

Modellierung von Gefüge und mechanischen Eigenschaften von Aluminium-Gusslegierungen während des Gießens und der Wärmebehandlung

Dr. M. Schneider,
MAGMA Gießereitechnologie GmbH, Aachen

Kurzfassung

Bei der Herstellung von Aluminiumgussteilen bestimmen Legierungszusammensetzung, Metallurgie und lokale Erstarrungsbedingungen die lokal unterschiedliche Bildung von Gefügen und Defekten. Das lokale Gefüge und Defekte haben einen entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. In diesem Artikel wird ein Überblick über neue Möglichkeiten zur Simulation des lokalen Gefüges vom Gießprozess bis hin zum Ende der Wärmebehandlung gegeben. Aufgrund des berechneten Gefüges zum Ende der Prozesskette werden mechanische Eigenschaften vorhergesagt. Diese lokalen Informationen können bereits während der Bauteilkonstruktion als Eingangsparameter für die Simulation weiterer Prozessschritte wie z. B. Lebensdauerberechnung dienen. Sie können aber auch dazu genutzt werden, den Gießprozess und den Wärmebehandlungsprozess selbst zu optimieren, um geforderte mechanische Eigenschaften bei möglichst kostengünstigem Herstellungsprozess zu gewährleisten.

Grundlage für die Berechnung von Gefügen und Eigenschaften ist die Berücksichtigung von thermodynamischen Phasendiagrammen und Modellen zur Wachstumskinetik der metallischen Phasen. Die Bildung von Mikroporositäten wird durch ein Modell beschrieben, das sowohl die interdendritische Speisung als auch die Wasserstoffausscheidung berücksichtigt. Das nach dem Guss vorhergesagte Gefüge - insbesondere die Mg_2Si und Al_2Cu Phasen – bildet den Eingangsparameter für die Modellierung der Diffusion und Phasenbildung während der Wärmebehandlung. Die mechanischen Eigenschaften des Bauteils nach der Wärmebehandlung werden aus Größe und Verteilung der Ausscheidungen sowie dem Mg/Cu-Gehalt der Matrix berechnet.

Die Anwendung der Prozesssimulation sowie ein Vergleich mit Messdaten werden am Beispiel eines Zylinderkopfprototyps dargestellt und Möglichkeiten zur Nutzung der Ergebnisse für die Bauteilauslegung und Prozessoptimierung werden diskutiert.

Einleitung

Die Herstellung von hoch belasteten Aluminiumussteilen im Motorenbau ist in vielen Fällen ein mehrstufiger Fertigungsprozess, bei dem das Gussteil nach der Erstarrung und Abkühlung eine Wärmebehandlung durchläuft. In Bild 1 sind die wichtigsten Fertigungsschritte schematisch am Temperaturverlauf eines Gussteils, beginnend mit dem Gussprozess über die T6/T7 Wärmebehandlung bis hin zur anschließenden Bearbeitung dargestellt.

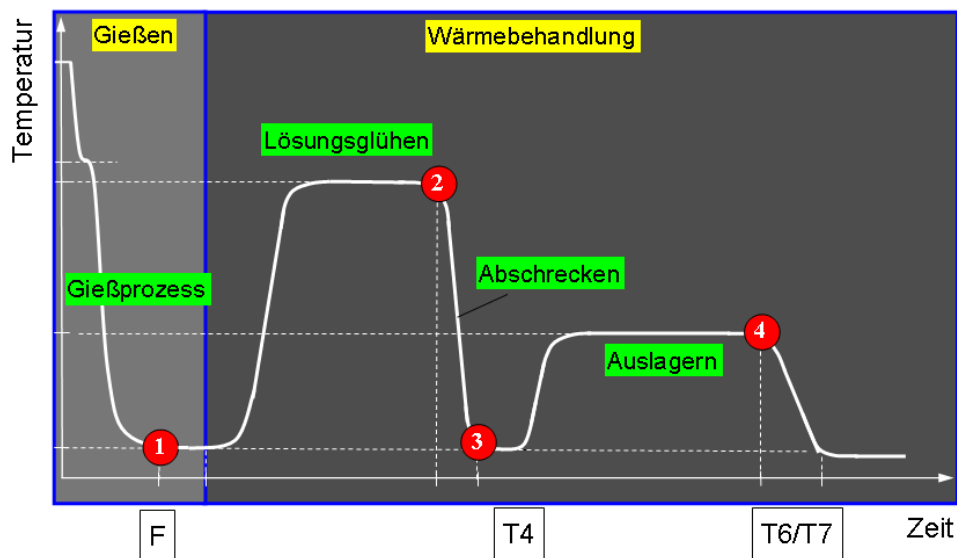


Bild 1: Temperaturverlauf während des Herstellungsprozesses.

Während der Fertigungsschritte verändern sich das Gefüge und der Spannungszustand des Gussteils. Die Wärmebehandlung hat hierbei die Aufgaben, sowohl die mechanischen Eigenschaften zu verbessern als auch interne Spannungen abzubauen. Eine T6/T7 Wärmebehandlung führt allerdings nur für bestimmte Aluminiumlegierungen zu signifikant besseren mechanischen Eigenschaften. Dies gilt für Legierungen, die zum Ende der Erstarrung ausreichend kupfer- oder magnesiumreiche Phasen bilden. Natürlich bestimmen darüber hinaus lokale Abkühlbedingungen (Bildung unerwünschter Phasen, Gefügeverteilung, Gefügefeinheit), sowie die Speisung und der Gasgehalt im Bauteil (Porositäten) die mechanischen Eigenschaften [1].

Für den Konstrukteur sind primär der Spannungszustand des fertig bearbeiteten Gussteils und seine Eigenschaften vor dem Einbau von Interesse. Der Gießer muss Spannungen und Gefüge im Gussteil kennen und beherrschen. Beide ändern sich über den gesamten Fertigungsablauf. Beim Aufheizen des Gussteils nahe der Solidustemperatur beim

Lösungsglühen (Bild 1,2) gehen die kupfer- oder magnesiumreiche Phasen im Gussgefüge (Bild 1,1) wieder in Lösung. Das anschließende Abschrecken des Bauteils muss so kontrolliert werden, dass es nicht zu hohen Eigenspannungen kommt (möglichst langsame Abkühlung), aber dass andererseits auch sichergestellt ist, dass Kupfer und Magnesium in Lösung bleiben (möglichst schnelle Abkühlung) (Bild 1,3). Cu/Mg wird bei der nachfolgenden Warmauslagerung benötigt, um das Gefüge durch Ausscheidung von intermetallischen Phasen in kontrollierter Weise zu verändern (Bild 1,4). Die abschließende langsame Abkühlung auf Raumtemperatur hat keinen nennenswerten Einfluss auf das Gefüge und die resultierenden mechanischen Eigenschaften.

