



Fakultät für Maschinenwesen
Lehrstuhl für Umformtechnik und Gießereiwesen

Heißisostatisches Pressen von Aluminium- und Magnesiumguß

Markus Ostermeier

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Maschinenwesen der
Technischen Universität München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. habil. Rudolf Schilling

Prüfer der Dissertation:

1. Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hartmut Hoffmann
2. Univ.-Prof. Dr. mont. habil. Ewald Werner

Die Dissertation wurde am 15. Januar 2009 bei der Technischen Universität München eingereicht und durch die Fakultät für Maschinenwesen am 12. Mai 2009 angenommen.

Vorwort

Per aspera ad astra. Mit Mühen zu den Sternen. Jetzt stellt sich nur die Frage, ob die Sterne der Mühe wert sind, um sich auf den Weg zu machen. Oder nur ihr Glanz lockt und blendet. Denn am Ende kommt man ihnen wahrscheinlich nur ein kleines Stück näher und weiß nicht viel mehr als zuvor. Es fehlt die nötige Höhe. Nur wenigen wird die Gnade zuteil, auf die Schultern von Giganten steigen zu können, um von dort einen weiteren Blick in die Welt hinein zu haben.

Für alle andern, also auch für mich, gibt es glücklicherweise die Normen des DIN. Diese helfen in jeder Lebenslage. Sei es bei den ‚Grundlagen der Meßtechnik‘ oder ‚Zahlenangaben‘, sei es bei ‚Gliederung und Benummerung in Texten‘ oder dem ‚Zugversuch‘. Für die Feldarbeit selbst, gibt es dann nur Sams Motto: „Such, Fiffi such“ und die Hoffnung, nicht zu sehr ins Unendliche zu schweifen und sich nicht im Theoretischen zu verlieren, sondern mit klarem Blick und ausdauernden Fingern die wesentlichen Dinge festzuhalten. Denn man wird schnell feststellen: „There’s never enough time to do all the nothing you want“.

Am Ende erwacht dann die Erkenntnis, daß der Weg das Ziel war, und die Sterne nicht so wichtig sind. Viel wertvoller als die Ergebnisse sind die Begegnungen, die Geduld und die Unterstützung, die man erfährt. Und auch wenn dieser Seitenrand groß ist, ist er nicht groß genug, um allen zu danken, denen Dank gebührt. So möchte ich nur einige wenige namentlich hervorheben:

Professor Hartmut Hoffmann danke ich für die Möglichkeit, zu promovieren. Andreas Fuhrmann danke ich für die unzähligen Proben, die er mir angefertigt hat, und Alois Huber dafür, daß diese auch alle heißisostatisch gepreßt wurden. Michaela Brummer und Leopold Meier danke ich für die ausdauernde Gesprächs- und Lesebegleitung während sich der Text scheinbar schichtenweise herauschälte. Professor Ewald Werner danke ich für die immer lehrreichen und oft unterhaltsamen Diskussionen und für einen Blick auf das Rüstzeug, das notwendig wäre, um weiter in unerforschtes Terrain vorzudringen.

Meinem Bruder und meinen Schwiegereltern danke ich, daß ich auf ihre Hilfe bauen konnte. Meinen Eltern danke ich, weil ich auf ihren Schultern stehen durfte und darf. Vor allem aber danke ich meiner Frau, die das Entstehen von Wissenschaft immer geduldig und mit dem notwendigen Humor begleitet hat und mir eine große Stütze war und ist.

Und da man, worüber man weiter nicht sprechen kann, schweigen soll, gebührt die letzte Anmerkung Shaun: „Määhh...“.

Abstract

This doctoral thesis investigated the effects of hot isostatic pressing (HIP) on aluminium and magnesium castings. Hot isostatic pressing is used to eliminate pores in castings. Castings may contain defects such as shrinkage or interior porosity being responsible for deteriorating mechanical properties and increasing scatter of such properties, e. g. elongation at fracture or fatigue strength. In the literature hot isostatic pressing is considered to be an efficient technique to remove porosity and thus improve mechanical properties of cast alloys. Therefore, castings will be subjected to a certain pressure and temperature over a specific period of time.

Research assumes that the closure of pores is the main reason for the improvement of mechanical properties. Many other factors are also of significant importance, such as the shape and distribution of the pores or microstructural features as dendrite arm spacing or shape of second phase particles. Neither the cause nor the effects are completely known because up to now no exhaustive details on the effects of HIP on microstructural features are available.

Thus the influence of HIP on the magnesium alloy AZ91 and the non-hardening aluminium alloy AlSi9 is investigated. Therefore, the three process parameters pressure, temperature, and time were systematically varied, based on statistical design of experiments. The resulting changes in yield strength, tensile strength, elongation at fracture, and fatigue strength were explained by microstructural modifications. The origination of new precipitation, the spheroidisation of existing precipitation, and the change in solution hardening were decisive, besides the closure of pores. Hence, a new HIP-process for aluminium castings is suggested herein.

Kurzfassung

Gußbauteile sind oft nicht porenfrei. Poren beeinflussen jedoch die mechanischen Eigenschaften von Gußbauteilen, insbesondere Bruchdehnung und Schwingfestigkeit, negativ. Mit Hilfe des Heißisostatischen Pressens (HIP) kann Porosität nachträglich verringert, respektive vollständig beseitigt werden. Dies wird durch gleichzeitiges Einwirken von Druck und Temperatur für eine bestimmte Zeit erreicht. Dadurch verbessern sich üblicherweise die mechanischen Eigenschaften der behandelten Bauteile.

Bisherige Forschungsarbeiten zum Heißisostatischen Pressen von Aluminiumguß untersuchten deshalb in erster Linie den Einfluß des Heißisostatischen Pressens auf die Porosität und die daraus resultierenden Veränderungen mechanischer Eigenschaften. Die Ergebnisse sind uneinheitlich. Für Dehngrenze und Zugfestigkeit wurden sowohl Verschlechterungen als auch Verbesserungen festgestellt. Für Bruchdehnung und Schwingfestigkeit hingegen ergeben sich übereinstimmend Verbesserungen. Ein direkter Vergleich der verschiedenen Forschungsergebnisse ist aber ohnedies schwierig, da die Versuchsbedingungen (z.B. Legierung, Prozeßparameter) unterschiedlich waren.

In der vorliegenden Forschungsarbeit wurde deshalb der Einfluß des Heißisostatischen Pressens auf eine Magnesiumgußlegierung (MgAl9Zn1) und eine naturharte Aluminiumgußlegierung (AlSi9) systematisch untersucht. Alle drei Parameter Druck, Temperatur, Zeit wurden basierend auf einer statistischen Versuchsplanung variiert. Die daraus resultierenden Änderungen von Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Schwingfestigkeit werden anhand ausführlicher Gefügeuntersuchungen erklärt. Neben dem Porenschließen sind die Bildung von neuen Ausscheidungen, die Einformung bestehender Ausscheidungen und eine Änderung der Mischkristallhärte für eine Änderung der mechanischen Kennwerte entscheidend. Darauf aufbauend wird ein neue Verfahrensvariante zum Heißisostatischen Pressen von Aluminiumgußbauteilen vorgeschlagen.

Inhaltsverzeichnis

| | | |
|----------|---|-----------|
| 1 | Einleitung | 1 |
| 1.1 | Gießen..... | 1 |
| 1.2 | Heißisostatisches Pressen | 3 |
| 1.3 | Heißisostatisches Pressen von Gußbauteilen..... | 6 |
| 2 | Literaturüberblick..... | 8 |
| 2.1 | Magnesium..... | 8 |
| 2.2 | Aluminium | 8 |
| 2.3 | Zusammenfassung..... | 15 |
| 3 | Zielsetzung und Lösungsansatz | 16 |
| 3.1 | Vorbemerkungen..... | 16 |
| 3.2 | Magnesium..... | 17 |
| 3.3 | Aluminium | 18 |
| 4 | Versuchsplanung | 19 |
| 4.1 | Versuchsparameter | 19 |
| 4.1.1 | Heißisostatisches Pressen..... | 19 |
| 4.1.2 | Mechanische Eigenschaften..... | 20 |
| 4.1.3 | Gefügeeigenschaften..... | 20 |
| 4.2 | Versuchsreihen..... | 21 |

| | | |
|----------|--|-----------|
| 4.2.1 | Übersicht | 21 |
| 4.2.2 | Versuchsreihe A – Magnesium..... | 22 |
| 4.2.3 | Versuchsreihe B – Aluminium | 23 |
| 4.2.4 | Versuchsreihe C _I – Druck | 24 |
| 4.2.5 | Versuchsreihe C _{II} – Fertigung..... | 25 |
| 4.2.6 | Versuchsreihe C _{III} – Abkühlgeschwindigkeit | 25 |
| 4.2.7 | Versuchsreihe C _{IV} – Ausgangszustand..... | 27 |
| 4.3 | Versuchsabläufe..... | 27 |
| 5 | Versuchseinrichtungen | 33 |
| 5.1 | Vorbemerkungen..... | 33 |
| 5.2 | Sandlasersinteranlage..... | 33 |
| 5.3 | Preißguß-Anlage | 33 |
| 5.4 | Funkenemissionsspektrometer | 34 |
| 5.5 | Waage | 34 |
| 5.6 | Pyknometer | 34 |
| 5.7 | Tastschnittgerät..... | 37 |
| 5.8 | Heißisostatische Presse..... | 39 |
| 5.9 | Universal-Zug-Druck-Prüfmaschine | 41 |
| 5.10 | Schwingprüfmaschinen..... | 42 |
| 5.11 | Härtemessgerät..... | 43 |
| 5.12 | Lichtmikroskop..... | 43 |
| 5.13 | Rasterelektronenmikroskop | 43 |

| | | |
|----------|---|-----------|
| 6 | Versuchsdurchführung..... | 44 |
| 6.1 | Vorbemerkungen..... | 44 |
| 6.2 | Fertigung der Gußformen..... | 44 |
| 6.3 | Rohprobenabguß..... | 46 |
| 6.4 | Probenkennzeichnung..... | 48 |
| 6.5 | Mechanische Fertigung..... | 50 |
| 6.5.1 | Probentyp R..... | 51 |
| 6.5.2 | Probentyp D..... | 51 |
| 6.5.3 | Probentyp Z..... | 52 |
| 6.5.4 | Probentyp A..... | 52 |
| 6.6 | Ultraschallreinigung..... | 53 |
| 6.7 | Messung der chemischen Zusammensetzung..... | 53 |
| 6.8 | Messung der Rauheit..... | 53 |
| 6.9 | Messung der Masse..... | 54 |
| 6.10 | Messung des Volumens..... | 54 |
| 6.11 | Heißisostatisches Pressen..... | 54 |
| 6.12 | Wärmebehandlung..... | 56 |
| 6.13 | Messung des Durchmessers..... | 56 |
| 6.14 | Messung der statischen Kennwerte..... | 57 |
| 6.15 | Messung der Schwingenspielzahl..... | 57 |
| 6.16 | Messung der Härte..... | 58 |
| 6.17 | Metallographische Gefügeuntersuchung..... | 60 |

| | |
|---|-----------|
| 6.18 Rasterelektronenmikroskopische Bruchflächenuntersuchung | 60 |
| 6.19 Aufbereitung der Meßdaten | 60 |
| 6.19.1 Masse | 60 |
| 6.19.2 Volumen | 61 |
| 6.19.3 Dichte..... | 62 |
| 6.19.4 Übrige Kennwerte | 63 |
| 6.19.5 Statistische Bewertung der Meßdaten | 63 |
| 6.19.6 Darstellung der Meßdaten | 64 |
| 7 Ergebnisse für Magnesium..... | 65 |
| 7.1 Vorbemerkungen..... | 65 |
| 7.2 Eigenschaften im Ausgangszustand | 65 |
| 7.3 Änderung der Werkstoffeigenschaften..... | 69 |
| 7.4 Mechanische Eigenschaften | 75 |
| 7.4.1 Statische Kennwerte..... | 75 |
| 7.4.2 Dynamische Kennwerte..... | 81 |
| 7.5 Zusammenfassung..... | 83 |
| 8 Ergebnisse für Aluminium | 85 |
| 8.1 Vorbemerkungen..... | 85 |
| 8.2 Mechanische Eigenschaften | 85 |
| 8.3 Gefügeeigenschaften | 98 |
| 8.3.1 Oberflächenrauheit | 99 |

| | | |
|-----------|--|------------|
| 8.3.2 | Dendritencharakteristik..... | 100 |
| 8.3.3 | Ausscheidungen | 101 |
| 8.3.4 | Mischkristallverfestigung | 108 |
| 8.3.5 | Porosität..... | 123 |
| 8.4 | Zusammenhänge zwischen den mechanischen Eigenschaften und den Gefügeeigenschaften | 130 |
| 8.4.1 | Oberflächenrauheit | 132 |
| 8.4.2 | Dendritencharakteristik..... | 139 |
| 8.4.3 | Ausscheidungen | 140 |
| 8.4.4 | Mischkristallverfestigung | 141 |
| 8.4.5 | Porosität..... | 143 |
| 8.5 | Optimale Prozeßparameter | 147 |
| 8.6 | Zusammenfassung..... | 151 |
| 9 | Zusammenfassung und Ausblick | 153 |
| 9.1 | Vorbemerkungen..... | 153 |
| 9.2 | Magnesium..... | 154 |
| 9.3 | Aluminium | 155 |
| 10 | Verzeichnisse..... | 158 |
| 10.1 | Abkürzungen..... | 158 |
| 10.2 | Symbole | 159 |
| 10.3 | Abbildungen | 162 |
| 10.4 | Tabellen | 172 |

Inhaltsverzeichnis

| | |
|---|------------|
| 10.5 Literatur | 175 |
| 10.6 Normen | 183 |
| 10.7 Schutzrechte | 183 |
| 10.8 Studienarbeiten | 184 |
| 11 Anhang | 185 |
| 11.1 Versuchsreihe A – Magnesium | 185 |
| 11.2 Versuchsreihe B – Aluminium..... | 194 |
| 11.3 Versuchsreihe C _I – Druck | 203 |
| 11.4 Versuchsreihe C _{II} – Fertigung | 207 |
| 11.5 Versuchsreihe C _{IV} – Ausgangszustand..... | 209 |

1 Einleitung

1.1 Gießen

Gießen ermöglicht es wie kein anderes Fertigungsverfahren, Bauteile mit komplexer Geometrie in wenigen Fertigungsschritten kostengünstig herzustellen. Zudem lassen sich die Bauteileigenschaften durch die entsprechenden Verfahrensparameter innerhalb einer großen Bandbreite variieren, zum Beispiel über Gießverfahren, Legierungszusammensetzung und Schmelzebehandlung. Allerdings bringt Gießen auch verfahrensbedingte Nachteile mit sich, wie etwa unerwünschte Einschlüsse oder Poren (vgl. Abbildung 1.1) im Werkstoffgefüge [GARA87, S. 405; GLEN76, S. 1; RAN06, S. 80].

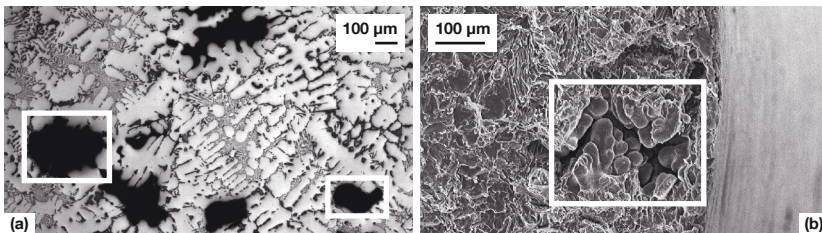


Abbildung 1.1 Lichtmikroskopische (a) und rasterelektronenmikroskopische (b) Aufnahme von Poren

Porosität läßt sich oftmals nicht vermeiden. Da Bauteile in den wenigsten Fällen gerichtet, sondern vielmehr von mehreren Stellen aus zeitgleich erstarren, können sich abgeschlossene Bereiche mit Restschmelze bilden. Gleichzeitig verringern Metalle beim Übergang vom flüssigen in den festen Zustand meist ihr Volumen (vgl. Tabelle 1.1). Deshalb entsteht in diesen Bereichen Schwindporosität. [GARA87, S. 405]

1 Einleitung

Tabelle 1.1 Beispiele für die Volumenänderung von Metallen und Halbmetallen beim Erstarren nach G. Gottstein [GOTT98, S. 341] und Magnesiumtaschenbuch [ALUM00, S. 155]

| Element | Al | Cu | Mg | Si | Zn |
|----------------|-------|-------|----|-----|------|
| ΔV [%] | -6,26 | -4,25 | -4 | +10 | -4,7 |

Werden während des Gießprozesses Gase eingeschlossen, bevorzugt beim Druckgießen zum Beispiel Luft, oder verringert sich die Löslichkeit von Gasen im Kristallgitter mit sinkender Temperatur, wie zum Beispiel von Wasserstoff in Aluminium (vgl. Abbildung 1.2), so entsteht Gasporosität.

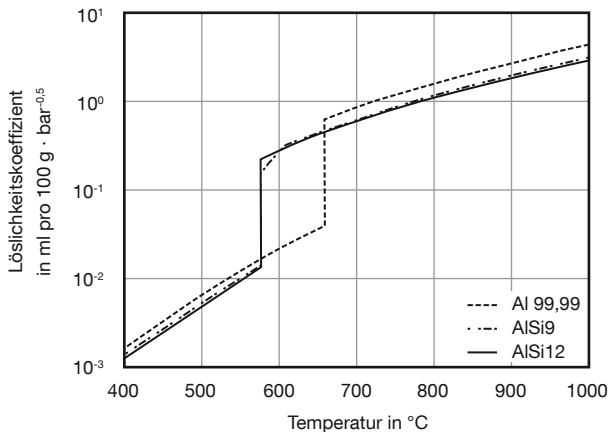


Abbildung 1.2 Abhängigkeit der Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminiumgußlegierungen von Temperatur und Siliziumgehalt bei vollständigem Diffusionsausgleich während der Erstarrung nach P. Lutze [LUTZ90, S. 742]

Unabhängig von Art und Herkunft sind Poren nachteilig für die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen. Sie unterbrechen die Gefügematrix, verringern damit den tragenden Querschnitt und entfalten je nach Form und Verteilung eine mehr oder weniger ausgeprägte Kerbwirkung. Deshalb wird versucht, Porosität zu vermeiden. [GLEN76, S. 2f.; RAN06, S. 80]

Möglichkeiten hierfür sind ausgeklügelte, aber aufwendige Gießverfahren, wie zum Beispiel Preßgießen (engl.: squeeze casting), oder eine besonders sorgfältige Schmelzebehandlung. Dadurch lassen sich Lufteinschlüsse oder Oxideinschlüsse und Wasserstoffporosität weitgehend verhindern. Dennoch läßt sich Porosität aus den verschiedensten Gründen oftmals nicht ganz vermeiden. Bei hohen Qualitätsansprüchen an das Bauteil ist es deshalb notwendig, dieses nachzubehandeln, zum Beispiel durch Imprägnieren oder Heißisostatisches Pressen (HIP). [GARA87, S. 405; GLEN76, S. 1ff.; ROBE01, S. 20]

1.2 Heißisostatisches Pressen

Beim Heißisostatischen Pressen werden porige Bauteile für eine bestimmte Zeit hohem Druck und hoher Temperatur ausgesetzt. Dadurch verringert sich die Porosität oder die Poren werden unter Umständen vollständig beseitigt und mechanische Kennwerte wie Zugfestigkeit, Bruchdehnung und Schwingfestigkeit (vgl. Abbildung 1.3) verbessern sich merklich. [BAYE89, S. 58; BARI79, S. 108f.; GLEN76, S. 3ff.; RAN06, S. 80; ROBE01, S. 20; US6146477; US6648993]

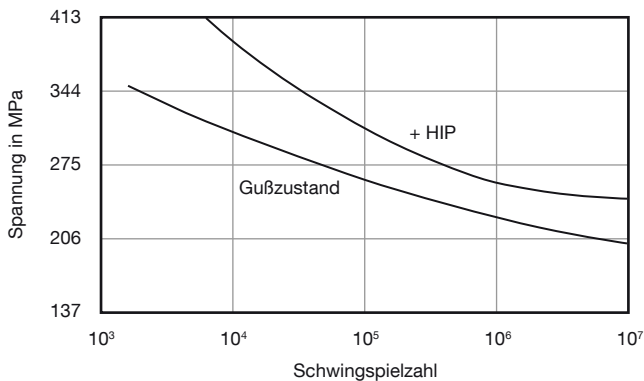


Abbildung 1.3 Schwingfestigkeit von Proben aus TiAl6V4 im Gußzustand und nach zusätzlichem Heißisostatischem Pressen nach H. Atkinson [ATKI91, S. 16]

Heißisostatisches Pressen (engl.: hot isostatic pressing oder hot isostatic processing) hatte seinen Ursprung 1955 in der Forschungsarbeit von vier Wissenschaftlern des Battelle Memorial Institute, USA: H. Saller, E. Hodge, S. Paprocki und R. Dayton. Sie arbeiteten daran, Brennstäbe für Nuklearreaktoren aus verschiedenen Materialien durch „bonding under hydrostatic pressure“ [CA680160, S. 2] herzustellen. Deshalb wurde das Verfahren anfänglich als ‚gas pressure bonding‘ bezeichnet. Hierbei werden die verwendeten Materialien durch Diffusionsschweißen miteinander verbunden. [ANON78, S. 465; BARI79, S. 108; BAYE89, S. 58; INOU92, S. 93; RICH85, S. 303; SEIL90, S. 33; ZIMM94, S. 289]

Im ersten Anspruch des ihnen 1964 erteilten Patents beschreiben H. Saller et al. den Ablauf ihres Verfahrens, der sich im Kern auch fr heutige HIP-Anwendungen nicht geändert hat:

A process for bonding materials comprising the steps: assembling the materials in close proximity, evacuating the space between the materials, surrounding the entire assembly by an inert gas under superatmospheric pressure, heating the assembly in the pressurized gas to at least the plastic flow point of one of the materials but below the melting point of any of the materials for a period of time sufficient to form an integral bond between the materials and cooling the assembly to room temperature. [CA680160, S. 14]

Da die entsprechende Anlagentechnik zu dieser Zeit noch in den Kinderschuhen steckte, und die anfangs erreichbaren Temperaturen und Drücke mit 830 °C und 69 MPa zu gering waren, um die besonderen Wärmetransportphänomene unter Druck effizient nutzen zu können, mündeten die ersten Bemühungen nicht in einen breiten industriellen Einsatz. In dieser Zeit wurden jedoch die theoretischen Grundlagen für spätere Verfahrensvarianten gelegt. [INOU92, S. 93]

In den darauffolgenden Jahren entwickelten sich die verschiedenen Verfahrensvarianten und die Anlagentechnik weiter. Bereits in den 1970er Jahren konnten Temperaturen von 1000 °C und Drücke bis 100 MPa erreicht werden. Zusätzlich

vergrößerte sich der Nutzraum. Inzwischen sind Temperaturen von 2000 °C und Drücke bis 200 MPa technisch problemlos möglich, und die Anlagen werden nicht nur hinsichtlich Temperatur, Druck und Größe individuell an die jeweilige Anwendung angepaßt. [ANON78, S. 466; INOU92, S. 93ff.; RICH85, S. 303]

Diffusionsschweißen, obwohl es der Ausgangspunkt für das HIP war, gewann erst Mitte der 1970er Jahre wieder an Bedeutung. Heute wird es vor allem verwendet, um Verbundwerkstoffe zum Beispiel für Förderschnecken herzustellen. [BAYE89, S. 58ff.; DE055193; INOU92, S. 94; RICH85, S. 303; SEIL90, S. 37]

Die Verfahrensvariante, die als erstes in industriellem Umfang genutzt wurde, war das Drucksintern von Metallpulvern. Die ursprüngliche Motivation war die Suche nach einem Verfahren, um Bauteile aus dem teuren Werkstoff Beryllium wirtschaftlich herzustellen. Versuche mit Pulvern aus weiteren, vor allem hochschmelzenden Werkstoffen folgten, und die Möglichkeit, Schnellarbeitsstähle mit hervorragenden mechanischen Eigenschaften zu produzieren, verhalfen dem HIP zum Durchbruch. Neben diesen sind heute auch Bauteile aus Nickelbasis- und Cobaltbasissuperlegierungen, aus Titanlegierungen und aus keramischen Pulvern üblich. [INOU92, S. 94ff.; SEIL90, S. 33ff.]

Der eben genannten Verfahrensvariante sehr ähnlich ist das Nachverdichten von gesinterten Bauteilen, dem nach wie vor größten Anwendungsfeld. Drucklos gesinterte Körper haben eine Restporosität, die erst durch das nachfolgende HIP beseitigt werden kann:

In the manufacture of hard metal alloys by sintering it is often desirable that the density of the material should be increased as much as possible since such materials have to meet high requirements as to the mechanical properties. For this purpose it has been suggested to carry out the sintering process in a suitable mold with simultaneous application of pressure. (...) This invention has for its object to remove these difficulties and this result is obtained by heating the previously shaped body, in a sintering manner and, for the purpose of increasing the density, then increasing the pressure of the gaseous atmosphere,

preferably reducing atmosphere, of the surroundings with continued heating. [US2263520, S. 1]

Vor allem das Nachverdichten von Hartmetalllegierungen, doch mittlerweile auch das Heißisostatische Pressen von keramischen Werkstoffen ist weit verbreitet. [INO92, S. 94ff.; RICH85, S. 305; SEIL80, S. 925; SEIL90, S. 33]

1.3 Heißisostatisches Pressen von Gußbauteilen

Das Heißisostatische Pressen von Gußbauteilen ist eine weitere bedeutende Verfahrensvariante. Bereits um 1965 arbeitete Alcoa daran, Fehler in gegossenen Dieselmotorkolben aus Aluminium mit Hilfe des HIP zu beseitigen, um die Schwingfestigkeit zu verbessern:

Fatigue strength of aluminum or aluminum alloy castings is improved by subjecting them to isostatic pressure at an elevated temperature for a sufficient time to heal micropores. [US3496624, S. 1]

Die Schwingfestigkeit konnte verzehnfacht werden. Trotz dieses Erfolgs setzte sich die neue Anwendungsmöglichkeit anfangs nicht in der Praxis durch. Erst 1972 wurden die Potentiale von General Electric neu entdeckt und durch die US Air Force intensiv untersucht. Schwerpunkt waren Titan- und Nickelbasis-superlegierungen. Im Jahr 1975 ging die weltweit erste Anlage in Betrieb, um Gußbauteile in industriellem Maßstab zu behandeln. Seit Ende der 1970er Jahre ist die HIP-Behandlung für einige Bauteile der Luft- und Raumfahrtindustrie obligatorisch.

Anfang der 1990er Jahre rückten Aluminiumgußlegierungen wieder verstärkt in den Mittelpunkt der Untersuchungen und die Firma Bodycote brachte eine eigens entwickelte Verfahrensvariante namens Densal[®] auf den Markt, die speziell auf das Heißisostatische Pressen von Aluminiumgußlegierungen zugeschnitten ist. [ANON78, S. 466; GLEN76; INOU92, S. 94ff.; ROBE01, S. 20]

In neuester Zeit wird daran gearbeitet, die bisher separat stattfindende Wärmebehandlung in den HIP-Prozeß zu integrieren [DIEM04; AMBO02, S. 288f.; US0221932; US6524409; US6533997]. Denn vereinfacht betrachtet ist Heißisostatisches Pressen „(...) a heat treating process in a pressurized atmosphere.“ [INO92, S.97]

Doch obwohl inzwischen neue Verfahrenskombinationen entwickelt werden und die positiven Effekte des HIP auf Gußbauteile aus Aluminium bereits Mitte der 1960er Jahre gezeigt werden konnten, sind zahlreiche Aspekte nach wie vor unzureichend erforscht.

2 Literaturüberblick

2.1 Magnesium

Im Gegensatz zu Aluminium liegen zum Heißisostatischen Pressen von Magnesiumguß keine ausführlichen Untersuchungen vor. Lediglich M. Beghi et al. [BEGH03] untersuchten die Auswirkungen eines ähnlichen Verfahrens, dem Liquid Hot Isostatic Pressing (LHIP), auf Magnesiumguß. Sie stellten acht Zugproben der Magnesiumlegierung QE22A im Sandguß her und untersuchten diese. Nach einer Wärmebehandlung wurden je zwei Proben zusätzlich mit den Parametern Druck $p = 101 \text{ MPa}$, Temperatur $T = 390 \text{ °C}$ und Zeit $t = 40 \text{ s}$ bzw. $p = 105 \text{ MPa}$, $T = 412 \text{ °C}$ und $t = 40 \text{ s}$ behandelt. Sie konnten im Zugversuch keine Unterschiede zwischen den unbehandelten und den behandelten Proben feststellen.

M. Beghi et al. unterteilen das Porenschließen in zwei Stufen. In der ersten Stufe werden die Poren rasch durch plastische Deformation geschlossen. In der zweiten Stufe wird durch die Selbstdiffusion von Metallatomen ein weiteres Schrumpfen der Poren und ein Verschweißen der zusammengefalteten Porenoberfläche bewirkt. Sie kommen aufgrund einer Betrachtung der stattfindenden Diffusionsvorgänge zu dem Schluß, daß die Temperatur bei ihren Versuchen zu niedrig oder die Zeit zu kurz war, um ein effizientes Ausheilen der Poren zu erreichen.

2.2 Aluminium

Es liegen eine Reihe von Veröffentlichungen über das Heißisostatische Pressen von Aluminiumguß vor. Diese sind jedoch uneinheitlich. In einem großen Teil wird lediglich darauf hingewiesen, daß die mechanischen Eigenschaften durch Heißisostatisches Pressen verbessert werden können. Teilweise wird dies durch Kennwerte belegt, teilweise werden die verwendeten oder empfohlenen Prozeßparameter erwähnt. Bei den wenigen ausführlicheren Untersuchungen

liegt der Schwerpunkt hinsichtlich Legierungen, Prozeßparameter, Auswahl mechanischer Kennwerte auf unterschiedlichen Aspekten. Diese sind deshalb schwer zu vergleichen. Für den anschließenden Überblick über repräsentativ ausgewählte Literatur wird daher folgender Aufbau verwendet: Übersicht über die beschriebenen Legierungen, die zugrunde liegenden Gießverfahren, die verwendeten Prozeßparameter und die oftmals anschließende Wärmebehandlung. Es schließt sich eine Beschreibung der mechanischen Kennwerte und der als verantwortlich festgestellten Veränderungen der Gefügeeigenschaften an.

Beim Heißisostatischen Pressen von Aluminiumguß werden in erster Linie ausschcheidungshärtbare Legierungen betrachtet. Untersuchungen der Legierung AlSi7Mg (A356, A357) werden u.a. von L. Cescini [CESC08], M. Diem [DIEM04], M. Garat [GARA87], G. Glenn [GLENN76], G. Ran [RAN06] und Y. Skrinski [SKRI02] beschrieben. Von Y. Skrinski wurden ebenfalls die Legierungen AlSi10Mg(Cu) und AlSi6Cu4 untersucht. Über die Legierung AlSi5Cu1 (A355) berichtet M. Glenn und über die Legierung AlCu4,5Mg (A204) L. Cescini. Eine Forschungsarbeit, die sich im Gegensatz dazu mit dem naturharten Legierungssystem Aluminium-Silizium beschäftigt, wurde von J. Groß [GROS92] durchgeführt. Er untersuchte Reinaluminium und Aluminium mit jeweils 3, 5, 7, 9, 11 und 13 % Siliziumanteil. Die erwähnten Legierungen wurden teilweise veredelt (z.B. mit Natrium oder Strontium) und/oder korngefeint (z.B. mit AlTi5B).

Als Gießverfahren, um die Proben herzustellen, werden Sandguß [CESC08; GARA87; GROS92; RAN06] oder Kokillenguß [GROS92; SKRI02] genannt.

Die verwendeten Prozeßparameter – Druck, Temperatur und Zeit – werden nicht bei allen Veröffentlichungen angegeben [DIEM04; GLEN76]. Beim überwiegenden Teil der Arbeiten wurden die Prozeßparameter nicht variiert. L. Cescini, M. Garat und G. Ran verwendeten zum Beispiel einen Druck von 100 MPa, eine Temperatur von 520 °C und eine Zeit von 2 h. Hingegen verwendete J. Groß 100 MPa, 520 °C und 3 h. Lediglich Y. Skrinski variierte für eine der von ihm untersuchten Legierungen, AlSi6Cu4, die Parameter Druck (50, 100, 150, 200 MPa) und Zeit (0,5, 1, 1,5, 2,5, 3 h).

Bei vielen Versuchen mit ausscheidungshärtbaren Legierungen schloß sich an das HIP eine Wärmebehandlung an (z. B. T4 oder T6) [CESC08; GARA87; RAN06; SKRI02]. Die verwendeten Prozeßparameter sind jedoch teilweise unterschiedlich. M. Garat zum Beispiel verwendete als Lösungsglühtemperatur $T_L = 545^\circ\text{C}$ und als -zeit $t_L = 10\text{h}$ und als Auslagerungstemperatur $T_A = 170^\circ\text{C}$ und als -zeit $t_A = 6\text{h}$. L. Cescini jedoch verwendete für die gleiche Legierung $T_L = 353^\circ\text{C}$, $t_L = 10\text{h}$ und $T_A = 165^\circ\text{C}$, $t_A = 8\text{h}$.

Die überwiegende Zahl der Arbeiten betrachtet sowohl die statischen als auch die dynamischen Eigenschaften. Ein kleiner Teil konzentriert sich auf nur einen Aspekt [GROS92; SKRI02]. Dehngrenze und Zugfestigkeit verbessern sich in den meisten Untersuchungen kaum [SKRI02, S. 34f.]. Im Gegensatz dazu konnten bei der Bruchdehnung deutliche Steigerungen, teilweise um mehr als das Doppelte, festgestellt werden [SKRI02, S. 37]. Durchwegs die größte Verbesserung, bis zum Zehnfachen, konnte bei der Schwingfestigkeit festgestellt werden. Zusätzlich verringerte sich häufig die Streuung des jeweils betrachteten Kennwertes [RAN06, S. 83].

Zum Einfluß einer dem HIP folgenden Wärmebehandlung gibt es widersprüchliche Aussagen. Es wurde sowohl eine Verbesserung als auch eine Verschlechterung der Kennwerte festgestellt. Einige Autoren führen dies auf ein neuerliches Öffnen der Poren zurück, andere können das nicht bestätigen [SKRI02, S.43f.; GARA87, S. 407f.].

Beim Heißisostatischen Pressen führen jedoch alle Autoren die Verbesserung der mechanischen Eigenschaften auf das vollständige oder teilweise Schließen von Poren zurück. Dies wurde von Y. Skrinski, basierend auf Arbeiten von H. Stroppe [STRO00], detailliert untersucht. H. Stroppe stellte die nachfolgend beschriebenen Zusammenhänge zwischen Porosität und Dehngrenze, Zugfestigkeit bzw. Bruchdehnung fest.

Im Vergleich zu der Dehngrenze $R_{p0,2}^0$ eines porenfreien Bauteils ist die Dehngrenze $R_{p0,2}$ eines ‚porösen‘ Bauteils um den prozentualen Anteil an Porenvolumen V_p niedriger.

$$R_{p0,2} = R_{p0,2}^0 \cdot (1 - V_P) \quad (2.1)$$

Für die Zugfestigkeit ist der Zusammenhang ähnlich. Nur, daß hier auch die Form der Poren einen Einfluß hat. Dies wird über den sogenannten Rundheitsfaktor s berücksichtigt.

$$R_m = R_m^0 \cdot (1 - s \cdot V_P) \quad (2.2)$$

Dieser errechnet sich aus dem Porenumfang U_p und der Porenfläche A_p . Für einen Kreis nimmt der Rundheitsfaktor den geringstmöglichen Wert von eins an (vgl. Abbildung 2.1).

$$s = \frac{U_p^2}{4 \cdot \pi \cdot A_p} \geq 1 \quad (2.3)$$



Abbildung 2.1 Schematische Poren und dazugehörige Rundheitsfaktoren nach G. Schindlbacher [SCH193, S. 383]

Bei der Bruchdehnung A sind die Zusammenhänge komplexer. Hier müssen zusätzlich der Elastizitätsmodul E und der Verfestigungsexponent n einbezogen werden.

$$A = \frac{1}{E} \cdot \left(\frac{R_m}{R_{p0,2}^{1-n}} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (2.4)$$

In seinen Untersuchungen konnte Y. Skrinski mit Hilfe der genannten Zusammenhänge die Verbesserung von Dehngrenze und Zugfestigkeit auf eine Reduktion der Porosität zurückführen [SKRI02, S. 38]. Die Verbesserung der Bruchdehnung überstieg jedoch den theoretisch vorhergesagten Anstieg, was laut Y. Skrinski auf weitere Gefügeveränderungen zurückzuführen sei. Zum Porenschließen merkt er an:

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. [SKRI02, S. 42]

In Anlehnung an H. Stroppe beschreibt Y. Skrinski das Porenschließen als ein dem „Zeitstandversuch inversen Prozeß“, bei dem die gleichen diffusionsgesteuerten, mikrostrukturellen Vorgänge, die beim Zeitstandversuch zu Porenbildung und -wachstum führen, beim HIP ein Porenschließen bewirken [SKRI02, S. 45].

Da sich die Porosität ab einem bestimmten Punkt nicht mehr ändert, führt er weitere Verbesserungen auf eine Sphärodisierung der Silizium-Ausscheidungen zurück [SKRI02, S. 39]. Die Sphärodisierung der Silizium-Ausscheidungen konnten auch von J. Groß und G. Ran festgestellt werden. Darüber hinaus hat Y. Skrinski auch den Einfluß von HIP auf den Dendritenarmabstand (DAS) betrachtet und kommt wie andere Autoren [RAN06, S. 81] zu dem Ergebnis, daß sich dieser nicht ändert [SKRI02, S. 31]. Ran konnte zusätzlich die Bildung von Subkorngrenzen beobachten [RAN06, S. 83]. J. Groß weist überdies auf die Änderung der Mischkristallhärte hin.

Da Y. Skrinski für eine Legierung die Prozeßparameter Druck und Zeit variierte, konnte er den Einfluß sich ändernder Prozeßparameter darstellen (vgl. Abbildung 2.2 bis 2.4).

Er zeigt, daß sowohl Zugfestigkeit als auch Dehngrenze und Bruchdehnung mit steigendem Preßdruck und zunehmender Zeit ein Maximum erreichen, das bei niedrigerem Druck bei höheren Behandlungszeiten liegt [SKRI02, S. 50]. Den Einfluß der Temperatur – diese wurde in seinen Untersuchungen nicht variiert – beschreibt er mit Hilfe von Modellrechnungen. Er kommt zu dem Schluß, daß sich die HIP-Dauer durch eine Temperaturerhöhung wesentlich mehr (6 ×) als durch eine Druckerhöhung verkürzen läßt [SKRI02, S. 81].

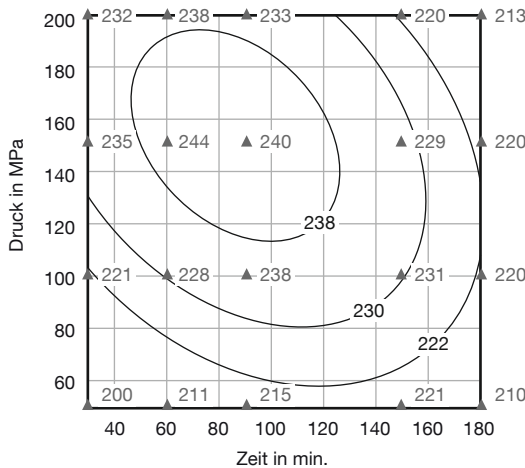


Abbildung 2.2 Abhängigkeit der Zugfestigkeit in MPa von Druck und Zeit nach Y. Skrinski [SKRI02, S. 103]

2 Literaturüberblick

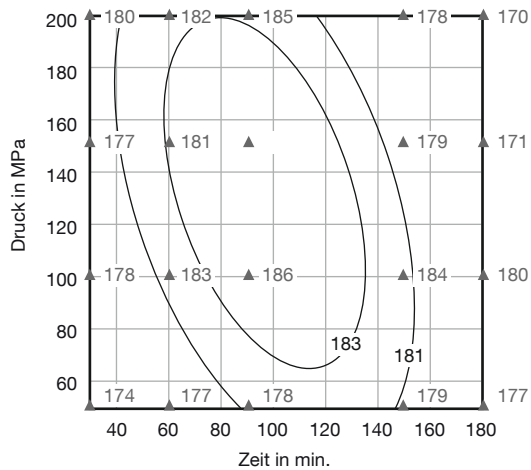


Abbildung 2.3 Abhängigkeit der Dehngrenze in MPa von Druck und Zeit nach Y. Skrinski [SKRI02, S. 103]

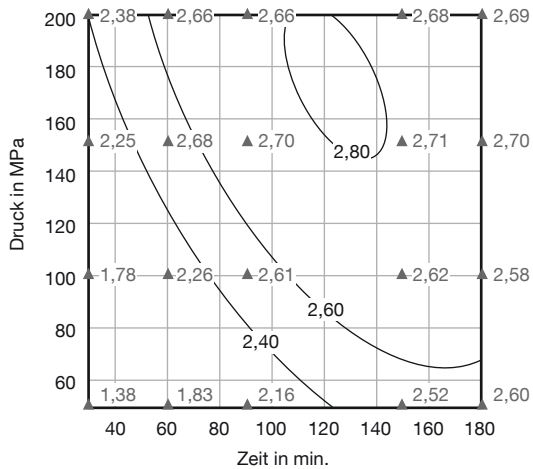


Abbildung 2.4 Abhängigkeit der Bruchdehnung in % von Druck und Zeit nach Y. Skrinski [SKRI02, S. 103]

2.3 Zusammenfassung

Viele Veröffentlichungen weisen lediglich auf die Veränderung von mechanischen Eigenschaften hin, ohne andere Aspekte als das Porenschließen als ursächlich in Betracht zu ziehen. Detaillierte Angaben zu Versuchsdurchführung und Auswertungsmethodik fehlen häufig. Eine kritische Beurteilung der Ergebnisse ist deshalb nicht möglich. Von den wenigen ausführlichen Untersuchungen werden bei keiner alle drei Prozeßparameter Druck, Temperatur und Zeit systematisch variiert. Ein experimenteller Rückschluß auf den Einfluß einzelner Prozeßparameter ist damit nicht möglich. Teilweise beschränken sich diese Untersuchungen auch auf eine Betrachtung der statischen Kennwerte, obwohl bei den dynamischen Kennwerten übereinstimmend weitaus größere Verbesserungen zu erwarten wären. Bei fast allen Untersuchungen mit ausscheidungshärtbaren Legierungen schließt sich unmittelbar an das Heißisostatische Pressen eine Wärmebehandlung an. Es wird jedoch nicht berücksichtigt, daß bei der hohen Temperatur des Heißisostatischen Pressens bereits eine Teilwärmebehandlung erfolgt sein könnte. Zusätzlich verwischt die nachfolgende Wärmebehandlung den Effekt des HIP. Eine eindeutige Zuordnung der Änderung der mechanischen Eigenschaften zu einem Prozeß ist damit nicht mehr möglich.

3 Zielsetzung und Lösungsansatz

3.1 Vorbemerkungen

Obwohl also zu einzelnen Aspekten des Heißisostatischen Pressens von Aluminiumgußlegierungen ausführliche Untersuchungen vorliegen, fehlt eine umfassende und systematische Betrachtung aller Aspekte. Insbesondere zum HIP von Magnesiumgulegierungen liegen keine wesentlichen Forschungsergebnisse vor. Die mechanischen Eigenschaften von Gußbauteilen lassen sich aber nur dann mit Hilfe des Heißisostatischen Pressens optimieren, wenn die entscheidenden Einflußfaktoren des HIP und ihre Wirkungsweise bekannt sind.

Deshalb soll diese Arbeit durch systematische Untersuchungen an Aluminium- und Magnesiumgulegierungen zu einem tieferen Verständnis über das Heißisostatische Pressen von Gußbauteilen beitragen. Ziel dieser Arbeit ist es, die grundsätzliche Eignung von Magnesiumgulegierungen für das HIP zu prüfen und für eine ausgewählte Aluminiumgußlegierung die Veränderung der mechanischen Eigenschaften und der Gefügeeigenschaften detailliert zu untersuchen.

Würde man nur die Veränderung der mechanischen Eigenschaften betrachten, blieben die Gefügeeigenschaften als eigentliche Ursache der mechanischen Eigenschaften [GROS92, S. 26] unberücksichtigt. Eine mehr als beschreibende Ergebnisdarstellung wäre nicht möglich. Deshalb ist es unabdingbar, den Einfluß der HIP-Prozeßparameter sowohl auf die mechanischen Eigenschaften als auch insbesondere auf die Gefügeeigenschaften zu berücksichtigen. Mögliche Korrelationen zwischen beiden sind dann Ausgangspunkte für weiterreichende Erklärungsansätze. Vor allem ist von Interesse, durch welche Parameter sich optimale mechanische Eigenschaften erreichen lassen (vgl. Abbildung 3.1).

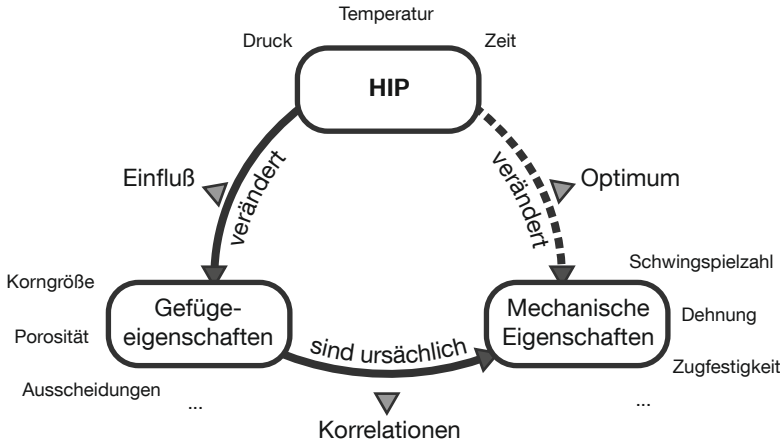


Abbildung 3.1 Zusammenhänge zwischen Heißisostatischem Pressen (HIP), mechanischen Eigenschaften und Gefügeeigenschaften

3.2 Magnesium

Bei Magnesium stand die Frage der prinzipiellen Eignung für das Heißisostatische Pressen im Vordergrund. Da Magnesium vor allem bei hohen Temperaturen eine starke Affinität zu Sauerstoff hat, könnte bereits die ungenügende Reinheit des Prozeßgases oder möglicherweise vorhandene Lufteinschlüsse im Gefüge von Bauteilen eine erfolgreiche Behandlung verhindern. Versuche, die unter für Aluminiumguß üblichen Randbedingungen durchgeführt werden, sollen dies klären.

Darüberhinaus sollen zwei weitere grundsätzliche Fragestellungen betrachtet werden. Zum einen, ob das Heißisostatische Pressen von Druckgußbauteilen möglich ist. Hiervon wird aufgrund des bei einer Wärmebehandlung auftretenden ‚Blistereffekts‘, einem Aufplatzen von Gasporen wegen des tempera-

turbedingten Druckanstiegs in der Pore, allgemein abgeraten. Neben Proben aus Magnesiumsandguß sollen daher auch Proben aus Magnesiumdruckguß untersucht werden. Zum anderen soll eine der gewählten Prozeßtemperaturen über der Solidustemperatur liegen. Auch das wird bei einer Wärmebehandlung als nachteilig angesehen. Beim Lösungsglühen soll deswegen die Temperatur möglichst hoch, jedoch nicht über der Solidustemperatur gewählt werden. Es könnten sonst einzelne Gefügephasen angeschmolzen werden. Ob diese Empfehlung auch für das HIP zutreffend ist oder durch das Anschmelzen einzelner Gefügebestandteile eventuell ein effizienteres Porenschließen möglich ist, soll geklärt werden.

3.3 Aluminium

Bei Aluminium ist eine erfolgreiche HIP-Behandlung bereits mehrfach nachgewiesen. Hier stehen daher Detailfragen im Vordergrund. Vereinfacht betrachtet ist Heißisostatisches Pressen eine Wärmebehandlung unter Druck. Dennoch ist nicht davon auszugehen, daß die zum Teil sehr ausführlich vorliegenden Erkenntnisse zur Wärmebehandlung von Aluminiumgußlegierungen unmittelbar auf das HIP übertragbar sind. Ein Einfluß des Drucks auf die Porosität ist nachgewiesen, auf die Phasenzustände von Legierungen ist er theoretisch möglich. Auch Wechselwirkungen zwischen den Prozeßparametern Druck, Temperatur und Zeit sind nicht unwahrscheinlich.

Systematische Versuche mit einer breiten Variation der HIP-Parameter bei einer naturharten Aluminiumgußlegierung sollen deshalb durch eine Reihe von Versuchen zu einzelnen Aspekten ergänzt werden.

4 Versuchsplanung

4.1 Versuchsparameter

Die Prozeßparameter des Heißisostatischen Pressens sind die Stellschrauben mit denen die mechanischen Eigenschaften von Gußbauteilen über eine Veränderung der Gefügeeigenschaften beeinflusst werden können. Damit die hierfür ursächlichen Zusammenhänge experimentell untersucht und anschließend erklärt werden können, müssen die möglichen Prozeßparameter und Zielgrößen identifiziert und die hierzu notwendigen ausgewählt werden.

4.1.1 Heißisostatisches Pressen

Die Prozeßparameter des Heißisostatischen Pressens sind bei gegebener Anlage Druck, Temperatur, Zeit und Prozeßgas. Als Prozeßgas wird üblicherweise ein inertes Gas, meist Argon, gewählt, um unerwünschte Reaktionen zwischen Prozeßgas und Bauteilen zu vermeiden [GARA87, S. 405]. Argon wird auch für die hier geplanten Versuche verwendet.

Obwohl Druck und Temperatur über die Zeit frei variiert werden könnten, werden sie typischerweise über die sogenannte Haltezeit t_h konstant gehalten. Diese beginnt, sobald Druck und Temperatur ihren Sollwert p_h und T_h erreicht haben (vgl. Abbildung 4.1). Druckauf- und abbau werden ebenso wie Aufheizen und Abkühlen dokumentiert, aber nicht gezielt vorgegeben, da höchstens ein vernachlässigbarer Einfluß erwartet wird. Damit ergeben sich die drei Prozeßparameter Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h . Die Variation dieser drei Parameter wird bei den Versuchsreihen erläutert.

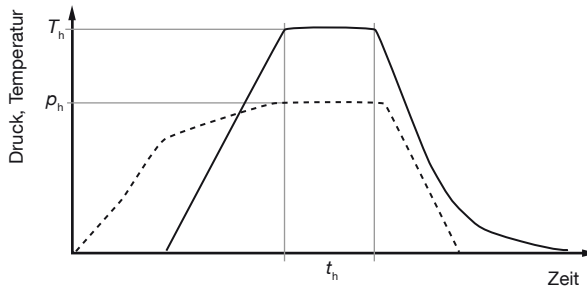


Abbildung 4.1 Beispielhafter HIP-Zyklus nach Y. Inoue [INOUE92, S. 152]

4.1.2 Mechanische Eigenschaften

Es gibt eine Reihe von Kennwerten, mit denen die mechanischen Eigenschaften von Bauteilen charakterisiert werden können. Die statischen Eigenschaften werden mit den Kennwerten Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A , die dynamischen Eigenschaften mit der Schwingspielzahl N und den dazugehörigen Prüfspannungen Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a beschrieben.

Die statischen Kennwerte werden im Zugversuch ermittelt. Für die dynamischen Eigenschaften ist die Auswahl an möglichen Prüfverfahren größer. Es wird ein Einstufenschwingversuch mit einer Belastung im Zugschwellbereich gewählt.

4.1.3 Gefügeeigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften hängen im wesentlichen von den Gefügeeigenschaften ab. Diese werden durch Legierungszusammensetzung, Korngröße bzw. Dendritenarmabstand (DAS), Ausscheidungscharakteristika (Art, Form, Größe, Verteilung), Mischkristallverfestigung und Porosität (Porengröße, -form, -verteilung) beschrieben.

Die Legierungszusammensetzung wird global mittels Funkenemissionsspektrometrie gemessen. Dendritenarmabstand und Ausscheidungscharakteristika werden über Schlifffbilder erfaßt. Die Porosität wird global über das Volumen bzw. die Dichte und lokal ebenfalls über Schlifffbilder (Porenform, -größe und -verteilung) betrachtet. Die Mischkristallverfestigung wird durch Mikrohärtmessungen charakterisiert. Genauere Aussagen über Bruchursachen werden mit rasterelektronischen Aufnahmen (REM) der Bruchflächen gewonnen.

4.2 Versuchsreihen

4.2.1 Übersicht

Auf die Wahl der Prozeßparameter und Zielgrößen folgt die Planung der einzelnen Versuchsreihen. Die Versuchspläne werden nach G. Taguchi gestaltet [FUNK05].

Da nicht alle angesprochenen Aspekte innerhalb einer Versuchsreihe untersucht werden können, sind mehrere Versuchsreihen notwendig. In Versuchsreihe A werden die Magnesiumgußproben, in Versuchsreihe B die Aluminiumgußproben untersucht. Versuchsreihe C_I dient dazu, den Druckeinfluß, Versuchsreihe C_{II} den Fertigungseinfluß, Versuchsreihe C_{III} den Abkühleinfluß und Versuchsreihe C_{IV} den Einfluß des Probenauszustands zu klären. Die einzelnen Versuchsreihen und die dazugehörigen Versuchspläne werden im folgenden detailliert beschrieben. Die Versuchsreihen sind thematisch, nicht chronologisch angeordnet.

Um die mechanischen Kennwerte und die Gefügekenwerte zu ermitteln, sind verschiedene Probengeometrien notwendig. Der Probenotyp, der Ausgangspunkt für alle weiteren Proben ist, wird mit R, der Probenotyp für den Schwingversuch mit D, der Probenotyp für den Zugversuch mit Z und der Probenotyp für Analysezwecke mit A bezeichnet. In den Versuchsplänen ist die geplante Anzahl der Probenotypen aufgeführt. Es ist immer der endgültig verwendete Probenotyp angegeben. Eine genaue Beschreibung der Probenotypen findet sich im Kapitel

Versuchsdurchführung. Soweit nicht anders angegeben, werden die Proben vom Typ D und Z mit identischen Fertigungsparametern spanend gefertigt.

4.2.2 Versuchsreihe A – Magnesium

Für die Versuche mit Magnesium wird die häufig verwendete Legierung MgAl9Zn1 gewählt. Gemäß Zielsetzung werden die Proben im Druckguß (GD) und im Sandguß (GS) abgegossen. Für grundlegende Untersuchungen ist ein vollfaktorieller, zweistufiger Versuchsplan am besten geeignet, da dann mit Hilfe statistischer Auswertemethoden der Einfluß der einzelnen Prozeßparameter deutlich darstellbar ist. Für jeden Prozeßparameter müssen somit zwei Werte gewählt werden. In Anlehnung an die Untersuchungen von M. Beghi et al. [BEGH03] zum LHIP von Magnesiumguß wird eine Temperatur von $T_h = 400\text{ °C}$ und ein Druck von $p_h = 100\text{ MPa}$ gewählt. Als zweiter Druck wird $p_h = 50\text{ MPa}$ verwendet. Da eine Temperatur oberhalb der Solidustemperatur ($T_{\text{sol}} = 436\text{ °C}$) liegen soll, wird für die zweite Temperatur $T_h = 500\text{ °C}$ gewählt. Als Haltezeiten werden $t_h = 1\text{ h}$ und $t_h = 4\text{ h}$ gewählt. Damit ergibt sich der in Tabelle 4.1 dargestellte Versuchsplan.

Tabelle 4.1 Versuchsplan der Versuchsreihe A: Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter

| Versuch | GD-MgAl9Zn1 | | | GS-MgAl9Zn1 | | | Versuchsparameter | | |
|---------|-------------|---|---|-------------|---|---|-------------------|------------|-----------|
| | Z | D | A | Z | D | A | p_h [MPa] | T_h [°C] | t_h [h] |
| 0 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | Ausgangszustand | | |
| 1 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 50 | 400 | 1 |
| 2 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 50 | 400 | 4 |
| 3 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 50 | 500 | 1 |
| 4 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 50 | 500 | 4 |
| 5 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 100 | 400 | 1 |
| 6 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 100 | 400 | 4 |
| 7 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 100 | 500 | 1 |
| 8 | 4 | 4 | 2 | 4 | 4 | 2 | 100 | 500 | 4 |

4.2.3 Versuchsreihe B – Aluminium

Für die Versuche mit Aluminium wird die naturharte Legierung AlSi9 gewählt. Der Einfluß einer variierenden Ausscheidungshärtung aufgrund eventuell unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten wird dadurch vermieden. Es werden Proben im Preßguß (GP) und im Sandguß (GS) gegossen.

