

***Wärmebehandeln  
von Bauteilen aus Gußeisen mit  
Lamellen- oder Kugelgraphit***

# Wärmebehandeln von Bauteilen aus Gußeisen mit Lamellen- oder Kugelgraphit

Das Anwendungsgebiet der Gußeisenwerkstoffe – sowohl der unlegierten als auch der legierten Sorten – kann durch eine Wärmebehandlung erheblich erweitert werden. Denn damit ist es unter anderem möglich, die Menge an gebundenem Kohlenstoff und damit die Gefügeausbildung in weiten Grenzen so zu verändern, daß jedem Gußstück die für seinen Gebrauchszweck optimalen Eigenschaften verliehen werden können. Ziel einer Wärmebehandlung kann es beispielsweise sein:

- weitgehende Freiheit von inneren Spannungen,
- gute Zerspanbarkeit,
- hohe Festigkeitseigenschaften,
- gute Zähigkeitseigenschaften,
- hoher Verschleißwiderstand.

Eine Wärmebehandlung ist nach DIN EN 10 052 eine „Folge von Wärmebehandlungsschritten, in deren Verlauf ein Werkstück ganz oder teilweise Zeit-Temperatur-Folgen unterworfen wird, um eine Änderung seiner Eigenschaften und/oder seines Gefüges herbeizuführen. Gegebenenfalls kann während der Behandlung die chemische Zusammensetzung des Werkstoffes geändert werden.“

Man unterscheidet grundsätzlich diese Arten der Wärmebehandlung:

- Spannungsarmglühen
- Weichglühen
- Perlitglühen
- Härten
- Vergüten
- Zwischenstufenvergüten
- Thermochemische Diffusionsbehandlung

Die Grundlagen für jede Wärmebehandlung an Eisengußwerkstoffen er-

geben sich aus dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm, *Bild 1*. Dieses gilt zwar nur für das reine Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff, da sich die angegebenen Temperaturen und Konzentrationen durch den Einfluß von Silicium und anderer Begleit- und Legierungselemente ändern; die im folgenden diskutierten Grundlagen werden hierdurch jedoch nicht wesentlich beeinflusst.

Die beiden technisch wichtigen Kristallformen von Eisen haben einen unterschiedlichen Aufbau des Kristallgitters:  $\alpha$ -Eisen – Ferrit genannt – ist kubisch raumzentriert,  $\gamma$ -Eisen – Austenit genannt – ist kubisch flächenzentriert und hat ein größeres Lösungsvermögen für Kohlenstoff als  $\alpha$ -Eisen [1]. Dies ist neben den beiden unterschiedlichen Erscheinungsformen von Kohlenstoff im Gefüge – kristallin als Graphit oder che-

misch gebunden als Eisencarbid  $Fe_3C$  (Zementit) – die Voraussetzung, mit einer Wärmebehandlung die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes beziehungsweise des Werkstücks gezielt beeinflussen zu können.

Die Wärmebehandlung von Gußeisenwerkstoffen sollte jedoch nicht einfach aus einer Übertragung der Wärmebehandlungsvorschriften für Stahl bestehen, da wegen der besonders ausgeprägten Neigung einiger Elemente zu direkten oder indirekten Seigerungen die Wärmebehandlung von Gußeisenwerkstoffen nicht nur Rücksicht auf die chemische Zusammensetzung, sondern auch auf die Seigerungskoeffizienten von zum Beispiel Silicium und Mangan nehmen muß.

*Bild 2* gibt einen Überblick über den Temperaturverlauf in Abhängigkeit von

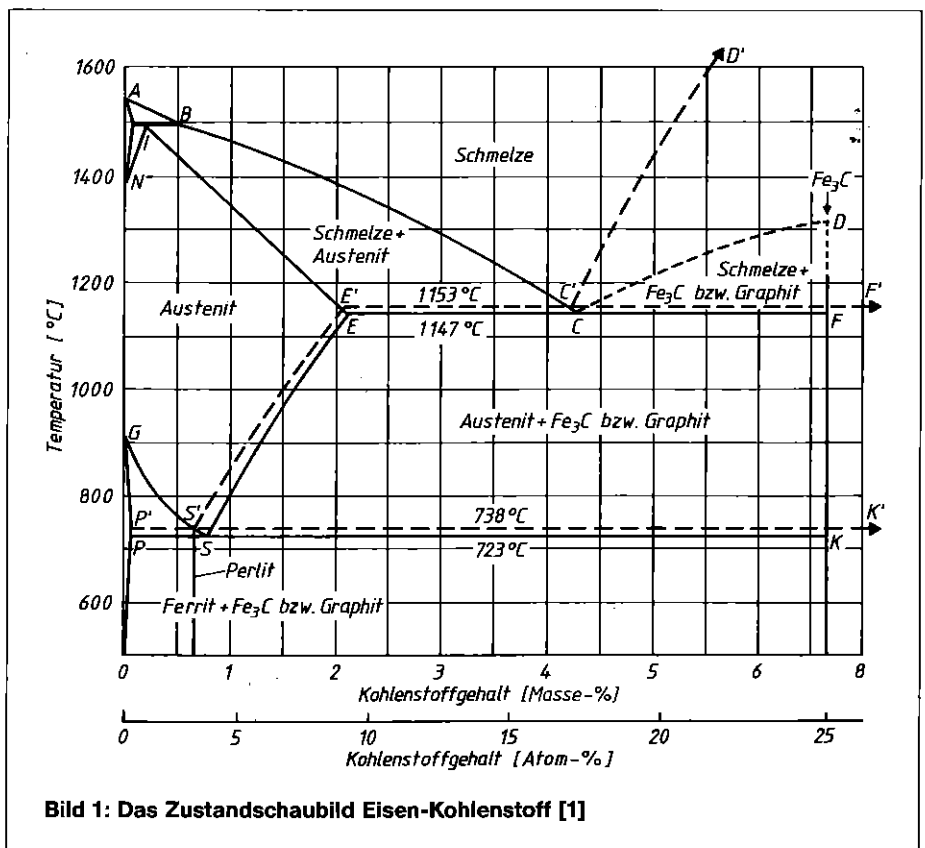


Bild 1: Das Zustandschaubild Eisen-Kohlenstoff [1]

Überarbeiteter und aktualisierter Nachdruck aus „konstruieren + gießen“ Nr. 1/1989

der Zeit für die erwähnten Wärmebehandlungsarten. Aus dem Schaubild ist ersichtlich, daß die Wärmebehandlung von Gußeisen derjenigen von Stahl sehr ähnlich ist. Zusätzlich kann Gußeisen jedoch noch graphitisiert werden, wobei der gebundene Kohlenstoff durch eine geeignete Temperaturführung beim Glühen als Graphit ausgeschieden wird.

Durch die Anwesenheit von Legierungselementen in Gußeisenwerkstoffen wird die Wirkung einer Wärmebehandlung meist erhöht und ist in der Regel einfacher durchzuführen, obwohl der für eine bestimmte Wärmebehandlung notwendige Temperaturbereich bei legierten Gußeisenwerkstoffen höher liegt als bei unlegierten. Außerdem wird die Härtebarkeit von Gußeisenwerkstoffen in der Regel durch den Zusatz von Legierungselementen erhöht.

Den Einfluß von Silicium als wichtiges Begleit- beziehungsweise Legierungs-

element auf die sogenannte eutektoide Temperatur zeigt *Bild 3*, bei der Austenit in Perlit beziehungsweise in Ferrit und Graphit umwandelt (Linie PSK in *Bild 1*); wegen ihrer Bedeutung wird diese Temperatur auch als „kritische Temperatur“ bezeichnet. Wie aus der Darstellung ersichtlich wird, durch steigende Siliciumgehalte ein Temperatur-Intervall mit oberer und unterer kritischer Temperatur ausgebildet, gleichzeitig wird der Bereich zu höheren Temperaturen hin verschoben. Außerdem wird der eutektoide Punkt „S“ in *Bild 1* (~ 0,8 Masse-% C) zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten verschoben.

Für einige Wärmebehandlungen ist die genaue Kenntnis der kritischen Temperatur – auch kurz  $Ac_1$  genannt – wichtig. Für unlegiertes Gußeisen berechnet sie sich näherungsweise nach dieser Formel:

$$Ac_1 = 730^\circ\text{C} + 28 \cdot \%Si - 25 \cdot \%Mn$$

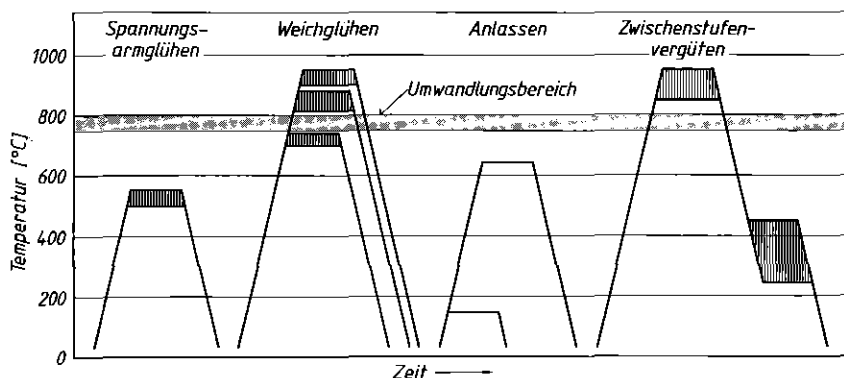
## Spannungsarmglühen

Ein Gußstück ohne innere Spannungen herzustellen ist infolge der Ursachen für ihre Entstehung praktisch unmöglich. Im Vergleich zu anderen Eisen-Kohlenstoff-Gußlegierungen sind die inneren Spannungen bei Gußeisen am geringsten, da es aufgrund der Graphitausscheidungen während und nach dem Erstarren nur wenig schwindet.

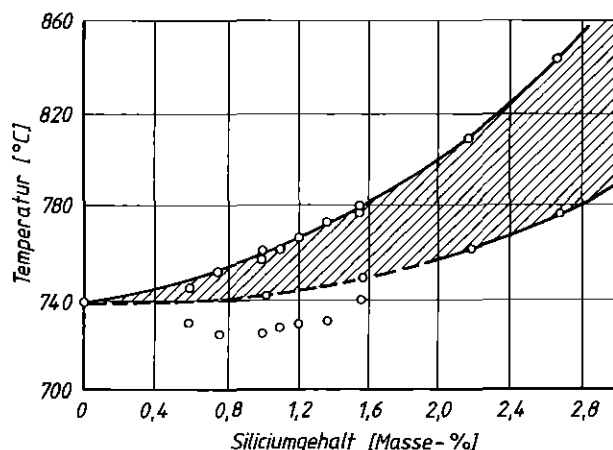
Die Höhe der Spannungen innerhalb eines Gußstückes ist abhängig von dessen Konstruktion und den Abmessungen, insbesondere von den Wanddickenunterschieden, der Gieß- und Anschnitttechnik, der Gießtemperatur, der chemischen Zusammensetzung, und zwar besonders vom Graphitgehalt, und den mechanischen und physikalischen Eigenschaften des Werkstoffs.

Des weiteren können Spannungen durch eine Schwindungsbehinderung des Gußstückes verursacht werden. So kühlt zum Beispiel das heißere Metall im Inneren eines Gußstückes weiter ab und versucht zu schwinden, während die Randbereiche bereits so niedrige Temperaturen erreicht haben, daß sie kaum noch schwinden; die hierdurch entstehende Kontraktionsspannung zwischen Oberflächen- und inneren Querschnittsbereichen kann nicht mehr durch eine plastische Verformung ausgeglichen werden, so daß infolgedessen die Spannungen im Gußstück zurückbleiben müssen. Bei sehr starker oder vollständiger Behinderung der Gußstückschwindung, beispielsweise durch unnachgiebiges oder zu festes Form- und Kernmaterial, können Spannungsrisse entstehen.

Die Maßnahmen zum Vermindern von Gußspannungen erstrecken sich nicht nur auf ein sachgemäßes und gußgerechtes Konstruieren und die Wahl des geeigneten Werkstoffs, sondern auch auf ein zweckentsprechendes Beeinflussen der Abkühlgeschwindigkeit von unterschiedlichen Wanddicken durch gießereitechnische Maßnahmen, wie beispielsweise das Anlegen von Kühlkokillen. Zum Verringern von Gußspannungen ist die Wärmebehandlung die sicherste Methode. Hierbei werden die Spannungen aufgrund der niedrigen Elastizitätsgrenze bei erhöhter Temperatur beseitigt. Die hierdurch auftretenden plastischen Verformungen – Fließen oder Kriechen – bewirken ein fast vollständiges Entspannen der Gußstücke. Eine verbleibende Restspannung ist bei den für Gußeisen möglichen Glüh-temperaturen nicht zu vermeiden, da bei diesen Temperaturen die Elastizitätsgrenze nicht auf Null vermindert wird.



**Bild 2:** Schematische Darstellung der wichtigsten Wärmebehandlungsverfahren für Gußeisenwerkstoffe. Die Kurven für das Weichglühen oberhalb des Umwandlungsbereichs gelten bei entsprechend angepaßter Abkühlgeschwindigkeit im Prinzip auch für das Perlitglühen und das Härten.



**Bild 3:** Einfluß des Siliciums auf die eutektoide Temperatur (sogenannte kritische Temperatur) mit Bildung eines Temperaturintervalls [2]

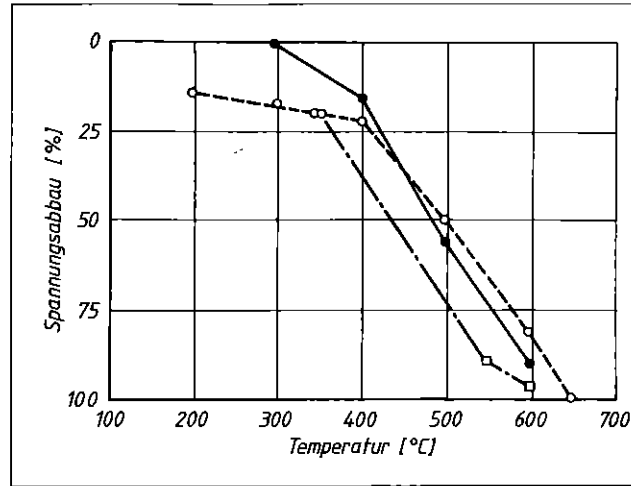
Das Spannungsarmglühen erfolgt bei Temperaturen unterhalb der Austenitumwandlung (Linie PSK in Bild 1) mit nachfolgend langsamem Abkühlen, wie schematisch in Bild 2 wiedergegeben ist.

Die Hauptfaktoren, die das Entspannen beeinflussen, sind die Glüh­temperatur und die Haltezeit bei dieser Temperatur. Mit steigender Temperatur und Haltezeit wird das Spannungsarmglühen wirkungsvoller. Die Temperatur darf jedoch nicht so hoch sein, daß eine Gefügeveränderung (Umwandlung von Perlit in Ferrit und Graphit) einsetzt, da damit eine Abnahme der Festigkeit verbunden ist.

Der Einfluß der Temperatur auf die prozentuale Entspannung ist in Bild 4 wiedergegeben. Danach beträgt der Spannungsabbau unter 400°C nur 20 bis 30%, bei höheren Temperaturen steigt er dagegen rasch an und erreicht etwa 75% bei 500°C.

Bei unlegierten Gußeisenwerkstoffen kann bei Temperaturen von mehr als 600°C oder längeren Haltezeiten bei niedrigeren Temperaturen eine Gefügeveränderung eintreten, wodurch Festigkeit und Härte vermindert und die Bearbeitbarkeit verbessert werden. Durch eine einfache Härteprüfung vor und nach der Wärmebehandlung läßt sich die möglicherweise eingetretene Gefügeveränderung leicht feststellen.

