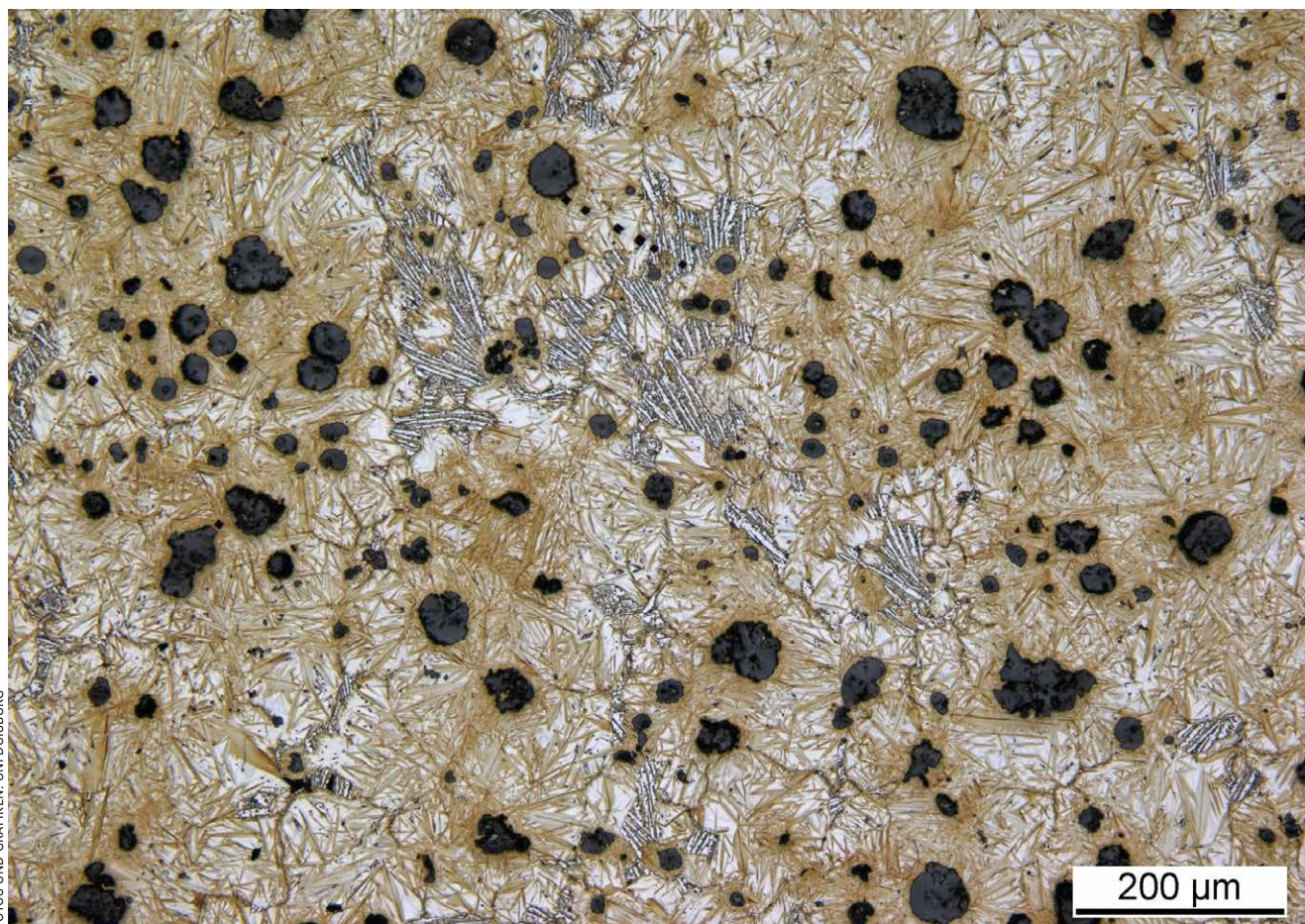




Gusseisen-Recycling

Kann GJS-Kreislaufmaterial zum Impfen genutzt werden?

Martensitische, ursprünglich austenitische Bereiche um GJS-Graphitkugeln sorgen dafür, dass diese beim Wiedereinschmelzen eine gewisse Zeit in der flüssigen Eisen-schmelze überleben können.

VON IDA ADHIWIGUNA, RÜDIGER DEIKE

Die Gießerei-Industrie ist ein Beispiel dafür, dass mit einem hohen Grad an Nachhaltigkeit immer wieder aus etwas Altem etwas Neues mit besseren Eigenschaften hergestellt werden kann und dass weitgehend geschlossene Rohstoffkreisläufe keine Fiktion, sondern bereits seit Jahrzehnten Realität sind. Zum Beispiel bilden in Eisengießereien der externe Schrott und das interne Kreislaufmaterial mit einem „Recycled Content“ (gemeinsamer Anteil an dem gesamten metallischen Einsatz) von 80-90 % die wichtigsten metallischen Einsatzstoffe.

Was zeichnet Gusseisen aus?