Wie Y. Skrinski [SKRI02] zeigt, sind die statischen mechanischen Eigenschaften nicht linear von den Prozessparametern abhängig. Um nichtlineare Zusammenhänge abbilden zu können, ist mindestens ein dreistufiger Versuchsplan notwendig. Es wird ein teilfaktorieller, dreistufiger Versuchsplan mit neun Einzelversuchen gewählt. Aus den Ergebnissen lassen sich die optimalen Prozeßparameter abschätzen.

Als Maximaldruck wird der in der Literatur häufig genannte Druck von 100 MPa verwendet. Niedrigere Drücke ermöglichen ein wirtschaftlicheres Verfahren. Deshalb werden 75 MPa und 50 MPa als alternative Haltedrucke gewählt. Die Temperatur soll laut Literatur möglichst nahe an der Solidustemperatur liegen. Darum wird als höchste Temperatur 550 °C (Eutektische Temperatur des Systems Aluminium-Silizium: $T_E = 577$ °C) gewählt. Bei niedrigeren Temperaturen ist die Gefahr einer Bauteil-Verformung geringer. Deshalb sind 450 °C und 350 °C weitere Haltetemperaturen. Als Zeiten werden 0,5, 3 und 6 h verwendet, in der Literatur oft empfohlene Werte. Damit ergibt sich der in Tabelle 4.2 aufgeführte Versuchsplan.

Tabelle 4.2 Versuchsplan der Versuchsreihe B: Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter

| Versuch | GP-AlSi9 | | | GS-AlSi9 | | | Versuchsparameter | | |
|---------|----------|----|---|----------|----|---|-------------------|------------|-----------|
| | Z | D | A | Z | D | A | p_h [MPa] | T_h [°C] | t_h [h] |
| 0 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | Ausgangszustand | | |
| 1 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 50 | 350 | 0,5 |
| 2 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 50 | 450 | 6 |
| 3 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 50 | 550 | 3 |

4 Versuchsplanung

| Versuch | GP-AISI9 | | | GS-AISI9 | | | Versuchsparameter | | |
|---------|----------|----|---|----------|----|---|-------------------|------------|-----------|
| | Z | D | A | Z | D | A | p_h [MPa] | T_h [°C] | t_h [h] |
| 4 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 75 | 350 | 6 |
| 5 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 75 | 450 | 3 |
| 6 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 75 | 550 | 0,5 |
| 7 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 100 | 350 | 3 |
| 8 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 100 | 450 | 0,5 |
| 9 | 5 | 10 | 5 | 5 | 10 | 5 | 100 | 550 | 6 |

4.2.4 Versuchsreihe C₁ – Druck

Der Schmelzpunkt von Stoffen ist druckabhängig. Mit dieser Versuchsreihe wird überprüft, ob Druck über die Porosität hinaus das Gefüge merklich beeinflusst.

Als Temperatur wird die für die Versuchsreihe B geplante Maximaltemperatur von 550 °C und mit 700 °C eine Temperatur weit über der Solidustemperatur gewählt. Die Versuche werden bei Raumdruck, bei 25 MPa und dem höchsten geplanten Druck von 100 MPa durchgeführt. Die Zeit für alle Versuche beträgt 1 h. Es werden die in den Versuchsreihen A und B verwendeten Werkstoffe untersucht. Damit ergibt sich der in Tabelle 4.3 aufgeführte Versuchsplan.

Tabelle 4.3 Versuchsplan der Versuchsreihe C₁: Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter

| Versuch | GS-AISI9 | GP-AISI9 | GD-AZ91 | Versuchsparameter | | |
|---------|----------|----------|---------|-------------------|------------|-----------|
| | A | A | A | p_h [MPa] | T_h [°C] | t_h [h] |
| 0 | 1 | 1 | 1 | Ausgangszustand | | |
| 1 | 1 | 1 | 1 | - | 550 | 1 |
| 2 | 1 | 1 | 1 | - | 700 | 1 |
| 3 | 1 | 1 | 1 | 25 | 550 | 1 |

| Versuch | GS-AISI9 | GP-AISI9 | GD-AZ91 | Versuchsparameter | | |
|---------|----------|----------|---------|-------------------|------------|-----------|
| | A | A | A | p_h [MPa] | T_h [°C] | t_h [h] |
| 4 | 1 | 1 | 1 | 25 | 700 | 1 |
| 5 | 1 | 1 | 1 | 100 | 550 | 1 |
| 6 | 1 | 1 | 1 | 100 | 700 | 1 |

4.2.5 Versuchsreihe C_{II} – Fertigung

Für den Zug- und Schwingversuch müssen spezielle Probengeometrien (Typ D und Z) gefertigt werden. Dies kann vor oder nach dem heißisostatischen Pressen geschehen. Da Poren, die mit der Oberfläche verbunden sind, durch das HIP nicht geschlossen werden können, ist die Bearbeitung nach dem HIP für die geplanten Untersuchungen vermutlich die bessere Alternative. In Versuchsreihe C_{IV} (vgl. Abschnitt 4.2.7) wird überprüft, ob dennoch eine Bearbeitung vor dem HIP sinnvoll ist. Welcher Probenotyp für die Versuchsreihen A und B verwendet wird, wird dann in Abhängigkeit dieses Ergebnisses entschieden.

Werden die Proben nach dem HIP gefertigt, ist ein Fertigungseinfluß nicht auszuschließen. Deshalb werden in dieser Versuchsreihe Proben mit unterschiedlichen Fertigungsparametern hergestellt und Schwing- und Zugversuche durchgeführt. Da die Oberflächenrauheit unterschiedliche Fertigungsparameter gut widerspiegelt, wird diese als Beurteilungskriterium verwendet.

4.2.6 Versuchsreihe C_{III} – Abkühlgeschwindigkeit

Die Legierung AISi9 ist nicht ausscheidungshärtbar. Die Abkühlgeschwindigkeit, mit der die Proben von T_h bis auf Raumtemperatur abgekühlt werden, sollte deshalb keinen Einfluß auf die mechanischen Eigenschaften haben. Das wird mit dieser Versuchsreihe anhand von Härtemessungen überprüft.

4 Versuchsplanung

Zum Vergleich werden Proben aus AISi9Cu3 betrachtet. Bei diesen sollte die Härte durch die Abkühlgeschwindigkeit deutlich beeinflusst werden. Es werden mit einer Abkühlung in Wasser und an Luft die zwei Extreme der üblicherweise verwendeten Abkühlgeschwindigkeiten erreicht.

Bei einer konventionellen Wärmebehandlung schließt sich dem Lösungsglühen (Lösungsglühtemperatur T_L und -zeit t_L) und Abschrecken eine Auslagerung (Auslagerungstemperatur T_A und -zeit t_A) an, weil dadurch die härtesteigernden Effekte im Vergleich zur Raumtemperatur beschleunigt ablaufen. Deshalb wird auch hier die Auslagerung mitbetrachtet. Die Temperaturen und Zeiten werden in Anlehnung an Untersuchungen von S. Yu [YU96] gewählt. Es wird je Versuch eine Probe vom Typ R aus GS-AISI9 und aus GS-AISI9Cu3 verwendet. Damit ergibt sich der in Tabelle 4.4 dargestellte Versuchsplan.

Tabelle 4.4 Versuchsplan der Versuchsreihe C_{III}: Versuch und Versuchsparameter

| Versuch | Lösungsglühen | | Abschrecken | Auslagern | |
|---------|---------------|-----------|-------------|------------|-----------|
| | T_L [°C] | t_L [h] | Kühlmedium | T_A [°C] | t_A [h] |
| 1 | 520 | 4 | Wasser | 160 | 8 |
| 2 | 520 | 2 | Luft | 160 | 8 |
| 3 | 520 | 4 | Wasser | 180 | 16 |
| 4 | 520 | 2 | Luft | 180 | 16 |
| 5 | 520 | 4 | Wasser | - | - |
| 6 | 520 | 2 | Luft | - | - |
| 7 | 540 | 2 | Wasser | 160 | 16 |
| 8 | 540 | 4 | Luft | 160 | 16 |
| 9 | 540 | 2 | Wasser | 180 | 8 |
| 10 | 540 | 4 | Luft | 180 | 8 |
| 11 | 540 | 2 | Wasser | - | - |
| 12 | 540 | 4 | Luft | - | - |

4.2.7 Versuchsreihe C_{IV} – Ausgangszustand

Bauteile haben meist eine Fertigungsvorgeschichte. Es ist möglich, daß eine vorhergehende spanende Bearbeitung und eine teilweise (T4-) oder vollständige (T6-) Wärmebehandlung das Ergebnis beeinflussen. Deshalb werden in dieser Versuchsreihe Proben der Legierung AlSi9Cu3 mit unterschiedlicher Fertigungsvorgeschichte betrachtet. Daraus ergibt sich der Versuchsplan in Tabelle 4.5.

Tabelle 4.5 Versuchsplan der Versuchsreihe C_{IV} : Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter

| Versuch | GS-AlSi9Cu3 | | GP-AlSi9Cu3 (T4) | | GP-AlSi9Cu3 (T6) | | Versuchsparameter | | |
|---------|-------------|---|------------------|---|------------------|---|-------------------|------------|-----------|
| | Z | D | Z | D | Z | D | p_h [MPa] | T_h [°C] | t_h [h] |
| 1 | 4 | 8 | 4 | 8 | 4 | 8 | 75 | 480 | 2 |
| 2 | 4 | 8 | 4 | 8 | 4 | 8 | 100 | 510 | 2 |
| 3 | 4 | 8 | 4 | 8 | 4 | 8 | 75 | 510 | 4 |
| 4 | 4 | 8 | 4 | 8 | 4 | 8 | 100 | 480 | 4 |

4.3 Versuchsabläufe

Für die einzelnen Versuchsreihen sind unterschiedliche Versuchsabläufe notwendig. Die Herstellung der Rohproben ist für alle Versuchsreihen identisch. Sie werden im Preßguß (AlSi9, AlSi9Cu3), im Druckguß (AZ91) oder im Sandguß (AlSi9, AlSi9Cu3, AZ91) gegossen. Für die Preßguß- und die Druckguß-Rohproben wird auf vorhandene Gußformen zurückgegriffen. Die Sandgußform muß neu konstruiert und eventuell in mehreren Schleifen verbessert werden. Im Anschluß an das Gießen müssen die Proben eindeutig gekennzeichnet werden, bevor die einzelnen Probentypen hergestellt werden können. Zusätzlich müssen verschiedene Hilfsvorrichtungen konstruiert und gefertigt werden (vgl. Abbildung 4.2).

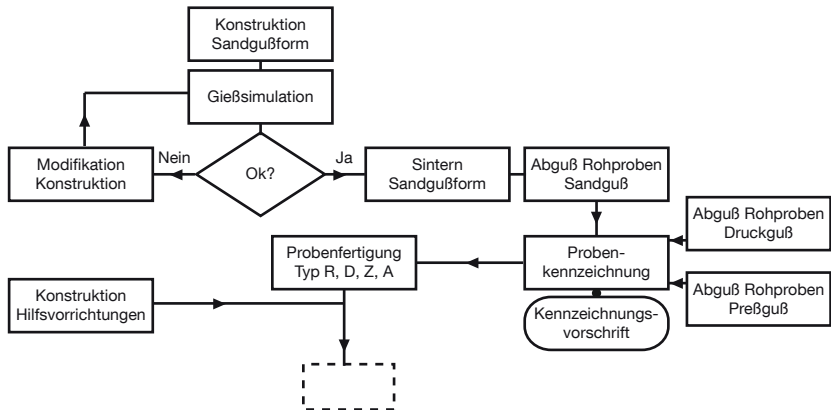


Abbildung 4.2 Für alle Versuchsreihen identischer Versuchsablauf

Nachdem die Proben gekennzeichnet sind, werden die einzelnen Probentypen hergestellt. Für die Versuchsreihe C_{IV} werden Proben vom Typ D und Z gefertigt. Für die Versuchsreihen A und B werden zunächst Proben vom Typ R gefertigt. Abhängig vom Ergebnis der Versuchsreihe C_{IV} werden daraus dann vor oder nach dem HIP Proben vom Typ D und Z gefertigt. Für die Versuchsreihe C_I werden Proben vom Typ A gefertigt. Für die Versuchsreihe C_{II} werden Proben vom Typ D und Z gefertigt. Für die Versuchsreihe C_{III} werden Proben vom Typ R gefertigt. Nach der Probenfertigung ergeben sich variierende Versuchsabläufe.

Der Versuchsablauf für die Versuchsreihen A und B ist identisch (vgl. Abbildung 4.3). Als erstes wird die chemische Zusammensetzung der Werkstoffe geprüft. Vor und nach dem Heißisostatischen Pressen mit den Parametern des jeweiligen Versuchsplans wird Rauheit, Masse und Volumen gemessen. Aus Masse und Volumen wird die Dichte errechnet. Ein Teil der Proben wird als Referenz verwendet und nicht heißisostatisch gepreßt. Für die Versuchsreihen A und B schließt sich dann in Abhängigkeit der Versuchsergebnisse aus Versuchsreihe C_{IV} eventuell eine Fertigung der Probentypen D und Z an. Erfolgt eine Fertigung, schließt sich eine neuerliche Messung der Rauheit an. Der Probentyp A wird in

jedem Fall benötigt. Anschließend werden Zugversuch und Schwingversuch durchgeführt, von ausgewählten Proben die Bruchflächen begutachtet, Schiffe angefertigt, die Härte gemessen und das Gefüge bewertet.

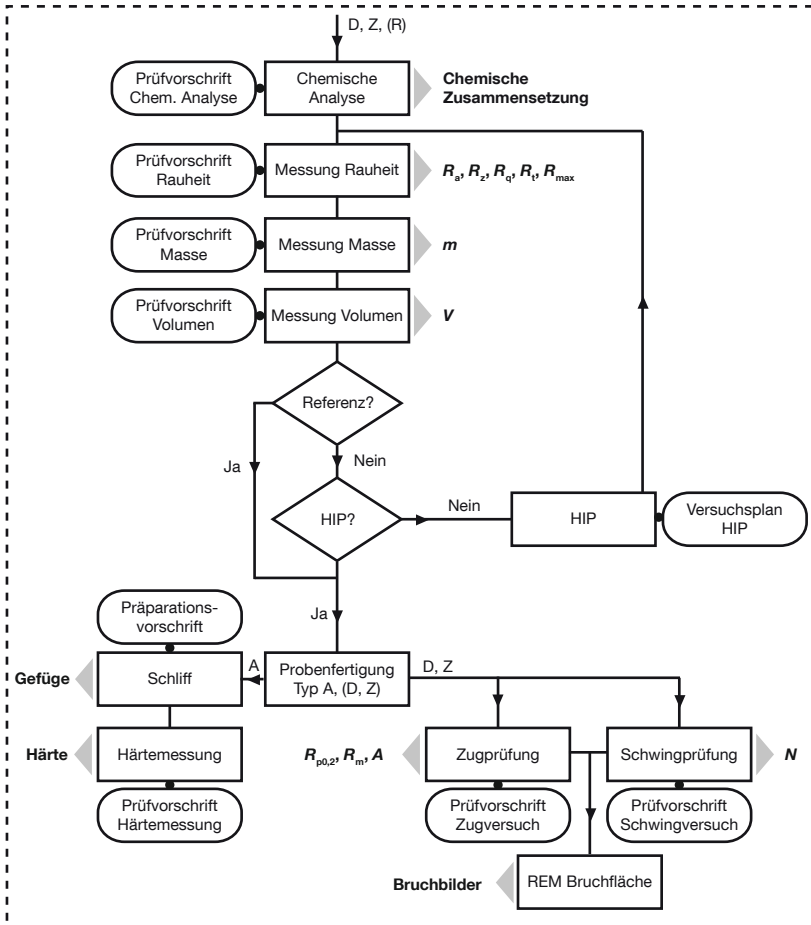


Abbildung 4.3 Versuchsablauf der Versuchsreihen A, B

4 Versuchsplanung

Der Versuchsablauf für die Versuchsreihe C_I ist in Abbildung 4.4 dargestellt. Die Proben vom Typ A werden nach dem vorgesehenen Versuchsplan HIP-behandelt und anschließend die Härte gemessen und das Gefüge begutachtet.

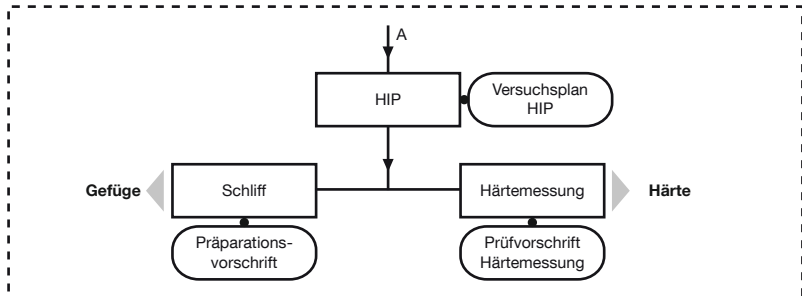


Abbildung 4.4 Versuchsablauf der Versuchsreihe C_I – Druck

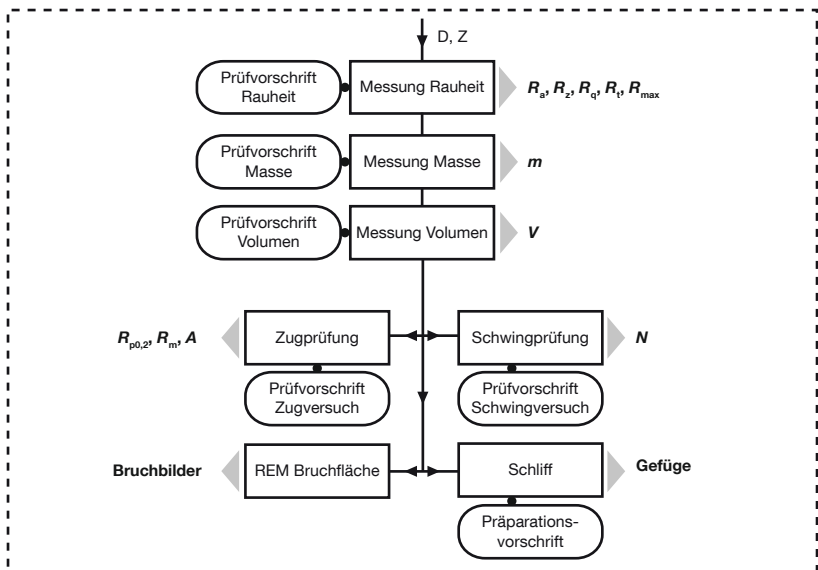


Abbildung 4.5 Versuchsablauf der Versuchsreihe C_{II} – Fertigung

Der Versuchsablauf der Versuchsreihe C_{II} ist in Abbildung 4.5 dargestellt. Es werden Proben vom Typ D und Z mit unterschiedlichen Fertigungsparametern bzw. Rauheiten hergestellt. Bei den Proben werden Rauheit, Masse und Volumen zur Berechnung der Dichte gemessen und anschließend Zug- oder Schwingversuche durchgeführt. Daraufhin werden das Gefüge und die Bruchflächen begutachtet.

Der Versuchsablauf der Versuchsreihe C_{III} ist in Abbildung 4.6 dargestellt. Es werden Proben vom Typ R gefertigt und diese unterschiedlichen Wärmebehandlungen (WB) gemäß Versuchsplan unterworfen. Anschließend werden Schlitze angefertigt, um die Härte zu messen und das Gefüge zu vergleichen.

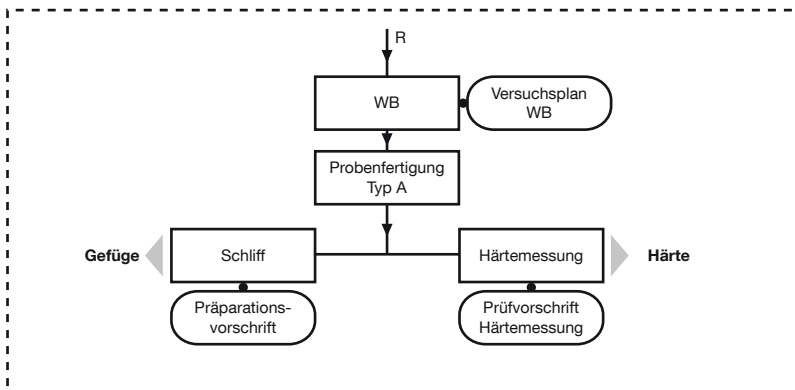


Abbildung 4.6 Versuchsablauf Versuchsreihe C_{III} – Abkühlgeschwindigkeit

Der Versuchsablauf der Versuchsreihe C_{IV} (vgl. Abbildung 4.7) ist nahezu identisch mit dem Versuchsablauf der Versuchsreihen A und B. Hier werden die Proben vom Typ D und Z auf jeden Fall vor dem HIP gefertigt. Erweist sich dies als nachteilig, werden bei den Versuchsreihen A und B Proben vom Typ R heißisostatisch gepreßt und erst danach spanend weiterverarbeitet.

4 Versuchsplanung

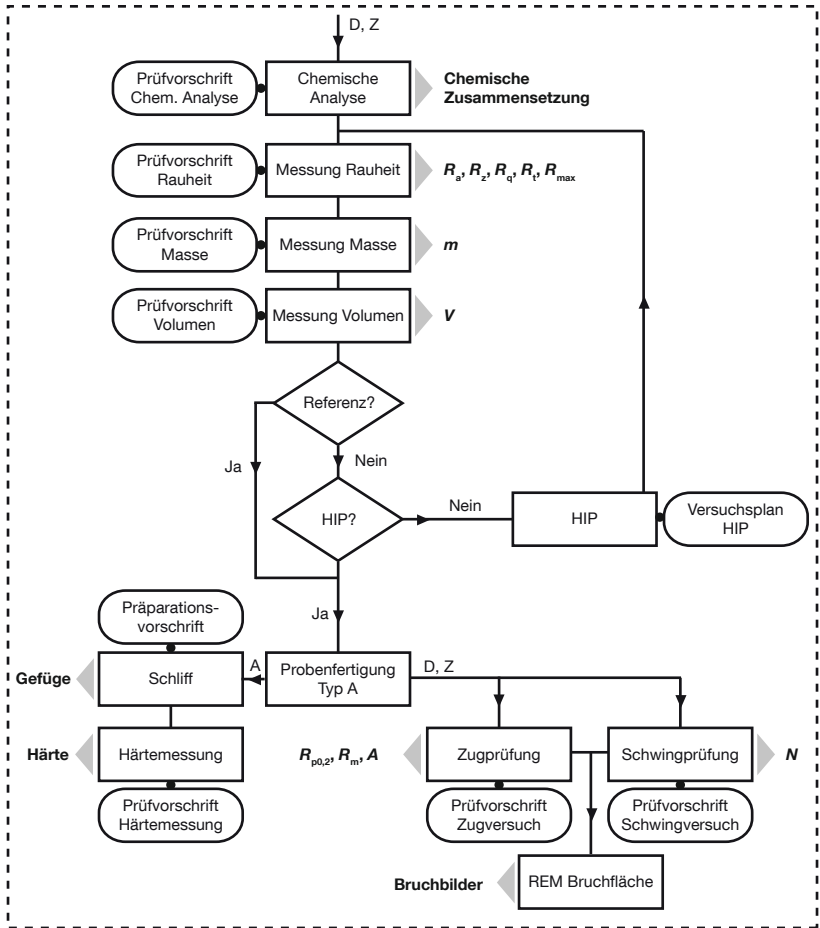


Abbildung 4.7 Versuchsablauf der Versuchsreihe C_{IV} – Ausgangszustand

5 Versuchseinrichtungen

5.1 Vorbemerkungen

Im folgenden sind die für die Versuchsdurchführung wichtigsten Versuchseinrichtungen aufgeführt. Zusätzlich werden notwendige Hilfsvorrichtungen anhand einer schematischen Skizze erläutert. Als letztes wird, sofern möglich, die Meßgenauigkeit betrachtet.

5.2 Sandlasersinteranlage

Die Sandgußformen wurden mit einer Sandlasersinteranlage vom Typ Eosint S 700 der EOS GmbH, Krailing, schichtweise aufgebaut. Die Sandlasersinteranlage nutzt zwei synchron arbeitende IR CO₂-Laser mit einer Leistung von je 50 W. Der maximale Bauraum ist 700 × 350 × 380 mm (Länge × Breite × Höhe). Als Formstoff diente ein mit Kunstharz beschichteter Quarzsand (Croning®-Formsand) mit einer Körnigkeit von 0,2 mm.

5.3 Preßguß-Anlage

Die Preßguß-Rohproben wurden auf einer Preßguß-Anlage vom Typ 350 HVSC der Ube Machinery Corporation Ltd., Yamaguchi, Japan, am ARC Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen GmbH (LKR), Ranshofen, Österreich, gegossen.

5.4 Funkenemissionsspektrometer

Die chemische Zusammensetzung der Aluminiumgußproben wurde mit einem Funkenemissionsspektrometer vom Typ Foundry-Master (Seriennummer: 01E0009) der Worldwide Analytical Systems AG, Kleve, gemessen. Als Spülgas wurde Argon 5.0 der Linde AG, München, verwendet.

Das Gerät wurde mit den im Lieferumfang enthaltenen Rekalibrationsproben kalibriert.

5.5 Waage

Die Masse der Proben wurde mit einer Waage vom Typ Sartorius Research R300S der Sartorius AG, Göttingen, gemessen. Die Ablesbarkeit wird vom Hersteller mit 0,0001 g und die Standardabweichung mit $\leq \pm 0,0002$ g angegeben.

Um die Messgenauigkeit innerhalb der Meßreihen zu überprüfen, wurde ein zylindrisches Normal der Masse M_{Cal} mit den Maßen $\varnothing 12,5 \times 21,6$ mm aus rostfreiem Edelstahl angefertigt. Wiederholtes Messen von M_{Cal} ergab die in Tabelle 5.1 aufgeführten Werte. Die Abweichungen sind gering.

Tabelle 5.1 Abgelesene Messwerte von fünf unmittelbar aufeinander folgenden Einzelmessungen des Massennormals M_{Cal}

| Messung | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
|----------------------|---------|---------|---------|---------|---------|
| M_{Cal} [g] | 20,4120 | 20,4120 | 20,4121 | 20,4121 | 20,4120 |

5.6 Pyknometer

Das Volumen der Proben wurde mit einem Gaspyknometer vom Typ UltraPyknometer 1000 T (Seriennummer: 12205033103) der Quantachrome GmbH, Odelzhausen, gemessen. Als Meßgas wurde Helium 4.6 der Linde AG, München,

verwendet. Die Meßzellen wurde mit einem Thermostat vom Typ RM 6 der Lauda Dr. R. Wobser GmbH & Co. KG, Lauda-Königshofen, temperiert.

Die Messungen, die mit den im Lieferumfang enthaltenen Standardmeßzellen durchgeführt wurden, genügten nicht der gewünschten Meßgenauigkeit. Da die Meßgenauigkeit mit abnehmender Volumendifferenz zwischen Proben- und Meßzellenvolumen steigt, wurden vier verschiedene, jeweils an die Probengeometrien angepaßte Meßzellen aus Aluminium angefertigt (vgl. Abbildung 5.1). Diese Meßzellen konnten mit den Standardkalibrierkugeln nicht kalibriert werden. Deshalb wurde für jede Meßzelle jeweils ein zylindrisches Normal mit dem Volumen $V_{\text{Cal},u}$ ($u=D, Z10, Z12$ oder R) aus rostfreiem Edelstahl angefertigt. Die Volumina dieser Normalien konnten nicht exakt bestimmt werden. Sie wurde basierend auf Volumenmessungen mit dem Standardzubehör und geometrischen Berechnungen anhand ihrer Abmaße geschätzt und wie in Tabelle 5.2 angegeben definiert. Da die damit ermittelten Volumina der Proben nur aufeinander bezogen betrachtet werden, entstehen keine systematischen Ungenauigkeiten.

Tabelle 5.2 Maße und Volumina der angefertigten Volumennormalien $V_{\text{Cal},u}$

| Bezeichnung | Durchmesser [mm] | Länge [mm] | Definiertes Volumen [cm ³] |
|----------------------|------------------|------------|--|
| $V_{\text{Cal},D}$ | 10,5 | 44,6 | 3,8100 |
| $V_{\text{Cal},Z10}$ | 10,5 | 61,1 | 5,2000 |
| $V_{\text{Cal},Z12}$ | 12,5 | 76,1 | 9,2400 |
| $V_{\text{Cal},R}$ | 12,5 | 72,0 | 8,7000 |

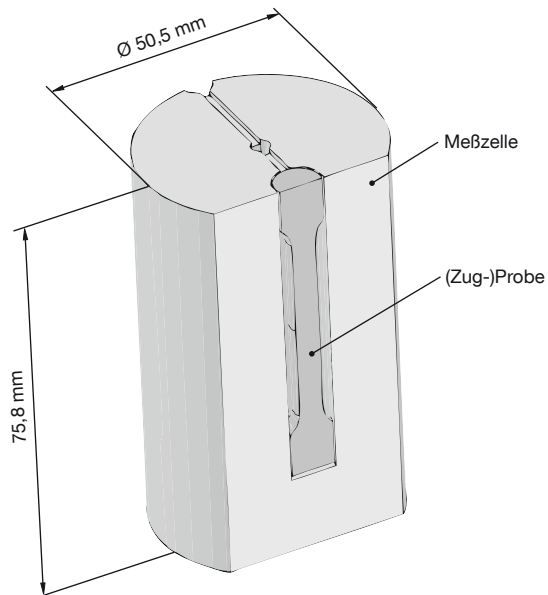


Abbildung 5.1 Schematische Darstellung einer der vier Meßzellen zur Volumenmessung

Um die Meßgenauigkeit des Pyknometers zu dokumentieren, wurde das Volumen $V_{\text{Cal,R}}$ je zehn Mal mehrmals hintereinander mit unterschiedlichen Zeitabständen zwischen den einzelnen Messungen gemessen. Das Ergebnis ist Tabelle 5.3 zu entnehmen.

Tabelle 5.3 Ergebnis wiederholter Volumenmessung

| Messung | 0 | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 |
|----------------------------------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| Zeitdifferenz [hh:mm] | 00:00 | 00:28 | 01:51 | 02:15 | 04:21 | 05:12 |
| Mittelwert [cm^3] | 8,9344 | 8,9546 | 8,9677 | 8,9700 | 8,9718 | 8,9737 |
| Median [cm^3] | 8,9374 | 8,9550 | 8,9677 | 8,9697 | 8,9718 | 8,9736 |
| Std.abweichung [cm^3] | 0,0100 | 0,0018 | 0,0007 | 0,0009 | 0,0005 | 0,0004 |

Es ist zu sehen, daß die Meßergebnisse selbst für einen auf das Meßzellenvolumen optimal abgestimmten Meßkörper stark streuen. Höchstens zwei Nachkommastellen können als zuverlässig betrachtet werden.

5.7 Tastschnittgerät

Die Oberflächenrauheit der Proben wurde mit einem Tastschnittgerät vom Typ Perthometer S8P der Mahr GmbH, Wadgassen, bestimmt. Es wurde ein MFW-Tastarm (Seriennummer: 6851805) mit einem Spitzenwinkel von 90° und einem Spitzenradius von $2\ \mu\text{m}$ verwendet.

Die Proben wurden mit Hilfe der in Abbildung 5.2 dargestellten Hilfsvorrichtung vermessen. Der Stator wurde hierzu auf dem Meßtisch befestigt. Der Rotor wurde im Stator geführt und konnte durch den Fixierstift an acht, um jeweils 45° verdrehten Positionen arretiert werden. Für jeden Probentyp wurde ein eigener Rotor gefertigt. Die Probe wurde in den Rotor eingeschraubt oder über seitliche Klemmschrauben befestigt.

Das Tastschnittgerät wurde mit einem Rillenkalibriernormal, Rillentiefe $9,2\ \mu\text{m}$, kalibriert. Die Meßwerte wurden von der Software durch den aus der Kalibrierung ermittelten Wert automatisch korrigiert.

Tabelle 5.4 zeigt das Ergebnis wiederholter Messungen derselben Meßstelle und zum Vergleich das Ergebnis der Messung der acht möglichen Meßstellen einer typischen Probe (vgl. Abschnitt 6.8 für die Position der Meßstelle). Es ist zu sehen, daß die Rauheit über die verschiedenen Meßstellen stärker streut als bei mehrfach wiederholter Messung. Auf wiederholte Messungen kann deshalb verzichtet werden.

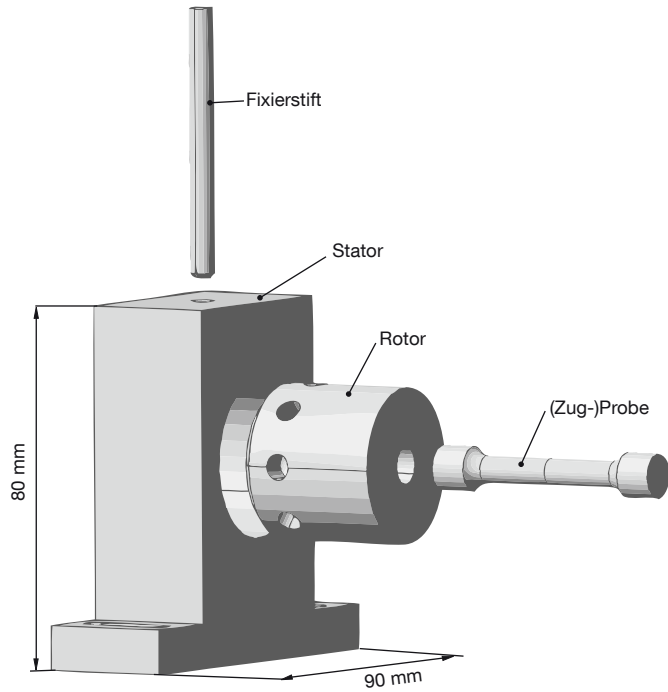


Abbildung 5.2 Schematische Darstellung der Vorrichtung zur Rauheitsmessung

Tabelle 5.4 Abgelesene Ergebnisse wiederholter Messungen derselben und der acht möglichen Meßstellen einer typischen Probe

| Meßstelle.Messung | R_a [μm] | R_q [μm] | R_z [μm] | R_t [μm] | R_{max} [μm] |
|----------------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|------------------------------------|
| 1.1 | 2,0286 | 2,4636 | 10,9177 | 13,4061 | 14,3160 |
| 1.2 | 2,0225 | 2,4665 | 11,0270 | 13,4177 | 14,3244 |
| 1.3 | 2,0248 | 2,4705 | 11,0729 | 13,4201 | 14,3374 |
| 1.4 | 2,0243 | 2,4713 | 11,0892 | 13,4300 | 14,3406 |
| 1.5 | 2,0251 | 2,4728 | 11,1210 | 13,4352 | 14,3457 |
| Mittelwert [μm] | 2,0251 | 2,4689 | 11,0456 | 13,4218 | 14,3328 |
| Std.abweichung [μm] | 0,0022 | 0,0038 | 0,0791 | 0,0113 | 0,0123 |
| Std.abweichung [%] | 0,11 | 0,15 | 0,72 | 0,08 | 0,09 |
| 2.1 | 2,1625 | 2,6704 | 11,6611 | 18,7356 | 18,7356 |
| 3.1 | 1,9391 | 2,3086 | 10,1995 | 11,5905 | 11,8620 |
| 4.1 | 1,8961 | 2,2788 | 10,3518 | 11,9770 | 12,3952 |
| 5.1 | 2,0242 | 2,4523 | 11,3755 | 12,4466 | 13,1678 |
| 6.1 | 2,0937 | 2,5056 | 11,2312 | 13,8492 | 13,8492 |
| 7.1 | 2,0344 | 2,4443 | 11,2119 | 14,2308 | 14,2308 |
| 8.1 | 1,9587 | 2,3592 | 10,6529 | 12,5487 | 12,5487 |
| Mittelwert [μm] | 2,0172 | 2,4354 | 10,9502 | 13,5981 | 13,8882 |
| Std.abweichung [μm] | 0,0859 | 0,1241 | 0,5134 | 2,2671 | 2,1530 |
| Std.abweichung [%] | 4,26 | 5,09 | 4,69 | 16,67 | 15,50 |

5.8 Heißisostatische Presse

Für das Heißisostatische Pressen der Proben wurde eine Isostatische Heißpresse (Seriennummer SO 9950, Baujahr 1999) der Engineered Pressure Systems International NV (EPSI), Temse, Belgien, in der Konfiguration Kanthalofen & Thermoelemente Typ B verwendet. Die Heißisostatische Presse hat einen Nutzraum von $\varnothing 150 \times 300$ mm.

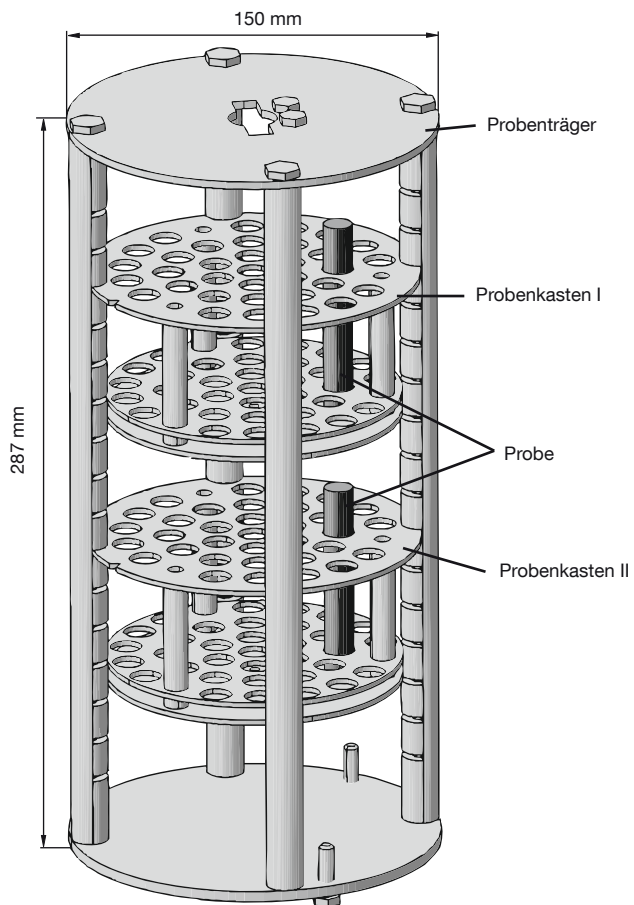


Abbildung 5.3 Probenträger mit zwei Probenkästen für die einzelnen Proben – die Probenkästen variieren je nach Probentyp und können in abgestuften Abständen und unterschiedlicher Zahl eingesteckt werden

Für diesen wurde der in Abbildung 5.3 dargestellte Probenträger gefertigt. Die darin einsteckbaren Probenkästen können in der Höhe leicht an den jeweils verwendeten Probentyp angepaßt werden.

Der Drucksensor der Heißisostatischen Presse wurde am 29.11.1999 kalibriert. Die Abweichung vom Sollwert lag bis 100 MPa im Durchschnitt bei 0,5 %. Bei den Thermoelementen wurde nur die thermoelektrische Spannung überprüft. Ein Temperaturabgleich fand nicht statt. In DIN EC 584 ist die Grenzabweichung für die verwendeten Thermoelemente vom Typ B nur für Klasse 3 und den Temperaturbereich von 600 °C bis 800 °C angegeben. Sie beträgt ± 4 °C. Diese Abweichung würde laut DIN EC 584 üblicherweise oberhalb von -40 °C eingehalten. Thermoelemente vom Typ B sind für Temperaturmessungen unterhalb von 50 °C jedoch nicht geeignet, da sich die thermoelektrische Spannung im Temperaturbereich von 0 °C bis 42 °C kaum verändert.

5.9 Universal-Zug-Druck-Prüfmaschine

Die mechanischen, quasistatischen Kennwerte wurden mit einer Universal-Zug-Druck-Prüfmaschine vom Typ 1484/DUPS-M (Seriennummer: 76909) der Zwick GmbH & Co. KG, Ulm, ermittelt. Mit Hilfe der Software testXpert wurde die Maschine gesteuert und wurden die Messungen ausgewertet.

Um die Rundzugproben prüfen zu können, wurde die in Abbildung 5.4 dargestellte Vorrichtung zur Probenaufnahme angefertigt.

Die Prüfmaschine wurde am 01.08.2006 und am 17.04.2008 kalibriert. Die Wegmessung genügte den Anforderungen nach DIN EN ISO 9513 Klasse 0,5. Die Kraftmessung genügte den Anforderungen nach DIN EN ISO 7500-1 Klasse 0,5.

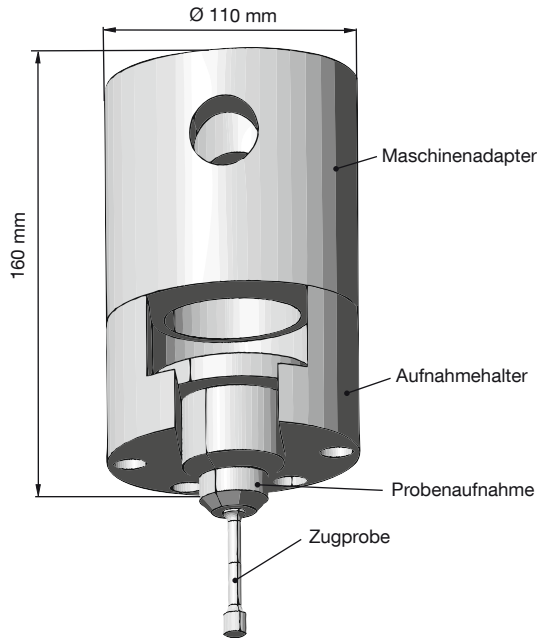


Abbildung 5.4 Schematische Darstellung des oberen von zwei identischen Teilen der Vorrichtung für den Zugversuch

5.10 Schwingprüfmaschinen

Für die Schwingversuche wurde eine Resonanzprüfmaschine vom Typ Mikrotron (Maschinennummer 106) der Russenberger Prüfmaschinen AG, Neuhausen, Schweiz, sowie ein Tischprüfsystem vom Typ MTS 858.11 der MTS Systems GmbH, Berlin, verwendet.

Die Meßgenauigkeit der Kraftmessung beträgt laut Herstellerangaben sowohl für die Resonanzprüfmaschine als auch für das Tischprüfsystem 0,5%.

5.11 Härtemessgerät

Die Härte wurde mit dem Automatischen Mikro-/Makro-Indentationshärte-testsystem AMH43 (Seriennummer 200-701) der Leco Instrumente GmbH, Mönchengladbach, gemessen. Es wurde die zugehörige Software der Version 1.4x verwendet. Es standen die Prüfgewichte 10, 25, 50, 100, 300, 500, 1000 g zur Verfügung.

Der verwendete Eindringstempel wurde am 16.04.2007 durch das Materialprüfamt Nordrhein-Westfalen kalibriert (Kalibrierscheinnummer: 430011109-4835). Der Eindringstempel entspricht in seiner Gesamtausführung den in der DIN EN ISO 3507-2 und ASTM E 92 festgelegten Bedingungen. Der Eindringstempel darf für Prüfungen nach dem Vickersverfahren DIN EN ISO 6507 und ASTM E 92 eingesetzt werden.

5.12 Lichtmikroskop

Die Gefügeaufnahmen wurden mit einem Lichtmikroskop vom Typ Axioplan 2 und einer digitalen Kamera vom Typ AxioCam MRc 5 der Carl Zeiss Micro-Imaging GmbH, Göttingen, aufgenommen. Die Aufnahmen wurden mit der dazugehörigen Software AxioVision 4.6 ausgewertet.

5.13 Rasterelektronenmikroskop

Die rasterelektronischen Aufnahmen wurden mit einem Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ AMR 1200B der Leitz AMR GmbH, Wetzlar, angefertigt.

6 Versuchsdurchführung

6.1 Vorbemerkungen

Die Versuchsdurchführung folgt den Versuchsplänen (vgl. Kapitel 4). Im folgenden werden die einzelnen Schritte und notwendige Abweichungen von der ursprünglichen Versuchsplanung erläutert.

6.2 Fertigung der Gußformen

Für die Sandguß-Rohproben wurde eine zweiteilige Sandform konstruiert. Diese wurde in mehreren Verbesserungsschleifen mit Hilfe von Gießsimulationen und Probeabgüssen optimiert, bis eine vollständige Formfüllung gewährleistet war. Die letztendlich verwendete Sandform und das dazugehörige Simulationsergebnis sind in Abbildung 6.1 und 6.2 zu sehen. Für die Simulation wurde die Software Magmasoft V4.4 und die im Programm hinterlegten Daten der Aluminiumgußlegierung AlSi9Cu3 verwendet.

Die Form und Abmaße der Sandguß-Rohproben wurden möglichst nahe an der geplanten Probenform vom Typ R (vgl. Abschnitt 6.5.1) gewählt. Die Außenabmaße der Gußform wurden so gewählt, daß der zur Verfügung stehende Bauraum der Lasersinteranlage (vgl. Abschnitt 5.2) bestmöglich ausgenutzt wurde. Die zwei Formhälften wurden mit Croning®-Formsand aus 0,2 mm dicken Schichten aufgebaut. Anschließend wurden die beiden Formhälften mit Kernkleber miteinander verbunden und im Ofen bei 200 °C für 10 h ausgehärtet. Eine Form enthielt 200 Rohproben.

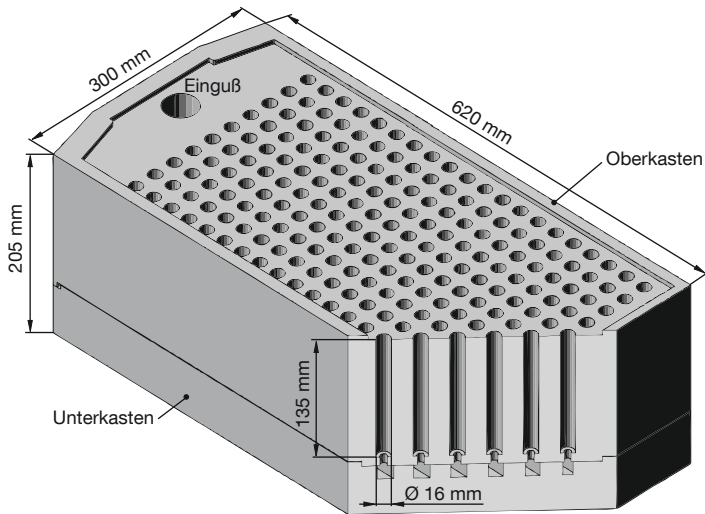


Abbildung 6.1 Schematische Darstellung der Sandgußform

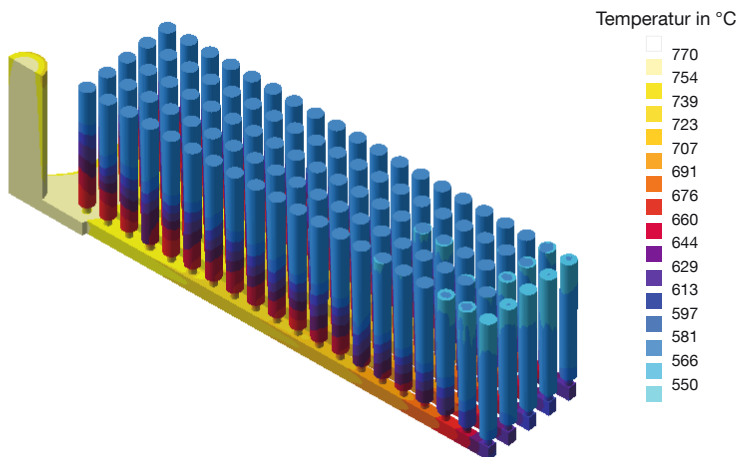


Abbildung 6.2 Temperaturverteilung zum Ende der Formfüllung

Für die Preßguß-Rohproben wurde auf eine am LKR vorhandene Gußform zurückgegriffen. Das sich daraus ergebende Bauteil, aus dem die späteren Proben gefertigt wurden, ist in Abbildung 6.3 abgebildet.

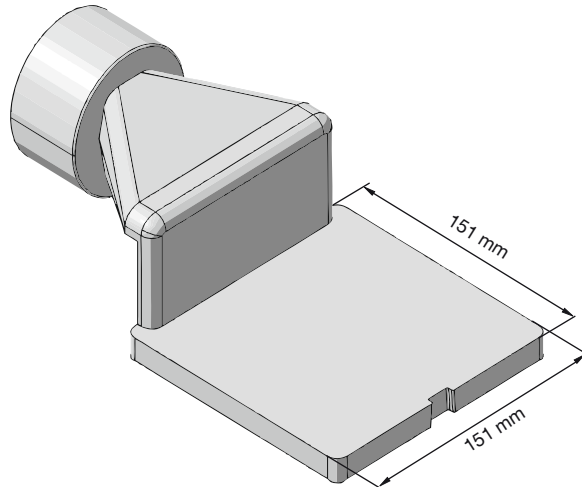


Abbildung 6.3 Schematische Darstellung der Preßguß-Rohprobe

Die Druckguß-Rohproben wurden aus kegelförmigen Angüssen eines industriell verwendeten Bauteils gefertigt.

6.3 Rohprobenabguß

Für die einzelnen Versuchsreihen wurden Proben aus unterschiedlichen Legierungen in unterschiedlichen Gießverfahren abgegossen. Proben, die aus der gleichen Schmelzcharge abgegossen wurden, erhielten die gleiche Nummer (Nr.). Einen Überblick gibt Tabelle 6.1.

Tabelle 6.1 Überblick über die Abgüsse der einzelnen Rohproben

| Nr. | Verfahren | Anzahl | Legierung | Abgußort | Datum |
|-----|-----------|---------------|-----------|---------------------|--------------------|
| 0 | GS | 1 Form | AlSi9Cu3 | BMW, Landshut | 03.02.2006 |
| | GP | vgl. [HANS05] | | LKR, Ranshofen | vgl. [HANS05] |
| 1 | GS | 4 Formen | AlSi9 | LKR, Ranshofen | 23.08.2006 |
| | GP | 91 Rohproben | | | 23./24.08.2006 |
| 2 | GS | 2 Formen | AlMg9Zn1 | Zitzmann, Stockheim | 14.05.2007 |
| | GD | 100 Angüsse | | | nicht dokumentiert |
| 3 | GS | 1 Form | AlSi9Cu3 | BMW, Landshut | 02.08.2007 |

Proben der Legierung AlSi9 wurden in den Versuchsreihen B, C_I, C_{II} und C_{III} verwendet. Für die Sandguß-Rohproben aus AlSi9 wurden vier Sandformen bei Gießtemperaturen zwischen 720 °C und 760 °C abgegossen. Von den Preßguß-Rohproben wurden 91 Stück bei einer Gießtemperatur von ca. 720 °C und einem Gießdruck von ca. 880 bar abgegossen. Das Öffnen und Zuhalten der Form erfolgte horizontal, die Formfüllung in vertikaler Richtung. Die Füllkammer wurde für jede Rohprobe aus einem Warmhalteofen manuell befüllt.

Proben der Legierung AlSi9Cu3 wurden in den Versuchsreihen C_{III} und C_{IV} verwendet. Für die Sandguß-Rohproben wurden insgesamt zwei Sandformen abgegossen. Die Preßguß-Rohproben aus AlSi9Cu3 stammen aus einem früheren Forschungsprojekt und wurden bereits für dieses am LKR wärmebehandelt. Details finden sich bei T. Hanß [HANS05, S.40ff.].

Proben der Legierung MgAl9Zn1 wurden in den Versuchsreihen A und C_I verwendet. Sowohl die Sandguß-Rohproben als auch die Druckguß-Rohproben wurden bei der Firma Zitzmann GmbH, Stockheim, abgegossen.

6.4 Probenkennzeichnung

Nach dem Gießen wurde jeder möglichen Probe eine vierstellige Nummer zugewiesen. Für die einzelnen Versuchsreihen waren hierfür eigene Nummernkreise vorgesehen. Die Nummern 1-2999 waren für die Versuchsreihe C_{IV}, 3000-3999 und 7000-7999 für die Versuchsreihe B, 4000-4999 für die Versuchsreihe C_{II}, 5000-5999 für die Versuchsreihe A, 6000-6999 für die Versuchsreihe C_{III} und 8000-8999 für die Versuchsreihe C_I vorgesehen. Dadurch ist jede Probe mit ihrer Versuchshistorie eindeutig erfaßt.

Neben den HIP-Prozeßparametern und den Versuchsergebnissen wurden die Kriterien Gießverfahren (GS, GP, GD), Schmelzcharge (0-4), Platten/Gießformnummer (jeweils fortlaufend nummeriert), Gießposition und Probentyp (R, D, Z, A) erfaßt. Die Preßguß-Rohproben wurden in Quader gesägt. Die Schnittlinien und die Positionsbezeichnung sind in Abbildung 6.4 dargestellt. Die Position der Sandguß-Rohproben findet sich in Abbildung 6.5. Aus jeder Druckguß-Rohprobe wurde jeweils nur eine Probe gefertigt. Eine Positionsnummer wurde deshalb nicht vergeben.

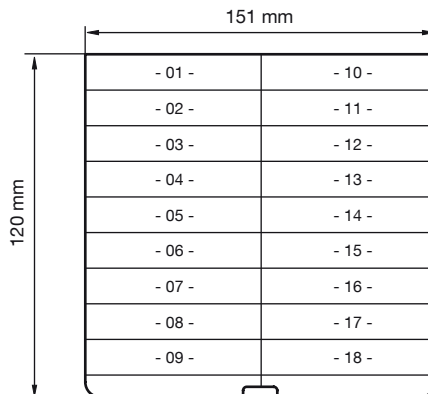


Abbildung 6.4 Position und zugehörige Positionsnummer der Preßguß-Proben

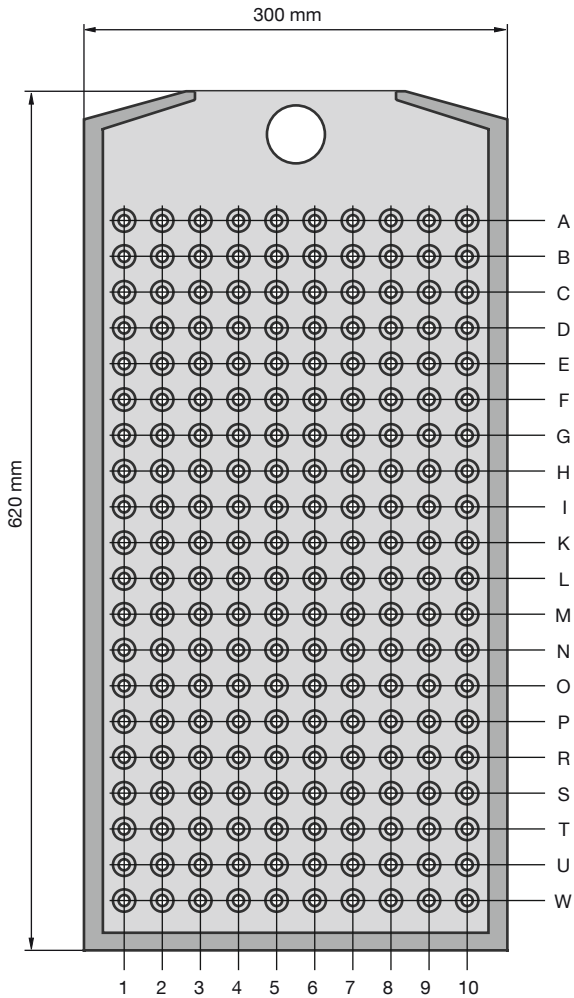


Abbildung 6.5 Position und zugehörige Positionsnummer der Sandguß-Rohproben

6.5 Mechanische Fertigung

Es wurden die vier verschiedenen Proben typen R, D, Z und A gefertigt. Da es sich als nachteilig erwies, die Proben vom Typ D und Z bereits vor dem Heißisostatischen Pressen zu fertigen, wurden für die Versuchsreihen A und B Proben vom Typ R heißisostatisch gepreßt und anschließend Proben vom Typ D und Z gefertigt. Ein Einfluß der Fertigung könnte somit die Meßergebnisse verändern. In Versuchsreihe C₁ wurde, wie geplant, untersucht, ob ein Einfluß feststellbar ist.

Die entscheidenden Fertigungsparameter waren bei gleichbleibendem Drehmeißel die Schnittgeschwindigkeit v_c , die Zustellung $v_{\text{Schruppen}}$ bzw. $v_{\text{Schlichten}}$ pro Umdrehung und die Kühlmittelverwendung (ja/nein). Als Bearbeitung erfolgte eine Grobbearbeitung (Schruppen) und in drei Fällen eine anschließende Feinbearbeitung (Schlichten). Die Schnittgeschwindigkeit v_c errechnet sich aus der Drehzahl n_M der Maschine und dem Durchmesser d der Probe nach Formel 6.1.

$$v_c = \frac{\pi \cdot d \cdot n_M}{60} \quad (6.1)$$

Die Tabelle 6.2 gibt einen Überblick über die gewählten Maschineneinstellungen und den daraus resultierenden Rauheitswerten R_a . Für die Probenherstellung aller anderen Versuchsreihen wurde eine Drehzahl von 1000 Umin⁻¹ und die Zustellungen $v_{\text{Schruppen}} = 0,24 \text{ mm} \cdot \text{U}^{-1}$ bzw. $v_{\text{Schlichten}} = 0,12 \text{ mm} \cdot \text{U}^{-1}$ gewählt.