Für unlegierte Gußeisensorten beträgt die Temperatur für das Entspannungs-



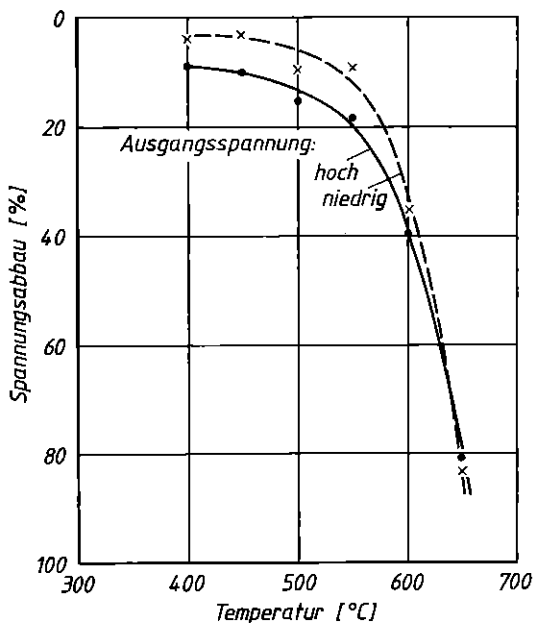
**Bild 4:** Einfluß der Temperatur des Spannungsarmglühens auf die prozentuale Entspannung von Gußeisen mit Lamellengraphit nach drei verschiedenen Untersuchungen [3]

glühen 500 bis 550°C [4]. Sorten mit hohem Sättigungsgrad haben im allgemeinen nur geringe Spannungen und bei Gußeisen mit Lamellengraphit eine vergleichsweise niedrige Elastizitätsgrenze; sie können deshalb im unteren Teil des vorgeschlagenen Temperaturbereichs entspannt werden. Bei hochfesten Gußeisensorten mit niedrigem Sättigungsgrad muß die obere Temperaturgrenze meist auf 570 bis 580°C erhöht werden, um einen Spannungsabbau von mehr als 70% zu erzielen.

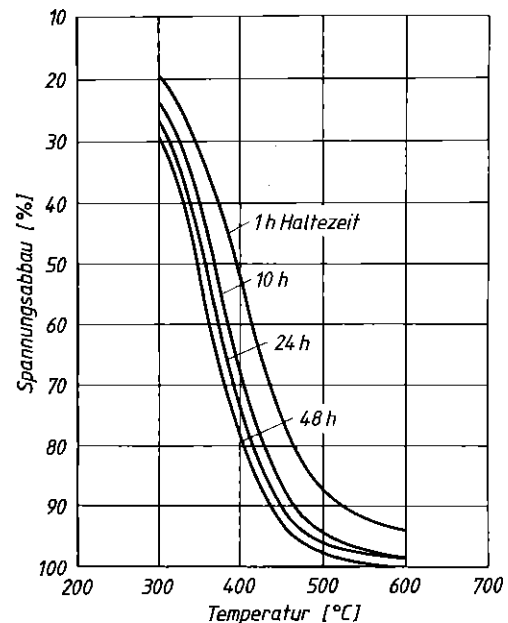
Für niedriglegiertes Gußeisen wird ein höherer Temperaturbereich von 550 bis 600°C vorgeschlagen [4], da Legierungselemente, wie Chrom, Molybdän, Nickel und Vanadium, dazu neigen, die Warmfestigkeit zu erhöhen, das heißt,

daß die bei einer gegebenen Temperatur notwendige plastische Verformung, um Spannungen ganz oder teilweise zu beseitigen, erschwert wird. Hinzu kommt noch, daß die carbidstabilisierenden Legierungselemente, wie Chrom, Molybdän und Vanadium, eine Veränderung des Gefüges (zum Beispiel Perlitzerfall) verhindern, die bei unlegiertem Gußeisen bei diesen Glüh­temperaturen auftreten würde. Daher kann eine weitere Temperaturerhöhung auf etwa 620°C bei derartigen Werkstoffen empfohlen werden.

Hochlegierte Werkstoffe werden zweckmäßigerweise zwischen 600 und 650°C gegläht [4]. So beträgt zum Beispiel nach Bild 5 der Spannungsabbau für das austenitische Gußeisen GGL-



**Bild 5:** Einfluß der Temperatur des Spannungsarmglühens auf den prozentualen Spannungsabbau des austenitischen Gußeisens GGL-NiCuCr 15 6 2 [5]



**Bild 6:** Einfluß der Dauer einer Spannungsarmglühung auf den Spannungsabbau von unlegiertem Gußeisen mit Lamellengraphit [7]

NiCuCr 15 6 2 (Ni-Resist 1) bei 600 °C etwa 40%, während er bei 650 °C auf über 80 % ansteigt.

Gußstücke aus Werkstoffen mit einem Gefüge aus Martensit, Bainit oder Vergütungsgefüge können ohne eine auftretende Gefügeveränderung nicht wirklich spannungsarm gegläht werden, da die notwendigen Glühtemperaturen immer einen Anlaßeffekt ausüben würden [6].

Das Aufheizen auf Glühtemperatur sollte vor allem bei sperrigen Gußstücken und großen Wanddickenunterschieden langsam erfolgen, damit ein gleichmäßiges Erwärmen gewährleistet ist. Aufheizgeschwindigkeiten von 10 bis 25 K/h werden empfohlen. Bei Gußstücken einfacher Geometrie und gleichmäßigen Wanddicken kann die Aufheizgeschwindigkeit 30 bis 50 K/h betragen.

## Weichglühen

Bei Gußeisenwerkstoffen versteht man unter Weichglühen das Erhitzen eines Gußstückes auf Temperaturen, die während einer bestimmten Glühdauer ein Auflösen des freien Zementits und/oder des Zementits im Perlit in die Gefügebestandteile Ferrit und Graphit ermöglichen, um einen möglichst weichen Gefügestand zu erhalten. Der Zweck einer solchen Behandlung ist das Verbessern der Bearbeitbarkeit. Das Weichglühen wird auch Ferritglühen, Ferritisieren oder Graphitisieren genannt.

Die Gefügeumwandlung in die sehr gut bearbeitbaren Komponenten Ferrit und Graphit kann nur mit Gußeisen und nicht mit üblichen Stählen erreicht werden,

Da der Spannungsabbau zum überwiegenden Teil bereits innerhalb der ersten Stunde Glühdauer erfolgt, ist es wirtschaftlicher, hohe Temperaturen und kurze Haltezeiten anzuwenden als niedrige Temperaturen und lange Haltezeiten. Bild 6 gibt einen Überblick über den Einfluß der Glühdauer auf den Spannungsabbau.

Die Haltezeit auf Glühtemperatur beträgt eine Stunde zuzüglich eine Stunde je 25 mm Wanddicke.

Um das Auftreten von neuen Spannungen zu vermeiden, müssen die Gußstücke nach dem Glühen zumindest im höheren Temperaturbereich langsam abgekühlt werden. Die Abkühlgeschwindigkeit darf im Bereich von 650 bis 300 °C 40 K/h nicht überschreiten, sonst würden erneut Wärmespannungen entstehen. Es wird vorgeschlagen,

die Abkühlgeschwindigkeit genauso einzustellen wie die Aufheizgeschwindigkeit. Für den größten Teil der Anwendungsfälle haben sich 25 bis 35 K/h bewährt.

Oft wird eine „Ofenabkühlung“ vorgeschrieben, was bei neuzeitlichen, gut isolierten Glühöfen jedoch sehr langsame Abkühlgeschwindigkeiten bedeutet; hier kann das Abkühlen durch das gezielte Einblasen von Luft beschleunigt werden.

Die vorgeschriebene Abkühlgeschwindigkeit muß mindestens bis zu einer Temperatur von 300 °C eingehalten werden, danach kann die weitere Abkühlung an ruhender Luft erfolgen. Komplizierte Teile und Gußstücke mit großen Wanddickenunterschieden müssen unter Umständen bis 100 °C im Ofen abkühlen.

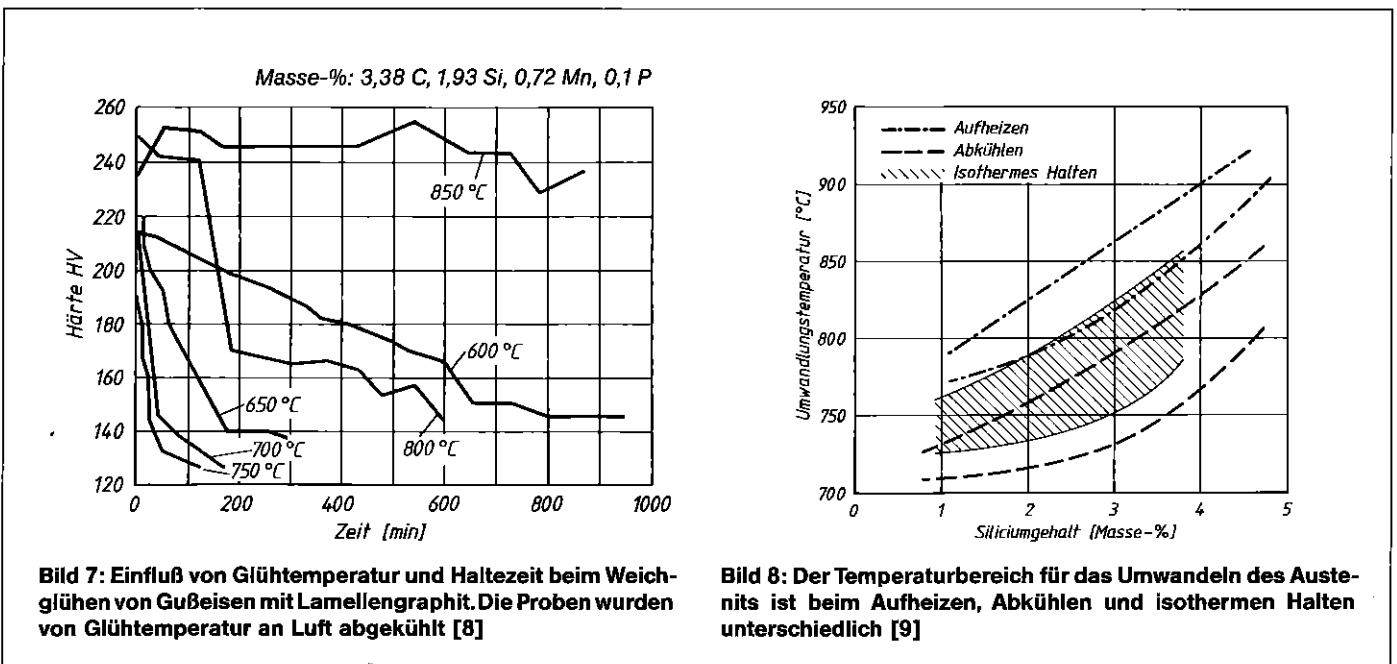
den, bei denen mehr oder minder viel Perlit im Gefüge vorliegt; denn Voraussetzung für das Entstehen von Ferrit ist das Vorhandensein von freiem Kohlenstoff in Form von Graphit, an den sich der im Zementit chemisch gebundene Kohlenstoff während des Weichglühens ankrystallisieren kann.

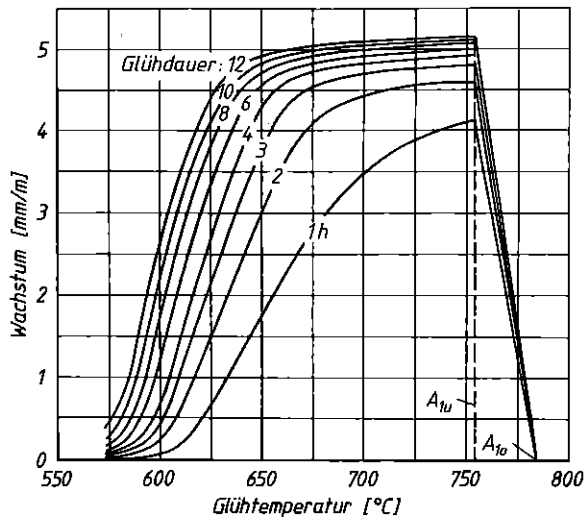
Ein weiterer Vorteil des Weichglühens von Gußeisenwerkstoffen ist, daß bei genügend langsamem Abkühlen (Ofenabkühlung) gleichzeitig die inneren Spannungen der Werkstücke fast vollständig beseitigt werden.

Aus Bild 2 ist zu ersehen, daß das Weichglühen in verschiedenen Tempe-

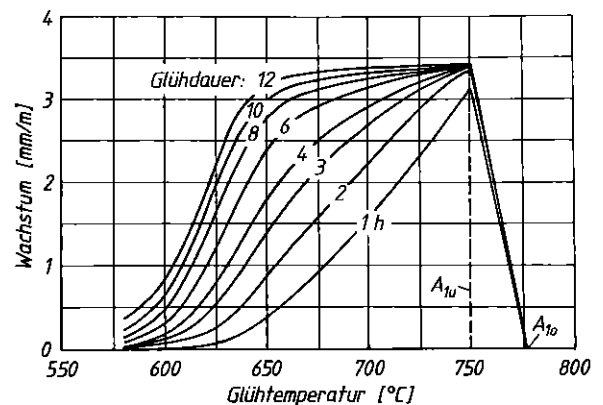
raturbereichen erfolgen kann. Obwohl bei sehr langen Glühzeiten in unlegiertem Gußeisen schon ab 400 °C ein geringer Zerfall des Perlits auftritt, wächst die Geschwindigkeit des Perlitzerfalls erst ab 620 °C merklich an und erreicht ein Maximum kurz unterhalb der kritischen Temperatur, die für unlegiertes und niedriglegiertes Gußeisen zwischen 740 und 820 °C liegt, Bild 7.

Neuere Untersuchungen zeigen unterschiedliche Temperaturbereiche für die Austenitumwandlung während des Aufheizens, Abkühlens und isothermen Haltens, wie aus Bild 8 zu entnehmen ist.





**Bild 9: Wachsen von GG-20 (3,5% C, 1,7% Si und 0,5% Mn) in Abhängigkeit von der Glüh Temperatur und der Haltezeit [10]**



**Bild 10: Wachsen von Gußeisen mit Kugelgraphit (3,6% C, 2,3% Si, 0,2% Mn und 0,05% Mg) in Abhängigkeit von der Glüh Temperatur und der Haltezeit [10]**

Das Ferritisieren des Grundgefüges von Gußeisenwerkstoffen geschieht durch Diffusion des im Zementit gebundenen Kohlenstoffs zum Graphit hin. Mit dem Ausscheiden des Kohlenstoffs als Graphit tritt aufgrund der hierdurch verursachten Volumenvergrößerung ein Wachsen des Werkstoffes ein, was von seiner chemischen Zusammensetzung, der Glüh Temperatur und der Glühzeit abhängig ist.

In den *Bildern 9 und 10* ist das Wachsen für Gußeisen mit Lamellen- oder Kugelgraphit in Abhängigkeit von Glühdauer und Glüh Temperatur dargestellt; beide Werkstoffe waren im Ausgangszustand perlitisch. Diese Versuche [10] zeigten, daß mit abnehmendem Sättigungsgrad sich das Ausdehnungsverhalten von Gußeisen mit Lamellengraphit dem von Gußeisen mit Kugelgraphit nähert; außerdem beobachtete man, daß das Grenzwachstum unter den gewählten Versuchsbedingungen um so geringer wird, je mehr sich die Form des ausgeschiedenen Graphits der Kugelform nähert.

Auch die große Bedeutung der richtigen Temperaturwahl für ein wirtschaftliches Weichglühen in diesem Temperaturbereich ist aus den *Bildern 9 und 10* erkennbar, denn die Größe des Wachstums ist ein Maß für die Umwandlung von Zementit in Ferrit und Graphit. Die Umwandlungsgeschwindigkeit ist – wie schon erwähnt – kurz unterhalb der kritischen Temperatur ( $A_{1u}$ ) am größten, dagegen zeigt das „Null-Wachstum“ bei der oberen kritischen Temperatur ( $A_{10}$ ), daß selbst nach einer 12stündigen Glüh-

ung bei dieser Temperatur noch kein Zementitzerfall stattgefunden hat.

