# Integration der Mikroporositätsvorhersage in die schwingfeste und robuste Auslegung von hochbelasteten Aluminiumgussteilen

Zyklisch belastete Aluminiumgusskomponenten unterliegen einem kontinuierlichen Druck zur Steigerung der Leistungsdichte. Dies geschieht neben motorischen Entwicklungen mit höheren spezifischen Belastungen, insbesondere durch Gewichtsreduktion. Um beide Ziele zu erreichen, ist es notwendig, das Werkstoffpotenzial voll auszuschöpfen. Gleichzeitig benötigen robuste Fertigungsprozesse eine genaue Kenntnis der Haupteinflussgrößen, die die Verbindung zwischen Prozessparametern, Bauteildesign und Bauteilperformance herstellen. Eine geschlossene Simulationskette und die systematische Nutzung von virtuellen Versuchsplänen (DoE) versprechen die zielgerichtete Entwicklung von Bauteilen sowie die Auslegung von robusten Prozessfenstern für den Gießprozess. Dieser Beitrag stellt einen neuen Ansatz zur Berücksichtigung einer der Haupteinflussgrößen, der Mikroporosität, auf das Bauteilverhalten in der Simulationskette vor. Hierzu wurde ein Zusammenhang zwischen der vorliegenden Porositätsmenge und der hieraus resultierenden Defektgröße ermittelt. Diese Information wird genutzt, um in einem integrierten Ansatz die lokale Dauerfestigkeit am Beispiel eines Aluminiumzylinderkopfes vorherzusagen. Durch Validierungsversuche kann gezeigt werden, dass nur durch diesen integrierten Ansatz und in Verbindung mit der Berücksichtigung des Eigenspannungszustandes eine zufriedenstellende Versagensvorhersage unter zyklischer Beanspruchung möglich ist.

Moritz Weidt und Andreas Bührig-Polaczek, Aachen

#### 1 Einleitung

Motoren sind im Betrieb statischen und zyklischen Lasten ausgesetzt. Speziell die ertragbaren zyklischen Lasten sind nicht nur von Legierungszusammensetzung und lokaler Mikrostruktur, sondern auch maßgeblich von vorhandenen Gefügefehlern abhängig. Bei der Erstarrung von technischen Aluminiumlegierungen ist es unter realen Fertigungsbedingungen kaum möglich, eine gewisse Menge an eigenschaftsreduzierenden Defekten wie intermetallische Phasen, Einschlüsse oder Mikroporen vollständig zu vermeiden. Unter diesen Defekten stellen Mikroporen oft den mit Abstand größten lokalen Fehler im Gefüge dar und bestimmen daher die zyklischen Eigenschaften maßgeblich [1], [2]. Durch die anhaltenden Bestrebungen zur Gewichtsreduktion von Verbrennungsmotoren sowie zur gleichzeitigen Steigerung der Leistungsdichte erhöhen sich zudem

zunehmend die Anforderungen an die vollständige Ausnutzung des Festigkeitspotenzials des Materials.

Designentscheidungen haben nicht nur direkte Auswirkungen auf die Lastverteilung im Bauteil, sondern auch auf die lokalen Materialeigenschaften und Defektverteilungen. So führt eine raschere Erstarrung zu einer feineren Gefügeausbildung, die meist mit vorteilhaften Materialeigenschaften verknüpft ist. Gleichzeitig können Designentscheidungen aber auch einen negativen Einfluss auf das lokale Erstarrungsverhalten haben und die Bildung von Porositäten erhöhen. Durch konstruktive Maßnahmen können darüber hinaus eigenspannungsbedingte Gussfehler wie Warm- und Kaltrisse hervorgerufen oder verstärkt werden. In jedem Fall ist es von großem Vorteil, die Konsequenzen von Entscheidungen bezüglich der Gussteil- und

Gießprozessauslegung noch im Planungsstadium abzuschätzen. An dieser Stelle steht das Werkzeug der virtuellen Versuchsplanung als Teil der integrierten Gießprozesssimulation zu Verfügung. Durch das systematische Abarbeiten von virtuellen Versuchsplänen lassen sich bereits im Auslegungsstadium des Gussteils sichere Prozessfenster identifizieren. Die komplexen Wechselwirkungen zwischen dem Bauteildesign, einem Feld unterschiedlicher Fertigungsbedingungen, aber auch unvermeidlicher Schwankungen in der realen Fertigung, werden durch diese Methodik beherrschbar.

