



Leseprobe

Handbuch Wärmebehandeln und Beschichten

Herausgegeben von Günter Spur
Mitherausgeber Hans-Werner Zoch

ISBN (Buch): 978-3-446-42779-2

ISBN (E-Book): 978-3-446-43003-7

Weitere Informationen oder Bestellungen unter

<http://www.hanser-fachbuch.de/978-3-446-42779-2>

sowie im Buchhandel.

medium verdampft bzw. dissoziiert. Die Flüssigkeit dient zur Verbesserung der Förderbarkeit und Injektion der Pulver in den Prozess. Vorteile ergeben sich insbesondere bei sehr feinen und schlecht fließfähigen Fraktionen. Obwohl nur wenige technische Anwendungen für suspensionsgespritzte Schichten bestehen, erfährt die Technologie einen stetig steigenden Zuspruch. Hauptanwendungsgebiet ist die Verarbeitung nanoskaliger Partikel mittels Plasmaspritzen. Möglich ist aber auch die Verarbeitung mittels Flammspritztechnik. Die Verfahrensvariante unter Einsatz eines HVOF-Brenners wird in der Literatur als HVSFS (High Velocity Suspension Flame Spraying) bezeichnet (Killingner et al. 2006).

4.3.1.6 Thermische Spritzverfahren

4.3.1.6.1 Drahtflammspritzen

Das Drahtflammspritzen (Abb. 4.33) zählt zu den ersten erfolgreich in der Industrie eingesetzten Spritzverfahren und zeichnet sich dadurch aus, dass nahezu jeder Werkstoff, der in Drahtform bereitgestellt werden kann, verarbeitbar ist. In den meisten Fällen kommen Massiv- oder Fülldrähte zum Einsatz. Materialien geringer Duktilität lassen sich in Form von Schnüren oder Stäben verarbeiten (DIN EN ISO 14919). Gebräuchliche Drahtdurchmesser liegen im Bereich zwischen 1 mm und 3,2 mm. Da die Zuführung der Prozessenergie durch eine Flamme erfolgt, müssen die zu verarbeitenden Materialien nicht wie beim Lichtbogenspritzen elektrisch leitfähig sein. In Abhängigkeit vom verwendeten Prozessgas und dem Brenngas-Sauerstoff-Verhältnis werden Flammentemperaturen bis 3.160 °C (bei Acetylen-Sauerstoff) erreicht. Als Prozessgase dienen Acetylen, Propan, Ethen, Methan, Erdgas, Wasserstoff und Sauerstoff. Die Zerstäubung des kontinuierlich von der Drahtspitze abschmelzenden Materials wird durch das sogenannte Zerstäubergas (in der Regel Druckluft) unterstützt. Um die Oxidation des Spritzzusatzes und der Bauteiloberfläche zu minimieren, können inerte Gase, wie Argon oder Stickstoff, genutzt werden. Auf Grund der Brennerkonstruktion dient das Zerstäubergas auch der Kühlung thermisch belasteter

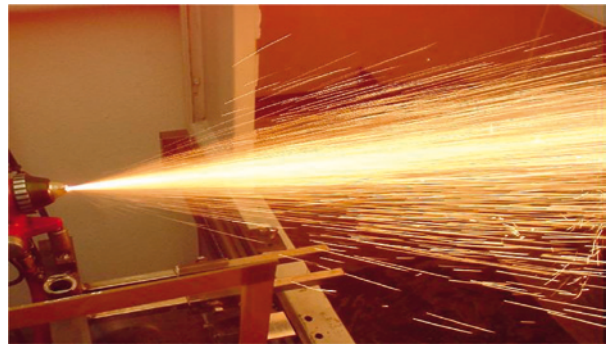


Abb. 4.34: Drahtflammspritzen von AISI-316L Massivdraht

Düsenkomponenten (luftgekühlte Systeme). Der Draht wird axial in den Flambereich injiziert. Die Drahtvorschubgeschwindigkeit sollte so eingestellt werden, dass der Draht homogen, d. h. ortstabil und mit einer sich verjüngenden Drahtspitze, abschmilzt. Sowohl zu hohe, als auch zu niedrige Vorschubgeschwindigkeiten wirken sich negativ auf die Prozessstabilität aus. Die maximale Abschmelzleistung konventioneller Drahtflammspritzbrenner wird in der Literatur mit bis zu 8 kg/h angegeben (Gärtner et al. 2007). Die Partikel erreichen maximale Partikelgeschwindigkeiten von ca. 200 m/s (Rupprecht et al. 2006). Abbildung 4.34 und 4.35 zeigen eine Aufnahme des Spritzprozesses und eine typische Drahtflammspritzschicht aus AISI-316L.

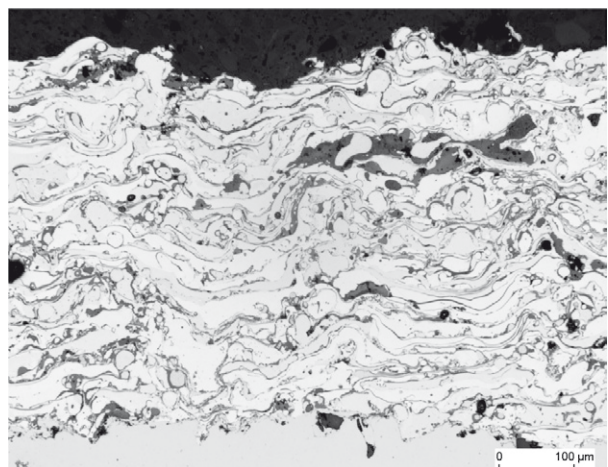


Abb. 4.35: Querschliff einer drahtflammspritzten AISI-316L-Schicht

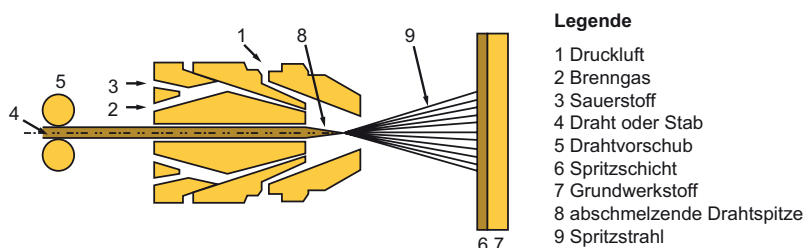


Abb. 4.33: Schematische Darstellung des Drahtflammspritzens (DIN EN 657)

4.3.1.6.2 Pulverflammspritzen

Beim Pulverflammspritzen (Abb. 4.36) wird der pulverförmige Spritzzusatz axial in die Flamme injiziert, komplett oder partiell aufgeschmolzen und durch die expandierenden Verbrennungsgase bzw. die Gasströmung zum Bauteil beschleunigt. Die meisten marktgängigen Systeme sind als Handbrenner ausgelegt und verfügen über einen aufgesetzten Pulvervorratsbehälter (Abb. 4.37). Im Unterschied zum Drahtflammspritzen, bei dem die Spritzpartikel durch das Abschmelzen des Drahtes entstehen, liegen beim Pulverflammspritzen definierte Partikel vor, welche die Ausbildung homogener Schichtstrukturen begünstigen. Da die Pulverpartikel weniger stark überhitzen als beim Drahtflammspritzen, können Schichten mit geringeren Oxidgehalten erzeugt werden (Abb. 4.38). Als wichtige Verfahrensvariante ist das Pulverflammspritzen von Kunststoffen zu nennen. Es ermöglicht die Verarbeitung aller gängigen Thermoplaste. Eine typische Anwendung ist die Herstellung flüssigkeitsdichter Korrosionsschutzschichten (Wielage et al. 2007).

