingesetzten Gießmetall erscheint der Einsatz im Druckguss nur im Einzelfall möglich.

3.3.1.2.2 Spray Metal Tooling

Für das Spray Metal Tooling bzw. Metallspritzen kann eine mit Hilfe von Rapid Prototyping-Verfahren hergestellte Vorlage verwendet werden. Allerdings sind auch konventionell gefertigte Modelle als Vorlage einsetzbar. Auf das Modell wird eine ca. 2 mm dicke Schicht aus einer Zinklegierung aufgesprührt. Dazu wird die Zinklegierung mit einem Lichtbogen aufgeschmolzen und mit Hilfe von Druckluft durch eine Düse fein verteilt. Aufgrund der geringen Glasübergangstemperatur der meisten Rapid Prototyping-Modelle ist das Einhalten einer niedrigen Verarbeitungstemperatur entscheidend. Die dünne, metallgespritzte Schale wird mit Epoxydharz verstärkt (*Dickens 1996*). Für das urformende Fertigungsverfahren Spritzgießen werden in der Literatur eine Vielzahl von realisierten Beispielen genannt (*Lück u.a. 1995, Dunlop 1995, Roche & Jordan 1995*). Formeinsätze mit engen, tiefen Nuten sind über dieses Rapid Tooling-Verfahren nicht herstellbar. Aufgrund der niedrigen Schmelztemperatur ist der Einsatz für das Druckgießen nicht möglich.

3.3.1.2.3 Sand-Lasersintern

Über das Sand-Lasersintern von CroningTM-Sanden kann eine Sandgießform, die dem Negativ eines Formeinsatzes entspricht, hergestellt werden. Dazu wird in einer Sand-Lasersinteranlage durch Anschmelzen einer den Sandpartikel beigefügten Binders eine Sandgussform schichtweise versintert. Nach dem Entfernen der unversinterten Sandpartikel aus der Form wird der Binder in einem zweiten Arbeitsgang ausgehärtet (*Wilkening 1996*).

Die Sandgussform kann mit verschiedenen Schlichten zur Verbesserung der Oberflächenqualität versehen werden. Anschließend wird der Formeinsatz aus Aluminium oder aus Stahl gegossen. Beim Einsatz von Stahl ist die Herstellung von Formeinsätzen für das Druckgießen möglich (*Naber & Breitinger 1996*). Zur Zeit befindet sich dieses Rapid Tooling-Verfahren kurz vor der kommerziellen Anwendung (*Weiß u. a. 1997*).

3.3.1.2.4 Direct Shell Production Casting

Beim Direct Shell Production Casting (DSPC) ist das Ziel die Herstellung einer Schalenform eines Formeinsatzes für das Feingießverfahren. Basierend auf dem am M.I.T. entwickelten Three Dimensional Printing (3DP) wird mittels eines Plottermechanismus ein Binder selektiv auf ein schichtweise aufgetragenes Bett aus Keramikpartikeln aufgebracht. Unverbundene Keramikpartikel

können nach Beendigung dieses Vorganges von der festen Form entfernt werden. Durch anschließendes Brennen wird eine den üblichen Feingussqualitäten entsprechende Keramikform zur Herstellung der Formeinsätze erzeugt (Sachs u.a. 1990, Sachs u.a. 1991, Sachs u.a. 1992, Smith 1997).

Dieses Verfahren wird in den USA von der Firma Soligen nach dem Erwerb der Lizenz vom M.I.T. als Dienstleistung angeboten (Uziel 1995, *Rapid Prototyping Report 1997b*). Bisher sind noch keine Druckgießformeinsätze hergestellt worden, aufgrund des Einsatzes von Stahl als Gießmetall ist dies ohne weiteres möglich. Es gelten die gleichen Einschränkungen wie beim Feinguss.

3.3.1.3 Green Body Fabrication

Unter dieser Überschrift werden Rapid Tooling-Verfahren zusammengefaßt, die mit Hilfe von aus Rapid Prototyping-Modellen abgeleiteten Negativformen die Herstellung von Grünlingen ermöglichen. Diese Grünlinge werden anschließend gesintert. Zur Zeit werden die drei Verfahren Keltool, PHAST und NDM kommerziell angeboten.

Das Keltool-Verfahren ist ein schon seit Jahrzehnten eingesetztes Abform-Verfahren, das durch die Möglichkeit, über Rapid Prototyping schnell Bauteile oder Formeinsätze herstellen zu können, an Bedeutung gewonnen hat. Insbesondere seitdem die Firma 3D-Systems die Lizenz erworben hat und dieses Verfahren mit der Stereolithographie kombiniert, ist daraus ein wichtiges Rapid Tooling-Verfahren entstanden.

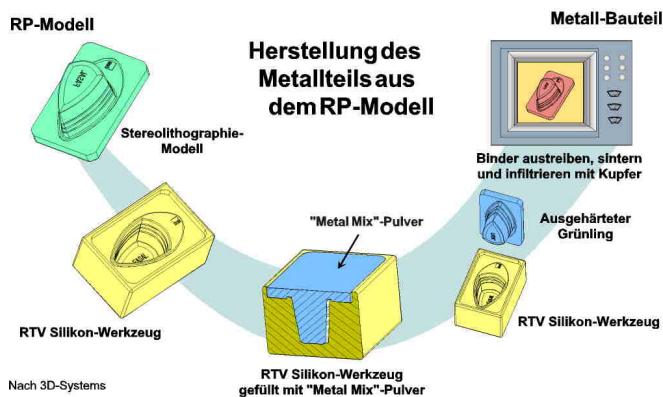


Bild 3-8: Ablauf des Keltool-Prozesses (Jacobs 1996)

Von Proctor & Gamble wurde exklusive für Plynetic Express, dem ehemals größten Rapid Prototyping-Dienstleister in den USA, das PHAST-Verfahren entwickelt und seit Mitte 1997 angeboten (Smith 1997, S. 58f). Die Durchlauf-

zeit dieses Verfahren beträgt ausgehend von einem polierten Rapid Prototyping-Formeinsatz drei Tage. Bei NDM handelt es sich um ein von New Design Models Inc. (USA) entwickeltes und angebotenes Verfahren mit einer Durchlaufzeit von 9 Tagen (*RP-ML 1997*). Exemplarisch für diese Gruppe soll das Keltool-Verfahren genauer erläutert werden. Bild 3-8 zeigt den Keltool™-prozess ab der Verwendung eines über Stereolithographie hergestellten Formeinsatzes.

Ausgangspunkt zur Erzeugung von Formeinsätzen ist entweder ein um die entsprechende Schwindung größer hergestelltes (positives) Bauteil oder ein (negativer) Formeinsatz. Im ersten Fall muss das Bauteil mit Hilfe eines Silikon-Abformprozesses abgebildet werden. Es entsteht die negative Kontur in Silikon entsprechend einem Formeinsatz. Dieser Formeinsatz, unabhängig davon, ob er direkt über Stereolithographie hergestellt wurde oder in Silikon abgeformt wurde, ist dann der Ausgangspunkt für den nächsten Prozessschritt.

Der Formeinsatz wird in Silikon abgeformt. In dieses Negativ des Formeinsatzes wird dann ein Metallpulver-Binder-Gemisch eingefüllt. Dieses Gemisch mit einer variablen Korngröße von 1 µm bis 20 µm wird bei ca. 100°C ausgehärtet. Der somit entstandene Grüning wird vorsichtig der Form entnommen. In einem Sinterofenprozess, ähnlich dem später beschriebenen indirekten Metall-Lasersinterprozess von DTM, wird der Binder ausgetrieben, drucklos versintert und mit Kupfer infiltriert. Das Bauteil besteht zu 70% aus A6-Werkzeugstahl und zu 30% aus Kupfer (*Jacobs 1996, Neumann 1997*).

Zur Zeit ist die maximale Baugröße eines Formeinsatzes auf 150 mm mal 150 mm mal 150 mm beschränkt. Aufgrund der Tatsache, dass mindestens ein, wenn nicht sogar zwei Abformprozesse zur Herstellung des Grünnings erforderlich sind, dürfte die Genauigkeit von $\pm 0,1\%$, die in der Literatur genannt wird, nicht in jedem Fall möglich sein. Die Durchlaufzeiten für diesen Prozess betragen ab der Vorlage eines polierten Stereolithographie-Formeinsatzes im günstigsten Fall neun Tage, in der Regel jedoch drei Wochen.

3.3.2 Direkte Rapid Prototyping-Verfahren

Bei der direkten Herstellung von Formeinsätzen mit Hilfe von Rapid Prototyping-Verfahren stehen derzeit vier Varianten zur Verfügung. Die erste wird in der Literatur Bridge Tooling genannt und sieht den Einsatz von Stereolithographie- bzw. Kunststoff-Lasersinterformeinsätzen vor. Dabei ist aufgrund der geringen Glasübergangstemperatur der Kunststoffe nur die Herstellung von Spritzgießbauteilen möglich.

Die zweite Variante basiert ähnlich wie das Direct Shell Production Casting auf dem vom M.I.T. entwickelten Three Dimensional Printing. In diesem Fall wird statt Keramikpulver ein Metallpulver verarbeitet und anschließend mit Bronze infiltriert. Mit diesem Formwerkstoff sind Spritz- und Druckgießen durchführbar.

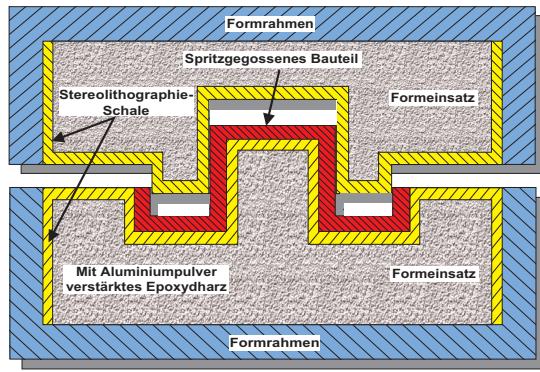
Die letzten beiden Varianten sind die seit Ende 1995 kommerziell genutzten Verfahren des Metall-Lasersinterns. Dies ist zum einen der direkte Metall-Lasersinterprozess, der aufgrund der Verwendung eines niedrigschmelzenden Materialsystems derzeit nur für die Herstellung von Spritzgießformen verwendet wird. Zum anderen der indirekte Metall-Lasersinterprozess, dessen Werkstoffkennwerte einen Einsatz der erzeugten Werkzeugkomponenten sowohl für Spritzgießen als auch für Druckgießen erlauben.

3.3.2.1 Bridge-Tooling

Über das Rapid Prototyping-Verfahren Stereolithographie bzw. Kunststoff-Lasersintern gefertigte Formeinsätze können unter bestimmten Voraussetzungen direkt in einem Spritzgießwerkzeug eingesetzt werden. Dabei wird zwischen Massivbauweise und Schalenbauweise unterschieden. Die Schalen werden mit einem durch Aluminiumpulver verstärkten Epoxydharz hintergossen (Jacobs 1996). Bild 3-9 zeigt den Aufbau eines Formeinsatzes.

3.3.2.1.1 Stereolithographie

Nachdem Stereolithographiebauteile aufgrund der Materialeigenschaften nur in Ausnahmefällen als Funktionsmodell eingesetzt werden konnten, wurden schon sehr früh Anwendungen im Spritzguss untersucht (Denton 1995). Dabei hat sich aufgrund der Möglichkeit, mit Metallpulver verstärkte Epoxydharze zum Hinterfüllen einzusetzen, die Schalenbauweise durchgesetzt. Die Vorteile der Schalenbauweise sind die kürzeren Herstellzeiten mit den damit verbundenen geringen Kosten und die verbesserte Wärmeabfuhr der Formeinsätze.



Quelle: 3D-Systems

Bild 3-9: Schematische Darstellung des Bridge-Toolings (Jacobs 1996)

In mit Hilfe von Stereolithographieschalen aufgebauten Formeinsätzen können abhängig von der Bauteilgeometrie zwischen 10 und 300 Bauteile aus unver-

stärkten Thermoplasten im Spritzguss bei reduzierten Spritzdrücken gefertigt werden (*Edelmann 1996, Dusel & Eyrer 1996*).

3.3.2.1.2 Kunststoff-Lasersintern

Analog der Vorgehensweise beim Einsatz der Stereolithographie können mit glaskugelverstärkten Polyamiden über Kunststoff-Lasersintern schalenförmige Formeinsätze hergestellt werden. Diese Schalen werden dann mit Epoxydharz, dass mit Metallpulver verstärkt wurde, hinterfüttet, um die Wärmeabfuhr zu verbessern. *Gornet 1997* berichtet über die Herstellung von über 100 spritzgegossenen Prototypen in einem derartigen Werkzeug.

Neue Ansätze sehen die Beimengung von Kupferpulver direkt zu Polyamid vor. Damit verbessert sich der Wärmeleitkoeffizient des Formwerkstoffes und es ist mit einer höheren Ausbringung an spritzgegossenen Bauteilen zu rechnen (*Reinhart u.a. 1998*).

3.3.2.2 Three Dimensional Printing

Das Three Dimensional Printing wurde im Zusammenhang mit dem Direct Shell Produktion Casting in Kapitel 3.3.1.2.4 erwähnt. Das vom M.I.T. entwickelte Verfahren wurde an die Firma Extrude Hone (Irwin, Pennsylvania) lizenziert. Es verwendet für die direkte Herstellung von Formeinsätzen schichtweise aufgetragenes Metallpulver, das mit einem separat aufgebrachten Binder verbunden wird (*Rapid Prototyping Report 1997b*).

Der auf diese Weise entstandene Grüning wird anschließend in einem Sinterofen weiterverarbeitet. Im Sinterofen wird der Binder ausgetrieben und mit einer Bronzelegierung infiltriert. Die so entstandenen Bauteile können nach der spanenden Nachbearbeitung als Formeinsätze verwendet werden (*Yeung 1996*).

3.3.2.3 Direktes Metall-Lasersintern

Das Rapid Prototyping-Verfahren, das sich durch seine Vielseitigkeit bei den verarbeitbaren Materialien hervorhebt, ist das Lasersintern. Beim Lasersintern wird ein pulverförmiges Ausgangsmaterial schichtweise aufgetragen und mit einem Laser innerhalb der Schicht und mit den bereits vorhandenen Schichten entsprechend den Fertigungsinformationen verschmolzen (*Lakshminarayanan 1992, Nelson 1993*). Da das Lasersintern ein thermischer Prozess ist, können damit prinzipiell alle schmelzbaren Materialien verarbeitet werden (*Vail 1994, Gebhardt 1996*). Ursprünglich für die Verarbeitung von Wachs, amorphen und semikristallinen Thermoplasten verwendet, kam das Lasersintern deshalb bald bei Versuchen zur Verarbeitung von Metallen und Keramik zur Anwendung (*Vail 1994*).

Beim Lasersintern von Metallen werden das direkte und das indirekte Sintern (Kapitel 3.3.2.4) unterschieden. Beim direkten Lasersintern wird das Metallpulver direkt durch den Laserstrahl verschmolzen. Dabei verbleibt eine Restporo-

sität, die anschließend durch den Einsatz der Infiltration verringert werden kann. Beim direkten Metall-Lasersinterprozeß ist das Sintern von Ein- oder Mehrkomponentenpulver bzw. Ein- oder Mehrphasensysteme möglich. Das Sintern von Einkomponentenpulver zeichnet sich durch das Flüssigphasen-Sintern eines einzigen Werkstoffes aus (Wieters u. a. 1996). Dagegen wird beim Sintern eines Mehrkomponentenpulvers nur die niedrigschmelzende Komponente aufgeschmolzen und dient, vergleichbar dem indirekten Metall-Lasersinterprozess, als Binder (Hoffmann 1997, Greul u.a. 1997).

3.3.2.3.1 Einphasensystem

Temperaturbeständige Werkzeugkomponenten, die mit dem direkten Lasersinterprozess hergestellt werden, können von Einkomponentensystemen mit hohem Schmelzpunkt erwartet werden (Manthiram u.a. 1993). Aufgrund der hohen Schmelztemperaturen dieser Materialien entsteht ein schwierig zu beherrschender Prozess, der im Rahmen von verschiedenen Untersuchungen beschrieben wurde.

Um die Wirkmechanismen zu klären sowie die Wirkzusammenhänge zwischen Einfluss- und Ergebnisgrößen zu verstehen, wurden bei Sun 1991 und Song 1996 theoretische Analysen des direkten Lasersinter-Prozesses durchgeführt. In diesen Arbeiten ergab sich jedoch, dass eine durchgängige analytische Beschreibung des Gesamtprozesses nicht möglich war. Gründe dafür sind der komplexen Energietransport in porösen Medien sowie schwer beschreibbare Absorptionsvorgänge an Pulverpartikeln (Song 1996, S. 96). Durch Betrachtung der Auswirkungen der Einflussgrößen auf die physikalischen Teillvorgänge beim Lasersintern, das sind Absorption, Energietransport, Verzug und Materialtransport, konnten dennoch Strategien zur Optimierung des Prozesses abgeleitet werden (Song 1996). Weitere Prozessverbesserungen ergaben sich aus experimentellen Untersuchungen zum direkten Metall-Lasersintern von Einphasensystemen (Klocke u. a. 1996, Song 1996).

Als Resultat ist es zur Zeit möglich, Teile aus Werkzeugstahl- und Edelstahlpulver zu sintern, die hinsichtlich der Materialbeständigkeit den Ansprüchen des Werkzeug- und Formenbaus genügen (Klocke u.a. 1996). Die Gebrauchs-eigenschaften werden jedoch durch die unzureichende Oberflächenqualität und den starken Verzug der Teile stark eingeschränkt. Diese Probleme sind bedingt durch thermisch induzierte Spannungen und die im Vergleich zu Thermoplasten um mehrere Größenordnungen höheren Oberflächenspannungen der metallischen Schmelze, die zur Bildung von Schmelzkugeln führt (Vail 1994, Song 1996, Klocke u. a. 1996). Beim direkten Lasersintern von Edelstahl sind inzwischen Materialdichten von bis zu 99% erreichbar (Meiners & Wissenbach 1997).

Einen anderen Ansatz zum direkten Metall-Lasersintern von Einphasensystemen sind den Veröffentlichungen von Knight u.a. 1996 und Das u.a. 1996 zu entnehmen. Die von militärischen Institutionen finanzierten Forschungsarbeiten haben zum Ziel, metallische Prototypen zu erzeugen, die Bauteilen ent-

sprechen, die mit Hilfe des HIP-Verfahren (hot isostatic pressing) hergestellt werden. Dazu wird in einem Arbeitsgang in einer Hochtemperatur-Sinteranlage aus einem einphasigen Werkstoff ein Bauteil mit einer über 96 % dichten Haut und einem 60 bis 80 % dichten Kern gesintert. Anschließend wird daraus durch das HIP-Verfahren eine dichte Bauteil erzeugt. Die Hauptanwendung dieser Vorgehensweise sieht die Herstellung von metallischen Prototypen, nicht jedoch die Herstellung von Werkzeugkomponenten vor.

3.3.2.3.2 Mehrphasensystem

Das seit Ende 1995 von der Firma EOS kommerziell angebotene direkte Metall-Lasersinterverfahren (*Rapid Prototyping Report 1995b*) verwendet als Ausgangsmaterial ein Mehrphasen-Materialsystem aus einer Bronze-Nickel-Pulvermischung mit geringen Bestandteilen von Kupfer-Phosphid und einer mittleren Partikelgröße im Bereich von 50 µm. Durch Belichten der einzelnen Schichten mit einem Laserstrahl kann dieses Material zu einer Dichte von etwa 70% versintert werden, wobei durch Volumenkompensation der einzelnen Bestandteile keine nennenswerten Geometrieveränderungen stattfinden (*Coremans 1996*). Zusätzlich wird die unterste Schicht des Bauteils mittels einer Supportstruktur auf einer bronzebeschichteten Stahlplatte fixiert, so daß Genauigkeiten im Bereich von 0,05% des Sollmaßes erreicht werden. Der Baufortschritt wird mit durchschnittlich 10-14 cm³/h angeben (*Lohner 1996*).

Zur Verwendung des gesinterten Teils als Werkzeugkomponente müssen durch eine anschließende Infiltration der Porositäten sowohl die Festigkeitseigenschaften als auch die Oberflächenbeschaffenheit verbessert werden. Dabei stehen zwei unterschiedliche Infiltrate zur Verfügung, ein Hochtemperatur Epoxydharz sowie aus früheren Entwicklungsstadien ein Weichlot, das ein korrosives Flussmittel benötigt und bei dessen Infiltration aufgrund der höheren Prozesstemperatur Schwindungen auftreten (*Coremans u.a. 1996*).

Die Infiltration mit dem Epoxydharz verläuft in Zyklen und muss aufgrund höherer Viskosität des Harzes unter Vakuum stattfinden. Trotzdem wird das Metallsintermaterial nur in den Randbereichen vollständig infiltriert. Es verbleibt eine Restporosität von ca. 15 % im Inneren der Bauteile. Zum anschließenden Aushärten des Harzes ist lediglich eine Temperatur von 160° C notwendig, so dass keinerlei Veränderung der Geometrie stattfindet und die hohe Genauigkeit des Bauprozesses bestehen bleibt. Gleichzeitig verbessern sich Festigkeit und Oberflächenqualität der Werkzeugkomponente.

Bei diesem Verfahren ist der Zeitaufwand nicht von der geometrischen Komplexität sondern im wesentlichen vom Volumen der zu erstellenden Werkzeugkomponente abhängig. Da der metallische Werkstoff bereits in der Sinteranlage direkt verbunden wird, ist kein zusätzlicher Ofenprozess notwendig. Überschlägig müssen zusätzlich zur reinen Bauzeit noch drei Stunden für Infiltration und Aushärtung des Epoxydharzes veranschlagt werden (*Lohner 1996*). Bisher wurden mit diesem Rapid Tooling-Verfahren Spritzgießenanwendungen realisiert. Ein Einsatz für das Druckgießen ist aufgrund der geringen

thermisch-mechanischen Eigenschaften des Formwerkstoffes nicht möglich (Geiger 1997, Coremans u.a. 1997, Kauf u.a. 1996).

3.3.2.4 Indirektes Metall-Lasersintern

Ausgangsmaterial für den Ende 1995 eingeführten indirekten Metall-Lasersinterprozess (McAlea u.a. 199, Keller & Shen 1995) ist eine niedrig kohlenstoffhaltige Stahllegierung in der mittleren Korngröße 50 µm, die mit einer 5 µm dicken Polymerbinderschicht umhüllt ist (Bild 3-10, Bild 3-11).

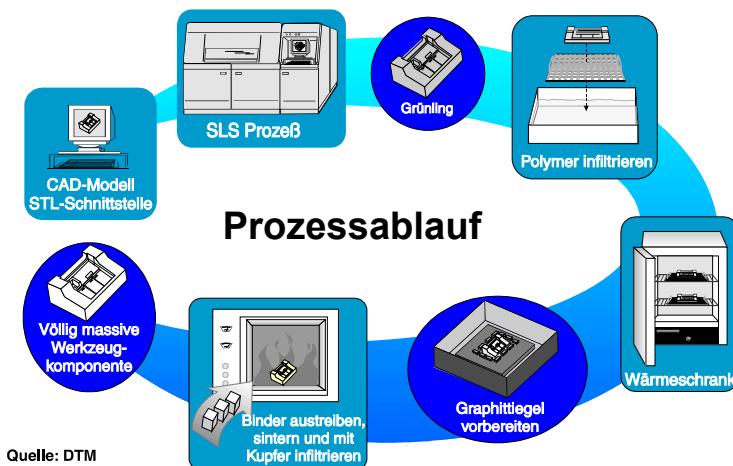


Bild 3-10: Prozessablauf Metall-Lasersintern (Breitinger 1997)

Dieses polymergecoatete Metallpulver wird in der Lasersinteranlage nur im Bereich der Binderschicht vom Laser angeschmolzen und damit Schicht für Schicht ein Grünling hergestellt. Der Polymerbinder hat für das Ergebnis des indirekten Metall-Lasersinterprozesses entscheidende Bedeutung. Bei der Entwicklung der Polymerbinder kommen zu den Anforderungen an Kunststoffe im Lasersinterprozess Anforderungen an das Verhalten im Sinterofen hinzu. Das Verhalten von Materialsystemen aus Metallpulver und Polymerbinder im Lasersinter-Prozess war bereits Gegenstand verschiedener Untersuchungen.

Hinsichtlich der Genauigkeit des Grünlings wurden dabei nach Badrinarayan & Barlow, Shishkovsky u. a. 1995 und Vail 1994 befriedigende Ergebnisse erzielt. Problematischer ist das Verhalten des Polymerbinders im Sinterofen. Für das indirekte Metall-Lasersintern erwies sich ein zusätzlich infiltriertes Polymer als notwendig. Ohne diesem infiltrierten Polymers würden die Stahlpartikel während des Ofenprozesses auf dem bei der Glasübergangstemperatur weichen Polymerbinder unkontrollierbar gleiten (Hejmadi & McAlea 1996).

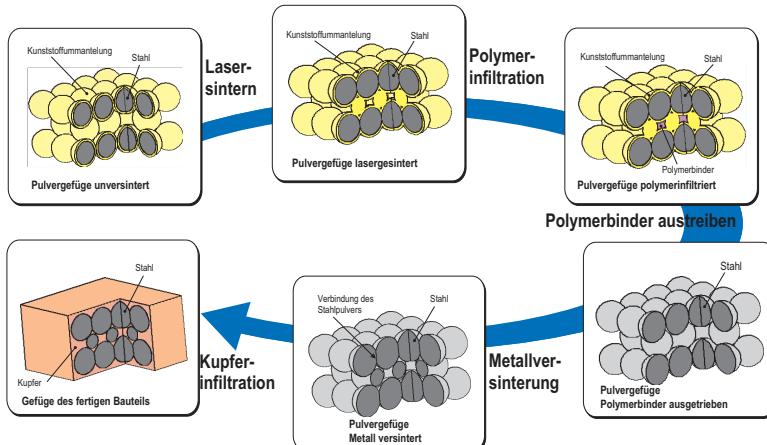


Bild 3-11: Zustand des Pulvers (Breitinger 1997)

Zur Polymerinfiltration reicht es aus, die Grünlinge ca. 5 mm in das Polymerbad zu tauchen. Über die aufgrund der Porosität des Grünlings wirkenden Kapillarkräfte werden in einer halben Stunde bis zu 100 mm hohe Bauteile vollständig infiltriert. In diesem Zustand weisen die Bauteile nur eine sehr geringe Formbeständigkeit auf und müssen daher sehr vorsichtig behandelt werden. Der infiltrierte Grünlings wird in einem Wärmeschrank bei 50 °C getrocknet.

Der nächste Prozessschritt ist der Sinterofenprozess (Bild 3-12). Zuerst wird der polymerinfiltrierte Grünlings gewogen, woraus sich die erforderliche Menge Kupferlegierung zum späteren Infiltrieren des Bauteils ergibt. Mit der entsprechenden Menge an Kupferlegierung versehen, wird der Grünlings in einem Graphittiegel auf einer Aluminiumoxidplatte platziert. Der Sinterofenprozess ist in mehrere Teilschritte untergliedert. Im ersten Teilschritt wird der Polymerbinder in zwei Stufen ausgetrieben.

Anschließend wird auf eine Temperatur erhitzt, bei der das Stahlpulver aufgrund von Diffusionsvorgängen im Randbereich Verbindungshäuse zwischen den einzelnen Stahlpartikeln bildet. Es verbleibt eine hohe Porosität von ca. 40%. Im nächsten Teilprozess wird die Ofentemperatur weiter erhöht. Dann schmilzt die im Graphittiegel beigefügte Kupferlegierung und infiltriert das Bau teil über die Kapillarwirkung. Nach dem Abkühlen auf Raumtemperatur kann die Werkzeugkomponente dem Ofen entnommen werden. Das nun vollkommen dichte Bauteil besteht zu 60% aus Stahl und zu 40% aus Kupfer (Beaman u.a. 1997, S. 136ff).

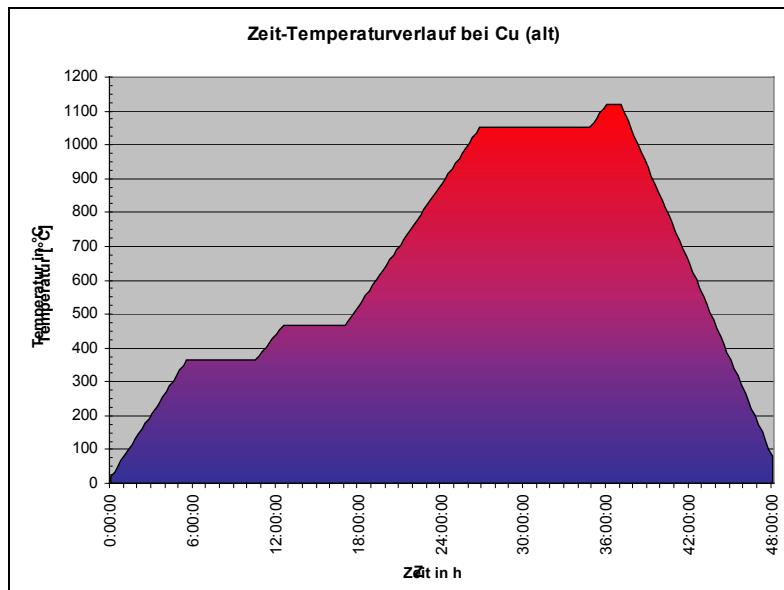


Bild 3-12: Temperaturverlauf im Sinterofen (Beaman u.a. 1997)

Die Bauzeit zur Herstellung des Grünlings ist in erster Linie von der Größe, nicht aber von der Komplexität abhängig. Bei einer Grundfläche von 210 mm x 70 mm und einer Höhe von 30 mm benötigt das Lasersintern des Grünlings 12 Stunden. Dies ergibt einen Baufortschritt von 36,75 cm³/h und ist damit um Faktor 2,5 bis 3,5 schneller als der direkte Lasersinterprozess von EOS. Die maximale Baugröße beträgt 200 mm x 250 mm x 150 mm (Seitz 1997a). Die Polymerinfiltration und der anschließende Trocknungsprozess dauern ca. 48 Stunden. Der abschließende Ofenprozess benötigt weitere 48 Stunden. Damit ergibt sich für die gesamte Herstellung ein Zeitaufwand von 4,5 Tagen, relativ unabhängig von der Komplexität. Sämtliche Prozesse laufen komplett mannlös, insbesondere beim Ofenprozess sind Funktionalitäten redundant oder entsprechende Sicherheitsprogramme vorhanden. Daher kann das Wochenende bei der Zeitplanung berücksichtigt werden. Als Gesamt-Rüstzeiten sind drei Stunden anzusetzen (Breitinger 1997).

Das mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterns hergestellte Infiltrationsmetall entspricht in seiner Festigkeit der Aluminiumlegierung Al7075 (Esser 1996, Seitz 1996). Dem in Bild 3-13 aufgeführten Eisen-Kupfer-Phasendiagramm ist jedoch zu entnehmen, dass das infiltrierte Kupfer eine Schmelztemperatur von 1084,87 °C nicht unterschreitet. Da Druckguss-Aluminiumlegierungen eine Schmelztemperatur von 700 °C nicht überschreiten, erscheint trotz des geringen Festigkeitswertes entsprechend Al7075 ein Einsatz der indirekt metall-

lasergesinterten Formeinsätze beim Druckgießen möglich zu sein. Dies soll in dieser Arbeit nachgewiesen werden.

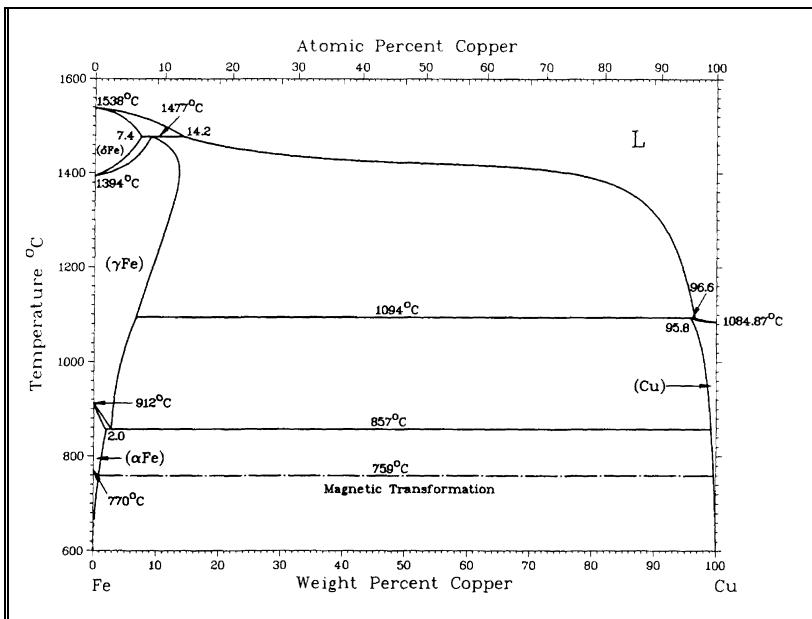


Bild 3-13: Eisen-Kupfer-Phasendiagramm

3.3.3 Rapid Tooling-Verfahren im Forschungsstadium

Nachdem in den beiden vorherigen Kapiteln Rapid Tooling-Verfahren beschrieben wurden, die schon seit einigen Jahren kommerziell genutzt werden bzw. kurz vor der Markteinführung stehen, sollen in diesem Kapitel neue Verfahren angesprochen werden.

Kochan & Müller 1997 berichten über Möglichkeiten, das Rapid Prototyping-Verfahren Laminated Object Manufacturing (LOM) im Spritzguss einzusetzen. Ansätze, LOM für Stahlbleche zu verwenden sind nach Dickens 1996 (S. 127) auch für Druckgießwerkzeugen einsetzbar.

Insgesamt drei Ansätze sind zu der Vorgehensweise bekannt, einen Laserstrahlfokus mit einem durch eine Düse aufgebrachten Metallpulver übereinzu bringen und das Metallpulver partiell auf eine schon vorhandene Schicht zu verschmelzen. Dieses Verfahren wird von den Sandia National Laboratories aus Albuquerque Laser Engineered Net Shaping (LENS™) genannt (Griffith

u.a. 1996). Bei der von der Stanford University entwickelten Variante handelt es sich um das Shape Deposition Manufacturing (SDM) (Fessler u.a. 1996). Bei dem vom Fraunhofer Institut für Produktionstechnologie aus Aachen veröffentlichten Ansatz wird vom Controlles Metal Build Up (CMB) gesprochen (Klocke u.a. 1996). Während beim SDM- und CMB-Verfahren nach der Herstellung einer bestimmten Anzahl von Schichten spanend nachgearbeitet werden muss, kommt das LENS-Verfahren ohne Fräsong während des Prozesses aus. Durch den Einsatz von Stählen haben alle drei angesprochenen Prozessvarianten das Potential zur Herstellung von Werkzeugkomponenten für das Druckgießen.

Stucker u.a. 1995 berichtet über ein Verfahren, mit Hilfe des indirekten Lasersinternsprozesses Elektroden für das Senkerodieren zu erzeugen. Dabei wird mit Polymerbinder umhülltes Zirkoniumbiborid in einer Lasersinteranlage als Grünling mit einer Dichte von 50 bis 70 % hergestellt. In einem zweiten Prozessschritt wird der Grünling in einem Sinterofen mit Kupfer infiltriert. Diese Werkstoffvariante des indirekten Metall-Lasersinterns ermöglicht die schnelle Herstellung von Elektroden und kann damit zum Rapid Tooling beitragen.

Das als Selective Laser Reaction Sintering (SLRS) bezeichnete Verfahren ist auf dem Lasersinter-Verfahren aufgebaut. Beim Gas/Pulver-SLRS treten im Laserstrahl beim SLRS-Verfahren Reaktionen zwischen dem Pulver und einer reaktiven Atmosphäre auf. Das bekannteste Beispiel ist die Reaktion von hochreinem Aluminiumpulver mit Sauerstoff aus einer Luftatmosphäre. Durch die partielle Wärmeinbringung mit Hilfe eines Lasers erreicht das Aluminiumpulver die Schmelztemperatur von 660 °C und verbindet sich mit dem Sauerstoff zu Al_2O_3 (Birmingham & Marcus 1995).

Bei dem als Selective Area Laser Deposition (SALD) genannten Verfahren wird mit Hilfe eines Laserstrahls eine Gasatmosphäre in ihre Bestandteile zerlegt, deren feste Bestandteile sich schichtweise ablagnern und auf diese Weise ein Bauteil bilden. Die bekanntesten Untersuchungen sind Arbeiten mit Siliziumkarbiden und Siliziumnitriden (Jakubenas & Marcus 1995). Das Einsatzgebiet des SLRS- und SALD-Verfahren ist in erster Linie die Herstellung von keramischen Prototypen, jedoch sind auch Werkzeugkomponenten denkbar.

3.3.4 Rapid Tooling-Verfahren für das Druckgießen

Wie die vorhergegangene Beschreibung der Rapid Tooling-Verfahren zeigt, erscheinen einige der Rapid Tooling-Verfahren für den Einsatz beim Druckgießen geeignet. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3-5 zusammengefasst.

Eine genaue Analyse ergibt, dass das Verfahren mit dem derzeitig größten Potential für den Einsatz im Druckgießen das indirekte Metall-Lasersintern ist. Gründe hierfür sind:

- Im Vergleich zu den anderen Verfahren sind sehr kurze Fertigungszeiten realisierbar.
- Das Verfahren ist kommerziell verfügbar.

- Der Einsatz für das Spritzgießen ist schon nachgewiesen.
- Es sind auch große Formeinsätze möglich.
- Im Vergleich zu den anderen Verfahren sind laut Herstellerangaben sehr gute thermo-mechanische Materialwerte erreichbar, nur feingegossene Stahleinsätze weisen bessere Werte auf.

Rapid Tooling-Verfahren	Ferti-gungs-zeit	Kom-merziell verfüg-bar	Einsatz im Spritz-gießen nachge-wiesen	Bauteil-größe	Thermo-mecha-nische Kenn-werte
RP und Feinguss	--	0	++	0	++
Abgegossene Formeinsätze	+	++	++	++	--
Spray Metal Tooling	0	0	++	++	-
Sand-Lasersintern	0	0	++	++	++
Direct Shell Production Casting	0	0	++	0	++
Green Body Fabrication	--	0	++	0	+
Bridge Tooling	++	+	++	+	--
Three Dimensional Printing	++	0	++	+	+
Direktes Metall-Lasersintern, Einphasensysteme	++	--	--	--	+
Direktes Metall-Lasersintern, Mehrphasensysteme	++	++	++	+	0
Indirektes Metall-Lasersintern	++	++	++	++	+

Tabelle 3-5: Vergleich der Rapid Tooling-Verfahren

Nachdem beim Einsatz der Rapid Tooling-Technologie insbesondere die Fertigungszeit im Vordergrund steht, wurde dieser Punkt besonders gewichtet. Daneben muss eine prinzipielle Anwendung für das Druckgießen gegeben sein. Dies betrifft neben der kommerziellen Verfügbarkeit und dem schon im Spritzguss nachgewiesenen Einsatz vor allem die thermo-mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes. Im weiteren ist die Eignung zur Herstellung von großen Formeinsätzen wichtig. Daher konzentriert sich diese Arbeit auf das indirekte Metall-Lasersintern.

3.4 Defizite

Hinsichtlich des in dieser Arbeit genauer betrachteten indirekten Metall-Lasersinterprozesses sind Defizite sichtbar. Diese Defizite wurden zum Teil aus der Literatur, zum Teil aus den in Kapitel 3.1 vorgestellten Spritzgießwerkzeugen abgeleitet.

Druckgieß-Prototypenwerkzeuge sind in der Regel wie konventionelle Serienwerkzeuge aufgebaut. Zur Vereinfachung werden als Formwerkstoff unvergütete bzw. unlegierte Stähle eingesetzt. Diese werden soweit möglich spanend bearbeitet (*Ambos u.a. 1996*). Das im Bezug auf den Zeitaufwand interessanteste spanende Fertigungsverfahren ist das HSC-Fräsen. Allerdings ist das HSC-Fräsen ab einem Schlankheitsgrad des Werkzeuges von fünf zu eins nur noch bedingt einsetzbar (*Hock 1996*). Bei komplexeren Geometrien ist das teure und sehr zeitaufwendige Senkerodieren notwendig. Die dafür notwendigen Elektroden werden über spanende Fertigungsverfahren hergestellt. Aufgrund der verfahrensbedingten Einschränkungen der spanende Fertigungsverfahren zum Beispiel bei tiefen Nuten oder scharfen Kanten werden Elektroden in mehrere Einzelelektrode aufgeteilt und nacheinander verwendet (*Eversheim & Klocke 1998, S. 184*).

Daher ist die bisherige Herstellung von Druckgieß-Prototypenwerkzeugen mit hohen Kosten und großem Zeitbedarf belegt. Lieferzeiten von mehreren Monaten sind aufgrund des hohen Zeitanteils für konventionelle Fertigungsverfahren selbst bei einfachen Werkzeugen keine Seltenheit. Mit Hilfe von fortgeschrittenen Rapid Tooling-Verfahren soll in dieser Arbeit die kostengünstige und schnelle Herstellung von Druckgieß-Prototypenwerkzeugen ermöglicht werden.

Der für die Herstellung von Werkzeugkomponenten für Druckgießwerkzeuge mit komplexen Geometrien geeignete indirekte Metall-Lasersinterprozess wurde bisher nur für das Spritzgießen eingesetzt. Zwar erscheint aufgrund der thermisch-mechanischen Eigenschaften des Materialsystems der Einsatz beim Druckgießen unter Serienbedingungen möglich, ein entsprechender Nachweis wurde bisher nicht erbracht.

4 Konzeptbeschreibung

Das Ziel dieser Arbeit ist der Einsatz des Rapid Tooling-Verfahrens indirektes Metall-Lasersintern zur schnellen Herstellung von Prototypen-Druckgießwerkzeugen. Bisher wurde das indirekte Metall-Lasersintern nur für das Spritzgießen verwendet. Für den Einsatz des indirekten Metall-Lasersintern wird ein Konzept erarbeitet, das auf Basis der bisher bekannten Forschungsarbeiten systematisch das indirekte Metall-Lasersintern auf Eignung für das Druckgießen untersucht und Schwachpunkte verbessert.

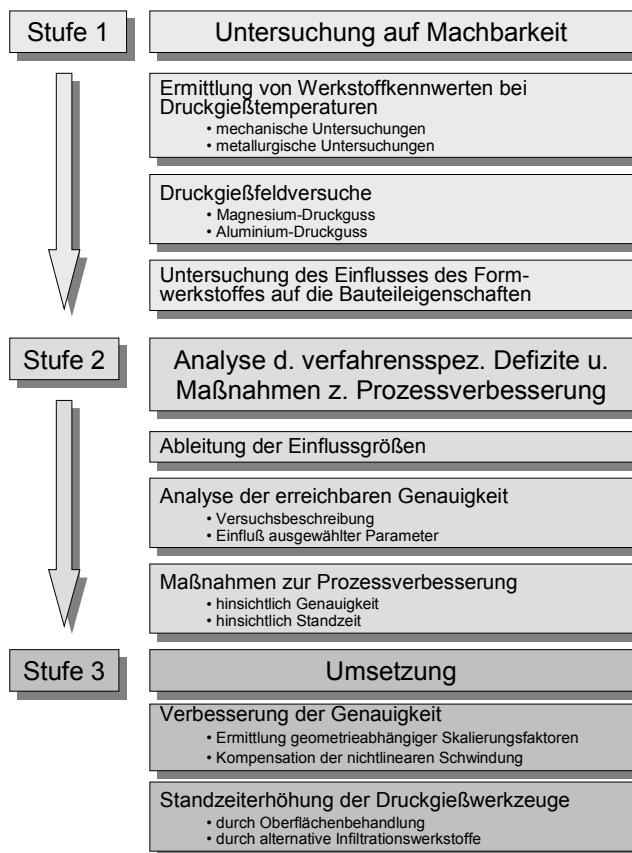


Bild 4-1: Konzept zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterprozesses

Zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen wird eine mehrstufige Vorgehensweise gewählt. Diese Vorgehensweise ist aus der

allgemeinen Problemlösungsmethode (VDI 2221) abgeleitet. Dabei wird ausgehend von der Problemformulierung eine Systemsynthese mit Hilfe von intuitiven Methoden durchgeführt. Über die Systemanalyse und Beurteilung der Lösungsmöglichkeiten fällt abschließend die in (Bild 4-1) dargestellte Entscheidung über die Vorgehensweise zur Qualifizierung des indirekten Metall-Lasersinterns für den Druckguss.

Als Ausgangssituation sind zwar Untersuchungen zum Spritzgießen mit dem indirekten Metall-Lasersinterprozess bekannt, mit den beim Druckgießen auftretenden wesentlich höheren thermisch-mechanischen Anforderungen sind bisher noch keine Versuche durchgeführt worden.

Daher soll in der ersten Stufe die grundsätzlich Machbarkeit zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen von Aluminium- und Magnesiumlegierungen untersucht werden. Im Sinne einer anschließenden Detailbetrachtung erfolgt eine genauere Untersuchung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses. Daher beinhaltet die zweite Stufe eine Analyse der Defizite des indirekten Metall-Lasersinterprozesses. Aus den Defiziten lassen sich Maßnahmen zur Verbesserung der Prozesskette ableiten. In der dritten Stufe sollen diese Maßnahmen umgesetzt werden. Damit soll die Qualifizierung des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen abgeschlossen werden.

4.1 Untersuchung auf Machbarkeit

Zur Untersuchung auf Machbarkeit (Bild 4-2) werden im ersten Schritt Werkstoffkennwerte bei Temperaturen ermittelt, die kurzzeitig während des Druckgießvorganges in der Formhöhlung auftreten können. Dazu werden Warmzug- und Warmbiegeversuche sowie Härteverlaufsmessungen durchgeführt. Diese sollen einen Anhaltspunkt dafür geben, ob weitere Forschungsarbeiten zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns beim Druckgießen sinnvoll sind. Des weiteren sollen metallurgische Untersuchungen Aufschluss über die Gefügestruktur ermöglichen.

Nachdem die thermisch-mechanische Wechselwirkung beim Druckgießen mit Hilfe von Werkstoffkennwerten nur zum Teil abgebildet werden kann, schließen sich im zweiten Schritt Feldversuche an. Dazu werden zuerst Feldversuche mit Magnesiumlegierungen durchgeführt. Beim Druckgießen von Magnesiumlegierungen treten im Vergleich zur Verarbeitung von Aluminiumlegierungen geringer Belastungen des Formwerkstoffes auf. Daher wird als erstes Testwerkstück ein verriptes, deckelförmiges Bauteil von 120 mm x 80 mm x 35 mm Größe ausgewählt und damit eine Prototypenserie unter Serienbedingungen hergestellt.

