



FOTO: GEBR. EICKHOFF MASCHINENFABRIK UND EISENGIEßEREI

ADI-Planetenträger der Gebr. Eickhoff Maschinenfabrik und Eisengießerei GmbH – aufgrund von Simulationsergebnissen kann eine Reduzierung der Austenitisierungszeit von 6 auf ca. 3 h und eine Reduzierung der Ausferritisierungszeit von 3 auf ca. 1,6 h empfohlen werden.

Simulationsunterstützte Auslegung von gegossenen ADI-Bauteilen

Modellentwicklung zur Simulation der Wärmebehandlung von ADI

ADI-Werkstoffe (Austempered Ductile Iron, DIN EN 1564) bieten aufgrund ihrer Eigenschaftskombinationen vielfältige, anspruchsvolle Anwendungsmöglichkeiten. Ihr Festigkeitsbereich reicht von 800 N/mm² bis 1600 N/mm² bei hohen Dehnungen bis zu 10 %, guter Zähigkeit und hohen Dauerfestigkeiten. Dabei haben sie gegenüber Stählen eine um ca. 10 % geringere Dichte und bei einem 2,6-mal größeren Gewicht eine 3-mal so hohe Festigkeit wie Aluminiumwerkstoffe. **Bild 1** zeigt das Potential des Werkstoffs, dargestellt als Verhältnis von Bauteilgewicht und Festigkeit im Vergleich zu anderen Konstruktionswerkstoffen.

Das Leichtbaupotential für ADI wird besonders anhand der zyklischen Kennwerte deutlich. Die ertragbare Schwingspielzahl von ADI-Werkstoffen beträgt ein Vielfaches der ertragbaren Schwingspielzahl von konventionellem Gusseisen mit Kugelgraphit (EN-GJS). Bei einer betriebsähnlichen Belastungen mit variablen Amplituden ergibt sich eine mehr als 30-fache Lebensdauer. Dies bedeutet für Fahrwerksbauteile eine gegenüber konventionellen Gusswerkstoffen und Dimensionierungskonzepten deutliche Steigerung der ertragbaren Beanspruchungshöhe um einen Faktor 2,75 (**Bild 2**).

Um diese guten Eigenschaften zu erhalten, bedarf es jedoch einer kontrollierten

KURZFASSUNG:

ADI-Werkstoffe sind eine Werkstoffgruppe, die aufgrund ihrer Eigenschaftskombinationen anspruchsvolle Anwendungsmöglichkeiten bieten. Die große Abhängigkeit von Prozessgestaltung und Werkstoffeigenschaften führt jedoch zu einer unbefriedigenden Akzeptanz bei den Konstrukteuren und damit zu einem geringen Anwendungsgrad. Grundlage für eine substantielle Verbreiterung des Einsatzes von ADI ist daher eine vorhersagbare Prozessgestaltung.

Das Gesamtziel des BMBF-Forschungsvorhabens „LEA – Leichtbau mit gegossenen ADI-Bauteilen“ war daher die konsequente Ausnutzung des Leichtbaupotentials von ADI-Bauteilen durch die Entwicklung von virtuellen Werkzeugen zur gezielten Einstellung der ADI-Werkstoffeigenschaften und einer vorhersagbaren Prozessgestaltung inklusive des Betriebsverhaltens. Im Vorhaben wurden hierzu insbesondere Modelle zur Simulation der Wärmebehandlung zur Herstellung von ADI entwickelt und mit Hilfe ausgewählter Demonstratorbauteile auf ihre Praxistauglichkeit überprüft.

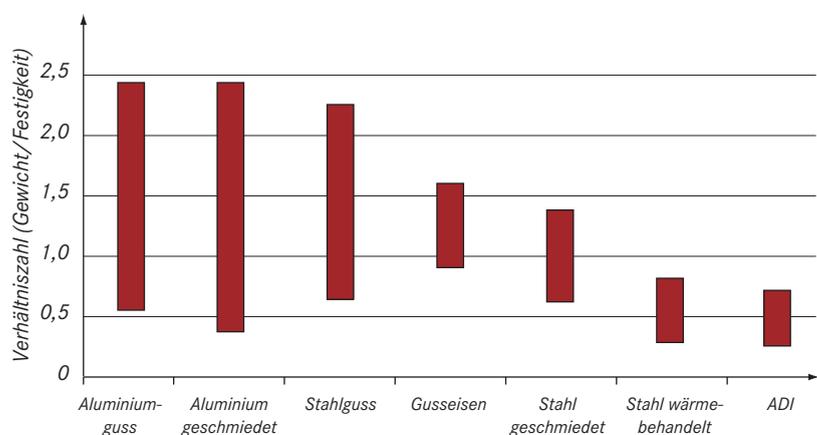


Bild 1: Leichtbaupotential von ADI, dargestellt am Beispiel des relativen Gewichts bezogen auf die Festigkeit, im Vergleich zu anderen Konstruktionswerkstoffen [1].

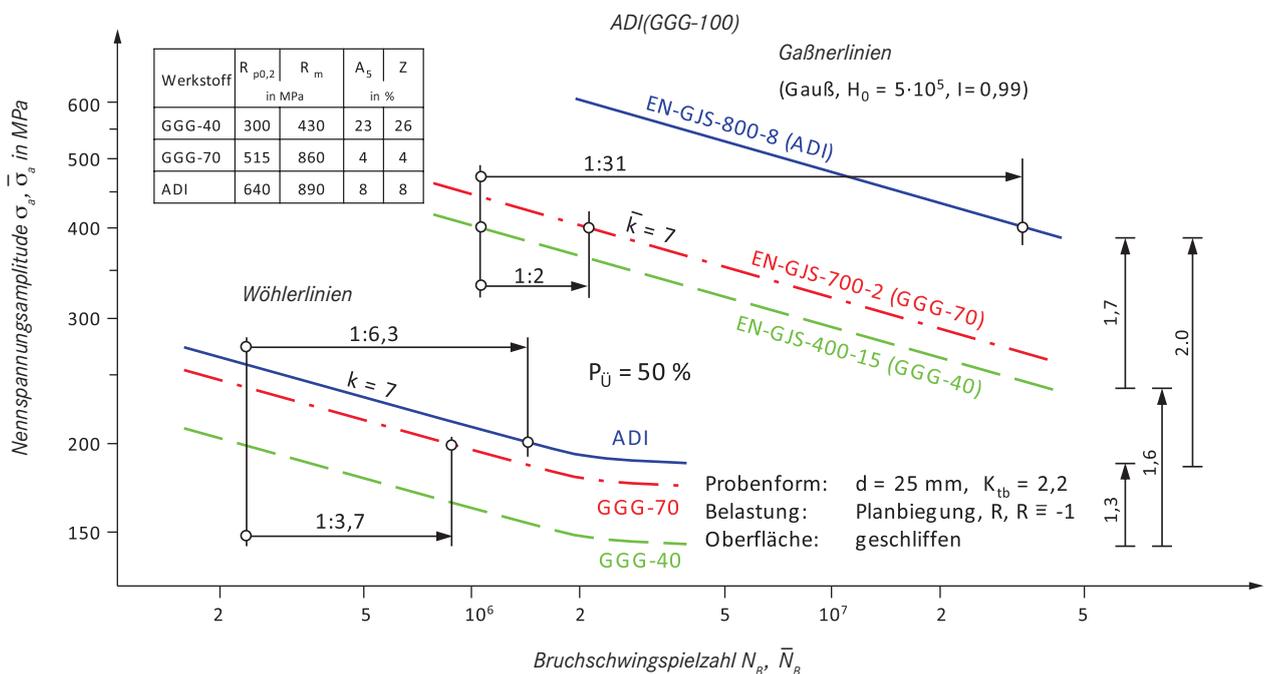


Bild 2: Wöhler- und Gaßnerversuche mit verschiedenen Gusswerkstoffen (H_0 – Kollektivumfang, P_U – Überlebenswahrscheinlichkeit, d – Probendurchmesser, R – Spannungsverhältnis, k – Wöhlerlinienneigung), (Quelle: LBF).

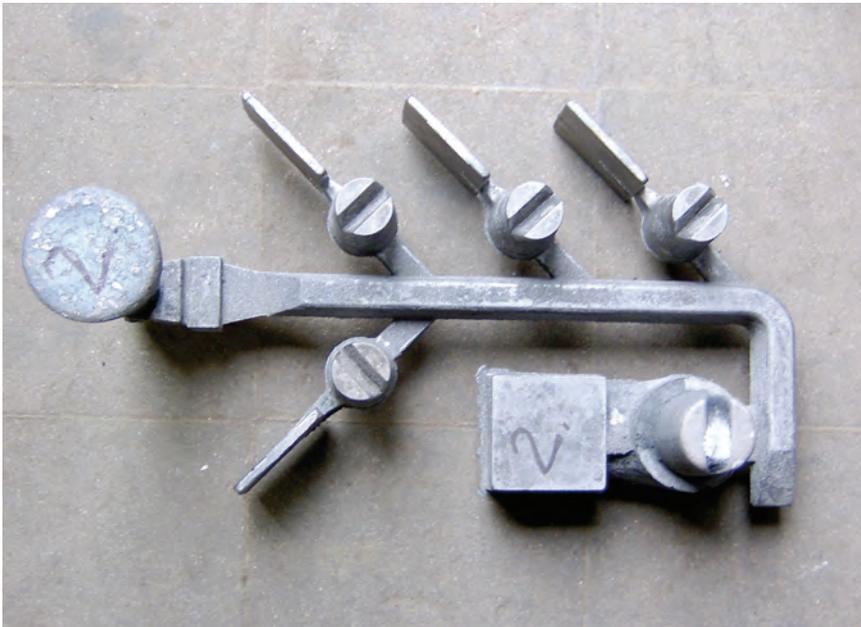


Bild 3: Gießtraube mit Probekörpern.

- > Abschrecken und
- > isothermisches Halten.

Die Arbeiten hierzu sind im Rahmen des von BMBF geförderten Projektes LEA – Leichtbau mit gegossenen ADI-Bauteilen – durchgeführt worden [2].

Ziele der Entwicklungen

Das Ziel der durchgeführten Arbeiten war die Entwicklung von virtuellen Werkzeugen zur gezielten Einstellung der ADI-Werkstoffeigenschaften und zur vorhersagbaren Prozessgestaltung.

Eine stabile, transparente Prozessführung sowie vorhersagbare Eigenschaften in der Anwendung helfen, die Verbreitung dieser innovativen Werkstoffe deutlich zu steigern. Das Anwendungspotential für ADI besitzt eine hohe industrielle Relevanz.

Eine Vorhersage von optimalen Fertigungsbedingungen des Werkstoffs ADI setzte die Entwicklung von Methoden zur numerischen Simulation der gesamten Prozesskette voraus. Hierzu wurden quantitative Modelle zur Prozesssimulation für den Gießprozess und die anschließende Wärmebehandlung entwickelt.

und robusten Prozessführung. Mit Hilfe der Computersimulation kann der Einfluss der Prozessgestaltung auf die Werkstoffeigenschaften vorhergesagt werden, um damit die Prozesssicherheit zu erhöhen und Kosten einzusparen.

