

**Einfluß von heiß- und kaltisostatischem Pressen auf die
„statischen“ mechanischen Werkstoffkennwerte von Gußteilen
aus Aluminiumlegierungen**

Dissertation
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)

der Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

vorgelegt
von Dipl.-Ing. Yuriy Skrinsky

Magdeburg 2002

**Einfluß von heiß- und kaltisostatischem Pressen auf die
„statischen“ mechanischen Werkstoffkennwerte von Gußteilen
aus Aluminiumlegierungen**

Dissertation

zur Erlangung des akademischen Grades

**Doktoringenieur
(Dr.-Ing.)**

von Dipl.-Ing. Yuriy Skrinsky

geb. am 05.05.1971 in Kiew, Ukraine

genehmigt durch die Fakultät für Maschinenbau
der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg

Gutachter:

Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h. c. mult. E. Ambos

Prof. Dr.-Ing. habil. H. Stroppe

Dr. E.h. D. Neyer

Promotionskolloquium am 20.12.2002

Abstract

In der Arbeit wird die Wirkung des heißisostatischen Pressens (HIP), des kaltisostatischen Pressens (KIP) sowie erstmals der Kombination aus beiden Technologien (KIP+HIP) auf die mechanischen Werkstoffkenngrößen 0,2%-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung von Gußstücken aus den Aluminium-Legierungen AlSi7Mg, AlSi10Mg(Cu) sowie AlSi6Cu4 mit dem Ziel der Verbesserung ihrer mechanischen Eigenschaften untersucht. Die HIP-Behandlung der ersten beiden Legierungen erfolgte bei 500 °C/150 MPa/180 min, die HIP-, KIP- und KIP+HIP-Behandlungen von AlSi6Cu4 mit dem Ziel der Optimierung der Prozeßparameter bei unterschiedlichen Temperaturen und Preßdrücken. In Abhängigkeit von der Behandlungsdauer wurde die Veränderung des Porenvolumenanteils der Proben (einschl. Porenformfaktor) und der o.g. Werkstoffkennwerte ermittelt.

Die durch die unterschiedlichen Behandlungsarten bewirkten Veränderungen der mechanischen Eigenschaften erwiesen sich in starkem Maße legierungs- und prozeßabhängig. Es zeigte sich, daß der durch HIP erzielte Zuwachs von Dehngrenze und Zugfestigkeit bei den untersuchten Legierungen im wesentlichen auf die Porenreduzierung zurückgeführt werden kann. Demgegenüber dominiert bei der vergleichsweise sehr viel stärkeren Anhebung der Bruchdehnung eindeutig der Einfluß der mit dem HIP verbundenen Wärmebehandlung.

Durch KIP wird bei Raumtemperatur schon nach wenigen Minuten Behandlungsdauer eine sehr geringe Restporosität erreicht, welche die Ausgangsporosität für die darauf folgende HIP-Behandlung in der kombinierten KIP+HIP-Technologie darstellt. Mit letzterer kann daher die gleiche Eigenschaftsverbesserung des Gußteils in wesentlich kürzeren Behandlungszeiten erzielt werden als mit einer konventionellen HIP-Behandlung. Die einzelnen Behandlungsarten werden mit Hilfe des Qualitätsindex-Konzepts quantitativ bewertet und verglichen.

Die auf der Grundlage von Dichte- bzw. Porositätsbestimmungen, metallographischen und elektronenmikroskopischen Untersuchungen sowie mechanischen Zugversuchen erhaltenen experimentellen Ergebnisse werden in Abhängigkeit von den Prozeßparametern in tabellarischen Übersichten und Graphiken ausführlich dargestellt.

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Dr. h. c. mult. E. Ambos für die Themenstellung, die großzügige Förderung während meiner Tätigkeit an seinem Lehrstuhl sowie die fachliche und persönliche Unterstützung bei der Durchführung der Arbeit.

Weiterhin bin ich den Herren Prof. H. Stroppe (Institut für Fertigungstechnik im Automobilbau INFERTA, Magdeburg) und Hon.-Prof. R. Bähr für die umsichtige Begleitung meiner Arbeiten und dabei gegebene vielfältige Unterstützung sowie wertvollen Hinweise zu großem Dank verpflichtet.

Mein Dank gilt auch Herrn Dr. P. Veit, Institut für Experimentelle Physik, für seine Hilfe und Anleitung bei den elektronenmikroskopischen Untersuchungen.

Herrn Dr. W. Graf, Geschäftsführer der Firma Bodycote IMT, Essen, danke ich vielmals für die mir gebotene Möglichkeit, die HIP-Experimente in seinem Hause durchzuführen, ebenso den Herren Dr.-Ing. O. Zaporozetz vom Institut für Metallphysik und Dr.-Ing. A. Bykov vom Institut für Metallkunde der Ukrainischen Akademie der Wissenschaften in Kiew, bei denen ich die KIP- und LHIP- Untersuchungen durchführen durfte.

Danken möchte ich auch allen Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern des Instituts für Fertigungstechnik und Qualitätssicherung der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg sowie von INFERTA, die durch stets gute Zusammenarbeit und vielfältige Hilfe zum Gelingen dieser Arbeit ebenfalls beigetragen haben.

Inhalt

0. Verwendete Symbole und Abkürzungen	7
1. Einleitung. Stand der Technik und Zielstellung der Arbeit	8
1.1. Das heißisostatische Pressen (HIP)	8
1.2. Kaltisostatisches Pressen (KIP). Kombinierte KIP+HIP-Behandlung	14
1.3. Zielstellung der Arbeit	17
2. Porosität in Gußstücken und ihre Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften	19
2.1. Zusammenhang zwischen Porenmorphologie und Festigkeitseigenschaften	19
2.2. Porositätsbestimmung	24
3. Untersuchungen zum heißisostatischen Pressen (HIP)	27
3.1. Werkstoffauswahl und Probenherstellung. Untersuchung der Probenporosität	27
3.2. Untersuchung der Legierungen AlSi6Cu4, AlSi7Mg und AlSi10Mg(Cu) bei konstanten Prozeßparametern	33
3.3. Änderung des Porenvolumenanteils in Abhängigkeit von den Prozeßparametern	40
3.4. Theoretische Beschreibung des HIP-Prozesses	44
3.5. Änderung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von den Prozeßparametern	50
3.6. HIP-Untersuchungen mit flüssigem Druckmedium (LHIP)	54
4. Untersuchungen zum kaltisostatischen Pressen (KIP) sowie zur kombinierten KIP+HIP-Behandlung von AlSi6Cu4	58
4.1. Porenreduzierung durch KIP	58
4.2. Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch KIP	62
4.3. Kombinierte KIP+HIP-Behandlung	68

4.4. Bewertung der durch die verschiedenen Behandlungsarten bewirkten Eigenschaftsänderungen auf der Grundlage des Qualitätsindex-Konzepts	74
4.5. Vorschläge zur Integration der isostatischen Behandlung in den Gesamt- Rohteilfertigungsprozeß	77
4.6. Ausblick	79
5. Zusammenfassung	82
Schrifttum	87
Verzeichnis der Bilder	94
Verzeichnis der Tabellen	98
Anlagen 1 bis 7	99

0. Verwendete Symbole und Abkürzungen

A	m^2	Präparatfläche der Metallfolie
A_P	m^2	Flächeninhalt der Pore im Schliffbild
A_5	%	Bruchdehnung
b	m	<i>Burgers</i> -Vektors
DAS	μm	Dendritenarmabstand
d	m	Versetzungslänge
E	MPa	Elastizitätsmodul
HIP		heißisostatisches Pressen
G	MPa	Schubmodul
KIP		kaltisostatisches Pressen
LHIP		HIP mit flüssigem Medium
$m; m_1; m_2$	g	Masse der Probe an Luft; Masse des mit Wasser gefüllten Pyknometers; Masse des mit Wasser und mit der Probe gefüllten Pyknometers
n		Verfestigungsexponent
p	MPa	Preßdruck
p_0	MPa	äußerer Druck (Atmosphärendruck plus Überdruck)
p_i	MPa	Poreninnendruck
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2%-Dehngrenze
s		Rundheitsfaktor einer Pore
t	s	Zeit (Behandlungsdauer), Präparatdicke
U	m	Umfang der Schnittfläche der Pore im Schliffbild
V_P		Porenvolumenanteil
z_i	%	Massenanteile der chemischen Elemente in der Legierung
φ		logarithmische Dehnung
ρ	g/cm^3	Dichte des Probekörpers, Versetzungsdichte
ρ_L	g/cm^3	Dichte der Luft
ρ_{Leg}	g/cm^3	Dichte der (porenfreien) Legierung
ρ_W	g/cm^3	Dichte des Wassers
σ	MPa	Spannung

1. Einleitung. Stand der Technik und Zielstellung der Arbeit

1.1. *Das heißisostatische Pressen (HIP)*

Die ständig wachsenden Anforderungen der Leichtbauweise an Gußzeugnisse bei gleichzeitiger Gewährleistung einer hohen Sicherheit und Zuverlässigkeit erfordern eine optimale Ausnutzung der Festigkeitseigenschaften der eingesetzten Werkstoffe. Abhängig von der Auslegung des Anschnitt- und Speisersystems weisen Gußstücke in der Regel nicht dichtgespeiste Bereiche in Form von Poren, Lunkern und anderen Imperfektionen im Gußgefüge auf, welche je nach Größe, geometrischer Form, Volumendichte und räumlicher Verteilung zu einer Beeinträchtigung der für eine hohe Funktionsicherheit des Gußteils bedeutsamen mechanisch-technologischen Eigenschaften führen.

Die inneren Hohlräume bewirken zum einen eine Verringerung des tragenden Querschnitts der metallischen Matrix, zum anderen bei äußerer Belastung eine erhöhte innere Kerbwirkung, wodurch es zu lokaler plastischer Deformation und zur bevorzugten Ausbildung von Mikrorissen in der Umgebung der Hohlräume als Vorstufe des makroskopischen Versagens des Werkstoffes bzw. Bauteils kommen kann.

Um der durch die Porosität bedingten Duktilitäts- und Festigkeitsminderung zu begegnen und nach Möglichkeit bestimmte mechanisch-technologische Eigenschaften noch verbessern zu können, wird bei Gußteilen seit etwa zwanzig Jahren das **Heiß-Isostatische Pressen (HIP)** angewandt. Gereinigte, unbearbeitete Gußteile werden bei erhöhter Temperatur einem allseitig wirkenden hohen Gasdruck einer Argon- oder Stickstoffatmosphäre ausgesetzt. Durch die hierdurch ausgelösten plastischen Verformungen, Kriech- und Diffusionsprozesse werden Poren und Lunker geschlossen und die inneren Oberflächen verschweißt. Der HIP-Prozeß kommt also einer Wärmebehandlung bei hoher Temperatur und hohem Druck gleich, wodurch die mechanischen Eigenschaften der Gußlegierung verändert werden. Hinsichtlich einzelner Eigenschaften können sich dadurch – abhängig von der Legierung und den Prozeßgrößen – Verbesserungen oder im Einzelfall u.U. auch Verschlechterungen ergeben. Die Eigenschaftsänderungen können dabei sowohl durch die Reduzierung der inneren Hohlräume verursacht als auch auf Gefügeveränderungen zurückzuführen sein.

Bild 1 zeigt die wichtigsten Einflußparameter auf den HIP-Prozeß. Prozeßgrößen sind Druck, Temperatur und Zeit (Behandlungsdauer).

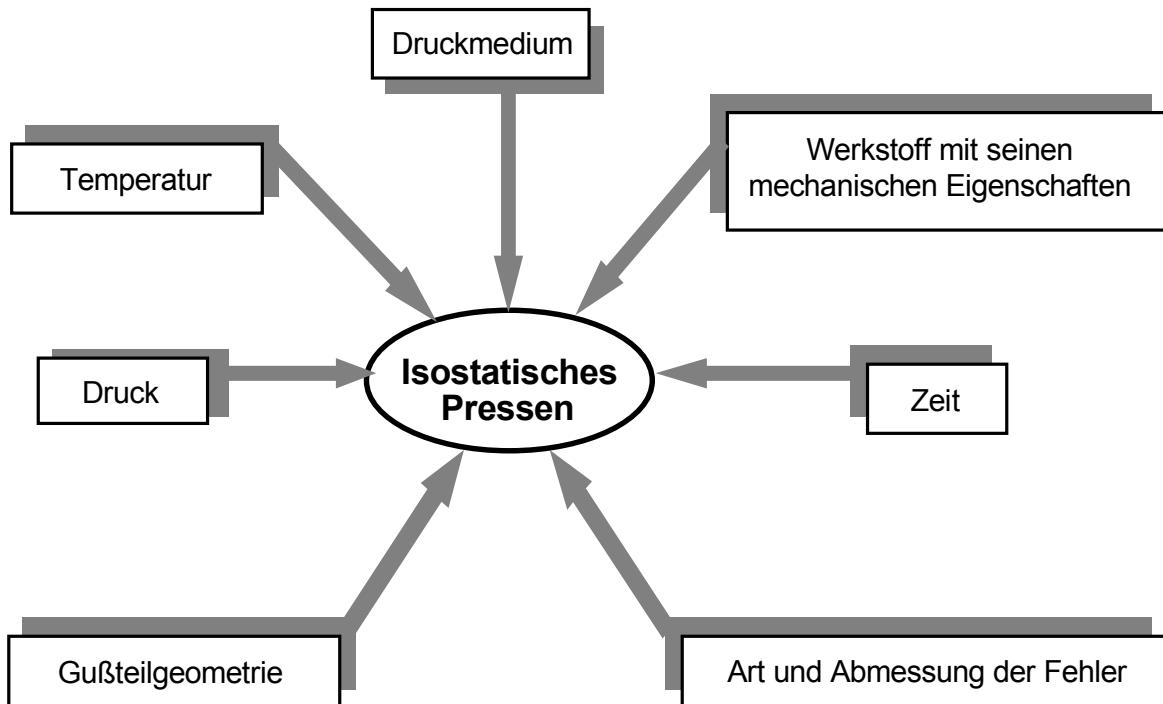


Bild 1. Einflußparameter beim HIP-Prozeß

In **Bild 2** ist der prinzipielle Aufbau einer HIP-Anlage, bestehend hauptsächlich aus einem Hochdruckkessel für Drücke, welche einige tausend Bar betragen können, einem Elektroofen sowie aus Funktions- und Beschickungselementen für die zu „hippenden“ Gußstücke, schematisch dargestellt [1].

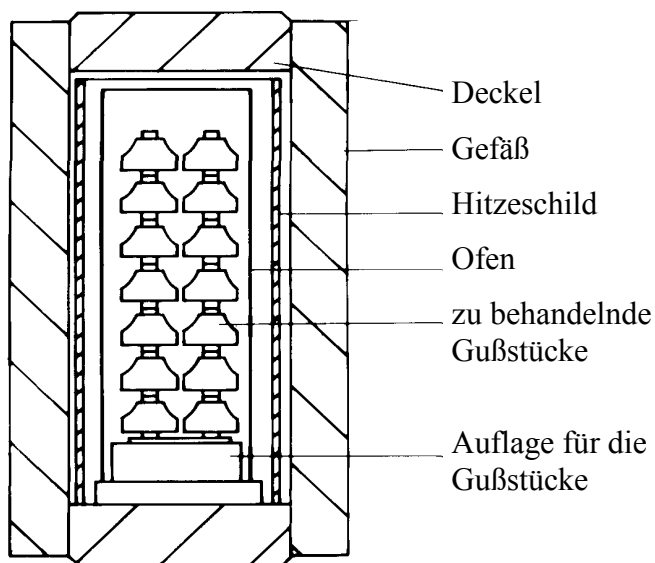


Bild 2. Längsschnitt einer HIP-Anlage

Die Temperaturen können dabei z.B. 1200 °C bei Stahl oder 500 °C bei Aluminium-Legierungen betragen, wobei einerseits die Werkstoffresistenz zu einer möglichst hohen Mindesttemperatur zwingt, andererseits auf Grund möglicher Entmischungsprobleme bei bestimmten Legierungen die Temperaturtoleranzen nur sehr gering sein dürfen.

In **Bild 3** ist ein solcher Standardzyklus für das HIP einer Aluminium-Legierung dargestellt. Die neuesten Entwicklungen des HIP sind hauptsächlich durch eine weitere Verkürzung der Gesamtzykluszeit bei steigenden Anlagengrößen und Betriebstemperaturen sowie höheren Preßdrücken gekennzeichnet [2].

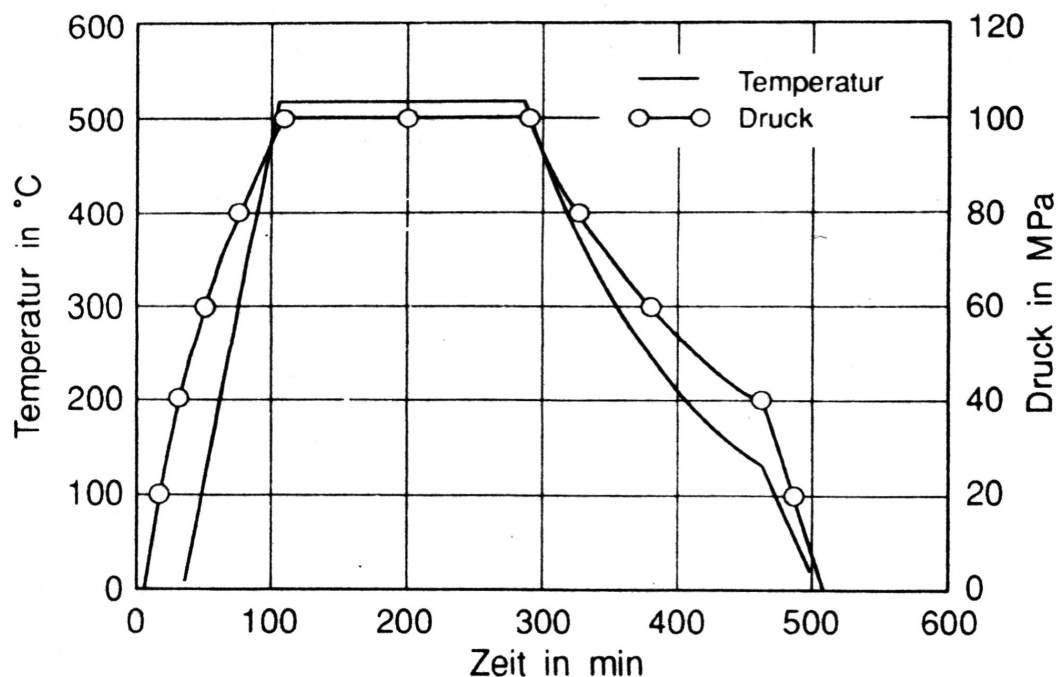


Bild 3. Standardzyklus des HIP-Prozesses für eine Aluminium-Legierung
(nach Höner und Groß [3])

„Gehippt“ werden vor allem pulvermetallurgisch hergestellte Teile aus Stahl [4 bis 7], Superlegierungen [8, 9], CrCoMo- sowie Ti-Legierungen [10 bis 13], Aluminium-Legierungen [12, 14 bis 18], Kupfer-Legierungen [19], Berylliumwerkstoffe [20, 21], Keramiken [22], SiC/TiC-Verbundwerkstoffe [13, 23], Oxidkeramik-Hochtemperatur-Supraleiter [24] u.a. Verbessert werden durch HIP, häufig in Kombination mit einer Wärmebehandlung, je nach Werkstoff bzw. Werkstoffkombination und abhängig von den Prozeßparametern, vor allem Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Bruchzähigkeit, Biegefestigkeit,

Dauerwechselfestigkeit und Beständigkeit gegenüber Spannungsrißkorrosion, wobei der Effekt hinsichtlich der einzelnen Eigenschaften sehr unterschiedlich ist.

So konnte z.B. an Teilen aus hochlegiertem Mn-Stahl durch eine HIP-Behandlung eine acht- bis zehnfache Lebensdauer [4], an Schnellarbeits-Sinterstählen eine wesentliche Steigerung der Biegewechselfestigkeit und Bruchzähigkeit [6], an Ti-Al-Beschichtungen eine Steigerung der Mikrohärtigkeit um bis zu 36 % [12], an einer speziellen Al-Legierung eine Steigerung der Bruchdehnung auf über 20 % und an SiC/TiC-Verbundwerkstoffen eine Verdopplung bis Verdreifachung der Biegefestigkeit erreicht werden [13]. Bei Gußteilen aus Al-Legierungen werden die besten Ergebnisse bei unbearbeiteten Sand- und Kokillengußteilen mit unbeschädigter Gußhaut erzielt.

Durch eine HIP-Behandlung lassen sich vor allem die „dynamischen“ Festigkeitseigenschaften wie z.B. die Dauerschwingfestigkeit wesentlich verbessern, während die sog. „statischen“ Eigenschaften, in der Hauptsache 0,2%-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung, welche in dieser Arbeit ausschließlich untersucht werden, erfahrungsgemäß prozentual weniger stark angehoben werden. Mit dem Ziel, auch bei diesen wichtigen Werkstoffkenngrößen nach Möglichkeit eine weitere Verbesserung des HIP-Effektes bzw. eine Prozeßoptimierung zu erreichen, konzentriert sich die vorliegende Arbeit ausschließlich auf diese aus dem Zugversuch bestimmbaren mechanischen Kenngrößen von Al-Si-Gußlegierungen, hauptsächlich von der bisher noch wenig untersuchten Legierung AlSi6Cu4.

Zum Einfluß einer HIP-Behandlung auf die Gefüge- und Festigkeitseigenschaften von Al-Legierungen liegen bereits umfangreiche Untersuchungen vor. Als Beispiel sind in **Bild 4** und **Bild 5** die aus verschiedenen Literaturquellen [25 bis 33] stammenden Ergebnisse von Zugversuchen (Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A_5) an unterschiedlichen Al-Gußlegierungen vor und nach einer HIP-Behandlung zusammengestellt. In allen diesen Arbeiten wurde eine Zunahme sowohl der Zugfestigkeit als auch der Bruchdehnung festgestellt, wobei jedoch die Erhöhung der Zugfestigkeit im Vergleich zur Zunahme der Bruchdehnung relativ gering ausfällt. Konkrete Aussagen über die HIP-Parameter sowie über die Porositäten vor und nach der HIP-Behandlung werden in diesen Publikationen nicht getroffen, so daß detaillierte Aussagen über den Effekt der Porenreduzierung auf die Eigenschaftsänderungen in Abhängigkeit von den relevanten Prozeßgrößen nicht möglich sind.

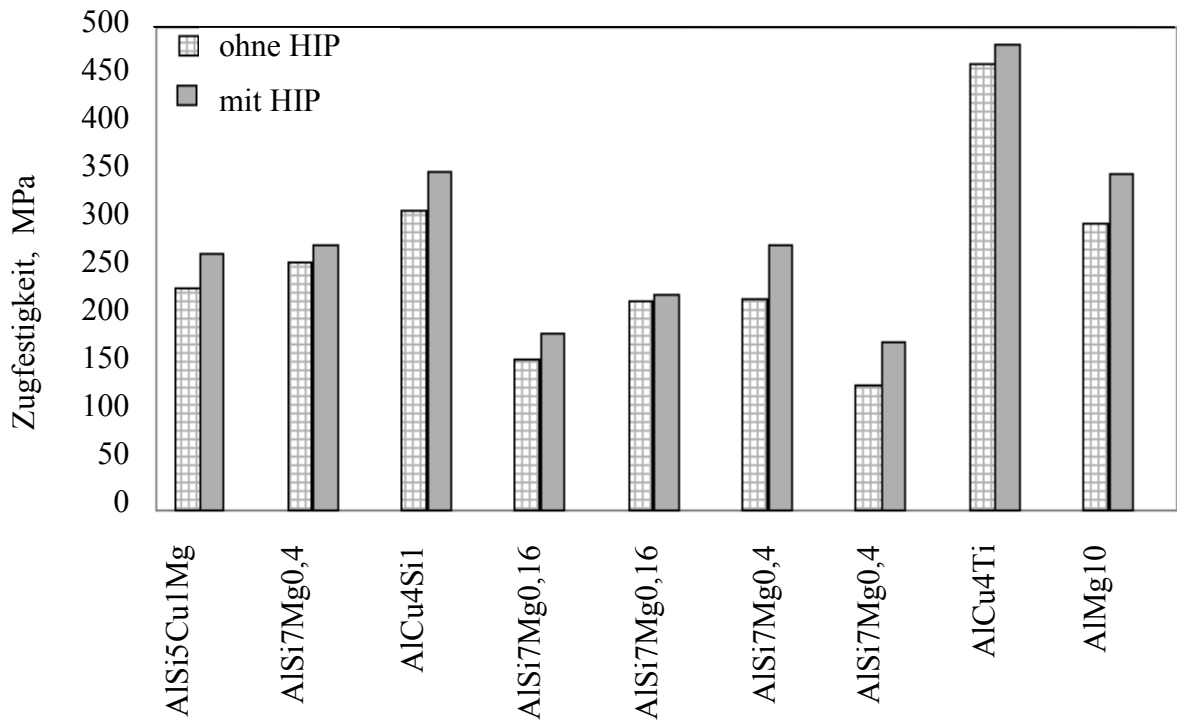


Bild 4. Zugfestigkeit R_m von verschiedenen Al-Legierungen vor und nach einer HIP-Behandlung (nach [25 bis 33])

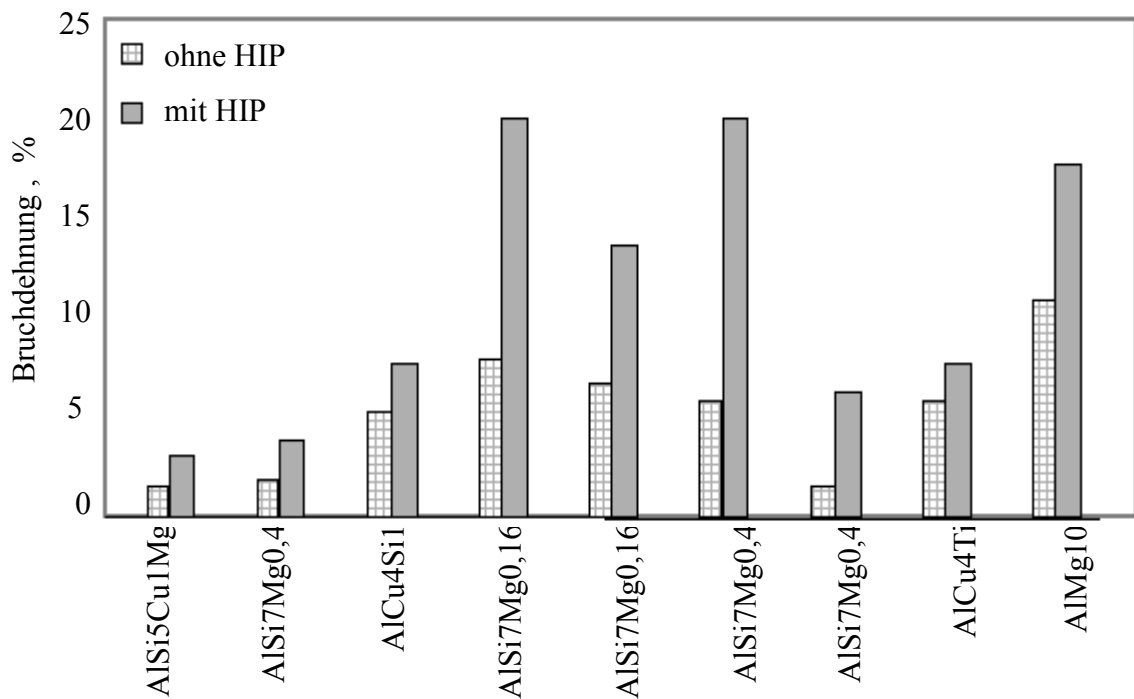


Bild 5. Bruchdehnung A_5 verschiedener Al-Legierungen vor und nach einer HIP-Behandlung (nach [25 bis 33])

Demgegenüber wurde in einer Reihe von Arbeiten als Folge einer HIP-Behandlung von Al-Gußlegierungen auch eine Verschlechterung bestimmter mechanischer Eigenschaften festgestellt. So wurde von Höner und Groß [34, 35] sowohl an Sandguß- als auch an Kokillengußproben aus Al-Si-Legierungen (behandelte und unbehandelte Schmelzen), wie in **Bild 6** gezeigt, im Konzentrationsbereich von 3 bis 13 % Silicium durch HIP zwar eine Steigerung der Bruchdehnung um etwa 10 % festgestellt, jedoch ein Abfall der Zugfestigkeit von nicht ganz 160 MPa auf unter 130 MPa bei der veredelten und von etwa 140 MPa auf 110 MPa bei der unveredelten Versuchslegierung G-AlSi11, der von den Autoren auf die Einformung von Siliciumausscheidungen zurückgeführt wird. Bei aushärtbaren Legierungen mit einem zusätzlichen Anteil von 0,25 bis 0,45 % Mg könnte dieser unerwünschte Effekt durch eine nachfolgende Wärmebehandlung vermieden werden [34]. Die HIP-Behandlung erfolgte bei 520 °C und 1000 bar (100 MPa); Details zu Porositätswerten vor und nach dem HIP werden nicht angegeben.

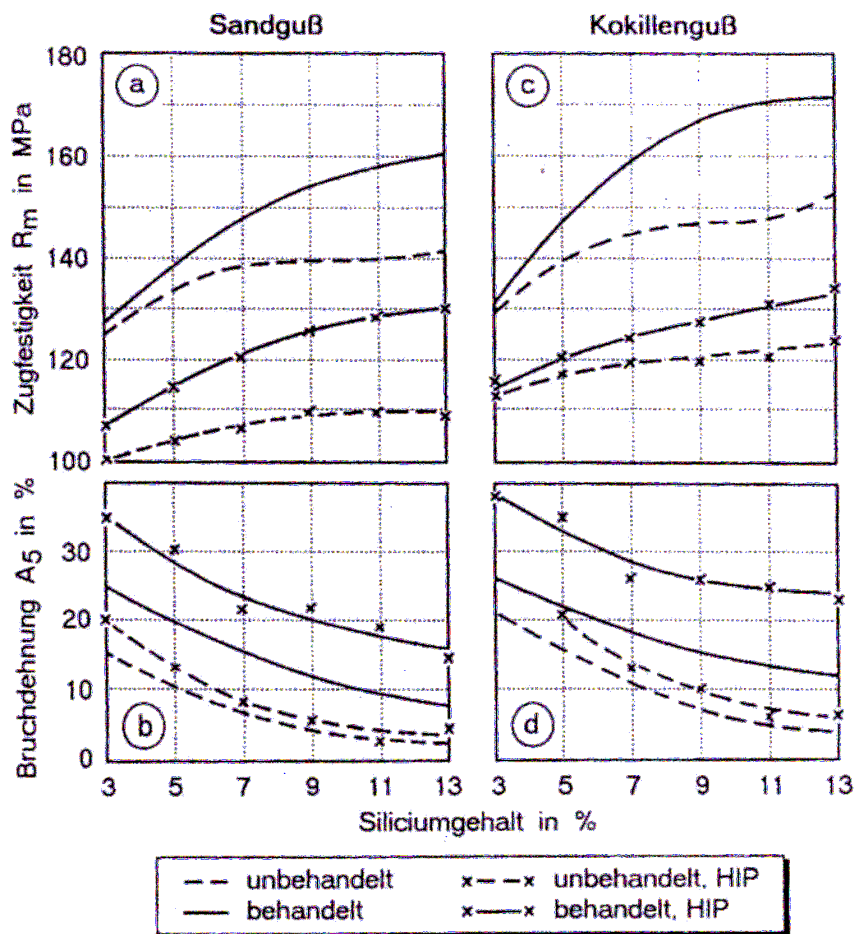


Bild 6. Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A_5 von unverdichteten und heißisostatisch gepreßten Sandguß- (a und b) sowie Kokillengußproben (c und d) aus unbehandelten und behandelten Schmelzen einer Al-Si-Legierung in Abhängigkeit vom Si-Gehalt (aus [34, 35])

Zu ähnlichen Erkenntnissen gelangen *Paray* und *Gruzleski* [29, 36]. Bei der Untersuchung der Kennwerte aus dem Zugversuch von Kokillengußstäben aus der Legierung A356 (ähnlich G-AlSi7Mg) im Gußzustand, nach einer Wärmebehandlung sowie nach einer HIP-Behandlung (2 h bei 520 °C und 104 MPa, Porositätsreduzierung um 35 bis 40 %) stellten sie fest, daß durch das HIP die Bruchdehnung erheblich verbessert wird (von 6,2 auf 26,8 %), was teilweise auf das Ausheilen der Poren, aber auch auf die beim HIP verwendete hohe Temperatur zurückzuführen ist, die zu einer Sphäroidisierung der spröden eutektischen Siliciumphase führt. Dagegen wurde durch alleiniges HIP ein drastischer Abfall der Zugfestigkeit von ursprünglich 219 MPa im Gußzustand auf 142 MPa und ein Abfall der 0,2%-Dehngrenze von 109 auf 49 MPa beobachtet. Durch eine nachträgliche Wärmebehandlung konnte jedoch die Zugfestigkeit wesentlich gesteigert werden; nach einer einstündigen Lösungsglühbehandlung stieg sie bei den nicht „gehippten“ Proben von ursprünglich 219 MPa auf 239 MPa und bei den zuvor HIP-behandelten Proben sogar auf 274 MPa an.

Zu analogen Ergebnissen gelangen für die Legierung A356 die Autoren in [37]. Sie geben weiter an, daß bei einer HIP-Dauer von 2 h bei 516 °C und einem Druck von 103 MPa mehr als 95 % des ursprünglich vorhandenen Porenvolumenanteils geschlossen und durch das anschließende Lösungsglühen und Aushärten die geschlossenen Poren nicht wieder geöffnet werden. Ganz ähnliche Untersuchungsergebnisse an Proben aus den Legierungen A357 und A357/15 Vol.-% SiC werden in [38] vorgestellt. Für diese erwiesen sich als optimale HIP-Prozeßparameter 565°C/103 MPa/15 min bzw. 535°C/103 MPa/2 h.

In allen vorgenannten Publikationen finden sich darüber hinaus metallographische sowie elektronenmikroskopische Belege und ausführliche Interpretationen für die beim HIP und den begleitenden Wärmebehandlungen vonstatten gehenden Gefügeveränderungen und die damit verbundenen Veränderungen der Festigkeitseigenschaften.

1.2. Kaltisostatisches Pressen (KIP). Kombinierte KIP+HIP-Behandlung

Das kaltisostatische Pressen (KIP, engl. CIP) wurde vor etwa fünfzig Jahren in den USA entwickelt. Das Prinzip beruht auf der Anwendung eines allseitig gleichförmigen Druckes auf den Preßling und wird üblicherweise bei Raumtemperatur durchgeführt. Die ersten Anwendungen fand die KIP-Technologie im Bereich der Militärtechnik, danach ab etwa

1960 zunehmend auch in der industriellen Praxis, hauptsächlich auf pulvermetallurgisch hergestellte Komposite und Keramikwerkstoffe [39]. Dazu gibt es weltweit zahlreiche Publikationen und Patente [40 bis 46].

Speziell zur KIP-Behandlung von Gußteilen aus Aluminium-Legierungen liegen so gut wie keine Untersuchungsergebnisse vor. Lediglich in einer Arbeit von *Postnikov* [47] wird mitgeteilt, daß bei einer nicht näher definierten Al-Si-Cu-Zn-Mg-Legierung durch KIP bei einem Preßdruck von 800 MPa eine Steigerung der Zugfestigkeit von 246 MPa im Ausgangszustand auf 323 MPa erzielt werden konnte. Und in einer Arbeit von *Geaman* [48] werden für eine Legierung AlSi5Cu1 Angaben über die Verringerung der Porosität in Abhängigkeit von der Preßdauer gemacht. Es wird gezeigt, daß sich bei Proben, die bei 20 °C in 10 Schritten bis zu einer Gesamtdauer von 180 min einem konstanten Preßdruck von 150 MPa ausgesetzt waren, in dieser Zeit die Porosität von 4,2 % im Gußzustand auf 0,4 % verringerte. Angaben über die dadurch hervorgerufenen Veränderung der mechanischen Eigenschaften und Gefügeänderungen werden in beiden Arbeiten nicht gemacht.

KIP+HIP. Das herkömmliche, in Abschnitt 1.1 beschriebene HIP-Verfahren weist u.a. die folgenden Nachteile auf:

- An der Oberfläche des Gußstückes liegende „offene“ Poren lassen sich mit dem HIP nicht schließen. Es wurden zahlreiche Studien durchgeführt, um diese sog. offene Porosität vor einer HIP-Behandlung zu beseitigen. Nur das Aufschießen oder die Einkapselung sind heute beim großtechnischen Einsatz effizient [2, 52, 53, 54].
- Anhand eigener metallographischer und elektronenmikroskopischer Gefügeuntersuchungen konnte nachgewiesen werden, daß durch HIP nicht alle inneren Hohlräume geschlossen werden bzw. nicht hundertprozentig verschweißen. Dabei lassen sich kleine sphärische Hohlräume nicht so einfach ausheilen wie große.

Um die Ausgangsbedingungen für das Schließen und vollständige Verschweißen der Poren zu verbessern, werden in einem in dieser Arbeit erstmals erprobten innovativen Verfahren die Gußteile vor dem HIP in einer entsprechenden Anlage im kalten Zustand einem isostatischen Druck ausgesetzt und dadurch kalt vorverformt. Dadurch wird bereits vor dem HIP ein großer Teil der inneren Hohlräume durch plastische Kaltverformung beseitigt und noch verbliebene Hohlräume werden stark zusammengedrückt. Des weiteren werden –

wie in ersten eigenen Untersuchungen beobachtet – durch die Kalt-Vorverformung zum großen Teil auch die Poren an der Gußteiloberfläche geschlossen. Nach dieser KIP-Behandlung werden die Teile dann noch einer normalen HIP-Behandlung unterzogen, um diejenige Hohlräume, die durch das KIP nur zusammengedrückt, aber noch nicht verschweißt wurden, durch thermisch aktivierte Diffusionsprozesse noch zu beseitigen.

In **Bild 7** ist in einem Druck-Temperatur-Zeit-Diagramm der Verlauf des konventionellen HIP-Prozesses und in **Bild 8** der Verlauf des hier erstmals praktizierten, zeitlich wesentlich kürzeren und zugleich effektiveren KIP+HIP-Prozesses schematisch dargestellt. **Bild 9** zeigt die bei diesem Verfahren im Werkstoff ablaufenden Vorgänge der Porenbeseitigung.

