

Optimierung der Wärmebehandlungsparameter für eine AlMgSi-Gusslegierung

Petkov, T. (1,2); Küstner, D. (1, 2); Pabel, T. (1); Faerber, K. (2); Kneißl, C. (1); Schumacher, P. (1, 2)

In dieser Arbeit soll ein Optimierungsvorschlag für die Parameter des Lösungsglühens und Warmauslagerns der Aluminiumgusslegierung Al Mg₅Si₂Mn (MAXXALOY® - 59) dargestellt werden. Das Bestimmen der optimalen Lösungsglühetemperatur erfolgt anhand von thermophysikalischen Berechnungen mit der Software Thermo-Calc® theoretisch, und in weiterer Folge durch experimentelle Kalorimetrieversuche mittels DSC. Im zweiten Schritt wurden die Warmauslagerung des Wärmebehandlungsprozesses und die Auswirkungen der Wärmebehandlung auf das Gefüge und die Werkstoffeigenschaften bei verschiedenen Temperaturen und Zeiten untersucht.

Die daraus ermittelten Temperaturen und die auf Literaturergebnissen [1] und auf Erfahrungswerten basierenden Haltezeiten wurden auf Gussproben angewandt.

Durch das thermische Analyseverfahren Differential Scanning Calorimetry (DSC) konnten die Temperaturniveaus für eine erfolgreiche Wärmebehandlung festgelegt werden. Da die Temperatur erst in Kombination mit einer entsprechenden Warmauslagerungszeit die entsprechenden metallkundlichen Vorgänge aktivieren kann, wurden praktische Wärmebehandlungsversuche bei unterschiedlichen Warmauslagerungszeiten für beide Warmauslagerungstemperaturen durchgeführt (T4, T6, T64, T7).

Ziel war es, die im Gusszustand spröde Mg₂Si-Phase im Eutektikum so umzuwandeln, dass der Werkstoff nach dem Lösungsglühn duktilere Eigenschaften und höhere Festigkeiten besitzt. Zur Bestätigung der Berechnungen des optimierten Lösungsglühvorganges und den damit verbundenen Verbesserungen der Festigkeitseigenschaften, werden mikroskopische Untersuchungen (Licht- und Rasterelektronenmikroskopie) und mechanische Werkstoffprüfungen (Zug- und Härteprüfungen) sowohl an den Proben im Gusszustand als auch im optimierten, lösungsgelöhten Zustand durchgeführt.

Nach der Warmauslagerung wurden mittels Härte- und Zugprüfung die mechanischen Eigenschaften ermittelt. Durch

metallographische Untersuchungen wurden die Gefügeänderungen in Folge der Wärmebehandlung überprüft, dokumentiert und bewertet.

Es konnten im Rahmen dieser Arbeit die optimalen Parameter für eine erfolgreiche Warmauslagerung der Al Mg₅Si₂Mn-Legierung gefunden werden. Es wurden bei annähernd gleichbleibender Duktilität die Zugfestigkeit, Dehngrenze und Härte signifikant gesteigert.

Theorie

Das Aushärten ist ein diffusionsabhängiger Vorgang in übersättigten Mischkristallen. Aushärtbare Legierungen müssen im Zustandsschaubild bei steigender Temperatur ein Mischkristallgebiet mit zunehmender Löslichkeit besitzen (Bild 1). Die Ausscheidungen jedoch sind nicht temperaturbeständig und der Effekt der Ausscheidungshärtung geht bei erhöhten Betriebstemperaturen (> 240 °C) wieder verloren. Aushärtbare Aluminiumlegierungen sind beispielsweise [2]:

- Reihe 6000 AlMgSi (+ Mn, Cu)
- Reihe 2000 AlCu (+ Mg, Mn, Si, Pb)
- Reihe 7000 AlZn (+ Mg, Cu)

Zum Aushärten wird die Legierung aus dem Mischkristallgebiet abgeschreckt, sodass der im Mischkristall gelöste Legierungsbestandteil keine Zeit zum Ausscheiden besitzt. Es entsteht aufgrund dessen ein bei Raumtemperatur instabiler übersättigter Mischkristall, der bestrebt ist den Überschuss an gelösten Legierungsbestandteilen auszuscheiden, um somit den Gleichgewichtszustand zu erlangen. Durch anschließendes Auslagern wird die bei der schnellen Abkühlung unterdrückte Diffusion kontrolliert angeregt. Dabei entstehen feindisperse Ausscheidungen die im Kristallgitter die Versetzungsbewegung blockieren.

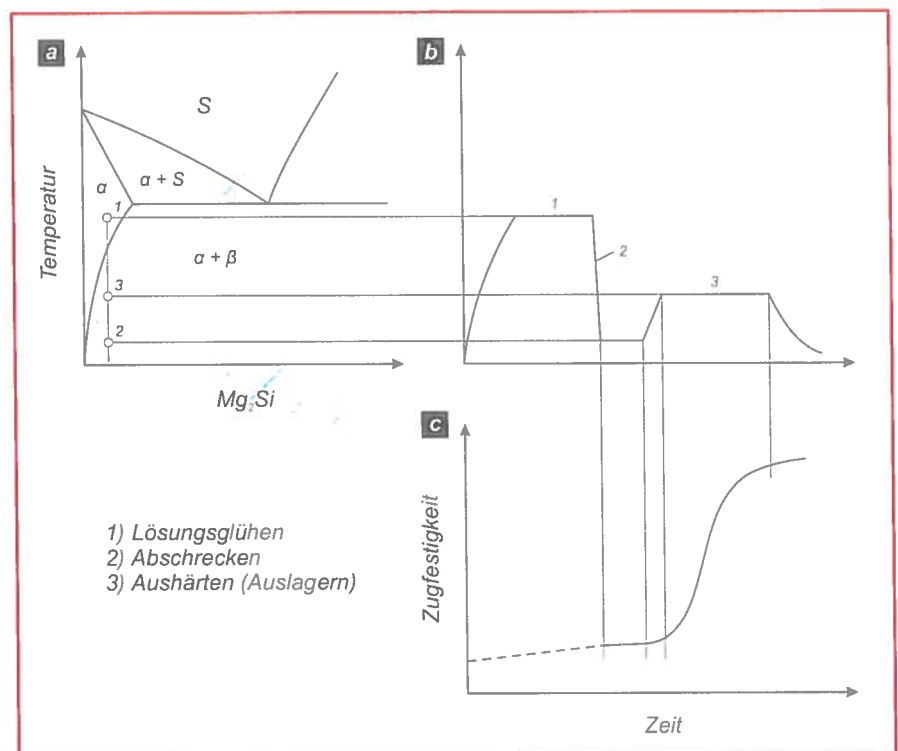


Bild 1: Aushärtung einer Aluminiumlegierung (schematisch) [3]