Die in dieser Arbeit vorgestellten Ergebnisse beruhen auf der systematischen Analyse der Mikroporosität in einem Zylinderkopf mittels Mikrocomputertomografie. Ziel der Arbeit war, ein besseres Verständnis für die Zusammenhänge zwischen Porosität, Porengröße und Porenmorphologie zu entwickeln. Mit diesen Informationen sollte eine Methodik zur Schwingfestigkeitsvorhersage realisiert werden. Die Erweiterung bezieht neben dem Einfluss des Gefüges (abgebildet über den Dendritenarmabstand [DAS]) auch den Effekt der Mikroporosität ein. Dadurch wird der Einfluss des Werkstoffverhaltens von Gussteilen gegenüber der Standardvorgehensweise, bei der nur der lokale DAS berücksichtigt wird, signifikant verbessert. Zusätzlich wird gezeigt, dass der Eigenspannungszustand des Gussteils einen bedeutenden Beitrag zum tatsächlichen Versagensverhalten leistet.

#### 2 Gießprozess

Im Rahmen dieser Arbeit werden die Ergebnisse der Abgüsse eines Zylinderkopftyps vorgestellt. Die Zylinderköpfe wurden durch die NEMAK Linz, Österreich, im Rotacast-Verfahren hergestellt [3]. Bei diesem Verfahren wird die Schmelze durch einen automatisierten Schöpflöffel vom Warmhalteofen in einen Tundish überführt, der anschließend an die vorbereitete Kokille von unten andockt. Durch eine 180°-Drehbewegung um die Längsachse wird die Kokille gleichmäßig und turbulenzarm gefüllt. Die Zylinderköpfe wurden mit den zwei Legierungen AlSi7Cu0.5Mg und AlSi8Cu3 gegossen. Beide Legierungen sind typisch für die Anwendung im Verbrennungsmotor, wurden aus korngefeinten Masseln erschmolzen und vor dem Abguss mit Strontium veredelt. Aus den Zylinderköpfen wurden Proben aus drei unterschiedlich schnell erstarrenden Bereichen entnommen: nahe des Brennraums, im Zwischendeck sowie im Nockenwellenlager. Ziel war die Abdeckung eines möglichst breiten Spektrums an Erstarrungsbedingungen und der daraus resultierenden Mikroporosität.

## 3 Mikrocomputertomografie und Datenaufbereitung

Die Ermittlung der Porositätsverteilung und Porenformen beruht auf der Analyse von 30 Proben, jeweils fünf Proben (aus fünf Zylinderköpfen) in drei Positionen und zwei Legierungen. Die Probenentnahme erfolgte am Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität Leoben, Österreich. Die computertomografische Analyse hat das Materials Center Leoben, Österreich, mittels eines GE nanotom m (XCT) durchgeführt. In Abhängigkeit von der erwarteten Gefügefeinheit wurde eine räumliche Auflösung von 3 µm Voxelgröße (schnell erstarrte Proben) und 8 µm Voxelgröße (langsam erstarrte Proben) verwendet (Voxelgröße = dreidimensionales Äquivalent zu ei-

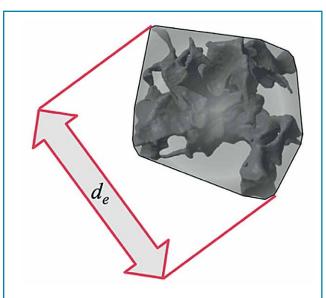
nem zweidimensionalen Pixel). Bei der Auflösung von 3  $\mu$ m beziehungsweise 8  $\mu$ m beträgt das gescannte Probenvolumen im Mittel über alle entsprechenden Proben ca. 144 und 477 mm<sup>3</sup>.

Durch die Festlegung eines Schwellwerts wurde für jedes Voxel bestimmt, ob es sich um Porenvolumen oder dichtes metallisches Gefüge handelt. Durch digitale Bildnachbearbeitung erfolgte anschließend eine künstliche Erhöhung der Auflösung der resultierenden Porenvolumen. Dabei wurden benachbarte Porenvolumen "zusammengeführt" und als eine größere Pore analysiert. Das Kriterium für die Zusammenfassung beruhte auf dem Abstand zwischen zwei Poren und deren äquivalenten Kugeldurchmessern: Traf oder unterschritt der kleinere äquivalente Kugeldurchmesser den Porenabstand, wurden die Poren zusammengelegt. Die dafür genutzte Analyseroutine wurde vom Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität Leoben, Österreich, entwickelt. Details der XCT-Messungen und -Analysen sowie die Eignung der XCT-Strahlungsquelle, der erforderlichen räumlichen Auflösung, der erforderlichen Größe des gescannten Volumens und der Datenverarbeitungstechniken werden an anderer Stelle von Garb et al. [4] diskutiert.

Zur Identifikation der jeweils größten Pore wurden die Poren über eine konvexe Umhüllende definiert (**Bild 1**) und die größte Dimension dieser Umhüllenden als Umhüllendendurchmesser ( $d_e$ ) festgelegt. Der Maximalwert innerhalb einer jeden Probe wird im Folgenden als maximaler Umhüllendendurchmesser ( $d_{e,max}$ ) bezeichnet.