Tabelle 6.2 Fertigungsparameter für das Drehen der Proben und daraus resultierende Rauheit R_a

| n_M [U·min ⁻¹] | $v_{\text{Schruppen}}$ [mm·U ⁻¹] | $v_{\text{Schlichten}}$ [mm·U ⁻¹] | Kühlmittel | | R_a [µm] |
|------------------------------|--|---|------------|------------|------------|
| | | | Schruppen | Schlichten | |
| 1000 | 0,01 | 0,005 | ja | ja | 0,4 |
| 1000 | 0,24 | 0,12 | ja | ja | 2 |
| 1000 | 0,24 | - | ja | - | 4 |
| 1000 | 0,25 | 0,12 | nein | ja | 6 |

6.5.1 Probentyp R

Die Proben vom Typ R sind zylindrisch mit einem Durchmesser von 12 mm und einer Länge von 72 mm. Sie wurden in den Versuchsreihen A, B und C_{III} verwendet.

Da die Sandguß-Rohproben bereits zylindrisch waren, mußten diese, wie die Druckguß-Rohproben, nur drehend bearbeitet werden. Es wurden nur Sandguß-Rohproben verwendet, die mindestens eine Länge von 92 mm hatten. Die Proben wurde aus dem mittleren Teil gefertigt. Die Preßguß-Rohproben wurden erst in Quader gesägt (vgl. Abbildung 6.4) und gefräst und anschließend drehend bearbeitet.

6.5.2 Probentyp D

Die Proben vom Typ D wurden für die Schwingversuche verwendet. Da keine genormte Probengeometrie vorlag, wurde auf die Probengeometrie von F. Bohner [BOHN02, S. 38] zurückgegriffen. Die Abmaße können Abbildung 6.6 entnommen werden. Dieser Probentyp wurde in den Versuchsreihen A, B, C_{II} und C_{IV} verwendet.

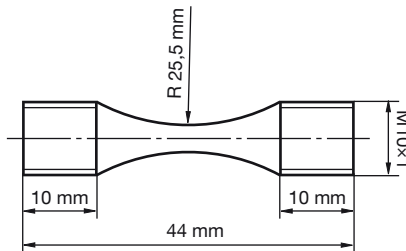


Abbildung 6.6 Probe vom Typ D

6.5.3 Probentyp Z

Die Proben vom Typ Z wurden im Zugversuch verwendet. Es wurden Zugproben der Form B 6 × 30 und der Form B 8 × 40 nach DIN 50125 gefertigt. Erstere wurden in den Versuchsreihen A, B und C_{II} verwendet, letztere in Versuchsreihe C_{IV}. Die Probengeometrie ist in Abbildung 6.7 dargestellt. Die dazugehörigen Zahlenangaben sind in Tabelle 6.3 aufgeführt.

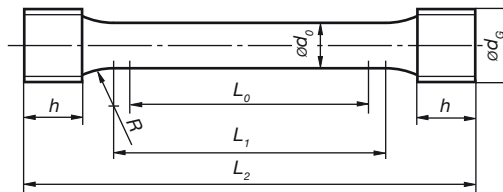


Abbildung 6.7 Probe vom Typ Z nach DIN 50125

Tabelle 6.3 Maße für die Proben vom Typ Z in den Varianten B 6x30 und B 8x40 nach DIN 50125

| d_0 [mm] | L_0 [mm] | d_g [mm] | h [mm] | L_1 [mm] | L_2 [mm] | R [mm] |
|------------|------------|------------|----------|------------|------------|----------|
| 6 | 30 | M 10 | ≥ 8 | ≥ 36 | ≥ 60 | ≥ 4 |
| 8 | 40 | M 12 | ≥ 10 | ≥ 48 | ≥ 75 | ≥ 4 |

6.5.4 Probentyp A

Die Proben vom Typ A haben keine im vorhinein festgelegte Geometrie. Diese ergibt sich aus dem Herkunftsprobentyp. Sie waren Stücke aus anderen Proben und wurden etwa für die Gefügeuntersuchungen oder Härtemessungen verwendet. Zum Beispiel wurden in den Versuchsreihen A und B die Proben vom Typ R in fünf gleich große Scheiben zersägt. Diese wurden dann eingebettet und entsprechend untersucht.

6.6 Ultraschallreinigung

Waren die Proben nach der Fertigung durch Kühl-/Schmiermittel verunreinigt, wurden diese mit Hilfe von Ultraschall in einer Alkohol-Laugen-Lösung für einige Sekunden gereinigt.

6.7 Messung der chemischen Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der Aluminiumproben wurde mit dem Funkenemissionsspektrometer gemessen. Die Messung erfolgte mehrmals an zufällig ausgewählten Proben und Meßstellen.

6.8 Messung der Rauheit

Die Rauheit der Proben konnte mit der entsprechenden Hilfsvorrichtung in Achsrichtung (vgl. Abbildung 6.8) an acht jeweils um 45° versetzten Stellen gemessen werden. Die Meßparameter waren normgemäß $L_t = 17,50$ mm, $L_s = 8,0$ μm , $L_c = 2,5$ mm und $v_t = 0,50$ mm \cdot s $^{-1}$. Es wurden die Kennwerte R_a , R_q , R_z , R_t und R_{max} ermittelt.



Abbildung 6.8 Meßstelle für die Rauheitsmessung

In Versuchsreihe C_{IV} wurde die Rauheit der Proben vor und nach dem HIP an den acht möglichen Stellen gemessen. Da keine merkliche Änderung der Rauheit eintrat, wurden bei der Versuchsreihe A nur noch bei ausgewählten Proben die Rauheit vor und nach dem HIP und bei der Versuchsreihe B keine Proben vermessen.

Weil für die Versuchsreihen A und B die Proben vom Typ D und Z nach dem HIP gefertigt wurden, wurde die Rauheit dieser Proben jeweils an einer Meßstelle gemessen.

6.9 Messung der Masse

Bei der Versuchsreihe C_{IV} wurde die Masse jeder Probe mindestens zweimal gemessen und gemittelt. Da die Wiederholgenauigkeit der Waage sehr hoch war (vgl. Abschnitt 5.5), wurde die Masse der Proben der Versuchsreihen A und B nur noch einmal gemessen. Allerdings wurde für die Versuchsreihen A und B eine Kalibriermasse $M_{Cal} := 20,4120\text{ g}$ gefertigt. Diese wurde jeweils vor und nach dem Messen aller Proben eines Versuchs gemessen, um einen möglichen zeitlichen Drift der Waage korrigieren zu können.

6.10 Messung des Volumens

Vorversuche ergaben, daß mit den Standardmeßzellen nicht die gewünschte Meßgenauigkeit erreicht werden konnte. Deshalb wurden eigene Meßzellen und dazugehörige Kalibriernormale gefertigt (vgl. Kapitel 5.6). Das zur jeweiligen Meßzelle gehörende Kalibriernormal wurde vor, nach und zwischen den Proben eines Versuchs gemessen. Da das Volumen dieser Normalien fest definiert war, konnten damit die Messungen korrigiert werden (vgl. Abschnitt 6.19). Aus Masse und Volumen wurde die Dichte berechnet.

6.11 Heißisostatisches Pressen

Tabelle 6.4 gibt eine Übersicht über die Prozeßparameter aller für diese Arbeit durchgeführten HIP-Versuche. Die Zyklusnummer ist eine fortlaufende Nummer, die für jeden HIP-Zyklus seit Inbetriebnahme der Heißisostatischen Presse vergeben wird. Die genauen Druck- und Temperaturverläufe sind im Anhang abgebildet.

Tabelle 6.4 Übersicht über Zyklen, Prozeßparameter des Heißisostatischen Pressens und die dazu gehörenden Versuchsreihen

| Zyklusnummer | Datum | p_h [MPa] | T_h [°C] | t_h [h] | Versuchsreihe |
|--------------|------------|-------------|------------|-----------|-----------------|
| 46 | 06.07.2006 | 75 | 480 | 2 | C _{IV} |
| 47 | 16.11.2006 | 100 | 510 | 2 | C _{IV} |
| 48 | 12.12.2006 | 75 | 510 | 4 | C _{IV} |
| 49 | 20.12.2006 | 100 | 480 | 4 | C _{IV} |
| 50 | 13.02.2007 | 25 | 550 | 1 | C _I |
| 51 | 14.02.2007 | 25 | 700 | 1 | C _I |
| 52 | 15.02.2007 | 100 | 550 | 1 | C _I |
| 53 | 16.02.2007 | 100 | 700 | 1 | C _I |
| 54 | 27.04.2007 | 50 | 350 | 0,5 | B |
| 55 | 10.05.2007 | 50 | 450 | 6 | B |
| 56 | 30.07.2007 | 75 | 350 | 6 | B |
| 57 | 02.08.2007 | 50 | 550 | 3 | B |
| 58 | 03.08.2007 | 75 | 450 | 3 | B |
| 59 | 06.08.2007 | 100 | 450 | 0,5 | B |
| 60 | 06.08.2007 | 75 | 550 | 0,5 | B |
| 61 | 07.08.2007 | 100 | 550 | 6 | B |
| 62 | 08.08.2007 | 100 | 350 | 3 | B |
| 63 | 02.10.2007 | 50 | 400 | 1 | A |
| 64 | 04.10.2007 | 50 | 400 | 4 | A |
| 65 | 05.10.2007 | 50 | 500 | 1 | A |
| 66 | 09.10.2007 | 50 | 500 | 4 | A |
| 67 | 10.10.2007 | 100 | 400 | 1 | A |
| 68 | 11.10.2007 | 100 | 400 | 4 | A |
| 69 | 15.10.2007 | 100 | 500 | 1 | A |
| 70 | 18.10.2007 | 100 | 500 | 4 | A |

Zum Heißisostatischen Pressen wurden die Proben in Probenkästen und diese im Probenträger plziert (vgl. Abschnitt 5.8). Die jeweilige Position wurde dokumentiert. Die Probenkästen wurden hierzu mit römischen Ziffern von oben

nach unten und die Position der Proben im jeweiligen Probenkasten gemäß Abbildung 6.9 nummeriert. Damit ergibt sich für jede Probe eine Probenkasten- und eine Positionsnummer, z.B. II-21. Für die Versuchsreihe C_{IV} wurden drei (I-III), für die Versuchsreihe B zwei (I-II) und für die Versuchsreihe A ein (I) Probenkasten verwendet.

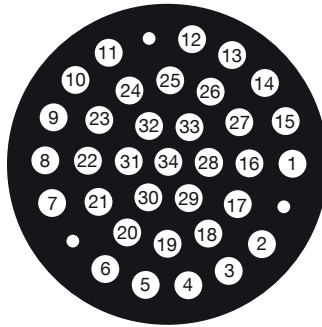


Abbildung 6.9 Übersicht über die Positionsnummern im Probenkasten

6.12 Wärmebehandlung

Die Wärmebehandlung der Proben wurde gemäß Versuchsplan in einem Ofen ohne Schutzgasatmosphäre durchgeführt.

6.13 Messung des Durchmessers

Für den Zugversuch und den Schwingversuch mußte der Durchmesser der jeweiligen Probe ermittelt werden. Der Durchmesser der Proben vom Typ Z wurde an drei verschiedenen Stellen (vgl. Abbildung 6.10) gemessen und dann gemittelt. Der Durchmesser der Proben vom Typ D wurde an der schmalsten Stelle einmal gemessen.

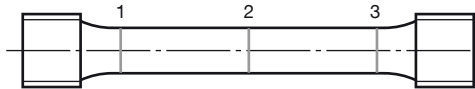


Abbildung 6.10 Meßstellen für Proben vom Typ Z zur Bestimmung des Durchmessers

6.14 Messung der statischen Kennwerte

Der Zugversuch wurde nach DIN 10002 wie folgt durchgeführt: Nachdem die Probe eingespannt war, wurde mit einer Geschwindigkeit von $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ eine Vorspannung von 2 MPa aufgebracht. Anschließend wurde mit der Aufzeichnung der Meßwerte begonnen. Die Geschwindigkeit bis zur Dehngrenze wurde wegge-regelt und betrug $2 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$. Ab diesem Punkt bis zum Ende der Prüfung wurde eine ebenfalls wegge-regelte Geschwindigkeit von $0,0005 \text{ s}^{-1}$ verwendet.

Für die Versuchsreihen A und C_{II} wurde die 200 kN , für die Versuchsreihe B die 20 kN Kraftmeßdose verwendet. Die Proben der Versuchsreihe C_{IV} wurden vom Materialprüfamt für den Maschinenbau der Technischen Universität München getestet.

6.15 Messung der Schwingspielzahl

In Versuchsreihe C_{IV} wurden alle Proben mit den gleichen Prüfparametern für Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a geprüft. Dies erwies sich als nachteilig, da für einen Teil der Proben nur Durchläufer erzielt wurden. Für alle anderen Versuchsreihen (A, B, C_{II}) wurden die Parameter angepaßt. Diese basierten auf Werten aus Vorversuchen (A, C_{II}) resp. vorausgehenden Versuchsreihen (B). Die Ergebnisse hierzu finden sich im Anhang. Für die einzelnen Versuchsreihen ergaben sich die in Tabelle 6.5 aufgeführten Parameter.

Tabelle 6.5 Für den Schwingversuch der einzelnen Versuchsreihen verwendete Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a

| | Versuchsreihe A | | Versuchsreihe B | | Versuchsreihe C _{II} | |
|------------------|-----------------|-------------|-----------------|----------|-------------------------------|----------|
| | GD-MgAl9Zn1 | GS-MgAl9Zn1 | GP-AISi9 | GS-AISi9 | GP-AISi9 | GS-AISi9 |
| σ_m [MPa] | 65 | 45 | 65 | 45 | 60 | 40 |
| σ_a [MPa] | 35 | 35 | 50 | 35 | 45 | 30 |

Die Belastung erfolgte sinusförmig in axialer Richtung und wurde von einem hydraulischen Schwingprüfer vom Typ MTS oder einem elektrischen Schwingprüfer vom Typ Rumul aufgebracht (vgl. Kapitel 5.10). Die Frequenz f lag für den hydraulischen Schwingprüfer bei 50 Hz und für den elektrischen bei 150 Hz. Die Verteilung der Proben auf die einzelnen Maschinen erfolgte randomisiert.

6.16 Messung der Härte

Es wurde die Härte HV0,1 und HV0,01 (Prüfmasse 100 g bzw. 10 g) gemessen. Die Messung erfolgte automatisch an 36 verschiedenen Meßstellen (vgl. Tabelle 6.6 und Abbildung 6.11), um die durchschnittliche Gefügehärte zu bestimmen. Mit Hilfe von manuellen Messungen wurde an ausgewählten Stellen innerhalb eines Kornes gemessen, um die Härte der jeweiligen α -Phase (die primär erstarrten Gefügebestandteile der Magnesium- bzw. Aluminiumproben) zu messen.

Tabelle 6.6 Übersicht über die Positionsnummern und die zugehörigen Koordinaten der Härteeindrücke

| Positionsnummer | x [mm] | y [mm] | Positionsnummer | x [mm] | y [mm] |
|-----------------|--------|--------|-----------------|--------|--------|
| 0 | 0,00 | 0,00 | 18 | 1,50 | -2,60 |
| 1 | 1,50 | 0,00 | 19 | 2,60 | -1,50 |
| 2 | 1,06 | 1,06 | 20 | 4,50 | 0,00 |
| 3 | 0,00 | 1,50 | 21 | 4,16 | 1,72 |
| 4 | -1,06 | 1,06 | 22 | 3,18 | 3,18 |
| 5 | -1,50 | 0,00 | 23 | 1,72 | 4,16 |
| 6 | -1,06 | -1,06 | 24 | 0,00 | 4,50 |

| Positionsnummer | x [mm] | y [mm] | Positionsnummer | x [mm] | y [mm] |
|-----------------|--------|--------|-----------------|--------|--------|
| 7 | 0,00 | -1,50 | 25 | -1,72 | 4,16 |
| 8 | 1,06 | -1,06 | 26 | -3,18 | 3,18 |
| 9 | 2,60 | 1,50 | 27 | -4,16 | 1,72 |
| 10 | 1,50 | 2,60 | 28 | -4,50 | 0,00 |
| 11 | 0,00 | 3,00 | 29 | -4,16 | -1,72 |
| 12 | -1,50 | 2,60 | 30 | -3,18 | -3,18 |
| 13 | -2,60 | 1,50 | 31 | -1,72 | -4,16 |
| 14 | -3,00 | 0,00 | 32 | 0,00 | -4,50 |
| 15 | -2,60 | -1,50 | 33 | 1,72 | -4,16 |
| 16 | -1,50 | -2,60 | 34 | 3,18 | -3,18 |
| 17 | 0,00 | -3,00 | 35 | 4,16 | -1,72 |

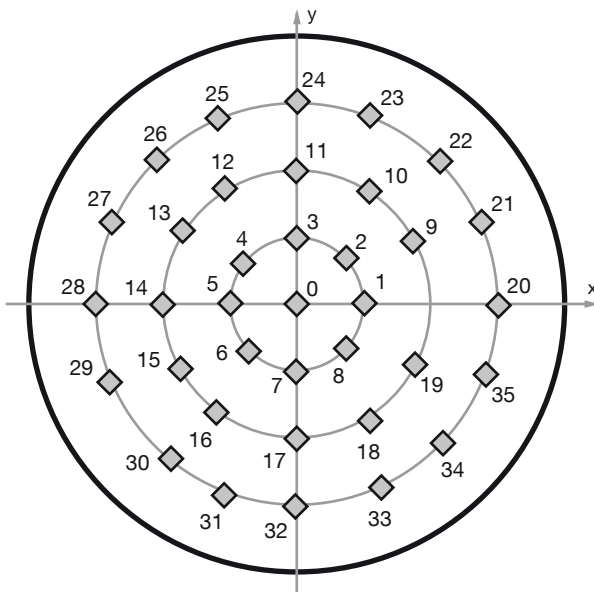


Abbildung 6.11 Positionsnummern der Härteeindrücke

6.17 Metallographische Gefügeuntersuchung

Die Proben wurden mit dem Einbettmittel EpoFix Resin in Verbindung mit Epo-Fix Hardener von Struers, Kopenhagen, Dänemark, eingebettet. Anschließend wurden sie naß mit SiC-Papier in verschiedenen Stufen (Körnung 500, 800, 1200 und 2400) geschliffen. Dann wurden die Proben mit 3 µm und 1 µm Diamantpaste und einer Oxidpolier-Suspension (OP-S) poliert. Als Schmiermittel wurde DP-Lubricant grün verwendet. Zwischen den Schleif- und Polierschritten wurden die Proben im Ultraschallbad mit Ethanol gereinigt.

Danach wurden die Proben aus MgAl₉Zn₁ mit 5%-iger Salpetersäure angeätzt, um die γ-Phase (Mg₁₇Al₁₂) sichtbar zu machen. Von den Aluminiumproben wurden ausgewählte Proben mit der Farbätzung nach Barker (200 ml destilliertes Wasser, 10 ml 35%-ige Borfluorwasserstoffsäure, einige Sekunden 20-40 V Gleichstrom, Probe als Anode [PETZ84, S. 48]) angeätzt, um anschließend unter polarisiertem Licht die Korngröße sichtbar zu machen.

6.18 Rasterelektronenmikroskopische Bruchflächenuntersuchung

Von ausgewählten Proben des Typs D und Z wurden rasterelektronische Aufnahmen der Bruchfläche angefertigt. Die Bruchfläche der Proben wurde hierzu zunächst mit einer dünnen Goldschicht bedampft und anschließend über den Sekundärelektronenkontrast abgebildet.

6.19 Aufbereitung der Meßdaten

6.19.1 Masse

In den Versuchsreihen A und B wurde vor ($M_{\text{Cal,E,1}}$) und nach ($M_{\text{Cal,E,2}}$) den Proben eines Versuchs E die Kalibriermasse M_{Cal} gemessen. Die Masse $m_{\text{E,i}}$ der einzelnen Proben eines Versuchs wurde nach Formel 6.2 korrigiert.

$$m_{E,i,kor} = m_{E,i} - \left(\frac{M_{Cal,1} + M_{Cal,2}}{2} - M_{Cal} \right) \quad (6.2)$$

Anschließend wurde die Differenz $\Delta m_{E,i,b}$ der Werte einer Probe vor ($m_{E,i,kor,unhip}$) und nach ($m_{E,i,kor,hip}$) dem HIP gebildet und auf den Wert vor dem HIP bezogen (vgl. Formel 6.3).

$$\Delta m_{E,i,b} = \frac{m_{E,i,kor,hip} - m_{E,i,kor,unhip}}{m_{E,i,kor,unhip}} \quad (6.3)$$

Aus den bezogenen Einzelwerten $\Delta m_{E,i,b}$ aller k Proben eines Versuchs wurde der Mittelwert m_E gebildet (vgl. Formel 6.4).

$$m_E = \frac{\sum_{i=1}^k \Delta m_{E,i,b}}{k} \quad (6.4)$$

6.19.2 Volumen

Das Vorgehen bei der Volumenmessung war ähnlich dem der Massenmessung. Aus den wiederholten Messungen des Volumens $V_{E,i}$ einer Probe wurde der Mittelwert $V_{E,i,m}$ errechnet. Dieser wurde mit zwei aufeinanderfolgenden Messungen ($V_{Cal,E,m,j}$ und $V_{Cal,E,m,j+1}$) des Kalibriervolumens $V_{Cal,u}$ korrigiert. Das korrigierte Volumen $V_{E,i,kor}$ der einzelnen Proben ergibt sich mit der Meßnummer l (beginnend bei 1 für die erste Messung nach der Messung des Kalibriervolumens und endend bei f für die letzte Messung vor der Messung des Kalibriervolumens) nach Formel 6.5. Der jeweilige Sollwert für das Kalibriervolumen $V_{Cal,u}$ kann Tabelle 5.2 entnommen werden.

$$V_{E,i,kor} = V_{E,i,m} - V_{Cal,E,m,j} + V_{Cal,u} - \frac{l \cdot (V_{Cal,E,m,j+1} - V_{Cal,E,m,j})}{f} \quad (6.5)$$

Anschließend wurde die Differenz $\Delta V_{E,i,b}$ der korrigierten Werte einer Probe vor ($V_{E,i,kor,unhip}$) und nach ($V_{E,i,kor,hip}$) dem HIP gebildet und auf den Wert vor dem HIP bezogen (vgl. Formel 6.6).

$$\Delta V_{E,i,b} = \frac{V_{E,i,kor,hip} - V_{E,i,kor,unhip}}{V_{E,i,kor,unhip}} \quad (6.6)$$

Aus den bezogenen Einzelwerten $\Delta V_{E,i,b}$ aller k Proben eines Versuchs wurde der Mittelwert V_E gebildet (vgl. Formel 6.7).

$$V_E = \frac{\sum_{i=1}^k \Delta V_{E,i,b}}{k} \quad (6.7)$$

6.19.3 Dichte

Die Dichte $\rho_{E,i}$ für jede Probe wurde aus den korrigierten Massen- ($m_{E,i,kor}$) und Volumenwerten ($V_{E,i,kor}$) der betreffenden Probe nach Formel 6.8 berechnet.

$$\rho_{E,i} = \frac{m_{E,i,kor}}{V_{E,i,kor}} \quad (6.8)$$

Anschließend wurde die Differenz $\Delta \rho_{E,i,b}$ der Werte einer Probe vor ($\rho_{E,i,unhip}$) und nach ($\rho_{E,i,hip}$) dem HIP gebildet und auf den Wert vor dem HIP bezogen (vgl. Formel 6.9).

$$\Delta \rho_{E,i,b} = \frac{\rho_{E,i,hip} - \rho_{E,i,unhip}}{\rho_{E,i,unhip}} \quad (6.9)$$

Aus den bezogenen Einzelwerten $\Delta \rho_{E,i,b}$ der k Proben eines Versuchs wurde der Mittelwert ρ_E gebildet (vgl. Formel 6.10).

$$\rho_E = \frac{\sum_{i=1}^k \Delta \rho_{E,i,b}}{k} \quad (6.10)$$

Mit Hilfe der Gaußschen Fehlerrechnung läßt sich der Einfluß der Meßfehler der Massenmessung und der Volumenmessung auf den berechneten Fehler der Dichte abschätzen (vgl. Formel 6.11).

$$\Delta \rho = \sqrt{\left(\frac{1}{V} \cdot \Delta V\right)^2 + \left(-\frac{m}{V^2} \cdot \Delta m\right)^2} \quad (6.11)$$

Daraus ergibt sich, daß der Fehler der Volumenmessung einen wesentlich größeren Anteil am Gesamtfehler hat als der Fehler der Massenmessung. Beispielsweise ergibt sich bei einer Masse von $m = 14,0000 \text{ g}$ mit einem Fehler von $\Delta m = 0,0002 \text{ g}$ und einem Volumen von $V = 7,9500 \text{ cm}^3$ mit einem Meßfehler von $\Delta V = 0,001 \text{ cm}^3$ für den ersten Summand ein Wert von $1,58 \cdot 10^{-8}$ und für den zweiten Summand ein Wert von $1,96 \cdot 10^{-9}$. Insgesamt ergibt sich ein errechneter Fehler von $1,18 \cdot 10^{-4}$.

6.19.4 Übrige Kennwerte

Bei allen anderen gemessenen Kennwerten wurde über die Messungen aller Proben eines Versuchs der Mittelwert gebildet. Wenn für die weitere Darstellung notwendig, wurde zusätzlich die Standardabweichung berechnet. Ausreißer wurden nicht in die Berechnungen mit einbezogen.

6.19.5 Statistische Bewertung der Meßdaten

Ob zwischen den Mittelwerten eines Kennwerts der verschiedenen Versuche ein statistisch signifikanter Unterschied besteht, wurde anhand eines t-Testes oder einer einfaktoriellen Analysis of Variance (ANOVA) getestet. Für die Auswertung wurde das Standard-Softwareprogramm SPSS 16.0 verwendet.

Die Versuchspläne wurden mit einer Analysis of Means (ANOM) und einer mehrfaktoriellen Analysis of Variance (ANOVA) ausgewertet. Bei einer ANOM werden die Ergebnisse eines Kennwertes bei einem Prozeßparameter, z.B. die

Ergebnisse für die Zugfestigkeit bei einer Temperatur ohne Berücksichtigung der anderen Prozeßparameter Druck und Zeit, addiert und gemittelt. Dadurch läßt sich der Einfluß dieses Prozeßparameters auf diesen Kennwert darstellen. Bei einer ANOVA wird zusätzlich die Streuung berücksichtigt und überprüft, wie sich das Verhältnis der Streuung eines einzelnen Kennwerts zur Gesamtstreuung verhält. Damit kann überprüft werden, ob Unterschiede, die sich aufgrund der ANOM darstellen, signifikant sind.

6.19.6 Darstellung der Meßdaten

Die Meßergebnisse werden in Tabellenform oder als Diagramm dargestellt. Es werden Balkendiagramme oder Kastengraphiken (vgl. Abbildung 6.12) zur Darstellung verwendet. Bei den Balkendiagrammen werden das arithmetische Mittel und die Standardabweichung als Streumaß dargestellt. Bei den Kastengraphiken werden das 25 %- (unteres Quartil), 50 %- (Median) und das 75 %- (oberes Quartil) Quantil als Kasten dargestellt.



Abbildung 6.12 Darstellung einer Kastengraphik

Zwischen dem unteren und dem oberen Quartil liegen 50 % der Daten. Dieser Abstand wird als Interquartilsabstand bezeichnet und ist ein Maß für die Streuung der Daten. Je kleiner der Abstand ist, desto kleiner ist die Streuung der Meßwerte. Oberhalb und unterhalb des Medians befinden sich 50 % der Daten. Somit gibt die Lage des Medians die Schiefe der Verteilung an. Die an den Kasten anschließenden Linien werden Fühler genannt und betragen maximal das 1,5-fache des Interquartilsabstands. Die Enden werden dabei immer durch einen Meßwert repräsentiert. Liegen Meßwerte außerhalb dieses Bereiches, werden sie als Ausreißer bezeichnet.

7 Ergebnisse für Magnesium

7.1 Vorbemerkungen

Die mechanischen Kennwerte streuten unerwartet stark. Die Mittelwerte der Kennwerte unterschieden sich, obwohl die Proben unterschiedlich behandelt wurden, oft nicht signifikant. Die in der Versuchsplanung vorgesehene Analysis of Means (ANOM) und damit eine Beurteilung der Effektgröße der einzelnen Prozeßparameter ist deshalb nicht sinnvoll. Die in ihrer Struktur bereits im Kapitel Zielsetzung und Lösungsansatz angelegte Ergebnisdarstellung kann daher nicht wie ursprünglich geplant erfolgen. Eine Korrelation von Gefüge-kennwerten und mechanischen Kennwerten ist nicht möglich. Der Einfluß des Heißisostatischen Pressens auf die Gefügeeigenschaften und damit auf die mechanischen Eigenschaften kann nur qualitativ beschrieben werden. Darum werden die Ergebnisse in Anlehnung an den Versuchsablauf (vgl. Abschnitt 4.3) dargestellt.

7.2 Eigenschaften im Ausgangszustand

Die verwendete Magnesiumlegierung MgAl9Zn1 hat die in Tabelle 7.1 aufgeführte chemische Zusammensetzung.

Tabelle 7.1 Chemische Zusammensetzung von MgAl9Zn1 nach DIN EN 1753 in Masse-%

| Al | Zn | Si | Fe | Cu | Ni | Sonstige | Mg |
|-----------|------------|-------|---------|--------|---------|----------|------|
| 8,3 - 9,7 | 0,35 - 1,0 | - 0,2 | - 0,005 | - 0,03 | - 0,001 | - 0,01 | Rest |

Da sich Zink bis zu einem Anteil von einem Masse-% vollständig im Mg-Mischkristall (α -Phase) lösen kann und eine Bildung zinkhaltiger binärer Phasen nicht beobachtet wird, kann Zink für die folgende Gefügebesehrreibung vernachlässigt werden [VOGE02, S. 13].

Bei einem Aluminiumgehalt von ca. 33 % liegt bei dem binären System Mg-Al ein Eutektikum vor. Die eutektische Temperatur T_E beträgt 436 °C. Bei dieser Temperatur liegt mit 12,7 % die maximale Löslichkeit von Aluminium im Mg-Mischkristall. Mit sinkender Temperatur verringert sich die Löslichkeit kontinuierlich bis auf ca. 2 % bei Raumtemperatur. Das Gefüge besteht dann aus primär erstarrter α -Phase und aus der intermetallischen γ -Phase $Mg_{17}Al_{12}$ (vgl. Abbildung 7.5). [VOGE02, S. 13ff.]

Da im Gleichgewichtsfall die Eutektikale nicht erreicht wird, scheidet sich die γ -Phase feinverteilt im Mg-Mischkristall aus und es treten keine eutektischen Gefügebestandteile auf (vgl. Abbildung 7.1a). Bei technischen Abkühlbedingungen stellt sich jedoch ein erheblich vom Gleichgewichtszustand abweichendes Gefüge ein. Da die Diffusionsgeschwindigkeit der Al-Atome im Mg-Mischkristall sehr niedrig ist, reichert sich die Schmelze kontinuierlich mit Aluminium an. Zum einen ist deshalb der zuletzt erstarrte Mg-Mischkristall (an den Korngrenzen) stark an Aluminium übersättigt. Zum anderen wird die Keimbildung einzelner Komponenten erschwert und es entsteht kein fein strukturiertes eutektisches Gefüge, sondern der später erstarrende Mg-Mischkristall lagert sich am primär erstarrten an und die intermetallische $Mg_{17}Al_{12}$ -Phase bildet isolierte Partikel an den Korngrenzen (vgl. Abbildung 7.1b). [VOGE02, S. 14]

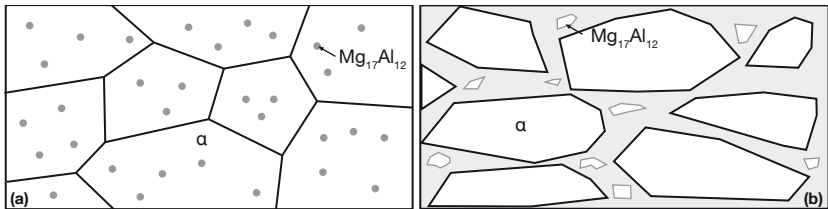


Abbildung 7.1 Schematische Darstellung eines im Gleichgewicht (a) und unter technischen Abkühlbedingungen (b) erstarrten Gefüges nach M. Vogel [VOGE02, S. 13]

Das trifft für das Ausgangsgefüge der verwendeten Magnesiumproben zu. Außerdem ist aufgrund der bei den Sandgußproben im Vergleich zu den Druckgußproben geringeren Abkühlgeschwindigkeit das Gefüge der Sandgußproben größer (vgl. Abbildung 7.2a und 7.2b).

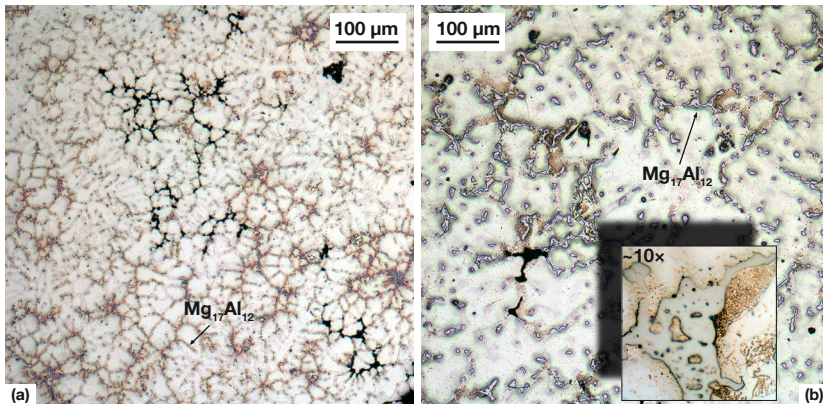


Abbildung 7.2 Gefüge einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b) im Ausgangszustand

Auch die aufgetretene Porosität war zu erwarten. Aufgrund der Schwindung der einzelnen Legierungsbestandteile (vgl. Tabelle 1.1) und durch die breiartige Erstarrung entstehen bei MgAl9Zn1 leicht interkristalline bzw. interdendritische Hohlräume, die schwer dicht zu speisen sind. Die Poren hängen oft zusammen (vgl. Abbildung 7.3a) [VOGE02, S. 14f.]. Laut Kainer [KAIN00, S. 65] liegen die Gasgehalte für konventionellen Druckguß üblicherweise zwischen $1,5$ bis $5,5 \text{ cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$ und für Sandguß bei $0,25$ bis $1,5 \text{ cm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$. Bei den Druckgußproben war somit mehr Porosität als bei den Sandgußproben zu erwarten. Das trifft zu (vgl. Abbildung 7.3a und 7.3b). Die Porosität bei den Druckgußproben trat in einem konzentrischen Kreis auf, wohingegen sich die Porosität bei den Sandgußproben gleichmäßig über die Probe verteilte.

Die Unterschiede in der Porosität zeigen sich auch in der geringeren Dichte ρ_{unhip} der Druckgußproben im Ausgangszustand (vgl. Abbildung 7.4). Vergleicht man die Dichte (ohne Druckgußproben des Versuchs 4 und Sandgußproben des Versuchs 8), so ist festzustellen, daß sich die Anfangsdichten signifikant voneinander unterscheiden: $1,798 \pm 0,004 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ für die Druckgußproben und $1,810 \pm 0,004 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-3}$ für die Sandgußproben.

7 Ergebnisse für Magnesium

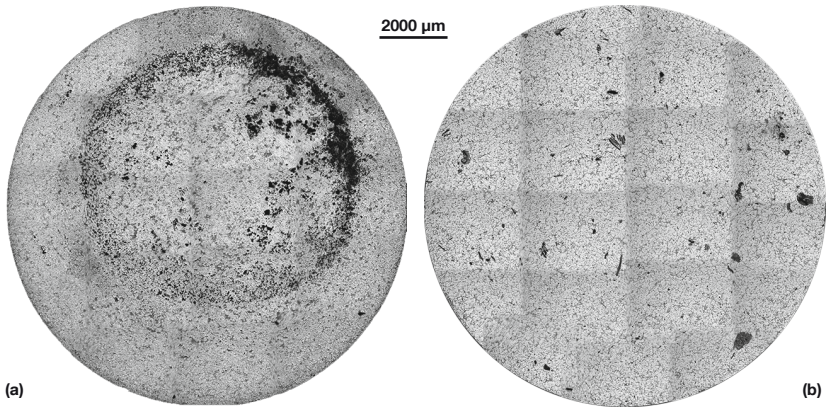


Abbildung 7.3 Porositätsverteilung bei einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b) im Ausgangszustand

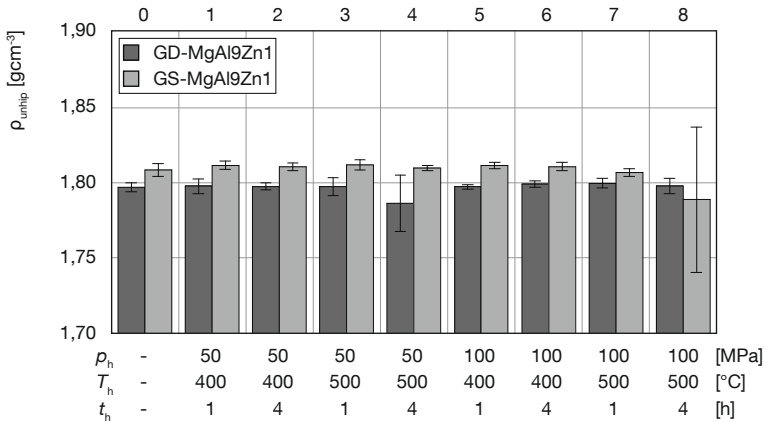


Abbildung 7.4 Dichte ρ_{unhip} der Proben im Ausgangszustand

Weiter fällt auf, daß die Werte der Druckgußproben für den Versuch 4 und der Sandgußproben für den Versuch 8 stark von den Werten der anderen Versuche abweichen und eine hohe Streuung aufweisen. Die Proben dieser Versuche

hatten zufälligerweise eine höhere Porosität im Ausgangszustand. Auch die anderen Kennwerte dieser beiden Versuche streuten besonders stark.

7.3 Änderung der Werkstoffeigenschaften

Zeichnet man die verwendeten Versuchstemperaturen von $T_h = 400^\circ\text{C}$ (2) und $T_h = 500^\circ\text{C}$ (3) zusätzlich zur Raumtemperatur (1) in ein Phasendiagramm ein (vgl. Abbildung 7.5), ist zu sehen, daß bei (2) nur der Mg-Mischkristall, bei (3) aber zusätzlich bereits die flüssige Phase L (ab einem Aluminiumgehalt größer als ca. 6,5 %) vorliegt. Das heißt, daß das Eutektikum aufgeschmolzen wird. Für die Versuche 3, 4, 7 und 8 lag die Versuchstemperatur bei 500°C .

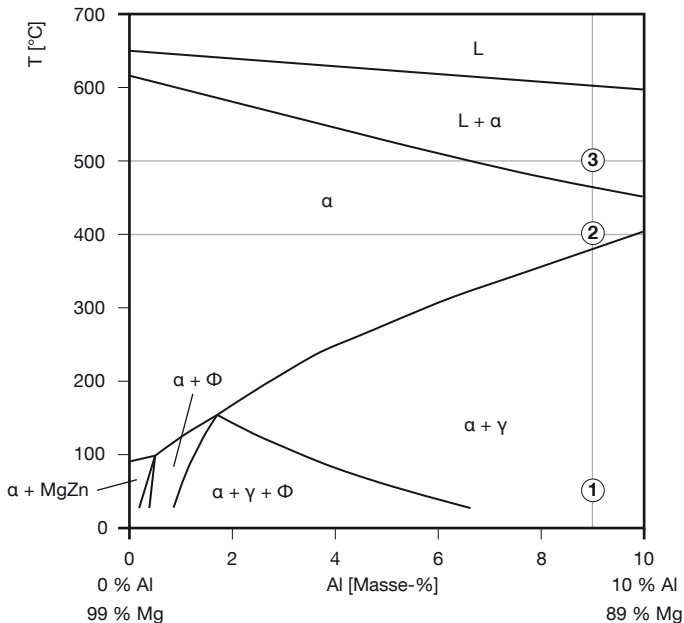


Abbildung 7.5 Mg-Al-Zn System, T-x Schnitt bei einem Masse-% Zn nach Magnesiumta-schenbuch [ALUM00, S. 128]

Am offensichtlichsten ist der Einfluß des HIP bei einer optischen Begutachtung der Proben vor und nach dem HIP. Bei den Proben der Versuche 4 und 8 (jeweils $t_h = 4$ h) treten starke Ausblühungen an der Oberfläche auf (vgl. Abbildung 7.6c und 7.6d). Diese bestehen aus durch die in den Poren enthaltene Luft oxidierte Schmelze. Bei einer Haltezeit von nur 1 h treten trotz einer Haltetemperatur von 500°C noch keine Ausblühungen auf (vgl. Abbildung 7.6b). Bei den Proben der anderen Versuche sind kaum Änderungen zu sehen (vgl. beispielhaft Abbildung 7.6a).

Analog zur Porenverteilung im Gefüge treten die Ausblühungen bei den Druckgußproben in konzentrischen Kreisen überwiegend an den Stirnflächen und bei den Sandgußproben über die Probe verteilt auf. Bei niedrigem Druck sind die Ausblühungen größer als bei hohem Druck. Das beruht auf dem höheren Energieaufwand, der bei höherem Außendruck zur Bildung der Ausblühungen notwendig ist. Aufgrund des Gegendrucks sind die Ausblühungen kugelförmig.

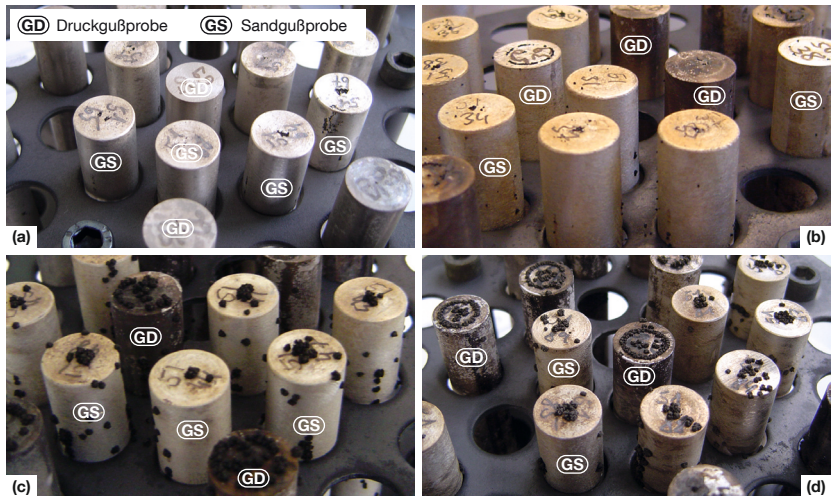


Abbildung 7.6 Photos von Proben der Versuche 6: $p_h = 100$ MPa, $T_h = 400^\circ\text{C}$, $t_h = 4$ h (a), 3: $p_h = 50$ MPa, $T_h = 500^\circ\text{C}$, $t_h = 1$ h (b), 4: $p_h = 50$ MPa, $T_h = 500^\circ\text{C}$, $t_h = 4$ h (c) und 8: $p_h = 100$ MPa, $T_h = 500^\circ\text{C}$, $t_h = 4$ h (d)

Da das Gefüge der Sandgußproben gröber war (vgl. Abbildung 7.2b), entstanden mehr Ausblühungen. Das spiegelt sich in der Massenänderung wider (vgl. Abbildung 7.7). Die Ausblühungen wurden vor der Messung vollständig entfernt. Bei den Mittelwerten der Massenabnahme unterscheiden sich nur die Versuche 4 und 8 signifikant von den restlichen Versuchen. Bei den anderen Versuchen ist kein Einfluß variierender Prozeßparameter festzustellen.

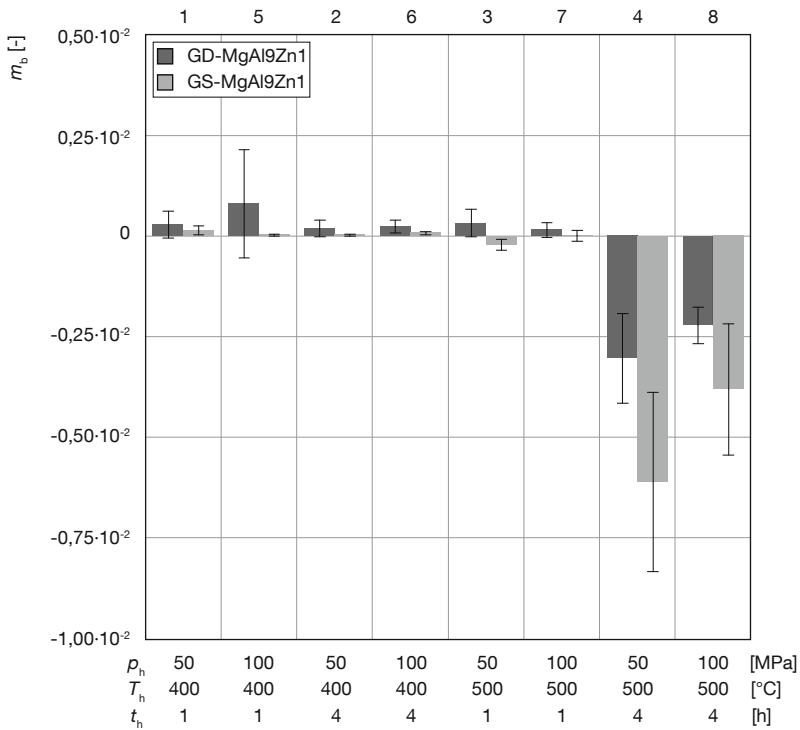


Abbildung 7.7 Auf den Ausgangszustand bezogene Massenänderung m_s durch Heißostatisches Pressen

7 Ergebnisse für Magnesium

Die Versuche 4 und 8 weisen aufgrund der Ausblühungen auch eine größere Volumenabnahme als die anderen Versuche auf (vgl. Abbildung 7.8). So unterscheidet sich bei den Druckgußproben die mittlere Volumenabnahme von Versuch 4 signifikant von den anderen Versuchen. Bei den Sandgußproben unterscheiden sich die Mittelwerte der Versuche 4 und 8 signifikant von den anderen Versuchen. Insgesamt ist bei den Druckgußproben eine höhere Volumenabnahme festzustellen. Bei diesen lag auch mehr Ausgangsporosität vor.

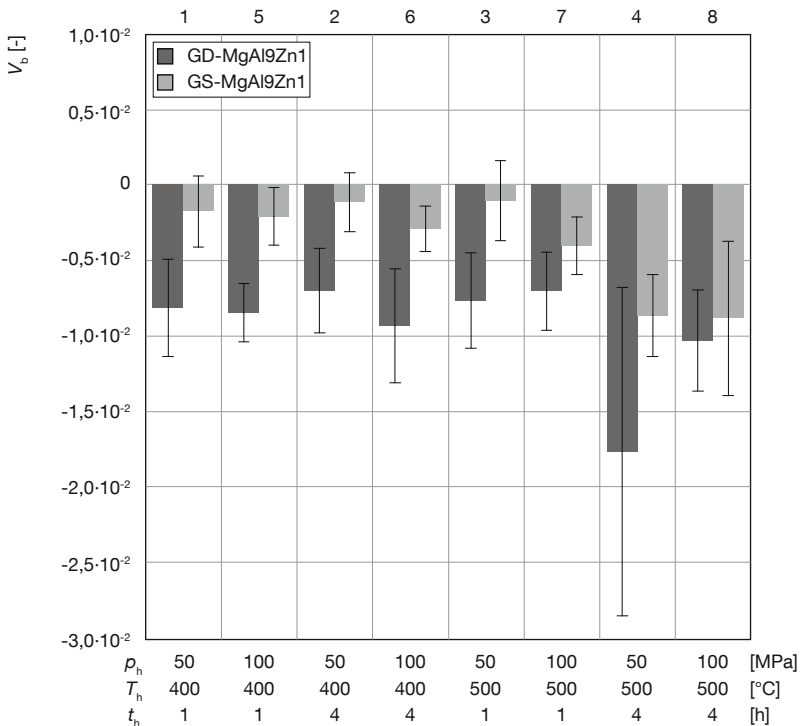


Abbildung 7.8 Auf den Ausgangszustand bezogene Volumenänderung V_v durch Heißisostatisches Pressen

Wegen der höheren Volumenabnahme bei den Druckgußproben hat sich nach dem HIP ihre Dichte an die Dichte der Sandgußproben angeglichen (vgl. Abbildung 7.9). Ebenso hat sich die Streuung der Versuche 4 und 8, die im Ausgangszustand sehr groß war, an die Streuung der anderen Versuche angeglichen. Das HIP hat bezüglich der Dichte zu einer Vergleichmäßigung der Porosität geführt. Doch obwohl die Dichte zugenommen hat, konnte vor allem für die Druckgußproben die Porosität nicht vollständig beseitigt werden. Nur die Sandgußproben des Versuchs 6 waren weitgehend porenfrei (vgl. Abbildung 7.10a und 7.10b).

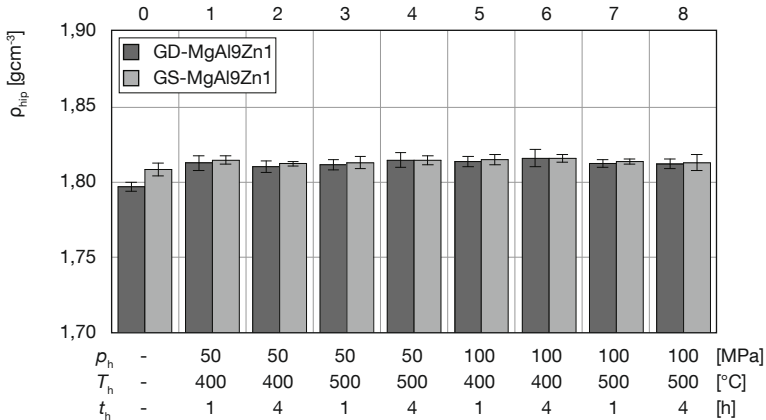


Abbildung 7.9 Dichte ρ_{hip} der Proben nach dem Heißisostatischen Pressen

Weiter fällt auf, daß sich fein-lamellare Ausscheidungen gebildet haben, die vor allem für die Sandgußproben großflächig waren (vgl. Abbildung 7.10b). Das stimmt mit M. Vogel überein, der ausführt, daß sich das unter technischen Abkühlgeschwindigkeiten erstarrte Gefüge nicht im thermodynamischen Gleichgewicht befindet und deshalb ändert, sobald es über eine Temperatur von 100 °C erwärmt wird [VOGE02, S. 15]. Vor allem der eutektisch erstarrte Bereich an den Korngrenzen ändert sich. Es entsteht ein lamellares Gefüge, das in seiner Form an ein eutektoides Gefüge erinnert. Die dabei entstehende

Struktur ist hinsichtlich ihrer Lamellenbreite stark von der Temperatur abhängig. Die Ausscheidungscharakteristik der einzelnen Proben war aber über die unterschiedlichen Versuche hinweg sehr ähnlich. Alle Proben erfahren somit eine ähnliche Ausscheidungshärtung.

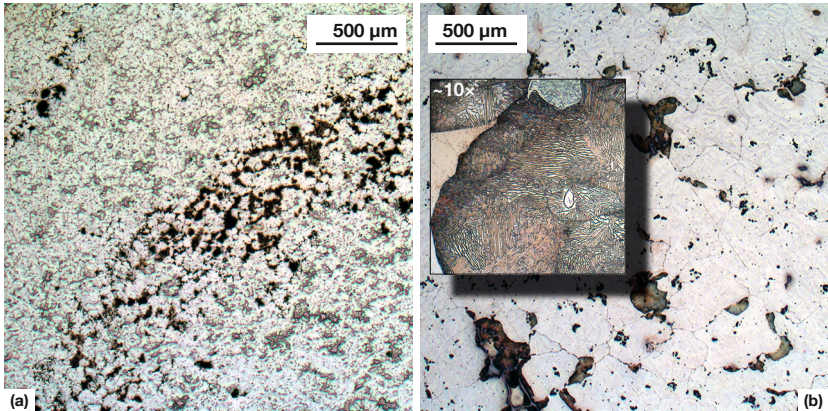


Abbildung 7.10 Gefüge einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b) des Versuchs 6 ($p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 400^\circ \text{C}$, $t_h = 4 \text{ h}$)

Mit der Ausscheidungsstruktur sollte sich auch die Mischkristallhärte ändern. Aufgrund der Streuung konnte kein signifikanter Unterschied zwischen den Härtewerten festgestellt werden. Es ist aber zu sehen, daß sich der Ausgangszustand und die Versuche 1 und 2 und die restlichen Versuche einander ähneln (vgl. Abbildung 7.11). Hierfür könnten eine gleichmäßig verteilte Aluminiumkonzentration im Magnesiummischkristall, eine Abnahme der Mischkristallhärte durch Ausscheidungsbildung oder weichere Ausscheidungen verantwortlich sein. Auch durch Härtemessungen mit dem kleinsten zur Verfügung stehenden Prüfungsgewicht konnte dies jedoch nicht geklärt werden.

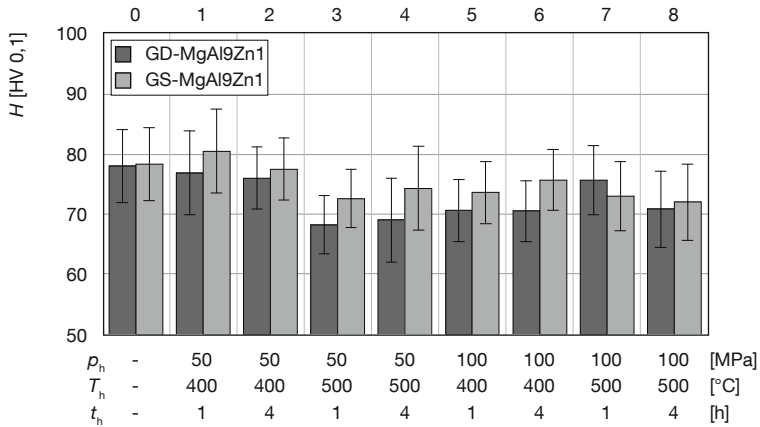


Abbildung 7.11 Härte H der Proben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

7.4 Mechanische Eigenschaften

7.4.1 Statische Kennwerte

Da ein Teil der Proben gebrochen ist, bevor 0,2% Dehnung erreicht wurde, wurde für eine größere Wertebasis $R_{p0,1}$ anstatt $R_{p0,2}$ betrachtet.

Zwischen den einzelnen Mittelwerten der Dehngrenzen konnte kein signifikanter Unterschied festgestellt werden. Eine Ausnahme ist Versuch 7 bei den Druckgußproben, für den allerdings nur ein Wert vorliegt. Die Werte der einzelnen HIP-Versuche unterscheiden sich nicht signifikant vom Ausgangszustand. Ebenso wenig unterscheiden sich die Werte der Druckguß- und Sandgußproben signifikant voneinander. Eine Änderung der Dehngrenze durch HIP kann nicht festgestellt werden (vgl. hierzu Abbildung 7.12 und Abbildung 7.13).

7 Ergebnisse für Magnesium

Auch bei Zugfestigkeit und Bruchdehnung können die einzelnen Mittelwerte nicht signifikant voneinander unterschieden werden. Es sind aber Tendenzen erkennbar. Versuch 6 liefert für die Proben aus Druck- und Sandguß sowohl hinsichtlich Zugfestigkeit als auch Bruchdehnung eines der besten Ergebnisse.