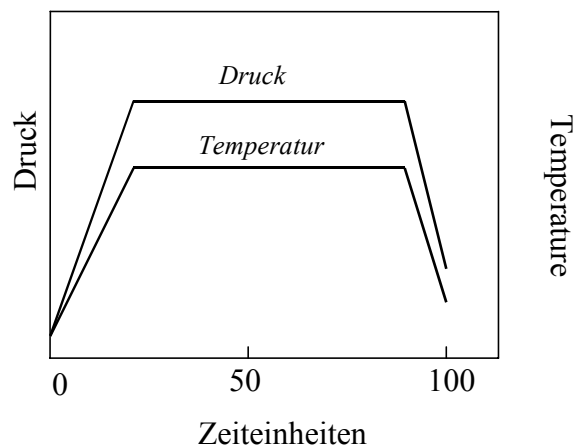


Bild 7. Schema des Prozeßverlaufs beim herkömmlichen HIP-Verfahren

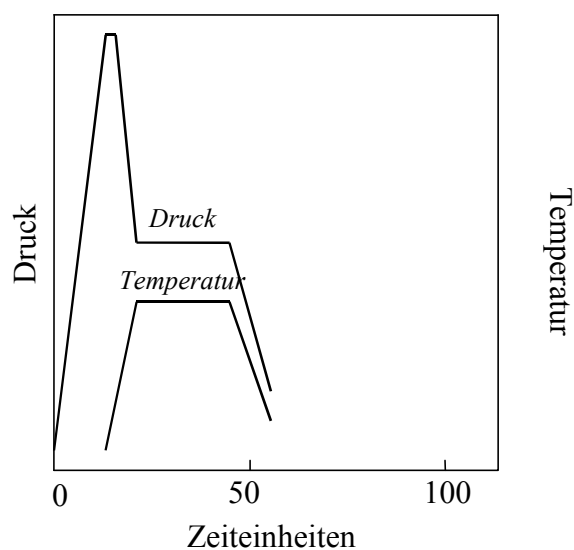


Bild 8. Schema des Prozeßverlaufs beim innovativen KIP+HIP-Verfahren

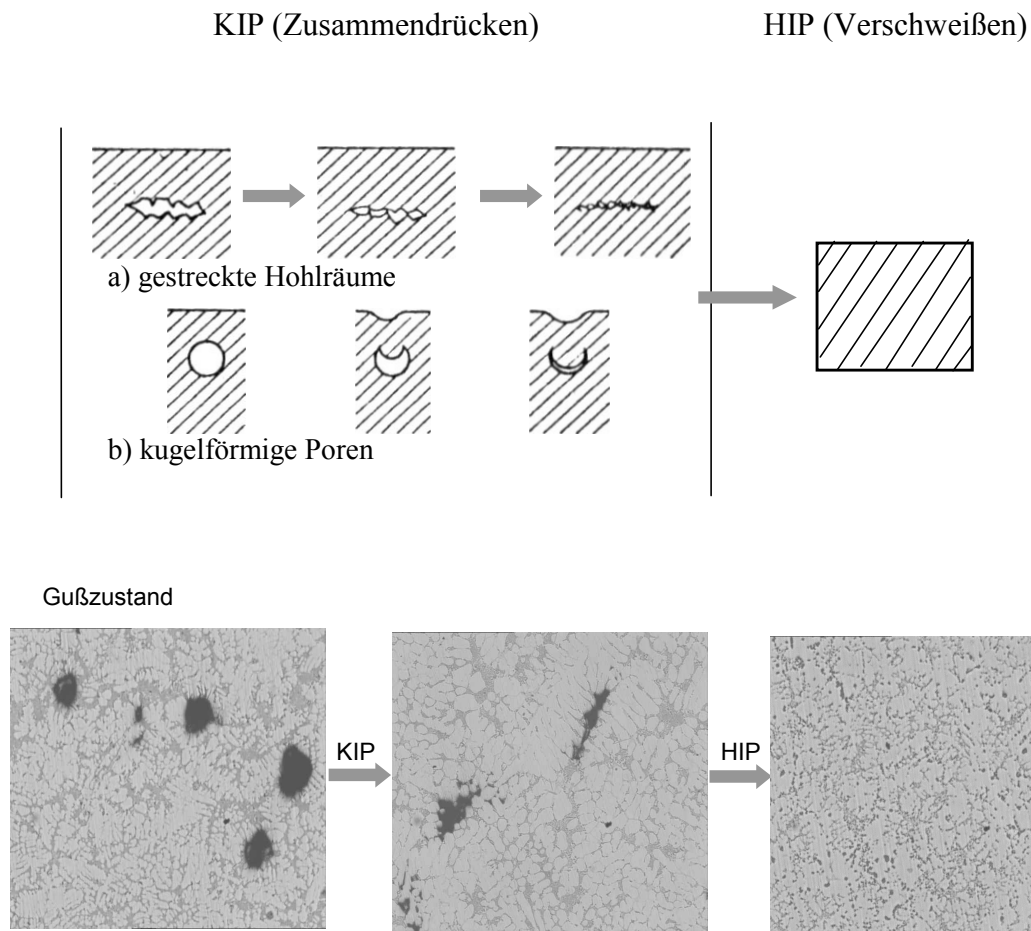


Bild 9. Porositätsbeseitigung beim kombinierten KIP+HIP-Verfahren (im oberen Bildteil schematisch, im unteren Bildteil an Proben aus der Legierung AlSi6Cu4)

1.3. Zielstellung der Arbeit

Wie aus den Darlegungen der beiden vorangegangenen Abschnitte hervorgeht, basiert die Anwendung des HIP-Verfahrens hinsichtlich der Wahl optimaler Prozeßparameter und der Erzielung optimaler Werkstoff- bzw. Gußteileigenschaften bislang noch hauptsächlich auf empirisch gewonnen Erkenntnissen. Gleiches gilt für die KIP- und erst recht für die kombinierte KIP+HIP-Behandlung. Dies liegt nicht zuletzt daran, daß es noch an anwendungsgerechten und verallgemeinerungsfähigen theoretischen Modellen fehlt, die es erlauben, die mit dem HIP verbundenen Veränderungen der Gefügemerkmale eines Werkstoffes und in Verbindung damit auch die Veränderungen der Duktilitäts- und Festigkeitseigenschaften quantitativ zu beschreiben.

Zudem existieren in der Literatur zur Wirksamkeit des HIP hinsichtlich der Verbesserung bestimmter mechanisch-technologischer Eigenschaften von Aluminium-Gußlegierungen, wie oben ausgeführt, teilweise sehr unterschiedliche Auffassungen.

Ziel der vorliegenden Arbeit ist es daher, die bei HIP-, KIP- und KIP+HIP-Experimenten an drei ausgewählten Aluminium-Gußlegierungen, vorzugsweise an der noch wenig untersuchten Legierung AlSi6Cu4, auf der Grundlage der mikroskopisch detektierten Veränderungen des Porenvolumenanteils die Ausheilkinetik von inneren Hohlräumen in Gußkörpern systematisch zu untersuchen und nach Möglichkeit mit Hilfe eines geeigneten werkstoffphysikalischen Modells den Effekt einer isostatischen Behandlung aus der anfänglich im Gußzustand vorliegenden Porendefektmorphologie in Abhängigkeit von den relevanten Prozeßparametern näherungsweise zu beschreiben, letzteres mit dem Ziel, auf der Grundlage der gesetzmäßigen Zusammenhänge eine Prozeßoptimierung hinsichtlich Qualität, Zeiteinsparung und Kostensenkung zu erreichen. Dazu gehört auch die Vorbestimmung der für eine vollständige Porenbeseitigung erforderliche Mindest-HIP-Dauer in Abhängigkeit von Preßdruck und Temperatur.

Durch die experimentelle Bestimmung der Porosität vor und nach einer isostatischen Behandlung und begleitende Gefügeuntersuchungen soll weiterhin der für die Beurteilung der Effizienz einer HIP- und KIP-Behandlung von Gußstücken aus einer Aluminium-Legierung wichtigen Frage nachgegangen werden, welcher Anteil der hervorgerufenen Veränderung der Duktilitäts- und Festigkeitseigenschaften auf die Porenreduzierung und welcher auf die mit dem HIP verbundene Wärmebehandlung bzw. auf die durch das KIP bewirkte Kaltverfestigung des Werkstoffes zurückzuführen ist. Dazu ist es erforderlich, quantitative Zusammenhänge (möglichst in Form analytischer Beziehungen) zwischen dem Porenvolumenanteil und den Zugversuchkennwerten herzustellen.

Weiterhin soll ein zeit- und damit kostensparendes innovatives Verfahren, die kombinierte KIP+HIP-Behandlung von Gußstücken, erstmals erprobt werden. Darüber hinaus werden im Hinblick auf eine solche kombinierte, perspektivisch in ein und derselben Versuchsanlage mögliche isostatische Behandlung auch HIP-Experimente mit flüssigem Druckmedium durchgeführt.

2. Porosität in Gußstücken und ihre Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften

2.1. Zusammenhang zwischen Porenmorphologie und Festigkeitseigenschaften

Ziel einer jeden isostatischen Behandlung von Gußstücken, heißisostatisches Pressen (HIP), kaltisostatisches Pressen (KIP) oder kombinierte KIP-HIP-Behandlung, ist die möglichst vollständige Beseitigung jeglicher Art von Porosität (Gasporen sowie schrumpfungbedingte innere Hohlräume wie Mikrolunker, Lunker und Schwindungsrisse). Im Hinblick auf die in den nachfolgenden Kapiteln durchzuführenden praktischen Untersuchungen zur Porenreduzierung in Aluminium-Gußstücken in Abhängigkeit von der Dauer der isostatischen Behandlung und den damit verbundenen Veränderungen der mechanischen Eigenschaften ist es erforderlich, die Auswirkungen der Porenmorphologie (Volumenanteil und geometrische Form) auf die hier betrachteten mechanischen Werkstoffkenngrößen (0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A_5) genauer zu untersuchen und nach Möglichkeit in Form analytischer Beziehungen quantitativ zu beschreiben.

Dazu wurden in der Vergangenheit zahlreiche Untersuchungen durchgeführt, an Al-Gußlegierungen z.B. in [49 bis 59], wobei stets eine Abnahme der o.g. Kennwerte mit zunehmender Porosität festgestellt wurde. Vor allem wird die Zugfestigkeit von Gußteilen schon durch geringe Porositätswerte signifikant herabgesetzt, während die Bruchdehnung weniger stark abnimmt (**Bild 10**). Die 0,2%-Dehngrenze wird hingegen kaum beeinflusst.

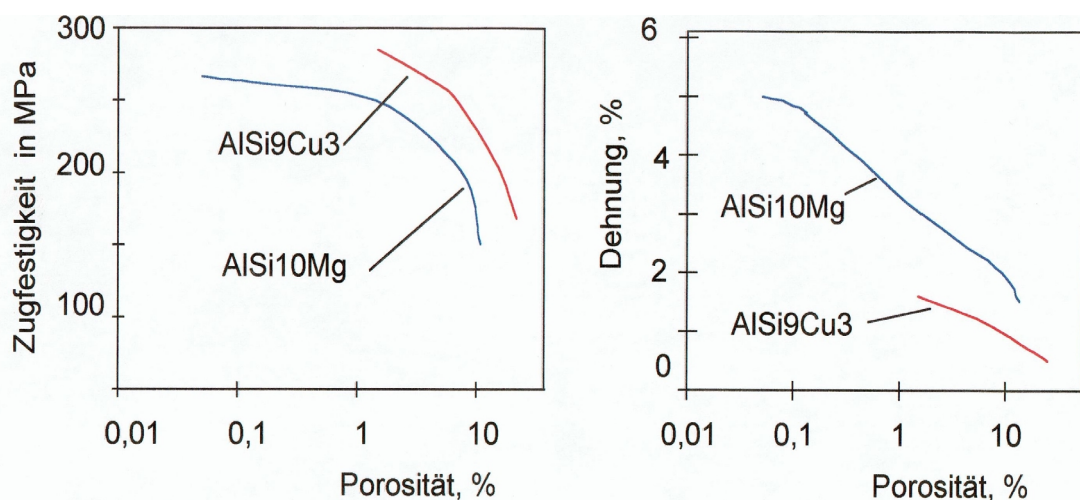


Bild 10. Einfluß der Porosität auf Zugfestigkeit und Bruchdehnung zweier Al-Legierungen (nach [56, 57])

Für die quantitative Beschreibung der Abhängigkeiten der o.g. Zugversuch-Kennwerte von der Porosität in Gußkörpern wurden von *Stroppe* [60] die folgenden mathematischen Beziehungen angegeben, wonach sich die Abnahme von $R_{p0,2}$, R_m und A_5 mit zunehmendem Porenvolumenanteil V_p wie folgt berechnen läßt:

$$R_{p0,2} = R_{p0,2}^0 (1 - V_p) \quad (1)$$

$$R_m = R_m^0 (1 - s V_p) \quad (2)$$

$$A_5 = \frac{1}{E} \left(\frac{R_m}{R_{p0,2}^{1-n}} \right)^{1/n} \quad (3)$$

Darin bedeuten die Größen mit dem hochgestellten Index 0 die für die porenfreie Legierung gültigen Kennwerte, E den Elastizitätsmodul und n den Verfestigungsexponenten in der konstitutiven Gleichung für die Fließkurve des Werkstoffes $\sigma = k\varphi^n$, wobei σ die wahre (d.h. auf den momentanen Stabquerschnitt bezogene) Spannung und φ die wahre (logarithmische) Dehnung darstellen. Die Größe s in Gleichung (2) bezeichnet den sog. Rundheitsfaktor einer Pore

$$s = \frac{U^2}{4\pi A_p} \geq 1. \quad (4)$$

Dieser ist gleich dem reziproken Wert des für die Quantifizierung der Form von Einschlüssen und Hohlräumen im Werkstoffgefüge häufig verwendeten Formfaktors $f = 4\pi A_p / U^2 \leq 1$, wobei A_p den Flächeninhalt und U den Umfang der Schnittfläche des Gefügeelements bzw. der Pore im metallographischen Schliffbild bedeuten.

Der Rundheitsfaktor (4), der für eine kugelförmige Pore den Wert 1 und für kompliziertere Formen Werte größer als 1 annimmt (**Bild 11**), berücksichtigt sensitiv Veränderungen der Geometrie von Einschlüssen und inneren Hohlräumen und deren Wirkung auf die damit im Zusammenhang stehenden mechanischen Eigenschaften. Poren mit einem Rundheitsfaktor $s > 1$ weisen bei gleicher Porosität V_p ein höheres Maß an Unterbrechungen der metallischen Matrix auf als kugelförmige Poren mit $s = 1$, was – wie aus Gleichung (2) zu ersehen ist – formal einer um den Faktor s größeren Porosität gleichkommt. Zugleich

nimmt mit größer werdendem Faktor s , analog der *Neuberschen* Kerbformzahl α_k , auch die Kerbwirkung der Poren zu, wodurch die Anrißbildung im Werkstoffgefüge begünstigt wird, was sich vor allem auf die Zugfestigkeit auswirkt, nicht hingegen auf die 0,2%-Dehngrenze, wie aus Gleichung (1) hervorgeht.

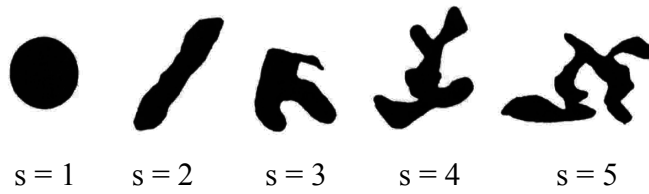


Bild 11. Porenformen mit unterschiedlichem Rundheitsfaktor s (nach [59])

Die Verifizierung der theoretischen Ansätze (1) bis (3) erfolgte in [60] anhand der Ergebnisse der von *Schindelbacher* [59] durchgeführten umfangreichen experimentellen Untersuchungen an Druckgußproben aus der Legierung AlSi9Cu3(Fe) mit durch Variation der Gießparameter gezielt eingestellter unterschiedlicher Porosität in einem breiten Intervall von Porendichte V_p und Porenformen, wobei der Rundheitsfaktor mit zunehmender Porosität von $s = 1,78$ bei 1,5 bis 2,5 % Porosität bis zum Wert $s = 2,1$ bei 15 bis 27 % Porosität zunahm.

In **Bild 12** und **Bild 13** sind die theoretisch berechneten den experimentell ermittelten Zugversuch-Kennwerten gegenübergestellt. Man erkennt, daß die berechneten Kurven voll innerhalb des Streubereiches der experimentellen Werte verlaufen, die zu untersuchenden Abhängigkeiten durch die obenstehenden Beziehungen also hinreichend genau beschrieben werden. Die entsprechenden Gleichungen (1) bis (4) werden daher später den Berechnungen der beim HIP, KIP und KIP+HIP auf die Porenreduzierung zurückzuführenden Veränderungen der mechanischen Kennwerte zugrunde gelegt.

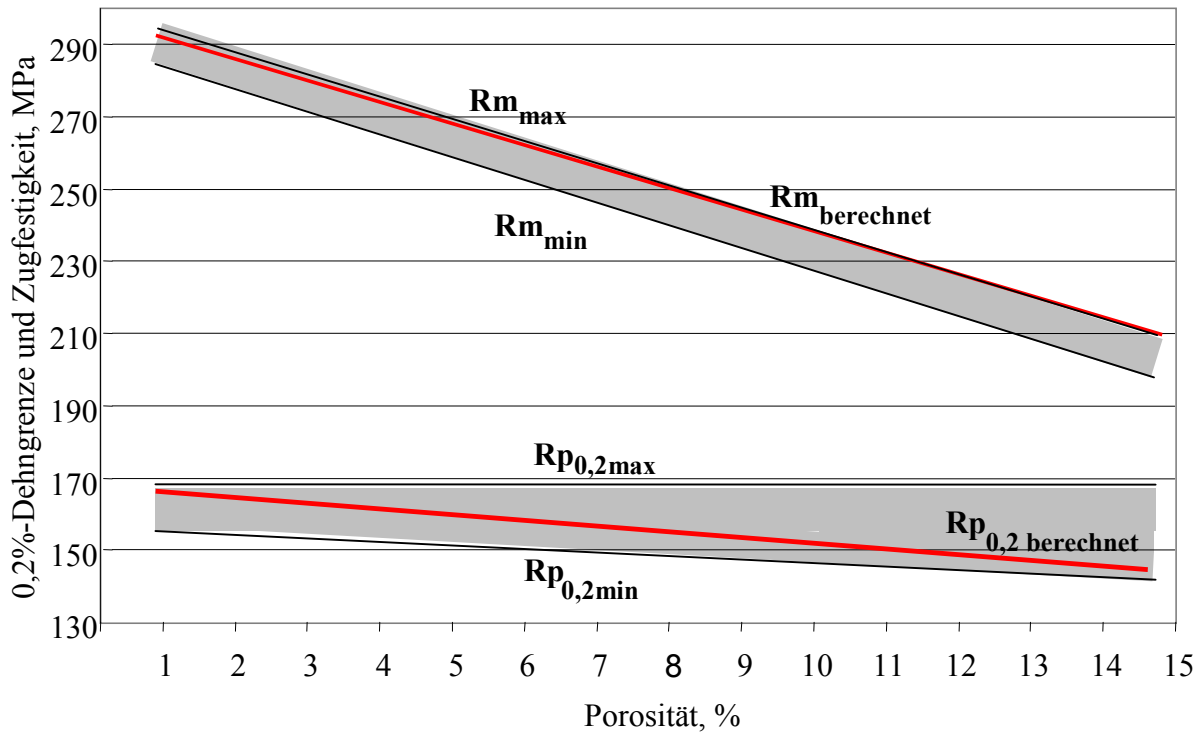


Bild 12. Abhängigkeit von 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m vom Porenvolumenanteil V_p bei gleichzeitig zunehmendem Rundheitsfaktor s von anfänglich 1,78 bis zu 1,98. Streubereich der experimentellen Werte nach [59]; darin: aus den Gleichungen (1) und (2) berechnete Verläufe

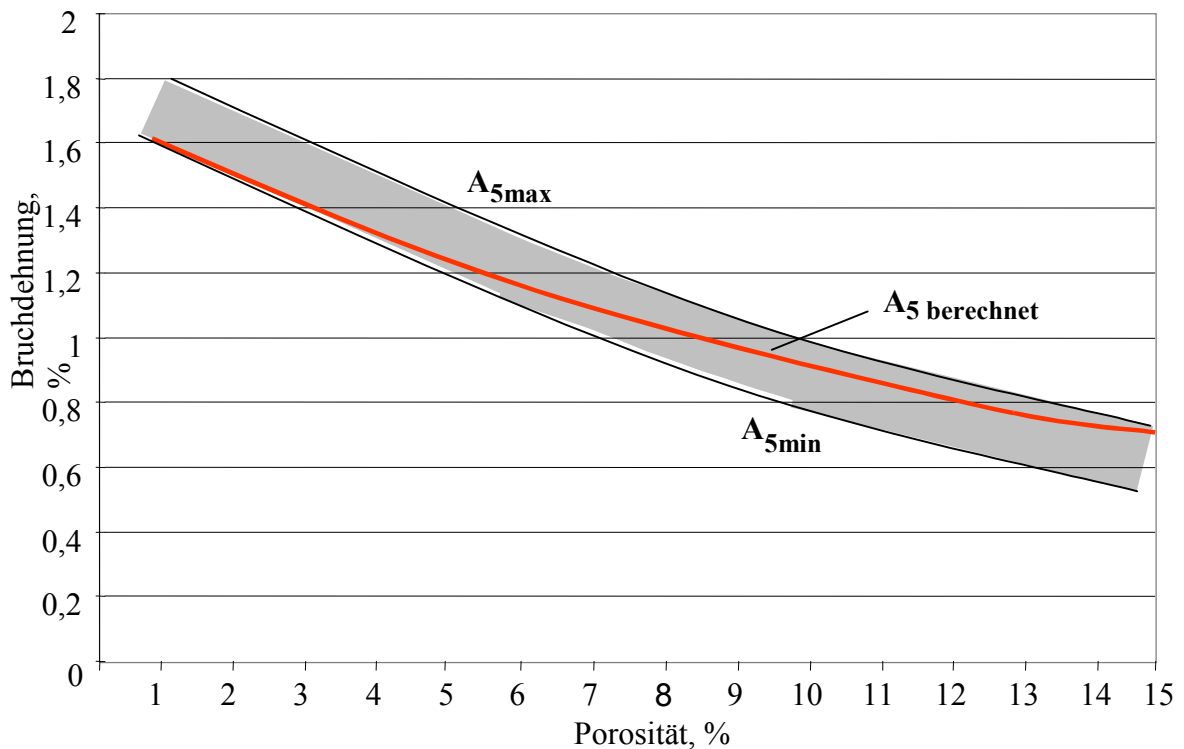


Bild 13. Abhängigkeit der Bruchdehnung A_5 vom Porenvolumenanteil V_p bei gleichzeitig zunehmendem Rundheitsfaktor s von anfänglich 1,78 bis zu 1,98. Streubereich der experimentellen Werte nach [59]; darin: aus Gleichung (3) berechneter Verlauf

Zu diesem Zweck wurden die mechanischen Kennwerte in Abhängigkeit von der Porosität für die in dieser Arbeit hauptsächlich untersuchte Gußlegierung AlSi6Cu4 nach den o.a. mathematischen Beziehungen (1) bis (4) berechnet und in den **Bildern 14** und **15** dargestellt. In Übereinstimmung mit den o.g. Arbeiten anderer Autoren weist vor allem die Zugfestigkeit eine starke Abhängigkeit vom Porenvolumenanteil auf, welche mit zunehmendem Rundheitsfaktor s , d.h. zunehmender Abweichung der Poren von der Kugelform, immer ausgeprägter in Erscheinung tritt. Eine ähnliche Tendenz weist auch die Bruchdehnung auf.

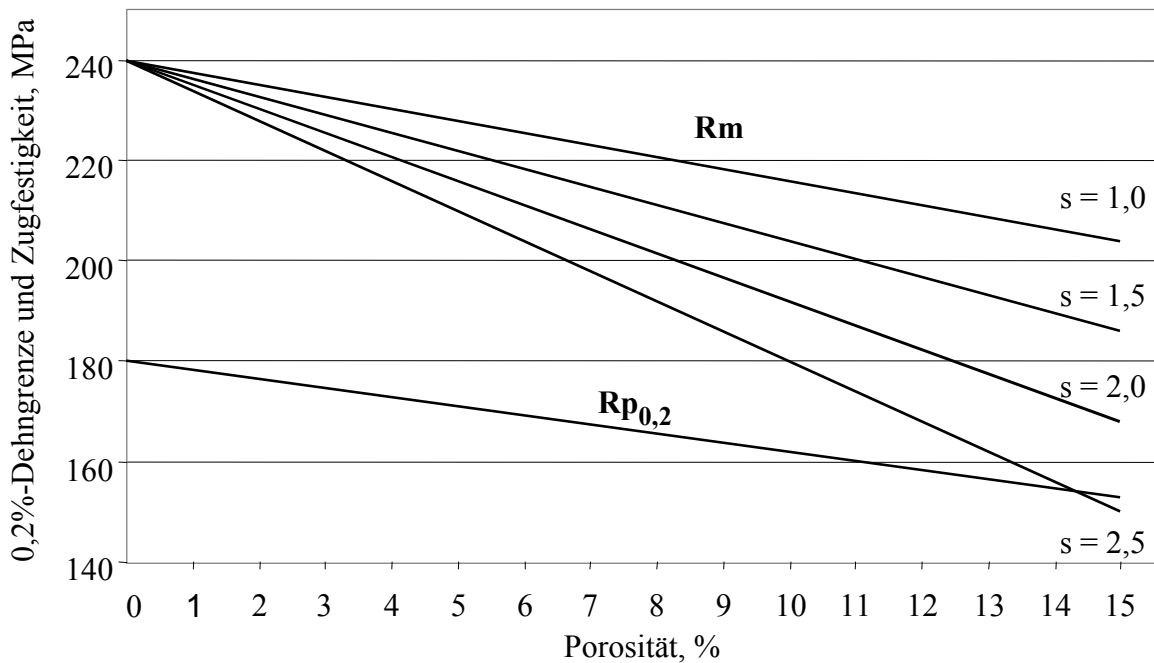


Bild 14. Einfluß von Porenvolumenanteil und Porenform (Rundheitsfaktor s) auf Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze von AlSi6Cu4, berechnet nach den Gleichungen (1) bis (4)

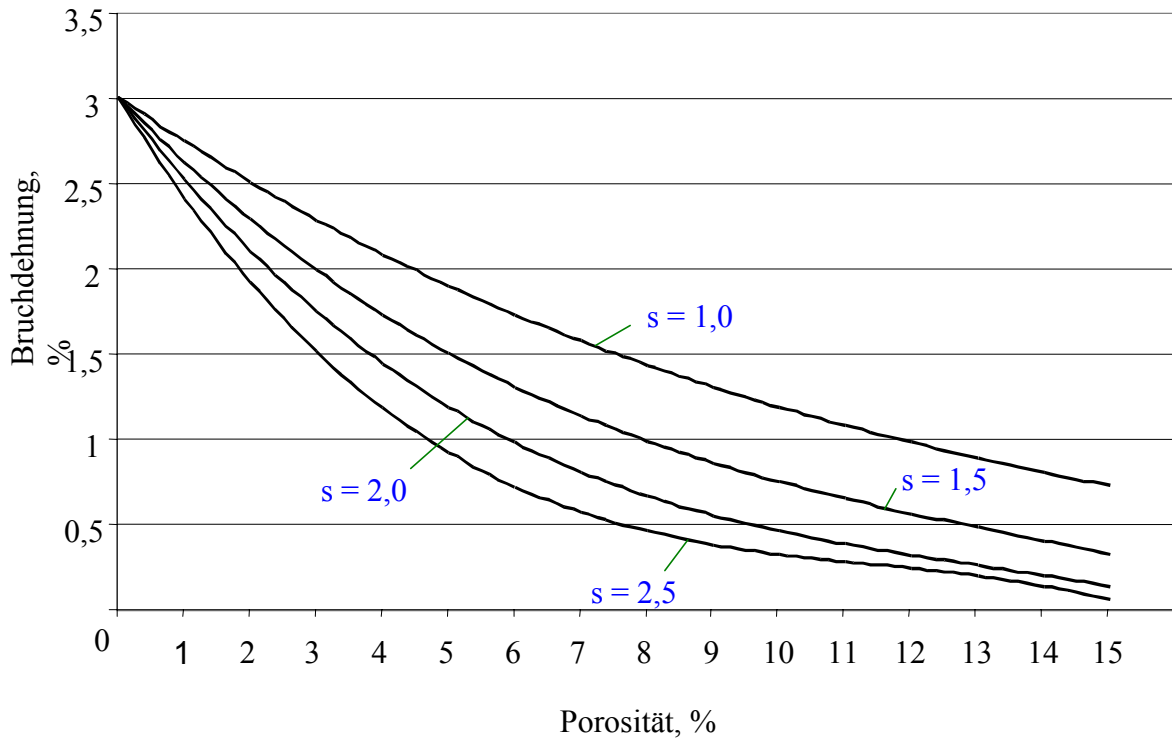


Bild 15. Einfluß von Porenvolumenanteil und Porenform (Rundheitsfaktor s) auf die Bruchdehnung von AlSi6Cu4, berechnet nach den Gleichungen (1) bis (4)

2.2. Porositätsbestimmung

Im Hinblick auf die nachfolgenden experimentellen Untersuchungen, bei denen die Porosität in Gußstücken bzw. Probekörpern vor und nach einer isostatischen Behandlungen zu ermitteln ist, wird hier vorab die dazu verwendete Methode zur Porositätsbestimmung kurz beschrieben.

Eine komplexe Analyse der Porenmorphologie in Gußstücken erfordert die Anwendung von Untersuchungsmethoden, die Angaben über den (prozentualen) Volumenanteil, über Größe, Form und Verteilung der inneren Hohlräume, möglichst noch unterschieden nach Gasporen und Schwindungslunkern, ermöglichen. Dazu wurde eine Reihe von Methoden entwickelt, deren Anwendungsbereich hinsichtlich der Bestimmbarkeit einzelner Morphologiemerkmale sehr unterschiedlich ist. Als zerstörungsfreie Verfahren sind bekannt: die Ultraschallkontrolle [61], die röntgenographische Methode [62], die Computertomographie [63]; als zerstörende Untersuchungsverfahren: die Bestimmung des Dichteindex [64], die

Bildverarbeitungsanalyse [65] und der sog. Blistertest [66]. *Stroppe* et al. [67] haben darüber hinaus für Gußstücke eine thermodynamische Methode zur getrennten Bestimmung des Gasporen- und Lunkeranteils entwickelt.

Von den genannten Verfahren kommen überwiegend die auf der Bildanalyse und der Dichtebestimmung basierenden Verfahren zur Anwendung. Zwischen ihnen bestehen wesentliche Unterschiede hinsichtlich Erkennungsmöglichkeit und Aussagequalität. Während bei dem erstgenannten Verfahren die Bestimmung der Porosität anhand von metallographischen Gefügebildern mit elektronischer Bildverarbeitung Aufschluß über den Flächen- bzw. Volumenanteil sowie über die Ausbildungsform der Hohlräume gibt, das Verfahren jedoch auf wenige ausgewählte, räumlich sehr begrenzte Bereiche des Gußstückes beschränkt bleibt, kann mit der auf der Dichtebestimmung beruhenden Methode der gesamte Volumenanteil der inneren Hohlräume, wahlweise für das gesamte Gußstück oder für gezielt aus diesem herausgetrennte Teile, bestimmt werden.

In der vorliegenden Arbeit wurde für die Porositätsbestimmung die letztgenannte Methode der Dichtebestimmung mittels Pyknometer verwendet [68]. Bedeuten m die Masse der Probe an Luft, m_1 die Masse des mit Wasser gefüllten Pyknometers, m_2 die Masse des mit Wasser und mit der Probe gefüllten Pyknometers, ρ_w die Dichte des Wassers und ρ_L die Dichte der Luft, so berechnet sich die Dichte des Probekörpers (Gußkörper) zu

$$\rho = \frac{m\rho_w - (m_2 - m_1)\rho_L}{m - (m_2 - m_1)}. \quad (5)$$

Daraus erhält man mit der Dichte der (porenfreien) Legierung ρ_{Leg} den prozentualen Volumenanteil an Porosität zu

$$V_p = \left(1 - \frac{\rho}{\rho_{Leg}}\right) \cdot 100\%. \quad (6)$$

Die Dichte der Legierung kann aus deren chemischer Zusammensetzung gemäß

$$\rho_{Leg} = \frac{1}{\frac{z_1}{\rho_1} + \frac{z_2}{\rho_2} + \dots} \cdot 100\% \quad (7)$$

berechnet werden, wobei ρ_i die Dichtewerte und z_i die Massenanteile der chemischen Elemente in der Legierung bedeuten. Für die hier vorgenommenen Porositätsbestimmungen wurden jedoch für die drei untersuchten Legierungen deren Dichtewerte nach der Beziehung (7) berechnet, dies steht in Übereinstimmung mit den Tabellenwerten (nach *Datta, J.*: Aluminium-Werkstoff-Datenblätter, Aluminium-Verlag, Düsseldorf, 2. Auflage, 1998)

$$\begin{aligned}\rho_{Leg} &= 2,750 \text{ g/cm}^3 \text{ für AlSi6Cu4} \\ \rho_{Leg} &= 2,650 \text{ g/cm}^3 \text{ für AlSi7Mg} \\ \rho_{Leg} &= 2,650 \text{ g/cm}^3 \text{ für AlSi10Mg(Cu)}.\end{aligned}$$

Mit der Pyknometer-Methode sind Meßgenauigkeiten bis zu 0,1 % der Legierungsdichte möglich. Bei den hier durchgeführten Untersuchungen betrug der mittlere Fehler $\pm 0,0004 \text{ g/cm}^3$. So z.B. erhält man für eine Gußprobe aus AlSi6Cu4 aus den durch Wägung ermittelten Massewerten (s.o.) $m = 15,319 \text{ g}$, $m_1 = 87,083 \text{ g}$, $m_2 = 96,512 \text{ g}$ sowie mit den Dichtewerten von Wasser und Luft $\rho_W = 1,000 \text{ g/cm}^3$ und $\rho_L = 1,293 \cdot 10^{-3} \text{ g/cm}^3$ nach (5) als Dichte der porenbehafteten Legierung $\rho = 2,599 \text{ g/cm}^3$ und daraus mit ρ_{Leg} (s.o.) nach (6) einen Porenvolumenanteil von $V_p = 5,491\%$.

Nach einer HIP-Behandlung bei $500 \text{ °C}/150 \text{ MPa}/180 \text{ min}$ werden folgende Massewerte ermittelt: $m_1 = 89,516 \text{ g}$ und $m_2 = 99,238 \text{ g}$. Nach (5) ergibt sich daraus die größere Legierungsdichte $\rho' = 2,735 \text{ g/cm}^3$, entsprechend einer verringerten Porosität von $V_p' = 0,554\%$.

Die in den nachfolgenden **Bildern 19, 20, 24, 31, 40** und **Tabellen 3, 4, 5, 9, 12** angegebenen Porositätswerte sind jeweils die Mittelwerte aus mindestens fünf Meßwerten. In die entsprechenden Säulendiagramme wurden die Schwankungsbreiten mit eingezeichnet. Die prinzipiellen Arbeitsschritte einer Dichtemessung mittels Pyknometer sowie die Fehlerrechnung sind in **Anlage 1** dargestellt.

Da sich, wie in Abschnitt 2.1 gezeigt, auch die Porengeometrie in Form des Rundheitsfaktors s auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt, wurde dieser mit Hilfe der elektronischen Bildauswertung zusätzlich bestimmt. Alle diesbezüglichen Ergebnisse werden im folgenden Abschnitt 3.1 mitgeteilt.

3. Untersuchungen zum heißisostatischen Pressen (HIP)

3.1. Werkstoffauswahl und Probenherstellung. Untersuchung der Probenporosität

Wie in Abschnitt 1 dargelegt, gibt es keine eindeutigen Aussagen zur Eigenschaftsänderung von Al-Legierungen durch HIP. Zur Klärung der Frage, ob und in welchem Maße das HIP-Verfahren zur Steigerung bestimmter Eigenschaften genutzt werden kann und welche Prozeßparameter dazu die geeignetsten sind, sind weitere Untersuchungen notwendig. Insbesondere müssen der Ausgangszustand hinsichtlich Gefüge und Porosität sowie die Herstellungsbedingungen genau bekannt sein, und die Eigenschaftsänderungen müssen in Abhängigkeit davon sowie von den Prozeßparametern gezielt untersucht werden.

Ziel der nachfolgend beschriebenen Untersuchungen war die Ermittlung des Einflusses des HIP auf die Gefügeausbildung (Ausbildung des Eutektikums, Porosität einschl. Formfaktor und Porendichte) und die mechanischen Eigenschaften (Zugfestigkeit, 0,2%-Dehngrenze und Bruchdehnung) der Legierungen **AlSi6Cu4**, **AlSi7Mg** und **AlSi10Mg(Cu)**. Zu diesem Zweck wurden mehr als 200 Proben aus den genannten Legierungen gegossen und in den Behandlungszuständen

- Gußzustand,
- heißisostatisch gepreßt, ohne zusätzliche Wärmebehandlung,
- heißisostatisch gepreßt, mit nachfolgender Wärmebehandlung T6,

untersucht. Im ersten Versuchsabschnitt wurden konventionelle Gießverfahren mit metallischen Kokillenformen angewandt. Um einen möglichst großen HIP-Effekt zu erzielen, wurde besonderer Wert auf eine hohe Anfangsporosität gelegt, was mit Hilfe einer dazu geeigneten Anschnitt- und Speisertechnik erreicht wurde. Dichtemessungen und metallographische Untersuchungen bestätigen den erwarteten günstigen Erstarrungsverlauf.

Bild 16 zeigt die eigens dazu hergestellte Kokille zur Erzeugung stufenförmiger Abgüsse, wie in **Bild 17** dargestellt. Die Wanddicke betrug in der Stufe A 18 mm, in Stufe B 14 mm, in Stufe C 10 mm und in der Stufe D 6 mm. Der Anschnitt lag entlang der dicksten Stufe A. Die technologischen Einflußfaktoren Gießtemperatur, Kokillentemperatur und Abkühlungsbedingungen wurden nicht variiert. Das Metall wurde in einem Induktionstiegelofen mit einem maximalen Fassungsvermögen von ca. 10 kg Aluminium geschmolzen, auf 720 °C erhitzt und bei dieser Temperatur in auf 220°C vorwärmte Kokille abgegossen.

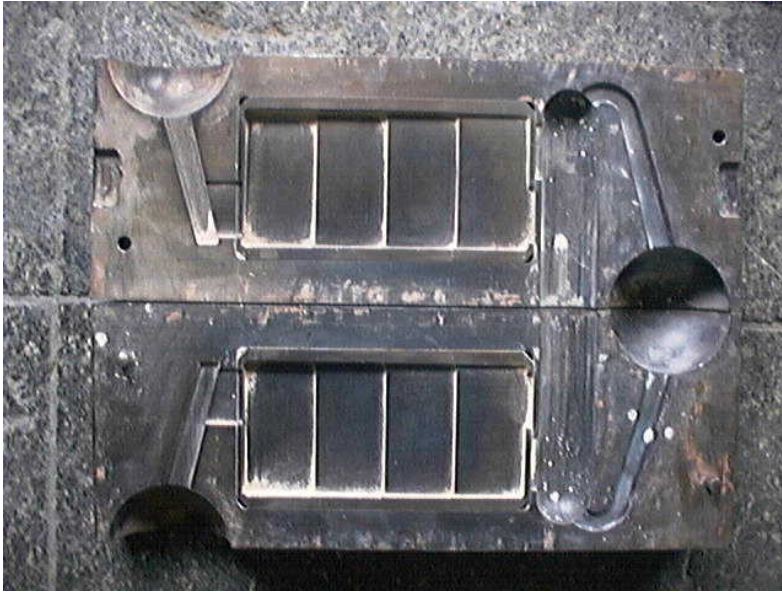


Bild 16. Stufenkokille

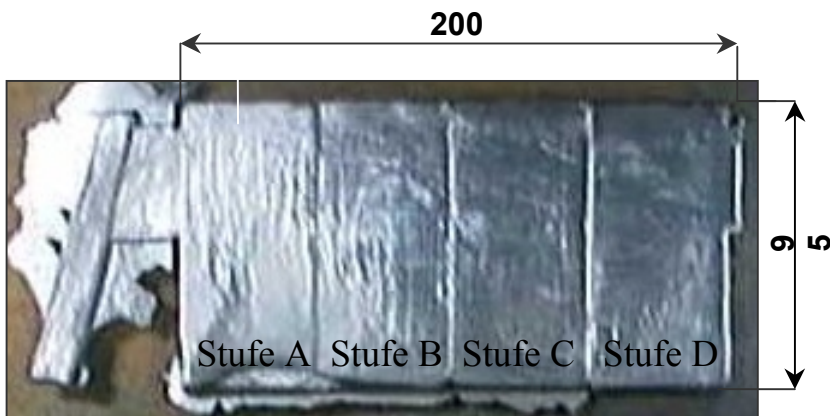


Bild 17. Gegossene Stufenprobe

In der **Anlage 2** ist die Skizze der benutzten Stufenkokille dargestellt. Nach dem Abtrennen der einzelnen Stufen wurden zwecks Bestimmung der Porosität zunächst Dichtemessungen nach dem im Abschnitt zuvor beschriebenen Verfahren durchgeführt, danach wurden aus den Stufenproben Zugstäbe nach DIN 50 125 – A5 × 30 gefertigt (**Bild 18**), deren mechanischen Kennwerte im einachsigen Zugversuch ermittelt wurden. Von den geprüften Zugstäben wurden schließlich metallographische Schlitze für Gefügeuntersuchungen angefertigt (vgl. dazu den nachfolgenden Abschnitt).

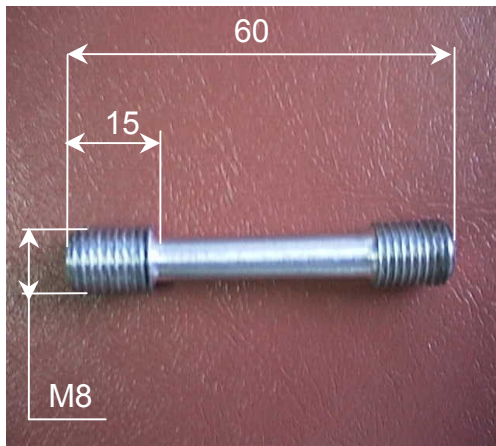


Bild 18. Abmessungen der untersuchten Zugproben in mm

In **Bild 19** ist die in den Proben unterschiedlicher Wanddicke gemessene Porosität für die untersuchten drei Legierungen dargestellt. Die Meßwerte lassen erkennen, daß sich die einzelnen Proben in der Dichte deutlich unterscheiden und damit ein unterschiedliches Ausmaß an Porosität aufweisen. Die gewählte Anschnittsweise und Probengeometrie mit der daraus resultierenden Formfüllung ohne Entlüftung führen unter den unterschiedlichen Erstarrungsbedingungen (s. **Anlage 3**) zu vermehrter Porosität im Bereich der größten Wanddicken.