Das Maß der Sphärizität beschreibt, wie weit der Quotient aus Volumen zu Oberfläche eines Körpers von dem einer Kugel abweicht. Mithilfe dieser Größe kann die Morphologie einer Pore charakterisiert werden. Hierbei muss sich die Sphärizität innerhalb der Werte 1 "perfekte Kugel" und 0 "perfekte Abweichung von einer Kugel" bewegen. Die Sphärizität einer Pore wird berechnet mittels:

$$\psi_i = \frac{\pi^{\frac{1}{3}} (6v_i)^{\frac{2}{3}}}{s_i} \tag{1}$$



**Bild 1:** Darstellung der größten Dimension einer konvexen Porenumhüllenden (d<sub>e</sub>).

BILDER UND GRAFIKEN: MAGMA GMBH

Hierbei sind s<sub>i</sub> und v<sub>i</sub> die Oberfläche bzw. das Volumen einer Einzelpore.

Um die charakteristische Porenmorphologie innerhalb einer Probe zu beschreiben, wird eine mittlere volumengewichtete Sphärizität  $\psi_{mean}$  ermittelt, im Weiteren auch mittlere Sphärizität genannt. Dieser Parameter gewichtet große Poren aufgrund ihres Volumens deutlich stärker als kleine. In den Auswertungen hat sich gezeigt, dass diese Vorgehensweise sehr robust gegenüber der Nutzung unterschiedlicher Auflösungen beim CT-Scan ist. Zusätzlich wird hierdurch der Einfluss sehr kleiner Poren, die an der Auflösungsgrenze des Computertomografen liegen, minimiert. Diese sehr kleinen Poren sind am stärksten fehlerbehaftet und darüber hinaus für die Lebensdauervorhersage vernachlässigbar.

$$\psi_{mean} = \frac{\sum_{N} (v_i \psi_i)}{\sum_{N} v_i}$$
 (2)

In dieser Gleichung stellt N die Gesamtzahl aller Poren innerhalb einer Probe dar.

#### 4 Ergebnisse der Porenanalysen

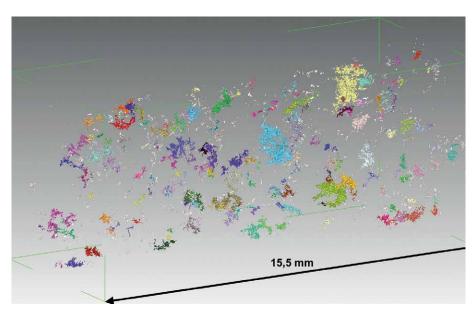
In Tabelle 1 sind die minimalen und maximalen charakteristischen Porositätskenngrößen, die nach den zuvor vorgestell-

ten Methoden bestimmt wurden, zusammengefasst. Zwischen den gemessenen Werten bestehen signifikante Unterschiede. Die Porosität variiert von sehr geringen (0,003 Vol.-%) bis hin zu moderaten Werten (0,392 Vol.-%). Aufgrund der nicht normierten Auswertungsroutine der CT-Messungen sowie der Nachbearbeitung der Daten lässt sich kein Messfehler angeben. Das Hauptaugenmerk lag daher auf der möglichst robusten Ermittlung der Porengröße.

Im Vergleich zu den geringen Abweichungen in der Gesamtporosität treten sowohl für den maximalen Umhüllendendurchmesser  $d_{e,max}$ (ca. 0,2 bis 4 mm) als auch für die charakteristische Porenmorphologie  $\psi_{mean}$  (0,18 bis 0,90) signifikante Unterschiede auf. Dies zeigt, dass die einzelnen Poren innerhalb einer engen Gesamtporositätsspannbreite signifikant unterschiedliche Charakteristika aufweisen. Ein genaueres Verständnis bezüglich des Zusammenhangs zwischen diesen Größen ist damit für quantitative Aussagen über das Einsatzverhalten des Materials wesentlich. In Bild 2 wird beispielhaft eine Probe der Legierung AlSi8Cu3 aus dem Zwischendeck in 3-D dargestellt. Die Probe enthält lediglich 0,176 % Porosität, weist aber einen maximalen Durchmesser der Porenumhüllenden von 2,75 mm auf. Die Poren sind hochgradig tordiert, d. h. verwunden und verzweigt. So führt ein geringes absolutes Porenvolumen bereits zu signifikanten Porenabmessungen. Eine geringe Porositätsmenge kann damit zu Defektgrößen führen, die für die Schwingfestigkeitsvorhersage relevant sind. Bild 3 zeigt den Zusammenhang zwischen dem maximalen Umhüllendendurchmesser und der Porosität für die beiden untersuchten Legierungen. Dieser wird in der ersten Näherung als linear angenommen. Es ist ersichtlich, dass die Streuung um den angenommenen linearen Zusammenhang mit steigender Porosität deutlich zunimmt. Der vermutete lineare Zusammenhang zwischen dem maximalen Umhüllendendurchmesser und der Porosität ist insofern bemerkenswert, da beide Legierungen eine Differenz von ca. 2,5 Gew.-% Kupfer und ca. 1 Gew.-% Silizium aufweisen. Innerhalb einer Legierung sind zudem drei deutlich unterschiedlich schnell erstarrende Probenregionen untersucht worden. Trotzdem scheinen die Proben beider Legierungen in erster Näherung demselben linearen Trend zu folgen.