Der vorliegende Beitrag beschäftigt sich mit der Modellierung und der experimentellen Bestimmung der Randbedingungen für den ADI-Herstellungsprozess und gliedert sich in die Bereiche

- > Austenitisieren;

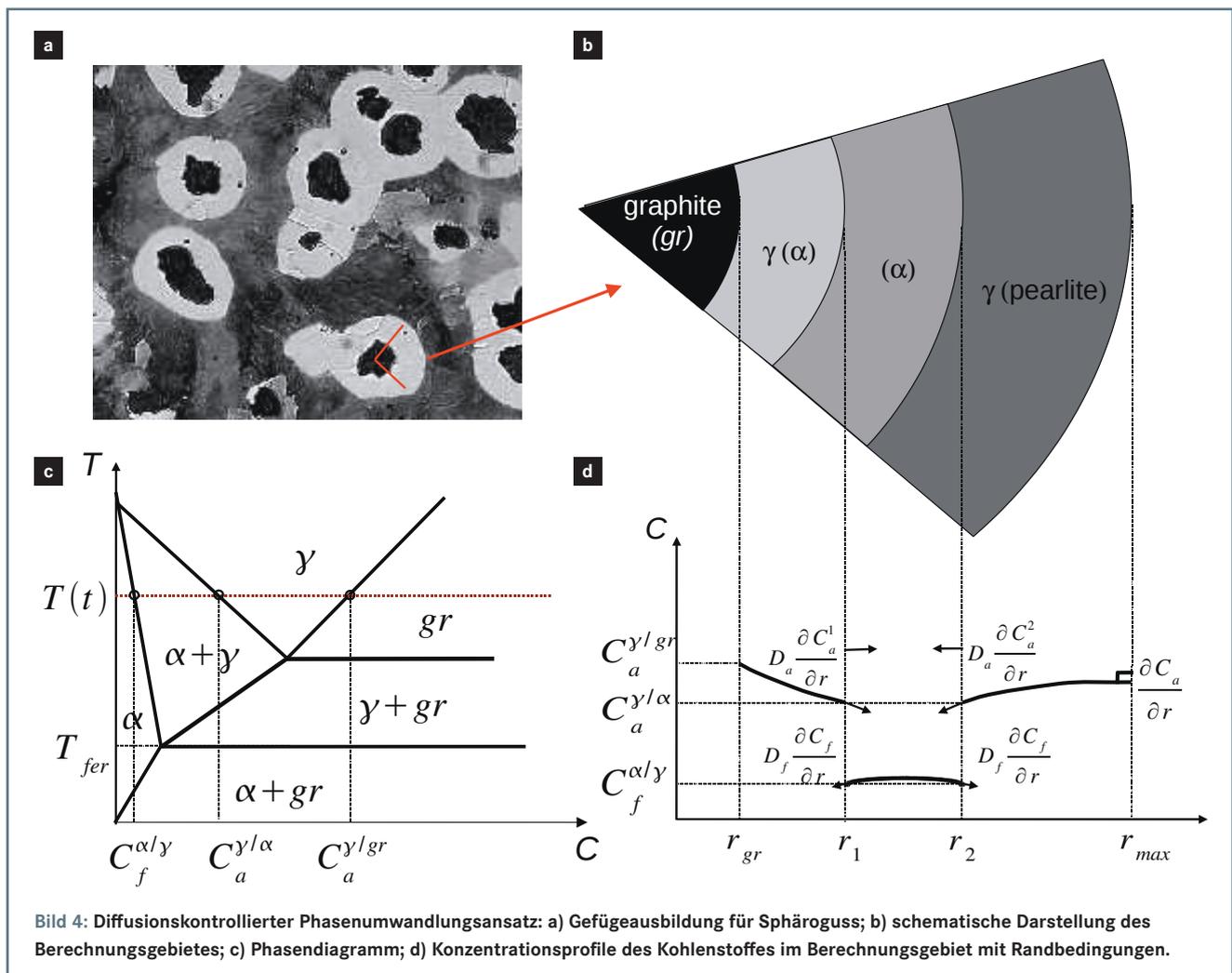


Bild 4: Diffusionskontrollierter Phasenumwandlungsansatz: a) Gefügeausbildung für Sphäroguss; b) schematische Darstellung des Berechnungsgebietes; c) Phasendiagramm; d) Konzentrationsprofile des Kohlenstoffes im Berechnungsgebiet mit Randbedingungen.

Versuchsbedingungen

Um verschiedene Erstarrungs- und Abkühlgeschwindigkeiten untersuchen zu können, wurden als Probekörper für die durchzuführenden Gießversuche ein plattenförmiger Körper (8 × 80 × 80 mm) und ein Würfel (80 mm Kantenlänge) ausgewählt. **Bild 3** zeigt eine entsprechende Gießtraube. Um für alle Untersuchungen zu den einzelnen Prozessschritten Austenitisieren, Abschrecken und isothermisches Halten Probekörper artgleichen Materials verwenden zu können, wurden jeweils drei derartige Formen mit einer Schmelze abgegossen. Es wurde eine Matrix mit 16 Legierungskombinationen festgelegt, wobei folgende chemische Elemente dabei konstant gehalten wurden:

- > C = 3,650 % ± 0,2 %*;
- > Si = 2,450 % ± 0,2 %;
- > Mn = 0,250 % ± 0,05 %;
- > P = max. 0,040 %;
- > S = max. 0,020 %;
- > Mg = 0,045 % ± 0,005 %.

Die Legierungselemente Kupfer und Molybdän wurden in jeweils zwei Stufen variiert, Nickel wurde in vier unterschiedlichen Konzentrationen in den Gusseisenschmelzen eingestellt (**Tabelle 1**).

Alle Probekörper der 16 unterschiedlichen Legierungen wurden aus den gleichen Einsatzstoffen hergestellt. Das Erhitzen der Legierungen sowie die Herstellung der Formen erfolgte ebenfalls unter einheitlichen Bedingungen.

Simulation des Gussgefüges und Entwicklungsarbeiten zum Austenitisieren

Während der Aufheizung beim Austenitisieren wandelt sich das Gussgefüge aus Ferrit und Perlit in Austenit um und Kohlenstoff diffundiert von den Graphitsphärolithen in die entstandenen Austenitbereiche. Die Austenitisierungstemperatur und -zeit und damit die Kohlenstoffverteilung sind abhängig von der chemischen Zusammensetzung und dem Gussgefüge und sind wichtige Steuerungsgrößen für die Wärmebehandlung. Die Simulation des Gussgefüges ist heutzutage Stand der Technik und wird bereits vielfach eingesetzt. Als Ergebnis dieser Simulation erhält man Informationen über die lokalen Anteile an Ferrit und Perlit sowie die Sphärolithendichte, die als Ausgangsgrößen für die Simulation des Austenitisierungsvorgangs verwendet werden. Die Austenitisierungstemperatur bestimmt die Menge an Kohlenstoff, der in der Austenitmatrix potentiell gelöst werden kann. Das Ziel der Simulation liegt in der Bestimmung einer minimalen Austenitisierungszeit. Um un-

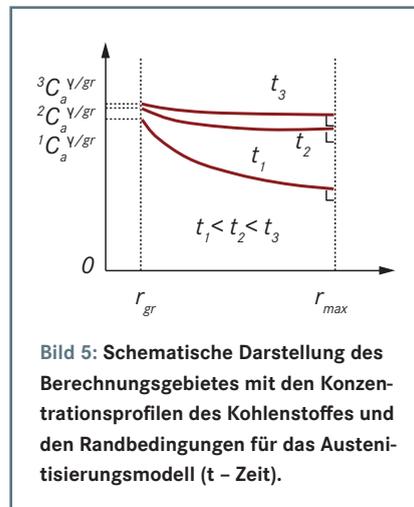


Bild 5: Schematische Darstellung des Berechnungsgebietes mit den Konzentrationsprofilen des Kohlenstoffes und den Randbedingungen für das Austenitisierungsmodell (t – Zeit).

nötige Energiekosten und Produktivitätsverluste zu vermeiden, muss die Kohlenstoffsättigung im Austenit gewährleistet sein.

Wie oben erwähnt, kann das Austenitisieren in zwei wesentliche Vorgänge aufgeteilt werden. Dies sind die Phasenumwandlung (Ferrit/Perlit → Austenit) und die Verteilung des Kohlenstoffes im Austenit. Beide Vorgänge sind durch die Diffusion des Kohlenstoffes bestimmt, werden aber aufgrund von unterschiedlichen Rand- und Anfangsbedingungen im Rahmen von verschiedenen Modellen beschrieben. Die Modelle, die für beide Teile der Austenitisierung entwickelt worden sind, beruhen auf folgenden Annahmen:

Es wird ein lokales thermodynamisches Gleichgewicht an allen Phasengrenzen angenommen. Für die Phasenumwandlung ist diese Annahme mit der Tatsache gerechtfertigt, dass die Zeit für die Einstellung des Gleichgewichtes viel kürzer ist als die Umwandlungszeit. Für die Verteilung des Kohlenstoffes im Austenit ist das lokale thermodynamische Gleichgewicht selbstverständlich, da keine bewegliche Phasengrenze vorhanden ist.

Es wird ein binäres System Eisen-Kohlenstoff betrachtet. Die Diffusion von anderen Legierungselementen wird auf-

grund ihrer geringen Beweglichkeit vernachlässigt.

Durch Mikroseigerungen entstandene Einflüsse wie etwa Inhomogenitäten der chemischen Aktivitäten werden vernachlässigt.

Die Informationen über Seigerungsprofile und die lokale Anzahl Sphärolithen (ergeben das lokale Berechnungsgebiet) im Gusszustand werden aus der Gefügesimulation der Erstarrungssimulation berücksichtigt.

Phasenumwandlung

Die Phasenumwandlung läuft in zwei Schritten ab. Zunächst wandelt sich der Perlit mit ansteigender Temperatur in Austenit um, dann beginnt mit weiter steigender Temperatur die Ferritumwandlung.

Die Umwandlungskinetik ist durch die Kohlenstoffdiffusion bestimmt. Ein typisches Gussgefüge ist in **Bild 4a** dargestellt. Die Graphitkugeln sind umgeben mit Ferritschalen und liegen eingebettet in der bereits entstandenen Austenitmatrix vor. Eine Graphitkugel mit seiner Diffusionsumgebung (eutektische Zelle) ist schematisch in **Bild 4b** dargestellt. Wenn die Ferrittemperatur erreicht wird, bildet sich um die Graphitkugel eine weitere Austenitschicht (in **Bild 4b** als $\gamma(\alpha)$ bezeichnet), da der Ferrit an der Grenzfläche zum Graphit nicht mehr stabil ist. Dann folgt die Ferritschale (α) und schließlich die aus dem Perlit entstandene kohlenstoffreiche Austenitmatrix γ (Perlit). Diese drei Abschnitte bilden das Berechnungsgebiet. Die schematisch dargestellten Kohlenstoffkonzentrationsprofile sowie die Randbedingungen für die Berechnungen sind in **Bild 4d** zu sehen. Es findet von beiden Seiten ein Stofffluss in die Ferritschale statt. Dieser Stofffluss spielt am Anfang eine wichtige Rolle bei der Umwandlung und nimmt mit der Zeit ab, bis die Kohlenstoffkonzentration im dritten Abschnitt komplett ausgeglichen ist. Ein typisches Phasendiagramm ist in **Bild 4c** schematisch dargestellt.