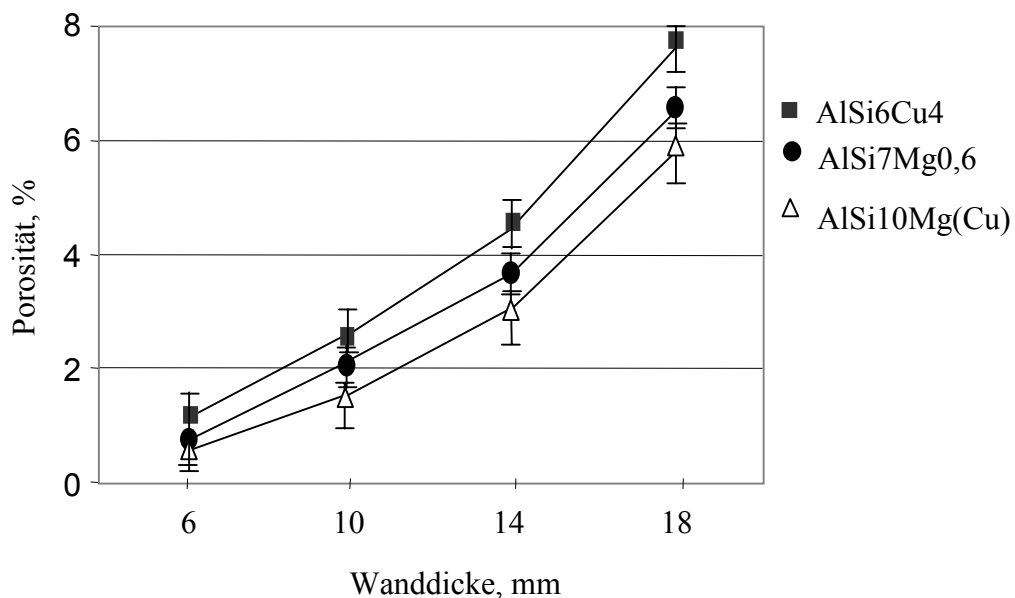


Bild 19. Dichte in den verschiedenen Stufen der Stufenprobe

Proben mit ähnlichen Werten für die Porosität wurden entsprechend den untersuchten Wanddicken in Stufen zusammengefaßt und so die in **Bild 19** gezeigte Porositätsrichtreihe

erstellt. Erwartungsgemäß ergibt sich für alle drei unter den gleichen Gießbedingungen abgegossenen Legierungen die gleiche Tendenz für die Abnahme der Porosität mit abnehmender Wanddicke, wobei die Proben aus der Legierung AlSi6Cu4 die größten Porositätswerte aufweisen. Sie liegen zwischen etwa 7,5 bis 8 % bei der größten und bei etwa 1 % bei der kleinsten Wanddicke.

In **Bild 20** ist für die AlSi6Cu4-Proben die Flächendichte der Poren in Abhängigkeit vom Porendurchmesser für die Stufen A bis D aufgetragen. Sie wurde als Porenanzahl je 5 mm² Probenfläche mit Hilfe eines Bildanalyse-Systems *analySIS*[®] 3.0 ermittelt. Innerhalb des durch die Meß-barkeitsbeschränkung des Systems nach unten begrenzten Bereiches haben die meisten Poren im Gußzustand einen Durchmesser von $\approx 0,1$ mm und darunter. Zu größeren Durchmesserwerten hin deutet sich eine *Gauß*-Verteilung an. Bei den Proben der Stufen C und D (kleinste Stufen, s.o.) waren nur Poren bis zu einem Durchmesser von 0,4 mm vorhanden. Durch den HIP-Prozeß nimmt sowohl die Porendichte als auch der maximale Porendurchmesser deutlich ab.

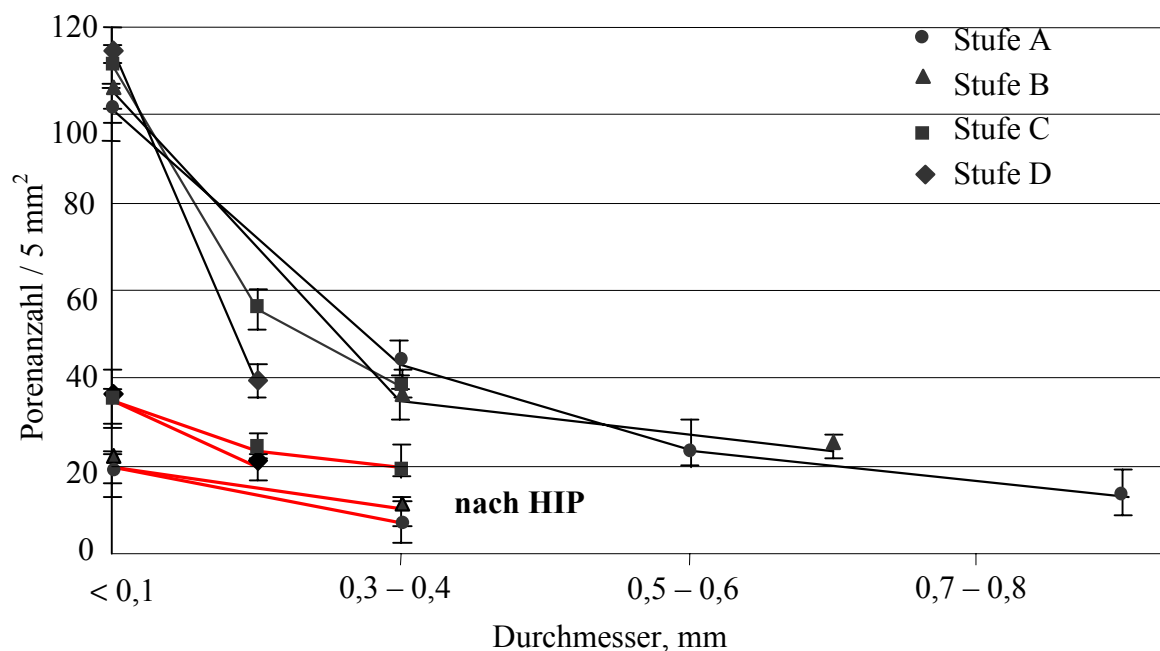


Bild 20. Porenflächendichte in den verschiedenen Stufen der AlSi6Cu4-Proben im Gußzustand

Im Hinblick auf die Berechnung des Einflusses von Porenvolumenanteil und Porenform auf die mechanischen Eigenschaften wurde auch der Rundheitsfaktor s der Poren gemäß der Definitionsgleichung (4) in Abschnitt 2.1 mit Hilfe der elektronischen Bildauswertung bestimmt. **Bild 21** zeigt einige Porenformen mit verschiedenen s -Werten. Für die Stufen D

und C lag der Rundheitsfaktor im Mittel bei 1,6 (zwischen 1,57 und 1,63). In den Stufen B und A, also zu größeren Probendicken hin, lag s bei den Poren unter 0,3 mm Durchmesser mit 1,70 und 1,73 etwas darüber, bei den Poren von 0,3 bis 0,6 mm Durchmesser bereits bei 1,82 und für Porendurchmesser über 0,6 mm zwischen 1,93 und 2,04. Bei den HIP-behandelten Proben betrug $s = 1,85 \dots 1,90$.

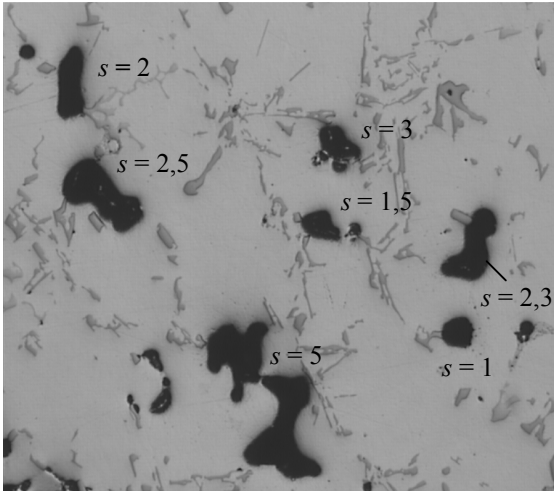


Bild 21. Porenformen mit verschiedenem Rundheitsfaktor s , $V = 50 : 1$

Infolge der unterschiedlichen Erstarrungsgeschwindigkeiten und verschieden langen Erstarrungszeiten in den einzelnen Stufenproben weisen die α -Al-Mischkristalle einen unterschiedlich großen Dendritenarmabstand (DAS) auf (**Bild 22**), wodurch auch die mechanischen Eigenschaften in den einzelnen Stufen etwas verschieden sind. Wie man sieht, ergibt sich durch die HIP-Behandlung kaum eine Veränderung.

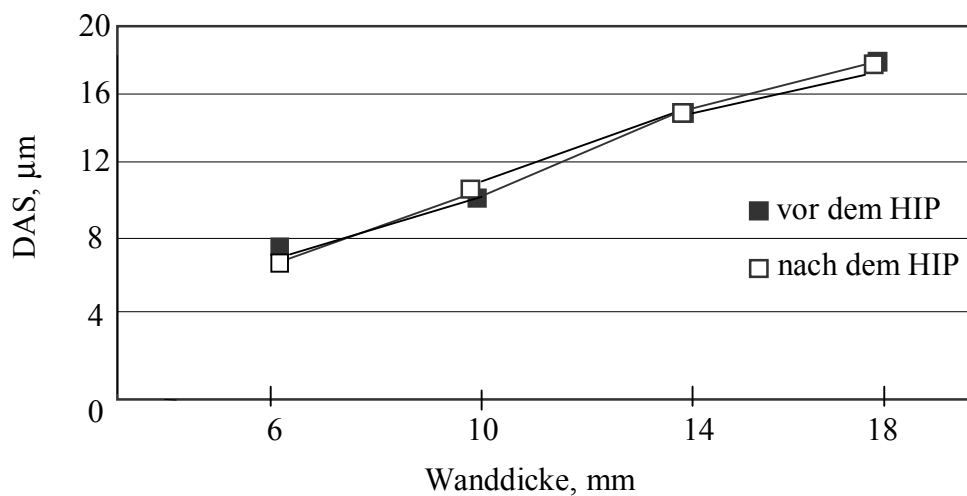


Bild 22. Dendritenarmabstand in Abhängigkeit von der Wanddicke der Stufenproben

Aus den gegossenen Stufengußstücken wurden durch Sägen und Drehen Zugproben herausgearbeitet. Von den o.g. drei Legierungen wurde die untereutektische Legierung **AlSi6Cu4**, die sowohl für Sand- als auch für Kokillenguß häufig verwendet wird, eingehender untersucht. Bei dieser wurden – im Unterschied zu den beiden anderen Legierungen – bei den HIP-Untersuchungen die Prozeßparameter vielfältig variiert (vgl. den folgenden Abschnitt), und es wurden zusätzliche metallographische und elektronenmikroskopische Gefügeuntersuchungen, letztere mittels Rasterelektronenmikroskop JSM 5600 der Fa. Joel, durchgeführt. Die mechanische Kennwerten für R_m , $R_{p0,2}$ und A_5 wurden mit einer Material-Prüfmaschine der Fa. Wolpert, Modell TESTATRON 1288/100 kN, bestimmt. Die chemische Zusammensetzung wurde mit dem Funkenemissionsspektrometer OES 5500 der Fa. Shimadzu bestimmt (s. **Tabelle 1**).

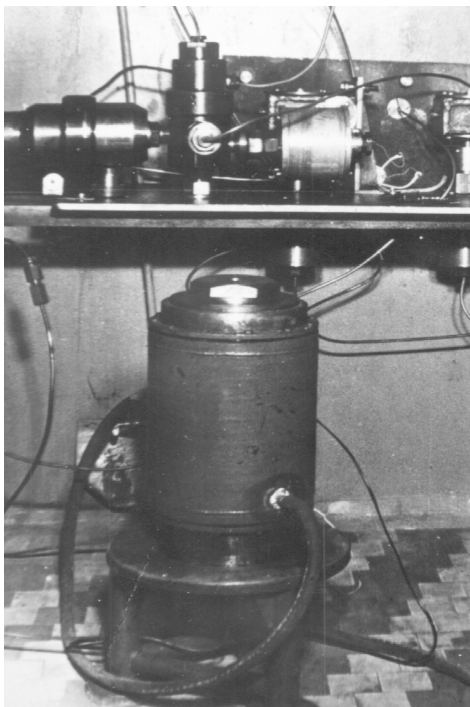
Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der Gußproben aus der Legierung AlSi6Cu4 [Gew.-%]

Element	Chemische Zusammensetzung	
	Sollwert nach DIN EN 1676	Meßwert
Si	5,0 - 7,0	6,85
Fe	< 1,0	0,46
Cu	3,0 - 5,0	3,23
Mn	0,20 - 0,65	0,34
Mg	< 0,55	0,51
Cr	< 0,15	0,04
Ni	< 0,45	0,03
Zn	< 2,0	0,22
Pb	< 0,30	0,13
Sn	< 0,15	0,02
Ti	< 0,20	0,15

Die Gehalte der Legierungselemente liegen im wesentlichen innerhalb der durch DIN EN 1676 vorgegebenen Toleranzen.

3.2. Untersuchung der Legierungen *AlSi6Cu4*, *AlSi7Mg* und *AlSi10Mg(Cu)* bei konstanten Prozeßparametern

Der Einfluß einer HIP-Behandlung auf die Änderung der mechanischen Eigenschaften wurde für die drei genannten Legierungen an den Proben mit der jeweils größten Anfangsporosität (s. **Bild 19**) untersucht. Die HIP-Behandlung der Proben erfolgte in der Fa. Bodycote IMT GmbH, Essen, sowie an einem Forschungsinstitut bei den dort üblichen Prozeßparametern **500 °C**, **150 MPa** und **180 min** Dauer unter Argonatmosphäre. **Bild 23** zeigt die dazu am Forschungsinstitut benutzte HIP-Anlage.



Technologische Parameter der HIP-Anlage:

max. Druck – bis 1,5 GPa

max. Temperatur – bis 1200°C

innerer Durchmesser – 40 mm

Druckmedium – Argon

Bild 23. HIP-Anlage

In **Bild 24** ist dargestellt, wie sich bei den untersuchten Legierungen der Porenvolumenanteil durch die HIP-Behandlung verringert. Absolut und relativ gesehen ist der erzielte Effekt bei der Legierung *AlSi6Cu4* am größten.

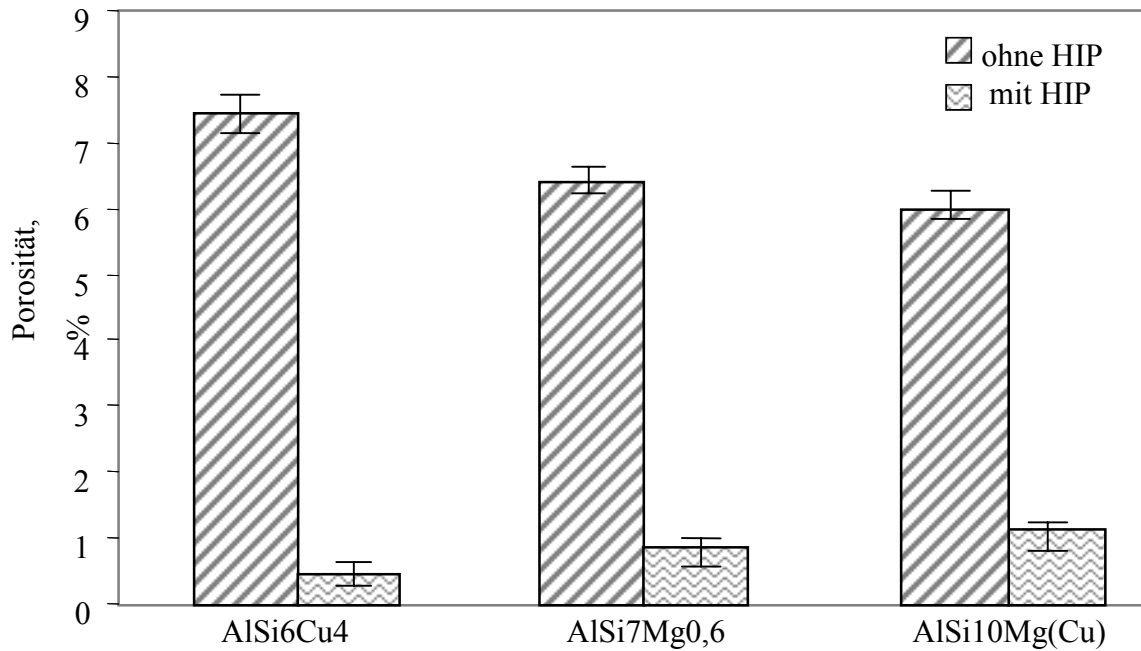


Bild 24. Verringerung der Porosität von drei Aluminiumlegierungen durch eine HIP-Behandlung

In den **Bildern 25 bis 27** sind die durch HIP mit und ohne Wärmebehandlung sowie ohne HIP mit alleiniger Wärmebehandlung (s. **Anlage 4**) hervorgerufenen Veränderungen von 0,2%-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der drei Legierungen dargestellt.

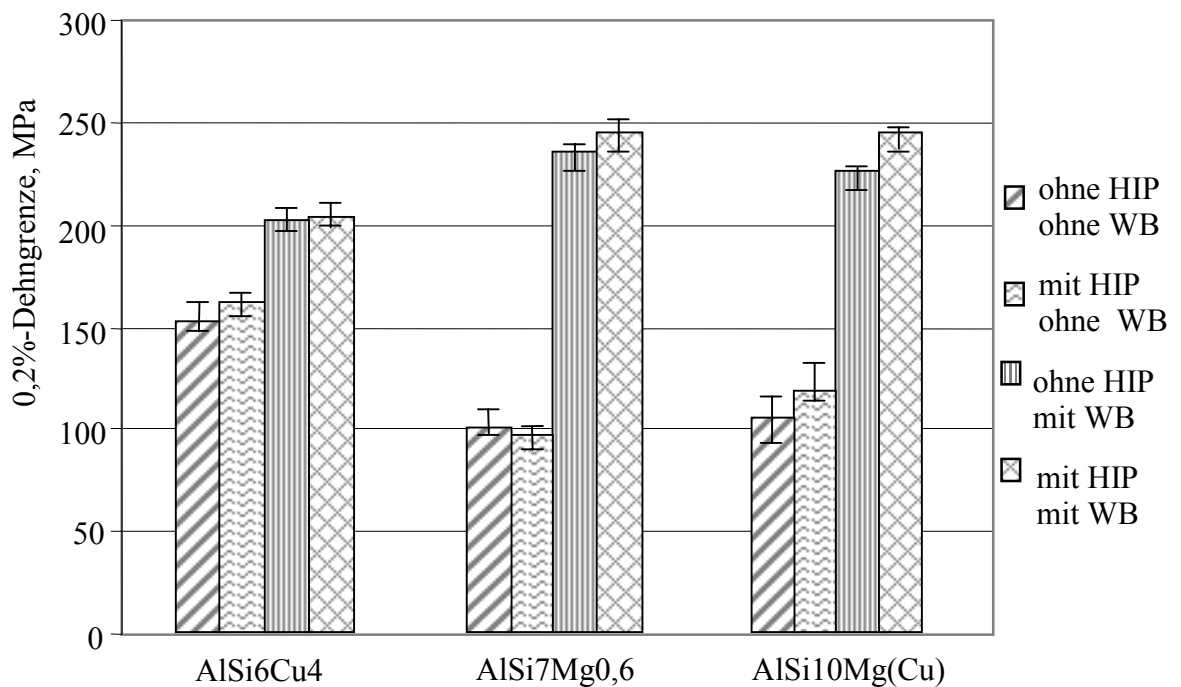


Bild 25. Veränderung der 0,2%-Dehngrenze durch HIP und Wärmebehandlung (WB)

Aus diesen Untersuchungen lassen sich folgende Schlußfolgerungen ableiten:

Hinsichtlich der **0,2%-Dehngrenze (Bild 25)** gibt es durch eine alleinige HIP-Behandlung (zweite Säule im Diagramm) gegenüber dem Gußzustand (erste Säule) nur geringe Veränderungen, nämlich bei der ersten und dritten Legierung einen Anstieg um etwa 10 bzw. 14 %, bei der zweiten Legierung sogar einen geringen Abfall um etwa 9 %. Demgegenüber bewirkt eine alleinige Wärmebehandlung, also ohne HIP (dritte Säule), vor allem bei der zweiten und dritten Legierung, einen beträchtlichen Anstieg der 0,2%-Dehngrenze um bis zu 130 %, ein Zuwachs, welcher durch eine der Wärmebehandlung vorausgehende HIP-Behandlung (vierte Säule) nur noch geringfügig gesteigert werden kann.

Betrachtet man die allein durch die Porenreduzierung verursachte Veränderung der 0,2%-Dehngrenze, so berechnet sich diese nach Gleichung (1), Abschnitt 2.1, allgemein zu $\Delta R_{p0,2} = -R_{p0,2}^0 \Delta V_p$. Bei der Legierung AlSi6Cu4 beträgt nach **Bild 24** die Abnahme der Porosität durch HIP $(7,5 - 0,4) \% = 7,1 \%$, es ist also $\Delta V_p \approx -0,071$. Damit und mit der Dehngrenze im „ungehippten“ Ausgangszustand $R_{p0,2}^0 = 155$ MPa folgt somit nach vorstehender Beziehung eine Änderung derselben um $\Delta R_{p0,2} = 11$ MPa, also eine Zunahme von 155 MPa (erste Säule in **Bild 25**) auf rund 166 MPa. Gemessen wurde ein etwas höherer Wert von etwa 171 MPa (zweite Säule); die Differenz zum berechnetem Wert liegt innerhalb der Meßgenauigkeit. Ähnlich verhält es sich bei der dritten Legierung.

Ungefähr den gleichen zuvor für die Porenreduzierung berechneten Unterschied zwischen der Dehngrenze im Ausgangszustand und im (nur) „gehippten“ Zustand weisen auch die entsprechenden Dehngrenzenwerte mit zusätzlicher nachfolgender Wärmebehandlung auf (dritte und vierte Säule in **Bild 25**). Hieraus kann geschlußfolgert werden, daß die Erhöhung der 0,2%-Dehngrenze durch HIP ohne nachfolgende Wärmebehandlung im wesentlichen aus der Verringerung der im Ausgangszustand vorhandenen Porosität resultiert. Allerdings liegen die Zuwachsbeträge nur wenig über der Meßgenauigkeit. Der bei der zweiten Legierung registrierte geringe Abfall der Dehngrenze liegt innerhalb der Meßgenauigkeit.

Durch diese Ergebnisse werden die Aussagen von Autoren, die ebenfalls einen nur unwesentlichen Anstieg der 0,2%-Dehngrenze feststellten [34, 35], bestätigt, zum Teil aber

auch nicht bestätigt in den Fällen, wo im Unterschied dazu eine Reduzierung der Dehngrenze durch HIP registriert wurde [29, 39], wie sich dies auch bei der zweiten Legierung in **Bild 25** andeutet.

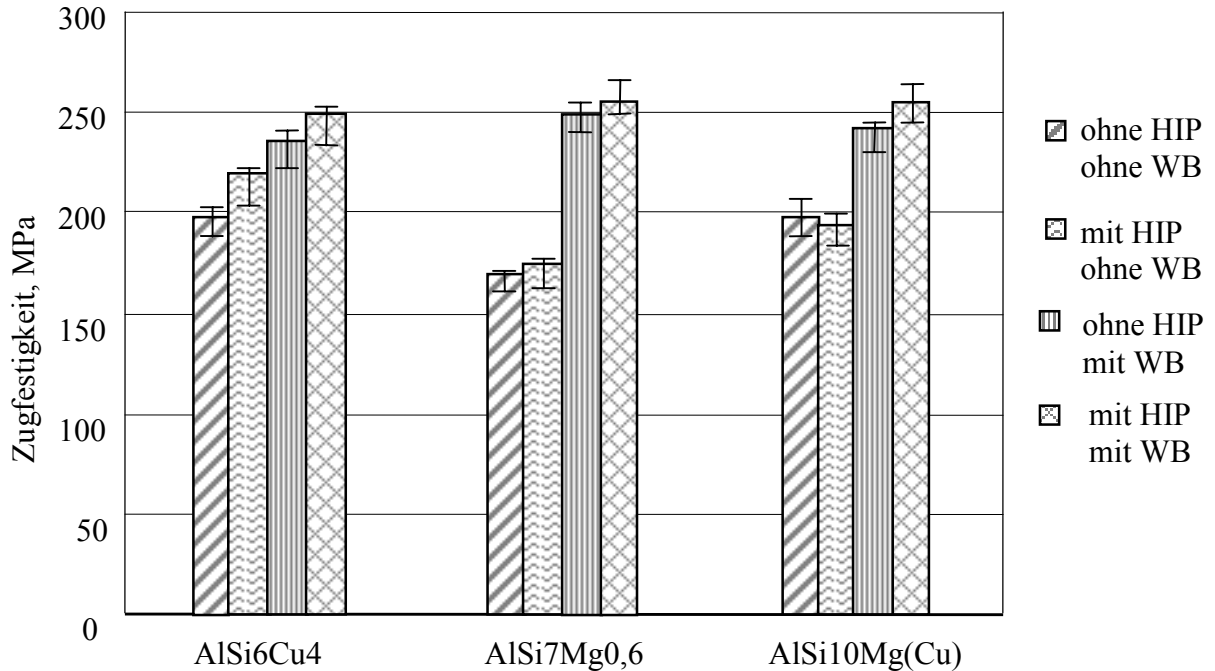


Bild 26. Veränderung der Zugfestigkeit durch HIP und Wärmebehandlung (WB)

Ähnlich verhält es sich mit der **Zugfestigkeit (Bild 26)**; auch hier läßt sich allein durch eine HIP-Behandlung gegenüber dem Gußzustand (erste und zweite Säule) nur ein sehr geringer Anstieg erzielen; bei der dritten Legierung deutet sich sogar ein Abfall an, wie auch in [34, 35] konstatiert. Durch eine Wärmebehandlung T6 (dritte Säule) kann bei allen drei Legierungen die Zugfestigkeit gesteigert werden. Eine HIP-Behandlung plus Wärmebehandlung (vierte Säule) bringt gegenüber dem nur wärmebehandelten Zustand nur noch einen geringen zusätzlichen Anstieg, der wie bei der 0,2%-Dehngrenze auf die Porenreduzierung zurückzuführen und von gleicher Größe ist wie zwischen dem Gußzustand und dem (nur) „gehippten“ Zustand.

Bei der Legierung AlSi6Cu4 ist, wie oben festgestellt, $\Delta V_p \approx -0,071$. Die Poren wiesen bei den „gehippten“ Proben einen Rundheitsfaktor von $s \approx 1,85$ auf (vgl. Abschnitt 3.1). Damit sowie mit $R_m^0 = 195$ MPa für den Gußzustand folgt nach Gleichung (2), Abschnitt 2.1, für die Zunahme der Zugfestigkeit $\Delta R_m = -sR_m^0\Delta V_p = 25,6$ MPa, d.h. von 195 auf 220,6 MPa; gemessen wurden 220 MPa.

Wie auch aus der Literatur bekannt (vgl. Abschnitt 1.1), reagiert die **Bruchdehnung (Bild 27)** wesentlich empfindlicher auf eine HIP-Behandlung. Den weitaus größten Zuwachs, relativ wie absolut zum Gußzustand, weist unter den drei untersuchten Legierungen die Legierung AlSi6Cu4 mit einem Anstieg der Bruchdehnung von 0,5 % im Gußzustand auf 2,7 % im „gehippten“ Zustand auf. Durch eine nachfolgende Wärmebehandlung sinkt die Bruchdehnung bei allen drei Legierungen wieder.

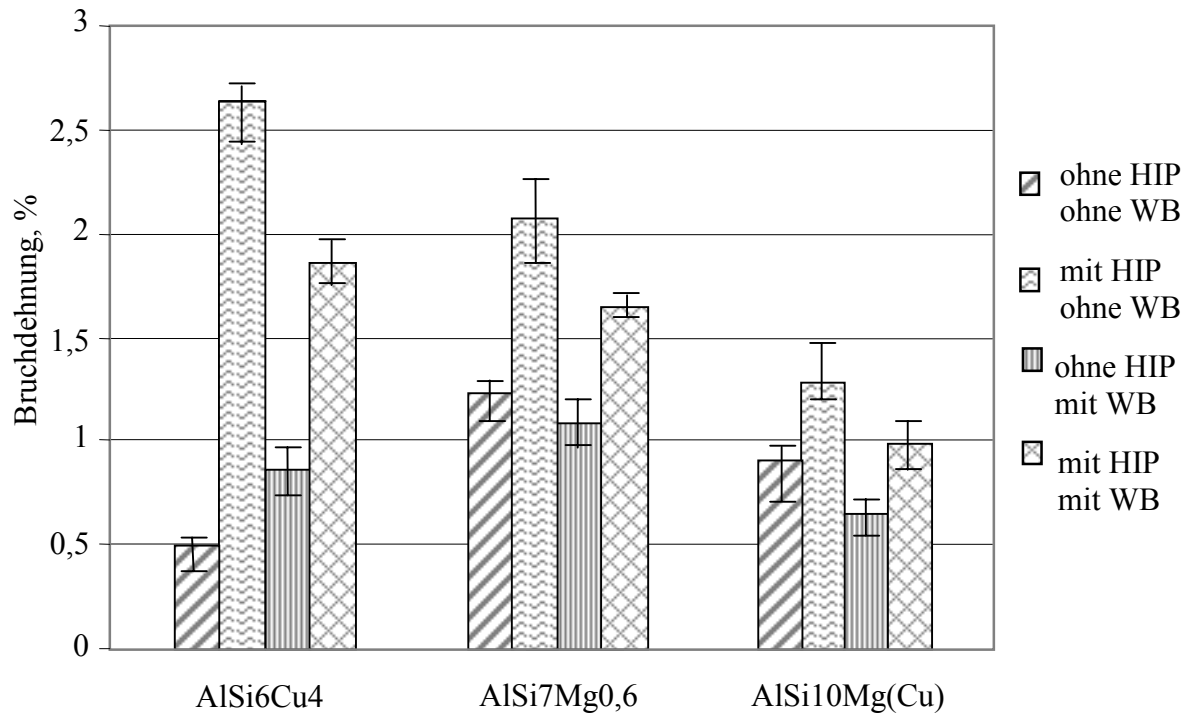


Bild 27. Veränderung der Bruchdehnung durch HIP und Wärmebehandlung (WB)

Berechnet man die Bruchdehnung nach Gleichung (3), Abschnitt 2.1, aus den o.g. Werten für Dehngrenze und Zugfestigkeit für den Ausgangszustand ($R_{p0,2}^0, R_m^0$) und den „gehippten“ Zustand ($R_{p0,2}, R_m$) mit den aus dem Spannungs-Dehnungs-Diagramm für die porenfreie Legierung ermittelten Werten $E = 74$ GPa für den Elastizitätsmodul und $n = 0,25$ für den Verfestigungsexponenten, so erhält man für den Gußzustand $A_5^0 = 0,52$ %, in Übereinstimmung mit dem o.g., experimentell ermittelten Wert, und für den HIP-Zustand (ohne Wärmebehandlung) $A_5 = 0,70$ %. Dies entspricht einer Steigerung der Bruchdehnung um 34,6 %. Dieser Wert liegt zwar wesentlich über dem Steigerungssatz für Dehngrenze und Zugfestigkeit, gemessen wurde jedoch – wie aus dem **Bild 27** hervorgeht – eine sehr viel größere Steigerung um bis zu 440 % bei der Legierung AlSi6Cu4. Bei den anderen beiden

Legierungen fällt die Steigerung zwar nicht so groß aus, aber auch hier ergibt sich durch das HIP ein beachtlicher Zuwachs.

Als Fazit dieser Untersuchungen kann folgendes festgehalten werden: Während der durch die HIP-Behandlung ohne nachträgliche Wärmebehandlung bewirkte Anstieg von 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit allein mit der Beseitigung der Porosität erklärt werden kann, müssen zur Erklärung des hohen Anstiegs der Bruchdehnung als Ursache zusätzlich zur Porenreduzierung Gefügeänderungen infolge der mit dem HIP-Prozeß einhergehenden Wärmebehandlung angenommen werden, welche sich auf die Bruchdehnung in viel stärkerem Maße auswirken als die Beseitigung der Poren. In der Literatur ist dieses Phänomen bereits umfänglich untersucht worden (vgl. z.B. [14, 29, 35, 39, 41, 69, 70]); in Abschnitt 1.1 wurde darauf auch bereits hingewiesen.

Die ungewöhnlich hohen Werte der Bruchdehnung nach dem HIP werden von allen Autoren auf die Sphäroidisierung der eutektischen Siliciumphase zurückgeführt, welche auf Grund ihrer Sprödigkeit und ihrer im unbehandelten Zustand langgestreckten, nadelförmigen Form sehr zum Bruch und damit auch zur Anrißbildung der Matrix neigt und aus diesem Grund einen großen Einfluß besonders auf die Bruchdehnung ausübt. Auch bei den eigenen Untersuchungen konnte die Einförmigkeit der im unbehandelten Zustand langgestreckten Siliciumteilchen infolge HIP nachgewiesen werden (**Bilder 28 und 29**).

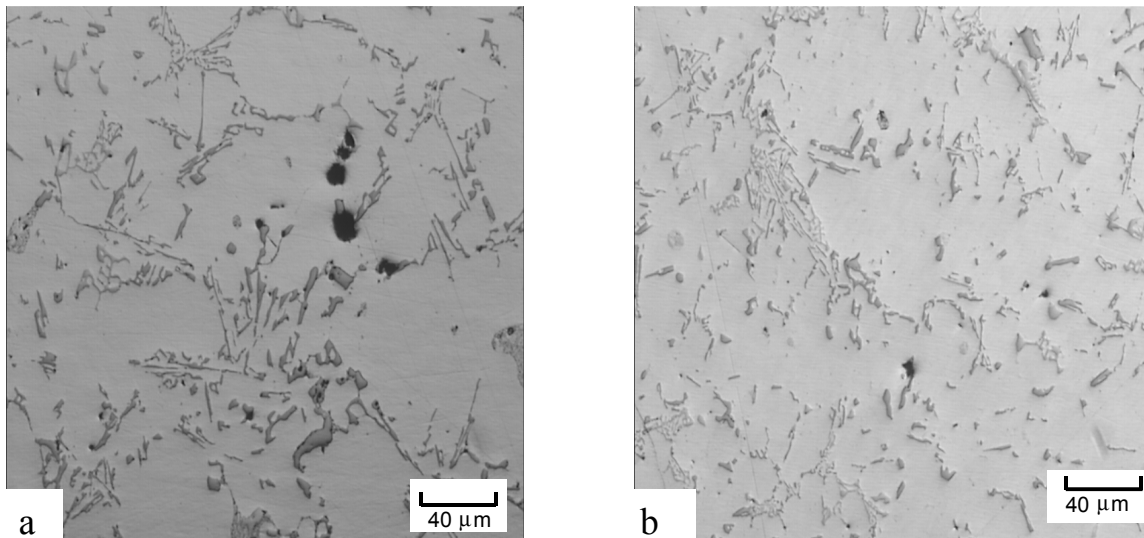


Bild 28. Siliciumauscheidungen im Gefüge von Proben aus AlSi6Cu4:

- Typisches Gefüge von unbehandelten Proben vor dem HIP,
- Einförmigung der Siliciumlamellen beim HIP. Es sind jedoch auch noch einige längliche Teilchen zu erkennen.

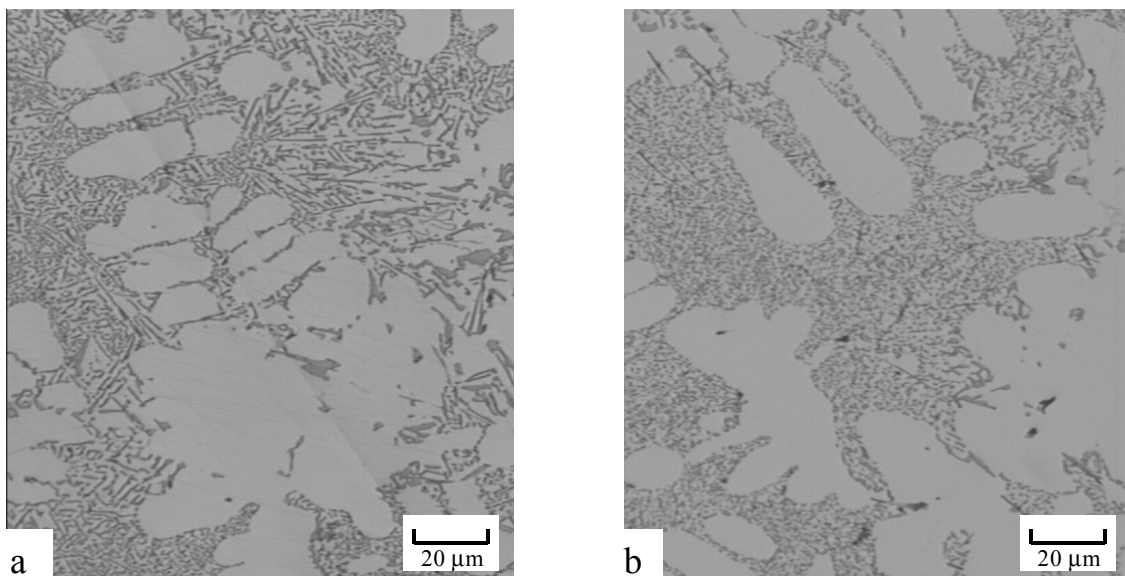


Bild 29. Siliciumauscheidungen im Gefüge von Proben aus AlSi10Mg(Cu):

- Scharfkantige Lamellen im unbehandelten Ausgangszustand vor dem HIP,
- Unterteilung der Siliciumlamellen sowie Einförmigung der kleinen Teilchen durch HIP

3.3. Änderung des Porenvolumenanteils in Abhängigkeit von den Prozeßparametern

Die weiteren Untersuchungen konzentrieren sich ausschließlich auf die Legierung AlSi6Cu4, wobei mit dem Ziel der Prozeßoptimierung beim HIP in den folgenden beiden Abschnitten die Änderung des Porenvolumenanteils V_p und im darauf folgenden Abschnitt die Änderung von $R_{p0,2}$, R_m und A_5 in Abhängigkeit von den Prozeßparametern Temperatur, Druck und Behandlungsdauer näher untersucht werden. Um den Versuchsumfang sinnvoll zu begrenzen, wurden mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung die in der **Tabelle 2** und **Anlage 5, A** aufgeführten Parameterkombinationen ermittelt.

Tabelle 2. Technologische Parameter für die HIP-Behandlungen von AlSi6Cu4

Legierung	Druckmedium	Temperatur [°C]	Versuch Nr.	Druck [MPa]	Behandlungsdauer [min]
AlSi6Cu4	Argon	500	1	50	30
			2		60
			3		90
			4		150
			5		180
			6	100	30
			7		60
			8		90
			9		150
			10		180
			11	150	30
			12		60
			13		90
			14		150
			15		180
			16	200	30
			17		60
			18		90
			19		150
			20		180

Bild 30 zeigt das Zustandsdiagramm der Legierung AlSi6Cu4. Wie schon bei den oben beschriebenen HIP-Experimenten lag auch hier die HIP-Temperatur bei $(500 \pm 10)^\circ\text{C}$, also wenig unterhalb der Solidustemperatur.