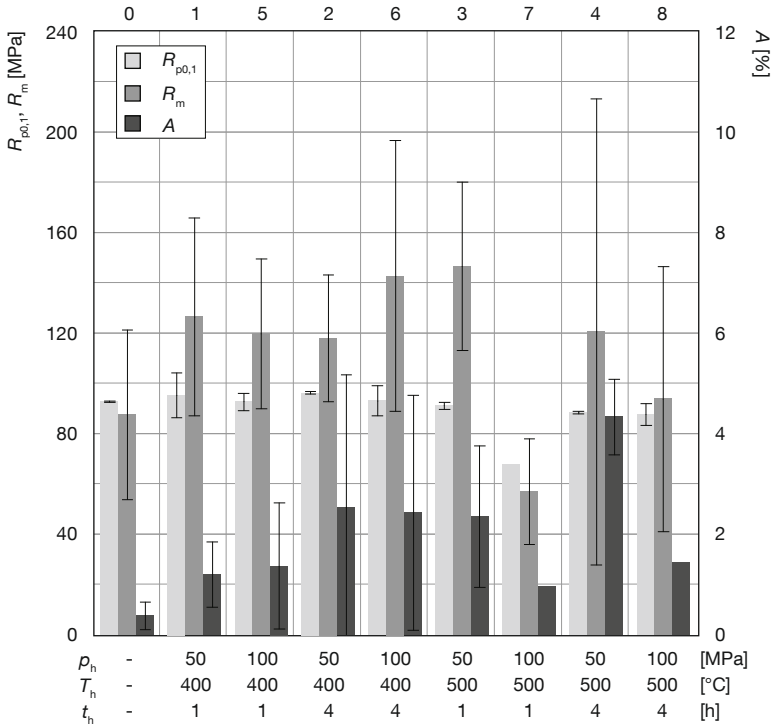


Abbildung 7.12 Statische Kennwerte Dehngrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A der Druckgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

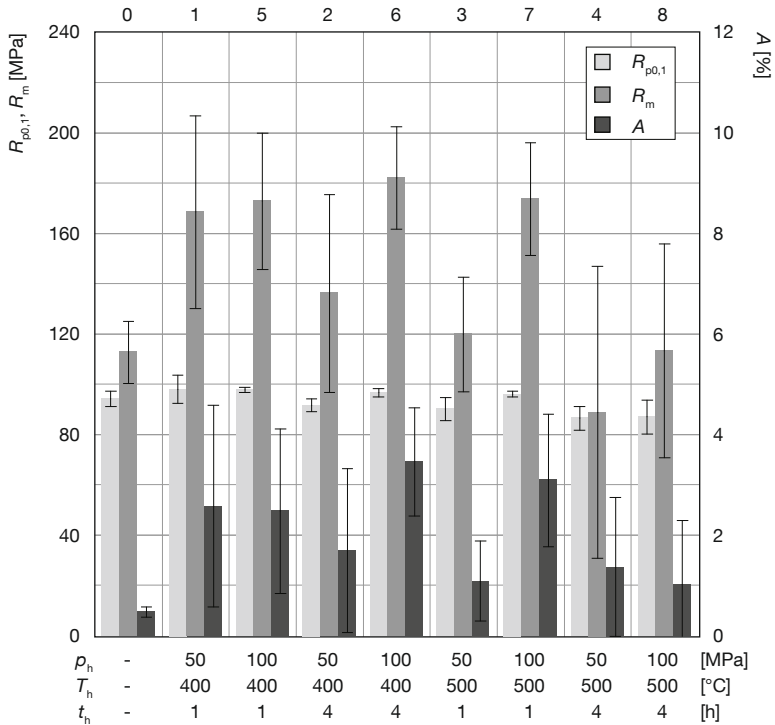


Abbildung 7.13 Statische Kennwerte Dehngrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozessparameter

Weiter ist zu sehen, daß die Werte der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung ähnlich verlaufen. Trägt man deshalb die Zugfestigkeit über die logarithmierte Bruchdehnung auf, so ist zu sehen, daß sich alle Messungen entlang einer Geraden mit sehr guten Werten für das Bestimmtheitsmaß R^2 ($R^2 \leq 1$) anordnen (vgl. Abbildung 7.14).

7 Ergebnisse für Magnesium

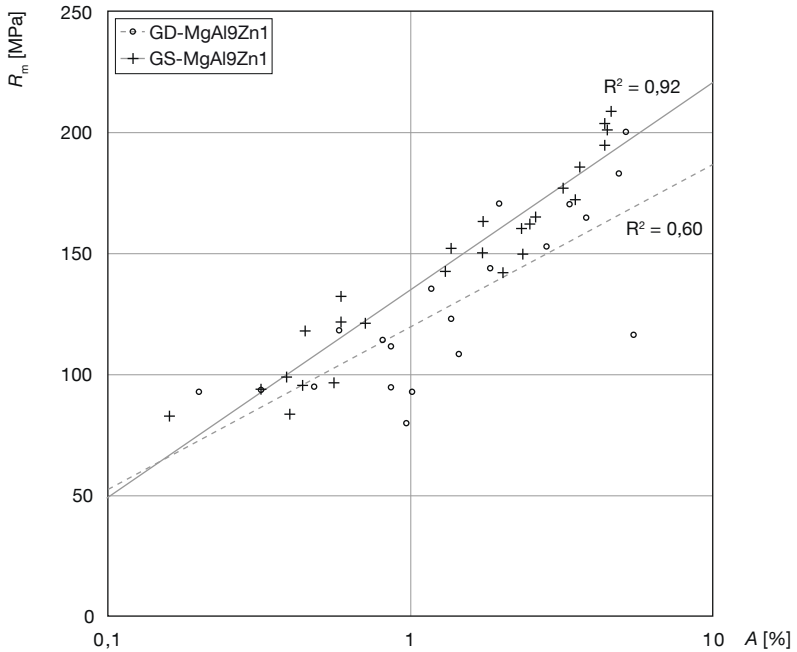


Abbildung 7.14 Zugfestigkeit R_m aufgetragen über die logarithmierte Bruchdehnung A

Ähnliches haben Mitte der 1970er Jahre Drouzy, Jacob und Richard im Zusammenhang mit Untersuchungen der häufig verwendeten Aluminium-Gußlegierung AlSi7Mg0,3 beobachtet und näher untersucht. Sie haben den sogenannten Qualitätsindex Q eingeführt, in dem die Zugfestigkeit R_m , die Bruchdehnung A und eine legierungsspezifische Konstante a zusammengefaßt werden

$$Q = R_m + a \cdot \log(100 \cdot A). \quad (7.1)$$

Sie zeigten, daß sich der Anstieg der Zugfestigkeit und gleichzeitige Abfall der Bruchdehnung, die auf einer Erhöhung des Magnesiumgehalts oder auf längere Zeiten oder höhere Temperaturen bei der Warmauslagerung beruhen, mit Hilfe von Gleichung 7.1 als Gerade darstellen läßt. Mit diesen Maßnahmen läßt sich also nur die Dehngrenze ändern resp. verbessern. Im Gegensatz hierzu führen eine schnellere Abkühlung bzw. Erstarrung, verbesserte Speisung, geringerer Gasgehalt (alles Maßnahmen für eine bessere Gefügequalität) und verbesserte Lösungsglühbedingungen zu einem Anstieg des Qualitätsindex bei gleichbleibender Dehngrenze (vgl. Abbildung 7.15). [STRO03, S. 151]

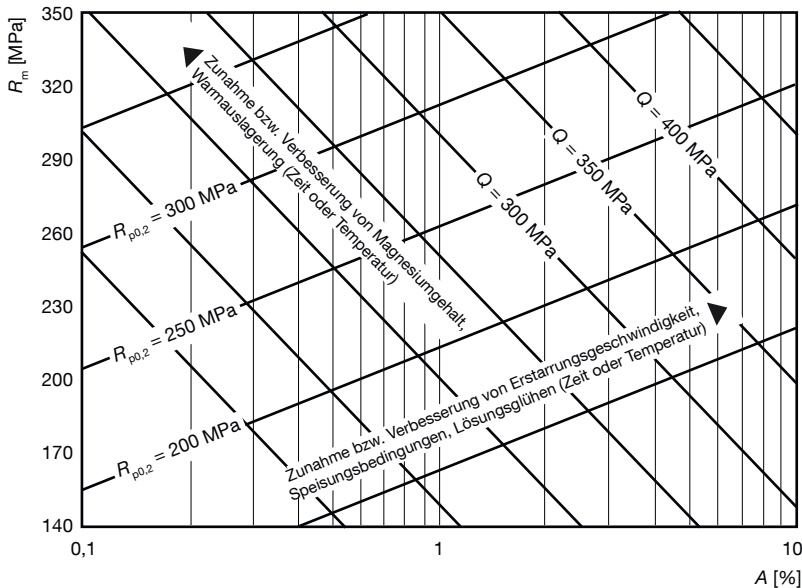


Abbildung 7.15 Abhängigkeit des Qualitätsindex Q und der Dehngrenze $R_{p0,2}$ von Gieß- und Wärmebehandlungsrandbedingungen nach H. Stroppe [STRO03, S. 151]

Bei gleichbleibenden Erstarrungsbedingungen läßt sich der Qualitätsindex somit nicht verändern. Eine Änderung der Zugfestigkeit bedingt in diesem

7 Ergebnisse für Magnesium

Fall immer auch eine Änderung der Bruchdehnung in die entgegengesetzte Richtung. [STRO03, S. 151]

Auch die vorliegenden Meßwerte ordnen sich entlang einer Geraden konstanter Dehngrenze (vgl. hierzu auch Abbildungen 7.14 und 7.12, 7.13) an. Zwar streuen die für jeden Versuch zu einem Q-Wert zusammengefaßten Einzelwerte stark, dennoch lassen sich bei der Betrachtung der Mittelwerte Unterschiede erkennen (vgl. Abbildung 7.16).

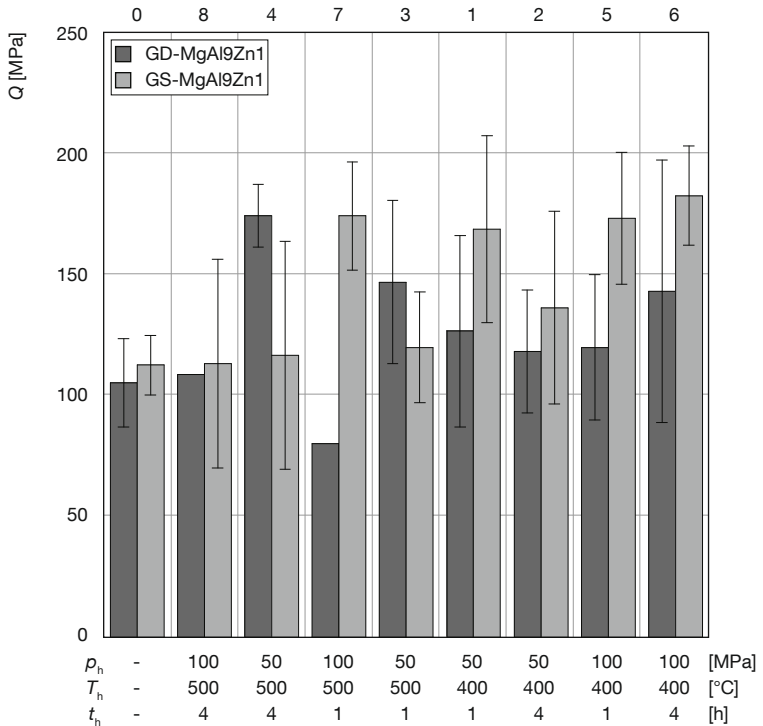


Abbildung 7.16 Qualitätsindex Q der Druckguß- und Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

Die Versuche 8, 4, 7 und 3 ergeben die schlechtesten Ergebnisse (Ausnahme Versuch 4 und 3 bei Druckguß und Versuch 7 bei Sandguß) und die Versuche 1, 2, 5 und 6 ergeben die besten Ergebnisse (Ausnahme Versuch 2 bei Sandguß).

Bei den Druckgußproben ist das Bild insgesamt uneinheitlicher als bei den Sandgußproben. Dennoch läßt sich erkennen, daß die Versuche bei 400 °C im Mittel ein besseres Ergebnis zur Folge haben als die Versuche bei 500 °C. Bei Zeit und Druck ist das Ergebnis nicht eindeutig. Hier kann nicht festgestellt werden, ob die Verbesserung durch mehr Zeit oder mehr Druck entstanden ist.

Das beste Ergebnis bei den Sandgußproben ergibt sich für Versuch 6 ($p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 400 \text{ °C}$, $t_h = 4 \text{ h}$), bei den Druckgußproben für Versuch 4 ($p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 500 \text{ °C}$, $t_h = 4 \text{ h}$). Die Sandgußproben von Versuch 6 zeigen eine relativ große Volumenabnahme und viele Ausscheidungen, bei den Druckgußproben von Versuch 4 ist der Wert für die Dehnung sehr hoch.

Das Heißisostatische Pressen kann folglich als Lösungsglühen betrachtet werden, bei dem im vorliegenden Fall eine Erhöhung von Druck und Zeit zu einer Verbesserung des Qualitätsindex Q führt.

7.4.2 Dynamische Kennwerte

Aufgrund der großen Streuung in den Ergebnissen der Schwingversuche lassen sich auch hier nur Tendenzen feststellen. Die Schwingspielzahlen korrelieren nicht mit der Massenänderung, der Volumenänderung oder der Rauheit der Proben. Für die Prozeßparameter p_h , T_h und t_h konnte kein signifikanter Einfluß eines einzelnen Prozeßparameters nachgewiesen werden. Die Abbildungen 7.17 und 7.18 lassen jedoch erkennen, daß bei $t_h = 1 \text{ h}$ sich sowohl durch die Druck- als auch durch die Temperaturerhöhung ähnliche Verbesserungen erzielen lassen. Bei $t_h = 4 \text{ h}$ führt eine Temperatur von $T_h = 500 \text{ °C}$ unabhängig vom Druck zu den schlechtesten Ergebnissen. Bei dieser Temperatur findet ein Anschmelzen des Eutektikums statt. Eine Temperatur, die längere Zeit über der eutektischen Temperatur liegt, sollte demnach vermieden werden.

7 Ergebnisse für Magnesium

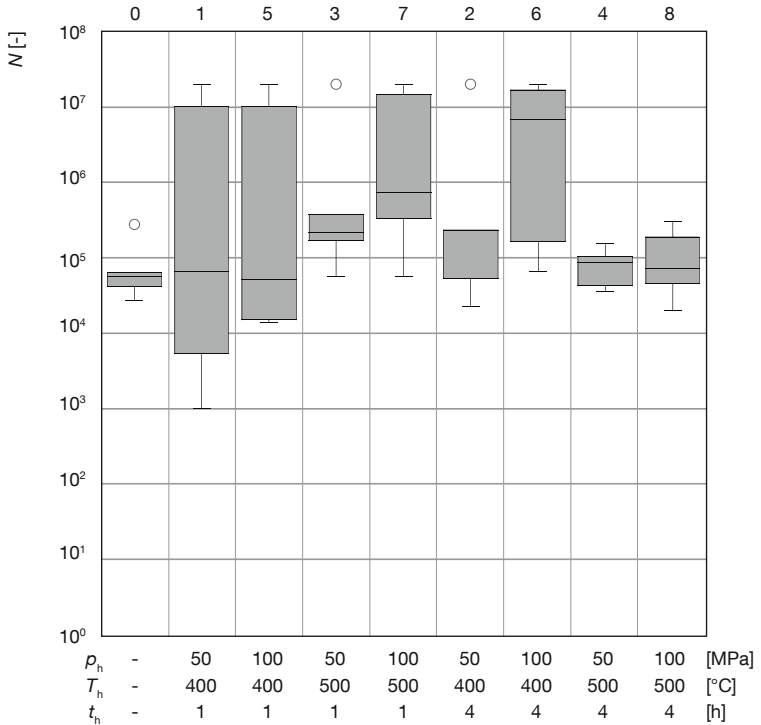


Abbildung 7.17 Schwingenspielzahl N der Druckgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

Bei den Druckgußproben ist der Versuch mit den Prozeßparametern $t_h=4$ h, $T_h=400$ °C und $p_h=100$ MPa (Versuch 6) der beste. Für die Sandgußproben führen die Parameter $t_h=4$ h und $T_h=400$ °C unabhängig vom Druck (Versuche 2 und 6) zu den besten Ergebnissen. Für die Proben beider Gießverfahren konnten somit im Versuch 6 die besten Ergebnisse erzielt werden.

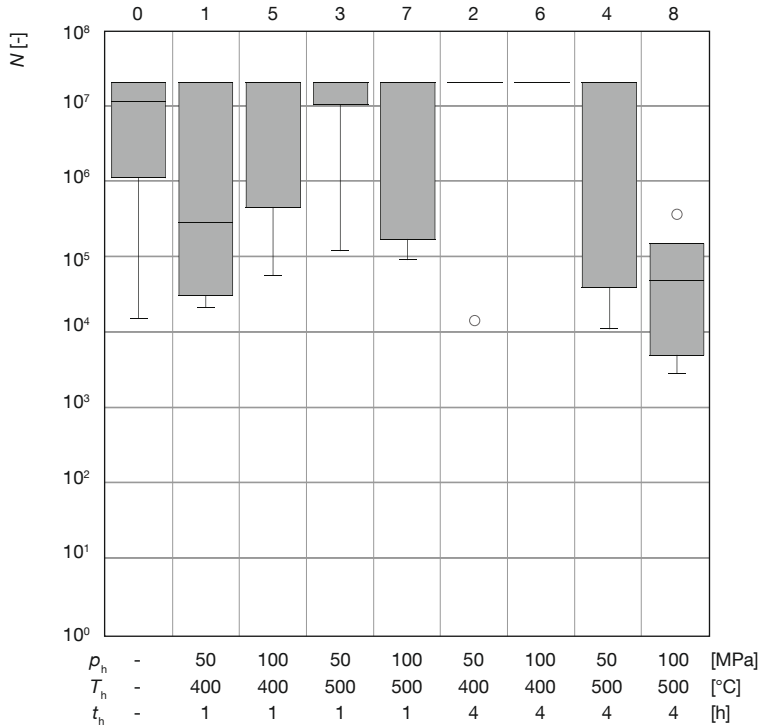


Abbildung 7.18 Schwingspielzahl N der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

7.5 Zusammenfassung

Bei der untersuchten Magnesiumlegierung MgAl9Zn1 war durch Heißisostatisches Pressen sowohl für die Druckgußproben als auch für die Sandgußproben eine Verbesserung der statischen und dynamischen Kennwerte möglich. Die Verbes-

serung der Kennwerte fiel bei den Sandgußproben deutlicher aus. Die besten Werte für Proben beider Gießverfahren konnten im Versuch 6 ($p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 400 \text{ °C}$ und $t_h = 4 \text{ h}$) erzielt werden.

Ein kurzzeitiges Überschreiten der eutektischen Temperatur führte zu keiner Verschlechterung der Kennwerte gegenüber dem Ausgangszustand. Eine für längere Zeit höhere Temperatur muß jedoch vermieden werden. Diese Versuche führten zu den schlechtesten Ergebnissen. Der Einfluß von Temperatur und Zeit trat im Vergleich zum Einfluß des Drucks auf die mechanischen Kennwerte deutlicher hervor.

Die stark schwankende Ausgangsqualität der Proben, vor allem der hohe Porositätsanteil der Druckgußproben, verursachte eine großen Streuung in den Ergebnissen. Aufgrund der hohen Streuung der mechanischen Kennwerte lassen sich die zugrunde liegenden Änderungen in den Werkstoffeigenschaften nicht eindeutig zuordnen. Ebenso wenig können die Einflüsse der einzelnen Prozeßparameter quantifiziert werden. Eine Mischung aus Porositätsreduktion, Änderung der Mischkristallhärte und Umwandlung der grob ausgeschiedenen γ -Phase in fein lamellare Ausscheidungen führten zur beobachteten Verbesserung der mechanischen Kennwerte.

8 Ergebnisse für Aluminium

8.1 Vorbemerkungen

Der im Kapitel Zielsetzung und Lösungsansatz angekündigten Struktur folgend wird als erstes der Einfluß der Prozeßparameter auf die mechanischen Eigenschaften und daran anschließend auf die Gefügeeigenschaften beschrieben. Dann werden die Zusammenhänge zwischen den mechanischen Eigenschaften und den Gefügeeigenschaften betrachtet. Aus diesen werden abschließend optimale Prozeßparameter abgeleitet.

8.2 Mechanische Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften werden mit den mechanischen Kennwerten modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$ (die Spannung bei einer Gesamtdehnung von 0,2 %), Zugfestigkeit R_m , Härte H , Bruchdehnung A und Schwingspielzahl N beschrieben. Die Ergebnisse werden auf zwei Weisen dargestellt. Zum einen wird der Einfluß der einzelnen Versuche resp. der entsprechenden Prozeßparameter auf den betreffenden Kennwert mit Kastengraphiken dargestellt. Zum anderen wird der Einfluß der einzelnen Prozeßparameter auf den betreffenden Kennwert (Ergebnis der ANOM) in einem Einflußdiagramm dargestellt. Die beiden Diagramme sind übereinander angeordnet. Es sei darauf hingewiesen, daß bei den Kastengraphiken der Median, bei den Einflußdiagrammen jedoch der Mittelwert dargestellt ist. Ist die Verteilung der Meßwerte symmetrisch und sind Ausreißer vernachlässigbar, weichen Median und Mittelwert sehr wenig voneinander ab. Ebenso wenig wird in den Einflußdiagrammen die Streuung der Meßwerte berücksichtigt. Diese ist den Kastengraphiken zu entnehmen.

Die Sandgußproben (GS) weisen bei den statischen Kennwerten im Ausgangszustand niedrigere mechanische Kennwerte auf als die Preßgußproben (GP) (vgl. Abbildungen 8.1 bis 8.8). Die Ergebnisse für die Schwingspielzahl (vgl.

Abbildungen 8.9 und 8.10) können nicht unmittelbar miteinander verglichen werden, da beim Schwingversuch die Parameter für die Preßgußproben und die Sandgußproben unterschiedlich waren (vgl. Abschnitt 6.15).

Die modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$ ist für die Preßgußproben aller Versuche niedriger als im Ausgangszustand. Bei ihrer Veränderung in Abhängigkeit der Prozeßparameter ist ein eindeutiger Temperatureinfluß zu erkennen. Je höher die Temperatur ist, desto niedriger ist die Dehngrenze (ca. -2,5 MPa pro 100 °C Temperaturanstieg). Der Einfluß des Drucks ist vernachlässigbar. Nach 3 h sind keine Veränderungen mehr erkennbar (vgl. Abbildung 8.1). Der Versuch 7 ($p_h = 100$ MPa, $T_h = 350$ °C, $t_h = 3$ h) führt zu dem besten Ergebnis. Bei den Sandgußproben hat keiner der drei Prozeßparameter einen so deutlichen Einfluß wie die Temperatur bei den Preßgußproben. Die Dehngrenze ändert sich gegenüber dem Ausgangszustand kaum (vgl. Abbildung 8.2). Hier führt Versuch 6 ($p_h = 75$ MPa, $T_h = 550$ °C, $t_h = 0,5$ h) zum besten Ergebnis.

Bei der Zugfestigkeit sind die Werte der Preßgußproben für alle Versuche niedriger als im Ausgangszustand (vgl. Abbildung 8.3). Der Einfluß der Prozeßparameter auf die Zugfestigkeit unterscheidet sich vom Einfluß auf die Dehngrenze. Für 75 MPa und für 450 °C ergibt sich jeweils ein Maximum, während eine Verlängerung der Zeit zu einer Abnahme von R_m führt (ca. -1,5 MPa pro Stunde). Insgesamt sind die Unterschiede zwischen der Zugfestigkeit der einzelnen Versuche gering. Die besten Ergebnisse ergibt Versuch 6 ($p_h = 75$ MPa, $T_h = 550$ °C, $t_h = 0,5$ h). Bei den Sandgußproben hingegen ist eine Verbesserung gegenüber dem Ausgangszustand zu beobachten (vgl. Abbildung 8.4). Die Abhängigkeit von Druck und Zeit ist gering, der Einfluß der Temperatur jedoch deutlich. Je höher die Temperatur ist, desto höher ist die Zugfestigkeit (ca. +5 MPa pro 100 °C). Auch hier führt Versuch 6 zum besten Ergebnis.

Die Änderung der Härte entspricht im wesentlichen der Änderung der Zugfestigkeit (vgl. Abbildung 8.5 und 8.6). Die einzelnen Werte streuen jedoch stärker als bei der Zugfestigkeit. Der Einfluß der einzelnen Prozeßparameter kann deshalb nicht zuverlässig festgestellt werden.

Die Bruchdehnung ist der einzige statische Kennwert, bei dem für die Preßgußproben eine deutliche Verbesserung gegenüber dem Ausgangszustand erreicht wurde (vgl. Abbildung 8.7). Obwohl die Streuung hoch ist, ist der Temperatureinfluß deutlich zu sehen. Je höher die Temperatur ist, desto größer ist die Bruchdehnung (ca. +10 % pro 100 °C). Über den Einfluß der Prozeßparameter Zeit und Druck kann aufgrund der großen Streuung keine zuverlässige Aussage getroffen werden. Ab einem Druck von 75 MPa scheint jedoch nochmals ein Anstieg der Bruchdehnung vorzuliegen. Die besten Ergebnisse zeigt Versuch 9 ($p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$, $t_h = 6 \text{ h}$). Bei den Sandgußproben ist keine wesentliche Veränderung sichtbar (vgl. Abbildung 8.8). Der Einfluß der Prozeßparameter ist gering. Als besten Versuch kann man Versuch 4 ($p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 350 \text{ °C}$, $t_h = 6 \text{ h}$) oder 9 ($p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$, $t_h = 6 \text{ h}$) betrachten.

Die Änderung der Schwingspielzahl ist für die Preßgußproben (GP) und die Sandgußproben (GS) ähnlich (vgl. Abbildung 8.9 und 8.10), obwohl auch hier für die Preßgußproben keine Verbesserung gegenüber dem Ausgangszustand erreicht werden konnte. Der beste Versuch für die Preßgußproben ist Versuch 9 ($p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$, $t_h = 6 \text{ h}$), für die Sandgußproben 6 ($p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$, $t_h = 0,5 \text{ h}$). Bei den Sandgußproben konnte eine Verbesserung gegenüber dem Ausgangszustand erzielt werden. Berücksichtigt man beim Einfluß der Prozeßparameter die Streuung, wird nur der Temperatureinfluß deutlich. Mit steigender Temperatur wird eine höhere Schwingspielzahl erreicht.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß sich die Kennwerte für die Preßgußproben und die Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter unterschiedlich verändern. Nur bei der Schwingspielzahl sind die Veränderungen annähernd analog. Bei den Preßgußproben konnte nur bei der Bruchdehnung eine Verbesserung gegenüber dem Ausgangszustand erreicht werden. Bei den Sandgußproben konnten alle Kennwerte verbessert werden. Bei den Preßgußproben war die Veränderung der Zugfestigkeit über die Versuche betrachtet gering, bei den Sandgußproben traf dies für die Dehngrenze und die Bruchdehnung zu. Der Einfluß von Temperatur und Zeit war insgesamt am prägnantesten. Der Einfluß des Drucks war generell geringer.

8 Ergebnisse für Aluminium

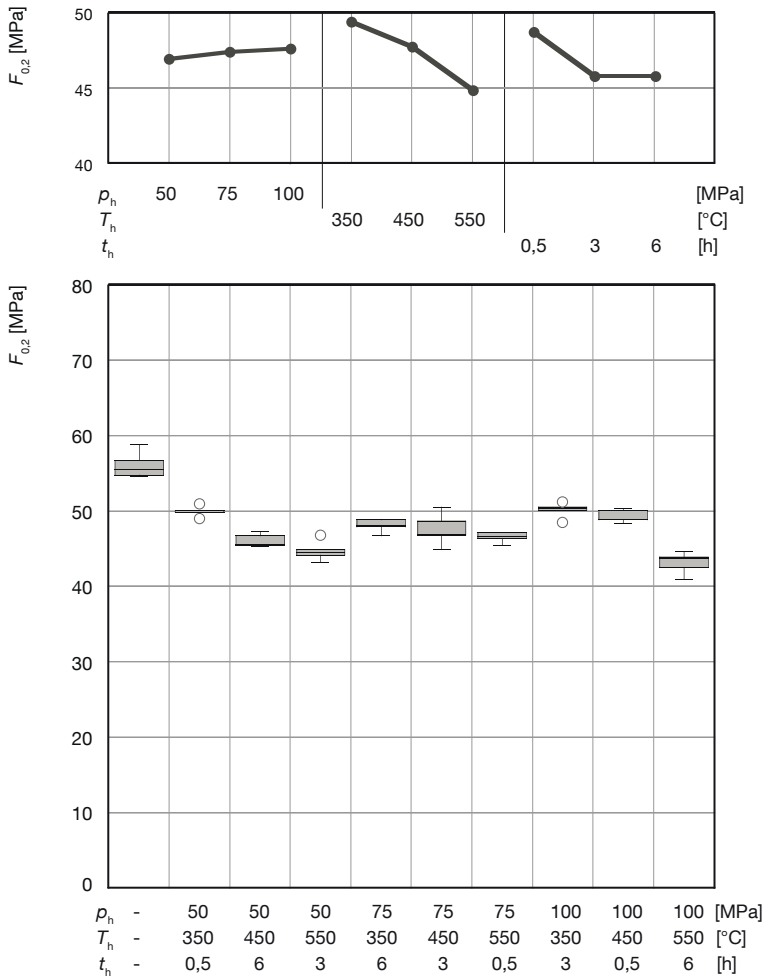


Abbildung 8.1 Einfluss der Prozeßparameter auf modifizierte Dehngrenze $F_{0.2}$ (oben) und $F_{0.2}$ in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-AlSi9

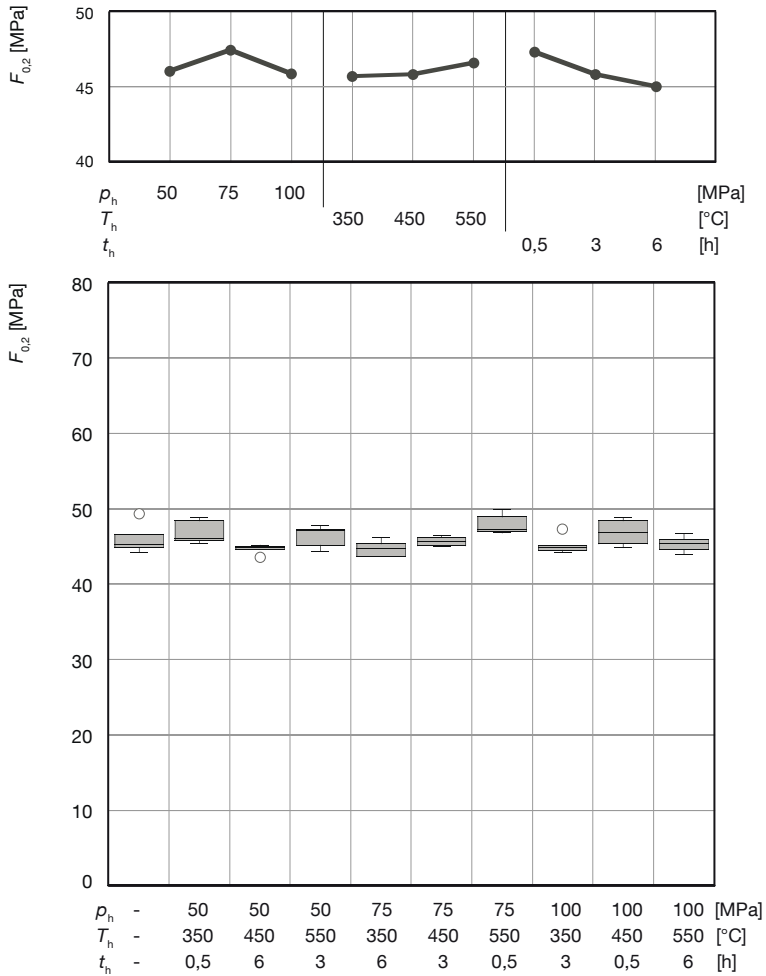


Abbildung 8.2 Einfluß der Prozeßparameter auf modifizierte Dehngrenze $F_{0.2}$ (oben) und $F_{0.2}$ in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS-AlSi9

8 Ergebnisse für Aluminium

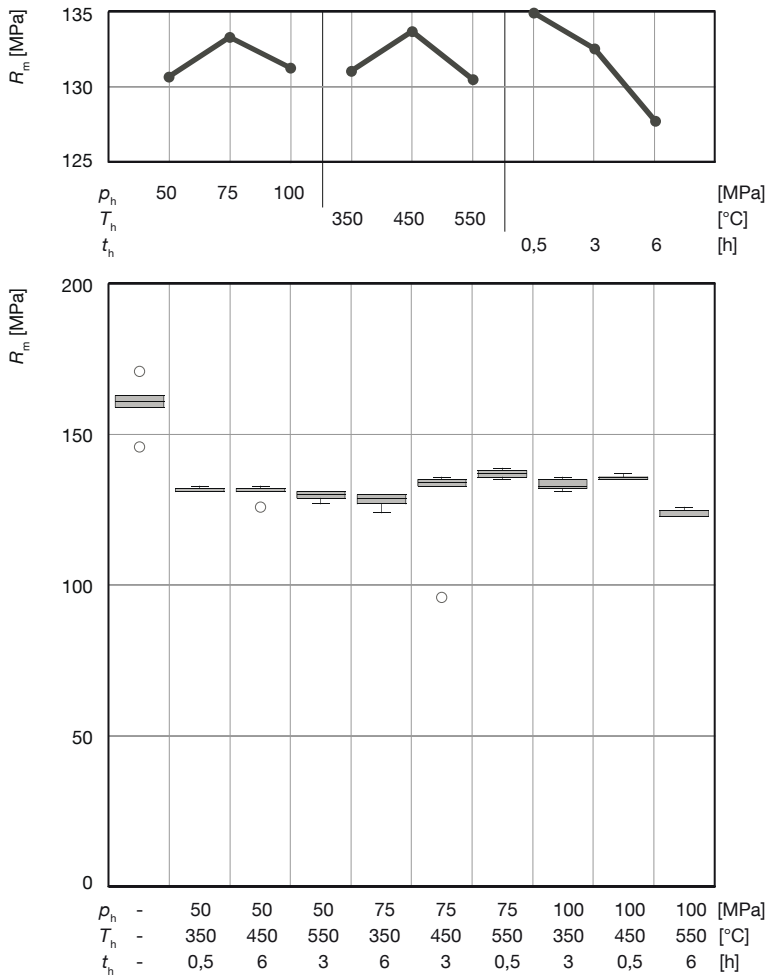


Abbildung 8.3 Einfluß der Prozeßparameter auf Zugfestigkeit R_m (oben) und R_m in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-AISI9

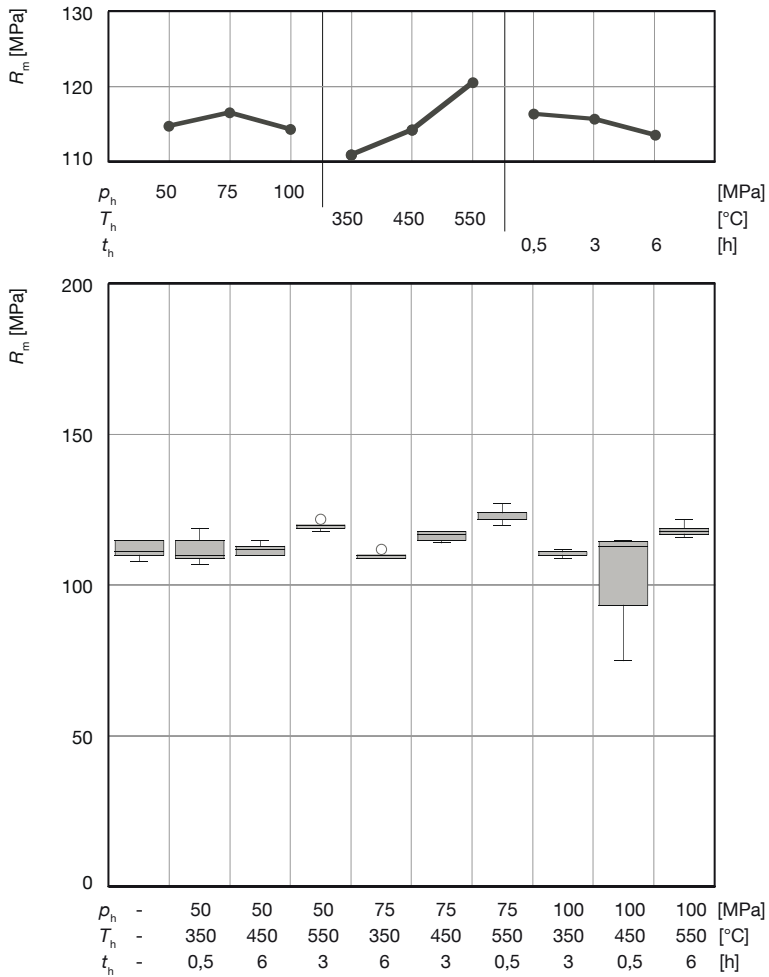


Abbildung 8.4 Einfluß der Prozeßparameter auf Zugfestigkeit R_m (oben) und R_n in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS-AISI9

8 Ergebnisse für Aluminium

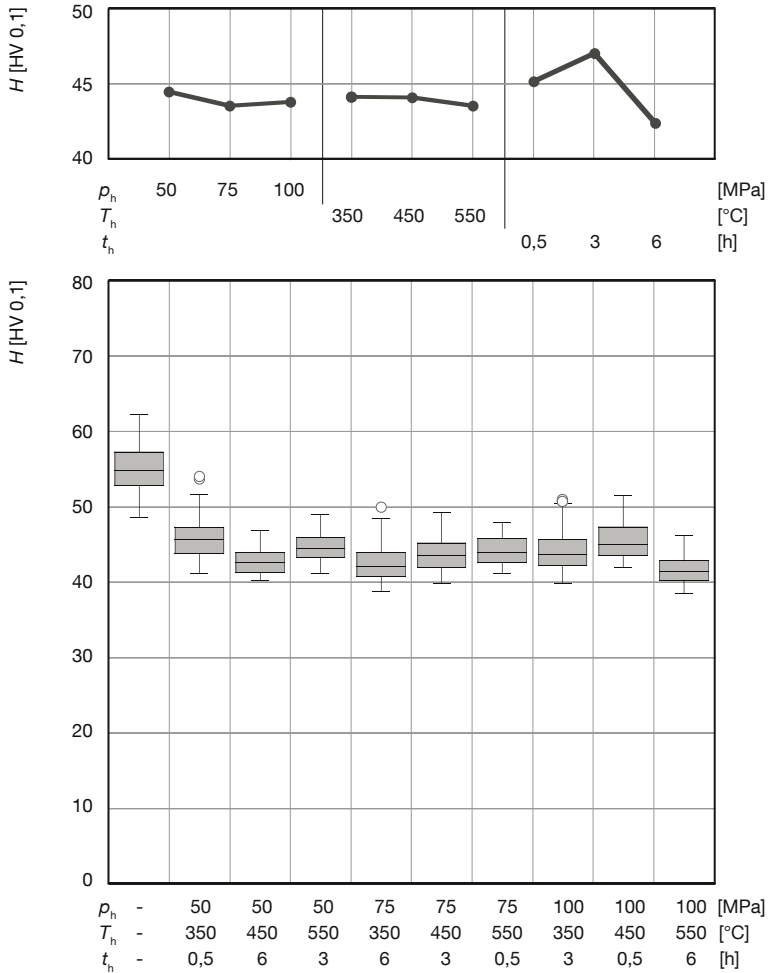


Abbildung 8.5 Einfluß der Prozeßparameter auf Härte H (oben) und H in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-AISI9

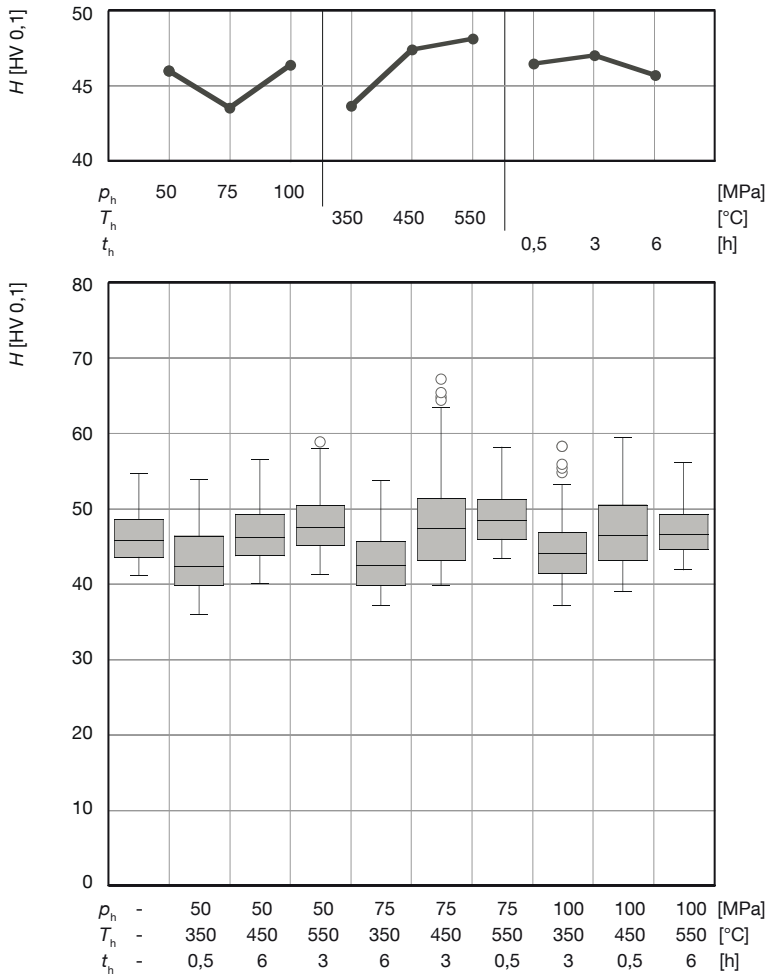


Abbildung 8.6 Einfluß der Prozeßparameter auf Härte H (oben) und H in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS-AlSi9

8 Ergebnisse für Aluminium

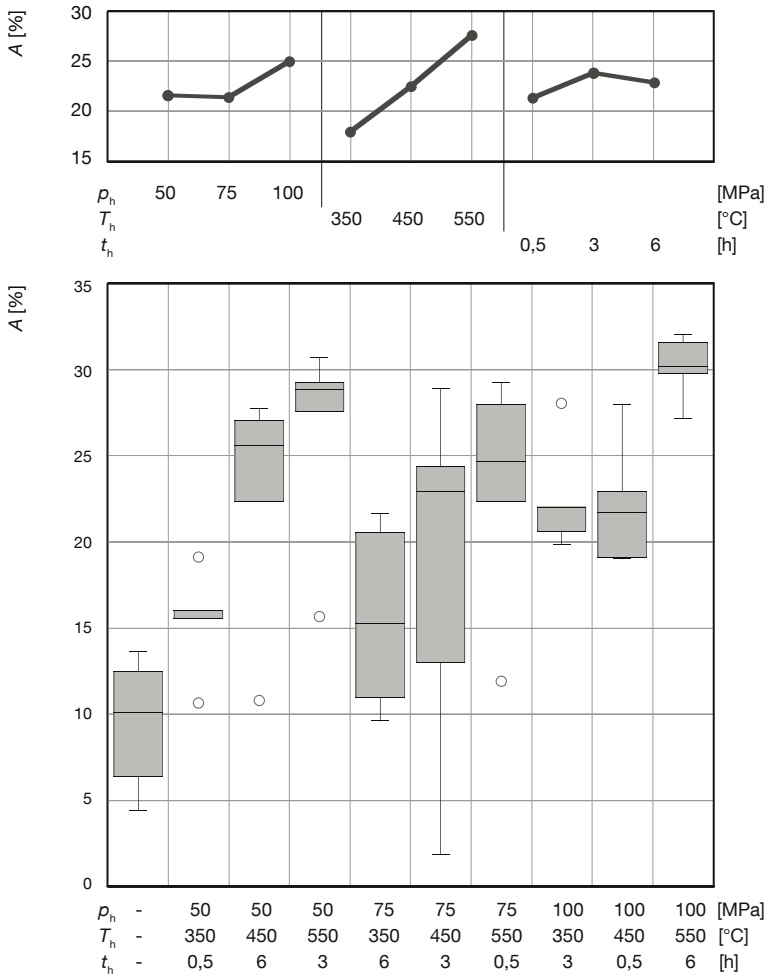


Abbildung 8.7 Einfluss der Prozeßparameter auf Bruchdehnung A (oben) und A in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-AISI9

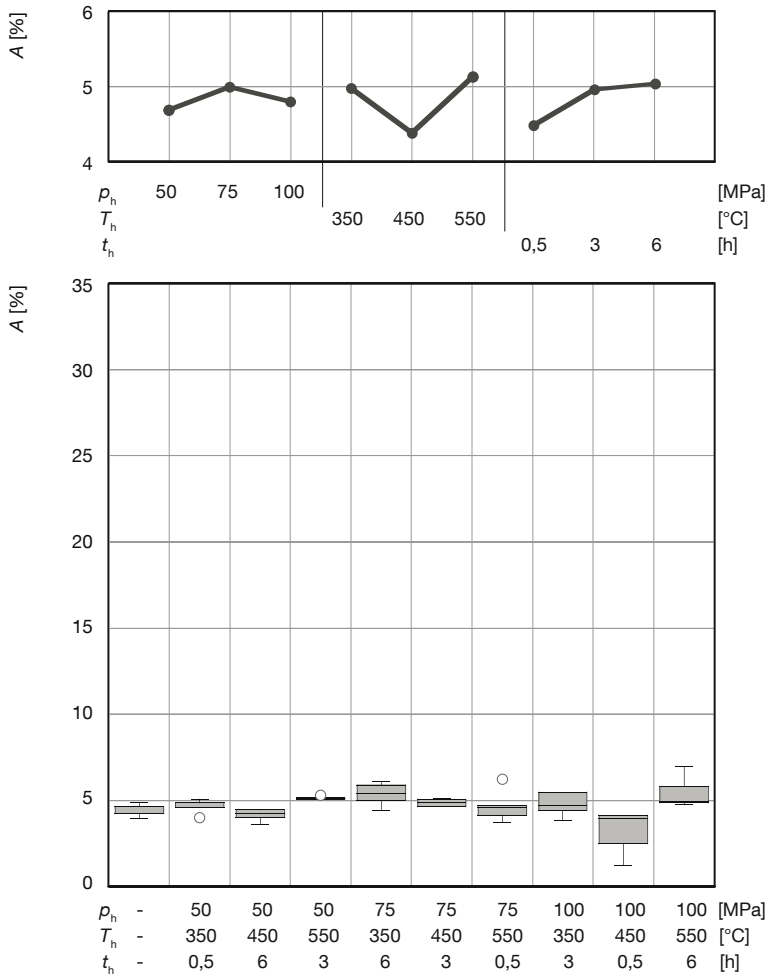


Abbildung 8.8 Einfluß der Prozeßparameter auf Bruchdehnung A (oben) und A in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS-AlSi9

8 Ergebnisse für Aluminium

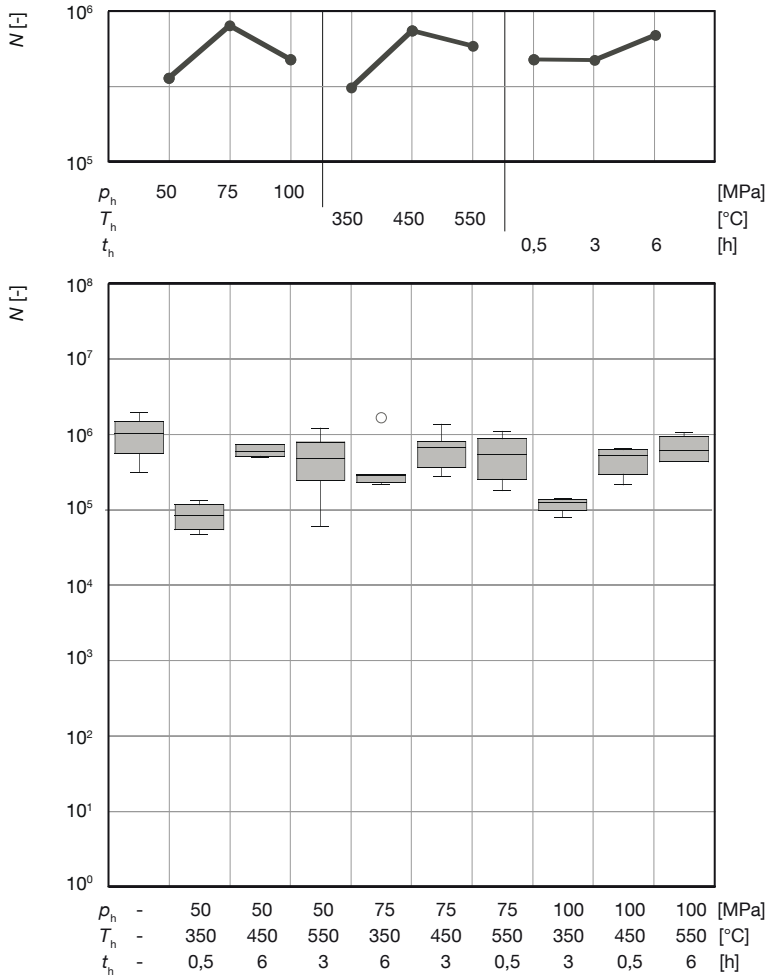


Abbildung 8.9 Einfluss der Prozessparameter auf Schwingspielzahl N (oben) und N in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-AISi9

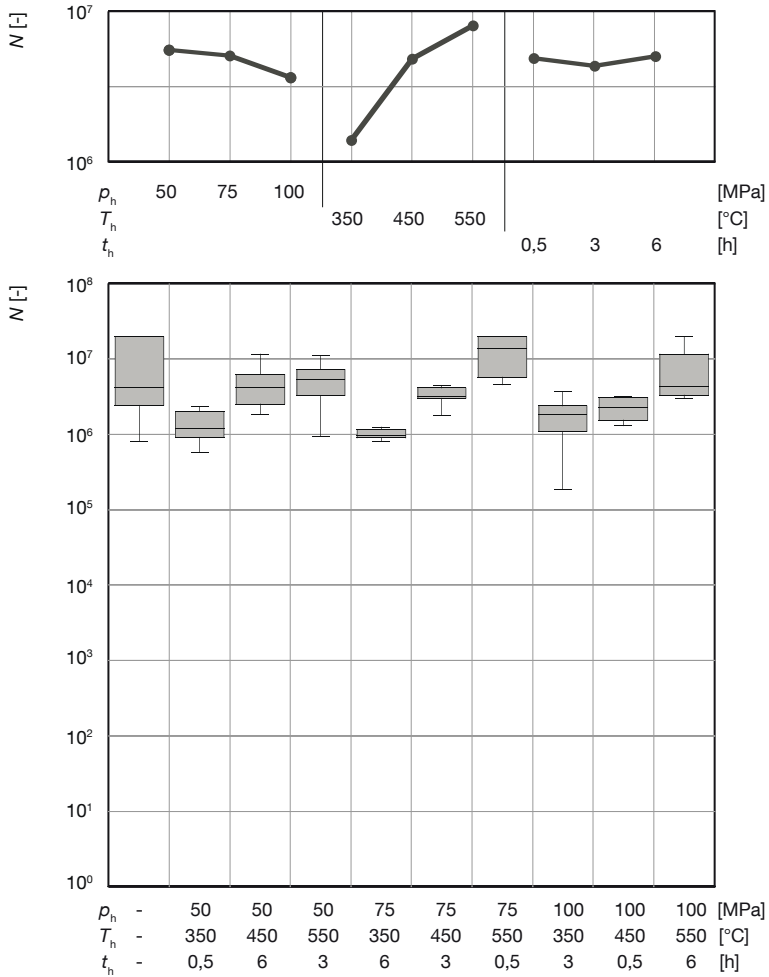


Abbildung 8.10 Einfluß der Prozeßparameter auf Schwingspielzahl N (oben) und N in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS-AISI9

Tabelle 8.1 faßt die Ergebnisse nochmals zusammen. Es sind der Versuch, der zu den besten und in Klammern der Versuch, der zu den schlechtesten Ergebnissen führt angegeben. Außerdem sind basierend auf den Einflußdiagrammen die Prozeßparameter angegeben, die zu den besten Ergebnissen führen sollten. Diese müssen nicht zwangsläufig mit den Prozeßparametern des besten Versuches übereinstimmen. Außerdem ist zu beachten, daß die Streuung und damit die Signifikanz der einzelnen Werte hier nicht berücksichtigt wurde.

Tabelle 8.1 Überblick über die Versuche mit den besten (schlechtesten) Ergebnissen für die mechanischen Kennwerte modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A und Schwingenspielzahl N und aus den Einflußdiagrammen abgeleitete Prozeßparameter Haltdruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h , die zu optimalen Kennwerten führen sollten

| | Preßguß (GP) | | | | Sandguß (GS) | | | |
|-----------|--------------|-------|-------|-------|--------------|-------|-------|----------|
| | Versuch | p_h | T_h | t_h | Versuch | p_h | T_h | t_h |
| $F_{0,2}$ | 7 (9) | 100 | 350 | 0,5 | 6 (7) | 75 | 550 | 0,5 |
| R_m | 6 (9) | 75 | 450 | 0,5 | 6 (8) | 75 | 550 | 0,5 |
| A | 9 (4) | 100 | 550 | 3 | 9,4 (8) | 75 | 450 | 6 |
| N | 9 (1) | 75 | 450 | 6 | 6 (7,1) | 50 | 550 | 0,5 o. 6 |

Es ist zu sehen, daß weder für die Preßgußproben noch für die Sandgußproben alle Kennwerte mit den selben Prozeßparametern gesteigert werden können. Prozeßparameter, mit denen bei den Preßgußproben hohe mechanische Kennwerte erreicht werden, führen nicht zwangsläufig auch bei den Sandgußproben zu hohen Kennwerten. Teilweise ergeben die selben Prozeßparameter bei einem Kennwert maximale, bei einem anderen minimale Kennwerte (z.B. Versuch 9 bei den Preßgußproben).

8.3 Gefügeeigenschaften

Die Gefügeeigenschaften lassen sich durch die Dendritenausbildung (Dendritenabstand, Dendritenarmabstand), die Phasenausscheidungen (Form, Größe, Anteil und Verteilung der ausgeschiedenen Phasen sowie Eigenschaften der Phasen), Mischkristallverfestigung und gießbedingte Gefügefehler (Schwin-

dungs- und Gasporosität, Oxideinschlüsse) charakterisieren [GROS92, S. 33]. Neben den genannten Gefügeigenschaften könnte auch die Oberflächenrauheit einen Einfluß auf die untersuchten Kennwerte haben. Deshalb wurde auch diese betrachtet.

8.3.1 Oberflächenrauheit

In den Versuchsreihen B und C_{IV} wurde die Oberflächenrauheit vor und nach dem Heißisostatischen Pressen gemessen, um festzustellen, ob sich die Oberflächenrauheit durch HIP ändert. Die Versuchsreihen zeigen, daß das Heißisostatische Pressen im allgemeinen keinen Einfluß auf die Oberflächenrauheit hatte (vgl. Abbildung 8.11). Lediglich bei den Sandgußproben der Versuchsreihe C_{IV} (GS-AlSi9Cu3) konnte eine Steigerung der Rauheit beobachtet werden. Hier wurden oberflächennahe Poren eingedrückt und führten zu einer welligen Oberfläche.

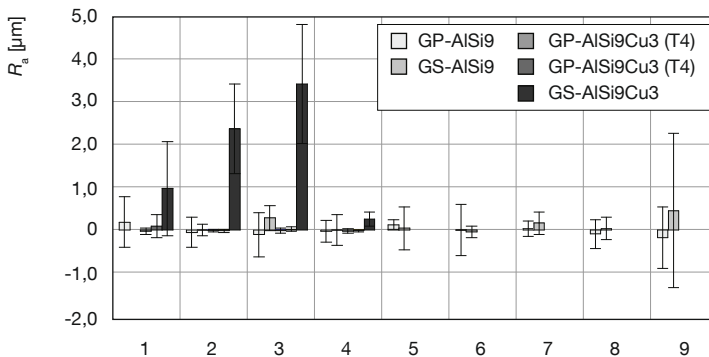


Abbildung 8.11 Änderung der Rauheit R_a durch Heißisostatisches Pressen in Abhängigkeit der für die jeweilige Versuchsreihe durchgeführten Versuche

8.3.2 Dendritencharakteristik

In verschiedenen Arbeiten (vgl. Kapitel 2) wurde bereits darauf hingewiesen, daß sich der Dendritenarmabstand durch Heißisostatisches Pressen nicht ändert. Wie ein optischer Vergleich der Gefüge nahelegt (unterschiedliche Körner haben unterschiedliche Farben), ändert sich die Grundstruktur des Gefüges nicht (vgl. Abbildung 8.12). Die Voraussetzungen für eine Rekristallisation sind nicht gegeben. Deshalb bilden sich keine neuen Körner.