Das im Maximum höhere Porositätsniveau, das die Proben der Legierung AlSi8Cu3 aufweisen, lässt sich primär mit dem erhöhten Kupfergehalt erklären. Kupfer ist dafür bekannt, dass es in Aluminiumgusslegierungen zu einer Destabilisierung der eutektischen Erstarrungsfront führt und damit die zuletzt erstarrende Zone schwammartig erstarrt [6]. Die daraus resultierende reduzierte Permeabilität der erstarrenden Mikrostruktur

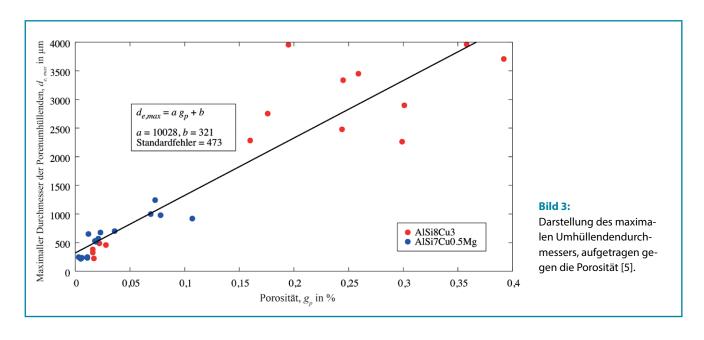
Tabelle 1: Liste der minimalen und maximalen charakteristischen Porositätskennwerte aller 30 ausgewerteten Proben. Porosität, g<sub>n</sub> Maximaler Umhüllendendurchmesser, Mittlere gew. Sphärizität,  $\psi_{mean}$  $d_{e,max}$  in  $\mu m$ in Vol.-% 0.003 218 Min 0,18 Max 0,392 3961 0,90

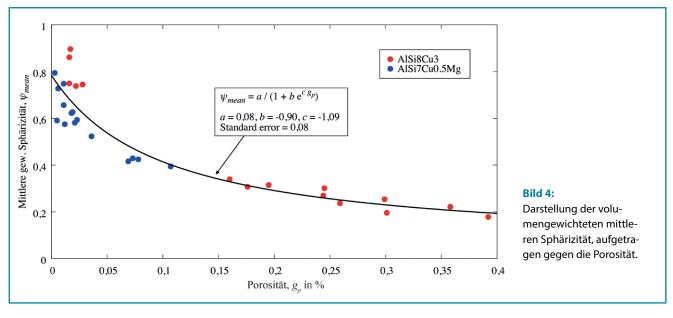


**Bild 2:** Dreidimensionale Darstellung einer XCT-Probe aus dem Zwischendeck eines AlSi8Cu3-Zylinderkopfes. Die Porosität beträgt 0,176 %, der maximale Durchmesser der Porenumhüllenden d<sub>e,max</sub> 2,75 mm. Die Einfärbung der einzelnen Poren erfolgt zufällig und nur zur besseren Differenzierung der einzelnen Poren [5].

führt zu einer früheren Isolation von flüssigen Bereichen und bildet damit das Potenzial für größere Porositätsmengen. Ein ausreichend hoher lokaler thermischer Gradient kann die Speisungswege der schwammartigen Zone wiederum verkürzen und damit negative Effekte des erhöhten Kupfergehalts auf die Porosität kompensieren. Kupfer erhöht darüber hinaus in Kombination mit Strontium als eutektischem Veredelungsmittel die Größe der eutektischen Zellen [7]. Hierdurch ergeben sich eine Vergrößerung der flüssigen Restschmelzebereiche und damit ein höheres Porositätspotenzial. Schlussendlich vergrößert ein erhöhter Kupfergehalt das Erstarrungsintervall, speziell im Be $reich \, der \, Resterstarrung \, (Terminal \, Freezing \, Range \, TFR_{85-95} \, zwiner \, and \, resters \, the start of the st$ schen einem Erstarrungsanteil von 85 % und 95%). Die sich am Ende der Erstarrung bildende Phase Al<sub>2</sub>Cu weist eine hohe Volumenkontraktion (ca. 8,4 Vol-%) zwischen dem flüssigen und festen Zustand auf. Der erste Faktor verschlechtert damit das Speisungsvermögen der Legierung, der zweite erhöht wiederum den lokalen Speisungsbedarf der zuletzt erstarrenden Schmelze.