Berechnung der Mikrostruktur während der Erstarrung

Die Vorhersage der Gussqualität und der lokalen Ausbildung der entstehenden Gefüge (primäre und eutektische sowie intermetallische Phasen) kann heute sicher durch Simulationsprogramme berechnet werden [2][3]. Hierbei werden die Legierungszusammensetzung sowie metallurgische Größen zur Kornfeinung und Veredelung als Eingangsgrößen genutzt. Durch Gefügesimulation (Mikromodellierung) für jede Zelle des Rechengebietes können für einen Zeitschritt mit Hilfe von Gleichgewichtsphasendiagrammen (Bild 2,1) und der Kinetik des Phasenwachstums (Bild 2,2) die Phasenbildung und die Seigerungen der Elemente berechnet (Bild 2,3) und dadurch das Freiwerden der Schmelzwärme ermittelt werden (Bild 2,4). Das bestimmt den Ausgangszustand für den nächsten Zeitschritt bei dem mit geänderter Temperatur und geänderter Zusammensetzung die Berechnungsschleife neu gestartet wird. Unterschiedliche lokale Abkühlbedingungen im Gussteil führen dabei zu unterschiedlichem Erstarrungsverhalten, Seigerungsprofilen und damit auch zu lokal unterschiedlicher Gefügebildung. In Abhängigkeit der Temperatur und der Phasenanteile werden von der Software darüber hinaus thermodynamische Werte für die Dichte, die thermische Leitfähigkeit, die Wärmekapazität und die Viskosität in der Schmelze und im Erstarrungsintervall mit berechnet. Neben den lokalen Phasenanteilen werden Gefügekenngößen wie Korngröße und sekundärer Dendritenarmabstand (SDAS) vorhergesagt.

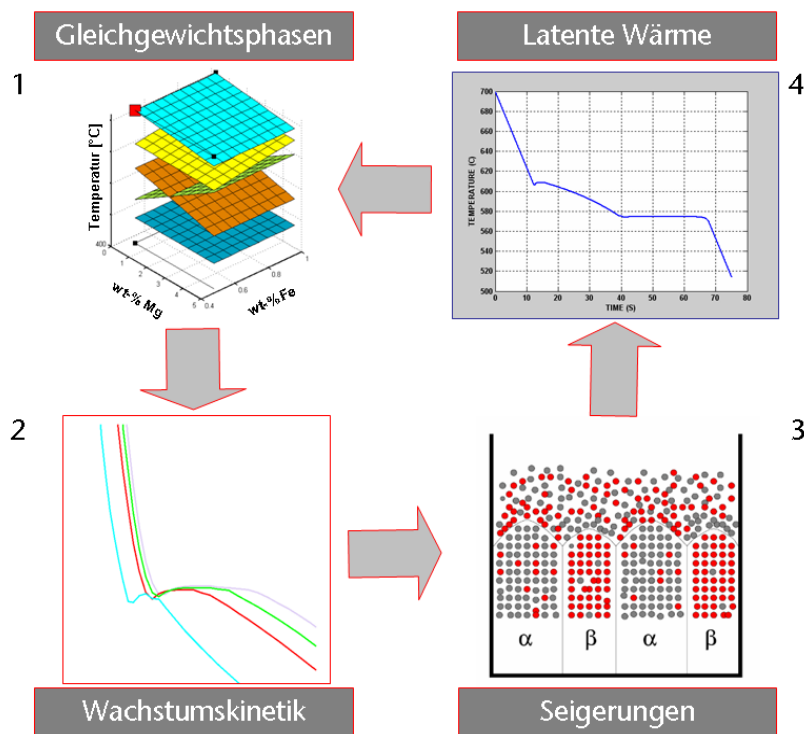


Bild 2: Gefügeberechnung während der Erstarrung

Zusätzlich werden derzeit neue Modelle zur quantitativen Vorhersage von Mikroporosität (Porengröße und -verteilung) in Abhängigkeit vom Wasserstoffgehalt implementiert [4]. Dabei werden sowohl die Nachspeisung der erstarrenden Schmelze durch das dendritische Netzwerk als auch die Bildung der „neuen Phase“ Pore berechnet. Das Speisungsvermögen einer Legierung wird sehr stark von der Erstarrungsmorphologie bestimmt, die als Permeabilität im Erstarrungsintervall in die Berechnungen eingeht. Die sich zeitlich und örtlich verändernden Permeabilitäten werden durch SDAS und den sich zeitlich ändernden Anteil der festen Phasen bestimmt. Keimbildung und Wachstum von Poren finden nur bei unzureichender lokaler Nachspeisung (Druckabfall im Erstarrungsintervall) und bei einem erhöhten Wasserstoffpartialdruck (durch Seigerung) statt. Das Wachstum der Poren ist diffusionskontrolliert [3][4] – d. h. eine schnelle Erstarrung führt zu weniger und im Mittel kleineren Poren als langsame Erstarrung. Die Vorhersagen des Modells wurden zunächst an einem Stufenkeil experimentell verifiziert [6][7][8].

Modellierung von Gefüge und Eigenschaften während der Wärmebehandlung

Eine T6/T7 Wärmebehandlung umfasst die Schritte Lösungsglühen, Abschrecken und das darauf folgende Warmauslagern. Die Änderungen im Gefüge während dieser Schritte sind Festkörperumwandlungen und somit primär diffusionsgesteuerte Prozesse. Das hier

vorgestellte Modell kann derzeit auf untereutektische AlSiMg-, AlSiCu-, and AlSiMgCu-Legierungen angewendet werden, d. h. Aluminiumlegierungen mit Silizium als Hauptlegierungselement im Bereich von 6% bis 12% und weiteren Zusätzen von Magnesium oder Kupfer. Diese Legierungen bilden zum Ende der Erstarrung Mg_2Si - oder Al_2Cu -Phasen. Nach der Erstarrung enthalten diese Phasen fast das gesamte Magnesium oder Kupfer je nach anfänglicher Schmelzkonzentration. Allerdings sind die Größe der Phasen und ihre Verteilung im Gusszustand nicht optimal für die gewünschten mechanischen Eigenschaften. Ziel der Wärmebehandlung ist es daher, diese Phasen zunächst wieder in Lösung zu bringen und dann bei der Auslagerung Ausscheidungen von gewünschter Größe und Anzahl entstehen zu lassen. Hierdurch kommt es zu einer Ausscheidungshärtung, die in besseren mechanischen Eigenschaften des Gefüges resultieren.