Seit Jahrhunderten sind die Gusseisenwerkstoffe erforscht und weiterentwickelt worden. Die technische Möglichkeit, sie hervorragend recyceln zu können, verspricht auch für die Zukunft noch Innovationspotenzial, insbesondere unter dem Aspekt der Steigerung der Ressourceneffizienz. Ein bisher wenig erforschter Aspekt des Metall-Recyclings ist der Einfluss der wiederaufgeschmolzenen Begleitelemente auf die Gefügeausbildung in den neuen Gussstücken. Es ist aber aus der betrieblichen Praxis zu vermuten, dass der sich auflösende Graphit einen Keimbildungseffekt hat. Von daher wurde gezielt untersucht, wie sich

der Graphit wieder auflöst, wenn Kreislaufmaterial aus Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) erneut eingeschmolzen wird. Der Werkstoff wurde gewählt, da durch die Kugelform des Graphits die Grenzfläche zum Eisen eindeutiger definiert ist als beim Gusseisen mit Lamellengraphit (GJL) und von daher Veränderungen in Abhängigkeit der Versuchsbedingungen besser verfolgt werden können. Die vorgestellten Ergebnisse sind aber ebenso auf den Werkstoff GJL zu übertragen, wobei hier der Unterschied bezüglich des Wiederauflösendes des Graphits in dem deutlich größeren Verhältnis von Oberfläche zu Volumen und den kürzeren Distanzen zwischen den Graphitlamellen zu sehen ist.

GJS wird häufig mit eutektischer und zum Teil auch übereutektischer Zusammensetzung hergestellt. Ein sehr großer Anteil wird aufgrund der gewünschten höheren Dehnung auf eine ferritische Matrix eingestellt, sodass Kohlenstoffgehalte von ca. 3,5 % und Si-Gehalte von ca. 2,5 % typisch sind. Entsprechend lagen sie auch in dem hier untersuchten Kreislaufmaterial (Tabelle 1) vor [1, 2]. Des Weiteren zeichnen sich GJS-Qualitäten durch geringe Mangan-, Phosphor-, Schwefel- und höhere Magnesiumgehalte aus. Die Schmelze wird einer Magnesiumbehandlung unterzogen, um die Sauerstoff- und Schwefelgehalte zu reduzieren, sodass sich der Grafit kugelförmig ausbildet. Anschließend erfolgt die Impfung der Schmelze, um durch die Erzeugung von Kristallisationskeimen die Ausscheidung des Grafits nach dem stabilen System zu fördern.

Die Anzahl der Grafitkugeln, die durch die Art und Weise der eutektischen Erstarrung in Kombination mit der Impfung festgelegt wird, spielt im Hinblick auf die eutektoide Umwandlung eine nicht unerhebliche Rolle [3]. Bei einer hohen Kugelzahl sind die Abstände zwischen den Kugeln relativ gering, d.h. die Diffusionswege für den Kohlenstoff kurz, sodass im Verlauf der eutektoiden Umwandlung mit einer Tendenz zur stabilen Erstarrung gerechnet werden kann. Um die Grafitkugeln bildet sich eine ferritische Matrix aus. Bei einer kleineren Kugelzahl sind die Abstände zwischen den Kugeln größer und damit die Diffusionswege länger, sodass nur die Bereiche in direkter Nähe der Kugeln nach dem stabilen System umwandeln können und in den weiter entfernten Bereichen die Umwandlung entsprechend dem metastabilen System mit der Bildung von Perlit, einem Gemisch aus Ferrit (α -Fe) und Zementit (Fe_3C), erfolgt.

Wie bilden sich für GJS typische Gefügestrukturen aus?

Bild 1 zeigt einen typischen Gefügeausschnitt des Kreislaufmaterials, dessen Wiederaufschmelzverhalten [1, 2] hier

KURZFASSUNG

Gusseisenwerkstoffe sind in vielen Anwendungsfällen recht tolerant hinsichtlich der Wirkungen von Begleitelementen auf die Werkstoffeigenschaften. Dies macht sie gut recycelbar, denn es ist nicht zu vermeiden, dass Begleitelemente über den Schrott, dessen chemische Zusammensetzung in der Regel nicht im Detail bekannt ist, in den Produktionsprozess gelangen. Das zweite wichtige Einsatzmaterial neben dem Schrott ist der interne Kreislauf, bei dem in der Regel die chemische Zusammensetzung zumindest in gewissen Grenzen bekannt ist. In diesem Fall kann, bei Kenntnis der grundlegenden Reaktionen und der Wirkungen der enthaltenen Elemente, darüber nachgedacht werden, ob Kreislaufmaterial gezielt zur Einstellung von gewünschten Gefügestrukturen eingesetzt werden kann.

Die Autoren zollen dabei den betrieblichen Beobachtungen und Erfahrungen der Mitarbeiter in den Gießereien vor Ort Respekt, wie zum Beispiel der Aussage eines erfahrenen Meisters: „Da werfe ich kurz vor dem Abguss noch etwas Kreislauf in die Pfanne und dann bekomme ich das gewünschte Gefüge.“ Speziell wurde untersucht, wie sich der Grafit wieder auflöst, wenn Kreislaufmaterial aus Gusseisen mit Kugelgraphit (GJS) erneut eingeschmolzen wird.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des GJS-Kreislaufmaterials [2]

C in Gew.-%	Si in Gew.-%	S in Gew.-%	P in Gew.-%	Mn in Gew.-%
3,4 - 3,6	2,2 - 2,3	< 0,005	0,02 - 0,03	0,10 - 0,15