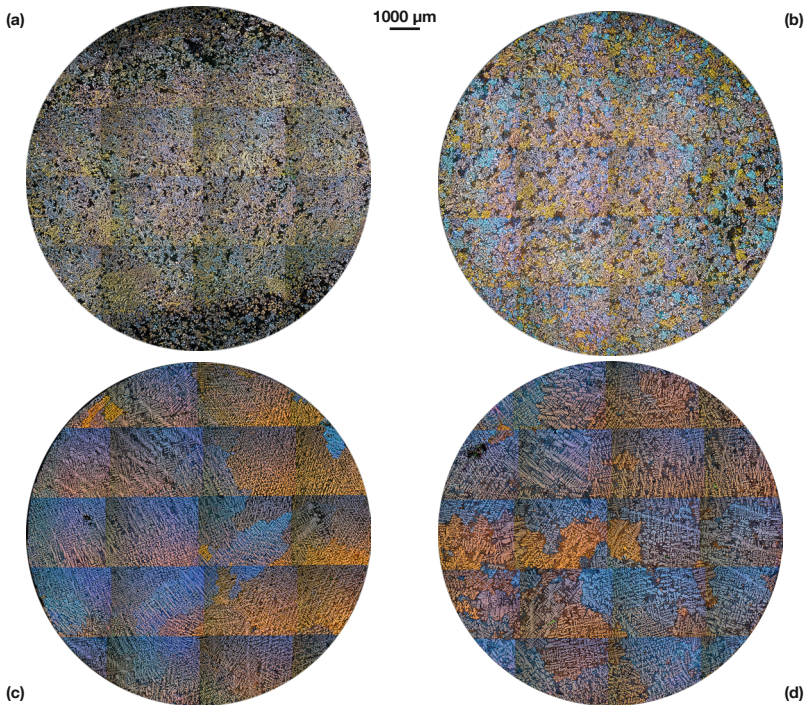


Abbildung 8.12 Schliffbilder von nach Baker angeätzten Preßgußproben vor (a) und nach (b) dem Heißisostatischen Pressen, sowie von Sandgußproben vor (c) und nach (d) dem Heißisostatischen Pressen

8.3.3 Ausscheidungen

J. Groß zum Beispiel hat in seinen Untersuchungen festgestellt, daß sich die Silizium-Ausscheidungen durch Heißisostatisches Pressen wie bei einer Wärmebehandlung einformen [GROS92, S. 105ff.]. Da der Schwerpunkt seiner Untersuchungen nicht auf dem Heißisostatischen Pressen lag, hat er die HIP-Prozeßparameter nicht variiert. Auch in anderen Veröffentlichungen (vgl. Kapitel 2) wird dieser Aspekt nicht näher betrachtet. Deshalb bleibt ungeklärt welchen Einfluß jeweils die einzelnen Prozeßparameter, insbesondere der Haltedruck, haben.

In Versuchsreihe C₁ wurde daher der Druckeinfluß auf Preßgußproben und Sandgußproben aus AlSi9 untersucht. Hierzu wurden Proben bei einer Temperatur von 550 °C und 700 °C bei Raumdruck, einem Druck von 25 MPa und einem Druck von 100 MPa jeweils für 1 h behandelt. Der Druck beeinflusste die Einformung der Silizium-Ausscheidungen deutlich (vgl. Abbildung 8.13 und 8.14).

Die Ausgangsgefüge der Preßgußproben (GP) und der Sandgußproben (GS) sind sich hinsichtlich der Silizium-Ausscheidungen sehr ähnlich, betrachtet man die Sandgußproben mit einem ca. viermal so großen Maßstab (vgl. Abbildung 8.13a und 8.13b).

Werden die Proben aufgeschmolzen ($T_h = 700\text{ °C}$), ist es unerheblich, ob sie drucklos oder unter Druck erstarren. Die Gefüge gleichen einander und dem Sandgußgefüge im Ausgangszustand – auch das zuvor sehr viel feinere Gefüge der Preßgußprobe (vgl. Abbildung 8.13a, 8.13c bis 8.13f). Lediglich die unter Druck erstarrten Gefüge beider Gießverfahren (vgl. Abbildung 8.13e und 8.13f) sind aufgrund der langsameren Abkühlgeschwindigkeit beim Heißisostatischen Pressen im Vergleich zum Sandguß etwas gröber als das Sandgußgefüge im Ausgangszustand. Auf die Gefügeausbildung aus dem flüssigen Zustand hat somit nur die Abkühlgeschwindigkeit, nicht jedoch der Druck einen Einfluß. Sonst würde sich auch das Gußgefüge der Preßgußprobe in seiner Ausscheidungstruktur wesentlich vom Sandgußgefüge unterscheiden. Der Gießdruck bei den Preßgußproben war ca. 88 MPa.

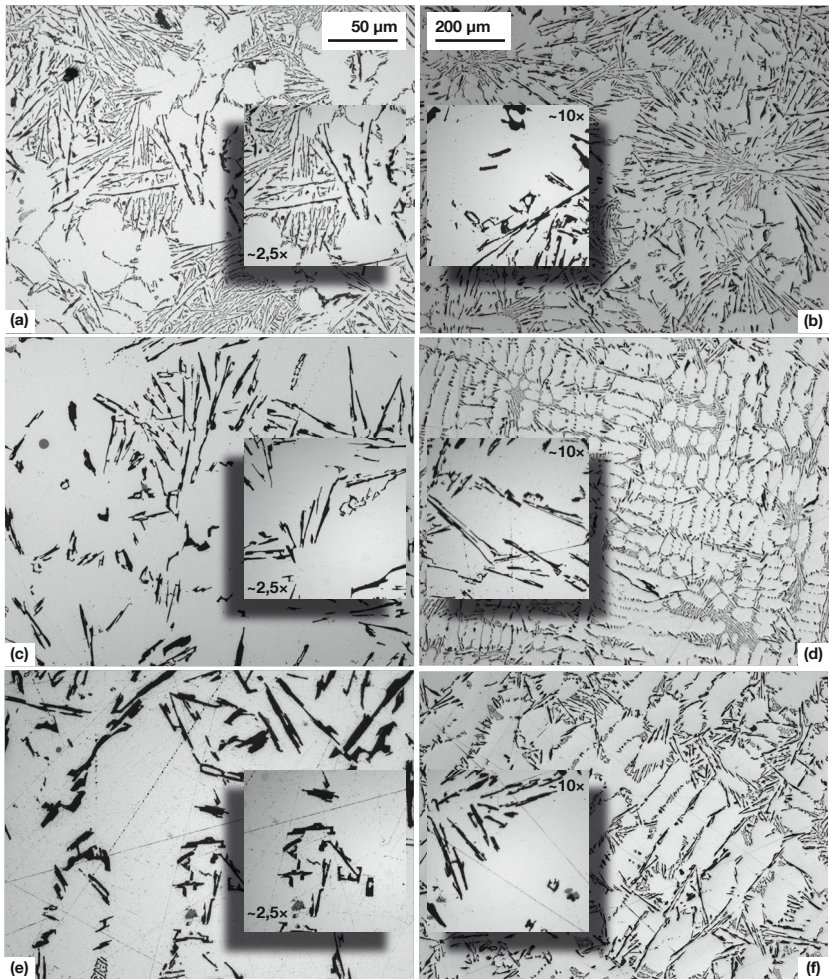


Abbildung 8.13 Gefüge von Proben der Versuchsreihe C, mit den Parametern GP, Ausgangszustand (a), GS, Ausgangszustand (b), GP, 700 °C (c), GS, 700 °C (d), GP, 100 MPa, 700 °C (e), GS, 100 MPa, 700 °C (f)

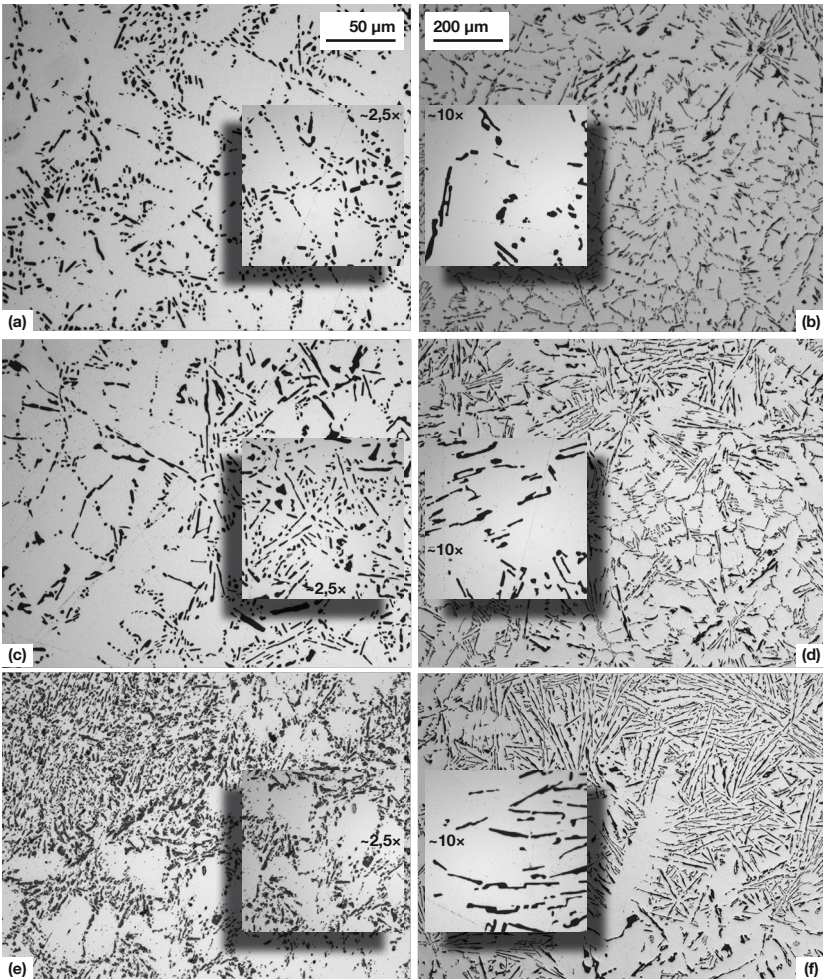


Abbildung 8.14 Gefüge von Proben der Versuchsreihe C, mit den Parametern GP, 550 °C (a), GS, 550 °C (b), GP, 25 MPa, 550 °C (c), GS, 25 MPa, 550 °C (d), GP, 100 MPa, 550 °C (e), GS, 100 MPa, 550 °C (f)

Vergleicht man die Gefüge der Proben, die bei einer Temperatur von 550 °C und unterschiedlichen Drücken behandelt wurden, ist zu sehen, daß ein höherer Druck die Einformung erschwert (vgl. jeweils Abbildung 8.14a, 8.14c, 8.14e und 8.14b, 8.14d, 8.14f). Das drucklos behandelte Gefüge zeigt die beste Einformung, wobei sich die Silizium-Ausscheidungen der Preßgußproben insgesamt besser einformen (vgl. Abbildung 8.14a und 8.14b).

E. Werner [WERN90] stellt dar, daß die treibende Kraft für die Einformung von Plattenstrukturen wie z.B. die Silizium-Ausscheidungen in der Aluminiummatrix (im Schliffbild nur zweidimensional darstellbar) nur von geometrische Randbedingungen abhängt. Das Verhältnis von Plattendicke zu Plattenbreite ist entscheidend. Platten, die ein ähnliches Dicken-Breiten-Verhältnis haben (wie die hier betrachteten Silizium-Ausscheidungen der Preßguß- und Sandgußproben), haben das gleiche Einformungsbestreben. Die Einformung selbst ist ein diffusionsgesteuerter und damit temperatur- und zeitabhängiger Prozeß. Größere Ausscheidungen benötigen für einen ähnlichen Einformungsgrad deshalb eine höhere Temperatur oder eine längere Zeit. Der Einfluß von Druck wurde in dieser Arbeit nicht betrachtet. Wie die Versuchsergebnisse zeigen, behindert er die Einformung.

Mit den Resultaten der Versuchsreihe C₁ und den Ausführungen von E. Werner lassen sich die Gefügebilder der Versuchsreihe B sehr gut erklären. Die Silizium-Ausscheidungen der Sandgußproben formen sich aufgrund ihrer Größe generell schlechter ein als die der Preßgußproben (vgl. Abbildung 8.16 und 8.15). Da der Einfluß der Prozeßparameter deshalb an den Preßgußproben deutlicher dargestellt werden kann, werden für die weitere Diskussion die Gefügebilder der Preßgußproben herangezogen. Bei den Gefügebilder der Sandgußproben sind jedoch ähnliche Tendenzen zu sehen.

Bei einer niedrigen Temperatur von 350 °C formen sich die Siliziumausscheidungen kaum ein (vgl. Abbildung 8.15b, 8.15e und 8.15h). Bei der hohen Temperatur (550 °C) und der mittleren Zeit (3 h) ergeben sich sehr ähnliche Einformungen wie bei der mittleren Temperatur (450 °C) und der langen Zeit (6 h) (vgl. Abbildung 8.15c und 8.15d). Für diese beiden Versuche ist der Druck jeweils 50 MPa. Eine

um 100 °C höhere Temperatur hat offensichtlich den gleichen Effekt wie eine um 3 h längere Haltezeit. Betrachtet man nun das Gefüge für 100 MPa, 550 °C und 6 h (vgl. Abbildung 8.15k) ist auch dieses den zuvor beschriebenen sehr ähnlich. Eine Druckerhöhung um 50 MPa kompensiert die Verdopplung der Zeit um 3 Stunden. Allerdings scheint bei den genannten Prozeßparametern eine Vergrößerung der Ausscheidungen stattzufinden. Der Versuch mit 75 MPa, 550 °C und 0,5 h (vgl. Abbildung 8.15g) weist ein feineres Gefüge auf. Ist die Temperatur niedriger (450 °C) und die Zeit länger (3 h) kann man einen Mischzustand zwischen Einformen und Vergrößern beobachten (vgl. Abbildung 8.15f). Wird nämlich der Druck höher (100 MPa) und die Zeit kürzer (0,5 h) hatten nur wenige Ausscheidungen Gelegenheit, sich einzuformen (vgl. Abbildung 8.15i).

Eine höhere Temperatur begünstigt somit eine Einformung ebenso wie eine längere Zeit, wobei mit zunehmender Zeit zusätzlich eine Vergrößerung auftritt. Höherer Druck wirkt dem entgegen und behindert Einformung und Vergrößerung. Ein möglichst niedriger Druck (hier 75 MPa), eine möglichst hohe Temperatur (hier 550 °C) und eine Zeit zwischen 0,5 h und 3 h führen demnach zu einer sehr gleichmäßig, runden Ausscheidungsstruktur.

Da die Einformung der Silizium-Ausscheidungen von ihrer Ausgangsgeometrie, der Temperatur, der Zeit und dem Druck abhängt, formen sich auch die im Ausgangsgefüge derselben Probe in Größe und Form bereits sehr unterschiedlichen Ausscheidungen (vgl. Abbildung 8.15 a und 8.16a) unterschiedlich stark ein. Bei den Preßgußproben waren die Unterschiede zwischen den einzelnen Silizium-Ausscheidungen im Ausgangszustand geringer als bei den Sandgußproben. Darum ergibt sich bei diesen nach dem Heißostatischen Pressen ein gleichmäßigeres Gefüge.

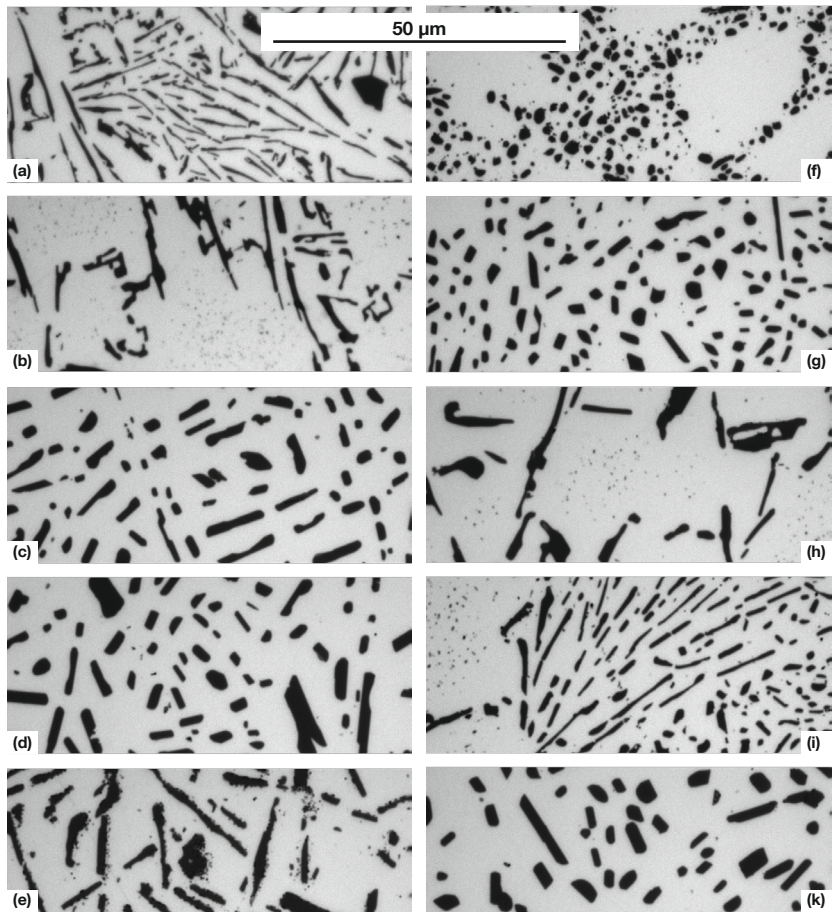


Abbildung 8.15 Gefüge der Preßgußproben im Ausgangszustand (a) und nach Versuch 1: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 350 \text{ °C}$, $t_h = 0,5 \text{ h}$ (b), 2: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 450 \text{ °C}$, $t_h = 6 \text{ h}$ (c), 3: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$, $t_h = 3 \text{ h}$ (d), 4: $p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 350 \text{ °C}$, $t_h = 6 \text{ h}$ (e), 5: $p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 450 \text{ °C}$, $t_h = 3 \text{ h}$ (f), 6: $p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$, $t_h = 0,5 \text{ h}$ (g), 7: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 350 \text{ °C}$, $t_h = 3 \text{ h}$ (h), 8: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 450 \text{ °C}$, $t_h = 0,5 \text{ h}$ (i) und 9: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$, $t_h = 6 \text{ h}$ (k)

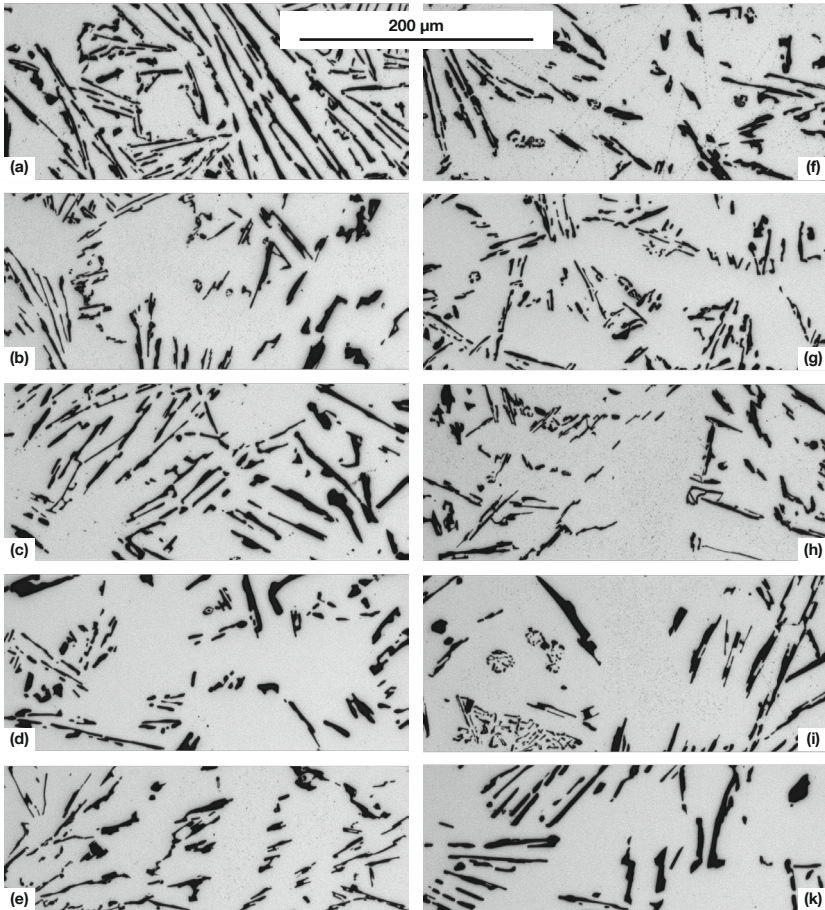


Abbildung 8.16 Gefüge der Sandgußproben im Ausgangszustand (a) und nach Versuch 1: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5 \text{ h}$ (b), 2: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 6 \text{ h}$ (c), 3: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 3 \text{ h}$ (d), 4: $p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 6 \text{ h}$ (e), 5: $p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 3 \text{ h}$ (f), 6: $p_h = 75 \text{ MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5 \text{ h}$ (g), 7: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 3 \text{ h}$ (h), 8: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5 \text{ h}$ (i) und 9: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 6 \text{ h}$ (k)

8.3.4 Mischkristallverfestigung

Das Zweistoffsystem Aluminium-Silizium (Al-Si) hat ein Eutektikum bei 11,7 % (nach anderen Quellen auch 12,6 % [SOUS00, S. 37f.]) Silizium (vgl. Abbildung 8.17). Die eutektische Temperatur ist bei $T_E = 577^\circ\text{C}$. Bei dieser Temperatur kann Aluminium den größten Anteil an Silizium mit 1,65 Masse-% lösen. Dieser Wert verringert sich bis Raumtemperatur kontinuierlich auf nahezu 0 % [HANS58, S. 133]. Das Aluminiumgitter kann keine Siliziumatome mehr aufnehmen. Bei der verwendeten, untereutektischen Legierung AlSi9 beruht die Mischkristallverfestigung somit auf der Lösung von Siliziumatomen im Aluminiumgitter.

Das in Abbildung 8.17 abgebildete Phasendiagramm gilt im Gleichgewichtszustand bei Raumdruck. Beim Heißisostatischen Pressen herrscht aber erhöhter Druck. Laut J. Groß erhöht sich aus thermodynamischen Gründen der Schmelzpunkt eines bei der Erstarrung kontrahierenden Metalls durch Druckeinfluß. Dies trifft bei Aluminium, dessen Volumen beim Erstarren um 6,5 % abnimmt, zu. Bei einem Metall, das bei der Erstarrung expandiert, erniedrigt sich hingegen der Schmelzpunkt. Dies trifft für Silizium mit einer Volumenzunahme von 8 % zu. Beim heißisostatischen Pressen ergibt sich deshalb für das Aluminium ein Schmelzpunktanstieg, für das Silizium eine Schmelzpunkterniedrigung. [GROS92, S. 39f.]

Deshalb könnte sich auch das Phasendiagramm von Aluminium-Silizium unter Druck ändern. Da die Mischkristallverfestigung vom gelösten Siliziumanteil im Aluminiumgitter abhängt, könnte auch die erreichbare Mischkristallhärte vom Druck abhängen.

A. Shinyaew, D. Chernov und G. Khohkiova [SHIN72] haben die Phasengleichgewichte des Aluminium-Silizium-Zweistoffsystems für die Drücke 1, 2,5 und 5 GPa berechnet (vgl. Abbildung 8.18). Der eutektische Punkt verschiebt sich demzufolge von 11,7 Masse-% zu 16, 22 respektive 31 Masse-% Silizium. Der eutektische Punkt verschiebt sich somit um etwa 3,5 bis 3,8 Masse-% pro GPa Druckerhöhung. Gleichzeitig steigt die eutektische Temperatur von 577°C auf 603°C , 640°C respektive 677°C . Das entspricht einem Schmelzpunktanstieg von

26 bis 20 °C pro GPa. Zusätzlich steigt die maximale Löslichkeit des Siliziums bei der jeweiligen eutektischen Temperatur von 1,65 auf 3,1, 5,2 respektive 9,3 Masse-% Silizium. [GROS92, S. 39f.]

Diese Ergebnisse wurden laut J. Groß durch Messungen in einer Druckzelle bei 2,8 GPa und 5,4 GPa grundsätzlich bestätigt. Die gemessenen Verschiebungen des eutektischen Punktes waren 2,3 Masse-% pro GPa, der Anstieg des Schmelzpunktes war 29 °C pro GPa und die Siliziumlöslichkeit stieg bei Drücken von 2,8 GPa resp. 5,4 GPa auf 10,5 resp. 16 Masse-%. [GROS92, S. 39f.]

Für den hier beim Heißisostatischen Pressen verwendeten Maximaldruck von 100 MPa ergeben sich nach J. Groß nur geringe Änderungen für das Zustandsdiagramm. Es ist ein Schmelzpunktanstieg um 2,9 °C von 577 °C auf 579,9 °C zu erwarten. Die Verschiebung des Eutektikums in Richtung der Siliziumseite liegt bei ca. 0,23 Masse-%. Für die Löslichkeit von Silizium in Aluminium bei der eutektischen Temperatur kann ein Anstieg um 0,15 % von 1,65 Masse-% auf 1,8 Masse-% angenommen werden. [GROS92, S. 39f.]

Die Änderungen sind bei den für die Untersuchungen gewählten Drücken (25 MPa bis 100 MPa) somit so gering, daß ein Druckeinfluß auf das Phasendiagramm für die hier durchgeführten Versuche in der weiteren Diskussion, insbesondere für die Mischkristallhärte, vernachlässigt werden kann. Dies konnte mit den Ergebnissen der Versuchsreihen C₁ und B bestätigt werden.

8 Ergebnisse für Aluminium

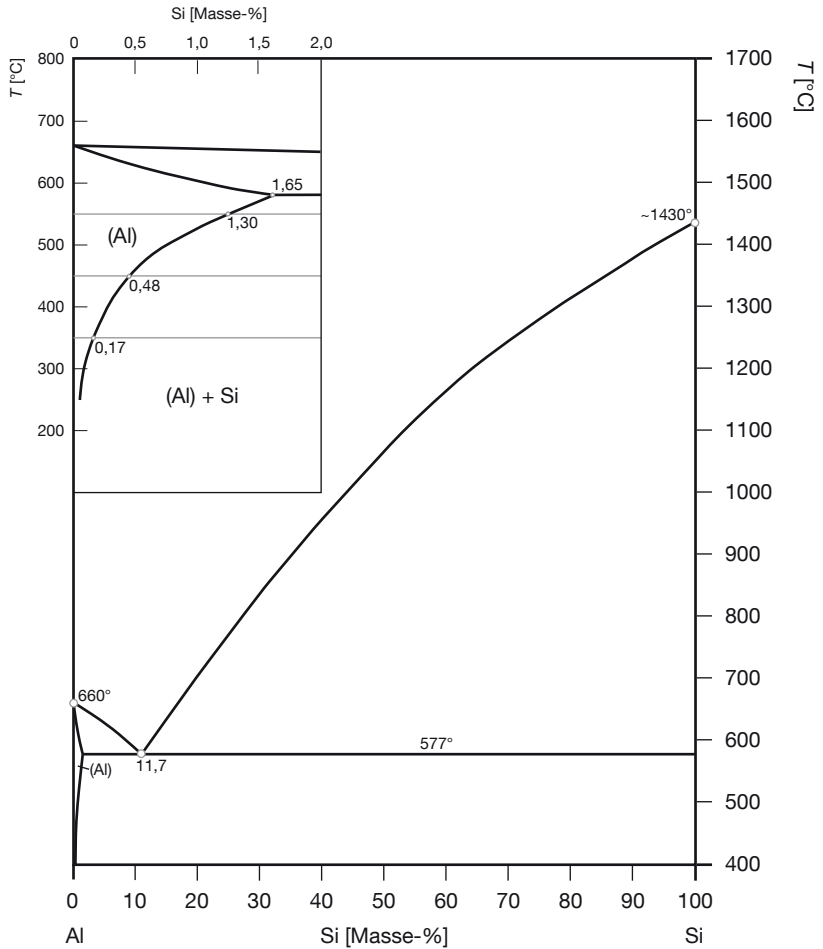


Abbildung 8.17 Phasendiagramm Aluminium-Silizium (Al-Si) nach M. Hansen [HANS58, S. 133]

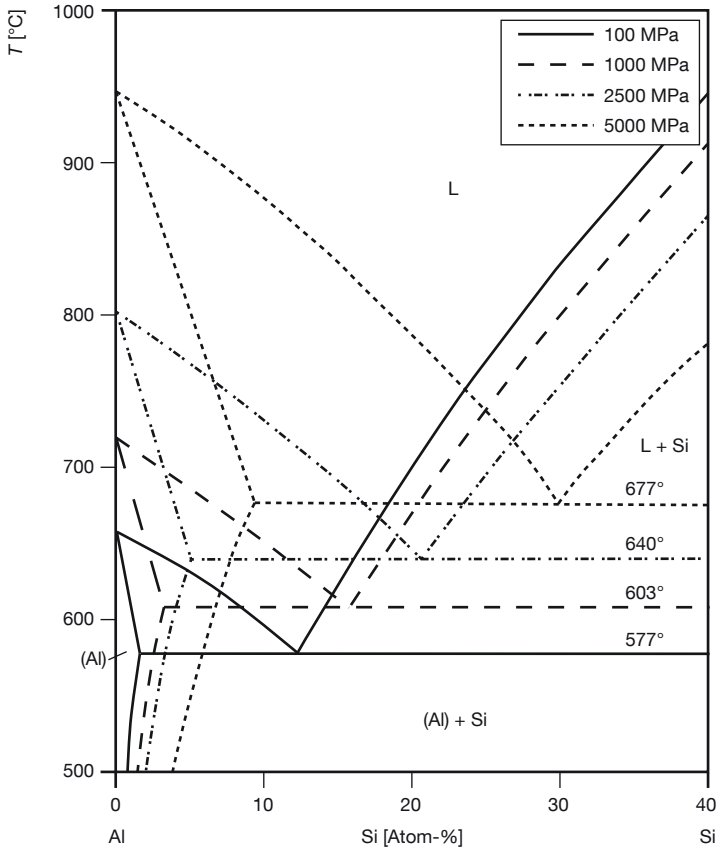


Abbildung 8.18 Einfluß des Drucks auf das Phasendiagramm Aluminium-Silizium (Al-Si) nach A. Shinyaew [SHIN72, S. 1667]

8 Ergebnisse für Aluminium

Die Mischkristallhärte wurde in Versuchsreihe C₁ in Abhängigkeit von Druck und Temperatur untersucht. Es ist deutlich zu sehen, daß ein Einfluß der Temperatur aber kein Einfluß des Drucks festgestellt werden kann (vgl. Abbildung 8.19). Lediglich die Abkühlgeschwindigkeit spielt eine Rolle. Je schneller eine Probe abgekühlt wird, desto mehr Silizium bleibt im Mischkristall gelöst, umso höher ist die Mischkristallhärte.

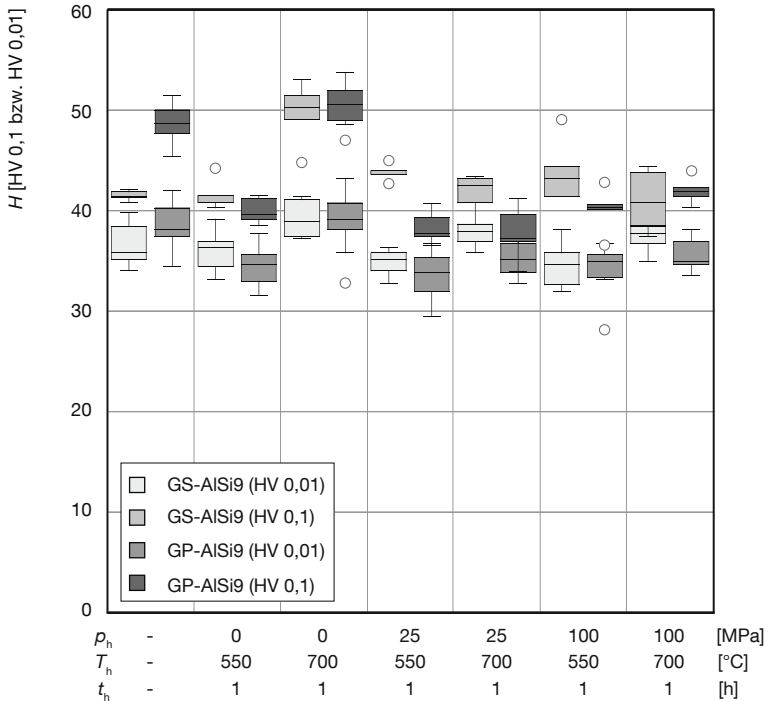


Abbildung 8.19 Härte H von Proben der Versuchsreihe C₁ in Abhängigkeit der Prozeßparameter Haltezeit t_h , Haltezeit T_h und Haltezeit t_h

Die Härte im Ausgangszustand ist für die Preßgußprobe im Vergleich zu der Sandgußprobe höher, da durch die schnellere Abkühlgeschwindigkeit beim

Gießen ein höherer Siliziumanteil im Aluminiummischkristall erhalten bleibt. Sie ist vergleichbar mit der Härte der Proben, die auf 700 °C erwärmt (geschmolzen) und an Luft abgekühlt wurden ($p_h = 0 \text{ MPa}$, $T_h = 700 \text{ °C}$). Hier liegt somit eine vergleichbare Abkühlgeschwindigkeit vor. Bei der Sandgußprobe ist der Wert im Ausgangszustand mit dem Wert bei 550 °C und schneller Abkühlung vergleichbar ($p_h = 0 \text{ MPa}$, $T_h = 550 \text{ °C}$). Hier liegen somit vergleichbare Randbedingungen vor. Unabhängig vom Druck und vom Gießverfahren der Proben gleichen sich die Werte bei gleicher Temperatur. Für 700 °C liegen sie höher als für 550 °C. Da die Abkühlung in der Heißisostatischen Presse langsamer als an Luft oder beim Pregieen ist, liegen die betreffenden Härtewerte ($p_h > 0 \text{ MPa}$, $T_h = 700 \text{ °C}$) unter dem Härtewert einer Preßgußprobe im Ausgangszustand. Die Härtewerte für die Preßgußproben sind tendenziell höher, da es hier wesentlich schwieriger war, nur die Härte des Mischkristalls zu messen, ohne die Härte der Silizium-Ausscheidungen teilweise mitzumessen. Deshalb kommt hier der Einfluß der weitaus härteren Silizium-Ausscheidungen hinzu.

Was für die Mischkristallhärte der Versuchsreihe C₁ festzustellen war, trifft auch für die Versuchsreihe B zu (vgl. Abbildung 8.20). Die Preßgußproben haben aufgrund der höheren Abkühlgeschwindigkeit beim Gießen im Ausgangszustand einen höheren Härtewert. Die Härte nimmt mit steigender Temperatur zu, da der maximal lösbare Siliziumgehalt steigt. Bei den verwendeten Prozeßtemperaturen von 350 °C, 450 °C und 550 °C ist der maximal lösbare Siliziumgehalt bei ca. 0,17, 0,48 resp. 1,30 Masse-% (vgl. Abbildung 8.17). Die Härtewerte der Preßgußproben und der Sandgußproben sind für gleiche Versuchsbedingungen ungefähr gleich. Die vorhergehenden Anmerkungen zur Härtemessung gelten hier analog.

Da der Unterschied an maximal lsbarem Silizium zwischen 350 °C und 450 °C (0,31 Masse-%) niedriger ist als zwischen 450 °C und 550 °C (0,82 Masse-%) (vgl. Abbildung 8.17), ist auch der Härteunterschied zwischen den Proben mit $T_h = 350 \text{ °C}$ und $T_h = 450 \text{ °C}$ kleiner als zwischen den Proben mit $T_h = 450 \text{ °C}$ und $T_h = 550 \text{ °C}$.

8 Ergebnisse für Aluminium

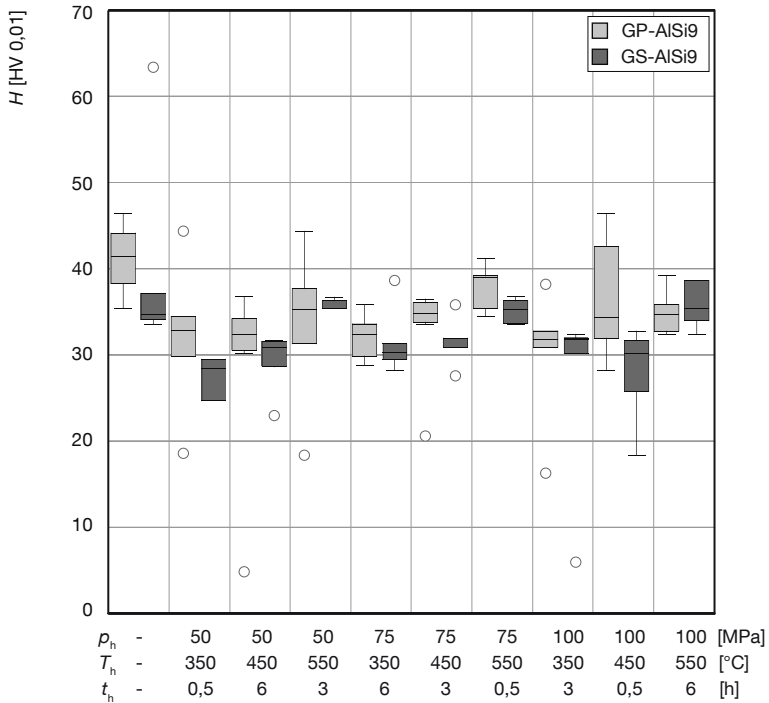


Abbildung 8.20 Härte H von Proben der Versuchsreihe B in Abhängigkeit der Prozeßparameter Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h

Der Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf die Mischkristallhärte wurde durch die Versuchsreihe C_{III} nochmals bestätigt. Für die Proben aus AlSi9 ist im wesentlichen nur die Geschwindigkeit der Abkühlung und die Höhe der Lösungsglühstemperatur für die spätere Härte ausschlaggebend, nicht jedoch die Haltezeit, wenn diese grundsätzlich lange genug ist, um eine Sättigung des sich im Aluminiumgitter lösenden Siliziums zu erreichen. Es zeigte sich auch, daß die Abkühlgeschwindigkeit an Luft oder in Wasser zu keinen unterschiedlichen Ergebnissen führte. Die Geschwindigkeit einer Luftabkühlung ist somit

ausreichend, um den Zustand an gelöstem Silizium ‚einzufrieren‘. Deshalb ist in Abbildung 8.19 kein Härteunterschied zwischen den Preßgußproben im Ausgangszustand und den neu aufgeschmolzenen und an Luft abgekühlten Proben ($p_h = 0 \text{ MPa}$, $T_h = 700 \text{ °C}$) zu erkennen. Eine schnellere Abkühlgeschwindigkeit als an Luft hat keinen zusätzlichen Effekt.

Bei den Proben aus AlSi9Cu3 war dies, wie erwartet, anders. Die resultierende Härte war von allen variierten Parametern, der Lösungsglüh­temperatur und -zeit, der Abkühlgeschwindigkeit und der Auslagerungstemperatur und -zeit abhängig, wie bereits S. Yu [YU96] in ausführlichen Untersuchungen zur Aus­härtung der Legierung AlSi9Cu3 zeigte.

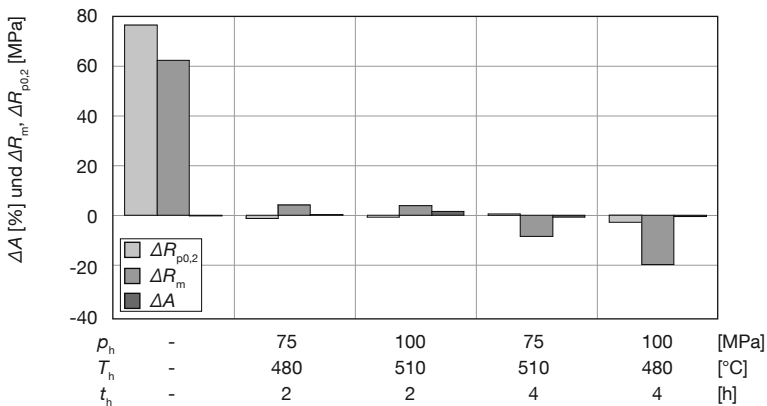


Abbildung 8.21 Unterschied zwischen den mechanischen Kennwerten Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A von Preßgußproben GP-AlSi9Cu3 (T4) und GP-AlSi9Cu3 (T6) im Ausgangszustand und nach dem Heißisostatischen Pressen mit verschiedenen Prozeßparametern Halte­druck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h

Weiter konnte in Versuchsreihe C_{III} festgestellt werden, daß die Härte der Proben aus AlSi9 von 39,5 HV_{0,01} auf maximal 52 HV_{0,01}, bei den Proben aus AlSi9Cu3 jedoch von 84,6 HV_{0,01} auf maximal 133,9 HV_{0,01} stieg. Der

Härtungseffekt von Kupfer ist im Gegensatz zu Silizium weitaus größer, da Kupfer eine Reihe intermetallischer Phasen bilden kann (siehe z.B. [ROCK06]). Versuchsreihe C_{IV} zeigt, daß Kupfer wie Silizium unter Druck wieder vollständig gelöst werden kann. Die mechanischen Kennwerte (vgl. Abbildung 8.21) von zuvor T6-wärmebehandelten Preßgußproben (GP-AlSi9Cu3) unterscheiden sich nach dem Heißisostatischen Pressen nur noch vernachlässigbar von den mechanischen Kennwerten zuvor T4-wärmebehandelter Preßgußproben (GP-AlSi9Cu3) (vgl. auch [OSTE07]).

Um den Effekt der Mischkristallverfestigung beim Heißisostatischen Pressen zu nutzen, ist also eine hohe Temperatur notwendig, da hier viel Silizium gelöst werden kann. Hoher Druck vergrößert die Löslichkeit von Silizium, allerdings erst ab sehr hohen Drücken. Hohe Temperatur, hoher Druck und eine ausreichende Zeit kombiniert mit einer schnellen Abkühlgeschwindigkeit begünstigen somit die Mischkristallverfestigung.

Der sich ändernde Siliziumgehalt beeinflusst nicht nur die Mischkristallhärte, sondern verringert, wie z.B. auch Kupfer oder Magnesium, den Gitterabstand im Aluminiummischkristall (vgl. Abbildung 8.22 und Tabelle 8.2).

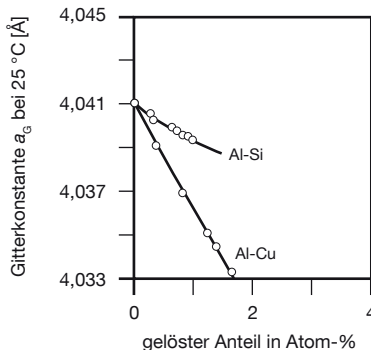


Abbildung 8.22 Änderung der Gitterkonstante a_g in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt c_{Si} resp. Kupfergehalt c_{Cu} nach W. Pearson [PEAR58]

Tabelle 8.2 Änderung der Gitterkonstante a_G des Aluminiummischkristalls pro Prozent Gehaltsänderung von Silizium (Si), Magnesium (Mg) oder Kupfer (Cu) und maximal lösbarer Anteil c_{\max} nach D. Altenpohl [ALTE65, S. 376]

| Element | Δa_G pro % [Å] | | c_{\max} [%] | |
|---------|------------------------|---------|----------------|------|
| | Gew.% | At.% | Gew.% | At.% |
| Si | -0,0018 | -0,0019 | 1,0 | 0,96 |
| Mg | +0,0053 | +0,0048 | 15 | 17 |
| Cu | -0,0022 | -0,0053 | 5,5 | 2,33 |

Der Gitterabstand kann mittels Neutronenbeugung gemessen werden. Tabelle 8.3 zeigt die Ergebnisse von an der Forschungsneutronenquelle Heinz Maier-Leibnitz (FRM II) durchgeführten Messungen an je einer Preßgußprobe und einer Sandgußprobe im Ausgangszustand und nach dem Heißisostatischen Pressen. Da sich die Gitterkonstante a_G etwa linear mit dem Siliziumgehalt c_{Si} ändert (vgl. Abbildung 8.22) und die Änderung pro einem Prozent Silizium ca. 0,0018 Å beträgt (vgl. Tabelle 8.2), lassen sich aus den am FRM II gemessenen Gitterabständen leicht die Änderungen des Siliziumgehalts berechnen (vgl. auch [OSTE08]). Weil der Unterschied zwischen Gewichtsprozent (Gew.%) und Atomprozent (At.%) so gering ist, wurde er vernachlässigt. Da bei der Messung der Gitterabstände keine Referenzprobe mit bekanntem Absolutgitterabstand verwendet wurde, können die einzelnen Meßwerte nur untereinander verglichen werden. Die Gitterkonstanten a_G sind dabei auf die Gitterkonstante der Preßgußprobe im Ausgangszustand bezogen (vgl. Tabelle 8.3).

Tabelle 8.3 Auf den Ausgangszustand einer Preßgußprobe bezogene Gitterabstände $a_{G,b}$ des Aluminiummischkristalls für den Ausgangszustand und Versuch 4 und die sich daraus ergebende Änderung des Siliziumgehalts c_{Si}

| Versuch | $a_{G,b}$ (GP) [Å] | c_{Si} (GP) [%] | $a_{G,b}$ (GS) [Å] | c_{Si} (GS) [%] |
|--|--------------------|-------------------|--------------------|-------------------|
| Ausgangszustand | 1,00000 | | 1,00021 | (-0,66) |
| 4 ($p_n = 75$ MPa, $T_n = 350$ °C, $t_n = 6$ h) | 1,00034 | -1,06 | 1,00034 | -0,40 |

Es ist zu sehen, daß die Gitterkonstante der Preßgußprobe im Ausgangszustand kleiner war als die Gitterkonstante der Sandgußprobe. Der in der Preßgußprobe gelöste Siliziumanteil war demzufolge um 0,66 % höher. Das beruht auf der sehr

viel höheren Abkühlgeschwindigkeit beim Preßguß im Vergleich zum Sandguß. Mehr Silizium wird in Lösung gehalten. Die Abkühlgeschwindigkeit beim Heißisostatischen Pressen ist für alle Proben eines Versuchs gleich. Deshalb sind die Gitterkonstanten für die untersuchte Preßguß- und Sandgußprobe desselben Versuchs nach dem HIP identisch (vgl. Tabelle 8.3, Versuch 4). Somit ist auch der gelöste Siliziumanteil identisch. Die Gitterkonstante vergrößert sich und der Siliziumgehalt verringert sich für die Preßgußprobe um 1,06 % und für die Sandgußprobe um 0,40 %. Bei der Sandgußprobe war bereits im Ausgangszustand weniger gelöstes Silizium vorhanden. Die summierte Änderung wiederum ist für beide Proben gleich (1,66 %).

Die Temperatur des Versuchs 4 war $T_h = 350^\circ\text{C}$. Bei dieser Temperatur sind maximal ca. 0,17 % Silizium im Aluminiummischkristall lösbar (vgl. Abbildung 8.17). Ist diese Siliziumkonzentration nach dem Heißisostatischen Pressen noch vorhanden, war der Siliziumgehalt im Ausgangszustand bei den Preßgußproben bei 1,23 % Silizium bei den Sandgußproben bei 0,57 %. Da die Mischkristallverfestigung vom gelösten Siliziumanteil abhängt, sollte die Mischkristallhärte resp. Härte der Proben des Versuchs 4 am niedrigsten sein, gefolgt von den Sandgußproben im Ausgangszustand und den Preßgußproben im Ausgangszustand. Wie in Abbildung 8.20 zu sehen ist, trifft das zu. Ebenso sind die Härtewerte gleicher Haltetemperaturen T_h gleich und die Härtewerte der Haltetemperaturen $T_h = 450^\circ\text{C}$ und $T_h = 550^\circ\text{C}$ liegen unter der Härte der Preßgußprobe im Ausgangszustand. Die Abkühlgeschwindigkeit beim Heißisostatischen Pressen liegt folglich zwischen der Abkühlgeschwindigkeit beim Preßguß (schneller) und beim Sandguß (langsamer). Außerdem ist zusehen, daß die Härtewerte der Sandgußproben im Ausgangszustand vergleichbar mit den Härtewerten der Haltetemperatur $T_h = 550^\circ\text{C}$ sind. Damit waren maximal 1,30 % Silizium gelöst (vgl. Abbildung 8.17).

Die Ergebnisse zeigen also zum einen, daß die gemessenen Härtewerte gut die Mischkristallverfestigung resp. den im Aluminiummischkristall gelösten Siliziumanteil repräsentieren. Zum anderen ist gut zu sehen, daß die Härte und damit auch der im Aluminiummischkristall gelöste Siliziumanteil nur vom Prozeßparameter Haltetemperatur T_h abhängt. Die Abkühlgeschwindigkeit

bei Heißisostatischen Pressen ist innerhalb eines Versuchs ja für alle Proben identisch.

Wenn sich der Gitterabstand des Aluminiummischkristalls ändert, ändert sich auch das Volumen der Proben. Je weniger Silizium im Mischkristall gelöst bleibt, desto stärker steigt das Gesamtvolumen. Da Silizium in einer anderen Gitterstruktur kristallisiert und deshalb eine geringere Dichte als Aluminium hat ($\rho_{Al} \sim 1,16 \cdot \rho_{Si}$), wird das Gesamtvolumen auch durch diesen Effekt vergrößert. Die gemessenen Probenvolumina (vgl. Abbildung 8.23 und 8.24) müssen daher um diesen Effekt korrigiert werden.

Alle Preßgußproben (vgl. Abbildung 8.23) und die Sandgußproben des Versuchs 1 (vgl. Abbildung 8.24) zeigen eine Volumenzunahme (sic!) durch das Heißisostatische Pressen, die nicht auf die Streuung der Meßwerte zurückgeführt werden kann. Der Betrag der Volumenänderung ist stark temperaturabhängig (vgl. Abbildung 8.23). Eine niedrige Haltetemperatur $T_h = 350^\circ\text{C}$ führt zu einer großen Volumenzunahme, eine hohe Haltetemperatur $T_h = 550^\circ\text{C}$ zu einer kleinen. Es ist somit naheliegend die Volumenzunahme auf die Abnahme des im Aluminiummischkristall gelösten Siliziums zurückzuführen. Für die Proben des Versuchs 4 kann dies anhand der gemessenen Gitterabstände (vgl. Tabelle 8.3) durchgeführt werden. Die Volumenänderung aufgrund des sich ändernden Gitterabstands V_{aG} und aufgrund der Dichteunterschiede zwischen Aluminium und Silizium V_p addieren sich zur gesamten Volumenänderung aufgrund des sich ändernden Siliziumgehalts V_{Si} . Wie Tabelle 8.4 zeigt, stimmt die berechnete Volumenänderung V_{Si} für die Preßgußprobe gut mit der gemessenen Volumenänderung V_b überein. Für die Sandgußprobe tritt das nicht zu.

Tabelle 8.4 Berechnete V_{Si} und gemessene V_b jeweils auf den Ausgangszustand bezogene mittlere Volumenänderung aufgrund einer Änderung des im Aluminiummischkristall gelösten Siliziumgehalts

| Versuch | V_{aG} [-] | V_p [-] | V_{Si} [-] | V_b [-] |
|---------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|-----------------------|
| 4: GP | $+1,69 \cdot 10^{-3}$ | $+1,01 \cdot 10^{-3}$ | $+2,70 \cdot 10^{-3}$ | $+2,24 \cdot 10^{-3}$ |
| 4: GS | $+0,63 \cdot 10^{-3}$ | $+0,38 \cdot 10^{-3}$ | $+1,01 \cdot 10^{-3}$ | $-0,05 \cdot 10^{-3}$ |

Es kann also davon ausgegangen werden, daß die Preßgußproben im Gegensatz zu den Sandgußproben im Ausgangszustand nahezu porenfrei waren, und daß die Volumenzunahme ausschließlich auf einer Änderung der Siliziumkonzentration beruht. Deshalb kann mit der Volumenänderung der Preßgußproben die Volumenänderung der Sandgußproben um den Anteil, der auf einer Änderung der Siliziumkonzentration beruht, korrigiert werden. Die Volumenänderung der Preßgußproben kann jedoch nicht einfach von der Volumenänderung der Sandgußproben subtrahiert werden, da die Volumenänderung mit der Konzentrationsänderung an Silizium zusammenhängt. Diese ist für die Preßgußproben und die Sandgußproben unterschiedlich, da der Siliziumgehalt im Ausgangszustand unterschiedlich war (vgl. Tabelle 8.3 und 8.4).

Es ist anzunehmen, daß die Gitterabstände des Aluminiummischkristalls der Preßguß- und der Sandgußproben nach dem Heißisostatischen Pressen gleich groß sind, wie das für die Proben des Versuchs 4 bestätigt werden konnte (vgl. Tabelle 8.3). Dann kann die Volumenänderung der Preßgußproben auf eine Konzentrationsänderung des Siliziumgehalts rückgerechnet werden und über das Zugrundelegen einer niedrigeren Ausgangskonzentration an Silizium bei den Sandgußproben, die Änderung des Siliziumgehalts bei den Sandgußproben errechnet werden. Daraus kann, wie in Tabelle 8.4 mit den Werten aus Tabelle 8.3 durchgeführt, die Volumenänderung aufgrund der Konzentrationsänderung des gelösten Siliziums ausgerechnet werden. Damit kann die mittlere Volumenänderung der Sandgußproben korrigiert werden. Das Ergebnis zeigt Abbildung 8.25. Jetzt ist für alle Sandgußproben eine Volumenabnahme festzustellen.

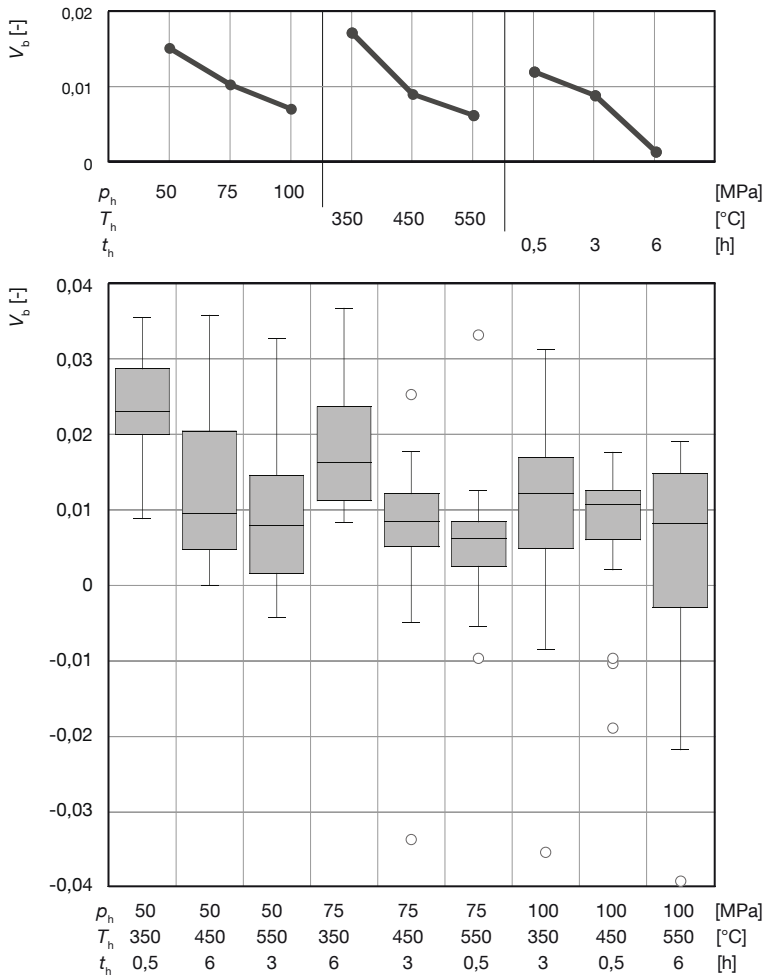


Abbildung 8.23 Bezogene Volumenänderung V_b der Preßguß-Proben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

8 Ergebnisse für Aluminium

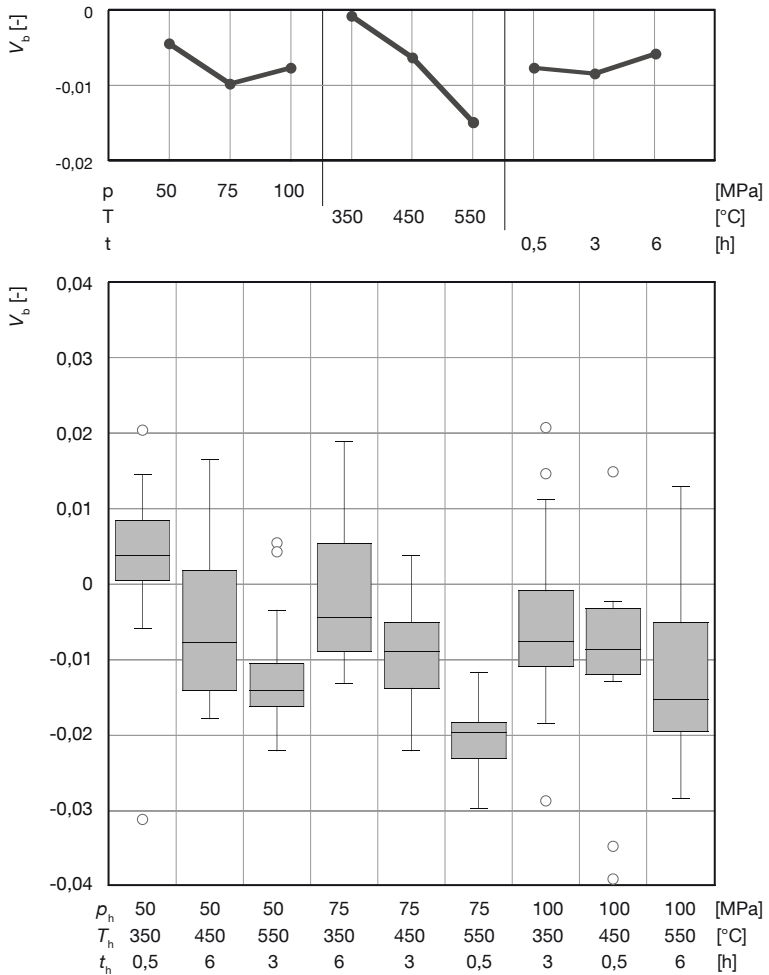


Abbildung 8.24 Bezogene Volumenänderung V_b der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

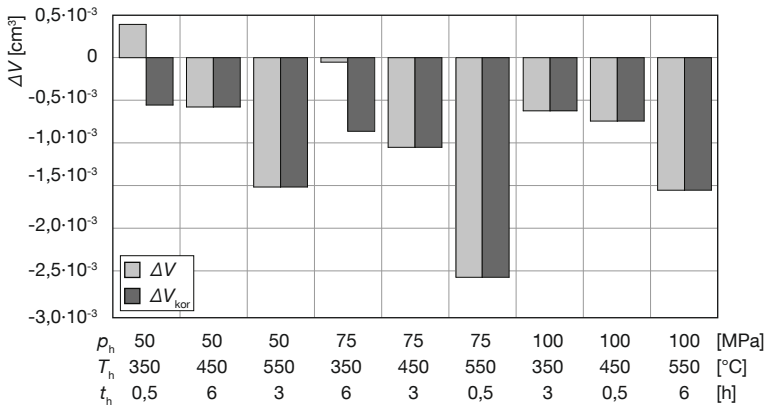


Abbildung 8.25 Volumenänderung ΔV und korrigierte ΔV_{kor} Volumenänderung der Sandgußproben durch Heißisostatisches Pressen

8.3.5 Porosität

Die Verringerung der Porosität durch Heißisostatisches Pressen wurde bereits in vielen Forschungsarbeiten, wie beispielsweise sehr ausführlich bei Y. Skrinski [SKRI02], nachgewiesen. Wie im vorhergehenden Abschnitt gezeigt, beruht die Volumenänderung jedoch nicht nur auf einer Reduktion der Porosität, sondern auch auf einer Änderung des im Aluminiummischkristall gelösten Siliziumgehalts. Wie Abbildung 8.22 und Tabelle 8.2 nahelegen, trifft dies ebenso für die ebenfalls häufig in Aluminiumlegierungen verwendeten Elemente Kupfer und Mangan zu. Für eine genaue Wertangabe müssen diese Effekte berücksichtigt werden.