Ein weiterer Feldversuch mit der wesentlich schwieriger zu verarbeitenden Aluminiumlegierung soll Aufschluss über die erreichbare Standzeit des Formwerkstoffes geben. Dazu wird eine einfache quaderförmige Testgeometrie mit

einer zentral angeordneten Sacklochbohrung ausgewählt. Das Druckgießen der Prototypenserie soll ebenfalls unter Serienbedingungen erfolgen.

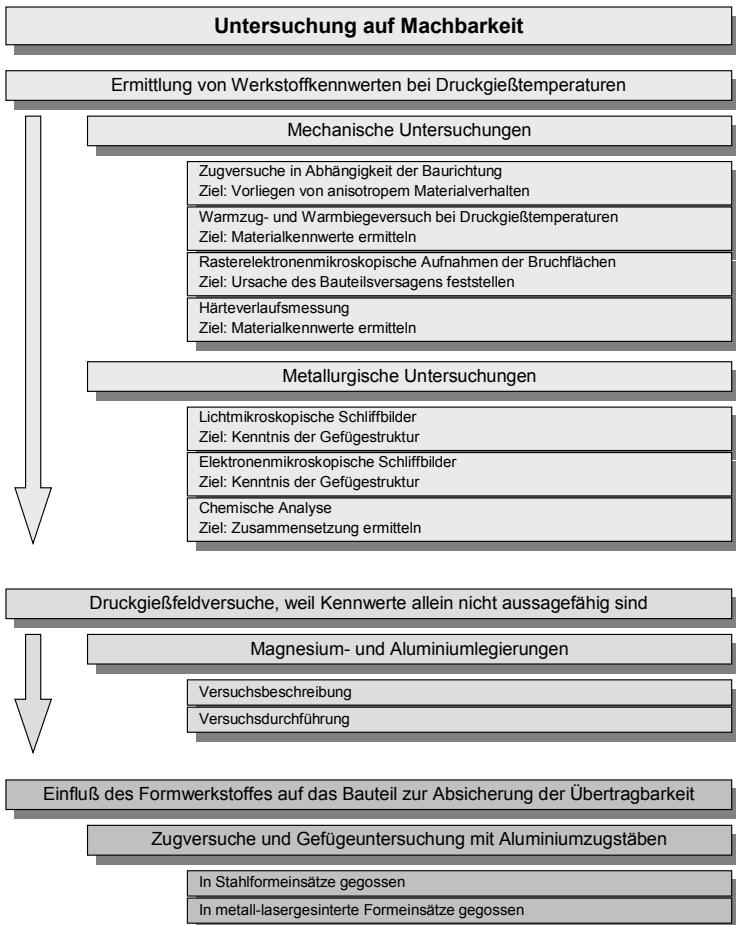


Bild 4-2: Detailkonzept zur Untersuchung auf Machbarkeit

Der dritte Schritt sieht die Ermittlung der Abhängigkeit der mechanischen Bauteileigenschaften einer Testgeometrie vom eingesetzten Formwerkstoff vor. Dazu ist als Testgeometrie ein Zugprobenstab vorgesehen. Dieser Zugprobenstab wird sowohl in einem Werkzeug mit indirekt metall-lasergesinterten Formeinsätzen als auch in Stahlformeinsätzen gegossen. Die anschließenden

Zugversuche und Gefügeuntersuchungen sollen zeigen, ob mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterns hergestellte Formeinsätze zum Druckgießen von mit Serienbauteilen vergleichbaren Prototypen geeignet sind.

4.2 Analyse der verfahrensspezifischen Defizite und Maßnahmen zur Prozessverbesserung

Trotz zahlreicher Spritzgießwerkzeuge, die mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterns realisiert wurden, sind die Defizite dieses Rapid Tooling-Verfahrens noch nicht systematisch analysiert worden (*Bild 4-3*). Dies betrifft insbesondere Formeinsätze, die in ihrer horizontalen Abmessung 200 mm überschreiten.

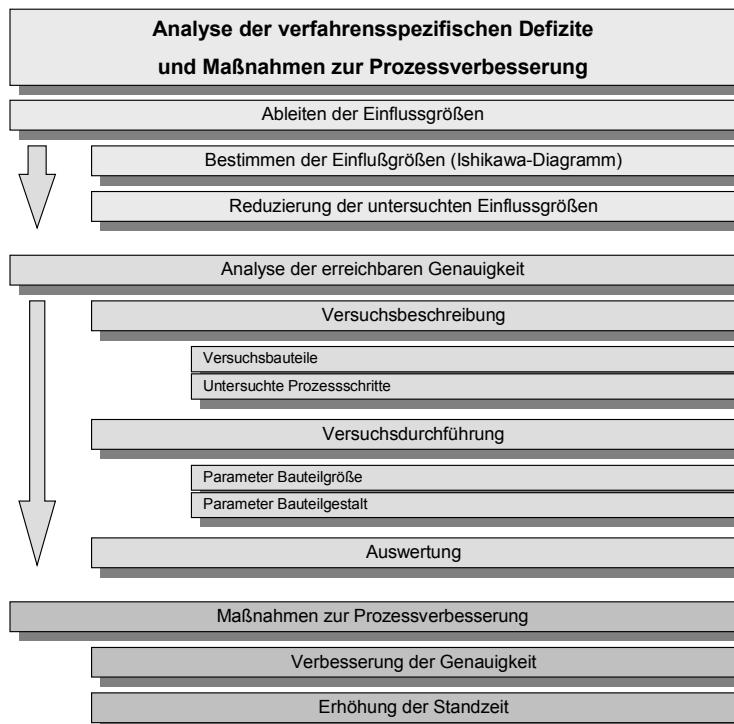


Bild 4-3: Detailkonzept zur Analyse der verfahrensspezifischen Defizite

Um eine Systematik zu den bestimmenden Einflussgrößen auf das indirekte Metall-Lasersintern zu erhalten, werden diese in Form eines Ishikawa-

Diagramms abgeleitet. Dabei wird zwischen den beiden Prozessschritten Grünling sintern und dem Ofenprozess inklusive dessen Vorbereitung unterschieden.

Nachdem die Mehrzahl der Einflussgrößen durch den Standardprozess vorgegeben sind, werden die Einflussgrößen isoliert, die aufgrund der beim Druckgießen üblichen Bauteilvielfalt nicht konstant gehalten werden können. Um die Komplexität eines Full-Factorial-Experiments möglichst gering zu gestalten, findet bei der Analyse der verfahrensspezifischen Defizite entsprechend des Variables Search nach Shainin (*Krottmaier 1994*) eine Beschränkung auf die nicht konstanten Einflussgrößen statt. Diese sind:

- horizontale Abmessung des Formeinsatzes
- vertikale Abmessung des Formeinsatzes
- Gestalt des Formeinsatzes (konvex/konkav)

Alle anderen Einflussgrößen auf den indirekten Metall-Lasersinterprozess sind vorgegeben und können während der Untersuchungen problemlos konstant gehalten werden. Die von den unterschiedlichen Druckgießbauteilen abgeleiteten Abmessungen und Gestalt der Formeinsätze lassen sich nicht auf bestimmte Größen einschränken. Nachdem die Qualifizierung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses für das Druckgießen Kernthema dieser Arbeit ist, werden ausschließlich die druckgieß-spezifischen Einflussgrößen untersucht.

Im nächsten Schritt ist die erreichbare Genauigkeit bei Formeinsätzen durch Variation der oben isolierten Einflussgrößen systematisch zu untersuchen. Dazu ist eine Analyse hinsichtlich Schwindungsverhaltens und Wiederholgenauigkeit in den einzelnen Prozessschritten Grünlingsintern, Polymerinfiltation und Sinterofen notwendig. Daraus sind Maßnahmen zur Verbesserung der Genauigkeit der Formeinsätze abzuleiten.

In der letzte Analyse der Defizite sollen die in der Machbarkeitsstudie durchgeführten Feldversuche hinsichtlich der erreichbaren Standzeit ausgewertet werden und Maßnahmen zur Erhöhung der Standzeit vorgeschlagen werden.

4.3 Umsetzung der Prozessverbesserungen

Die Durchführung von Prozessverbesserung des indirekten Metall-Lasersinterns bezieht sich auf die beiden erarbeiteten Defizite Genauigkeit (*Bild 4-4*) und Standzeit (*Bild 4-5*). Sowohl die erreichbare Genauigkeit bei Druckgießformeinsätzen als auch die Anzahl der in diesen Formeinsätzen herstellbare Anzahl von Prototypen sind klassische Bewertungsmaßstäbe für die Auswahl von Rapid Tooling-Fertigungsverfahren (*Reinhart u. a. 1995*). Sind dabei die technologischen und wirtschaftlichen Mindestkriterien nicht erfüllt, so ist ein Einsatz dieses Fertigungsverfahrens im Druckguss nicht sinnvoll.

Die Genauigkeit des indirekten Metall-Lasersinterprozesses soll durch zwei Maßnahmen erreicht werden. Die erste Maßnahme sieht die Ermittlung geo-

metrieabhängiger Skalierungsfaktoren vor. Nachdem nach Herstellerangaben zunächst nur ein Skalierungsfaktor zur Kompensation der Schwindung während der Herstellung der Formeinsätze pro Raumachse vorgesehen war, wurden später volumenabhängige Korrekturfaktoren empfohlen. Allerdings ist die Schwindung von wesentlich mehr Parameter abhängig. Diese sollen ermittelt werden.

Als zweite Maßnahme ist eine Kompensation der nichtlinearen Schwindung mit Hilfe der Finite Elemente Methode (FEM) möglich. Innerhalb der mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterns hergestellten Formeinsätze treten geometriebedingte nichtlineare Schwindungen auf, die durch einfache Skalierungsfaktoren nicht ausgeglichen werden können. Daher werden Ansätze untersucht, FEM zur Lösung dieser Problematik einzusetzen. Nachdem die Entwicklung eines Prozessmodells indirektes Metall-Lasersintern den Rahmen dieser Arbeit sprengen würde, sind in erster Linie Voraarbeiten zur Umsetzung vorgesehen. Dies beinhaltet die Erstellung von Schnittstellen, die Anpassung von vorhandenen FEM-Berechnungsmodellen auf die Aufgabenstellung und Vorversuche zu makroskopischen Berechnungsmodellen.

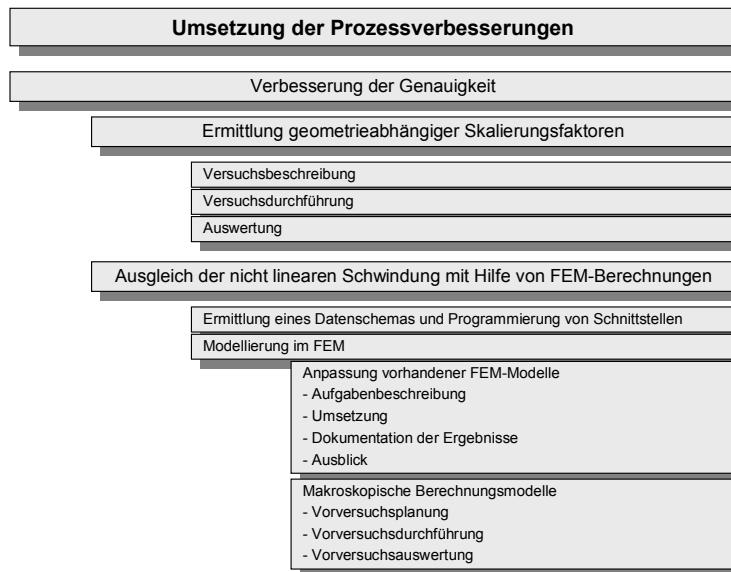


Bild 4-4: Detailkonzept Verbesserung der Genauigkeit

Zur Erhöhung der Standzeit der indirekt metall-lasergesinterten Formeinsätze sind ebenfalls zwei Maßnahmen geplant. Dies ist zum einen die Durchführung von Versuchen zur Oberflächenbehandlung des Formwerkstoffes. Zum ande-

ren sind statt des Einsatzes von Kupfer als Infiltrationsmaterial alternative Werkstoffe vorgesehen.

Dazu werden geeignete Verfahren ausgewählt und diese über Vorversuche und Feldversuche evaluiert. Ziel der Vorversuche ist dabei, die Auswahl der in Frage kommenden Oberflächenbehandlungsverfahren bzw. alternative Infiltrationsmaterialien auf prinzipielle Eignung zu untersuchen und unter Umständen von der weiteren Versuchsdurchführung auszuschließen.

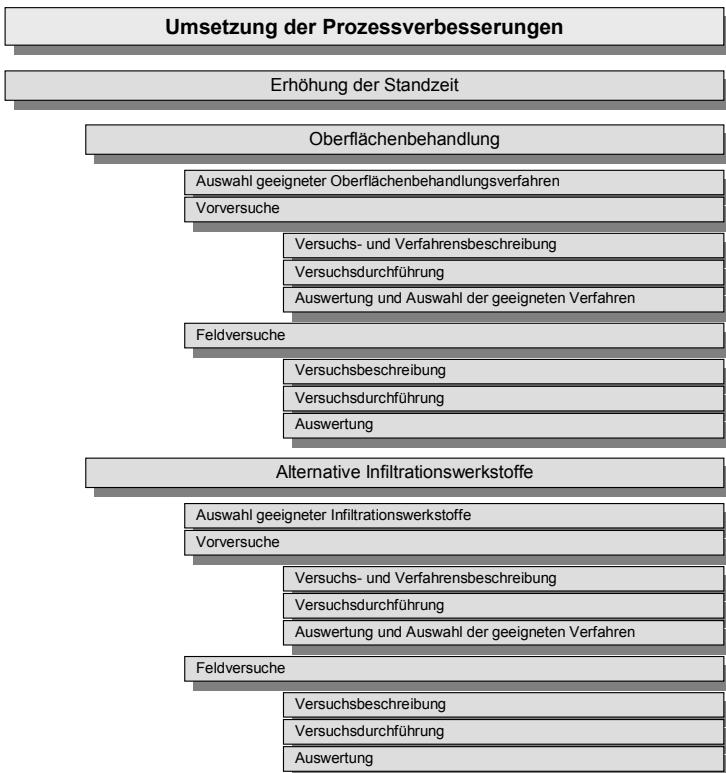


Bild 4-5: Detailkonzept zur Erhöhung der Standzeit

5 Analyse des indirekten Metall-Lasersinterns

Zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen wird das in Kapitel 4 beschriebene Konzept verwendet. Im Rahmen des ersten Unterkapitels sind Untersuchung zur Eignung des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen vorgesehenen. Im zweiten Unterkapitel werden die verfahrensspezifischen Defizite analysiert.

5.1 Untersuchung zur Eignung des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen

Die Untersuchung zur Eignung des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen sehen am Anfang die Ermittlung von Werkstoffkennwerten des Formwerkstoffes vor. Danach werden erste Druckgießfeldversuche mit Magnesium- und Aluminiumlegierungen durchgeführt. Anschließend wird der Einflusses des Formwerkstoffes auf die Bauteileigenschaften untersucht.

5.1.1 Ermittlung der Werkstoffkennwerte

Die in diesem Kapitel beschriebenen mechanischen und metallurgischen Untersuchungen dienen zur Abschätzung, inwieweit das mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterprozesses entstandene Infiltrationsmetall zum Einsatz als Formwerkstoff für das Druckgießen geeignet ist.

5.1.1.1 Mechanische Untersuchungen

Im Rahmen der mechanischen Untersuchungen werden im ersten Schritt die Zugfestigkeit bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Baurichtung ermittelt und diese mit den Herstellerangaben verglichen. In einer zweiten Untersuchung werden Warmzug- bzw. Warmbiegeversuche im Temperaturbereich von 600 °C bis 750 °C durchgeführt. Als dritte Untersuchung wird der Härteverlauf an der Oberseite und an der Unterseite von Probekörpern ermittelt.

Zugversuch in Abhängigkeit der Baurichtung

Die mit einer Rundprobe durchgeföhrten Zugversuche sollen nachweisen, inwieweit bezüglich der Baurichtung anisotropes Materialverhalten auftritt. Dazu werden aus geeigneten Testbauteilen jeweils drei Probekörper nach DIN 50125 in horizontaler und in vertikaler Richtung spanend hergestellt. Die Ergebnisse der Zugversuche werden als Durchschnittswerte in *Tabelle 5-1* und als Spannungs-Dehnungs-Diagramme in *Bild 5-1* gegenübergestellt.

Kennwert	Probenentnahme horizontal	Probenentnahme vertikal
E-Modul	145300 MPa	199900 MPa
R _{0,01}	91,42 MPa	91,20 MPa
R _m	468 MPa	450 MPa

Tabelle 5-1: Zugversuche bei horizontaler und vertikaler Probenentnahme

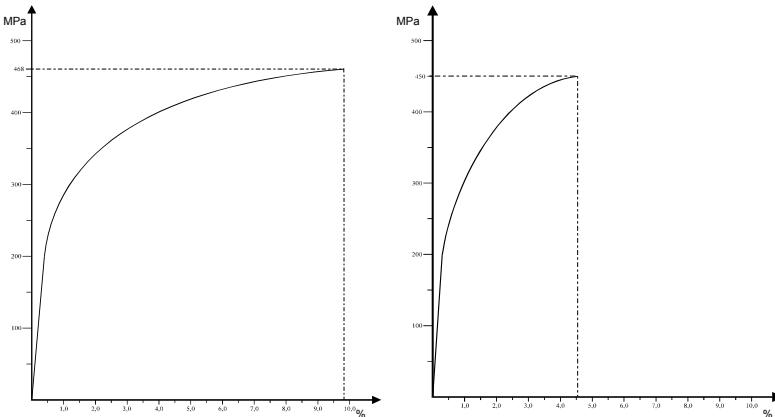


Bild 5-1: Zugversuche bei horizontaler und vertikaler Probenentnahme

Die für die Zugfestigkeit R_m ermittelten Durchschnittswerte sind fast gleich und entsprechen der vom Hersteller nach DIN 50145 ermittelten Zugfestigkeit in Höhe von 475 MPa (Seitz 1997a). Ein anisotropes Materialverhalten bezüglich der Zugfestigkeit konnte somit nicht nachgewiesen werden.

Warmzug- und Warmbiegeversuche

Bei der Durchführung von Warmzugversuchen entstehen aufgrund der instationären thermischen Einflüsse auf die Zugprüfmaschine Probleme bei der Messung der Dehnung. Der Einfluss der unterschiedlichen Dehnungen von Zugprüfmaschine und Zugprobe ohne eingehendere thermische Untersuchungen der Zugprüfmaschine sind nur mit nicht vertretbaren technischen Aufwand zu beschreiben.

Daher wurde folgende Vorgehensweise gewählt: Durch Warmzugversuche werden charakteristische Punkte auf der σ- bzw. Spannungsachse ermittelt. Die zugehörige Dehnung ε ist eine unbekannte Größe. Durch Warmbiegeversuche lässt sich der zugehörige Elastizitätsmodul E bestimmen. Durch den Zusammenhang $\varepsilon = \sigma/E$ werden den ermittelten Spannungswerten die zugehörigen Dehnungen im elastischen Bereich zugeordnet und in ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm eingetragen.

Für die Zugversuche werden jeweils drei Rundzugproben nach DIN 50125 bei den Temperaturen 600 °C, 650 °C, 700 °C und 750 °C zerrissen. Für den Warmbiegeversuch zur Ermittlung des Elastizitätsmodul kommen jeweils drei quaderförmige Probe mit den Maßen 45 mm x 4 mm x 3,5 mm bei den zuvor erwähnten Temperaturniveaus zum Einsatz. Die im Anhang 1 aufgeführte Herleitung dient als mathematische Grundlage der Ermittlung des Elastizitätsmoduls. Tabelle 5-2 und Bild 5-2 fassen die Ergebnisse der Warmzug- und Warmbiegeversuche zusammen.

Kennwert	T = 20 °C	T = 600 °C	T = 650 °C	T = 700 °C	T = 750 °C
E-Modul	145300 MPa	23700 MPa	13100 MPa	9800 MPa	8800 MPa
R _{PP}	-	93,2 MPa	79,4 MPa	39,1 MPa	49,1 MPa
R _m	468 MPa	94,9 MPa	87,3 MPa	43,9 MPa	64 MPa

Tabelle 5-2: Zusammenfassung der Warmzug- und Warmbiegeversuche

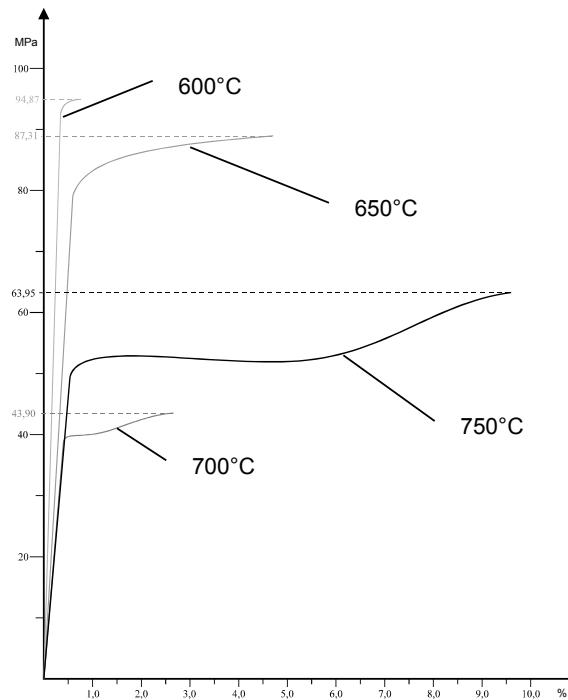


Bild 5-2: Spannungs-Dehnungsdiagramme bei 600 °C, 650 °C, 700 °C und 750 °C

Die in Bild 5-3 aufgeführten rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen bei 650 °C bzw. 750 °C erlauben folgende Aussagen über das

Aussehen der Bruchfläche und die Art des Werkstoffversagens. Bei 40% bis 50% der absoluten Schmelztemperatur (bei Kupfer zwischen 270 °C und 420 °C) wird das von langen Zeiten abhängige Übergangskriechen von stationären Kriechvorgängen abgelöst. Unter dem Einfluss der Zugkraft verhält sich die Kupferphase plastisch und versagt. Dies zeigt sich durch das Auftreten transkristalliner Brüche in der Kupferphase, die Eisensphärolithe bleiben davon unberührt. Das Versagen der Kupfermatrix kann an den in Bild 5-4 deutlich sichtbaren Rissen um die Eisensphärolite nachvollzogen werden.

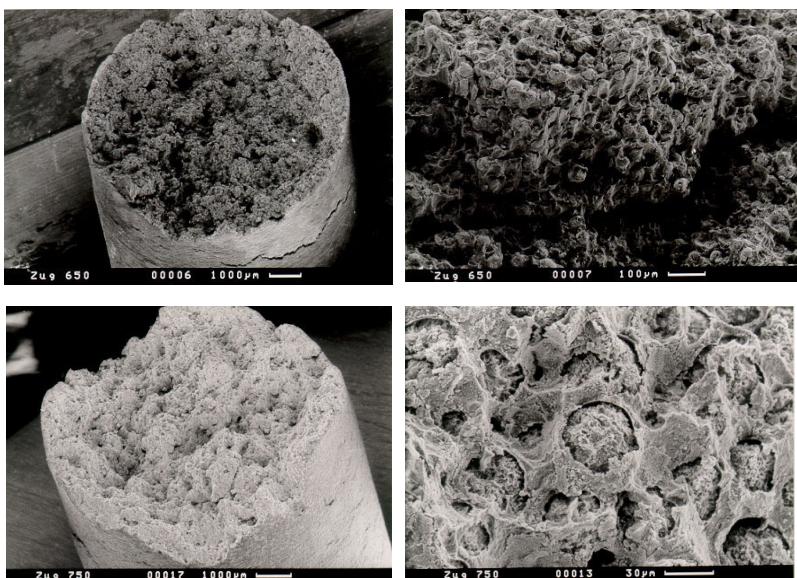


Bild 5-3: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen
(oben 650 °C, unten 750 °C)

Das mit einer sehr geringen Brucheinschnürung verbundene spröde Bruchverhalten bis 700 °C erklärt sich mit der durch eingelagerte Eisensphärolithe gehinderten Querkontraktion der plastischen Kupferphase. Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm ist dagegen bei 750 °C das plastische Versagen der Kupferphase durch Kriechvorgänge deutlich erkennbar, die Risse in der Kupferphase werden kleiner. Die bei höheren Temperaturen abnehmende Viskosität des Kupfers im plastischen Bereich verringert das Auftreten von Abgleitflächen. Die Verformungsmöglichkeit der Probe und die Querkontraktion nimmt zu, da sich die Eisensphärolite in der weniger viskosen Kupferphase leichter bewegen können.

werden. Die gemessenen Härtewerte liegen um 10% bis 20% über den vom Hersteller veröffentlichten Werten (Seitz 1997a), jedoch deutlich unter den bei Aluminiumlegierungen oder bei Werkzeugstahl erreichbaren Werten. Nach Dubbel 1990 werden für AlZnMgCu 1,5 (3.3265) Härtens von 260 HV10 und für Werkzeugstahl 1.2330 Härtens von 735 HV10 angegeben. Zur weiteren Beurteilung der Eignung des metall-lasergesinterten Infiltrationsmetalls für das Druckgießen sind Feldversuche vorzusehen.

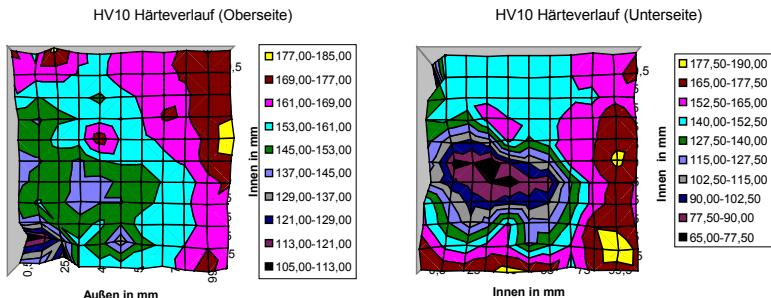


Bild 5-5: Härteverlauf an der Ober- und Unterseite

5.1.1.2 Metallurgische Untersuchungen

Die metallurgischen Untersuchungen beinhalten eine lichtmikroskopische Betrachtung von Schliffbildern und eine elektronenmikroskopische Betrachtung des Gefüges. Eine chemische Analyse des Infiltrationsmetalls schließt sich an.

Lichtmikroskopische Betrachtung von Schliffbildern

Die in Bild 5-6 aufgeführten lichtmikroskopische Betrachtung von Schliffbildern sowohl vom Randbereich eines Probekörpers als auch vom Zentrum zeigen deutlich, dass keine Versinterung der Eisensphärolite vorliegt.

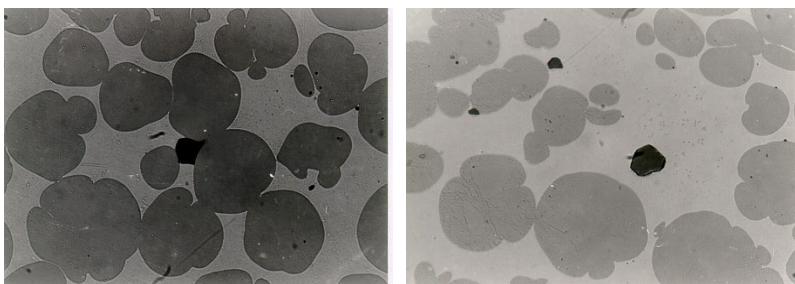


Bild 5-6: Lichtmikroskopische Betrachtung von Schliffbildern

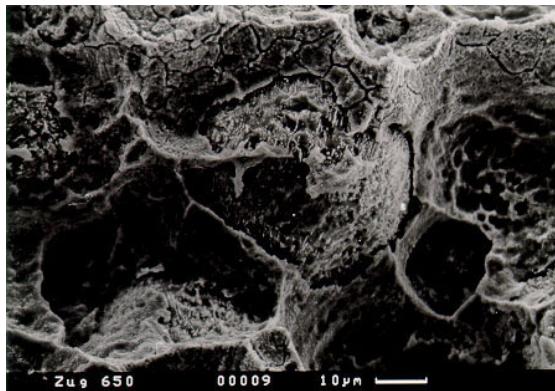


Bild 5-4: Risse in der Kupferphase um die Eisensphärolite bei 650 °C

Aufgrund der beim Druckgießen nur für eine relativ kurze Zeit auftretenden mechanischen Beanspruchung des Formwerkstoffes können stark zeitabhängige Kriechvorgänge bei dieser Untersuchung vernachlässigt werden. Zwar lassen die hier ermittelten Kennwerte der Warmzug- und Warmbiegeversuche keine direkte Aussage über die Warmfestigkeit des Formwerkstoffes zu, allerdings reichen sie für eine erste Vorhersage über das spätere Betriebsverhalten aus. Warmzugfestigkeiten von hitzebeständigen austenitischen Stählen liegen bei 600 °C in der Größenordnung von 70 bis 80 MPa (*Dubbel 1990, S. 86ff*). Somit ist unter Berücksichtigung der zuvor erwähnten Einschränkungen ein Einsatz des indirekt metall-lasergesinterten Infiltrationsmetalls als Formwerkstoff für das Druckgießen möglich.

Härteverlaufsmessung

Aus einer 200 mm x 200 mm x 18 mm großen Platte wurde als Prüfkörper ein Viertel mit den Abmessungen 100 mm x 100 mm x 18 mm entnommen und der Härteverlauf nach DIN 50133 an der Oberseite und Unterseite bestimmt. Nach Bild 5-5 ergibt sich an der Oberseite ein mittlerer Härtewert von 156,6 HV10 und an der Unterseite ein mittlerer Härtewert von 141,5 HV10.

An der Oberfläche der Prüfkörper sind demnach große Homogenitätsunterschiede in Form einer ungleichmäßigen Härteverteilung zu erkennen. Im Zentrum der 200 mm x 200 mm x 18 mm großen Platte, d.h. in Bild 5-5 an der Oberseite oben rechts und an der Unterseite unten rechts, ist ein Härtemaximum erkennbar. Der Unterschied in der mittleren Härte zwischen Ober- und Unterseite resultiert daraus, dass der Prüfkörper im Graphittiegel auf einer isolierend wirkenden Aluminiumoxidplatte aufliegt und somit an der Unterseite eine langsamere Abkühlung stattfindet.

Inwieweit die an den metall-lasergesinterten Prüfkörpern auftretende Härte für das Druckgießen ausreichend ist, kann anhand der Kennwerte nicht beurteilt

Elektronenmikroskopische Betrachtung des Gefüges

Die zuvor beschriebenen Beobachtungen sind auch bei den elektronenmikroskopischen Betrachtung des Gefüges sichtbar (*Bild 5-7*). Die Probeschliffe wurden mit 0,2 prozentiger Salpetersäure geätzt, um die innerhalb der Eisensphärolite vorherrschende Gefügestruktur sichtbar zu machen. Mittels energiedispersiver Röntgenanalyse (EDAX) konnte die in *Bild 5-8* erkennbare Mangansulfidausscheidung (MnS_2) identifiziert werden.

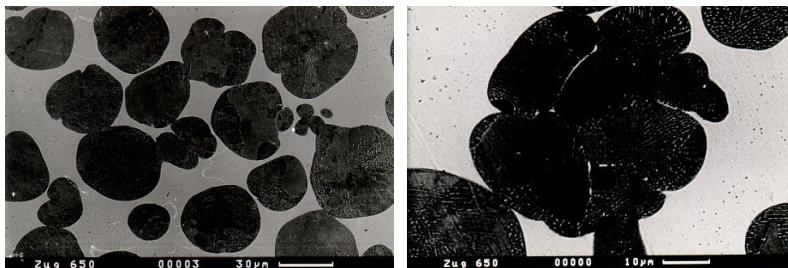


Bild 5-7: Elektronenmikroskopische Betrachtung des Gefüges

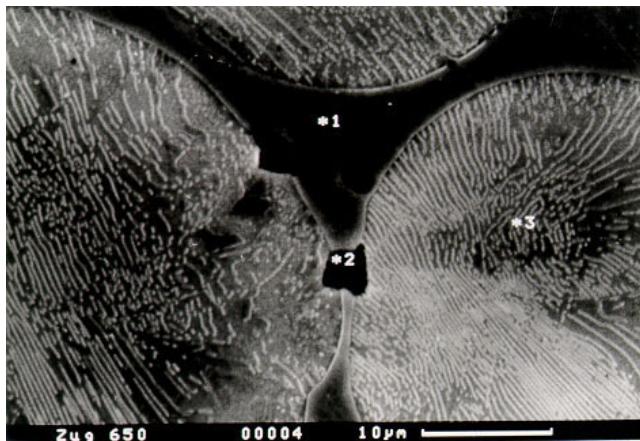


Bild 5-8: Cu-Phase (1), MnS₂-Phase (2), Fe-Phase (3)

Aus den Warmzugversuchen und Gefügebetrachtungen lässt sich die Aussage ableiten, dass die Eisensphärolite nur sehr geringe Verbindungen aufweisen. Im Falle der Untersuchungen zur Zugfestigkeit versagt die Kupferphase, die Eisenphase fördert das Sprödbruchverhalten. Daher werden die Festigkeitswerte in erster Linie von der Kupferphase geprägt.

Chemische Analyse

Eine chemische Analyse des mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterns hergestellten Infiltrationsmetalls ergab die in *Tabelle 5-3* aufgeführte Konzentrationen.

Element	Anteil in Massenprozent	Anteil in Atomprozent
Fe (Eisen)	56,20	59,40
Cu (Kupfer)	42,85	39,80
Mn (Mangan)	0,59	0,63
Sn (Zinn)	0,32	0,16
Restbestandteile	0,04	0,01

Tabelle 5-3: Chemische Analyse des Infiltrationsmetalls

5.1.1.3 Zusammenfassung der Versuchsergebnisse

Die bisherigen mechanischen und metallurgischen Untersuchungen ergeben, dass aufgrund der Werkstoffkennwerte eine Eignung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses zum Einsatz im Druckguss grundsätzlich gegeben ist. Dabei sind die positiven Ergebnisse die Warmzugversuche bei Temperaturen im Bereich der Schmelztemperatur von Aluminium bzw. Magnesium von besondere Bedeutung. Als kritisch ist jedoch das bei den metallurgischen Untersuchungen festgestellte nicht vollständige Versintern der Eisenphase und daraus folgende Versagen der Kupferphase bei den Zugversuchen anzusehen.

5.1.2 Druckgieß-Feldversuche

Nachdem die im vorherigen Kapitel aufgeführten Werkstoffkennwerte einen Einsatz des mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterns hergestellten Formwerkstoffes grundsätzlich bestätigen, sind Feldversuche vorgesehen. Dabei wird mit der beim Druckgießen thermisch-mechanisch weniger beanspruchenden Magnesiumlegierung begonnen. Der zweite Feldversuch sieht die Durchführung von Druckgießversuchen mit einer Aluminiumlegierung vor.

5.1.2.1 Feldversuch Magnesiumdruckguss

Für den ersten Feldversuch wurde als Testwerkstück ein verripptes, deckelförmiges Bauteil von 120 mm x 80 mm x 35 mm Größe ausgewählt. Die fertigungstechnisch schwieriger herstellbaren formgebenden Formeinsätze wurden mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterprozesses hergestellt, die unkomplizierte Angusgeometrie wurde herkömmlich durch CNC-Fräsen gefertigt. Aufgrund der hohen Belastung im Angusbereich ist es vorteilhaft, einen Formeinsatz aus Stahl zu wählen. Bei dem Gießmetall handelte es sich um die genormte Magnesiumlegierung AZ91HP. Die Herstellung der Bauteile erfolgte unter den in *Tabelle 5-4* aufgeführten im Druckgießverfahren üblichen Prozessbedingungen.

Geschwindigkeit der Schmelze im Anschnitt:	34 m/s	Schmelztemperatur:	680 °C
Formfüllzeit:	19 ms	Erstarrungsdruck:	440 bar
Formtemperatur:	250 °C	Zykluszeit:	ca. 40 s

Tabelle 5-4: Prozessbedingungen beim Magnesiumdruckguss

Das Prototypen-Druckgießwerkzeug wurde vor jedem Zyklus mit konventionellen Trennmittel versehen. Insgesamt konnten 420 Bauteile im Kaltkammerverfahren gegossen werden. Das Werkzeug weist nur einen geringen Verschleiß im Bereich der Formtrennung auf, weitere Schädigungen waren nicht erkennbar. Bild 5-9 zeigt das Druckgießwerkzeug, bestehend aus Formrahmen und Formeinsätzen, und das verrippte Testbauteil.

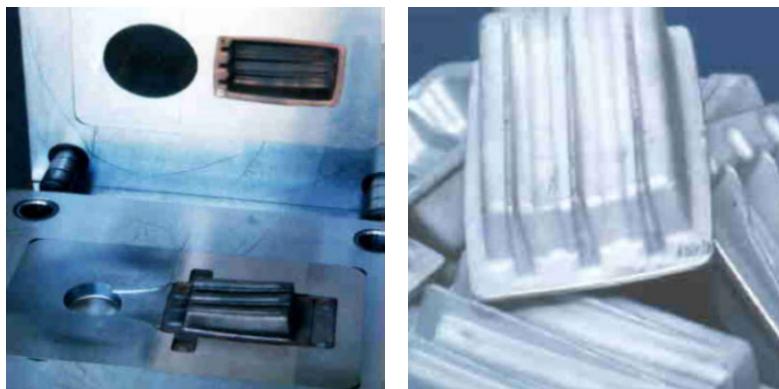


Bild 5-9: Magnesiumdruckgießwerkzeug und Testbauteile

5.1.2.2 Feldversuch Aluminiumdruckguss

Ein einfaches quaderförmiges Testbauteil mit den Abmessungen 80 mm x 80 mm x 17 mm wurde für den zweiten Feldversuch verwendet. Der konturabbildende Formeinsatz wurde mit dem indirekten Metall-Lasersinterprozess hergestellt, die flache Rückseite bestand aus einem Stahlformeinsatz.

Bei der eingesetzten Legierung handelt es sich um die verbreitete Aluminium-Legierung AlSi9Cu3. Im Vergleich zu Magnesiumlegierungen wird durch die Verwendung dieser AlSi-Legierung, bezogen auf das Bauteilvolumen, pro Zyklus nahezu die 2,5-fache Wärmemenge in die Druckgießform eingebracht, was die thermische Belastung des Formeinsatzes entsprechend erhöht. Die eingestellten Prozessparameter entsprechen den in der Druckgussfertigung üblichen Bedingungen (Tabelle 5-5).

Geschwindigkeit der Schmelze im Anschnitt:	34 m/s	Schmelztemperatur:	720 °C
Formfüllzeit:	15 ms	Erstarrungsdruck:	440 bar
Formtemperatur:	240 °C	Zykluszeit:	ca. 30 s

Tabelle 5-5: Prozessbedingungen beim Aluminiumdruckguss

Die Oberflächentemperatur des Formeinsatzes betrug im Bereich des Formhohrraumes vor dem Aufsprühen der Schlachte ca. 240 °C, kurz vor Beginn des nächsten Zyklussees 210 °C. Bild 5-10 zeigt die Zunahme der Schädigung der Formoberfläche durch Warmrissbildung, ausgehend von den Auswerferbohrungen.

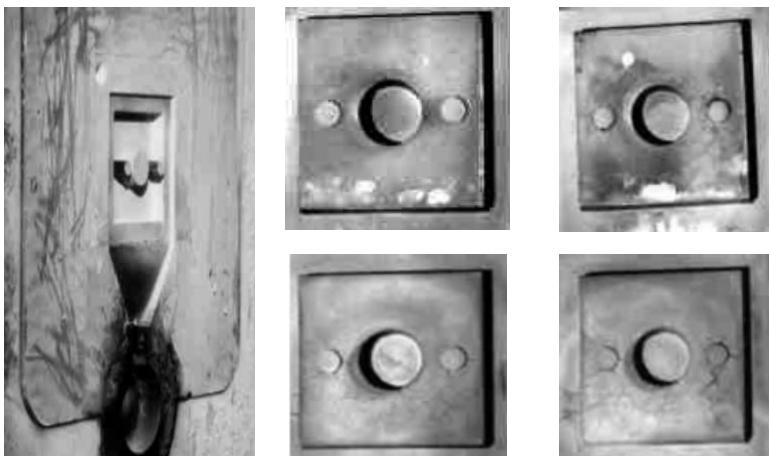


Bild 5-10: Zunahme der Schädigung an der Formoberfläche nach 10, 30, 80 und 210 Abgüsse (links Werkzeug, m. o. 10, l. o. 30, m.u. 80, l.u. 210)

Der Versuch wurde nach der Herstellung von 210 Bauteilen beendet. Der Formeinsatz zeigte bis auf die Wärmerisse keine weiteren Schädigungen. Die durch die Temperaturwechselbeanspruchung entstehenden Risse in der Formoberfläche bilden sich an der Gussteiloberfläche ab. Die dadurch am Gussteil entstehenden Grade haben eine Höhe von weniger als 0,2 mm und können in der Regel bei Gussteilen, die keine extremen Anforderungen an die Oberfläche haben, akzeptiert werden.

5.1.2.3 Zusammenfassung der Feldversuche

Die mit beiden Leichtmetall-Legierungen durchgeführten Feldversuche beweisen die grundsätzliche Eignung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses für den Druckguss. Damit wird die auf Grundlage der Materialkennwerte getroffene Annahme bestätigt. Allerdings werden insbesondere beim Druckgießen von

Aluminiumlegierungen erste Defizite im Bezug auf die Gesamtzahl der in einem Formeinsatz herstellbaren Prototypen deutlich. Als weiteres Defizit zeigt sich, dass die erreichbare Genauigkeit der metall-lasergesinterten Formeinsätze variiert und systematisch untersucht werden sollte.

Nachdem bisher nur die grundsätzliche Verwendung von metall-lasergesinterten Formeinsätzen im Druckguss überprüft wurde, müssen im weiteren die damit gefertigten Prototypen genauer analysiert werden. Die mechanischen Eigenschaften von druckgegossenen Bauteilen hängen insbesondere von der Abkühlzeit ab. Damit kommt den beim Druckgießen verwendeten Formeinsätzen eine große Bedeutung zu. Daher muss in der abschließenden Untersuchung geprüft werden, inwieweit sich die in den metall-lasergesinterten Formeinsätzen hergestellten Prototypen hinsichtlich ihrer mechanischen Festigkeit mit in Stahlformen gefertigten Bauteilen vergleichen lassen.

Aus den zuvor beschriebenen Druckgieß-Feldversuchen leiten sich Maßnahmen zur Verbesserung der erreichbaren Standzeiten, insbesondere beim Druckgießen von Aluminiumlegierungen ab. Dabei kommt als erste Möglichkeit die auch zum Teil in der klassischen Druckgießtechnik eingesetzten Oberflächenbehandlungen in Frage. Nachdem zu dieser Themenstellung bisher noch keine Untersuchungen bei dem indirekt metall-lasergesinterten Infiltrationsmetall durchgeführt wurden, sollen erste Grundlagenversuche Aufschluss über das Potential der Oberflächenbehandlungen geben.

Als zweite Möglichkeit kann eine andere Werkstoffzusammensetzung zur Steigerung der Standzeiten führen. Nachdem in erster Linie die infiltrierte Kupferphase für das Bauteilversagen verantwortlich ist, sollen alternative Infiltrationsmetalle auf ihre Einsetzbarkeit hin untersucht werden. Auch dazu können im Rahmen dieser Arbeit nur Grundlagenversuche durchgeführt werden.

5.1.3 Einfluss des Formwerkstoffes auf die Bauteileigenschaften

Die Ermittlung des Einflusses des Formwerkstoffes auf die Bauteileigenschaften aus Aluminiumlegierungen stehen im Mittelpunkt dieser Untersuchung. Dazu wurden zwei Formeinsätze mit Hilfe des indirekten Metall-Lasersinterprozesses hergestellt, die eine Flachzugprobe mit einer Querschnittsabmessung von 19,2 mm x 3 mm abbilden. Diese Formeinsätze wurden in einen Formrahmen eingebaut. Anschließend wurden unter beim Druckgießen üblichen Bedingungen zehn Flachzugproben aus der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3 druckgegossen.

Aus den mit einer Belastungsgeschwindigkeit von 5 mm/min durchgeföhrten Zugversuchen wurde für diese Flachzugproben eine mittlere Zugfestigkeit R_m von 271 MPa und eine mittlere Streckgrenze $R_{p0.2}$ von 194,3 MPa ermittelt. Die im nächsten Versuch in Warmarbeitstahl als Formwerkstoff unter gleichen Bedingungen gegossenen Flachzugproben gleicher Abmessung weisen eine

mittlere Zugfestigkeit R_m von 265 MPa und eine mittlere Streckgrenze $Rp02$ von 196 MPa auf.

Bei den in Bild 5-11 aufgeführten Schliffbildern, die von den Flachzugproben angefertigt wurden, fällt bei der 200-fachen Vergrößerung ein feinkörnigeres Gefüge der in den metall-lasergesinterten Formeinsätzen gegossenen Zugproben auf. Trotzdem ist im Bezug auf die Zugfestigkeit nur mit innerhalb der statistischen Ungenauigkeit liegenden Abweichungen der mechanischen Eigenschaften der Prototypen im Vergleich zu Serienbauteile zu rechnen. Im Vergleich mit im Sand- oder Feingussverfahren hergestellten Prototypen (Warner & Renaud 1996) werden bezüglich der Festigkeitswerte beim Einsatz der in metall-lasergesinterten Formeinsätzen druckgegossenen Bauteile wesentlich bessere Resultate erzielt.

Insgesamt wird durch diese Untersuchung der von Tensi & Fuchs 1983 empirisch ermittelte Zusammenhang zwischen der von der Wärmeleitfähigkeit des Formwerkstoffes abhängigen Abkühlgeschwindigkeit $\partial T / \partial t$ und der bei Aluminium-Silizium-Legierungen erreichbaren Zugfestigkeit R_m bestätigt. Die Formel $R_m = 95 + 1,5 c_0 \ln(\partial T / \partial t)$ (Tensi & Fuchs 1983, S.65) beschreibt diesen Zusammenhang bei Normalkristallisierungsproben. Die Legierungskonzentration in Gewichtsprozent wird dabei mit c_0 bezeichnet und wurde bei dieser Untersuchung aus den für Warmarbeitsstahl bekannten Verhältnissen zu $c_0=22,4$ berechnet.