Ein weiterer Unterschied zwischen beiden Legierungen ist der signifikant höhere Eisengehalt der Legierung AlSi8Cu3, der in der Literatur als porositätserhöhend beschrieben wird [8]. In beiden Fällen enthalten die Legierungen jedoch ausreichende Mengen an Mangan, um die Phase α-Al<sub>15</sub>(Fe,Mn)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub> anstatt  $\beta\text{-Al}_{\scriptscriptstyle{5}}\text{FeSi}$  zu bilden. Im Gegensatz zur  $\beta\text{-Phase}$  hat die α-Phase eine runde, eingeformte Topologie, was sie weniger abträglich für die lokale Speisung auf der Mikrostrukturebene macht und damit das Potenzial für Porenbildung kaum vergrößert [9]. Bild 4 stellt die Entwicklung der mittleren gewichteten Sphärizität  $\psi_{\text{mean'}}$  gegen die Porosität dar. Mit zunehmender Porosität ist ein kontinuierlicher Abfall der mittleren Sphärizität zu beobachten. Der vermutete Zusammenhang wurde mit einer Fitfunktion angenähert (siehe Bild 4). Daraus ergibt sich ein theoretischer Sphärizitätsgrenzwert für hohe Porositäten von 0,08 und von ca. 0,8 bei einem gegen null laufenden Porositätswert. Die Proben beider untersuchten Legierungen folgen auch hier demselben Trend.



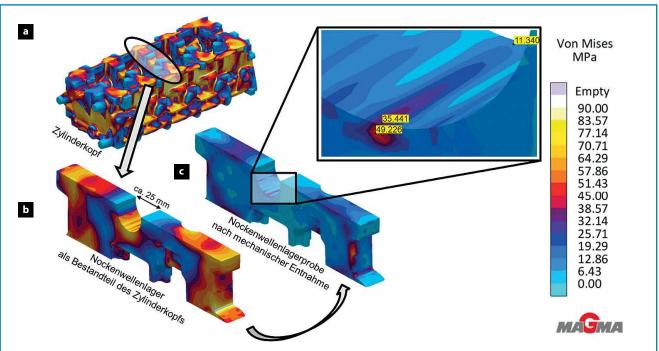


Da trotz der vorgestellten Unterschiede beider Legierungen das gleiche grundlegende Verhalten in Bezug auf den Zusammenhang von Porengröße zu Porositätsmenge (siehe Bild 3) vorliegt, kann angenommen werden, dass auch für die Porenform keine direkte Abhängigkeit zur chemischen Zusammensetzung, der Erstarrungsrate oder der Länge der breiartigen, teilerstarrten Zone vorliegt (siehe Bild 4). Vielmehr scheint die am Ende der Erstarrung vorliegende dendritische Struktur den verfügbaren Raum für Porenbildung vorzugeben. Bei sehr niedrigen Porositätsgehalten sind zunächst Poren mit hoher Sphärizität zu beobachten. Dies ist notwendigerweise der Fall, um die Grenzflächenenergie einer Pore zu minimieren. Kleine Poren werden hierdurch maßgeblich in ihrer Form bestimmt, zumal sie durch den Kontakt mit der dendritischen Struktur aufgrund ihrer geringen Größe nur geringfügig in ihrer Form beeinflusst werden. Bildet sich mehr Porosität, vergrößert sich die maximale Porenumhüllende linear (siehe Bild 3). Im Verhältnis zum Porenvolumen führt dies verglichen mit einer gleichvolumigen Kugel zu einer überproportionalen Zunahme der Porenoberfläche. Bild 4 zeigt dies in Form einer abfallenden mittleren volumengewichteten Porensphärizität mit steigender Porosität. Dieser Sphärizitätsabfall ist auf eine gesteigerte Wachstumsbehinderung der größer werdenden Poren durch die dendritische Mikrostruktur zurückzuführen. Je höher die vorhandene Porositätsmenge ist, desto tordierter sind die größten Poren. Weiterführende Analysen [10] haben gezeigt, dass dieses Verhalten nicht notwendigerweise allgemein der Fall ist, sondern vermutlich auf gasarme (im Fall von Aluminiumgusslegierungen wasserstoffarme) Schmelzen beschränkt ist. Im Falle der hier vorgestellten Proben ist von einer sehr späten Porenbildung im Erstarrungsverlauf auszugehen. Die dendritische Mikrostruktur hat somit entscheidenden Einfluss auf die Entwicklung der Porenform.

## 5 Eigenspannungsverteilung nach der Wärmebehandlung

Der Gießprozess und die Wärmebehandlung von Aluminiumgussteilen können zu erheblichen Eigenspannungen führen. Da sich diese Eigenspannungen sowohl vorteilhaft als auch nachteilig auf die ertragbaren Lasten beim späteren Einsatz des Bauteils auswirken können, müssen sie bereits während der Bauteilauslegung berücksichtigt werden. Sollten sich nachteilige Spannungszustände konstruktionsbedingt nicht vermeiden lassen, kann bereits in dieser Phase eine sinnvolle Anpassung (Geometrie, Abschreckvorgang nach dem Lösungsglühen) vorgenommen werden. Für den Zylinderkopf der Legierung AlSi7Cu0.5Mg wurden die Eigenspannungen für eine angepasste T6W-Wärmebehandlung (wasserabgeschreckt) mit der Simulationssoftware MAGMAsoft [A] berechnet (Bild 5). Mit dem Programm können auch Spannungsumlagerungen, die aus dem Freischneiden von Proben resultieren, berücksichtigt werden.