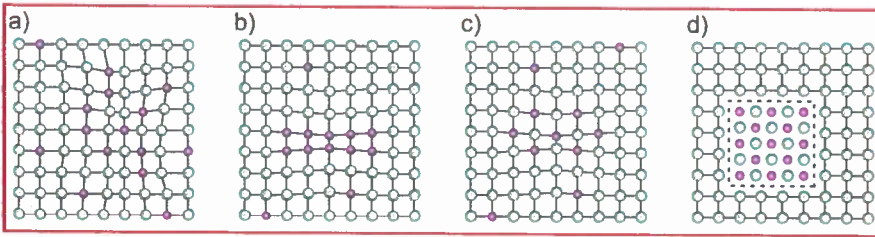


Bild 2: Entmischungsreihe: a) Cluster, b) GP-Zone, c) kohärente Ausscheidung, d) inkohärente Ausscheidung [3]

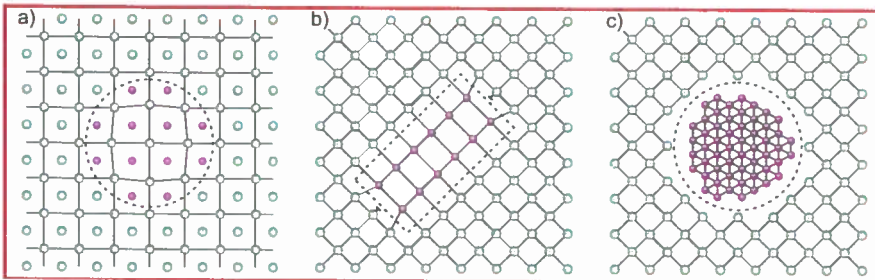


Bild 3: Form der Ausscheidungen: a) kohärent, b) teilkohärent, c) inkohärent [4]

Die Ausscheidungsbildung ist stark von der Temperatur und der Zeit abhängig und kann wie folgt unterteilt werden [2]:

- Cluster: ungeordnete Ansammlungen (inhomogener Mischkristall)
- GP-Zonen I + II: (nach Guinier und Preston) geordnete Konzentration (z. B. Al-Cu)
- Kohärente Ausscheidungen: behalten das Wirtsgitter in verzierter Form bei (starkes Versetzungshindernis)
- Inkohärente Ausscheidungen: besitzen ein artfremdes Gitter (geringes Versetzungshindernis)

Bei Raumtemperatur oder leicht erhöhter Temperatur liegt eine ungeordnete Verteilung der Legierungsatome vor. Hierbei kommt es zu einer Ansammlung der Legierungsbestandteile an bevorzugten Gitterpositionen, was zur Bildung einer lokalen Überstruktur führt (Clusterbildung). Diese gebildete Übergangsphase ist metastabil und somit mit zunehmender Zeit und Temperatur veränderbar.

Bei höheren Temperaturen und ausreichend Zeit können sich sogenannte Guinier-Preston-Zonen (GP-Zonen) oder intermediäre Verbindungen (kohärente und inkohärente Ausscheidungen) bilden (Bild 2).

Kohärente Ausscheidungen bilden sich bei geringen Unterschieden der Gitterparameter von Wirtsgitter und Ausscheidung. Das Wirtsgitter bleibt hierbei in verzierter Form erhalten.

Bei inkohärenten Ausscheidungen kommt es dagegen zu keiner Verbindung mit dem Wirtsgitter. Diese Ausscheidungsform ist aufgrund des Zusammenwirkens von Eigenfestigkeit und Gitterverspannung der wirksamste Ausscheidungstyp.

Ist die Verbindung mit dem Wirtsgitter unvollständig so spricht man von teilkohärenten Ausscheidungen (Bild 3).

Beim Auslagern bilden sich aus dem übersättigten Mischkristall bereits bei Raumtemperatur Guinier-Preston-I-Zonen (GP-I-Zonen). Durch Erhöhung der

Temperatur kommt es zur Bildung von Guinier-Preston-II-Zonen (GP-II-Zonen) sowie kohärente und inkohärente Modifikationen der Gleichgewichtsphase. Durch anschließendes Halten auf dieser Temperatur bildet sich schließlich die inkohärente stabile Gleichgewichtsphase.

In Tabelle 1 sind die unterschiedlichen Ausscheidungsphasen beim Aushärten für die wichtigsten Aluminiumlegierungen ersichtlich.

Der Grad der Behinderung der Versetzungsbewegung hängt im Wesentlichen von der Größe und der Festigkeit der gebildeten Ausscheidungen ab.

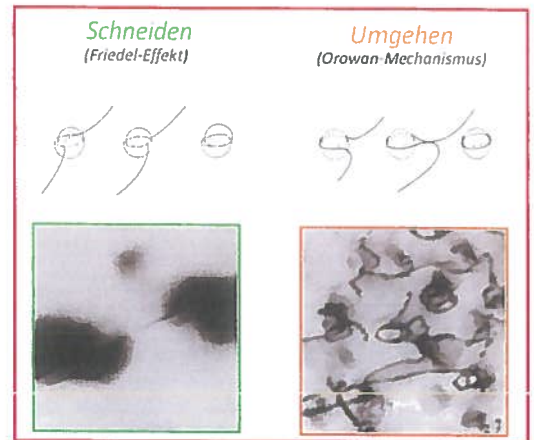


Bild 4: Überblick der Teilchenverfestigungsmöglichkeiten; kleine Teilchen werden geschnitten (Friedel-Effekt), größere Teilchen werden umgangen (Orowan-Mechanismus).

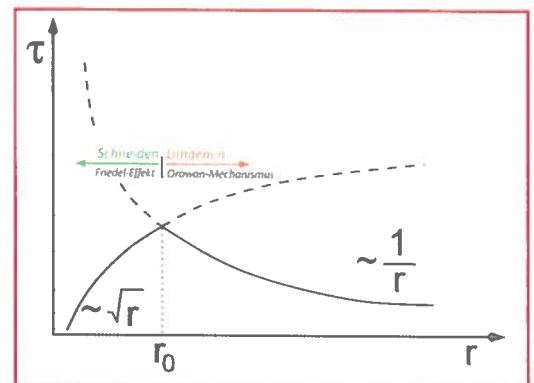


Bild 5: Einfluss der Teilchengröße auf die Festigkeitsänderung

Ausscheidungen inkohärenter Phasen oder zu große kohärente Ausscheidungen werden, entsprechend dem Orowan-Mechanismus, von der Versetzung umgangen. Zurück bleibt ein Versetzungsring um das Teilchen und die Versetzung bewegt sich mit verminderter Energie weiter.