Tabelle 1: Variation der Cu-, Mo und Ni-Konzentration.

Elementkonzentration in der Gusseisenschmelze		
Cu	Mo	Ni
0,04 % ± 0,05 %	0,00 %	0,50 % ± 0,10 %
0,90 % ± 0,05 %	0,25 % ± 0,05 %	1,00 % ± 0,10 %
		1,50 % ± 0,10 %
		2,00 % ± 0,10 %

*Sofern nicht anders vermerkt, handelt es sich bei den prozentualen Angaben zur Zusammensetzung um Massenanteile.

Verteilung des Kohlenstoffs im Austenit

Der zweite Teil des Austenitisierungsprozesses ist dadurch charakterisiert, dass die beweglichen Fronten r_1 und r_2 durch die

fehlenden Phasengrenzen wegfallen. Unter diesen Umständen reduziert sich die Diffusionsgleichung zur Beschreibung der Kohlenstoffdiffusion im Berechnungsgebiet. Das typische Berechnungsgebiet für eine eutektische Zelle benötigt zwei Rand-

bedingungen und eine Anfangsbedingung. Es wird angenommen, dass die eutektische Zelle symmetrisch ist (Bild 5).

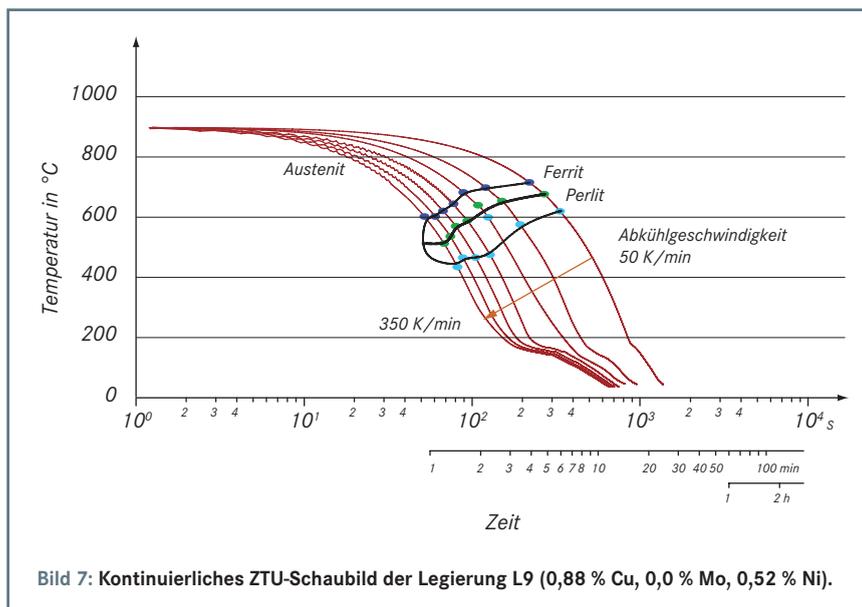
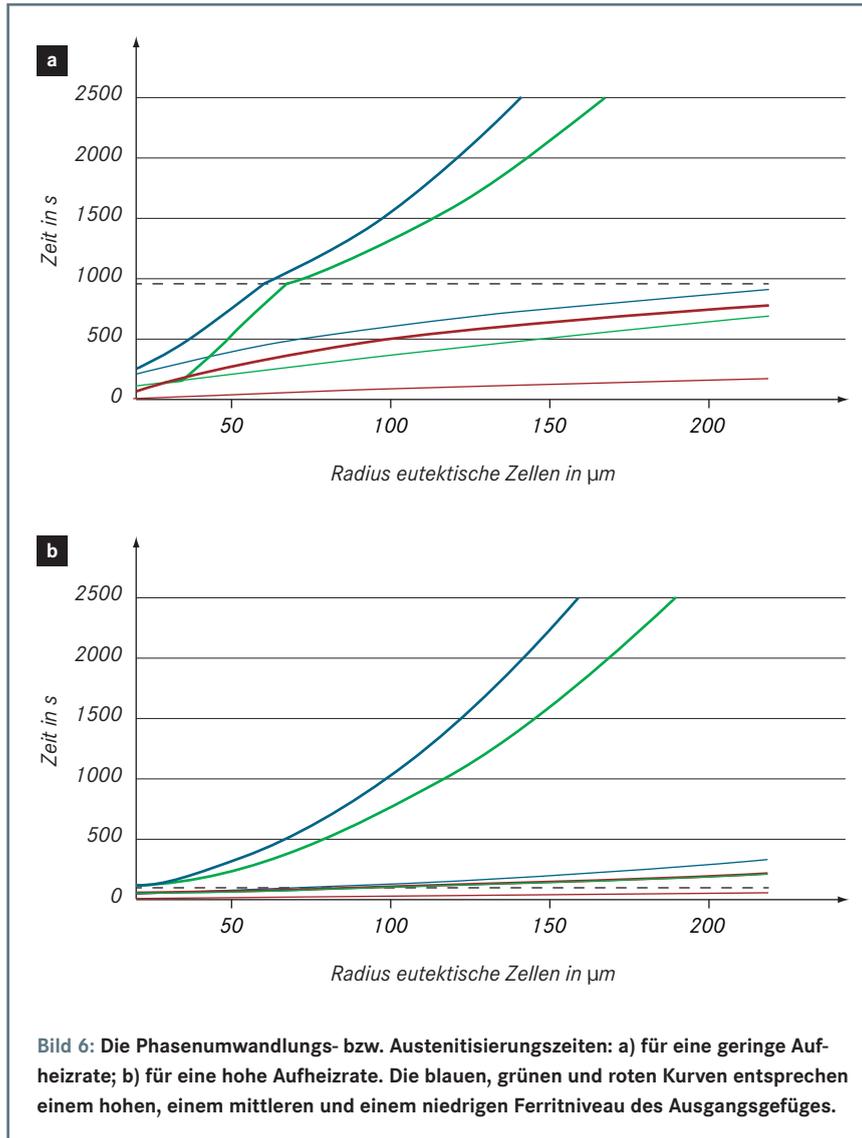
Ergebnisse und Verifizierung

Die Ergebnisse der Simulation wurden mit den durchgeführten Messungen verglichen und verifiziert. Sowohl die Umwandlungs- als auch die Austenitisierungszeiten hängen vom Radius der eutektischen Zelle, vom Ferritgehalt im Gussgefüge sowie von der Temperaturführung während des Aufheizens ab. Die effektive Austenitisierungszeit liegt für die gängigen 50- bis 60-mm-Zellradien unter 600 s (10 min). Die Zeit, um dickwandigere Bauteile auf die Austenitisierungstemperatur aufzuheizen, kann aber mehrere Stunden betragen. Folglich ist der Vorgang der Kohlenstoffanreicherung des Austenits für die Gesamtaustenitisierungszeit nicht entscheidend. Dies gilt nicht für ferrithaltige eutektische Zellen mit größeren Radien (ca. 120-150 mm). In diesem Fall erweist sich die Kohlenstoffanreicherung als zeitkritisch. Die Phasenumwandlungszeiten sind sehr stark vom Ferritanteil in der Matrix abhängig. Für kleine Aufheizraten und große Ferritgehalte macht die Umwandlungszeit einen spürbaren Anteil der gesamten Austenitisierungszeit aus. Für größere Aufheizraten spielt die Umwandlungszeit eine geringe Rolle (Bild 6).