Nach der Wärmebehandlung liegen im Gussteil signifikante Eigenspannungen vor. Bei einer Von-Mises-Vergleichsspannung von über 90 MPa sind diese bei einer Funktionssimulation in jedem Fall zu berücksichtigen. Die Hauptursache der hohen Spannungen sind die unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten während der Wasserabschreckung nach dem Lösungsglühen (T6W). Die mechanische Entnahme der Nockenwellenlagerproben für die Validierungsversuche aus den wärmebehandelten Zylinderköpfen führt zur Umlagerung der vorhandenen Eigenspannungen. Bei diesem Vorgang wird der Probenbereich aus dem Gesamtzylinderkopf freigeschnitten und anschließend ein neues mechanisches Gleichgewicht im Probekörper berechnet. Das Resultat ist ein veränderter Spannungszustand. Es verbleibt hiernach eine über den Kerbbereich unsymmetrische Eigenspannungsverteilung mit Werten bis zu ca. 50 MPa (von Mises), siehe Bild 5.



**Bild 5:** Darstellung der simulierten Von-Mises-Vergleichsspannung für eine T6W-Wärmebehandlung. a) im gesamten Zylinderkopf, b) im Nockenwellenlager als Bestandteil des Zylinderkopfes und c) nach der mechanischen Entnahme des Nockenwellenlagers für die Validierungsversuche.

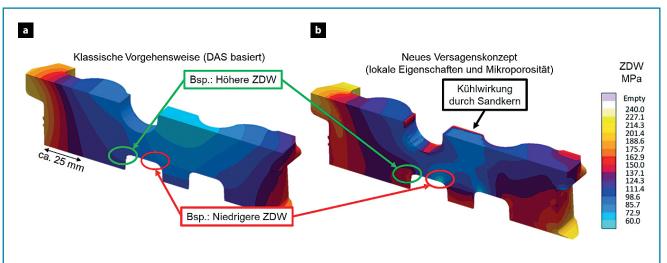
#### 6 Abschätzung der lokalen Ermüdungsfestigkeit

Es ist gängige Praxis, aus der lokalen Erstarrungszeit den lokalen Dendritenarmabstand (DAS) vorherzusagen. Dieser wiederum kann einfach mit der Zugfestigkeit korreliert werden. Der DAS steht über die lokale Abkühlgeschwindigkeit in direkter Verbindung zum Abstand des erstarrenden Gefüges von der kühlenden Kokille. Mit zunehmendem Abstand von der Kokillenoberfläche steigt der DAS im Nockenwellenlager. Über einfache Korrelationen kann daher mithilfe von Zugversuchen für bekannte Werte des DAS eine Vorhersage der lokalen Zugfestigkeit (R<sub>m</sub>) erfolgen. Die Zugfestigkeit kann mittels etablierter Ansätze für eine verbesserte Abschätzung der zyklischen Eigenschaften genutzt werden. Es wird klar, dass diese Vorgehensweise lediglich die lokale Erstarrungsrate berücksichtigt. Lokale Änderungen des thermischen Gradienten, der legierungsspezifischen Erstarrungsmorphologie oder der Mikroporosität haben keinen Einfluss auf die vorhergesagte Bauteilschwingfestigkeit. Damit führt dieser Ansatz zwar zu einer verbesserten Bauteilauslegung im Vergleich zu konstanten Materialeigenschaften, berücksichtigt jedoch keine lokalen Effekte. Deutliche Abweichungen zwischen dem erwarteten und dem tatsächlich beobachteten Versagensverhalten bleiben bestehen. Durch die Berücksichtigung der lokalen Mikroporosität und damit der lokal vorliegenden Defektgröße in Form des maximalen Durchmessers der Porenumhüllenden, kann der o. g. Ansatz deutlich erweitert werden. Für die Vorhersage der lokalen Mikroporosität wird unter einer Vielzahl von unterschiedlichen Modellen hier im speziellen auf die Veröffentlichung von Carlson et al. [11] verwiesen, mit der für den Nockenwellenbereich des Zylinderkopfs die lokale Menge an Mikroporosität vorhergesagt wurde. Auch wenn in den meisten Bereichen ein sehr niedriges Porositätsniveau vorherrscht, zeigen sich lokal jedoch auch deutlich höhere, den untersuchten Versuchsraum teilweise übersteigende Mikroporositäten. Daher wurde das vorhergesagte Porositätsniveau auf 0,5 Vol.-% begrenzt.