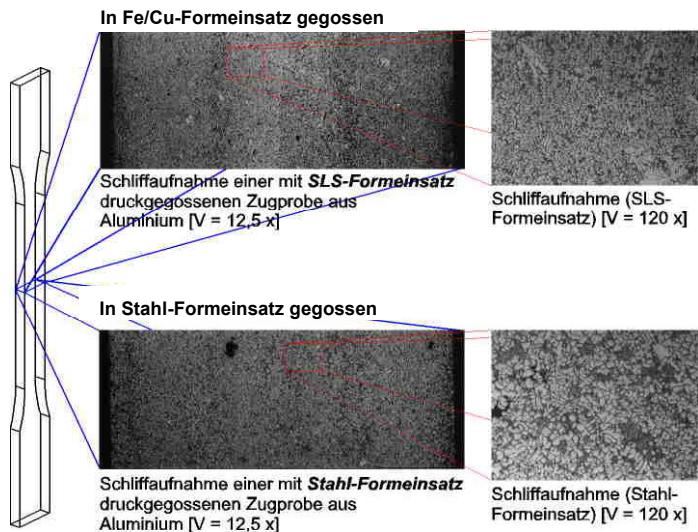


Bild 5-11: Vergleich der Gefügestruktur in Warmarbeitsstahl (unten) und in indirekt metall-lasergesinterten Formeinsätzen (oben) gegossenen Flachzugproben

5.2 Analyse der verfahrensspezifischen Defizite und Maßnahmen zur Prozessverbesserung

Nachdem in Kapitel 5.1 der Nachweis zum Einsatz von indirekt metall-lasergesinterten Formeinsätze für das Druckgießen von Aluminium- und Magnesiumlegierungen erbracht wurde, werden in diesem Kapitel die verfahrensspezifischen Defizite des indirekten Metall-Lasersinterprozesses analysiert und Maßnahmen zur Prozessverbesserung vorgeschlagen.

Dies setzt im ersten Schritt die genaue Kenntnis der Einflussgrößen auf den indirekten Metall-Lasersinterprozess voraus. Dazu werden die Einflussgrößen den verschiedenen Prozessschritten des indirekten Metall-Lasersinterns zugeordnet. Daran schließt sich eine Analyse der Einflussgrößen hinsichtlich der Möglichkeit an, sie unter konstanten Bedingungen zu reproduzieren. Ziel ist dabei, die nicht konstant zu haltenden Einflussgrößen zu isolieren und die in Kapitel 4 aufgeführte Beschränkung auf die Einflussgrößen Formeinsatzabmessung und –gestalt zu bestätigen.

Im weiteren ist die bei den ersten Feldversuchen aufgetretene nicht befriedigende Genauigkeit bei den metall-lasergesinterten Formeinsätzen genauer zu untersuchen. Abschließend sind Maßnahmen zur Qualifikation des indirekten Metall-Lasersinterns unter Berücksichtigung der bisher aufgedeckten Defizite Genauigkeit und Brandrisse bzw. Standzeit abzuleiten.

5.2.1 Ableitung der Einflussgrößen

Zur Ableitung der Einflussgrößen wurde für den Prozessschritt Grünling sintern und für den Prozessschritt Sinterofen inklusive Vorbereitung ein Ishikawa-Diagramm aufgestellt. In dieses Ishikawa-Diagramm fließen sowohl Untersuchungen aus der Literatur (*Sun 1991, Deng & Beaman 1992, Song 1996*) als auch eigene Beobachtungen ein. Bild 5-12 zeigt das Ishikawa-Diagramm für das Lasersintern der Grünlinge, Bild 5-13 zeigt das Ishikawa-Diagramm für die Vorbereitung des Sinterofens und den Sinterofenprozess.

Eine genaue Betrachtung des Ishikawa-Diagramm Diagramm für das Lasersintern der Grünlinge ergibt folgendes Bild. Die Auswahl des Werkstoffes, der Pulverauftrag, die Prozesskammer, der Laser und die Belichtungsstrategie sind vom indirekten Metall-Lasersinterprozess vorgegeben und sind daher konstant. Auch die dem Bauteil zugeordneten Einflussgrößen wie die Orientierung in der Lasersintermaschine und die Anzahl der gleichzeitig gefertigten Bauteile sind in der Regel sehr einfach konstant zu halten. Damit bleiben nur die vom Druckgießbauteil abgeleitete Formeinsatzgröße und –gestalt als nicht konstante Einflussgröße.

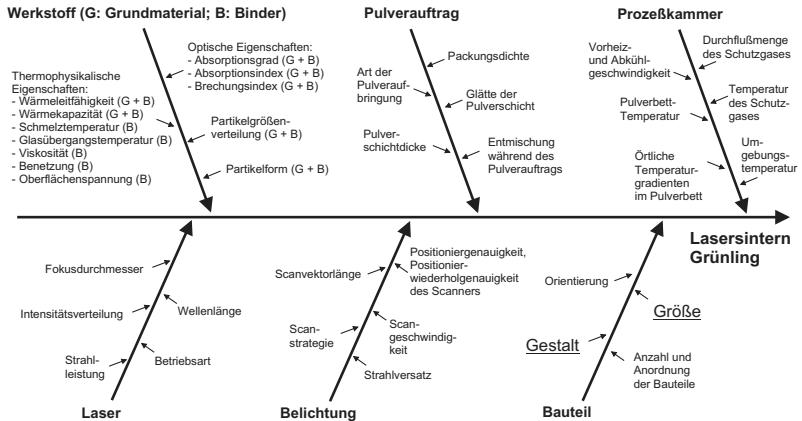


Bild 5-12: Ishikawa-Diagramm für das Lasersintern der Grünlinge

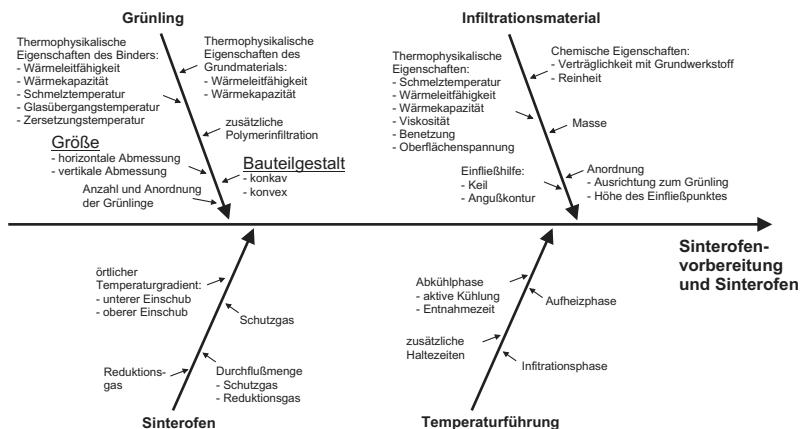


Bild 5-13: Ishikawa-Diagramm für den Sinterofenprozess

Ein ähnliches Ergebnis lässt sich aus dem Ishikawa-Diagramm für die Vorbereitung des Sinterofens und den Sinterofenprozess ableiten. Beim Grünling sind bis auf die Formeinsatzgröße und –gestalt alle Einflussgrößen konstant, des weiteren alle Einflussgrößen der Bereiche Infiltrationsmaterial, Sinterofen und Temperaturführung.

Zusammenfassend zeigt sich, dass bis auf die Einflussgröße Bauteilabmessung und Bauteilgestalt alle anderen Einflussgrößen direkt vom indirekten Me-

tall-Lasersinterprozess bestimmt werden und damit konstant gehalten werden können. Daher findet bei den weiteren Untersuchungen entsprechend des Variables Search nach Shainin (*Krottmaier 1994*) eine Beschränkung auf diese nicht konstanten Einflussgrößen statt.

5.2.2 Analyse der erreichbaren Genauigkeit

Nachdem hinsichtlich der Genauigkeit des Grünlings bisher befriedigende Ergebnisse erzielt wurden (s. Kapitel 3.3.2.4), ist der Schwerpunkt der Analyse der erreichbaren Genauigkeit auf den Sinterofenprozesses gelegt.

Die Analyse der beim indirekten Metall-Lasersinterprozess erreichbaren Genauigkeit beginnt mit der Beschreibung der durchgeföhrten Versuche. Dies beinhaltet die Vorstellung der Versuchsbauten und der vorgesehenen Aufteilung der Prozessschritte. Danach wird der Einfluss ausgewählter Parameter auf die Bauteilschwindung und damit auf die Bauteilgenauigkeit dargestellt.

5.2.2.1 Versuchsbeschreibung

Die Analyse der Einzelschritte hinsichtlich Schwindungsverhaltens und Wiederholgenauigkeit in den einzelnen Prozessschritten ist Gegenstand der Versuche. Diese wurden mit speziell abgestimmten Versuchsbauten durchgeführt, die im folgenden vorgestellt werden sollen. Daran schließt sich eine detaillierte Beschreibung der Aufteilung der untersuchten Prozessschritte des indirekten Metall-Lasersinterns an. Dabei soll auf die versuchstechnischen Besonderheiten der einzelnen Prozessschritte eingegangen werden.

5.2.2.1.1 Versuchsbauten

Insgesamt wurden drei Hauptgeometrien mit unterschiedlichen Varianten zur Durchführung der Untersuchungen ausgewählt. Dies sind eine fünfstufige, quadratische Pyramide, ein quaderförmiges Bauteil mit einer Grundfläche von 120 mm x 240 mm und ein mit unterschiedlichen Formelementen versehenes Bauteil. Um einer Verfälschung der Messergebnisse durch eine Größen- bzw. Volumen- oder Formabhängigkeit zu entgegnen, wurde eine breite Streuung der Abmessungen angestrebt.

Pyramide

Mit Hilfe der Stufenpyramiden wurde der Einfluss der Bauteilgröße und der Bauteilgeometrie auf die Schwindung untersucht. Die fünfstufige, quadratische Pyramide wurde in drei Größen- und in zwei Geometrievarianten eingesetzt. Diese sind mit ihrer im weiteren verwendeten Bezeichnung in *Tabelle 5-6* aufgeführt. Dabei wird die Abmessung in horizontaler Richtung (X/Y) über die Grundfläche und den bei jeder neuen Stufe abnehmenden Abmessung (entspricht der zweifachen Stufentiefe) bestimmt. Die Abmessung in vertikaler Richtung (Z) wird über Gesamthöhe und die Stufenhöhe charakterisiert.

Bezeichnung	Abmessung X/Y	Abmessung Z	Geometrie
	Grundfläche / Stufung	Gesamthöhe / Stufung	
Pyr50/25x	50 mm / 10 mm	25 mm / 5 mm	konvex
Pyr100/37,5x	100 mm / 20 mm	37,5 mm / 7,5 mm	konvex
Pyr150/50x	150 mm / 30 mm	50 mm / 10 mm	konvex
Pyr50/25v	50 mm / 10 mm	25 mm / 5 mm	konkav
Pyr100/37,5v	100 mm / 20 mm	37,5 mm / 7,5 mm	konkav
Pyr150/50v	150 mm / 30 mm	50 mm / 10 mm	konkav

Tabelle 5-6: Größen- und Geometrievarianten der Pyramiden

Bild 5-14 zeigt eine schematische 3D-Darstellung der konvexen und konkaven Pyramidenvarianten.

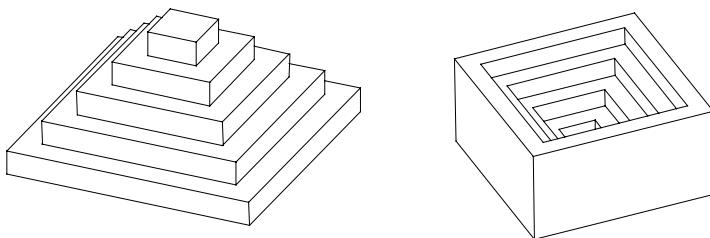


Bild 5-14: Konvexe und konkave Pyramidenvarianten

Quaderförmiges Bauteil

Das mit einer Grundfläche von 240 mm x 120 mm versehene quaderförmige Bauteil dient zur Untersuchung des Einflusses der Bauteilgröße auf die Schwindung. Dabei kann das horizontale Schwindungsverhalten in zweierlei Hinsicht ausgewertet werden. Zum einen ist bei allen Bauteilen an der Oberseite ein Messraster zur Bestimmung der Schwindung innerhalb des Bauteils eingebracht worden. Zum anderen wurden bei einigen Bauteilen an den Außenflächen abgegrenzte Messpunkte zur Untersuchung der horizontalen Schwindung in Abhängigkeit von der entsprechenden Höhenschicht eines Bauteils vorgesehen. Insgesamt sind die mit ihnen im weiteren verwendeten Bezeichnungen in Tabelle 5-7 aufgeführten drei Varianten zum Einsatz gekommen. Eine schematische 3D-Darstellung der drei Varianten ist in Bild 5-15 aufgezeigt, Bild 5-16 zeigt das für die weitere Versuchsauswertung wichtige Messraster an der Oberseite.

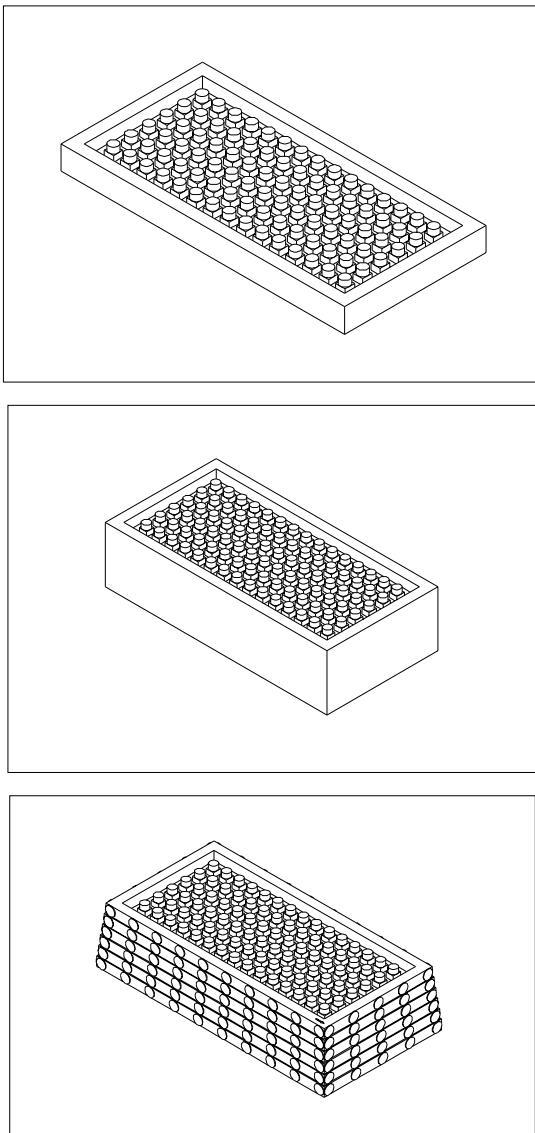


Bild 5-15: QB20 (oben), QB60 (Mitte), QB60aa (unten)

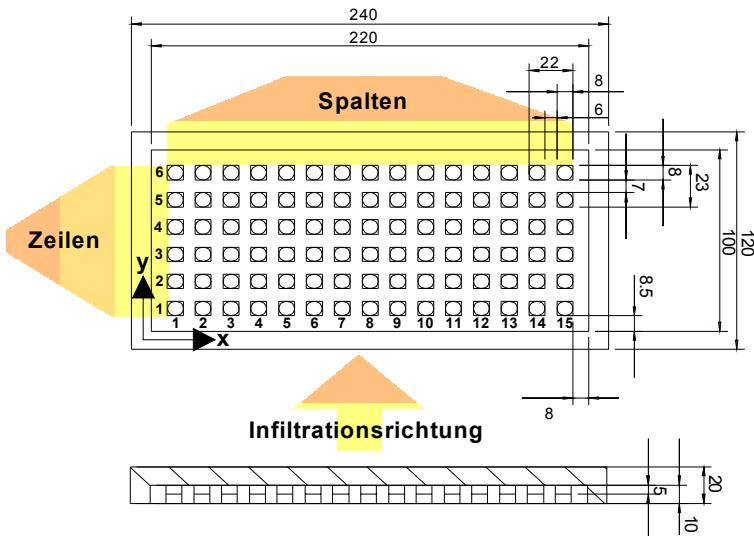


Bild 5-16: Messraster an der Oberseite

Bezeichnung	Abmessung X/Y	Abmessung Z	Auswertung Außenfläche
QB20	240 mm x 120 mm	20 mm	nein
QB60	240 mm x 120 mm	60 mm	nein
QB60aa	240 mm x 120 mm	60 mm	ja

Tabelle 5-7: Varianten des quaderförmigen Bauteils

Bauteil mit unterschiedlichen Formelementen

Das in Bild 5-17 vorgestellte Bauteil mit den Abmessungen 140 mm x 100 mm x 50 mm weist unterschiedliche, leicht zu messende Formelemente auf. Es besteht aus konvexen und konkaven Formelementen unterschiedlicher Breite und Höhe bzw. Tiefe. Durch Abstandsmessung mit einer 3D-Koordinatenmeßmaschine und Sichtprüfung der Kanten kann damit die Schwindung in Abhängigkeit von der Geometrie untersucht werden. Dieses Bauteil wird nur in einer Variante verwendet und im weiteren als B140/100/50 bezeichnet.

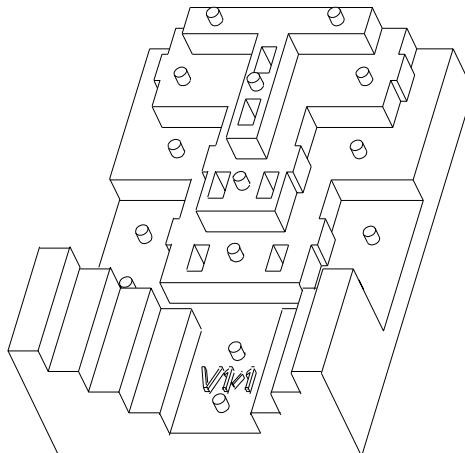


Bild 5-17: Bauteil mit unterschiedlichen Formelementen (B140/100/50)

5.2.2.1.2 Aufteilung der Prozessschritte

Bei der Durchführung der Untersuchungen werden die Bauteile nach jedem Prozessschritt vermessen. Die Aufteilung in einzelne Prozessschritte erfolgt gemäß der in Kapitel 3.3.2.4 aufgeführten Abfolge des indirekten Metall-Lasersinterns. Dies sind im einzelnen die Herstellung der Grünlinge in der Lasersinteranlage, die Polymerinfiltration mit anschließender Trocknung der Grünlinge und der Sinterofenprozess zum Austreiben des Binders, dem Versintern der Eisensphärolite und der abschließenden Infiltration mit Kupfer.

Im Prozessschritt Grünlingsintern ist zu beachten, dass die Grünlinge mechanisch nur gering belastbar sind. Nachdem sich optische Messverfahren aufgrund der rauen mattschwarzen Oberfläche der Grünlinge als kritisch erwiesen haben, wird ein taktiles Meßsystem, das mit kleinen Antastkräften auskommt, eingesetzt. Die Einflussgrößen zur Herstellung der Grünlinge sollen in dieser Arbeit nicht betrachtet werden. Trotzdem ist eine genaue Kenntnis der in diesem Prozessschritt in erster Linie aufgrund der Scannereinstellung auftretenden Abweichung vom Sollmaß wichtig. Die ermittelten Daten sind Voraussetzung zur Berechnung der Schwindung der folgenden Prozessschritte.

Die Polymerinfiltration bietet bei vorschriftsmäßiger Durchführung wenig Spielraum für Parametervariationen. Abweichend von den vom Hersteller angegebenen Angaben können bauteilbedingt unterschiedliche Trockenzeiten erforderlich sein. Daher ist durch ein Auswiegen der polymerinfiltrierten Grünlinge sicherzustellen, dass diese vollständig getrocknet sind. Die beim Ausmessen der getrockneten Bauteile ermittelten Werte sind wiederum Voraussetzung zur Berechnung des nächsten Prozessschrittes.

Die größte Beeinflussung des Gesamtergebnisses tritt während des Sinterofenprozesses auf. Bei diesem Prozessschritt wirken sich die Einflussgrößen am stärksten aus. Daher liegt der Schwerpunkt der folgenden Untersuchungen auf diesem Bereich. Dabei werden keine Materialvariationen vorgenommen.

Die mathematische Grundlage zur Berechnung der Bauteilschwindung beim Vorliegen unterschiedlicher Einzelschwindungen ist im Anhang (*Kapitel 11.2*) aufgeführt. Diese Algorithmen liegen den mit Hilfe der Tabellenkalkulation aus der Vielzahl der verfügbaren Daten abgeleiteten Schaubildern zugrunde. Nachdem in diesem Kapitel in erster Linie grundsätzliche verfahrensspezifische Defizite aufgedeckt werden soll, wird auf die Angabe der Standardabweichung aus Gründen der Übersichtlichkeit verzichtet. Alle Versuchsreihen wurden mit dem Standardprozess durchgeführt.

5.2.2.2 Einfluss ausgewählter Parameter

5.2.2.2.1 Parameter Bauteilgröße

Der Einfluss der Bauteilgröße auf die Bauteilschwindung in horizontaler und vertikaler Richtung wurde in zwei Untersuchungen ermittelt. In der ersten Untersuchung wurden die konvexen Stufenpyramiden mit dem Standardprozess in drei Versuchsreihen gebaut und nach den einzelnen Prozessschritten vermessen. Als Bauteilschwindung wird hier die über alle Stufen gemittelte Einzelschwindung bezeichnet. In *Tabelle 5-8* ist das über die Versuchsreihen gemittelte Ergebnis getrennt nach horizontaler und vertikaler Bauteilschwindung aufgeführt.

	Pyr50/25x	Pyr100/37,5x	Pyr150/50x
Horizontale Bauteilschwindung:			
nach Polymerinfiltration	0,6%	1,0%	1,3%
nach Sinterofen	3,1%	2,7%	2,4%
Gesamtbauteilschwindung	3,7%	3,7%	3,7%
Vertikale Bauteilschwindung:			
nach Polymerinfiltration	0,5%	0,7%	1,6%
nach Sinterofen	4,6%	4,6%	4,6%
Gesamtbauteilschwindung	5,1%	5,3%	6,2%

Tabelle 5-8: Gemittelte Bauteilschwindung konvexe Stufenpyramide

Aus dieser Untersuchung können folgende Tendenzen abgeleitet werden:

- Nach der Polymerinfiltration treten deutliche Unterschiede der horizontalen und vertikalen Bauteilschwindung bei den Größenabstufungen auf. Mit zunehmender Grundfläche vergrößert sich die horizontale und vertikale Bauteilschwindung.

- Nach dem Sinterofenprozess ist ein umgekehrtes Verhalten festzustellen. Mit zunehmender Grundfläche verringert sich die horizontalen und vertikalen Bauteilschwindung.
- In der Addition der beiden Prozessschritte ergibt sich eine von der Grundfläche unabhängige horizontale Gesamtbauteilschwindung. In vertikaler Richtung steigt die Gesamtbauteilschwindung mit zunehmender Grundfläche an.

Daraus ergibt sich, dass in der horizontalen Richtung ein stärkeres Schwinden während der Polymerinfiltration bzw. Trocknung durch ein geringeres Schwinden im Sinterofen ausgeglichen wird. In vertikaler Richtung überwiegt die Zunahme der Bauteilschwindung während der Polymerinfiltration bzw. Trocknung und ergibt eine größere Gesamtbauteilschwindung mit zunehmender Grundfläche. Dies führt zu einer Richtungsabhängigkeit der Bauteilschwindung in Abhängigkeit von der Größe bzw. des damit korrelierten Bauteilgewichts. Aufgrund dieser Untersuchung wird inzwischen vom Hersteller ab einem Bauteilgewicht von 2 kg eine Erhöhung des Skalierungsfaktors um den Betrag von 0,1 pro 0,5 kg empfohlen. Dieser Skalierungsfaktor dient zum Ausgleich der Bauteilschwindung und wird entsprechend Anhang (*Kapitel 11.2*) berechnet.

Die zweite Untersuchung zum Ermitteln des Einflusses der Bauteilgröße auf die Bauteilschwindung in horizontaler und vertikaler Richtung wurde mit den quaderförmigen Bauteilen in drei Versuchsreihen mit dem Standardprozess durchgeführt. Das 20 mm hohe Bauteil wurde bei sonst unveränderten Parametern dreimal gebaut, das 60 mm hohe Bauteil wurde insgesamt viermal in der unteren Sinterofenposition hergestellt. Dabei wurde jeweils zweimal das geringfügig an der Außenfläche durch das Anbringen von Messpunkten modifizierte Bauteil verwendet.

Die *Tabelle 5-9* zeigt die in horizontaler Richtung auftretenden über die Versuchsreihen gemittelten Bauteilschwindungen und die Gesamtbauteilschwindungen bei 240 mm (X) bzw. 120 mm (Y) in den einzelnen Prozessschritten. Dabei wird die vertikale Bauteilhöhe zwischen 20 mm und 60 mm variiert. Die Bauteilschwindung ergab sich über das Mitteln der Einzelschwindungen, die aus den an der Oberseite angebrachten Messraster berechnet wurden.

	QB20		QB60/QB60aa	
	X	Y	X	Y
Bauteilschwindung nach der Polymerinfiltration	0,07%	0,55%	0,94%	1,93%
Bauteilschwindung nach dem Sinterofenprozess	3,10%	3,65%	3,39%	3,32%
Resultierende Gesamtbauteilschwindung	3,17%	4,20%	4,33%	5,25%

Tabelle 5-9: Bauteilschwindung der quaderförmigen Bauteile

Diese Versuchsreihen lassen sich im Bezug auf die Variation der Bauteilgröße folgendermaßen interpretieren:

- Bei der Polymerinfiltration treten große Unterschiede bei den 20 mm hohen und den 60 mm hohen Bauteilen auf. Des weiteren ist die Bauteilschwindung stark von der horizontalen Abmessung abhängig. Bei den 60 mm hohen Bauteilen beträgt die Bauteilschwindung bei der Abmessung 120 mm nahezu das Doppelte der bei der Abmessung 240 mm auftretenden Bauteilschwindung.
- Im Sinterofenprozess sind die Unterschiede der Bauteilschwindung aufgrund der Bauhöhe geringer. Auch die von den horizontalen Abmessung abhängigen Bauteilschwindungen weisen nur geringe Abweichungen auf.
- Aus dem Ergebnis der über beide Prozessschritte errechneten Gesamtbauenteilschwindungen ergibt sich, dass die Unterschiede der Polymerinfiltration überwiegen und somit auch das Gesamtergebnis beeinflussen. Die Gesamtbauenteilschwindung bei 20 mm hohen Bauteilen ist ca. 1% geringer als die der 60 mm hohen Bauteile. Der gleiche Unterschied ergibt sich bei den horizontalen Abmessungen. Dabei schwinden die Bauteile bezogen auf die Länge von 240 mm ca. 1% weniger als in der Breite von 120 mm.

Aufgrund der unterschiedlichen Gesamtschwindungen der 20 mm und 60 mm hohen Taschen wurden als Ursache Reibungseinflüsse an der Bodenfläche vermutet. Ein Vermessung der größten konkaven Stufenpyramide (Pyr150/50v) ergab eine Abhängigkeit der unterschiedlichen Einzelschwindungen von der Höhe. Die Einzelschwindungen waren am Boden des Bauteils sehr gering, mit ansteigender Höhe nahmen sie zu, um sich ab 70% der Höhe auf einen konstanten Wert einzupendeln. Nachdem bei den konkaven Stufenpyramide mit zunehmender Höhe auch die effektive Wandstärke abnimmt, sind diese Ergebnisse nicht aussagekräftig. Daher wurden dieser Effekt mit Hilfe der QB20aa-Bauteile genauer untersucht.

Repräsentativ für die aus dieser Untersuchung abgeleiteten Ergebnisse wird das in vier Einzelversuchen ermittelte Bauteilverhalten in *Bild 5-18* dargestellt. Dabei bestätigen sich die zuvor erwähnten Beobachtungen. In Bodennähe sind die schwindungsbedingten Abweichungen gering. Diese steigen mit zunehmender Höhe an, um sich langsam einen konstanten Wert anzunähern. Nachdem die Außenflächen von Formeinsätzen in der Regel spanend nachgearbeitet werden, sind die Folgen dieses Effekts dort zu beseitigen. Die Nachwirkungen auf das Bauteilinnere bleiben hiervon unberührt.

Die Auswertung der Einzelschwindungen zeigte einen weiteren Effekt. Innerhalb der Bauteile traten deutliche nichtlineare Schwindungen auf. Dies soll anhand der in *Bild 5-19* aufgeführten schwindungsbedingten Abweichungen bei der Polymerinfiltration und der in *Bild 5-20* aufgeführten schwindungsbedingten Abweichungen des Sinterofenprozesses näher erläutert werden. Dabei wurde jeweils die in X-Richtung auftretende absolute Abweichung eines Messpunktes der oberen Fläche auf seinen Sollwert bezogen aufgetragen.

Beide Bilder zeigen repräsentativ den bei allen quaderförmigen Bauteilen aufgetretenen Verlauf der schwindungsbedingten Abweichungen in X-Richtung.

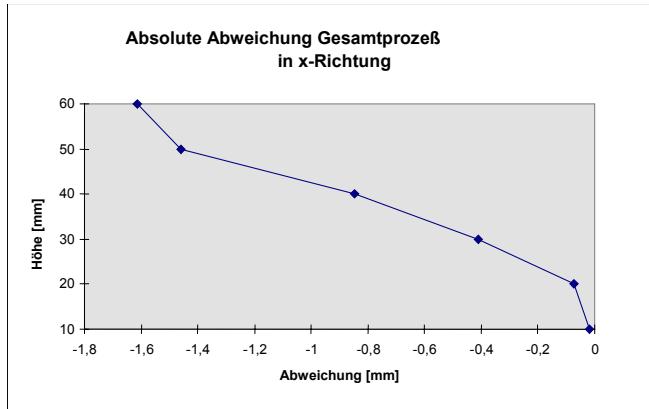


Bild 5-18: Abweichung der Außenkontur bei einer Bauteillänge von 240 mm

Deutlich ist in Bild 5-19 die nichtlineare Abweichung zu erkennen. Der sinusförmige Verlauf lässt sich über die nach der Polymerinfiltration notwendigen Trocknung der Bauteile erklären. Die im Randbereich beginnende Trocknung behindert die Schwindung im Zentrum des Bauteils. Somit ergibt sich eine größere Schwindung im Randbereich und eine geringeren Schwindung im Zentrum. Entsprechend der im Anhang (Kapitel 11.2) aufgeführten Berechnung der Schwindung mit Hilfe einer Ausgleichsgerade zeigt sich, dass diese im Randbereich eine größere Steigung und im Zentrum des Bauteils eine geringere Steigung aufweist. Der sinusförmige Verlauf gibt dies wieder.

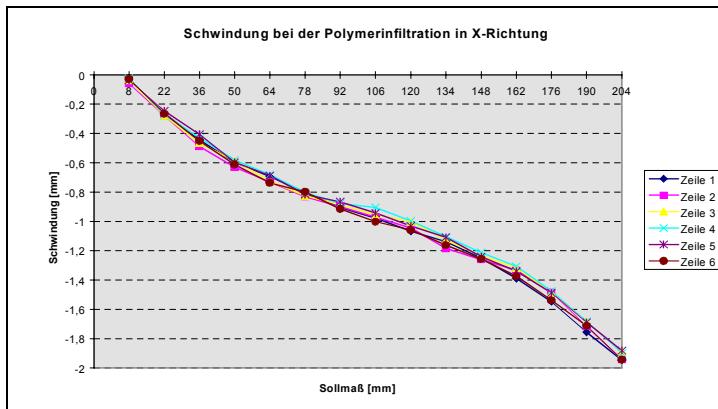


Bild 5-19: Schwindungsbedingten Abweichungen bei der Polymerinfiltration in X-Richtung

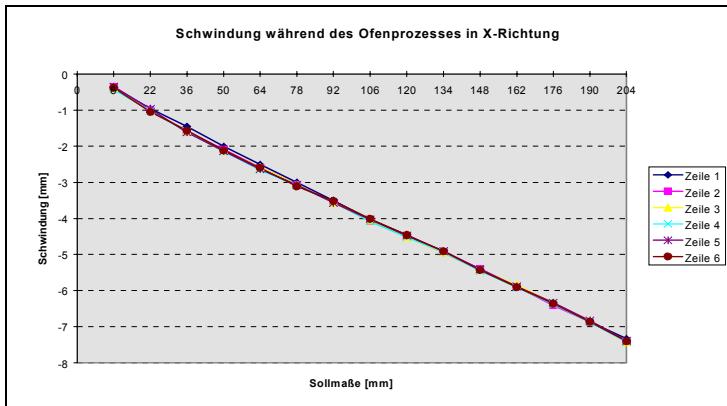


Bild 5-20: Schwindungsbedingten Abweichungen des Sinterofenprozesses in X-Richtung

Aufgrund der im Sinterofenprozess größeren Schwindung und des daraus resultierenden größeren Maßstabes in Bild 5-20 wirkt der Verlauf der Abweichung in diesem Prozessschritt wesentlich linearer als bei der Polymerinfiltration. Allerdings ist auch hier eine leichte sinusförmige Abweichung von einer idealen Geraden zu erkennen. Bei der in Bild 5-21 dargestellten Überlagerung der Abweichungen der beiden Prozessschritte Polymerinfiltration und Sinterofen wurde ein Bauteil verwendet, das zuvor mit einem geeignet erscheinenden einheitlichen Skalierungsfaktor vergrößert wurde. Dadurch pendelt die Gesamtabweichung um die Nulllinie und lässt somit einen Einblick über die über das Bauteil verteilten nichtlinearen Abweichungen zu.

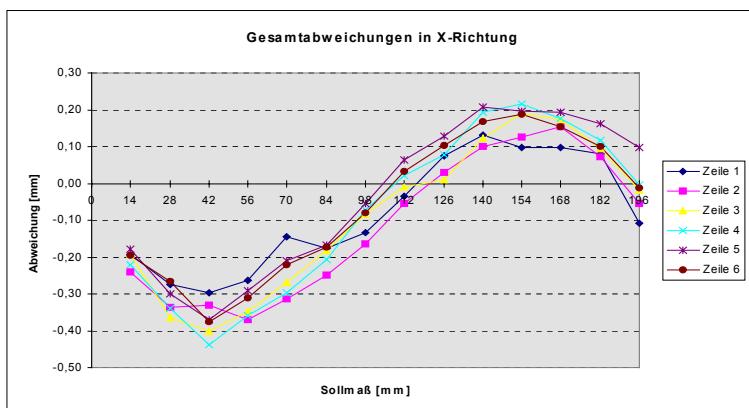


Bild 5-21: Gesamtabweichung bei vorskaliertem Bauteil

Durch die Vorskalierung wird im Prinzip die Ausgleichsgerade zur Nulllinie. An den Randbereichen werden gute Genauigkeiten erreicht. Des weiteren ergibt sich in der Bauteilmitte ein Nulldurchgang mit ebenfalls guten Genauigkeiten. Die größten Abweichungen treten im ersten und im letzten Viertel des Bauteils auf.

Derartige Effekte sind jedoch nur bei Bauteilabmessungen über 200 mm festzustellen. Im Vergleich dazu zeigt Bild 5-22 die bezüglich der Breitenabmesung von 120 mm auftretenden schwindungsbedingten Einzelabweichungen. Dabei ist ein nahezu linearer Verlauf über die einzelnen Reihen festzustellen. Auffällig ist, dass Reihen, die während der Polymerinfiltration stärker schwinden, beim Sinterofen geringere Schwindungen aufweisen. Dieser Effekt ist schon bei den Stufenpyramiden festgestellt worden.

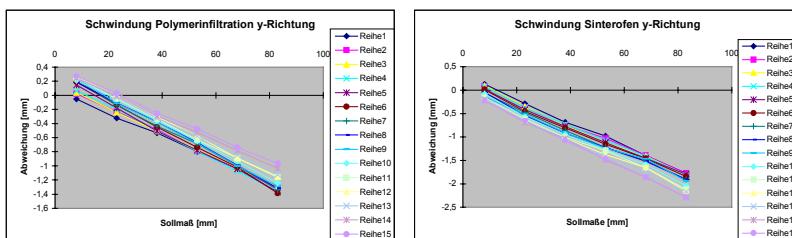


Bild 5-22: Abweichung in Y-Richtung: Polymerinfiltration (links), Sinterofen (rechts)

Bild 5-23 zeigt die linear verlaufenden, nahe beieinander liegenden Gesamt-abweichung der einzelnen Reihen.

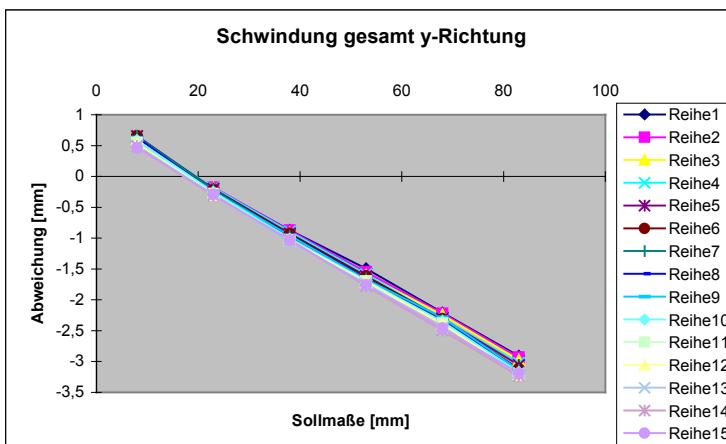


Bild 5-23: Gesamtabweichung in Y-Richtung

Zusammenfassend ergibt sich folgendes Bild. Eine Abhängigkeit der Schwindung von der Bauteilgröße ist eindeutig nachzuweisen. Insbesondere bei Abmessungen über 100 mm tritt ein deutliches nichtlineare Schwindungsverhalten auf. Dieser Effekt ist während der Polymerinfiltrationsphase sehr ausgeprägt.

5.2.2.2.2 Parameter Bauteilgestalt

Zur Ermittlung des Einflusses der Bauteilgestalt auf die Bauteilschwindungen wurden sowohl mit den konkaven Stufenpyramiden als auch mit den konvexen Stufenpyramiden entsprechende Versuchsreihen mit dem Standardprozess durchgeführt und die Ergebnisse der beiden Versuchsreihen miteinander verglichen.

	Pyr50/25x	Pyr100/37,5x	Pyr150/50x
Horizontale Bauteilschwindung:			
nach Polymerinfiltration	0,3%	0,4%	0,8%
nach Sinterofen	3,5%	3,7%	3,6%
Gesamtbauteilschwindung	3,8%	4,1%	4,3%
Vertikale Bauteilschwindung:			
nach Polymerinfiltration	1,1%	1,3%	1,5%
nach Sinterofen	3,5%	4,1%	4,2%
Gesamtbauteilschwindung	4,6%	5,4%	5,7%

Tabelle 5-10: Gemittelte horizontale und vertikale Bauteilschwindung der konkaven Stufenpyramiden

Aus der Untersuchung mit den konkaven Stufenpyramiden können die folgende Beobachtungen abgeleitet werden:

- Nach der Polymerinfiltration ist bei konkaven Bauteilen mit zunehmender Grundfläche ein Ansteigen der horizontalen und vertikalen Bauteilschwindung verbunden.
- Nach dem Sinterofenprozess bleiben konkave Bauteile bei allen Grundflächen bezüglich der horizontalen Bauteilschwindung nahezu gleich, in vertikaler Richtung findet mit zunehmender Grundfläche eine Erhöhung der Bauteilschwindung statt.
- In der Addition der beiden Prozessschritte ergibt sich für konkave Bauteile mit zunehmender Grundfläche eine ansteigende Gesamtbauteilschwindung in horizontaler und vertikaler Richtung.

Aus der *Tabelle 5-8* und *Tabelle 5-10* ist als wesentlicher Unterschied zwischen konvexen und konkaven Bauteilen festzustellen, dass bei konkaven Bauteilen die zunehmende Grundfläche sowohl in horizontaler als auch in vertikaler Richtung mit der Gesamtbauteilschwindung korreliert. Konvexe Bauteile bleiben dagegen hinsichtlich der horizontalen Gesamtbauteilschwindung konstant. Konkave Bauteile weisen mit zunehmender Grundfläche einen größeren Anstieg der vertikalen Gesamtbauteilschwindung auf als konvexe Bauteile. In

den Absolutwerten der Gesamtbauteilschwindungen weisen konvexe Bauteile in horizontaler Richtung geringere, in vertikaler Richtung dagegen höhere Werte auf. Somit ist abhängig von der Bauteilgestalt ein deutlicher Unterschied bei der erreichbaren Genauigkeit festzustellen.

Aus den bisher beschriebenen Untersuchungen lassen sich zwei Maßnahmen ableiten. Die aus den Schwindungen berechneten Skalierungsfaktoren hängen in erster Linie von bauteilbedingten Faktoren ab. Dabei können im Regelfall die zu den bauteilbedingten Faktoren zählenden Einflussgrößen Bauteilgröße und Bauteilgeometrie nur in geringen Maß geändert werden, da diese über die Geometrie des Druckgussbauteils vorgegeben sind und in der Regel stark variieren. Einzig eine konstruktive Umgestaltung in Form einer Aufteilung in mehrere Einzelformeinsätze bietet sich an. Der Einfluss der prozessbedingten Faktoren ist beim Einsatz des Standardprozesses immer gleich und daher in der Regel nicht relevant.

Daraus folgt als erste Maßnahme die Notwendigkeit zur Ermittlung geometrieanangepasster Skalierungsfaktoren für jede Koordinatenrichtung, die sowohl unterschiedliche horizontale und vertikale Abmessungen als auch unterschiedliche Formen (konkav oder konvex) berücksichtigen.

Als zweite Maßnahme ist ein Ausgleich der innerhalb der Bauteile auftretenden nichtlinearen Einzelschwindungen vorzusehen. In *Kapitel 6.2* wird ein prinzipieller Vorgehen erarbeitet, FEM zur Verbesserung der Bauteilgenauigkeit einzusetzen.

6 Verbesserung der Genauigkeit des indirekten Metall-Lasersinterprozesses

Zur Verbesserung der Genauigkeit des indirekten Metall-Lasersinterprozesses werden die zuvor erwähnten Maßnahmen, Ermittlung geometrieabhängiger Skalierungsfaktoren und Einsatz von FEM zur Kompensation der nichtlinearen Schwindung, untersucht.

6.1 Ermittlung geometrieabhängiger Skalierungsfaktoren

Die derzeitige Praxis zum Ausgleich der beim indirekten Metall-Lasersintern auftretenden Bauteilschwindungen sieht die Anwendung von Einheitsskalierungsfaktoren für jede Koordinatenrichtung vor, die massenabhängig angepasst werden. Dieser Ansatz berücksichtigt jedoch die Wechselwirkungen der verschiedenen geometriebedingte Faktoren nicht ausreichend. Daher ist eine Ermittlung geometrieabhängiger Skalierungsfaktoren notwendig.

6.1.1 Vorgehensweise

Als erster Schritt zur Ermittlung geometrieabhängiger Skalierungsfaktoren ist eine Einschränkung auf bestimmte zu untersuchende Einflussgrößen vorzusehen. Dafür bieten sich die Einflussgrößen horizontale Abmessung, vertikale Abmessung und die Gestalt des Bauteils an.

Der nächste Schritt sieht die Aufstellung von sinnvollen Abstufungen der ausgewählten Einflussgrößen vor. Da Versuchsbauteile mindestens zwei horizontale und eine vertikale Abmessung aufweisen, bietet es sich an, quaderförmige Versuchsbauteile mit der in *Tabelle 6-1* aufgeführten Größenabstufung einzusetzen. Dabei kann eine grobe Abstufung gewählt werden, da sich Zwischengrößen interpolieren lassen.

	X-Richtung	Y-Richtung	Z-Richtung
Bauteil 1	60 mm	30 mm	30 mm
Bauteil 2	120 mm	60 mm	60 mm
Bauteil 3	240 mm	120 mm	90 mm

Tabelle 6-1: Abstufung der horizontalen und vertikalen Versuchsbauteile

Bei der Gestalt eines Bauteils kann eine konkave und konvexe Grundform unterschieden werden. Zur Herstellung der meisten Druckgussbauteile eignen sich konkave Formeinsätze zur Abbildung der Außenkontur, die in der Regel eine glatte weiche Fläche aufweisen. Diese sind wiederum für spanende Fertigungsverfahren prädestiniert. Anders dagegen die Innenkontur der Druck-

gussbauteile. Diese sind vielfach von Verstärkungsrippen geprägt, die in Formeinsätzen ihre Umsetzung als schmale enge Nuten finden. Zur Herstellung dieser Formeinsätze ist das indirekte Metall-Lasersintern geeignet. Daher ist ein Schwerpunkt bei der Ermittlung von geometrieabhängigen Skalierungsfaktoren auf konvexe Grundformen mit mehreren schmalen Nuten zu legen. Eine aus der Stufenpyramide abgeleitetes und mit drei bis vier Nuten versehenes Versuchsbauteil ermöglicht die schnelle Durchführung zur Berechnung der Schwindung notwendigen Abstandsmessungen.

Aus der Kombination der beiden Einflussgrößen Bauteilgröße und Bauteilstil ergibt sich ein effektives Versuchsprogramm, das bei minimierter Bauteilanzahl eine frühzeitige praxisgerechte Umsetzung erlaubt. Zur Absicherung der Ergebnisse sind bei sonst unveränderten Bauparametern drei Versuchsreihen mit den in ihrer Abmessung variierten konvexen Versuchsbauteilen sinnvoll.

6.1.2 Einschränkungen

Bei der Durchführung der in Kapitel 5.2 beschriebenen Versuche ist die nicht befriedigende Wiederholgenauigkeit während der Polymerinfiltration aufgefallen. Die quaderförmigen Bauteile wiesen dabei in X-Richtung bei einem Sollmaß von 240 mm Unterschiede in der Bauteilschwindung von 0,75% bis 1,29% bei einem Mittelwert von 0,94% auf. Entsprechend schwankte die Bauteilschwindung in der Y-Richtung bei einem Sollmaß von 120 mm von 1,53% bis 2,49% bei einem Mittelwert von 1,93% (s. *Tabelle 5-9*). Die Abweichung beim Ofenprozess ist dagegen um Größenordnungen kleiner und stellt kein Problem dar.