Im Gegensatz dazu werden teilkohärente und kohärente Phasen unter Bildung

Legierung	Ausscheidungsreihenfolge
Al-Cu-Mg	GPZ (Stäbe) → S' (Stäbchen) → S (CuMgAl ₂) (Stäbchen)
Al-Mg-Si	GPZ (Stäbe) → β' (Stäbe) → β (Mg ₂ Si) (Platten)
Al-Zn-Mg	GPZ (Kugeln) → η' (Platten) → η (MgZn ₂) (Platten oder Stäbe)
Al-Cu	GPZ (Scheiben) → θ'' (Scheiben) → θ' (Platten) → θ (Cu ₂ Al)
Al-Ag	GPZ (Kugel) → γ' (Platten) → γ (Ag ₂ Al)

Tabelle 1: Ausscheidungsreihenfolge der technisch wichtigsten Aluminiumlegierungen [5]

zusätzlicher Phasengrenzen von der Versetzung geschnitten. Dieser Mechanismus wird als Friedel-Effekt bezeichnet (Bild 4). Der Grad der Behinderung der Versetzungsbewegung hängt im Wesentlichen von der Größe und der Festigkeit der gebildeten Ausscheidungen ab.

Ausscheidungen inkohärenter Phasen oder zu große kohärente Ausscheidungen werden, entsprechend dem Orowan-Mechanismus, von der Versetzung umgangen. Zurück bleibt ein Versetzungsring um das Teilchen und die Versetzung bewegt sich mit verminderter Energie weiter.

Im Gegensatz dazu werden teilkohärente und kohärente Phasen unter Bildung zusätzlicher Phasengrenzen von der Versetzung geschnitten. Dieser Mechanismus wird als Friedel-Effekt bezeichnet (Bild 4).

Experimentelle Methoden

Das Programm Thermo-Calc® bietet die Möglichkeit thermodynamische Berechnungen in mehrkomponentigen Legierungssystemen durchzuführen.

Überwiegend wird diese Software dazu genutzt um Phasendiagramme, thermochemische Größen (Enthalpie, Wärmekapazität, Aktivität) und Gleichgewichtszustände (heterogen oder metastabil) zu ermitteln sowie Erstarrungssimulationen auf Basis des Gulliver-Scheil-Modells zu erstellen. Allen Berechnungen liegen Datenbanken zu Grunde, die auf Basis von experimentellen Daten zusammengestellt sind. Thermo-Calc® besitzt eine Reihe vielfältiger Datenbanken für verschiedenste Materialien. Die Ergebnisse können anhand von Tabellen oder Grafiken ausgewertet werden [6].

Grundsätzlich gibt es zwei Methoden mit denen in Thermo-Calc® gerechnet werden kann:

- Berechnungen von Zuständen im Gleichgewicht und
- Berechnungen von Zuständen im Ungleichgewicht nach Gulliver-Scheil

Berechnungen im Gleichgewicht dienen dazu, um abschätzen zu können, welche Phasen in dem erstarrten Werkstoff zu erwarten sind. Die Ergebnisse müssen kritisch betrachtet werden, da in der Praxis üblicherweise nie der Gleichgewichtszustand vorliegt. Es gilt die Annahme, dass sich alle beteiligten Stoffe zu jeder Zeit im Gleichgewicht befinden, d. h. vollständige Diffusion im festen und flüssigen Zustand. Dieser Umstand bedeutet, dass es dem Grundstoff jederzeit und bei jeder Tempe-

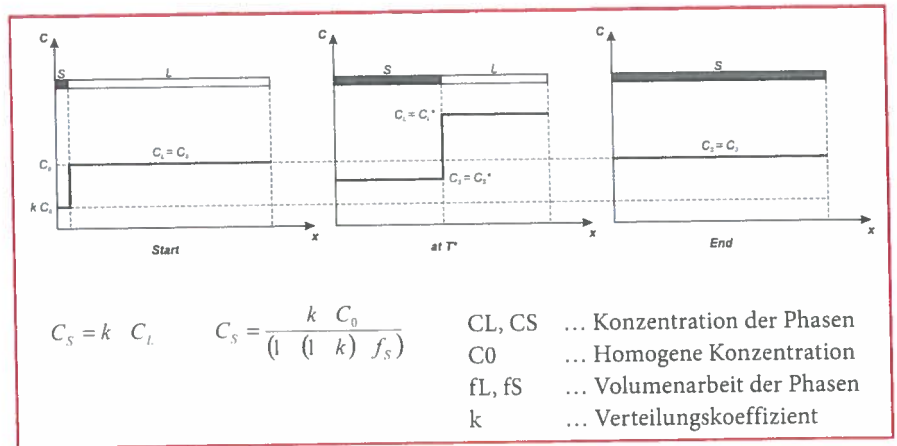


Bild 6: Gerichtete Erstarrung im Gleichgewicht und entsprechende Gleichungen [7]

ratur möglich ist, die maximale Löslichkeit an Legierungselementen zu gewährleisten. Aufgrund dessen können mittels Berechnungen im Gleichgewicht, Aussagen für eine WBH getroffen werden, bei welchen Temperaturen sich Phasen auflösen bzw. ausscheiden. Bild 6 zeigt schematisch die Umverteilung gelöster Stoffe im Gleichgewichtszustand eines Gussstücks bei gerichteter Erstarrung [7, 8].

Sind Diffusionsprozesse in eine Richtung gehemmt, so befindet sich die Erstarrung nicht im Gleichgewicht. Es liegt demzufolge eine Erstarrung nach dem Ungleichgewichtszustand vor. Bei der Erstarrung im Ungleichgewicht nach dem Gulliver-Scheil-Modell wird angenommen, dass es keine Diffusion im festen Material gibt, jedoch vollständige Diffusion in der Schmelze. Dies führt zu unvollständigen Reaktionen, Änderungen in der durchschnittlichen Zusammensetzung der flüssigen und erstarrten Phase, Auftreten von zusätzlichen Phasen und inhomogenen Verteilungen von Legierungselementen [9].

Dieses Modell entspricht nicht exakt den praktisch vorliegenden Zuständen, annäherungsweise kann dieses Modell jedoch zu einer Abschätzung herangezogen werden. In der Praxis und in Bereichen kleiner Diffusionswege in dendritischen

Zwischenräumen hat sich diese Berechnung als vergleichsweise realistisch für rasche Gießprozesse erwiesen. In Bild 7 ist schematisch die Umverteilung der gelösten Stoffe einer gerichteten Erstarrung im Ungleichgewicht nach dem Gulliver-Scheil-Modell zu sehen [7, 8].