4.3.1.6.3 Hochgeschwindigkeitsflammspritzen

Beim Hochgeschwindigkeitsflammspritzen werden sowohl gasförmige als auch flüssige Brennstoffe wie Propan, Ethen, Wasserstoff, Acetylen, Kerosin, Ethanol oder Petroleum Verwendung eingesetzt (Kreye et al. 2003). Die entsprechenden Brennerschemata sind in den Abbildungen 4.39 und 4.40 dargestellt. HVOF-Systeme (High Velocity Oxygen Fuel) lösten Anfang der 1980er Jahre das Detonationsspritzen weitestgehend ab, welches bis dahin das einzige in der Industrie eingesetzte hochkinetische Beschichtungsverfahren darstellte. Im Unterschied zum Detonationsspritzen arbeiten HVOF-Brenner mit einer kontinuierlichen Verbrennung der Prozessmedien in einer Brennkammer bzw. einer Düse. Auf Grund der hohen Ausströmgeschwindigkeiten der Reaktionsprodukte werden die in den Heißgasstrahl injizierten Pulverpartikel stark beschleunigt und führen zu Resultaten, die mit detonationsgespritzten Schichten vergleichbar sind. Gegenüber konventionellen Flammspritzschichten weisen sie

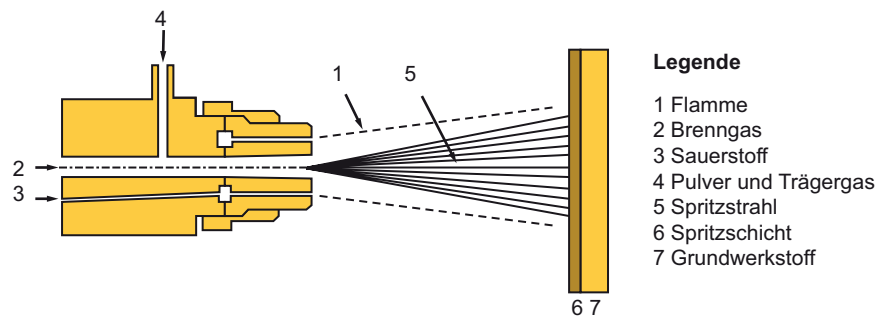


Abb. 4.36: Schematische Darstellung des Pulverflammspritzens (DIN EN 657)



Abb. 4.37: Pulverflammspritzen von Hand

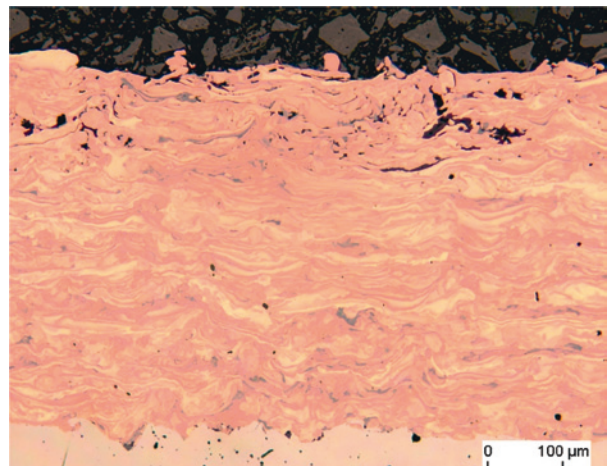
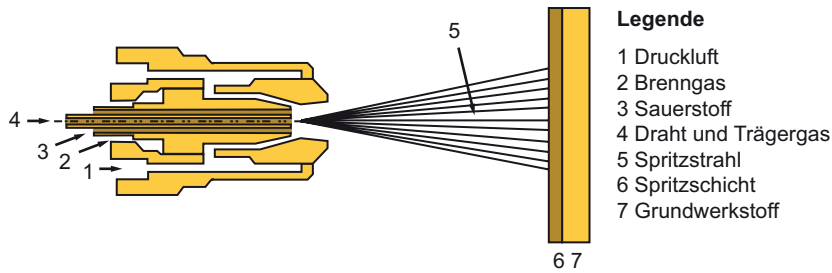
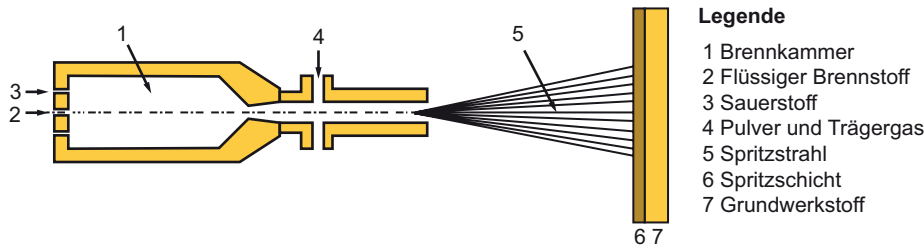


Abb. 4.38: Querschliff einer pulverflammspritzten Kupferschicht

**Legende**

- 1 Druckluft
- 2 Brenngas
- 3 Sauerstoff
- 4 Draht und Trägergas
- 5 Spritzstrahl
- 6 Spritzschicht
- 7 Grundwerkstoff

Abb. 4.39: Schematische Darstellung des HVOF-Verfahrens für gasförmige Brennstoffe nach DIN EN 657

**Legende**

- 1 Brennkammer
- 2 Flüssiger Brennstoff
- 3 Sauerstoff
- 4 Pulver und Trägergas
- 5 Spritzstrahl
- 6 Spritzschicht
- 7 Grundwerkstoff

Abb. 4.40: Schematische Darstellung des HVOF-Verfahrens für flüssige Brennstoffe nach DIN EN 657

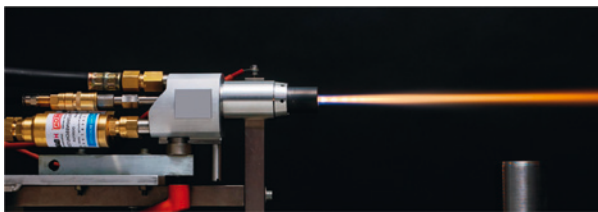


Abb. 4.41: HVOF-Freistrahls eines gasbetriebenen, luftgekühlten Brenners mit Pulver (WC/Co 88/12)

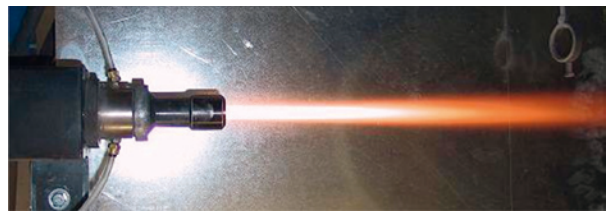


Abb. 4.42: HVOF-Freistrahls eines Kerosinbrenners mit Pulver (WC/Co 88/12)

deutlich verringerte Porositäten, hohe Haftzugfestigkeiten und geringe Oberflächenrauheiten auf. Die am Markt verfügbaren Systeme zeigen im Prozess charakteristische Freistrahlsbilder (Abb. 4.41 und 4.42) mit ausgeprägten Verdichtungsstößen, den sogenannten Schockknoten. Diese sind ein Indikator für Überschallbedingungen, deuten aber auch auf den unangepassten Auslegungszustand klassischer Düsen hin. Auf Grund der kurzen Verweilzeit

der Partikel im Heißgasbereich erfolgt ein geringer thermischer Energieeintrag. Dadurch lassen sich Zusatzwerkstoffe weitestgehend ohne Phasenumwandlung oder komplettes Aufschmelzen und mit geringer Oxidation verarbeiten (Wank et al. 2006). Diese Prozesscharakteristik prädestiniert das Verfahren für die Verarbeitung von Cermets (Brandt 2004). Eine typische Spritzschicht vom Typ WC/Co 88/12 ist in den Abbildungen 4.43 und 4.44 dargestellt.