Lösungsglühen

Ziel des Lösungsglühens ist die Auflösung der Mg_2Si - oder Al_2Cu -Phasen und die Erzeugung eines Zustandes mit möglichst vielen Leerstellen im Kristallgitter. Je höher die Leerstellendichte im Gitter ist, desto schneller laufen Diffusionsprozesse ab. Der diffusionsbasierte Modellierungsansatz für Lösungsglühen beinhaltet die Berechnung der Diffusion von Kupfer und Magnesium nach dem zweiten Fickschen Gesetz. Die Diffusionsgeschwindigkeit wird durch den lokalen Dendritenarmabstand und die Phasenanteile von Mg_2Si oder Al_2Cu bestimmt. Als Ausgangswerte werden die Phasenanteile aus der Erstarrungssimulation verwendet. Für die Berechnung des anfänglichen Konzentrationsprofils von Cu/Mg wird die Rückdiffusion während der Erstarrung in Betracht gezogen. Die Konzentration am äußeren Rand der Einheitszelle wird mit Werten angenommen, die dem thermodynamischen Gleichgewicht entsprechen [10][11][12]. Simulationen, die mit einer gemessenen Cu-Verteilung starten, zeigen gute Übereinstimmung mit den gemessenen Cu-Verteilungen zu verschiedenen Lösungsglühzeitpunkten für feinere SDAS [13]. Die Diffusion im Al-Si-Eutektikum ist um eine Größenordnung schneller als die Diffusion in der α -Aluminium-Phase. Deshalb ist es ausreichend, nur Letztere zu modellieren da dies der limitierende Prozessschritt ist. Bild 4 zeigt die gemessenen und simulierten Mg-Konzentrationen entlang eines Schnittes durch den Dendritenarm (siehe Bild 3) für eine Al-8Si-0.32Mg-Legierung als Funktion der Lösungsglühzeit für einen SDAS von 25 μm .

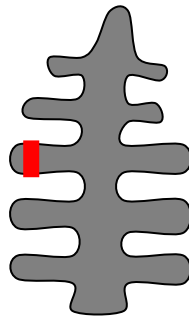


Bild 3: Dendrit mit Position der Konzentrationsmessung (rot).

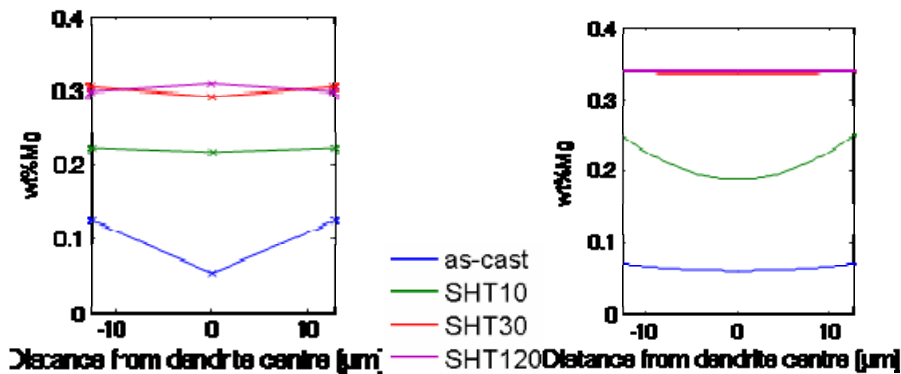


Bild 4: Gemessene (links) und simulierte (rechts) Mg-Verteilung einer Al-8Si-0.32Mg-Legierung bei einem SDAS von 25 µm zu unterschiedlichen Lösungsglühzeiten.

Abschrecken

Das Ziel der Abschreckvorganges ist es, einen übersättigten Zustand in Hinblick auf sowohl die Mg/Cu-Konzentration als auch auf die Leerstellenkonzentration herzustellen. Dazu ist es notwendig, das Material möglichst schnell abzukühlen, um unerwünschte Ausscheidungen oder Kristallgitterveränderungen zu verhindern. Bei zu langsamer Abkühlung (bauteil- oder prozessbedingt) bilden sich Ausscheidungen, die weder eine optimale Größe noch eine optimale Anzahl haben, um den festigkeitssteigernden Effekt durch Ausscheidungshärtung zu gewährleisten. Zusätzlich wird in diesem Fall Mg/Cu für die intermetallischen Phasen „verbraucht“, das nun nicht mehr zur Verfügung steht, um in einem kontrollierten Warmauslagerungsprozess gewünschte Ausscheidungen zu bilden. Versuche zeigen dabei die in Bild 5 qualitativ gezeigte Abhängigkeit des Scheitelwertes der Streckgrenze bei der Warmauslagerung von der Abschreckrate [14][15][16][17][18][19].

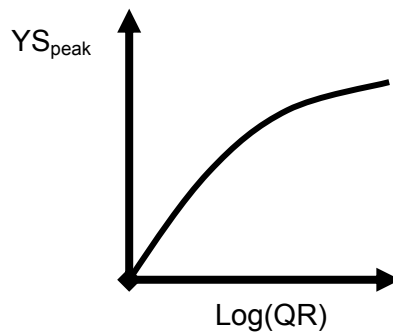


Bild 5: Qualitatives Verhalten des Scheitelwertes der Streckgrenze (YS_{peak}) vom Logarithmus der Abschreckrate (QR).

Im Modell werden Daten aus den Abschreckversuchen benutzt, um die Mengen an Mg/Cu zu bestimmen, die aufgebraucht worden sind. Weitere Versuche sind notwendig, um diese Mengen - insbesondere bei kleinen Abkühlraten - besser zu bestimmen.