Die Höhe des kritischen Temperaturbereiches hängt von der chemischen Zusammensetzung und dem Anteil an Legierungselementen ab. Der Einfluß von Silicium ist hierbei besonders groß: 1% Silicium erhöht die eutektische Temperatur um etwa 25°C, siehe auch *Bild 3*, gleichzeitig fördert es die Kohlenstoffdiffusion besonders stark.

Legierungselemente, die das Austenitgebiet erweitern, senken die Umwandlungstemperatur. So wird zum Beispiel die Umwandlungstemperatur durch 1% Zinn um ungefähr 10°C, durch 1% Nickel um etwa 30°C gesenkt. Chromzusätze erhöhen die Umwandlungstemperatur, während Zusätze von Vanadium, aufgrund der Bildung von Vanadiumcarbiden, sie kaum beeinflussen. Molybdän wirkt auf die Austenitumwandlung in starkem Maße hemmend, wodurch die Umwandlungstemperatur herabgesetzt wird.

Man könnte nun annehmen, daß bei Anwesenheit von Legierungselementen, die die kritische Temperatur senken, die zum Weichglühen erforderliche Temperatur ebenfalls niedriger liegen würde. Dieser Schluß trifft jedoch nicht zu, da die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs mit fallender Temperatur langsamer wird und daher jedes Absenken der Glüh Temperatur das Ferritisieren beeinträchtigt.

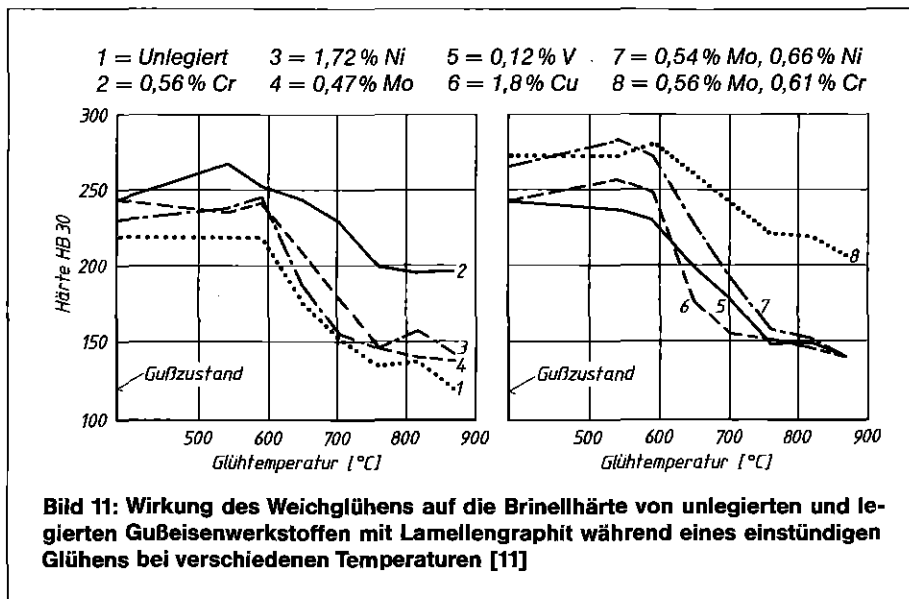
Da beim Weichglühen das Ausscheiden von Graphit gewünscht wird und eine Neubildung von Graphitkeimen in die-

sem Temperaturbereich bei grauem Gußeisen im allgemeinen nicht stattfindet, muß der Kohlenstoff zu den nächstgelegenen Graphitausscheidungen wandern und dort ankrystallisieren. Jeder Einfluß, der diese beiden Vorgänge erleichtert oder beschleunigt, begünstigt daher das Ferritisieren, und jeder Einfluß, der sie hemmt, begünstigt die Perlitbildung.

Die Legierungselemente Kupfer und Zinn reichern sich in der Nähe oder auch unmittelbar am Graphit an, sie hemmen daher die Kohlenstoffdiffusion und verlangsamen infolgedessen den Perlitzerfall beim Weichglühen. Nickel übt praktisch keinen Einfluß auf die Glüh Temperatur oder die Haltezeit beim Weichglühen aus.

Die Stabilität des Zementits im Perlit wird ebenfalls durch die Legierungselemente verändert. Silicium und Aluminium reichern sich im Ferrit an und sind im Zementit unlöslich, sie vermindern die Stabilität des Zementits. Das Ferritisieren während einer Wärmebehandlung wird also durch Silicium und Aluminium beschleunigt. Umgekehrt verhalten sich die carbidbildenden Elemente, die sich bevorzugt im Zementit lösen und diesen stabilisieren, und zwar Chrom, Mangan, Vanadium und Molybdän sowie in höheren Konzentrationen Schwefel. Diese Elemente verlangsamen den Zerfall des Zementits oder unterbinden ihn sogar völlig. Chrom ist von den genannten Elementen der wirksamste Carbidgehaltstabilisator.

*Bild 11* zeigt die Härteänderungen von Gußeisen gleicher chemischer Aus-



gangszusammensetzung unter dem Einfluß verschiedener Legierungselemente bei unterschiedlichen Glühertemperaturen. Man sieht, daß Chrom den größten Einfluß auf die Gefügestabilität ausübt; Nickel ist dagegen fast ohne Einfluß auf die Ferritisierung.

Bei vorhandenen Chrom- und/oder Vanadiumcarbiden im Gefüge von Gußeisenwerkstoffen kann ein teilweiser oder gar vollständiger Carbidgefall nur bei höheren Glühertemperaturen und/oder längeren Glühzeiten erreicht werden.

Bei der Umwandlung eines perlitischen in ein ferritisches Gefüge muß bei Gußeisen mit Lamellengraphit mit einer um 10 bis 30 % abnehmenden Zugfestigkeit gerechnet werden [12]. Die größte Abnahme tritt bei unlegierten Sorten auf, während Legierungselemente, besonders Molybdän, den Festigkeitsabfall stark verzögern. Die erzielte Endhärte nach einem Weichglühen ist also in keinem Fall ein Kennzeichen für die Zugfestigkeit.

In Abhängigkeit des Gehaltes an carbidstabilisierenden Elementen verringert sich nach einem Weichglühen die Brinellhärte um 30 bis 150 Einheiten [13]; hierdurch wird die Zerspanbarkeit maßgeblich verbessert und die Verschleißbeständigkeit entsprechend vermindert. Weiterhin wird die Zähigkeit – ausgedrückt durch eine erhöhte Schlagfestigkeit – bedeutend verbessert. Außerdem ist ein Anstieg der Dämpfungsfähigkeit, der Wärmeleitfähigkeit und der elektrischen Leitfähigkeit festzustellen [13].

In einer anderen Arbeit konnten sowohl beim Zug-Druck-Dauerversuch als auch bei der Bestimmung der Bruchzäh-

igkeit keine signifikanten Unterschiede zwischen wärmebehandelten und im Gußzustand belassenen Proben gefunden werden [14]. Es wurde jedoch festgestellt, daß bei den geglühten Proben sehr viel früher Anrisse als bei ungeglühten auftraten. Man führt dies auf eine schwächere Kohäsion der Grenzfläche Graphitkugel/Grundgefüge im geglühten Zustand zurück. Auf der anderen Seite scheint jedoch eine ferritisierende Wärmebehandlung den Widerstand gegen eine stabile Rißausweitung zu vergrößern.

Das als Nachteil eines Weichglühens anzusehende Verzundern der Gußoberfläche kann durch geeignete Überzüge (Zementschlämme) oder Anwenden einer Schutzgasatmosphäre eingeschränkt werden.

Abhängig vom Ausgangsgefüge beziehungsweise der chemischen Zusammensetzung kann das Weichglühen in drei Temperaturbereichen durchgeführt werden, bei sogenannter niedriger, mittlerer und hoher Temperatur, wie nachfolgend beschrieben wird.

### Weichglühen bei niedriger Temperatur (unterhalb $A_{c1}$ )

Unlegierte Gußeisenwerkstoffe brauchen zum teilweisen oder vollständigen Umwandeln des Zementits im Perlit in Ferrit und Graphit meist nicht oberhalb der  $A_{c1}$ -Temperatur geglüht zu werden. Höhere Glühertemperaturen können sogar schädlich sein, da der Kohlenstoff dann beginnt, sich im Austenit zu lösen, der sich bei entsprechend schnellem Abkühlen in Perlit (und damit zum Teil in Zementit) umwandeln würde. Dies ist der Grund für das gleichbleibende Ni-

veau der 850-°C-Kurve in Bild 7. In den meisten Fällen ist eine Glühertemperatur von 700 bis 760°C ausreichend, um ein rein ferritisches Gefüge und damit beste Bearbeitbarkeit zu erreichen. Die Haltezeit beträgt etwa eine Stunde je 25 mm Wanddicke. Bei Temperaturen nahe  $A_{c1}$  kann die Haltezeit auf 45 Minuten je 25 mm Wanddicke vermindert werden [12].

Das Abkühlen soll bis 300°C mit einer maximalen Abkühlgeschwindigkeit von 50 K/h im Ofen erfolgen, damit keine neuen Spannungen im Gußstück entstehen.

Mit dieser Wärmebehandlung unterhalb der kritischen Temperatur  $A_{c1}$  können kein freier Zementit und andere Carbide aufgelöst werden, da sie bei diesen Temperaturen noch beständig sind.

### Weichglühen bei mittlerer Temperatur (geringfügig oberhalb $A_{c1}$ )

Das Glühen im Temperaturbereich von 790 bis 900°C wird in der Regel dann angewandt, wenn die niedrigeren Temperaturen nicht mehr ausreichen, da entweder die Siliciumgehalte zu gering sind oder der Anteil an carbidstabilisierenden Elementen zu hoch ist. Die meisten Gußeisensorten können bei diesen mittleren Temperaturen geglüht werden. Die Haltezeit beträgt eine Stunde je 25 mm Wanddicke.

Beim Abkühlen ist auf eine geringe Abkühlgeschwindigkeit (10 bis 20 K/h) während des Durchganges durch den kritischen Temperaturbereich zwischen 800 bis 680°C besonders zu achten, da sonst sich Perlit bilden kann. Anschließend kann bis 300°C mit 40 bis 60 K/h im Ofen abgekühlt werden.

### Weichglühen bei hoher Temperatur (wesentlich über $A_{c1}$ )

Enthält das Gefüge eines weichzuglühenden Gußeisens freien Zementit oder andere Carbide, so muß zu ihrer Umwandlung eine Mindesttemperatur von 855°C eingehalten werden. Um die Haltezeit zu verkürzen, glüht man meist bei Temperaturen zwischen 900 und 955°C bei einer Haltezeit von einer bis drei Stunden und zusätzlich eine Stunde je 25 mm Wanddicke. Beträgt der Phosphorgehalt mehr als 0,3%, so darf eine Glühertemperatur von 955°C auf keinen Fall überschritten werden, um das Aufschmelzen des ternären Phosphid-eutektikums zu verhindern. Auch bei geringerem Phosphorgehalt empfiehlt

es sich, höhere Temperaturen zu vermeiden, da in diesen Bereichen die Gußstücke bereits stark verzundern.

Die Abkühlgeschwindigkeit hängt von den Einsatzbedingungen des Gußstückes ab. Sollen nur die harten Stellen im Gefüge (Zementit, Carbide) unter Beibehaltung von Zugfestigkeit und Härte entfernt werden, so muß von der Glüh-temperatur bis auf ungefähr 550 °C eine scharfe Luftabkühlung einwirken, um die Bildung von Perlit zu gewährleisten. Um die inneren Spannungen zu vermindern, soll das weitere Abkühlen im Ofen erfolgen.

Zum Erzielen eines ferritischen Gefüges muß der Temperaturbereich von 800 bis 680 °C langsam (10 bis 20 K/h) durchlaufen werden. Bis 300 °C kann dann normal im Ofen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 40 bis 50 K/h abgekühlt werden.

### Zweistufiges Weichglühen

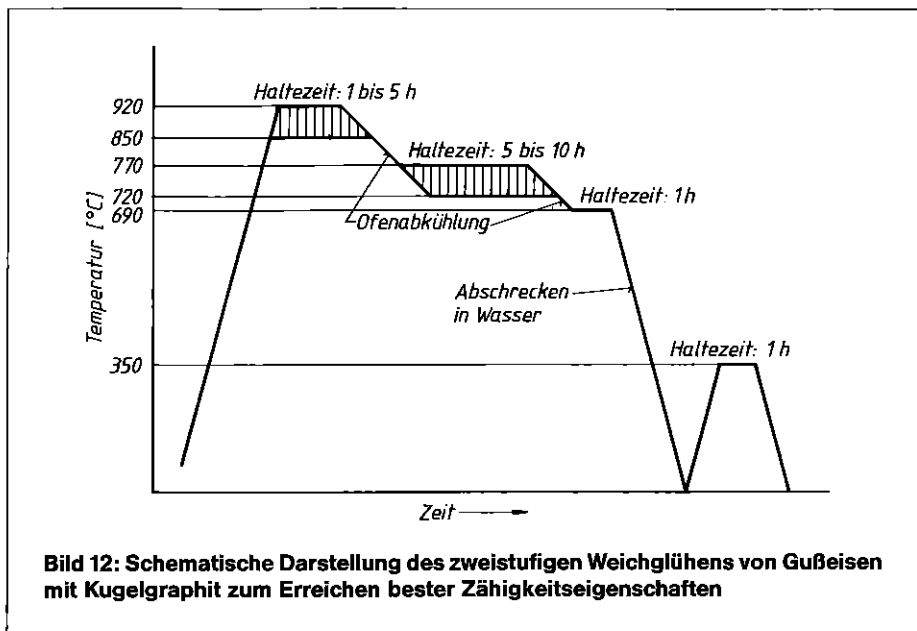
Sind von Gußeisen mit Kugelgraphit höchste Zähigkeitsanforderungen zu erfüllen, so kann dies nur durch zweistufiges Wärmebehandeln erreicht werden. Dieses besteht in der Regel aus einem Austenitisieren zwischen 850 und 920 °C [15] (1. Glühstufe), anschließendem Abkühlen im Ofen oder an Luft und nachfolgendem isothermen Halten im

### Perlitglühen

Ziel des Perlitglühens ist das Einstellen eines voll- oder teilperlitisches Gefüges, um die Festigkeitseigenschaften zu erhöhen oder um die Eigenschaften in unterschiedlichen Wanddickenbereichen eines Gußstücks zu vergleichmäßigen. Das Perlitglühen wird – in Anlehnung an die entsprechende Wärmebehandlung bei Stahlguß – häufig auch als Normalisieren oder Perlitisieren bezeichnet.

Beim Perlitglühen ist es im Prinzip gleichgültig, welches Ausgangsgefüge vorliegt, ob ferritisch (hier löst sich im Austenit beim Glühen oberhalb  $A_{c1}$  ein Teil des als Graphit vorliegenden Kohlenstoffs) oder perlitisches mit eingelagertem freien Zementit beziehungsweise anderen Carbiden. Höhere Ferritgehalte im Ausgangsgefüge verlangen jedoch eine längere Haltezeit im Austenitbereich, um ausreichend Kohlenstoff zu lösen; eine andere Möglichkeit besteht in einer zweifachen Glühbehandlung, wobei in der ersten bei normaler Haltezeit der Ferritanteil halbiert werden kann.

Das Perlitglühen erfordert in der ersten Phase ein Austenitisierungsglühen, wie



**Bild 12: Schematische Darstellung des zweistufigen Weichglühens von Gußeisen mit Kugelgraphit zum Erreichen bester Zähigkeitseigenschaften**

kritischen Temperaturbereich (2. Glühstufe). Nach Wasserabschreckung wird ein einstündiges Anlassen bei 350 °C vorgenommen. Der Ablauf ist schematisch in *Bild 12* dargestellt.