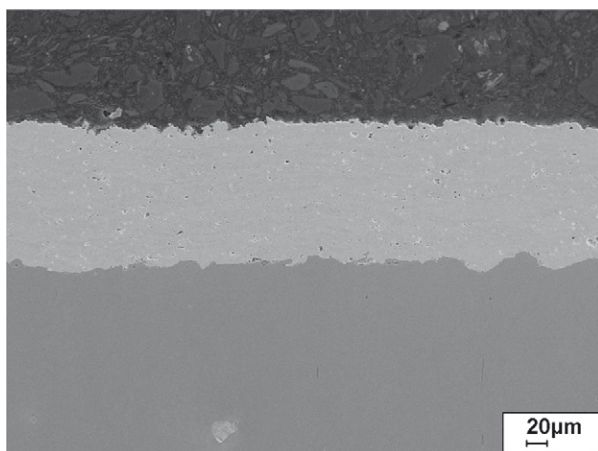


Abb. 4.43: REM-Aufnahme des Querschliffes einer HVOF-Spritzschicht aus WC/Co 88/12

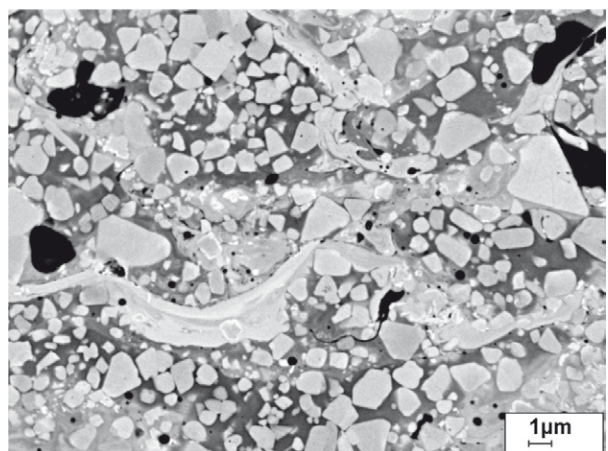


Abb. 4.44: Querschliff einer HVOF-Spritzschicht aus WC/Co 88/12 bei 5000facher Vergrößerung

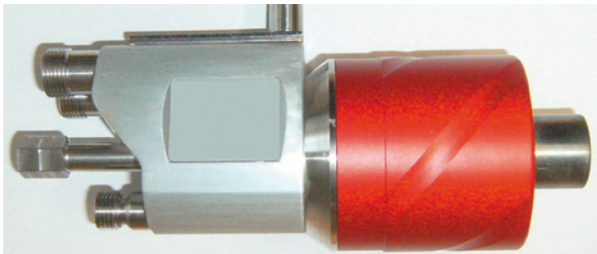


Abb. 4.45: HVOF-Brenner für das Spritzen mit drallstabilisiertem Hüllgasstrom



Abb. 4.46: Freistrahlgemietrie des Brenners aus Abbildung 4.41 bei hoher Prozessleistung

Neueste Entwicklungen im Bereich der HVOF-Brennertechnik (Abb. 4.45 und 4.46) ermöglichen deutlich erhöhte Prozessleistungen bei luftgekühlten HVOF-Brennersystemen. Dazu wird das verwendete Kühl- bzw. Mantelgas verdreht und durch eine laval förmige Expansionsdüse geführt. Das verdrehte Hüllgas führt zu einer Fokussierung und Stabilisierung des Freistrahls (Wielage et al. 2010).

4.3.1.6.4 Hochgeschwindigkeitsdrahtflammspritzen

Im Gegensatz zur Entwicklung des Hochgeschwindigkeitsflammspritzens von Pulvern (HVOF) wurden für das Drahtflammspritzen mit Überschallgasströmungen zunächst keine speziellen Brennertypen entwickelt. Vielmehr wurden hohe Gasdurchflussmengen in Kombination mit klassischen, leicht modifizierten Düsenkonfigurationen zum Einstellen der gewünschten Prozessbedingungen genutzt. Diese sollen zur Abscheidung sehr dichter Schichten mit geringer Oberflächenrauheit und hoher Haftfestigkeit bei gleichzeitig erhöhten Abschmelzleistungen bis ca. 15 kg/h führen (Gärtner et al. 2007, Wilden et al. 2000).

Als charakterisierende Verfahrensmerkmale für Hochgeschwindigkeitsspritzprozesse gelten allgemein das Vorherrschen einer Überschallgasströmung und hohe Partikelgeschwindigkeiten. Konventionelle Drahtspritzbrenner mit konvergenter Düse, die mit hohen Gasflüssen betrieben werden, erreichen in der Regel durchschnittliche Partikelgeschwindigkeiten < 250 m/s. Nur durch eine

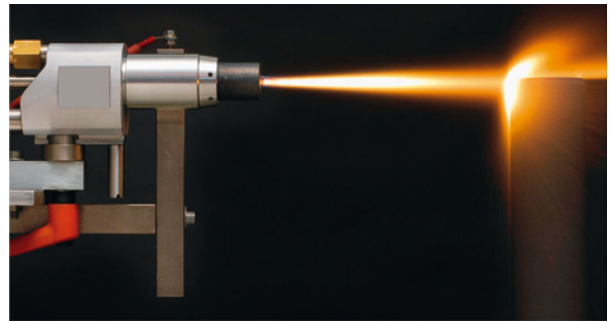


Abb. 4.47: Hochgeschwindigkeitsdrahtflammspritzen von AISI-316L

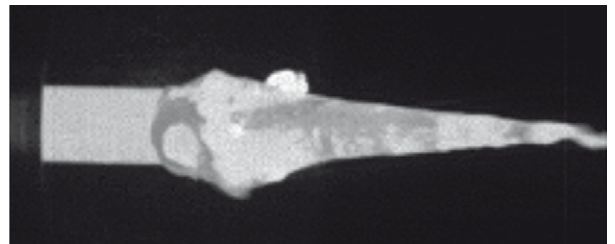


Abb. 4.48: Hochgeschwindigkeitsaufnahme einer abschmelzenden Drahtspitze

angepasste konvergent divergente Düsenkontur sind auf Grund der deutlich höheren Gasgeschwindigkeiten Partikelgeschwindigkeiten > 350 m/s möglich. Ein moderner Brenner mit konvergent divergenter Düse ist in der Abbildung 4.47 dargestellt. Das charakteristische Abschmelzverhalten eines Massivdrahtes zeigt die Abbildung 4.48. Bei optimierten Prozessbedingungen können mit dem Verfahren Schichten sehr hoher Qualität hergestellt werden (Abb. 4.49 und 4.50) (Rupprecht et al. 2008).

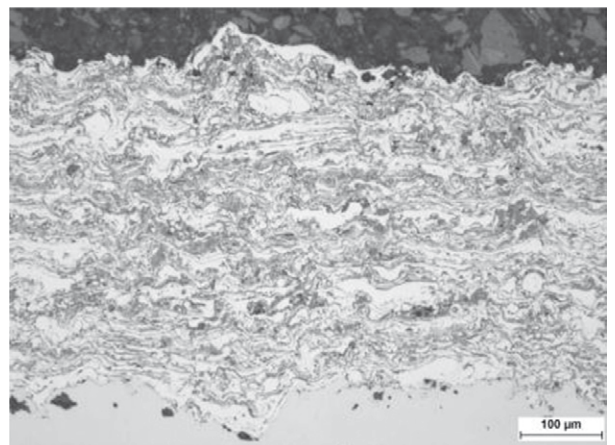


Abb. 4.49: Querschliff einer hochgeschwindigkeitsdrahtflammspritzten AISI-316L-Schicht

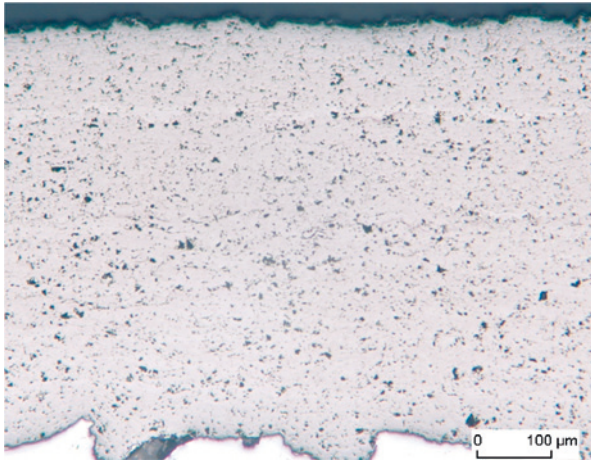


Abb. 4.50: Querschliff einer hochgeschwindigkeitsdrahtflammspritzten Molybdänschicht

Das Hochgeschwindigkeitsdrahtflammspritzen wird auch als HVOF-Drahtspritzen, HVCW-Verfahren (High Velocity Combustion Wire) oder HVWFS (High Velocity Wire Flame Spraying) bezeichnet. Im Gegensatz zum HVOF-Pulverspritzen mit flüssigem Brennstoff werden beim industriellen Einsatz des Drahtspritzverfahrens nur gasförmige Brennstoffe verwendet.