Anhand der korrigierten Volumenänderung (vgl. Abbildung 8.25), die nur noch auf das Porenschließen zurückzuführen ist, ist zu sehen, daß die Porositätsreduktion vor allem von der Temperatur abhängt. Je höher die Temperatur ist und je geringer dadurch die Festigkeit des Materials ist, desto höher ist die

Volumenreduktion, wobei der Einfluß von $T_h = 350^\circ\text{C}$ und $T_h = 450^\circ\text{C}$ ungefähr gleich ist. Bei $T_h = 550^\circ\text{C}$ ist die Volumenabnahme ungefähr zweimal so groß. Haltedruck und vor allem Haltezeit haben einen geringeren Einfluß auf die Volumenänderung (vgl. Abbildung 8.24).

Die Dichteänderung der Proben (vgl. Abbildung 8.26 und 8.27) sollte der Volumenänderung (vgl. Abbildung 8.23 und 8.24) entsprechen. Die Verläufe der jeweiligen Meßwerte sind aber sowohl für die Preßguß- als auch die Sandgußproben leicht unterschiedlich. Dies ist auf eine Massenänderung der Proben (vgl. Abbildung 8.28 und 8.29) zurückzuführen. Da sich die Masse verringert, kann keine Oxidation der Probenoberfläche stattgefunden haben. Diese konnte auch optisch nicht festgestellt werden. Die Massenabnahme bei den Preßgußproben ist geringer als bei den Sandgußproben (vgl. Abbildung 8.28 und 8.29). Die Abhängigkeit von den Prozeßparametern ist jedoch identisch. Demzufolge kann nur die Effusion eines im Gefüge gelösten Gases ursächlich sein. In Aluminiumschmelzen löst sich bevorzugt Wasserstoff (vgl. zum Beispiel [CHEN91; CHEN91a; CHEN91b; CHEN94; KLIN98]). Da dessen Löslichkeit mit zunehmender Temperatur abnimmt (vgl. Abbildung 1.2), führt dies zu sogenannter Wasserstoffporosität.

Die Schmelzeentgasung war sowohl für die Schmelze der Preßguß- als auch der Sandgußproben sehr sorgfältig. Deshalb war sowohl der Wasserstoffgehalt der Schmelze als folglich auch die Massenabnahme sehr gering, wobei die maximale Massenabnahme in etwa mit der Masse des in der Schmelze vorhandenen Wasserstoffs übereinstimmt. Da die Sandgußproben auch aus der (immer leicht feuchten) Sandgußform während des Gießens Wasserstoff aufnehmen können, war der Wasserstoffgehalt bei den Sandgußproben im Ausgangszustand sehr wahrscheinlich höher als bei den Preßgußproben und damit auch die Massenabnahme.

Da der HIP-Prozeß damit beginnt, daß in der Heißisostatischen Presse ein Vakuum gebildet wird, bevor Argon als Prozeßgas eingebracht wird, ist davon auszugehen, daß die Gasatmosphäre keinen Wasserstoff enthält. Der Partialdruck für Wasserstoff ist somit 0 und der in der Probe enthaltene Wasserstoff

kann durch die durch den Temperaturanstieg erleichterte Diffusion aus der Probe in das umgebende Gas entweichen. Der Wasserstoff effundiert (vgl. hierzu [LUTZ90, S. 744]). Da nur ein Teil des Wasserstoffs als diffusibles Gas vorliegt und ein Teil als Hydrid gebunden ist, ist der Vorgang zeitabhängig. Die Hydride zersetzen sich mit abnehmendem Wasserstoffgehalt in der Probe und mit der Zeit kann auch dieser Wasserstoff effundieren [LUTZ90, S. 745]. Dieser Vorgang ist somit druck-, temperatur- und zeitabhängig. Dies zeigt sich sehr gut an der Darstellung des Einflusses der einzelnen Parameter. Mit Ausnahme bei einer Temperatur von 350 °C ist das Verhalten für die Preßguß- und die Sandgußproben analog.

8 Ergebnisse für Aluminium

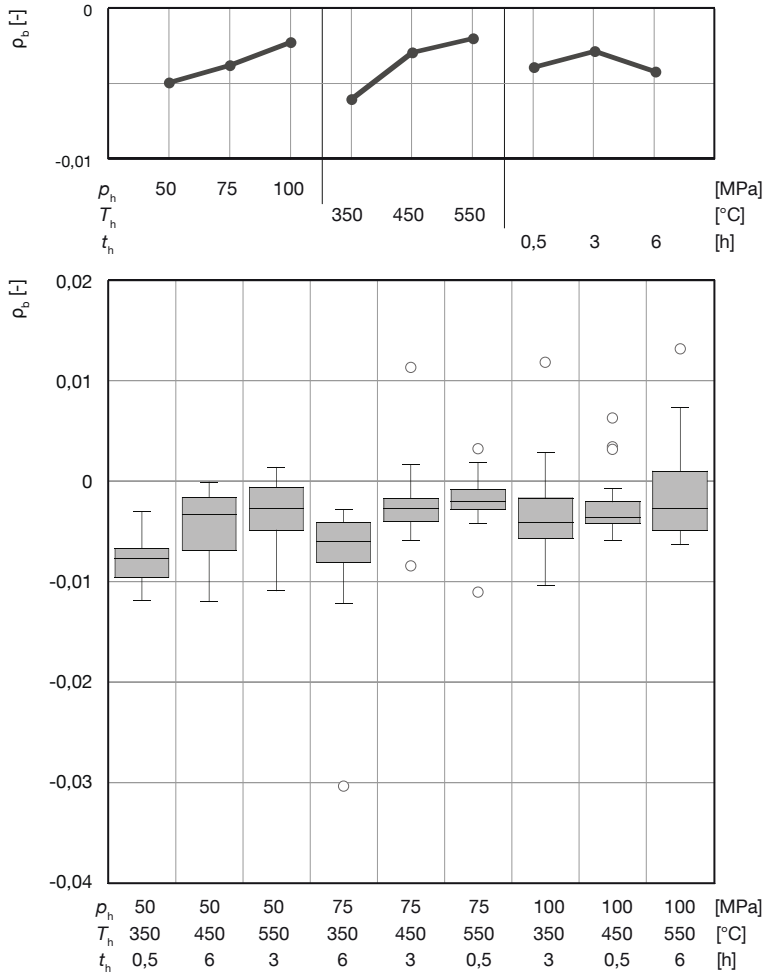


Abbildung 8.26 Bezogene Dichteänderung ρ_s der Preßgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

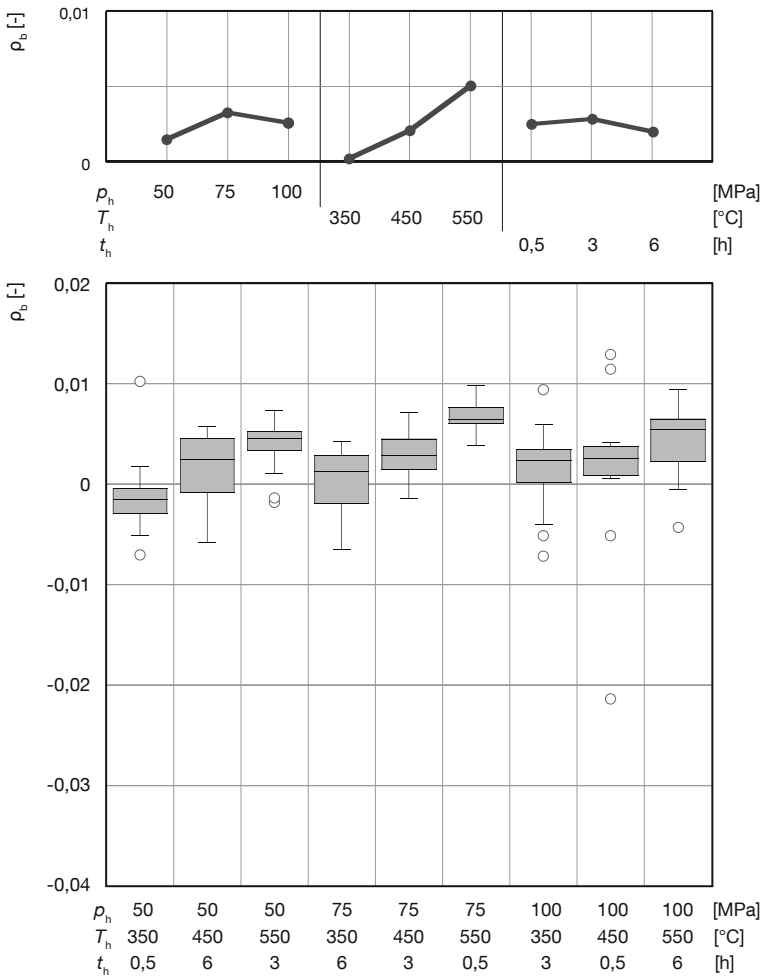


Abbildung 8.27 Bezogene Dichteänderung ρ_d der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter

8 Ergebnisse für Aluminium

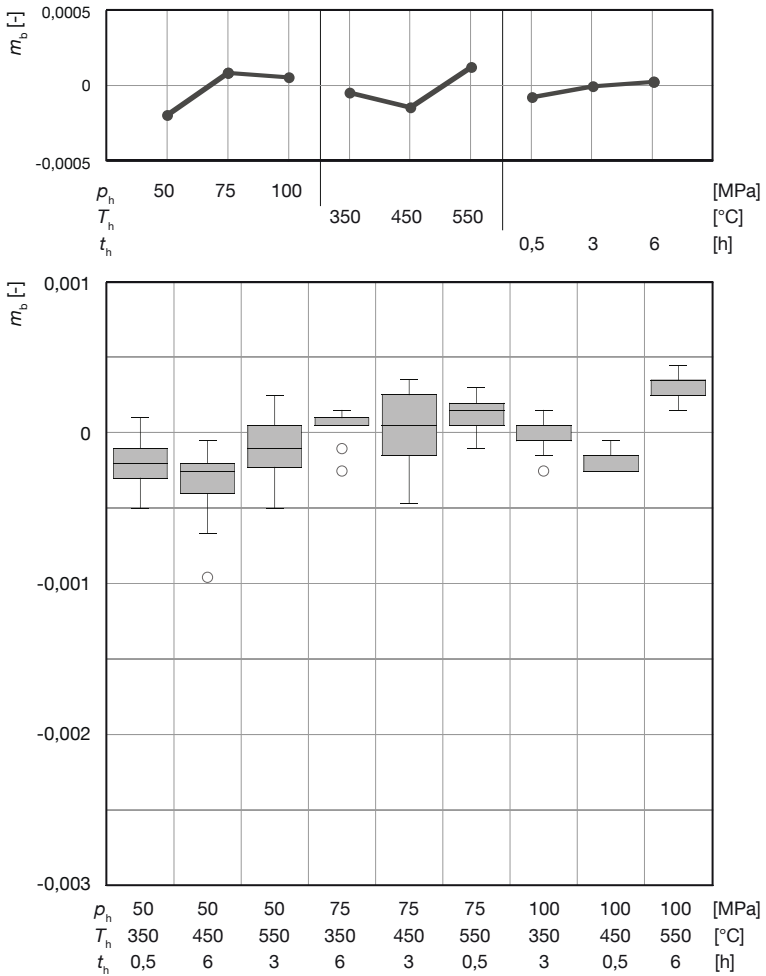


Abbildung 8.28 Bezogene Massenänderung m_r der Preßgußproben in Abhängigkeit der Prozessparameter

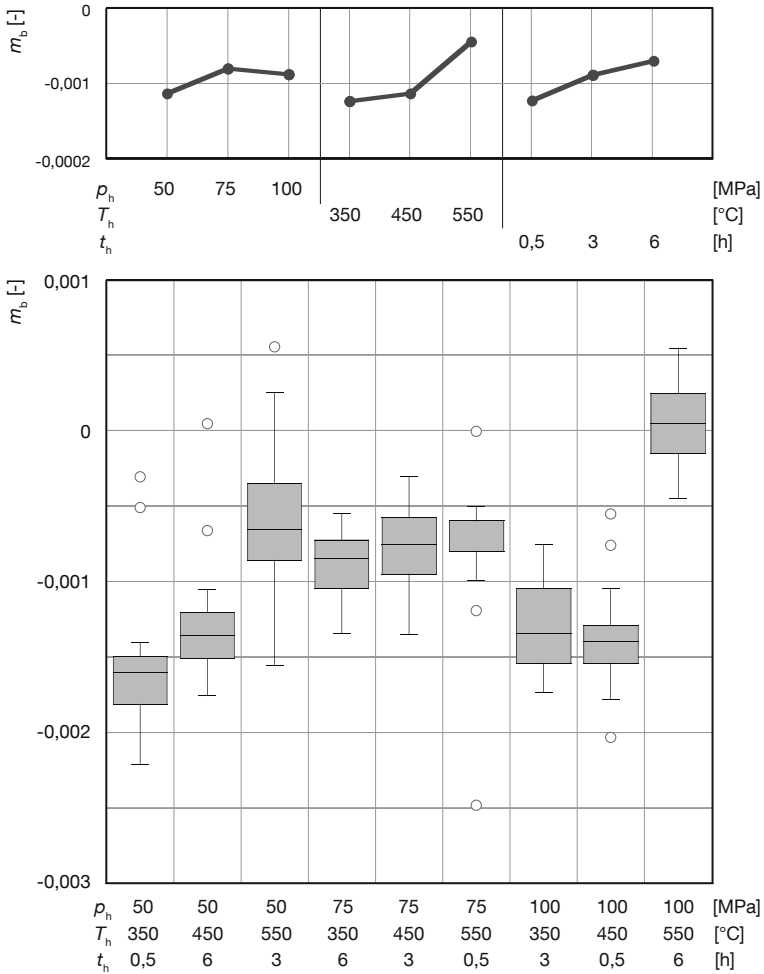


Abbildung 8.29 Bezogene Massenänderung m_b der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozessparameter

8.4 Zusammenhänge zwischen den mechanischen Eigenschaften und den Gefügeeigenschaften

In den vorangegangenen beiden Abschnitten wurde der Einfluß der Prozeßparameter auf die mechanischen Eigenschaften und auf die Gefügeeigenschaften getrennt betrachtet. Einen Überblick über die Ergebnisse geben die Tabellen 8.5 und 8.6. Hierbei kann die Zunahme eines Prozeßparameters einen stark (,++') oder schwach (,+') steigenden, einen stark (,--') oder schwach (,-') fallenden oder keinen (,o') Einfluß auf einen Kennwert haben oder zu einem Maximum (,max') oder Minimum (,min') eines Kennwerts führen.

Tabelle 8.5 Übersicht über den Einfluß der Prozeßparameter Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h auf die mechanischen Eigenschaften modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Härte H , Bruchdehnung A und Schwingspielzahl N

| Probenart | Prozeßparameter | $F_{0,2}$ | R_m | H | A | N |
|-----------|-----------------|-----------|-------|-----|-----|-----|
| GP | p_h | o | max | o | + | max |
| | T_h | -- | max | o | ++ | max |
| | t_h | - | -- | max | max | + |
| GS | p_h | max | max | min | max | - |
| | T_h | o | ++ | ++ | min | ++ |
| | t_h | - | - | o | + | o |

Ebenso kann die Zunahme eines Prozeßparameter keinen (,o') Einfluß auf die Gefügekenwerte haben oder die Einförmung fördern oder die Mischkristallhärte steigern oder die Porosität reduzieren oder den Wasserstoffgehalt verringern (jeweils ,+' bzw. ,++') oder das Gegenteil bewirken (jeweils ,-' bzw. ,--'), wobei ein Prozeßparameter auch mehrere der genannten Werkstoffkennwerte gleichzeitig beeinflussen kann.

Tabelle 8.6 Übersicht über den Einfluß der Prozeßparameter Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h auf die Gefügeeigenschaften Rauheit (Rh.), Dendritenarmabstand (DAS), Ausscheidungseinförmung (Ef.), Mischkristallverfestigung (Mk.), Porosität (Po.) und Wasserstoffgehalt (Wg.)

| Probenart | Prozeßparameter | Rh. | DAS | Ef. | Mk. | Po. | Wg. |
|-----------|-----------------|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| GP | p_h | o | o | - | o | o | max |
| | T_h | o | o | ++ | ++ | o | ++ |
| | t_h | o | o | ++ | + | o | + |
| GS | p_h | o | o | - | o | ++ | max |
| | T_h | o | o | + | ++ | ++ | ++ |
| | t_h | o | o | + | + | + | + |

Verknüpft man nun die mechanischen Eigenschaften (Tabelle 8.5) über die Prozeßparameter mit den Gefügeeigenschaften (Tabelle 8.6), sind Rückschlüsse darüber möglich, welche Gefügeeigenschaftsänderung die Änderung eines mechanischen Kennwerts zur Folge haben könnte (vgl. Tabelle 8.7) und in welche Richtung diese erfolgen sollte (,+' oder ,++' für steigenden, ,-' oder ,--' für fallenden, ,o' für keinen Einfluß und ,#' , falls keine Aussage möglich ist).

Tabelle 8.7 Einfluß durch eine Änderung der Gefügeeigenschaften Rauheit, Dendritenarmabstand (DAS), Ausscheidungseinförmung, Mischkristallverfestigung, Porosität und Wasserstoffgehalt durch Heißisostatisches Pressen auf die mechanischen Eigenschaften modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Härte H , Bruchdehnung A und Schwingspielzahl N

| | GP | | | | | GS | | | | |
|--------------------|-----------|-------|-----|-----|-----|-----------|-------|-----|-----|-----|
| | $F_{0,2}$ | R_m | H | A | N | $F_{0,2}$ | R_m | H | A | N |
| Rauheit | o | o | o | o | o | o | o | o | o | o |
| DAS | o | o | o | o | o | o | o | o | o | o |
| Einförmung | -- | # | # | ++ | + | - | # | # | - | + |
| Mischkristallhärte | -- | # | # | + | + | # | + | # | # | # |
| Porosität | o | o | o | o | o | o | ++ | # | + | # |
| Wasserstoffgehalt | -- | + | # | + | + | # | ++ | # | + | # |

Es ist zu sehen, daß sich die Veränderung einiger mechanischer Eigenschaften nicht eindeutig durch eine Veränderung der aufgeführten Gefügeeigenschaften erklären läßt, und daß sich die Änderung derselben Gefügeeigenschaft unter Umständen auf verschiedene mechanische Kennwerte unterschiedlich auswirkt (z.B. Einformung der Ausscheidungen auf die modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$ und die Bruchdehnung A). Aber wie bereits W. Schatt anmerkte, war auch nicht zu erwarten, daß sich die einzelnen Effekte zu einem Gesamteffekt addieren lassen:

Versuche, die Werkstofffestigkeit aus den einzelnen Mechanismenanteilen zu berechnen oder durch Erzeugen bestimmter Verfestigungsanteile im Werkstoff eine vorausbestimmbare additive Festigkeit zu erzielen, haben sich bisher als wenig erfolgreich erwiesen. Der Grund dafür ist, daß das Festigkeitsverhalten nicht in einfacher Weise die Summe der Wirkungen der Einzelmechanismen darstellt, sondern auch deren wechselseitige Beeinflussung mit enthält. [SCHA96, S. 407]

Die im Werkstoffgefüge aufgetretenen Veränderungen werden im folgenden deshalb einzeln dargestellt und diskutiert. Auf eine summarische Betrachtung wird verzichtet.

8.4.1 Oberflächenrauheit

Auch wenn sich die Oberflächenrauheit durch Heißisostatisches Pressen nicht ändert (vgl. Abschnitt 8.3.1) sind leichte, fertigungsbedingte Variationen der Oberflächenrauheit nie gänzlich zu verhindern. Der Einfluß der Rauheit auf die statischen Kennwerte ist laut M. Gaier [GAIE55, S. 42] vernachlässigbar, die dynamischen Kennwerte werden jedoch stark beeinflusst.

Die meisten Brüche, die an Bauteilen aus metallischen Werkstoffen als Folge einer schwingenden Beanspruchung auftreten, gehen von der Oberfläche des Bauteils aus. Dafür sind folgende Gründe – einzeln oder gemeinsam – verantwortlich: Die in einem Bauteil auftretenden Bean-

spruchungen sind meist an der Oberfläche am größten. Bedingt durch Unstetigkeiten in der geometrischen Form der Oberfläche, also durch Kratzer, Bearbeitungsriefen, kleine Risse usw., treten Spannungsspitzen auf, die die Beanspruchung der Oberflächenschicht örtlich stark erhöhen. Durch Bearbeitung und Wärmebehandlung entstehen Eigenspannungen, die sich günstig oder ungünstig auswirken, je nach ihrer Größe und ihrem Vorzeichen an der Oberfläche des Bauteils. Die Oberfläche kann dem Verschleiß und der Korrosion ausgesetzt sein. Das Gefüge der Oberflächenschicht kann sich von demjenigen im Innern des Bauteils unterscheiden. An der Oberfläche ist der Kristallzusammenhang ein anderer als im Inneren des Bauteils. [GAIE55, S. 6]

Vor allem eine Zugvorspannung, wie sie für die Schwingversuche gewählt wurde, erhöhte die Empfindlichkeit gegenüber einer rauhen Oberfläche [GAIE55, S. 39]. Allerdings stellte M. Gaier in seinen Untersuchungen zum Einfluß der Rauheit auf Stahl- und Aluminiumknetwerkstoffe auch fest, daß „(e)ine rauhe Oberfläche (...) den an polierten Proben ermittelten reinen Werkstoffkennwert erst dann herabzusetzen (vermag), wenn die Rautiefe (...) die Grenzrautiefe (...) überschreitet“ und, daß „(d)ie Größe der Grenzrautiefe (...) vom Werkstoff abhängig (ist).“

Ein Einfluß der Oberflächenrauheit auf die mechanischen Kennwerte kann daher nicht von vornherein ausgeschlossen werden. Deshalb wurde dieser zusätzlich zum Gefügeeinfluß untersucht. In Versuchsreihe C_{II} wurde, wie im Kapitel Versuchsplanung bereits beschrieben, der Einfluß unterschiedlicher Fertigungsparameter und daraus resultierender Oberflächenrauheiten auf die statischen und dynamischen Kennwerte unbehandelter Proben genauer betrachtet. Neben der Oberflächenrauheit wurde auch Masse und Volumen, um daraus die Dichte zu berechnen, gemessen. Wie die Abbildungen 8.30 bis 8.35 zeigen, hatten weder variierende Oberflächenrauheiten noch variierende Dichtewerte einen zu berücksichtigenden Einfluß auf die statischen Kennwerte Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m oder Bruchdehnung A . Es konnte weder eine Korrelation zwischen der Oberflächenrauheit R_t und den statischen mechanischen Kennwerten $R_{p0,2}$, R_m und A noch eine Korrelation zwischen der Dichte ρ und den

genannten Kennwerten nachgewiesen werden. Insbesondere die Dehngrenze $R_{p0,2}$ zeigte keinerlei Abweichungen. Auch ein Einfluß von Rauheit oder Dichte auf die Schwingspielzahl N war nicht erkennbar. Nur bei den Sandgußproben war bei sehr hohen Rauheitswerten ein Einfluß zu sehen (vgl. Abbildung 8.34). Dieser Effekt ist aber überwiegend auf stark porige Proben zurückzuführen (vgl. beispielhaft Abbildung 8.38b). Weiter fällt die starke Streuung der Werte der Bruchdehnung A auf. Sie ist darauf zurückzuführen, daß hierfür die statistische Verteilung der Defekte resp. Silizium-Ausscheidungen (Größe, Form, Lage) ausschlaggebend ist. Diese war im Ausgangsgefüge sehr unterschiedlich (vgl. Abbildung 8.36 und 8.37).

Es ist auch zu sehen, daß die Risse entlang der Silizium-Ausscheidungen laufen. Ausschlaggebend für die Bruchinitiierung ist somit die weitaus größere Kerbwirkung der Silizium-Ausscheidungen und weniger die vorhandenen Poren oder die Beschaffenheit der Oberfläche oder oberflächennaher Bereiche. Denn bei den Proben mit hoher Rauheit wurden die Silizium-Ausscheidungen in der Randschicht zerkleinert (vgl. Abbildung 8.36b und 8.37b). Dadurch ist eher eine Verringerung der Kerbwirkung durch die Bearbeitung zu erwarten. Und bei den Proben mit geringer Oberflächenrauheit wurden die Silizium-Ausscheidungen glatt durchtrennt (vgl. Abbildung 8.36a und 8.37a). Auch dadurch entsteht keine höhere Reißwahrscheinlichkeit als an anderen Silizium-Ausscheidungen.

Unabhängig von diesen Ergebnissen wurden alle Proben des Typs D und Z außerhalb der Versuchsreihe C_{II} mit identischen Fertigungsparametern gefertigt, um einen gleichbleibenden Effekt für alle Proben zu gewährleisten. Zusätzlich wurde die Rauheit dieser Proben vor dem Zug- bzw. Schwingversuch an einer Meßstelle gemessen. Aber auch hier konnte kein Einfluß auf die jeweiligen Kennwerte festgestellt werden. Zusammenfassend ist festzustellen, daß der Einfluß der Fertigung bzw. der Rauheit für die weiteren Betrachtungen vernachlässigt werden kann.

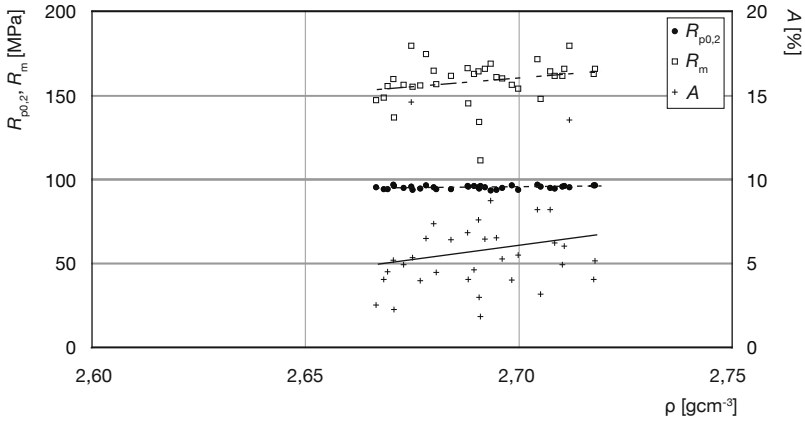


Abbildung 8.30 Dehngrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Dichte ρ für Proben aus GP-AISI9

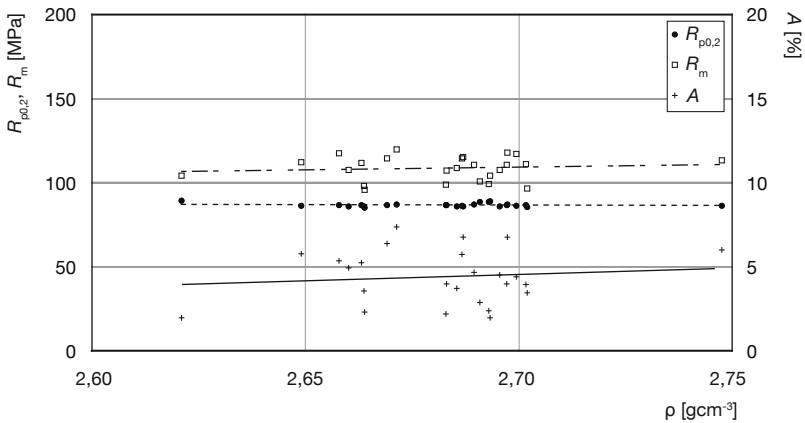


Abbildung 8.31 Dehngrenze $R_{p0.2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Dichte ρ für Proben aus GS-AISI9

8 Ergebnisse für Aluminium

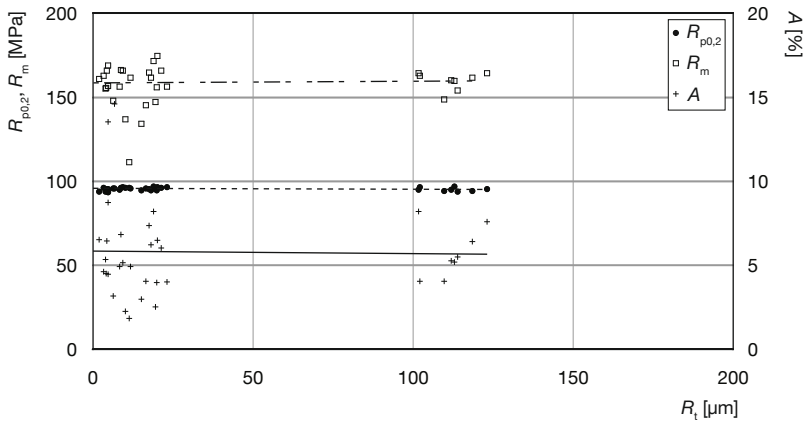


Abbildung 8.32 Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Rauheit R_t für Proben aus GP-AlSi9

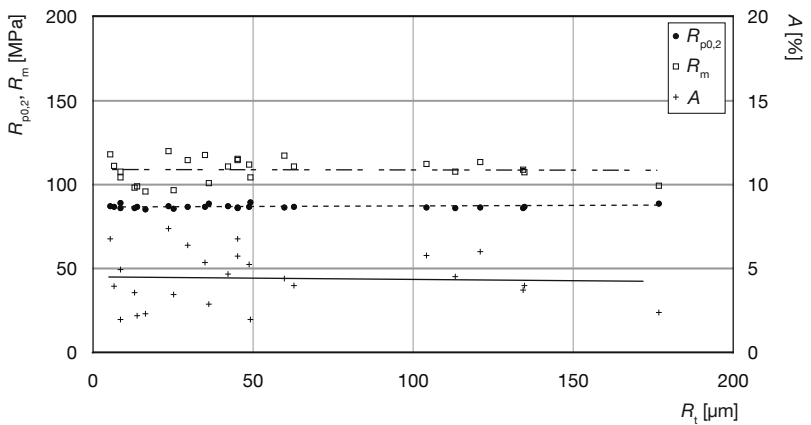


Abbildung 8.33 Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Rauheit R_t für Proben aus GS-AlSi9

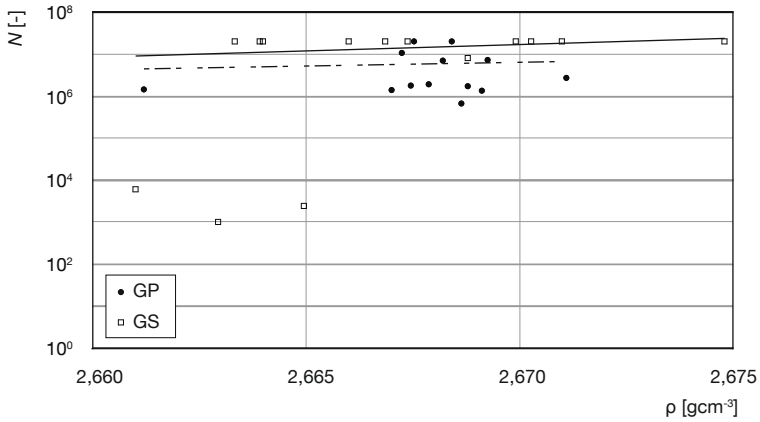


Abbildung 8.34 Schwingenzahl N der Pressguß- und Sandgußproben in Abhängigkeit der Dichte ρ

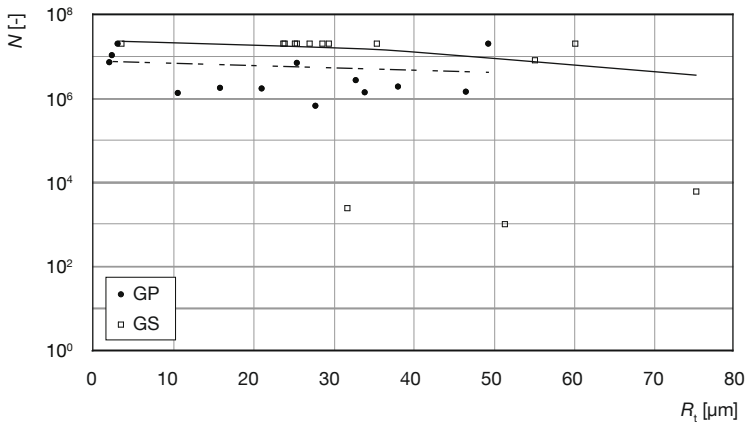


Abbildung 8.35 Schwingenzahl N der Pressguß- und Sandgußproben in Abhängigkeit der Rauheit R_i

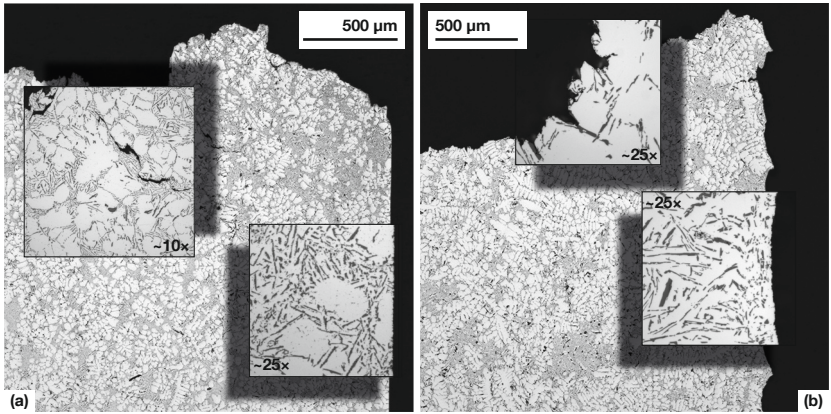


Abbildung 8.36 Schliffbild einer Preßgußprobe (GP) mit kleiner Rauheit (a) und mit großer Rauheit (b)

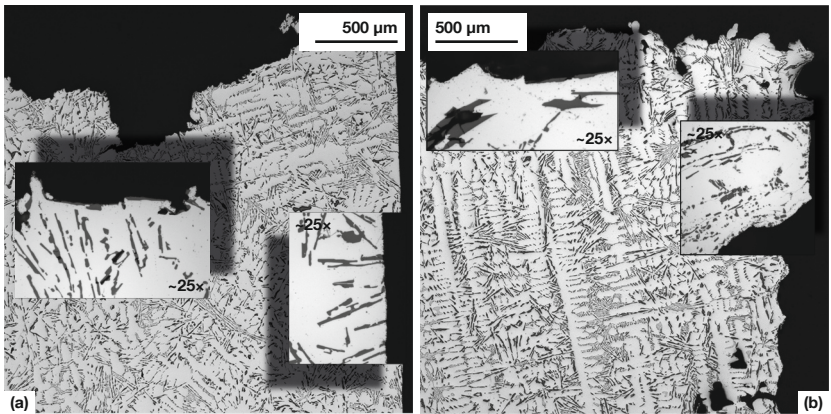


Abbildung 8.37 Schliffbild einer Sandgußprobe (GS) mit kleiner Rauheit (a) und mit großer Rauheit (b)

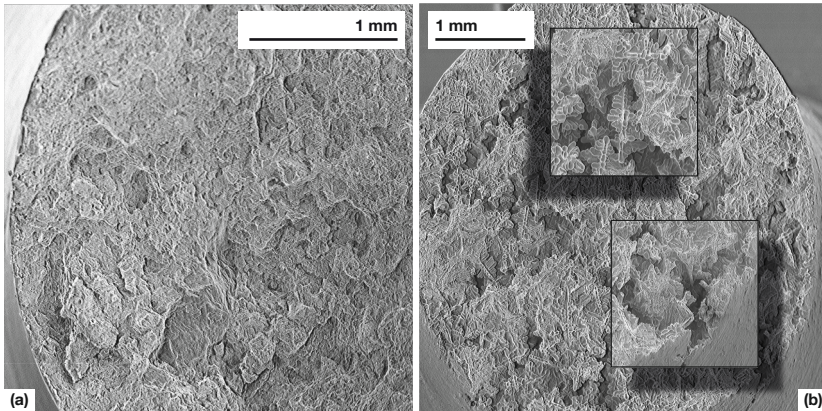


Abbildung 8.38 Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b)

8.4.2 Dendritencharakteristik

Der Dendritenarmabstand (DAS) kann stellvertretend für die Korngröße betrachtet werden. Er hängt von der Abkühlgeschwindigkeit ab. Je schneller die Abkühlgeschwindigkeit, desto kleiner sind die Körner resp. die Abstände zwischen den Dendritenarmen [STRO02]. Dadurch erhöht sich zum Beispiel die Dehngrenze, wie Hall [HALL51] und Petch [PETC53] gezeigt haben. Da sich der Dendritenarmabstand durch das Heißisostatische Pressen nicht ändert (vgl. Abschnitt 8.3.2), kann ein Einfluß einer Korngrößenänderung und damit eine Änderung der mechanischen Kennwerte durch diesen Effekt ausgeschlossen werden.

8.4.3 Ausscheidungen

Abhängig von Anteil, Form, Größe und Abstand zueinander, beeinflussen Ausscheidungen die mechanischen Kennwerte. Der höchste Verfestigungseffekt entsteht dann, wenn die Ausscheidungscharakteristika dergestalt sind, daß ihr Schneiden (Friedel-Effekt) oder Umgehen (Orowan-Mechanismus) für Versetzungen gleich aufwendig ist [HAAS74]. Bei den Preßgußproben sind unter anderem die Ausscheidungscharakteristika im Ausgangszustand bereits sehr günstig. Deshalb sind die mechanischen Kennwerte modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$ und Zugfestigkeit R_m bei den Preßgußproben (vgl. Abbildung 8.1 und 8.3) im Ausgangszustand höher als bei den Sandgußproben (vgl. Abbildung 8.2 und 8.4) und verringern sich durch das Heißisostatische Pressen

Ausscheidungen beeinflussen außerdem stark die Streuung von Bruchdehnung und Schwingenspielzahl. Die Bedingungen für Rißentstehung und Rißwachstum sind entscheidend. Je höher lokale Spannungen (an spitzen Kerben resp. Ausscheidungen) werden können und je schlechter sich die Rißspitze einformen kann (geringe Duktilität des Werkstoffs) desto höher ist die Bruchwahrscheinlichkeit. Da dies lokale Effekte sind, ist die lokale Beschaffenheit des Gefüges und damit die statistische Verteilung von Defekten (Poren, Ausscheidungen) für das Werkstoffversagen resp. die Streuung des betreffenden Kennwerts verantwortlich. Je geringer die lokale Kerbwirkung ist, desto später erfolgt der Bruch und desto höher ist die Bruchdehnung. Je homogener das Gefüge ist, desto geringer ist die Streuung [BUFF01].

Betrachtet man bei den Preßgußproben die Versuche, die zu den besten und den schlechtesten Ergebnissen bei der Bruchdehnung führen (vgl. Abbildung 8.7), so sieht man, daß Versuch 9 bei den Preßgußproben die markanteste Einformung aufweist (vgl. Abbildung 8.15) und damit das beste Ergebnis für die Bruchdehnung hat und die Versuche 4 und 1 mit jeweils sehr geringer Einformung (vgl. Abbildung 8.15) zum schlechtesten Ergebnis für die Bruchdehnung (vgl. Abbildung 8.7) respektive zum schlechtesten Ergebnis für die Schwingenspielzahl (vgl. Abbildung 8.9) führen. Bei den Sandgußproben spielt die Einformung eine untergeordnete Rolle, da sie aufgrund der größeren Siliziumausscheidungen

(vgl. Abbildung 8.16) nur schwach auftrat. Die Bruchdehnung wird bei den Sandgußproben deshalb kaum beeinflusst (vgl. Abbildung 8.8)

8.4.4 Mischkristallverfestigung

Der Effekt einer Mischkristallverfestigung ist im Vergleich zu den anderen Verfestigungsmechanismen gering [HORN08, S. 352ff.]. Durch die Mischkristallverfestigung lassen sich die Dehngrenze resp. die Zugfestigkeit steigern. Infolge dessen sollte sich auch die Schwingspielzahl erhöhen. Wie die Abbildungen 8.39 und 8.40 zeigen, lassen sich durch die Mischkristallverfestigung vor allem die Zugfestigkeit und die Schwingspielzahl erhöhen. Wie im Abschnitt 8.3.4 dargelegt wurde, ist bei den Preßgußproben die Mischkristallhärte im Ausgangszustand höher als nach dem Heißisostatischen Pressen. Auch deshalb (und nicht nur aufgrund der Ausscheidungseinformung) verringert sich die modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$ und die Zugfestigkeit R_m gegenüber dem Ausgangszustand. Bei den Sandgußproben ist aus dem gleichen Grund eine Erhöhung erreichbar. Es ist auch zu sehen, daß die nur von der Temperatur abhängige Mischkristallhärte bei höheren Temperaturen zu höheren Festigkeiten führt.

8 Ergebnisse für Aluminium

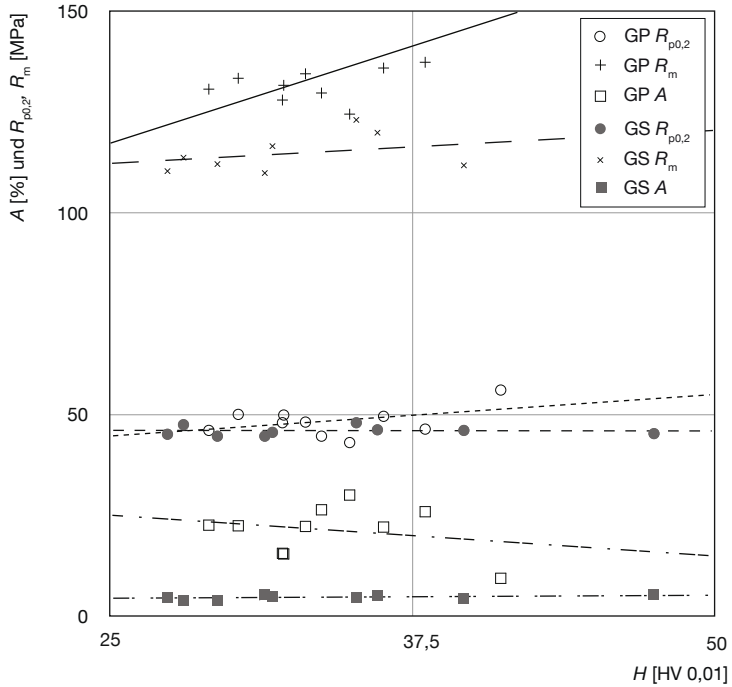


Abbildung 8.39 Korrelation zwischen der (Mischkristall-) Härte H und den statischen mechanischen Kennwerten Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A der Preßguß- und der Sandgußproben

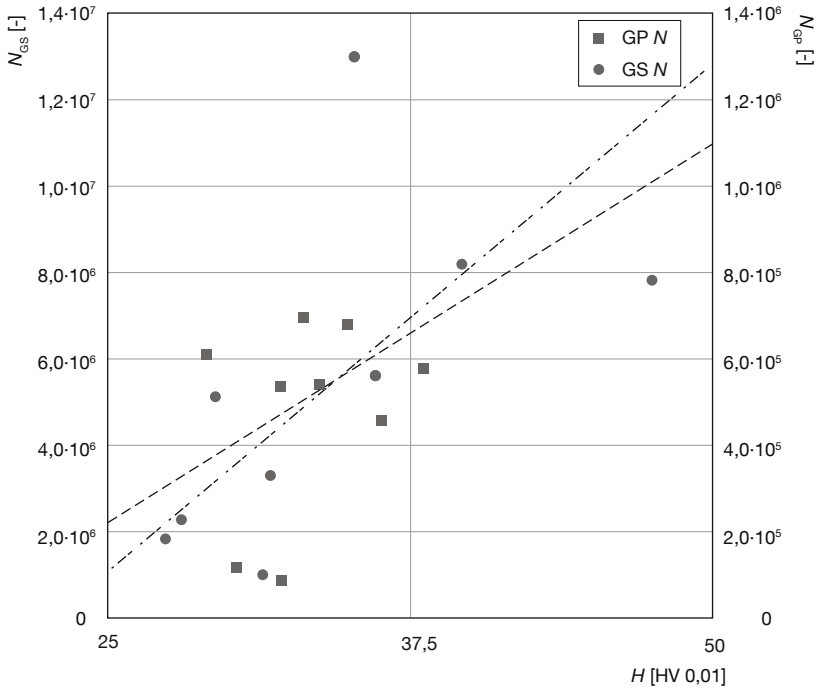


Abbildung 8.40 Korrelation zwischen der (Mischkristall-) Härte H und der Schwingspielzahl N der Preßguß- und der Sandgußproben

8.4.5 Porosität

Der Einfluß der Porosität auf die mechanischen Kennwerte wurde in einer Vielzahl von Forschungsarbeiten untersucht (vgl. etwa [SCHI93; SONS91; SONS93; STROP00]). G. Schindelbacher beispielsweise zeigt, daß die statischen mechanischen Eigenschaften, in erster Linie die Zugfestigkeit und die Dehnung, mit zunehmender Porosität sinken. Bei der Schwingfestigkeit stellt er bis zu

einem gewissen Grad an Porosität keinen Unterschied fest, da auch die Lage der Poren entscheidend ist. Erst für größere Poren ist mit einer zunehmenden Beeinträchtigung bis zu 50 % zu rechnen. [SCHI93]

C. Sonsino kommt zu dem Ergebnis, daß sich mit steigender Porosität Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte verringern, die Bruchdehnung sich aber kaum ändert [SONS91, S.122]. Vor allem der Einfluß von variierender Porosität auf die dynamischen Kennwerte wurde von C. Sonsino ausführlich untersucht. Er weist darauf hin, daß äußere Kerben die Schwingfestigkeit kaum beeinflussen können, wenn Poren vorliegen. Er stellt jedoch eine deutliche Abnahme der Schwingfestigkeit mit zunehmender Porosität fest. Insgesamt ist von einer deutlichen Beeinträchtigung der mechanischen Eigenschaften durch Porosität auszugehen. Deshalb sollte eine Reduktion der Porosität zu einer Verbesserung der mechanischen Kennwerte führen.

Wird die Volumenänderung der Proben als globales Maß für die Porositätsänderung verwendet, ist der Einfluß sich ändernder Konzentrationen von im Aluminiummischkristall gelöster Elemente zu berücksichtigen (vgl. Abschnitt 8.3.4). Die Korrelation zwischen der Volumenänderung resp. Porositätsänderung und den mechanischen Kennwerten ändert sich prinzipiell nicht, die Aussagequalität kann jedoch erhöht werden (vgl. [OSTE08]). Abbildung 8.41 zeigt die Korrelation der mechanischen Kennwerte modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A , Härte H und Schwingspielzahl N mit der korrigierten Volumenabnahme ΔV_{kor} für die Sandgußproben. Es ist zu sehen, daß die Volumenänderung vor allem die Schwingspielzahl und die Zugfestigkeit beeinflussen. Da die Preßgußproben als porenfrei betrachtet wurden, ist hier eine Korrelation nicht sinnvoll. Die Sandgußproben der Versuchsreihe B hatten insgesamt wenig Porosität. Deshalb ist der Effekt hier gering.

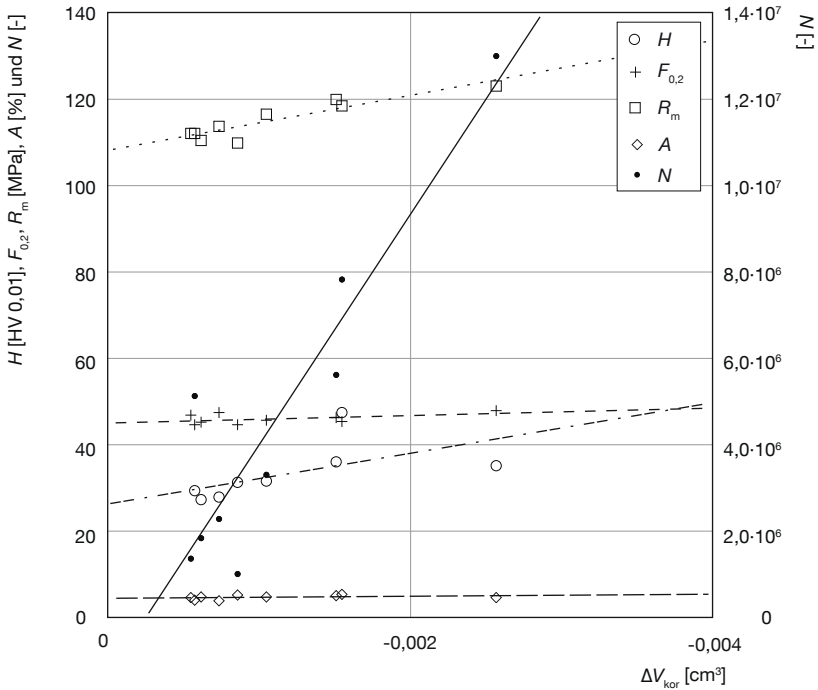


Abbildung 8.41 Korrelation zwischen den mechanischen Kennwerten modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A , Härte H , Schwingspielzahl N und der korrigierten Volumenabnahme ΔV_{kor} für die Sandgußproben

Bei den Sandgußproben aus Versuchsreihe C_{IV} (GS-AlSi9Cu3) war die Porosität im Vergleich dazu hoch. Dies waren die einzigen Proben, bei denen bei Versuch 4 ($p_h = 100$ Mpa, $T_h = 480$ °C, $t_h = 4$ h) alle statischen Kennwerte merklich gesteigert werden konnten (vgl. Abbildungen 8.42 bis 8.44). Daß dies nicht auf die Kupferausscheidungen zurückzuführen ist, zeigt ein Vergleich mit den Preßgußproben der gleichen Legierung (vgl. auch Abschnitt 8.3.4 bzw. Abbildung 8.21). Bei den Preßgußproben konnte nur die Bruchdehnung verbessert werden, Dehngrenze und Zugfestigkeit hingegen verschlechterten sich.

8 Ergebnisse für Aluminium

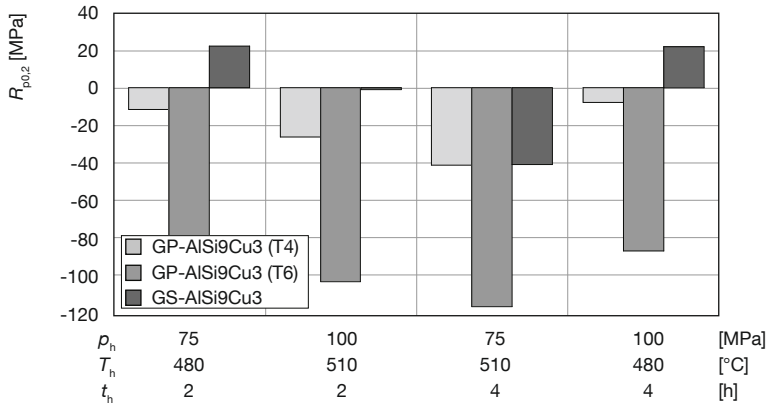


Abbildung 8.42 Änderung der Dehngrenze $R_{p0.2}$ im Vergleich zum Ausgangszustand durch Heißisostatisches Pressen von Proben der Versuchsreihe C_{IV}

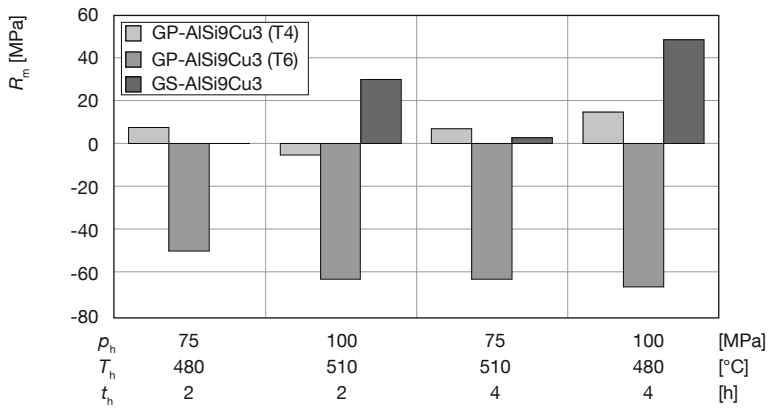


Abbildung 8.43 Änderung der Zugfestigkeit R_m im Vergleich zum Ausgangszustand durch Heißisostatisches Pressen von Proben der Versuchsreihe C_{IV}

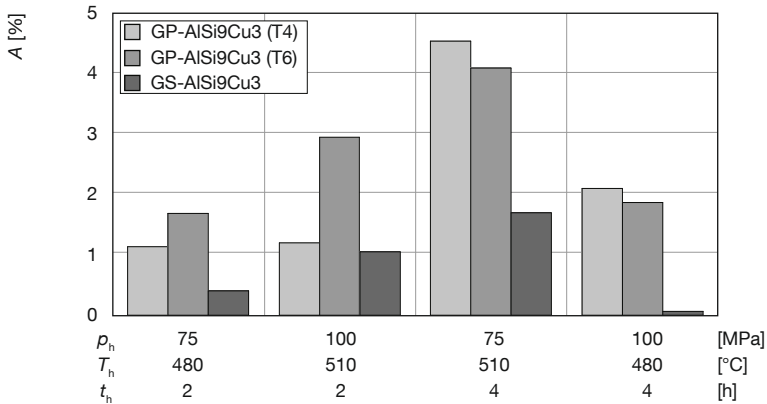


Abbildung 8.44 Änderung der Bruchdehnung A im Vergleich zum Ausgangszustand durch Heißisostatisches Pressen von Proben der Versuchsreihe C_{IV}

8.5 Optimale Prozeßparameter

Nicht alle mechanischen Kennwerte konnten gleichzeitig verbessert werden (vgl. Abschnitt 8.4). Gefügeeigenschaften, wie z.B. die Einformung von Ausscheidungen, die sich positiv auf einen Kennwert, z.B. die Bruchdehnung, auswirkten, waren negativ für einen anderen Kennwert, wie hier z.B. die Zugfestigkeit. Durch das Heißisostatische Pressen änderten sich die verschiedenen Gefügeeigenschaften, jedoch nicht so, daß eine Verbesserung aller mechanischen Eigenschaften erreicht wurde (außer die Porosität im Ausgangszustand war sehr hoch). Zusätzlich ist die Veränderung der Gefügeeigenschaften vom Ausgangsgefüge abhängig. Die Gefügeeigenschaften der verwendeten Preßguß- und Sandgußproben haben sich in Abhängigkeit der einzelnen HIP-Versuche zwar ähnlich verändert, im Vergleich zu den mechanischen Kennwerten ihres Ausgangszustands ist das Ergebnis aber unterschiedlich zu bewerten.

Tabelle 8.8 faßt den Einfluß der Gefügeeigenschaften Eiformung (Ef.), Mischkristallhärte (Mk.) und Porosität (Po.) auf die mechanischen Kennwerte nochmals zusammen (,+' und ,++' für positiven Einfluß, ,-' und ,--' für negativen Einfluß und ,o' für keinen Einfluß). Der gegenläufige Einfluß der Ausscheidungseiformung und der durchwegs positive Einfluß der Porositätsreduktion wird nochmals besonders deutlich.