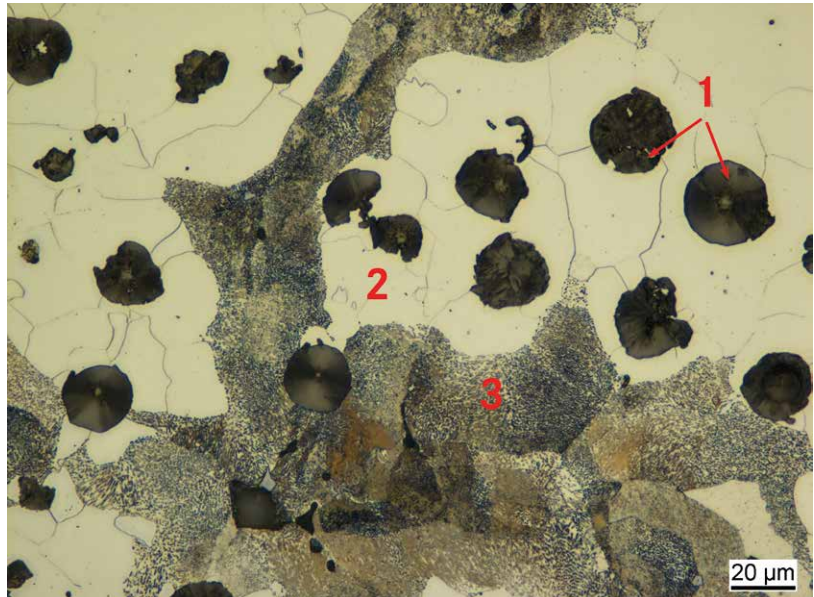


Bild 1: Gefüge des GJS-Kreislaufmaterials vor dem Wiederaufschmelzen; 1: Grafitkugeln, 2: Ferrit (α -Fe) in der metallischen Matrix, 3: Perlit (α -Fe + Fe_3C) in der metallischen Matrix [1].

untersucht wurde. Es ist zu erkennen, wie um die Grafitkugeln herum die metallische Matrix aus Ferrit und in den Bereichen etwas weiter entfernt von den Grafitkugeln, aus Perlit besteht. Im Ferrit sind zudem die Korngrenzen deutlich zu erkennen. Wird die Entstehung eines solchen Gefüges in einem ersten Ansatz mithilfe des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms (Bild 2) interpretiert, ergibt sich aus der chemischen Analyse des Kreislaufmaterials (s. Tabelle 1) ein Sättigungsgrad (S_C) von 0,99, d.h. es handelt sich um eine nahezu eutektische Zusammensetzung. Daher kann davon ausgegangen werden, dass der Anteil an primär dendritisch ausgeschiedenem Austenit (γ -Fe) gering war und die Ausbildung des Graphits hinsichtlich der Kugelgröße und -anordnung im Verlauf der eutektischen Erstarrung (s. Bild 2, Punkt 1) festgelegt wurde. Zu diesem Zeitpunkt waren die Grafitkugeln nach der Erstarrung in eine metallische Matrix aus Austenit eingebettet, welcher nach dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm gemäß Punkt 2 (s. Bild 2) einen Kohlenstoffgehalt von theoretisch 2,06 % hätte haben müssen. Im weiteren Verlauf der Abkühlung hat sich dann aus dem Austenit aufgrund seiner retrograden Kohlenstofflöslichkeit entlang der rot markierten Phasengrenzlinie Kohlenstoff ausgeschieden, der sich an den Grafitkugeln angelagert hat. Am eutektoiden Punkt (Punkt 3) hat der Austenit theoretisch einen Kohlenstoffgehalt von 0,8 % und, da er unterhalb der eutektoiden Temperatur thermodynamisch nicht mehr stabil ist, zerfällt er bei der weiteren Abkühlung in der Nähe der Grafitkugeln bei normalen Abkühlgeschwindigkeiten gemäß der stabilen Umwandlung in Ferrit und Graphit. Da der Ferrit nur 0,02 % Kohlenstoff lösen kann, diffundiert der ausgeschiedene Kohlenstoff aufgrund der kurzen Diffusionswege an die Grafitkugeln. Die Diffusionswege des Kohlenstoffs aus den weiter von den Grafitkugeln entfernten Bereichen sind zu lang, sodass die Diffusionszeiten, die durch die Abkühlgeschwindigkeit bestimmt werden, nicht mehr ausreichen und somit der Austenit im Verlauf der nun statt-

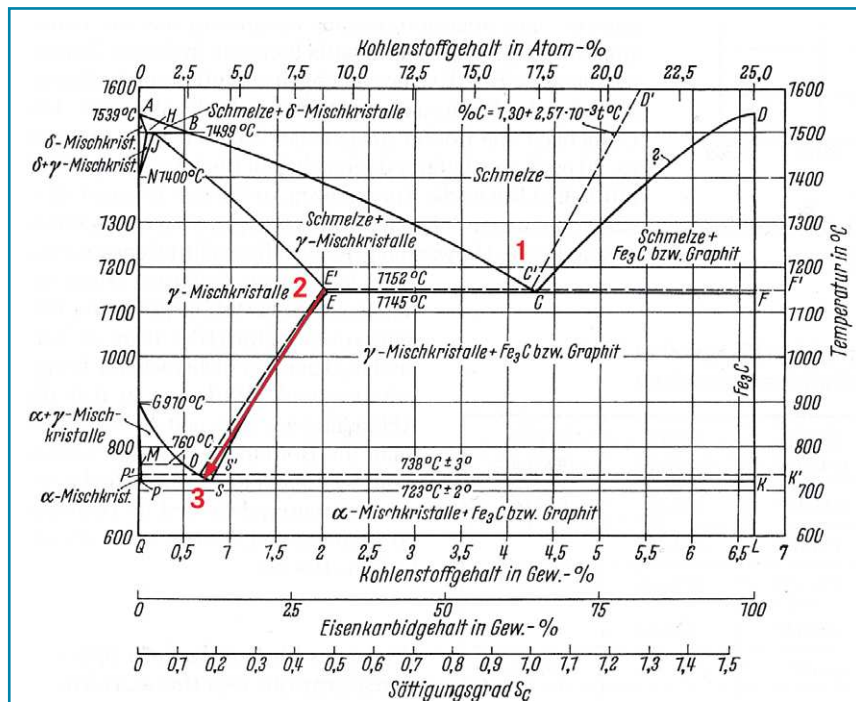


Bild 2: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm [4].