Entwicklungsarbeiten zum Abschreckvorgang

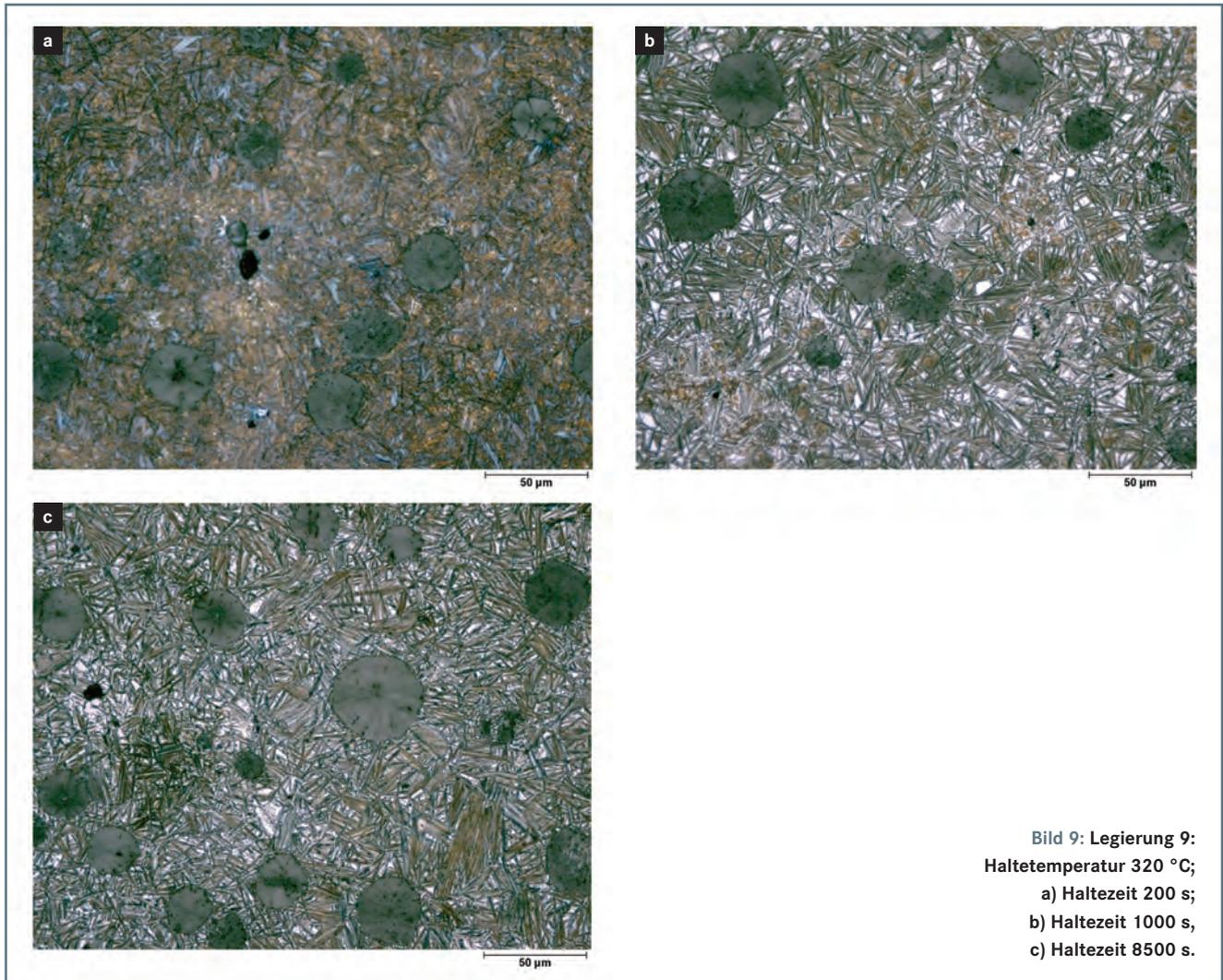
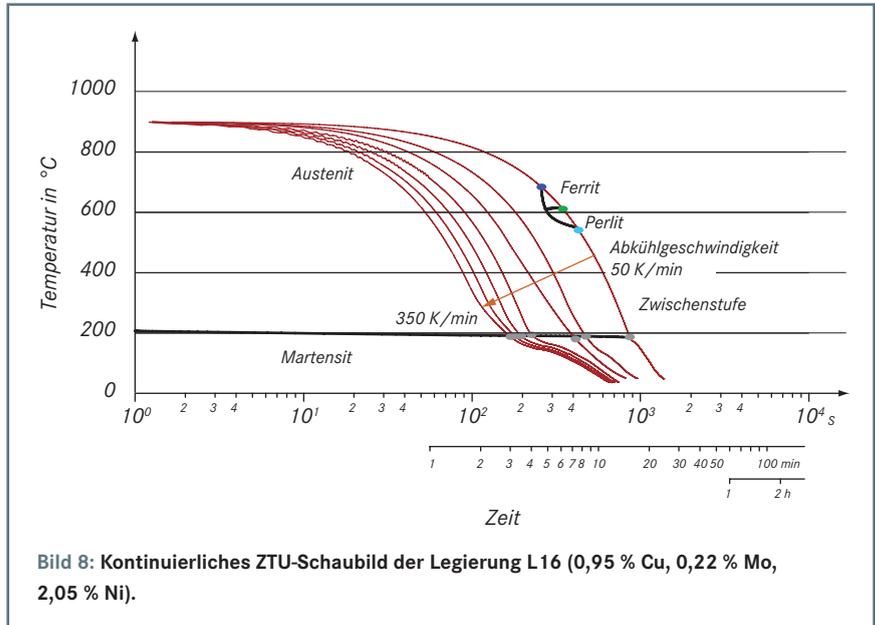
Das Abschrecken stellt einen weiteren notwendigen Entwicklungsschritt für eine Wärmebehandlung zur Herstellung von ADI dar. Das Ziel der Abschrecksimulation ist es, die zur Vermeidung einer unerwünschten Umwandlung des Austenits in Ferrit oder Perlit notwendige Abkühlrate zu finden. Bei einer zu langsamen Abkühlung besteht ansonsten das Risiko, dass sich der Austenit zu Ferrit bzw. Perlit umwandelt und somit Teile des Gefüges nicht mehr an der Ausferritisierung teilnehmen können. Da bei der Bildung des ADI-Gefüges nur der Restaustenit teilnimmt, liegt das Ziel der Abschreckvorgangssimulation in der Bestimmung des Restaustenitanteils. Diese Information wird für die Simulation der Ausferritisierung als Eingangsparameter benötigt. Die Phasenumwandlungen beim Abschrecken erfolgen unter starken Ungleichgewichtsbedingungen. Wichtige Eingabegrößen für das Modell sind daher zuverlässige ZTU-Schaubilder.

Hierzu wurden von der Institut für Gießereitechnik gGmbH (IFG), Düsseldorf, Dilatometerproben aus den Probekörpern gefertigt, jeweils auf 900 °C erwärmt, 12 min



auf dieser Temperatur zur Austenitisierung gehalten und anschließend mit unterschiedlichen Geschwindigkeiten abgekühlt. Die Abkühlraten lagen dabei zwischen 50 und 350 K/min. Die infolge der Umwandlung auftretenden Längenänderungen wurden mit dem Dilatometer ermittelt und rechnergestützt aufgezeichnet. Da bei allen 16 Legierungen jeweils Dilatometerproben aus den Würfeln und Platten entnommen wurden, um mögliche Unterschiede zwischen den Probengeometrien (Würfel, Platten) ermitteln zu können, wurden insgesamt 32 ZTU-Schaubilder, also zwei je Legierung, erstellt.

Bild 7 zeigt das kontinuierliche ZTU-Schaubild für die Legierung 9, die einen Kupfergehalt von 0,88 % und einen Nickelgehalt von 0,52 % aufwies und dabei molybdänfrei war.



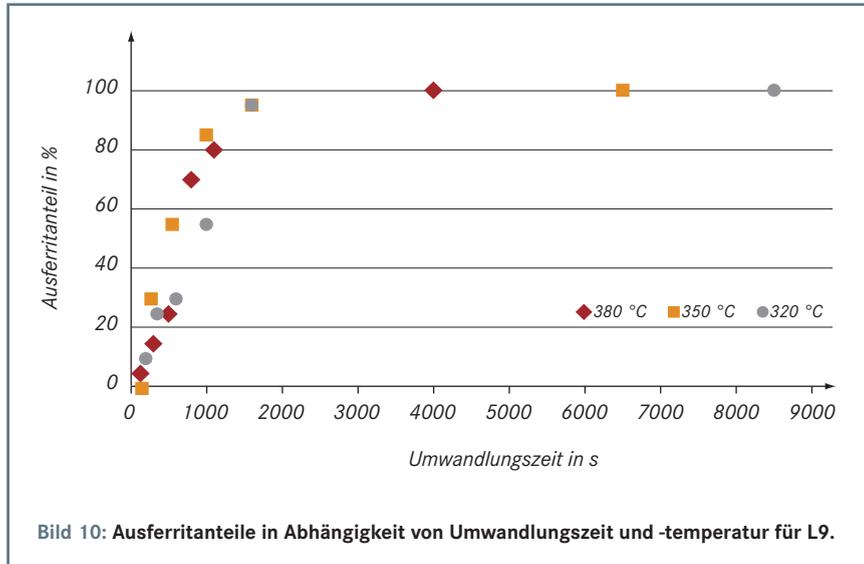


Bild 10: Ausferritanteile in Abhängigkeit von Umwandlungszeit und -temperatur für L9.

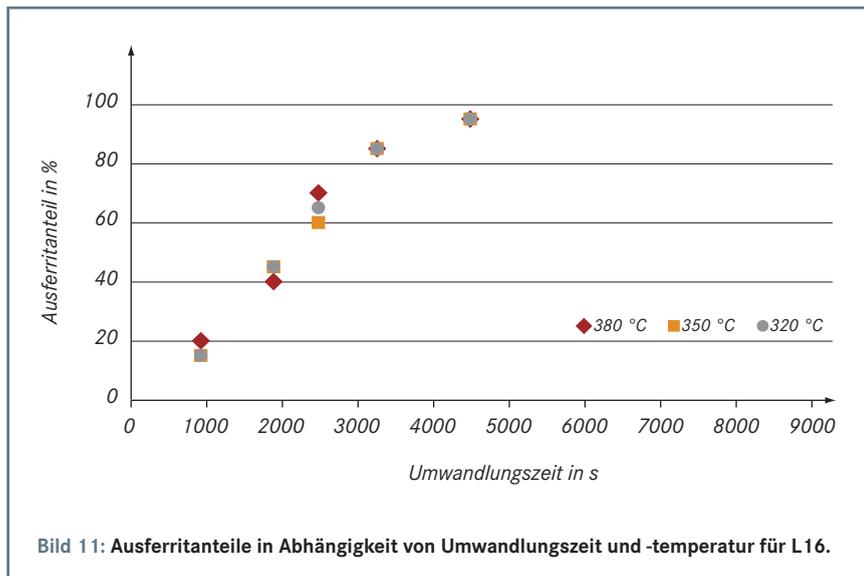


Bild 11: Ausferritanteile in Abhängigkeit von Umwandlungszeit und -temperatur für L16.

Es ist deutlich zu erkennen, dass selbst bei der höchsten Abkühlgeschwindigkeit von 350 K/min eine Umwandlung des Austenits in Ferrit und Perlit stattfand. Der Umwandlungsbeginn ist dabei auch von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Mit steigenden Abkühlgeschwindigkeiten sinkt die Temperatur, bei der die Umwandlung beginnt, von etwa 700 °C auf etwa 600 °C ab.

Bei jeder Dilatometerprobe wurden eine Gefügeauswertung durchgeführt sowie die Härte des Gefüges nach der jeweiligen Wärmebehandlung gemessen. Auf diese Weise konnte ein Zusammenhang zwischen der Wärmebehandlung und dem daraus resultierenden Gefüge hergestellt werden.

Bild 8 zeigt das kontinuierliche ZTU-Schaubild für Legierung 16. Die Gehalte an Kupfer, Molybdän bzw. Nickel lagen bei dieser Legierung bei 0,95 %, 0,22 % bzw. 2,05 %. Im Gegensatz zu Legierung 9 ist es hier gelungen, die Umwandlung des Austenits in Ferrit bzw. Perlit bereits mit

relativ geringen Abkühlgeschwindigkeiten zu unterdrücken. Hier wirken die erhöhten Anteile an Nickel und Molybdän in der chemischen Zusammensetzung offensichtlich stark umwandlungsverzögernd.

Bereits bei einer relativ geringen Abkühlgeschwindigkeit von 100 K/min wird die Umwandlung in die Ferrit- bzw. Perlitstufe vollständig unterdrückt. Da bei den Abschreckversuchen die Dilatometerproben auf eine Temperatur unterhalb der Martensitstarttemperatur abgekühlt wurden, liegen nur noch martensitische Gefügebestandteile vor.

Entwicklungsarbeiten zur isothermen Umwandlung

Bei diesen Versuchen wurde nach der Austenitisierung der Proben eine vollständige Umwandlung in Ausferrit angestrebt, um ein ADI-Gefüge herzustellen. Dazu musste die Abkühlung auf die entsprechende Haltetemperatur schnell genug

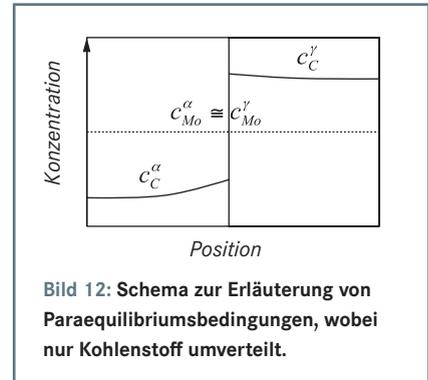


Bild 12: Schema zur Erläuterung von Paraequilibriumbedingungen, wobei nur Kohlenstoff umverteilt.

durchgeführt werden, um eine Umwandlung in der Perlitstufe vermeiden zu können. Als Haltetemperaturen für eine solche isotherme Umwandlung wurden 320 °C, 350 °C sowie 380 °C eingestellt. Um die Menge des nach einer bestimmten Zeit umgewandelten Gefüges bestimmen zu können, wurden einzelne Proben innerhalb des Umwandlungsintervalls nach bestimmten Zeiten gezielt abgeschreckt und metallographisch untersucht.