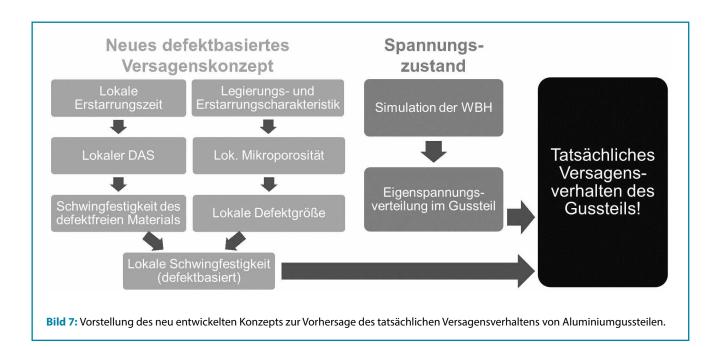
Die Defektgröße und die Mikrostrukturcharakteristik ermöglichen wiederum die Ableitung der lokalen Schwingfestigkeit [12]. **Bild 6** zeigt einen Vergleich der in MAGMAsoft berechneten

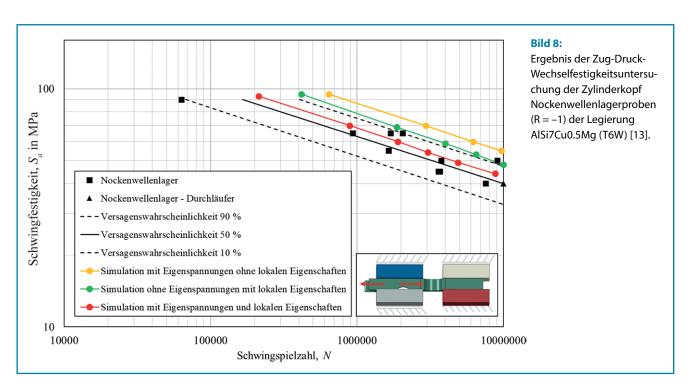
Zug-Druck-Wechselfestigkeit (ZDW) im Schnitt durch die Mitte des Nockenwellenlagers für die beiden diskutierten Modelle. Die klassische Vorgehensweise unter alleiniger Berücksichtigung des DAS (links) zeigt den Effekt der abfallenden Abkühlgeschwindigkeit von der Kokille hin zum thermischen Zentrum in der Gussteilmitte. Erst durch das Einbeziehen der Mikroporosität (rechts) werden lokale Effekte wie die Reduktion der Mikroporosität in unmittelbarer Nähe des Sandkerns und der Effekt eines großen thermischen Gradienten berücksichtigt. Um die Tauglichkeit des erläuterten Konzepts zu belegen, führte das Institut für Allgemeinen Maschinenbau in Leoben, Österreich, Validierungsversuche für das Nockenwellenlager durch. Analog hierzu simulierte die AVL List GmbH mit der Software Femfat das Versagensverhalten. Alle in Femfat genutzten lokalen mechanischen Eigenschaften sowie die vorliegenden Eigenspannungen wurden mithilfe des MAGMAlink-Moduls übertragen. Bild 7 fasst den neu entwickelten Ansatz zur Vorhersage des tatsächlichen Versagensverhaltens eines Aluminiumgussteils nochmals zusammen: Erst durch die Einbeziehung der lokal vorliegenden Mikroporosität sowie der Eigenspannungen aus dem Guss- und Wärmebehandlungsprozess kann das Bauteilverhalten realistisch vorhergesagt werden.

Bild 8 zeigt die Ergebnisse der Validierungsversuche mit den entnommenen Nockenwellenlagerproben. Die Eigenschaften (ZDW und Eigenspannungszustand) wurden im Prüfzustand auf das FE-Netz übertragen. Ohne eine Berücksichtigung von lokalen Materialeigenschaften und Eigenspannungen kommt es zu einer Lebensdauervorhersage, die dem tatsächlichen Werkstoffverhalten im Zylinderkopf nicht entspricht. Wenn ausschließlich Eigenspannungen, verbunden mit homogenen Materialeigenschaften berücksichtigt werden, wird die Schwingfestigkeit deutlich überschätzt (Bild 8, gelbe Datenreihe). Das gleiche gilt, wenn nur der DAS ohne Eigenspannungen berücksichtigt wird (Bild 8, grüne Datenreihe). Verglichen mit dem zuvor geschilderten Fall ist die Abweichung zwischen den Realversuchen und der Simulation hier jedoch geringer. Erst durch die Berücksichtigung beider Faktoren, d. h. dem lokalen Eigenspannungszustand und der lokalen Eigenschaftsverteilung, kann das beobachtete zyklische Bauteilverhalten zufriedenstellend vorhergesagt werden.



**Bild 6:** Darstellung der Zug-Druck-Wechselfestigkeit (ZDW) im Schnitt durch die Mitte des Nockenwellenlagers mittels des "klassischen" Ansatzes, basierend auf a) dem lokalen (DAS) sowie b) auf der zusätzlich einbezogenen Mikroporositätsvorhersage und der abgeleiteten Defektgröße.