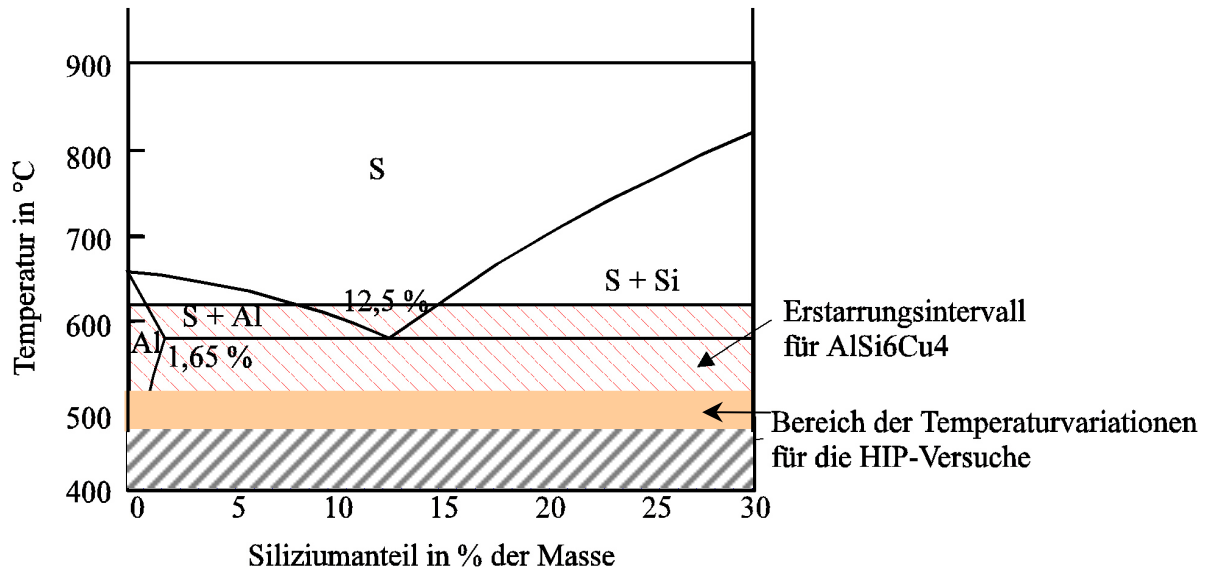


Bild 30. Al-Si-Zustandsdiagramm

In den **Tabellen 3 bis 5** sind die in den Proben mit 7,5 %, 5 % und 3 % Ausgangsporosität nach unterschiedlichen HIP-Behandlungen experimentell bestimmten Porositäten aufgeführt und in **Bild 31** (Teilbilder A, B und C) in Abhängigkeit vom Preßdruck und von der Behandlungsdauer (bei einheitlicher Temperatur von 500 °C) graphisch dargestellt. Die eingezeichneten Kurven sind Linien (annähernd) gleicher Porosität, welche nach den Regeln der statistischen Versuchsplanung unter Nutzung des rechnergestützten Statistikprogramms STAVEX [71] erhalten wurden. Die zweidimensionalen Kurven für die Zielgröße V_p berechnen sich in diesem Fall mit den nach STAVEX ermittelten Zahlenfaktoren zu

$$V_p = 2,12294 - 0,010698x - 0,015799y + 3,607751(E - 0,5)xy + 2,172348(E - 0,5)x^2 + 3,88000(E - 0,5)y^2.$$

Dabei ist x die Zeit (Behandlungsdauer) in Minuten und y der Druck in MPa.

Tabelle 3. Änderung der Porosität V_p (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (Anfangsporosität $V_{p0} = 7,5$ %)

Behandlungsdauer, min:		30	60	90	150	180
Druck, MPa	50	1,52	0,966	0,625	0,562	0,496
	100	0,484	0,448	0,434	0,433	0,433
	150	0,437	0,436	0,434	0,434	0,432
	200	0,436	0,435	0,435	0,434	0,434

Tabelle 4. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (Anfangsporosität $V_{P0} = 5$ %)

Behandlungsdauer, min:		30	60	90	150	180
Druck, MPa	50	1,45	0,656	0,484	0,398	0,388
	100	0,388	0,336	0,325	0,322	0,322
	150	0,327	0,326	0,324	0,324	0,322
	200	0,326	0,326	0,325	0,324	0,324

Tabelle 5. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (Anfangsporosität $V_{P0} = 3$ %)

Behandlungsdauer, min:		30	60	90	150	180
Druck, MPa	50	1,4	0,648	0,41	0,322	0,30
	100	0,388	0,31	0,298	0,298	0,296
	150	0,315	0,30	0,298	0,296	0,296
	200	0,312	0,302	0,296	0,296	0,296

Aus den experimentellen Daten geht hervor, daß die Porosität anfänglich – abhängig vom Preßdruck – mehr oder weniger steil abfällt, um sich danach allmählich auf einen annähernd konstanten, von null verschiedenen Endwert einzustellen. Der anfängliche Abfall ist um so steiler und erfolgt (bei stets gleicher Temperatur) in um so kürzerer Zeit, je höher der Druck ist; der Endwert, von dem die Porosität auch nach längerer Behandlungsdauer nicht noch weiter abfällt, ist um so größer, je größer die Anfangsporosität ist. Dies kann damit erklärt werden, daß stets ein der Anfangsporosität proportionaler Anteil von Gasporen vorhanden ist, der auch durch sehr hohe Drücke und Behandlungszeiten nicht vollständig beseitigt werden kann.

So z.B. beträgt bei einer Anfangsporosität von $V_{P0} = 7,5$ % (**Bild 31**, oben links) die vorhandene Restporosität (welche sich allerdings kaum auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt) sowohl bei 100 MPa nach 90 min Behandlungsdauer (Punkt A im Bild) als auch bei 150 MPa nach 40 min Behandlungsdauer (Punkt B) noch jeweils $V_p \approx 0,43$ %. Bei einem Preßdruck von 200 MPa und 500 °C konnte bereits nach einer HIP-Dauer von nur 20 min keine Abnahme der Porosität mehr nachgewiesen werden.

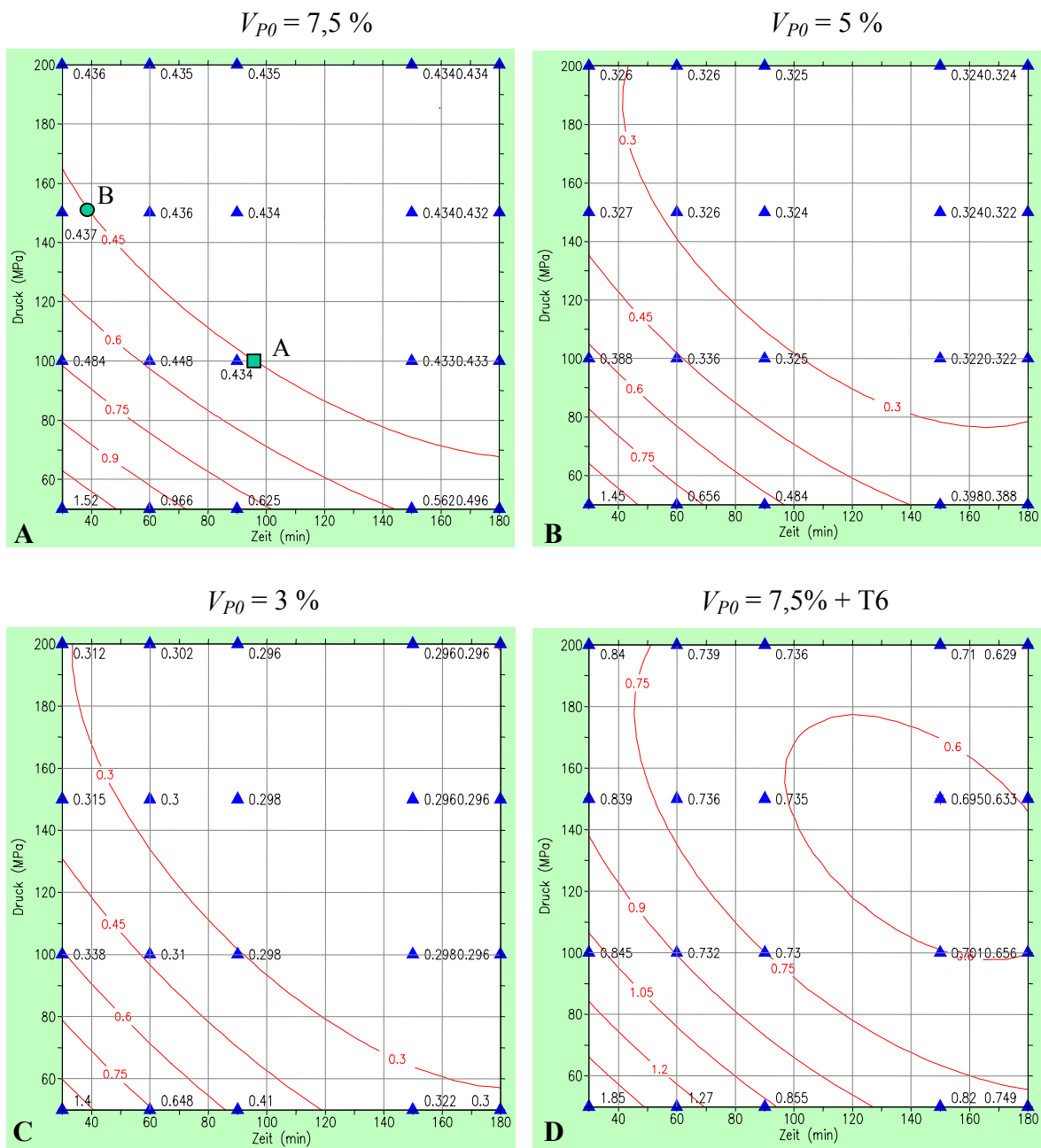


Bild 31. Änderung der Porosität in % in Abhängigkeit von Druck und Behandlungsdauer der HIP-Behandlung (A, B, C) ohne Wärmebehandlung, D mit Wärmebehandlung; HIP-Temperatur: 500 °C.

Bei den Proben mit einer an den HIP-Prozeß angeschlossenen T6-Wärmebehandlung wurde eine beachtliche Zunahme der Porosität festgestellt. So wurde z.B. bei den Proben mit 7,5 % Ausgangsporosität bei 100 MPa und 90 min ein Wert von $V_p = 0,73 \%$ ermittelt (Bild 31 D, rechts unten), gegenüber 0,43 % ohne zusätzliche Wärmebehandlung (Bild 31 A, links oben). Für die Legierung AlSi6Cu4 wurde eine solche Zunahme auch von

Gauthier und *Samuel* [72] festgestellt; die Ursache dürfte in der Aufweitung der Poren durch plastisches Fließen infolge des mit der Temperaturerhöhung stark ansteigenden Gasdruckes in den Poren bei gleichzeitig stark erniedrigter Fließgrenze des Werkstoffes liegen. Dies könnte die Ursache dafür sein, daß die Bruchdehnung nach einer zusätzlich zum HIP erfolgenden Wärmebehandlung – wie aus **Bild 27** zu ersehen ist – wieder abfällt.

Aus diesen Untersuchungen lassen sich für die HIP-Praxis wichtige Rückschlüsse auf die zum Porenabbau notwendigen Mindestbehandlungsdauern von Aluminium-Gußkörpern in Abhängigkeit von den übrigen Prozeßparametern ziehen, auf deren Grundlage je nach den vorhandenen technologischen Möglichkeiten eine Prozeßoptimierung vorgenommen werden kann.

3.4. Theoretische Beschreibung des HIP-Prozesses

Mit den nachfolgenden Betrachtungen soll versucht werden, die durch das HIP bewirkte, im Abschnitt zuvor experimentell untersuchte Reduzierung des Porenvolumenanteils V_p in Abhängigkeit von den relevanten Prozeßparametern Druck p , Temperatur T und Zeit t anhand eines dafür geeigneten, bekannten theoretischen Modells zu beschreiben. Eine Modellierung des HIP-Prozesses erschließt neben einer tieferen Durchdringung der beim HIP ablaufenden Vorgänge und dem Erkennen der wirkenden physikalischen Gesetzmäßigkeiten und Zusammenhänge für die Praxis neue Möglichkeiten sowie bessere technologische Ansätze für eine Prozeßoptimierung hinsichtlich Qualität und Kostensenkung.

Mit der Modellierung des HIP hat sich in den letzten Jahren eine Reihe namhafter Autoren beschäftigt. Die von ihnen entwickelten theoretischen Ansätze basieren zum einen auf mikroskopischen, zum anderen auf makroskopischen Betrachtungsweisen. Mikroskopische Ansätze wurden erstmalig von *Wilkinson* [73], *Ashby et al.* [74, 75, 76] sowie *Arzt* [77] vorgestellt; sie basieren auf Grundvorstellungen, die vor allem von *Gilman* und *Gessinger* [78] entwickelt wurden und ihre Wurzeln in der Sintertheorie haben. Mit Hilfe mathematischer Beziehungen werden unter vereinfachenden Annahmen die relevanten Verdichtungsmechanismen (Kriechen, Wandern von Versetzungen, Diffusion usw.) in Bezug auf einzelne Partikel und deren Umgebung beschrieben.

Den mikroskopischen Modellen stehen makroskopische Ansätze gegenüber, welche die Prozeßabläufe auf der Grundlage der Plastizitätstheorie für poröse Materialien behandeln. Der Werkstoff wird dabei als Kontinuum betrachtet, wobei von der Anordnung und Wechselwirkung der einzelnen Partikel im Material sowie von den beim HIP ablaufenden mikrostrukturellen Prozessen abstrahiert wird. Solche Modelle werden z.B. in [79 bis 83] beschrieben. Eine ausführliche Übersicht über alle diese Arbeiten findet sich in [84]. Mikroskopische und makroskopisch-phänomenologische Theorien für die Vorgänge beim HIP wurden auch von *Schatt* [85] und *Geguzin* [86] ausgearbeitet.

In jüngster Zeit ist von *Stroppe* [87] ein auf dem Diffusionskriechen basierendes theoretisches Modell für den HIP-Prozeß entwickelt worden, in welchem ein quantitativer analytischer Zusammenhang zwischen den Prozeßparametern Druck und Temperatur und dem bei vorgegebenem Anfangsporenvolumen nach einer bestimmten Behandlungsdauer noch vorhandenen Porenvolumen hergestellt wird. Ausgangspunkt für diesen Modellansatz ist ein von *Stroppe* et al. [88, 89] hergeleitetes phänomenologisches Kriechgesetz, welches den zeitlichen Verlauf der Kriechdehnung zu beschreiben gestattet und sinngemäß auf den HIP-Prozeß angewandt wird.

Der HIP-Vorgang wird in diesem Modell als ein zum Zeitstandversuch inverser Prozeß betrachtet, d.h., es wird davon ausgegangen, daß die gleichen diffusionsgesteuerten mikrostrukturellen Vorgänge, die beim Zeitstandversuch unter Zugbelastung und erhöhter Temperatur mit fortschreitender Kriechdeformation zu Porenbildung und Porenwachstum führen, beim HIP unter isostatischem Druck und entsprechend hohen Temperaturen zunehmend die Schließung innerer Hohlräume bewirken, die sog. Kriechkurve (**Bild 32**) also gewissermaßen rückwärts durchlaufen wird.

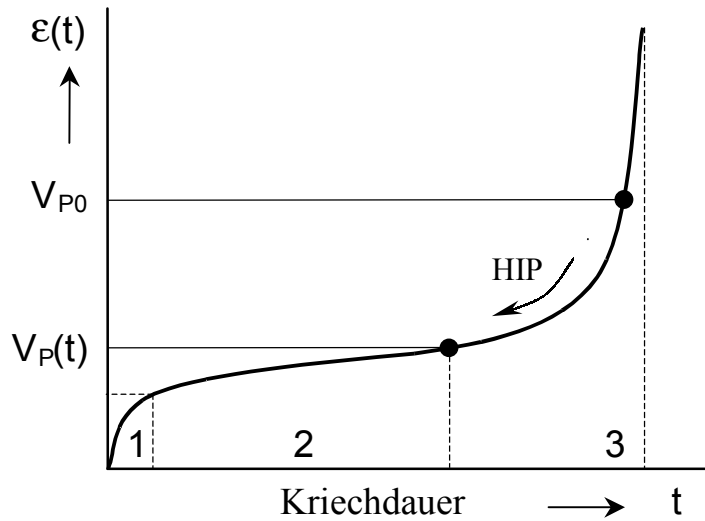


Bild 32. Kriechkurve (schematisch). 1 primärer, 2 sekundärer (stationärer), 3 tertiärer Kriechbereich

Danach berechnet sich die für die Beseitigung des anfänglich vorhandenen Porenvolumens V_{p0} beim allseitig wirksamen isostatischen Druck $p = p_a - p_i$ (p_a äußerer Druck = Atmosphärendruck plus Überdruck, p_i Poreninnendruck) und der (absoluten) Temperatur T erforderliche Mindest-HIP-Dauer zu

$$t^* = \frac{V_{p0} [1 - (n+1)V_{p0}]}{3Bp^n} \quad (8)$$

Darin sind B und n die Konstanten in dem bekannten Potenzgesetz nach *Norton* [90] $\dot{\epsilon} = B\sigma^n$ für den Zusammenhang zwischen der Kriechdehnrate $\dot{\epsilon}$ und der Spannung σ . (Der sog. Spannungsexponent n in Gleichung (8) ist nicht zu verwechseln mit dem Verfestigungsexponenten in Gleichung (3), Abschnitt 2.1!) Für Al-Legierungen kann für die hier stets verwendete HIP-Temperatur $T = 773$ K (500 °C) nach [87] gesetzt werden $n = 2,5$ und

$$B = \frac{0,15}{T} \exp\left(-\frac{1,2 \cdot 10^4}{T}\right) \text{MPa}^{-n}/\text{s} = 3,5 \cdot 10^{-11} \text{MPa}^{-n}/\text{s}. \quad (9)$$

Für ein Anfangsporenvolumen im Gußzustand von $V_{p0} = 0,075$ (7,5 %) beträgt demnach bei einem effektiven Preßdruck von $p = 100$ MPa nach Gleichung (8) die HIP-Dauer $t^* = 5268$ s ≈ 88 min, in vorzüglicher Übereinstimmung mit dem experimentell erhaltenen Ergebnis, wonach gemäß **Bild 31 A** (oben links) für einen Druck von 100 MPa und eine noch verbleibende geringe Restporosität von ungefähr 0,43 % eine HIP-Dauer von etwa 95 min ermittelt wurde (Bildpunkt A).

Für den Preßdruck 150 MPa liefert die Rechnung eine HIP-Dauer von $t^* = 1912$ s ≈ 32 min, ebenfalls in bester Übereinstimmung mit dem experimentellen Wert von etwa 38 min (Bildpunkt B in **Bild 31 A**). Ein Preßdruck von 50 MPa würde gemäß Rechnung eine HIP-Dauer von 8,3 Stunden erfordern, wie sich dies auch im **Bild 31 A** andeutet. Hingegen errechnet man für den Druck 200 MPa eine HIP-Dauer von nur 15,5 min, in Übereinstimmung mit dem experimentellen Befund, daß bereits nach 20 min Behandlungsdauer keine Abnahme der Porosität mehr festgestellt werden konnte (vgl. den vorigen Abschnitt).

In den **Bildern 33** und **34** sind die Abhängigkeiten $t^*(p)$ für die HIP-Temperaturen 450 °C, 500 °C und 550 °C sowie $t^*(T)$ für die Preßdrücke $p = 100, 150, 200$ MPa, bezogen auf die Ausgangsporendichte $V_{p0} = 7,5$ %, graphisch dargestellt. Aus ihnen geht hervor, daß niedrige Temperaturen und ein zu niedriger effektiver Preßdruck, wie zu erwarten, einen starken Anstieg der erforderlichen HIP-Dauer t^* zur Folge haben. So erhält man z.B. bei der Temperatur 773 K (500 °C) und dem Preßdruck 150 MPa für eine Zunahme der Temperatur um 1 % eine Abnahme der HIP-Dauer um ca. 15 %, und für eine einprozentige Zunahme des Druckes bei dieser Temperatur eine Abnahme der HIP-Dauer um 2,5 %. Der Temperatureinfluß auf die HIP-Dauer ist also (bei 500 °C und der hier untersuchten Legierung) prozentual sechsmal so groß wie der Druckeinfluß; er nimmt jedoch – wie aus **Bild 34** hervorgeht – mit zunehmender Temperatur immer mehr ab. Das analoge gilt für den Druckeinfluß (**Bild 33**).

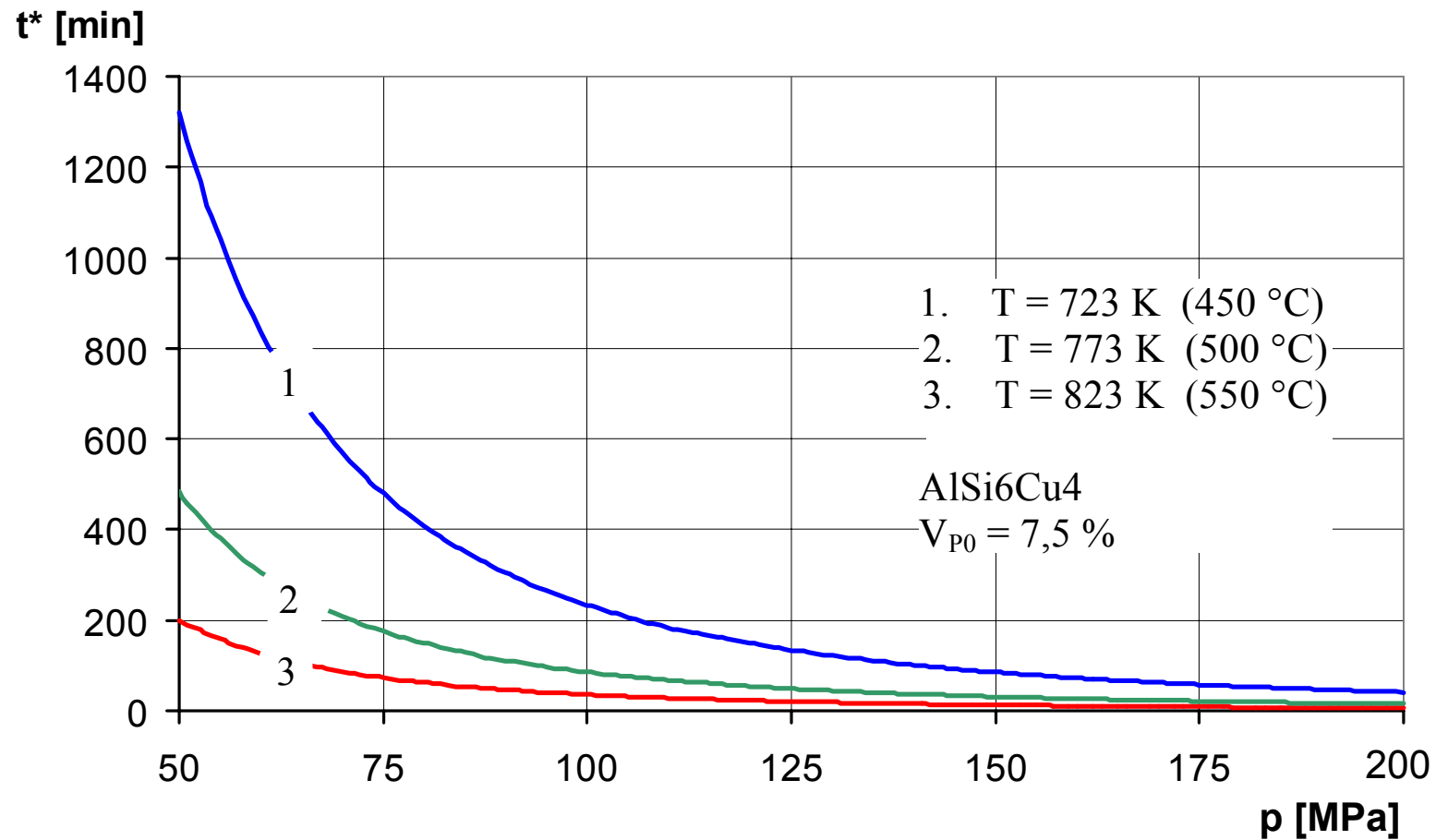


Bild 33. Abhängigkeit der HIP-Dauer t^* einer Al-Legierung vom effektiven Preßdruck p für drei Temperaturen bei einer Anfangsporosität von 7,5 % (Modellrechnung)

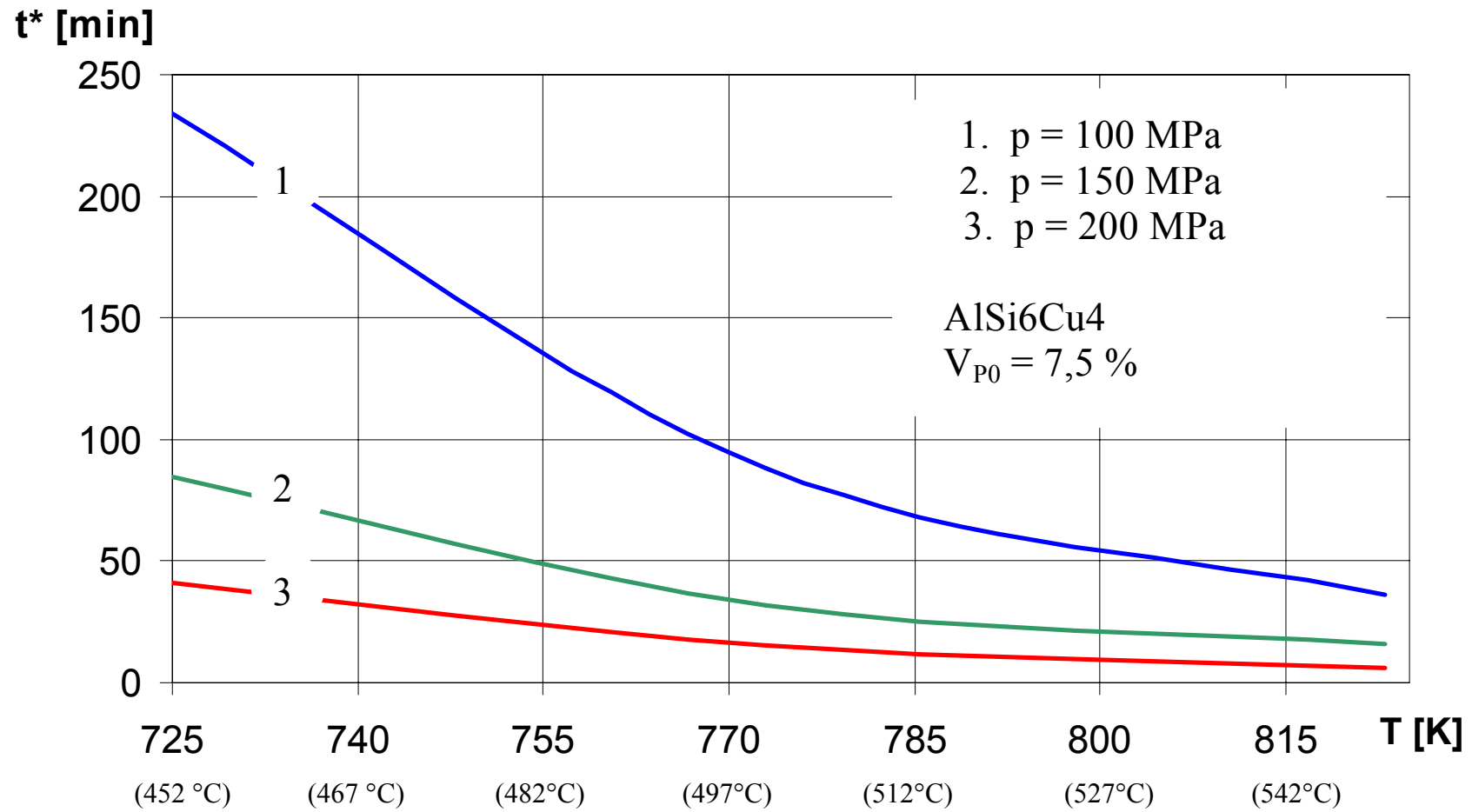


Bild 34. Abhängigkeit der HIP-Dauer t^* einer Al-Legierung von der Temperatur T für drei Preßdrücke bei einer Anfangsporosität von 7,5 % (Modellrechnung)

3.5. *Änderung der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von den Prozeßparametern*

In der **Tabelle 6** sind die nach verschiedenen HIP-Behandlungen der AlSi6Cu4-Proben ermittelten Werte für die mechanischen Eigenschaften im Vergleich zu denen im Gußzustand $R_m^0 = 195$ MPa, $R_{p0,2}^0 = 155$ MPa, $A_5^0 = 0,5$ % und $V_{p0} = 7,5$ % aufgeführt. In Abschnitt 3.2 wurden bereits die Kennwerte für die HIP-Parameter 500 °C, 150 MPa und 180 min ermittelt, entsprechend den in der **Tabelle 6** in der vorletzten Zeile und den letzten drei Spalten aufgeführten Werten.

Jeder Meßwert ist der Mittelwert aus mindestens fünf Einzelmessungen. Die jeweiligen Schwankungsbreiten sind in die Säulendiagramme der **Bilder 25-27, 41, 51** und **54** mit eingezeichnet. Aus den Angaben in der Bedienungsanleitung der benutzten WOLPERT Materialprüfmaschine Testatron 1288/100 kN für die Fehler bei der Kraftmessung sowie bei der Wegmessung wurden als **relative Meßabweichungen** ermittelt:

für die Spannungswerte $\Delta R/R \approx 2,5$ %

für die Dehnungen $\Delta A_5/A_5 \approx 1$ %.

In den **Bildern 35** bis **37** sind die mechanischen Kenngrößen aus **Tabelle 6** in Abhängigkeit von der HIP-Dauer aufgetragen. Die nach STAVEX ausgerechnete Kurven für die Änderungen der Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A_5 sind in der **Anlage 6** dargestellt. Man erkennt daraus, daß die Zugfestigkeit ein Maximum durchläuft, welches mit zunehmendem Preßdruck zunimmt und sich mit abnehmendem Druck zu größeren Behandlungszeiten hin verschiebt, um danach wieder auf einen bei vergleichsweise kurzen HIP-Zeiten vorhandenen Wert abzufallen. Steigt der Druck jedoch auf 200 MPa, so ist – abweichend vom Trend – wieder ein geringer Abfall des Maximums der Zugfestigkeit festzustellen, dessen Ursache im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen nicht geklärt werden konnte. Es deutet sich jedoch an, daß durch eine weitere Steigerung des Preßdruckes bei dieser Legierung offenbar keine Verbesserung erreicht werden kann. Ähnliche Verhältnisse, jedoch weniger stark ausgeprägt, findet man bei der Dehngrenze (**Bild 36**).

Da sich, wie aus den **Bildern 31 A, B, C** hervorgeht, die Porosität bei längeren Behandlungsdauern nicht mehr ändert, muß der Abfall der Festigkeitswerte auf Gefügeänderungen (u.a. Sphäroidisierung der Si-Phase) zurückgeführt werden, die sich aus der mit dem HIP

Tabelle 6. Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C)
(Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)

Zeit, min:	30			60			90			150			180		
mechanische Eigenschaften:	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A ₅ %	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A ₅ %	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A ₅ %	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A ₅ %	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A ₅ %
50	200	174	1,38	211	177	1,83	215	178	2,16	221	179	2,52	210	177	2,6
100	221	178	1,78	228	183	2,26	238	186	2,61	231	184	2,62	220	180	2,58
150	235	177	2,25	244	181	2,68	240	181	2,7	229	179	2,71	220	171	2,7
200	232	180	2,38	238	182	2,66	233	185	2,66	220	178	2,68	213	170	2,69

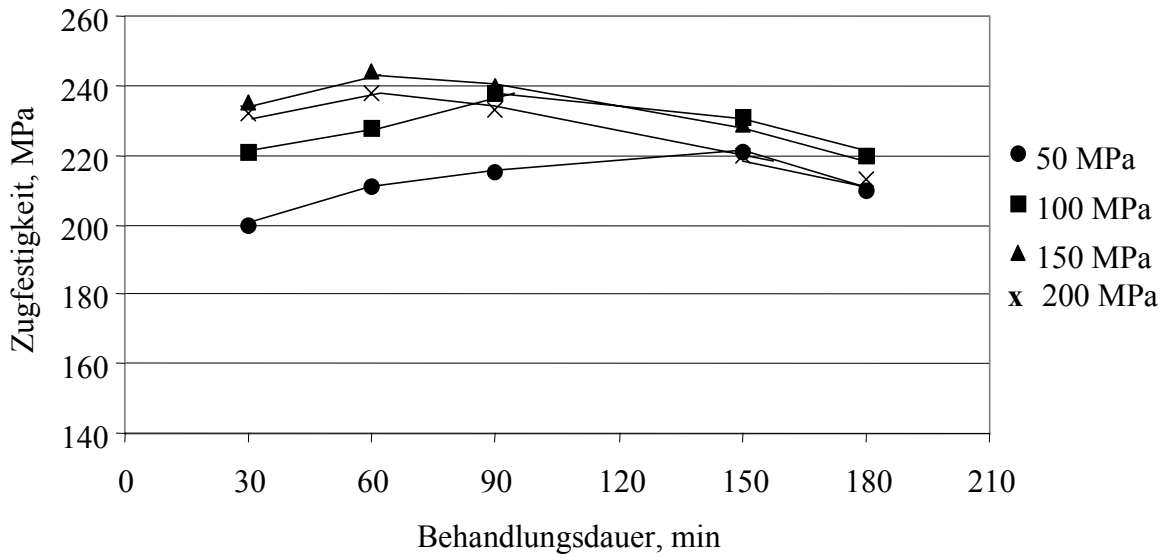


Bild 35. Änderung der Zugfestigkeit durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C)

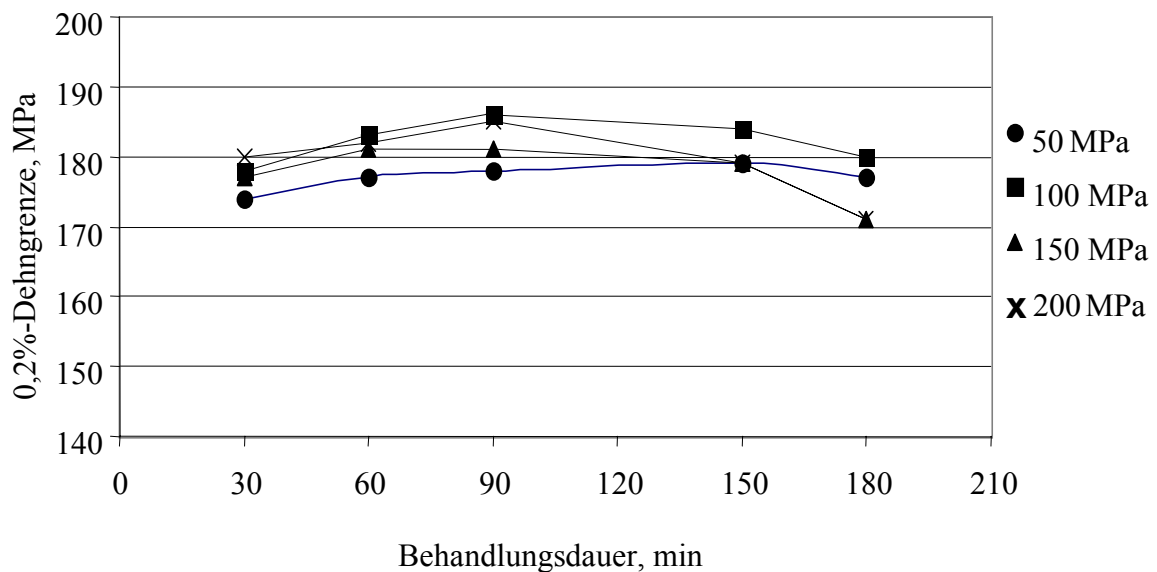


Bild 36. Änderung von 0,2%-Dehngrenze durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C)

verbundenen Wärmebehandlung mit zunehmender Behandlungsdauer ergeben (vgl. hierzu die Ausführungen in Abschnitt 1.1). Auf die Bruchdehnung hingegen haben diese Gefügeänderungen, wie man aus **Bild 37** erkennt, ab einer bestimmten Behandlungsdauer – unabhängig vom Druck – keinen Einfluß mehr.

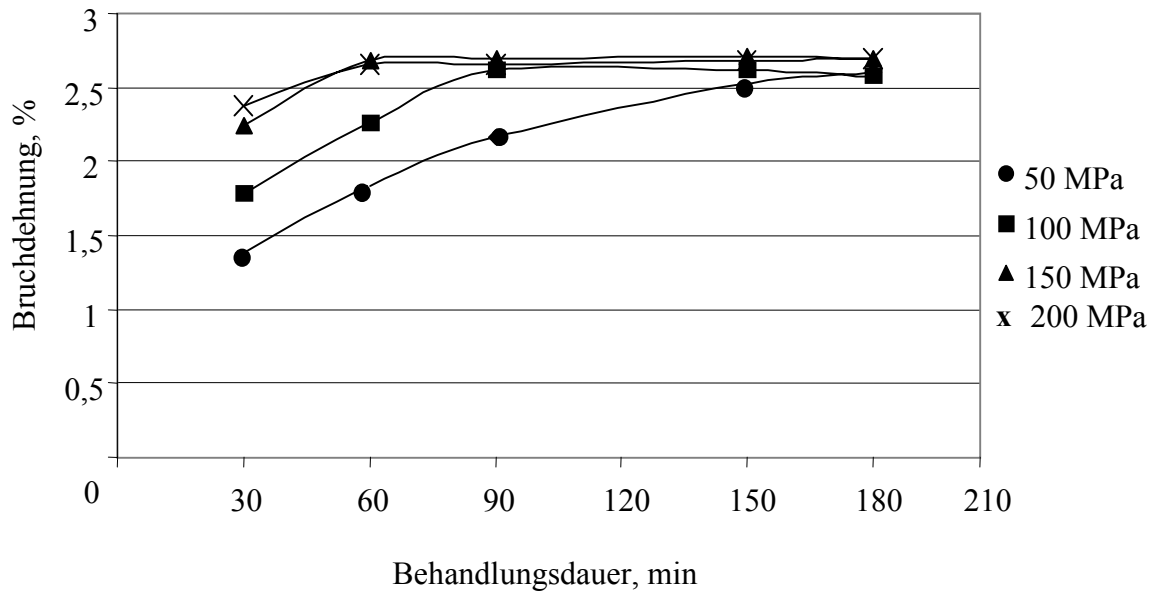


Bild 37. Änderung der Bruchrechnung durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C)

Die aus vorstehenden Untersuchungen gewonnenen Erkenntnisse sind von grundsätzlicher Bedeutung für eine Optimierung der HIP-Technologie. Sie lassen zum einen wichtige Schlußfolgerungen hinsichtlich des Stellenwertes zu, der dem Effekt der Porenreduzierung beim HIP einerseits und den Auswirkungen der durch HIP hervorgerufenen Gefügeänderungen andererseits bei der angestrebten Verbesserung der mechanischen Eigenschaften zukommt. Zum anderen lassen die erhaltenen Ergebnisse erkennen, für welche HIP-Parameter bei den hier untersuchten Legierungen eine optimale Verbesserung hinsichtlich bestimmter Kennwerte erzielt werden kann und wie groß diese im Vergleich zu einer einfachen Wärmebehandlung ohne HIP bzw. bei Anwendung einer zusätzlich zum HIP durchgeführten Wärmebehandlung ausfällt.

Für die Bewertung der Effektivität des HIP und die Wahl geeigneter Prozeßparameter sind darüber hinaus die in Abschnitt 3.4 durchgeführten Modellrechnungen von großer Bedeutung, da auf ihrer Grundlage für bestimmte HIP-Temperaturen und -Drücke die erforderliche Mindest-Behandlungsdauer berechnet werden kann und nur auf ihrer Grundlage eine Aussage darüber möglich ist, welcher Anteil der Veränderung der mechanischen Kennwerte auf die Abnahme der Porosität und welcher auf andere Ursachen zurückzuführen ist.

3.6. HIP-Untersuchungen mit flüssigem Druckmedium (LHIP)

Bei den bisher beschriebenen HIP-Untersuchungen kam stets ein gasförmiges Druckmedium (Argon) zur Anwendung. Eine künftige, als LHIP bezeichnete Alternative zu diesem konventionellen HIP-Verfahren stellt die Verwendung einer Flüssigkeit als Druckmedium dar. Umfangreiche Versuche zum LHIP wurden von *Gallo* und *Mus* [91 bis 93] durchgeführt. Als Druckmedium wurde ein Salzbad benutzt. Die von den Autoren vorgeschlagenen Prozeßparameter liegen beim Preßdruck im Bereich von 100 bis 120 MPa, bei einer Temperatur zwischen 460 bis 535 °C und einer Behandlungsdauer bis 200 s.