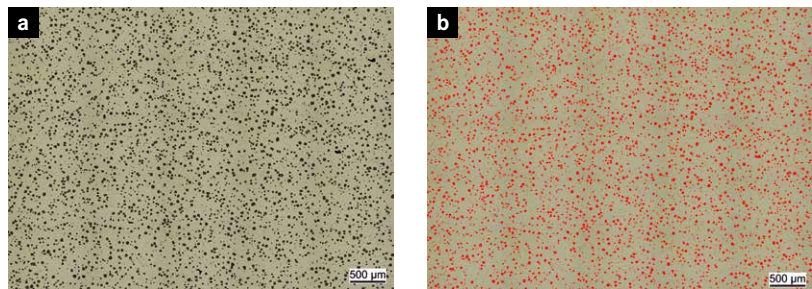


Bild 3: Gefüge eines GJS-Kreislaufmaterials a) im Ausgangszustand, b) nach bildanalytischer Bestimmung des Grafitanteils zu 11,42 %.

findenden metastabilen Umwandlung in Perlit zerfällt, der durch die lamellare Anordnung von Ferrit und Zementit gekennzeichnet ist.

Die Bildung des Perlits [5] beginnt damit, dass sich Zementit an den Korngrenzen des an Kohlenstoff übersättigten Austenits oder an anderen Gitterstörstellen bildet und in das Austenitkorn wächst. Wird angenommen, dass bei 800 °C die Dich-

ten des Austenits (0,8 % C) 7644 kg/m³, des Zementits (6,67 % C) 7434 kg/m³ und des Ferrits (0,02 % C) 7602 kg/m³ [6] betragen und sich gemäß dem Hebelgesetz 88 % Ferrit (α -Fe) und 12 % Zementit (Fe_3C) bilden, kommt es im Verlauf der Umwandlung zu einer Volumenabnahme von 0,8 %.



Bild 4: Gefüge eines GJS-Kreislaufmaterials nach dem Glühen bei 1100 °C nach einer Haltezeit von a) 5 min, b) 10 min, c) 15 min.



Bild 5: Gefüge eines GJS-Kreislaufmaterials nach dem Glühen bei 1300 °C nach einer Haltezeit von a) 5 min, b) 10 min, c) 15 min.

Die typische Lamellenstruktur des Perlits ist darauf zurückzuführen, dass eine Volumeneinheit des Zementits im Vergleich zum Austenit die 8-fache Menge an Kohlenstoff aufnehmen kann. Infolgedessen verarmt bei der Austenitumwandlung die Umgebung um den Zementitkristall an Kohlenstoff und wandelt sich in Ferrit um, der in dieser Phase aber noch an Kohlenstoff übersättigt ist, sodass der Kohlenstoff in den benachbarten Austenit diffundiert, der dadurch wieder an Kohlenstoff übersättigt wird und somit der Kristallisationsvorgang des Zementits von Neuem beginnt.

Der Lamellenabstand im Perlit wird durch die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im Austenit bestimmt. Der Zementit hat eine rhombische Kristallstruktur ($a = 4,517 \cdot 10^{-10} \text{ m}$, $b = 5,079 \cdot 10^{-10} \text{ m}$, $c = 6,73 \cdot 10^{-10} \text{ m}$) und in einer Elementarzelle befinden sich 4 Moleküle Fe_3C [5], sodass sich bei Raumtemperatur nach Gleichung 1 die Dichte des Zementits wie folgt ergibt:

$$\rho(\text{Fe}_3\text{C}) = \frac{\text{Anzahl Moleküle} \cdot \text{Molmasse}}{\text{Avogadrokonstante} \cdot \text{Volumen}} = \frac{4 \cdot 180}{1000 \cdot 6,0221 \cdot 10^{23} \cdot 1,544 \cdot 10^{-28}} = 7743 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \quad (1)$$

Die Dichte des Ferrits bei Raumtemperatur beträgt 7870 kg/m^3 , sodass der Volumenunterschied zwischen diesen beiden Phasen 1,6 % beträgt, wobei allerdings im Ferrit pro Volumeneinheit nur 0,02 % und im Zementit 6,67 % Kohlenstoff enthalten sind. Anhand dieser Differenz ist ersichtlich, in welcher Größenordnung ein Konzentrationsgradient an den Grenzflächen existiert, an denen die beiden Phasen miteinander im Kontakt stehen.

Was passiert beim Wiedereinschmelzen von GJS-Kreislaufmaterial?

Im Rahmen umfangreicher Untersuchungen [1, 2] wurden Phänomene beim Wie-

dereinschmelzen von Kreislaufmaterial unter diversen Aspekten sehr detailliert untersucht. In der hier vorliegenden Arbeit wird ausschließlich über die Ergebnisse der Veränderungen der Grafitphasen berichtet, die beim kontrollierten Glühen von Proben ($20 \times 20 \times 20 \text{ mm}^3$) auf 1100 °C, 1200 °C und 1300 °C in Abhängigkeit von der Zeit beobachtet werden konnten.

Versuchsdurchführung

Die Versuchsdurchführung erfolgte in einem Muffelofen, der jeweils auf die definierten Ofenraumtemperaturen unter Luftatmosphäre aufgeheizt wurde. Es kann davon ausgegangen werden, dass die Proben temperaturen um ca. 100 °C geringer waren. Nach dem Erreichen der festgelegten Temperaturen wurden die Probekörper in Aluminiumoxidschalen in den Ofen gegeben und dann nach Ablauf von 5, 10 und 15 min Haltezeit wieder entnommen und in Wasser abgeschreckt. Die Haltezeit entsprach dem gesamten Zeitraum vom Einbringen der Proben in den Muffelofen bis zu ihrer Entnahme und dem sofortigen Abschrecken. Im Anschluss erfolgte die metallografische Präparation, sodass die Proben mittels Licht- und Rasterelektronenmikroskop untersucht werden konnten.