4.3.1.6.5 Lichtbogendrahtspritzen

Das Lichtbogendrahtspritzverfahren basiert auf einem Patent von M. U. Schoop und wurde im Jahr 1917 erstmals mit einem industrietauglichen Brenner umgesetzt. Dabei werden zwei unter Spannung stehende artgleiche oder -fremde Spritzdrähte zusammengeführt. Der zwischen den Drähten gezündete Lichtbogen schmilzt das Material kontinuierlich ab. Die entstehende Schmelze wird durch das zentrisch injizierte Gas (in der Regel Druckluft) zerstäubt und auf das Bauteil geschleudert (Abb. 4.51) (Wiehage et al. 2007; Lugscheider, Bach 2002). Damals wie heute zeichnet sich die Technologie durch eine preiswerte und robuste Anlagentechnik aus. Zum Betrieb eines Lichtbogenspritzsystems sind neben einer elektrischen Stromversorgung und einer Druckluftanbindung (abgesehen von arbeitsschutztechnischen Einrichtungen) keine weiteren Anlagenkomponenten notwendig. Aus diesem

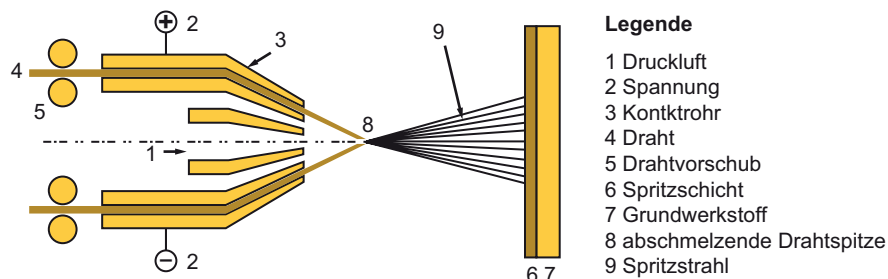


Abb. 4.51: Schematische Darstellung des Lichtbogendrahtspritzens nach DIN EN 657

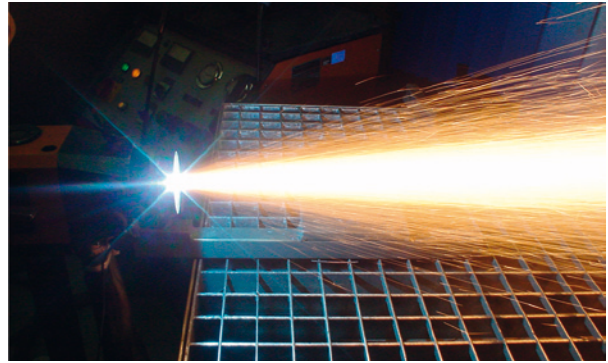


Abb. 4.52: Lichtbogendrahtspritzen von AISI-316L-Massivdraht

Grund wird das Verfahren häufig mobil, auf Baustellen und durch kleinere Betriebe zur Erstbeschichtung und Instandsetzung verwendet. Als Besonderheit des Verfahrens sind die vielfältigen Möglichkeiten zur Herstellung von hochlegierten Schichten zu nennen. Dazu eignen sich einerseits Fülldrähte und andererseits der Einsatz zweier artfremder Drähte. Auf diesem Weg können auch Pseudolegierungen abgeschieden werden.

Das charakteristische Freistrahlbild beim Lichtbogenspritzen ist in der Abbildung 4.52 dargestellt. Eine Spritzschicht aus AISI-316L-Massivdraht zeigt die Abbildung 4.53. Moderne Verfahrensvarianten nutzen inerte

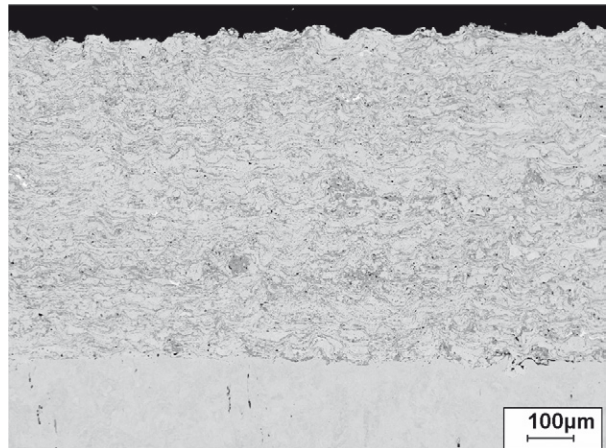


Abb. 4.53: Querschliff einer lichtbogendrahtgespritzten AISI-316L-Schicht

Zerstäubergase oder Schutzgaslocken (Schutzgaslichtbogenspritzen), um die Oxidation des Werkstoffes zu minimieren. Durch den Einsatz moderner Inverterstromquellen werden stabilere Prozessbedingungen, d.h. weniger starke Lichtbogenfluktuationen, erreicht. Weitere Möglichkeiten zur Verbesserung der Schichtqualität sind der Einsatz von brennstoffhaltigen Zerstäubergasen und hohen Gasströmungsgeschwindigkeiten (Hochgeschwindigkeitslichtbogenspritzen). Elektrisch nichtleitende Werkstoffe können dem konventionellen Prozess als zusätzlicher, sogenannter „Kaltdraht“ zugeführt werden.

4.3.1.6.6 Plasmaspritzen

Die Nutzung eines Plasmafreistrahls für das Thermische Spritzen geht auf Entwicklungen von Rudolf Reinecke aus den 1940er Jahren zurück. Durch die Anwendung von plasmagespritzten Wärmedämmschichten in der Luftfahrt erfuhr die Technologie seit den 1960er Jahren einen deutlichen Aufschwung. Auf Grund der hohen Plasmatemperaturen bis > 20.000 °C ist es möglich, hochschmelzende Werkstoffe wie beispielsweise Keramiken zu verarbeiten. Dazu wird der Zusatzwerkstoff in der Regel radial in den aus dem Brenner austretenden Freistrahlinjiziert

(Lugscheider, Bach 2002). Der Brenneraufbau eines Einkathodenbrenners geht aus den Abbildungen 4.54 und 4.55 hervor. Die Abbildung 4.56 zeigt eine typische oxidkeramische APS-Spritzschicht. Moderne Brennersysteme verfügen über vier Elektroden. Diese ermöglichen hohe Prozessleistungen bis zu 70 kW und die Ausbildung eines stabilen Lichtbogens (geringe Fluktuationen). Die Verwendung von vier Elektroden (eine Anode + drei Kathoden oder drei Anoden und eine Kathode) erleichtert die radiale Injektion des Zusatzwerkstoffes in das Zentrum des Freistrahls. Multi-Elektrodenpaar-APS-Systeme (drei Kathoden + drei Anoden) verfügen über eine axiale Pulverinjektion (Bach et al. 2005). Neben Plasmaspritzsystemen, die an der Atmosphäre betrieben werden (APS), existieren auch Verfahrensvarianten im Vakuum (VPS) bzw. bei Niederdruck (LPPS) und in Schutzgasatmosphäre. Diese Systeme schützen den Werkstoff vor Oxidation und ermöglichen die Herstellung verunreinigungsfreier Schichten.

4.3.1.6.7 Kaltgasspritzen

Aus dem klassischen HVOF-Verfahren entwickelte sich in den 1990er Jahren eine Verfahrensvariante mit deut-

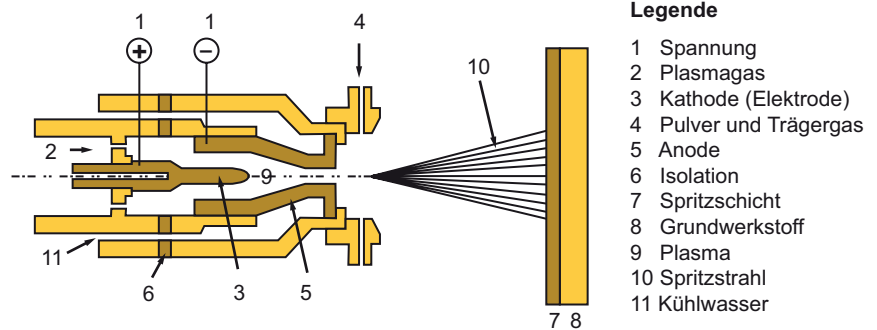


Abb. 4.54: Schematische Darstellung des Plasmaspritzens nach DIN EN 657



Abb. 4.55: Plasmaspritzbrenner vom Typ F6

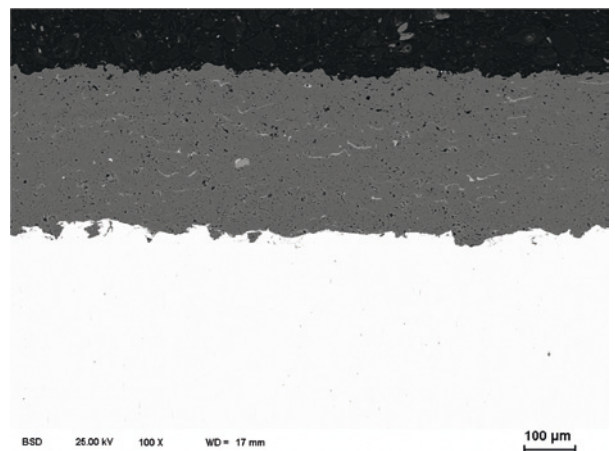
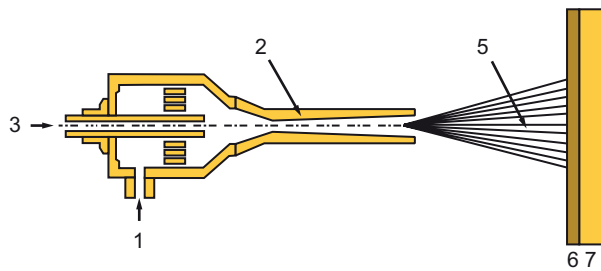