Zur Bestimmung der Liquidus- bzw. Soliduslinie und den auftretenden Ausscheidungsphasen wurden Berechnungen mit drei unterschiedlichen Mg-Gehalten durchgeführt. Dabei wurden mit Thermo-Calc® Erstarrungssimulationen für den Ungleichgewichts- (nach Gulliver-Scheil) bzw. Gleichgewichtszustand durchgeführt, jeweils bei Gehalten von 3 %, 6 % und 8 % Mg. Der Mg-Gehalt der zu untersuchenden Legierung beträgt 5,7 %. In den Berechnungen mit Thermo-Calc® wurde nicht exakt mit diesem Gehalt gerechnet, da Unterschiede des Legierungselements im Bereich von einigen Zehntel-% vernachlässigbar sind und darüber hinaus die Legierungszusammensetzung der MAXXALLOY® - 59 innerhalb definierter Grenzen schwanken darf [10]. Die übrigen Legierungselemente wurden bei jeder Berechnung konstant gehalten und entsprachen der Legierungszusammensetzung der Hauptlegierungselemente der MAXXALLOY® - 59. Als Berechnungsgrundlage für Erstarrung im Ungleich-

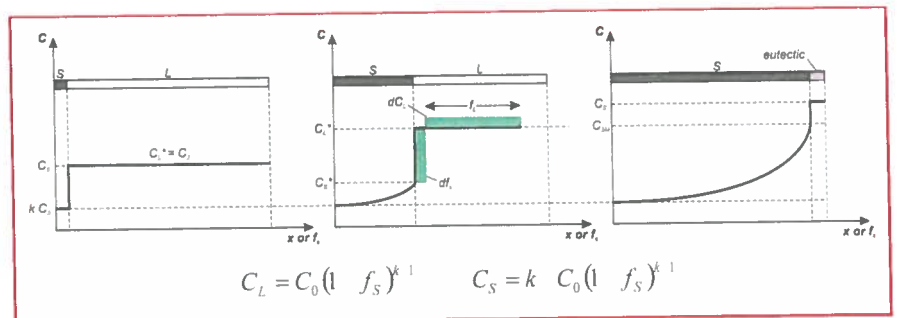


Bild 7: Gerichtete Erstarrung im Ungleichgewicht und entsprechende Gleichungen [7]

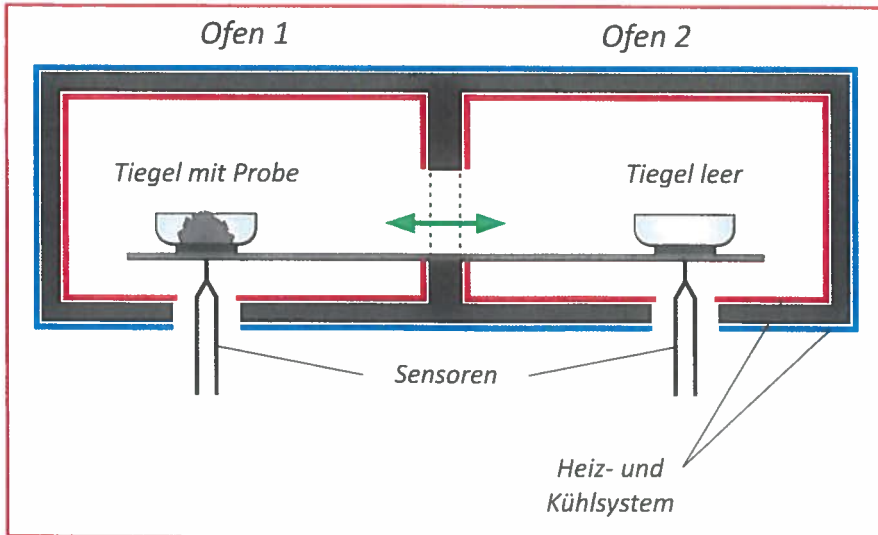


Bild 8: Schematische Darstellung einer leistungskompensierten DSC-Untersuchung [12]

gewicht und für Erstarrung im Gleichgewicht diente die Datenbank TTAL5™. Zur Berechnung wurde die Software TCC™ Thermo-Calc® Version R verwendet. Die leistungskompensierte Differential Scanning Calorimetry (DSC) ist ein thermisches Verfahren bei dem im Gegensatz zu den üblichen thermischen Analysemethoden nicht die Temperaturdifferenz, sondern die abgegebene bzw. aufgenommene Wärmemenge einer Probe und der Referenzprobe beim Aufheizen bzw. Abkühlen aufgezeichnet wird [11]. Dazu werden ein Tiegel mit der zu analysierenden Probe und ein Tiegel mit der Referenzprobe einem bestimmten Temperaturprogramm gleichartig ausgesetzt. Durch exotherme und endotherme Vorgänge bzw. Aufschmelzen und Verdampfen (Phasenänderungen) während dem Durchlaufen des vorgegebenen Temperaturprogramms kommt es zu Temperaturänderungen ΔT der zu analysierenden Probe im Vergleich zur Referenzprobe. Die Temperaturdifferenz wird zwischen den beiden Proben ausgeglichen

und die dafür benötigte Energie wird als Wärmefluss über der Proben temperatur aufgezeichnet. Bild 8 zeigt den schematischen Versuchsaufbau einer DSC-Untersuchung. Mit Hilfe der DSC können die charakteristischen Temperaturen für Phasenausscheidungen ermittelt werden. Vor Beginn der eigentlichen DSC-Untersuchungen muss das Gerät mit einer sogenannten Baseline kalibriert werden. Hierzu wird das Temperaturprogramm mit einem leeren Referenz- und Proben tiegel gestartet. Die so erhaltene Baseline kann für alle Proben mit gleicher Legierung und Wärmebehandlung verwendet werden. Die Proben wurden mit einem einheitlichen Gewicht von 50 mg bei einem Durchmesser von 5 mm gefertigt. Zur Bestimmung der Lösungsglüh temperatur wurden die Proben rasch (ca. 100 K/min) auf eine Starttemperatur von 300 °C erwärmt, eine Minute gehalten und anschließend bis auf eine Temperatur von 700 °C mit einer konstanten Aufheizrate von 10 K/min erhitzt. Nach Halten der

maximalen Temperatur von einer Minute wurden die Proben mit einer konstanten Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/min wieder auf 300 °C und dann rasch auf Raumtemperatur abgekühlt. Für die Warmauslagerungstemperatur wurden die Proben zuerst auf eine Starttemperatur von 50 °C erwärmt und auf dieser Temperatur eine Minute gehalten. Anschließend folgte eine konstante Erwärmung mit 10 K/min bis zum Erreichen der Endtemperatur von 500 °C. Das Abkühlen erfolgte ebenfalls mit 10 K/min von 500 °C bis auf eine Endtemperatur von 50 °C.