Ergebnisse aus den Gefügebildern

Bild 3 zeigt ein Gefüge im Ausgangszustand, die **Bilder 4** und **5** nach dem Glühen bei 1100 °C bzw. 1300 °C. Die Flächenanteile des Grafits wurden bestimmt und die Ergebnisse zusammenfassend in **Bild 6** dargestellt. Es zeigt sich, dass die Grafitanteile nach dem Glühen bei 1100 °C im Vergleich zum Ausgangszustand (11,42 %) auf dem gleichen Niveau liegen (vgl. Bilder 4 und 6), d.h. unter diesen Bedingungen hat auch mit zunehmender Haltezeit keine wesentliche Auflösung des Grafits stattgefunden. Hierbei ist zu berücksichtigen, dass es sich bei der Glüh-temperatur um die Temperatur

im Ofenraum und nicht in der Probe (ca. 100 °C geringer) handelt. Im Gegensatz dazu beträgt nach dem Glühen bei 1300 °C der Grafitflächenanteil nach 5 min bereits nur noch 0,36 % und ist nach 15 min weiter auf 0,17 % abgefallen (vgl. Bilder 5 und 6). Dennoch ist festzuhalten, dass selbst unter diesen Bedingungen nach 15 min noch Grafit in der Probe identifiziert werden kann. Die Gründe dafür lassen sich anhand der Gefügestrukturen nach dem Glühen bei 1200 °C und 5 - 15 min Haltezeit erklären. Auf den ungeätzten Gefügebildern (**Bilder 7a1-7c1**) ist deutlich zu erkennen, wie der Grafitflächenanteil mit zunehmender Haltezeit abnimmt. Die geätzten Gefügebilder (**Bilder 7a2-7c2**) zeigen die jeweiligen Gefüge nach den entsprechenden Haltezeiten und dem Abschrecken in Wasser.

Durch das Glühen kommt es, infolge der höheren Temperatur und der damit verbesserten Kohlenstoffdiffusion, zur Umwandlung des Ferrits in Austenit, weshalb dieser Vorgang als Austenitisierung bezeichnet wird. Das bedeutet, dass in einem Gefügebereich, in dem sich Grafitkugeln in einer ferritischen Matrix befinden (s. Bild 1), Kohlenstoff in die umgebende Matrix diffundiert, sodass sich der Austenit schalenartig um die Grafitkugeln ausbildet. Mit zunehmender Reaktionszeit wächst der Austenit weiter, da weiterhin Kohlenstoff aus den Grafitkugeln in die umgebende metallische Matrix diffundiert. Hierbei ist anzumerken, dass der Diffusionskoeffizient des Kohlenstoffs bei 900 °C im Austenit mit $D_{\text{C(in } \gamma\text{-Fe)}} = 2,3 \cdot 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$ um den Faktor 6,5 geringer ist als der Diffusionskoeffizient im Ferrit, der für 900 °C mit $D_{\text{C(in } \alpha\text{-Fe)}} = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$ [7] angegeben werden kann. Das bedeutet, dass die Diffusion des Kohlenstoffs im Austenit langsamer als im Ferrit verläuft und umgekehrt, proportional zur wachsenden Schichtdicke des Austenits, der Kohlenstofftransport pro Zeiteinheit geringer wird.

Durch das Abschrecken der Proben wurde der Gefügebereich, in dem sich der Austenit befand, so stark unterkühlt, dass keine Diffusion des Kohlenstoffs mehr stattfinden konnte und der Austenit diffusionslos mit hoher Geschwindigkeit in eine tetragonal verzerrte krz-Struktur ($a = 2,845 \cdot 10^{-10} \text{ m}$, $b = 2,845 \cdot 10^{-10} \text{ m}$, $c = 2,97 \cdot 10^{-10} \text{ m}$) umgeklappt ist, die als Martensit [5] bezeichnet wird. In den Bildern 7a2 und 7b2 sind solche schalenartigen martensitischen Bereiche um die Grafitkugeln zu erkennen, aus denen ersichtlich ist, dass sich hier während der Glühbehandlung Austenit befand. Außerdem sind weiter entfernt von den Grafitkugeln Martensitnadeln eingebettet in Restaustenit zu erkennen. Diese Gefügestruktur ist ein Indiz dafür, dass in diesem ursprünglichen Austenit höhere Kohlenstoffgehalte vorlagen.

In austenitischen Gefügen sinken unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit mit höheren Kohlenstoffgehalten die Martensit-Finistemperaturen (M_f) von z.B. $+40^\circ\text{C}$ (0,6 % C) auf -180°C (1,6 % C) [5]. Diese Werte geben die Temperatur an, bei der die Martensitbildung beendet ist. Eine M_f -Temperatur von -180°C bedeutet zum Beispiel, dass die Martensitbildung bei Raumtemperatur nicht abgeschlossen ist und noch Restaustenit vorliegt (s. Bilder 7a2 und 7b2). Die Existenz des Restaustenits ist einerseits darauf zurückzuführen, dass der Kohlenstoff den Austenit stabilisiert und andererseits darauf, dass durch die Martensitumwandlung Spannungen entstehen, die die weitere Umwandlung behindern. Somit deutet die Tatsache,