Abb. 4.56: Querschliff einer plasmagespritzten $Al_2O_3-TiO_2$ -Schicht

**Legende**

- 1 Prozessgas
- 2 De-Laval-Düse
- 3 Pulver und Trägergas
- 5 Spritzstrahl
- 6 Spritzschicht
- 7 Grundwerkstoff

Abb. 4.57: Schematische Darstellung des Kaltgasspritzens nach DIN EN 657

lich niedrigeren Partikeltemperaturen, das sogenannte Kaltgasspritzen. Dabei werden die Spritzpartikel fast ausschließlich mit kinetischer Energie beaufschlagt und haften durch mikrostrukturelle Verschweißungen mit der Oberfläche (Kreye et al. 2003). Das 1986 von Anatoli Papyrin patentierte Verfahren basiert in gewisser Weise auf den ersten Beobachtungen von Max Schoop, der sich das Verschweißen von Bleikugeln auf einem Jagdschießstand zum Vorbild für die Entwicklung der Spritztechnik machte (Kretschmar 1970). Die relativ einfach aufgebaute Brennertechnik (Abb. 4.57) ist gekennzeichnet durch eine konvergent-divergente Düse (De-Laval-Düse) und eine axiale Pulverinjektion. Das eingesetzte Prozessgas (Stickstoff oder Helium) wird vorgeheizt, um einerseits bei der Entspannung nicht zu stark abzukühlen (Vereisen der Anlage) und andererseits den Auftragwirkungsgrad zu erhöhen. Untersuchungen haben gezeigt, dass für erwärmte Spritzpartikel niedrigere, zum „Kaltverschweißen“ notwendige Partikelgeschwindigkeiten erforderlich sind als für kalte Partikel. Die Abbildung 4.58 zeigt den Beschichtungsvorgang zum Aufbringen einer Aluminiumhaftvermittlerschicht für das nachfolgende Spritzen einer Leiterstruktur aus Kupfer. Das finale Beschichtungsergebnis ist in der Abbildung 4.59 dargestellt.

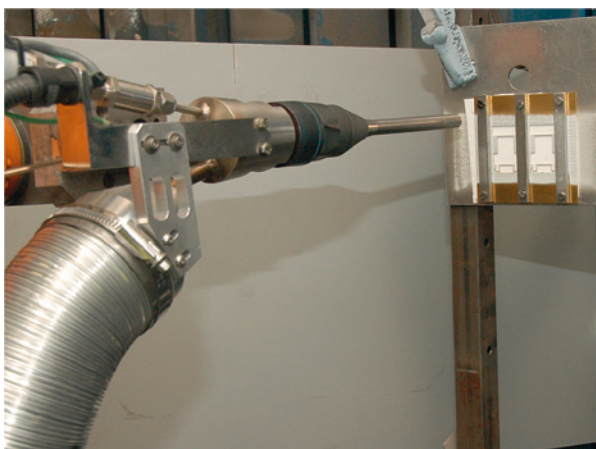


Abb. 4.58: Kaltgasspritzen von Aluminium

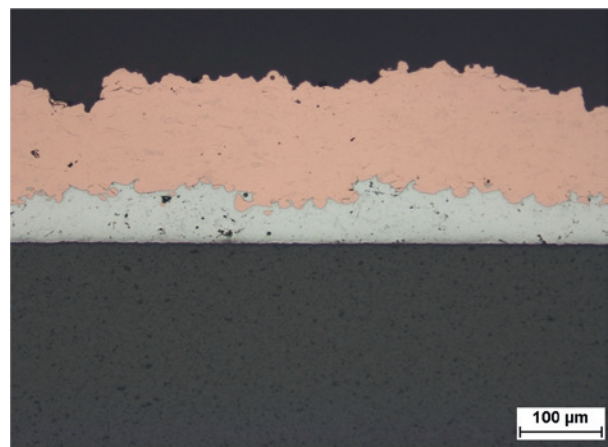


Abb. 4.59: Querschliff einer kaltgasspritzten Cu-Schicht mit Al-Zwischenlage

4.3.1.6.8 Weitere Spritzverfahren

Neben den bereits genannten, sehr verbreiteten Spritzverfahren existieren eine Reihe weiterer Technologien, die für Sonderanwendungen oder nur relativ selten eingesetzt werden. Die wichtigsten dieser Technologien sind nachfolgend kurz zusammengefasst (Kretschmar 1970; Wielage et al. 2007).

Schmelzbadspritzen

Beim Schmelzbadspritzen wird der Zusatzwerkstoff in einem Tiegel aufgeschmolzen, durch ein Rohrsystem geführt, von einem vorgeheizten Trägergas mitgerissen und auf das Bauteil geschleudert.

Detonationsspritzen

Das Detonationsspritzen oder auch Flammshockspritzen genannte Verfahren arbeitet mit einer diskontinuierlichen Verbrennung eines Brenngas-Sauerstoff-Gemisches. Die Zündung erfolgt in Intervallen, wobei bei jeder Zündung eine definierte Pulvermenge im Expansionsrohr beschleunigt und aufgeheizt wird (Abb. 4.60). Wie beim HVOF-Spritzen werden die Partikel nur unvollständig aufgeschmolzen. Auf Grund der enormen und niederfre-

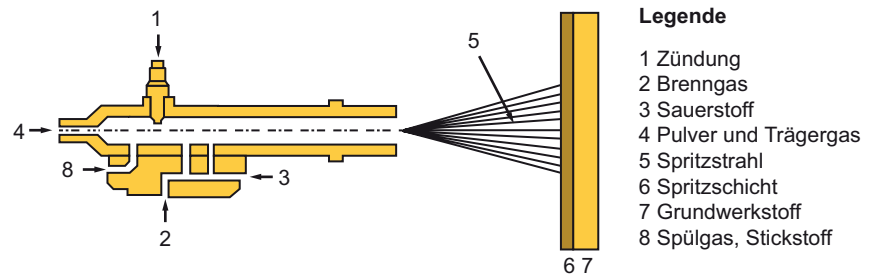


Abb. 4.60: Schematische Darstellung des Detonationsspritzens nach DIN EN 657

quenten Geräuschemission erfordert das Verfahren Lärm-schutzmaßnahmen, die über jene beim HVOF-Spritzen hinausgehen.

Induktionsplasmaspritzen

Das Induktionsplasmaspritzen ist ein Sonderfall des Plasmaspritzens, wobei die Energiezufuhr bzw. Plasmaerzeugung durch induktive Einkopplung erfolgt. Da für die Plasmaerzeugung keine Elektroden benötigt werden, können Plasmen mit hoher Reinheit generiert werden. Die Zuführung der Prozessgase und des Pulverträgergases erfolgt axial in ein von der Induktionsspule umgebenes Rohr.

Induktionsspritzen

Beim Induktionsspritzen wird ein axial injizierter, drahtförmiger Zusatzwerkstoff induktiv erwärmt und aufgeschmolzen. Zur Erhöhung der Feldstärke im Bereich der Drahtspitze wird die Spule um einen Konzentrator geführt. Der kinetische Energieeintrag in den Prozess erfolgt ähnlich dem Drahtflamspritzen mit Hilfe eines Zerstäubergases.