### 7 Zusammenfassung und Fazit

In einer umfassenden Analyse der Mikroporosität in Zylinderköpfen für zwei typische Gusslegierungen konnte ein Zusammenhang zwischen einer charakteristischen Porengröße und der Porenform mit der Gesamtporosität der Proben ermittelt werden. Dabei nimmt die Sphärizität der Poren kontinuierlich ab, während die maximalen Porenabmessungen mit steigender Porosität zunehmen. Beide Abhängigkeiten stehen in direktem Zusammenhang mit den Mechanismen der Porenbildung in einem ausgeprägt dendritischen Gefüge und bestimmen sowohl die Porenform als auch die Porengröße. Der ermittelte Zusammenhang wurde für die Vorhersage einer porositätsba-

sierten Schwingfestigkeit verwendet. Hierdurch können über die Abkühlrate hinaus sowohl das lokale Speisungsvermögen als auch die spezifische Erstarrungscharakteristik der Legierung berücksichtigt werden. Dies ermöglicht die lokale Vorhersage von Unterschieden in der Schwingfestigkeit des Bauteils. Zusätzlich zu den lokalen Materialeigenschaften wurde der Eigenspannungszustand nach einer T6W-Wärmebehandlung berücksichtigt. Mithilfe von Validierungsversuchen konnte nachgewiesen werden, dass beide Einflussgrößen, sowohl die lokale Schwingfestigkeit als auch der Eigenspannungszustand, notwendig sind, um eine zufriedenstellende Genauigkeit in der Vorhersage des Versagensverhaltens zu erreichen. Die entwickelte Methodik stellt damit eine deutliche Erweite-

rung von bisher verwendeten Methoden zur Auslegung von hochbelasteten Gussbauteilen dar. Die gezielte Nutzung dieser Vorgehensweise im Rahmen von virtuellen Versuchsplänen (DoE) verspricht eine zielgerichtete Entwicklung von Bauteilen sowie deren robuste Fertigung im realen Gießprozess.

Die Autoren danken Nemak Linz für die Bereitstellung der Gussteile sowie der AVL List GmbH für die Simulationen der Validierungsproben. Dank geht auch an die Materials Center Leoben GmbH für die Durchführung der CT-Scans und an den Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau der Montanuniversität Leoben, der das Versagensmodell entwickelt sowie die Validierungsversuche durchgeführt hat. Arbeiten des Lehrstuhls wurden im Rahmen des COMET-Förderprogramms ("Integration der Gießsimulation in die betriebsfeste Bauteilauslegung von Aluminium-Gussbauteilen", COMET K2, Project A1.20) durch staatliche österreichische Institutionen finanziell gefördert.

Moritz Weidt M.Sc., MAGMA Gießereitechnologie GmbH, Aachen und Prof. Dr.-Ing. Andreas Bührig-Polaczek, Gießerei-Institut, RWTH Aachen University.

#### Literatur

[1] Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 13 (1990), [Nr. 3], S. 213–227.

[2] C. Garb, M. Leitner, und F. Grün, "Fatigue Strength Assessment of AlSi7Cu0.5Mg T6W Castings Supported by Computed Tomography Microporosity Analysis", Procedia Engineering 160 (2016), [January], S. 53–60. [3] Giesserei 102 (2015), [Nr. 4], S. 34–41.

[4] International Journal of Material Research109 (2018), [Nr. 10], S. 889–899. [5] M. Weidt und C. Thomser, "Methodische Integration der virtuellen gießtechnischen Optimierung in die Bauteilentwicklung zur betriebsfesten und robusten Auslegung von hochbelasteten Aluminiumgussteile", VDI-Berichte, Magdeburg, Germany, 2019, Bd. 2339, S. 23–37.

[6] AFS Transactions 110 (2002), S. 347-358.

[7] Metallurgical and Material Transaction B 35 (2004), [Nr. 6], S. 1097–1106. [8] Materials Science and Engineering A 425 (2006), [Nr. 1–2], S. 286–296. [9] AFS Transactions 109 (2001), S. 39–60.

[10] M. Weidt, R. A. Hardin, C. Garb, J. Rosc, R. Brunner, und C. Beckermann, "Prediction of porosity characteristics of aluminium castings based on X-ray CT measurements", International Journal of Cast Metals Research (2018), S. 1–19.

[11] Metallurgical and Material Transaction A 40 (2009), [Nr. 1], S. 163–175. [12] C. Garb, "Materialmodellentwicklung für die betriebsfeste Auslegung von Aluminiumgussbauteilen unter Berücksichtigung mikrostruktureller Größen", Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2018.

[13] M. Smolnikar, M. DeJack, M. Strasek, R. Tichy, und K. Czubernat, "Impact of Material Behavior on Engine Development - Influence of Porosity on Fatigue Life in Aluminum (part II)", gehalten auf der Femfat User Conference, Steyr, Österreich, 2019.