Warmauslagerung / Vorhersage von mechanischen Eigenschaften

Das Ziel der Warmauslagerung ist es, Ausscheidungen in einem kontrollierten Prozess in optimaler Anzahl und Größe wachsen zu lassen. Die übersättigte Leerstellenkonzentration führt hierbei zu einer Beschleunigung des Prozesses. Ähnlich wie beim Lösungsglühen basiert die Modellierung auf der Berechnung der Diffusion von in der Kristallmatrix gelöstem Mg/Cu in kugelförmige Ausscheidungen mit Radius r_p und Konzentration C_p (siehe Bild 6), die dementsprechend wachsen. Die Konzentrationen an den beiden Seiten der Grenzfläche zwischen Partikel und Matrix entsprechen den thermodynamischen Gleichgewichtskonzentrationen. Die Größe der Einheitszelle r_c ist durch die Keimdichte vorgegeben und die Menge C_c von Mg/Cu, das zur Verfügung steht um Ausscheidungen zu bilden, ist abhängig von den vorherigen Prozessschritten.

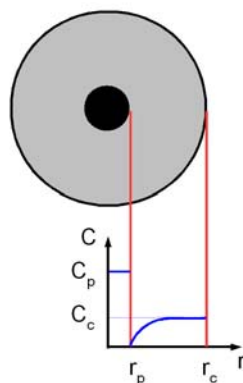


Bild 6: Schematische Darstellung der Geometrie und des Konzentrationsverlaufs für die Diffusionsprozesse während der Warmauslagerung.

Wenn das Mg/Cu aufgebraucht ist, vergrößern sich die Ausscheidungen nur noch, d. h. der Massenanteil der Ausscheidungen bleibt gleich. Dabei verringert sich die Anzahl der Teilchen auf Kosten der Teilchengröße. Die Modellierung der mechanischen Eigenschaften basiert auf der Größe und des Volumenanteils der Ausscheidungen, dem mittleren Abstand zwischen den Ausscheidungen und dem Mg/Cu-Gehalt in der Kristallmatrix [20][21]. Für die Berechnung der Streckgrenze werden somit auch die intrinsische Streckgrenze des Aluminiums, die Erhöhung der Streckgrenze durch das gelöste Mg/Cu und die Beiträge durch Scherung und Überbrückung berücksichtigt.

Bild 7 zeigt den gemessenen und simulierten zeitlichen Verlauf der Streckgrenze für AlSiMg-Legierungen mit verschiedenen Mg-Konzentrationen. Typischerweise zeigen diese Kurven einen steilen Anstieg in der Streckgrenze durch die Ausscheidungshärtung, ein Plateau der Streckgrenze mit dem Scheitelwert und danach einen langsamen Abfall der Streckgrenze durch Überalterung (Kornvergrößerung). Die Übereinstimmung von Modellvorhersagen und Simulation ist sehr gut.

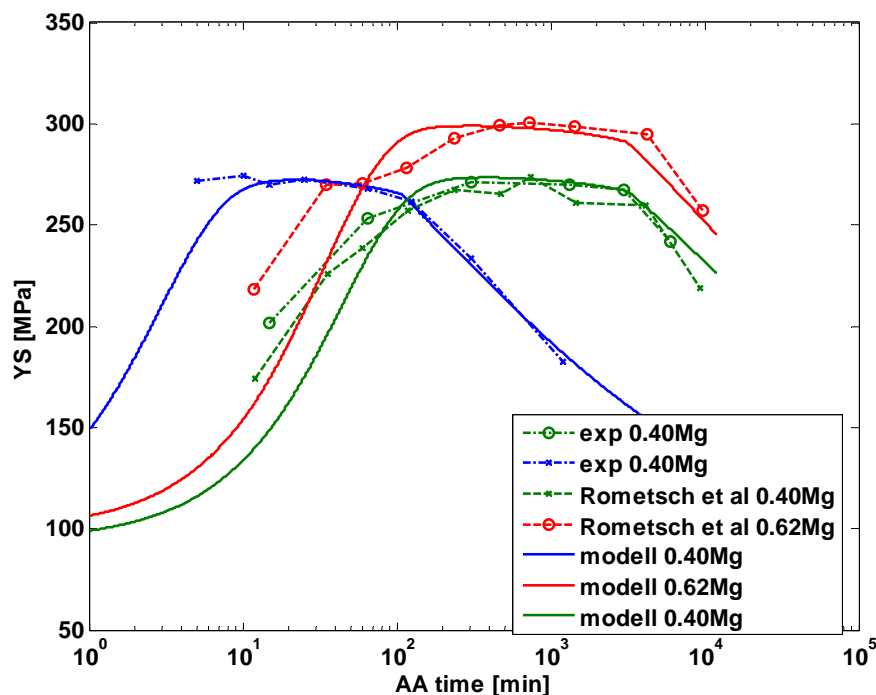


Bild 7: Vergleich von gemessenem und simuliertem zeitlichem Verlauf der Streckgrenze für AlSiMg-Legierungen mit verschiedenen Mg-Konzentrationen.

Anwendung auf ein Prototypen-Gussteil (Zylinderkopf)

Innerhalb des Europäischen Forschungsprojekts NADIA wurde ein Zylinderkopf mit unterschiedlichen Schmelzzusammensetzungen, unterschiedlichen Abkühlbedingungen an der Brennraumplatte des Zylinderkopfes und unterschiedlichem Porositätsgrad abgegossen (Bild 8). Es handelt sich dabei um keinen realen Zylinderkopf, sondern um eine Geometrie, die die wesentlichen geometrischen Eigenschaften eines Zylinderkopfes widerspiegelt. Diese Zylinderköpfe wurden dann einer T6- oder T7-Wärmebehandlung unterzogen. Die Zylinderköpfe wurden instrumentiert, um den Temperaturverlauf an verschiedenen Stellen des Gussteils während des Füllens und Erstarrens und auch während der Wärmebehandlung aufzuzeichnen. Zusätzlich wurden auch Dehnungsmessstreifen angebracht, um den Spannungsverlauf während der Wärmebehandlung zu dokumentieren. Messungen des Gefüges im Bereich der Brennraumplatte wurden ebenfalls durchgeführt. Unter Verwendung der Temperaturverläufe wurden die Randbedingungen in der Simulationssoftware für alle Produktionsschritte kalibriert. Dies erfolgte teilweise mit inverser Optimierung, um die Randbedingungen während der Abschreckbedingungen sowohl für Luft- als auch Wasserabschreckung richtig zu erfassen.