Tabelle 8.8 Einfluß der Ausscheidungseiformung (Ef.), der Mischkristallhärte (Mk.) und der Porositätsreduktion (Po.) auf die mechanischen Kennwerte modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A und Schwingspielzahl N

| | GP-Proben | | | | | | | | GS-Proben | | | | | | | |
|-----------|------------------|-----|-----|-----|-----------------------|-----|-----|-----|------------------|-----|-----|-----|-----------------------|-----|-----|-----|
| | bestener Versuch | | | | schlechtester Versuch | | | | bestener Versuch | | | | schlechtester Versuch | | | |
| | | Ef. | Mk. | Po. | | Ef. | Mk. | Po. | | Ef. | Mk. | Po. | | Ef. | Mk. | Po. |
| $F_{0,2}$ | 7 | -- | - | o | 9 | ++ | ++ | o | 6 | o | ++ | + | 7 | o | -- | + |
| R_m | 6 | ++ | ++ | o | 9 | ++ | ++ | o | 6 | o | ++ | ++ | 8 | o | o | + |
| A | 9 | ++ | ++ | o | 4 | -- | -- | o | 9 | o | ++ | ++ | 8 | o | o | + |
| N | 9 | ++ | ++ | o | 1 | -- | -- | o | 6 | o | ++ | ++ | 7 | o | -- | + |

Nun besteht die Möglichkeit, die Prozeßparameter so zu wählen, daß ein oder wenn möglich mehrere gewünschte Kennwerte maximiert werden oder ein bestmöglicher Kompromiß einer Verbesserung aller Kennwerte gefunden wird. Sinnvoller erscheint es jedoch, den Einfluß der Prozeßparameter auf die Gefügeeigenschaften mit zu berücksichtigen, um dadurch den Prozeßablauf zu optimieren.

Die Oberflächenrauheit und die Dendritenarmabstände ändern sich nicht und können unberücksichtigt bleiben.

Die Ausscheidungen formen sich ein. Höhere Temperatur und längere Zeit begünstigen dies. Je höher und länger, desto mehr Ausscheidungen können sich eiformen und umso gleichmäßiger werden diese. Höherer Druck behindert dies, da die Atome zusätzliche Energie zum Umlagern benötigen. Je runder und kleiner die Ausscheidungen, desto niedriger wird die Dehngrenze, aber

desto höher wird die Bruchdehnung und die Schwingfestigkeit. Je einheitlicher hinsichtlich Gestalt und Größe die Ausscheidungen werden, desto geringer wird die Streuung bei den beiden letztgenannten Kennwerten.

Die Mischkristallhärte ist im betrachteten Bereich druckunabhängig. Höherer Druck würde die Löslichkeit bei der vorliegenden Legierung verbessern (vgl. Abbildung 8.18). Je höher die Temperatur, desto höher die Löslichkeit von Silizium in Aluminium. Der Anteil der Siliziumatome, der in Lösung bleibt, hängt dann von der Abkühlgeschwindigkeit ab. Je schneller die Abkühlung erfolgt, desto höher ist der Anteil an gelösten Siliziumatomen. Die Zeit ist nur insofern von Bedeutung als diese ausreichend sein muß, um eine Sättigung des Aluminiummischkristalls zu erreichen. Die Versuchsergebnisse legen nahe, daß 0,5 h dafür ausreichend sind. Eine höhere Mischkristallhärte erhöht Dehngrenze, Zugfestigkeit und Schwingspielzahl.

Für die Porosität gilt, je höher die Temperatur, desto weicher wird das Material und desto weniger Druck ist zum Schließen der Poren notwendig. Für die plastische Verformung zum Schließen der Poren ist wenig Zeit notwendig. Für das auf Diffusionseffekten beruhende Verschweißen der Poren ist mehr Zeit nötig. Durch höhere Temperaturen kann diese verkürzt werden. Der sich in den Poren befindliche und auch interstitiell gelöste Wasserstoff effundiert bei geringer Temperatur und kürzerer Zeit besser, wie die Veränderung der Masse nahelegt. Da die Löslichkeit von Wasserstoff mit sinkender Temperatur abnimmt und die Gefahr einer Rekombination und damit Bildung von Wasserstoffporosität besteht, ist trotzdem von Anfang an ein möglichst geringer Wasserstoffgehalt zu bevorzugen.

Bei dem bisher üblichen Prozeß zum Heißisostatischen Pressen wird aus wirtschaftlichen Gründen nach einem Evakuieren erst Druck aufgebaut und dann die durch den Temperaturanstieg induzierte Drucksteigerung zum weiteren Druckaufbau genutzt. Zum Ende des Prozesses werden Druck und Temperatur gleichzeitig, in vielen Fällen der Druck auch sehr viel schneller, abgebaut und die Bauteile unter Umständen noch warm entnommen (vgl. Abbildung 8.45).

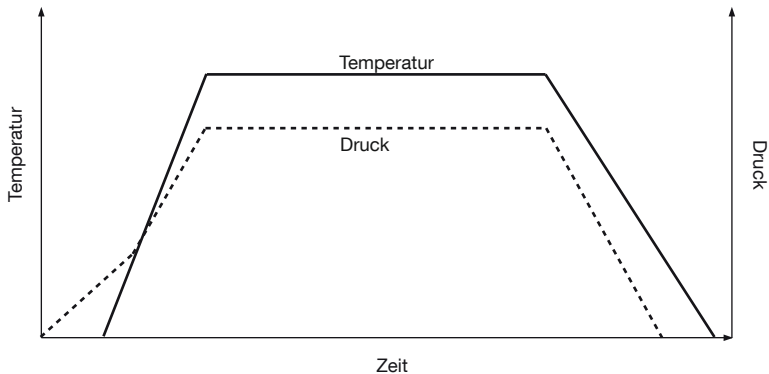


Abbildung 8.45 Momentan üblicher HIP-Prozeß

Die eben beschriebenen Ergebnisse legen nahe, den Prozeß jedoch folgendermaßen zu gestalten (vgl. Abbildung 8.46):

(1) Aufheizen auf Haltetemperatur (möglichst hoch, hier 550°C) und nur den durch den Temperaturanstieg bedingten Druckanstieg nutzen, ohne zusätzlichen Druckaufbau. Dann eine gewisse Zeit halten. Dadurch können sich die Ausscheidungen gut einformen und der Wasserstoff in die Gasatmosphäre entweichen. Eine Zeit von 0,5 bis 1 h ist vermutlich ausreichend.

(2) Anschließend wird der Druck erhöht. Dadurch schließen sich die Poren und noch mehr Silizium als bereits in Lösung ist, geht in Lösung. Für das Schließen der Poren dürfte eine Zeit von 0,5 h ausreichend sein. Es muß somit nur noch ausreichend Zeit zum Verschweißen der Poren vorhanden sein.

(3) Dann wird der Druck konstant gehalten, die Temperatur aber möglichst schnell verringert. Dadurch wird die Ausscheidung bzw. die Diffusion von im Mischkristall gelösten Atomen erschwert. Der Werkstoff erfährt also eine effektiv schnellere Abkühlgeschwindigkeit. Der temperaturbedingte Druckverlust muß in dieser Phase durch Druckaufbau kompensiert werden.

(4) Hat die Temperatur eine gewisse Grenze unterschritten, kann mit dem Druckabbau begonnen werden. Im Anschluß daran könnte mit der Restwärme für entsprechende Legierungen (z.B. AlSi9Cu3 oder AlSi10Mg) eine Auslagerung stattfinden. Für die hier verwendete Legierung AlSi9 hat dies allerdings keine Bedeutung.

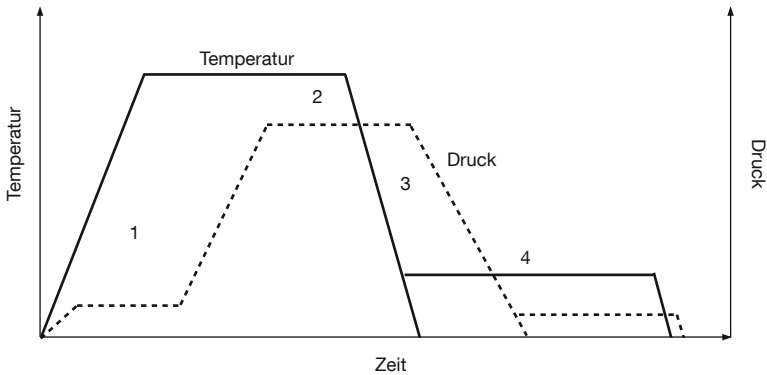


Abbildung 8.46 Neuer HIP-Prozeß

Dieser hier beschriebene neue HIP-Prozeß ist nur für Sand- und Kokillengußbauteile geeignet, da ein Temperaturanstieg ohne Druck bei Druckgußbauteilen zum sogenannten ‚Blistereffekt‘ [ROCK06, S. 21] führen würde.

8.6 Zusammenfassung

Es konnte gezeigt werden, daß die Einformung von Ausscheidungen, eine Änderung der Mischkristallhärte und das Schließen von Poren die wesentlichen Gefügeeigenschaftsänderungen sind, die die mechanischen Eigenschaften von Proben aus AlSi9 beeinflussen.

Liegt eine geringe Ausgangsporosität vor, sind auch die Verbesserungen der mechanischen Kennwerte gering. Unter Umständen lassen sich einzelne

Kennwerte nur auf Kosten anderer Kennwerte verbessern, z.B. Zugfestigkeit und Bruchdehnung. Wurden die Prozeßparameter günstig gewählt, verringert sich aufgrund einer Vergleichmäßigung des Gefüges jedoch die Streuung der Kennwerte, vor allem der Bruchdehnung und der Schwingfestigkeit.

Das Heißisostatische Pressen ist mit dem momentan durchgeführten HIP-Prozeß somit überwiegend zur Verbesserung der mechanischen Kennwerte ‚poröser‘ Gußbauteile geeignet. Wie sich der vorgeschlagene neue HIP-Prozeß auf die Gefügeeigenschaften und auf die mechanischen Eigenschaften auswirkt, bleibt zu überprüfen. Weitere Anwendungsgebiete für das Heißisostatische Pressen von Aluminiumgußbauteilen entstünden, wenn es gelänge, die Wärmebehandlung in das Heißisostatische Pressen zu integrieren oder die Wärmebehandlung von Druckgußbauteilen zu ermöglichen.

9 Zusammenfassung und Ausblick

9.1 Vorbemerkungen

Mitte der 1950er Jahre wurde damit begonnen, das Verfahren Heißisostatisches Pressen (HIP) zu entwickeln, um Nuklearbrennstäbe herzustellen. Bis heute wurden eine Reihe weiterer Anwendungsmöglichkeiten für dieses Verfahren entdeckt. Das Nachbehandeln von Aluminiumgußbauteilen ist eine davon. Das Verfahrensprinzip ist für alle Anwendungen gleich geblieben. Die Behandlungsobjekte werden in einem Autoklaven für eine bestimmte Zeit hohem (Gas-) Druck und hoher Temperatur ausgesetzt. Meist wird eine Schutzgasatmosphäre verwendet. Die wesentlichen Prozeßparameter sind deshalb Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h .

Gußbauteile enthalten verfahrensbedingt häufig Poren. Diese unterbrechen die Gefügematrix und verschlechtern dadurch die mechanischen Eigenschaften der Bauteile. Durch Heißisostatisches Pressen können die Poren oftmals vollständig beseitigt und die mechanischen Eigenschaften, insbesondere die Schwingfestigkeit, verbessert werden. Der überwiegende Teil bisheriger Forschungsarbeiten hat sich daher auf den Einfluß des Heißisostatischen Pressens auf die Porosität und die daraus für die mechanischen Eigenschaften resultierenden Veränderungen konzentriert. Ebenso wurden bevorzugt industriell häufig verwendete Legierungen untersucht. Da diese ausscheidungshärtbar sind, wurde das Heißisostatische Pressen mit einer anschließenden Wärmebehandlung kombiniert. Dadurch vermischen sich die Effekte beider Verfahren. Der Beitrag jedes einzelnen Verfahrens zur Verbesserung der mechanischen Kennwerte ist nicht mehr eindeutig nachzuvollziehen. Und schließlich wurden die Prozeßparameter nur in Ausnahmefällen verändert. Untersuchungen mit einer systematischen Variation aller drei Prozeßparameter liegen bislang nicht vor. Aussagen zum Einfluß einzelner Prozeßparameter sind dadurch nur sehr eingeschränkt möglich.

Deshalb wurde in der vorliegenden Arbeit das Heißisostatische Pressen einer Magnesiumgulegierung und einer Aluminiumgußlegierung systematisch untersucht. Die im Druckguß und im Sandguß (MgAl9Zn1) und die im Preßguß und im Sandguß (AlSi9) abgegossenen Proben wurden mit auf statistischer Versuchsplanung basierenden Parameterkombinationen heißisostatisch gepreßt. Es wurde sowohl die 4nderung der mechanischen Eigenschaften (Dehngrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Schwingfestigkeit) als auch die Ver4nderung von Gefeeigenschaften (Korngröße, Porosit4t, Ausscheidungen, Mischkristallverfestigung) berücksichtigt, um die Effekte des Heißisostatischen Pressens detailliert darlegen zu können. Zu einzelnen Aspekten wurden daher noch zus4tzliche Versuche durchgeführt.

9.2 Magnesium

Die Streuung der mechanischen Kennwerte war bei den Versuchen mit den Magnesiumguproben im Vergleich zu den Versuchen mit den Aluminiumgußproben sehr hoch. Deshalb ließ sich ein Teil der Ergebnisse nur schwer bewerten und vergleichen. Ursache für die hohe Streuung war die bereits im Gußzustand vorhandene, vor allem bei den Druckgußproben, sehr hohe Porosit4t. Da das in den Poren enthaltene Gas nicht effundierte, konnten die Poren nicht vollst4ndig geschlossen werden und ein großer Teil der Poren war auch nach dem Heißisostatischem Pressen noch vorhanden.

Dennoch konnte sowohl für die im Druckguß als auch für die im Sandguß abgegossenen Magnesiumproben eine Verbesserung der mechanischen Kennwerte erzielt werden. Bei den Sandgußproben waren die Verbesserungen, insbesondere für die Schwingspielzahl, deutlicher und die Streuung der Kennwerte niedriger. Von den insgesamt acht Versuchen führte der Versuch mit den Prozeßparametern $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ und $t_h = 4 \text{ h}$ beide Male zu den besten Ergebnissen. Versuche, bei denen die Temperatur für eine Zeit von 4 h bei $500 \text{ }^\circ\text{C}$ und damit über der Solidustemperatur lag, ergaben die schlechtesten Ergebnisse.

Neben der Porosität änderte sich auch das Gefüge an den Korngrenzen. Im Ausgangszustand isoliert vorliegenden $Mg_{17}Al_{12}$ -Ausscheidungen wurden in fein lamellare Ausscheidungen umgewandelt. Das wirkte sich positiv auf die mechanischen Eigenschaften aus. Aufgrund des starken Porositätseinflusses konnte das Gewicht dieses Effekts jedoch nicht quantifiziert werden.

Weil die Porosität einen dominierenden Einfluß auf die mechanischen Kennwerte hatte, ist für Magnesiumguß in erster Linie die Rolle der Porosität noch ausführlicher zu untersuchen. Es bleibt zu klären, wie sich unterschiedliche Porenarten (Gasporosität, Schwindungsporosität) in Abhängigkeit vom eingeschlossenem Gas (Schutzgas, Luft), von Porengröße und Porenverteilung durch die HIP-Prozeßparameter Haltedruck, Haltetemperatur und Haltezeit beeinflussen lassen.

9.3 Aluminium

Die Untersuchungen zum Heißisostatischen Pressen von Aluminiumguß waren umfangreicher. Neben neun Einzelversuchen mit systematisch variierten Prozeßparametern wurde der Einfluß des Drucks, der Probenfertigung, der Abkühlgeschwindigkeit bei Prozeßende und des Ausgangszustands der Proben detailliert betrachtet.

Drei Gefügeveränderungen beeinflussten die mechanischen Eigenschaften wesentlich: eine Einformung der Silizium-Ausscheidungen, eine Änderung der Mischkristallhärte und ein Schließen der Poren. Der Einfluß auf die einzelnen mechanischen Kennwerte war unterschiedlich stark und zum Teil gegenläufig. Da die resultierenden Gefügeeigenschaften stark von den einzelnen Prozeßparametern und ihrer jeweiligen Kombination abhängen, können mit dem bisher üblichen HIP-Prozeßablauf nicht alle mechanischen Eigenschaften verbessert werden. Aus diesem Grund wurde ein neuer Prozeßablauf vorgeschlagen, bei dem die Prozeßführung den Einfluß der einzelnen Prozeßparameter auf die jeweilige Gefügeeigenschaft berücksichtigt.

Neben den genannten Gefügeveränderungen war das Ausgangsgefüge der Proben entscheidend. Bleibt dieses unberücksichtigt, hat die Porosität das stärkste Gewicht. Mit den Ergebnissen konnten bereits vorliegende Forschungsergebnisse bestätigt werden, die einen linearen Einfluß der Porosität auf die statischen mechanischen Kennwerte festgestellt haben. Eine 10%-ige Porositätsreduktion würde zum Beispiel Dehngrenze und Zugfestigkeit um 10 % erhöhen. Ein hoher Druck und eine hohe Temperatur begünstigten das Porenschließen. Die Haltezeit spielte eine untergeordnete Rolle, da bereits die kürzeste verwendete Zeit von 0,5 h in jedem Fall ausreichend war. Das vollständige Schließen der Poren bedingt eine Effusion des darin enthaltenen Gases. Die gemessenen Massenänderungen deuten darauf hin, daß der in den Proben verbleibende Wasserstoffgehalt in Abhängigkeit der Prozeßparameter variiert. Dieses Phänomen wurde jedoch nicht ausführlicher untersucht.

Liegen jedoch wenige oder keine Poren vor, wie bei den für die Untersuchungen verwendeten Preßguß- und Sandgußproben, tritt der Einfluß des Porenschließens auf die mechanischen Kennwerte in den Hintergrund. Die Einformung der Ausscheidungen und die Änderung der Mischkristallhärte gewinnen an Bedeutung.

Die Teilung großer Ausscheidungen verringert die Dehngrenze und die Zugfestigkeit, die Einformung aller Ausscheidungen erhöht aber die Bruchdehnung. Durch die Stückelung der Ausscheidungen verlängern sich die Versetzungslaufwege, durch die Abrundung der kantigen Siliziumausscheidungen verringert sich die Kerbwirkung. Je mehr sich die Ausscheidungen in Form und Größe gleichen, desto geringer wird darüberhinaus die Streuung der Bruchdehnung und der Schwingfestigkeit. Eine hohe Temperatur begünstigt die Teilung und Einformung der Ausscheidungen. Hoher Druck wirkt dem entgegen. Lange Haltzeiten vergrößern die Ausscheidungen.

Steigt die Mischkristallhärte, erhöhen sich auch Dehngrenze, Zugfestigkeit und Schwingfestigkeit. Die Mischkristallhärte ist bei ausreichender Zeit nur von Temperatur und Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Je höher die Temperatur ist, desto mehr Silizium kann sich im Aluminiummischkristall lösen. Je schneller die

Abkühlung erfolgt, desto mehr Silizium kann in Lösung ‚eingefroren‘ bleiben und desto höher ist die resultierende Mischkristallhärte. Da die Preßgußproben beim Gießen innerhalb weniger Sekunden erstarren, haben sie in diesem Zustand die höchste Mischkristallhärte. Die Haltetemperatur beim Heißisostatischen Pressen ist geringer als beim Gießen und die Abkühlgeschwindigkeit ist langsamer. Für die Sandgußproben hingegen war eine leichte Steigerung möglich.

Insgesamt zeigt sich, daß bei Proben aus einer naturharten Aluminiumgußlegierung mit geringer Porosität die mechanischen Kennwerte kaum verbessert werden können. Lediglich durch die Einformung der Silizium-Ausscheidungen konnte bei den Preßgußproben die Bruchdehnung deutlich gesteigert werden. Unter Umständen ist ein ähnlicher Effekt aber auch durch Veredeln zu erreichen. Die Mischkristallhärte und damit Dehngrenze, Zugfestigkeit und Schwingfestigkeit konnte nur für die Sandgußproben erhöht werden. Werden Gießverfahren mit hohen Abkühlgeschwindigkeiten verwendet, verringert sich anschließend die Mischkristallhärte durch das Heißisostatischen Pressen. Ein eventuell positiver Einfluß auf Bauteileigenspannungen, die bei schnellen Abkühlgeschwindigkeiten entstehen, wurde nicht untersucht, da diese erst bei komplexeren Geometrien zum Tragen kommen.

Folglich ist Heißisostatisches Pressen von Gußbauteilen dann wirtschaftlich sinnvoll, wenn eine hohe Ausgangsporosität vorliegt – Reparatur von ‚schlechtem Guß‘ –, wenn es gelingt, die Wärmebehandlung kostengünstig in das Heißisostatische Pressen zu integrieren und damit den zusätzliche Effekt des Porenschließens zu nutzen oder wenn es gelingt, Druckgußbauteile unter Druck wärmezubehandeln und damit eine Blisterbildung zu vermeiden.

10 Verzeichnisse

10.1 Abkürzungen

| | |
|--------|--|
| Al | Aluminium |
| ANOM | Analysis of Means |
| ANOVA | Analysis of Variance |
| At. % | Atomprozent |
| DAS | Dendritenarmabstand |
| Ef. | Einformung |
| EPSI | Engineered Pressure Systems International |
| FRM II | Forschungsneutronenquelle Heinz Maier-Leibnitz |
| GD | Druckguß |
| Gew. % | Gewichtsprozent |
| GP | Preßguß |
| GS | Sandguß |
| HIP | Heißisostatisches Pressen |
| LHIP | Liquid Hot Isostatic Pressing |
| LKR | Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen |
| Mg | Magnesium |
| min. | Minuten |
| Mk. | Mischkristallhärte |
| Nr. | Nummer |
| OP-S | Oxidpolier-Suspension |
| Po. | Porosität |
| Rh. | Rauheit |
| REM | Rasterelektronenmikroskop |
| resp. | respektive |

| | |
|------|--|
| Si | Silicium |
| Std. | Standard (Std.abweichung = Standardabweichung) |
| Wg. | Wasserstoffgehalt |

10.2 Symbole

| | | |
|--------------|--------------------|-----------------------------------|
| a | [MPa] | Legierungskonstante |
| a_G | [Å] | Gitterkonstante |
| Δa_G | [Å] | Änderung der Gitterkonstante |
| $a_{G,b}$ | [-] | bezogene Gitterkonstante |
| A | [%] | Bruchdehnung |
| ΔA | [%] | Bruchdehnungsdifferenz |
| A_P | [cm ³] | Porenfläche |
| c_{Cu} | [%] | Kupfergehalt |
| c_{max} | [%] | maximal lösbarer Elementgehalt |
| c_{Si} | [%] | Siliziumgehalt |
| d | [mm] | Probendurchmesser |
| d_0 | [mm] | Probennendurchmesser (Zugprobe) |
| d_G | [-] | Metrisches ISO-Gewinde (Zugprobe) |
| E | [GPa] | Elastizitätsmodul |
| f | [Hz] | Prüffrequenz (Schwingversuch) |
| $F_{0,2}$ | [MPa] | modifizierte Dehngrenze |
| H | [HV] | Härte |
| h | [mm] | Kopfhöhe (Zugprobe) |
| L_0 | [mm] | Anfangsmesslänge (Zugprobe) |
| L_1 | [mm] | Versuchslänge (Zugprobe) |
| L_2 | [mm] | Gesamtlänge (Zugprobe) |
| L_c | [mm] | Profilfilter Welligkeit (Rauheit) |
| L_s | [µm] | Profilfilter Subrauheit (Rauheit) |

| | | |
|-----------------------|-----------------------|--|
| L_t | [mm] | Meßstrecke (Rauheit) |
| m | [g] | Masse |
| Δm | [g] | Massendifferenz |
| m_b | [-] | bezogene Massenänderung |
| M_{Cal} | [g] | Kalibriermasse |
| N | [-] | Schwingspielzahl |
| n | [-] | Verfestigungsexponent |
| n_M | [Umin ⁻¹] | Maschinendrehzahl |
| π | [-] | Kreiszahl |
| p | [MPa] | Druck |
| p_h | [MPa] | Haltedruck |
| Q | [MPa] | Qualitätsindex |
| ρ | [gcm ⁻³] | Dichte |
| $\Delta\rho$ | [gcm ⁻³] | Dichtedifferenz |
| ρ_{Al} | [gcm ⁻³] | Dichte von Aluminium |
| ρ_b | [-] | bezogene Dichteänderung |
| ρ_{hip} | [gcm ⁻³] | Dichte der Proben nach dem Heißisostatischen Pressen |
| ρ_{unhip} | [gcm ⁻³] | Dichte der Proben vor dem Heißisostatischen Pressen |
| ρ_{Si} | [gcm ⁻³] | Dichte von Silizium |
| R | [mm] | Radius (Schwing- und Zugprobe) |
| R^2 | [-] | Bestimmtheitsmaß |
| R_a | [µm] | Mittenrauwert |
| R_q | [µm] | quadratische Rautiefe |
| R_m | [MPa] | Zugfestigkeit |
| ΔR_m | [MPa] | Zugfestigkeitsdifferenz |
| R_m^0 | [MPa] | Zugfestigkeit des porenfreien Werkstoffs |
| R_{max} | [µm] | maximale Rauhtiefe |

| | | |
|------------------------|------------------------|---|
| $R_{p0,1}$ | [MPa] | 0,1 %-Dehngrenze |
| $R_{p0,2}$ | [MPa] | 0,2 %-Dehngrenze |
| $\Delta R_{p0,2}$ | [MPa] | 0,2 %-Dehngrenzendifferenz |
| $R_{p0,2}^0$ | [MPa] | 0,2 %-Dehngrenze des porenfreien Werkstoffs |
| R_t | [μm] | Rautiefe |
| R_z | [μm] | gemittelte Rautiefe |
| σ_a | [MPa] | Ausschlagsspannung |
| σ_m | [MPa] | Mittelspannung |
| s | [-] | Rundheitsfaktor |
| T | [$^{\circ}\text{C}$] | Temperatur |
| t | [s] | Zeit |
| T_A | [$^{\circ}\text{C}$] | Auslagerungstemperatur |
| t_A | [h] | Auslagerungszeit |
| T_E | [$^{\circ}\text{C}$] | eutektische Temperatur |
| T_h | [$^{\circ}\text{C}$] | Haltezeittemperatur |
| t_h | [h] | Haltezeit |
| T_L | [$^{\circ}\text{C}$] | Lösungsglühtemperatur |
| t_L | [h] | Lösungsglühzeit |
| T_{sol} | [$^{\circ}\text{C}$] | Solidustemperatur |
| U_p | [cm] | Porenumfang |
| V | [cm^3] | Volumen |
| ΔV | [cm^3], [%] | Volumendifferenz, Volumenänderung |
| V_b | [-] | bezogene Volumenänderung |
| v_c | [ms^{-1}] | Schnittgeschwindigkeit |
| V_{Cal} | [cm^3] | Kalibriervolumen |
| V_p | [cm^3] | Porenvolumen |
| $v_{\text{Schichten}}$ | [mmU^{-1}] | Zustellgeschwindigkeit beim Schichten |
| v_{Schuppen} | [mmU^{-1}] | Zustellgeschwindigkeit beim Schuppen |
| v_t | [mms^{-1}] | Meßgeschwindigkeit (Rauheit) |

10.3 Abbildungen

| | | |
|---------------|---|----|
| Abbildung 1.1 | Lichtmikroskopische (a) und rasterelektronenmikroskopische (b) Aufnahme von Poren | 1 |
| Abbildung 1.2 | Abhängigkeit der Löslichkeit von Wasserstoff in Aluminiumgußlegierungen von Temperatur und Siliziumgehalt bei vollständigem Diffusionsausgleich während der Erstarrung nach P. Lutze [LUTZ90, S. 742].... | 2 |
| Abbildung 1.3 | Schwingfestigkeit von Proben aus TiAl6V4 im Gußzustand und nach zusätzlichem Heißisostatischen Pressen nach H. Atkinson [ATKI91, S. 16] | 3 |
| Abbildung 2.1 | Schematische Poren und dazugehörige Rundheitsfaktoren nach G. Schindelbacher [SCHI93, S. 383]..... | 11 |
| Abbildung 2.2 | Abhängigkeit der Zugfestigkeit in MPa von Druck und Zeit nach Y. Skrinski [SKRI02, S. 103] | 13 |
| Abbildung 2.3 | Abhängigkeit der Dehngrenze in MPa von Druck und Zeit nach Y. Skrinski [SKRI02, S. 103] | 14 |
| Abbildung 2.4 | Abhängigkeit der Bruchdehnung in % von Druck und Zeit nach Y. Skrinski [SKRI02, S. 103] | 14 |
| Abbildung 3.1 | Zusammenhänge zwischen Heißisostatischem Pressen (HIP), mechanischen Eigenschaften und Gefügeeigenschaften | 17 |
| Abbildung 4.1 | Beispielhafter HIP-Zyklus nach Y. Inoue [INOUE92, S. 152] | 20 |
| Abbildung 4.2 | Für alle Versuchsreihen identischer Versuchsablauf..... | 28 |
| Abbildung 4.3 | Versuchsablauf der Versuchsreihen A, B | 29 |
| Abbildung 4.4 | Versuchsablauf der Versuchsreihe C _I – Druck | 30 |
| Abbildung 4.5 | Versuchsablauf der Versuchsreihe C _{II} – Fertigung | 30 |

| | | |
|----------------|--|----|
| Abbildung 4.6 | Versuchsablauf Versuchsreihe C _{III} – Abkühlgeschwindigkeit | 31 |
| Abbildung 4.7 | Versuchsablauf der Versuchsreihe C _{IV} – Ausgangszustand | 32 |
| Abbildung 5.1 | Schematische Darstellung einer der vier Meßzellen zur Volumenmessung..... | 36 |
| Abbildung 5.2 | Schematische Darstellung der Vorrichtung zur Rauheitsmessung | 38 |
| Abbildung 5.3 | Probenträger mit zwei Probenkästen für die einzelnen Proben – die Probenkästen variieren je nach Probentyp und können in abgestuften Abständen und unterschiedlicher Zahl eingesteckt werden | 40 |
| Abbildung 5.4 | Schematische Darstellung des oberen von zwei identischen Teilen der Vorrichtung für den Zugversuch.... | 42 |
| Abbildung 6.1 | Schematische Darstellung der Sandgußform | 45 |
| Abbildung 6.2 | Temperaturverteilung zum Ende der Formfüllung | 45 |
| Abbildung 6.3 | Schematische Darstellung der Preßguß-Rohprobe | 46 |
| Abbildung 6.4 | Position und zugehörige Positionsnummer der Preßguß-Proben..... | 48 |
| Abbildung 6.5 | Position und zugehörige Positionsnummer der Sandguß-Rohproben | 49 |
| Abbildung 6.6 | Probe vom Typ D..... | 51 |
| Abbildung 6.7 | Probe vom Typ Z nach DIN 50125..... | 52 |
| Abbildung 6.8 | Meßstelle für die Rauheitsmessung..... | 53 |
| Abbildung 6.9 | Übersicht über die Positionsnummern im Probenkasten | 56 |
| Abbildung 6.10 | Meßstellen für Proben vom Typ Z zur Bestimmung des Durchmessers | 57 |
| Abbildung 6.11 | Positionsnummern der Härteeindrücke | 59 |

| | | |
|----------------|--|----|
| Abbildung 6.12 | Darstellung einer Kastengraphik | 64 |
| Abbildung 7.1 | Schematische Darstellung eines im Gleichgewicht (a) und unter technischen Abkühlbedingungen (b) erstarrten Gefüges nach M. Vogel [VOGE02, S. 13] | 66 |
| Abbildung 7.2 | Gefüge einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b) im Ausgangszustand | 67 |
| Abbildung 7.3 | Porositätsverteilung bei einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b) im Ausgangszustand | 68 |
| Abbildung 7.4 | Dichte ρ_{unhip} der Proben im Ausgangszustand | 68 |
| Abbildung 7.5 | Mg-Al-Zn System, T-x Schnitt bei einem Masse-% Zn nach Magnesiumtaschenbuch [ALUM00, S. 128] | 69 |
| Abbildung 7.6 | Photos von Proben der Versuche 6: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 400 \text{ °C}$, $t_h = 4 \text{ h}$ (a), 3: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 500 \text{ °C}$, $t_h = 1 \text{ h}$ (b), 4: $p_h = 50 \text{ MPa}$, $T_h = 500 \text{ °C}$, $t_h = 4 \text{ h}$ (c) und 8: $p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 500 \text{ °C}$, $t_h = 4 \text{ h}$ (d) | 70 |
| Abbildung 7.7 | Auf den Ausgangszustand bezogene Massenänderung m_b durch Heißisostatisches Pressen | 71 |
| Abbildung 7.8 | Auf den Ausgangszustand bezogene Volumenänderung V_b durch Heißisostatisches Pressen | 72 |
| Abbildung 7.9 | Dichte ρ_{hip} der Proben nach dem Heißisostatischen Pressen | 73 |
| Abbildung 7.10 | Gefüge einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b) des Versuchs 6 ($p_h = 100 \text{ MPa}$, $T_h = 400 \text{ °C}$, $t_h = 4 \text{ h}$) | 74 |
| Abbildung 7.11 | Härte H der Proben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 75 |
| Abbildung 7.12 | Statische Kennwerte Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A der Druckgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 76 |

| | |
|----------------|--|
| Abbildung 7.13 | Statische Kennwerte Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter 77 |
| Abbildung 7.14 | Zugfestigkeit R_m aufgetragen über die logarithmierte Bruchdehnung A 78 |
| Abbildung 7.15 | Abhängigkeit des Qualitätsindex Q und der Dehngrenze $R_{p0,2}$ von Gieß- und Wärmebehandlungsrandbedingungen nach H. Stroppe [STRO03, S. 151]..... 79 |
| Abbildung 7.16 | Qualitätsindex Q der Druckguß- und Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter 80 |
| Abbildung 7.17 | Schwingspielzahl N der Druckgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter..... 82 |
| Abbildung 7.18 | Schwingspielzahl N der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter..... 83 |
| Abbildung 8.1 | Einfluß der Prozeßparameter auf modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$ (oben) und $F_{0,2}$ in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-ALSi9 . 88 |
| Abbildung 8.2 | Einfluß der Prozeßparameter auf modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$ (oben) und $F_{0,2}$ in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS-ALSi9 . 89 |
| Abbildung 8.3 | Einfluß der Prozeßparameter auf Zugfestigkeit R_m (oben) und R_m in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-ALSi9 90 |
| Abbildung 8.4 | Einfluß der Prozeßparameter auf Zugfestigkeit R_m (oben) und R_m in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS-ALSi9 91 |
| Abbildung 8.5 | Einfluß der Prozeßparameter auf Härte H (oben) und H in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP-ALSi9 92 |

| | | |
|----------------|--|-----|
| Abbildung 8.6 | Einfluß der Prozeßparameter auf Härte H (oben) und H in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS- AlSi9 | 93 |
| Abbildung 8.7 | Einfluß der Prozeßparameter auf Bruchdehnung A (oben) und A in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP- AlSi9 | 94 |
| Abbildung 8.8 | Einfluß der Prozeßparameter auf Bruchdehnung A (oben) und A in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS- AlSi9 | 95 |
| Abbildung 8.9 | Einfluß der Prozeßparameter auf Schwingspielzahl N (oben) und N in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GP- AlSi9 | 96 |
| Abbildung 8.10 | Einfluß der Prozeßparameter auf Schwingspielzahl N (oben) und N in Abhängigkeit der einzelnen Versuche (unten) für die Proben aus GS- AlSi9 | 97 |
| Abbildung 8.11 | Änderung der Rauheit R_a durch Heißisostatisches Pressen in Abhängigkeit der für die jeweilige Versuchsreihe durchgeführten Versuche..... | 99 |
| Abbildung 8.12 | Schliffbilder von nach Baker angeätzten Preßgußproben vor (a) und nach (b) dem Heißisostatischen Pressen, sowie von Sandgußproben vor (c) und nach (d) dem Heißisostatischen Pressen..... | 100 |
| Abbildung 8.13 | Gefüge von Proben der Versuchsreihe C_1 mit den Parametern GP, Ausgangszustand (a), GS, Ausgangszustand (b), GP, 700°C (c), GS, 700°C (d), GP, 100 MPa, 700°C (e), GS, 100 MPa, 700°C (f)..... | 102 |
| Abbildung 8.14 | Gefüge von Proben der Versuchsreihe C_1 mit den Parametern GP, 550°C (a), GS, 550°C (b), GP, 25 MPa, 550°C (c), GS, 25 MPa, 550°C (d), GP, 100 MPa, 550°C (e), GS, 100 MPa, 550°C (f)..... | 103 |
| Abbildung 8.15 | Gefüge der Preßgußproben im Ausgangszustand (a) und nach Versuch 1: $p_h = 50 \text{ MPa}$, | |

| | |
|----------------|--|
| | $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5\text{h}$ (b), 2: $p_h = 50\text{MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 6\text{h}$ (c), 3: $p_h = 50\text{MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 3\text{h}$ (d), 4: $p_h = 75\text{MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 6\text{h}$ (e), 5: $p_h = 75\text{MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 3\text{h}$ (f), 6: $p_h = 75\text{MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5\text{h}$ (g), 7: $p_h = 100\text{MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 3\text{h}$ (h), 8: $p_h = 100\text{MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5\text{h}$ (i) und 9: $p_h = 100\text{MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 6\text{h}$ (k) 106 |
| Abbildung 8.16 | Gefüge der Sandgußproben im Ausgangs- zustand (a) und nach Versuch 1: $p_h = 50\text{MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5\text{h}$ (b), 2: $p_h = 50\text{MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 6\text{h}$ (c), 3: $p_h = 50\text{MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 3\text{h}$ (d), 4: $p_h = 75\text{MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 6\text{h}$ (e), 5: $p_h = 75\text{MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 3\text{h}$ (f), 6: $p_h = 75\text{MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5\text{h}$ (g), 7: $p_h = 100\text{MPa}$, $T_h = 350^\circ\text{C}$, $t_h = 3\text{h}$ (h), 8: $p_h = 100\text{MPa}$, $T_h = 450^\circ\text{C}$, $t_h = 0,5\text{h}$ (i) und 9: $p_h = 100\text{MPa}$, $T_h = 550^\circ\text{C}$, $t_h = 6\text{h}$ (k) 107 |
| Abbildung 8.17 | Phasendiagramm Aluminium-Silizium (Al-Si) nach Hansen [HANS58, S. 133] 110 |
| Abbildung 8.18 | Einfluß des Drucks auf das Phasendiagramm Aluminium-Silizium (Al-Si) nach Shinyaew [SHIN72, S. 1667] 111 |
| Abbildung 8.19 | Härte H von Proben der Versuchsreihe C ₁ in Abhän- gigkeit der Prozeßparameter Haltedruck p_h , Halte- temperatur T_h und Haltezeit t_h 112 |
| Abbildung 8.20 | Härte H von Proben der Versuchsreihe B in Abhän- gigkeit der Prozeßparameter Haltedruck p_h , Halte- temperatur T_h und Haltezeit t_h 114 |
| Abbildung 8.21 | Unterschied zwischen den mechanischen Kennwer- ten Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruch- dehnung A von Preßgußproben GP-AlSi9Cu3 (T4) und GP-AlSi9Cu3 (T6) im Ausgangszustand und nach dem Heißisostatischen Pressen mit verschie- denen Prozeßparametern Haltedruck p_h , Halte- temperatur T_h und Haltezeit t_h 115 |

| | | |
|----------------|--|-----|
| Abbildung 8.22 | Änderung der Gitterkonstante a_G in Abhängigkeit vom Siliziumgehalt c_{Si} resp. Kupfergehalt c_{Cu} nach W. Pearson [PEAR58]..... | 116 |
| Abbildung 8.23 | Bezogene Volumenänderung V_b der Preßguß-Proben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 121 |
| Abbildung 8.24 | Bezogene Volumenänderung V_b der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 122 |
| Abbildung 8.25 | Volumenänderung ΔV und korrigierte ΔV_{kor} Volumenänderung der Sandgußproben durch Heißisostatisches Pressen | 123 |
| Abbildung 8.26 | Bezogene Dichteänderung ρ_b der Preßgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 126 |
| Abbildung 8.27 | Bezogene Dichteänderung ρ_b der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 127 |
| Abbildung 8.28 | Bezogene Massenänderung m_b der Preßgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 128 |
| Abbildung 8.29 | Bezogene Massenänderung m_b der Sandgußproben in Abhängigkeit der Prozeßparameter | 129 |
| Abbildung 8.30 | Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Dichte ρ für Proben aus GP-AISi9 | 135 |
| Abbildung 8.31 | Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Dichte ρ für Proben aus GS-AISi9 | 135 |
| Abbildung 8.32 | Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Rauheit R_t für Proben aus GP-AISi9..... | 136 |
| Abbildung 8.33 | Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A in Abhängigkeit der Rauheit R_t für Proben aus GS-AISi9..... | 136 |

| | | |
|----------------|---|-----|
| Abbildung 8.34 | Schwingspielzahl N der Pressguß- und Sandgußproben in Abhängigkeit der Dichte ρ | 137 |
| Abbildung 8.35 | Schwingspielzahl N der Pressguß- und Sandgußproben in Abhängigkeit der Rauheit R_t | 137 |
| Abbildung 8.36 | Schliffbild einer Preßgußprobe (GP) mit kleiner Rauheit (a) und mit großer Rauheit (b)..... | 138 |
| Abbildung 8.37 | Schliffbild einer Sandgußprobe (GS) mit kleiner Rauheit (a) und mit großer Rauheit (b) | 138 |
| Abbildung 8.38 | Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme der Bruchfläche einer Druckgußprobe (a) und einer Sandgußprobe (b) | 139 |
| Abbildung 8.39 | Korrelation zwischen der (Mischkristall-) Härte H und den statischen mechanischen Kennwerten Dehngrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m und Bruchdehnung A der Preßguß- und der Sandgußproben | 142 |
| Abbildung 8.40 | Korrelation zwischen der (Mischkristall-) Härte H und der Schwingspielzahl N der Preßguß- und der Sandgußproben | 143 |
| Abbildung 8.41 | Korrelation zwischen den mechanischen Kennwerten modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A , Härte H , Schwingspielzahl N und der der korrigierten Volumenabnahme ΔV_{kor} für die Sandgußproben | 145 |
| Abbildung 8.42 | Änderung der Dehngrenze $R_{p0,2}$ im Vergleich zum Ausgangszustand durch Heißisostatisches Pressen von Proben der Versuchsreihe C_{IV} | 146 |
| Abbildung 8.43 | Änderung der Zugfestigkeit R_m im Vergleich zum Ausgangszustand durch Heißisostatisches Pressen von Proben der Versuchsreihe C_{IV} | 146 |
| Abbildung 8.44 | Änderung der Bruchdehnung A im Vergleich zum Ausgangszustand durch Heißisostatisches Pressen von Proben der Versuchsreihe C_{IV} | 147 |

| | | |
|-----------------|---|-----|
| Abbildung 8.45 | Momentan üblicher HIP-Prozeß..... | 150 |
| Abbildung 8.46 | Neuer HIP-Prozeß | 151 |
| Abbildung 11.1 | HIP-Zyklus 63: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 185 |
| Abbildung 11.2 | HIP-Zyklus 64: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 186 |
| Abbildung 11.3 | HIP-Zyklus 65: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 187 |
| Abbildung 11.4 | HIP-Zyklus 66: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 188 |
| Abbildung 11.5 | HIP-Zyklus 67: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 189 |
| Abbildung 11.6 | HIP-Zyklus 68: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 190 |
| Abbildung 11.7 | HIP-Zyklus 69: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 191 |
| Abbildung 11.8 | HIP-Zyklus 70: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 192 |
| Abbildung 11.9 | HIP-Zyklus 54: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 194 |
| Abbildung 11.10 | HIP-Zyklus 55: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 195 |
| Abbildung 11.11 | HIP-Zyklus 56: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 196 |
| Abbildung 11.12 | HIP-Zyklus 57: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 197 |
| Abbildung 11.13 | HIP-Zyklus 58: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 198 |

| | | |
|-----------------|---|-----|
| Abbildung 11.14 | HIP-Zyklus 59: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 199 |
| Abbildung 11.15 | HIP-Zyklus 60: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 200 |
| Abbildung 11.16 | HIP-Zyklus 61: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 201 |
| Abbildung 11.17 | HIP-Zyklus 62: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 202 |
| Abbildung 11.18 | HIP-Zyklus 50: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 203 |
| Abbildung 11.19 | HIP-Zyklus 51: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 204 |
| Abbildung 11.20 | HIP-Zyklus 52: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 205 |
| Abbildung 11.21 | HIP-Zyklus 53: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 206 |
| Abbildung 11.22 | HIP-Zyklus 46: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 209 |
| Abbildung 11.23 | HIP-Zyklus 47: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 210 |
| Abbildung 11.24 | HIP-Zyklus 48: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 211 |
| Abbildung 11.25 | HIP-Zyklus 49: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h | 212 |

10.4 Tabellen

| | | |
|-------------|--|----|
| Tabelle 1.1 | Beispiele für die Volumenänderung von Metallen und Halbmetallen beim Erstarren nach G. Gottstein [GOTT98, S. 341] und Magnesiumtaschenbuch [ALUM00, S. 155]..... | 2 |
| Tabelle 4.1 | Versuchsplan der Versuchsreihe A: Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter | 22 |
| Tabelle 4.2 | Versuchsplan der Versuchsreihe B: Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter | 23 |
| Tabelle 4.3 | Versuchsplan der Versuchsreihe C _i : Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter | 24 |
| Tabelle 4.4 | Versuchsplan der Versuchsreihe C _{iii} : Versuch und Versuchsparameter | 26 |
| Tabelle 4.5 | Versuchsplan der Versuchsreihe C _{iv} : Versuch, Anzahl der Proben und Versuchsparameter..... | 27 |
| Tabelle 5.1 | Abgelesene Messwerte von fünf unmittelbar aufeinander folgenden Einzelmessungen des Massennormals M_{Cal} | 34 |
| Tabelle 5.2 | Maße und Volumina der angefertigten Volumennormalien $V_{\text{Cal,u}}$ | 35 |
| Tabelle 5.3 | Ergebnis wiederholter Volumenmessung..... | 36 |
| Tabelle 5.4 | Abgelesene Ergebnisse wiederholter Messungen derselben und der acht möglichen Meßstellen einer typischen Probe | 39 |
| Tabelle 6.1 | Überblick über die Abgüsse der einzelnen Rohproben | 47 |
| Tabelle 6.2 | Fertigungsparameter für das Drehen der Proben und daraus resultierende Rauheit R_a | 50 |

| | | |
|-------------|--|-----|
| Tabelle 6.3 | Maße für die Proben vom Typ Z in den Varianten B 6x30 und 8x40 nach DIN 50125..... | 52 |
| Tabelle 6.4 | Übersicht über Zyklen, Prozeßparameter des Heißisostatischen Pressens und die dazu gehörenden Versuchsreihen..... | 55 |
| Tabelle 6.5 | Für den Schwingversuch der einzelnen Versuchsreihen verwendete Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a | 58 |
| Tabelle 6.6 | Übersicht über die Positionsnummern und die zugehörigen Koordinaten der Härteeindrücke..... | 58 |
| Tabelle 7.1 | Chemische Zusammensetzung von MgAl9Zn1 nach DIN EN 1753 in Masse-% | 65 |
| Tabelle 8.1 | Überblick über die Versuche mit den besten (schlechtesten) Ergebnissen für die mechanischen Kennwerte modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A und Schwingspielzahl N und aus den Einflußdiagrammen abgeleitete Prozeßparameter Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h , die zu optimalen Kennwerten führen sollten..... | 98 |
| Tabelle 8.2 | Änderung der Gitterkonstante a_G des Aluminiummischkristalls pro Prozent Gehaltsänderung von Silizium (Si), Magnesium (Mg) oder Kupfer (Cu) und maximal lösbarer Anteil c_{max} nach D. Altenpohl [ALTE65, S. 376]..... | 117 |
| Tabelle 8.3 | Auf den Ausgangszustand einer Preßgußprobe bezogene Gitterabstände $a_{G,b}$ des Aluminiummischkristalls für den Ausgangszustand und Versuch 4 und die sich daraus ergebende Änderung des Siliziumgehalts c_{Si} | 117 |
| Tabelle 8.4 | Berechnete V_{Si} und gemessene V_b jeweils auf den Ausgangszustand bezogene mittlere Volumenände- | |

| | |
|--------------|--|
| | rung aufgrund einer Änderung des im Aluminium- mischkristall gelösten Siliziumgehalts..... 119 |
| Tabelle 8.5 | Übersicht über den Einfluß der Prozeßparameter Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h auf die mechanischen Eigenschaften modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Härte H , Bruch- dehnung A und Schwingspielzahl N 130 |
| Tabelle 8.6 | Übersicht über den Einfluß der Prozeßparameter Haltedruck p_h , Haltetemperatur T_h und Haltezeit t_h auf die Gefügeeigenschaften Rauheit (Rh.), Dendri- tenarmabstand (DAS), Ausscheidungseinförmung (Ef.), Mischkristallverfestigung (Mk.), Porosität (Po.) und Wasserstoffgehalt (Wg.) 131 |
| Tabelle 8.7 | Einfluß durch eine Änderung der Gefügeeigenschaf- ten Rauheit, Dendritenarmabstand (DAS), Aus- scheidungseinförmung, Mischkristallverfestigung, Porosität und Wasserstoffgehalt durch Heißisostati- sches Pressen auf die mechanischen Eigenschaften modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Härte H , Bruchdehnung A und Schwingspielzahl N 131 |
| Tabelle 8.8 | Einfluß der Ausscheidungseinförmung (Ef.), der Mischkristallhärte (Mk.) und der Porositätsreduktion (Po.) auf die mechanischen Kennwerte modifizierte Dehngrenze $F_{0,2}$, Zugfestigkeit R_m , Bruchdehnung A und Schwingspielzahl N 148 |
| Tabelle 11.1 | Ergebnisse des Schwingversuchs zur Einstellung von Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a für die Versuchsreihe A 193 |
| Tabelle 11.2 | Ergebnisse des Schwingversuchs zur Einstellung von Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a für die Versuchsreihe C _{II} 207 |
| Tabelle 11.3 | Ergebnisse des Schwingversuchs der Versuchsreihe C _{II} ; Basis für die Einstellung von Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a für die Versuchsreihe B 207 |

10.5 Literatur

- [ALTE65] Altenpohl, D.: *Aluminium und Aluminiumlegierungen*. Berlin : Springer, 1965
- [ALUM00] Aluminium-Zentrale (Hrsg.): *Magnesium-Taschenbuch*. 1. Aufl. Düsseldorf : Aluminium-Verlag, 2000. – ISBN 3-87017-264-9
- [AMBO02] Ambos, E.; Bähr, R.; Skrinsky, Y.: Neue Lösungsansätze zur Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften von Gussteilen durch kombinierte Temperatur-Druck-Zeit Behandlung. In: *Giesserei-Erfahrungsaustausch* (2002), Nr. 5, S. 184-188, 190
- [ANON78] Anonym: HIP Past, Present and Future. In: *Metal Powder Report* 33 (1978), Nr. 1, S. 465-466
- [ATKI91] Atkinson, H. V.; Rickinson, B.A.: *Hot isostatic processing*. Bristol : Adam Hilger, 1991. – ISBN 0-7503-0073-6
- [BARI79] Barice, W. J.: HIP of castings. In: *Metal Powder Report* 34 (1979), Nr. 3, S. 108-109
- [BAYE89] Bayer, E.; Seilstorfer, H.: Verfahren, Eigenschaften und Einsatzgebiete der HIP-Verbundbautechnik. In: *Ingenieur-Werkstoffe* 1 (1989), Nr. 1/2, S. 58-61

- [BEGH03] Beghi, M. G.; Caglioti, G.; Carvelli, V.; Poggi, C.: Liquid hot isostatic pressing of QE22A magnesium alloy : A preliminary test. In: *Metallurgical Science and Technology* 21 (2003), Nr. 2, S. 15-17
- [BOHN02] Bohner, F.: *Mechanische Eigenschaften von aushärtbaren Leichtmetalllegierungen mit einem Gefügegradienten im Kerbgrund*. München : Hieronymus, 2002. – ISBN 3-89791-272-4
- [BUFF01] Buffière, J-Y.; Savelli, S.; Jouneau, P. H.; Maire, E.; Fougères, R.: Experimental study of porosity and its relation to fatigue mechanisms of model Al-Si7-Mg0.3 cast Al alloys. In: *Materials Science and Engineering A* (2001), Nr. 316, S. 115-126
- [CHEN91] Chen, X.-G.; Engler, S.: Einfluß des Wasserstoffgehalts auf die Porosität von Aluminium-Silicium- und Aluminium-Magnesium-Legierungen. In: *Giesserei* 78 (1991), Nr. 19, S. 679-684
- [CHEN91a] Chen, X.-G.; Engler, S.: Wasserstoff und Porosität in Aluminium-Silicium- und Aluminium-Magnesium-Legierungen : Aluminium-Silicium-Legierungen. In: *Metallwissenschaft und Technik* 45 (1991), Nr. 10, S. 995-1000
- [CHEN91b] Chen, X.-G.; Engler, S.: Wasserstoff und Porosität in Aluminium-Silicium- und Aluminium-Magnesium-Legierungen : Aluminium-Magnesium-Legierungen und Diskussion über die Porenbildung. In: *Metallwissenschaft und Technik* 45 (1991), Nr. 12, S. 1225-1231

- [CHEN94] Chen, X.-G.; Engler, S.: Blasenbildung und Porenmorphologie in erstarrenden Aluminiumgußstücken. In: *Metall* 48 (1994), Nr. 3, S. 276-283
- [CESC08] Ceschini, L.; Morri, A.; Sambogna, G.: The effect of hot isostatic pressing on the fatigue behaviour of sand-cast A356-T6 and A204-T6 aluminium alloys. In: *Journal of Materials Processing Technology* 204 (2008), S. 231-238
- [DIEM04] Diem, M.; Graf, W.; Hardt, R.: Nachbehandlung von Aluminium-Gussteilen : HIP und Wärmebehandlung verschmelzen zu einem neuen Prozess. In: *Giesserei* 91 (2004), Nr. 11, S. 99-102
- [FUNK05] Funkenbusch, P. D.: *Practical Guide to Designed Experiments : A Unified Modular Approach*. New York : Marcel Dekker, 2005. – ISBN 0-8247-5388-7
- [GAIE55] Gaier, M.: *Untersuchungen über den Einfluß der Oberflächenbeschaffenheit auf die Dauerschwingfestigkeit metallischer Bauteile bei Raumtemperatur*. Stuttgart, Technische Hochschule, Diss., 1955
- [GARA87] Garat, M.: Aluminiumgußstücke heißisostatisch pressen. In: *Giesserei*, 74 (1987), Nr. 13, S. 405-409
- [GLEN76] Glenn, G. M.: Improved properties in castings by hot isostatic pressing. In: *Sampe Quaterly* (1976), S. 1-9

- [GOTT98] Gottstein, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. 1. Aufl. Berlin : Springer, 1998. – ISBN 3-540-62670-0
- [GROS92] Groß, J.: *Eigenschaften von Aluminium-Silicium-Legierungen in unterschiedlichen Behandlungszuständen unter besonderer Beachtung des Gefügeeinflusses auf die Festigkeitswerte und auf das Bruchverhalten*. Berlin : Wissenschaft und Technik, 1992. – ISBN 3-928943-00-6
- [HALL51] Hall, E. O.: The deformation and ageing of mild steel : discussion of results. In: *Proceedings of the Physical Society B64* (1951), S. 747-753
- [HANS58] Hansen, M.; Elliott, R. P.; Shunk, F. A.: *Constitution of binary alloys*. New York : McGraw-Hill, 1958
- [HANS05] Hanß, T.: *Gusseigenspannungen und elastische Verformungen nach trennenden Fertigungsschritten*. München : Hieronymus, 2005. – ISBN 3-89791-347-X
- [HAAS74] Haasen, P.: *Physikalische Metallkunde*. Berlin : Springer, 1974
- [HORN08] Hornbogen, E.; Eggeler, G.; Werner, E.: *Werkstoffe : Aufbau und Eigenschaften*. 9. Aufl. Berlin : Springer, 2008. – ISBN 978-3-540-71857-4
- [INOUE92] Inoue, Y.; Ishii, T.; Fujikawa, T.; Kanda, T.: The equipment and methods in hot isostatic pressing. In: Koizumi, M.; Nishihara,

- M. (Hrsg.): *Isostatic pressing : Technology and applications*. London : Elsevier, 1992. – ISBN 1-85166-596-X, S. 93-179
- [KAIN00] Kainer, K. U. (Hrsg.): *Magnesium : Eigenschaften, Anwendungen, Potentiale*. Weinheim : Wiley-VCH, 2003. – ISBN 3-527-29979-3
- [KLIN98] Klinkenberg, F.-J.: *Wasserstoff und Porosität in Aluminium*. Aachen, Rheinisch-Westfälisch Technische Hochschule, Diss., 1998
- [LUTZ90] Lutze, P., Ruge, J.: Wasserstoff in Aluminium und seinen Legierungen. In: *Metall* 44 (1990), Nr. 8, S. 741-748
- [OSTE07] Ostermeier, M.; Hoffmann, H.; Werner, E.: The effects of hot isostatic pressing on aluminium castings. In: *Key Engineering Materials* (2007), Nr. 345/346, S. 1545-1548
- [OSTE08] Ostermeier, M.; Hoffmann, H.; Werner, E.: Improvement of fatigue life of aluminium castings by hot isostatic pressing. In: Hirsch, J.; Gottstein, G.; Skrotzki, B. (Hrsg.): *Aluminium alloys : their physical and mechanical properties*. Weinheim : Wiley-VCH, 2008. – ISBN 978-3-527-32367-8
- [PEAR58] Pearson, W. P.: *Handbook of lattice spacings of metals and alloys*. New York : Pergamon Press, 1958.
- [PETC53] Petch, N. J.: The cleavage strength of crystals. In: *Journal of Iron and Steel Institute* 174 (1953), S. 25-28

- [PETZ84] Petzow, G.: *Metallographisches Ätzen*. Berlin : Borntraeger, 1984
- [RAN06] Ran, G.; Zhou, J.; Wang, Q. G.: The effect of hot isostatic pressing on the microstructure and tensile properties of an unmodified A356-T6 cast aluminium alloy. In: *Journal of Alloys and Compounds* 421 (2006), S. 80-86
- [RICH85] Richter, D.; Haour, G.; Richon, D.: Hot isostatic pressing (HIP). In: *Materials and Design* (1985), Nr. 6, S. 303-305
- [ROBE01] Roberts, D.: Improved aluminium castings. In: *Foundry Trade Journal* 175 (2001), Nr. 3585, S. 18, 20
- [ROCK06] Rockenschaub, H.; Pabel, T.; Geier, G.; Holzer, H.; Hopfinger, M.: Neue Wärmebehandlung für beste mechanische Eigenschaften im Aluminium-Druckguss : Optimierte Ausscheidungsverteilung durch die Kombination von Kalt- und Warmauslagerung. In: *Giesserei* 93 (2007), Nr. 7, S. 20-33
- [SCHA96] Schatt, W.: *Werkstoffwissenschaft*. 8. Aufl. Stuttgart : Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1996
- [SCHI93] Schindelbacher, G.: Einfluß unterschiedlicher Porosität auf die mechanischen Eigenschaften der Legierung GD- AlSi9Cu3 . In: *Gießerei-Praxis* (1993), Nr. 19; S. 381-392

- [SEIL80] Seilstorfer, H.; Moser, G.: Die Heißisostatische Pretechnik (HIP) : Die Verdichtung von Metallpulvern. In: *Metallwissenschaft und Technik* 34 (1980), Nr. 10, S. 925-929
- [SEIL90] Seilstorfer, H.: Anwendungsgebiete der HIP-Technologie. In: *Werkstoff und Innovation* 3 (1990), Nr. 1/2, S. 33-38
- [SHIN72] Shinyaev, A. Y.; Chernov, D. B.; Khokhlova, G. I.: Thermodynamic calculation of phase equilibria in the aluminium-silicon system at high pressures. In: *Russian Journal of Physical Chemistry* 46 (1972), Nr. 11, S. 1667-1669
- [SKRI02] Skrinsky, Y.: *Einfluß von heiß- und kaltisostatischem Pressen auf die „statischen“ mechanischen Werkstoffkennwerte von Gußteilen aus Aluminiumlegierungen*. Magdeburg, Otto-von-Guericke Universität, Diss., 2002
- [SONS91] Sonsino, C. M.; Dieterich, K.: Einfluß der Porosität auf das Schwingfestigkeitsverhalten von Aluminium-Guwerkstoffen : Teil 1. In: *Giessereiforschung* 43 (1991), Nr. 3, S. 119-140
- [SONS93] Sonsino, C.M.; Ziese, J.: Fatigue strength and applications of cast aluminium alloys with different degrees of porosity. In: *International Journal of Fatigue* 15 (1993) Nr. 2, S. 75-84
- [SOUS00] Sous, S.: *Instationäre Erstarrung eutektischer Al-Si-Legierungen*. Aachen, Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule, Fakultät für Bergbau, Hüttenwesen und Geowissenschaften, Diss., 2000

- [STRO00] Stroppe, H.: Einfluß der Porosität auf die mechanischen Eigenschaften von Gußlegierungen. In: *Giessereiforschung* 52 (2000), Nr. 2, S. 58-60
- [STRO03] Stroppe, H.; Todte, M.; Ambos, E.; Bähr, R.: Einfluss von Erstarrung und Gefüge auf den Qualitätsindex von Aluminiumguss. In: *Giessereiforschung* 55 (2003), Nr. 4, S. 151-155
- [VOGE02] Vogel, M.: *Mikrostruktur und Kriechverhalten von Magnesium-Druckgusslegierungen im System Mg-Zn-Al-Ca*. Stuttgart, Universität, Institut für Metallkunde, Diss., 2002
Dissertation, Universität Stuttgart, Stuttgart, 2002.
- [WERN90] Werner, E.: Thermal shape instabilities of lamellar structures. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 81 (1990), Nr. 11, S. 790-798
- [YU96] Yu, S.: *Untersuchungen zur Aushärtung der Legierung G-AlSi9Cu3*. Berlin : Wissenschaft und Technik, 1996. – ISBN 3-928943-60-X
- [ZIMM94] Zimmerman, F. X.: HIP quenching : A heat treating method. In: ASM International (Hrsg.): *Heat treating : Equipment and processes (International heat treating conference : Equipment and processes)*. Ohio : ASM International, 1994, S. 289-293

10.6 Normen

| | |
|-----------|---|
| ASTM E92 | Norm ASTM E92 |
| DIN 584 | Norm DIN EC 584 |
| DIN 1753 | Norm DIN EN 1753 |
| DIN 3507 | Norm DIN EN ISO 3507 Teil 2 |
| DIN 6507 | Norm DIN EN ISO 6507 Teil 1-4 März 2006 |
| DIN 7500 | Norm DIN EN ISO 7500 Teil 1 November 2004 |
| DIN 9513 | Norm DIN EN ISO 9513 |
| DIN 10002 | Norm DIN EN 10002 Teil 1 Dezember 2001 |
| DIN 50125 | Norm DIN 50125 Januar 2004 |

10.7 Schutzrechte

| | |
|-------------|---------------------------------------|
| [CA680160] | Schutzrecht CA 680160-A (1964) |
| [DE055193] | Schutzrecht DE 102006055193-A1 (2008) |
| [US2263520] | Schutzrecht US 2263520-A (1941) |
| [US3496624] | Schutzrecht US 3496624-A (1970) |
| [US0221932] | Schutzrecht US 2004/0221932-A1 (2004) |
| [US6146477] | Schutzrecht US 6146477-A (2000) |
| [US6524409] | Schutzrecht US 6524409-B2 (2003) |
| [US6533997] | Schutzrecht US 6533997-B1 (2003) |
| [US6648993] | Schutzrecht US 6648993-B2 (2003) |

10.8 Studienarbeiten

Im Rahmen dieser Arbeit betreute Studienarbeiten:

Asam, M.: Änderung von Werkstoffeigenschaften mittels heißisostatischem Pressen – vorbereitende Versuchsdurchführung anhand der Aluminiumlegierung AlSi9Cu3. Diplomarbeit, 2005.