Diese bei der Polymerinfiltration im Bereich von $\pm 25\%$ liegende Abweichung vom Mittelwert schränkt die Aussagekraft der durch die Versuchsreihen ermittelten geometrieabhängigen Skalierungsfaktoren ein. Daher sollten die in einer Datenbank abgelegten ersten Skalierungsfaktoren durch die in der weiteren Anwendung des indirekten Metall-Lasersinterns hergestellten Formeinsätze ständig ergänzt werden. Dabei ist zu beachten, dass die Vorskalierung der Formeinsätze bei der Neuberechnung des Skalierungsfaktors berücksichtigt wird.

6.1.3 Evaluierung

Eine Auswertung der im Rahmen dieser Arbeit notwendigen Versuchsreihen und zahlreicher industrieller Umsetzungen ergab die in *Tabelle 6-2* aufgeführten geometrieabhängigen Schwindungen zur Berechnung der Skalierungsfaktoren. Da sich diese aus der individuellen Anlagenbeschaffenheit ergeben, ist eine Übertragung auf andere Metall-Lasersinteranlagen nur bedingt möglich.

Abmessung	Gestalt	X-Skalierung	Y-Skalierung	Z-Skalierung
60 x 30 x 30	konvex	3,7 %	3,6 %	5,1 %
120 x 60 x 60	konvex	3,9 %	4,1 %	5,5 %
240 x 120 x 90	konvex	4,3 %	5,2 %	6,3 %
60 x 30 x 30	konkav	3,9 %	3,8 %	4,8 %
120 x 60 x 60	konkav	4,3 %	4,5 %	5,2 %
240 x 120 x 90	konkav	4,8 %	5,5 %	6,0 %

Tabelle 6-2: Aufstellung geometrieabhängiger Schwindungen

Eindeutig ist eine Abhängigkeit der Schwindung vom Bauteilvolumen abzuleiten. Daher wird inzwischen vom US-amerikanischen Hersteller des indirekten Metall-Lasersinterprozesses aufgrund dieser Erkenntnisse eine volumenabhängige Vorskalierung empfohlen.

6.2 Kompensation der nichtlinearen Schwindung

Die im vorherigen Kapitel angesprochenen geometrieabhängigen Skalierungsfaktoren reichen zur Herstellung genauer Formeinsätze nicht aus. Diese Skalierungsfaktoren können nur als gemittelte Kompensation der Bauteilschwindung einmalig pro Koordinatenrichtung eingesetzt werden. Zum Ausgleich der innerhalb der Bauteile auftretenden nichtlinearen Schwindungen können sie keinen Beitrag leisten. Daher sollen in diesem Kapitel Vorgehensweisen vorgestellt werden, die eine Kompensation der nichtlinearen Schwindung ermöglichen.

Nachdem bei der Berechnung von Spritz- und Druckgießvorgängen ähnliche Problemstellungen durch nichtlineare Bauteilschwindungen auftreten, die mit Hilfe der Finite Elemente Methode (FEM) gelöst werden, soll dieser Ansatz auf das indirekte Metall-Lasersintern übertragen werden. Dabei treten zwei grundsätzliche Fragestellungen auf, die in den folgenden Unterkapiteln angerissen werden sollen. Zum einen muss geklärt werden, wie der Datenfluss und die zugehörigen Schnittstellen zur Übermittlung der sehr komplexen Geometrieeinformationen gestaltet werden kann. Zum anderen ist die als Modellierung bezeichnete Erstellung eines Rechenmodells des Prozesses notwendig.

6.2.1 Datenfluss und Schnittstellen

Als Ausgangsbasis der bisherigen Vorgehensweise wird ein im 3D-CAD-System vorhandener Formeinsatz, in der Regel als Volumenmodell vorliegend, über die sogenannte STL-Schnittstelle trianguliert und somit als reine Oberflächenbeschreibung umgesetzt. Diese STL-Dreiecke werden an die Metall-Lasersinteranlage weitergegeben und dort in horizontale Schichten zerlegt.

Daher wurde eine Methode entwickelt, die aus der Ausgangsinformation 3D-CAD-Daten am Ende STL-Daten zur Verfügung stellt, die eine Kompensation

der nichtlinearen Bauteilschwindungen enthalten. Nachdem beim Vorliegen von komplexen Formeinsätzen - nur dann ist der Einsatz des generativen Fertigungsverfahrens indirektes Metall-Lasersintern sinnvoll - das Einbringen von schwindungskompensierten Geometrieelementen in ein 3D-CAD-Modell mit sehr hohem Aufwand verbunden ist, soll ein automatischer Vorgang ohne große Bedienereingriffe möglich sein.

Der zugrundeliegende Datenfluss ist in *Bild 6-1* aufgeführt. Die 3D-CAD-Volumenmodelle werden im CAD-System mit Hilfe einer Standardschnittstelle in das FEM-System überführt und dort vernetzt. Im FEM-System finden dann die notwendigen Berechnungen der während des Metall-Lasersinterprozesses auftretenden nichtlinearen Schwindungen statt. Aus der Differenz des Originalteils zum ungleichmäßig geschwunden Bauteil können Verschiebungsvektoren berechnet werden. Die Kompensation der Schwindungen erfolgt anschließend durch das Addieren von inversen Verschiebungsvektoren auf das Originalbauteil. Damit entsteht ein vorverzerrtes Bauteil, das beim Eintreten der vorberechneten Verschiebungen zu einem genauen Endbauteil führt. Dabei kann der Unterschied, der beim Schwinden zwischen dem nichtverzerrten und verzerrten Bauteil auftritt, aufgrund der im Vergleich zu den Bauteilabmessungen nur sehr kleinen Verschiebungsvektoren vernachlässigt werden. Dieses vorverzerrte Bauteil wird mit Hilfe einer im Rahmen dieser Arbeit entwickelten direkten Schnittstelle im FEM-System als Oberflächenbeschreibung im STL-Datenformat ausgegeben und an die Metall-Lasersinteranlage übertragen.

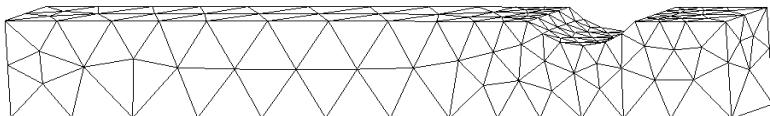


Bild 6-1: Datenfluss CAD, FEM und Rapid Tooling

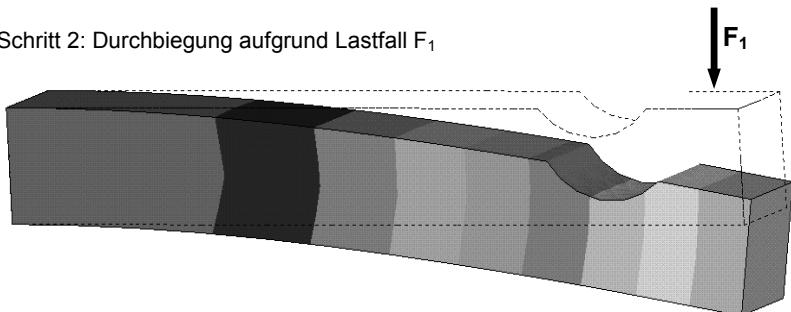
Diese Schnittstelle soll anhand des in *Bild 6-2* aufgeführten Beispiels verdeutlicht werden. Das 3D-CAD-Modell (Schritt 1) wird im FEM-System durch Tetraeder vernetzt. Die beim Metall-Lasersinterprozess eintretende nichtlineare Schwindung im Prozessschritt Polymerinfiltration wird als Lastfall durch Kraft F_1 veranschaulicht. Aufgrund der im FEM-System durchgeföhrten Biegebalenkberechnung ergeben sich Verschiebungen nach unten (Schritt 2 und 3). Durch die Kraft F_2 wird der Prozessschritt Sinterofen des Metall-Lasersinterns

dargestellt (Schritt 4 und 5). Aus den Gesamtverschiebungen werden die inversen Verschiebungen berechnet und zum Originalteil addiert. (Schritt 6). Die Datenausgabe erfolgt über eine Schnittstelle, die die Oberflächendreiecke der Tetraeder im STL-Format ausgibt. Das Fortran-Programm für diese direkte FEM-STL-Schnittstelle ist im Anhang (*Kapitel 11.3*) aufgeführt.

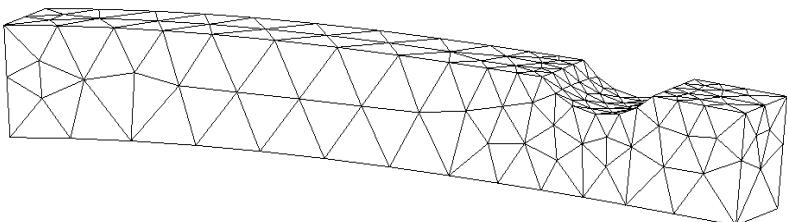
Schritt 1: Vernetzte Ausgangsgeometrie + Elementgenerierung



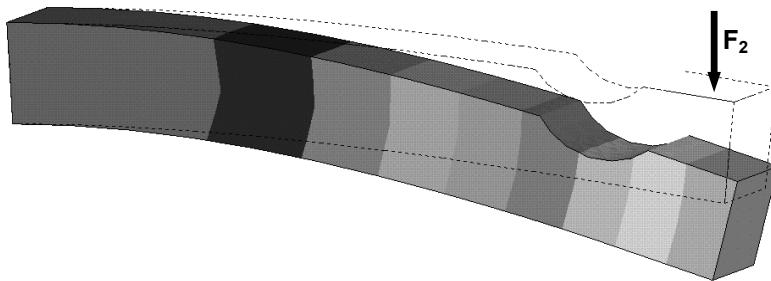
Schritt 2: Durchbiegung aufgrund Lastfall F_1



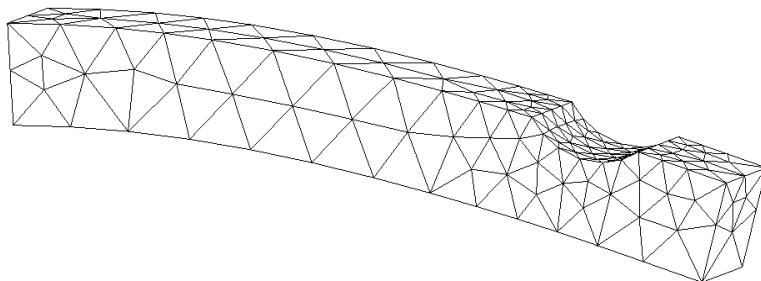
Schritt 3: Endgeometrie Lastfall F_1



Schritt 4: Durchbiegung aufgrund Lastfall F_2



Schritt 5: Endgeometrie Lastfall F_2



Vorhaltung der Durchbiegung mit invers addierten Verschiebevektoren im STL-Datenformat

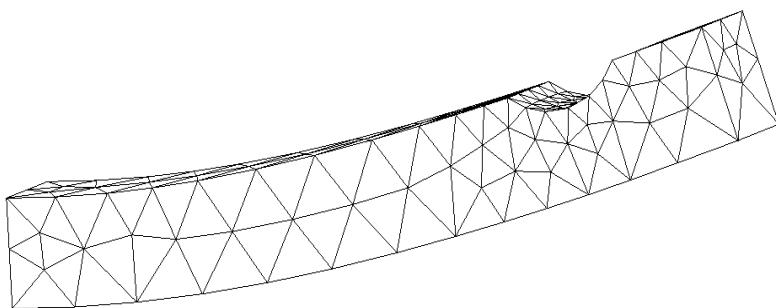


Bild 6-2: Beispielhafter Ablauf vom CAD- zum STL-Format

6.2.2 Modellierung

Nachdem innerhalb dieser Arbeit die sehr umfangreiche Aufstellung eines Prozessmodells nicht abgedeckt werden kann, sollen hier erste Ansätze vorgestellt werden. Dazu werden zwei Vorgehensweisen als sinnvoll erachtet. Dies ist zum einen das Aufstellen von Analogiemodellen auf der Basis vorhandener FEM-Systeme bzw. Berechnungs-Modelle auf die Problemstellung, zum anderen die Entwicklung einfacher makroskopischer Berechnungs-Modelle, indem als Vorarbeiten die Prozessschritte im Sinterofen experimentell genauer untersucht werden.

6.2.2.1 Erstellung von Analogiemodellen

Die im FEM-System ANSYS hinterlegten Modelle zur Berechnung von nichtlinearen Materialverhalten wurden durch iterativen Abgleich mit Versuchsreihen kalibriert. Diese Vorgehensweise hat den Vorteil, dass sehr schnell erste Ergebnisse berechnet werden können, wie das folgende Beispiel zeigt.

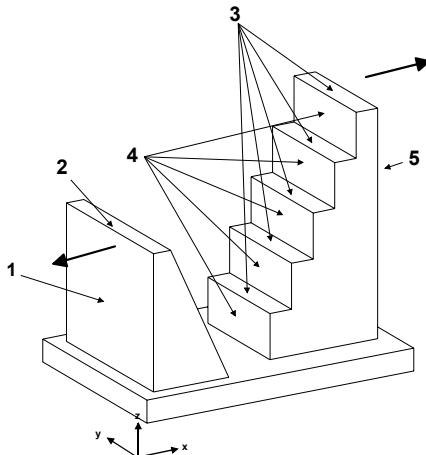


Bild 6-3: Referenzbauteil

Bei dem in Bild 6-3 abgebildeten Referenzbauteil handelt es sich um eine Kombination von zwei Formelementen, bei denen nichtlineare Verschiebungen im Bereich von mehreren Millimetern auftreten. Anhand dieses Referenzbauteiles soll verdeutlicht werden, dass eine Verbesserung der Abweichung durch eine Anpassung des FEM-Moduls ANSYS erzielt werden kann. Aus Gründen der Komplexitätsbeherrschung zur Modellierung des Ofenzyklussees wurde die thermische Behandlung in drei Abschnitte unterteilt:

- Aufheizen des Bauteils und Ausbrennen des Polymerbinders als erster Schritt der thermischen Behandlung
- Durch das Versintern bilden sich zwischen den Metallpartikeln Sinterhälse wobei im vorher lose zusammenliegenden Pulver ein Stoffzusammenhalt erzeugt wird.
- Beim abschließenden Infiltrieren wird eine niedrigschmelzende metallische Legierung aufgeschmolzen und durch Kapillarwirkung in das poröse Bauteil eingesaugt.

Für jeden dieser Abschnitte wurde im Rahmen der Arbeit ein grundlegendes FEM-Modell entwickelt.

Aufheizen und Austreiben des Polymerbinders

Um die innerhalb der bezeichneten Teilschritte stattfindenden Vorgänge in einem makroskopischen FEM-Modell abbilden zu können, wurden grundlegende physikalische Berechnungsmodelle für die Wiedergabe des Materialverhaltens eingesetzt. Innerhalb dieser Modelle sind verschiedene Materialhypothesen für die Berechnung thermischer und mechanischer Vorgänge verfügbar.

Während der ersten Phase der Ofenbehandlung wird zunächst der beim Selektiven Lasersintern angeschmolzene Kunststoffbinder ausgetrieben. Dabei wird das Bauteil kontinuierlich auf 1050°C aufgeheizt. Aus Voruntersuchungen zum Bauteilverhalten bei der Ofenbehandlung zeigte sich, dass in dieser Phase in erster Linie Bauteilabweichungen durch makroskopischen Schwund auftreten. Der die Metallpartikel umgebende Binder wird ausgetrieben und es entstehen Zwischenräume. Mit zunehmender Temperatur überlagert sich die durch Erhitzung stattfindende thermische Dehnung mit der Versinterung des Grundgefüges und der damit einhergehenden Bildung von Verbindungshälsern zwischen den einzelnen Metallpartikeln. Für die Abbildung dieses Verhaltens wird in Näherung von einem Erhitzen des Bauteils mit Wärmedehnung ausgegangen.

Versintern

Mit stetiger Temperaturerhöhung im Sinterofen beginnen die im Metallpulver enthaltenen Eisensphärolite zu versintern. Aus den Voruntersuchungen ist bekannt, dass im Vergleich zum Austreiben des Polymerbinders durch das Versintern der Metallpartikel ein geringerer Einfluss auf das Schwindungsverhalten ausgeübt wird. Das drucklose Sintermodell geht davon aus, dass die Pulverpartikel im Laufe der Zeit von beginnendem Punktkontakt über eine Vergrößerung der Kontaktfläche bis zur Bildung von Verbindungshälsern durch Massentransport vereint werden. Der Endzustand der vereinten Partikel entspricht einer kugelförmigen Anordnung, wobei der Packungsdurchmesser kleiner als die Summe der beiden Ausgangsdurchmesser ist.

Für dieses Modell wurde die Verteilung der Schwindungseffekte über das Bauteil als gleichmäßig linear angenommen. Der lineare Schwindungsfaktor wurde über ein analoges thermisches Modell angenähert, das die auftretenden Verschiebungen durch Temperaturdehnung realisiert. Die zuvor beschriebene Erhitzung mit Wärmeausdehnung wurde innerhalb eines FEM-Modells mit den beim Versintern auftretenden Schwindungen zusammengefasst.

Auftretendes Kriechen und Setzen der Bauteilgeometrie aufgrund von Schwerkrafeinflüssen, das vor allem bei hohen, asymmetrischen oder schlanken Bauteilen entsteht, wurde durch ein viskoelastisches Materialmodell überlagert. Das implementierte viskoelastische Materialmodell ist temperaturenabhängig. Damit hat die zeitliche Ausrichtung und Orientierung der Viskoelastizität zum Prozessverlauf keinen Einfluss auf das Berechnungsergebnis.

Erhitzen und Infiltration

Durch eine Temperaturerhöhung auf 1120 °C wird die dem Bauteil in einem Graphittiegel beigelegte Metall-Legierung zum Schmelzen gebracht. Das flüssige Infiltrat dringt aufgrund der Kapillarwirkung in die poröse Metall-Matrix des Bauteils ein. Für die Modellbildung wurde angenommen, dass die Infiltration gleichmäßig über das Bauteil verläuft. Entsprechend der vorhergehenden Vorgänge wurde das Materialverhalten für diesen Abschnitt durch ein thermisches Materialmodell mit linearem Aufschwellen des Metallgefüges wiedergegeben.

Abkühlung auf Raumtemperatur

Die während der Abkühlungsphase entstehenden Verschiebungen sind mit hinreichender Genauigkeit zu berechnen, da vom Endprodukt die Werkstoffdaten bekannt sind. In vorangegangenen Untersuchungen wurden unter anderem Warmzugproben der Cu-Fe-Legierung (in Massenprozent 60% Fe, 40% Cu) untersucht. Dabei wurden folgende Werkstoffdaten ermittelt.

Wärmeausdehnungskoeffizient: $\alpha = 4,5 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ bei $T=100 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha = 14,4 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ bei $T=260 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha = 31,5 \cdot 10^{-6} \text{ 1/K}$ bei $T=600 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Im Bereich 600 °C bis 1100 °C ist ein weiterer Anstieg der Wärmeausdehnung zu erwarten, falls eine Analogie zu Stahl herzustellen ist.

Wärmeleitfähigkeit: $\lambda = 91 \text{ W/(mK)}$; Dichte: $\rho = 7900 \text{ kg/m}^3$

Die Festigkeitswerte wurden temperaturabhängig eingegeben. Dabei wurde davon ausgegangen, dass die Werte für den E-Modul im Bereich des Schmelzpunktes der Legierung gegen Null gehen. Für das verwendete Materialmodell der Abkühlung wurden die Ergebnisse der Zug- und Biegeversuche durch ein temperaturabhängiges bilineares Materialverhalten abgebildet.

Teilprozess	Physikalischer Vorgang	Modellannahme	Implementierung
Aufheizen und Binder Austreiben	Thermische Dehnung mit der Versinterung des Grundgefüges	Erhitzen des Bauteils mit Wärmedehnung	$\{\sigma\} = [D] \cdot (\{\varepsilon\} - \{\varepsilon^{\text{th}}\})$ σ : Spannungsvektor D : Elastizitätsmatrix ε : Dehnungsvektor ε^{th} : thermischer Dehnungsvektor: $\varepsilon^{\text{th}} = \Delta T [\alpha_x, \alpha_y, \alpha_z, 0, 0, 0]$ α : Wärmeausdehnungskoeffizient
Versintern	Verteilung der Schwindungsefekte (Verschiebungen) über das Bauteil gleichmäßig linear	Erhitzen des Bauteils mit Wärmedehnung	
	Kriechen und Setzen der Bauteilgeometrie	Viskoelastisches Materialmodell	<p>(a) Maxwell-Modell</p> <p>Abb.: Maxwell-Element</p>
Infiltration	Lineares Aufschwellen des Metallgefüges (Infiltrieren)	Erhitzen des Bauteils mit Wärmedehnung	$\{\sigma\} = [D] \cdot (\{\varepsilon\} - \{\varepsilon^{\text{th}}\})$
Abkühlung	In der Abkühlungsphase entstehende Verschiebungen	Temperaturabhängiges bilineares Materialverhalten	<p>Abb.: Bilineares Materialverhalten</p>

Tabelle 6-3: FEM-Modellierung

Im folgenden wird die FEM-Modellierung am Referenzbauteil verifiziert.

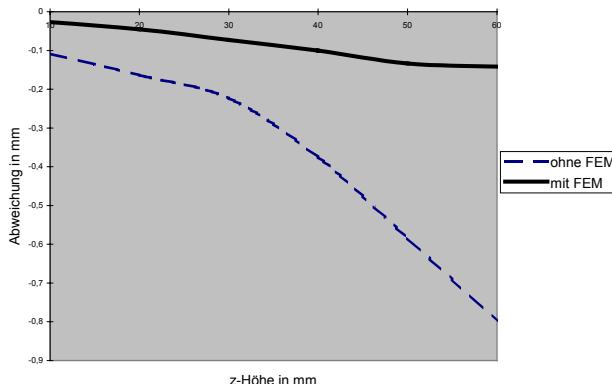


Bild 6-4: Abweichung Seite 1

In Bild 6-4 ist die Abweichung der in Bild 6-3 mit 1 gekennzeichneten, senkrecht stehenden Seite in x-Richtung vor und nach der FEM-Kompensation zu erkennen. Die obere Kante verschiebt sich in Richtung der negativen x-Koordinate. Die z-Koordinate der in Bild 6-3 mit 2 gekennzeichneten Fläche (Höhe Schräge) beträgt gegenüber einem CAD-Sollmaß von 60 mm ohne FEM-Kompensation 56,8 mm – mit FEM-Kompensation 60,1 mm. In Bild 6-5 ist die Abweichung der in Bild 6-3 mit 3 gekennzeichneten Stufen der dargestellt.

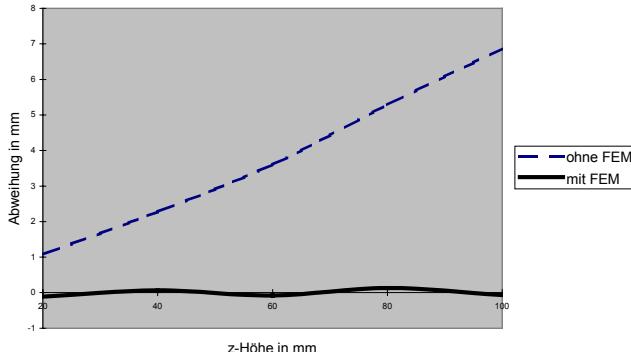


Bild 6-5: Abweichung Stufen 3

Die Schwindung in Richtung der z-Koordinate des nicht angepassten Bauteils weist einen nahezu linearen Verlauf auf. Sie wurde im Gegensatz zur Schwindung in der xy-Ebene mit dem Setzvorgang der z-Koordinate in Einklang gebracht. In Bild 6-6 ist die Abweichung der in Bild 6-3 mit 4 gekennzeichneten seitlichen Stufenflächen der Treppe als Differenz zur jeweiligen x-Koordinate der Stufen dargestellt..

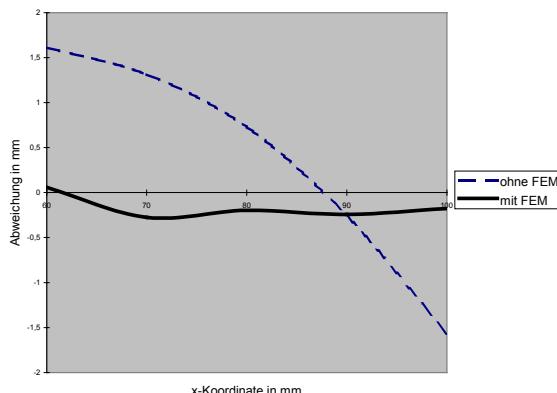


Bild 6-6: Abweichung Seitenflächen 4

In Bild 6-7 ist die Abweichung der in Bild 6-3 mit 5 gekennzeichneten, senkrecht stehenden Seite in x-Richtung zu sehen. Die obere Kante verschiebt sich in Richtung der positiven x-Koordinate. Der nichtsimulierte Kurvenverlauf beginnt nicht im Ursprung, da in die Messung die xy-Schwindung des Gesamtkörpers mit eingeht. Beim Vermessen des Körpers befand sich der Koordinatenursprung an der gegenüberliegenden Seite.

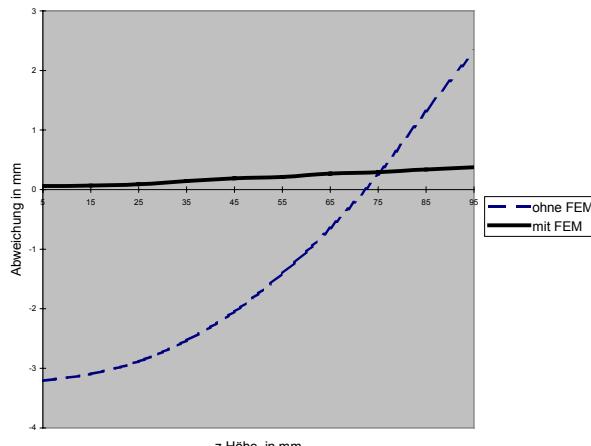


Bild 6-7: Abweichung Seite 5

Wie diese Ergebnisse zeigen, ist mit dieser Vorgehensweise eine deutliche Verbesserung der Genauigkeit zu erreichen. Analog zu den Schaubildern ist in Bild 6-8 die erfolgreiche Verbesserung der Bauteilgenauigkeit am im Vordergrund abgebildeten Bauteil zu erkennen.

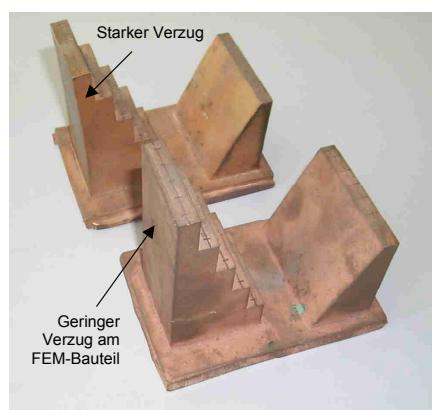


Bild 6-8: Verbesserung der Bauteilgenauigkeit durch FEM-Berechnung

6.2.2.2 Vorarbeiten zur Entwicklung makroskopischer Berechnungs-Modelle

Die Vorarbeiten zur Entwicklung von einfachen makroskopischen Berechnungs-Modellen soll sich auf die im Sinterofenprozess stattfindenden Vorgänge beschränken. Bei dem Sinterofen handelt es sich um einem Retortenofen, der während des Sinterofenprozesses nicht zugänglich ist. Damit ist eine direkte Beobachtung des Sinterofenprozesses nicht möglich. Somit ist eine geeignete Untersuchungsmethodik zu entwickeln.

Daher wird zur numerischen Simulation des Bauteilverhaltens der Sinterofenprozess in drei Phasen unterteilt:

1. Aufheizen und Binder austreiben,
2. Infiltration bei ca. 1100°C und
3. Abkühlung auf Raumtemperatur.

Für jeden dieser drei Phasen sind geeignete Einzelmodelle zu entwickeln. Für die 1. und 2. Phase sind zur Zeit noch keine Modelle verfügbar. Für die dritte Phase ist der Einsatz eines im FEM-System vorhandenen thermischen Modells möglich, jedoch sind hierfür temperaturabhängige Werkstoffkennwerte zu ermitteln.

Zur Untersuchung der ersten und zweiten Phase kann durch den gezielten Abbruch des Sinterofenprozesses das Bauteilverhalten in den Zwischenstufen durch Vergleichsmessungen ermittelt werden. Dazu wurde eine Versuchsreihe mit den in *Bild 6-9* und *Bild 6-10* aufgeführten Versuchsbauteilen, die eine Abmessung von 50 mm x 50 mm x 100 mm bei unterschiedlichen Stufentiefe aufwiesen, durchgeführt. Der Sinterofencyklus mit zwei Versuchsbauteilen wurde jeweils bei einer bestimmten Temperatur abgebrochen und die Versuchsbauteile anschließend vermessen. *Tabelle 6-4* gibt einen Überblick zu den Abbruchtemperaturen und der Prozessdauer bei einer Wartezeit bis zur Abkühlung des Sinterofens auf 200 °C.

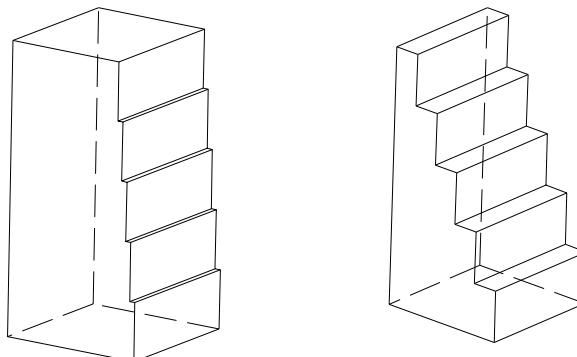


Bild 6-9: Versuchsbauteile zur Untersuchung des Sinterofenprozesses (links KS50/50/100, rechts GS50/50/100)

Versuchsbau teil	Abbruchtemperatur	Prozessdauer
KS50/50/100 und GS50/50/100	450 °C	6,5 h
KS50/50/100 und GS50/50/100	650 °C	9,5 h
KS50/50/100 und GS50/50/100	850 °C	11 h
KS50/50/100 und GS50/50/100	1050 °C	15 h
KS50/50/100 und GS50/50/100	nach Kupferinfiltration	18 h

Tabelle 6-4: Abbruchtemperaturen und Prozessdauer im Sinterofen

Die Versuchsbau teile wurden gemäß der Abbruchtemperatur von links nach rechts angeordnet. Aus dieser Versuchsreihe konnten folgende Beobachtungen abgeleitet werden:

- Bis zu der Abbruchtemperatur von 1050 °C sind bei allen vier Abbruchtemperaturen, d. h. bis zum Ende der ersten Phase, die Schwindungen bei beiden Versuchsbau teilen in der jeweiligen Koordinatenrichtungen nahezu konstant. Daraus ergibt sich, das die Schwindung aufgrund des Binderaus treibens erfolgt und das Versintern der Eisensphärolite keinen Einfluss auf das Schwindungsverhalten hat.
- Die Schwindung in vertikaler Richtung ist zum Ende der ersten Phase um Faktor 2 größer als die horizontale Schwindung. Dagegen unterscheiden sich die Schwindungen nach der Phase 2 nur noch um 5% bis 8%. Der Einfluss der Schwerkraft ist beim Binderaustreiben wesentlich stärker als die durch Kapillarkräfte gesteuerte Kupferinfiltration. Durch die Kupferinfiltration werden jedoch Dichteunterschiede im Bauteil ausgeglichen.
- Es besteht bei der Kupferinfiltration ein Zusammenhang zwischen dem einer Höhenschicht zugeordneten Volumen und der horizontalen und vertikalen Schwindung in diesem Bereich. Die Bau teile mit den kleineren Stufen (KS50/50/100) schwinden nach der zweiten Phase bei den oberen Stufen sowohl in horizontaler Richtung als auch in vertikaler Richtung weniger als an den unteren Stufen.
- Randbereiche an den Stufen, die von weniger Masse umgeben sind, schwinden nach der zweiten Phase um ca. 10% mehr als in der Fläche eingebundene Bereiche.

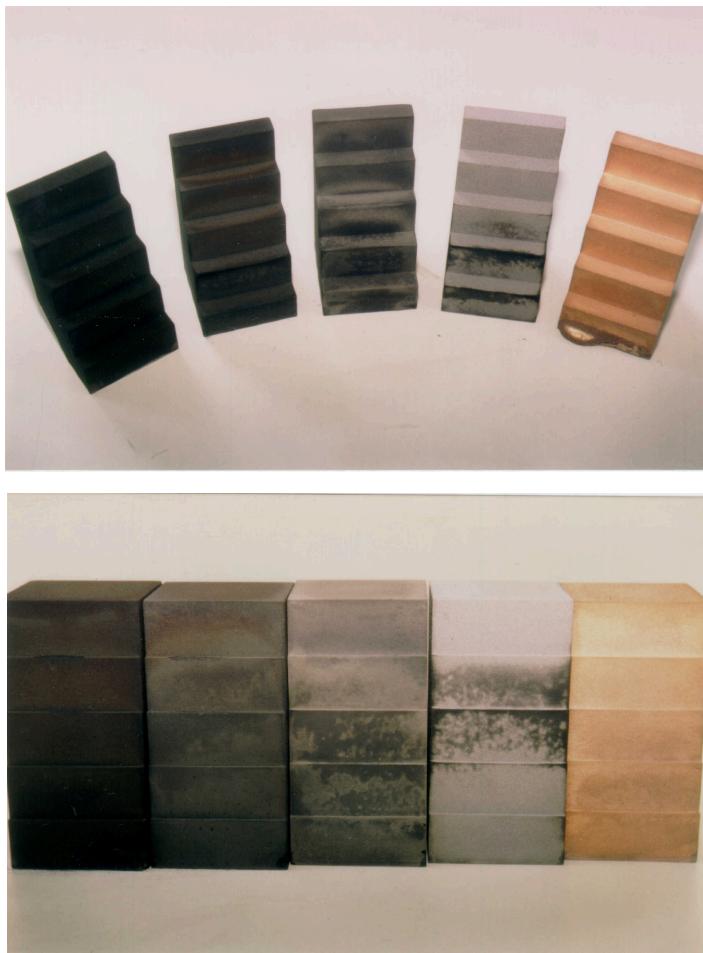


Bild 6-10: Versuchsbauten nach dem Sinterofenprozess

Aufgrund der nur einmalig durchgeföhrten Versuchsreihe können nur Tendenzen zum Bauteilverhalten während des Sinterns angegeben werden. Daher wird auf eine Darstellung konkreter Werte verzichtet. Aus den im Rahmen derartiger Versuchsreihen gewonnenen Ergebnisse können Ansätze zur Abbildung im FEM-System abgeleitet werden. Zusammen mit der zuvor ermittelten Höhenabhängigkeit der Horizontalschwindung und den geometrieabhängigen Skalierungsfaktoren ist eine makroskopische Modellierung möglich. Eine Umsetzung würde jedoch den Rahmen dieser Arbeit sprengen.

7 Standzeiterhöhung bei Druckgießwerkzeugen

Als Maßnahmen zur Erhöhung der Standzeit beim Druckgießen von Aluminiumlegierungen wurde die Oberflächenbehandlung der metall-lasergesinterten Formeinsätze und die Verwendung von alternativen Infiltrationsmetallen vorgeschlagen. Dazu wurden die in den folgenden Kapiteln beschriebenen grundlegenden Untersuchungen durchgeführt.

7.1 Oberflächenbehandlung

Zur Oberflächenbehandlung des metall-lasergesinterten Formwerkstoffes ergeben sich zwei Möglichkeiten. Zum einen können Beschichtungen aufgebracht werden, zum anderen können Randschichtvergütungsverfahren eingesetzt werden. Auf die Beschichtungsverfahren wird in Kapitel 7.1.1 bis 7.1.4 eingegangen. Dabei werden elektrochemische Verfahren, thermische Spritzverfahren, PVD-Verfahren und CVD-Verfahren im Rahmen von Beschichtungsvorversuchen untersucht. Die Beschichtungsvorversuche dienen zur Auswahl geeigneter Verfahren und werden in Kapitel 7.1.5 zusammengefasst. Die Randschichtvergütungsverfahren werden in Kapitel 7.1.6 und in Kapitel 7.1.7 bearbeitet. Dazu wird das Nitrieren und Möglichkeiten zum Einsatzhärten vorgestellt. Die nach den Beschichtungsvorversuchen geeignet erscheinenden Beschichtungsverfahren werden zusammen mit den in Frage kommenden Randschichtvergütungsverfahren zur Durchführung von Feldversuchen ausgewählt. Diese Feldversuche werden in Kapitel 7.1.8 beschrieben.

Für die Durchführung der Beschichtungsvorversuche wurde folgende Vorgehensweise gewählt: Um die Haftfestigkeit der Schichten in Abhängigkeit von der Temperatur und der Abkühlzeit zu untersuchen, wurden beschichtete Knopfproben bis zu 700°C erwärmt (Aufwärmzeit: 10 Minuten), danach im Wasser (20°C) abgeschreckt und auf Raumtemperatur abgekühlt (Abschreckdauer: 13 Sekunden). Diese Prozedur wurde pro Probe 35 mal wiederholt. Anschließend wurde die Homogenität und die Haftfestigkeit der Schichten untersucht. Es wurde versucht, die Schichten mittels eines Kratzwerkzeugs anzukratzen, um die Resthaftfestigkeit der Schichten nach der Temperaturwechselbelastung zu überprüfen. Als zweite Voruntersuchung wurden mikroskopische Gefügebilder angefertigt. Die beschichteten Proben wurden eingebettet, lichtmikroskopisch präpariert und fotografiert.

7.1.1 Elektrochemische Verfahren

7.1.1.1 Verfahrensbeschreibung und Schichtwerkstoff

Bei der in einem galvanischen Bad ablaufenden elektrochemischen Beschichtung findet der Abscheidungsvorgang ohne äußere Stromzufuhr statt. Es

kommt jedoch zu elektrochemischen Reaktionen an der Phasengrenze zwischen Elektrode und Elektrolyt, die auf Lokalströme zurückzuführen sind. Während bei der galvanischen Abscheidung durch einen äußeren Stromkreis der Kathode Elektronen zugeführt werden, die zur Reduktion und Abscheidung der Ionen an der Kathode führen, erfolgt dies bei der außenstromlosen Metallabscheidung durch Substanzen, die durch chemische bzw. elektrochemische Reaktionen der Phasengrenze ein Potential aufprägen und damit eine Metallabscheidung bewirken (Hermann 1993).

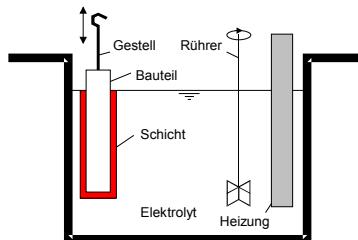


Bild 7-1: Schematische Darstellung eines galvanischen Bades

Die hier eingesetzte außenstromlose Nickelabscheidung unter Zugabe von Phosphor als Reduktionsmittel zum Elektrolyt basiert auf der Oxidation des Phosphors unter Abgabe von Elektronen, die zu einer Reduktion der Nickelionen führen. Der Vorteil außenstromlos abgeschiedener Nickelschichten gegenüber galvanischen Schichten besteht in der gleichmäßigen Schichtdicke (Konturtreue), unabhängig von der Geometrie des Bauteils und der damit verbundenen Unterschiede der Stromdichten. Die chemische Reaktion lautet (Simon & Thoma 1989): $\text{NiCl}_2 + \text{NaH}_2\text{PO}_2 + \text{H}_2\text{O} \Rightarrow \text{Ni} + \text{NaH}_2\text{PO}_3 + 2\text{HCl}$.

7.1.1.2 Ergebnis des Vorversuchs

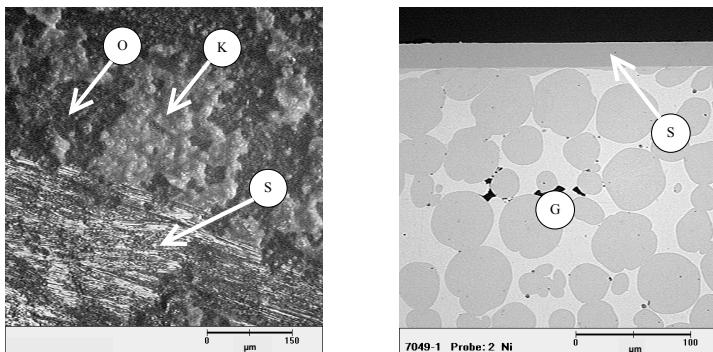


Bild 7-2: Chemisch Nickel, Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

Das Ergebnis der Thermoschockprüfung und der mikroskopischen Gefügeuntersuchung sind in *Bild 7-2* dargestellt. Durch leichtes Abkratzen konnte die abgelagerte Kalk- (K) und Oxidschicht (O) von der Ni-Schicht (S) entfernt werden. Aufgrund der guten Haftung der Ni-Schicht auf dem Substrat konnte diese nicht abgekratzt werden. Die mikroskopische Gefügeuntersuchung beweist, daß die Ni-Schicht (S) gut auf dem Grundmaterial (G) haftet. Eine Diffusionschicht ist nicht zu erkennen. Aufgrund dieses guten Ergebnisses wird diese Beschichtung bei der Durchführung der Feldversuche berücksichtigt.

7.1.2 Thermisches Spritzverfahren

7.1.2.1 Verfahrensbeschreibung

Beim Aufbringen von thermischen Spritzschichten wird zwischen dem atmosphärischen Plasmaspritzen und dem Hochgeschwindigkeitsflammspritzen unterschieden. Beim atmosphärischen Plasmaspritzen (*Bild 7-3*) wird in einer speziellen Plasmaspritzpistole ein eingeschränkter und gasstabilisierter Lichtbogen hoher Energiedichte erzeugt. Es findet eine Wärmeenergietransport zwischen dem Lichtbogen und dem ionisierten Plasmagas statt. Durch die Rekombination von Ionen wird Wärmeenergie freigesetzt, die dann die Brenndüse mit einer hohen Temperatur und Geschwindigkeit verlässt. Der Spritzzusatz wird dem Plasmastrahl mit Hilfe eines Trägergases radial zugeführt (*Borbeck 1990*).

Beim Hochgeschwindigkeitsflammspritzen (engl.: High Velocity Oxygen Fuel Spraying) wird mit sehr hohen Gasgeschwindigkeiten (bis zu 2000m/s) gearbeitet. Die hohe Gasgeschwindigkeit wird durch eine Reihenschaltung von einer Vorkammer (in der ein hoher Druck erzeugt wird) und einer nachgeordneten Expansionsdüse erzeugt. Der Spritzzusatz wird in den Hochgeschwindigkeitsflammmstrahl eingeführt, wodurch eine hohe Spritzpartikelgeschwindigkeit erreicht wird. Dies wiederum ist der Grund für eine gute Haftung und eine hohe Dichte der Schichten (*Borbeck 1990*).

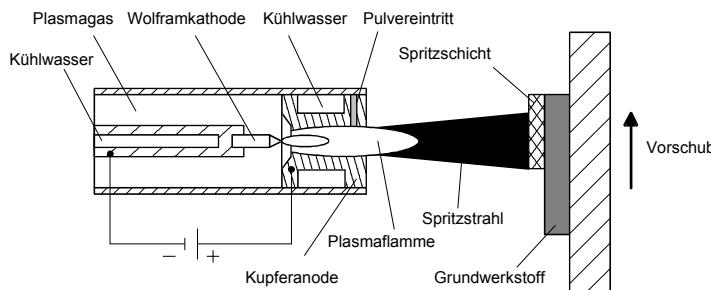


Bild 7-3: Schematische Darstellung des atmosphärischen Plasmaspritzen

Für die Beschichtungsversuche wurden zwei Bauformen von HVOF-Anlagen eingesetzt, Top-Gun und JP-5000 (*Bild 7-4*). Beim Top-Gun-Verfahren findet die Verbrennung in einer Brennkammer im Griff der Pistole statt. Es sind Partikeltemperaturen bis zu 3200°C erreichbar. Beim wirtschaftlichen JP-5000-Verfahren können die höchsten Geschwindigkeiten und Brennkammerdrücke von allen HVOF-Systemen erzielt werden (*Kunst 1993*).

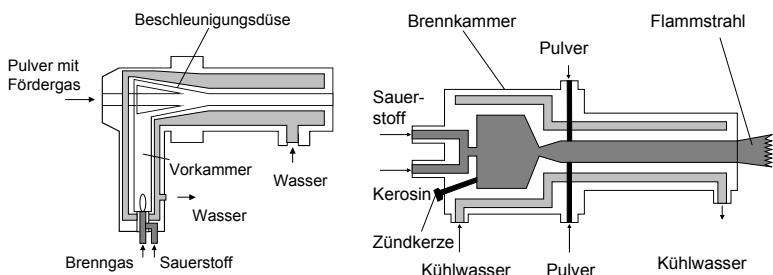


Bild 7-4: Darstellung einer Top-Gun-Spritzpistole (links) und JP-5000-Düse (rechts)

7.1.2.2 Schichtwerkstoffe

In *Tabelle 7-1* werden den Schichtwerkstoffen die Spritzverfahren zugeordnet und die Schichteigenschaften und Anwendungen aufgeführt.

Schicht-Werkstoff	Spritzverfahren	Schichteigenschaften und Anwendungen
WC-Co	HVOF/ JP-5000	Wolframkarbid-Kobaltschichten finden Anwendung für dichte, glatte und harte Reibverschleißschutzschichten. Die maximale Einsatztemperatur beträgt ca. 500 °C, die Schichtdicke sollte 300 µm nicht überschreiten.
ZrO ₂ -Y ₂ O ₃	APS	ZrO ₂ -Basis-Werkstoffe gelten als erosionsbeständige Schichten mit verschleißschützender Wirkung. Durch die Auswahl des Stabilisierungsgrades des ZrO ₂ lassen sich Wärmedämmegenschaften und Thermoschockbeständigkeit der Schichten gezielt beeinflussen.
Ni-Cr-W-Co (Stellite)	HVOF/ JP-5000	Die als Stellite bekannten Co-Cr-Legierungen weisen einen hohen Widerstand gegen Kavitation und Partikel-Erosion bei guter Korrosionsbeständigkeit auf. Einsatztemperaturen und hohe Warmhärte sind bis 800 °C möglich.
MoSi ₂	HVOF/ Top-Gun	Ein metallischer Hartstoff mit hoher Oxidationsbeständigkeit und relativ geringer Wärmeleitfähigkeit.