Ergebnisse

Den Berechnungen lag die Annahme der Erstarrung im Gleichgewicht zu Grunde. Anhand der jeweiligen Temperaturverläufe der verschiedenen Phasen wurde bestimmt, welche ausgeschiedenen Phasen bei 100 °C, d. h. vollkommene Erstarrung, anteilmäßig auftreten. In Bild 9 werden die ausgeschiedenen Phasen bei der Erstarrung im Gleichgewicht für 3 %, 6 % und 8 % Mg-Gehalt gezeigt, wobei auf der y-Achse BPW der Massenanteil an verschiedenen Phasen, auf der x-Achse die Temperatur aufgetragen sind. Zur Bestimmung des Erstarrungsintervalls aus den Gleichgewichtsberechnungen, wurde der Temperaturverlauf der flüssigen Phasen (Liquid-Phase) untersucht. Der Temperaturbereich ist in entsprechenden Thermo-Calc®-Diagrammen für Erstarrung im Gleichgewicht eingetragen bzw. daraus zu entnehmen. Mithilfe der drei unterschiedlichen Mg-Gehalte von 3 %, 6 % und 8 % kann ein Erstarrungsintervall (ΔT) für den Gleichgewichtszustand erstellt werden. In Bild 10 ist dieses Intervall dargestellt. Die vertikale grüne Linie stellt die zu untersuchende Legierung MAXXALLOY®-59 dar und anhand

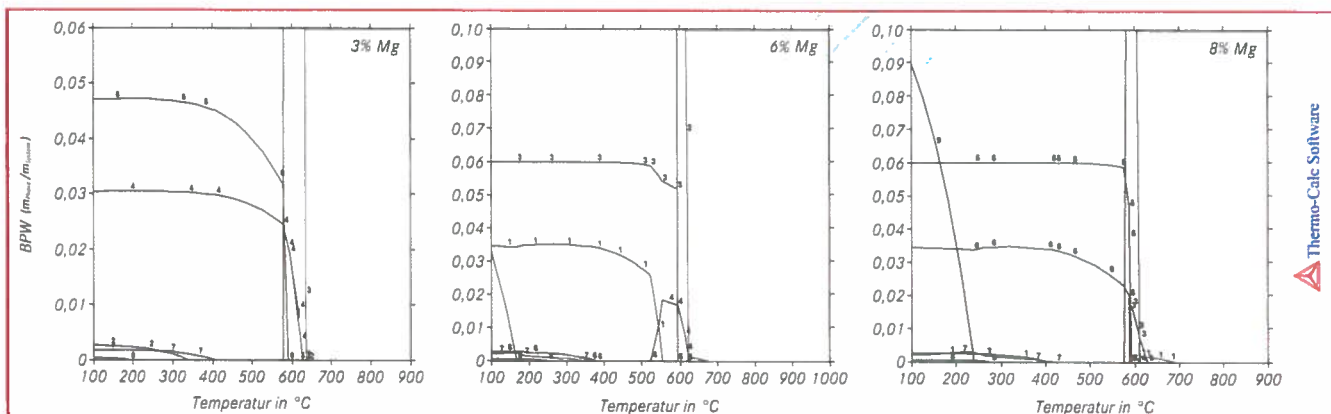


Bild 9: Erstarrung im Gleichgewicht für 3 % Mg, 6 % Mg und 8 % Mg

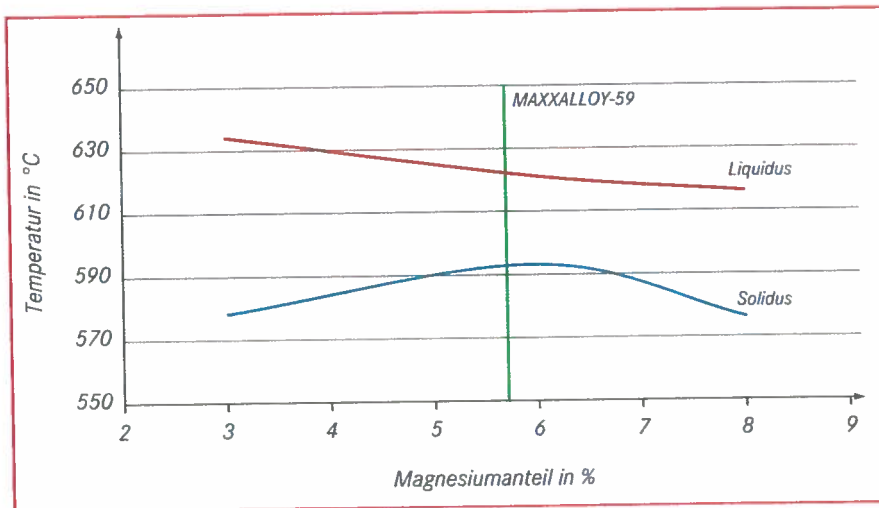


Bild 10: Erstarrensintervall für Gleichgewicht, Si-Gehalt = konst.

des berechneten Erstarrensintervalls ΔT kann die Solidustemperatur ermittelt werden. Diese beträgt ca. 592 °C, woraus nach den Thermo-Calc®-Berechnungen eine Lösungsglüh-temperatur abgeleitet werden kann.

Aus dem Erstarrensintervall ergibt sich für die MAXXALLOY® - 59 eine Lösungsglüh-temperatur von ungefähr 580 °C. 580 °C deshalb, da die Lösungsglüh-temperatur lt. Literatur 10 °C bis 15 °C unter der Solidustemperatur, welche 592 °C beträgt, liegen sollte. Der Verlauf des Erstarrens-intervalls variiert offensichtlich in Abhän-gigkeit vom steigenden Mg-Gehalt (siehe Bild 10), d. h. die Lösungsglüh-temperatur ändert sich, abhängig vom Anteil an Mg im Werkstoff. Die höchste Lösungsglüh-temperatur erzielt man somit im Bereich der Legierungszusammensetzung der MAXXALLOY® - 59.

Ein Verlauf der Wärmestromkurve zur Bestimmung der Lösungsglüh-temperatur ist in Bild 11 gezeigt. Dabei ist die untere Kurve (blau) die Aufheizkurve, die obere (grün) die Abkühlkurve.