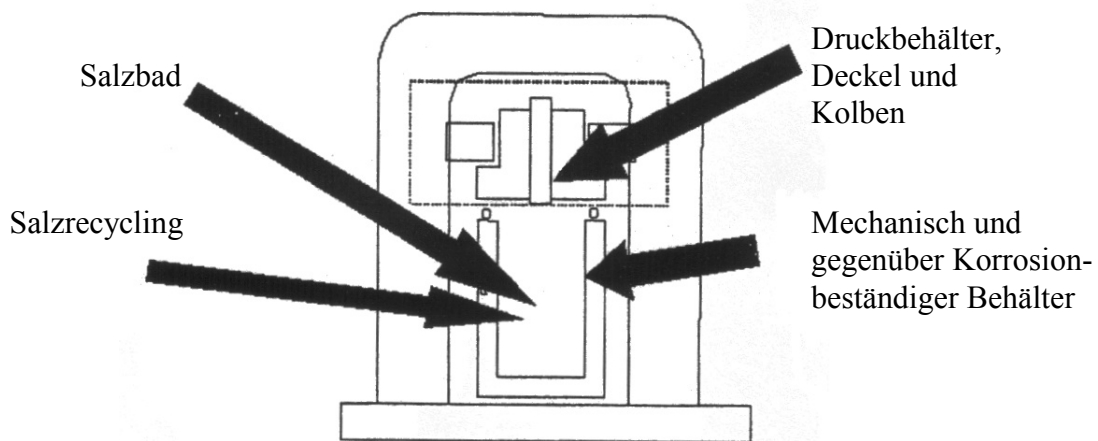


Bild 38. Längsschnitt einer LHIP-Anlage nach [92]

Das Prinzip der benutzten LHIP-Anlage ist in **Bild 38** dargestellt. Mit ihr können prinzipiell die gleichen Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften von Al-Legierungen erzielt werden wie mit „normalen“ HIP-Anlagen, wobei jedoch Einzelheiten dazu von den o.g. Autoren nur äußerst spärlich mitgeteilt werden. Neben einzelnen vorteilhaften Aspekten gegenüber dem normalen HIP (u. U. billigere Technologie und billigeres Druckmedium, leichtes Recycling der Flüssigkeit sowie kurze Behandlungsdauer) könnten sich jedoch vor allem Probleme daraus ergeben, daß noch unklar ist, wie sich bei den sehr hohen Prozeßtemperaturen (s.o.) die als Druckmedium vorgeschlagenen Salzbad hinsichtlich Korrosion gegenüber den Aluminiumlegierungen verhalten.

Auch haben amerikanische Forscher [94] festgestellt, daß durch eine LHIP-Behandlung ein völlig anderes Gefüge entsteht als bei einer herkömmlichen HIP-Behandlung mit Gasmedium, was bei Belastung unter höheren Temperaturen zur Herabsetzung der Lebensdauer der behandelten Teile führen kann.

Um die Korrosionsgefahr auszuschließen und die Behandlungsdauer weiter zu verkürzen, wurden eigene LHIP-Untersuchungen an Gußteilen der Legierung AlSi6Cu4 bei niedrigeren als den o.g. Temperaturen, dafür aber bei höheren Preßdrücken durchgeführt. Als Druckmedium kam Glycerin zur Anwendung (s. **Tabelle 7**).

Tabelle 7. Für die Untersuchungen zum heißisostatischen Pressen mit flüssigem Medium (LHIP) verwendeter Versuchsplan

Legierung	Druckmedium	Versuchsnummer	Temperatur [°C]	Druck [MPa]	Behandlungsdauer [min]
AlSi6Cu4	Glycerin	1	300	400	30
		2	350	200	30
		3	350	400	15
		4	200	400	30
		5	400-450	300-350	15-30

Die Versuche wurden in einer aus Presse und Ofen kombinierten Anlage (**Bild 39**) durchgeführt. Die Ergebnisse der bei den unterschiedlichen Prozeßparametern (Versuchsnummern gemäß **Tabelle 7**) vorgenommenen Dichtemessungen und Zugversuche sind in **Bild 40** und **41** dargestellt.

Daraus geht hervor, daß der größte Zuwachs sowohl bei der 0,2%-Dehngrenze als auch bei der Zugfestigkeit, nicht jedoch bei der Bruchdehnung, bei den Prozeßparametern der Versuchsvariante 3 erzielt wird (bei der Zugfestigkeit 11 %). Bei dieser liegt die Temperatur gegenüber der Variante 1 zwar um 50 °C höher, dafür beträgt jedoch die Behandlungsdauer nur die Hälfte von derjenigen von Variante 1, nämlich lediglich 15 min. Den großen Einfluß des Preßdruckes erkennt man an der Variante 2: Erfolgt die Behandlung bei geringerem Druck, so kommt es trotz langer Behandlungszeiten zu einem Absinken der Festigkeitswerte. Verursacht wird dies vermutlich durch das fehlende Verschweißen der Poren infolge des geringen Preßdrucks.

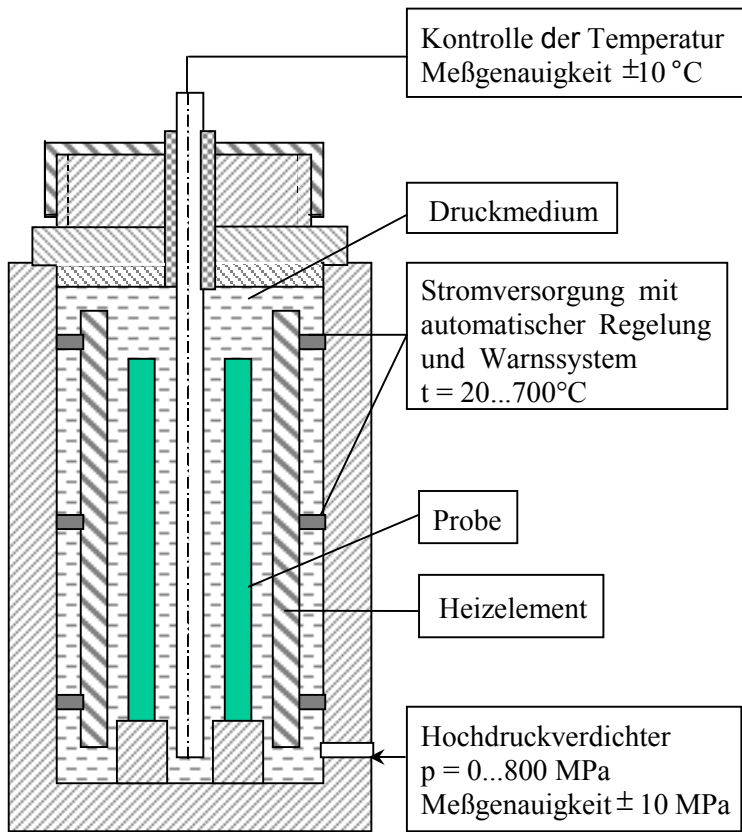


Bild 39. Versuchsanlage für die HIP-Behandlung mit flüssigem Medium (LHIP)

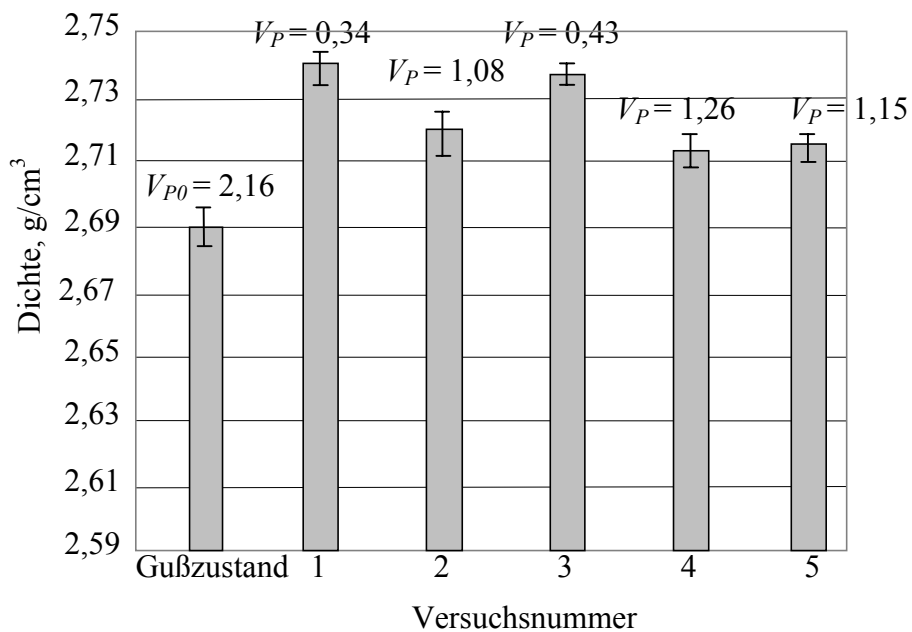


Bild 40. Ergebnisse der Dichtemessungen vor/nach der HIP-Behandlung mit flüssigem Medium (LHIP)

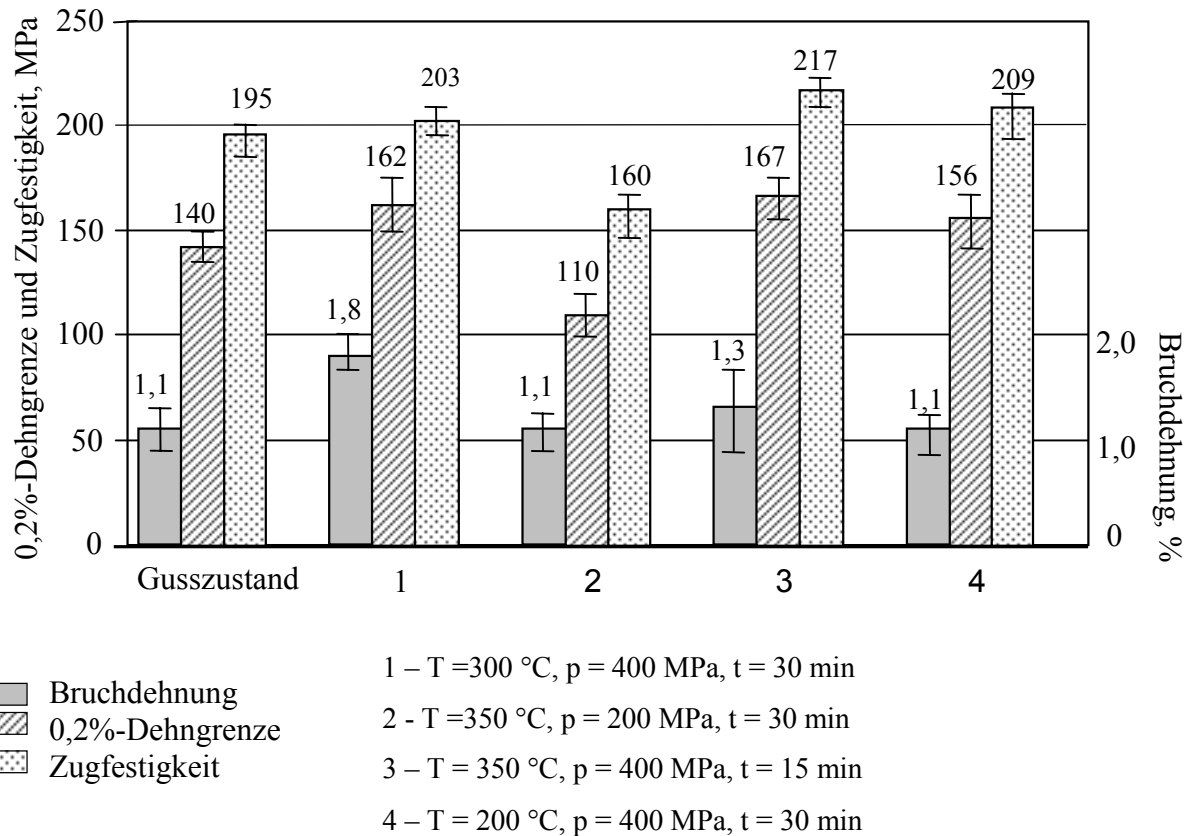


Bild 41. Mechanische Eigenschaften vor und nach einer HIP-Behandlung mit flüssigem Medium (LHIP)

Die Varianten 1 und 4, welche sich hinsichtlich der Prozeßparameter nur in der Versuchstemperatur unterscheiden, liefern ähnliche Werte in Bezug auf Dehngrenze und Zugfestigkeit, bei Variante 1 jedoch – offenbar wegen der höheren Temperatur – eine merklich höhere Bruchdehnung als bei Variante 4. Die mit dem LHIP verbundenen Wärmebehandlungsprozesse spielen also auch hier eine entscheidende Rolle. Bei der hohen Versuchstemperatur von 400 °C und einer länger als 30 min andauernden Behandlung (Variante 5) wurden die Proben, von der Oberfläche ausgehend, zerstört, wahrscheinlich wegen der unter starker Gasentwicklung einsetzenden Kaviationserosion.

4. Untersuchungen zum kaltisostatischen Pressen (KIP) sowie zur kombinierten KIP+HIP-Behandlung von AlSi6Cu4

4.1. Porenreduzierung durch KIP

In Abschnitt 1.2 wurde darauf hingewiesen, daß ein entscheidender Vorteil des KIP darin besteht, daß an der Oberfläche eines Gußstückes liegende sog. „offene“ Porosität, die mit dem HIP nicht geschlossen werden kann, durch eine KIP-Behandlung zum großen Teil beseitigt und dadurch die Ausgangsbedingungen für eine nachfolgende HIP-Behandlung wesentlich verbessert werden können. In den **Bildern 7** und **8** wurden die entsprechenden Vorgänge schematisch veranschaulicht. Zunächst werden im folgenden die allein durch KIP bewirkten Veränderungen der Porosität und der mechanischen Eigenschaften von Proben (Zugproben) aus AlSi6Cu4 untersucht.

Bild 42 zeigt das Schema einer KIP-Versuchsanlage.

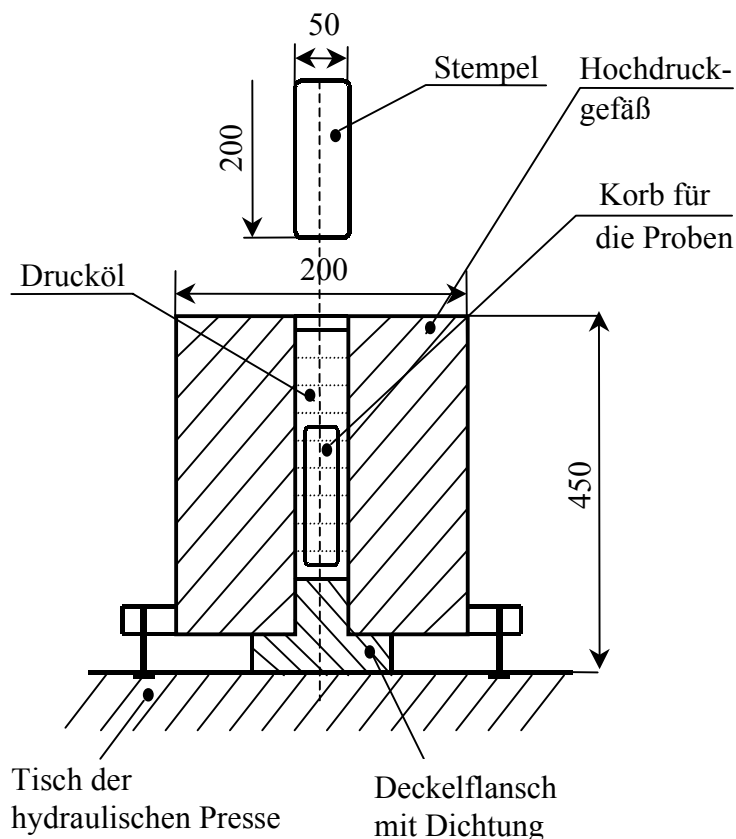


Bild 42. Versuchsanlage für das kaltisostatische Pressen

Da die mechanischen Eigenschaften der Aluminiumlegierung unmittelbar nach dem Gießen und langsamen Erstarren noch niedrig sind und daher das Gußteil eine gute Umformbarkeit aufweist, wird dieses gleich nach dem Gießen und Abkühlen isostatisch gepreßt.

Im vorliegenden Fall wurden die Versuche bei 20 °C durchgeführt. Die Vorversuche haben gezeigt, daß Preßdrücke unterhalb der doppelten 0,2%-Dehngrenze bei der Legierung AlSi6Cu4 kaum eine Eigenschaftsänderung bewirken, weshalb für die Experimente als Drücke folgende Vielfache von 160 MPa (wenig größerer Wert der Dehngrenze im Gußzustand) angewandt wurden: 2; 2,5; 3 und 3,5. In **Tabelle 8** sind die KIP-Parameter im einzelnen aufgeführt (s. **Anlage 5, B**).

Tabelle 8. Technologische Parameter für KIP-Behandlungen

Legierung	Druckmedium	Temperatur [°C]	Versuch Nr.	Druck [MPa]	Behandlungsdauer [min]
AlSi6Cu4	Glyzerin	20	1	320	1
			2		3
			3		5
			4		7
			5		10
			6	400	1
			7		3
			8		5
			9		7
			10		10
			11	480	1
			12		3
			13		5
			14		7
			15		10
			16	560	1
			17		3
			18		5
			19		7
			20		10

Vor dem KIP werden die Proben mit einer dünnen Schutzhülle aus Kunststoffolie umgeben, welche die an der Probenoberfläche befindlichen „offenen“ Poren vor dem Eindringen des flüssigen Druckmediums (Glycerin) schützt. **Bild 43** veranschaulicht schematisch das Schließen der Poren an der Oberfläche unter allseitiger Druckeinwirkung und

Bild 44 an drei ausgewählten Proben die durch KIP hervorgerufene Verbesserung der Oberflächenqualität. Mit Hilfe der elektronischen Bildanalyse konnte nachgewiesen werden, daß durch KIP die mit der Oberfläche verbundene Porosität um bis zu 20 % reduziert werden konnte und sich der durchschnittliche Wert des Durchmessers der „offenen“ Poren von 0,42 auf 0,28 mm verringerte.

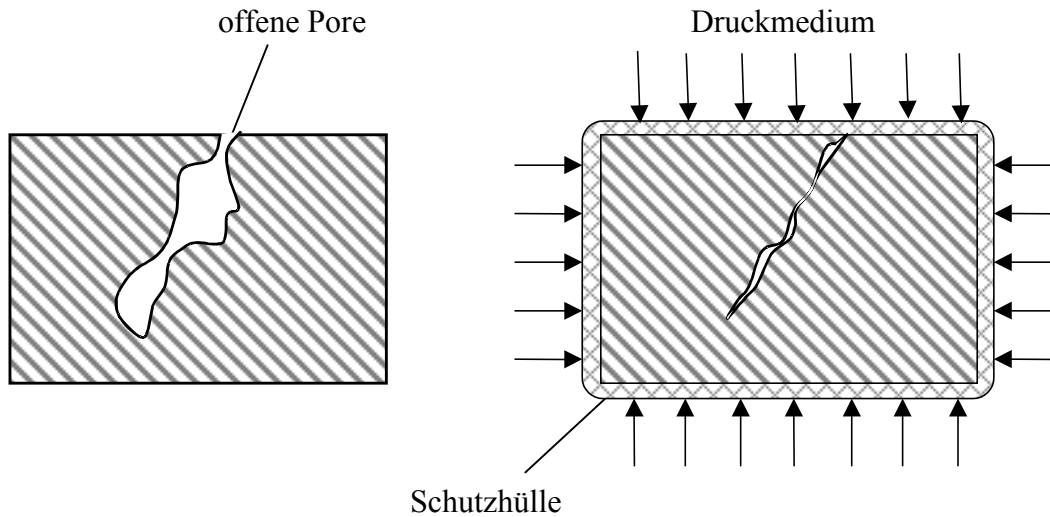


Bild 43. Schematische Darstellung der Porenschließung beim KIP

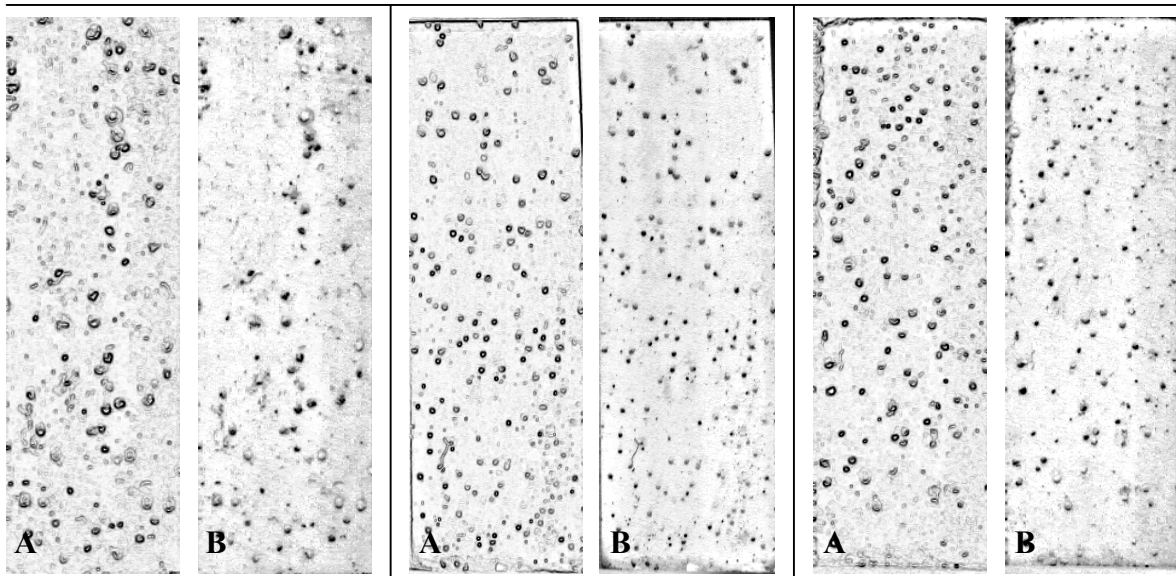
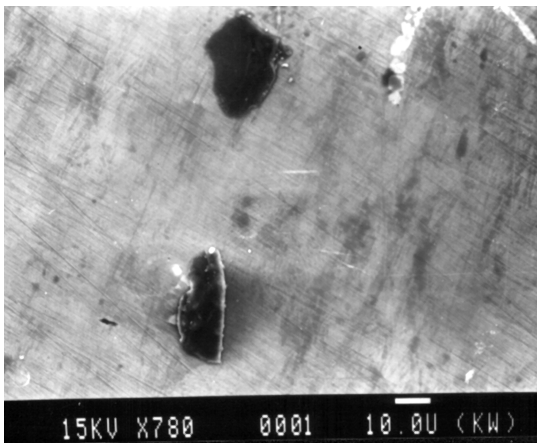


Bild 44. Änderung der offenen Porosität bei einer KIP-Behandlung 480 MPa/5 min (Legierung AlSi6Cu4), V 2:1.

A – vor dem KIP, B – nach dem KIP

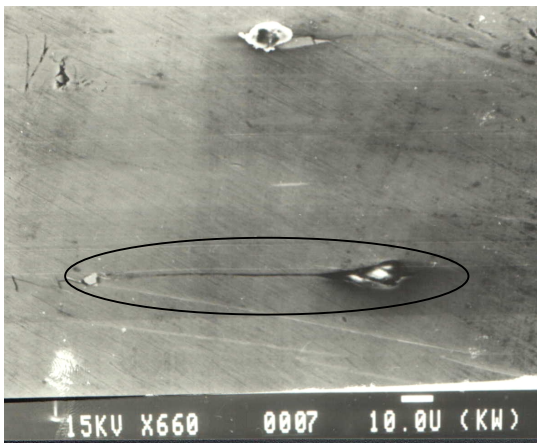
Bild 45 zeigt Poren im Gußteilinnern vor und nach dem KIP. Während annähernd kugelförmige Gasporen (Bildteil A) wegen des Gasdrucks im Poreninnern durch KIP ihre Form nur wenig ändern, lassen sich die vornehmlich langgestreckten Lunker auf Grund des fehlenden Gasinnendruckes und ihrer höheren Kerbwirkung durch plastische Verformung leichter zusammendrücken als Gasporen (Bildteil B). Sie können dadurch teilweise oder vollständig verschweißen, wenn die kontaktierenden Oberflächen frei von Oxidschichten sind (Bildteil C).



A



B



C

Bild 45. Änderung der Porenform durch KIP-Behandlung

A – typische Poren im Gußzustand, V 780:1; B – zusammgedrückte, nicht völlig geschlossene Pore, V 1200:1; C – zusammgedrückte, teilweise verschweißte Pore, V 660:1

Mit Hilfe eines Bildauswertesystems wurden für den Rundheitsfaktor s der Poren (vgl. Abschnitt 2.1) sowohl vor als auch nach dem KIP Werte zwischen $s \approx 1$ (annähernd Kugelform) und $s \approx 2...8$ (gestreckte bis zu stark zerklüfteten Formen, s. **Bild 11**) gefun-

den, wobei mit der Zunahme des Preßdruckes und der KIP-Dauer der prozentuale Anteil von Poren mit größerem Rundheitsfaktor verständlicherweise anstieg. Als mittlerer Wert für den Rundheitsfaktor der Poren nach dem KIP wurde $s \approx 1,65$ ermittelt.

Die bei unterschiedlichen Preßdrücken und Preßdauern experimentell bestimmten Porositätswerte von Proben mit der Ausgangsporosität von 7,5 % sind in **Tabelle 9** aufgeführt.

Tabelle 9. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen (Ausgangsporosität $V_{P0} = 7,5$ %)

Behandlungsdauer, min:		1	3	5	7	10
Druck, MPa	320	3,85	2,188	1,458	1,226	1,116
	400	3,042	1,385	1,172	1,105	1,090
	480	1,884	1,242	1,100	1,050	1,046
	560	1,288	1,058	1,050	1,046	1,046

Man erkennt daraus, daß vor allem die anfängliche Abnahme der Porosität erwartungsgemäß sehr stark von der Höhe des Preßdruckes abhängt und daß mit steigendem Druck die Zeiten, nach denen kaum noch Veränderungen in der Porosität festgestellt werden, immer kürzer werden. So wird die untere Grenze der Porosität von ca. 1 % beim Druck 320 MPa nach 10 min, beim Druck 400 MPa nach 7 min, bei 480 MPa nach 5 min und bei 560 MPa bereits nach 3 min erreicht.

4.2. Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch KIP

In **Tabelle 10** sind die für die einzelnen Behandlungszustände im einachsigen Zugversuch ermittelten Werte für die Zugfestigkeit R_m , die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und die Bruchdehnung A_5 enthalten; diese sind in den **Bildern 46 bis 48** in Abhängigkeit von der Behandlungsdauer graphisch dargestellt. Die nach STAVEX ausgerechnete Kurven für die durch KIP Änderungen der Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A_5 sind in der **Anlage 7** dargestellt. Bei der **0,2%-Dehngrenze (Bild 46)** erkennt man schon nach kurzen Preßzeiten eine deutliche Zunahme, wobei der maximal erreichte Wert mit dem Preßdruck zunimmt und dieser um so eher erreicht wird, je höher der Preßdruck ist. Des weiteren geht daraus hervor, daß sich die Dehngrenzenwerte bei den Preßdrücken ab etwa 400 MPa zu größeren Behandlungszeiten hin immer mehr annähern und bereits ab etwa 7 min einen oberen Grenzwert von 198 MPa annehmen.

Tabelle 10. Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen
(Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)

Zeit, min:		1			3			5			7			10		
mechanische Eigenschaften:		R_m	R_{p0,2}	A₅	R_m	R_{p0,2}	A₅	R_m	R_{p0,2}	A₅	R_m	R_{p0,2}	A₅	R_m	R_{p0,2}	A₅
		MPa	MPa	%	MPa	MPa	%	MPa	MPa	%	MPa	MPa	%	MPa	MPa	%
Druck, MPa	320	198	178	0,48	208	184	0,52	211	190	0,55	214	194	0,56	214	194	0,56
	400	204	186	0,55	212	190	0,58	214	196	0,60	214	198	0,61	215	198	0,61
	480	210	188	0,59	217	194	0,61	218	198	0,61	218	199	0,61	217	199	0,62
	560	215	193	0,61	218	196	0,61	219	199	0,61	217	198	0,62	217	197	0,61

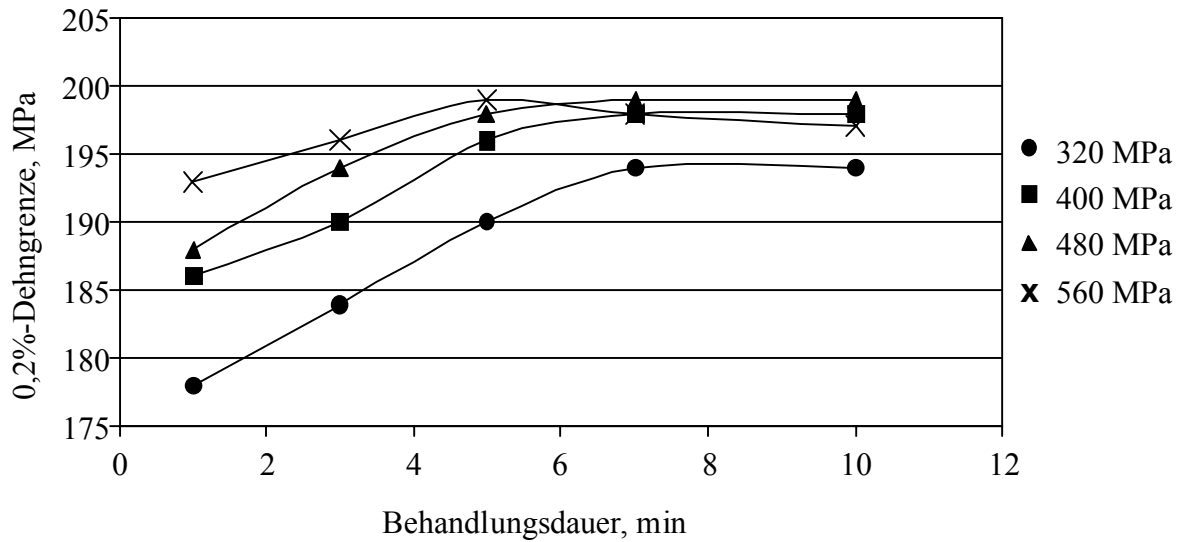


Bild 46. Änderung der 0,2% -Dehngrenze $R_{p0,2}$ von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen

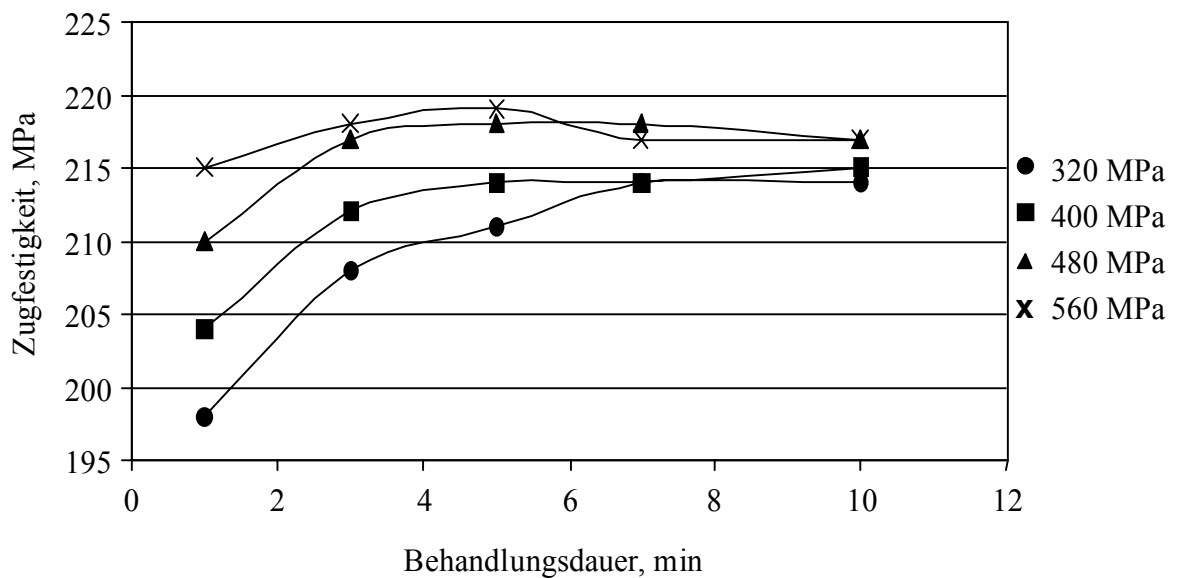


Bild 47. Änderung der Zugfestigkeit R_m von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen

Die größte Steigerung von $R_{p0,2}$ wurde bei 480 MPa/5 min erzielt. Für die dabei allein durch die Porositätsreduzierung um $(7,5 - 1,1) \% = 6,4 \%$, entsprechend $\Delta V_p = -0,064$, bewirkte Anhebung der Dehngrenze folgt daraus mit dem Wert der Dehngrenze im Gußzustand $R_{p0,2}^0 = 155$ MPa nach Gleichung (1), Abschnitt 2.1, $\Delta R_{p0,2} = -R_{p0,2}^0 \Delta V_p = 9,9$ MPa, also eine Zunahme von 155 auf 164,9 MPa, entsprechend einer Steigerung um 6,4 %.

Gemessen wurde jedoch ein wesentlich größerer Wert von 198 MPa, d.h. eine Steigerung um 27,7 %.

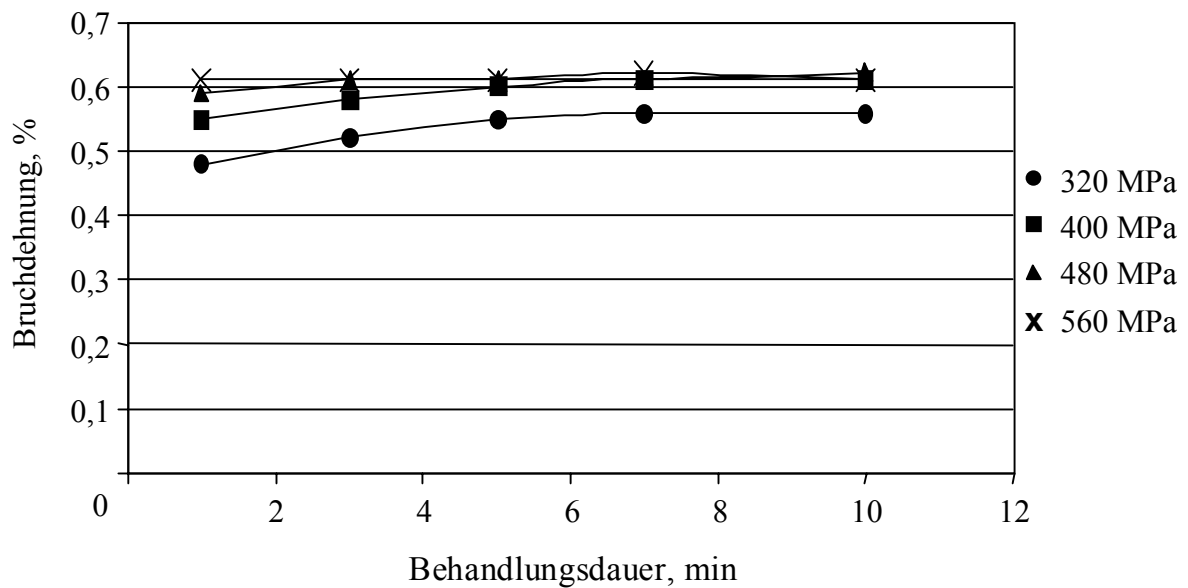


Bild 48. Änderung der Bruchdehnung A_5 von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen

Die Ursache für die sich ergebende Differenz in der Anhebung der Dehngrenze liegt in der mit dem KIP einhergehenden Kaltverfestigung der Legierung, welche sich mit einem Anteil von demnach 21,3 % weit stärker auf die Dehngrenze auswirkt als die Reduzierung der Porosität mit einem Anteil von nur 6,4 %. Davon zeugt auch die näherungsweise Berechnung des Dehngrenzenzuwachses aus der durch das KIP hervorgerufenen Erhöhung der Versetzungsdichte in den plastisch verformten Proben gegenüber derjenigen im Ausgangszustand.

In zahlreichen Experimenten wurde nachgewiesen, daß in Einkristallen die Dehngrenze dem Schubmodul G , dem Betrag des *Burgers*-Vektors b (kürzester Atomabstand in der betreffenden Kristallstruktur) sowie der Wurzel aus der Versetzungsdichte ρ proportional ist, daß also gilt (vgl. z.B. [95]): $R_{p0,2} = Gb\sqrt{\rho}$. Sind Korngrenzen oder wie bei den Al-Legierungen Dendriten vorhanden, welche bei der plastischen Deformation die Versetzungsbewegung zusätzlich zu den stets vorhandenen sog. „Wald“versetzungen behindern, so tritt zu dem $\sqrt{\rho}$ -proportionalen „Wald“anteil des Fließwiderstandes ein Korngrenzenanteil hinzu, welcher gemäß der *Hall-Petch*-Beziehung der reziproken Wurzel aus der

Korngröße bzw. aus dem Dendritenarmabstand DAS proportional ist. Es gilt daher in dem hier untersuchten Fall:

$$R_{p0,2} = Gb\sqrt{\rho} + \frac{k}{\sqrt{DAS}} \quad (k \text{ Konstante}). \quad (10)$$

Mit Hilfe des Transmissions-Elektronenmikroskops (TEM) wurden die Versetzungsdichten in Proben ohne und mit KIP-Behandlung bestimmt (**Bild 49**). In den TEM-Bildern werden die Versetzungen als dunkle Linien abgebildet. Sie stellen die Projektionen der in Wirklichkeit mehr oder weniger schräg in der durchstrahlten dünnen Metallfolie verlaufenden Linien dar. Deren wahre Länge d ergibt sich im statistischen Mittel bei isotroper Verteilung der Versetzungen aus der projizierten Länge d_p zu $d = (4/\pi)d_p$. Damit folgt für die Versetzungsdichte $\rho = d/(At)$, wobei A die Präparatfläche ist, auf der die Länge d_p ausgemessen wurde, und t die Präparatdicke [96].

Zur Bestimmung von d_p bedient man sich vorteilhaft der sog. Linienschnitt-Methode: Man zeichnet willkürlich oder regelmäßig Linien (Geraden oder auch große Kreise) der Gesamtlänge L auf die Fläche A und zählt die Anzahl N der Schnittpunkte mit den Versetzungen. Es ist dann $d_p = \pi NA/(2L)$. Damit folgt $\rho = 2N/(Lt)$. Auf diese Weise können Versetzungsdichten bis zu $10^{16}/\text{m}^2$ bestimmt werden.

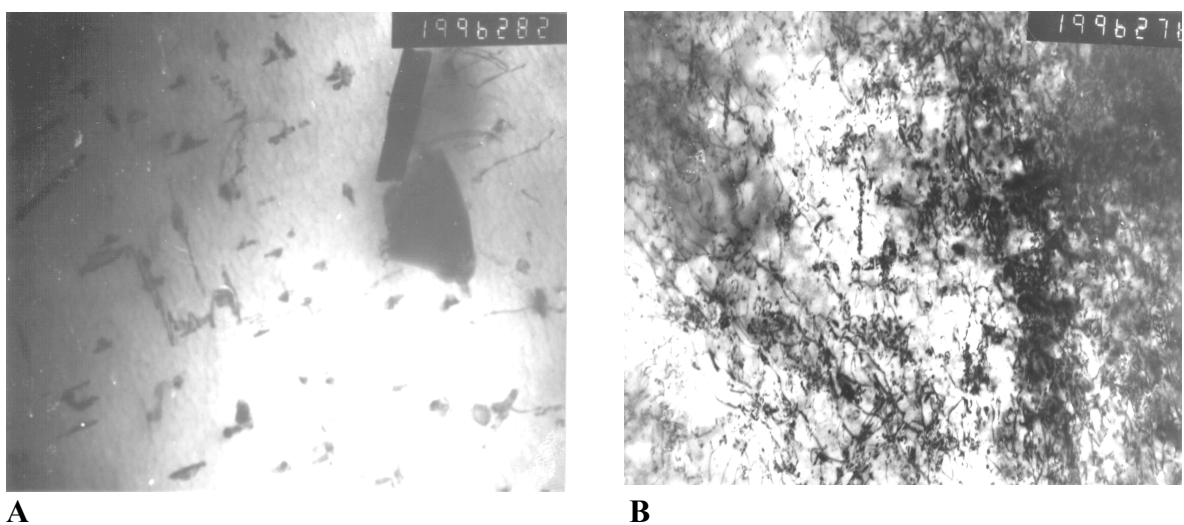


Bild 49. Typische Versetzungslinien im Gußzustand **A** sowie nach einer KIP-Behandlung mit 480 MPa/ 5 min (Zustand **B**) der Legierung AlSi6Cu4; 19000:1

Die Auswertung der TEM-Bilder **49 A** und **B** ergab bei $A = 2,08 \cdot 10^{-11} \text{ m}^2$ und $t = 0,2 \text{ }\mu\text{m}$ für eine Probe im Gußzustand (Bildteil A) eine Versetzungsdichte von $\rho_0 \approx 1,4 \cdot 10^{13} / \text{m}^2$, nach einer KIP-Behandlung (Bildteil B) $\rho \approx 8 \cdot 10^{13} / \text{m}^2$. Der Dendritenarmabstand betrug bei den untersuchten Proben $DAS = 18 \text{ }\mu\text{m}$ (s. **Bild 24**). Bei einer Kantenlänge der kubisch-flächenzentrierten Elementarzelle des Aluminiums von $a \approx 4,0 \cdot 10^{-10} \text{ m}$ folgt als Betrag des Burgers-Vektors $b = (a/2)\sqrt{2} = 2,83 \cdot 10^{-10} \text{ m}$ (halbe Flächendiagonale im Würfel). Mit dem Elastizitätsmodul $E = 74 \text{ GPa}$ und der Poissonschen Querdehnzahl $\nu = 0,34$ erhält man für den Schubmodul $G = E/[2(1+\nu)] = 27,6 \text{ GPa}$. Damit und mit dem o.g. Wert für die Versetzungsdichte ρ_0 sowie mit der Dehngrenze $R_{p0,2}^0 = 155 \text{ MPa}$ für den Gußzustand folgt aus obiger Gleichung (10) für die Konstante der Wert $k = 0,53 \text{ MPa}\cdot\text{m}$ und somit nach (10) für die Dehngrenze der KIP-behandelten Probe mit der o.g. Versetzungsdichte ρ : $R_{p0,2} = 195 \text{ MPa}$, in vorzüglicher Übereinstimmung mit dem gemessenen Wert von 198 MPa .