Laserspritzen

Das Prinzip des Laserspritzens geht aus der Abbildung 4.61 hervor und erinnert an das Laserauftrag-

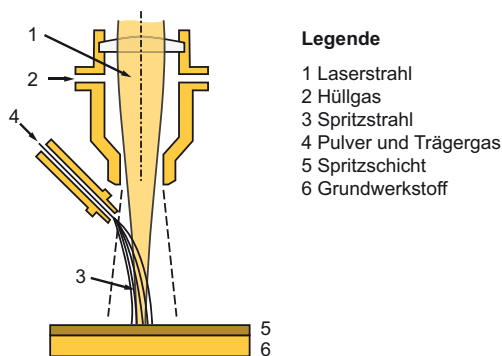


Abb. 4.61: Schematische Darstellung des Laserspritzens nach DIN EN 657

schweißen. Der Laser dient der Erwärmung des radial in den Hüllgasstrahl injizierten Pulvers und des Substrats. Auf Grund der Prozesscharakteristik ist die Abschmelzleistung dieses Verfahrens relativ gering.

Verfahren zum Innenbeschichten

Verfahrensvarianten für das Innenbeschichten von Bauteilen existieren für fast alle gängigen Spritztechnologien. Die entsprechenden Spritzbrenner werden dafür in modifizierten Varianten, beispielsweise mit abgewinkelten Brennaufsätzen und -gasführungen, angeboten. In der Regel rotieren die Bauteile um den statisch positionierten Brenner. Einige Hersteller bieten aber auch spezielle Manipulatoren und Komponenten der Gaszuführung an, um mit rotierenden Brennern zu arbeiten. Insbesondere für das Beschichten von schweren Bauteilen und in der Serienfertigung (z.B. simultanes Beschichten von mehreren Motorzylindern) sind diese Anlagen vorzufinden.

4.3.1.7 Prozessüberwachung

In der Fertigung dient die Prozessüberwachung vorrangig der Qualitätssicherung. Anlagenhersteller und Forschungsinstitute nutzen moderne Diagnostikmethoden zur Optimierung von Spritzbrennern und Prozessparametern (Landes et al. 2007). Der Großteil der am Markt verfügbaren Technologien basiert auf optischen Messungen. Diese ermöglichen vielfältige Aussagen beispielsweise zur Prozessstabilität, zum Abschmelzverhalten drahtförmiger Zusätze, zur Partikel- und Partikelgeschwindigkeitsverteilung und zum Impactverhalten von Partikeln auf der Oberfläche (Abb. 4.62). Taktile Messverfahren dienen beispielsweise der Überwachung der Bauteiltemperatur oder der Schichtdicke. Zur Überwachung der Prozessstabilität bzw. zur Erfassung von Prozessschwankungen kann eine akustische Datenerfassung hilfreich sein. Berührungslose IR-Punktsensoren und Wärmebildkameras werden ebenfalls zur Bauteiltemperaturüberwachung genutzt.

Besonders wichtig für die Prozessoptimierung ist die Messung von Partikelgeschwindigkeiten und -tempera-

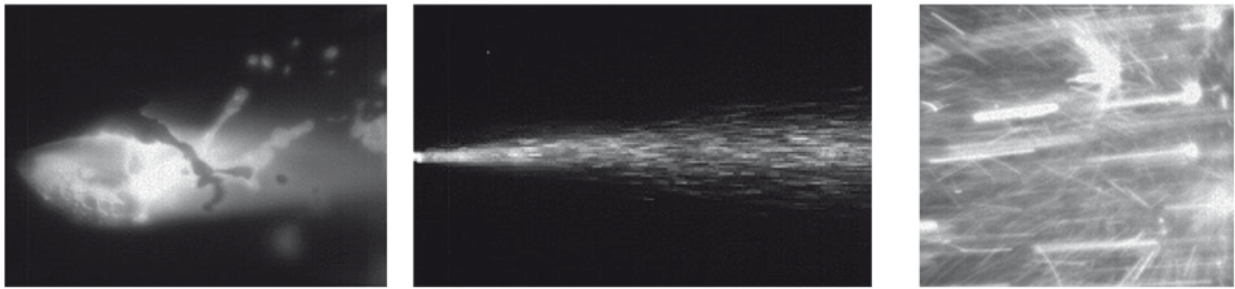


Abb. 4.62: Hochgeschwindigkeitskameraaufnahmen der Drahtspitzen beim Lichtbogenspritzen (links), des Spritzstrahls (Mitte) und der Spritzpartikel beim Auftreffen auf das Substrat (rechts)

turen, da diese Parameter wesentlich die Schichteigenschaften bestimmen. Die Herausforderungen ergeben sich dabei aus der sehr hohen Prozesskinetik und den gleichzeitig relativ schwachen Emissionen der Partikel. Neben passiven und notwendigerweise sehr empfindlichen Hochgeschwindigkeits-CCD-Kameras werden daher auch aktive, lasergestützte Systeme verwendet. Die Tabelle 4.20 zeigt eine Übersicht typischer Messmethoden und die zugehörigen Messgrößen. Bei bildgebenden Verfahren wird die belichtungszeitabhängige Partikelspur bzw. der bildweise Versatz von Partikeln analysiert und als gemittelter Wert bzw. Werteverteilung über den Strahlquerschnitt ausgegeben. Die Temperaturmessung am Partikelfreistrahl erfolgt mittels Pyrometrie bzw. Quotientenpyrometrie. Diese Temperaturmessungen sind jedoch nur von begrenzter Aussagekraft, da lediglich Informationen über der Partikeloberfläche gewonnen werden und der Emissionsgrad in der Regel nicht bekannt ist. Da PIV-Systeme (Particle Image Velocimetry) auf Grund der

eingeschränkten Tiefenschärfe und des begrenzten Bildausschnittes der Hochgeschwindigkeitskameras meist nur einen Teilbereich des Spritzstrahls abbilden, können diese durch eine rotierende Spiegeloptik zum Abscannen verschiedener Strahlabschnitte ergänzt werden. Das modifizierte PIV-Verfahren wird dann als APV-Technik, d. h. Areal Particle Velocimetry, bezeichnet. Aktive Systeme besitzen den Vorteil, dass alle Spritzpartikel unabhängig von ihrer Partikeltemperatur bzw. -größe erfasst werden. Als Strahlungsquelle dienen Blitzlampen oder Laser. Mittels Laser-Doppler-Anemometrie lassen sich die Partikelgeschwindigkeiten und deren Verteilung im Spritzstrahl sehr präzise erfassen. Das Messprinzip beruht auf der Detektion und Auswertung des Lichts, welches von Spritzpartikeln gestreut wird, die einen Interferenzbereich zweier Laserstrahlen durchqueren. Um den gesamten Spritzstrahl abzubilden, wird das relativ kleine Messvolumen mit Hilfe einer Vorschubeinheit entlang vorgegebener Rasterpunkte verschoben (Wielage et al. 2005).

Tab. 4.20: Auswahl geeigneter Diagnostikverfahren für das Thermische Spritzen

	Messverfahren	Messgrößen
Passive Verfahren	CCD-Kamera	v_{pa} , T_{pa} , Partikelverteilung
	IR-Detektion/IR-Kamera	T_{Flamme} , $T_{Bauteil}$, Temperaturverteilung
	Pyrometrie individueller Partikel (Bsp. DPV 2000)	v_{pa} , T_{pa} , Partikelanzahldichte, Partikelgröße
	Particle Flux Imaging (PFI)	Freistrahlgeometrie bzw. -fluktuationen
	Emissionsspektroskopie	Gasttemperaturen oberhalb 9000 K, Aussagen zu Partikelverdampfung
Aktive Verfahren	CCD-Kamera + Laserbeleuchtung (PIV-Particle Image Velocimetry)	v_{pa} , Partikelverteilung (Dichte)
	Laser-Doppler-Anemometrie (LDA)	v_{pa} , Partikelanzahldichte bzw. Verteilung
	Phasen-Doppler-Anemometrie (PDA)	v_{pa} , Partikelanzahldichte bzw. Verteilung, Partikelgröße
	Particle-Shape-Imaging (PSI)	v_{pa} , Partikelanzahldichte bzw. Verteilung, Partikelgröße und -form

v_{pa} Partikelgeschwindigkeit, T_x Temperatur

Tab. 5.10a: Gusseisen mit Lamellengraphit Brinellhärte: vorgeschriebene Werte und Erwartungswerte nach EN 1561
 [Anm.: ¹⁾ bei jeder Sorte nimmt die Härte mit zunehmender Wanddicke ab, ²⁾ Bestimmung über vereinbarte Spannweite des Härtebereichs [DIN EN ISO 6506], ³⁾ Maßgebende Referenzwanddicke für die betreffende Sorte] (Hasse 2008)