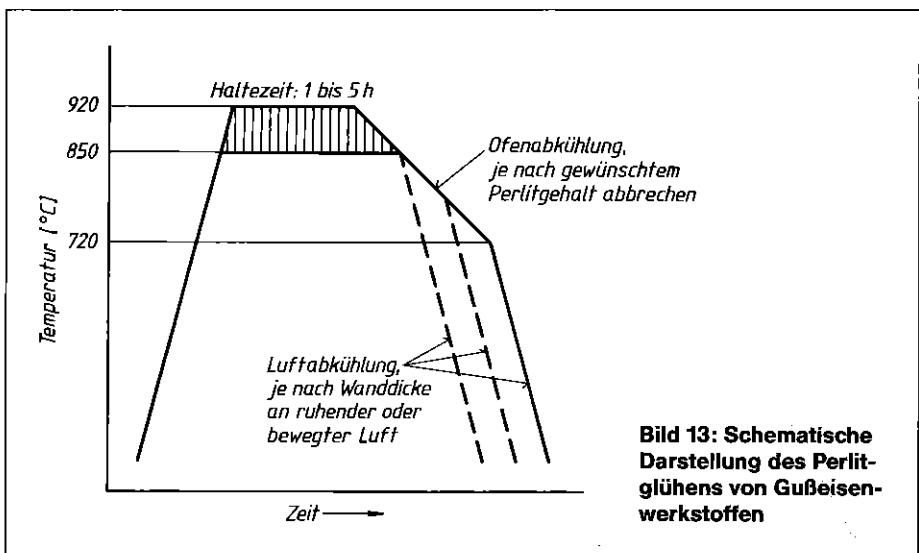
Temperaturen oberhalb 900 °C in der 1. Glühstufe begünstigen das unerwünschte Kornwachstum, während sich bei Temperaturen unterhalb 900 °C unerwünschtes Subkorn bildet [16].

Der Temperaturbereich der 2. Glühstufe liegt zwischen 650 und 740 °C [15]. Durch das Halten von 5 bis 10 Stunden im kritischen Bereich wird der Austenit direkt zu Ferrit und Graphit umgewandelt oder aber bereits gebildeter Perlit zersetzt. Die Haltezeit für die 2. Glühstufe hängt zum großen Teil von der Graphitkugelzahl ab, das heißt vom Diffusionsweg des sich ausscheidenden Kohlenstoffs bis an die Graphitkugeln.

es schon vorstehend unter „Weichglühen bei hoher Temperatur“ beschrieben worden ist. In der zweiten Phase erfolgt ein beschleunigtes Abkühlen, das schnell genug erfolgen muß, um keine Ferritbildung zu begünstigen, jedoch andererseits nicht so schnell sein darf,

daß Härtingsgefüge entstehen kann. Der Temperaturverlauf des Perlitglühens ist schematisch in *Bild 13* dargestellt.

Vor allem bei Gußeisen mit Kugelgraphit sollte die Austenitisierungstemperatur



**Bild 13: Schematische Darstellung des Perlitglühens von Gußeisenwerkstoffen**



nur so hoch wie nötig sein, weil bei längerer Haltezeit oberhalb 900 bis 920 °C der Austenit und der daraus entstehende Perlit vergrößert wird, was negative Auswirkungen auf die Zähigkeitseigenschaften hat.

Die Abkühlgeschwindigkeit nach dem Austenitisieren wird von der aufgenommenen Wärmemenge der Gußstücke bestimmt: schwere, dickwandige Gußstücke müssen, um ein perlitisches Gefüge zu erhalten, meist an bewegter Luft abgekühlt werden, der gelegentlich noch ein Wassersprühnebel beigegeben wird. Wie nachfolgend beschrieben wird, kann häufig die notwendige

Abkühlgeschwindigkeit nur durch den Zusatz von Legierungselementen, wie zum Beispiel Kupfer, Nickel und/oder Molybdän, erreicht werden. Für dünnwandige Gußstücke genügt in der Regel das Abkühlen an ruhender Luft.

Wird kein rein perlitisches Gefüge angestrebt, so kann dieses durch eine entsprechende Wahl von Glüh-temperatur, -dauer und Abkühlgeschwindigkeit eingestellt werden. Auf diese Weise werden zum Beispiel bei Gußeisen mit Kugelgraphit Ferritanteile von 5 bis 20 % in Form von Ferrithöfen um die Graphitkugeln erhalten, womit die Zähigkeitseigenschaften verbessert und die Reiß-

wachstumsgeschwindigkeit vermindert werden.

Zum notwendigen Verringern der durch das schnelle Abkühlen eingebrachten meist höheren Spannungen genügt es theoretisch, nur bis etwa 550 °C schnell abzukühlen, eventuell einige Zeit bei dieser Temperatur zu halten und anschließend im Ofen weiter abzukühlen. Da das exakte Abfangen bei diesen Temperaturen in der Praxis selten durchzuführen ist, wird meist auf unter 400 °C abgekühlt und ein Spannungsarmglühen angeschlossen.

## Härten

Die mechanischen Eigenschaften und der Verschleißwiderstand von Gußeisenwerkstoffen können durch Härten und Vergüten maßgeblich verbessert werden. Das Härten ist nur möglich, weil das Eisen in zwei temperaturabhängigen Kristallgitterformen vorliegt.

Oberhalb des kritischen Temperaturbereiches – bei grauem Gußeisen oberhalb 760 °C – besteht das Eisen aus  $\gamma$ -Mischkristallen (Austenit), deren Löslichkeit für Kohlenstoff mit steigender Temperatur von ~ 0,8 auf ~ 2,0 % zunimmt, siehe Bild 1. Unterhalb des kritischen Temperaturbereiches wandelt sich das Eisen in  $\alpha$ -Mischkristalle (Ferrit) um, die praktisch keinen Kohlenstoff zu lösen vermögen.

Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten, zum Beispiel beim Abschrecken in Öl oder Wasser, gelingt es, die normale Umwandlung von Austenit in Ferrit zu unterdrücken. Erfolgt das Abkühlen rasch auf Temperaturen zwischen 100

und 200 °C, so wandelt sich der größte Teil des Austenits in das nadelige Här- tungsgefüge Martensit um, der die gleiche chemische Zusammensetzung wie der Austenit besitzt. Die große Sprödigkeit des Martensitgefüges kann durch ein Anlassen (Wiedererwärmen auf Temperaturen unterhalb  $A_{c1}$ ) gemildert werden. Hierdurch wird die Härte verringert, während die Festigkeit und Zähigkeit im allgemeinen zunehmen.

Das Umwandlungsverhalten eines Eisen-Kohlenstoff-Gußwerkstoffes kann in einem ZTU-Schaubild (Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild) dargestellt werden [17]. Bild 14 gibt ein schematisches Beispiel. Der obere Teil eines derartigen Schaubildes wird durch die Umwandlungstemperatur  $A_1$  begrenzt. Oberhalb dieser Temperatur besteht die Grundmasse immer aus Austenit. Erfolgt das Abkühlen entlang Kurve ②, so beginnt der Austenit bei Erreichen der mit „Beginn“ bezeichneten Kurve sich

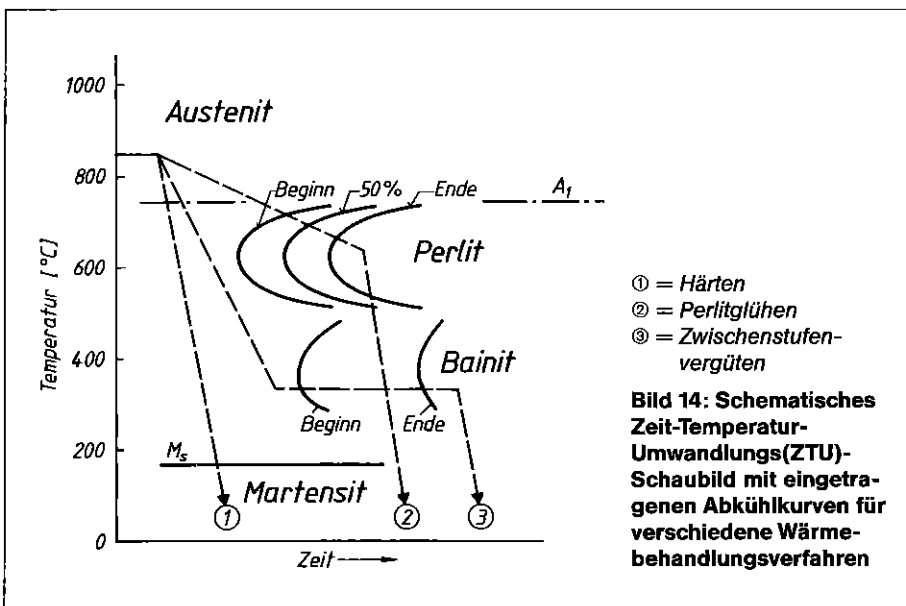
stetig in Perlit umzuwandeln. Die Hälfte des Austenits ist beim Erreichen der 50%-Kurve umgewandelt, während mit Erreichen der dritten Kurve („Ende“) die Umwandlung in Perlit beendet ist. Die schnellste Umwandlung von Austenit in Perlit bestimmt die „Perlitnase“, die in Bild 14 bei etwa 630 °C liegt.

Um ein martensitisches Gefüge zu erhalten, muß die Abkühlgeschwindigkeit so groß sein, daß die Umwandlung in Perlit unterdrückt wird. In Bild 14 bezeichnet Kurve ① die notwendige Abkühlung zum „Durchhärten“ eines Gußstückes, bei dem auch in der Mitte die Abkühlgeschwindigkeit groß genug ist, um die „Perlitnase“ zu umgehen. Die zur Martensitbildung notwendige Mindestabkühlgeschwindigkeit wird als kritische Abkühlgeschwindigkeit bezeichnet.

## Einfluß der chemischen Zusammensetzung

Wegen ihres relativ hohen Kohlenstoffgehalts ist es grundsätzlich möglich, Gußeisenwerkstoffe mit fast jeder chemischen Zusammensetzung zu härten. Ein Gußeisen mit einem niedrigen Gehalt an gebundenem Kohlenstoff härten zu wollen ist jedoch unzweckmäßig, da es zur Lösung von Kohlenstoff im Austenit eine relativ lange Zeit auf Glüh-temperatur gehalten werden muß, wenn man nicht eine doppelte Glühbehandlung durchführt.

Die chemische Zusammensetzung und der Gehalt an Legierungselementen beeinflussen die erforderliche Glüh-temperatur, die Haltezeit und die kritische Abkühlgeschwindigkeit sowie die Einhärtetiefe oder Durchhärbarkeit und die Endhärte. Gußeisen mit perlitischem Grundgefüge, zum Beispiel GG-25, eignet sich besser zum Härten und Vergüten als ein weicherer Gußeisenwerkstoff



mit hohem Graphitanteil, das heißt mit einem vorwiegend ferritischen Grundgefüge.

Der Kohlenstoffgehalt sollte bei Gußeisen mit Lamellengraphit möglichst weniger als 3,3% betragen, während Siliciumgehalte zwischen 1 und 2% nur einen geringen Einfluß auf die Härte ausüben. Siliciumgehalte von mehr als 2% behindern zunehmend die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit, wodurch die erreichbare Endhärte geringer wird. Obwohl bei höheren Kohlenstoff- und Siliciumgehalten (3,5% C und 2,5% Si) mit Gußeisen mit Lamellengraphit eine ausreichende Härte erzielt werden kann, empfiehlt es sich, die Maximalwerte auf 3,3% C und 2,0% Si zu begrenzen. Bei Gußeisen mit Lamellengraphit sollte der Graphit möglichst in feinelamellarer Form vorliegen.

Bei Gußeisen mit Kugelgraphit ist die Höhe des Kohlenstoff- und Siliciumgehaltes innerhalb des üblichen Bereiches von untergeordnetem Einfluß auf die Härte [17].

Legierungselemente können die Härte von Gußeisenwerkstoffen – ähnlich wie bei Stahl – entscheidend beeinflussen. Mit ihrer Hilfe ist es möglich, Gußeisen auch bei Anwesenheit von höheren Kohlenstoff- und Siliciumgehalten, wie sie aus gießtechnischen Gründen notwendig sein können, erfolgreich zu härten. Alle Legierungselemente, mit Ausnahme von Kobalt, haben die Eigenschaft, die Umwandlungskurven der ZTU-Schaubilder nach rechts, also zu längeren Zeiten, zu verschieben. Einzelne Kurvenabschnitte können auch durch verschiedene Legierungselemente verstärkt oder abgeflacht werden [18]. Bei der Verwendung von Kupfer ist zu berücksichtigen, daß bei Gußeisen mit Kugelgraphit mit mehr als 0,75% Cu während eines austenitischen Glühens um die existierenden Graphitkugeln kleine, temperkohleartige Graphitgebilde ausgeschieden werden [19], wodurch die Zähigkeit des Werkstoffs vermindert wird.

Das Verzögern der Perlitumwandlung durch die Legierungselemente erhöht die Härte. Infolge erniedrigter kritischer Abkühlgeschwindigkeit eignen sich legierte Gußeisenwerkstoffe speziell für das Luft härten, das die Gefahr von Härterissen und eines Verzuges fast völlig beseitigt.

### Austenitisierungstemperatur und -dauer

Die Glüh temperature zur Kohlenstoffsättigung des Austenits ist abhängig von der Umwandlungstemperatur Ferrit/

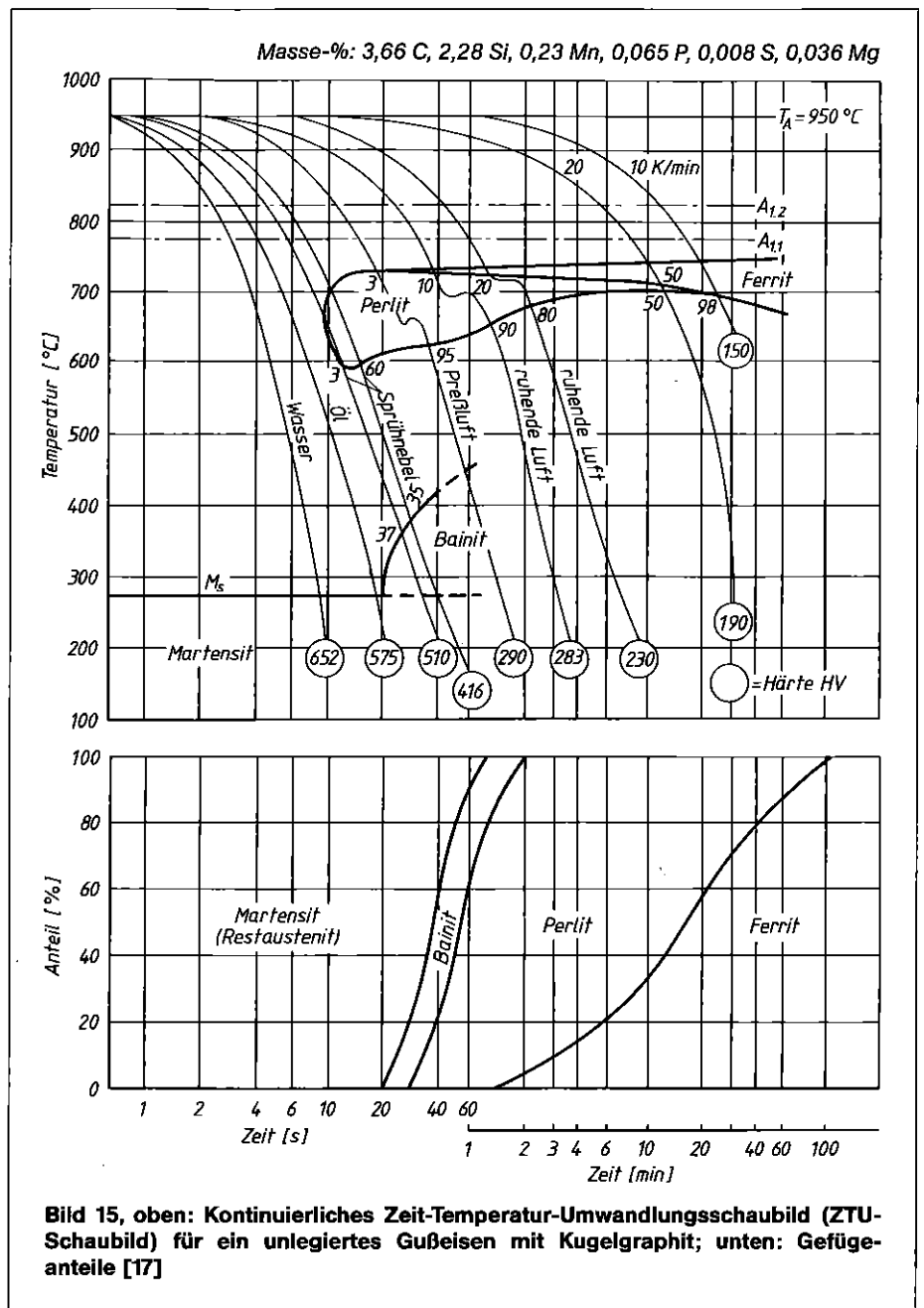


Bild 15, oben: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU-Schaubild) für ein unlegiertes Gußeisen mit Kugelgraphit; unten: Gefügeanteile [17]