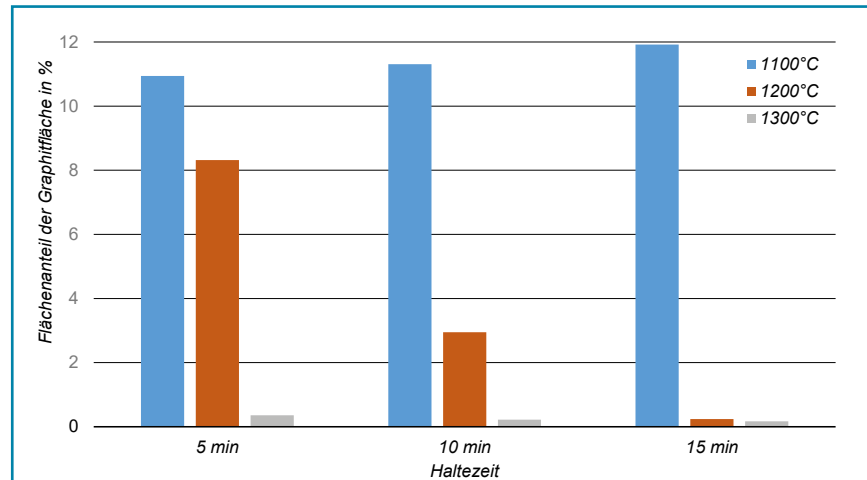


Bild 6: Veränderungen der Grafitflächenanteile nach dem Glühen bei unterschiedlichen Temperaturen mit unterschiedlichen Haltezeiten.

dass in der Martensitschale um die Grafitkugeln nahezu kein Restaustenit zu erkennen ist, darauf hin, dass in dieser Schale der Kohlenstoffgehalt geringer ist als in den Bereichen, in denen neben der Martensitnadeln noch Restaustenit vorliegt.

Ergebnisse der Mikrohärtemessungen

In den Bildern 7a2 bis 7c2 ist zu erkennen, wie mit zunehmender Haltezeit der Flächenanteil an Ledeburit, einem Gemisch aus eutektischem Austenit und Zementit, zunimmt, sodass nach 15 min Haltezeit das Gefüge fast vollständig aus Ledeburit mit vereinzelt noch eingelagerten Grafitkugeln besteht. Durch die Mes-

sung der Mikrohärte können die drei unterschiedlichen Gefügebereiche identifiziert werden. Aus **Tabelle 2** und **Bild 8** ist zu entnehmen, dass an den gemessenen Positionen 2-4 die Härte durch den Restaustenit deutlich geringer ist als in der direkten Umgebung der Grafitkugel (Position 1), in der nur Martensit vorliegt. Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Härte im Ledeburit (Positionen 5-6) höher als im Martensit ist.

Es kann davon ausgegangen werden, dass sich in den Bereichen, in denen der Ledeburit zu erkennen ist, zu dem Zeitpunkt seiner Entstehung eine flüssige eutektische Eisenschmelze befand, die sich überwiegend durch die Auflösung des Per-

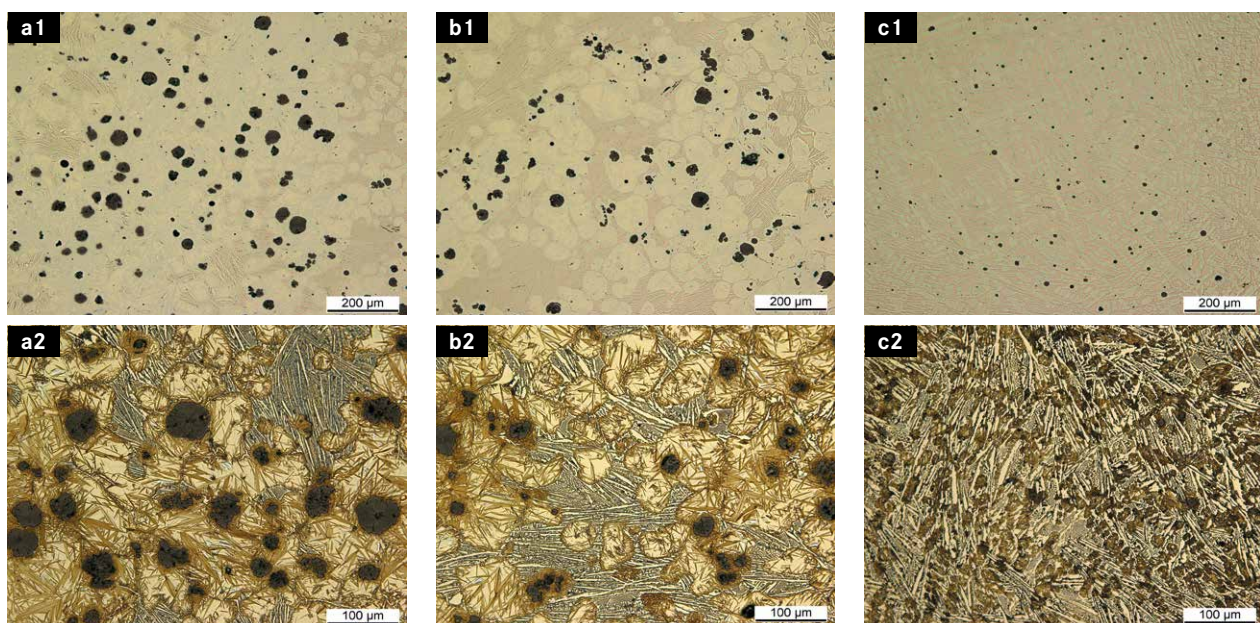


Bild 7: Gefüge eines GJS-Kreislaufmaterials im ungeätzten (Serie 1, oben) und mit Nital geätzten (Serie 2, unten) Zustand nach Glühen bei 1200°C und Haltezeiten von a) 5, b) 10, c) 15 min. Es sind die folgenden Phasen zu erkennen: Austenit (A), Grafit (G), Ledeburit (L) und Martensit (M) [2].

lits, wie er z.B. in Bild 1 zu erkennen ist, gebildet hat. Wie bereits oben erwähnt, ist der Perlit durch ein enges Nebeneinander von Ferrit mit 0,02 % C und Zementit mit 6,67 % C pro Volumeneinheit gekennzeichnet, was bedeutet, dass im Verlauf einer Glühbehandlung bei diesem sehr starken Konzentrationsgefälle, den geringen Diffusionsdistanzen und dem relativ hohen Diffusionskoeffizienten des Kohlenstoffs im Ferrit mit einer schnellen Austenitbildung gerechnet werden kann.