Das Ergebnis bestätigt den theoretisch und experimentell erhaltenen Befund, wonach beim KIP der größte Anteil der Dehngrenzensteigerung – wie zu erwarten - durch den Effekt der Kaltverfestigung und nicht durch die Porenreduzierung zustande kommt.

Bei der **Zugfestigkeit (Bild 47)** läßt sich allein durch eine KIP-Behandlung nur ein relativ geringer Anstieg erzielen. Die maximale Steigerung erreicht man bei $480 \text{ MPa}/5 \text{ min}$ sowie $560 \text{ MPa}/3 \text{ min}$, und zwar von $R_m^0 = 195 \text{ MPa}$ im Gußzustand bis auf 218 MPa , also eine Steigerung um 23 MPa , entsprechend einer Zunahme um $11,8 \%$. Die Rechnung ergibt mit $\Delta V_p = -0,064$ (s.o.) und dem mittleren Rundheitsfaktor der Poren $s \approx 1,65$ (vgl. Abschnitt 4.1) $\Delta R_m = -sR_m^0 \Delta V_p = 20,6 \text{ MPa}$; dieser Wert liegt nur wenig unter dem o.g. experimentell ermittelten Zuwachs um 23 MPa . Dieser kann demnach im wesentlichen allein auf die Porenreduzierung zurückgeführt werden. Im Vergleich zur $0,2\%$ -Dehngrenze wirkt sich eine Kaltverformung auf die Zunahme der Zugfestigkeit wesentlich weniger aus.

Die **Bruchdehnung (Bild 48)**, welche bei der Legierung AlSi6Cu4 ohnehin sehr geringe Werte aufweist, wird durch eine KIP-Behandlung auch bei höheren Preßdrücken und Preßzeiten nur sehr geringfügig angehoben. Bei einer Anfangsporosität von $7,5 \%$ und $400 \text{ MPa}/10 \text{ min}$ steigt sie von $0,52 \%$ im Gußzustand bis maximal $0,61 \%$. Da mit zuneh-

mender Kaltverfestigung die Bruchdehnung normalerweise abfällt, kann davon ausgegangen werden, daß die durch KIP festgestellte Erhöhung allein durch die Porenreduzierung zustande kommt.

Der hauptsächliche Vorteil des KIP liegt somit nicht in erster Linie in der Steigerung der mechanischen Kennwerte, sondern darin, daß – wie eingangs erwähnt – dadurch ein großer Teil der an der Gußteileroberfläche vorhandenen und mit einer HIP-Behandlung nicht zu beseitigenden „offenen“ Poren geschlossen werden kann, wodurch sich die Voraussetzungen für eine nachfolgende HIP-Behandlung, wie im folgenden gezeigt wird, entscheidend verbessern.

4.3. Kombinierte KIP+HIP-Behandlung

Die Untersuchungen zu der hier erstmals praktizierten neuartigen, kombinierten KIP+HIP-Technologie wurden gemäß den Angaben in **Tabelle 11** bei einer KIP-Dauer von 5 min und Variation der HIP-Dauer zwischen 10 und 50 min durchgeführt. Wie in Abschnitt 4.1 gezeigt, bringt das KIP eine Senkung der Porosität von 7,5 auf 1,1 %. Dies ist die Ausgangsporosität für die nachfolgenden HIP-Experimente, deren Ergebnisse in der **Tabelle 12** aufgeführt sind. Aus ihnen geht hervor, daß schon nach einer 10-minütigen HIP-Dauer die Porosität weniger als 0,3 % beträgt und daß danach keine wesentliche Abnahme der Porosität mehr nachgewiesen werden konnte.

Tabelle 11. Parameter der kombinierten KIP+HIP- Behandlung

Legierung	isostatische Behandlung	Druckmedium	Temperatur [°C]	Druck [MPa]	Behandlungsdauer [min]
AlSi6Cu4	KIP	Glyzerin	20	480	5
	HIP	Argon	500	150	10
					20
					30
					40
					50

Tabelle 12. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene kombinierte KIP+HIP-Behandlung

Behandlungsdauer, min:	10	20	30	40	50
Druck, MPa 150	0,288	0,274	0,252	0,248	0,245

Auch nach der Theorie gemäß Gleichung (8), Abschnitt 3.4, erhält man mit den dort angegebenen Werten für den *Norton*-Faktor B und Spannungsexponenten n für eine Beseitigung von 1,1 % Poren eine HIP-Dauer von nur $t^* = 365 \text{ s} \approx 6 \text{ min}$. Die Gesamtbehandlungsdauer für die Reduzierung der Porosität von 7,5 % auf rund 0,25 % beträgt demnach beim kombinierten KIP+HIP-Verfahren KIP(5 min)+HIP(6 min) = 11 min, im Unterschied zum einfachen HIP-Prozeß bei 150 MPa und Reduzierung der Poren von 7,5 % auf 0,43 % mit einer Dauer von 32 min (Abschnitt 3.5). Die Differenz in den Porositäts-Endwerten ist auf die zusätzliche Schließung der mit der Oberfläche verbundenen sog. „offenen“ Poren zurückzuführen, wodurch zugleich auch die Behandlungsqualität und damit die Verbesserung bestimmter Gußteileigenschaften verbunden ist.

Bild 50 veranschaulicht den Druck-Temperatur-Zeit-Verlauf für den konventionellen HIP-Prozeß (Bildteil A) und den innovativen KIP+HIP-Prozeß mit wesentlich kürzerer Gesamtbehandlungsdauer (Bildteil B). Dabei wurde wie folgt verfahren: Die Proben wurden in einer KIP-Anlage (**Bild 42**) behandelt. Anschließend erfolgte eine Behandlung in einer HIP-Anlage (**Bild 23**) unter den im **Bild 50** angeführten Bedingungen.

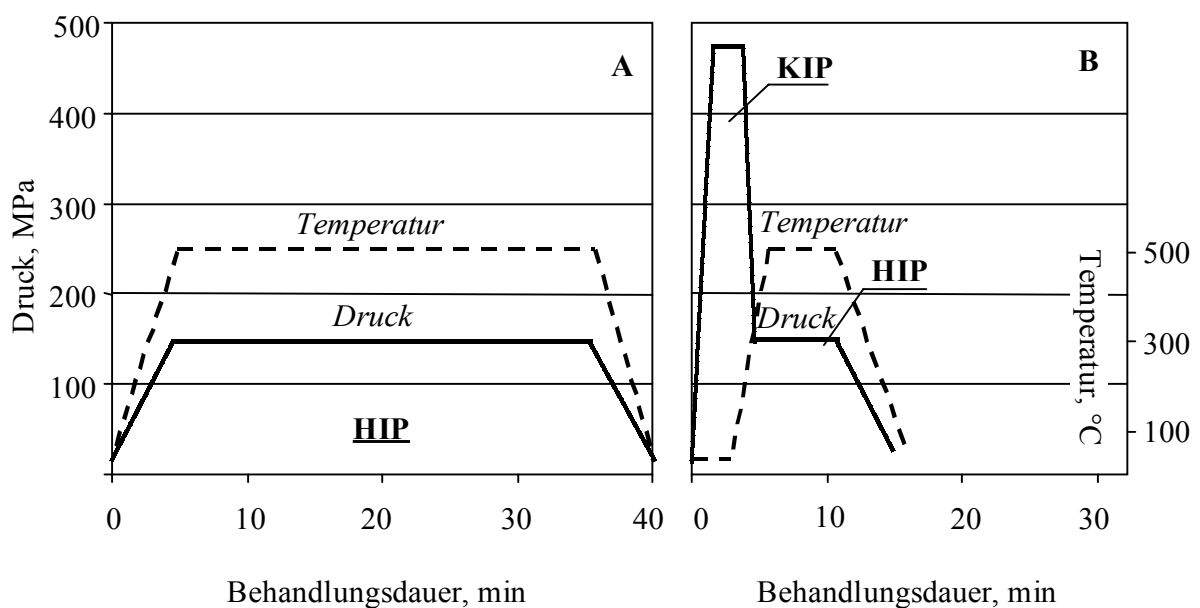


Bild 50. HIP-Prozeß (A) mit 32 min bei 500 °C/150 MPa und innovativer Prozeß (B) mit 5 min KIP bei 20 °C/ 480 MPa + 6 min HIP bei 500 °C/150 MPa

Tabelle 13 enthält die bei der KIP+HIP-Behandlung von AlSi6Cu4-Gußproben für unterschiedliche HIP-Zeiten ermittelten Zugversuch-Kennwerte. Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze sowie Bruchdehnung nehmen mit zunehmender HIP-Dauer zu, wobei der Zuwachs bei der Bruchdehnung – wie auch beim konventionellen HIP – am augenfälligsten ist; mit 0,65 % im Gußzustand erfährt diese insgesamt eine Steigerung um fast 240 %. Dabei ergibt eine genauere Analyse (separate Ermittlung der durch die Porenreduzierung bewirkten Veränderung der mechanischen Kenngrößen), daß die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch eine kombinierte KIP+HIP-Behandlung von länger als 10-minütiger Dauer allein aus der Wärmebehandlung resultiert.

Tabelle 13. Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch kombinierten KIP+HIP-Behandlung (Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)

Zeit, min:		10			20			30		
mechanische Eigenschaften:		R_m	R_{p0,2}	A₅	R_m	R_{p0,2}	A₅	R_m	R_{p0,2}	A₅
		MPa	MPa	%	MPa	MPa	%	MPa	MPa	%
Druck										
MPa	150	220	170	0,75	236	178	1,38	244	184	1,88
Zeit, min:		40			50					
mechanische Eigenschaften:		R_m	R_{p0,2}	A₅	R_m	R_{p0,2}	A₅			
		MPa	MPa	%	MPa	MPa	%			
Druck										
MPa	150	250	187	212	252	187	2,20			

In **Bild 51** sind die ermittelten Zugversuch-Kennwerte von Proben im Gußzustand sowie für die in der Bildunterschrift angegebenen unterschiedlichen isostatischen Behandlungsarten einander gegenübergestellt. Gegenüber dem Gußzustand (Zustand 1) erfährt die 0,2-Dehngrenze durch eine KIP-Behandlung (Zustand 2) infolge Kaltverfestigung (jeweils erste Säule) den größten Zuwachs; weniger stark wird die Zugfestigkeit angehoben (s. **Bild 52**, links). Die Bruchdehnung nimmt durch Kaltverfestigung normalerweise ab. Wegen der mit dem KIP verbundenen Porenreduzierung erfährt diese jedoch – wie oben gezeigt – eine Zunahme, so daß insgesamt ein geringer Anstieg, wie er sich im Bild andeutet, durchaus möglich ist; sie liegt jedoch hier innerhalb der Meßgenauigkeit.

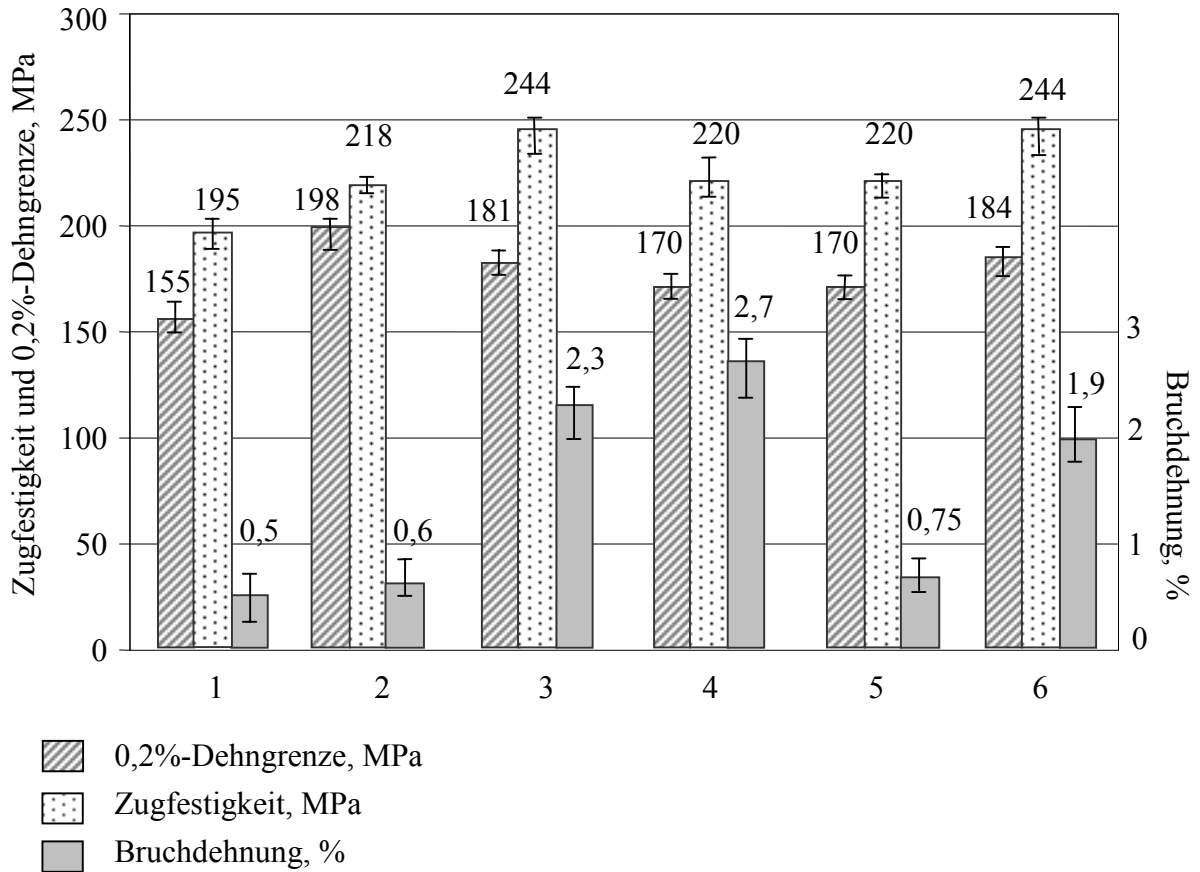


Bild 51. Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch verschiedene isostatische Behandlungen (Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)

- 1- Gußzustand
- 2- KIP 480 MPa/5 min
- 3- HIP 500 °C/ 150 MPa/ 60 min
- 4- HIP 500 °C/ 150 MPa/ 180 min
- 5- KIP 480 MPa/5 min + HIP 500 °C/ 150 MPa/ 10 min
- 6- KIP 480 MPa/5 min + HIP 500 °C/ 150 MPa/ 30 min

Einen größeren Effekt als eine KIP-Behandlung bringt das HIP der gegossenen Teile (Zustand 3). Im Vergleich zum Gußzustand 1 werden Dehngrenze und Zugfestigkeit deutlich angehoben, besonders stark die Bruchdehnung. Darauf sowie auf die Ursachen wurde in Abschnitt 3.2 bereits eingegangen. Eine gegenüber Zustand 3 dreimal so lange HIP-Dauer (Zustand 4) läßt die Bruchdehnung zwar noch ein wenig weiter ansteigen, die beiden anderen Kennwerte jedoch wieder etwas zurückgehen.

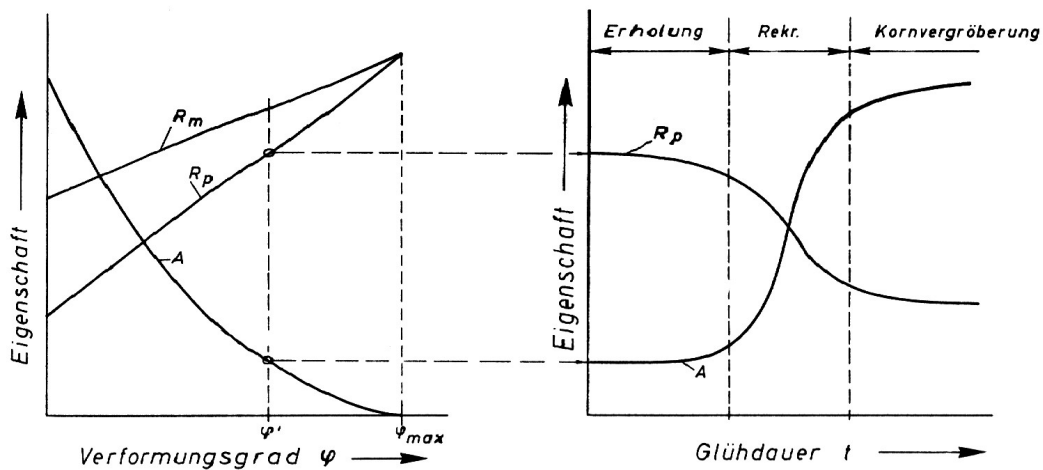
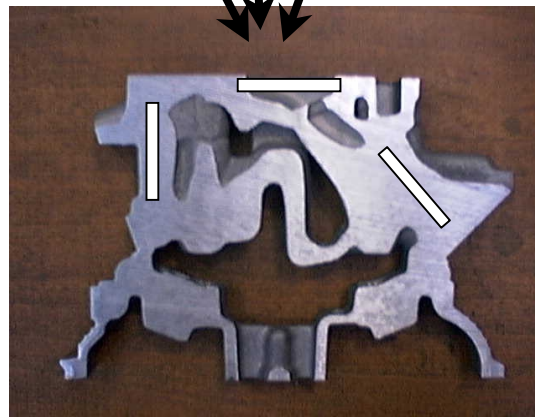
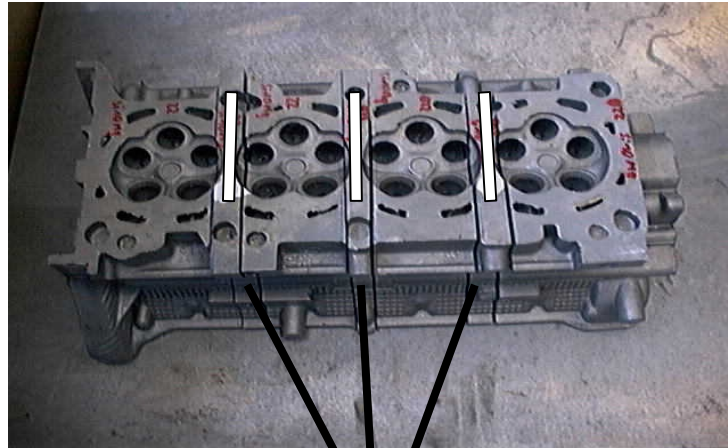


Bild 52. Änderung der mechanischen Eigenschaften durch Kaltverformung und anschließendes Rekristallisationsglühen
 R_m – Zugfestigkeit, R_p – Dehngrenze, A – Bruchdehnung (nach Bergmann [97])

Eine KIP-Behandlung wie bei Zustand 2 mit einer anschließenden 10-minütigen HIP-Behandlung (Zustand 5) liefert etwa die gleichen Kennwerte wie das alleinige KIP; bei dreifacher HIP-Dauer (Zustand 6) steigen die Kennwerte zwar auch auf das Niveau von Zustand 3 (60-minütiges HIP), jedoch beträgt die Gesamtbehandlungsdauer von KIP+HIP dann nur annähernd die Hälfte der Zeit. Als Begründung für den weiteren Anstieg aller Kennwerte im Zustand 6 gegenüber Zustand 5 kann angenommen werden, daß nach der Kaltverformung der beim nachfolgenden HIP stattfindenden Rekristallisation ein Aushärtungseffekt überlagert ist, bei dem die gegenüber Zustand 5 dreifache HIP-Dauer einer entsprechenden Verlängerung der Lösungsglühdauer gleichkommt, was zu einer weiteren Festigkeitssteigerung führt.

Um einen Vergleich der Ergebnisse der verschiedenartigen isostatischen Behandlungen von speziell gegossenen Proben – wie vorstehend beschrieben – einerseits und von realen, geometrisch komplizierten Gußteilen andererseits anstellen zu können, wurden aus Automobil-Zylinderköpfen der Legierung AlSi6Cu4 an verschiedenen Stellen Zugstäbe herausgearbeitet, isostatisch behandelt und untersucht. **Bild 53** zeigt die Probenlagen im Zylinderkopf. Im Unterschied zu den bisher untersuchten, speziell gegossenen Proben mit annähernd gleicher Ausgangsporosität von 7,5 % waren die Porositäten der Zylinderkopfproben nicht genau bekannt; sie lagen zwischen 2 und 3 %.

Gesamtansicht mit Probenlage



Herausgetrennte mittlere Scheibe

Bild 53. Probenlage im Zylinderkopf

In **Bild 54** sind die Ergebnisse dargestellt. Die Behandlungszustände entsprechen dabei der Reihe nach denen der Zustände 1, 2, 4 und 6 in **Bild 51** (Bildunterschrift). Wie man sieht, ergeben sich sowohl hinsichtlich Tendenz als auch Höhe der Kennwerte ganz ähnliche Verhältnisse wie bei den speziell für die Grundlagenuntersuchungen gegossenen Probestäben.

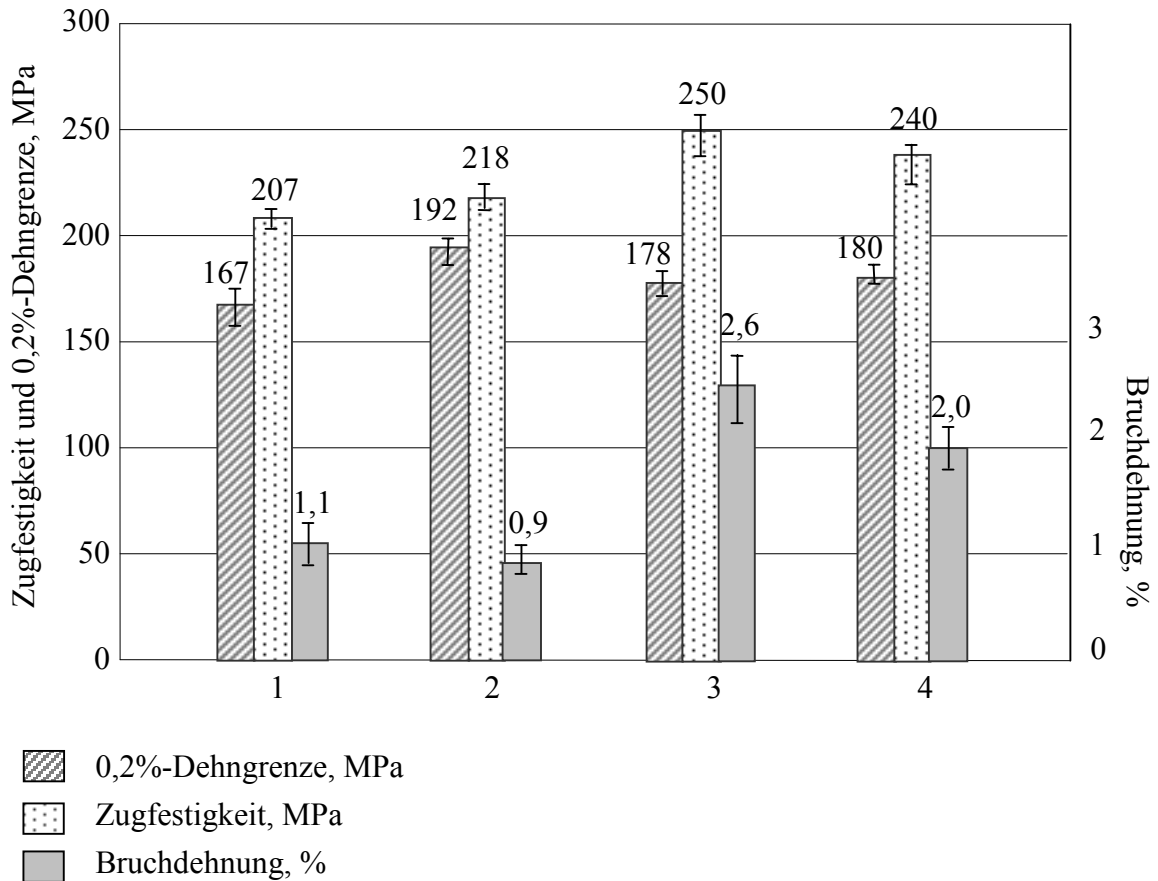


Bild 54. Mechanische Eigenschaften von AlSi6Cu4-Zylinderkopfpföben nach verschiedenen isostatischen Behandlungen

- 1- Gußzustand
- 2- KIP 480 MPa/5 min
- 3- HIP 500 °C/ 150 MPa/ 180 min
- 4- KIP 480 MPa/5 min + HIP 500 °C/ 150 MPa/ 30 min

4.4. Bewertung der durch die verschiedenen Behandlungsarten bewirkten Eigenschaftsänderungen auf der Grundlage des Qualitätsindex-Konzepts

Als merkmalsübergreifende Kenngröße für die Qualitätsbewertung von Aluminium-Gußlegierungen, welche alle mit dem Legierungstyp, der Schmelzebehandlung und den Gießbedingungen zusammenhängenden Gußteileigenschaften berücksichtigt, hat sich der sog. Qualitätsindex Q bewährt. In ihm werden die Duktilitäts- und Festigkeitseigenschaften der Legierung bzw. des Gußteils in Relation zu den Gefügemerkmalen (wie z.B. eutektische Silicium-Phase, Dendritenarmabstand, Porosität u.a.) zu einer quantitativen Kenngröße zu-

sammengefaßt. Das von *Drouzy, Jacob* und *Richard* [98] entwickelte Konzept basiert auf der Beziehung

$$Q = R_m + a \log A_5 \quad (11)$$

zwischen dem Qualitätsindex Q , der Zugfestigkeit R_m und der Bruchdehnung A_5 (welche hier in Prozent einzusetzen ist). Der Faktor a ist eine legierungsspezifische Konstante; sie muß experimentell bestimmt werden. Wie sich in zahlreichen Untersuchungen gezeigt hat, stellt der so definierte Qualitätsindex Q ein empfindliches Qualitätsmerkmal für eine Gußlegierung dar (vgl. z.B. [99]).

Nachfolgend wird dieses Konzept als zusätzlicher Bewertungsmaßstab für die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften durch die verschiedenen Behandlungsarten herangezogen. Dazu wurde für jede der in **Bild 51** dargestellten Behandlungsarten 1 bis 6 sowie zusätzlich für eine alleinige Wärmebehandlung nach dem Gießen aus den jeweils zusammengehörigen Werten von R_m und A_5 nach Gleichung (11) der zugehörige Qualitätsindex Q berechnet. Für die Konstante a in (11) wurde der Wert 370 MPa verwendet, der sich aus anderweitigen Untersuchungen der Legierung AlSi6Cu4 ergab [100]. Damit erhält man für den Gußzustand dieser Legierung $Q = 84$ MPa. Für die meisten Al-Gußlegierungen liegen die Q -Werte für den Gußzustand zwischen 100 und 500 MPa. Daraus wird ersichtlich, daß der Legierung AlSi6Cu4 a priori ein sehr niedriger Qualitätsindex zukommt, was vor allem auf die sehr geringe Bruchdehnung von nur 0,5 % zurückzuführen ist.

In **Bild 55** ist das Ergebnis der Q -Berechnung für die verschiedenen isostatischen Behandlungen dargestellt. Wie man sieht, wird auf diese Weise die Differenzierung zwischen den verschiedenen Behandlungsarten besonders deutlich. Die Q -Werte schwanken für die einzelnen Zustände erheblich, und zwar zwischen 84 MPa für den Gußzustand 1 und 380 MPa für den Zustand 4. Daraus geht hervor, daß durch HIP sowie KIP+HIP eine deutliche Eigenschaftsverbesserung erzielt werden kann und die eindeutig größte Qualitätssteigerung im Sinne des Q -Konzepts durch eine HIP-Behandlung (Zustände 3 und 4) erreicht wird, gefolgt von der KIP+HIP-Behandlung (Zustand 6) und der einfachen Wärmebehandlung 7. Der bemerkenswert hohe Q -Wert beim HIP ist hauptsächlich auf den großen Anstieg der Bruchdehnung zurückzuführen (s. **Bild 27**).

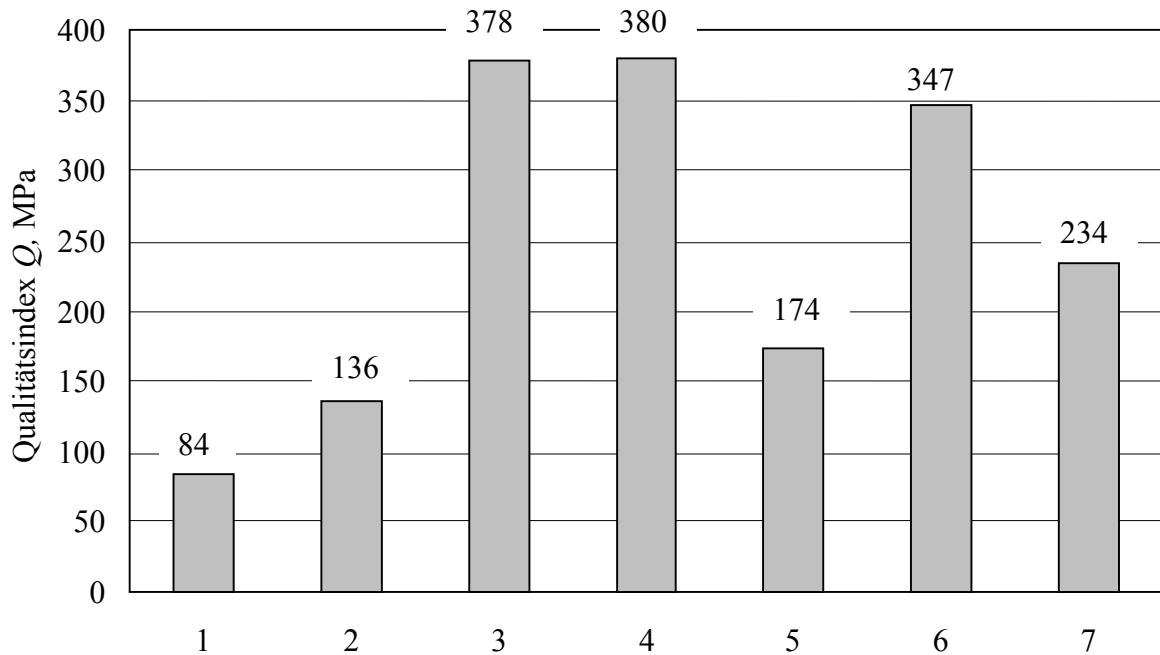


Bild 55. Qualitätsindex Q von AlSi6Cu4 für den Gußzustand (1), nach verschiedenen isostatischen Behandlungen (2 bis 6) sowie nach alleiniger Wärmebehandlung (7)

- 1- Gußzustand
- 2- KIP 480 MPa/5 min
- 3- HIP 500 °C/ 150 MPa/ 60 min
- 4- HIP 500 °C/ 150 MPa/ 180 min
- 5- KIP 480 MPa/5 min + HIP 500 °C/ 150 MPa/ 10 min
- 6- KIP 480 MPa/5 min + HIP 500 °C/ 150 MPa/ 30 min
- 7- Wärmebehandlung (Lösungsglüh bei 530°C/6 h mit Abschrecken in Wasser auf 80°C + Auslagerung bei 180°C/ 6,5 h)

Die beiden HIP-Zustände 3 und 4 unterscheiden sich praktisch nicht, was darauf hindeutet, daß die Poren bereits nach 60 min oder schon früher fast vollständig geschlossen sind, in Übereinstimmung mit den Feststellungen in Abschnitt 3.3 und der theoretischen Rechnung in Abschnitt 3.4. Durch die HIP-Behandlung konnte in beiden Fällen der Qualitätsindex auf das 3,5-fache des Q -wertes für den Gußzustand angehoben werden. Hingegen deutet sich bei den Behandlungsarten 5 und 6 (KIP+HIP), die sich lediglich in der HIP-Dauer unterscheiden, an, daß im Zustand 5 die nur 10-minütige HIP-Dauer nicht ausreichte, um die Porosität gegenüber der alleinigen KIP-Behandlung 2 weit genug abzubauen und dadurch die mechanischen Eigenschaften entsprechend zu verbessern. Nach 30-minütigem HIP (Zustand 6) ist dann der Q -wert doppelt so groß wie nach 10 min (Zustand 5). Aber

schon durch eine einfache Wärmebehandlung kann bei dieser Legierung – wie man aus dem Vergleich der Zustände 1 und 7 entnimmt, der Qualitätsindex um annähernd den Faktor 3 gesteigert werden.

Insgesamt kann eingeschätzt werden, daß die Eigenschaftsveränderungen, welche durch die unterschiedlichen isostatischen Behandlungen im Werkstoff hervorgerufen werden, mit Hilfe des Qualitätsindex-Konzepts auf empfindliche Weise beschrieben werden können. Damit wird eine quantitative Bewertung und ein objektiver Vergleich der einzelnen Behandlungsarten möglich.

4.5. Vorschläge zur Integration der isostatischen Behandlung in den Gesamt-Rohteilfertigungsprozeß

Die bisherige Praxis der Gußteilmontage einschließlich HIP und Wärmebehandlung besteht darin, daß – wie in **Bild 56** gezeigt – die Teile in der Gießerei gefertigt und nach dem Abkühlen und Abtrennen der Speiser und Anschnitte zu einem externen HIP-Dienstleister geliefert werden. Dort erfolgt die isostatische Behandlung der Gußteile, wozu diese in der entsprechenden Anlage wieder auf ca. 500 °C erwärmt werden müssen. Unter Umständen ist danach ein Rücktransport in die Gießerei erforderlich, um dort noch die Wärmebehandlung durchzuführen.

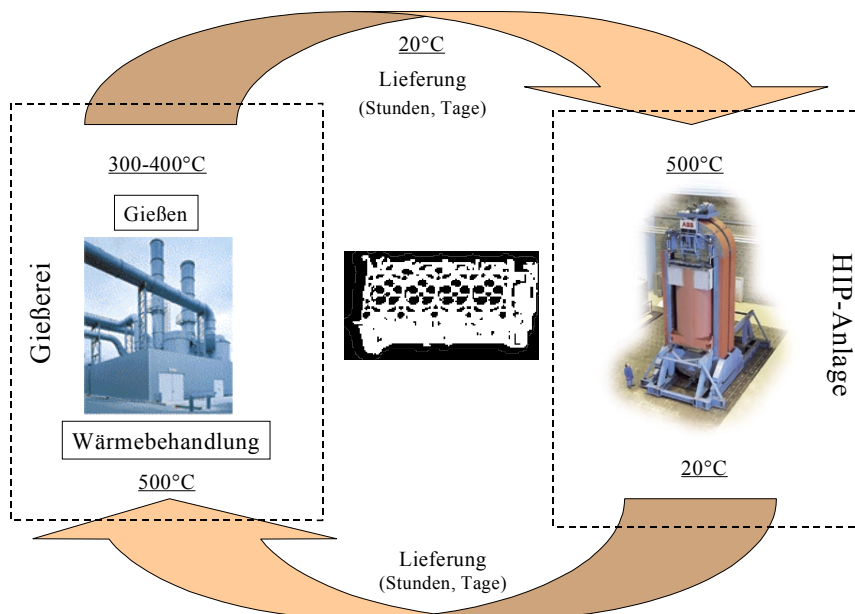


Bild 56. Bisheriger technologischer Ablauf

Als Alternativen dazu sind mit dem Ziel der Optimierung hinsichtlich Kostensenkung, Zeit- und Energieeinsparung zwei mögliche Varianten der nahtlosen Einbindung der HIP- bzw. perspektivisch auch der KIP- oder KIP+HIP-Behandlung in den Gesamtprozeßablauf denkbar, welche – wie in **Bild 57** veranschaulicht, als Prozeß 1 und Prozeß 2 bezeichnet – gleich in der Gießerei durchgeführt werden können.

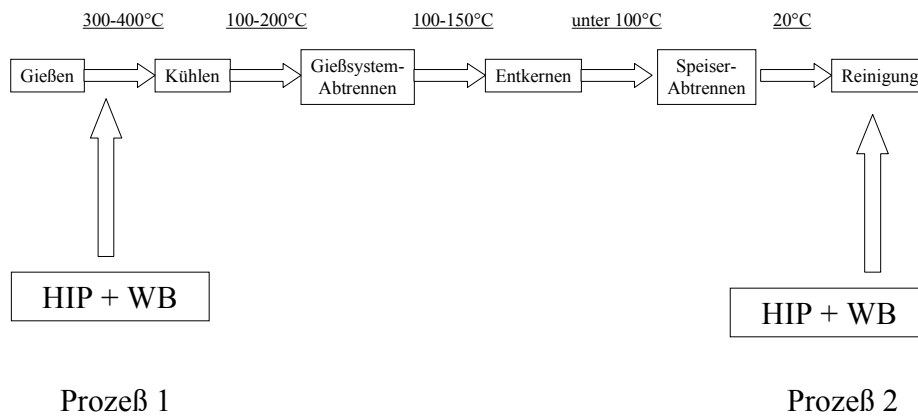


Bild 57. Vorschläge für einen geänderten Prozeßablauf

Beim *Prozeß 1* (**Bild 58**) erfolgen das HIP und die Wärmebehandlung unmittelbar im Anschluß an den Gießprozeß, wenn die Teile nur wenig abgekühlt sind. Die erforderliche Temperaturerhöhung in der HIP-Anlage beträgt dann nur noch $\Delta T \approx 100 \dots 200 \text{ } ^\circ\text{C}$ und nicht $500 \text{ } ^\circ\text{C}$, was mit einer erheblichen Zeit- und Energieeinsparung verbunden wäre. Außerdem ergeben sich kurze Transportwege. Nachteile dieser Variante sind: ggf. Einfluß von Kernen; das Gießsystem ist noch nicht abgetrennt, d.h. großer Volumenbedarf in der HIP-Anlage; der Einsatz von Robotertechnik ist erforderlich.

Prozeß 1

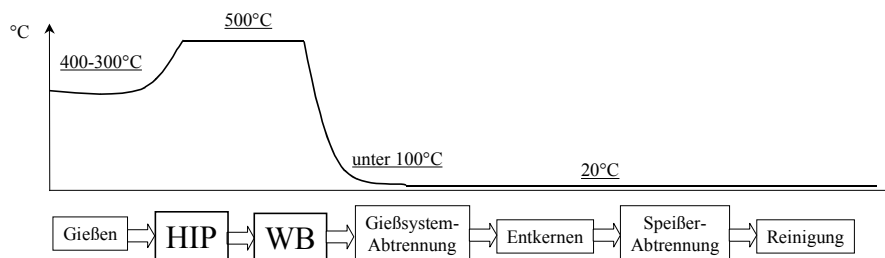


Bild 58. Durchführung des HIP in der Giesserei unmittelbar nach dem Gießen

Beim *Prozeß 2* (**Bild 59**) bilden isostatische Behandlung und Wärmebehandlung den Schluß der gesamten Prozeßkette nach dem Gießen. Im Vergleich zum Prozeß 1 ist ein größerer Zeit- und Energieaufwand notwendig, da eine Aufheizung der Teile von Raumtemperatur auf 500 °C erfolgen muß. Vorteile: Die Gußstücke sind frei von Gießsystem und Kernen, der Raumbedarf in der HIP- bzw. HIP+KIP-Anlage ist damit wesentlich geringer als bei der ersten Variante. Bei beiden Varianten entfallen die Transportwege zwischen Gießerei und HIP-Anlage.