Bild 9 zeigt beispielhaft die Gefüge der Legierung 9 nach unterschiedlich langen Haltezeiten bei einer Haltetemperatur von 320 °C. Teilbild 9a zeigt ein Gefüge mit etwa 5 bis 10 % Ausferrit. Der Rest des Gefüges besteht im Wesentlichen aus Martensit. Im Teilbild 9b sind bereits 55 bis 60 % Ausferrit im Gefüge vorhanden. Auch hier bestehen die restlichen Gefügebestandteile aus Martensit. Das Teilbild 9c mit der längsten Haltezeit zeigt ein vollständig ausferritisches Gefüge.

Die Abhängigkeit der Ausferritanteile von der Umwandlungszeit für die Legierungen 9 und 16 wird in den Bildern 10 und 11 zusammengefasst. Aus den beiden Bildern wird ebenfalls deutlich, wie sich die Ausferritbildung und damit auch die gesamte Gefügeumwandlung durch den Einfluss der Legierungselemente zu längeren Zeiten hin verschiebt. Durch die Zugabe von 0,22 % Mo und 1,53 % Ni im Vergleich der beiden Legierungen 9 (Mo-frei; 0,52 % Ni) und 16 (0,22 % Mo; 2,05 % Ni) verlängert sich die notwendige Umwandlungszeit von etwa 2000 s auf 4500 s.

In Bild 10 ist ferner zu erkennen, dass die Zeit bis zur vollständigen Umwandlung zu Ausferrit bei einer Umwandlungstemperatur von 320 °C etwa doppelt so lang ist wie für eine Umwandlungstemperatur von 380 °C.

Modellierungsarbeiten zur Ausferritisierung

Entscheidend für die Eigenschaften des ADI sind bei diesem Prozessschritt neben der Zusammensetzung im Wesentlichen die lokale Ausferritisierungszeit und -tempe-

ratur. Diese Parameter bestimmen die Ausscheidungskinetik und damit die Feinheit des Gefüges und dessen Bestandteile. Die lokale Umwandlungskinetik wird durch folgende Faktoren geprägt, die modelltechnisch erfasst werden sollten:

1. der Ausgangszustand nach dem Abschrecken;
2. die Keimbildung des Ferrits;
3. die Änderung der Mikrostruktur durch die Ausscheidung des Ferrits und die Entstehung von Mikroseigerungsprofilen unter dem Einfluss sogenannter Kreuzdiffusionseffekte.

Zu 1: Während der Erstarrung und der nachfolgenden Festkörperumwandlung bilden sich in der Austenitschale inhomogene Konzentrationsverteilungen (Mikroseigerungen) aus. Beim Austenitisieren verteilt sich der Kohlenstoff idealerweise gleichmäßig in der Austenitmatrix, wohingegen die Verteilung der übrigen Legierungselemente weitgehend inhomogen bleibt. Als Anfangsbedingungen für die Simulation des Ausferritisierens wurde daher eine homogene Kohlenstoffkonzentration zu Grunde gelegt und für die übrigen Legierungselemente der Mittelwert nach der Erstarrungssimulation angesetzt. Als repräsentatives Volumenelement für die Ausferritisierungssimulation wurde der halbe Ferritnadelabstand zugrunde gelegt.

Zu 2: Die Keimbildung bei der Ausferritisierung bestimmt die charakteristische Diffusionslänge und beeinflusst somit wesentlich die Umwandlungskinetik. Die Ferritlamellen werden in der Simulation als parallel zueinander angeordnete Flächen angenommen. In der Realität verteilen sich die Ferritlamellen in der Austenitmatrix unregelmäßig. Der halbe Lamellenabstand zwischen den Flächen wird als die charakteristische Diffusionslänge bezeichnet. Die zufällige Verteilung erschwert jedoch die experimentelle Bestimmung der Diffusionslänge. Die Umwandlungskinetik kann dagegen experimentell erfasst werden. Im Rahmen des Projektes wurde eine Methode entwickelt, die anhand einer inversen Simulation der Phasenumwandlungskinetik die charakteristischen Diffusionslängen bestimmt. Die dafür notwendigen Messungen des Ausferritanteils wurden vom IfG Düsseldorf durchgeführt. Die Diffusionslängen wurden für verschiedene Ausferritisierungstemperaturen bzw. Legierungszusammensetzungen bestimmt. Auf Basis einer statistischen Auswertung der erhaltenen Ergebnisse wurde ein empirisches Modell formuliert, das in Abhängigkeit von der Ausferritisierungstemperatur und der Zusammensetzung die charakteristische Diffusionslänge berechnet.

Für das entwickelte Modell zur Beschreibung der Ferritbildung gelten die An-

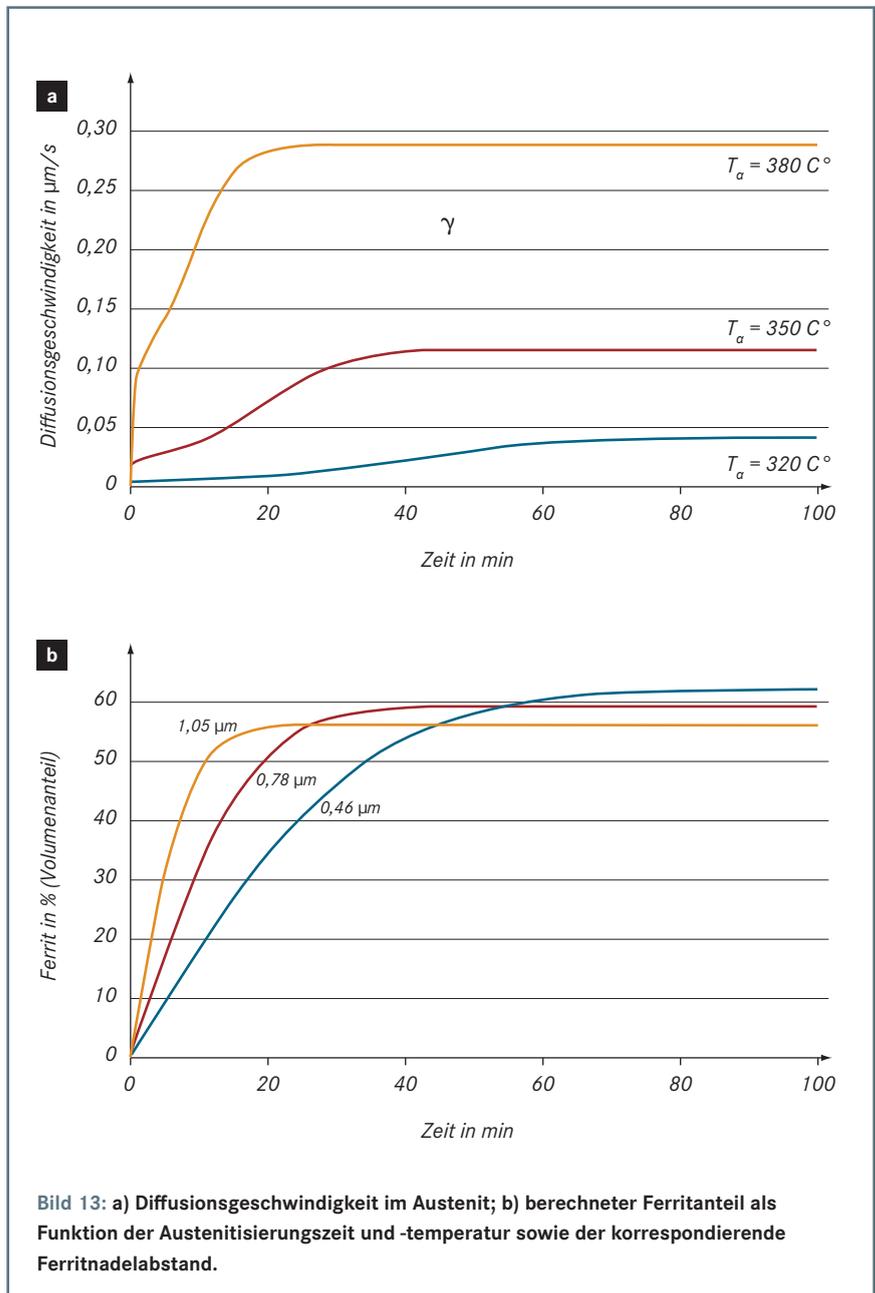


Bild 13: a) Diffusionsgeschwindigkeit im Austenit; b) berechneter Ferritanteil als Funktion der Austenitisierungszeit und -temperatur sowie der korrespondierende Ferritnadelabstand.