Greiner, D.: Konstruktion eines Probenträgers. Semesterarbeit, 2004.

Kavrak, S.: Literaturrecherche: Heißisostatisches Pressen von Gußbauteilen. Semesterarbeit, 2004.

Rödl, M.: Untersuchungen zum Einfluß der Wärmebehandlung auf eine naturharte (AlSi9) und eine ausscheidungshärtbare (AlSi9Cu3) Aluminiumgußlegierung. Semesterarbeit, 2009.

Roth, A.: Untersuchungen zur Abhängigkeit der Schwingfestigkeit einer Aluminiumgusslegierung von Rauheit und Dichte. Semesterarbeit, 2008.

Weishäupl, T.: Untersuchungen zur Abhängigkeit der Zugfestigkeit einer Aluminiumgußlegierung von Gießverfahren und Rauheit. Semesterarbeit, 2006.

Wiacker, T.: Simulation des Temperatur- und Druckverlaufes einer Heißisostatischen Presse, Semesterarbeit, 2006.

11 Anhang

11.1 Versuchsreihe A – Magnesium

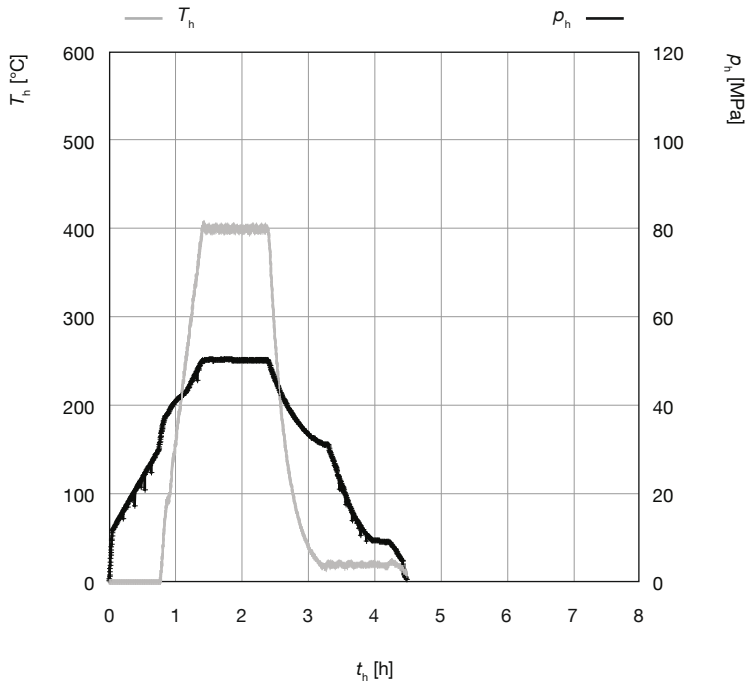


Abbildung 11.1 HIP-Zyklus 63: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

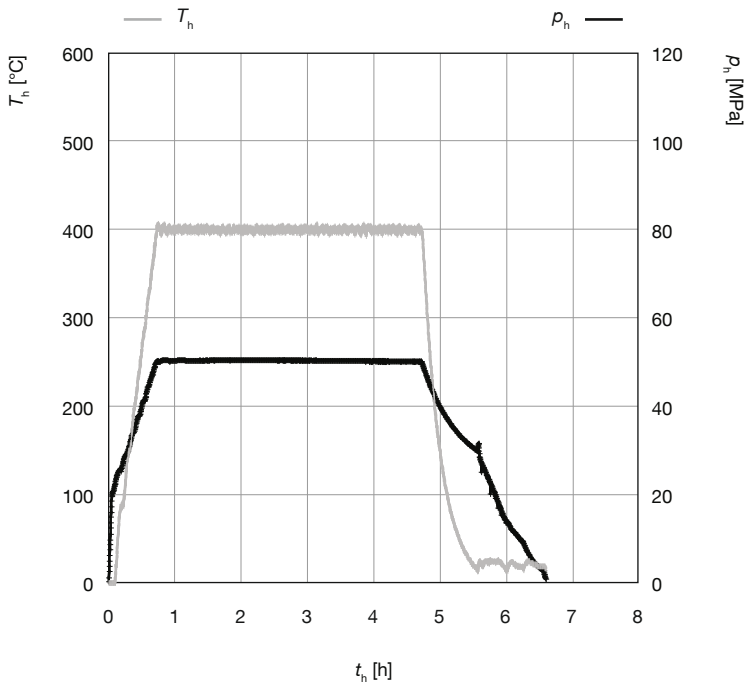


Abbildung 11.2 HIP-Zyklus 64: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

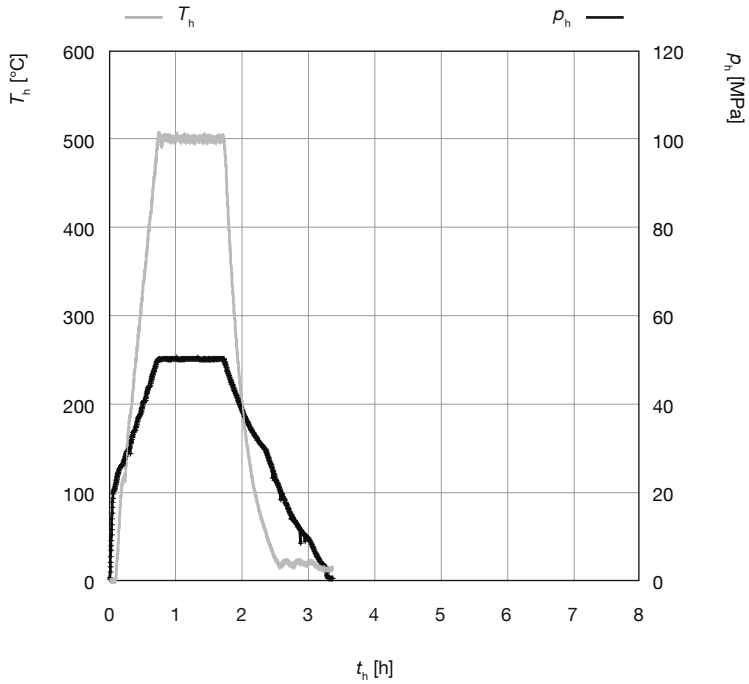


Abbildung 11.3 HIP-Zyklus 65: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

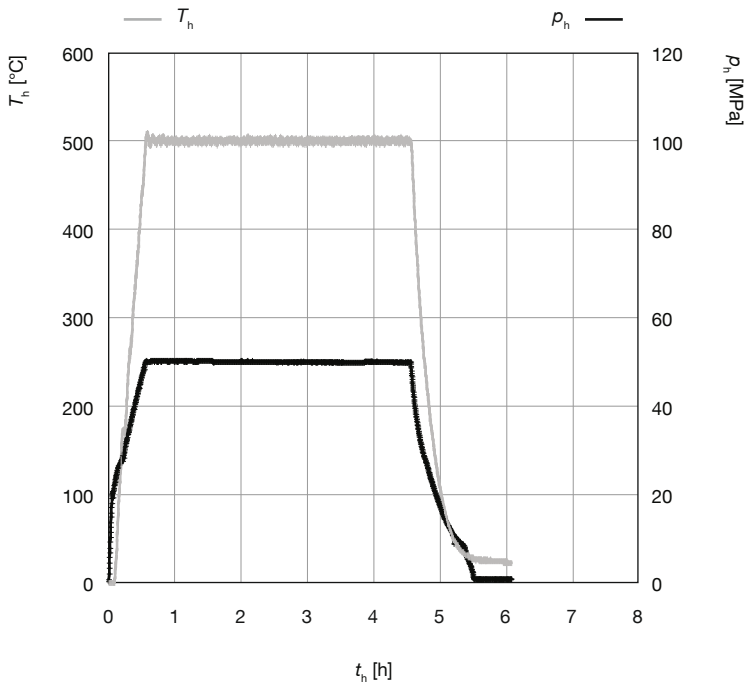


Abbildung 11.4 HIP-Zyklus 66: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

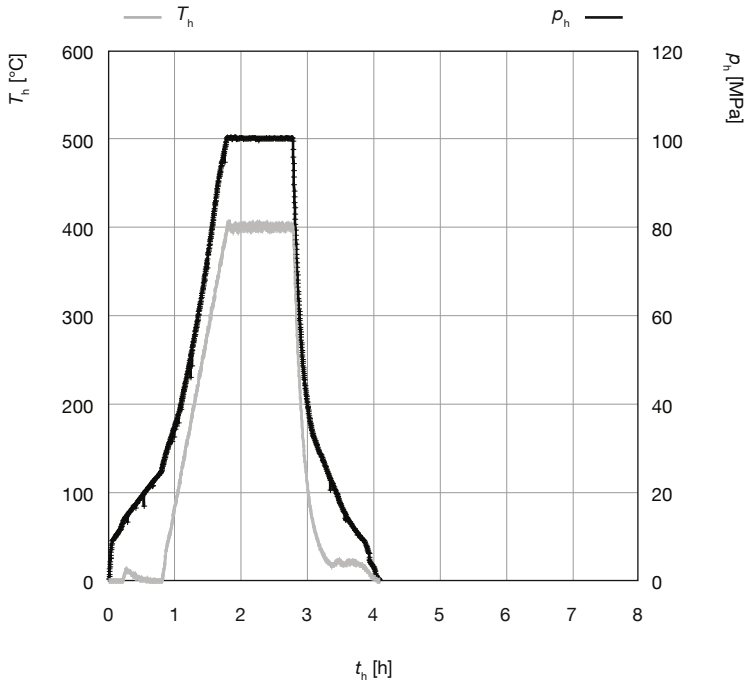


Abbildung 11.5 HIP-Zyklus 67: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

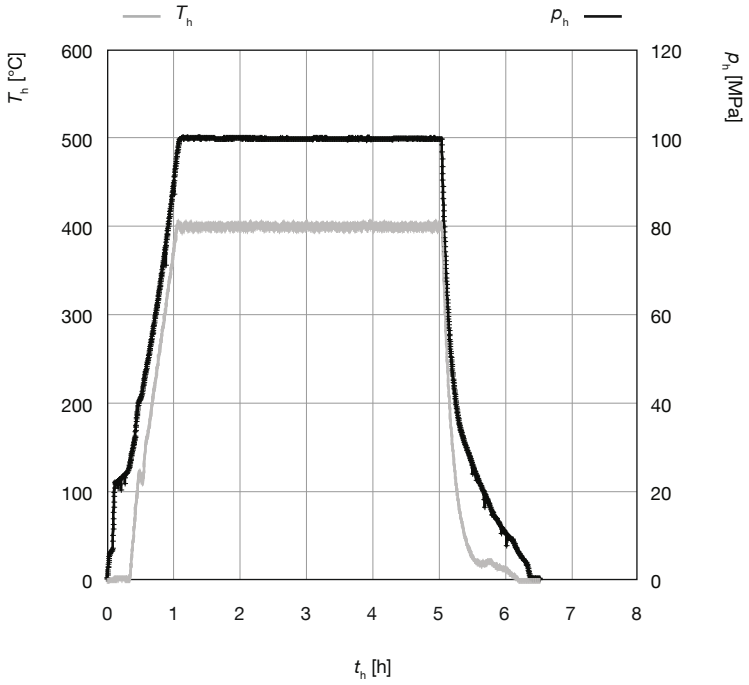


Abbildung 11.6 HIP-Zyklus 68: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

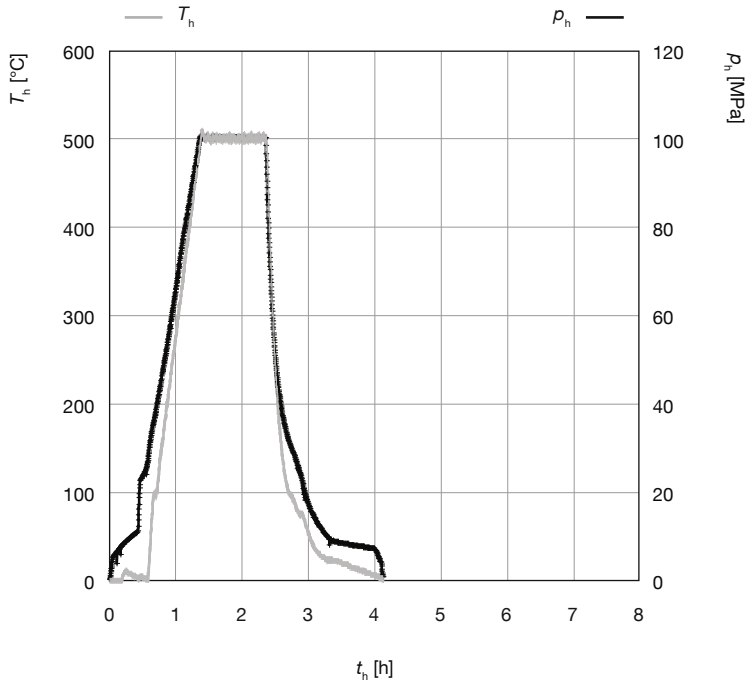


Abbildung 11.7 HIP-Zyklus 69: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

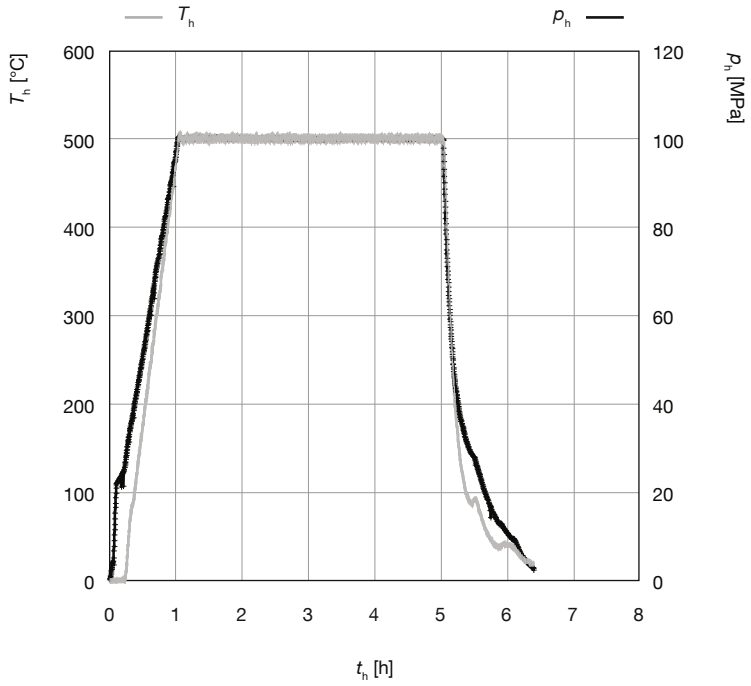


Abbildung 11.8 HIP-Zyklus 70: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

Tabelle 11.1 Ergebnisse des Schwingversuchs zur Einstellung von Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a für die Versuchsreihe A

| Probe | Bezeichnung | d [mm] | σ_m [MPa] | σ_a [MPa] | N [-] |
|-------|-------------|----------|------------------|------------------|----------|
| 5202 | GD-1 | 4,01 | 30 | 25 | 50000000 |
| 5201 | GD-1 | 4,02 | 65 | 25 | 11153900 |
| 5208 | GD-1 | 4,01 | 65 | 35 | 24700 |
| 5209 | GD-1 | 4,00 | 65 | 35 | 28000 |
| 5206 | GD-1 | 4,01 | 65 | 40 | 11300 |
| 5205 | GD-1 | 4,00 | 65 | 40 | 39100 |
| 5207 | GD-1 | 4,00 | 65 | 40 | 47300 |
| 5203 | GD-1 | 4,01 | 65 | 50 | 1 |
| 5204 | GD-1 | 4,01 | 65 | 50 | 1 |
| 5200 | GD-1 | 4,01 | 65 | 50 | 15100 |
| 5211 | GS-1-02-N8 | 4,00 | 45 | 17 | 50000000 |
| 5212 | GS-1-02-K10 | 4,01 | 45 | 35 | 6900 |
| 5215 | GS-1-02-F4 | 4,02 | 45 | 35 | 28800 |
| 5216 | GS-1-02-N7 | 4,01 | 45 | 35 | 71700 |
| 5210 | GS-1-01-B5 | 4,02 | 45 | 35 | 93000 |
| 5214 | GS-1-02-F8 | 4,01 | 45 | 35 | 129300 |
| 5219 | GS-1-02-O6 | 4,01 | 45 | 35 | 274000 |
| 5217 | GS-1-02-F7 | 4,00 | 45 | 35 | 310700 |
| 5218 | GS-1-02-F4 | 4,00 | 45 | 35 | 24768900 |
| 5213 | GS-1-02-G6 | 4,01 | 45 | 35 | 50000000 |

11.2 Versuchsreihe B – Aluminium

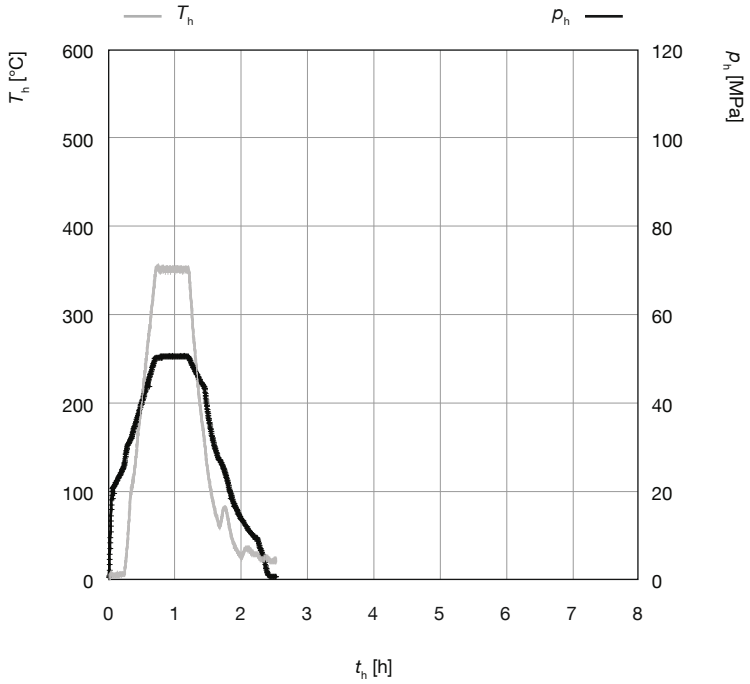


Abbildung 11.9 HIP-Zyklus 54: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

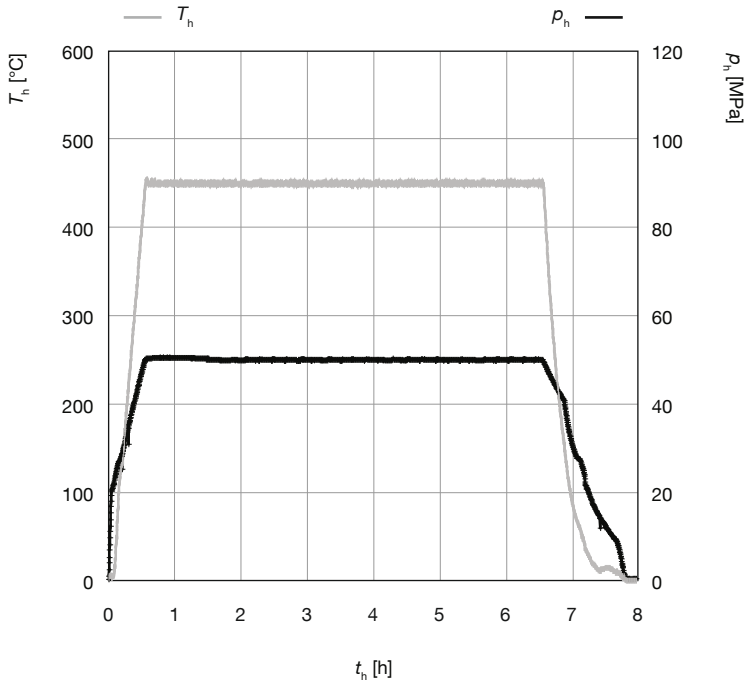


Abbildung 11.10 HIP-Zyklus 55: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

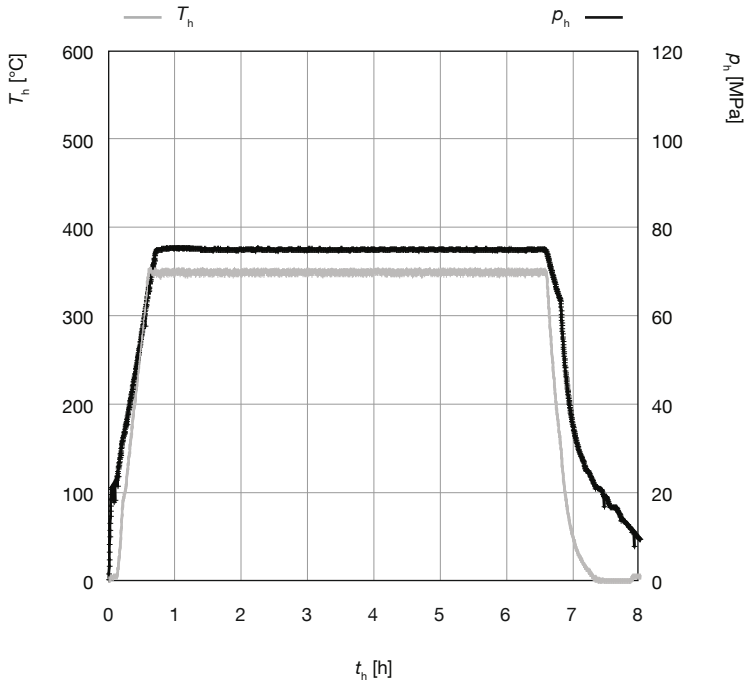


Abbildung 11.11 HIP-Zyklus 56: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

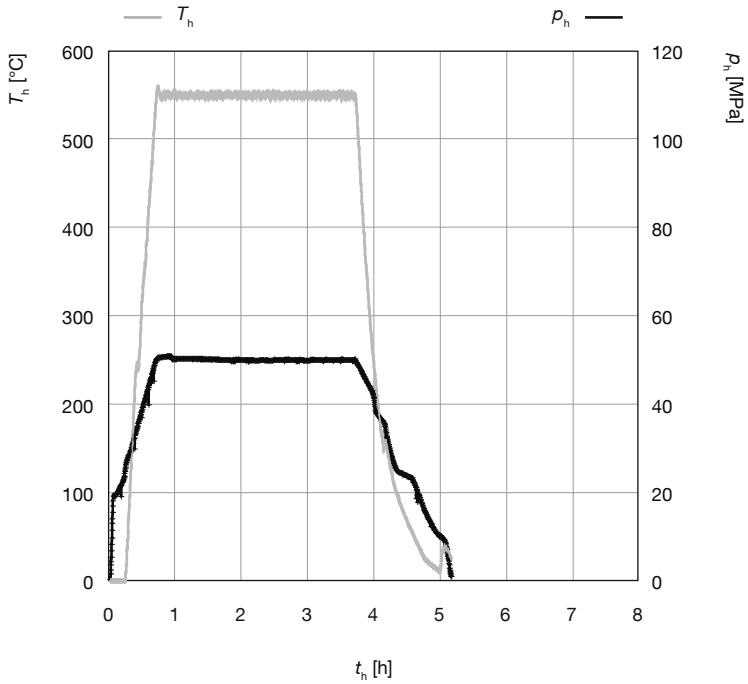


Abbildung 11.12 HIP-Zyklus 57: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

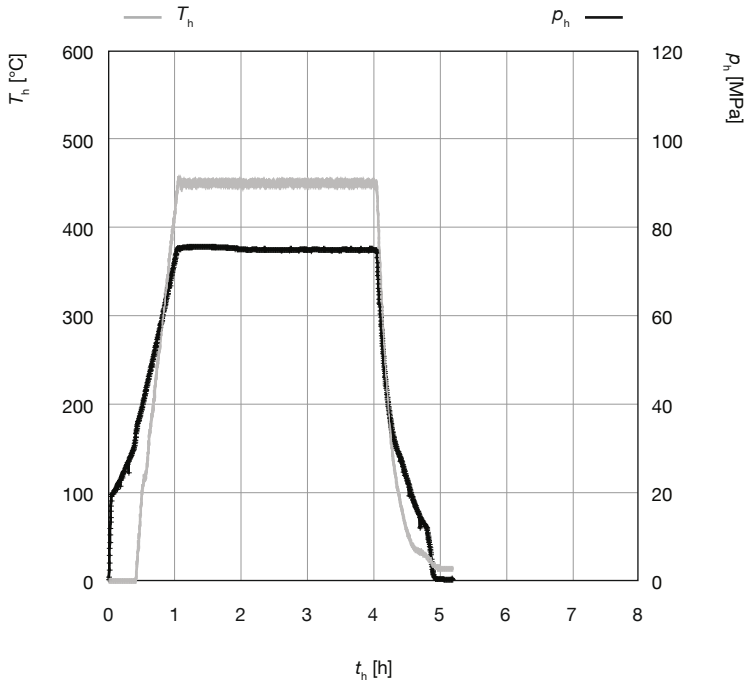


Abbildung 11.13 HIP-Zyklus 58: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

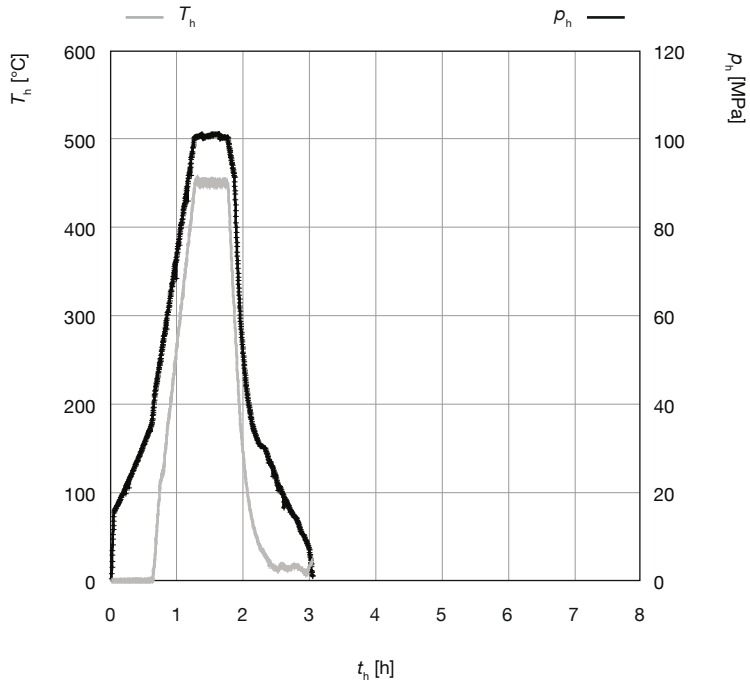


Abbildung 11.14 HIP-Zyklus 59: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

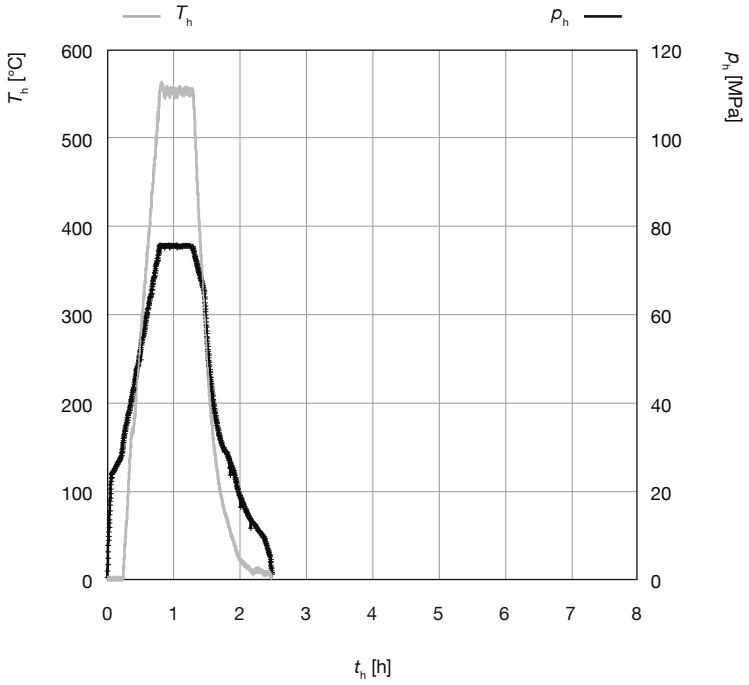


Abbildung 11.15 HIP-Zyklus 60: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

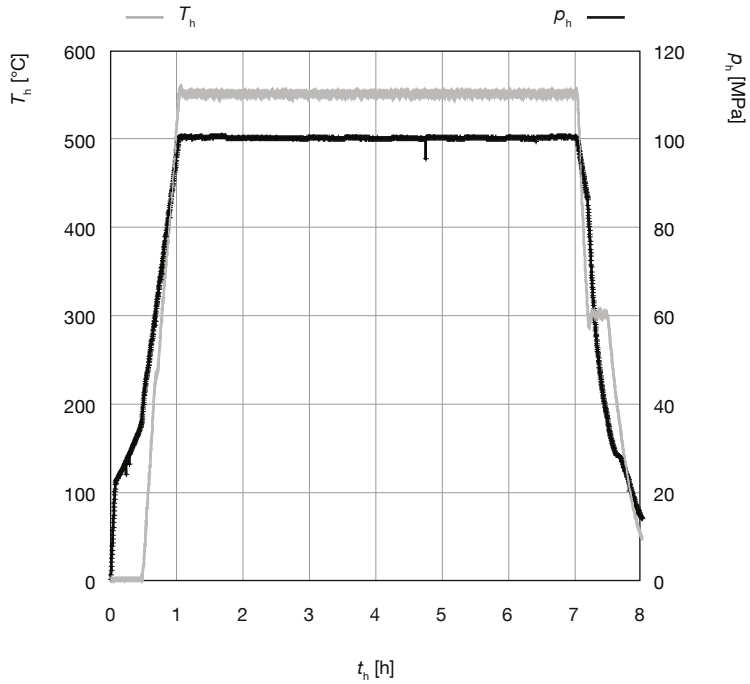


Abbildung 11.16 HIP-Zyklus 61: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

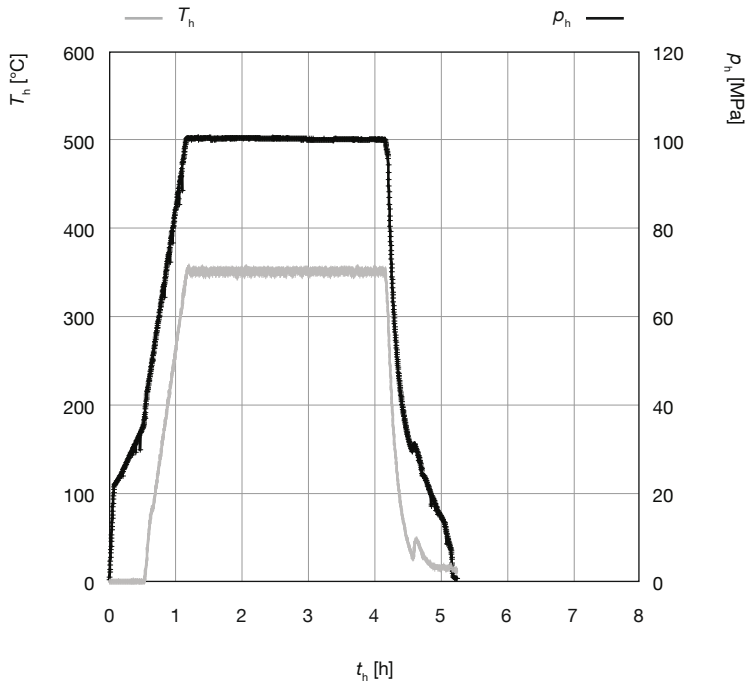


Abbildung 11.17 HIP-Zyklus 62: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

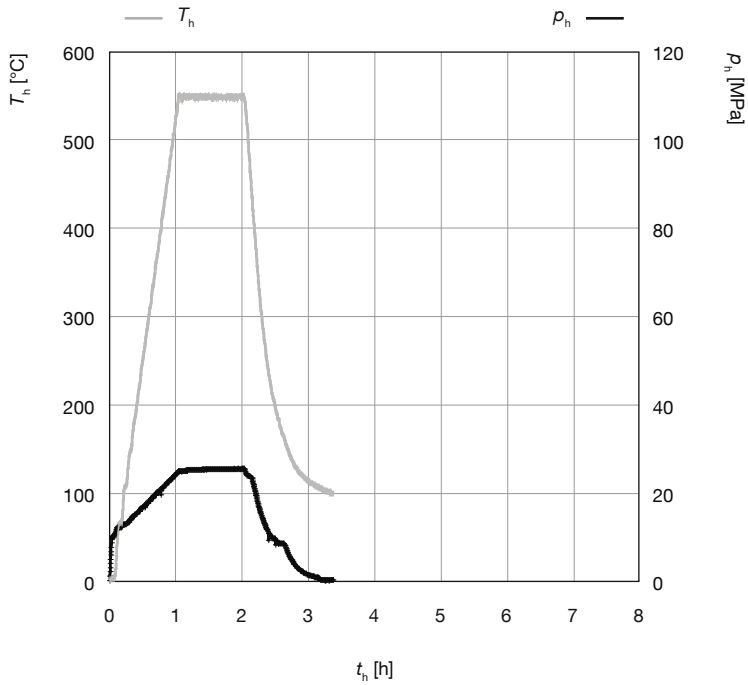
11.3 Versuchsreihe C₁ – Druck

Abbildung 11.18 HIP-Zyklus 50: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

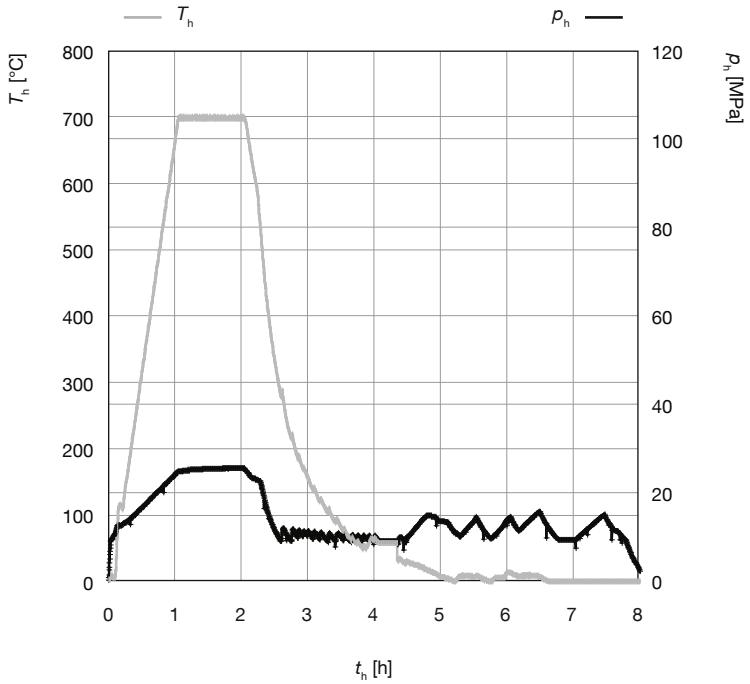


Abbildung 11.19 HIP-Zyklus 51: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

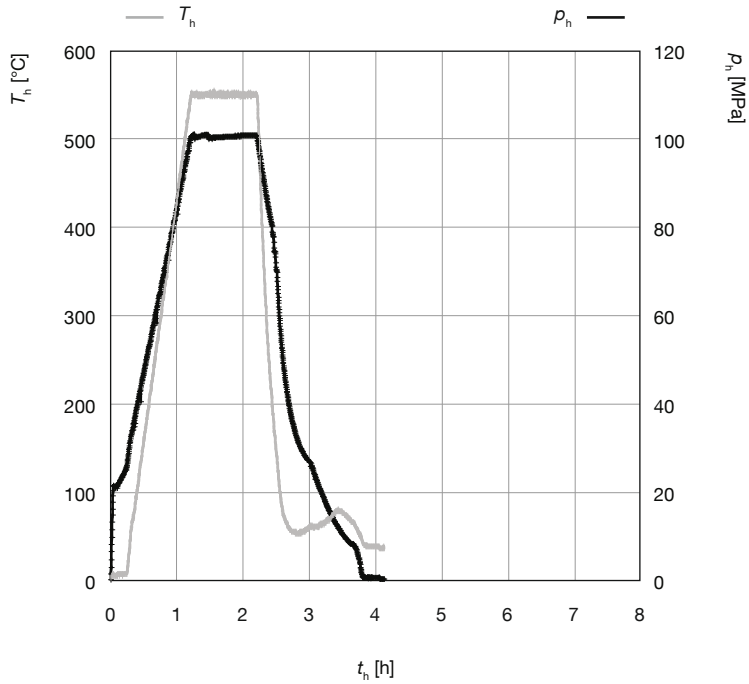


Abbildung 11.20 HIP-Zyklus 52: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

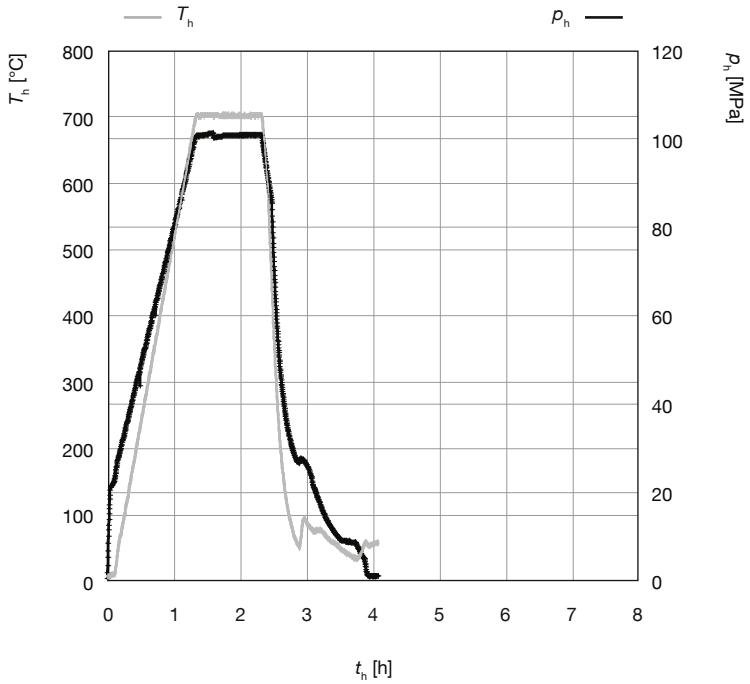


Abbildung 11.21 HIP-Zyklus 53: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

11.4 Versuchsreihe C_{II} – FertigungTabelle 11.2 Ergebnisse des Schwingversuchs zur Einstellung von Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a für die Versuchsreihe C_{II}

| Probe | Bezeichnung | d [mm] | σ_m [MPa] | σ_a [MPa] | N [-] |
|-------|-------------|--------|------------------|------------------|----------|
| 4100 | GD-1-68-01 | 4,050 | 50 | 40 | 20000000 |
| 4101 | GD-1-68-02 | 4,052 | 60 | 40 | 20000000 |
| 4104 | GD-1-68-05 | 4,052 | 60 | 30 | - |
| 4105 | GD-1-68-06 | 4,055 | 60 | 50 | 618500 |
| 4123 | GS-1-04-T02 | 4,053 | 70 | 30 | 1 |
| 4132 | GS-1-04-S07 | 4,053 | 60 | 30 | 1 |
| 4119 | GS-1-04-T01 | 4,036 | 60 | 20 | 1 |
| 4133 | GS-1-04-S08 | 4,050 | 60 | 10 | 1 |
| 4124 | GS-1-04-U02 | 4,055 | 55 | 20 | 1 |
| 4136 | GS-1-04-T10 | 4,038 | 40 | 20 | 20000000 |

Tabelle 11.3 Ergebnisse des Schwingversuchs der Versuchsreihe C_{II}: Basis für die Einstellung von Mittelspannung σ_m und Ausschlagsspannung σ_a für die Versuchsreihe B

| Probe | Bezeichnung | d [mm] | σ_m [MPa] | σ_a [MPa] | N [-] |
|-------|-------------|--------|------------------|------------------|----------|
| 4102 | GD-1-68-03 | - | - | - | - |
| 4103 | GD-1-68-04 | 4,015 | 60 | 45 | 1461800 |
| 4106 | GD-1-68-07 | 4,711 | 60 | 45 | 1892100 |
| 4107 | GD-1-68-08 | - | - | - | - |
| 4108 | GD-1-68-09 | 4,056 | 60 | 45 | 1807300 |
| 4109 | GD-1-68-10 | 4,043 | 60 | 45 | 10768700 |
| 4110 | GD-1-68-11 | 4,719 | 60 | 45 | 2749800 |
| 4111 | GD-1-68-12 | 4,048 | 60 | 45 | 1341800 |
| 4112 | GD-1-68-13 | 4,049 | 60 | 45 | 1697800 |
| 4113 | GD-1-68-14 | 4,030 | 60 | 45 | 20000000 |
| 4114 | GD-1-68-15 | 4,718 | 60 | 45 | 1416400 |

11 Anhang

| Probe | Bezeichnung | d [mm] | σ_m [MPa] | σ_a [MPa] | N [-] |
|-------|-------------|--------|------------------|------------------|----------|
| 4115 | GD-1-68-16 | 4,137 | 60 | 45 | 7041800 |
| 4116 | GD-1-68-17 | 4,206 | 60 | 45 | 660800 |
| 4117 | GD-1-68-18 | 4,058 | 60 | 45 | 7171000 |
| 4118 | GS-1-04-S01 | - | - | - | - |
| 4120 | GS-1-04-U01 | 4,209 | 40 | 30 | 2453 |
| 4122 | GS-1-04-S02 | 4,037 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4129 | GS-1-04-T09 | 4,215 | 40 | 30 | 1000 |
| 4130 | GS-1-04-S06 | 4,024 | 40 | 30 | 7972746 |
| 4134 | GS-1-04-S09 | 4,209 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4135 | GS-1-04-S10 | 4,021 | 40 | 30 | 6124 |
| 4137 | GS-1-04-U09 | 4,056 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4138 | GS-1-02-E03 | 4,218 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4139 | GS-1-02-E04 | 4,038 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4140 | GS-1-02-E05 | 4,058 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4141 | GS-1-02-E02 | 4,052 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4142 | GS-1-02-E01 | 3,991 | 40 | 30 | 1 |
| 4143 | GS-1-02-E07 | 4,000 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4144 | GS-1-02-E07 | 4,268 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4145 | GS-1-02-E10 | 3,992 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4146 | GS-1-02-F01 | 3,998 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4148 | GS-1-02-F03 | 3,998 | 40 | 30 | 20000000 |
| 4149 | GS-1-02-F04 | 4,254 | 40 | 30 | 20000000 |

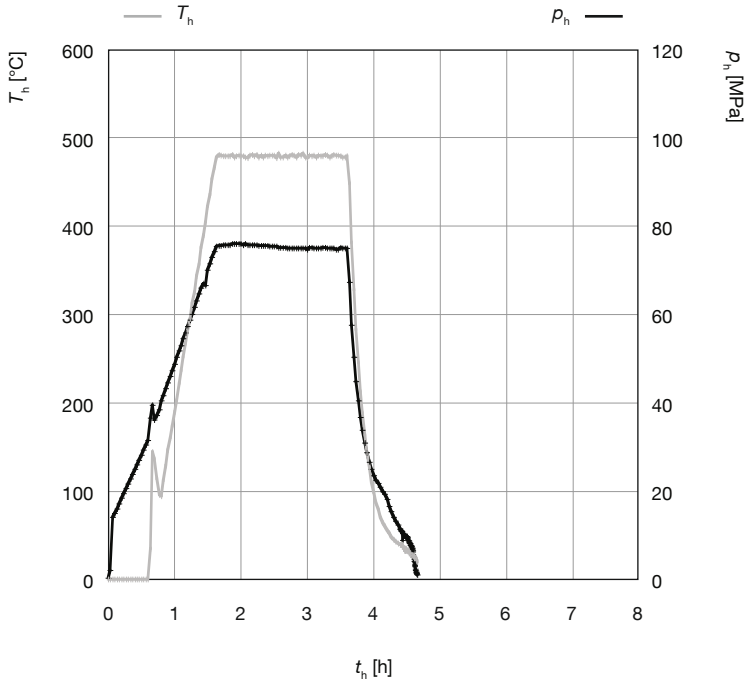
11.5 Versuchsreihe C_{IV} – Ausgangszustand

Abbildung 11.22 HIP-Zyklus 46: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

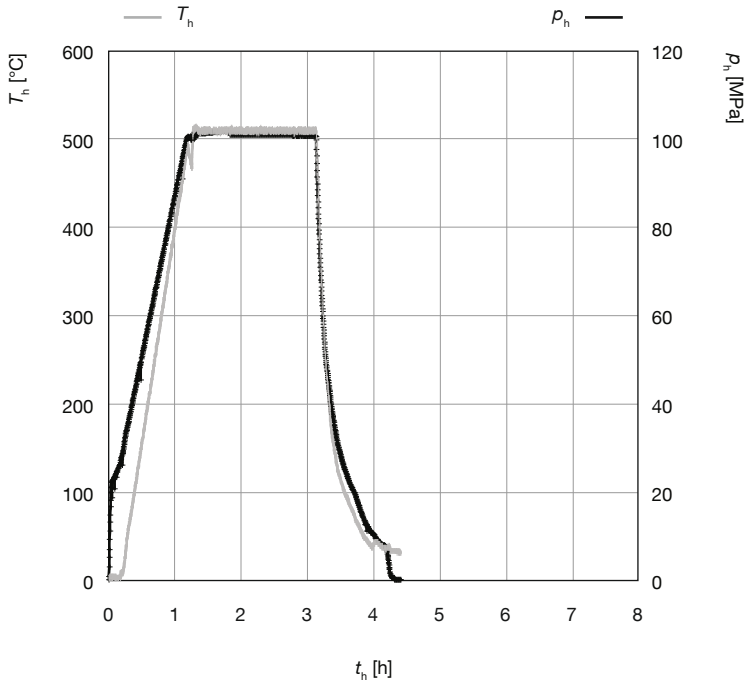


Abbildung 11.23 HIP-Zyklus 47: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

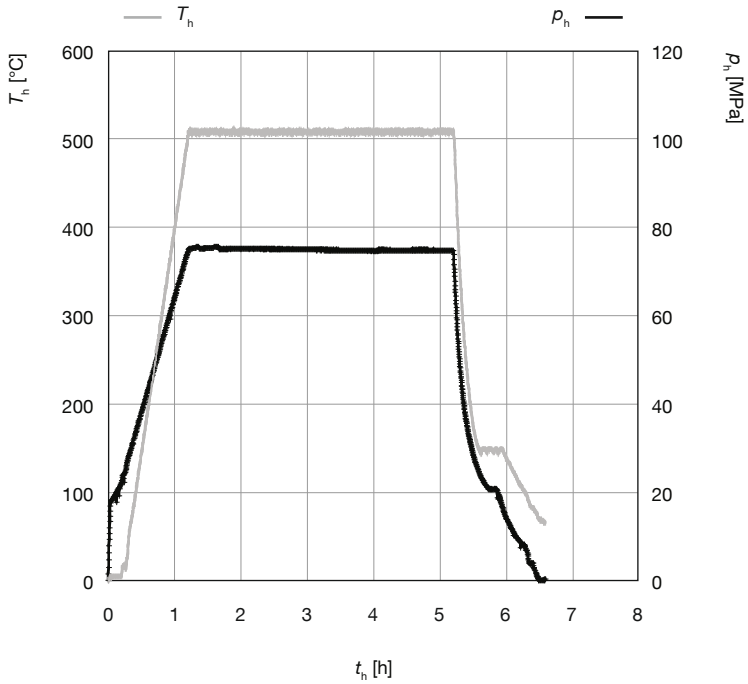


Abbildung 11.24 HIP-Zyklus 48: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h

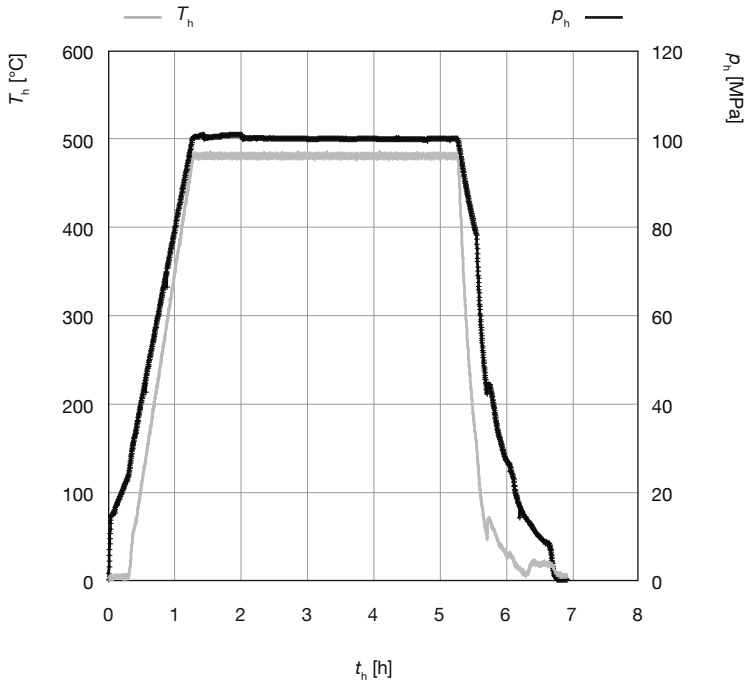


Abbildung 11.25 HIP-Zyklus 49: Haltetemperatur T_h und Haltedruck p_h in Abhängigkeit der Haltezeit t_h