Tabelle 7-1: Eigenschaften der thermischen Spritzschichtwerkstoffe (Scholze 1983, Starck 1991a, Starck 1991b)

7.1.2.3 Ergebnis des Vorversuchs

WC-Co

Das Ergebnis der Thermoschockprüfung und der mikroskopischen Gefügeuntersuchung der WC-Co-Beschichtung sind in Bild 7-5 dargestellt. Nach leichtem Abkratzen und Entfernen der Kalk- (K) und OXidschicht (O) wurde die harte WC-Co-Schicht (S) erreicht. Diese Schicht konnte vom Grundmaterial nicht entfernt werden. Die mikroskopische Gefügeuntersuchung ergab, dass die WC-Co-Schicht (S) homogen und rissfrei ist. Über die gesamte Länge des Schliffs war keine Ablösung vorhanden. Die Haftung der Schicht mit dem Grundmaterial (G) ist gut. Daher ist diese Beschichtung für die Durchführung von Feldversuchen vorgesehen.

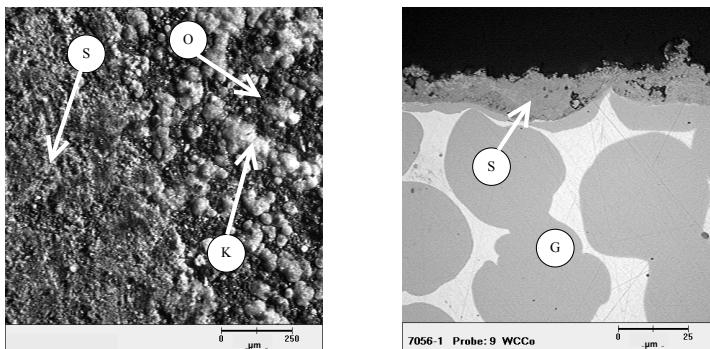


Bild 7-5: WC-Co, Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

ZrO₂-Y₂O₃

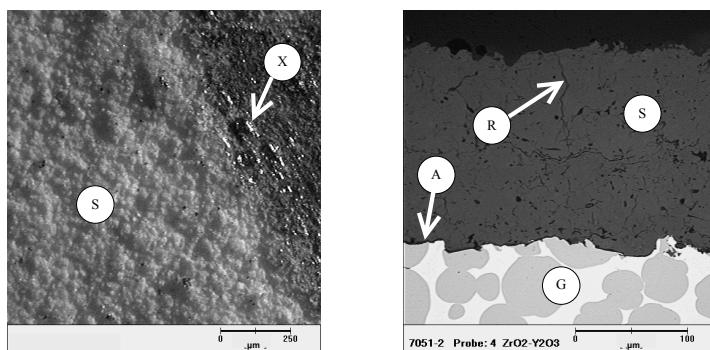


Bild 7-6: ZrO₂-Y₂O₃, Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

Die Thermoschockprüfung (Bild 7-6) ergab, dass die $ZrO_2\text{-}Y_2O_3$ -Schicht (S) nicht abgekratzt werden konnte, dafür aber das Kratzwerkzeug abgeschliffen wurde (Fragment X). Das Ergebnis der mikroskopischen Gefügeuntersuchung zeigte eine rissbehaftete (R) $ZrO_2\text{-}Y_2O_3$ -Schicht (S). Die Haftung der Schicht auf dem Grundmaterial ist befriedigend. Die Schicht löst sich zum Teil von der Substratoberfläche ab (A). Trotz dieser Unsicherheit wird diese Schichtart bei der Durchführung der Feldversuche mit eingeschlossen.

Ni-Cr-W-Co (Stellit)

Nach dem Entfernen der Kalkschicht (K) wurde die Stellit-Schicht (S) erreicht, die nicht von dem Grundmaterial abgekratzt werden konnte (Bild 7-7). Die mikroskopische Gefügeuntersuchung zeigte, dass die Stellit-Schicht (S) sich von dem Grundmaterial (G) abgelöst (A) hat. Dieses Beschichtungsverfahren wird bei den Feldversuchen ausgeschlossen.

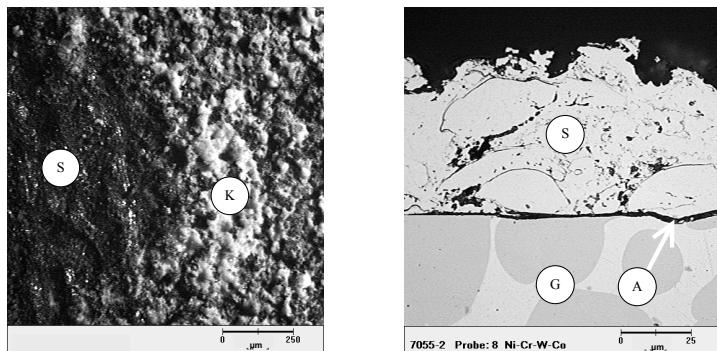


Bild 7-7: Stellit, Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

MoSi_2

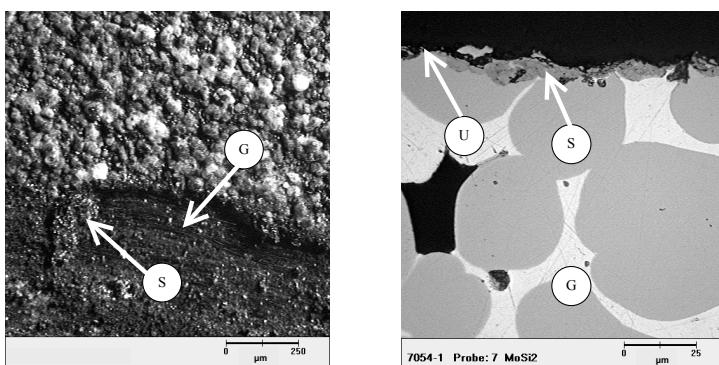


Bild 7-8: MoSi_2 , Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

Nach der Thermoschockprüfung wurde die MoSi₂-Schicht (S) bis zum Grundmaterial (G) abgekratzt (Bild 7-8). Die mikroskopische Gefügeuntersuchung ergab ein zu dünnes Auftragen der MoSi₂-Schicht (S). Teilweise war die Oberfläche unbeschichtet (U), die Haftung auf dem Grundmaterial (G) unbefriedigend. Von der Durchführung von Feldversuchen wird abgesehen.

7.1.3 PVD-Verfahren

7.1.3.1 Verfahrensbeschreibung

PVD-Schichten (Physical Vapour Deposition) entstehen durch das Abscheiden von Atomen oder Molekülen aus der Gasphase. Das Verfahren zählt zu den Dünnschichtverfahren, mit üblichen Schichtdicken zwischen 0,5 µm - 30 µm. Die Abscheidung setzt keine bestimmte Substrattemperatur voraus. PVD-Verfahren werden unterteilt in Vakuumaufdampfen, Aufstäuben/Sputtern und Ionenplattieren.

Zur Beschichtung der metall-lasergesinterten Substrate wurde das Aufstäuben/Sputtern eingesetzt. In einer konventionellen Sputteranlage (Diodenzerstäubung) werden in einem Glimmentladungsprozeß Metallatome von einem flächigen Target abgestäubt. Durch Anlegen einer Spannung zwischen dem Target (Kathode) und dem Substrat (Anode) wird aus einem Edelgas (Ar) Edelgasionen (Ar⁺) erzeugt, mit welchen der Target beschossen wird. Durch Impulsübertragung werden Metallatome aus dem Target herausgeschlagen, die dann auf dem Substrat kondensieren (Hermann 1993, Bild 7-9).

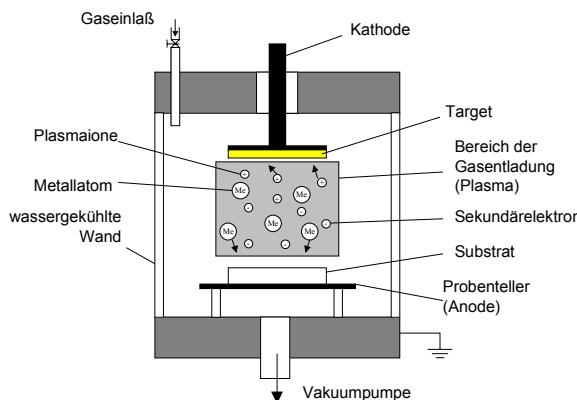


Bild 7-9: Schematische Darstellung einer Aufstäubeanlage in Diodenversion

7.1.3.2 Schichtwerkstoffe

In Tabelle 7-2 werden den Schichtwerkstoffen mit ihren Eigenschaften und Anwendungen aufgeführt.

Schichtwerkstoff	Schichteigenschaften und Anwendungen
Ti/TiN	Die TiN-Schichten gehören zu den harten und verschleißbeständigen Schichtarten. Bei höheren Temperaturen (über 540°C) zeigen diese Schichten eine gute Oxidationsbeständigkeit. Die gute Haftung und quasi-elastisches Verhalten der dünnen Schicht (ca. 2-10µm) wirkt Abplatzungen und Rissbildungen entgegen. Die Korrosionsschutzwirkung ist von der Rissigkeit bzw. Porigkeit der Schichten abhängig. TiN ist chemisch beständig, reaktionsträge und zeigt geringe Neigung sich mit anderen Werkstoffen zu verkleben oder zu verschweißen.
Cr/CrN	Bei CrN-Schichten sind Schichtdicken bis zu 50 µm (optimale Schichtstärken liegen zwischen 10 µm - 15 µm) erzielbar. CrN ist genau wie TiN oxidationsbeständig. Allerdings kann die Haftung vom CrN etwas schlechter als bei TiN sein. Die CrN-Schicht verhält sich auch bei Temperaturen um die 700°C stabil. Die Affinität des CrN zum Aluminium ist geringer als die des TiN.
TiB/TiB ₂	TiB/TiB ₂ -Schichten besitzen sehr hohe Härten (3200-4400 HK0,025). Darüber hinaus haben diese Schichten eine sehr hohe Wärmeleitfähigkeit. Die TiB/TiB ₂ -Schichten weisen gegenüber metallischen Schmelzen eine hohe Resistenz und geringe Benetzungsbereitschaft auf. Sie sind korrosionsbeständig und verhalten sich in der Aluminiumschmelze passiv.

Tabelle 7-2: Eigenschaften der PVD-Schichtwerkstoffe (Simon & Thoma 1989, Krzyminski 1973, Kunst 1973)

7.1.3.3 Ergebnis des Vorversuchs

Ti/TiN

Das Ergebnis der Thermoschockprüfung und der mikroskopischen Gefügeuntersuchung der Ti/TiN-Beschichtung sind in Bild 7-10 dargestellt. Die Ti/TiN-Schicht (S) wurde beim leichten Abkratzen bis zum Grundmaterial (G) entfernt. Entsprechend zeigt die mikroskopische Gefügeuntersuchung, dass die Ti/TiN-Schicht (S) rissbehaftet (R) ist. Die Titanzwischenschicht (Z) und damit auch die TiN-Schicht (S) haben sich zum größten Teil vom Grundmaterial (G) abgelöst (A). Deshalb kommt die Durchführung von Feldversuchen nicht in Frage.

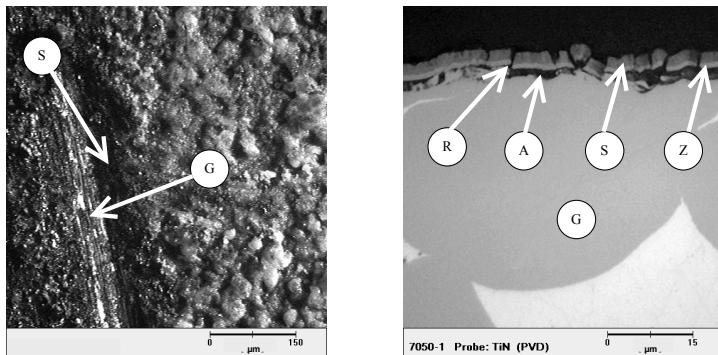


Bild 7-10: Ti/TiN, Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

Cr/CrN

Die Thermoschockprüfung (Bild 7-11) ergab, dass nach dem Entfernen der Oxid schicht (O) das Grundmaterial (G) schon zu sehen war. Ähnlich wie bei Ti/TiN wurde bei der mikroskopischen Gefügeuntersuchung eine rissbehaftete (R) Cr/CrN-Schicht (S) sichtbar. Die Chromzwischenschicht (Z) hat sich teilweise vom Grundmaterial (G) abgelöst (A). Von der weiteren Durchführung von Feldversuchen wird daher abgesehen.

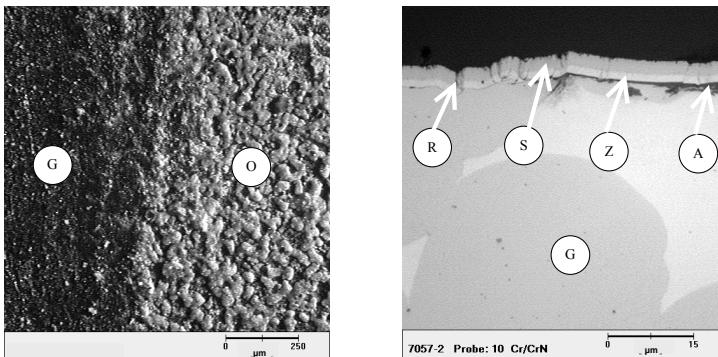


Bild 7-11: Cr/CrN, Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

Cr/TiB/TiB₂

Mit Chrom als Zwischenschicht führte die Thermoschockprüfung (Bild 7-12) zu dem Ergebnis, dass sich die Cr/TiB/TiB₂-Schicht (S) teilweise vom Grundmaterial (G) abgelöst hat. Die Oberfläche ist teilweise mit Kalk (K) abgedeckt. Bei der mikroskopischen Gefügeuntersuchung ergaben sich Risse (R) in der Cr/TiB/TiB₂-Schicht (S). Es besteht keine Haftung zwischen Chromzwischen-

schicht (Z) und Grundmaterial (G). Die Chromzwischenschicht hat sich zum Teil komplett vom Grundmaterial abgelöst (A). Daher ist diese Beschichtung ungeeignet.

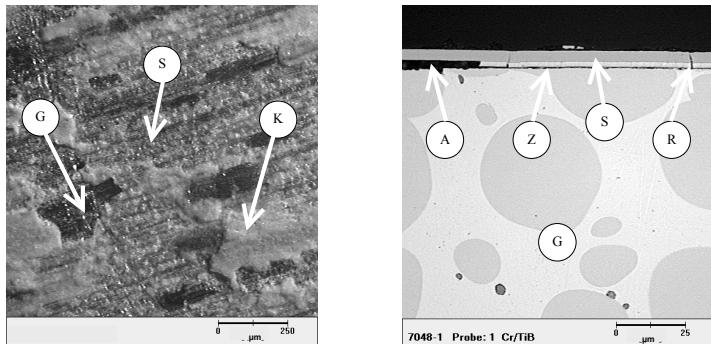


Bild 7-12: Cr/TiB/TiB₂, Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts)

7.1.4 CVD-Verfahren

7.1.4.1 Verfahrensbeschreibung und Schichtwerkstoff

Bei dem zu den Dünnschichtverfahren gehörende CVD-Verfahren (Chemical Vapour Deposition) laufen die chemischen Reaktionen in der Gasphase in einer Reaktorkammer als heterogene Reaktionen ab. Unter Zufuhr von Wärme- oder Strahlung bilden sich Festkörperprodukte und flüchtige Nebenprodukte. Dabei scheiden sich Festkörper als Schicht an der Oberfläche des Substrates ab (Bild 7-13). Als Trägergas wird meist Argon verwendet. Die Beschichtungstemperaturen liegen in der Regel zwischen 700-1100°C (Hermann 1993).

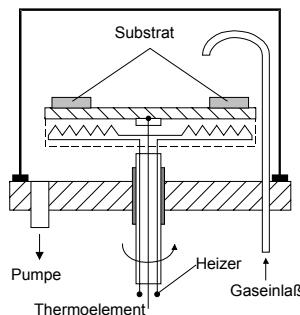


Bild 7-13: Schematische Darstellung eines CVD-Reaktors (Haefer 1987)

Für den in dieser Versuchsreihe eingesetzten Schichtwerkstoff Si-B-N-(C) wird das metall-lasergesinterte Substrat mit UV-Licht bestrahlt und führt damit zur Photopolymerisation des Festkörperanteils. Si-B-N-(C) gehört zu den sogenannten amorphen Nichtoxid-Keramiken. Die Oxidationsbeständigkeit ist enorm hoch. Sie ist bis 1900°C thermisch belastbar und bleibt dabei amorph (*Baldus & Jansen 1997*).

7.1.4.2 Ergebnis des Vorversuchs

Das Ergebnis der Thermoschockprüfung und der mikroskopischen Gefügeuntersuchung der Si-B-N-(C)-Beschichtung sind in *Bild 7-14* dargestellt. Die Si-B-N-(C)-Schicht (S) wurde beim leichten Abkratzen bis zum Grundmaterial (G) entfernt. Entsprechend zeigt die mikroskopische Gefügeuntersuchung, dass die Si-B-N-(C)-Schicht (S) auf dem Grundmaterial (G) nicht gut ist. Die Schichtablösung (A) und eine Diffusionszwischenschicht (D) sind deutlich erkennbar. Aus diesem Grund wird das CVD-Verfahren nicht in die Durchführung der Feldversuche mit einbezogen.

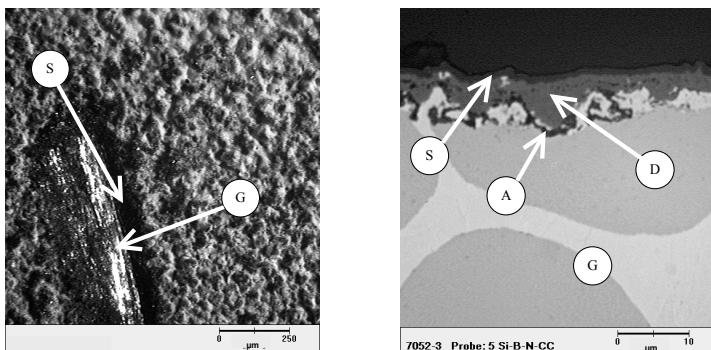


Bild 7-14: Si-B-N-(C), Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)

7.1.5 Zusammenfassung der Beschichtungsvorversuche

Die Ergebnisse der Beschichtungsvorversuche werden in *Tabelle 7-3* zusammengefasst. Dabei wird auch die Schichtdicke und die nach der Beschichtung vorliegenden Rauheitswerte der Oberflächen angegeben.

Beschichtung	Schicht-dicke in µm	Rauheitswerte R_a in µm / R_z in µm	Thermo-Schock	Gefüge
chemisch Ni	21,5	0,57 / 4,82	positiv	positiv
WC-Co	50	5,02 / 25,60	positiv	positiv
ZrO ₂ -Y ₂ O ₃	175	5,15 / 25,50	positiv	positiv
Stellit (Ni-Cr-W-Co)	50-60	5,30 / 26,80	positiv	negativ
MoSi ₂	0-10	3,11 / 18,90	negativ	negativ
Ti/TiN	2,5-3	1,36 / 7,68	negativ	negativ
Cr/CrN	3-4	1,05 / 7,59	negativ	negativ
Cr/TiB	5-6	0,74 / 2,61	negativ	negativ
Si-B-N-(C)	0,8	1,27 / 8,84	negativ	negativ

Tabelle 7-3: Zusammenfassung der Vorversuche

7.1.6 Nitrieren

Neben den Beschichtungsverfahren wurden auch Randschichtvergütungsverfahren untersucht. Das Nitrieren ist ein Randschichtvergütungsverfahren, bei dem unter erhöhter Temperatur Stickstoff (N_2) in die Randschicht des Bauteils diffundiert (Schmitt-Thomas 1989). Dort bildet der Stickstoff zum Teil Nitridphasen mit dem Werkstoff, lagert sich aber auch auf Zwischengitterplätzen des Werkstoffs an. Beim Gasnitrieren mit Ammoniak (NH_3) als Trägergas, das für die metall-lasergesinterten Formeinsätze verwendet wurde, wird das Bauteil auf 500 °C bis 550 °C erwärmt.

Bei 500 °C beträgt die Einsatzdauer je 0,1 mm Schichtdicke circa 10 Stunden (Stüwe 1969), so dass mit Weißeldauern von 5 bis 30 Stunden gerechnet werden kann. Der auf den Zwischengitterplätzen befindliche Stickstoff wird dabei „eingefroren“ und erzeugt an der Oberfläche des Bauteils Druckspannungen, die den Werkstoff unempfindlicher gegen Kerbwirkung und Wechselbelastung machen und die Oberflächenhärte steigern. Die Oberflächenhärte wird insbesondere dann stark erhöht, wenn sich zumindest in der Randschicht des Bauteils nitrid- bzw. karbonnitridbildende Elemente wie Aluminium, Chrom, Molybdän, Vanadium oder Titan befinden. Trotz des Fehlens nitridbildender Elemente kann der Verschleißwiderstand erhöht und die Korrosionsneigung vermindert werden. In diesem Zusammenhang spricht man vom sogenannten Weichnitrieren (Schmitt-Thomas 1989).

Weitere Vorteile des Nitrierens sind die geringen Kosten verglichen mit anderen Verfahren wie Borieren, keramischen und galvanischen Beschichtungsver-

fahren, seine Verzugsarmut und ein gewisser Korrosionsschutz für das Bau teil. Der Einsatz eines nitrierten metall-lasergesinterten Formeinsatzes stellt eine Möglichkeit zur Standzeiterhöhung bei Druckgießwerkzeugen dar und wird daher bei den Feldversuchen berücksichtigt.

7.1.7 Möglichkeiten zum Umwandlungshärten der Randschicht

Aufgrund der langsamen Abkühlzeiten im Ofen und der hohen Elektronegativitätsdifferenz der Metalle Eisen und Kupfer kann eine Umwandlungshärtung ausgeschlossen werden. Durch die oxidationshemmende Wasserstoffatmosphäre des Ofens kann der Prozess nicht unterbrochen werden, ohne den Ofen zu beschädigen. Daher bleibt die Abkühlgeschwindigkeit der austenitischen γ -Eisenphase unterhalb der kritischen Abkühlgeschwindigkeit, die zur Martensitbildung benötigt wird, und das gesamte Eisen kann in die ferritisch weiche α -Phase umklappen.

Eine nachträgliche Vergütung der Randschicht (Härtens und Anlassen) kann nicht durchgeführt werden, da bei den benötigten Temperaturen oberhalb von 857 °C das Eisen unter dem Einfluss des edleren Kupfers sofort verzundert und eine Verzunderung die Güte und Härte der Oberfläche negativ beeinflusst. Bei entsprechenden Versuchen entstanden bis zu 2 mm dicke Zunderschichten. Daher wird dieses Oberflächenvergütungsverfahren nicht weiterverfolgt.

7.1.8 Evaluierung

Nachdem sich nicht alle Oberflächenbehandlungen erfolgreich auf indirekt metall-lasergesinterte Formeinsätze anwenden ließen, wurden Feldversuche nur mit den Beschichtungen chemisch Nickel, $ZrO_2\text{-}Y_2O_3$ und WC-Co, sowie mit einem durch Nitrieren oberflächenvergüteten Formeinsatz durchgeführt.

7.1.8.1 Versuchsbeschreibung

Zur Evaluierung wurde ein Druckgießfeldversuch mit vier oberflächenbehandelten indirekt metall-lasergesinterten Formeinsätzen und einem unbehandelten indirekt metall-lasergesinterten Formeinsatz vorgesehen. Als Versuchsformeinsatz wird der in Kapitel 5.1.2.2 für die ersten Druckgießfeldversuche mit Aluminiumlegierungen eingesetzte Formeinsatz mit mehreren Nuten mit einem Tiefen/Breiten-Verhältnis von 3:1, 4:1 und 5:1 abgewandelt (*Bild 7-15*). Damit soll die insbesondere beim thermischen Spritzen in tiefen Nuten eingeschränkte Anwendbarkeit untersucht werden.

Nachdem die durch das thermische Spritzen von WC-Co und $ZrO_2\text{-}Y_2O_3$ erreichten Rauheitswerte für den Einsatz beim Druckgießen nicht ausreichend sind, wurden diese auf einen Mittenrauwert Ra von 2,34 μm bzw. 2,71 μm poliert. Der chemisch vernickelte und der nitrierte Formeinsatz wurden vor der

Oberflächenbehandlung poliert und konnte daher ohne Nachbearbeitung zum Druckgießen eingesetzt werden.

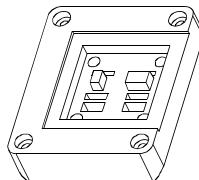


Bild 7-15: 3D-Darstellung des Versuchsformeinsatzes

7.1.8.2 Ergebnis der Feldversuche

Die Druckgießversuche wurden bei Standard-Druckgießparametern in nicht vorgeheizten Formeinsätzen durchgeführt. Die Aluminiumlegierung AlSi9Cu3 wurde bei einer Schmelztemperatur von 710 °C und einem Gießdruck von 600 bar verarbeitet. In Verbindung mit den scharfkantigen Übergängen zu den Nuten und den zu Versuchsbeginn kalten Formeinsätzen wurden vergleichsweise extreme Anforderungen an die Formeinsätze gestellt. Als Schadenskriterium wurde das Entstehen von ersten Brandrissen definiert. Als Risslänge wurde der an den Bauteilen entstehende sichtbare Grat gemessen. Nach 50 Gießversuchen wurde eine Versuchsreihe spätestens abgeschlossen. Das Ergebnis der Feldversuche ist in Tabelle 7-4 zusammengefasst.

Oberflächenbehandlung	Anz. Abgüsse bis Brandriss	Risslänge nach 30 Abgüsse	Risslänge nach 40 Abgüsse	Risslänge nach 50 Abgüsse
Keine	10 mm	21 mm	24 mm	29 mm
Chem. Ni	10 mm	22 mm	23 mm	29 mm
WC-Co	30 mm	7 mm	18 mm	28 mm
ZrO ₂ -Y ₂ O ₃	-	-	-	-
Nitriert	10 mm	20 mm	23 mm	27 mm

Tabelle 7-4: Ergebnis der Feldversuche mit oberflächenbehandelten Formeinsätzen

Die ZrO₂-Y₂O₃-Schicht löste sich beim ersten Druckgießversuch. Sowohl der chemisch vernickelte als auch der nitrierte Formeinsatz wiesen eine mit dem unbehandelten Formeinsatz vergleichbare Schädigung auf. Einzig die wesentlich dickere WC-Co-Schicht führte zu einer Verbesserung. Allerdings zeigt die bis zum 50. Abguss verfolgte Schadensentwicklung, dass eine vorgeschädigte WC-Co-Schicht zu keiner Standzeitverbesserung führt. Nachdem das Aufbringen der WC-Co-Schicht in der im Tiefen/Breiten-Verhältnis von 5:1 hergestellten schmalsten Nut an seine Grenzen stieß, ist ein Einsatz von Oberflächenbehandlungsverfahrens nur im Einzelfall sinnvoll.

7.2 Alternative Infiltrationswerkstoffe

Die zweite Möglichkeit, die Standzeit der metall-lasergesinterten Formeinsätze beim Druckgießen zu steigern ist der Einsatz von alternativen Infiltrationswerkstoffen. Diese werden anstelle des bisher eingesetzten Kupfers verwendet. Im weiteren soll erste Ansätze zu alternativen Infiltrationswerkstoffen vorgestellt werden. Nach der Auswahl geeigneter Infiltrationswerkstoffe werden diese in Vorversuchen auf ihre Einsetzbarkeit untersucht. Auf die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften dieser Materialsysteme folgen Feldversuchen zur Evaluierung der beim Druckguss von Aluminiumlegierungen erreichbaren Standzeiten.

7.2.1 Auswahl geeigneter Infiltrationswerkstoffe

Als Infiltrationswerkstoffe eignen sich in erster Linie gut benetzungende Werkstoffe. Allerdings sind aufgrund des Einsatzgebietes Druckguss mit den dabei auftretenden Temperaturen von bis zu 700 °C und Maximaltemperatur im Sinterofen von 1200 °C Randbedingungen zur Auswahl der Infiltrationswerkstoffe vorgegeben. Nachdem Kupferlegierungen sowohl hinsichtlich des Benetzungsverhalten als auch hinsichtlich des Schmelzbereichs dem bisher verwendeten unlegiertem Kupfer entsprechen, bieten sich Bronze (Kupfer-Zinn-Legierung) oder Messing (Kupfer-Zink-Legierung) als alternative Infiltrationswerkstoffe an.

Aufgrund des niedrigen Dampfdruckes von Zink bei höheren Temperaturen kommt Messing als Alternative nicht in Frage, da die Zinkphase im Sinterofenprozess verdampfen würde. Bronzen sind dagegen auch bei Temperaturen über der Liquiduslinie stabil. Durch den Legierungsbestandteil Zinn können sie die Mischungslücke des Systems Eisen-Kupfer umgehen, da Zinn sowohl mit Eisen als auch mit Kupfer intermetallische Phasen bildet.

Reines Kupfer weist eine Zugfestigkeit von $\sigma_B = 220 \text{ N/mm}^2$ auf, dagegen ist bei der Verwendung von CuSn-Bronzen und CuAl-Bronzen mit wesentlich höheren Zugfestigkeiten des infiltrierten Bauteils bei ähnlichen Schmelztemperaturen zu rechnen. Daher wurden für die weiteren Versuche die in *Tabelle 7-5* aufgeführten Zinnbronzen CuSn4 und CuSn9P sowie die Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4 ausgewählt (*Wieland-Werke 1986*).

Material	Schmelzbereich	Zugfestigkeit
CuSn4	950 – 1070 °C	310 N/mm ²
CuSn9P	760 – 1020 °C	450 N/mm ²
CuAl10Ni5Fe4	1020 – 1050 °C	700 N/mm ²

Tabelle 7-5: Übersicht Infiltrationswerkstoffe

7.2.2 Vorversuche zur Infiltration

Die Vorversuche sollen klären, inwieweit die aufgrund der Vorüberlegungen ausgewählten Infiltrationswerkstoffe zum Einsatz beim indirekten Metall-Laserprozess geeignet sind. Dazu wurde für DTM-Kupfer und für jeden der drei Infiltrationswerkstoffe ein Vorversuch mit einem würfelförmigen Grüning, der eine Kantenlänge von 12 mm aufweist, durchgeführt. Im Sinterofen wurde die Temperaturführung insoweit geändert, dass die Maximaltemperatur des in Bild 7-16 aufgeführten verkürzten 18-Stundenzyklusses auf 1120 °C, 1160 °C und 1190 °C festgelegt wurde. Diese Zyklen wurden jeweils einmal mit allen vier Infiltrationswerkstoffen durchlaufen.

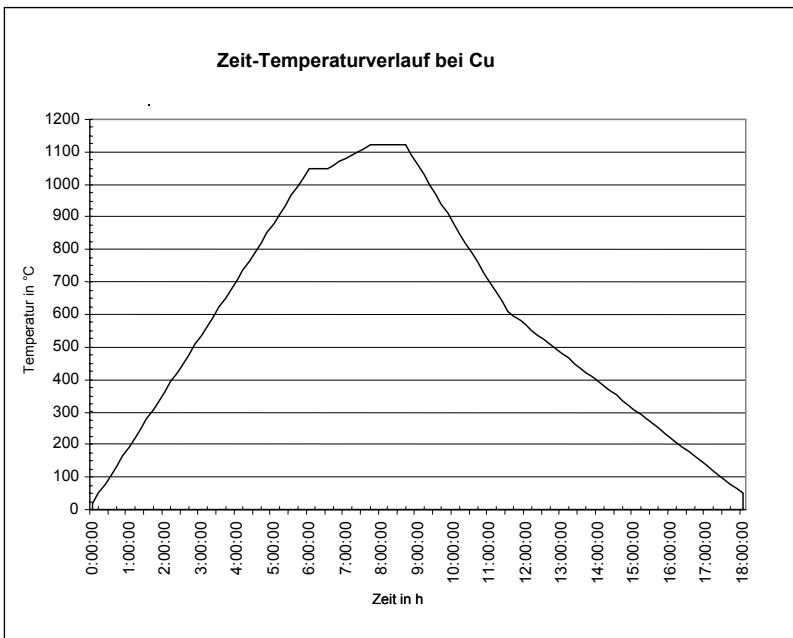


Bild 7-16: Verkürzter 18-Stundenzyklus für Kupfer

7.2.2.1 Vorversuch mit DTM-Kupfer

Erwartungsgemäß ergaben sich bei den Infiltrationsversuchen mit DTM-Kupfer bei 1120 °C keine Unterschiede zu den bisher durchgeföhrten Untersuchungen. Lediglich bei 1160 °C und 1190 °C waren „Aufkocherscheinungen“ zu erkennen. Selbst bei den höheren Temperaturen trat keine verstärkte Versinterung der Eisensphärolite ein.

7.2.2.2 Vorversuch mit Zinnbronze CuSn9P

Die Zinnbronze CuSn9P zeigte ein gutes Benetzung- und Infiltrationsverhalten. Bei allen drei Temperaturniveaus waren „Aufkocherscheinungen“ zu beobachten, die bei den höheren Temperaturen stärker wurden. Durch das Legierungselement Zinn bildeten sich Mischphasen an der Oberfläche der Eisensphärolite, die im Schliffbild (*Bild 7-17*) zu erkennen sind. Zudem ist eine im Vergleich zur Kupferinfiltration verstärkte Bildung von Diffusionsbrücken zwischen den Eisensphäroliten zu sehen. Aufgrund dieser Erkenntnisse kann eine höhere Werkstofffestigkeit erwartet werden.



Bild 7-17: Geätzter und polierter Schliff der Zinnbronze CuSn9P mit Ausscheidungen im Bauteilinneren (V = 500 x 1,16)

7.2.2.3 Vorversuch mit Zinnbronze CuSn4

Der Vorversuch mit der Zinnbronze CuSn4 führte zu ähnlichen Ergebnissen. Es zeigte sich ein gutes Benetzung- und Infiltrationsverhalten. Bei dem mit der Maximaltemperatur von 1190 °C durchgeführten Versuch zeigten sich geringe „Aufkocherscheinungen“. Sowohl die Bildung von Mischphasen, als auch das verstärkte entstehen von Diffusionsbrücken zwischen den Eisensphäroliten ist bei dieser zinnärmeren Bronzelegierung im Schliffbild (*Bild 7-18*) zu erkennen.



Bild 7-18: Geätzter und polierter Schliff der Zinnbronze CuSn4 mit Ausscheidungen im Bauteilinneren ($V = 500 \times 1,16$)

7.2.2.4 Vorversuch mit Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4

Die Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4 ließ sich dagegen nicht so einfach infiltrieren. Das in Form eines schmalen Quaders beigegebene Infiltrationsmaterial zeigte bei 1120 °C Erweichungsscheinungen, die sich bis 1190 °C steigerten. Aufgrund einer Oxidhaut, die sich trotz der reduzierenden Wasserstoff-Stickstoffatmosphäre im Sinterofen an der Aluminiumbronze gebildet hat, hielt den Infiltrationswerkstoff zusammen und verhinderte ein Benetzen der Eisensphärolite. Erst ein vertikales Ausrichten der Aluminiumbronze führte aufgrund des höheren hydrostatischen Druckes im bodennahen Bereich zu einem Aufbrechen der Oxidhaut. Durch die gute Benetzung der Aluminiumbronze war eine erfolgreiche Infiltration möglich.

Die Probewürfel wiesen bei allen drei Temperaturniveaus keine der zuvor aufgetretenen „Aufkocherscheinungen“ auf. Die Affinität des Aluminiums zu Eisen führte zu einer vereinzelt auftretenden Vermischung der Eisensphärolite mit der Aluminiumbronze. Bei allen Prozesstemperaturen ist im Ein- und Austrittsbereich des überschüssigen Infiltrats eine Bildung von zahlreichen dendritenähnlichen Eisenausscheidungen in der Größenordnung von über 20 µm zu beobachten (Bild 7-19).



Bild 7-19: Geätzter und polierter Schliff der Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4 mit Dendridenbildung im Ein- und Austrittsbereich ($V = 200 \times 1,16$)

7.2.3 Ermittlung der mechanischen Eigenschaften

Zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften waren Zugversuche und Härteprüfungen vorgesehen. Die Zugversuche wurden mit einer 20kN-Zwick-Zugmaschine Typ Z 020 durchgeführt. Mit einem Stichprobenumfang von zwölf Zugproben pro Legierung wurden die Proportionalkraft, die Bruchkraft, die Bruchdehnung, die Bruch einschnürung und der Elastizitätsmodul ermittelt. Als Prüfkörper wurden Flachzugproben nach den Anforderungen der EN 10002T1 und DIN 50125 aus infiltrierten Probenplatten mit den Abmessungen 200 mm x 200 mm x 20 mm gefertigt. Bei der Herstellung der Probenplatten lag die Maximaltemperatur des Sinterofenzyklussees jeweils um 40 °C über dem spezifischen Liquiduspunkt der entsprechenden Legierung. Für jeden Infiltrationswerkstoff sind repräsentativen Spannungsdehnungsdiagramme im Anhang (Kapitel 11.5) aufgeführt.

Zur Härteprüfung nach Vickers wurde ein EMCO M4U-025-Härteprüfgerät verwendet. Die Härte wurde an drei zerrissenen Zugproben an jeweils acht unterschiedlichen Stellen gemessen und der Mittelwert und die Standardabweichung der 24 Einzelwerte errechnet.

Nachdem eine nachträgliche Werkstoffvergütung durch Nitrieren eine Verbesserung der Härte des Formwerkstoffes erwarten lässt, wurden für das DTM-

Kupfer und für die drei Infiltrationswerkstoffe im gleichem Umfang nitrierte Flachzugproben hergestellt und nach den oben beschriebenen Prüfverfahren ausgewertet. Die entsprechenden Ergebnisse sind in den folgenden Kapiteln dargestellt.

7.2.3.1 DTM-Kupfer

Im Unterschied zu den in *Kapitel 5.1* beschriebenen Grundsatzuntersuchungen zur Eignung des indirekten Metall-Lasersinters wurde für diese Versuche im Graphittiegel das Kupfer mit einem Gewichtsanteil von 75% statt mit 80% des Grüninggewichts zugegeben. Dies entsprach dem neuen vom Hersteller vorgeschlagenen Verhältnis. Daher ergaben sich geringe Änderungen bezüglich der in dieser Untersuchung erreichten Zugfestigkeiten und Härtewerten.

Erwartungsgemäß führt die Mischungslücke im Eisen-Kupfer-Phasendiagramm zu keiner nachweislichen Bindung der Eisensphärolithe an die Kupferphase. Das Versagen des Bauteils findet somit lediglich in der Kupferphase statt. Es können bei der Betrachtung der rasterelektronenmikroskopischen Bruchflächenaufnahmen auch gebrochene Diffusionsbrücken, die sich zum Teil zwischen den Eisensphäroliten gebildet haben, beobachtet werden. Eine Beanspruchung der Eisenphase, die sich in gebrochenen Eisenkörnern äußern würde, kann nicht nachgewiesen werden. Stattdessen werden die in der Kupferphase eingebetteten Eisenkörner nach dem Bruch der Diffusionsbrücke aus ihrer Lage herausgezogen und tragen nicht zur Festigkeit des Bauteils bei (*Bild 7-20*).

Die Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen sind in *Tabelle 7-6* zusammengefasst. Die nitrierten Prüfkörper wiesen ein höhere Härte auf. Aufgrund der von der Nitridschicht gebildeten Sprödphase kann bei statischer Last dieser Schicht keinen Traganteil zugerechnet werden. Dies wird über eine verringerte Querschnittsfläche berücksichtigt. Daher unterscheiden sich die Zugfestigkeiten nur im Rahmen der statistischen Messwertabweichungen.

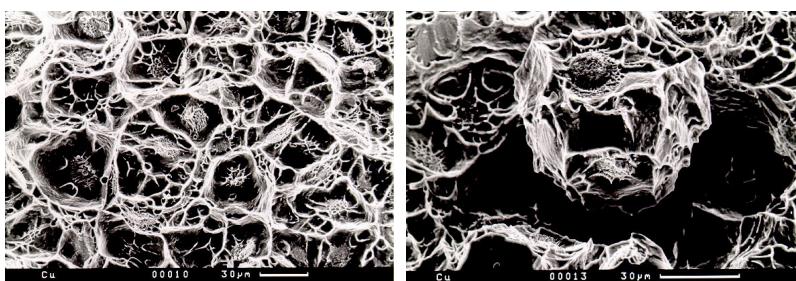


Bild 7-20: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche mit deutlichem Versagen der Kupferphase und der Diffusionsbrücken

Werkstoffkennwerte	Unnitriert	Nitriert
Brucheinschnürung Z	$5,10 \pm 2,72 \%$	$4,55 \pm 1,74 \%$
Elastizitätsmodul E	$141800 \pm 499 \text{ N/mm}^2$	$149320 \pm 230 \text{ N/mm}^2$
Proportionalspannung R _{pp}	$256,25 \pm 21,90 \text{ N/mm}^2$	$272,08 \pm 23,76 \text{ N/mm}^2$
Zugfestigkeit R _m	$381,12 \pm 90,89 \text{ N/mm}^2$	$424,72 \pm 61,95 \text{ N/mm}^2$
Bruchdehnung A	$2,17 \pm 2,37 \%$	$2,11 \pm 1,74 \%$
Vickershärte	$164,3 \pm 25,7 \text{ HV10}$	$207,6 \pm 13,4 \text{ HV10}$

Tabelle 7-6: Ergebnisse der Zugversuche und Härtetestungen bei den mit DTM-Kupfer infiltrierten Probekörpern

7.2.3.2 Zinnbronze CuSn9P

Neben den höheren Festigkeiten und der gesteigerten Bruchdehnung, die durch das Infiltrationsmaterial CuSn9P erreicht wurden, fällt ein sehr spröder, verformungsarmer Bruch auf. Die gestiegene Bruchdehnung und die höhere Festigkeit lassen auf eine bessere Verbindung zwischen Grünling und Infiltrationsmaterial schließen, die zunehmende Verformungsarmut des Bruches auf eine stärkere Versinterung der Eisenphase. Insbesondere die Tatsache, daß die Festigkeit des infiltrierten Werkstoffes über der Festigkeit der einzelnen Werkstoffe liegt (Zugfestigkeit CuSn9P: 450 N/mm^2), legt nahe, daß sich intermetallische Phasen und feindisperse Ausscheidungen gebildet haben.

Zwischen den Eisensphäroliten hat eine verstärkte Versinterung stattgefunden, die an der Bildung mehrerer, an der Oberfläche glatter Diffusionsbrücken erkennbar ist. Um diese Diffusionsbrücken hat sich gummiringartig das Infiltrationsmaterial angesammelt. Dies spricht für gute Benetzungseigenschaften von CuSn9P. Das Versagen des Bauteils beschränkt sich nicht mehr auf die infiltrierte Phase, sondern die globulare Eisenphase wird mit einbezogen. Dies dokumentieren die deutlich fächerförmigen Bruchflächen der Eisensphärolite (Bild 7-21). Die Ergebnisse der Zugversuche und Härtetestungen der unnitrierten und nitrierten Probekörper sind in Tabelle 7-7 zusammengefasst.

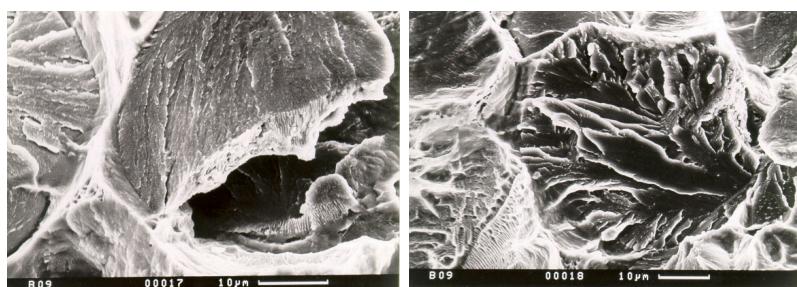


Bild 7-21: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche mit gebrochenen Diffusionsbrücken (l) und fächerförmig gebrochenes Eisensphärolit (r)

Werkstoffkennwerte	Unnitriert	Nitriert
Bruch einschnürung Z	$6,53 \pm 1,83 \%$	$4,08 \pm 1,70 \%$
Elastizitätsmodul E	$168900 \pm 10410 \text{ N/mm}^2$	$168900 \pm 10400 \text{ N/mm}^2$
Proportionalsspannung R _{pp}	$363,33 \pm 28,38 \text{ N/mm}^2$	$326,50 \pm 32,33 \text{ N/mm}^2$
Zugfestigkeit R _m	$630,38 \pm 50,61 \text{ N/mm}^2$	$547,63 \pm 76,89 \text{ N/mm}^2$
Bruchdehnung A	$4,48 \pm 1,58 \%$	$2,76 \pm 1,63 \%$
Vickershärte	$223,6 \pm 10,9 \text{ HV10}$	$258,2 \pm 22,0 \text{ HV10}$

Tabelle 7-7: Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen bei den mit der Zinnbronze CuSn9P infiltrierten Probekörpern

7.2.3.3 Zinnbronze CuSn4

Ähnlich wie bei CuSn9P weisen die Eisensphärolithe gegenüber der Infiltration mit reinem Kupfer eine glattere Oberfläche und eine verstärkte Quervernetzung durch Diffusionsbrücken auf. Bei genauerer Betrachtung kann man erkennen, dass sich der Infiltrationswerkstoff um die Diffusionsbrücken anlagert. Dies spricht für gute Benetzungseigenschaften. Ebenso fällt die hohe Affinität der Bronzen zu den Eisensphärolithen auf, welche am gleichmäßigen Versagen der Bronze- und der Eisenphase erkennbar ist. Dies äußert sich auch in der Tatsache, dass die an den Eisensphärolithen angelagerte Bronze den durch den Zugversuch eingebrachten Kräften widersteht und an der Eisenphase haften bleibt. Die Verbindung der Bronze- und der Eisenphase ist gegenüber dem Infiltrationswerkstoff Kupfer signifikant höher, da bei CuSn4 wie bei CuSn9P fast alle Eisenkörper mit einer charakteristischen fächerförmigen Gewaltbruchfläche mitbrechen (Bild 7-22). Die Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen der unnitrierten und nitrierten Probekörper sind in Tabelle 7-8 zusammengefasst.