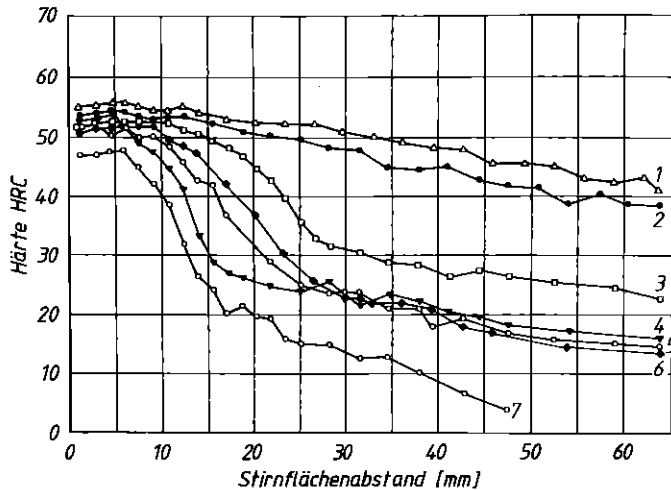
Austenit. Je höher sie ist, desto geringer wird die erforderliche Glühzeit. Die Auflösungsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs aus dem Graphit ist um so größer, je kleiner und feiner verteilt der Graphit vorliegt, das heißt, je kürzer die Diffusionswege Graphit/Austenit sind [20, 21].

Auch Mikrosegierungen können den Ablauf der Austenitisierung beeinflussen. Da Ausmaß und Verteilung der Segierungen durch die Kristallisationsvorgänge bestimmt werden, ist es wichtig, schon bei der metallurgischen Behandlung der Schmelze für ein günstiges Ausgangsgefüge zu sorgen [22, 23].

Da die Kohlenstoffaufnahme um so größer ist, je höher das Gußstück über

den Umwandlungsbereich erhitzt wird, steigt die erreichbare Härte mit der Glüh temperature. Gewöhnlich werden Temperaturen zwischen 850 und 950 °C angewendet, obwohl 30 bis 60 °C über der berechneten Umwandlungstemperatur ausreichend wären.

Die Haltezeit bei Glüh temperature muß für ein vollständiges Austenitisieren (Kohlenstoffsättigung) ausreichen; im allgemeinen genügt bei Gußeisen eine Stunde und zusätzlich eine Stunde pro 25 mm Wanddicke. Bei Gußeisen-sorten mit fein verteiltem Lamellengraphit oder hoher Graphitkugelzahl können diese Zeiten häufig beträchtlich, bis hinab zu 15 Minuten, unterschritten werden.



Nr.	Chemische Zusammensetzung [Masse-%]						
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	Ni
1	3,29	1,96	0,59	1,23	0,28	0,41	-
2	3,27	1,97	0,59	1,21	-	0,50	-
3	3,32	2,01	0,57	2,02	0,51	-	-
4	3,28	2,07	0,59	0,17	0,53	-	-
5	3,31	2,03	0,59	1,54	-	-	-
6	3,27	1,99	0,58	1,02	-	-	1,05
7	3,29	2,08	0,67	0,13	-	-	-

Bild 16: Härtekurven von legiertem Gußeisen mit Lamellengraphit mit 0,10% P und 0,08% S, ermittelt nach der Stirnabschreckmethode von Jominy [26]

## Abschrecken

Ziel des Abschreckens ist das Unterkühlen des – ohne Zusatz von Legierungselementen – nur bei hoher Temperatur beständigen Austenits, um ihn teilweise oder vollständig in den harten Martensit umzuwandeln. Die notwendige Mindestabschreckgeschwindigkeit zur Martensitbildung wird Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern entnommen. So benötigt man zum Beispiel für ein unlegiertes Gußeisen mit Kugelgraphit nach dem ZTU-Schaubild in Bild 15 eine Abkühlzeit von weniger als 20 Sekunden, um ein martensitisches Gefüge zu erzielen. Durch den Zusatz von Legierungselementen, wie zum Beispiel Kupfer oder Nickel, kann die notwendige Mindestabkühlgeschwindigkeit teilweise erheblich größer werden. Für ein Gußeisen mit Kugelgraphit mit 2,37% Ni und 0,5% Mo darf die Abkühlzeit zum Beispiel 20 Minuten betragen [17]. Gußeisenwerkstoffe, besonders Gußeisen mit Lamellengraphit, dürfen nicht zu schroff abgekühlt werden, da hierdurch die Ribbildung begünstigt wird.

Wie außerdem aus Bild 15 ersichtlich ist, können bei nicht genau eingehaltener

Abkühlgeschwindigkeit neben Martensit auch Bainit und Perlit auftreten, wodurch der Härteerfolg eingeschränkt wird.

Öl als Abschreckmedium entzieht einem Gußstück die Wärme nicht so schnell wie Wasser und hat sich deshalb für Gußeisen bewährt. Für einige legierte Gußeisensorten (molybdän- und/oder nickellegiert) genügt auch eine Luftabkühlung. Gußstücke mit unterschiedlichen Querschnitten müssen während des Abschreckens bewegt und die dickeren Querschnitte zuerst in das Ölbad eingetaucht werden. Durch die Bewegung im Abschreckbad wird eine bessere Temperaturverteilung im Gußstück erreicht. Das Gußstück wird zweckmäßigerweise nicht bis auf Raumtemperatur abgekühlt, sondern, um die unvermeidlich eingebrachten Spannungen zu verringern, bei Erreichen von etwa 150°C aus dem Bad entfernt und sofort angelassen [24].

## Eigenschaften von gehärtetem Gußeisen

Durch das Abschrecken wird die Härte auf 45 bis 60 HRC (etwa 430 bis 600 HB) gesteigert, während Zähigkeit und

Zugfestigkeit relativ niedrig sind. Die Härtebarkeit von Gußeisen kann mit Hilfe der bei Stahl üblichen Stirnabschreckmethode nach Jominy [25] bestimmt werden. Die hierbei erzielte „Einhärte-tiefe“, das heißt der Abstand einer gleichbleibend hohen Härte von der abgeschreckten Stirnfläche bis ins Probeninnere, dient als Maßstab für die Härtebarkeit des Werkstoffs. Bild 16 zeigt Härtekurven verschiedener legierter Gußeisensorten mit Lamellengraphit.

In ähnlicher Weise wie bei Gußeisen mit Lamellengraphit üben die Legierungselemente auch auf die Härtebarkeit von Gußeisen mit Kugelgraphit eine günstige Wirkung aus [27]. Von den Legierungselementen steigert Molybdän am stärksten die Härtebarkeit; sie kann nur noch durch zusätzliches Legieren mit Chrom und/oder Kupfer verbessert werden [28, 29]. Kohlenstoff und Silicium haben bei ausreichender Austenitierungszeit und -temperatur in ihren üblichen Konzentrationen nur einen sehr geringen Einfluß auf die Härtebarkeit. Mangan wiederum verbessert die Härtebarkeit besonders von Gußeisen mit Kugelgraphit.

## Vergüten (Härten und Anlassen)

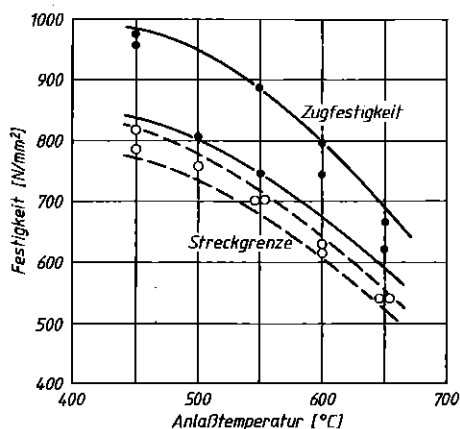
Üblicherweise werden die Gußstücke nach dem Abschrecken angelassen. Diese zweistufige Wärmebehandlung wird Vergüten genannt. Unter Anlassen versteht man das Erwärmen auf Temperaturen, die zwischen 150 und 650°C liegen, also weit unterhalb der Umwandlungstemperatur. Die Anlaßtemperatur muß höher sein als die spätere Gebrauchstemperatur des Bauteils.

Bei Anlaßtemperaturen bis zu 250°C wandelt sich der tetragonale Martensit kontinuierlich in eine kubische Struktur um. Gleichzeitig scheiden sich  $\epsilon$ -Carbide an Versetzungen aus; dabei ändert sich zwar die Härte nur unwesentlich, die Sprödigkeit wird jedoch vermindert. Zwischen 250 und 400°C entsteht Zementit durch Umwandlung der  $\epsilon$ -Carbide und/oder durch Ausscheidungen an

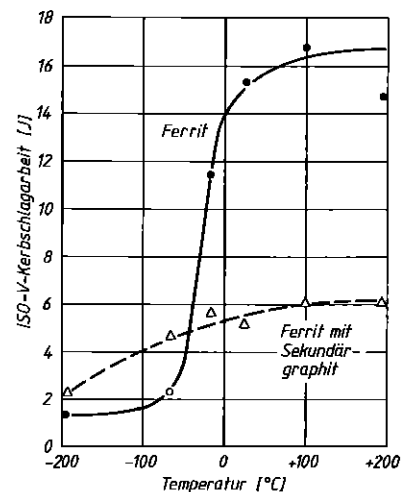
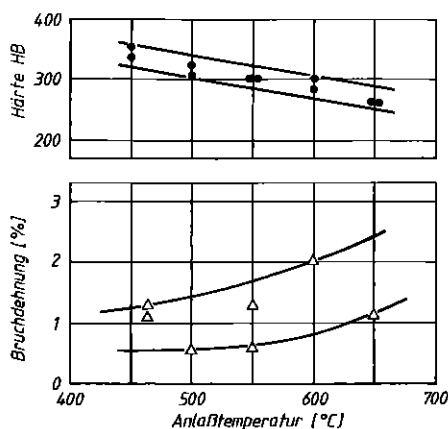
den Korngrenzen. Härte und Sprödigkeit nehmen hierdurch weiter ab.

Bei Anlaßtemperaturen oberhalb 400°C nimmt die Größe der Zementitteilchen zu, wodurch die Härte weiter abnimmt, jedoch die Zähigkeit zunimmt.

Als Haltetemperatur betrachtet man eine Stunde je 25 mm Wanddicke als ausreichend. Durch das Anlassen werden



**Bild 17: Mechanische Eigenschaften von gehärtetem Gußeisen mit Kugelgraphit GGG-60 in Abhängigkeit von der Anlaßtemperatur [30, 31]**



**Bild 18: Einfluß des Sekundärgraphits auf die Kerbschlagarbeit von ferritischem Gußeisen mit Kugelgraphit [35]**

Spannungen beseitigt, die Sprödigkeit herabgesetzt und viele mechanische Eigenschaften verbessert. Zu beachten ist, daß legierte Gußeisensorten anlaßbeständiger sind, das heißt, daß die maximale Festigkeit erst bei höheren Anlaßtemperaturen erreicht wird, wobei die Härte kaum abfällt.

Durch das Anlassen verliert Gußeisen an Härte und gewinnt an Festigkeit und Zähigkeit. Anlaßtemperaturen von 100 bis 200 °C beeinflussen die Härte von abgeschrecktem Gußeisen kaum, während die Festigkeit bereits etwas verbessert wird. Deshalb eignet sich ein Anlassen bei etwa 200 °C sehr gut zum Einstellen eines guten Verschleißwiderstandes. Um eine maximale Festigkeit zu erhalten, ist für unlegiertes Gußeisen mit Lamellengraphit eine Anlaßtemperatur von 300 bis 370 °C zu wählen; bei legierten Gußeisensorten sollte sie 400 bis 500 °C betragen.

In Bild 17 ist der Einfluß verschiedener Anlaßtemperaturen zwischen 450 und 650 °C auf die mechanischen Eigenschaften von vergütetem Gußeisen mit Kugelgraphit veranschaulicht. Mit stei-

gender Anlaßtemperatur fallen Härte, Zugfestigkeit und Streckgrenze, während die Bruchdehnung ansteigt.

Gußeisen mit Kugelgraphit ist bei verhältnismäßig hohen Silicium- und Phosphorgehalten anfällig gegen ein Verspröden im Temperaturbereich von 350 bis 450 °C [32, 33]. Deshalb ist dieser Bereich beim Anlassen möglichst zu vermeiden. Bei einem Phosphorgehalt von 0,07 % kann sich die Kerbschlagarbeit durch die Versprödung auf 15% des Wertes im nicht versprödeten Zustand verringern [34]. Durch einen Zusatz von Molybdän kann die Anlaßsprödigkeit infolge der Bildung einer Molybdän-Phosphorverbindung stark vermindert werden [33].

Leider entsteht bei Gußeisen mit Kugelgraphit bei Anlaßtemperaturen oberhalb von etwa 540 °C beim Zerfall des Martensits Sekundärgraphit. Im Gegensatz zu dem Sekundärgraphit, der beim Anlassen von Perlit und Bainit ausgeschieden wird, verteilt sich der aus dem Martensit ausgeschiedene Sekundärgraphit sehr fein im Grundgefüge. Durch das Auftreten von Sekundärgraphit wird

die Festigkeit zwar um 10 bis 15 % erhöht, die Bruchdehnung jedoch um etwa 20 % erniedrigt. Besonders stark wird die Kerbschlagarbeit beeinträchtigt, die im Bereich der Hochlage um mehr als 60 % vermindert und im Bereich der Tieflage etwas erhöht wird, Bild 18. Der Sekundärgraphit verschiebt dabei die Übergangstemperatur duktil/spröde von etwa -20 auf -100 °C. Außerdem kommt es zu einer unkontrollierten Härteabnahme.

Legierungszusätze können die unerwünschte Sekundärgraphitbildung ebenso wie niedrige Siliciumgehalte etwas verzögern, jedoch nicht unterbinden [36, 37]. Nur solche Parameter der Wärmebehandlung, die die Morphologie des Martensits beeinflussen, können die Struktur des Sekundärgraphits verändern. So ergeben hohe Austenitisationstemperaturen beim Abschrecken einen groben, kohlenstoffreichen Martensit, der beim Anlassen eine grobe Verteilung relativ großer Graphitteilchen verursacht [36], während niedrige Austenitisationstemperaturen oder geringe Haltezeiten die Bildung von Sekundärgraphit verhindern können [37].