Diskussion

Die vorliegenden Ergebnisse zeigen, dass sich beim Glühen von GJS-Kreislaufmaterial bei 1100 °C auch mit zunehmender Haltezeit keine wesentlichen Veränderungen im Gefüge im Vergleich zum Ausgangszustand einstellen (s. Bilder 3 und 4). Demgegenüber ist eine deutliche Abnahme der Grafitflächenanteile bei Glühzeiten von 1200 °C und 1300 °C zu erkennen (s. Bilder 5-7). Die Tatsache, dass selbst noch bei 1300 °C und einer Haltezeit von 15 min kleinste Grafitpartikel zu identifizieren sind, lässt sich anhand der Bilder 7 und 8 erklären.

Es kann davon ausgegangen werden, dass in dem GJS-Kreislaufmaterial Gefü-

Tabelle 2: Ergebnisse der Mikrohärtemessungen (s. Bild 8) in den Gefügebereichen Martensit (1), Martensit und Restaustenit (2-4), Ledeburit (5-6)

Eindruck-Nr.	1	2	3	4	5	6
Position (in µm)	0	21,8	57,7	81,8	97,8	129,5
Härte (in HV0,05)	1194	985	829	682	1577	1599

gezustände vorliegen, wie sie in Bild 1 dargestellt sind. Durch das Glühen bei Temperaturen von 1200 - 1300 °C findet eine schnellere Austenitisierung statt und in den ferritischen Bereichen bilden sich um die Grafitkugeln Austenitschalen, durch die der Kohlenstoff aus den Grafitkugeln in die umgebende metallische Matrix diffundieren muss. Da die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs im Austenit geringer ist als im Ferrit und durch das Wachstum der Austenitschalen die Diffusionswege länger werden, handelt es sich vermutlich um eine langsamere Austenitbildung als sie in den perlitischen Bereichen stattfindet. Hier liegen mit Ferrit (0,02 % C) und Zementit (6,67 % C) zwei Phasen mit extrem unterschiedlichen Kohlenstoffgehalten, steilen Konzentrationsgradienten an den Grenzflächen und kurzen Diffusionswegen vor, sodass mit einer schnelleren Austenitbildung und

höheren Kohlenstoffgehalten im Austenit gerechnet werden kann.

In diesem Zusammenhang ist interessant, dass die Zersetzung von reinem Fe_3C unter einer Argonatmosphäre [8] bereits bei 527 - 627 °C und ein Schmelzen im Bereich der eutektischen Temperatur beobachtet werden konnten. Aus den Bildern 7 und 8 ist zu erkennen, dass sich bereits bei einer Glühung mit einer Ofenraumtemperatur von 1200 °C Ledeburit in einigen Bereichen gebildet hat, was auf die Existenz lokaler eutektischer Schmelzen hindeutet. Wird davon ausgegangen, dass die reale Proben temperatur ca. 100 °C geringer war, ist diese Tatsache erstaunlich, da in einem ersten Ansatz unter diesen Bedingungen nicht unbedingt zu erwarten war, dass sich eutektische Schmelzen bilden. In diesem Zusammenhang weisen [9, 10] darauf hin, dass in einer Gusseisenschmelze zusätzlich noch der Einfluss des

Siliziums zu berücksichtigen ist. In beiden Arbeiten wird nachgewiesen, dass im direkten Umfeld der Grafitkugeln die Siliziumgehalte höher sind, sodass aufgrund der Tatsache, dass Silizium eine abstoßende Wirkung auf den Kohlenstoff hat, begründet werden kann, wieso die Kohlenstoffgehalte im Martensit direkt um die Grafitkugeln herum geringer sind als in den Bereichen, die weiter entfernt sind. In den weiter entfernten Bereichen stabilisiert Silizium einerseits den Ferrit, sodass der Kohlenstoff hier schneller diffundieren kann und erhöht andererseits durch die abstoßende Wirkung auf den Kohlenstoff dessen Aktivität, sodass ein „in Lösung gehen“ im Austenit und die Ausbildung einer Schmelzphase, bei entsprechenden Siliziumgehalten gefördert wird. Hier spielt eine wesentliche Rolle, dass nach [11] die metastabile eutektische Temperatur mit einem Anstieg der Siliziumgehalte von z. B. 2 % auf 4 % von 1115 °C auf 1085 °C abfällt, sodass in Kombination mit anderen Elementen und durch Seigerungen ein Absenken der eutektischen Temperatur durchaus vorstellbar ist.