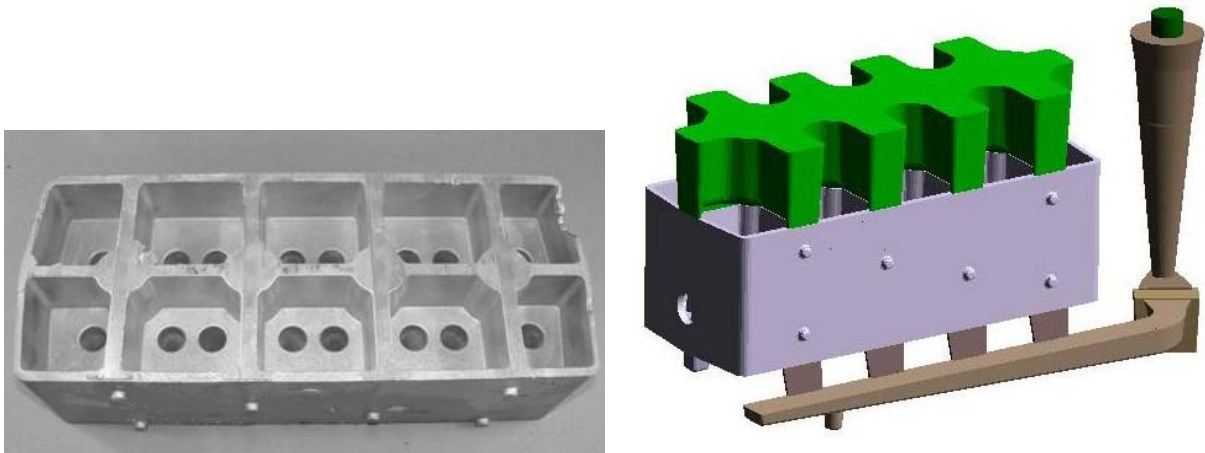


Bild 8: Demonstratorbauteil Zylinderkopf. Gussteil (rechts), Gussteil mit Gießsystem (links). Das Gussteil wird im Kernpaket mit einer wassergekühlten Stahlkokille als Bodenplatte und offenen Speisern gegossen.

In Bild 9 ist der SDAS nach der Erstarrung als wichtiges Gefügemerkmal dargestellt. Das Gefüge ist umso feiner, je kürzer die Erstarrungszeit ist. Die simulierten SDAS-Werte in diesem Bereich sind in guter Übereinstimmung mit den Messungen.

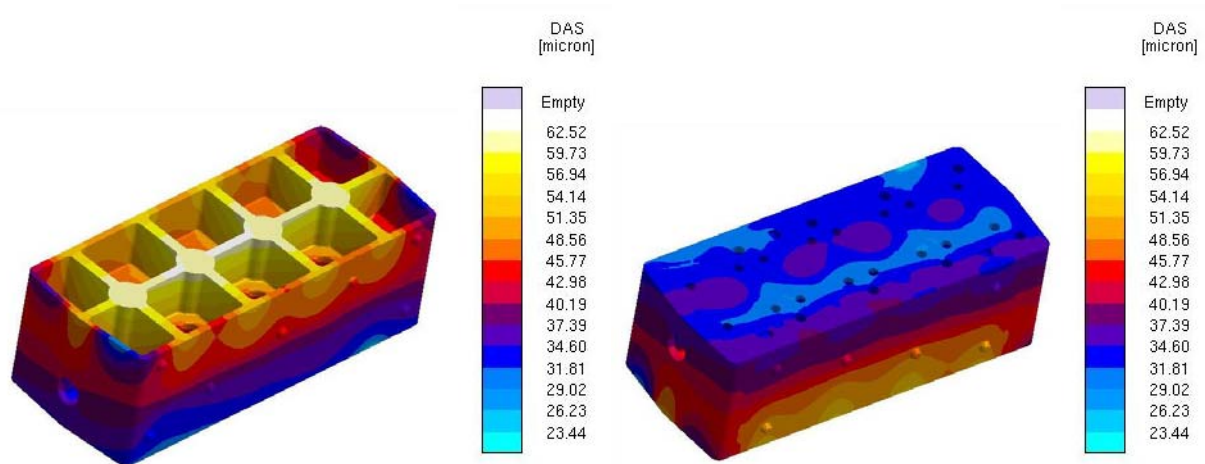


Bild 9: Sekundärer Dendriten-Armaabstand. Ansicht von oben (links) und vom Brennraum (rechts)

Bild 10 zeigt den simulierten Phasenanteil der Mg_2Si -Phase im Gussgefüge. Es ist ein relativ konstanter Wert von ca. 0.4% verteilt über das gesamte Bauteil. Abhängig von den Abkühlbedingungen gibt es kleine Schwankungen. Das Porenvolumen liegt zwischen 0.04% und 0.57% bei einem Wasserstoffgehalt in der Schmelze vor dem Abguss von 0.15ml/100g. Messungen im Brennraumbereich mit Kühlkanaleinfluss ergaben Werte ca. 0.12% Porenvolumen.

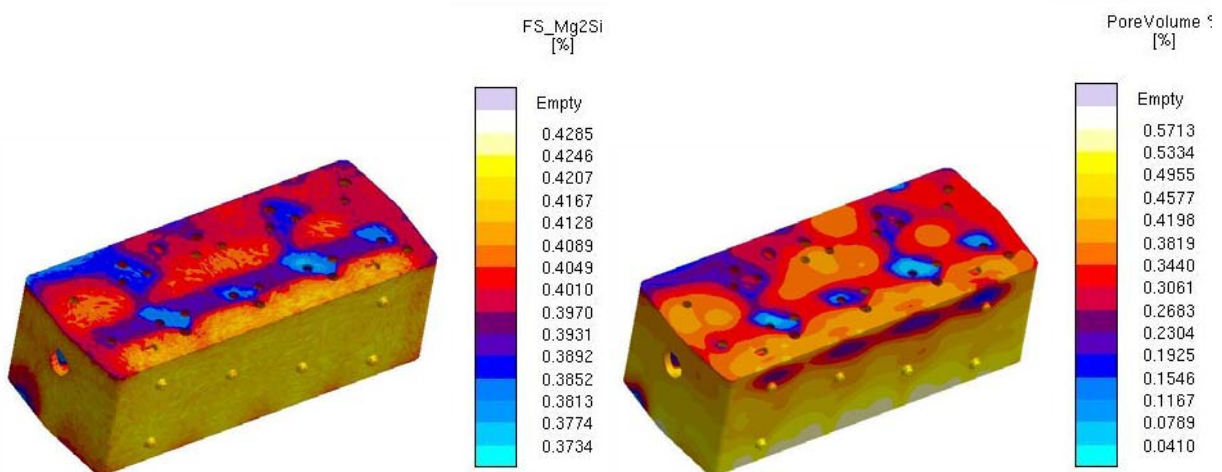


Bild 10: Phasenanteil von Mg_2Si (links) und Porenvolumen (rechts)

Die Simulation der Wärmebehandlungssimulation liefert als Ergebnisse des Lösungsglühens den Grad der Phasenauflösung („degree of dissolution“). Dies kann genutzt werden, um festzustellen, ob die Dauer und Temperatur des Lösungsglühens ausreichend waren, um

Kupfer und Magnesium in Lösung zu bringen. Darüber hinaus werden die Konzentration von Cu und Mg in der Matrix berechnet.