## Zwischenstufenvergüten

Das Zwischenstufenvergüten, auch Bainitvergüten oder Bainitisieren genannt, wird zunehmend bei Gußeisen mit Kugelgraphit angewendet. Es verleiht dem Werkstoff eine günstige Kombination von hoher Festigkeit und Zähigkeit. Nach DIN EN 1564 wird eine Zugfestigkeit von 800 bis 1400 N/mm<sup>2</sup> bei einer Bruchdehnung von 8 bis 1% erreicht.

Das Zwischenstufengefüge wird auch als Bainit bezeichnet.

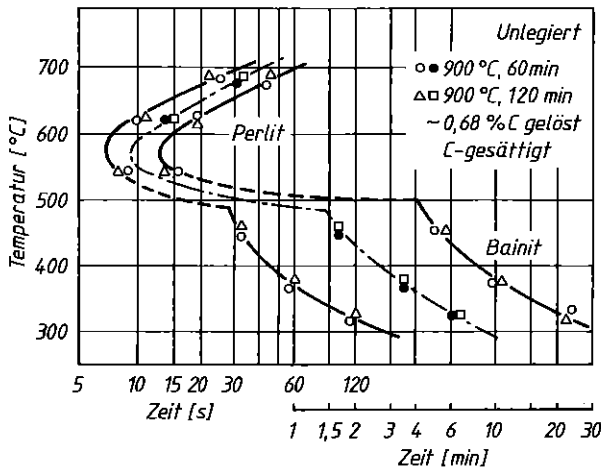
Im Vergleich zum Härten mit nachfolgendem Anlassen hat das Zwischenstufenvergüten einige Vorteile [38 bis 42]:

- Durch die Umwandlung des Kohlenstoffs vom Austenit in die Zwischen-

stufe ergeben sich geringere Volumenänderungen; hierdurch werden die Rißgefahr und die Verzugneigung der Gußstücke vermindert sowie geringere Abschreckspannungen eingebracht.

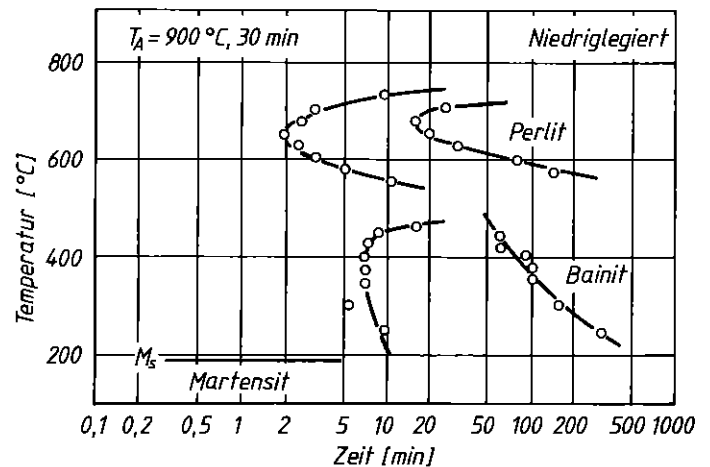
- Wegen der üblicherweise angewandten isothermen Umwandlungstempe-

Masse-%: 3,6 C, 2,4 Si, 0,4 Mn, 0,08 Mg



**Bild 19: ZTU-Schaubild für die isotherme Umwandlung eines unlegierten Gußeisens mit Kugelgraphit [20]**

Masse-%: 3,4 C, 2,28 Si, 0,64 Mn, 0,078 P, 0,010 S, 0,47 Mo, 1,47 Ni, 0,048 Mg



**Bild 20: ZTU-Schaubild für die isotherme Umwandlung eines niedriglegierten Gußeisens mit Kugelgraphit [17]**

raturen von 250 bis 450 °C, die deutlich niedriger liegen als die Anlaßtemperaturen nach einem Härten, wird kein Sekundärgraphit ausgeschieden und die Gefahr einer beginnenden Ferritbildung wird ausgeschlossen. Außerdem versprödet Gußeisen mit Kugelgraphit nicht.

- Seriengußstücke mit hohen Graphitkugelzahlen können ohne besonders hohen Zeitaufwand zwischenstufenvergütet werden.

Das Zwischenstufenvergüten besteht aus den Verfahrensschritten Austenitisieren, Abkühlen auf die Umwandlungstemperatur der Zwischenstufe, Halten bei Umwandlungstemperatur und Abkühlen auf Raumtemperatur, wie schematisch in Bild 2 gezeigt. Der Zeit-Temperaturverlauf beim Zwischenstufenvergüten ist in Bild 14 (Abkühlkurve ③) im Vergleich zum Wärmebehandeln auf Martensit und Perlit dargestellt.

Die Austenitisierungstemperatur im Bereich von 850 bis 950 °C wird ebenso wie beim Härten durch den Kohlenstoffgehalt der Grundmasse bestimmt und richtet sich meist nach dem Verwendungszweck der Gußstücke. Hohe Verschleißbeständigkeit verbunden mit hoher Härte wird nach einem Glühen im oberen Temperaturbereich erzielt, während das Glühen im unteren Austenitbereich hochfeste Werkstoffe mit guter Zähigkeit liefert.

Die notwendige Haltezeit bei Austenitisierungstemperatur richtet sich nach dem Kohlenstoffgehalt, dem Kugelgraphitabstand und der Höhe der Austenitisierungstemperatur.

Das Abkühlen der Gußstücke auf Umwandlungstemperatur muß zum Vermeiden unerwünschter Perlitbildung so schnell erfolgen, daß die „Perlitnase“ im Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild nicht angeschnitten wird. Für Gußeisen mit Kugelgraphit gibt es zahlreiche Schaubilder zur isothermen Umwandlung, die zur Bestimmung der notwendigen Abkühlgeschwindigkeit nützlich sind. Das Abschreckmedium wird durch die kritische Abschreckgeschwindigkeit bestimmt, es kann aus heißem Öl, Salzbadern oder bewegter Luft bestehen. Die isotherme Umwandlung erfolgt im Temperaturbereich von 250 bis 400 °C. In Abhängigkeit von Umwandlungstemperatur, chemischer Zusammensetzung und Gußstückwanddicke beträgt die Haltezeit zwischen 15 Minuten und mehreren Stunden. Werden die Gußstücke vor dem Ende der Umwandlung in Zwischenstufengefüge aus dem Bad genommen und auf Raumtemperatur abgekühlt, wandelt sich der Restaustenit teilweise in Martensit um, der die Härte auf Kosten der Zähigkeit erheblich steigert.

Die kritische Abkühlgeschwindigkeit ist von der Wanddicke der Gußstücke und von der chemischen Zusammensetzung abhängig. Sie wird nur bei dünnwandigen Gußstücken durch ein Abschrecken im Warmbad erreicht. Bei dickwandigen Gußstücken oder bei einer gewünschten Luftabkühlung muß zum Erhöhen der Durchvergütbarkeit mit Molybdän in teilweiser Verbindung mit Kupfer und Nickel legiert werden [43, 44], um die kritische Abkühlgeschwindigkeit zu verringern. Die Wirkung von Molybdän gegenüber Nickel

ist hierbei etwa 4mal so groß [45]. Ein Absenken der Salzbadtemperatur von zum Beispiel 410 °C auf 290 °C verbessert ebenfalls das Durchhärten.

Den Einfluß eines Zusatzes von Legierungselementen auf ein ZTU-Schaubild zeigt der Vergleich der Bilder 19 und 20.

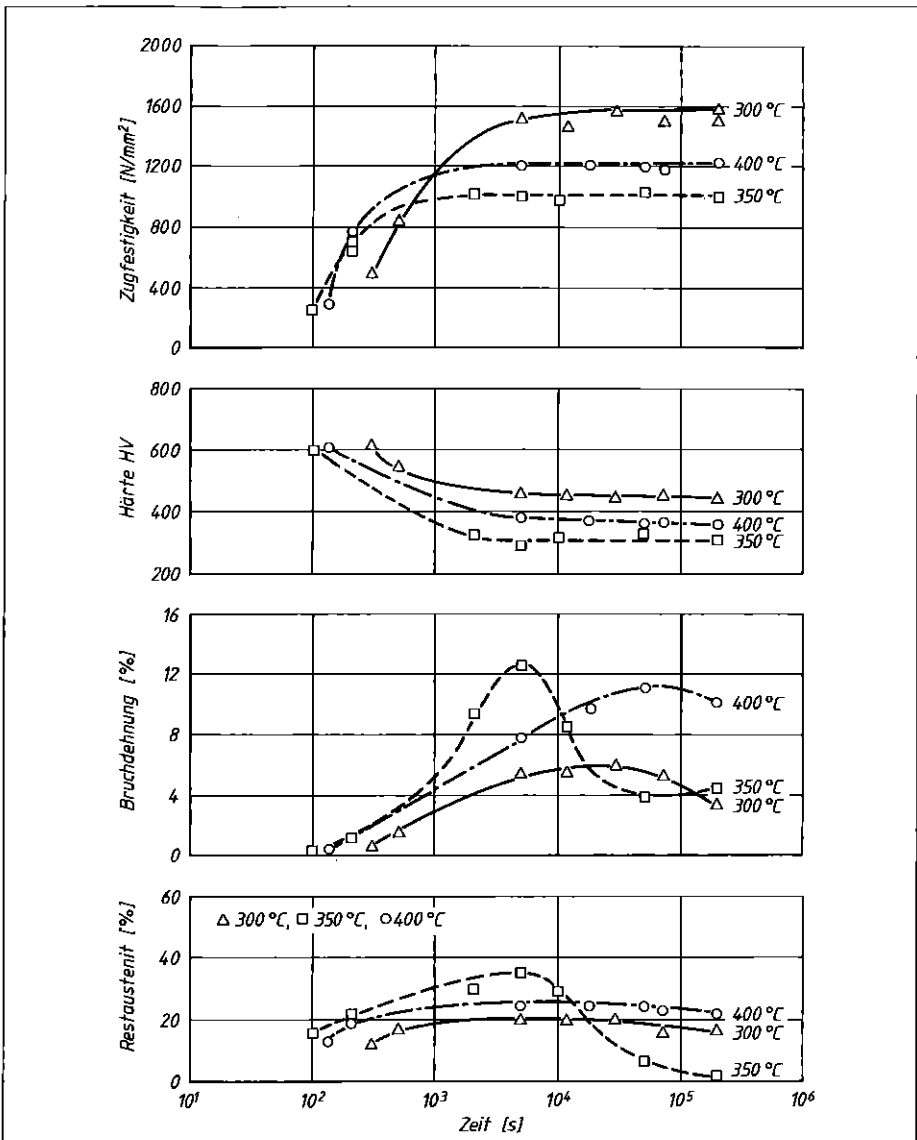
Silicium übt beim Zwischenstufenvergüten ebenfalls eine wichtige Rolle aus. Nur bei Siliciumgehalten zwischen 2 und 4 % können günstige Eigenschaftskombinationen von hoher Festigkeit und ausreichender Dehnung erhalten werden, da steigende Siliciumgehalte das Bilden von Carbiden behindern und das Ausscheiden einer maximalen Menge von stabilem Restaustenit begünstigen [46]. Nach anderen Untersuchungen liegt der optimale Siliciumgehalt bei 2,5 %. Höhere Siliciumgehalte behindern zwar die Martensitbildung und das Seigern anderer Elemente zu den Korngrenzen, sie verspröden jedoch auch das Zwischenstufengefüge und verschlechtern die mechanischen Eigenschaften [47].

Mangan verzögert die Zwischenstufenumwandlung stark und sollte deshalb so niedrig wie möglich eingestellt werden [47, 48]. Anstelle von Bainit wird Martensit in der Nähe der Korngrenzen gebildet. Nach längeren Austenitisierungszeiten verschwindet zwar der interzelluläre Martensit, der entstandene Austenit wandelt jedoch nicht um und die mechanischen Eigenschaften werden schlechter, das heißt Zugfestigkeit, Streckgrenze und Duktilität sinken beträchtlich. Obwohl Molybdän ebenso wie Mangan ein starker Perlitbildner ist, beeinflussen gleiche Zusätze die Bai-

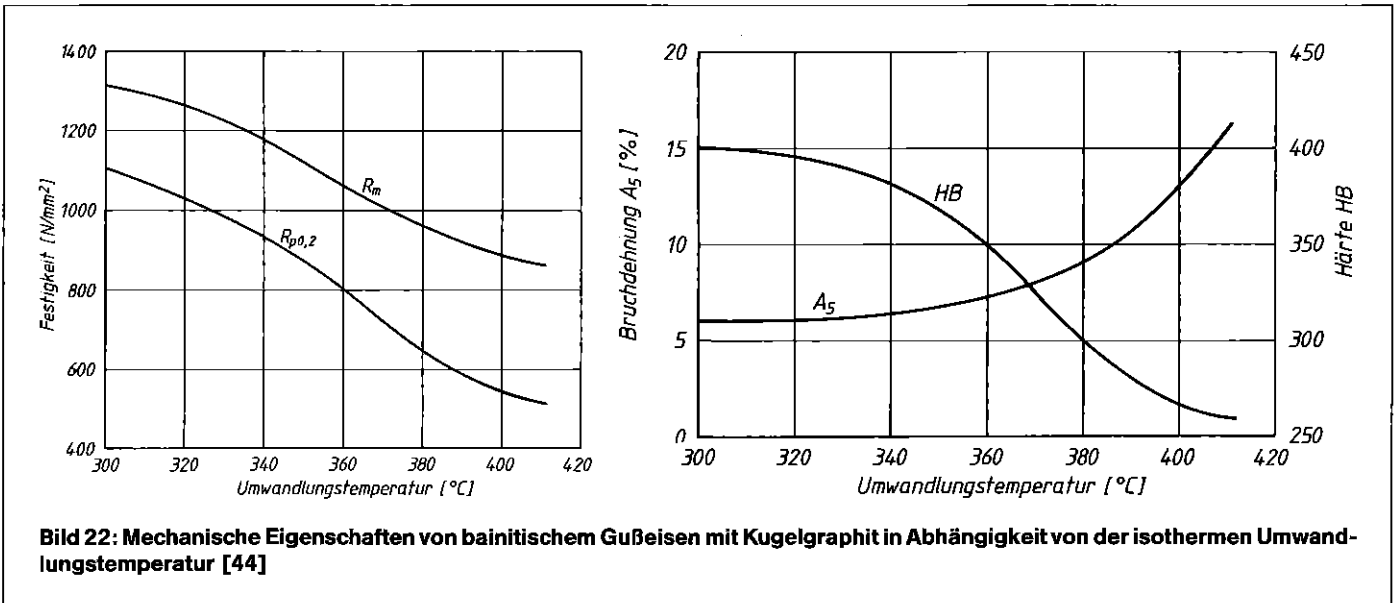
nitumwandlung nicht. Mit steigenden Mangengehalten wird der Temperaturbereich der Bainitumwandlung immer kleiner, abnehmende Austenitisierungstemperaturen vergrößern dagegen den Temperaturbereich der Bainitumwandlung [48].

Zum Einstellen bestimmter Eigenschaftskombinationen ist die Kenntnis der kritischen Abkühlgeschwindigkeit und das genaue Einhalten der Umwandlungstemperatur erforderlich. Die höchsten Werte für Zugfestigkeit, Streckgrenze und Härte werden in der unteren Bainitstufe bei Umwandlungstemperaturen um und unter 300°C erreicht. Das Gefüge besteht dann aus harter unterer Zwischenstufe mit Martensit- und eventuell Austenitresten. Beim Umwandeln in der oberen Zwischenstufe von 340 bis 400°C werden maximale Werte für die Schlagarbeit und die Bruchdehnung erzielt. Bei noch höheren Salzbadtemperaturen wird die Abkühlgeschwindigkeit so gering, daß Perlit auftritt, der die Eigenschaften drastisch verschlechtert. Eine höhere Austenitisierungstemperatur verschiebt die Umwandlungstemperatur, bei der die höchste Zähigkeit erreicht wird, nach unten und vermindert zugleich die erreichbare Zähigkeit.