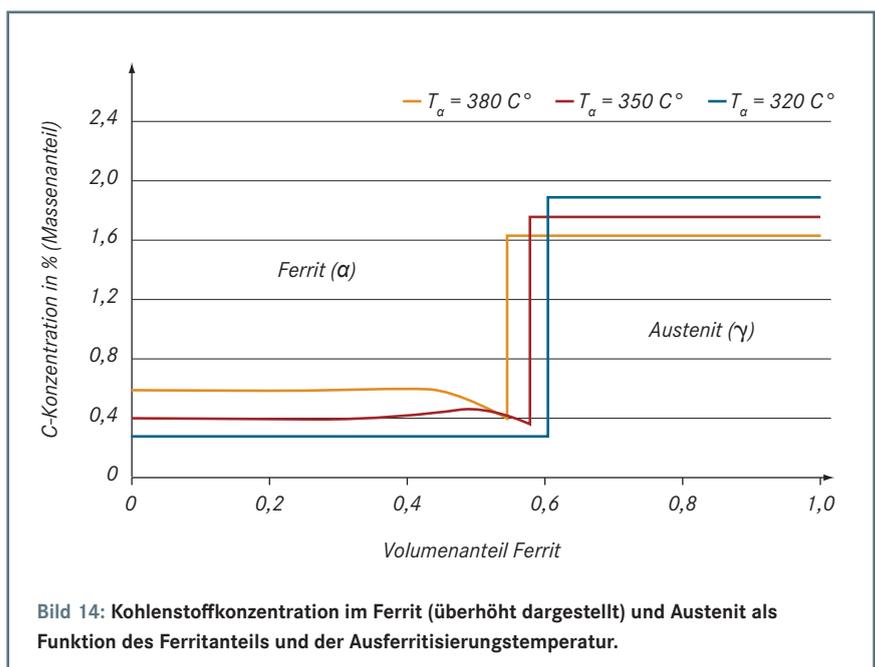
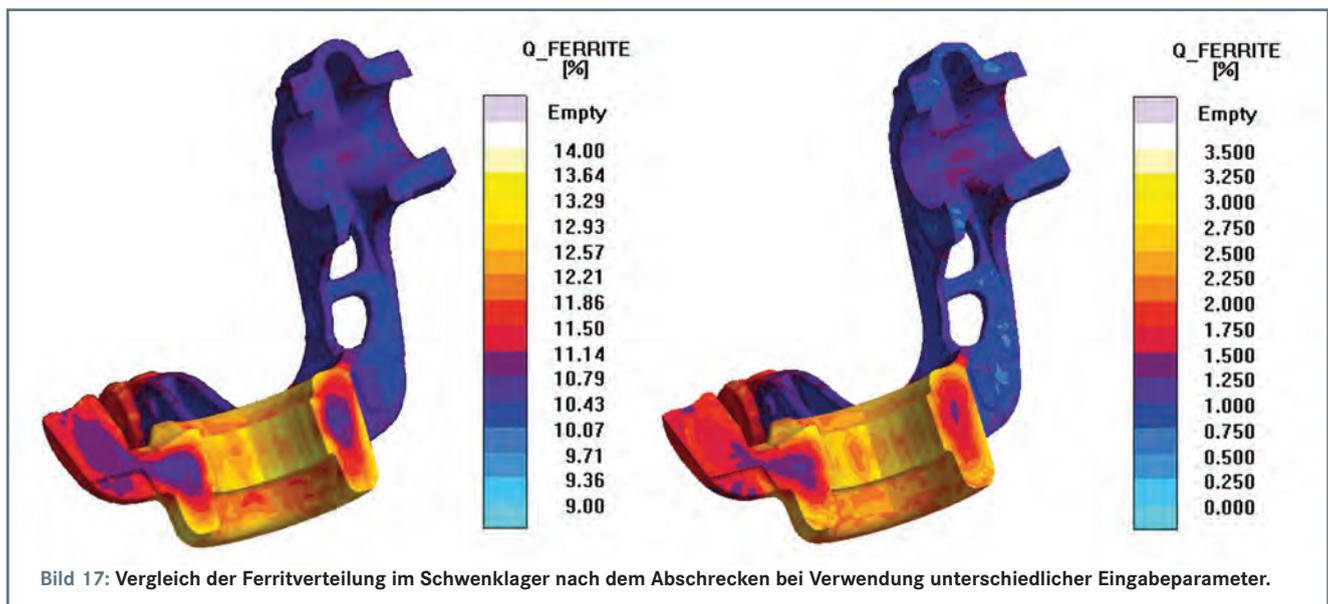
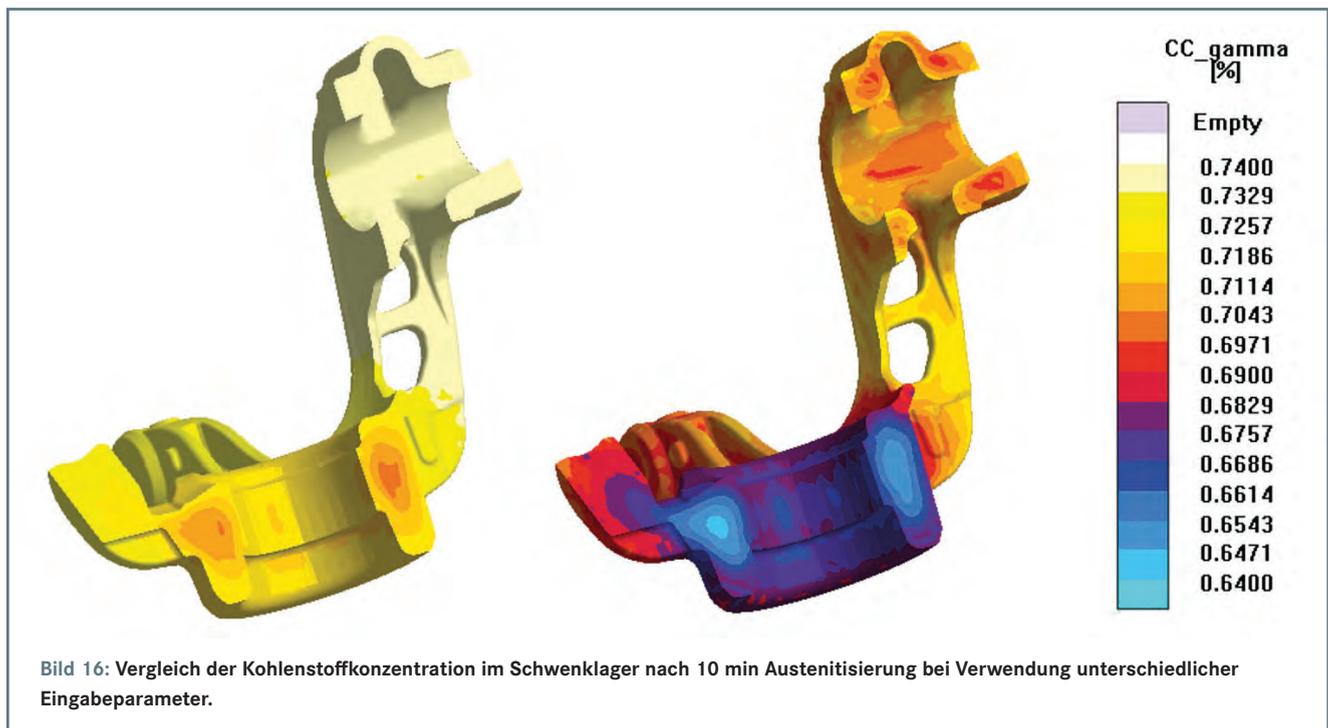
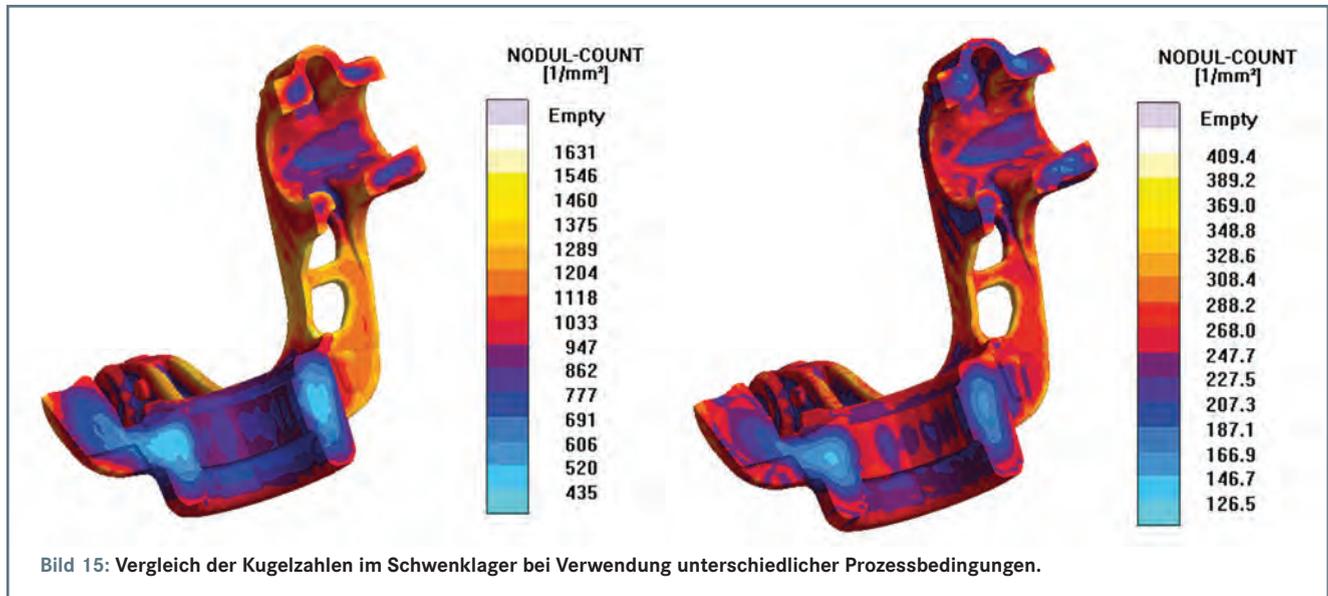
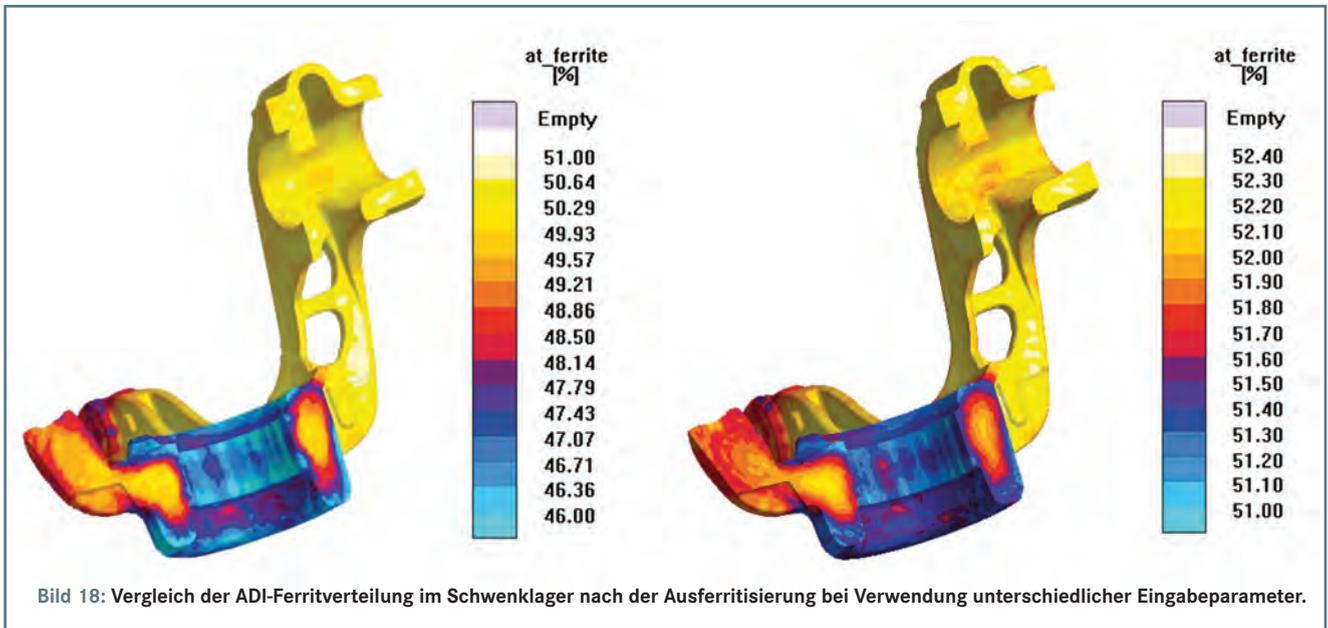


Bild 14: Kohlenstoffkonzentration im Ferrit (überhöht dargestellt) und Austenit als Funktion des Ferritanteils und der Ausferritisierungstemperatur.