Die Aufheizkurve zeigt die für die Ergebnisse dieser Arbeit relevanten Tempera-turen. Die Temperatur bei Eintritt in das Zweiphasengebiet (d. h. Ende der Baseline), entspricht der Solidustemperatur und liegt bei 585 °C. Für das Lösungsglüh-en sollte daher ein Wert von 570 °C bis 575 °C gewählt werden. Die Endtemperatur der Aufheizkurve kennzeichnet das Erreichen der Liquidustemperatur und die Weiter-führung der Baseline. Bei der Betrachtung der Abkühlkurve liegt die Temperatur, bei der die Probe wieder vollständig erstarrt ist, tiefer als bei der Aufheizkurve.

Da in dieser Arbeit das Lösungsglüh-en, sprich die Aufheizkurve relevant ist, wur-

de in Bezug auf die Werte aus der Abkühl- kurve, eine Lösungsglüh-temperatur von 570 °C für den Werkstoff gewählt.

Bild 12 zeigt die Wärmestromkurve im lösungsgeglühten und kaltausgelagerten

Zustand. Beim Aufheizen der Probe ist ein Peak im Bereich von 100 °C erkennbar. Bei diesem exothermen Vorgang handelt es sich um die Bildung der GP-Zonen. Dies stimmt mit den GP-Zonen der DSC Unter-suchungen in [13, 14] überein. Beim nächs-ten Peak handelt es sich um einen endo-thermen Vorgang. Der Peak beginnt bei einer Onset-Temperatur von ca. 196 °C und beschreibt die Auflösung der GP-Zonen bis zu einer Endtemperatur von ca. 242 °C. Anschließend folgt ein exothermer Peak bei dem es sich, verglichen mit [13, 14], um die Bildung von teilkohärenten Ausschei-dungen (β'' - oder β' -Phase) handelt. Die Onset-Temperatur beträgt hier ca. 244 °C und die Endtemperatur ca. 276 °C. Beim letzten exothermen Peak, Onset-Tempera-tur ca. 384 °C, kommt es zur Ausbildung der inkohärenten β -Phase bis zu einer End-temperatur von ca. 440 °C [13, 14].

Basierend auf den DSC-Untersuchungen wurden für das Warmauslagern Auslage-

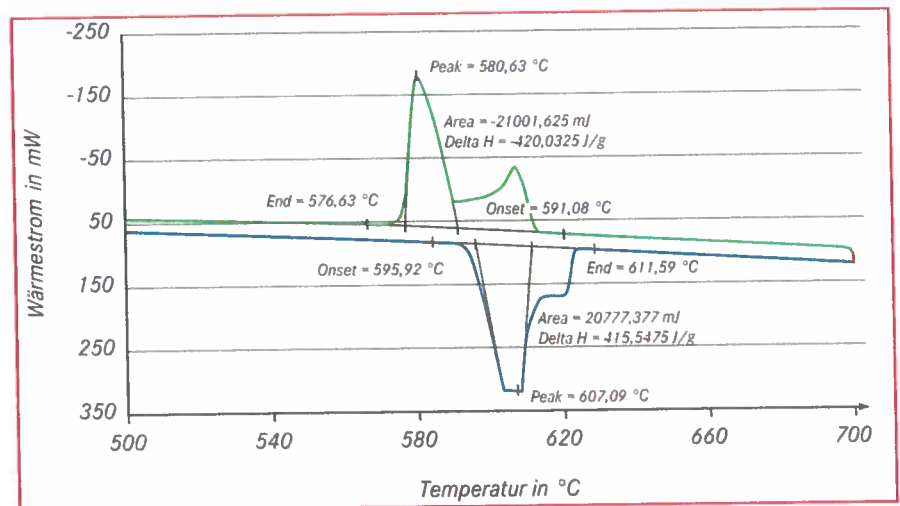


Bild 11: DSC, Wärmestromkurve für Lösungsglüh-temperatur, Probe Gusszustand

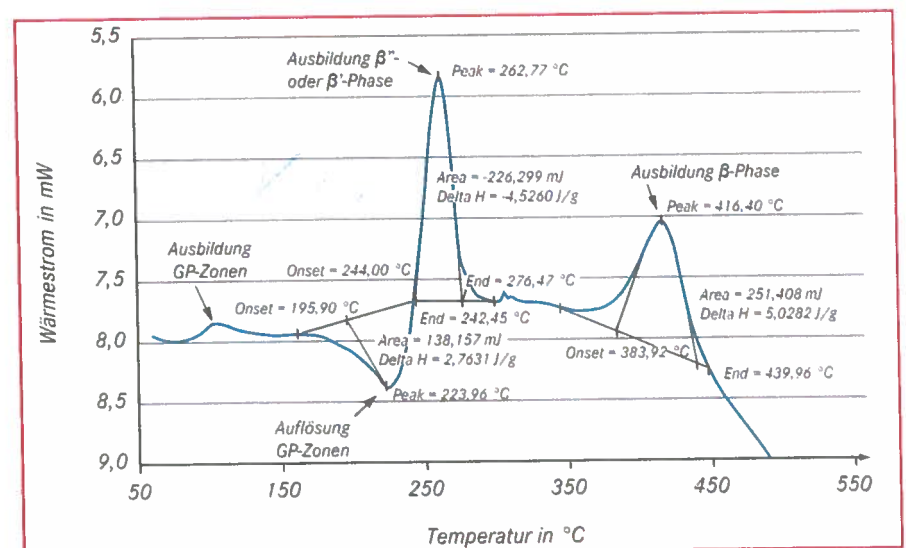


Bild 12: Wärmestromkurve im T4-Zustand

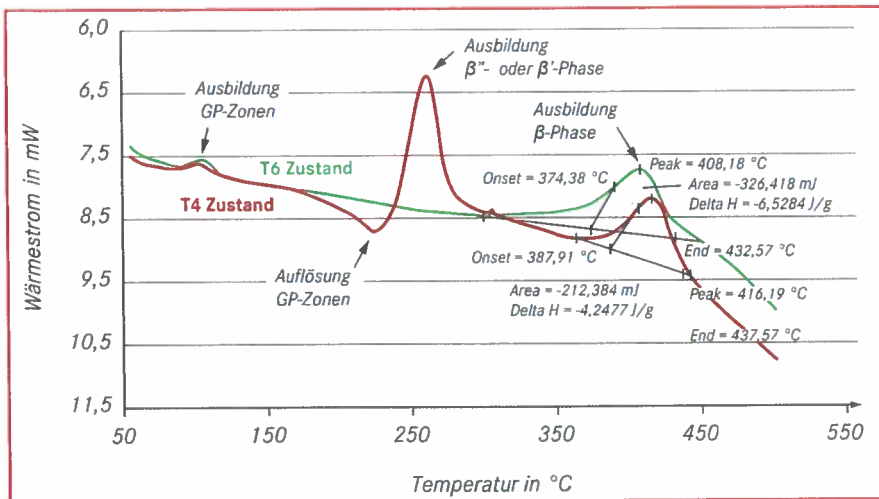


Bild 13: Vergleich der Wärmestromkurven im T4- und T6-Zustand (240°C, 8 h)