Prozeß 2

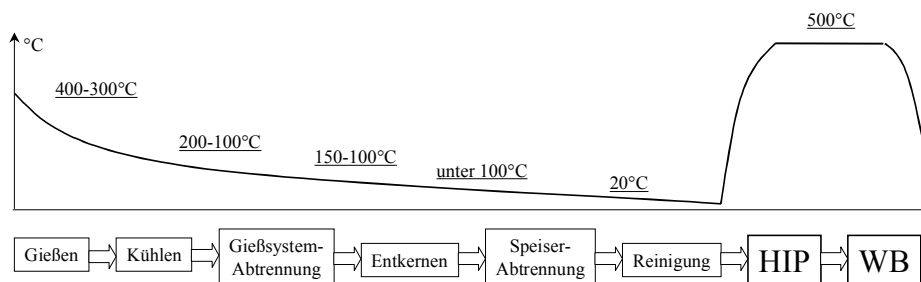


Bild 59. Durchführung des HIP in der Giesserei unmittelbar vor der Wärmebehandlung

Die Zukunft wird zeigen, ob die hier aufgezeigten Wege der Integration der isostatischen Behandlungsverfahren in den Gesamtherstellungsprozeß von Gußteilen, welche für die Gießereien mit gewinnbringenden Vorteilen einerseits, zum anderen aber auch mit zusätzlichen Investitionen verbunden sind, eine Chance der Realisierung haben.

4.6. Ausblick

Für die Weiterentwicklung der KIP-/HIP-Technik und ihres Einsatzes in der Gießerei ist es aus der Sicht des Autors notwendig, in weiterführenden Untersuchungen u.a. folgende Probleme in Angriff zu nehmen bzw. einer Lösung zuzuführen:

1. Sämtliche im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen wurden an speziell gegossenen Versuchsproben vorgenommen. Auch die in Abschnitt 4.3 beschriebenen Untersuchungen wurden an Proben durchgeführt, welche aus kritischen Bereichen eines Automobil-Zylinderkopfes herausgearbeitet und erst danach einer KIP- und HIP-Behandlung unterzogen worden waren. Die dabei erhaltenen Ergebnisse sind daher nicht ohne weiteres auf ganze Gußteile übertragbar. In weiteren HIP- und KIP-Versuchen an realen Gußteilen wäre zu klären, inwieweit die dabei erzielten Ergebnisse mit den an den Versuchsproben erhaltenen übereinstimmen. Dabei wäre ein u.U. vorhandener Einfluß von Form und Größe des Gußteils von Interesse.
2. Die Änderung der Werkstoffeigenschaften beim Sand- und Kokillengießen in Abhängigkeit vom Gasgehalt, insbesondere von Wasserstoff (in Al-Legierungen beträgt der Wasserstoffgehalt mindestens 80 % vom Gesamtgasgehalt) durch eine HIP-Behandlung ist von großer Bedeutung für die weitere Entwicklung des Verfahrens. Besonders trifft dies auf Druckgußteile zu, welche nach dem Gießen einen hohen Porositätsgrad aufweisen (Gesamtgasgehalt 10...15 cm³/100 g, Wasserstoffgehalt 2...3 cm³/100 g). In der Literatur gibt es dazu keine einheitliche Aussage über die Veränderung der Gasanteile beim HIP und KIP. Der insbesondere bei Druckgußteilen hohe Poreninnendruck verhindert – wenn das Gas im Metall unlöslich ist – zum einen das Schließen und vollständige Verschweißen der Poren, zum anderen kann es durch eine an das HIP/KIP anschließende Wärmebehandlung zu einer neuerlichen Aufweitung der Poren, d.h. zu einer Wiederrücknahme des Porenvolumenanteils kommen, wie dies auch in vorliegender Arbeit andeutungsweise beobachtet wurde. Das Gas kann aber auch mit der Metalloberfläche reagieren und nichtmetallische Einschlüsse (z.B. AlN) bilden. Es wäre zu untersuchen, wie sich diese auf die mechanischen Eigenschaften auswirken. Eine mögliche Lösung des Problems, den Gasgehalt im Gußstück zu verringern und damit die Effektivität der KIP/HIP-Behandlung zu erhöhen, könnte in der Anwendung einer vakuum-thermischen Behandlung (VTB) bei extrem niedrigem Druck ($\approx 5 \cdot 10^{-3}$ Pa) und den beim HIP üblichen Temperaturen und Zeiten liegen. Eine neue Technologie in Form der Kombination VTB+ KIP/HIP+WB könnte sich als sehr vorteilhaft erweisen.
3. Die vorliegende Arbeit zeigt, daß der Effekt einer HIP-Behandlung mit anschließender Wärmebehandlung hinsichtlich der Veränderung von 0,2%-Dehngrenze und Zugfestigkeit nur wenig größer ist als bei einer normalen Wärmebehandlung. Es wäre zu unter-

suchen, ob durch wesentliche Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit nach dem HIP in der gleichen Anlage die für die betreffende Legierung übliche Abschreckgeschwindigkeit der konventionellen Wärmebehandlung erreicht und dadurch ggf. auf die gesonderte Wärmebehandlung nach dem HIP verzichtet werden kann. Neben der angestrebten Steigerung der Festigkeitseigenschaften würde sich dadurch eine wesentliche Verringerung der Zykluszeiten und damit ein beträchtlicher ökonomischer Nutzen ergeben. Die Untersuchungen sollten in dieser Richtung weitergeführt werden.

4. Im Zusammenhang damit steht das Problem der Realisierung einer universellen Anlage zur kombinierten KIP+HIP-Behandlung, welche eine Variation sowohl der KIP- als auch der HIP-Parameter in weiten Bereichen ermöglicht, in der reale Gußteile nacheinander beide Behandlungen durchlaufen können. Dabei könnte – wie in Abschnitt 3.6 beschrieben – anstelle von Argon ein flüssiges Druckmedium zur Anwendung kommen, das sich gegenüber den zu behandelnden Werkstücken neutral verhält und nicht zu einer Oberflächenkontamination führt.
5. Wie aus den theoretischen Modellrechnungen in Abschnitt 3.4 hervorgeht, ist bei der Legierung AlSi6Cu4 der Temperatureinfluß auf die HIP-Dauer sechsmal so groß wie der Druckeinfluß. Im Hinblick auf eine weitere Verkürzung der Behandlungszeiten ist es daher ökonomisch sinnvoll, die anlagentechnische Weiterentwicklung in Richtung der Ausschöpfung der legierungsabhängigen Maximaltemperatur und nicht auf eine weitere Drucksteigerung zu lenken. Die Ergebnisse der Modellrechnungen sind durch weitere HIP-Versuche, möglichst auch an anderen Werkstoffen, zu überprüfen.

5. Zusammenfassung

In vorliegender Arbeit wird die Veränderung der sog. „statischen“, im einachsigen Zugversuch zu ermittelnden mechanischen Werkstoffkennwerte 0,2%-Dehngrenze, Zugfestigkeit und Bruchdehnung der Gußlegierungen AlSi6Cu4, AlSi7Mg und AlSi10Mg(Cu) durch heißisostatisches Pressen (HIP), kaltisostatisches Pressen (KIP) sowie erstmals durch eine kombinierte KIP+HIP-Behandlung untersucht. Obwohl das HIP als technologisches Verfahren zur Verringerung der Porosität von Gußteilen mit dem Ziel der Verbesserung der Festigkeitseigenschaften, oft in Verbindung mit einer anschließenden Wärmebehandlung, bereits seit längerer Zeit umfänglich praktiziert wird, basiert die praktische Durchführung hinsichtlich der zur Anwendung kommenden Prozeßparameter Preßdruck, Temperatur und Behandlungsdauer nach wie vor auf Erfahrungswerten. Die durch das HIP an Aluminiumgußteilen von verschiedenen Autoren erzielten Ergebnisse der Verbesserung bestimmter Werkstoffkennwerte weisen zum Teil große Unterschiede auf und werden daher mit Blick auf die Wirksamkeit des HIP oft unterschiedlich bewertet (Kapitel 1).

Ziel der eigenen Untersuchungen war es daher, zunächst für die HIP-Technologie systematische Untersuchungen an speziell gegossenen Proben aus den o.g. Legierungen, hauptsächlich an AlSi6Cu4, mit im Gußzustand definiert eingestellten Porositätswerten durchzuführen, wobei für die Prozeßoptimierung nicht nur die Veränderung der mechanischen Eigenschaften, sondern zum Zweck der Beurteilung der Effizienz des eigentlichen HIP-Effekts parallel dazu für die einzelnen Behandlungszustände zusätzlich die Veränderung der Porenmorphologie in Abhängigkeit von den Prozeßparametern verfolgt wurde. U.a. ist dies für die Ermittlung der zur Porenbeseitigung erforderlichen Mindest-HIP-Dauer von ausschlaggebender Bedeutung.

Zugleich konnte auf diesem Wege die damit zusammenhängende, bislang noch offene Frage geklärt werden, welcher Anteil der durch eine HIP-Behandlung hervorgerufenen Veränderung der Duktilitäts- und Festigkeitseigenschaften bei den untersuchten Legierungen auf die Porenreduzierung und welcher auf die mit dem HIP verbundene Wärmebehandlung zurückzuführen ist. Dazu war es notwendig, quantitative Zusammenhänge zwischen dem in den Gußproben vorhandenen Porenvolumen und den Zugversuch-Kennwerten herzustellen; dabei wurde auf geeignete analytische Beziehungen aus der Literatur zurückgegriffen (Kapitel 2).

Zu den Wirkungen des **heißisostatischen Pressens (HIP)** wurden mehr als 200 Proben aus den o.g. drei Al-Legierungen in den nachfolgend genannten Behandlungszuständen untersucht (Kapitel 3):

- Gußzustand
- alleinige Wärmebehandlung T6
- HIP ohne Wärmebehandlung
- HIP mit nachfolgender Wärmebehandlung.

Die Untersuchung aller drei Legierungen erfolgte bei den konstanten Prozeßparametern 500°C/150 MPa/180 min, die der Legierung AlSi6Cu4 zusätzlich bei variablen Prozeßparametern. Aus den Ergebnissen können hinsichtlich der Veränderungen der mechanischen Eigenschaften die folgenden Aussagen und Schlußfolgerungen abgeleitet werden:

1. Bei der 0,2%-Dehngrenze lassen sich – in Übereinstimmung mit den Ergebnissen anderer Autoren – durch eine alleinige HIP-Behandlung (ohne zusätzliche Wärmebehandlung) bei allen drei Legierungen nur geringe Steigerungsraten erzielen, welche sich allein auf die Porositätsreduzierung von ursprünglich 7,5 % auf ca. 0,5 % zurückführen lassen. Der daraus resultierende Zuwachs der Dehngrenze beträgt z. B. bei AlSi6Cu4 7 % (entspricht 11 MPa). Demgegenüber wurde durch eine alleinige T6-Wärmebehandlung ein beträchtlicher Anstieg der Dehngrenze um bis zu 130 % festgestellt, der durch eine vorausgehende HIP-Behandlung nur noch um den Porositätseffekt (7 %) geringfügig weiter gesteigert werden konnte.
2. Auch die Zugfestigkeit konnte durch alleiniges HIP prozentual nicht wesentlich angehoben werden, erst die Wärmebehandlung brachte – vor allem bei der zweit- und drittgenannten Legierung – einen deutlichen Zuwachs, welcher durch eine vorausgehende HIP-Behandlung nicht wesentlich verbessert werden konnte. Der durch HIP bewirkte Zuwachs ergibt sich hier wie bei der 0,2%-Dehngrenze aus der Porenreduzierung; die Rechnung liefert dafür bei der Legierung AlSi6Cu4 – in Übereinstimmung mit dem Experiment – eine Differenz von 13 %, entsprechend 25 MPa.
3. Bei der Bruchdehnung werden allein durch HIP erfahrungsgemäß sehr große Steigerungen erzielt; sie betrug hier bei AlSi6Cu4 über 400 %. Davon entfallen auf die Porenreduzierung lediglich ca. 35 %, der übrige Zuwachs ist auf die mit dem HIP verbundene Wärmebehandlung und die damit einhergehenden Gefügeveränderungen

zurückzuführen, hauptsächlich auf die Sphäroidisierung der spröden eutektischen Si-Phase. Eine alleinige Wärmebehandlung führte gegenüber dem Gußzustand sogar zu einer geringfügigen Verschlechterung, im Unterschied zu der sehr positiven Wirkung auf Dehngrenze und Zugfestigkeit. Auch eine an das HIP anschließende Wärmebehandlung brachte nicht den Effekt, der durch das alleinige HIP erzielt wurde.

4. Die mit dem Ziel der Prozeßoptimierung bei 500 °C, variablem Preßdruck und unterschiedlicher Behandlungsdauer durchgeführten HIP-Untersuchungen an AlSi6Cu4 ergaben, daß – abhängig vom Preßdruck und von der Anfangsporosität – im Vergleich zu den technologisch bislang üblichen Behandlungszeiten von oft mehreren Stunden die Porositätswerte bereits nach wesentlich kürzeren Zeiten auf unbedeutende Restwerte abfallen. So z.B. war bei einem Druck von 200 MPa schon nach 20 min die Porosität von anfänglich 7,5 % auf ca. 0,3 % abgefallen. Die erhaltenen Ergebnisse, welche auf der Grundlage der statistischen Versuchsplanung erhalten und graphisch aufbereitet wurden, lassen für die HIP-Praxis wichtige Rückschlüsse auf die zum Porenabbau notwendigen Mindest-Behandlungszeiten in Abhängigkeit von den Prozeßparametern zu.
5. Es konnte gezeigt werden, daß sich der experimentell ermittelte zeitliche Prozeßverlauf beim HIP durch ein von *Stroppe* entwickeltes theoretisches Modell, in welchem der HIP-Prozeß als ein zum diffusionsgesteuerten Kriechprozeß inverser Vorgang betrachtet wird, sehr gut beschreiben läßt. Auf dieser Grundlage kann der Einfluß der einzelnen Prozeßparameter auf den zeitlichen Ablauf der Porenreduzierung abgeschätzt und die für eine vollständige Porenbeseitigung erforderliche HIP-Dauer in Abhängigkeit von Temperatur, Preßdruck und Anfangsporosität im voraus berechnet werden. Für ausgewählte Parameter werden die Mindest-HIP-Zeiten berechnet und graphisch dargestellt.
6. Zusätzlich zu den HIP-Experimenten unter Argonatmosphäre wurden Untersuchungen mit flüssigem Druckmedium durchgeführt (LHIP). Die in unterschiedlichen Behandlungszuständen ermittelten Porositäten und mechanischen Eigenschaften sowie die Vor- und Nachteile sowie die Besonderheiten dieser Technologie werden dargestellt.

Mit dem Ziel, die Ausgangsbedingungen für eine HIP-Behandlung durch eine vorherige weitgehende Beseitigung der an der Gußteilerfläche vorhandenen sog. „offenen“ Porosi-

tät zu verbessern, wurden an AlSi6Cu4-Proben bei Raumtemperatur Untersuchungen zur Porenreduzierung durch **kaltisostatisches Pressen (KIP)** durchgeführt. Das technologische Verfahren wird beschrieben; die für verschiedene KIP-Parameter (Druck, Behandlungsdauer) gewonnenen Versuchsergebnisse werden dargestellt (Kapitel 4). Aus ihnen geht hervor:

7. Durch KIP konnte eine Reduzierung der mit der Oberfläche verbundenen Porosität um bis zu 20 % erreicht werden, wobei sich bei den verbliebenen „offenen“ Poren der durchschnittliche Wert des Durchmessers von 0,42 auf 0,28 mm verringerte. Zugleich ist damit eine Verbesserung der Oberflächenqualität verbunden.
8. Die durch KIP bewirkte anfängliche Abnahme der Porosität hängt erwartungsgemäß sehr stark von der Höhe des Preßdrucks ab, wobei die Zeiten, nach denen keine Veränderungen in der Porosität mehr festgestellt werden können, mit steigendem Druck immer kürzer werden. So z.B. wird die unterste erreichbare Grenze der Porosität von ca. 1 % bei einem Druck von 560 MPa bereits nach 3 min erreicht.
9. Die 0,2%-Dehngrenze von AlSi6Cu4 erfährt schon nach kurzen Preßzeiten eine deutliche Steigerung und strebt nach etwa 4 bis 6 min einem vom Preßdruck abhängigen oberen Grenzwert zu. Die gemessene prozentuale Steigerung von annähernd 28 % beträgt dabei etwa das Vierfache des Wertes, der sich aus der Porenreduzierung ergibt. Ursache dafür ist die mit dem KIP verbundene Kaltverfestigung. Der dadurch hervorgerufene Anstieg der Dehngrenze konnte aus der Zunahme der Versetzungsdichte, welche mit dem Transmissions-Elektronenmikroskop für den Gußzustand und für den verformten Zustand ermittelt wurde, berechnet werden.
10. Die Zugfestigkeit nimmt infolge KIP nur geringfügig zu, im vorliegenden Fall um etwa 12 %. Wie gezeigt werden konnte, liegt dieser Wert nur wenig über demjenigen, der sich aus der Porenreduzierung ergibt. Die für die Bruchdehnung gemessene, sehr geringe Veränderung liegt innerhalb der Meßgenauigkeit.

Die in dieser Arbeit erstmals praktizierte **Kombination KIP+HIP** führte zu folgenden Ergebnissen (Abschnitt 4.3):

11. Durch die KIP-Vorverformung, bei der in nur wenigen Minuten eine Restporosität von ca. 1 % erreicht wird, welche dann die Ausgangsporosität für die nachfolgende HIP-Behandlung darstellt, kann der Gesamt-Behandlungsprozeß KIP+HIP gegenüber dem konventionellen HIP-Verfahren entscheidend verkürzt werden (in dem hier untersuchten Fall von 32 min auf 11 min). Zusätzlich erhält man eine verbesserte Oberflächenqualität der behandelten Teile.

12. Die Gegenüberstellung aller im Rahmen dieser Arbeit untersuchten separaten und kombinierten Behandlungsverfahren für bestimmte gängige Parameterkombinationen zeigt, daß bei der Legierung AlSi6Cu4 die beiden Behandlungszustände
HIP 500 °C/ 150 MPa/ 60 min
KIP 480 MPa/5 min + HIP 500 °C/ 150 MPa/ 30 min
hinsichtlich der erreichbaren Optimalwerte für die mechanischen Eigenschaften in etwa gleichwertig sind, nicht jedoch hinsichtlich der Behandlungszeiten. Im ersten Fall ist die erforderliche Behandlungsdauer fast doppelt so lang.

13. Für den Gußzustand und die einzelnen Behandlungszustände wurde der sog. Qualitätsindex $Q = R_m + a \log A_5$ berechnet, welcher sich als merkmalsübergreifende Kenngröße für die Qualitätsbewertung von Al-Gußlegierungen bewährt hat. Dabei zeigte sich eine deutliche Differenzierung zwischen den verschiedenen Behandlungsarten, auf deren Grundlage eine quantitative Bewertung und ein objektiver Vergleich derselben möglich wird.

Abschließend werden zwei Vorschläge für einen geänderten Prozeßablauf unterbreitet, wie perspektivisch die isostatische Behandlung der gegossenen Teile gleich in der Gießerei in den Gesamt-Rohteilfertigungsprozeß mit integriert werden kann. In einem Ausblick wird auf noch offene Probleme und künftige Entwicklungen hingewiesen.

Schrifttum

- [1] *Buekenhout, L.*: Heiß-Isostatisches Pressen in der Gießtechnik. Bodycote IMT n.v. Metal Technology, Belgien (Firmenbericht).
- [2] *Hjort, C.G.; Eriksson, H.*: New areas for HIPping of PM components. Steel World Bd. 1 (1996) Heft 1, S. 87 - 90.
- [3] *Höner, K.U.; Groß, J.*: Bruchverhalten und mechanische Eigenschaften von Aluminium-Silicium-Gußlegierungen in unterschiedlichen Behandlungszuständen. Gie-Bereiforschung 44 (1992) Nr. 4, S. 146-160.
- [4] *Crane, L.W., Potter, I.A.*: Improvement of the Fatigue Properties of Investment-cast Steels as a Result of HIPping. Cast Metals (1992) Vol.2, Nr. 2, S. 92-94.
- [5] *Blurcjan, R.S.; Selichov, G.F.; Zalazinskij, M.G.; Larkin, A.V.; Nikitin, A.M.; Bljurcjan, D.R.*: Erfahrungen beim Heiß-Isostatischen Pressen von Gussteilen aus hochlegiertem Manganstahlguss (russisch). Litejnoe Proizvodstvo (1996) Heft 6, S. 8
- [6] *Bolton, J.*: Modern developments in sintered high speed steels. Metal Powder Report Bd. 51 (1996) Heft 1, Seite 30, 32 - 38.
- [7] *Medovar, B.I.; Saenko, V.Y.; Medovar, L.B.; Pomarin, Y.M.*: Prospects for using electroslag technology for producing structural materials based on Fe₃Al intermetallic compounds. Advances in Special Electrometallurgy, Bd. 13 (1997), Heft 2, S. 71-75.
- [8] *Somani, M.C.; Birla, N.C.; Tekin, A.*: Solid-state diffusion welding of wrought AISI 304 stainless steel Nimonic AP-1 superalloy powder by hot isostatic pressing. Welding Journal, New York, Bd. 77 (1998) Heft 2, S. 59- 65.
- [9] *Wilson, R.K.; Flower, H.L.; Hack, G.A.J.; Isobe, S.*: Nickel-base alloys for several environments. Advanced Materials & Processes, Bd. 149 (1996), Heft 3, S. 19 - 22.
- [10] *Keller, M.M.; Jones, P.E.; Porter-III W.J.; Eylon, D.*: The development of low-cost TiAl automotive valves. JOM - The Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Bd. 49 (1997) Heft 5, S. 42 - 44.
- [11] *Peters, M.; Kumpfert, J.; Leyens, C.*: Endkonturnahe Fertigung von Titanbauteilen. Titan und Titanlegierungen, Fortbildungsseminar, Köln, 17.-19. April (1996), S. 175 - 185, Frankfurt: DGM Informationsges.
- [12] *Khor, K.A.; Murakoshi, Y.; Takahashi, M.; Sano, T.*: Microstructure changes in plasma sprayed TiAl coatings after hot isostatic pressing. Journal of Materials Science Letters, Bd. 15 (1996) Heft 20, S. 1801 - 1804.

- [13] *She-Jihong; Jiang-Dongliang; Tan-Shouhong; Guo-Jingkun*: Hot isostatic pressing of hot-pressed SiC-TiC composites. *Journal of Hard Materials*, Bd.4 (1994) Heft 1 S. 11 - 18.
- [14] *Paray, F.; Gruzleski, J.E.*: Factors to consider in modification. *Transactions of the American Foundrymens Society*. Bd. 102 (1994) S. 833 - 842. Des Plaines: Am. Foundrym's Soc. ISBN 0-87433-129-3.
- [15] *Rading, G.O.; Li, J.; Berry, J.T.*: Fatigue crack growth in cast Al-Cu alloy A206 with different levels of porosity. *Transactions of the American Foundrymens Society*. Bd. 102 (1994) S. 57 - 61.
- [16] *Hanada, K.; Tan, M.J.; Murakoshi, Y; Negishi, H.; Sano, T.*: Influence of HIP parameters on mechanical properties of AA8090 (AlLiCuMgZr). 2nd Asia Pacific Conf. on Materials Processing, Singapore, 16. - 18. Nov. 1994. *Journ. of Mat. Processing Technology*, Bd. 48 (1995) Heft 1 - 4, S. 399 - 405.
- [17] *Postnikov, N.S.*: Betrachtungen zu den Gefüge- und Eigenschaftsveränderungen bei Gussteilen aus Aluminiumlegierungen beim Heiß-Isostatischen Pressen (russisch). *Litejnoe Proizvodstvo* (1993) Heft 4, S. 5 - 8.
- [18] *Kang, Wie-Soo*: Metallformspritzen (MFS) und Heiß-Isostatisches Pressen (HIP) von Formkörpern aus Ni3Al und Untersuchung ihres Festigkeitsverhaltens. Bericht 2724 des Forschungszentrums Jülich (KFA), Februar 1993.
- [19] *Lind, A.; Collen, J.; Englund, H.; Hjorth, C.G.; Zick, D.*: Hipped PM structural parts for nuclear fusion developments. *Powder Metallurgy*, Bd. 39 (1996) Heft 4, S. 248 - 249.
- [20] *Sun-Benshuang; Song-Xinghai*: Beryllium benefits from CIP/HIP pressing. *Metal Powder Report*, Bd. 51 (1996) Heft 5, S. 28 - 30.
- [21] *Tikhinsky, G.F.; Papirova, I.I.; Babun, A.V.; Bobylev, G.G.; Vasilev, A.A.*: New beryllium materials based on atomised powders. *Powder Metallurgy*, Bd. 37 (1994) Heft 3, S. 222 - 224.
- [22] *Knutson-Wedel, M.*: The microstructure of metal oxide additive silicon nitride ceramics. Dissertation Chalmers Univ. of Technology, Dept. of Phys., Bd. 1190 (1996) S. 1 - 63, Goeteborg: Chalmers Biblioteks Reproservice.
- [23] *Larker, R.; Nissen, A.; Pejryd, L.; Loberg, P.*: Diffusion bonding reactions between SiC/SiC composite and two superalloys during joining by hot isostatic pressing. *Acta Metallurgica et Materialia*, Bd. 40 (1992) Heft 11, S. 3129 - 3139.
- [24] *Weimar, P.; Krauss, W.*: Hot isostatic compaction of high Tc-superconductors: bulk specimen and wires. HIP 93, Hot Isostatic Pressing 93, Proc. of the Int. Conf., Antwerp, Apr. 21 - 23, (1994) S. 465 - 470; Amsterdam: Elsevier ISBN 0-444-89959-6.
- [25] *Robert, D.*: Developments in the Hipping of Castings. *Metal Asia*. Bd. 12 (1998) S. 18 - 28.

- [26] *Poor, D.*: Hot Isostatic Processing in Today's Market. Foundry. Bd. 6 (2000) S. 26 - 28.
- [27] DENSAL[®] - Mitt.
- [28] *Charma, C.C.*: Mechanical Properties of Hot Isostatically Pressed Aluminium-Silicon Castings, Scripta Metalurgica et Materialia, Bd. 26 (1992) S. 1153 - 1156.
- [29] *Paray, F.; Gruzleski, J.E.*: Microstructure – mechanical property relationships in a 356 alloy, Castmetals, Bd. 7 (1994) Heft 3, S. 153 - 163.
- [30] *Meyers, C.W.; Chou, J.S.*: Experimental Investigations of Determination in HIPed A356 Aluminium Castings, AFS Transactions, Bd. 99 (1991) S. 175 - 186.
- [31] *Mocarski, S.J.; Scarich, G.V.*: Effect of Hot Isostatic Pressure on Cast Aluminium Airframe Components AFS Transactions, Bd. 99 (1991) S. 77 - 81.
- [32] *Wekefield, G.R.; Sharp, R. M.*: Fatigue properties of hot isostatically pressed Al-10Mg casting. Materials Science and Technology, Bd. 8 (1992) Heft 12, S. 1125 - 1129.
- [33] *Hofer, W.*: Nachverdichten statt Nachgießen – Verbesserung der Eigenschaften von Gußwerkstoffen durch heißisostatisches Pressen. Geisserei. Heft 2/3 (1998) S. 45 - 49.
- [34] *Höner, K.U.; Groß, J.*: Mechanische Eigenschaften und Bruchverhalten von Aluminium-Silicium-Gußlegierungen. Gießerei 78 (1991), Nr. 18, S. 655 - 661.
- [35] *Höner, K.U.; Groß, J.*: Bruchverhalten und mechanische Eigenschaften von Aluminium-Silicium-Gußlegierungen in unterschiedlichen Behandlungszuständen. Gießereiforschung 44 (1992), Nr. 4, S. 146 - 160.
- [36] *Paray, F.; Gruzleski, J.E.*: Einfluß von Wärmebehandlung und Veredelung auf die mechanische Eigenschaften der Legierung G-AlSi7Mg, Gießerei-Praxis Nr. 15/16, (1996), S. 300 - 312.
- [37] *Lei, C.S.C.; Frazier, W.E.; Lee, E.W.*: The effect of Hot Isostatic Pressing on cast aluminum. JOM. Heft 9 (1997), S. 38 - 39.
- [38] *Zulfia, A.; Atkinson, H.V.; Jones, H.; King, S.*: Effect of hot isostatic pressing on cast A357 aluminium alloy with and without SiC particle reinforcement. Journal of materials science 34 (1999) Nr.17, S. 4305 - 4310.
- [39] *Turner, C.D.; Ashby, M.F.*: The cold isostatic pressing of composite powders. Acta Materialia, Bd. 44 (1996) Heft 11, S. 4521 - 4530.
- [40] *Ermer, D.*: Isostatische Pressen und seine Anwendungsmöglichkeiten. Fachberichte für Metallbearbeitung, Vol. 59, No. 11-12, (1982), S. 391 - 396.
- [41] *Ermer, D.*: Isostatische Pressen und seine Anwendungsmöglichkeiten, Teil II, Fachberichte für Metallbearbeitung, Vol. 60, No. 11-12, (1983), S. 497 - 502.

- [42] *Pedersen, J.; Macphee, D.E.*: Cold isostatic pressing of cement pastes to produce pore reduced cement. *Journal of the European Ceramic Society*, Bd. 18 (1998) Heft 14, S. 2089 - 2093.
- [43] *Zimmerman F.X.*: Isostatic pressing offers production advantages for complex shapes. *Ceramic Industry*. Bd. 148 (1998) Heft 3, S. 33 - 37.
- [44] *El Magd, E.; Ismail, Y.*: Influence of the reinforcement additions on the creep strength of dispersion strengthened aluminium alloys. *Metall - Internationale Zeitschrift für Technik und Wirtschaft*, Bd. 51 (1997) Heft 6, S. 311 - 317.
- [45] *Akimov, G.J.*: Kaltisostatisches Pressen als Verfahren zur Herstellung von Keramik mit guten physikalisch-mechanischen Eigenschaften. *Ogneupory*, (1998) Heft 8, S. 21 - 26.
- [46] *Lugscheider, E., Buerger, W., Broich, U.*: Development and characterization of joining techniques for dispersion-strengthened alumina. *Welding Journal*, Bd. 76 (1976) Heft 9, S. 349 - 355.
- [47] *Postnikov, N. S.*: Eigenschaftsveränderungen bei Gussteilen aus Aluminiumlegierungen beim Heiß-Isostatischen Pressen (russisch). *Litejnoe Proizvodstvo* (1992) Heft 3, S. 6 - 8.
- [48] *Geaman, V.*: The increase in use of isostatic processing for aluminium alloy casting. HIP 96, Hot Isostatic Pressing 96, Proc. of the Int. Conf. Andover, May 20-22, 1993, (1994) S. 221 - 223.
- [49] *Spade, A.T.*: Aluminium Casters Discuss Porosity, Melt Quality. *Modern Casting*, Nr.2 (1999), S.58 - 60.
- [50] *Budic, I.; Bonaacic-Mandinic, Z.*: Beitrag zur Kenntnis des Blasen Bildungsmechanismus in den Abgüssen. 62. Giesserei-Weltkongress. 23-26 April 1996, Philadelphia, Pennsylvania, USA.
- [51] *Major, J. F.*: Porosity Control and Fatigue Behavior in A356T61 Aluminium Alloy, *AFS Transactions*, V. 105, (1997), S. 901 - 906.
- [52] *Mashl, J.; Hebeisen, J. C.; Apelian, D.; Wang, Q.*: Hot Isostatic Pressing of A356 and 380/383 Aluminium Alloys. SAE 2000 World Congress Detroit, Michigan March 6-9, 2000.
- [53] *Otte, M.; Schneider, W.; StJohn, D.H.; Taylor, J.A.*: The influence of certain elements on porosity formation in an AlSi9Cu3 alloy. *Giessereiforschung* 53 (2001) Nr.1, S. 1 - 14.
- [54] *Boileu, J.M.*: The effect of Porosity Size on the Tensile Properties of a Cast 319-T7 Aluminium Alloy. *AFS, Des Plaines, III, Aluminium Division N2* (2001) S. 185 - 200.
- [55] *Chen, X.-G.; Engler, S.*: Hydrogen and Porosity in Aluminium-Silicon and Aluminium Silicon-Magnesium Alloys, *Metall.*, 45(10), 1991, S. 995 - 1000.

- [56] *Tynelius, K. E.*: A parametric Study of the Evolution of Microporosity in Al-Si Foundry Alloy, Ph. D. Thesis, Drexel University, Philadelphia; March 1992.
- [57] *Tynelius, K. E.; Major, J.; Apelian, D.*: A parametric Study of the Evolution of Microporosity in A356 Casting Alloy System“, AFS Transactions, V. 101, (1993), S. 401 - 413.
- [58] *Klinkenberg, F.J.; Engler, S.*: Gasgehalt und Porosität bei dickwandigem Aluminiumguß, Giesserei 85 (1998), Nr. 3/10, S. 38 - 44.
- [59] *Schindelbacher, G.*: Einfluß unterschiedlicher Porosität auf die mechanische Eigenschaften der Legierung GD-AlSi9Cu3, Giesserei-Praxis (1993) Nr.19, S. 381 - 392.
- [60] *Stroppe, H.*: Einfluß der Porosität auf die mechanische Eigenschaften von Gußlegierungen, Giessereiforschung 52 (2000), Nr. 2, S. 58 - 60.
- [61] *Blumenauer, H.*: Werkstoffprüfung. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, Stuttgart, 1994.
- [62] *Steeb, S., u. a..*: Zerstörungsfreie Werkstück- und Werkstoffprüfung. Expert Verlag, Ehningen 1993.
- [63] *Mnich, F.; Rudolf, C.; Bähr, R.*: Praktische Erfahrungen bei der Nutzung eines Computertomographen in einer Gießerei. Giesserei 87 (2000) Nr. 11.
- [64] *Mertz, A.*: Dichtemessung von Druckgußteilen als Qualitätskontrolle in Druckgießerei. 15.Aalener Gießereisymposium, 1994.
- [65] *Anson, P. J.; Gruzleski, J. E.*: A quantitative evaluation of the effect of hydrogen content on the relative amounts of shrinkage and gas microporosity in as cast Al-7% Si foundry alloys. Castexpo 99, St. Loise, Missouri, USA.
- [66] Giesserei Lexikon. Verlag Schiele & Schön, Berlin 1994, S.137.
- [67] *Stroppe, H.; Vovk, V.; Taran, V.*: Methode zur getrennten Bestimmung von Gasporosität und Lunkerung in Druckgußteilen. Giessereiforschung 52 (2000) Nr.4, S. 154 - 156.
- [68] *Krötsch, M.*: Physikalisches Praktikum für Anfänger. 7. Auflage, BG Teubner Verlagsgesellschaft, Leipzig, 1985.
- [69] *Meyers, C.W.; Chou, J.S.*: Experimental Investigations of Determination in HIPed A356 Aluminium Castings, AFS Transactions, Bd. 99 (1991) S. 175 - 186.
- [70] *Chou, J.S.; Meyers, C.W.*: A Statistical Model for Prediction the Fracture of Silicon Particles in HIPped A356 Aluminium Castings, AFS Transactions, Bd. 100 (1992) S. 165 - 173.
- [71] STAVEX 4.100. Statische Versuchsplanung mit Expertensystem, Mathematische Applikationen, 1995, Ciba-Geigy AG, Basel.

- [72] *Gauthier, J.; Samuel, F.H.*: Zugfestigkeitseigenschaften und Bruchverhalten der lösungsgeglühten Aluminiumlegierung G-AlSi6Cu4, Gießerei-Praxis Nr. 1/1998, S. 14 - 23.
- [73] *Wilkinson, D.S.*: Ph.D.Thesis, University of Cambridge, Cambridge, United Kingdom, 1977.
- [74] *Swinkels, F.B.; Wilkinson, D.S.; Arzt, E., und Ashby, M.F.*: Mechanisms of Hot-Isostatic Pressing, Acta Metall., 1983, Vol. 31, S. 1829-1840.
- [75] *Artz, E.; Ashby, M.F.; Easterling, K.E.*: Practical Applications of Hot-Isostatic Pressing Diagrams: Four Case Studies, Metall. Trans. A, 1983, Vol. 14A, S. 211 - 221.
- [76] *Helle, A.S.; Easterling, K.E.; Ashby, M.F.*: Hot-Isostatic Pressing Diagrams: New Developments, Acta Metall., 1985, Vol. 33, S. 2163 - 2174.
- [77] *Artz, E.*: Acta Metall., 1982, Vol. 30, S. 1883 - 1890.
- [78] *Gilman, P.S.; Gessinger, G.H.*: Powder. Met. Int., 1980, Vol. 12, S. 38 - 40.
- [79] *Abouaf, M.; Chenot, J.L.; Raison, G.; Bauduin, P.*: Int. J. Num. Methods Eng., 1988, Vol. 25, S. 191 - 212.
- [80] *Shima, S.*: Hot Isostatic Pressing: Theory and Applications, Proc 3rd Conf. on HIP, M. Koizumi, ed., Elsevier Science, Barking, 1992, S. 11 - 16.
- [81] *Mori, K.I.; Oskada, K.; Hirano, T.*: Hot Isostatic Pressing: Theory and Applications, Proc 3rd Conf. on HIP, M. Koizumi, ed., Elsevier Science, Barking, 1992, S. 29 - 34.
- [82] *Khazami-Zadeh, M., Petzold, F.*: Advances in Power Metallurgy and Particulate Materials, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, 1995, Vol. 2, S. 125 -128.
- [83] *Abouaf, M.; Chenot, J.L.*: J. Mecanique Theorique Appl., 1986, Vol. 5, S. 121 - 140.
- [84] *Atkinson, H.V.; Davies, S.*: Fundamental Aspects of Hot Isostatic Pressing: An Overview, Metallurgical and Materials Transactions, Vol. 31A, December 2000, S. 2981 - 3000.
- [85] *Schatt, W.*: Sintervorgänge - Grundlagen. Düsseldorf: VDI-Verlag, 1992.
- [86] *Geguzin, Ja. E.*: Physik des Sinters. Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1973.
- [87] *Stroppe, H.*: Einfluß der Prozeßgrößen auf die Porenreduzierung beim heißisostatischen Pressen (HIP). Veröffentlichung demnächst in „Giessereiforschung“. Herrn Prof. Stroppe (Institut für Fertigungstechnik im Automobilbau INFERTA, Magdeburg) danke ich für die Vorabüberlassung seiner Untersuchungsergebnisse.

- [88] *Stroppe, H.; Streitenberger, P.; Veit, P.*: Einfluß thermisch-mechanischer Langzeitbelastung auf die Mikrostruktur und das Verformungsverhalten warmfester Stähle. VIII.Symposium Verformung und Bruch, Techn. Univ. Magdeburg, 6. bis 8.9.1988.
- [89] *Stroppe, H.; Veit, P.; Streitenberger, P.; Srouji, F.*: Untersuchung des Kriechverhaltens von Stahlguß unter Berücksichtigung mikrostruktureller Schädigungsprozesse. Wiss. Zeitschr. Techn. Univ. Magdeburg 34 (1990) Heft 7, S. 66 - 74.
- [90] *Norton, S.M.*: Creep of steel at high temperature. McGraw-Hill, New-York 1928.
- [91] *Gallo, S.; Mus, C.*: Teksid. Innovation Technical Center. Metallurgical Science und Technology. Vol. 18(1) (2000) S. 30 - 31.
- [92] *Rossa, M.; Mus, C.*: Liquid hot isostatic pressing process to improve properties of thixoformed parts. Metallurgical Science und Technology. Vol. 18(2) (2000) S. 16-21.
- [93] *Scholl, G.; Gallo, S.; Mus, C.*: Eliminate aluminium casting porosity shrinkage via liquid HIPping. Modern Casting. Vol. 4 (2001) S. 37 - 38.
- [94] *Wang, Q.C.; Apelian, D.; Lados, D.A.*: Fatigue behavior of A356/357 aluminium cast alloys. Journal of Light Metals 1 (2001), S. 73 - 97.
- [95] *Vollertsen, F.; Vogler, S.*: Werkstoffeigenschaften und Mikrostruktur. Carl Hanser Verl. München/Wien, 1989.
- [96] *v. Heimendahl, M.*: Einführung in die Elektronenmikroskopie. Braunschweig: Vieweg + Sohn GmbH, Verlag, 1970.
- [97] *Bergmann, W.*: Werkstofftechnik. Teil 1. Grundlagen.- 2., durchges. Aufl., 1989.
- [98] *Drouzy, M.; Jacob, S.; Richard, M.*: Fonderie 32 (1976) Nr. 355, S. 139 - 147; Nr. 360, S. 345 - 349. - Interpretation of tensile results by means of quality index and probable yield strength. AFS Int. Cast. Metals Journ., Vol. 5 (1980) S. 43 - 50.
- [99] *Arbenz, H.*: Qualitätsbeschreibung von Aluminium-Gußstücken anhand von Gefügemerkmalen. Giesserei 66 (1979) Nr. 19, S 702 - 711.
- [100] Persönliche Mitteilung von *H. Stroppe*, Institut für Fertigungstechnik im Automobilbau (INFERTA), Magdeburg.