Ein Ergebnis der Abschrecksimulation ist die Abschreckrate („quench rate“), die als Abkühlungsgeschwindigkeit zwischen zwei legierungsspezifischen Temperaturen definiert ist. Für die Simulation der Warmauslagerung werden der Scheitelwert der Streckgrenze („Peak Yield Strength“), der Wert der Streckgrenze zum Ende der Auslagerung („Yield Strength“) und die Zeit bis zum Erreichen des Scheitelwertes („Time to Peak Yield Strength“) berechnet. Die Streckgrenzen sind hier als Wert der Spannung berechnet bei 0.1% der Verschiebung (Rp0.1%) definiert. Diese Ergebnisse können genutzt werden, um optimale Eigenschaften durch die Wärmebehandlung abzuschätzen und die Warmauslagerungszeit optimal einzustellen. Das Ergebnis „Streckgrenze“ gibt den Wert bei Überalterung wieder.

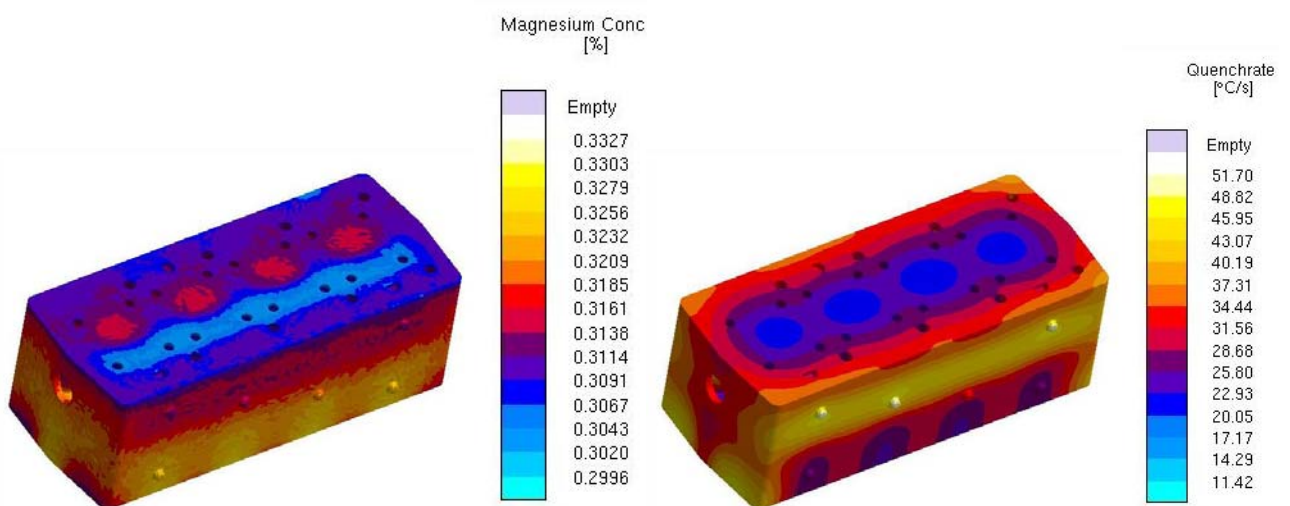


Bild 11: Magnesium-Konzentration nach dem Lösungsglühen (links) und Abschreckrate (rechts)

Bild 11 zeigt am Beispiel des Zylinderkopfes die Mg-Konzentration nach einem Lösungsglühen bei 530°C für 240 Minuten einer AlSi7MgCu05-Legierung. Die Konzentration zeigte gute Übereinstimmung mit Literaturwerten [22]. Außerdem wird die Abschreckrate bei einer Abschreckung in ein 60°C warmes Wasserbad dargestellt. In äußeren Bereichen hat diese den Wert von ca. 50°C/s und im Inneren ca. 10°C/s. Der Maximalwert ist aufgrund der Laborbedingungen recht hoch und wird unter realen Fertigungsbedingungen nicht erreicht, bei denen zahlreiche Gussteile in einem Gitterkorb abgeschreckt werden und sich gegenseitig abschatten. Bild 12 zeigt die berechnete Streckgrenze nach einer Warmauslagerung. Die Messungen ergaben im Außenbereich ca. 260 MPa mit guter

Übereinstimmung zur Simulation. Allerdings liegt die Simulation ca. 25 MPa unter den Messungen im Inneren. Bild 13 zeigt den Scheitelwert der Streckgrenze und die Zeit des Warmauslagerns, um diesen Scheitelwert zu erreichen. Der Scheitelwert der Streckgrenze wird in diesem Bauteil ungefähr zur gleichen Zeit, nach ca. einer Stunde, erreicht und unterscheidet sich auch nicht signifikant von dem Wert nach 140 Minuten Warmauslagerung. Die simulierte Verteilung der Werte der Streckgrenze macht deutlich, dass das Abschrecken der Prozessschritt mit dem größten Einfluss auf die Streckgrenze ist. D. h. die Bauteilgeometrie und die Abschreckrichtung sind die entscheidenden Parameter. Die durchgeführten Messungen zeigen eine kleinere Varianz der Streckgrenze als Funktion des Ortes im Bauteil als die Simulationsergebnisse.