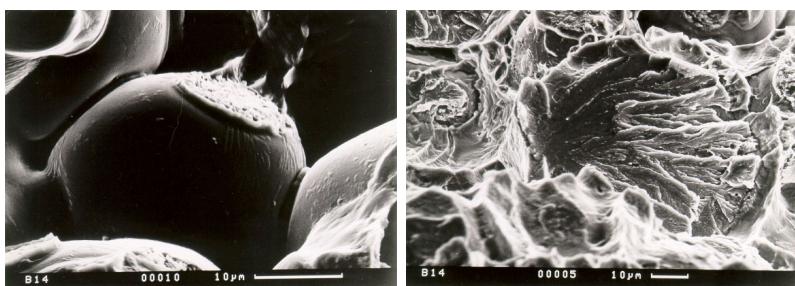


Bild 7-22: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche mit gebrochenen Diffusionsbrücken (links) und fächerförmig gebrochenes Eisensphärolit (rechts)

Werkstoffkennwerte	Unnitriert	Nitriert
Brucheinschnürung Z	$4,53 \pm 1,39 \%$	$6,04 \pm 2,53 \%$
Elastizitätsmodul E	$152280 \pm 400 \text{ [N/mm}^2\text{]}$	$164100 \pm 2000 \text{ [N/mm}^2\text{]}$
Proportionalspannung R _{pp}	$299,00 \pm 21,77 \text{ [N/mm}^2\text{]}$	$298,64 \pm 27,31 \text{ [N/mm}^2\text{]}$
Zugfestigkeit R _m	$565,50 \pm 22,08 \text{ [N/mm}^2\text{]}$	$559,32 \pm 41,45 \text{ [N/mm}^2\text{]}$
Bruchdehnung A	$3,80 \pm 1,70 \%$	$3,56 \pm 1,44 \%$
Vickershärte	$228,3 \pm 15,0 \text{ HV10}$	$244,5 \pm 14,4 \text{ HV10}$

Tabelle 7-8: Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen bei den mit der Zinnbronze CuSn4 infiltrierten Probekörpern

7.2.3.4 Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4

Aluminium erscheint primär als Phasenbildner sowohl für Kupfer als auch für Eisen geeignet, verfügt aber über eine hohe Oxidationsbereitschaft an der Oberfläche. Bei den mit CuAl10Ni5Fe4 infiltrierten Proben konnte eine Festigkeitssteigerung erzielt werden. Die Bruchdehnung nahm gegenüber dem Infiltrationsmaterial Kupfer signifikant ab, und die Verformungsfähigkeit des Bruches wurde stark eingeschränkt.

Aufgrund der hohen Festigkeit des Infiltrationswerkstoffes CuAl10Ni5Fe4 ist die geringe Festigkeitssteigerung im Vergleich zu den Zinnbronzen überraschend. Da bei metallurgischen Schliffbetrachtungen keine Sprödphasen festgestellt werden konnten, wird als Grund für die relativ geringe Steigerung der Festigkeit die hohe Affinität des Aluminiums zum Sauerstoff vermutet.

Schon bei den Vorversuchen hat sich die Tendenz zur Bildung einer Oxidhaut und deren Beständigkeit gegenüber der reduzierenden Wasserstoff-Stickstoffatmosphäre gezeigt. Durch die Gegenwart des Sauerstoffs in der Aluminiumphase des Infiltrates kann das Aluminium seine Rolle als Vermittlungsmaterial zwischen Eisen und Kupfer nicht wahrnehmen, da es größtenteils vom Sauerstoff blockiert ist. Zusätzlich versprüdet die Infiltrationsphase durch die Anwesenheit des Sauerstoffs. Daher erfahren die Festigkeitswerte nicht die, durch die Versuche mit den Zinnbronzen zu erwartenden Steigerungen.

Die Versinterung der Eisensphärolite ist verglichen mit dem Infiltrationsmaterial Kupfer höher. Die Bindung und die Tendenz zur Phasenbildung zwischen Eisensphärolite und Infiltrat ist tendenziell nicht so hoch wie bei den Infiltraten mit Zinnbronzen. Bezeichnend hierfür ist die weniger glatte Oberflächenstruktur der Eisenkörper. Dies ist in den rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen daran zu erkennen, dass bei den Eisensphärolithen lediglich kleinere Infiltrationsbrücken aufbrechen. Der typische fächerförmige Bruch eines ganzen Eisensphärolits konnte an der Bruchfläche der Zugstäbe nicht nachgewiesen werden. Dagegen ist ein Versagen der verstärkt gebildeten Diffusionsbrücken mit Umlagerungen des Infiltrationsmaterials deutlich erkennbar (Bild 7-23). Die Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen der unnitrierten und nitrierten Probekörper sind in Tabelle 7-9 zusammengefasst.

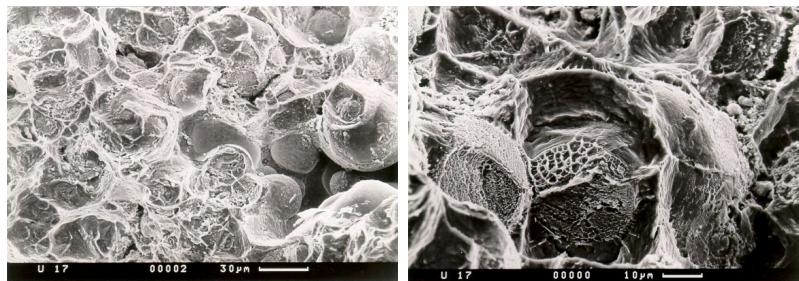


Bild 7-23: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche, Bruch Diffusionsbrücken und Versagen der Infiltrationsphase

Werkstoffkennwerte	Unnitriert	Nitriert
Bruchhörschnürung Z	$2,34 \pm 1,04 \%$	$2,22 \pm 0,99 \%$
Elastizitätsmodul E	$156700 \pm 9700 \text{ N/mm}^2$	$156700 \pm 9700 \text{ N/mm}^2$
Proportionalspannung R_{pp}	$398,00 \pm 43,60 \text{ N/mm}^2$	$366,16 \pm 40,11 \text{ N/mm}^2$
Zugfestigkeit R_m	$533,94 \pm 56,69 \text{ N/mm}^2$	$480,54 \pm 51,02 \text{ N/mm}^2$
Bruchdehnung A	$0,66 \pm 0,61 \%$	$0,63 \pm 0,54 \%$
Vickershärte	$253,0 \pm 21,1 \text{ HV10}$	$355,4 \pm 31,7 \text{ HV10}$

Tabelle 7-9: Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen bei den mit der Zinnbronze CuAl10Ni5Fe4 infiltrierten Probekörpern

7.2.3.5 Zusammenfassung der Ergebnisse

In Bild 7-24 werden die Proportionalspannungen, in Bild 7-25 die Zugfestigkeiten und in Bild 7-26 die Oberflächenhärten im Vergleich aufgeführt. Die in Kapitel 5.1 erwähnte Untersuchung zur prinzipiellen Eignung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses wurde als 100%-Wert mit in die Balkendiagramme aufgenommen. Diese Untersuchung wurde mit 80%- statt mit 70%-Gewichtsanteil Infiltrationsmasse am Grünlingsgewicht durchgeführt und ergab daher geringe Unterschiede.

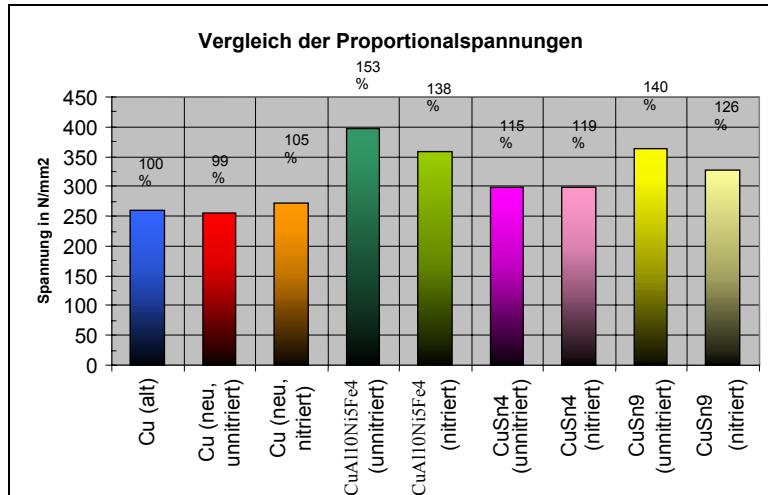


Bild 7-24: Vergleich der Proportionalsspannungen

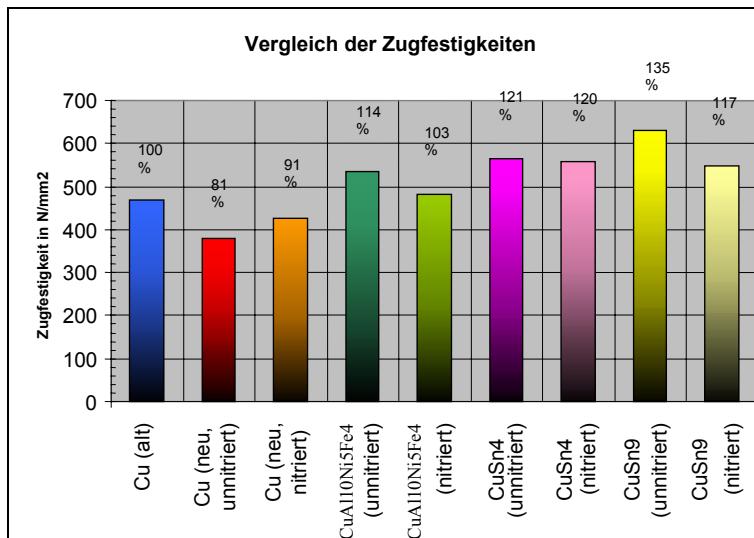


Bild 7-25: Vergleich der Zugfestigkeiten

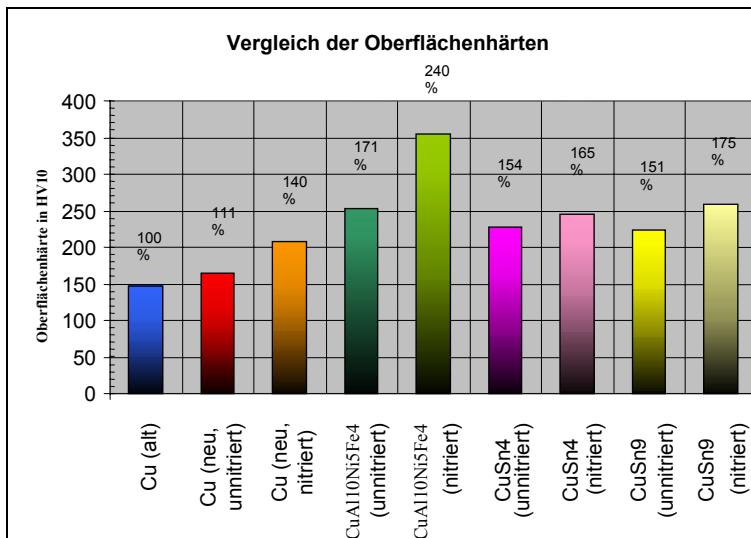


Bild 7-26: Vergleich der Oberflächenhärten

7.2.4 Evaluierung

Nachdem die mechanischen Kennwerte im Vergleich zur bisherigen Vorgehensweise Vorteile für die Zinnbronze bzw. Aluminiumbronze als Infiltrationswerkstoff erwarten ließen, wurden Feldversuche im Aluminiumdruckguss durchgeführt. Dazu wurde der in *Unterpunkt 7.1.8.1* vorgestellte Formeinsatz als Grünling gefertigt und mit CuSn4 und CuSn9P infiltriert. Auf einen Feldversuch mit der Aluminiumbronze wurde aufgrund der geringeren Zugfestigkeit und der schwierigeren Anordnung verzichtet.

Die Druckgießfeldversuche wurde unter den gleichen Bedingungen wie die Feldversuche mit den oberflächenbehandelten Formeinsätzen durchgeführt. Bei einer Schmelztemperatur von 710 °C und einem Gießdruck von 600 bar wurde in ungeheizten Formeinsätzen aus der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3 eine Gesamtzahl von 50 Testbauteilen hergestellt. Die Ergebnisse dieser Gießversuche sind in *Tabelle 7-10* zusammengefasst.

Infiltrations-material	Anz. Abgüsse bis 1. Brandriss	Risslänge nach 30 Abgüssen	Risslänge nach 40 Abgüssen	Risslänge nach 50 Abgüssen
DTM-Kupfer	10 mm	21 mm	24 mm	29 mm
CuSn4, nitriert	5 mm	36 mm	38 mm	46 mm
CuSn9P	4 mm	33 mm	45 mm	47 mm

Tabelle 7-10: Ergebnis der Feldversuche mit alternativen Infiltrationswerkstoffen

Entgegen den Erwartungen zeigte sich eine im Vergleich zu den mit DTM-Kupfer infiltrierten Formeinsätzen wesentlich größere Brandrissneigung. Als Risslänge wurde der an den Bauteilen entstehende sichtbare Grat gemessen. Auch der Fortschritt der Risslänge entwickelte sich ungünstiger als die bisherige Vorgehensweise. Als Ursache wird der im folgenden aufgeführte Zusammenhang vermutet.

Durch die kurze Formfüllungszeit ($< 0,020$ s) und die hohen Temperaturdifferenz (650 K) wird der Formeinsatz vor allem beim ersten Druckgusszyklus mit einer hohen thermischen Wechselbelastung beaufschlagt. Die in *Tabelle 7-11* aufgeführten Werkstoffkennwerten der Zinnbronze und des DTM-Kupfers zeigen die großen Unterschiede auf.

Werkstoffkennwert	CuSn9P	Cu
Wärmeleitfähigkeit	58 W/mK	394 W/mK
Wärmeausdehnungskoeffizient	$18,5 \times 10^{-6}$ 1/K	$17,7 \times 10^{-6}$ 1/K
Elastizitätsmodul des infiltrierten Werkstoffes	168900 N/mm ²	141800 N/mm ²
Zugfestigkeit des infiltrierten Werkstoffes	630 N/mm ²	381 N/mm ²
Proportionalsspannung des infiltr. Werkstoffes	363 N/mm ²	256 N/mm ²

Tabelle 7-11: Vergleich der Werkstoffkennwerte

Die beim Bronze-Infiltrat auftretenden, thermisch induzierten Spannung liegen oberhalb der Zugfestigkeit des Werkstoffes. Somit werden bei einem Formeinsatz die Spannungen so hoch, dass sie weder elastisch noch plastisch abgebaut werden können, und es kommt zum Auftreten von Rissen. Daher kann trotz der besseren Zugfestigkeit und Härte der Bronze-infiltrierten Formeinsätze nach den vorliegenden Untersuchungen keine Empfehlung für das Aluminiumdruckgießen ausgesprochen werden.

8 Anwendungsbeispiel

Die in dieser Arbeit diskutierten Möglichkeiten zur Verfahrensverbesserung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses haben für das Einsatzgebiet Druckgießen unterschiedliche Ansätze zur Umsetzung in ein Anwendungsbeispiel ergeben. Im Rahmen eines Industrieprojektes wurde für einen namhaften süddeutschen Automobilhersteller ein Prototypen-Druckgießwerkzeug für eine Kofferraum-Griffleiste in zwei Varianten als Anwendungsbeispiel ausgewählt. Die Prototypen werden in der Aluminiumlegierung AlSi12Cu3 gegossen. Nachdem eine Reihe von Prozessoptimierungen in dieser Arbeit untersucht wurden, soll im ersten Schritt geklärt werden, welche dieser Optimierungen sinnvoll in ein Anwendungsbeispiel umgesetzt werden können. Im zweiten Schritt wird das Anwendungsbeispiel vorgestellt.

8.1 Übersicht zu den Prozessoptimierungen

Im Bezug auf die Verbesserung der Genauigkeit wurden geometrieabhängige Skalierungsfaktoren und eine Kompensation der nicht linearen Schwindung untersucht. Zur Erhöhung der Standzeit wurden Oberflächenbehandlungs- und alternative Infiltrationsverfahren für den indirekten Metall-Lasersinterprozess erforscht.

8.1.1 Geometrieabhängige Skalierungsfaktoren

Die geometrieabhängigen Skalierungsfaktoren wurden auf der Basis von zahlreichen Untersuchungen ermittelt und führen zu einer deutliche Verbesserung der erreichbaren Genauigkeit. Das Ergebnis wurde inzwischen vom US-amerikanischen Hersteller des indirekten Metall-Lasersinterprozesses als Empfehlung an andere Anwender weitergegeben. Daher ist für das Prototypen-Druckgießwerkzeug für die Kofferraum-Griffleiste die Verwendung der geometrieabhängigen Skalierungsfaktoren zur Vorskaliierung der über Metall-lasersintern hergestellten Formeinsätze vorgesehen. Nachdem durch eine Aufteilung in vier gleichgroße Formeinsätze identische Rahmenbedingungen vorliegen, wurden als Vorskaliierungsfaktoren die in *Tabelle 8-1* aufgeführten Werte verwendet.

Abmessung	Gestalt	X-Skalierung	Y-Skalierung	Z-Skalierung
180 x 120 x 60	konvex	4,1 %	5,2 %	5,5 %

Tabelle 8-1: Skalierungsfaktoren für die Formeinsätze

8.1.2 Kompensation der nicht linearen Schwindung

Nachdem bisher nur Vorversuche zur prinzipiellen Machbarkeit einer Kompensation der nicht linearen Schwindung durchgeführt wurden und im Rahmen dieser Arbeit kein vollständiges Prozessmodell erstellt werden konnte, ist eine Umsetzung für das Anwendungsbeispiel nicht sinnvoll.

8.1.3 Oberflächenbehandlung der Formeinsätze

Die Vorversuche zur Oberflächenbehandlung der Formeinsätze haben als Hauptschwachpunkte die mangelnde Haftung der aufgetragenen Schichten am Grundmaterial aufgezeigt. Diese Tendenz wurde im Feldversuch bestätigt. Insgesamt konnte beim Einsatzgebiet Druckgießen keine Verfahrensverbesserung durch eine Oberflächenbehandlung der Formeinsätze nachgewiesen werden. Daher wird beim Anwendungsbeispiel auf diese Möglichkeit zur Prozessoptimierung verzichtet.

8.1.4 Alternative Infiltrationswerkstoffe

Zur Bestätigung der Versuchsergebnisse wird im Rahmen des Anwendungsbeispiels aufgrund der beiden bis auf Details baugleichen Varianten der Kofferraum-Griffleiste eine weiterer Untersuchung zum Einsatz von alternativen Infiltrationswerkstoffe durchgeführt. Für die erste Griffleiste werden die Formeinsätze auf Basis einer Kupferinfiltration hergestellt, bei der zweiten Griffleiste findet eine Bronzeinfiltration Verwendung.

8.2 Anwendungsbeispiel: Prototypen-Druckgießwerkzeug für Kofferraum-Griffleiste

Als Anwendungsbeispiel wird ein Prototypen-Druckgießwerkzeug in zwei Varianten für eine Kofferraum-Griffleiste umgesetzt. Die Griffleiste wird in der Aluminiumlegierung AlSi12Cu3 gegossen. Dabei kamen neben HSC-gefrästen Stahleinsetzen für die geometrisch einfache Einfüllseite und dem Schieber vier metall-lasergesinterte Formeinsätze für die geometrisch komplexe Auswerferseite zum Einsatz (*Bild 8-1*). In der ersten Variante wurde eine Kupferinfiltration der metall-lasergesinterten Formeinsätze verwendet, bei der zweiten Variante eine Bronzeinfiltration.

Inklusive Konstruktion und Herstellung des Formrahmens betrug die Durchlaufzeit bis zu den ersten werkzeugfallenden Teilen sechs Wochen. Aufgrund der Bauteillänge von 660 mm und der derzeit beschränkten Baugröße ist für die Auswerferseite eine Aufteilung in vier Formeinsätze notwendig. Bei dieser Vorgehensweise ist trotz der Größenlimitierung des Metall-Lasersinter-Prozesses prinzipiell die Herstellung beliebig großer Druckguss-Prototypen möglich.

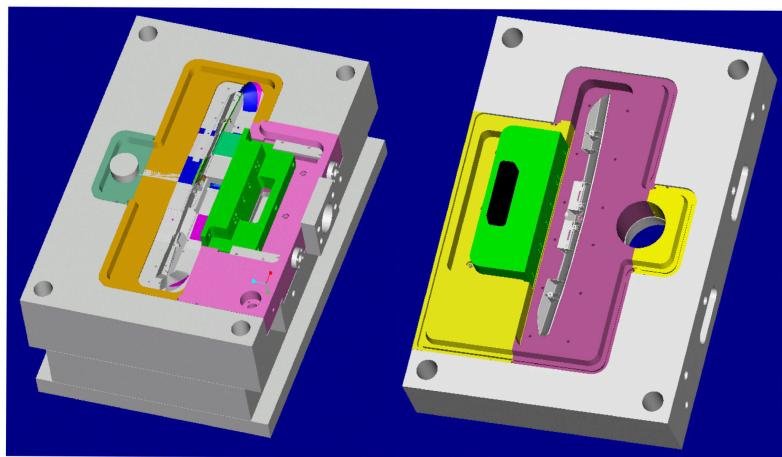


Bild 8-1: CAD-Konstruktion der Auswerferseite mit Schieber



Bild 8-2: Prototypenwerkzeug der Auswerferseite und Prototyp aus AlSi12Cu3

In dem Werkzeug mit den kupferinfiltrierten Formeinsätzen konnten über 1000 Druckgießbauteile (*Bild 8-2*) unter Serienbedingungen druckgegossen werden. Dagegen bestätigten die für die zweite Variante mit Bronze infiltrierten Formeinsätze die in dieser Arbeit ermittelten Ergebnisse. Schon nach einhundert Druckgussbauteilen wiesen die Formeinsätze starke Risse auf. Nur durch mehrmaliger Nacharbeit mit Hilfe von WIG-Auftragsschweißungen gelang es, die geforderte Stückzahl von 300 Druckgussbauteilen zu erreichen.

In *Tabelle 8-2* ist eine detaillierte Aufstellung der einzelnen Kostenblöcke zu sehen. Dabei errechnen sich die Durchschnittskosten für einen druckgegossenen Prototypen der ersten Variante mit 191,67 € im Vergleich zu angebotenen Sandgussprototypen von 250,00 € pro Stück als vorteilhaft. Durch die Wiederverwendung des Formrahmens ergaben sich bei der zweiten Variante Durchschnittskosten in Höhe von 146,17 €. Insgesamt zeigt sich, dass nicht nur technische Gründe wie der Einsatz des späteren Serienfertigungsverfahrens oder des Serienmaterials, sondern auch Kostengründe für die Herstellung von Prototypenwerkzeuge sprechen. Allerdings ist eine genaue Beurteilung der in Frage kommenden Fertigungsverfahren durchzuführen ist. Erst wenn eine Werkzeugkomponente nicht mehr über Fräsen allein sondern nur mit einem erheblichen Erodieraufwand herstellbar ist, ist der Einsatz der Metall-Laser-sintertechnologie gerechtfertigt.

Bereich	Kosten Variante 1	Kosten Variante 2
Fertigungsgerechte Bauteilkonstruktion und Werkzeugkonstruktion	4.500,00 €	4.500,00 €
Metall-Lasergesinterete Einsätze	14.800,00 €	14.800,00 €
HSC-gefräste Einsätze	7.900,00 €	7.900,00 €
Formrahmen	13.650,00 €	0,00 €
Werkzeugaufbau	9.150,00 €	9.150,00 €
Gesamt Werkzeugkosten	50.000,00 €	36.350,00 €
Gießkosten für 300 Teile	7.500,00 €	7.500,00 €
Gesamtkosten Prototypen	57.500,00 €	43.850,00 €
Anzahl Bauteile gefordert	300	300
Kosten pro Prototyp	191,67 €	146,17 €
Angebot Sandgussprototyp	250,00 €	250,00 €

Tabelle 8-2: Aufstellung der Kostenblöcke für Variante 1 und 2

Beim Automobilhersteller konnten aufgrund der nach sechs Wochen und in großer Stückzahl verfügbaren Prototypen eine Vielzahl von Untersuchungen bis hin zum Aufbau von Pressefahrzeugen durchgeführt werden. Die mit Hilfe der Prototypenwerkzeuge durchgeföhrten Absicherungen des Entwicklungsstandes ermöglichten eine Verkürzung der Gesamtentwicklungszeit dieses Bauteil auf 8 Monate. Neben dem Kostenvorteil wurde damit das Ziel, eine Verkürzung der Time to Market, erreicht.

9 Zusammenfassung und Ausblick

Der bisher übliche Ansatz der Produktentwicklung zeichnet sich durch einen starren, streng sequentiellen Ablauf aus. Die Folge ist, dass die Zeitpläne meist um 20 % überschritten werden, bei 25 % aller Entwicklungsprojekte sogar um 50 %. Die daraus folgende verspätete Markteinführung der Produkte führt zu hohen Gewinneinbußen. Als wirksame Gegenmaßnahme wird eine Integration der Produkt- und Prozessentwicklung gefordert.

Das Ziel der integrierten Produkt- und Prozessentwicklung ist eine Reduzierung des vermeidbaren Änderungsaufwandes. Dies wird dadurch erreicht, dass das Wissen aller an der Wertschöpfung Beteiligten möglichst frühzeitig in den Entwicklungsprozess einfließt. Diese Vorverlagerung von Erkenntnisprozessen wird durch den intensiven Einsatz von Modellen unterstützt. Vielfach werden diese Modelle mit Hilfe von schichtaufbauenden Fertigungsverfahren, dem Rapid Prototyping, hergestellt. Allerdings ist eine Übertragbarkeit auf den späteren Serienfertigungsprozess nur in wenigen Einzelfällen möglich. Daher ist die Prozesskette der integrierten Produkt- und Prozessentwicklung noch an entscheidender Stelle unterbrochen.

Abhilfe verspricht das Rapid Tooling, die schnelle Herstellung von Prototypenwerkzeugen. Im Gegensatz zu Rapid Prototyping-Verfahren werden durch Rapid Tooling Prototypen im Serienprozess und mit Serienwerkstoffen hergestellt. Dadurch sind Bauteile auf Basis von Rapid Tooling deutlich seriennäher als z. B. Stereolithographie-Modelle. Durch die erhöhte Prozesssicherheit werden Probleme beim meist kritischen Serienanlauf wirksam vermieden.

Nachdem Rapid Tooling bei den urformenden Fertigungsverfahren bisher ausschließlich im Spritzguss eingesetzt wurde, besteht für das Druckgießen der Leichtmetalllegierungen Magnesium und Aluminium großer Forschungsbedarf. Das Rapid Tooling-Verfahren mit dem größten Potential für die Anwendung im Druckguss, das indirekte Metall-Lasersintern, wird im Rahmen dieser Arbeit für den Anwendungsfall Druckgießen qualifiziert.

Auf der Basis von grundlegenden mechanischen und metallurgischen Untersuchungen wird die prinzipielle Eignung des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen nachgewiesen. Abgeschlossen wird die Untersuchung auf Machbarkeit durch erfolgreiche Feldversuche. Jedoch ergeben sich Defizite hinsichtlich der erreichbaren Genauigkeit und der Standzeit der Druckgieß-Formeinsätze und somit weiterer Forschungsbedarf.

Einer systematischen Analyse der erreichbaren Genauigkeit folgen Maßnahmen zur Prozessverbesserung. Nachdem beim indirekten Metall-Lasersintern von Druckgieß-Formeinsätzen in erster Linie die Bauteilabmessungen und die Bauteilgestalt aufgrund der großen Vielfalt von Druckgussbauteilen großen Bandbreiten unterworfen sind, die anderen Prozessparameter aber weitestgehend konstant gehalten werden können, konzentriert sich diese Arbeit auf diese beiden Einflussgrößen.

Als erste Maßnahme zur Verbesserung der Genauigkeit wird die Ermittlung von großenabhängigen Skalierungsfaktoren durchgeführt. Damit ist es möglich, in Abhängigkeit der Parameter horizontale und vertikale Abmessung sowie der Bauteilgestalt angepasste Skalierungsfaktoren zu verwenden.

Die damit erreichbare Verbesserung der Genauigkeit bietet aber noch keine Lösung für die insbesondere bei großen Bauteilabmessungen auftretende nichtlineare Schwindung innerhalb der Formeinsätze. Daher wird als zweite Maßnahme zur Verbesserung der Genauigkeit eine FEM-Berechnung entwickelt und die Bauteile entsprechend vorverzerrt. Tritt die vorberechnete nichtlineare Schwindung ein, werden wesentlich genauere Formeinsätze erreicht. Die Anpassung einer käuflichen FEM-Berechnungs-Software auf die spezifische Problemstellung und die Entwicklung einer speziellen Datenschnittstelle zwischen dem CAD-System und den von der Lasersinteranlage benötigten STL-Format ergeben sehr gute Ergebnisse. Voruntersuchungen zur Erstellung eines makroskopischen Prozessmodells runden diese Fragestellung ab.

Die Erhöhung der beim Druckgießen erreichbaren Standzeit bildet den zweiten Forschungsschwerpunkt. Dazu werden Oberflächenbehandlungsverfahren und alternative Infiltrationsmaterialien untersucht.

Die Verwendung von Oberflächenbehandlungsverfahren ergibt nur einen geringen Vorteil im Vergleich zu un behandelten Proben. Unter Berücksichtigung des verfahrensbedingten Mehraufwandes ist eine generelle Oberflächenbehandlung im Einzelfall zu prüfen.

Beim Einsatz von alternativen Infiltrationsmaterialien, in erster Linie Bronze-Werkstoffe, ergeben sich hinsichtlich der mechanischen Kennwerte deutliche Verbesserungen im Vergleich zum Standardmaterial. Allerdings zeigt der Feldversuch eine wesentlich höhere Brandrissneigung. Daher ist der Einsatz von Bronzematerialien für Druckgieß-Formeinsätze nicht als Verbesserung zu bewerten. Allerdings treten beim Spritzgießen von Thermoplasten, insbesondere von glasfaserverstärkten Thermoplasten, keine so hohen Temperaturen im Formeinsatz auf. Daher ist in diesem Anwendungsfall eine Standzeiterhöhung beim Einsatz der bronze-basierenden Infiltrationsmaterialien zu erwarten.

Somit ist trotz der noch nicht vollständigen Lösung der Defizite der Nachweis zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersintern für das Druckgießen erbracht. Das abschließende Anwendungsbeispiel in Zusammenarbeit mit einem Automobilhersteller zeigt dies deutlich.

Bei entsprechender Weiterentwicklung dieses Prozesses ist in Zukunft nicht nur der Einsatz von Prototypen-Werkzeugen sondern auch von Kleinserien-Werkzeugen möglich. Dies kommt dem allgemeinen Trend zu individuellen Produkten in geringen Stückzahlen entgegen. Daher wird den Rapid Tooling-Verfahren von Seiten der Industrie noch sehr großes Interesse entgegengestellt werden.

10 Literaturverzeichnis

Almond 1996

Almond, H.: Investment Casting Tooling Project. European Action on Rapid Prototyping (EARP), No. 9/96, Danish Technological Institute, Aarhus, 1996.

Ambos & Bähr 1997

Ambos, E.; Bähr, R.: Hohe Anforderungen des Maschinen- und Automobilbaus - Die Giessereien auf dem Prüfstand.: Zbornik Referatov, 38. Livanjsko Strokovno Posvetovanje, Portoroz, SLO. 1997, S.6-14

Ambos u. a. 1996

Ambos, E. u. a.: Erfahrungen beim Rapid Tooling für Druckgießformen (DC-Prototyping). In: Produkt- und Prozeßentwicklung mit neuen Technologien, Intelligente Produktionssysteme - Solid Freeform Manufacturing, 4. Anwendertagung. Dresden 1996, S 266-274

Badrinarayan & Barlow 1995

Badrinarayan, B.; Barlow, J. W.: Wirkung der Verarbeitungsparameter beim selektiven Lasersintern (SLS) von Metall/Kunststoff- Pulvern. In: Solid Freeform Fabrication Proc., SFF Symp., Austin 1995, S. 55.63

Beaman u.a. 1997

Beaman, J.; Barlow, J.; Bourell, D.; Crawford, R.; Marcus, H.; McAlea, K.: Solid Freeform Fabrication. Kluwer Academic Publisher, Dordrecht, 1997

Birmingham & Marcus 1995

Birmingham, B. R.; Marcus, H. L.: Solid Freeform Fabrication of Silicon Nitride Shapes by Selective Laser Reaction Sintering (SLRS). Solid Freeform Fabrication Proceedings, The University of Texas at Austin, 1995, S. 389 - 396.

Borbeck 1990

Borbeck, K. D.: Marktübersicht über das thermische Spritzen. Schweißen und Schneiden 42 (1990) 8, S. 379-381

Breitinger 1997

Breitinger, F.: Indirektes Metall-Lasersintern. iwb Seminarberichte (28), Herbert Utz Verlag Wissenschaft, 17. Juli 1997, München 1997, S 113-127

Bullinger u.a. 1996

Bullinger, H.-J.; Wörner, K.; Warschat, J.: Organizational and IT Framework for Rapid Product Development. Internet: <http://www.iao.fhg.de/public/projects/.../4/conf/conf-95/woerner-paper.html>

Clark & Fujimoto 1992

Clark K.; Fujimoto T.: Automobilentwicklung mit System. Campus-Verlag, Frankfurt a.M. 1992

Coremans 1996

Coremans, A.: Rapid Prototyping und Rapid Tooling mittels Lasersintern und Laserabtragen. In: iwb: Rapid Prototyping, Rapid Tooling, Schnell zu funktionalen Prototypen, Augsburg. München: Herbert Utz Verlag 1996, S. 38-56

Coremans u. a. 1996

Coremans, A. u. a.: Laserunterstützter schneller Formenwerkzeugbau. In: 5th Euro. Conf. on Rapid Prototyping and Manufacuring, Helsinki. 1996, S. 195-210

Coremans u.a. 1997

Coremans, A.; Hoffmann, P.; Leibelt, R.: Direktes Metall-Laserstrahlsintern und Laserstrahlabtragen - Zwei Verfahren zum Rapid Tooling. iwb Seminarberichte (28), Herbert Utz Verlag Wissenschaft, 17. Juli 1997, München 1997, S 97-112

Deng & Beaman 1992

Deng, X.; Beaman, J. J.: Application of Factorial Design in Selective Laser Sintering. In: Solid Freeform Fabrication Symposium Proceedings. Texas: 1992, S. 154-160

Denton 1995

Denton, K. R.: Die Wirtschaftlichkeit des Rapid Prototyping für erste Teile und erste Werkzeuge. In: The 6th Internat. Conf. on Rapid Prototyping, Dayton. 1995, S. 179-188

Dickens 1996

Dickens, P.: Rapid Tooling: A Review of the Alternatives. Time-Comprehension Technologies '96 Conference, Tagungsband, 2.-5.9.1996, The Heritage Motor Centre, Gaydon (GB), 1996.

DIN 1688

DIN 1688-1-4: Gußrohre aus Leichtmetalllegierungen. Beuth, Berlin

DIN 1729-1

DIN 1729-1: Magnesiumlegierungen. Beuth, Berlin ,1982

DIN 50125

DIN 50125: Zugproben. Beuth, Berlin 1991

DIN 50133

DIN 50133: Härteprüfung nach Vickers. Beuth, Berlin 1985

DIN 8580

DIN 8580: Fertigungsverfahren. Beuth, Berlin 1974 und 1985 (Entwurf)

Dubbel 1990

Dubbel, H. (Begr.); Beitz, W.; Küttner, K.-H. (Hrsg.): Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau. 17. Auflage. Berlin: Springer-Verlag, 1990

Dunlop 1995

Rapid Tooling mit Methoden des Metallspritzens. In: ISATA, 28th Intern. Symp. on Automotive Technol. and Automation, Rapid Prototyping in the Automotive Industries, Stuttgart. 1995, S. 429-438

Dusel & Eyrer 1996

Dusel, K.-H.; Eyrer, P.: Materialien für Rapid Tooling Technologien. In: Produkt- und Prozeßentwicklung mit neuen Technologien, Intelligente Produktionssysteme - Solid Freeform Manufacturing, 4. Anwendertagung. Dresden 1996, S 246-256

Edelmann 1996

Edelmann, O.: Stereolithographie als Basis für Folgeprozesse. In: Produkt- und Prozeßentwicklung mit neuen Technologien, Intelligente Produktionssysteme - Solid Freeform Manufacturing, 4. Anwendertagung. Dresden: 1996, S. 184-196

Esser 1996

Esser, K.: SLS Selective Laser Sintering. In: Produkt- und Prozeßentwicklung mit neuen Technologien, Intelligente Produktionssysteme - Solid Freeform Manufacturing, 4. Anwendertagung. Dresden 1996, S. 196-206

Eversheim & Klocke 1998

Eversheim, W.; Klocke, F.: Werkzeugbau mit Zukunft - Strategie und Technologie. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 1998

Fessler u.a. 1996

Fessler, J. R.; Merz, R.; Nickel, A. H.; Prinz, F. B.; Weiss, L. E.: Laser Deposition of Metals for Shape Deposition Manufacturing. Solid Freeform Fabrication Proceedings, The University of Texas at Austin, 1996, S. 117 - 124.

Gebhardt 1996

Gebhardt, A.: Rapid Prototyping: Werkzeuge für die schnelle Produktentwicklung. Hanser Verlag München, Wien 1996.

Gebhardt 1997

Gebhardt, A.: Aktuelle Trends bei RP und RT. Kunststoffe 87 (1997) 1, S. 27-30

Geiger 1997

Geiger, Manfred; Coremans, Arjan: Lasergestütztes Rapid Tooling - Vorseriengröße zur Herstellung funktionsfähiger Bauteile mit Endprodukteigenschaften. In: Wege kennen - Potential nutzen. 6. Umformtechnisches Kolloquium Darmstadt. 11.-12.03.97, S. 175-193.

Geuer & Lorenzen 1994

Geuer, A.; Lorenzen, J.: Beschleunigung von Produktentwicklung und Werkzeugbau. VDI-Z 136 (1994), Nr. 9, S. 62 - 65.

Geuer 1995

Geuer, A.: Prototypen- und Modellherstellung mit Stereolithographie - vom CAD-Modell zum Gußmodell. VDI Berichte Nr. 1173, 1995, S.272.

Geuer 1996

Geuer, A.: Einsatzpotentiale des Rapid Prototyping in der Produktentwicklung. iwb-Forschungsberichte, Band 100. Springer Verlag, Berlin 1996.

Gornet 1997

Gornet, T.: LNC7000 Inserts for Tooling. In: 1997 SLS Users Group Meeting, Albuquerque Double Tree Hotel, 5.-8.10.1997

Greenwood & Grimm 1995

Greenwood, D. D.; Grimm, T. A.: Composite Tooling from Stereolithography Patterns for Injection Molding. Rapid Prototyping and Manufacturing '95, Hyatt Regency, Dearborn, 2.-4.5.1995.

Greul u. a. 1997

Greul, M. u. a.: Prozeßketten zur schnellen Herstellung metallischer Formen und Werkzeuge. Motortechnische Zeitschrift 58 (1997) Heft Sonderausgabe Werkstoffe im Automobilbau, S. 77-79

Griffith u.a. 1996

Griffith, M. L.; Keicher, D. M.; Atwood, C. L.; Romero, J. A.; Smugeresky, J. E.; Harwell, L. D.; Greene, D. L.: Free Form Fabrication of Metallic Components using Laser Engineered Net Shaping (LENSTM). Solid Freeform Fabrication Proceedings, The University of Texas at Austin, 1996, S. 125 - 131.

GUSS 1994

Bode, I. (Hrsg.): GUSS Produkte '94 – Jahreshandbuch für Gußanwender, Darmstadt: Verlag Hoppenstedt GmbH, 1984

Hejjadi & McAlea 1996

Hejjadi, Uday; McAlea, Kevin: Selective Laser Sintering of Metal Molds: The RapidToolTM Process. In: Solid Freeform Fabrication Symposium Proceedings. Texas: 1996, S. 97-104

Hermann 1993

Herrmann, A. J.: Galvanische Schichten. Band 406 Kontakt & Studium Oberflächentechnik, Hrsg.: Bartz, W., Expert Verlag, Ehningen 1993

Heuel 1997

Heuel, O.: RP-Technologien für den Werkzeug- und Formenbau. Giesserei 84 (1997) 6, S. 24-25

Hock 1996

Hock, S.: Hochgeschwindigkeitsfräsen im Werkzeug- und Großformenbau. Dissertation TH Darmstadt, Shaker Verlag, Aachen, 1996.

Hock 1997

Hock, S.: Leistungsfähige Bearbeitungsprozesse im Werkzeug- und Formenbau. In : Werkzeugbau - eine Branche mit Zukunft. Vortragsband zum Koloquium auf der EMO Hannover am 15. und 16. Sept. 1997. Werkzeugbau 2000+ Hannover, 1997

Hoffmann 1997

Hoffmann, Peter; Kräupl, Stefan: Laser sintering of new developed iron based powders. In: Laser Assisted Net Shape Engineering; Proceedings of the LANE'97. Erlangen 23.-26.09.97. Bamberg: Meisenbach, 1997.

Hornig & Lohner 1997

Hornig, C.; Lohner, A.: Direktes Metallpulver-Lasersintern - Erfahrungen eines Dienstleisters. Kunststoffe 87 (1997) 11, Hanser Verlag München, Wien 1995, S. 1684-1685.

Horváth u.a. 1994

Horváth, P. u.a.: Rapid Prototyping - der schnelle Weg zum Produkt. Harvard Business Manager, (1994) Nr. 3, S. 42 - 53

Hosni & Sundaram 1996

Hosni, Y.; Sundaram, R.: Rasche Herstellung von rototypen und Werkzeugen: Eine Übersicht mit Anwendungen. In: Current Advances in Mechanical Design and Production VI, Proc. of the 6th Intern. MDP Conf., Cairo. 1996, S. 511-520

Jacobs 1996

Jacobs, P.: Recent Advances in Rapid Tooling from Stereolithography. White Paper, 3D Systems, 1996, S 8 -10.

Jakubenas & Marcus 1995

Jakubenas, K.: Marcus, H. L.: Selective Area Laser Deposition from Titanium Tetrachloride. Solid Freeform Fabrication Proceedings, The University of Texas at Austin, 1995, S. 381 - 388.

Jianguo-Wang & Yongnian-Yan 1995

Jianguo-Wang; Yongnian-Yan: Schlüsseltechnologie für zusammenwirkende Techniken: Schnelle Prototypen-Gestaltung und -Fertigung. In: SPIE: Intelligent Manufacturing, Intern. Conf., Wuhan: 1995, S. 365-368

Kauf u. a. 1996

Kauf, M. u. a.: Lasergestütztes Rapid Tooling von Formwerkzeugen. In: RPD, Internat. Conf. on Rapid Product Development, Stuttgart. 1996, S. 175-188

Keller & Shen 1995

Keller, B; Shen, J.: Rapid Prototyping - Lasersinter-Technologie: Metall und Kunststoffe. In: 14. Stuttgarter Kunststoff-Kolloquium, Inst. f. Kunststofftechnol. (IKT) und Inst. f. Kunststoffprüfung u. Kunststoffkunde (IKP), Univ. Stuttgart 1995, S.1-5

Keller u. a. 1995

Keller, B. u. a.: Prototypen und Klein(st)serien. Rapid Prototyping in der Produktentwicklung. *Kunststoffe* 85 (1995) 11, S. 1864-1866,1868-1870

Klocke & Nöken 1996

Klocke, F.; Nöken, S.: Rapid Prototyping und Rapid Tooling. Einbindung in die Produkt- und Werkzeugentwicklung. *VDI-Zeitschrift* 138 (1996) Spec. Werkzeug- und Formenbau, S. 50-54

Klocke & Nöken 1996

Klocke, F.; Nöken, S.: Rapid rototyping - Aktuelle Entwicklungen und Tendenzen. Schnelle Wege zum Produkt. *Zeitschrift für Logistik* 17 (1996) 4, S. 13-17

Klocke 1997

Klocke, F.: Vom Rapid Prototyping zum Rapid Tooling. Der Weg vom Musterteil bis zum einsatzfähigen Werkzeug wird immer kürzer. *Technica* 46 (1997) 6, S. 10-16

Klocke u. a. 1996

Klocke, F. u. a.: Rapide Partner. Produktentwicklung. *Plastikverarbeiter* 47 (1996) 11, S. 30,32,34

Klocke u.a. 1996

Klocke, F.; Wirtz, H.; Meiners, W.: Direct Manufacturing of Metal Prototypes and Prototype Tools. *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, The University of Texas at Austin, 1996, S. 141 - 148.

Kochan & Müller 1997

Kochan, D.; Müller, B.: Vom Rapid Prototyping zum Rapid Manufacturing - ein Überblick der Erfahrungen mit LOM in den USA. *Giesserei* 84 (1997) 10, S. 26-32

König u. a. 1995

König, W. u. a.: Stereolithographie: Erhöhung der Prozeßeffizienz und Ausweitung auf neue Anwendungsfälle. *Production Engineering* 2 (1995) 2, S. 83-86

Kreidler 1996

Kreidler, K.: Integrierte CAD-CAM-CNC-Technologie zur Regelung konstanter Zerspanungsbedingungen bei der Hochgeschwindigkeits-Fräsbearbeitung. In: *Produkt- und Prozeßentwicklung mit neuen Technologien, Intelligente Produktionssysteme - Solid Freeform Manufacturing*, 4. Anwendertagung. Dresden 1996, S 335-356

Krottmaier 1994

Krottmaier, J.: Versuchsplanung; ein integraler Bestandteil der TQM-Strategie. Verlag Industrielle Organistion, Zürich; Verlag TÜV Rheinland, Köln; 1994

Krzyminski 1973

Krzyminski, H.: Borieren refraktärer Metalle, I: Grundlagen. In: Berichte über Fragen der Werkstofftechnik, Härtereite-Technische Mitteilung 28. Rudolf Haufe, Ofenburg 1973, S. 100-104

Kuchling 1991

Kuchling, H.: Taschenbuch der Physik, 13. Auflage Thun und Frankfurt/Main: Verlag Harri Deutsch, 1991

Kunst 1973

Kunst, H.: Borieren refraktärer Metalle, II: Konstitution und Eigenschaften der Boridschichten. In: Berichte über Fragen der Werkstofftechnik, Härtereite-Technische Mitteilung 28. Rudolf Haufe, Ofenburg 1973, S. 105-112

Kunst 1993

Kunst, H.: Verschleißhemmende Schichten. Band 436 Kontakt & Studium Werkstoffe, Hrsg.: Bartz, W., Expert Verlag, Ehningen 1993

Kurenbach 1996

Kurenbach, T.: QSM (Quick Solid Moulding) ein neues Verfahren im Rapid Tooling. 8. European Stereolithography User Group Meeting, Darmstadt, 1996

Lakshminarayanan 1992

Lakshminarayanan, U.: Selective Laser Sintering of Ceramic Materials. Dissertation The University of Texas at Austin, 1992.