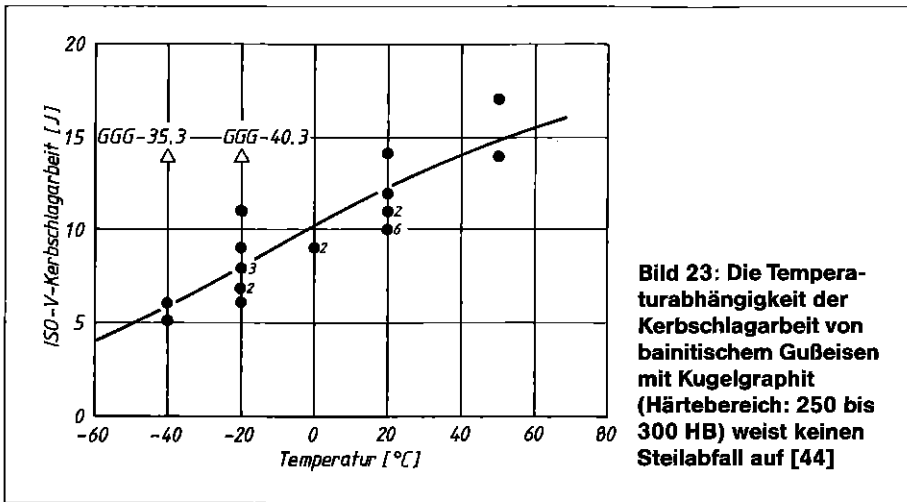
Den unterschiedlichen Einfluß von Salzbadtemperatur und Haltezeit bei Umwandlungstemperatur zeigt Bild 21. Es ist auch zu erkennen, daß das Gefüge relativ hohe Austenitgehalte von bis über 30% enthält. Mit diesem zähen Gefügebestandteil werden im Vergleich zu vergüteten Gefügen bei gleicher Festigkeit deutlich höhere Werte der Bruchdehnung und der Kerbschlagarbeit erreicht, wie die Bilder 22 und 23 zeigen.



**Bild 21: Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften und des Restaustenitgehaltes von bainitischem Gußeisen mit Kugelgraphit mit 0,53% Ni und 0,17% Mo von der Haltezeit bei verschiedenen Salzbadtemperaturen [49]**



**Bild 22: Mechanische Eigenschaften von bainitischem Gußeisen mit Kugelgraphit in Abhängigkeit von der isothermen Umwandlungstemperatur [44]**



Unter Belastung kann der Restaustenit, ähnlich wie beim Manganhartstahl, in Martensit umwandeln und die Verschleißbeständigkeit beträchtlich erhöhen [50].

Zweckmäßigerweise werden Gußstücke, die zwischenstufenvergütet werden, vor dem Vergüten fertigbearbeitet oder zumindest fast fertigbearbeitet, da Maßänderungen beim Vergüten verhältnismäßig gering und sehr gleichmäßig sind; Voraussetzung ist allerdings, daß das Ausgangsgefüge ferritisch ist oder einen gleichbleibenden, definierten Gefügestand aufweist.

## Randschichthärten

Die verschiedenen Verfahren zum Randschichthärten nennt *Bild 24*. Ziel der Verfahren ist das Herstellen verschleißbeständiger Gußstückoberflächen mit hoher Härte, während die Zähigkeit des Gußstückkerns sowie die gute Zerspanbarkeit der nicht gehärteten Gußstückrandschichten erhalten bleiben. Durch das Randschichthärten werden meist Druckeigenspannungen in den äußeren Bereich des Gußstücks eingebracht, die oft die Dauerfestigkeit des Bauteils verbessern.

### Thermophysikalische Verfahren

Beim Randschichthärten mit Hilfe thermophysikalischer Verfahren wird nur

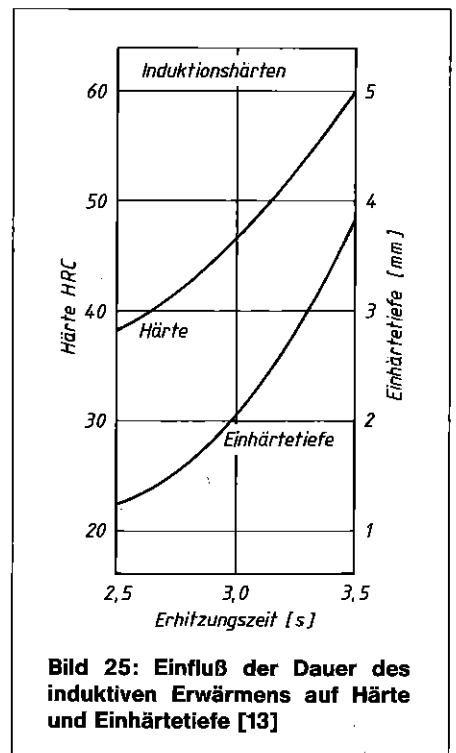
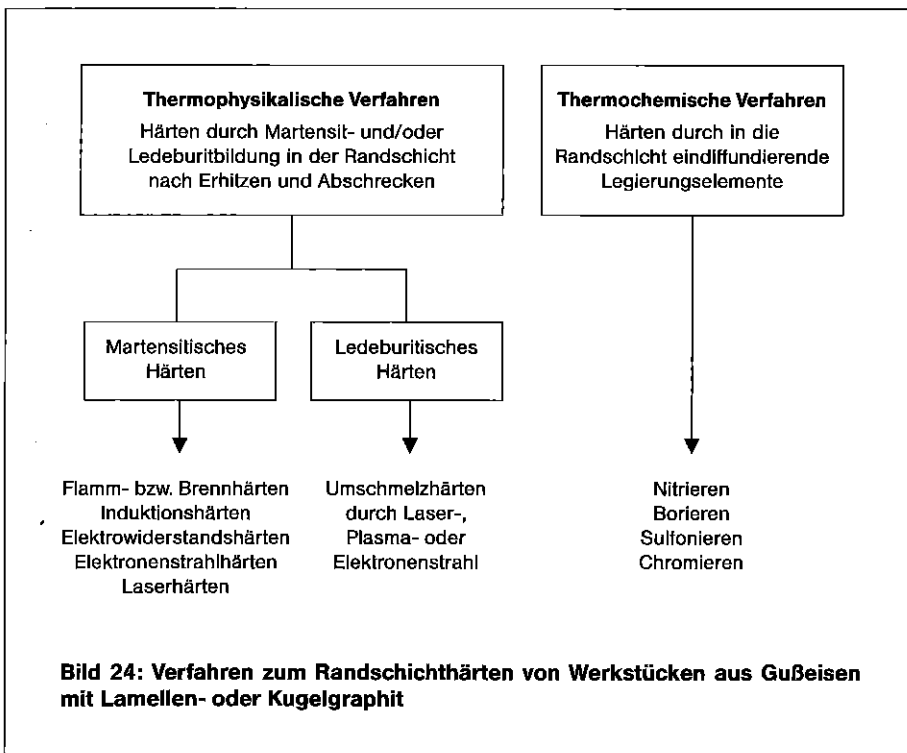
die zu härtende Gußstückpartie örtlich in den Austenitbereich zwischen 850 und 950°C erhitzt und anschließend in Öl oder Wasser abgeschreckt.

Das Erhitzen der Randschicht kann nach *Bild 24* mit verschiedenen Verfahren erfolgen. Während das Flammhärten einen geringen technischen Aufwand erfordert und nahezu unabhängig von der Gußstückgestalt anwendbar ist, muß beim Induktionshärten eine wechselstromdurchflossene Spule dem Bauteil meist mit größerem Aufwand angepaßt werden. Die längeren Erhitzungszeiten beim Flammhärten führen zu einer größeren Einhärtetiefe von einigen Millimetern gegenüber dem Induktionshärten, bei dem die Erhitzungszeit

ten nur kurz und die Einhärtetiefe klein ist, *Bild 25*. Beim Induktionshärten kann die Randschichthärte jedoch gerade wegen der erheblich kürzeren Erhitzungszeiten und der genaueren Temperaturführung reproduzierbarer und genauer eingestellt werden.

In zunehmendem Maße werden für das Aufheizen der Randzone auch Laserstrahlen [51 bis 53] und Hochleistungslampen [54] benutzt, es können auch Elektronenstrahlen und Plasmabrenner eingesetzt werden.

Wegen der niedrigeren Wärmeleitfähigkeit von Gußeisen mit Kugelgraphit und der längeren Diffusionswege des Kohlenstoffs im Vergleich zu Gußeisen mit



Lamellengraphit spricht Gußeisen mit Kugelgraphit etwas schlechter auf das Randschichthärten an als Gußeisen mit Lamellengraphit.

Um eine gute Randschichthärtung zu erzielen, ist es nötig, daß die zu härtenden Werkstückbereiche vor dem Abschrecken möglichst schnell über den kritischen Temperaturbereich hinaus erhitzt werden. Steigende Siliciumgehalte verzögern die notwendige schnelle Temperatursteigerung von 10 auf 20 Sekunden, um eine Härte von 54 HRC zu erreichen.

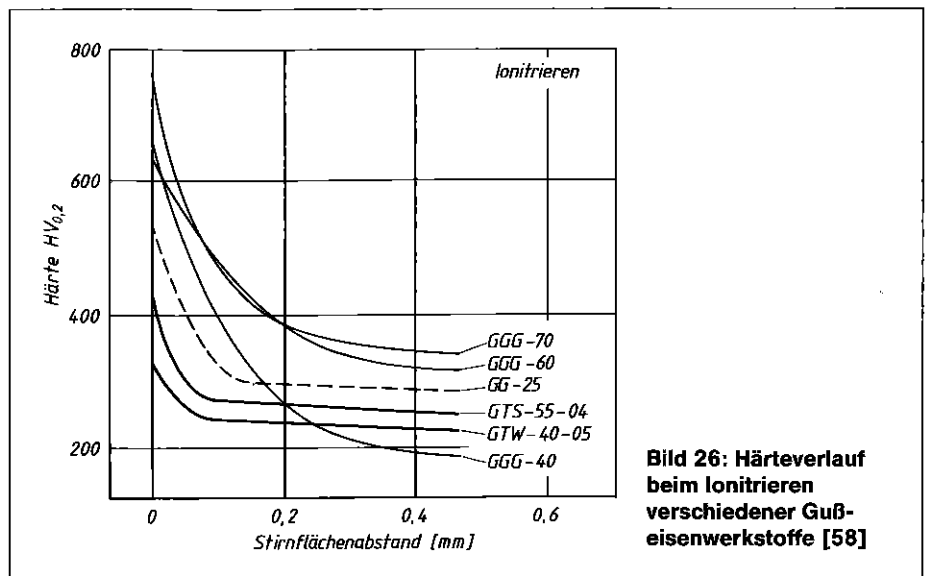
Schlechteste Härtebarkeit tritt bei hohen Ferritgehalten und niedriger Graphitkugelzahl auf, während normalisiertes Gußeisen mit Kugelgraphit sehr gut härtbar ist. Im allgemeinen gilt, daß die Ausgangshärte ein ungefährer Anhaltswert für die Härtebarkeit von Gußeisen ist [55, 56]. Falls eine höhere Härte bedeutet, daß das Gefüge weniger freien Ferrit, mehr Perlit, eine feinere Graphitbildung und feineren Perlit aufweist, sprechen Gußeisensorten mit höherer Härte besser auf das Randschichthärten an als die Sorten mit niedriger Ausgangshärte.

Bei ferritischem beziehungsweise ferritisch-perlitischem Grundgefüge wendet man deshalb zweckmäßig eine Doppel- oder Mehrstufenhärtung an. Hierbei wird die Randschicht zwei beziehungsweise mehrmals auf etwa 800°C erhitzt und zur Perlitbildung jeweils auf etwa 600°C abgekühlt. Für das endgültige Härten wird auf 840°C bis 900°C erhitzt und abgeschreckt.

Legierungselemente erhöhen zwar die Härtebarkeit, werden bei Gußeisen mit Kugelgraphit aus Kostengründen jedoch nur selten angewendet, da die bei Gußeisen mit Lamellengraphit häufig vorhandene Rißeigung bei Gußeisen mit Kugelgraphit kaum auftritt.

Mit einem kurzzeitigen Anlassen auf 200°C können eingebrachte Härtespannungen ohne nennenswerten Verlust an Härte abgebaut werden.

Eine neue Variante des Randschichthärtens ist das Umschmelzhärten, bei der mit Hilfe eines leistungsstarken Plasma-, Elektronen- oder Laserstrahls die Gußstückrandschicht örtlich angeschmolzen wird. Der als Graphit vorliegende Kohlenstoff wird dabei sehr schnell von der Schmelze gelöst. Nach einer extrem kurzen Erhitzungszeit kühlt die Randschicht so rasch ab, daß sie ledeburitisch erstarrt. Für zahlreiche Anwendungsgebiete besitzt die hierbei entstandene feinkörnige Ledeburitschicht eine höhere Verschleißbestän-



**Bild 26: Härteverlauf beim Ionitrieren verschiedener Gußeisenwerkstoffe [58]**

digkeit als martensitisch gehärtete Oberflächen.

### Thermochemische Verfahren [57]

Die thermochemischen Härteverfahren beruhen darauf, daß härtesteigernde Legierungselemente bei erhöhten Temperaturen in die Randschicht eines Werkstücks eindiffundieren. Sie bilden harte, verschleißbeständige Verbindungen mit dem Grundwerkstoff Eisen beziehungsweise mit den Begleitelementen. – Ein Einsatzhärten ist bei graphithaltigen Gußeisenwerkstoffen nicht möglich.

Beim Nitrieren – es gibt verschiedene Verfahren – diffundiert Stickstoff aus stickstoffabgebenden Mitteln bei Temperaturen um 500 bis 580°C in das Werkstück ein [58 bis 60]. Diese relativ niedrigen Temperaturen verhindern weitgehend Gefügeänderungen des Werkstoffs und beeinflussen damit die Eigenschaften im Kernbereich kaum. Daher treten maßliche Änderungen praktisch nicht auf, so daß fertig bearbeitete Teile nitriert werden können; auf eine nachträgliche mechanische Nacharbeit kann meist verzichtet werden.

Im Zeitraum von einigen Stunden bildet der eindiffundierende elementare Stickstoff eine Verbindungs- sowie eine Diffusionszone. Die Verbindungszone hat aufgrund ihrer hohen Härte von über 800 HV einen guten Verschleißwiderstand. Das gilt besonders dann, wenn andere Metalle Reibpartner sind. Die Einhärtetiefen sind, verglichen mit thermophysikalischen Verfahren, recht gering. Die Verbindungszone überschreitet selten 0,05 mm und die Diffusionszone kaum 0,8 mm.

Beim Salzbadnitrieren wird das Gußstück in einer Schmelze von Cyaniden und Cyanaten etwa 20 Stunden bei 570°C gehalten. Cyanate zerfallen an der Eisenoberfläche und setzen Stickstoff und Kohlenstoff frei. Eine spezielle Verfahrensart ist das Tenifer®-Verfahren. Hierbei befindet sich das Salzbad in Tiegeln, die mit Titan ausgekleidet sind; durch Belüften der Salzschnmelze regenerieren sich die Cyanate. Die normalen Behandlungszeiten liegen bei etwa 3 Stunden. Wegen der großen Giftigkeit der Cyanide sind besondere Sicherheitsmaßnahmen erforderlich.

Beim Ionitrieren werden die Gußstücke elektrisch isoliert in einer Atmosphäre aus Sauerstoff und Stickstoff bei 550°C einer Glimmentladung ausgesetzt; die Behandlungsdauer beträgt etwa 20 bis 50 Stunden. Den Härteverlauf beim Ionitrieren verschiedener Gußeisenwerkstoffe zeigt Bild 26.

Das Gasnitrieren in einer ammoniakhaltigen Atmosphäre bei 500 bis 550°C hat wegen der langen Behandlungszeiten von bis zu 90 Stunden kaum noch eine technische Bedeutung.