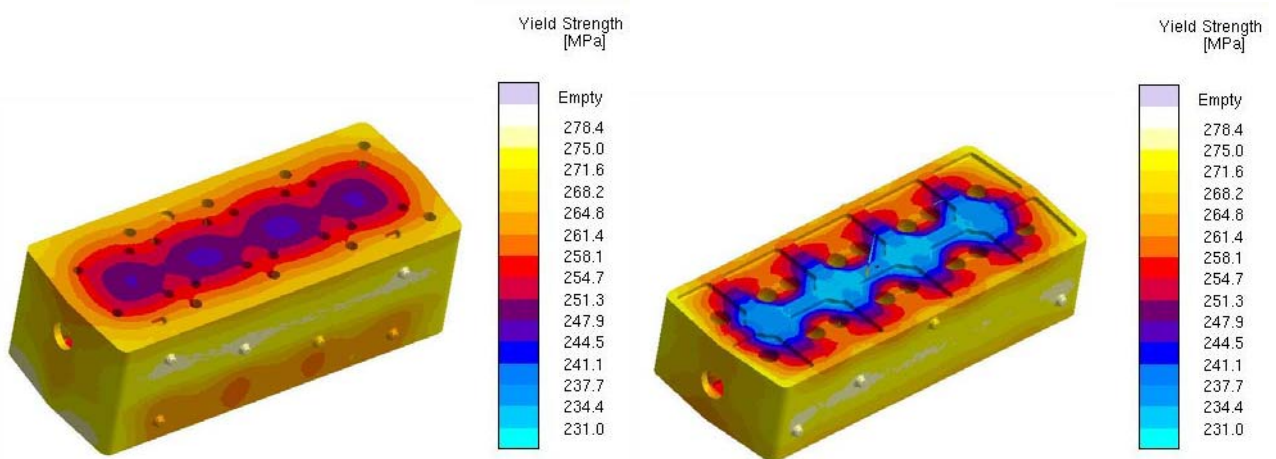


Bild 12: Streckgrenze zum Ende der Warmauslagerung bei 210°C für 140 Minuten. Brennraumansicht links, Schnitt durch das Gussteil rechts

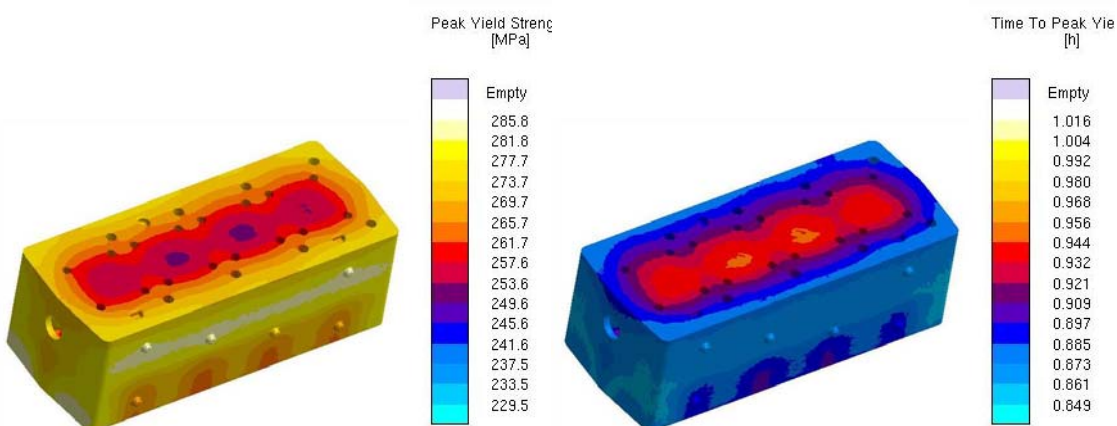


Bild 13: Scheitelwert der Streckgrenze (links) und Zeit bis zum Erreichen des Scheitelwertes (rechts) bei einer Warmauslagerung bei 210°C.

Zusammenfassung und Ausblick

In diesem Beitrag wurde ein Überblick über einen integrierten Ansatz zur Simulation der gesamten Fertigungskette von Aluminium-Gussteilen gegeben. Hierbei können sowohl das Gussgefüge (Phasen und Porosität) berechnet, als auch die mechanischen Eigenschaften nach der Wärmebehandlung vorhergesagt werden. Das Modell erlaubt die Untersuchung wichtiger Einflussgrößen auf die Bauteilqualität wie Legierungszusammensetzung und metallurgisch relevante Prozessgrößen. Darüber hinaus können wichtige Fertigungsparameter optimiert werden. Die Anwendung des Programms für ein Demonstratorgussteil zeigt die Eignung für den industriellen Einsatz an realen Bauteilen. Ziel ist es, sowohl dem Gießer als auch dem Konstrukteur ein Werkzeug zur Verfügung zu stellen, mit dem die mechanischen Eigenschaften des Gussteils lokal vorhergesagt werden können. Dies ermöglicht sowohl eine Optimierung des Guss- und Wärmebehandlungsprozesses als auch eine Optimierung der Bauteilgeometrie. Darüber hinaus werden die Ergebnisse für eine Quantifizierung der betriebsfesten Auslegung (HCF) und bei der Bewertung von thermomechanischer Ermüdung in thermisch hochbelasteten Bereichen von Gussteilen einen wichtigen Beitrag leisten.

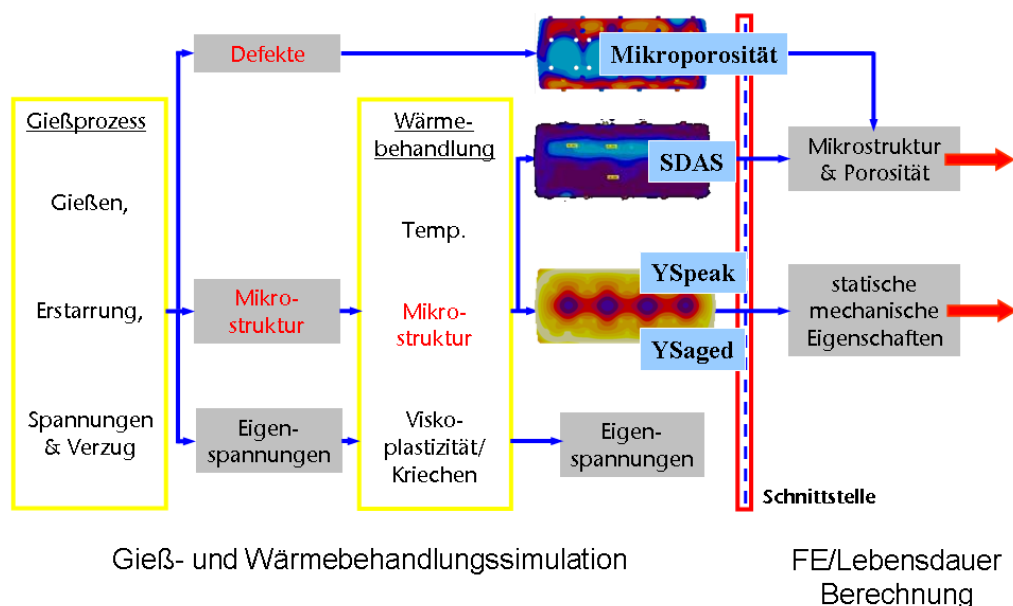


Bild 15: Integration der Fertigungssimulation in FE/Lebensdauer-Berechnungen

Danksagung

Die Arbeiten wurden durch das EU-Projekt Nadia – “New Automotive components Designed for and manufactured by Intelligent processing of light Alloys” (NMP-2004-SME 3.4.4.5, contract n.026563-2) finanziell unterstützt.