Werkstoffbezeichnung		maßgebende Wanddicke		Härte	
Kurzzeichen	Nummer	über	bis	min.	max.
EN-GJL-HB155	EN-JL2010	40 ³⁾	80	-	155
		20	40	-	160
		10	20	-	170
		5	10	-	185
		2,5	5	-	210
EN-GJL-HB175	EN-JL2020	40 ³⁾	80	100	175
		20	40	110	185
		10	20	125	205
		5	10	140	225
		2,5	5	170	260
EN-GJL-HB195	EN-JL2030	40 ³⁾	80	120	195
		20	40	135	210
		10	20	150	230
		5	10	170	260
		4	5	190	275
EN-GJL-HB215	EN-JL2040	40 ³⁾	80	145	215
		20	40	160	235
		10	20	180	255
		5	10	200	275
EN-GJL-HB235	EN-JL2050	40 ³⁾	80	165	235
		20	40	180	255
		10	20	200	275
EN-GJL-HB255	EN-JL2060	40 ³⁾	80	185	255
		20	40	200	275

5.4.4.2 Perlitglühen von Temperguss

Bei Temperguss wird entweder von der ersten Glühstufe an mit Luft abgekühlt oder eine zweite Glühstufe bei 850 bis 900 °C angeschlossen, von der aus dann mit einer größeren Geschwindigkeit als 10 K/min abgekühlt wird.

Bei schwarzem Temperguss wird nach Abkühlen aus der ersten Glühstufe, also nach dem Zerfall der ledeburitischen Carbide in Austenit und Temperkohle (Abb. 5.13), eine Weiterführung der Graphitisierung gestoppt und es bilden sich je nach Abkühlbedingungen Martensit und streifiger Perlit (Tab. 5.9). Um nun ein einheitlich perlitisches Gefüge zu erzielen, wird nach dem Abschrecken unter bewegter Luft (Luftsturz) oder in Öl noch eine Anlassbehandlung auf eine Temperaturstufe unterhalb der Perlitumwandlung (Abb. 5.19) vorgenommen. Je nach Höhe der Anlassbehandlung erhält man ein Matrixgefüge von lamellarem bis körnigem Perlit. Bei höherer Anlassbehandlung entsteht ein Mischgefüge aus Perlit und Ferrit. Der Ferritanteil erhöht die Dehnung, allerdings werden die Mindestzugfestigkeitswerte reduziert.

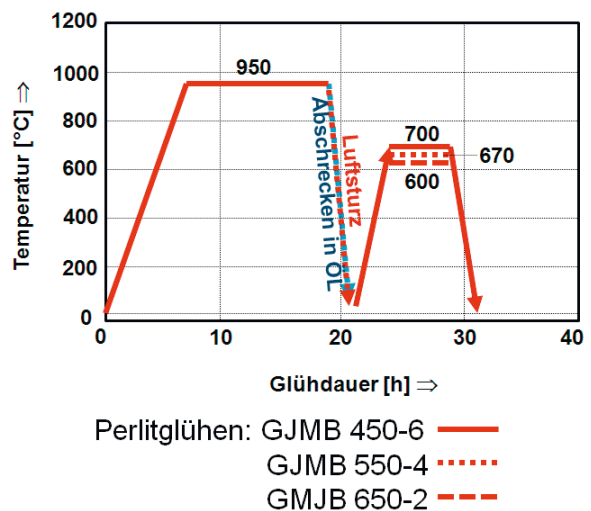


Abb. 5.19: Perlitglühen von schwarzem Temperguss (nach Hasse 2008)

Tab. 5.11: Mechanische Eigenschaften von schwarzem Temperguss nach DIN EN 1562 (Hasse 2008)
 [Anm.: ¹⁾ Gesonderte Vereinbarung über Probenquerschnitt, ²⁾ Drucksicherer Werkstoff, ³⁾ nicht anwendbar]

Werkstoffbezeichnung		Nenn-durch-messer der Probe d ¹⁾ [mm]	Zugfestigkeit R _m i [N/mm ²] min.	0,2%-Dehn-grenze R _{p0,2} ln N/mm ² min.	Dehnung A ₃ % min.	Brinellhärte (nur informativ) HB max.
Kurzzeichen	Nummer					
EN-GJMB-300-6 ²⁾	EN-JM1110 ²⁾	12 oder 15	300	³⁾	6	150 max.
EN-GJMB-320-12	EN-JM1120	12 oder 15	320	190	12	150 max.
EN-GJMB-350-10	EN-JM1130	12 oder 15	350	200	10	150 max.
EN-GJMB-450-6	EN-JM1140	12 oder 15	450	270	6	150 bis 200
EN-GJMB-500-5	EN-JM1150	12 oder 15	500	300	5	165 bis 215
EN-GJMB-550-4	EN-JM1160	12 oder 15	550	340	4	180 bis 230
EN-GJMB-600-3	EN-JM1170	12 oder 15	600	390	3	195 bis 245
EN-GJMB-650-2	EN-JM1180	12 oder 15	650	430	2	210 bis 260
EN-GJMB-700-2	EN-JM1190	12 oder 15	700	530	2	240 bis 290
EN-GJMB-800-1	EN-JM11200	12 oder 15	800	600	1	270 bis 310

Mechanische Eigenschaften von weißen Temperguss-Sorten nach DIN EN 1562 (Hasse 2008)
 [Anm.: ¹⁾ Gesonderte Vereinbarung über Probenquerschnitt, ²⁾ nicht anwendbar, ³⁾ besondere Schweißbeignung]

Werkstoffbezeichnung		Nenn-durch-messer der Probe d ¹⁾ [mm]	Zugfestigkeit R _m i [N/mm ²] min.	0,2%-Dehn-grenze R _{p0,2} ln N/mm ² min.	Dehnung A ₃ % min.	Brinellhärte (nur informativ) HB max.
Kurzzeichen	Nummer					
EN-GJMW-350-4	EN-JM1010	6 9 12 15	300 340 350 360	¹⁾ ²⁾ ²⁾ ²⁾	10 5 4 3	230
EN-GJMW-360-12W ³⁾	EN-JM1026 ³⁾	6 9 12 15	290 320 360 370	¹⁾ 170 190 200	16 15 12 8	200
EN-GJMW-400-5	EN-JM1030	6 9 12 15	300 360 400 420	¹⁾ 200 220 230	12 8 5 4	220
EN-GJMW-450-7	EN-JM1040	6 9 12 15	300 360 400 420	¹⁾ 230 260 280	12 10 7 4	220

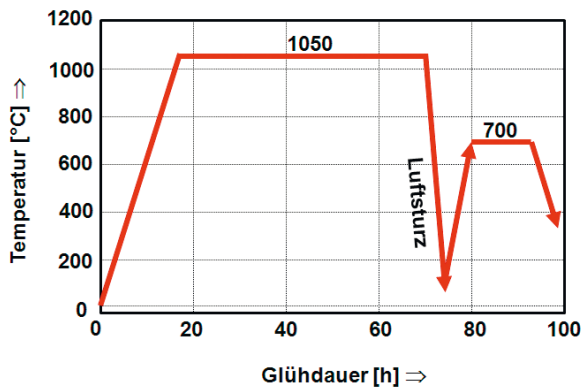


Abb. 5.20: Perlitglühen von weißem Temperguss GJMW 450-7 (nach Hasse 2008)

Im Gegensatz zur Wanddickenabhängigkeit von weißem Temperguss (Abb. 5.12) besitzt der schwarze Temperguss ein stets gleichbleibendes Gefüge in allen Wanddickenbereichen. Neben den mechanischen Eigenschaften Festigkeit und Dehnung sind vor allem Zerspanbarkeit, Härbarkeit und Schweißneigung wichtige Kriterien für die Wahl geeigneter Temperguss-Sorten (Tab. 5.11), wie beispielhaft für einige Sorten angegeben.