Leonard-Barton u.a. 1994

Leonard-Barton D. u.a.: How to integrate Work and Deepen Expertise. Harvard Business Review, September-October 1994, S. 121-130

Lichtensteiger 1995

Lichtensteiger, A.: Neue Gießtechnologie für den Automobilbau - wirtschaftliche Produktionsverfahren für Leichtmetalle. Entwicklungsaufgaben - optimal gelöst mit Gußkonstruktionen, Veitshöchheim. Düsseldorf: VDI-Verlag 1995, S. 95-104 (VDI-Berichte 1173).

Lohner 1996

Lohner, A.: DMLS - der schnelle Weg zum Kleinserien-Spritzgußteil. In: BLZ GmbH (Hrsg.), Präzisionslaserstrahlfertigungstechnik für den Maschinenbau, Meisenbach Bamberg 1996, S 97 -109.

Lorenzen & Breitinger 1996

Lorenzen, J.; Breitinger, F.: Rapid Tooling - Verfahren zur schnellen Herstellung von Prototypenwerkzeugen. Euroforum Konferenz, Rapid Prototyping, Tagungsband, 24./25. Oktober, Köln, 1996.

Lück u. a. 1995

Lück, T. u. a.: Rapid Tooling - nachgestaltete Techniken und ihre Leistungsfähigkeit. In: ISATA, 28th Intern. Symp. on Automotive Technol. and Automation, Rapid Prototyping in the Automotive Industries, Stuttgart. 1995, S. 389-396

Lück u. a. 1995

Lück, T. u. a.: Vergleich nachgeschalteter Fertigungsverfahren für funktionsfähige Prototypen - rasche Werkzeugherstellung durch Raid Prototyping. In: Proc. of the 4th Europ. Conf. on Rapid Prototyping and Manufacturing, Beligrade. 1995, S. 247-260

Manthiram u. a. 1993

Manthiram, A. u. a.: Nanophasenmaterialien durch Aufbau dreidimensionaler Objekte direkt aus CAD-Datenbasen (SFF - Solid Freeform Fabrication). JOM - The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society 45 (1993) 11, S. 66-70

Mason 1997

Mason, J.: Rapid Tooling: Destroying the Myths. Rapid News, TCT, Volume 2. Tattenhall, Cheshire 1997

McAlea u. a. 1995

McAlea, K. u. a.: Materialien für das selektive Lasersintern. In: SAMPE Internat. Business Office: Diversity into the Next Century, 27th Internat. SAMPE Tech. Conf., Albuquerque, 1995, S. 949-961

Meiners & Wissenbach 1997

Meiners, W.; Wissenbach, K.: Selektives Laser Sintern metallischer Bauteile. VDI Seminar „Rapid Prototyping“, Aachen 1997

Mertz 1997

Mertz, A.: Wirtschaftliche Druckguß-Prototypenherstellung. VDG-Seminar Nr. 842: Einführung in die Magnesium-Druckgießtechnik, 26.-27.11.1997. Aalen 1997

Michaeli u. a. 1996

Michaeli, W. u. a.: Sind Formteile aus RT-Werkzeugen seriennah? Kunststoffe 86 (1996) 11, S. 1674-1676

Naber & Breitinger 1996

Naber, H.; Breitinger, F.: Rapid Tooling für Magnesiumdruckguß. Europäische Forschungsgemeinschaft Magnesiumguss e.V., 4. Magnesiumguss Abnehmerseminar, Tagungsband, 12./13. September, Aalen, 1996

Naber & Geuer 1995

Naber, H.; Geuer, A.: Entwicklungspotentiale durch innovativen Einsatz von Rapid Prototyping. ZWF Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb 6/95., S 306 - 310..

Nelson 1993

Nelson, J. C.: Selective Laser Sintering, A Definition of the Process and an Empirical Sintering Model. Dissertation, University of Texas at Austin, 1993

Neumann 1997

Neumann, F.: 3D Keltool. iwb Seminarberichte (28), Herbert Utz Verlag Wissenschaft, 17. Juni 1997, München 1997, S. 86-96

Nöken 1997

Nöken, S.: Technologie des Selektiven Lasersinterns von Thermoplasten. Dissertation, RWTH Aachen, 1997.

Pieverling 1997

Pieverling, H.-C.: Hochgeschwindigkeitszerspanung für das Rapid Tooling. iwb Seminarberichte (28), Herbert Utz Verlag Wissenschaft, S 20-39, 17. Juli 1997

Rapid Prototyping Report 1994

Rapid Prototyping Report: Ford uses fused deposition modeling to create injection mold. In: Rapid Prototyping Report. 4 (1992) 2, S. 1-2.

Rapid Prototyping Report 1995a

Rapid Prototyping Report: Cast-aluminium injection molds from rapid prototyping masters. In: Rapid Prototyping Report. 5 (1995) 3, S. 1ff.

Rapid Prototyping Report 1995b

Rapid Prototyping Report: New Equipment, EOS introduces sintering machine for metal parts. In: Rapid Prototyping Report. 5 (1995) 12, S. 5

Rapid Prototyping Report 1996a

Rapid Prototyping Report: Stereolithography master used with Keltool to create production injection molds. In: Rapid Prototyping Report. 6 (1996) 1, S. 1f.

Rapid Prototyping Report 1996b

Rapid Prototyping Report: High-tech pager demonstrates rapid manufacturing. In: Rapid Prototyping Report. 6 (1996) 4, S. 1f.

Rapid Prototyping Report 1997a

Rapid Prototyping Report: Rapid Tool helps Rubbermaid go from concept to production in record time. In: Rapid Prototyping Report. 7 (1997) 1, S. 1ff.

Rapid Prototyping Report 1997b

Rapid Prototyping Report: Development news. In: Rapid Prototyping Report. 7 (1997) 5, S. 4.

Rapid Prototyping Report 1997c

Rapid Prototyping Report: Hasbro uses direct rapid tooling for material-correct prototypes. In: Rapid Prototyping Report. 7 (1997) 11, S. 1ff.

Reichwald & Koller 1996

Reichwald, R.; Koller, H.: Integration und Dezentralisierung von Unternehmensstrukturen, in Lutz B u.a. (Hrsg): Produzieren im 21. Jahrhundert. Herausforderungen für die deutsche Industrie, Frankfurt am Main / New York: Campus, 1996 S. 225 - 294

Reinhart & Breitinger 1997

Reinhart, G.; Breitinger, F.: Rapid Tooling for Simultaneous Product and Process Development. In: 6th European Conference on Rapid Prototyping and Manufacturing, 1.-3.7.97, Nottingham 1997

Reinhart 1997

Reinhart, G.: Der Weg zu Flexibilität und Wandlungsfähigkeit. Innovative Prozesse und Systeme. Maschinenbau 26 (1997) 6, S 10-21

Reinhart u. a. 1995

Reinhart, G. u. a.: Rapid Tooling - Neue Wege zum Prototypenwerkzeugbau. Plastverarbeiter 46 (1995) 12, S. 12-14

Reinhart u.a. 1998

Reinhart, G.; Fährer, J.; Breitinger, F.: Rapid Tooling Process Chains Based on SLS. In: 7th European Conference on Rapid Prototyping and Manufacturing, 30.6-2.7.98, Aachen, 1998

Roche & Jordan 1995

Roche, A.; Jordan, R. M.: Schnelle Werkzeugherstellung durch Sprühformen. In: ISATA, 28th Intern. Symp. on Automatical Technol. and Automation, Rapid Prototyping in the Automotive Industries, Stuttgart. 1995, S. 485-491

RP-ML 1997

<http://ltk.fi/archives/rp-ml-1997>

Sachs u. a. 1990

Sachs, E. u. a.: Dreidimensionales Drucken: Werkzeuge und Prototypen schnell und direkt von einem CAD-Modell. In: proc. of Manufacturing International '90, Vol. 4: Advances in Material and Automation, ASME, Atlanta. 4 (1990), S. 131-136

Sachs u. a. 1991

Sachs, E. u. a.: Dreidimensionales Drucken: Schnelle Modellerstellung, Prototypenerstellung direkt aus der CAD-Darstellung. In: Transactions of the North American Manufacturing Research Institution of SME 1991, The 19th NAMRC Conference, Univ. of Missouri-Rolla. 1991, S. 289-296

Sachs u. a. 1992

Sachs, E. u. a.: Dreidimensionales Formfertigen: schnelle Herstellung von Werkzeugen und Prototypen von einem CAD Modell. Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry 114 (1992) 4, S. 481-488

Sayki 1995

Sayki, P. J.: Prototyping Die Casting Design with Rapid Prototype Investment Casting. Rapid Prototyping and Manufacturing '95, Hyatt Regency, Dearborn, 2.-4.5.1995.

Schilling 1996

Schilling, M.: Verfahren des Rapid Tooling und ihre Anwendung. In: Produkt- und Prozeßentwicklung mit neuen Technologien, Intelligente Produktionssysteme - Solid Freeform Manufacturing, 4. Anwendertagung. Dresden 1996, S.261-265

Schmitt-Thomas 1989

Schmitt-Thomas, Kh.G.: Metallkunde für das Maschinenwesen, Band 2. 1. Auflage. München: Springer-Verlag, 1989

Schock 1996

Schock, J.: HSC-Bearbeitung im Prototypenbau und bei der Formherstellung. In: Produkt- und Prozeßentwicklung mit neuen Technologien, Intelligente Produktionssysteme - Solid Freeform Manufacturing, 4. Anwendertagung. Dresden 1996, S 328-333

Scholze 1983

Scholze, H.: Keramik, Teil 2: Keramische Werkstoffe. Hrsg.: Salmann, H., Springer, Berlin 1983

Schulz 1996

Schulz, H.: Hochgeschwindigkeitsbearbeitung. Hanser Verlag, München, 1996.

Schumann 1964

Schumann, H.: Metallographie. 5. Auflage. Leipzig: VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1964

Seitz 1996

Seitz, S.: Das 'Rapid Tooling'-Verfahren.Der Stahlformenbauer 13 (1996) 4, S. 42, 44,

Seitz 1997a

Seitz, S.: Rapid Tool – Vom Design zum Werkzeug in Tagen. Form + Werkzeug 3/97, Hanser Verlag München, Wien, 1997, S. 24 –28.

Seitz 1997b

Seitz, S.: Fallstudie: Vorserienwerkzeuge für Aluminium-Druckguß im RapidTool Verfahren. DTM Fallstudie, Hilden, 1997, S. 5.

Simon & Thoma 1989

Simon, H.; Thoma, M.: Angewandte Oberflächentechnik für metallische Werkstoffe. Carl Hanser, München 1989

Smith 1997

Smith, P. L.: Rapid Tooling - Neuerungen und einige Anwendungsfälle.
American Machinist 141 (1997) 7, S.52-53

Song 1996

Song Yong-Ak: Selektives Lasersintern metallischer Prototypen. Dissertation RWTH Aachen, Shaker Verlag, Aachen, 1996

Starck 1991a

Starck, H. C. (Hrsg): Amperit - Flamm- und Plasmaspritzpulver. Firmenprospekt Hermann C. Starck GmbH & Co. KG, Berlin 1991

Starck 1991b

Starck, H. C. (Hrsg): HVOF - Amperit-Pulver für das Hochgeschwindigkeits-Flammspritzen. Firmenprospekt Hermann C. Starck GmbH & Co. KG, Berlin 1991

Stucker u.a. 1995

Stucker, B. E.; Bradley, W. L.; Norasetthekul, S.; Eubank, P. T.: The Production of Electrical Discharge Machining Elektrodes Using SLS: Primary Results. Solid Freeform Fabrication Proceedings, The University of Texas at Austin, 1995, S. 278 - 286.

Stüwe 1969

Stüwe, H.-P.: Einführung in die Werkstoffkunde. 1. Auflage. Bibliographisches Institut Mannheim / Zürich: Hochschultaschenbücher-Verlag, 1969

Tait 1995

Tait, D. M.: Big Parts, Big Savings: An Economic View. Rapid Prototyping and Manufacturing '95, Hyatt Regency, Dearborn, 2.-4.5.1995.

Tensi & Fuchs 1983

Tensi, H.; Fuchs, H.: Beeinflussung der mechanischen Festigkeit von Aluminium-Silicium-Gußlegierungen durch Ersterrungsparameter und Gefügestruktur. Giesserei-Forschung, 35. Jahrgang, Heft 2, 1983, S. 61-68

Uziel 1995

Uziel, Y.: Parts Now: A New Dimension in Metal Parts Manufacturing that Revolutionizes the Metal Casting Industry. Rapid Prototyping and Manufacturing '95, Hyatt Regency, Dearborn, 2.-4.5.1995.

Vail 1994

Vail Neal Kent: Preparation and Characterization of Microencapsulated, Finely Divided Ceramic Materials for Selective Laser Sintering. Dissertation University of Texas at Austin, 1994

VDI 2221

VDI-Richtlinie 2221: Methodik zum Entwickeln und Konstruieren technischer Systeme und Produkte

Warner & Renaud 1996

Warner, M. C.; Renaud, J.: Rapid Prototyping for Die Casting: Today's Applications and Future Developments. *Die Casting Engineer Magazine* 40, Indianapolis, 1996.

Weiß u. a. 1997

Weiß, K. u. a. : Integrierte Produkt- und Prozeßentwicklung für den Druckguß mittels FE-Simulation und Rapid Tooling. In: *Fortschritt mit Gusskonstruktionen '97*, Veitshöchheim. Düsseldorf: VDI-Verlag 1997, S. 241-256 (Band 1324)

Wheelwright u.a. 1992

Wheelwright, Steven C.; Clark, Kim B.: Revolutionizing product development: quantum leaps in speed, efficiency, and quality. New York 1992

Wieland-Werke 1986

Wieland-Werke AG: Wieland-Buch Kupferwerkstoffe. 5. Auflage, Ulm 1986

Wieters u. a. 1996

Wieters, K.-P. u. a.: Lasersintern von metallischen Verbundpulvern für das Rapid Prototyping. In: *Werkstoffe für die Fertigungstechnik, werkstoffe woche 96*, Symp. 5, Stuttgart. Frankfurt: DGM Informationsges. 1996, S. 83-88

Wildemann 1992

Wildemann H.: Simultaneous Engineering als Baustein für Just-In-Time in Forschung , Entwicklung und Konstruktion. *VDI-Z 134 (12) 1992*, S.18 -22

Wildemann 1993a

Wildemann H.: Optimierung von Entwicklungszeiten Just-In-Time in Forschung & Entwicklung und Konstruktion. Transfer Centrum, München 1993

Wildemann 1993b

Wildemann H.: Just-In-Time in Forschung & Entwicklung und Konstruktion. *ZFB 63 (12) 1993*, S.1251 - 1270

Wilkening 1996

Wilkening, C.: Schnelle Herstellung technischer Prototypen durch direktes Lasersintern von Metall und Gießereissand. In: *Solid Freeform Fabrication Proc., SFF Symp.*, Austin. 1996, S.133-140

Williams 1997

Williams, J.: Rapid Tooling Applications: An Overview and Reality Check. *Rapid News, TCT, Volume 3 + 4*. Tattenhall, Cheshire 1997

Wilmsen 1997

Wilmsen, M.: In 14 Tagen zum Spritzgießwerkzeug; Verfahren; Kosten. In: *Werkstatt und Betrieb (1997) 9*, S.26-29

Womack u. a. 1990

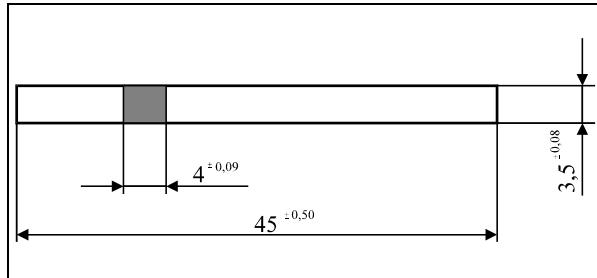
Womack, James, P.; Jones, Daniel, T.; Roos, D.: The machine that changed the world. Rawson Ass. New York u.a. 1990

Yeung 1996

Yeung, M. -K.: Softwareprogramme für die schnelle Werkzeugvorbereitung und Prototypherstellung. In: SPIE: Rapid Product Development Technol., Boston. 1996, S. 176-186 (Band 2910)

11 Anhang

11.1 Bestimmung des Elastizitätsmoduls durch einen Warmbiegeversuch



Da aus dem Warmzugversuch kein Elastizitätsmodul der Fe-Cu-Sinterlegierung gewonnen werden konnte, wird dieser über den Warmbiegeversuch bestimmt. Durch Aufbringung einer gegebenen Kraft F in der Mitte der an Auflagern abgestützten Probe wird ein Biegemoment erzeugt, welches zu einer Durchbiegung der Probe führt.

Der Zusammenhang zwischen aufgebrachter Kraft, Probengeometrie, Durchbiegung und Elastizitätsmodul ergibt sich aus der Differentialgleichung der Biegelinie der Balkenachse (Eulersche Elastika) bei punktförmigem Kraftangriff zu:

$$\frac{W''(x)}{\left(1 + w'^2(x)\right)^{\frac{3}{2}}} = -\frac{x^2}{E \cdot I_y(x)} F_{(x)}$$

Für den Spezialfall eines statisch bestimmt gelagerten, geraden Trägers mit konstantem axialem Flächenträgheitsmoment und mittigem Kraftangriff ergibt sich nach mehreren Vereinfachungen die Gleichung der Biegelinie zu:

$$w(x) = \frac{F \cdot l^3}{48 \cdot E \cdot I_y} \cdot \left[3 \cdot \frac{x}{l} - 4 \cdot \left(\frac{x}{l}\right)^3 \right]$$

Für die maximale Durchbiegung folgt:

$$f_m = w\left(\frac{l}{2}\right) = \frac{F \cdot l^3}{48 \cdot E \cdot I_y}$$

Mit dem axialen Trägheitsmoment

$$I_y = \frac{b \cdot h^3}{12}$$

ergibt sich der Elastizitätsmodul

$$E = \frac{F \cdot l^3}{4 \cdot f_m \cdot b \cdot h^3}$$

Der so erhaltene Elastizitätsmodul wird mit den Warmzugversuchen in die Spannungs-Dehnungs-Diagramme eingearbeitet.

11.2 Berechnung der Gesamtschwindung und des Skalierungsfaktors

Zur Ermittlung der Skalierungsfaktoren und Beamoffsetwerte wird in einem Koordinatensystem das Ausgangsmaß an der Abszisse angetragen. Die dem Ausgangsmaß entsprechenden Maßabweichungen werden in Ordinatenrichtung eingezeichnet. Durch diese Punkteschar wird anschließend eine Regressionsgerade gelegt. Die Steigung der Ausgleichsgeraden entspricht der relativen Schwindung des Bauteils, aus der sich der Skalierungsfaktor wie folgt berechnen lässt.

Lineare Regression

Ansatz: $\tilde{y} = a_0 + a_1 x$

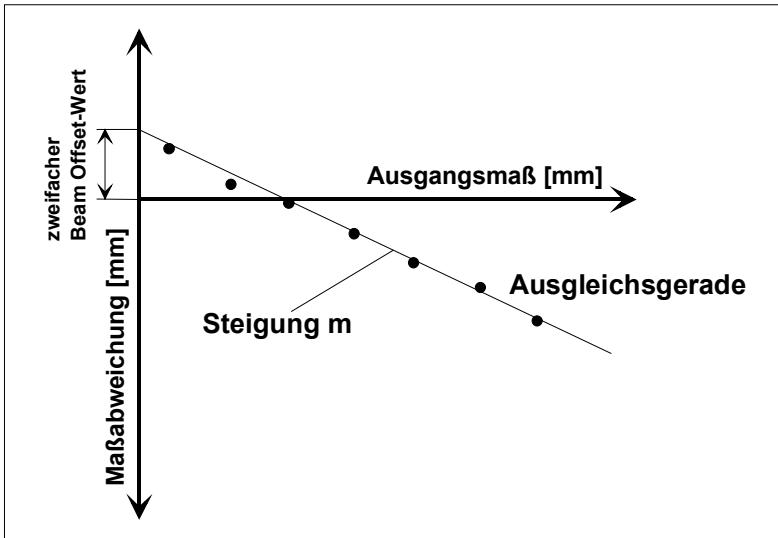
$$\tilde{y} = \bar{y} + \frac{\sum x_i y_i - \bar{y} \sum x_i}{\sum x_i^2 - \bar{x} \sum x_i} (x - \bar{x}) \quad \text{mit } i = 1..n \text{ folgt:}$$

$$\left. \begin{array}{l} a_0 = \frac{\sum y_i + a_1 \sum x_i}{n} \\ a_1 = \frac{n \sum x_i y_i - \sum x_i \sum y_i}{n \sum x_i^2 - \sum x_i \sum x_i} \end{array} \right\} \Rightarrow$$

$$Skf = \frac{1}{1 - Schwindung} = \frac{1}{1 - (-m)} = \frac{1}{1 - (-a_1)}$$

Der Abstand des Schnittpunktes der Regressionsgerade mit der Ordinate vom Nullpunkt des Koordinatensystems entspricht dem effektiven Durchmesser des Laserstrahls. Da der Radius des Laserstrahls dem Beamoffsetwert gleicht, kann somit sofort den zweifachen Beamoffsetwert aus dem Diagramm ableSEN werden.

$$BO = \frac{f(Ausgangsma\beta = 0)}{2} = \frac{a_0}{2}$$



Fehlerintervall

Der Vertrauensintervall für einen berechneten Schwindungswert lässt sich mit Hilfe der folgenden Gleichung einschätzen:

$$s_u = \sqrt{\frac{\sum_i (t + s \cdot A_i - a_i)^2}{n-2} * \frac{n}{n \sum_i A_i^2 - (\sum_i A_i)^2}},$$

mits_u: Meßgenauigkeit der berechneten Schrumpfung,
t: Achsenabschnitt der Ausgleichsgeraden.

11.3 Schnittstelle FEM-RP

11.3.1 Elementgenerierung

```
!Input Elementgenerierung
!Routine zur Elementgenerierung fuer Tetraederelement 10 Knoten
/PREP7
*GET,EMAX,ELEM,0,COUNT
*DIM,ELEM,ARRAY,EMAX,10,3
*DIM,KNOTEN,ARRAY,EMAX,10
*DIM,GESAMT,ARRAY,EMAX,10,3
*DO,I,1,EMAX,1
*MSG,INFO,I,EMAX
%I VON %I ELEMENTEN
*GET,KNOTEN(I,1),ELEM,I,NODE,1
*GET,KNOTEN(I,2),ELEM,I,NODE,2
*GET,KNOTEN(I,3),ELEM,I,NODE,3
*GET,KNOTEN(I,4),ELEM,I,NODE,4
*GET,KNOTEN(I,5),ELEM,I,NODE,5
*GET,KNOTEN(I,6),ELEM,I,NODE,6
*GET,KNOTEN(I,7),ELEM,I,NODE,7
*GET,KNOTEN(I,8),ELEM,I,NODE,8
*GET,KNOTEN(I,9),ELEM,I,NODE,9
*GET,KNOTEN(I,10),ELEM,I,NODE,10
*DO,J,1,10,1
*DO,K,1,3,1
  GESAMT(I,J,K)=0
  *IF,K,EQ,1,THEN
    *GET,ELEM(I,J,K),NODE,KNOTEN(I,J),LOC,X
  *ENDIF
  *IF,K,EQ,2,THEN
    *GET,ELEM(I,J,K),NODE,KNOTEN(I,J),LOC,Y
  *ENDIF
  *IF,K,EQ,3,THEN
    *GET,ELEM(I,J,K),NODE,KNOTEN(I,J),LOC,Z
  *ENDIF
*ENDDO
*ENDDO
*ENDDO

VCLEAR,ALL
VDELE,ALL,,,1
*DO,L,1,EMAX,1
*MSG,INFO,L,EMAX
%I VON %I ELEMENTEN
*DO,M,1,10,1
  N,KNOTEN(L,M),ELEM(L,M,1),ELEM(L,M,2),ELEM(L,M,3)
*ENDDO
```

```

E,KNOTEN(L,1),KNOTEN(L,2),KNOTEN(L,3),KNOTEN(L,4),KNOTEN(L,5),KNOTEN(L,6),KNOTEN(L,7),
KNOTEN(L,8)
EMORE,KNOTEN(L,9),KNOTEN(L,10)
*ENDDO
FINI
SAVE

```

11.3.2 Addition Verschiebung

```

!Addition Verschiebung
!Routine zur Addition Verschiebung fuer Tetraederelement 10 Knoten
/POST1
SET,LAST
*DIM,VERSCH,ARRAY,EMAX,10,3
*DO,J,1,EMAX,1
*DO,K,1,10,1
*IF,K,EQ,1,THEN
  *GET,VERSCH(I,J,K),NODE,KNOTEN(I,J),U,X  *ENDIF
*IF,K,EQ,2,THEN
  *GET,VERSCH(I,J,K),NODE,KNOTEN(I,J),U,Y
*ENDIF
*IF,K,EQ,3,THEN
  *GET,VERSCH(I,J,K),NODE,KNOTEN(I,J),U,Z
*ENDIF
  ELEM(I,J,K)=ELEM(I,J,K)+VERSCH(I,J,K)
GESAMT(I,J,K)=GESAMT(I,J,K)+VERSCH(I,J,K)
  *ENDDO
*ENDDO
*ENDDO
FINI
/PREP7
EDELE,ALL
*DO,L,1,EMAX,1
  *MSG,INFO,L,EMAX
  %I VON %I ELEMENTEN
*DO,M,1,10,1
  N,KNOTEN(L,M),ELEM(L,M,1),ELEM(L,M,2),ELEM(L,M,3)
*ENDDO

E,KNOTEN(L,1),KNOTEN(L,2),KNOTEN(L,3),KNOTEN(L,4),KNOTEN(L,5),KNOTEN(L,6),KNOTEN(L,7),
KNOTEN(L,8)
EMORE,KNOTEN(L,9),KNOTEN(L,10)
*ENDDO
FINI
SAVE

```

11.3.3 STL-Konvertierung

```
!Routine zur Berechnung STL-Datensatz
!Tetraeder-Element SOLID92 mit Mittelknoten
/prep7
EDELE,ALL
*DO,L,1,EMAX,1 *DO,M,1,10,1
  ELEM(L,M,1)=ELEM(L,M,1)-2(*GESAMT(L,M,1))
  ELEM(L,M,2)=ELEM(L,M,2)-2(*GESAMT(L,M,2))
  ELEM(L,M,3)=ELEM(L,M,3)-2(*GESAMT(L,M,3))
  N,KNOTEN(L,M),ELEM(L,M,1),ELEM(L,M,2),ELEM(L,M,3)
*ENDDO

E,KNOTEN(L,1),KNOTEN(L,2),KNOTEN(L,3),KNOTEN(L,4),KNOTEN(L,5),KNOTEN(L,6),KNOTEN(L,7),
KNOTEN(L,8)
*ENDDO
ALLSEL
NSEL,S,EXT           !Selektiere alle Oberflaechenknoten
ESLN,S,0             !Selektiere dazu die Elemente
NSEL,ALL
*GET,E1,ELEM,0,NXTH   !Gesamtzahl Oberflaechenelemente
*GET,EMAX,ELEM,0,COUNT
*DIM,GEGEN,ARRAY,12*EMAX
*DIM,KNOTEN,ARRAY,12*EMAX,3
ZAEHLER=0
*DO,I,1,EMAX,1        !Schleife fuer alle Oberfl. Elemente
*MSG,INFO,I,EMAX
%I VON %I ELEMENTEN
*GET,N1,ELEM,E1,NODE,1   !Zuweisung der zehn Knoten pro Element
*GET,N2,ELEM,E1,NODE,2
*GET,N3,ELEM,E1,NODE,3
*GET,N4,ELEM,E1,NODE,4
*GET,N5,ELEM,E1,NODE,5
*GET,N6,ELEM,E1,NODE,6
*GET,N7,ELEM,E1,NODE,7
*GET,N8,ELEM,E1,NODE,8
*GET,N9,ELEM,E1,NODE,9
*GET,N10,ELEM,E1,NODE,10
*DO,J,1,4,1
*GET,ATEST,ELEM,E1,ADJ,J
*IF,ATEST,EQ,0,THEN      !Pruefe fuer alle vier Seitenflaechen
  *IF,J,EQ,1,THEN        ! eines Tetraeders, ob aussenliegend
    ZAEHLER=ZAEHLER+1      !Wenn erfuellt, speichern der sechs
    GEGEN(ZAEHLER)=N4        ! Knoten als Eckpunkte von vier Dreiecken
    KNOTEN(ZAEHLER,1)=N1        ! und gegenueberliegenden Knoten
    KNOTEN(ZAEHLER,2)=N5        !Zaehler = Anzahl der Dreiecke
    KNOTEN(ZAEHLER,3)=N7
    ZAEHLER=ZAEHLER+1
    GEGEN(ZAEHLER)=N4
    KNOTEN(ZAEHLER,1)=N5
    KNOTEN(ZAEHLER,2)=N6
    KNOTEN(ZAEHLER,3)=N7
```

```
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N4
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N2
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N5
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N6
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N4
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N3
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N6
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N7
*ENDIF
*IF,J,EQ,2,THEN
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N3
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N1
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N5
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N8
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N3
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N5
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N8
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N9
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N3
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N2
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N5
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N9
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N3
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N4
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N8
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N9
*ENDIF
*IF,J,EQ,3,THEN
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N1
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N3
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N6
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N10
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N1
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N2
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N6
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N9
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N1
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N6
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N9
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N10
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N1
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N4
```

```
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N9
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N10
*ENDIF
*IF,J,EQ,4,THEN
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N2
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N1
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N7
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N8
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N2
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N7
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N8
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N10
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N2
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N3
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N7
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N10
ZAEHLER=ZAEHLER+1
GEGEN(ZAEHLER)=N2
KNOTEN(ZAEHLER,1)=N4
KNOTEN(ZAEHLER,2)=N8
KNOTEN(ZAEHLER,3)=N10
*ENDIF
*ENDIF
*ENDDO
*GET,E1,ELEM,E1,NXTH
*ENDDO
*DIM,A,ARRAY,ZAEHLER,3      !Dreidimensionaler Vektor fuer x-y-z-Koor
*DIM,B,ARRAY,ZAEHLER,3      !dinaten der Eckpunkte A,B,C
*DIM,C,ARRAY,ZAEHLER,3
*DIM,N,ARRAY,ZAEHLER,3      !IN = Normalenvektor
*DIM,D,ARRAY,ZAEHLER
*DIM,P,ARRAY,ZAEHLER,3
*DIM,S,ARRAY,ZAEHLER
*DO,DREI,1,ZAEHLER,1
  *GET,A(DREI,1),NODE,KNOTEN(DREI,1),LOC,X !Koordinaten Punkt A
  *GET,A(DREI,2),NODE,KNOTEN(DREI,1),LOC,Y
  *GET,A(DREI,3),NODE,KNOTEN(DREI,1),LOC,Z
  *GET,B(DREI,1),NODE,KNOTEN(DREI,2),LOC,X
  *GET,B(DREI,2),NODE,KNOTEN(DREI,2),LOC,Y
  *GET,B(DREI,3),NODE,KNOTEN(DREI,2),LOC,Z
  B(DREI,1)=B(DREI,1)-A(DREI,1)      !Vektor AB
  B(DREI,2)=B(DREI,2)-A(DREI,2)
  B(DREI,3)=B(DREI,3)-A(DREI,3)
  *GET,C(DREI,1),NODE,KNOTEN(DREI,3),LOC,X
  *GET,C(DREI,2),NODE,KNOTEN(DREI,3),LOC,Y
  *GET,C(DREI,3),NODE,KNOTEN(DREI,3),LOC,Z
  C(DREI,1)=C(DREI,1)-A(DREI,1)      !Vektor AC
  C(DREI,2)=C(DREI,2)-A(DREI,2)
  C(DREI,3)=C(DREI,3)-A(DREI,3)
```

```

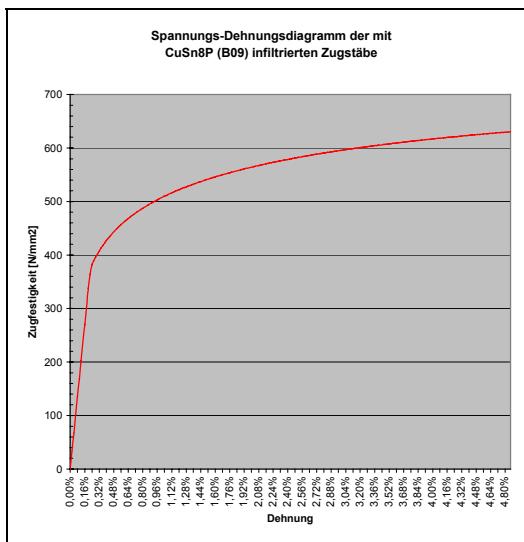
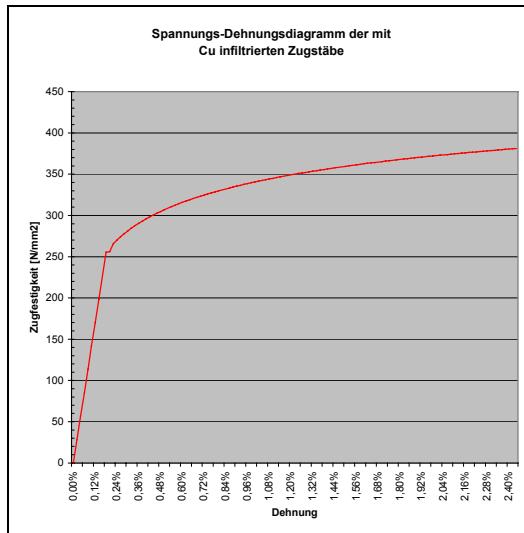
N(DREI,1)=(B(DREI,2)*C(DREI,3))-(B(DREI,3)*C(DREI,2)) !Kreuzprodukt AB x AC
N(DREI,2)=(B(DREI,3)*C(DREI,1))-(B(DREI,1)*C(DREI,3))
N(DREI,3)=(B(DREI,1)*C(DREI,2))-(B(DREI,2)*C(DREI,1))
D(DREI)=((A(DREI,1)*N(DREI,1))+(A(DREI,2)*N(DREI,2))+(A(DREI,3)*N(DREI,3)))
*GET,P(DREI,1),NODE,GEGEN(DREI),LOC,X
*GET,P(DREI,2),NODE,GEGEN(DREI),LOC,Y
*GET,P(DREI,3),NODE,GEGEN(DREI),LOC,Z
ABC=((N(DREI,1)**2)+(N(DREI,2)**2)+(N(DREI,3)**2))

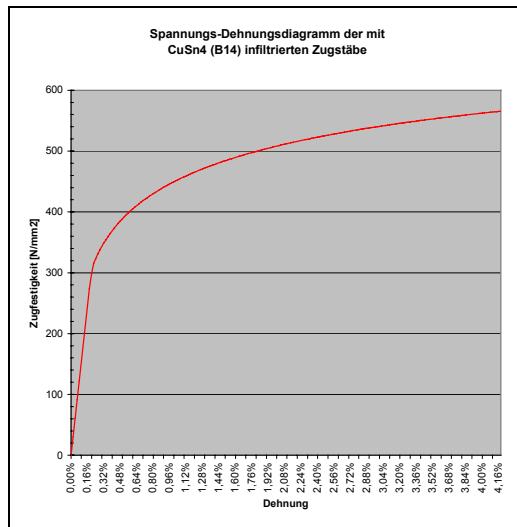
PN=((P(DREI,1)*N(DREI,1))+(P(DREI,2)*N(DREI,2))+(P(DREI,3)*N(DREI,3)))
S(DREI)=(D(DREI)-PN)/SQRT(ABC)           !Hessesche Normalform einer Ebene
*IF,S(DREI),EQ,0,THEN
  *ASK,WEITER,TETR. ENTARTET
*ENDIF
*IF,S(DREI),NE,0,THEN
  N(DREI,1)=N(DREI,1)*S(DREI)
  N(DREI,2)=N(DREI,2)*S(DREI)
  N(DREI,3)=N(DREI,3)*S(DREI)
*ENDIF
*GET,B(DREI,1),NODE,KNOTEN(DREI,2),LOC,X
*GET,B(DREI,2),NODE,KNOTEN(DREI,2),LOC,Y
*GET,B(DREI,3),NODE,KNOTEN(DREI,2),LOC,Z
*GET,C(DREI,1),NODE,KNOTEN(DREI,3),LOC,X
*GET,C(DREI,2),NODE,KNOTEN(DREI,3),LOC,Y
*GET,C(DREI,3),NODE,KNOTEN(DREI,3),LOC,Z

*MSG,INFO,N(DREI,1),N(DREI,2),N(DREI,3) !Ausgabe der Daten
facet normal %G %G %G           !Normalenvektor von der Oberflaeche
  *MSG,INFO          ! wegzeigend
outer loop
  *MSG,INFO,A(DREI,1),A(DREI,2),A(DREI,3) !Koordinaten A
  vertex %G %G %G
    *MSG,INFO,B(DREI,1),B(DREI,2),B(DREI,3) !Koordinaten B
  vertex %G %G %G
    *MSG,INFO,C(DREI,1),C(DREI,2),C(DREI,3) !Koordinaten C
  vertex %G %G %G
    *MSG,INFO
endloop
  *MSG,INFO
endfacet
*ENDDO
*MSG,INFO,ZAEHLER
%l Dreiecke erzeugt
fini

```

11.4 Spannungs-Dehnungsdiagramme





11.5 Abbildungsverzeichnis

Bild 1-1: Early start in the dark (Wheelwright u.a. 1992)	3
Bild 1-2: Begriffsdefinition und Konzept Rapid Tooling (Breitinger & Lorenzen 1997)	6
Bild 2-1: Ziel: Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen	9
Bild 3-1: Vorausseilen des Scheidvorgangs gegenüber der Wärmeeinbringung beim HSC-Fräsen (Pieverling 1997).....	13
Bild 3-2: Schematische Darstellung des Warmkammer-Druckgießens	16
Bild 3-3: Schematische Darstellung des Kaltkammer-Druckgießens.....	16
Bild 3-4: Einteilung der Rapid Tooling-Verfahren (weiß: für Druckguss geeignet).....	21
Bild 3-5: Prozesskette RP-Bauteil, Silikonform, Wachsabguss, Feinguss (Geuer 1995).....	22
Bild 3-6: Direkten Ausschmelzen von Rapid Prototyping-Modellen im Feinguss.....	22
Bild 3-7: In der Gussschale wird ein Formeinsatz abgeformt.....	23
Bild 3-8: Ablauf des Keltool-Prozesses (Jacobs 1996).....	26
Bild 3-9: Schematische Darstellung des Bridge-Toolings (Jacobs 1996)	28
Bild 3-10: Prozessablauf Metall-Lasersintern (Breitinger 1997)	32
Bild 3-11: Zustand des Pulvers (Breitinger 1997).....	33
Bild 3-12: Temperaturverlauf im Sinterofen (Beaman u.a. 1997)	34
Bild 3-13: Eisen-Kupfer-Phasendiagramm.....	35
Bild 4-1: Konzept zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterprozesses.....	39
Bild 4-2: Detailkonzept zur Untersuchung auf Machbarkeit.....	41
Bild 4-3: Detailkonzept zur Analyse der verfahrensspezifischen Defizite	42
Bild 4-4: Detailkonzept Verbesserung der Genauigkeit.....	44
Bild 4-5: Detailkonzept zur Erhöhung der Standzeit.....	45
Bild 5-1: Zugversuche bei horizontaler und vertikaler Probenentnahme	47
Bild 5-2: Spannungs-Dehnungsdiagramme bei 600 °C, 650 °C, 700 °C und 750 °C ..	48
Bild 5-3: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen (oben 650 °C, unten 750 °C)	49
Bild 5-4: Risse in der Kupferphase um die Eisensphärolite bei 650 °C	50
Bild 5-5: Härteverlauf an der Ober- und Unterseite.....	51
Bild 5-6: Lichtmikroskopische Betrachtung von Schliffbildern	51
Bild 5-7: Elektronenmikroskopische Betrachtung des Gefüges.....	52
Bild 5-8: Cu-Phase (1), MnS ₂ -Phase (2), Fe-Phase (3)	52
Bild 5-9: Magnesiumdruckgießwerkzeug und Testbauteile	54
Bild 5-10: Zunahme der Schädigung an der Formoberfläche nach 10, 30, 80 und 210 Abgüsse (links Werkzeug, m. o. 10, l. o. 30, m.u. 80, l.u. 210).....	55
Bild 5-11: Vergleich der Gefügestruktur in Warmarbeitsstahl (unten) und in indirekt metall-lasergesinterten Formeinsätzen (oben) gegossenen Flachzugproben.....	57

Bild 5-12: Ishikawa-Diagramm für das Lasersintern der Grünlinge	59
Bild 5-13: Ishikawa-Diagramm für den Sinterofenprozess.....	59
Bild 5-14: Konvexe und konkave Pyramidenvarianten	61
Bild 5-15: QB20 (oben), QB60 (Mitte), QB60aa (unten).....	62
Bild 5-16: Messraster an der Oberseite	63
Bild 5-17: Bauteil mit unterschiedlichen Formelementen (B140/100/50)	64
Bild 5-18: Abweichung der Außenkontur bei einer Bauteillänge von 240 mm	68
Bild 5-19: Schwindungsbedingten Abweichungen bei der Polymerinfiltration in X-Richtung	68
Bild 5-20: Schwindungsbedingten Abweichungen des Sinterofenprozesses in X-Richtung	69
Bild 5-21: Gesamtabweichung bei vorskaliertem Bauteil	69
Bild 5-22: Abweichung in Y-Richtung: Polymerinfiltration (links), Sinterofen (rechts) .	70
Bild 5-23: Gesamtabweichung in Y-Richtung.....	70
Bild 6-1: Datenfluss CAD, FEM und Rapid Tooling	76
Bild 6-2: Beispielhafter Ablauf vom CAD- zum STL-Format	78
Bild 6-3: Referenzbauteil	79
Bild 6-4: Abweichung Seite 1	82
Bild 6-5: Abweichung Stufen 3.....	83
Bild 6-6: Abweichung Seitenflächen 4.....	83
Bild 6-7: Abweichung Seite 5.....	84
Bild 6-8: Verbesserung der Bauteilgenauigkeit durch FEM-Berechnung.....	84
Bild 6-9: Versuchsbauteile zur Untersuchung des Sinterofenprozesses (links KS50/50/100, rechts GS50/50/100)	85
Bild 6-10: Versuchsbauteile nach dem Sinterofenprozess	87
Bild 7-1: Schematische Darstellung eines galvanischen Bades	89
Bild 7-2: Chemisch Nickel, Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts).....	89
Bild 7-3: Schematische Darstellung des atmosphärischen Plasmaspritzen	90
Bild 7-4: Darstellung einer Top-Gun-Spritzpistole (links) und JP-5000-Düse (rechts)	91
Bild 7-5: WC-Co, Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts)	92
Bild 7-6: ZrO ₂ -Y ₂ O ₃ , Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts).....	92
Bild 7-7: Stellit, Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts)	93
Bild 7-8: MoSi ₂ , Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts).....	93
Bild 7-9: Schematische Darstellung einer Aufstäubeanlage in Diodenversion.....	94
Bild 7-10: Ti/TiN, Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts)	96
Bild 7-11: Cr/CrN, Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts).....	96
Bild 7-12: Cr/TiB/TiB ₂ , Thermo-Schock (links), Schlifffeld (rechts)	97
Bild 7-13: Schematische Darstellung eines CVD-Reaktors (Haefer 1987)	97

Bild 7-14: Si-B-N-(C), Thermo-Schock (links), Schliffbild (rechts)	98
Bild 7-15: 3D-Darstellung des Versuchsformeneinsatzes	101
Bild 7-16: Verkürzter 18-Stundenzyklus für Kupfer	103
Bild 7-17: Geätzter und polierter Schliff der Zinnbronze CuSn9P mit Ausscheidungen im Bauteilinneren ($V = 500 \times 1,16$).....	104
Bild 7-18: Geätzter und polierter Schliff der Zinnbronze CuSn4 mit Ausscheidungen im Bauteilinneren ($V = 500 \times 1,16$)	105
Bild 7-19: Geätzter und polierter Schliff der Aluminiumbronze CuAl10Ni5Fe4 mit Dendridenbildung im Ein- und Austrittsbereich ($V = 200 \times 1,16$)	106
Bild 7-20: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche mit deutlichem Versagen der Kupferphase und der Diffusionsbrücken	107
Bild 7-21: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche mit gebrochenen Diffusionsbrücken (l) und fächerförmig gebrochenes Eisensphärolit (r).....	108
Bild 7-22: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche mit gebrochenen Diffusionsbrücken (links) und fächerförmig gebrochenes Eisensphärolit (rechts).....	109
Bild 7-23: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche, Bruch Diffusionsbrücken und Versagen der Infiltrationsphase	111
Bild 7-24: Vergleich der Proportionalspannungen	112
Bild 7-25: Vergleich der Zugfestigkeiten	112
Bild 7-26: Vergleich der Oberflächenhärten	113
Bild 8-1: CAD-Konstruktion der Auswerferseite mit Schieber.....	117
Bild 8-2: Prototypenwerkzeug der Auswerferseite und Prototyp aus AlSi12Cu3	117