Referenzen

1. Li, P., Maijer, D.M., Lindley, T.C., and Lee P.D., "A through process model of the impact of in-service loading, residual stress, and microstructure on the final fatigue life of an A356 automotive wheel", *Mat. Sci. Eng. A*, 2007, Vol. 460, pp. 20-30.
2. M. Wessén, I. L. Svensson, S. Seifeddine, J. Olsson, W. Schäfer, "Simulation of cooling curves, microstructures and mechanical properties in cast Al-Si-Based alloys," in *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes XI*, eds. C.A. Gandin and M. Bellet, TMS, Warrendale, PA, 2006.
3. MAGMA5 Version 5.0 User Handbook, 2009.
4. Carlson, K.D., Lin, Z., and Beckermann, C., "Modeling the Effect of Finite-Rate Hydrogen Diffusion on Porosity Formation in Aluminum Alloys," *Metall. Mater. Trans. B*, Vol. 38B, 2007, pp. 541-555.
5. Lee, P.D., Chirazi, A., See, D., "Modeling microporosity in aluminum-silicon alloys: a review", *J Light Metals*, Vol. 1, 2001, pp. 15-30.
6. Akhtar, S., *Hydrogen Porosity in Al-Si Foundry Alloys*, Ph.D. Thesis, Norwegian University of Science and Technology, 2010.
7. Akhtar, S., Arnberg, L., Di Sabatino, M., Dispinar, D., Mazurkevich, G., Kappey, J., Fainberg, J., Schneider, M., "Simulation of Porosity in Al-Si Foundry Alloy Part 1: Gravity Die Casting," to be submitted to *Int. J. Cast Met. Res.*
8. Akhtar, S., Fainberg, J., Kappey, Schneider, M., Dispinar, D., J., Di Sabatino, M., Arnberg, L., "Simulation of Porosity in Al-Si Foundry Alloy Part 2: Low Pressure Die Casting," to be submitted to *Int. J. Cast Met. Res.*
9. Carlson, C., and Beckermann, C., "Prediction of Shrinkage Pore Volume Fraction Using a Dimensionless Niyama Criterion," *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 40A, 2009, pp. 163-175.
10. N. Saunders," The Modelling of Stable and Metastable Phase Formation in Multi-Component Al-Alloys" *Proceedings of 9th International Conference on Aluminium alloys, Brisbane, Australia August 2-5 2004*
11. TTAL5 – Al-based Alloys Database Version 5.1 (ThermoTech Ltd., Guildford, UK, 2006)
12. J.O. Anderson, T. Helander, L. Höglund, P.F. Shi, and B. Sundman, "Thermo-Calc and Dictra, Computational Tools for Material Science," *CALPHAD*, 26:273-312, 2002
13. E. Sjölander and S. Seifeddine, "Optimization of solution treatment of cast Al-Si-Cu alloys", *Mat. & Design*, article in press, doi:10.1016/j.matdes.2009.10.035.
14. E. Sjölander and S. Seifeddine, "The heat treatment of Al-Si-Cu-Mg casting alloys", *J. of Material Processing Technology*, Vol. 210, pp. 1249-1259
15. Seifeddine, S., Timelli, G., Svensson, I.L., 2007. Influence of quench rate on the microstructure and mechanical properties of aluminium alloys A356 and A354. *Int. Foundry Res.* 59, 2–10.
16. Emadi, D., Whiting, L.V., Sahoo, M., Sokolowski, J.H., Burke, P., Hart, M., 2003. Optimal heat treatment of A356.2 alloy. In: Crepeau, P.N. (Ed.), *Light Metals 2003*. TMS, San Diego, CA, United States, pp. 983–989.

17. Pedersen, L., Arnberg, L., 2001. The effect of solution heat treatment and quenching rates on mechanical properties and microstructures in AlSiMg foundry alloys. *Metall. Mater. Trans. A* 32, 525–532.
18. Rometsch, P.A., Schaffer, G.B., 2000. Quench modelling of Al–7Si–Mg casting alloys. *Int. J. Cast Metal. Res.* 12, 431–439.
19. Zhang, D.L., Zheng, L., 1996. The quench sensitivity of cast Al–7Wt Pct Si–0.4 Wt pct Mg alloy. *Metall. Mater. Trans. A* 27, 3983–3991.
20. Rometsch, P.A. and Schaffer, G.B., “An age hardening model for Al-7Si-Mg Casting Alloys,” *Mat. Sci. Eng.*, Vol. A325, 2002, pp. 424–434.
21. Shercliff, H.R. and Ashby, M.F., “A process model for age hardening of Aluminum Alloys: I the model,” *Acta Metal. Mater.*, Vol. 38, 1990, pp. 1789–1802.
22. Wang, Q.G. and Davidson, C.J., “Solidification and precipitation behaviour of Al-Si-Mg casting alloys,” *J. Mat. Sci.*, Vol. 36, 2001, pp. 739–750.
23. Akhtar, S., Dispinar, D., Arnberg, L., and Di Sabatino, M., “Effect of hydrogen Content, Melt Cleanliness and Solidification Conditions on Tensile Properties of A356 Alloy,” *Int. J. Cast Metals Res.*, Vol. 22, 2009, pp. 22-25.
24. Caton, M.J.; Jones, J.W.; Boileau, J.M.; Allison, J.E., "The Effect Of Solidification Rate On The Growth Of Small Fatigue Cracks In A Cast 319-Type Aluminum Alloy," *Met. Trans. A*, Vol. 30, 1999, pp. 3055-3068.