Nach den jeweiligen Glühungen wurden die Proben in Wasser abgeschreckt, sodass sich dadurch Martensit gebildet hat, der bei der Gefügeanalyse anzeigt, wo sich nach dem Glühen und vor dem Abschrecken Austenit befand. In Bild 8 sind Messpunkte aufgeführt, an denen Mikrohärtmessungen (s. Tabelle 2) in den entsprechenden Gefügebestandteilen durchgeführt worden sind. Hier ist zu erkennen, dass sich um die Grafitkugel (Messposition 1) nur Martensit und in weiterer Entfernung (Messpositionen 2-4) Martensit mit Restaustenit gebildet haben. Diese Tatsache ist insofern interessant, dass in dem Martensit mit Restaustenit die Kohlenstoffgehalte höher sind als in dem reinen Martensit. Die Härtemessung des Martensits, der sich um die Grafitkugel gebildet hat, zeigt dass die Kohlenstoffgehalte höher sein können, allerdings maximal bis 0,6 – 0,8 % C, denn bei noch höheren Kohlenstoffgehalten tritt Restaustenit auf, der aufgrund von Spannungen durch die Martensitbildung nicht mehr umwandeln kann. Bild 1 ist aber zu entnehmen, dass Austenit mit 0,6 – 0,8 % Kohlenstoff eine Solidustemperatur von ca. 1400 °C hat, sodass damit zu rechnen ist, dass auf diese Weise umschlossene Grafitkugeln durchaus eine gewisse Zeit in einer Eisenschmelze existieren und somit als potenzielle Keime wirken können.

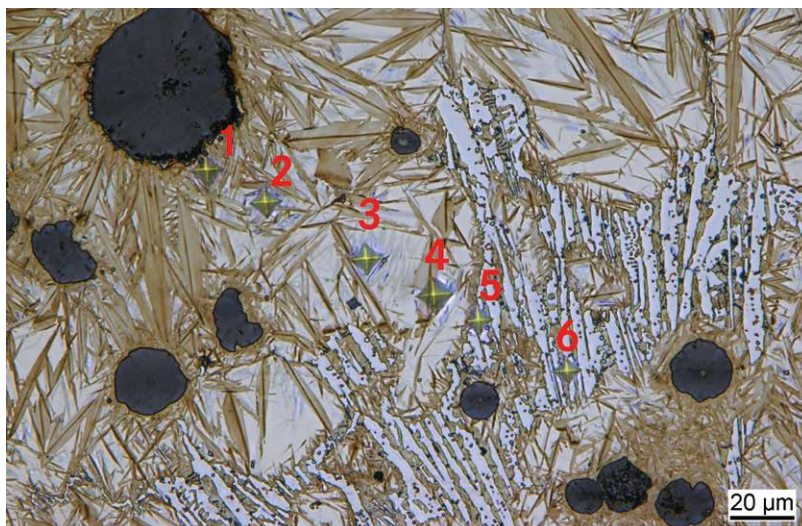


Bild 8: Positionen in den Gefügebereichen Martensit (1), Martensit und Restaustenit (2-4) sowie Ledeburit (5-6) in denen die Mikrohärt HV0,05 gemessen wurde.

Zusammenfassung

In der Untersuchung wird gezeigt, wie unterschiedlich sich ferritische und perlitische Gefügebereiche beim Einschmelzen von GJS-Kreislaufmaterial wieder auflösen. Dieser Auflösungsprozess beginnt bereits im noch festen Zustand des Kreislaufmaterials durch Reaktionen, wie sie auch beim Glühen von GJS stattfinden. Sind die vormals perlitischen Bereiche dadurch gekennzeichnet, dass sie schneller umwandeln und dann aufschmelzen, ist im Gegensatz dazu damit zu rechnen, dass sich in den vormals ferritischen Bereichen Austenitschalen mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,6 – 0,8 % C bilden, die durch ihre höheren Solidustemperaturen das Aufschmelzen lokal verlangsamen. Somit können unter Umständen alte Grafitkugeln aus dem Kreislaufmaterial für eine bestimmte Zeit in der neuen Schmelze erhalten bleiben und möglicherweise als potenzielle Keime für neu zu kristallisierenden Grafit dienen, wenn der Zeitpunkt der Zugabe unter Berücksichtigung der Schmelzmengen und Temperatur optimal gewählt wird.

www.uni-due.de/itm/

Prof. Dr.-Ing. Rüdiger Deike, Lehrstuhl-Inhaber, Dr.-Ing. Ida Bagus Gede Sumbarnang Adhiwiguna, ehemals wissenschaftlicher Mitarbeiter, Institut für Technologien der Metalle, Universität Duisburg-Essen, jetzt Pt. Zenith Allmart Precising, East Java, Indonesia

Kontakt: ruediger.deike@uni-due.de

Literatur:

- [1] Adhiwiguna, I.: *Role of Magnesium in the Production of Nodular Graphite Cast Iron*, Dissertation Universität Duisburg-Essen, 12.12.2024.
- [2] *Metals* 14 (2024), [Nr. 8], S. 915; <https://doi.org/10.3390/met14080915>.
- [3] Deike, R.: *Eisenbasis-Gusswerkstoffe*, in *Handbuch Urformen*, Edition *Handbuch der Fertigungstechnik* (Hrsg. A. Bührig-Polaczek, W. Michaeli, G. Spur), HANSER Verlag, München 2014.
- [4] *Giesserei* 47 (1960), [Nr. 2], S. 25-32.
- [5] Schumann, H.: *Metallografie*, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig 1974.
- [6] *Steel Research* 62 (1991), [Nr. 1], S. 24-32.
- [7] Gottstein, G.: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg 2014.
- [8] *ISIJ International* 54 (2014), [Nr. 1], S. 29-31; <https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.29>.
- [9] *Materials Science and Engineering: A* 158 (1992), [Nr. 2], S. 241-249; [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(92\)90014-R](https://doi.org/10.1016/0921-5093(92)90014-R).
- [10] *International Journal of Metalcasting* 14 (2020), [Nr. 3], S. 782-793; <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00425-2>.
- [11] *Materials Science and Engineering: A* 413 - 414 (2005), S. 334 - 338; <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.213>.