... rungstemperaturen von 190 °C und 240 °C gewählt. Verglichen mit der Wärmestromkurve aus den DSC Untersuchungen im Gusszustand sind im T4-Zustand deutlich stärker ausgebildete Phasenausscheidungen erkennbar. Durch die DSC-Untersuchungen im warmausgelagerten Zustand konnte ein Vergleich der Phasenausscheidungen vor und nach der Warmauslagerung gezogen werden (Bild 13). Hierbei zeigt sich, dass die gebildeten GP-Zonen nach einer Warmauslagerung (T6) stabil bleiben, während es im kaltausgelagerten Zustand (T4) zu einer Auflösung der GP-Zonen kommt. Die Bildung der GP-Zonen nach der Warmauslagerung wirkt sich positiv auf die mechanischen Kennwerte der Legierung aus. In Tabelle 2 sind die mechanischen Eigenschaften ($R_{p0,2}$, R_m , A und HBW) für den jeweiligen Wärmebehandlungszustand ersichtlich. Die mechanischen Kennwerte der einzelnen Diezstäbe mit selben Wärmebehandlungszustand wurden zur besseren Veranschaulichung gemittelt. In Bild 14 ist ein Vergleich der mechanischen Eigenschaften aus Tabelle 2 für die einzelnen Wärmebehandlungszustände dargestellt.

Durch die Wahl dieser Parameter ist es gelungen die Zugfestigkeit um 31 %, die Dehngrenze um 104 % und die Härte um 20 % gegenüber dem Gusszustand zu steigern. Die Duktilität des Gusszustandes konnte weitgehend beibehalten werden. In Bild 15 ist der Vergleich der mechanischen Kennwerte im Gusszustand und im optimierten wärmebehandelten Zustand ersichtlich. Weitere Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften können durch Modifikation des Al-Mg₂Si-Eutektikums mittels Legierungszusätze oder einer geeigneten Spülgasbehandlung erzielt werden.

Zusammenfassung

Die vorgegebenen Ziele wurden im überwiegenden Maße erreicht. Basierend auf den Resultaten beim Lösungsglühen und Warmauslagern können folgende Parameter für eine erfolgreiche Wärmebehandlung der Legierung Al Mg5Si2Mn angegeben werden:

- Lösungsglühen: 570 °C, 8 h
- Abschrecken: in Wasser (RT)
- Warmauslagern: 240 °C, 12 h

Danksagung

Die Autoren danken der Österreichischen Forschungsförderungsgesellschaft (FFG) für die finanzielle Unterstützung dieses Projektes und Hrn. Dipl.-Ing. Dr.mont. Salar Bozorgi für die Unterstützung bei den Thermo-Calc® Berechnungen und DSC-Untersuchungen im Rahmen seiner Beschäftigung am Lehrstuhl für Gießereikunde an der Montanuniversität Leoben.

Literatur

- [1] GDA - Gesamtverband der Aluminiumindustrie e.V. (Hrsg.), Wärmebehandlung von Aluminiumlegierungen, Merkblatt W07, 1. Auflage, Düsseldorf, 2007, S.10 ff.
- [2] Weißbach, W.: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, 14. Auflage, Verlag Vieweg, Wiesbaden, 2001, S. 39, S. 49-53, S. 62, S. 132-133, S. 199-200, S. 272, ISBN 3-528-01119-X.
- [3] Bargel, H. J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde, 8. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 2003, S. 34, S. 53, S. 287, ISBN 3-540-40114-8.
- [4] Willmann, H.: Al-Cr-N thin film design for high temperature applications, Dissertation, Montanuniversität Leoben, 2007, S. 51.
- [5] Porter, D.: Phase transformations in metals and alloys, 2. Auflage, Verlag Taylor & Francis, 1992, S. 291-308, ISBN 0-7487-5741-4.
- [6] TCC™ Thermo-Calc® Classic User's Guide Version R, Foundation of Computational Thermodynamics, Stockholm, Sweden, 2006, S. 1 ff.
- [7] Stefanescu, D.M., Science and Engineering of casting solidification, 2. Auflage, Springer-Verlag, New York, 2009, S. 37 ff.
- [8] Fragner, W., Kaufmann H., Legierungsgerechte Auswahl von Gießparametern, Druckgusspraxis I (2005), S. 29-33.

Probenzustand	Probe Nr.	Mechanische Eigenschaften				Warmauslagern	
		$R_{p0,2}$ in MPa	R_m in MPa	A in %	HBW 5/250	Zeit in h	Temperatur in °C
Gusszustand	17, 18, 27, 45	85	172	2,5	71		
Nach dem Lösungsglühen	5, 10, 23	88	194	5,3	72		
Nach dem Kaltauslagern	13, 39, 51	157	233	3,2	90		
	3, 25	102	247	1,3	92	4	190
	6, 7	248	263	0,6	104	8	190
	1, 19	234	261	1,0	96	12	190
	12, 34	214	248	1,4	93	24	190
	28, 30	233	263	1,6	96	0,5	240
	32, 40	228	257	1,6	97	1	240
	42, 44	220	253	1,5	97	1,5	240
	26, 33	206	242	1,5	89	4	240
	11, 21	185	231	1,9	96	8	240
	14, 24	173	226	2,4	85	12	240
	4, 46	167	227	2,8	79	24	240

Tabelle 2: Mechanische Eigenschaften im Gusszustand, lösungsgeglühten Zustand, kalt- und warmausgelagerten Zustand