11.6 Tabellenverzeichnis

Tabelle 3-1: Kennzahlen der Aluminiumlegierungen (Dubbel 1990, Kuchling 1991)	17
Tabelle 3-2: Zuordnung der Gießlegierungen zu den Einsatzbereichen.....	17
Tabelle 3-3: Kennzahlen der Magnesiumlegierungen (Dubbel 1990, Kuchling 1991)	18
Tabelle 3-4: Zuordnung der Gießlegierungen zu den Einsatzbereichen (DIN 1729-1)	19
Tabelle 3-5: Vergleich der Rapid Tooling-Verfahren	37
Tabelle 5-1: Zugversuche bei horizontaler und vertikaler Probenentnahme.....	47
Tabelle 5-2: Zusammenfassung der Warmzug- und Warmbiegeversuche.....	48
Tabelle 5-3: Chemische Analyse des Infiltrationsmetalls	53
Tabelle 5-4: Prozessbedingungen beim Magnesiumdruckguss	54
Tabelle 5-5: Prozessbedingungen beim Aluminiumdruckguss	55
Tabelle 5-6: Größen- und Geometrievarianten der Pyramiden	61
Tabelle 5-7: Varianten des quaderförmigen Bauteils	63
Tabelle 5-8: Gemittelte Bauteilschwindung konvexe Stufenpyramide	65
Tabelle 5-9: Bauteilschwindung der quaderförmigen Bauteile	66
Tabelle 5-10: Gemittelte horizontale und vertikale Bauteilschwindung der konkaven Stufenpyramiden.....	71
Tabelle 6-1: Abstufung der horizontalen und vertikalen Versuchsbauenteile	73
Tabelle 6-2: Aufstellung geometrieabhängiger Schwindungen	75
Tabelle 6-3: FEM-Modellierung	82
Tabelle 6-4: Abbruchtemperaturen und Prozessdauer im Sinterofen	86
Tabelle 7-1: Eigenschaften der thermischen Spritzschichtwerkstoffe (Scholze 1983, Starck 1991a, Starck 1991b).....	91
Tabelle 7-2: Eigenschaften der PVD-Schichtwerkstoffe (Simon & Thoma 1989, Krzyminski 1973, Kunst 1973)	95
Tabelle 7-3: Zusammenfassung der Vorversuche	99
Tabelle 7-4: Ergebnis der Feldversuche mit oberflächenbehandelten Formeinsätzen	101
Tabelle 7-5: Übersicht Infiltrationswerkstoffe	102
Tabelle 7-6: Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen bei den mit DTM-Kupfer infiltrierten Probekörpern	108
Tabelle 7-7: Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen bei den mit der Zinnbronze CuSn9P infiltrierten Probekörpern.....	109
Tabelle 7-8: Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen bei den mit der Zinnbronze CuSn4 infiltrierten Probekörpern	110
Tabelle 7-9: Ergebnisse der Zugversuche und Härteprüfungen bei den mit der Zinnbronze CuAl10Ni5Fe4 infiltrierten Probekörpern	111
Tabelle 7-10: Ergebnis der Feldversuche mit alternativen Infiltrationswerkstoffen ...	113

Tabelle 7-11: Vergleich der Werkstoffkennwerte	114
Tabelle 8-1: Skalierungsfaktoren für die Formeinsätze.....	115
Tabelle 8-2: Aufstellung der Kostenblöcke für Variante 1 und 2.....	118

iwb Forschungsberichte Band 1–121

Herausgeber: Prof. Dr.-Ing. J. Milberg und Prof. Dr.-Ing. G. Reinhart, Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften der Technischen Universität München

Band 1–121 erschienen im Springer Verlag, Berlin, Heidelberg und sind im Erscheinungsjahr und den folgenden drei Kalenderjahren erhältlich im Buchhandel oder durch Lange & Springer, Otto-Suhr-Allee 26–28, 10585 Berlin

- | | | | |
|----|---|----|---|
| 1 | <i>Streifinger, E.</i>
Beitrag zur Sicherung der Zuverlässigkeit und Verfügbarkeit moderner Fertigungsmittel
1986 · 72 Abb. · 167 Seiten · ISBN 3-540-16391-3 | 14 | <i>Groha, A.</i>
Universelles Zellenrechnerkonzept für flexible Fertigungssysteme
1988 · 74 Abb. · 153 Seiten · ISBN 3-540-19182-8 |
| 2 | <i>Fuchsberger, A.</i>
Untersuchung der spanenden Bearbeitung von Knochen
1986 · 90 Abb. · 175 Seiten · ISBN 3-540-16392-1 | 15 | <i>Riese, K.</i>
Klippsmontage mit Industrierobotern
1988 · 92 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-19183-6 |
| 3 | <i>Meißer, C.</i>
Montageautomatisierung am Beispiel des Schraubens mit Industrierobotern
1986 · 77 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-16393-X | 16 | <i>Lutz, P.</i>
Leitsysteme für rechnerintegrierte Auftragsabwicklung
1988 · 44 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-19260-3 |
| 4 | <i>Summer, H.</i>
Modell zur Berechnung verzweigter Antriebsstrukturen
1986 · 74 Abb. · 197 Seiten · ISBN 3-540-16394-8 | 17 | <i>Klippl, C.</i>
Mobiler Roboter im Materialfluß eines flexiblen Fertigungssystems
1988 · 86 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-50468-0 |
| 5 | <i>Simon, W.</i>
Elektrische Vorschubantriebe an NC-Systemen
1986 · 141 Abb. · 198 Seiten · ISBN 3-540-16693-9 | 18 | <i>Rascher, R.</i>
Experimentelle Untersuchungen zur Technologie der Kugelherstellung
1989 · 110 Abb. · 200 Seiten · ISBN 3-540-51301-9 |
| 6 | <i>Büchs, S.</i>
Analytische Untersuchungen zur Technologie der Kugelbearbeitung
1986 · 74 Abb. · 173 Seiten · ISBN 3-540-16694-7 | 19 | <i>Heusler, H.-J.</i>
Rechnerunterstützte Planung flexibler Montagesysteme
1989 · 43 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-51723-5 |
| 7 | <i>Hünzinger, I.</i>
Schneiderodierte Oberflächen
1986 · 79 Abb. · 162 Seiten · ISBN 3-540-16695-5 | 20 | <i>Kirchknopf, P.</i>
Ermittlung modularer Parameter aus Übertragungsfrequenzgängen
1989 · 57 Abb. · 157 Seiten · ISBN 3-540-51724-3 |
| 8 | <i>Pilland, U.</i>
Echtzeit-Kollisionsschutz an NC-Drehmaschinen
1986 · 54 Abb. · 127 Seiten · ISBN 3-540-17274-2 | 21 | <i>Sauerer, Ch.</i>
Beitrag für ein Zerspanprozeßmodell Metallbandsägen
1990 · 89 Abb. · 166 Seiten · ISBN 3-540-51868-1 |
| 9 | <i>Barthelmeß, P.</i>
Montagegerechtes Konstruieren durch die Integration von Produkt- und Montageprozeßgestaltung
1987 · 70 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-18120-2 | 22 | <i>Karstedt, K.</i>
Positionsbestimmung von Objekten in der Montage- und Fertigung automatisierung
1990 · 92 Abb. · 157 Seiten · ISBN 3-540-51879-7 |
| 10 | <i>Reithofer, N.</i>
Nutzungsicherung von flexibel automatisierten Produktionsanlagen
1987 · 84 Abb. · 176 Seiten · ISBN 3-540-18440-6 | 23 | <i>Peiker, St.</i>
Entwicklung eines integrierten NC-Planungssystems
1990 · 66 Abb. · 180 Seiten · ISBN 3-540-51880-0 |
| 11 | <i>Diese, H.</i>
Rechnerunterstützte Entwicklung flexibel automatisierter Montageprozesse
1988 · 56 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-18799-5 | 24 | <i>Schugmann, R.</i>
Nachgiebige Werkzeugaufhängungen für die automatische Montage
1990 · 71 Abb. · 155 Seiten · ISBN 3-540-52138-0 |
| 12 | <i>Reinhart, G.</i>
Flexible Automatisierung der Konstruktion und Fertigung elektrischer Leitungssätze
1988 · 112 Abb. · 197 Seiten · ISBN 3-540-19003-1 | 25 | <i>Wrba, P.</i>
Simulation als Werkzeug in der Handhabungstechnik
1990 · 125 Abb. · 178 Seiten · ISBN 3-540-52231-X |
| 13 | <i>Bürstner, H.</i>
Investitionsentscheidung in der rechnerintegrierten Produktion
1988 · 74 Abb. · 190 Seiten · ISBN 3-540-19099-6 | 26 | <i>Eibelhäuser, P.</i>
Rechnerunterstützte experimentelle Modalanalyse mittels gestufter Sinusanregung
1990 · 79 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-52451-7 |
| | | 27 | <i>Prasch, J.</i>
Computerunterstützte Planung von chirurgischen Eingriffen in der Orthopädie
1990 · 113 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-52543-2 |

- 28 Teich, K.
Prozeßkommunikation und Rechnerverbund in der Produktion
1990 · 52 Abb. · 158 Seiten · ISBN 3-540-52764-8
- 29 Pfraun, W.
Rechnergestützte und graphische Planung manueller und teilautomatisierter Arbeitsplätze
1990 · 59 Abb. · 153 Seiten · ISBN 3-540-52829-6
- 30 Tauber, A.
Modellbildung kinematischer Strukturen als Komponente der Montageplanung
1990 · 93 Abb. · 190 Seiten · ISBN 3-540-52911-X
- 31 Jäger, A.
Systematische Planung komplexer Produktionssysteme
1991 · 75 Abb. · 148 Seiten · ISBN 3-540-53021-5
- 32 Hartberger, H.
Wissensbasierte Simulation komplexer Produktionssysteme
1991 · 58 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-53326-5
- 33 Tuczek, H.
Inspektion von Karosseriepreßteilen auf Risse und Einschnürungen mittels Methoden der Bildverarbeitung
1992 · 125 Abb. · 179 Seiten · ISBN 3-540-53965-4
- 34 Fischbacher, J.
Planungsstrategien zur störungstechnischen Optimierung von Reinraum-Fertigungsgeräten
1991 · 60 Abb. · 166 Seiten · ISBN 3-540-54027-X
- 35 Moser, O.
3D-Echtzeitkollisionsschutz für Drehmaschinen
1991 · 66 Abb. · 177 Seiten · ISBN 3-540-54076-8
- 36 Naber, H.
Aufbau und Einsatz eines mobilen Roboters mit unabhängiger Lokomotions- und Manipulationskomponente
1991 · 85 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-54216-7
- 37 Kupec, Th.
Wissensbasiertes Leitsystem zur Steuerung flexibler Fertigungsanlagen
1991 · 68 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-54260-4
- 38 Maulhardt, U.
Dynamisches Verhalten von Kreissägen
1991 · 109 Abb. · 159 Seiten · ISBN 3-540-54365-1
- 39 Götz, R.
Strukturierte Planung flexibel automatisierter Montagesysteme für flächige Bauteile
1991 · 86 Abb. · 201 Seiten · ISBN 3-540-54401-1
- 40 Koepfer, Th.
3D-grafisch-interaktive Arbeitsplanung - ein Ansatz zur Aufhebung der Arbeitsteilung
1991 · 74 Abb. · 126 Seiten · ISBN 3-540-54436-4
- 41 Schmidt, M.
Konzeption und Einsatzplanung flexibel automatisierter Montagesysteme
1992 · 108 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-55025-9
- 42 Burger, C.
Produktionsregelung mit entscheidungsunterstützenden Informationssystemen
1992 · 94 Abb. · 186 Seiten · ISBN 3-540-55187-5
- 43 Hößmann, J.
Methodik zur Planung der automatischen Montage von nicht formstablen Bauteilen
1992 · 73 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-5520-0
- 44 Petry, M.
Systematik zur Entwicklung eines modularen Programmbaukastens für robotergeführte Klebefolgesprozesse
1992 · 106 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-55374-6
- 45 Schönecker, W.
Integrierte Diagnose in Produktionszellen
1992 · 87 Abb. · 159 Seiten · ISBN 3-540-55375-4
- 46 Bick, W.
Systematische Planung hybrider Montagesysteme unter Berücksichtigung der Ermittlung des optimalen Automatisierungsgrades
1992 · 70 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-55377-0
- 47 Gebauer, L.
Prozeßuntersuchungen zur automatisierten Montage von optischen Linsen
1992 · 84 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-55378-9
- 48 Schräuber, N.
Erstellung eines 3D-Simulationssystems zur Reduzierung von Rüstzeiten bei der NC-Bearbeitung
1992 · 103 Abb. · 161 Seiten · ISBN 3-540-55431-9
- 49 Wisbacher, J.
Methoden zur rationellen Automatisierung der Montage von Schnellbefestigungselementen
1992 · 77 Abb. · 176 Seiten · ISBN 3-540-55512-9
- 50 Garnick, F.
Laserbearbeitung mit Robotern
1992 · 110 Abb. · 184 Seiten · ISBN 3-540-55513-7
- 51 Eubert, P.
Digitale Zustandesregelung elektrischer Vorschubantriebe
1992 · 89 Abb. · 159 Seiten · ISBN 3-540-44441-2
- 52 Gläss, W.
Rechnerintegrierte Kabelsatzfertigung
1992 · 67 Abb. · 140 Seiten · ISBN 3-540-55749-0
- 53 Helm, H.J.
Ein Verfahren zur On-Line Fehlererkennung und Diagnose
1992 · 60 Abb. · 153 Seiten · ISBN 3-540-55750-4
- 54 Lang, Ch.
Wissensbasierte Unterstützung der Verfügbarkeitsplanung
1992 · 75 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-55751-2
- 55 Schuster, G.
Rechnergestütztes Planungssystem für die flexibel automatisierte Montage
1992 · 67 Abb. · 135 Seiten · ISBN 3-540-55830-6
- 56 Bomm, H.
Ein Ziel- und Kennzahlensystem zum Investitionscontrolling komplexer Produktionssysteme
1992 · 87 Abb. · 195 Seiten · ISBN 3-540-55964-7
- 57 Wendt, A.
Qualitätssicherung in flexibel automatisierten Montagesystemen
1992 · 74 Abb. · 179 Seiten · ISBN 3-540-56044-0
- 58 Hansmaier, H.
Rechnergestütztes Verfahren zur Geräuschminderung
1993 · 67 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-56053-2
- 59 Dilling, U.
Planung von Fertigungssystemen unterstützt durch Wirtschaftssimulationen
1993 · 72 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-56307-5

- 60 *Strohmayer, R.*
Rechnergestützte Auswahl und Konfiguration von Zubringerseinrichtungen
1993 · 80 Abb. · 152 Seiten · ISBN 3-540-56652-X
- 61 *Glas, J.*
Standardisierter Aufbau anwendungsspezifischer Zellenrechnersoftware
1993 · 80 Abb. · 145 Seiten · ISBN 3-540-56890-5
- 62 *Stettner, R.*
Rechnergestützte Simulationswerkzeuge zur Effizienzsteigerung des Industrieroboter Einsatzes
1994 · 91 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-56889-1
- 63 *Dirndorfer, A.*
Roboter systeme zur förderbandsynchronen Montage
1993 · 76 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-57031-4
- 64 *Wiedemann, M.*
Simulation des Schwingungsverhaltens spanender Werkzeugmaschinen
1993 · 81 Abb. · 137 Seiten · ISBN 3-540-57177-9
- 65 *Woenckhaus, Ch.*
Rechnergestütztes System zur automatisierten 3D-Layoutoptimierung
1994 · 81 Abb. · 140 Seiten · ISBN 3-540-57284-8
- 66 *Kummelsteiner, G.*
3D-Bewegungssimulation als integratives Hilfsmittel zur Planung manueller Montagesysteme
1994 · 62 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-57535-9
- 67 *Kugelmann, F.*
Einsatz nachgiebiger Elemente zur wirtschaftlichen Automatisierung von Produktionsystemen
1993 · 76 Abb. · 144 Seiten · ISBN 3-540-57549-9
- 68 *Schwarz, H.*
Simulationsgestützte CAD/CAM-Kopplung für die 3D-Laserbearbeitung mit integrierter Sensorik
1994 · 96 Abb. · 148 Seiten · ISBN 3-540-57577-4
- 69 *Viethen, U.*
Systematik zum Prüfen in flexiblen Fertigungssystemen
1994 · 70 Abb. · 142 Seiten · ISBN 3-540-57794-7
- 70 *Seehuber, M.*
Automatische Inbetriebnahme geschwindigkeitsadaptiver Zustandsregler
1994 · 72 Abb. · 155 Seiten · ISBN 3-540-57896-X
- 71 *Amann, W.*
Eine Simulationsumgebung für Planung und Betrieb von Produktionsystemen
1994 · 71 Abb. · 129 Seiten · ISBN 3-540-57924-9
- 72 *Schöpf, M.*
Rechnergestütztes Projektinformations- und Koordinationssystem für das Fertigungsvorfeld
1997 · 63 Abb. · 130 Seiten · ISBN 3-540-58052-2
- 73 *Welling, A.*
Effizienter Einsatz bildgebender Sensoren zur Flexibilisierung automatisierter Handhabungsvorgänge
1994 · 66 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-580-0
- 74 *Zetlmayer, H.*
Verfahren zur simulationsgestützten Produktionsregelung in der Einzel- und Kleinserienproduktion
1994 · 62 Abb. · 143 Seiten · ISBN 3-540-58134-0
- 75 *Lindl, M.*
Auftragsleittechnik für Konstruktion und Arbeitsplanung
1994 · 66 Abb. · 147 Seiten · ISBN 3-540-58221-5
- 76 *Zipper, B.*
Das integrierte Betriebsmittelwesen - Baustein einer flexiblen Fertigung
1994 · 64 Abb. · 147 Seiten · ISBN 3-540-58222-3
- 77 *Raith, P.*
Programmierung und Simulation von Zellenabläufen in der Arbeitsvorbereitung
1995 · 51 Abb. · 130 Seiten · ISBN 3-540-58223-1
- 78 *Engel, A.*
Strömungstechnische Optimierung von Produktionssystemen durch Simulation
1994 · 69 Abb. · 160 Seiten · ISBN 3-540-58258-4
- 79 *Zäh, M. F.*
Dynamisches Prozeßmodell Kreissägen
1995 · 95 Abb. · 186 Seiten · ISBN 3-540-58624-5
- 80 *Zwanzer, N.*
Technologisches Prozeßmodell für die Kugelschleifbearbeitung
1995 · 65 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-58634-2
- 81 *Romanow, P.*
Konstruktionsbegleitende Kalkulation von Werkzeugmaschinen
1995 · 66 Abb. · 151 Seiten · ISBN 3-540-58771-3
- 82 *Kahlenberg, R.*
Integrierte Qualitätssicherung in flexiblen Fertigungszellen
1995 · 71 Abb. · 136 Seiten · ISBN 3-540-58772-1
- 83 *Huber, A.*
Arbeitsfolgenplanung mehrstufiger Prozesse in der Hartbearbeitung
1995 · 87 Abb. · 152 Seiten · ISBN 3-540-58773-X
- 84 *Birkel, G.*
Aufwandsminimierter Wissenserwerb für die Diagnose in flexiblen Produktionszellen
1995 · 64 Abb. · 137 Seiten · ISBN 3-540-58869-8
- 85 *Simon, D.*
Fertigungsregelung durch zielgrößenorientierte Planung und logistisches Störungsmanagement
1995 · 77 Abb. · 132 Seiten · ISBN 3-540-58942-2
- 86 *Nedeljkovic-Groha, V.*
Systematische Planung anwendungsspezifischer Materialflußsteuerungen
1995 · 94 Abb. · 188 Seiten · ISBN 3-540-58953-8
- 87 *Rockland, M.*
Flexibilisierung der automatischen Teilbereitstellung in Montageanlagen
1995 · 83 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-58999-6
- 88 *Linner, St.*
Konzept einer integrierten Produktentwicklung
1995 · 67 Abb. · 168 Seiten · ISBN 3-540-59016-1
- 89 *Eder, Th.*
Integrierte Planung von Informationssystemen für rechnergestützte Produktionssysteme
1995 · 62 Abb. · 150 Seiten · ISBN 3-540-59084-6
- 90 *Deutschle, U.*
Prozeßorientierte Organisation der Auftragsentwicklung in mittelständischen Unternehmen
1995 · 80 Abb. · 188 Seiten · ISBN 3-540-59337-3
- 91 *Dieteler, A.*
Recyclingintegrierte Produktentwicklung
1995 · 68 Abb. · 146 Seiten · ISBN 3-540-60120-1

- 92 *Hechl, Chr.*
Personalorientierte Montageplanung für komplexe und varianteureiche Produkte
1995 · 73 Abb. · 158 Seiten · ISBN 3-540-60325-5
- 93 *Albertz, F.*
Dynamikgerechter Entwurf von Werkzeugmaschinen - Gestellstrukturen
1995 · 83 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-60608-8
- 94 *Trunzer, W.*
Strategien zur On-Line Bahnplanung bei Robotern mit 3D-Konturfolgesensoren
1996 · 101 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-60961-X
- 95 *Fichtmüller, N.*
Rationalisierung durch flexible, hybride Montagesysteme
1996 · 83 Abb. · 145 Seiten · ISBN 3-540-60960-1
- 96 *Trucks, V.*
Rechnergestützte Beurteilung von Getriebestrukturen in Werkzeugmaschinen
1996 · 64 Abb. · 141 Seiten · ISBN 3-540-60599-8
- 97 *Schäffer, G.*
Systematische Integration adaptiver Produktionssysteme
1996 · 71 Abb. · 170 Seiten · ISBN 3-540-60958-X
- 98 *Koch, M. R.*
Autonome Fertigungszeilen - Gestaltung, Steuerung und integrierter Störungsbehandlung
1996 · 67 Abb. · 138 Seiten · ISBN 3-540-61104-5
- 99 *Moceduma de la Barrera, J.L.*
Ein durchgängiges System zur computer- und rechnergestützten Chirurgie
1996 · 99 Abb. · 175 Seiten · ISBN 3-540-61145-2
- 100 *Geuer, A.*
Einsatzpotential des Rapid Prototyping in der Produktentwicklung
1996 · 84 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-61495-8
- 101 *Ebner, C.*
Ganzheitliches Verfügbarkeits- und Qualitätsmanagement unter Verwendung von Felddaten
1996 · 67 Abb. · 132 Seiten · ISBN 3-540-61678-0
- 102 *Pischetsrieder, K.*
Steuerung autonomer mobiler Roboter in der Produktion
1996 · 74 Abb. · 171 Seiten · ISBN 3-540-61714-0
- 103 *Köhler, R.*
Disposition und Materialbereitstellung bei komplexen varianteureichen Kleinprodukten
1997 · 62 Abb. · 177 Seiten · ISBN 3-540-62024-9
- 104 *Feldmann, Ch.*
Eine Methode für die integrierte rechnergestützte Montageplanung
1997 · 71 Abb. · 163 Seiten · ISBN 3-540-62059-1
- 105 *Lehmann, H.*
Integrierte Materialfluß- und Layoutplanung durch Kopplung von CAD- und Ablaufsimulationssystem
1997 · 96 Abb. · 191 Seiten · ISBN 3-540-62202-0
- 106 *Wegner, M.*
Steuerungsintegrierte Fehlerbehandlung für maschinennahe Abläufe
1997 · 94 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-62656-5
- 107 *Lorenzen, J.*
Simulationsgestützte Kostenanalyse in produktorientierten Fertigungsstrukturen
1997 · 63 Abb. · 129 Seiten · ISBN 3-540-62794-4
- 108 *Krämer, U.*
Systematik für die rechnergestützte Ähnlichkeitssuche und Standardisierung
1997 · 53 Abb. · 127 Seiten · ISBN 3-540-63338-3
- 109 *Pfersdorf, I.*
Entwicklung eines systematischen Vorgehens zur Organisation des industriellen Service
1997 · 74 Abb. · 172 Seiten · ISBN 3-540-63615-3
- 110 *Kube, R.*
Informations- und kommunikationstechnische Integration von Menschen in der Produktion
1997 · 77 Abb. · 155 Seiten · ISBN 3-540-63642-0
- 111 *Kaiser, J.*
Vernetztes Gestalten von Produkt und Produktionsprozeß mit Produktmodellen
1997 · 67 Abb. · 139 Seiten · ISBN 3-540-63999-3
- 112 *Geyer, M.*
Flexibles Planungssystem zur Berücksichtigung ergonomischer Aspekte bei der Produkt- und Arbeitssystemgestaltung
1997 · 85 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-64195-5
- 113 *Martin, C.*
Produktionsregelung - ein modularer, modellbasierter Ansatz
1998 · 73 Abb. · 162 Seiten · ISBN 3-540-64401-6
- 114 *Löffler, Th.*
Akustische Überwachung automatisierter Fügeprozesse
1998 · 85 Abb. · 136 Seiten · ISBN 3-540-64511-X
- 115 *Lindermair, R.*
Qualitätsorientierte Entwicklung von Montagesystemen
1998 · 84 Abb. · 164 Seiten · ISBN 3-540-64686-8
- 116 *Koehler, J.*
Prozeßorientierte Teamstrukturen in Betrieben mit Großserienfertigung
1998 · 75 Abb. · 185 Seiten · ISBN 3-540-65037-7
- 117 *Schuller, R. W.*
Leitfaden zum automatisierten Auftrag von hochviskosen Dichtmassen
1999 · 76 Abb. · 162 Seiten · ISBN 3-540-65320-1
- 118 *Debuschewitz, M.*
Integrierte Methodik und Werkzeuge zur herstellungsorientierten Produktentwicklung
1999 · 104 Abb. · 169 Seiten · ISBN 3-540-65350-3
- 119 *Bauer, L.*
Strategien zur rechnergestützten Offline-Programmierung von 3D-Laseranlagen
1999 · 98 Abb. · 145 Seiten · ISBN 3-540-65382-1
- 120 *Pfob, E.*
Modellgestützte Arbeitsplanung bei Fertigungsmaschinen
1999 · 89 Abb. · 154 Seiten · ISBN 3-540-65525-5
- 121 *Spitznagel, J.*
Erfahrungsgeleitete Planung von Laseranlagen
1999 · 63 Abb. · 156 Seiten · ISBN 3-540-65896-3

Seminarberichte iwb

herausgegeben von Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart, Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften der Technischen Universität München

Seminarberichte iwb sind erhältlich im Buchhandel oder beim

Herbert Utz Verlag, München, Fax 089-277791-01, utz@utzverlag.com

- 1 Innovative Montagesysteme - Anlagengestaltung, -bewertung und -überwachung
115 Seiten · ISBN 3-931327-01-9
- 2 Integriertes Produktmodell - Von der Idee zum fertigen Produkt
82 Seiten · ISBN 3-931327-02-7
- 3 Konstruktion von Werkzeugmaschinen - Berechnung, Simulation und Optimierung
110 Seiten · ISBN 3-931327-03-5
- 4 Simulation - Einsatzmöglichkeiten und Erfahrungsberichte
134 Seiten · ISBN 3-931327-04-3
- 5 Optimierung der Kooperation in der Produktentwicklung
95 Seiten · ISBN 3-931327-05-1
- 6 Materialbearbeitung mit Laser - von der Planung zur Anwendung
86 Seiten · ISBN 3-931327-76-0
- 7 Dynamisches Verhalten von Werkzeugmaschinen
80 Seiten · ISBN 3-931327-77-9
- 8 Qualitätsmanagement - der Weg ist das Ziel
130 Seiten · ISBN 3-931327-78-7
- 9 Installationstechnik an Werkzeugmaschinen - Analysen und Konzepte
120 Seiten · ISBN 3-931327-79-5
- 10 3D-Simulation - Schneller, sicherer und kostengünstiger zum Ziel
90 Seiten · ISBN 3-931327-10-8
- 11 Unternehmensorganisation - Schlüssel für eine effiziente Produktion
110 Seiten · ISBN 3-931327-11-6
- 12 Autonome Produktionssysteme
100 Seiten · ISBN 3-931327-12-4
- 13 Planung von Montageanlagen
130 Seiten · ISBN 3-931327-13-2
- 14 Nicht erschienen - wird nicht erscheinen
- 15 Flexible fluide Kleb/Dichtstoffe - Dosierung und Prozeßgestaltung
80 Seiten · ISBN 3-931327-15-9
- 16 Time to Market - Von der Idee zum Produktionsstart
80 Seiten · ISBN 3-931327-16-7
- 17 Industriekeramik in Forschung und Praxis - Probleme, Analysen und Lösungen
80 Seiten · ISBN 3-931327-17-5
- 18 Das Unternehmen im Internet - Chancen für produzierende Unternehmen
165 Seiten · ISBN 3-931327-18-3
- 19 Leittechnik und Informationslogistik - mehr Transparenz in der Fertigung
85 Seiten · ISBN 3-931327-19-1
- 20 Dezentrale Steuerungen in Produktionsanlagen - Plug & Play - Vereinfachung von Entwicklung und Inbetriebnahme
105 Seiten · ISBN 3-931327-20-5
- 21 Rapid Prototyping - Rapid Tooling - Schnell zu funktionalen Prototypen
95 Seiten · ISBN 3-931327-21-3
- 22 Mikrotechnik für die Produktion - Greifbare Produkte und Anwendungspotentiale
95 Seiten · ISBN 3-931327-22-1
- 24 EDM Engineering Data Management
195 Seiten · ISBN 3-931327-24-8
- 25 Rationale Nutzung der Simulationstechnik - Entwicklungstrends und Praxisbeispiele
152 Seiten · ISBN 3-931327-25-6
- 26 Alternative Dichtungssysteme - Konzepte zur Dichtungsmontage und zum Dichtmittelauflauftrag
110 Seiten · ISBN 3-931327-26-4
- 27 Rapid Prototyping - Mit neuen Technologien schnell vom Entwurf zum Serienprodukt
111 Seiten · ISBN 3-931327-27-2
- 28 Rapid Tooling - Mit neuen Technologien schnell vom Entwurf zum Serienprodukt
154 Seiten · ISBN 3-931327-28-0
- 29 Installationstechnik an Werkzeugmaschinen - Abschlußseminar
156 Seiten · ISBN 3-931327-29-9
- 30 Nicht erschienen - wird nicht erscheinen
- 31 Engineering Data Management (EDM) - Erfahrungsberichte und Trends
183 Seiten · ISBN 3-931327-31-0
- 32 Nicht erschienen - wird nicht erscheinen
- 33 3D-CAD - Mehr als nur eine dritte Dimension
181 Seiten · ISBN 3-931327-33-7
- 34 Laser in der Produktion - Technologische Randbedingungen für den wirtschaftlichen Einsatz
102 Seiten · ISBN 3-931327-34-5
- 35 Ablaufsimulation - Anlagen effizient und sicher planen und betreiben
129 Seiten · ISBN 3-931327-35-3
- 36 Moderne Methoden zur Montageplanung - Schlüssel für eine effiziente Produktion
124 Seiten · ISBN 3-931327-36-1
- 37 Wettbewerbsfaktor Verfügbarkeit - Produktivitätsteigerung durch technische und organisatorische Ansätze
95 Seiten · ISBN 3-931327-37-X
- 38 Rapid Prototyping - Effizienter Einsatz von Modellen in der Produktentwicklung
128 Seiten · ISBN 3-931327-38-8
- 39 Rapid Tooling - Neue Strategien für den Werkzeug- und Formenbau
130 Seiten · ISBN 3-931327-39-6
- 40 Erfolgreich kooperieren in der produzierenden Industrie - Flexibler und schneller mit modernen Kooperationen
160 Seiten · ISBN 3-931327-40-X
- 41 Innovative Entwicklung von Produktionsmaschinen
146 Seiten · ISBN 3-89675-041-0
- 42 Stückzahlflexible Montagesysteme
139 Seiten · ISBN 3-89675-042-9
- 43 Produktivität und Verfügbarkeit - ...durch Kooperation steigern
120 Seiten · ISBN 3-89675-043-7
- 44 Automatisierte Mikromontage - Handhaben und Positionieren von Mikrobauteilen
125 Seiten · ISBN 3-89675-044-5
- 45 Produzieren in Netzwerken - Lösungsansätze, Methoden, Praxisbeispiele
173 Seiten · ISBN 3-89675-045-3
- 46 Virtuelle Produktion - Ablaufsimulation
108 Seiten · ISBN 3-89675-046-1
- 47 Virtuelle Produktion - Prozeß- und Produktsimulation
131 Seiten · ISBN 3-89675-047-X
- 48 Sicherheitstechnik an Werkzeugmaschinen
106 Seiten · ISBN 3-89675-048-8

- 49** Rapid Prototyping · Methoden für die reaktionsfähige Produktentwicklung
150 Seiten · ISBN 3-89675-049-6
- 50** Rapid Manufacturing · Methoden für die reaktionsfähige Produktion
121 Seiten · ISBN 3-89675-050-X
- 51** Flexibles Kleben und Dichten · Produkt- & Prozeßgestaltung, Mischverbindungen, Qualitätskontrolle
137 Seiten · ISBN 3-89675-051-8
- 52** Rapid Manufacturing · Schnelle Herstellung von Klein- und Prototypenserien
124 Seiten · ISBN 3-89675-052-6
- 53** Mischverbindungen · Werkstoffauswahl, Verfahrensauswahl, Umsetzung
107 Seiten · ISBN 3-89675-054-2
- 54** Virtuelle Produktion · Integrierte Prozess- und Produktsimulation
133 Seiten · ISBN 3-89675-054-2
- 55** e-Business in der Produktion · Organisationskonzepte, IT-Lösungen, Praxisbeispiele
150 Seiten · ISBN 3-89675-055-0
- 56** Virtuelle Produktion – Ablaufsimulation als planungsbegleitendes Werkzeug
150 Seiten · ISBN 3-89675-056-9
- 57** Virtuelle Produktion – Datenintegration und Benutzerschnittstellen
150 Seiten · ISBN 3-89675-057-7
- 58** Rapid Manufacturing · Schnelle Herstellung qualitativ hochwertiger Bauteile oder Kleinserien
169 Seiten · ISBN 3-89675-058-7
- 59** Automatisierte Mikromontage · Werkzeuge und Fügetechnologien für die Mikrosystemtechnik
114 Seiten · ISBN 3-89675-059-3
- 60** Mechatronische Produktionssysteme · Genauigkeit gezielt entwickeln
131 Seiten · ISBN 3-89675-060-7
- 61** Nicht erschienen – wird nicht erscheinen
- 62** Rapid Technologien · Anspruch – Realität – Technologien
100 Seiten · ISBN 3-89675-062-3
- 63** Fabrikplanung 2002 · Visionen – Umsetzung – Werkzeuge
124 Seiten · ISBN 3-89675-063-1
- 64** Mischverbindungen · Einsatz und Innovationspotenzial
143 Seiten · ISBN 3-89675-064-X
- 65** Fabrikplanung 2003 – Basis für Wachstum · Erfahrungen Werkzeuge Visionen
136 Seiten · ISBN 3-89675-065-8
- 66** Mit Rapid Technologien zum Aufschwung · Neue Rapid Technologien und Verfahren, Neue Qualitäten, Neue Möglichkeiten, Neue Anwendungsfelder
185 Seiten · ISBN 3-89675-066-6
- 67** Mechatronische Produktionssysteme · Die Virtuelle Werkzeugmaschine: Mechatronisches Entwicklungsvergehen, Integrierte Modellbildung, Applikationsfelder
ISBN 3-89675-067-4 · lieferbar ab ca. 11/03
- 68** Virtuelle Produktion · Nutzenpotenziale im Lebenszyklus der Fabrik
139 Seiten · ISBN 3-89675-068-2
- 69** Kooperationsmanagement in der Produktion · Visionen und Methoden zur Kooperation – Geschäftsmodelle und Rechtsformen für die Kooperation – Kooperation entlang der Wertschöpfungskette
ISBN 3-98675-069-0 · lieferbar ab ca. 11/03

Forschungsberichte iwb

herausgegeben von Prof. Dr.-Ing. Gunther Reinhart, Institut für Werkzeugmaschinen und Betriebswissenschaften der Technischen Universität München

Forschungsberichte iwb ab Band 122 sind erhältlich im Buchhandel oder beim
Herbert Utz Verlag, München, Fax 089-277791-01, utz@utzverlag.de

- 122 Schneider, Burghard
Prozesskettenorientierte Bereitstellung nicht formstabiler Bauteile
1999 · 183 Seiten · 98 Abb. · 14 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-559-5
- 123 Goldstein, Bernd
Modellgestützte Geschäftsprozeßgestaltung in der Produktentwicklung
1999 · 170 Seiten · 65 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-546-3
- 124 Mößmer, Helmut E.
Methode zur simulationsbasierten Regelung zeitvarianter Produktionssysteme
1999 · 164 Seiten · 67 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-585-4
- 125 Gräser, Ralf-Gunter
Ein Verfahren zur Kompensation temperaturinduzierter Verformungen an Industrierobotern
1999 · 167 Seiten · 63 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-603-6
- 126 Trossin, Hans-Jürgen
Nutzung der Ähnlichkeitstheorie zur Modellbildung in der Produktionstechnik
1999 · 162 Seiten · 75 Abb. · 11 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-614-1
- 127 Kugelmann, Doris
Aufgabenorientierte Offline-Programmierung von Industrierobotern
1999 · 168 Seiten · 68 Abb. · 2 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-615-X
- 128 Diesch, Rolf
Steigerung der organisatorischen Verfügbarkeit von Fertigungszellen
1999 · 160 Seiten · 69 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-618-4
- 129 Lulay, Werner E.
Hybrid-hierarchische Simulationsmodelle zur Koordination teilautonomer Produktionsstrukturen
1999 · 182 Seiten · 51 Abb. · 14 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-620-6
- 130 Murr, Otto
Adaptive Planung und Steuerung von integrierten Entwicklungs- und Planungsprozessen
1999 · 178 Seiten · 85 Abb. · 3 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-636-2
- 131 Macht, Michael
Ein Vorgehensmodell für den Einsatz von Rapid Prototyping
1999 · 170 Seiten · 87 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-638-9
- 132 Mehler, Bruno H.
Aufbau virtueller Fabriken aus dezentralen Partnerverbünden
1999 · 152 Seiten · 44 Abb. · 27 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-645-1
- 133 Heitmann, Knut
Sichere Prognosen für die Produktionsoptimierung mittels stochastischer Modelle
1999 · 146 Seiten · 60 Abb. · 13 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-675-3
- 134 Blessing, Stefan
Gestaltung der Materialflußsteuerung in dynamischen Produktionsstrukturen
1999 · 160 Seiten · 67 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-690-7
- 135 Abay, Can
Numerische Optimierung multivariater mehrstufiger Prozesse am Beispiel der Hartbearbeitung von Industriekeramik
2000 · 159 Seiten · 46 Abb. · 5 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-697-4

- 136 Brandner, Stefan
Integriertes Produktdaten- und Prozeßmanagement in virtuellen Fabriken
2000 · 172 Seiten · 61 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-715-6
- 137 Hirschberg, Arnd G.
Verbindung der Produkt- und Funktionsorientierung in der Fertigung
2000 · 165 Seiten · 49 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-729-6
- 138 Reek, Alexandra
Strategien zur Fokuspositionierung beim Laserstrahlschweißen
2000 · 193 Seiten · 103 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-730-X
- 139 Sabbah, Khalid-Alexander
Methodische Entwicklung störungstoleranter Steuerungen
2000 · 148 Seiten · 75 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-739-3
- 140 Schliffenbacher, Klaus U.
Konfiguration virtueller Wertschöpfungsketten in dynamischen, heterarchischen Kompetenznetzwerken
2000 · 187 Seiten · 70 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-754-7
- 141 Sprenzel, Andreas
Integrierte Kostenkalkulationsverfahren für die Werkzeugmaschinenentwicklung
2000 · 144 Seiten · 55 Abb. · 6 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-757-1
- 142 Gallasch, Andreas
Informationstechnische Architektur zur Unterstützung des Wandels in der Produktion
2000 · 150 Seiten · 69 Abb. · 6 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-781-4
- 143 Cuiper, Ralf
Durchgängige rechnergestützte Planung und Steuerung von automatisierten Montagevorgängen
2000 · 168 Seiten · 75 Abb. · 3 Tab. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-783-0 · lieferbar ab ca. 02/01
- 144 Schneider, Christian
Strukturmechanische Berechnungen in der Werkzeugmaschinenkonstruktion
2000 · 180 Seiten · 66 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-789-X
- 145 Jonas, Christian
Konzept einer durchgängigen, rechnergestützten Planung von Montageanlagen
2000 · 183 Seiten · 82 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-870-5
- 146 Willnecker, Ulrich
Gestaltung und Planung leistungsorientierter manueller Fließmontagen
2001 · 175 Seiten · 67 Abb. · broschiert · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-89675-891-8
- 147 Lehner, Christof
Beschreibung des Nd:Yag-Laserstrahlschweißprozesses von Magnesiumdruckguss
2001 · 205 Seiten · 94 Abb. · 24 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0004-X
- 148 Rick, Frank
Simulationsgestützte Gestaltung von Produkt und Prozess am Beispiel Laserstrahlschweißen
2001 · 145 Seiten · 57 Abb. · 2 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0008-2
- 149 Höhn, Michael
Sensorgeführte Montage hybrider Mikrosysteme
2001 · 171 Seiten · 74 Abb. · 7 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0012-0
- 150 Böhl, Jörn
Wissensmanagement im Klein- und mittelständischen Unternehmen der Einzel- und Kleinserienfertigung
2001 · 179 Seiten · 88 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0020-1
- 151 Bürgel, Robert
Prozessanalyse an spanenden Werkzeugmaschinen mit digital geregelten Antrieben
2001 · 185 Seiten · 60 Abb. · 10 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0021-X
lieferbar ab ca. 09/01
- 152 Stephan Dürrschmidt
Planung und Betrieb wandlungsfähiger Logistiksysteme in der variantenreichen Serienproduktion
2001 · 914 Seiten · 61 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0023-6

- 153 Bernhard Eich
Methode zur prozesskettenorientierten Planung der Teilebereitstellung
2001 · 132 Seiten · 48 Abb. · 6 Tabellen · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0028-7
- 154 Wolfgang Rudorfer
Eine Methode zur Qualifizierung von produzierenden Unternehmen für Kompetenznetzwerke
2001 · 207 Seiten · 89 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0037-6
- 155 Hans Meier
Verteilte kooperative Steuerung maschinennaher Abläufe
2001 · 162 Seiten · 85 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0044-9
- 156 Gerhard Nowak
Informationstechnische Integration des industriellen Service in das Unternehmen
2001 · 203 Seiten · 95 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0055-4
- 157 Martin Werner
Simulationsgestützte Reorganisation von Produktions- und Logistikprozessen
2001 · 191 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0058-9
- 158 Bernhard Lenz
Finite Elemente-Modellierung des Laserstrahlschweißens für den Einsatz in der Fertigungsplanung
2001 · 150 Seiten · 47 Abb. · 5 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0094-5
- 159 Stefan Grunwald
Methode zur Anwendung der flexiblen integrierten Produktentwicklung und Montageplanung
2002 · 206 Seiten · 80 Abb. · 25 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0095-3
- 160 Josef Gartner
Qualitätssicherung bei der automatisierten Applikation hochviskoser Dichtungen
2002 · 165 Seiten · 74 Abb. · 21 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0096-1
- 161 Wolfgang Zeller
Gesamtheitliches Sicherheitskonzept für die Antriebs- und Steuerungstechnik bei Werkzeugmaschinen
2002 · 192 Seiten · 54 Abb. · 15 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0100-3
- 162 Michael Loferer
Rechnergestützte Gestaltung von Montagesystemen
2002 · 178 Seiten · 80 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0118-6
- 163 Jörg Fährer
Ganzheitliche Optimierung des indirekten Metall-Lasersinterprozesses
2002 · 176 Seiten · 69 Abb. · 13 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0124-0
- 164 Jürgen Höppner
Verfahren zur berührungslosen Handhabung mittels leistungsstarker Schallwandler
2002 · 132 Seiten · 24 Abb. · 3 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0125-9
- 165 Hubert Götte
Entwicklung eines Assistenzrobotersystems für die Knieendoprothetik
2002 · 258 Seiten · 123 Abb. · 5 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0126-7
- 166 Martin Weissenberger
Optimierung der Bewegungsdynamik von Werkzeugmaschinen im rechnergestützten Entwicklungsprozess
2002 · 210 Seiten · 86 Abb. · 2 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0138-0
- 167 Dirk Jacob
Verfahren zur Positionierung unterseitenstrukturierter Bauelemente in der Mikrosystemtechnik
2002 · 200 Seiten · 82 Abb. · 24 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0142-9
- 168 Ulrich Roßgoderer
System zur effizienten Layout- und Prozessplanung von hybriden Montageanlagen
2002 · 175 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0154-2
- 169 Robert Klingel
Anziehverfahren für hochfeste Schraubenverbindungen auf Basis akustischer Emissionen
2002 · 164 Seiten · 89 Abb. · 27 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0174-7

- 170 Paul Jens Peter Ross
Bestimmung des wirtschaftlichen Automatisierungsgrades von Montageprozessen in der frühen Phase der Montageplanung
2002 · 144 Seiten · 38 Abb. · 38 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0191-7
- 171 Stefan von Praun
Toleranzanalyse nachgiebiger Baugruppen im Produktentstehungsprozess
2002 · 250 Seiten · 62 Abb. · 7 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0202-6
- 172 Florian von der Hagen
Gestaltung kurzfristiger und unternehmensübergreifender Engineering-Kooperationen
2002 · 220 Seiten · 104 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0208-5
- 173 Oliver Kramer
Methode zur Optimierung der Wertschöpfungskette mittelständischer Betriebe
2002 · 212 Seiten · 84 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0211-5
- 174 Winfried Dohmen
Interdisziplinäre Methoden für die integrierte Entwicklung komplexer mechatronischer Systeme
2002 · 200 Seiten · 67 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0214-X
- 175 Oliver Anton
Ein Beitrag zur Entwicklung telepräsenter Montagesysteme
2002 · 158 Seiten · 85 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0215-8
- 176 Welf Broser
Methode zur Definition und Bewertung von Anwendungsfeldern für Kompetenznetzwerke
2002 · 224 Seiten · 122 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0217-4
- 177 Frank Breitinger
Ein ganzheitliches Konzept zum Einsatz des indirekten Metall-Lasersinterns für das Druckgießen
2003 · 156 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0227-1
- 178 Johann von Pieverling
Ein Vorgehensmodell zur Auswahl von Konturfertigungsverfahren für das Rapid Tooling
2003 · 163 Seiten · 88 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0230-1
- 179 Thomas Baudisch
Simulationsumgebung zur Auslegung der Bewegungsdynamik des mechatronischen Systems Werkzeugmaschine
2003 · 190 Seiten · 67 Abb. · 8 Tab. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0249-2
- 180 Heinrich Schieferstein
Experimentelle Analyse des menschlichen Kausystems
2003 · 132 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0251-4
- 181 Joachim Berlak
Methodik zur strukturierten Auswahl von Auftragsabwicklungssystemen
2003 · 244 Seiten · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0258-1
- 182 Christian Meierlohr
Konzept zur rechnergestützten Integration von Produktions- und Gebäudeplanung in der Fabrikgestaltung
2003 · 181 Seiten · 84 Abb. · 20,5 x 14,5 cm · ISBN 3-8316-0292-1