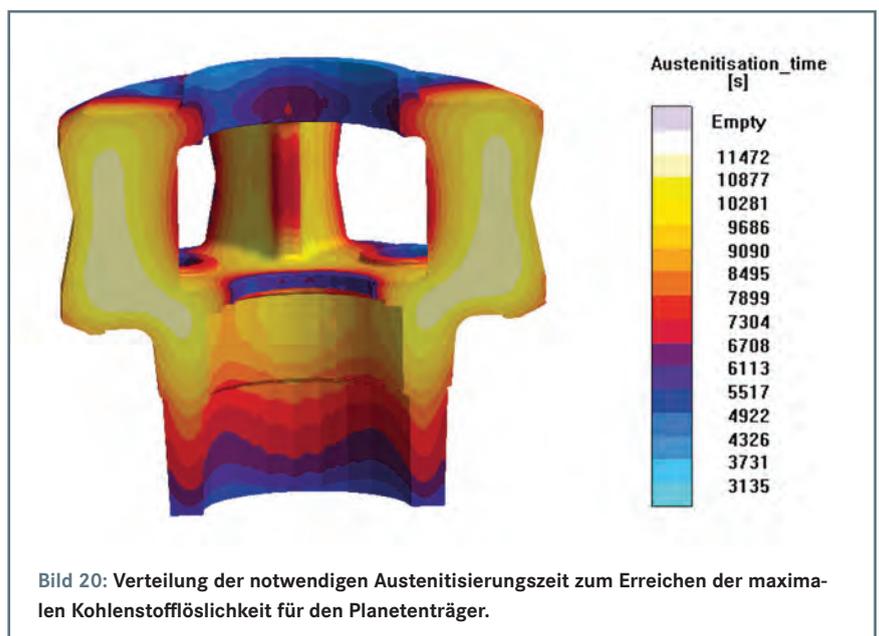
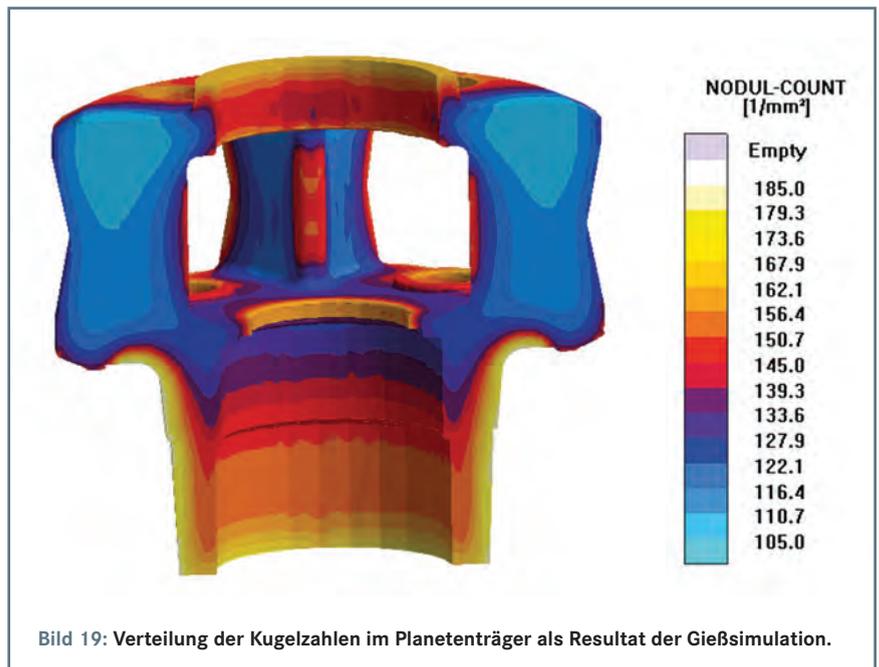


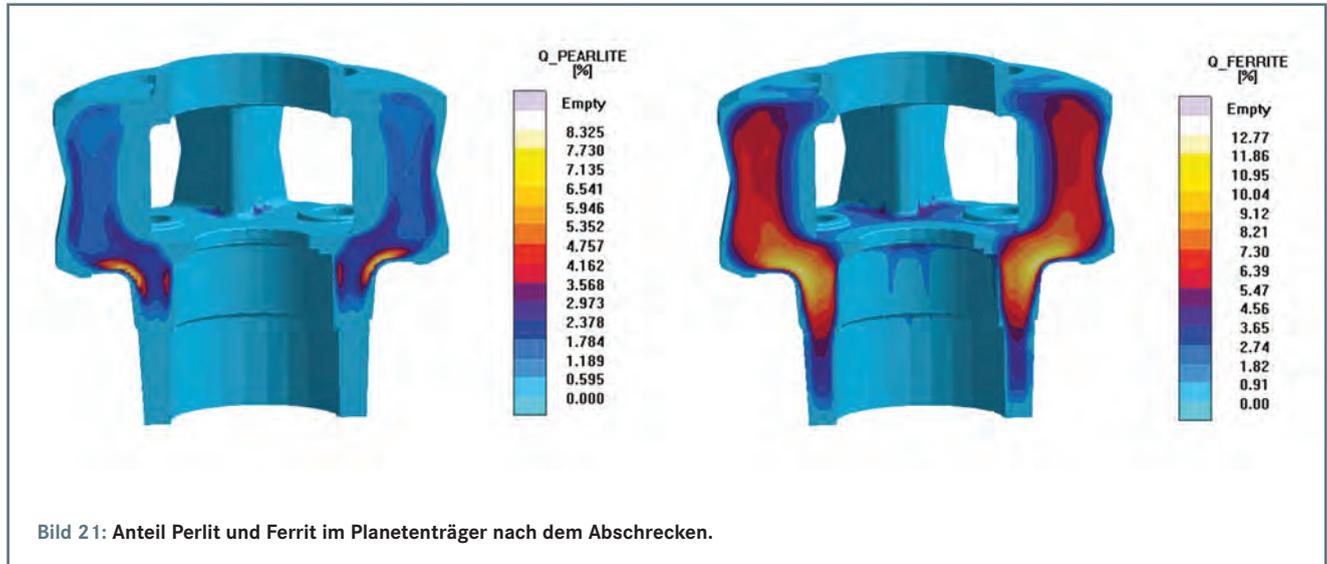


nahmen, die bereits für das Austenitisierungsmodell verwendet wurden. Es wird zusätzlich angenommen, dass die Ferritlamellen parallel zueinander angeordnet sind. Während der Entstehung des kohlenstoffarmen Ferrits diffundiert der Kohlenstoff in den Restaustenit und stabilisiert ihn. Wenn die Kohlenstoffkonzentration im Restaustenit dem Gleichgewichtsniveau für die ausgewählte Ausferritierungstemperatur entspricht, ist die Ausferritierung abgeschlossen. Die Umwandlungskinetik beruht auf der Kohlenstoffdiffusion, die über die Diffusionsgleichung und eine Massenbilanz in der Umgebung der Ferrit-Austenit-Front beschrieben werden kann.

Zu 3: Bei der Umwandlung von Austenit zu Ferrit besteht in der Regel ein sehr großer Löslichkeitsunterschied von Kohlenstoff, wohingegen die substitutionell gelösten Legierungselemente kaum zur Umverteilung neigen. Der Kohlenstoff muss also in den Austenit zurückdiffundieren. Der Austenit wird mit fortschreitender Phasenumwandlung immer weiter an Kohlenstoff angereichert und dadurch stabilisiert. Die Umwandlungskinetik ist dabei primär von der Kohlenstoffdiffusion im Austenit abhängig und kann mit einem vereinfachten Modellansatz beschrieben werden. Bild 12 zeigt schematisch den sogenannten Paraequilibriumsansatz (PE) am Beispiel von Kohlenstoff und Molybdän.

Bild 13 zeigt, dass trotz fünffacher Diffusionsgeschwindigkeit bei einer Erhöhung der Ausferritierungstemperatur um 60 °C der Einfluss der Diffusionslänge zwischen den Lamellen überwiegt und deutlich mehr Ferrit bei niedrigeren Haltetemperaturen gebildet wird. Zudem ist in Bild 14 dargestellt, dass der Austenit bei niedrigeren Ausferritierungstemperaturen deutlich mehr Kohlenstoff löst und damit stabilisiert wird.





Simulation an realen Bauteilen

Am Beispiel eines Schwenklagers als Demonstratorbauteil der Audi AG, Ingolstadt, wurden Simulationen für verschiedene Fertigungsbedingungen durchgeführt. Die verwendeten Prozessparameter für den Gießprozess lagen gemäß der Angaben der MAT Foundries Europe GmbH (ehemals Sakthi), Ueckermünde, vor. **Bild 15** zeigt als wichtiges Merkmal für das Ausgangsgefüge die Verteilung der Kugelzahl (Anzahl von Sphäroliten pro mm²) im Bauteil für zwei unterschiedliche Abkühlbedingungen (resultierend aus unterschiedlich gewählten Formstoffen) sowie zwei unterschiedliche Impfpparameter. Hieraus resultieren die dargestellten Unterschiede in den Kugelzahlen. Die anschließende Wärmebehandlung erfolgte mit einer Austenitierungstemperatur von 880 °C für 45 min (jeweils nach Erreichen der Ofentemperatur) und einer Ausferritierung bei 380 °C für 90 min (inkl. Abschrecken).

Bedingt durch die unterschiedlichen Kugelzahlen (und damit verbunden charakteristischen Diffusionslängen im Gefüge) ist im Vergleich der beiden Berechnungen ein deutlicher Unterschied in der aktuellen Kohlenstoffkonzentration während der Austenitierung zu erkennen. **Bild 16** zeigt die Verteilung der Kohlenstoffkonzentration nach 10 min Austenitierung. Die resultierende notwendige Austenitierungszeit zum Erreichen der maximalen Kohlenstofflöslichkeit zeigt insbesondere in den dickwandigen Bereichen des Schwenklagers Unterschiede.

Der deutliche Unterschied in der Kugelzahl beeinflusst somit maßgeblich die Austenitierungszeit und den Anteil Ferrit nach dem Abschrecken. Die Ferritverteilung nach dem Abschrecken ist in **Bild 17** dargestellt.

Durch den höheren Anteil von Ferrit nach dem Abschrecken bei höherer Kugelzahl vermindert sich leicht der Anteil an ADI-Ferrit, wie in **Bild 18** dargestellt.