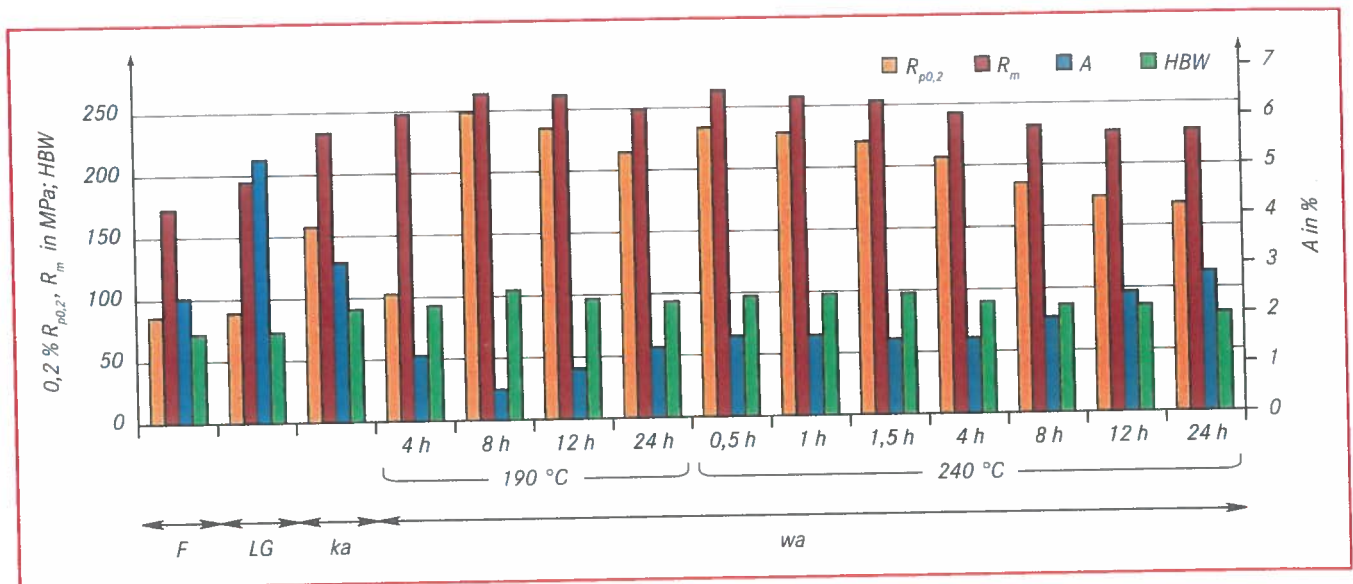


Bild 14: Gegenüberstellung der mechanischen Ergebnisse für den jeweiligen Wärmebehandlungszustand (F = Gusszustand, LG = lösungsgeglüht, ka = kaltausgelagert, wa = warmausgelagert)

- [9] Eskin, D., Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys, CRC Press Taylor & Francis Group, Boca Raton USA, 2008, S. 28-43.
- [10] SAG Materials Group Aluminium Lend GmbH, Gusswerkstoff MAXXALLOY® - 59, Datenblatt.
- [11] Brown M. E.: Introduction to thermal analysis: techniques and applications, Springer Verlag, 2001, S. 57, ISBN 1-4020-0211-4.
- [12] LINSEIS: Broschüre DSC PT10 Platinum series, www.linseis.net.
- [13] Esmaeili, S.; Lloyd, D. J.: Modeling of precipitation hardening in pre-aged AlMgSi(Cu) alloys, Acta Materialia 53, 2005, S. 5257-5271.
- [14] Esmaeili, S.; Lloyd, D. J.: Characterization of the evolution of the volume fraction of precipitates in aged AlMgSiCu alloys using DSC technique, Materials Characterization 55, 2005, S. 307-319.

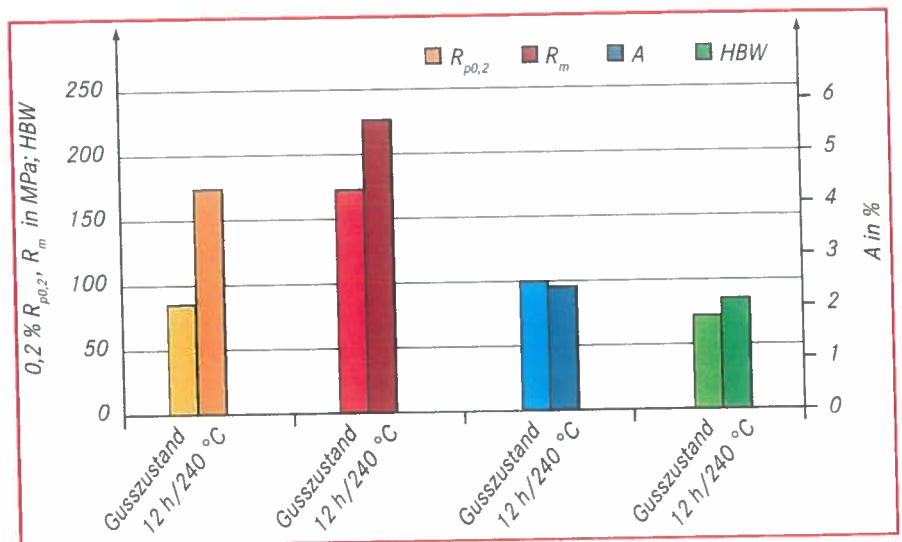


Bild 15: Vergleich der mechanischen Eigenschaften im Gusszustand und im wärmebehandeltem Zustand (12h, 240°C)

(1) Ing. Tose Petkov, David Künstner, BSc, Dipl.-Ing. Dr. mont. Thomas Pabel, BSc, Dipl.-Ing.(FH) Christian Kneißl, Prof. Dipl.-Ing. Dr. phil. Peter Schumacher, Österreichisches Gießerei-Institut, Leoben

(2) Ing. Tose Petkov, David Künstner, BSc, Dipl.-Ing. Dr. mont. Katharina Faerber, Prof. Dipl.-Ing. Dr. phil.

Peter Schumacher, Lehrstuhl für Gießereikunde, Montanuniversität Leoben, Leoben

No added risk of cancer to individuals working in steel mills and living nearby

British Medical Journal has published an article by Outokumpu's Chief Medical Officer Markku Huvinen. The article is based on his 30-year study and reports its findings on cancer incidence among ferrochrome and stainless steel production workers in Kemi and Tornio, Finland. The study shows that there is no added risk of cancer to individuals working in steel mills and living nearby.

The study assesses the risk of cancer, especially cancers of the lung and nose, since the start of the production in 1967 until 2011. The overall cancer incidence was similar as in general in the same region, and the lung cancer risk was actually lower. Says Markku Huvinen: "When I started as doctor at Outokumpu in 1970s, one of the ferrochrome smelter workers came to

my office, blew his nose and asked me, 'What does this dust do to my health?' It was a legitimate concern. I asked around about dust exposure in stainless steel production but to my surprise there was no scientific data available. I am glad that Outokumpu had the foresight to take this seriously and that our employees made it possible - this was a common effort of the employer and employees."