Das Pulvernitrieren ist ein ungiftiges und mit geringem Aufwand durchführbares Verfahren. Die Gußstücke werden, von stickstoffabgebenden Feststoffen umgeben, in gasdichte Blechbehälter eingepackt. Der Nachteil im Vergleich zum Salzbadnitrieren liegt im größeren Zeitaufwand.

Auch durch Zufuhr von Bor („Borieren“), Chrom („Chromieren“) oder Schwefel („Sulfonieren“) kann die Härte in der Randschicht gesteigert werden. Diese Verfahren sind ausgesprochene Sonderbehandlungen und nicht so verbreitet wie das Nitrieren.



## Schrifttum

- [1] Horstmann, D.: Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff und die Grundlagen der Wärmebehandlung der Eisen-Kohlenstoff-Legierungen. 5. Aufl., Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1985
- [2] Mayer, H.: Wärmebehandlung von Gußeisen mit Lamellen- und Kugelgraphit. Techn. Rundschau Sulzer 47 (1965) Nr. 3, S. 157
- [3] Schaum, J. H.: Trans. AFS 56 (1948), S. 265 bis 277
- [4] Vermeiden und Beseitigung von Eigenspannungen in Gußstücken aus Gußeisen mit Lamellengraphit. VDG-Merkblatt N 1, 2. Aufl. 1981
- [5] Hallett, M. M., u. P. D. Wing: Stress-Relief Heat-Treatment of Alloy Cast Iron. Foundry Trade J. 87 (1949), S. 177 bis 183
- [6] Bühler, H., u. H. G. Pfalzgraf: Untersuchungen über den Abbau von Eigenspannungen in Gußeisen und Stahl durch mechanisches Rütteln und Langzeitlagerung im Freien. VDI-Forschungsheft 494, Düsseldorf 1962
- [7] Gilbert, G. N. J.: The Relief by Heat-Treatment of Externally Applied Stresses to Cast Iron. BCIRA 3 (1950), S. 499 bis 514
- [8] Sylvester, A. W.: Graphitization of Gray Cast Iron by Heat Treatment. Trans. AFS 57 (1949), S. 51 bis 65
- [9] Ekpoom, U., u. R. W. Heine: Austenite Transformation Temperature Range in Cast Irons. Trans. AFS 86 (1978), S. 281 bis 286
- [10] Wiegand, H., u. H. Hentze: Gefügeveränderungen bei der Wärmebehandlung von Eisen-Graphit-Werkstoffen. Gießerei, Techn.-Wiss.-Beihefte 12 (1960), S. 1629 bis 1638
- [11] Timmons, G. A., u. V. A. Crosby: Foundry 69 (1941)
- [12] Allen, A. H.: Foundry 77 (1949) Nr. 2, S. 122
- [13] Gußeisen-Handbuch. Gießerei-Verlag, Düsseldorf 1963
- [14] Wagner, D., D. François, M. Hecht u. J.-M. Chevallier: La mécanique de la rupture appliquée aux fontes à graphite sphéroïdal ferritiques. Fonderie, Fondateur d'aujourd'hui, (1982) Nr. 20, S. 9 bis 16
- [15] Gerlach, H. G., O. Nickel u. K. Röhrig: Legiertes Gußeisen, Bd. 2. Gießerei-Verlag, Düsseldorf 1974
- [16] Bradshaw, J.: Einfluß einer Glühbehandlung auf Gefüge und Härte von Gußeisen mit Kugelgraphit. Foundry Trade J. 125 (1968) Nr. 2691, S. 3 bis 10
- [17] Röhrig, K., u. W. Fairhurst: Wärmebehandlung von Gußeisen mit Kugelgraphit - ZTU-Schaubilder. Gießerei-Verlag, Düsseldorf 1979
- [18] De Sy, A., u. J. van Eeghem: Untersuchung der isothermen Umwandlung des mit CuCr, NiCr und 0,5% Mo legierten Gußeisens. Gießerei 44 (1957), S. 189 bis 199
- [19] Effects of Copper in Nodular (SG) Iron. BCIRA Broadsheet 211-4, 1986
- [20] Motz, J. M.: Die Kohlenstoffauflösung im Austenit von Gußeisenlegierungen und ihre Bedeutung für die Wärmebehandlung. Gießerei, Techn.-Wiss.-Beihefte (1957) Nr. 18, S. 943 bis 953
- [21] Reynolds, C. C., u. H. F. Taylor: Legieren und Wärmebehandlung von Gußeisen mit Kugelgraphit. Trans. AFS 62 (1954), S. 181 bis 194
- [22] Charbonnier, J., u. J. C. Margerie: Nouvelle contribution à l'étude générale des microségrégations dans les alliages Fe-C du type «Fonte». Fonderie (1967) Nr. 259, S. 333 bis 344
- [23] Jolley, G., u. G. N. J. Gilbert: Segregation in nodular iron and its influence on mechanical properties. Brit. Foundrym. 60 (1967) Nr. 3, S. 79 bis 92
- [24] Taylor, H. F., u. a.: Metals Handbook, 8. ed., vol. 2. Heat-Treating, Cleaning and Finishing. Hrsg.: Americ. Soc. for Metals, Metals Park/Ohio 1964
- [25] Stirnabschreckversuch zur Prüfung der Härtebarkeit von Stählen. Stahl-Eisen-Prüfblatt 1650-61
- [26] Baruch, T. R., u. I. B. Elman: Über die Härtebarkeit von mit Kupfer legiertem Gußeisen. Foundry 91 (1963) Nr. 12, S. 106 bis 122
- [27] Reynolds, C. C., W. T. Whittington u. H. F. Taylor: Härtebarkeit von Gußeisen mit Kugelgraphit. Trans. AFS 63 (1955), S. 116 bis 122
- [28] Mayer, H., u. F. Hämmerli: Herstellung von hochwertigem Gußeisen mit Kugelgraphit. Gießerei 58 (1971) Nr. 17, S. 502 bis 508; Nr. 18, S. 525 bis 531
- [29] Scholz, W., u. M. Semchyshen: Einfluß von Mo auf die Härtebarkeit von Gußeisen mit Kugelgraphit. Mod. Cast. 53 (1968) Nr. 1, S. 65 bis 72
- [30] Gilbert, G. N. J., u. D. G. White: Mechanische Eigenschaften von Gußeisen mit Kugelgraphit mit ferritischem und angelegtem martensitischem Grundgefüge. BCIRA J. 11 (1963) Nr. 2, S. 199 bis 222
- [31] Briggs, J. Z., u. M. Krön: Molybdän in Gußeisen mit Kugelgraphit. Gieß.-Prax. (1965) Nr. 2, S. 25 bis 36; Nr. 3, S. 47 bis 53; Nr. 4, S. 72 bis 80
- [32] Gittus, J.: Iron and Steel 32 (1959), S. 559 bis 565
- [33] Kuznecov, V. N., u. N. F. Skorobogatora: Einfluß von Zusammensetzung und Wärmebehandlung auf die Schlagzähigkeit von Gußeisen mit Kugelgraphit. Russ. Cast. Prod. (1970) Nr. 5, S. 254 bis 255
- [34] Bak, C., M. Degois u. J. M. Schissler: Scanning Electron Microscope Examination of The Embrittlement of Ferritic Ductile Cast Iron. Trans. AFS 88 (1980), S. 301 bis 312
- [35] Voigt, R. C., u. C. R. Loper jr.: Secondary Graphitization in Quenched and Tempered Ductile Cast Iron. Trans. AFS 90 (1982), S. 239 bis 255
- [36] Rundman, K. B., u. T. N. Rouns: On the Effects of Molybdenum on the Kinetics of Secondary Graphitization in Quenched and Tempered Ductile Irons. Trans. AFS 90 (1982), S. 487 bis 497
- [37] Askeland, D. R., u. F. Farinez: Factors Affecting the Formation of Secondary
- [38] Dorazil, E., u. E. Münsterova: Durchvergtbarkeit von legiertem Gußeisen mit Kugelgraphit bei Zwischenstufenvergütung. Gieß.-Forsch. 29 (1977) Nr. 4, S. 147 bis 151
- [39] Johansson, M.: Austenitic-Bainitic Ductile Iron. Trans. AFS 85 (1977), S. 117 bis 122
- [40] Dodd, J.: Zwischenstufenvergütung von Gußeisen mit Kugelgraphit. Gießerei 65 (1978) Nr. 4, S. 73 bis 80
- [41] Dorazil, E., B. Barta, L. Stransky, E. Münsterova u. A. Huvar: Einfluß der Wärmebehandlungsbedingungen und der chemischen Zusammensetzung auf die mechanischen Eigenschaften von niedriglegiertem zwischenstufenvergütetem Gußeisen mit Kugelgraphit. Gießerei-Praxis (1982) Nr. 19, S. 303 bis 310
- [42] Hauke, W., u. K. Hornung: Isothermisches Umwandeln von Gußeisen mit Kugelgraphit in der Bainitstufe. Härte-reitechnische Mitteilungen 38 (1983), S. 72 bis 77
- [43] Röhrig, K.: Zwischenstufenvergütetes Gußeisen mit Kugelgraphit. Z. konstruieren + gießen 3 (1978) Nr. 2, S. 3 bis 6
- [44] Motz, J. M., u. E. Kress: Bainitisch-austenitisches Gußeisen mit Kugelgraphit hochfest und verschleißbeständig. Z. konstruieren + gießen 10 (1985) Nr. 2, S. 4 bis 11
- [45] Dorazil, E., B. Barta u. E. Münsterova: Mechanische Eigenschaften von zwischenstufenvergütetem unlegiertem Gußeisen mit Kugelgraphit. Gieß.-Techn. 19 (1973) Nr. 3, S. 79 bis 83
- [46] Rezk, A. Sh., J. Fargues u. S. Parent-Simonin: Fontes bainitiques traitées par trempe étagée. Fonderie, Fondateur d'aujourd'hui (1966) Nr. 56, S. 13 bis 25
- [47] Gagne, M.: The Influence of Manganese and Silicon on the Microstructure and Tensile Properties of Austempered Ductile Iron. Trans. AFS 93 (1985), S. 801 bis 812
- [48] Moore, D. J., T. N. Rouns u. K. B. Rundman: Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron. Trans. AFS 93 (1985), S. 705 bis 718, u. Trans. AFS 94 (1986), S. 48

- [49] Dorazil, E., B. Barta, E. Münsterova, L. Stransky u. A. Huvar: High-Strength Bainitic Ductile Cast Iron. AFS International Cast Metals J. 7 (1982) Nr. 2, S. 52 bis 62
- [50] Schmidt, J., u. A. Schuchert: Gleitverschleiß von zwischenstufenvergütetem Gußeisen mit Kugelgraphit. Z. Metallkunde 78 (1987) Nr. 12, S. 871 bis 875
- [51] Amende, W.: Randschichthärten von Gußeisen mit dem Laserstrahl. Z. konstruieren + gießen 17 (1992) 1, S. 31 bis 36
- [52] Amende, W.: Die schmelzmetallurgische Randschichtbehandlung von Gußeisenwerkstoffen mit dem Laserstrahl. Z. konstruieren + gießen 20 (1995) 4, S. 26 bis 32
- [53] Gasser, A., E. W. Kreuz u. K. Wissenbach: Umschmelzhärten von Gußeisenwerkstoffen mit dem Laserstrahl. Z. konstruieren + gießen 14 (1989) Nr. 2
- [54] Meyer-Kobbe, C.: Lampenstrahlen – ein neues Fertigungsverfahren zum Umschmelzhärten von Gußeisenwerkstoffen. Z. konstruieren + gießen 17 (1992) 1, S. 17 bis 22
- [55] Herfurth, K., u. S. Scherkus: Beitrag zum Vergüten von Gußeisen mit Kugelgraphit. Gieß.-Techn. 15 (1969) Nr. 10, S. 338 bis 343
- [56] Heat Treatment of Ductile Iron Castings. Foundry 99 (1971) Nr. 9, S. 60 bis 63; Nr. 10, S. 78 bis 81
- [57] Motz, J. M.: Thermochemisches Randschichthärten. In: Gußeisen mit Kugelgraphit. Hrsg.: Zentrale für Gußverwendung, Düsseldorf 1988, S. 18
- [58] Keller, K.: Ionitrierung von Gußeisenwerkstoffen. HTM 25 (1970) 2, S. 106
- [59] Keller, K.: Schichtaufbau glimmitrierter Eisenwerkstoffe. HTM 26 (1971) 2, S. 120
- [60] Sturm, G.: Nitrieren von Gußeisenwerkstoffen. Z. konstruieren + gießen 1 (1976) Nr. 1, S. 26 bis 32

#### Übersicht der wichtigsten Wärmebehandlungsverfahren für Bauteile aus Gußeisen mit Lamellen- oder Kugelgraphit

Wärmebehandlungsverfahren	Angestrebtes Ziel	Gußeisensorte	Temperatur	Zeit <sup>1)</sup>	Abkühlen
Spannungsarmglühen	Beseitigen von Spannungen	unlegiert niedriglegiert hochlegiert	500 bis 550 °C 560 bis 600 °C 600 bis 650 °C	1 h + 1 h je 25 mm Wanddicke	Ofenabkühlung 40 K/h bis 300 °C (bis 100 °C für komplizierte Teile)
Weichglühen bei niedriger Temperatur (Ferritisieren, Graphitisieren)	Ferritisches Gefüge, Erreichen bester Zerspanbarkeit	unlegiert und niedriglegiert	700 bis 760 °C	45 min bis 1 h je 25 mm Wanddicke	Ofenabkühlung 55 K/h zwischen 540 und 300 °C
Weichglühen bei mittlerer Temperatur (Ferritisieren, Graphitisieren)	Ferritisches Gefüge, Erreichen bester Zerspanbarkeit	legiertes Gußeisen und solche Sorten, die für das Glühen bei niedriger Temperatur nicht geeignet sind	790 bis 900 °C	> 45 min je 25 mm Wanddicke	Ofenabkühlung von Glüh Temperatur bis 300 °C
Weichglühen bei hoher Temperatur (Ferritisieren, Graphitisieren)	Ferritisches Gefüge, Erreichen bester Zerspanbarkeit	meliertes oder weißes Gußeisen	900 bis 955 °C	1 bis 3 h + 1 h je 25 mm Wanddicke	Ofenabkühlung von Glüh Temperatur bis 300 °C
Weichglühen bei hoher Temperatur	Beseitigen von Carbideinschlüssen unter Beibehaltung maximaler Festigkeit und Härte	meliertes oder weißes Gußeisen	900 bis 955 °C	1 bis 3 h + 1 h je 25 mm Wanddicke <sup>2)</sup>	Luftabkühlung bis 540 °C, dann Ofenabkühlung bis 300 °C
Perlitglühen (Perlitisieren)	Perlitisches Gefüge	alle Sorten	850 bis 955 °C	1 bis 3 h + 1 h je 25 mm Wanddicke	Luftabkühlung bis 540 °C, dann Ofenabkühlung bis 300 °C
Härten	Martensitisches Gefüge höchster Härte	alle Sorten	800 bis 950 °C	1 h + 1 h je 25 mm Wanddicke	Luft- oder Flüssigkeitsabschreckung auf < 200 °C
Vergüten (Härten mit nachfolgendem Anlassen)	Vermindern der Sprödigkeit des Martensits	alle Sorten	150 bis 650 °C	1 h je 25 mm Wanddicke	Luft- oder Ofenabkühlung
Zwischenstufenvergüten	Bainitisches Gefüge (Zwischenstufengefüge)	unlegiert und niedriglegiert	850 bis 950 °C	1 h + 1 h je 25 mm Wanddicke	Luft- oder Flüssigkeitsabschreckung auf 230 bis 400 °C, 1,5 bis 4 h Halten

<sup>1)</sup> Kürzere Zeiten lassen sich bei Glühöfen mit Strahlungsbeheizung erreichen.

<sup>2)</sup> Die Carbide können häufig bereits in kürzerer Zeit abgebaut werden.