Verzeichnis der Bilder

	Seite
Bild 1. Einflußparameter beim HIP-Prozeß	9
Bild 2. Längsschnitt einer HIP-Anlage	9
Bild 3. Standardzyklus des HIP-Prozesses für eine Aluminium-Legierung (nach Höner und Groß [3])	10
Bild 4. Zugfestigkeit R_m von verschiedenen Al-Legierungen vor und nach einer HIP-Behandlung (nach [25 bis 33])	12
Bild 5. Bruchdehnung A_5 verschiedener Al-Legierungen vor und nach einer HIP-Behandlung (nach [25 bis 33])	12
Bild 6. Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A_5 von unverdichteten und heißisostatisch gepreßten Sandguß- (a und b) sowie Kokillengußproben (c und d) aus unbehandelten und behandelten Schmelzen einer Al-Si-Legierung in Abhängigkeit vom Si-Gehalt (aus [34, 35])	13
Bild 7. Schema des Prozeßverlaufs beim herkömmlichen HIP-Verfahren	16
Bild 8. Schema des Prozeßverlaufs beim innovativen KIP+HIP-Verfahren	16
Bild 9. Porositätsbeseitigung beim kombinierten KIP+HIP-Verfahren (im oberen Bildteil schematisch, im unteren Bildteil an Proben aus der Legierung AlSi6Cu4)	17
Bild 10. Einfluß der Porosität auf Zugfestigkeit und Bruchdehnung zweier Al-Legierungen (nach [56, 57])	19
Bild 11. Porenformen mit unterschiedlichem Rundheitsfaktor s (nach [59])	21
Bild 12. Abhängigkeit von 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und Zugfestigkeit R_m vom Porenvolumenanteil V_p bei gleichzeitig zunehmendem Rundheitsfaktor s von anfänglich 1,78 bis zu 1,98. Streubereich der experimentellen Werte nach [59]; darin: aus den Gleichungen (1) und (2) berechnete Verläufe	22
Bild 13. Abhängigkeit der Bruchdehnung A_5 vom Porenvolumenanteil V_p bei gleichzeitig zunehmendem Rundheitsfaktor s von anfänglich 1,78 bis zu 1,98. Streubereich der experimentellen Werte nach [59]; darin: aus Gleichung (3) berechneter Verlauf	22
Bild 14. Einfluß von Porenvolumenanteil und Porenform (Rundheitsfaktor s) auf Zugfestigkeit und 0,2%-Dehngrenze von AlSi6Cu4, berechnet nach den Gleichungen (1) bis (4)	23

Bild 15.	Einfluß von Porenvolumenanteil und Porenform (Rundheitsfaktor s) auf die Bruchdehnung von $AlSi_6Cu_4$, berechnet nach den Gleichungen (1) bis (4)	24
Bild 16.	Stufenkokille	28
Bild 17.	Gegossene Stufenprobe	28
Bild 18.	Abmessungen der untersuchten Zugproben in mm	29
Bild 19.	Dichte in den verschiedenen Stufen der Stufenprobe	29
Bild 20.	Porenflächendichte in den verschiedenen Stufen der $AlSi_6Cu_4$ -Proben im Guzustand	30
Bild 21.	Porenformen mit verschiedenem Rundheitsfaktor s , $V = 50 : 1$	31
Bild 22.	Dendritenarmabstand in Abhängigkeit von der Wanddicke der Stufenproben	31
Bild 23.	HIP-Anlage	33
Bild 24.	Verringerung der Porosität von drei Aluminiumlegierungen durch eine HIP-Behandlung	34
Bild 25.	Veränderung der 0,2%-Dehngrenze durch HIP und Wärmebehandlung (WB)	34
Bild 26.	Veränderung der Zugfestigkeit durch HIP und Wärmebehandlung (WB)	36
Bild 27.	Veränderung der Bruchdehnung durch HIP und Wärmebehandlung (WB)	37
Bild 28.	Siliciumauscheidungen im Gefüge von Proben aus $AlSi_6Cu_4$: a) Typische Gefüge von unbehandelten Proben vor dem HIP, b) Einfeldung der Siliciumlamellen beim HIP. Es sind jedoch auch noch einige längliche Teilchen zu erkennen	39
Bild 29.	Siliciumauscheidungen im Gefüge von Proben aus $AlSi_{10}Mg(Cu)$: a) Scharfkantige Lamellen im unbehandelten Ausgangszustand vor dem HIP, b) Unterteilung der Siliciumlamellen sowie Einfeldung der kleinen Teilchen beim HIP	39
Bild 30.	Al-Si-Zustandsdiagramm	41
Bild 31.	Änderung der Porosität in % in Abhängigkeit von Druck und Behandlungsdauer der HIP-Behandlung (A, B, C) ohne Wärmebehandlung, D mit Wärmebehandlung; HIP-Temperatur: 500 °C	43

Bild 32.	Kriechkurve (schematisch). 1 primärer, 2 sekundärer (stationärer), 3 tertiärer Kriechbereich	46
Bild 33.	Abhängigkeit der HIP-Dauer t^* einer Al-Legierung vom effektiven Preßdruck p für drei Temperaturen bei einer Anfangsporosität von 7,5 % (Modellrechnung)	48
Bild 34.	Abhängigkeit der HIP-Dauer t^* einer Al-Legierung von der Temperatur T für drei Preßdrücke bei einer Anfangsporosität von 7,5 % (Modellrechnung)	49
Bild 35.	Änderung der Zugfestigkeit durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C)	52
Bild 36.	Änderung von 0,2%-Dehngrenze durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C)	52
Bild 37.	Änderung der Bruchrechnung durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C)	53
Bild 38.	Langschnitt einer LHIP-Anlage nach [92]	54
Bild 39.	Versuchsanlage für die HIP-Behandlung mit flüssigem Medium (LHIP)	56
Bild 40.	Ergebnisse der Dichtemessungen vor/nach der HIP-Behandlung mit flüssigem Medium (LHIP)	56
Bild 41.	Mechanische Eigenschaften vor und nach einer HIP-Behandlung mit flüssigem Medium (LHIP)	57
Bild 42.	Versuchsanlage für das kaltisostatische Pressen	58
Bild 43.	Schematische Darstellung der Porenschließung beim KIP	60
Bild 44.	Änderung der offenen Porosität bei einer KIP-Behandlung 480 MPa/5 min (Legierung AlSi6Cu4), V 2:1. A – vor dem KIP, B – nach dem KIP	60
Bild 45.	Änderung der Porenform durch KIP-Behandlung A – typische Poren im Gußzustand, V 780:1; B – zusammengedrückte, nicht völlig geschlossene Pore, V 1200:1; C – zusammengedrückte, teilweise verschweißte Pore, V 660:1	61
Bild 46.	Änderung der 0,2% -Dehngrenze $R_{p0,2}$ von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen	64
Bild 47.	Änderung der Zugfestigkeit R_m von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen	64

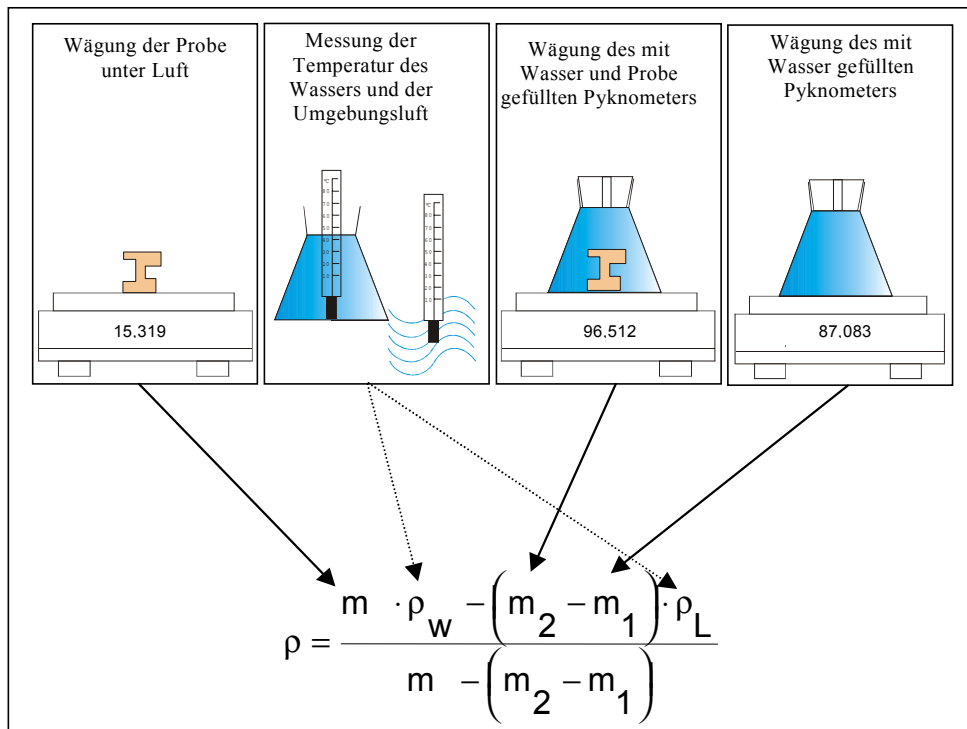
Bild 48.	Änderung der Bruchdehnung A_5 von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen	65
Bild 49.	Typische Versetzungslinien im Gußzustand A sowie nach einer KIP- Behandlung mit 480 MPa/ 5 min (Zustand B) der Legierung AlSi6Cu4; 19000:1	66
Bild 50.	HIP-Prozeß (A) mit 32 min bei 500 °C/150 MPa und innovativer Prozeß (B) mit 5 min KIP bei 20 °C/ 480 MPa + 6 min HIP bei 500 °C/150 MPa (Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)	69
Bild 51.	Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch verschiedene isostatische Behandlungen (Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)	71
Bild 52.	Änderung der mechanischen Eigenschaften durch Kaltverformung und anschließendes Rekristallisationsglühen R_m – Zugfestigkeit, R_p – Dehngrenze, A - Bruchdehnung (nach <i>Bergmann</i> [97])	72
Bild 53.	Probenlage im Zylinderkopf	73
Bild 54.	Mechanische Eigenschaften von AlSi6Cu4-Zylinderkopfproben nach verschiedenen isostatischen Behandlungen	74
Bild 55.	Qualitätsindex Q von AlSi6Cu4 für den Gußzustand (1), nach Verschiedenen isostatischen Behandlungen (2 bis 6) sowie nach alleiniger Wärmebehandlung (7)	76
Bild 56.	Bisheriger technologischer Ablauf	77
Bild 57.	Vorschläge für einen geänderten Prozeßablauf	78
Bild 58.	Durchführung des HIP in der Giesserei unmittelbar nach dem Gießen	78
Bild 58.	Durchführung des HIP in der Giesserei unmittelbar vor der Wärmebehandlung	79

Verzeichnis der Tabellen

	Seite
Tabelle 1. Chemische Zusammensetzung der Gußproben aus der Legierung AlSi6Cu4 [Gew.-%]	32
Tabelle 2. Technologische Parameter für die HIP-Behandlungen von AlSi6Cu4	40
Tabelle 3. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (Anfangsporosität $V_{P0} = 7,5$ %)	41
Tabelle 4. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (Anfangsporosität $V_{P0} = 5$ %)	42
Tabelle 5. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (Anfangsporosität $V_{P0} = 3$ %)	42
Tabelle 6. Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch verschiedene HIP-Behandlungen (HIP-Temperatur: 500 °C) (Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)	51
Tabelle 7. Für die Untersuchungen zum heißisostatischen Pressen mit flüssigem Medium (LHIP) verwendeter Versuchsplan	55
Tabelle 8. Technologische Parameter für KIP-Behandlungen	59
Tabelle 9. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen (Ausgangsporosität $V_{P0} = 7,5$ %)	62
Tabelle 10. Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch verschiedene KIP-Behandlungen (Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)	63
Tabelle 11. Parameter der kombinierten KIP+HIP- Behandlung	68
Tabelle 12. Änderung der Porosität V_P (%) von AlSi6Cu4 durch verschiedene kombinierte KIP+HIP-Behandlung	69
Tabelle 13. Änderung der mechanischen Eigenschaften von AlSi6Cu4 durch kombinierten KIP+HIP-Behandlung (Zu den Meßabweichungen s. Seite 50)	70

Anlagen 1 bis 7

Anlage 1: Dichtemessung mittels Pynknometer



Fehlerrechnung:

$$\Delta\rho = \left| \frac{\partial\rho}{\partial m} \right| \cdot \Delta m + \left| \frac{\partial\rho}{\partial m_1} \right| \cdot \Delta m_1 + \left| \frac{\partial\rho}{\partial m_2} \right| \cdot \Delta m_2 \quad \begin{array}{l} \Delta\rho_L \approx 0 \\ \Delta\rho_W \approx 0 \end{array}$$

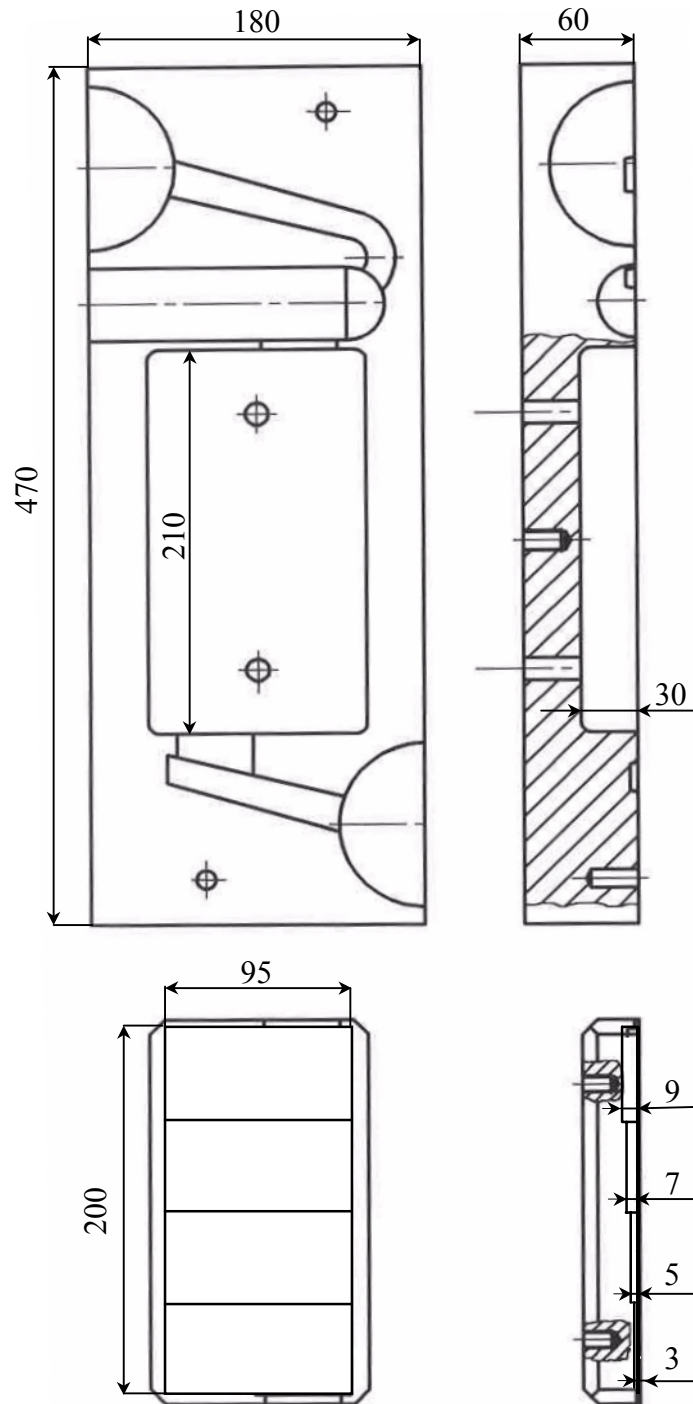
$$\frac{\partial\rho}{\partial m} = \frac{(\rho_L - \rho_W) \cdot (m_2 - m_1)}{(m - m_2 + m_1)^2}; \quad \frac{\partial\rho}{\partial m_1} = \frac{(\rho_L - \rho_W) \cdot m}{(m - m_2 + m_1)^2};$$

$$\frac{\partial\rho}{\partial m_2} = \frac{(\rho_W - \rho_L) \cdot m}{(m - m_2 + m_1)^2}$$

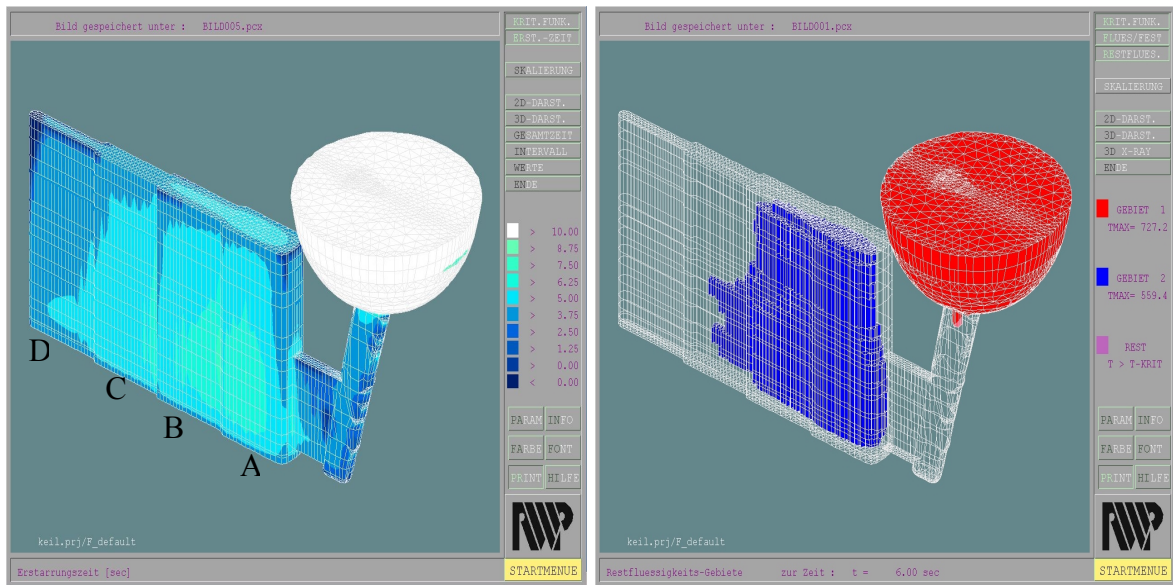
mit:

ρ	Dichte der Probe, g/cm ³
$\Delta\rho$	Mittlerer Fehler der Dichte, g/cm ³
$\Delta\rho_L$	Dichte der Luft, (1 g/cm ³)
$\Delta\rho_W$	Dichte des Wassers, (1,2·10 ⁻³ g/cm ³)
m	Masse der Probe an Luft, g
m_1	Masse des mit Wasser gefüllten Pynknometers, g
m_2	Masse des mit Wasser und Probe gefüllten Pynknometers, g

Der mittlere Fehler mit $\Delta m = \pm 0,0001$ g (Ungenauigkeit der Waage lt. Prospekt) sowie den im Bild angegebenen Werten für m , m_1 und m_2 wird: $\Delta\rho = \pm 0,0004$ g/cm³.

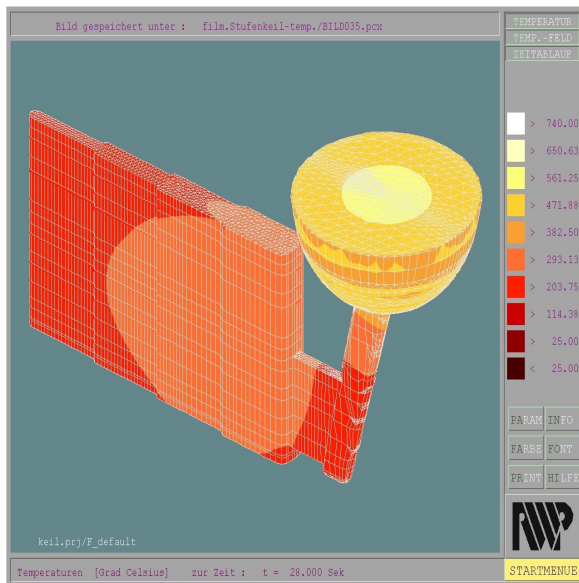
Anlage 2: Skizze der benutzten Stufenkokille in mm

Anlage 3: Erstarrungssimulation für die in Anlage 2 skizzierte Kokillenform



A

B



C

A - Erstarrungszeit (s);

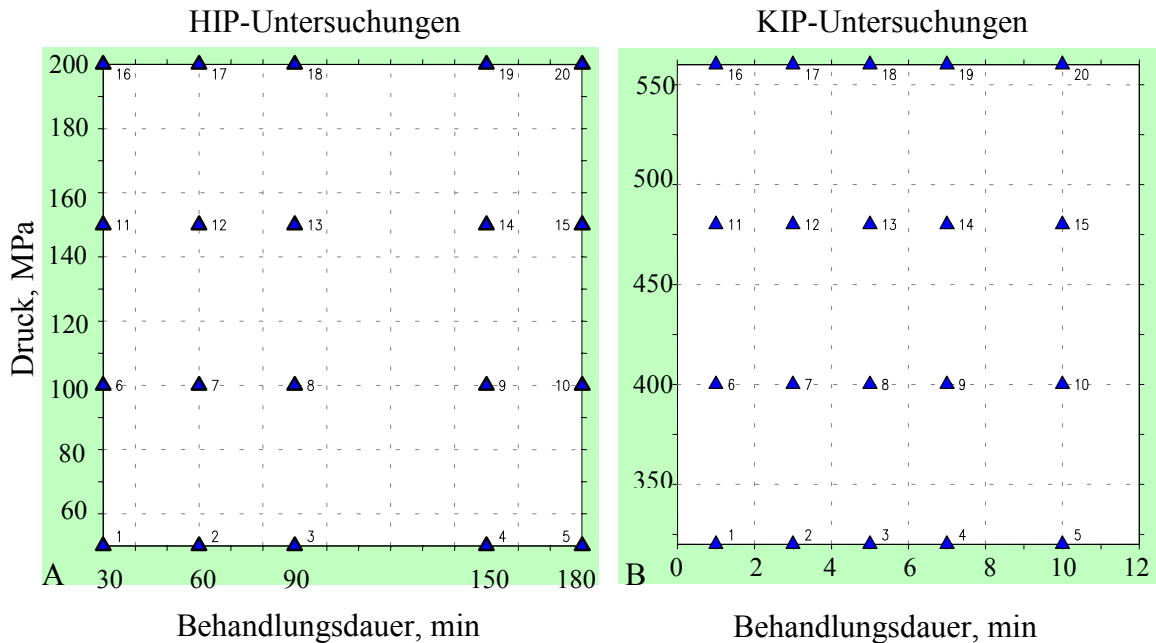
B - Restflüssigkeitsgebiete (°C)
Erstarrungszeit 6 s;

C - Temperaturfeld (°C)
Erstarrungszeit 28 s

Die Simulation (**Bild A**) zeigt, daß sich die Erstarrungsfront von der dünnen Stufe D zur dicken Stufe A bewegt und das Metall zuletzt in Stufe A nach $>8,75$ s und im Einguß nach >10 s erstarrt. Schon nach einer Erstarrungszeit von 6 s sind die Stufen D und C bereits fest, während die Stufe A (559 °C) und der Einguß (727 °C) noch flüssig sind (**Bild B**). Nach eine Abkühlungszeit von 28 s ist das gesamte Gußstück vollständig erstarrt, die Temperaturen betragen in der Stufe A >290 °C (**Bild C**). Der Einguß ist teilweise noch flüssig und liegt in Temperaturbereich zwischen 470 - 560 °C.

Anlage 4 : Technologische Parameter für die Wärmebehandlung

Legierung	Lösungs- glühtem- peratur [°C]	Lösungs- glühdauer [h]	Vorkühl- zeit [s]	Abschreckm edium / - temperatur [°C]	Ausla- gerungs- temperatur [°C]	Ausla- gerungs- dauer [h]
AlSi6Cu4	530	6	< 20	Wasser / 80	180	6,5
AlSi7Mg0,6	530	6	< 20	Wasser / 20	160	6,5
AlSi10Mg(Cu)	530	6	< 20	Wasser / 80	210	6,5

Anlage 5 : Realisierte Versuchspläne**Anlage 6** : Änderung der Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A_5 in Abhängigkeit von Druck und Behandlungsdauer der HIP-Behandlung; HIP-Temperatur: 500 °C.

Die zweidimensionalen Kurven für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A_5 berechnen sich in diesem Fall mit den nach STAVEX ermittelten Zahlenfaktoren zu

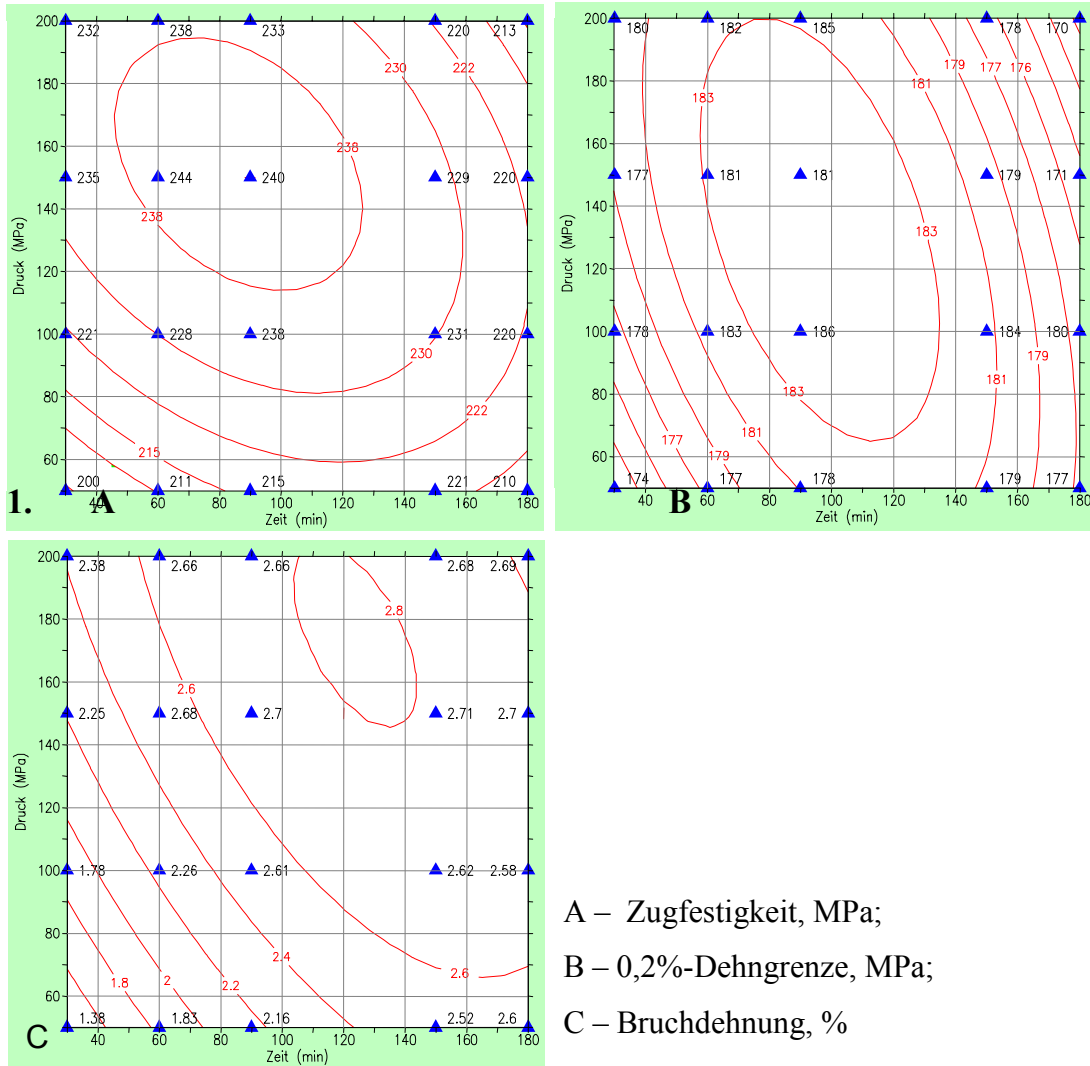
$$R_m = -(-0,0060040251 + 1,2988567(E - 0,5)x + 1,6993707(E - 0,5)y - 4,6371253(E - 0,8)x^2 - 3,2381956(E - 0,8)xy - 4,6036960(E - 0,8)y^2)^{-1,0000000};$$

$$R_{p0,2} = (-(-3,8920888(E - 0,5) + 1,1492317(E - 0,7)x + 6,0969733(E - 0,8)y - 4,4392942(E - 10)x^2 - 2,2072462(E - 10)xy - 1,5166007(E - 10)y^2))^{-0,5000000};$$

Zu Anlage 6:

$$A_5 = -0,14143911 + 0,14143911x + 0,014262419y - 5,4943627(E - 0,5)x^2 - 4,3884498(E - 0,5)xy - 2,6100000(E - 0,5)y^2.$$

Dabei ist x die Zeit (Behandlungsdauer) in min und y der Druck in MPa.



Aus den Werten der Tabelle zu Anlage 6 (nächste Seite) mit der ausgerechnete Anpassungsgüte R^2 ($R^2 = 0..1$) für

$$R_m: R^2 = 0,9608$$

$$R_{p0,2}: R^2 = 0,7511$$

$$A_5: R^2 = 0,9558.$$

Die Schätzungen der mittleren Modellabweichungen sind:

$$\Delta R_m = 2,6965 \text{ MPa};$$

$$\Delta R_{p0,2} = 2,4221 \text{ MPa};$$

$$\Delta A_5 = 0,0919 \text{ \%}.$$

Tabelle zu Anlage 6

Modellabweichungsanalyse beim HIP:

Versuch Nr.	Zugfestigkeit, MPa			0,2%-Dehngrenze, MPa			Bruchdehnung, %		
	Meßwert	Vorhersage	Abweichung	Meßwert	Vorhersage	Abweichung	Meßwert	Vorhersage	Abweichung
1	200.0000	201.2039	-1.2039	174.0000	172.7339	1.2661	1.3800	1.4118	-0.0318
2	211.0000	210.3403	0.6597	177.0000	177.7210	-0.7210	1.8300	1.8355	-0.0055
3	215.0000	216.3665	-1.3665	178.0000	180.8594	-2.8594	2.1600	2.1590	0.0010
4	221.0000	217.0438	3.9562	179.0000	180.5132	-1.5132	2.5200	2.5056	0.0144
5	210.0000	211.6243	-1.6243	177.0000	177.0658	-0.0658	2.6000	2.5286	0.0714
6	221.0000	221.5209	-0.5209	178.0000	176.8291	1.1709	1.7800	1.8784	-0.0984
7	228.0000	230.0470	-2.0470	183.0000	181.1935	1.8065	2.2600	2.2375	0.0225
8	238.0000	234.5712	3.4288	186.0000	183.4873	2.5127	2.6100	2.4965	0.1135
9	231.0000	230.1061	0.8939	184.0000	181.1174	2.8826	2.6200	2.7138	-0.0938
10	220.0000	221.6123	-1.6123	180.0000	176.7112	3.2888	2.5800	2.6723	-0.0923
11	235.0000	233.1765	1.8235	177.0000	179.1904	-2.1904	2.2500	2.2121	0.0379
12	244.0000	239.8162	4.1838	181.0000	182.7138	-1.7138	2.6800	2.5066	0.1734
13	240.0000	241.8618	-1.8618	181.0000	184.0217	-3.0217	2.7000	2.7009	-0.0009
14	229.0000	231.7786	-2.7786	179.0000	179.6711	-0.6711	2.7100	2.7891	-0.0791
15	220.0000	220.7700	-0.7700	171.0000	174.4774	-3.4774	2.7000	2.6829	0.0171
16	232.0000	232.9302	-0.9302	180.0000	179.5950	0.4050	2.3800	2.4127	-0.0327
17	238.0000	236.8003	1.1997	182.0000	182.1300	-0.1300	2.6600	2.6426	0.0174
18	233.0000	236.0565	-3.0565	185.0000	182.4078	2.5922	2.6600	2.7723	-0.1123
19	220.0000	221.5679	-1.5679	178.0000	176.3168	1.6832	2.6800	2.7313	-0.0513
20	213.0000	209.3364	3.6636	170.0000	170.5697	-0.5697	2.6900	2.5605	0.1295

Anlage 7 : Änderung der Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A_5 in Abhängigkeit von Druck und Behandlungsdauer der KIP-Behandlung; KIP-Temperatur: 20 °C.

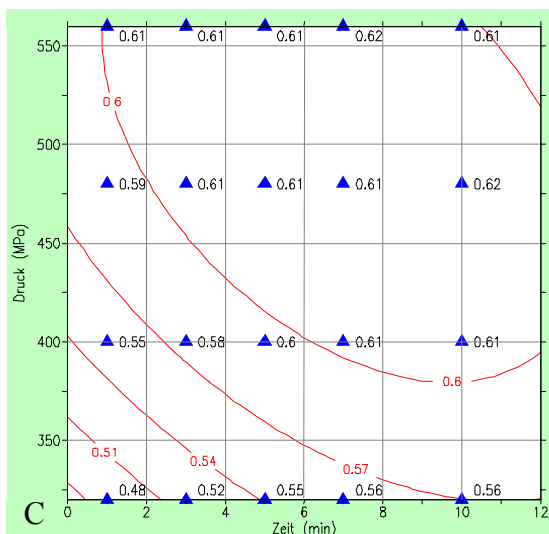
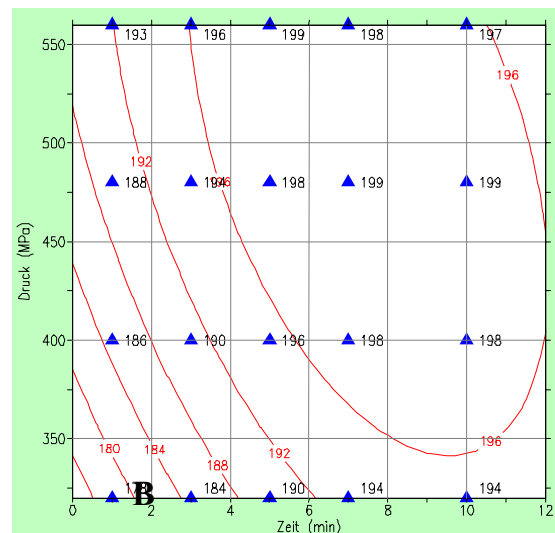
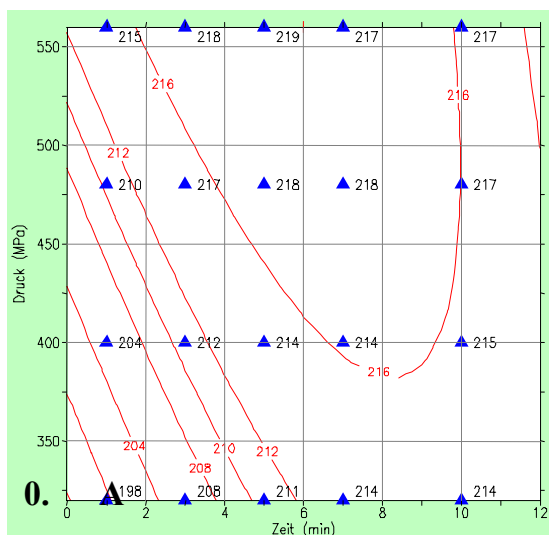
Die zweidimensionalen Kurven für die Zielgrößen R_m , $R_{p0,2}$ und A_5 berechnen sich mit den nach STAVEX ermittelten Zahlenfaktoren zu

$$R_m = 162,46215 + 6,1449952 x + 0,12373976 y - 0,22706928 x^2 - 0,0062961069 xy - 6,2500000(E - 0,5) y^2;$$

$$R_{p0,2} = 121,11330 + 6,1066331 x + 0,22215164 y - 0,21896083 x^2 - 0,0056301236 xy - 0,00017968750 y^2;$$

$$A_5 = -0,053059280 + 0,029511059 x + 0,0022905738 y - 0,00081517028 x^2 - 3,6168028(E - 0,5) xy - 3,6168028(E - 0,5) y^2.$$

Dabei ist x die Zeit (Behandlungsdauer) in min und y der Druck in MPa.



A – Zugfestigkeit, MPa;

B – 0,2%-Dehngrenze, MPa;

C – Bruchdehnung, %

Zu Anlage 7:

Aus den Werten der Tabelle zu Anlage 7 (nächste Seite) mit der ausgerechnete Anpassungsgüte R^2 ($R^2 = 0 \dots 1$) für

$$R_m: R^2 = 0,9430$$

$$R_{p0,2}: R^2 = 0,9823$$

$$A_5: R^2 = 0,9684.$$

Die Schätzungen der mittleren Modellabweichungen sind:

$$\Delta R_m = 1,4648 \text{ MPa};$$

$$\Delta R_{p0,2} = 0,8976 \text{ MPa};$$

$$\Delta A_5 = 0,0078 \text{ \%}.$$

Tabelle zu Anlage 7

Modellabweichungsanalyse beim KIP:

Nr.	Zugfestigkeit, MPa			0,2%-Dehngrenze, MPa			Bruchdehnung, %		
	Meßwert	Vorhersage	Abweichung	Meßwert	Vorhersage	Abweichung	Meßwert	Vorhersage	Abweichung
1	198.0000	199.5621	-1.5621	178.0000	177.8878	0.1122	0.4800	0.4890	-0.0090
2	208.0000	206.0060	1.9940	184.0000	184.7461	-0.7461	0.5200	0.5184	0.0016
3	211.0000	210.6334	0.3666	190.0000	189.8527	0.1473	0.5500	0.5412	0.0088
4	214.0000	213.4442	0.5558	194.0000	193.2077	0.7923	0.5600	0.5575	0.0025
5	214.0000	214.2544	-0.2544	194.0000	194.9556	-0.9556	0.5600	0.5698	-0.0098
6	204.0000	205.3576	-1.3576	186.0000	184.8595	1.1405	0.5500	0.5524	-0.0024
7	212.0000	210.7941	1.2059	190.0000	190.8170	-0.8170	0.5800	0.5760	0.0040
8	214.0000	214.4141	-0.4141	196.0000	195.0228	0.9772	0.6000	0.5930	0.0070
9	214.0000	216.2175	-2.2175	198.0000	197.4769	0.5231	0.6100	0.6035	0.0065
10	215.0000	215.5167	-0.5167	198.0000	197.8737	0.1263	0.6100	0.6071	0.0029
11	210.0000	210.3531	-0.3531	188.0000	189.5313	-1.5313	0.5900	0.5898	0.0002
12	217.0000	214.7822	2.2178	194.0000	194.5879	-0.5879	0.6100	0.6075	0.0025
13	218.0000	217.3948	0.6052	198.0000	197.8929	0.1071	0.6100	0.6188	-0.0088
14	218.0000	218.1909	-0.1909	199.0000	199.4462	-0.4462	0.6100	0.6235	-0.0135
15	217.0000	215.9790	1.0210	199.0000	198.4917	0.5083	0.6200	0.6184	0.0016
16	215.0000	214.5485	0.4515	193.0000	191.9030	1.0970	0.6100	0.6011	0.0089
17	218.0000	217.9703	0.0297	196.0000	196.0588	-0.0588	0.6100	0.6131	-0.0031
18	219.0000	219.5756	-0.5756	199.0000	198.4630	0.5370	0.6100	0.6186	-0.0086
19	217.0000	219.3643	-2.3643	198.0000	199.1155	-1.1155	0.6200	0.6175	0.0025
20	217.0000	215.6413	1.3587	197.0000	196.8097	0.1903	0.6100	0.6037	0.0063