Ein Planetenträger (ca. 3400 kg) der Gebr. Eickhoff Maschinenfabrik und Eisen gießerei GmbH, Bochum, diente als weiteres Demonstratorbauteil. Auch hier wurde zunächst eine Gießsimulation durchgeführt, um unter anderem die Kugelzahl zu bestimmen (**Bild 19**).

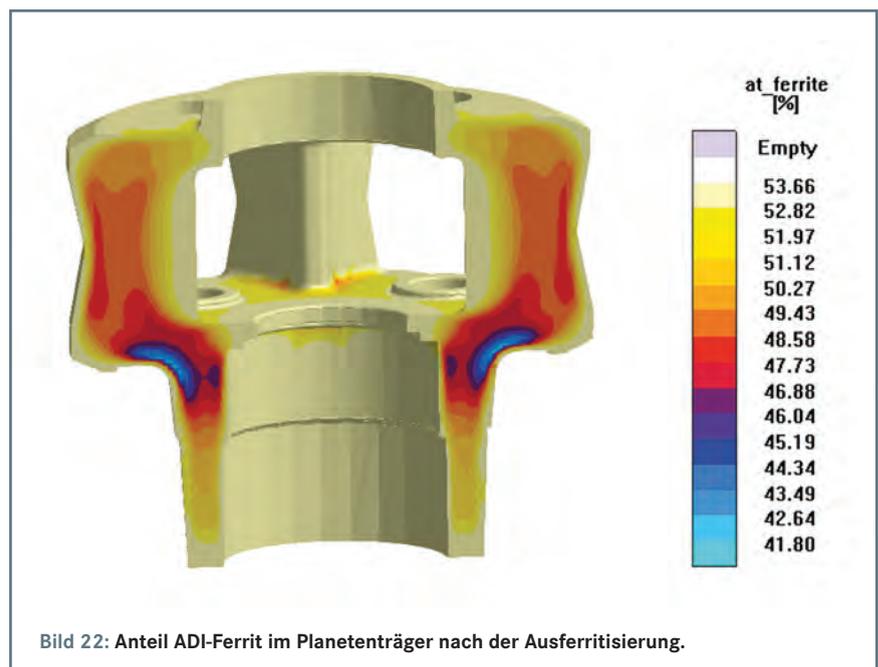
Die anschließende Wärmebehandlung wurde mit einer Austenitierungszeit von 890 °C für 6 h und einer Ausferritierung bei 360 °C für 3 h (inkl. Abschrecken) durchgeführt. **Bild 20** zeigt die simulierte notwendige Austenitierungszeit als Verteilung im Bauteil, die für die dickwandigen Bereiche ca. 3 h beträgt. Aufgrund der Simulationsergebnisse kann daher für dieses Bauteil eine Reduzierung der Aus-

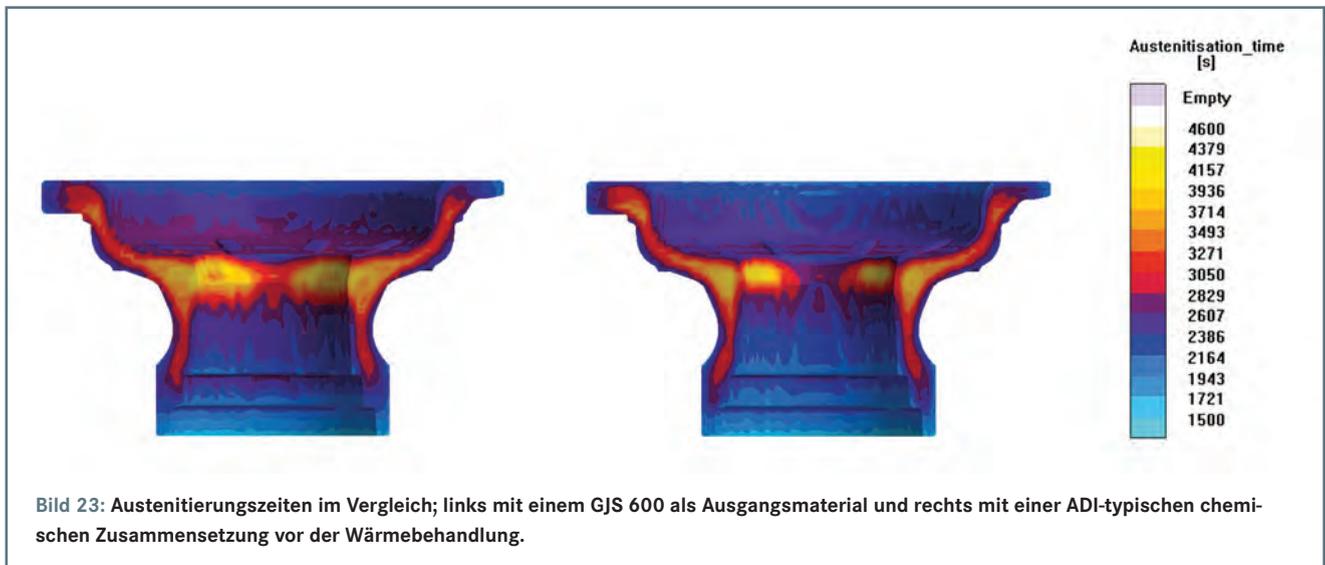
tenitierungszeit von 6 auf ca. 3 h empfohlen werden.

Die Simulation zeigt im weiteren Verlauf der Wärmebehandlung zunächst die Gefügeverteilung nach dem Abschrecken. In **Bild 21** sind die Ferrit- und Perlitanteile nach dem Abschrecken dargestellt.

Aufgrund der Ergebnisse der Simulation kann eine Reduzierung der Ausferritierungszeit von 3 h auf ca. 1,6 h empfohlen werden. In **Bild 22** ist die resultierende Verteilung für den ADI-Ferrit dargestellt.

Als weiteres Demonstratorbauteil wurde eine Radnabe der MAN Nutzfahrzeuge AG, Nürnberg, ebenfalls zunächst gießtechnisch simuliert. Basierend auf diesen Ergebnissen erfolgte die Berechnung der Wärmebehandlung. Als Parameter wurde für die Radnaben die chemische Zusammensetzung des Grundwerkstoffes verän-





dert (typische chemische Zusammensetzung für ADI im Vergleich zu einer Standard-GJS-Variante). **Bild 23** zeigt die jeweils berechneten minimalen Austenitierungszeiten für beide Varianten.

Zusammenfassung

Im Rahmen des Projektes wurden von der Magma GmbH, Aachen, Softwaremodelle zur Beschreibung der Wärmebehandlung entwickelt und in eine Lösung für die Vorhersage des gesamten Fertigungsablaufes integriert. Für die Simulation der Austenitierung galt es, den Nutzern quantitative Informationen über optimale Austenitierungszeiten und Behandlungstemperaturen zur Verfügung zu stellen. Hierzu wurde ein Modell entwickelt, das die Phasenumwandlung von Ferrit/Perlit nach Austenit und die Verteilung des Kohlenstoffs im Austenit vorhersagt. Am Institut für Gießereitechnik IfG wurden Gussproben hergestellt, die an der Universität Jönköping, Schweden, untersucht wurden. Um ein breites Anwendungsspektrum abzudecken, wurden 16 verschiedene Legierungen definiert und untersucht.

Der Prozessschritt Abschrecken war im Wesentlichen geprägt durch die Arbeiten am IfG. Für alle 16 Legierungen wurden die notwendigen Daten ermittelt und die ZTU-Schaubilder angefertigt. Hierzu wurden unter möglichst gleichen Bedingungen umfangreiche Dilatometermessungen durchgeführt. Die ZTU-Diagramme stellten die wichtigste Voraussetzung für die Modellierung des Abschreckens dar. Das Ziel der Abschrecksimulation liegt in der Bestimmung des Restaustenitanteils. Dabei verlaufen im Unterschied zur Austenitierung die Phasenumwandlungen unter starken Ungleichgewichtsbedingungen.

Mit dem Prototypen der Software zur umfassenden Simulation der Wärmebehandlung von ADI wurden drei Bauteile – Pkw-Schwenklager (Audi), Planetenträger (Eickhoff) und Nutzfahrzeug-Radnabe (MAN) – mit unterschiedlichen Optimierungszielen berechnet. Auf diese Weise konnten modifizierte Wärmebehandlungen beim Projektpartner Härtetechnik Hagen GmbH, Hagen, durchgeführt werden.

Die durchgeführten Untersuchungen haben einerseits deutliche Fortschritte im Verständnis des Werkstoffes ADI erbracht, andererseits ist es gelungen, das angestrebte Ziel, den Werkstoff auch für Bauteile mit größeren Wanddicken im Bereich bis 200 mm herzustellen, zu erreichen. Die durchgeführten praxisnahen Versuche haben die Erkenntnis erbracht, dass nicht nur die eingestellte Salzbadtemperatur, sondern auch die Masse mit dem resultierenden Wärmefluss und die Behandlungsdauer im Salzbad, die Werkstoffeigenschaften stärker beeinflussen als bisher angenommen. Dadurch ist es deutlich besser als in der Vergangenheit möglich, auf Fehler einzuwirken bzw. diese in der Arbeitsplanung zu vermeiden. Des Weiteren können mit allen neu erworbenen Erkenntnissen Bauteileigenschaften besser vorhergesagt werden. Wie der Vergleich mit den Demonstratorbauteilen zeigt, ist es notwendig, die Wärmebehandlung mit einer guten Übereinstimmung zu simulieren.

Die vorgestellten Arbeiten wurden im Rahmen des Forschungs- und Entwicklungsprojektes „LEA – Leichtbau mit gegossenen ADI-Bauteilen“ durchgeführt. Das Projekt wurde mit Mitteln des Bundesministeriums für Bildung und Forschung (BMBF) unter dem Förderkennzeichen 03X3013 gefördert und vom Projektträger Forschungszentrum Jü-

lich (PTJ), Bereich Neue Materialien und Chemie (NMT), betreut.

Partner: Magma GmbH, Aachen, Fraunhofer-Institute LBF, Darmstadt, IWM, Freiburg, Audi AG, Ingolstadt, Eickhoff Gießerei GmbH, Bochum, Gießerei-Institut der RWTH Aachen, Aachen, Härtetechnik Hagen GmbH, Hagen, Institut für Gießereitechnik gGmbH, Düsseldorf, MAN Nutzfahrzeuge AG, Nürnberg, MAT Foundries Europe GmbH, Ueckermünde.

Dipl.-Ing. Mathias Bodenburg, Dipl.-Ing. Erik Hepp, Vitalii Hurevitch, Magma GmbH, Aachen, Dr.-Ing. Carl-Justus Heckmann und Dipl.-Ing. Ulrich Petzschmann, Ifg gGmbH, Düsseldorf

Literatur:

- [1] Casting Journal. VonRoll Casting, Dezember 2005.
- [2] Sturm, J. C.; Schäfer, W.; Hepp, E., u. a.: LEA – Leichtbau mit gegossenen ADI-Bauteilen, Abschlussbericht, BMBF Projekt, FKZ 03X3013, 2011.