Nach entkohlendem Glühen von weißem Temperguss GJMW entsteht im Kern ein Gefüge aus lamellarem Perlit und Temperkohle. Dieses Gefüge aus streifigem, meist grob lamellarem, Perlit ist für die Bearbeitung und Verformung ungünstig, daher strebt man ein körniges Perlitgefüge an, wie es in der Werkstoffnorm vorgegeben ist. Eine Verbesserung wird durch Luftvergiftung erreicht, wie z. B. an GJMW 450-7 (Abb. 5.20) dargestellt.

Weißer Temperguss ist gut schweißbar, sofern die Wanddicke von 4 mm nicht überschritten ist. Der speziell für Schweißung geeignete Temperguss GJMW 360-12W kann bis zu Wanddicken von 3 mm ohne Einschränkung

geschweißt werden. Allerdings muss er nach dem Gastempen ein relativ hoher Entkohlungsgrad in den entsprechenden Querschnitten aufweisen und nur 0,3 Massen-% C enthalten sein. Einige Eigenschaften von genormten Sorten vermittelt Tabelle 5.11a.

5.4.4.3 Perlitglühen von Kugelgraphitguss

Bei Serienteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit wird das perlitische Gefüge in den meisten Fällen im Gusszustand erzeugt. Bei größeren Gussstücken kann die Ferritbildung durch Legieren mit Kupfer, Zinn bzw. Mangan verzögert werden. Vielfach wird jedoch auch eine Wärmebehandlung durchgeführt. So wird das Glühgut nach der ersten Glühstufe normalisiert. Hierbei wird es dem Ofen entnommen und an ruhender oder – besonders bei dickwandigen Teilen – bewegter Luft abgekühlt (Wolters 1979). Entscheidend ist auch hier die Abkühlungsgeschwindigkeit, für die je nach Kugelzahl im Gussstück Werte zwischen 10 und 50 K/min angestrebt werden.

Oft strebt man keine rein perlitische Grundmasse an, sondern möchte 5 bis 20% Ferritanteile in der Grundmasse als Höfe um die Sphärolithen einstellen (Abb. 5.16a). Hierdurch kann auch bei perlitischer Matrix eine etwas höhere Zähigkeit erreicht werden. Der duktilere Ferrit verzögert nämlich das Risswachstum über die Graphitteilchen, wodurch die Zähigkeit und Betriebsfestigkeit von Gussstücken verbessert werden kann (Motz 1980). In Abbildung 5.21 ist der Zusammenhang zwischen dem Ferrit- und Perlitanteil von wärmebehandeltem Gusseisen mit Kugelgraphit und den mechanischen Eigenschaften dargestellt.

Eine deutliche Verbesserung von Zähigkeit und Bruchdehnung (Abb. 5.22) kann durch eine feinkörnige Duplexstruktur von Perlit und Ferrit in Gusseisen mit Kugelgra-

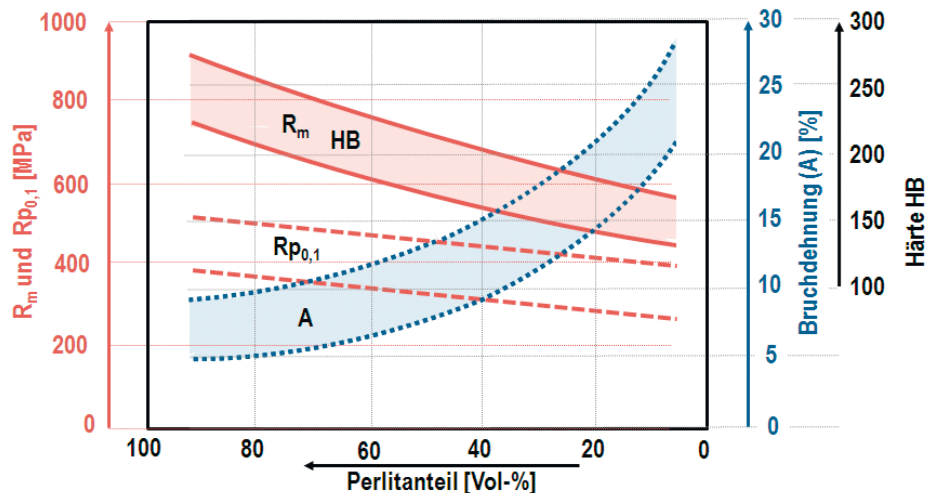


Abb. 5.21: Gefügeanteile und mechanische Eigenschaften von Ferrit und Perlit in Gusseisen mit Kugelgraphit nach einer Wärmebehandlung (Cox 1968)

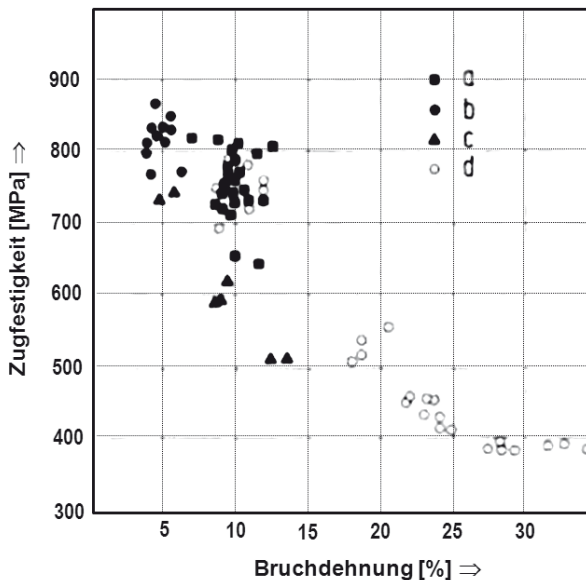


Abb. 5.22: Einfluss verschiedener Gefügeausbildungen der Matrix auf die Zugfestigkeit und die Bruchdehnung von Kugelgraphitguss (Tanaka 1977): a) feinkörnige Duplex-Struktur, b) lamellarer Perlit, c) Perlit mit Ferrithöfen, d) Ferrit

phit erreicht werden (Tanaka 1977). Durch Halten von perlitisch geglühtem GJS im oberen Temperaturbereich der eutektoiden Umwandlung (780 bis 820 °C) bilden sich zunächst feinkörnige Austenitbereiche; während der Perlit teilweise koaguliert und es entstehen an den Perlit-Austenit-Korngrenzen kleine Ferritkörner. Wird dann zum Beispiel an Luft beschleunigt abgekühlt, so bildet sich ein Ferrit-Perlit-Duplex-Gefüge mit einer Korngröße von 4 bis 6 µm aus. Geringe Gehalte an Kupfer und

Nickel, die den Umwandlungsbereich erweitern, begünstigen die Reproduzierbarkeit dieser Wärmebehandlung. Die technologischen Vorteile liegen in höheren Bruchdehnungen bei Festigkeiten, die denjenigen perlitischer Sorten entsprechen.

Gusseisen mit Kugelgraphit hat eine dem Stahl ähnliche Streckgrenze und Bruchdehnung verbunden mit hoher Zugfestigkeit (Tab. 5.12). Durch geeignete Einstellung des Ausgangsgefüges werden auch verschiedene Härten erzielt (Tab. 5.12a).

5.5 Härten und Vergüten von Gusseisen

5.5.1 Abschrecken in die Martensitstufe

Unter Abschrecken ist das Abkühlen von einer Temperatur oberhalb des Umwandlungsbereichs mit einer solchen Geschwindigkeit zu verstehen, dass an der Oberfläche oder über den gesamten Querschnitt eine in der Regel durch Martensitbildung bewirkte erhebliche Härtesteigerung eintritt. Bei den kohlenstoffhaltigen Gusseisensorten hat diese Art der Wärmebehandlung insbesondere für die duktilen Sorten Gusseisen mit Kugelgraphit und Temporguss Bedeutung erlangt. Da bei beiden Werkstoffgruppen kompakt ausgeschiedener Graphit vorliegt und die

Tab. 5.12: Mindestzugfestigkeit und Dehnung von Gusseisen mit Kugelgraphit gemäß EN 1563 (Hasse 2008)

Werkstoffbezeichnung		Zugfestigkeit R_m [N/mm ²]	0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [N/mm ²]	Bruchdehnung A in %
Kurzzeichen	Nummer			
EN-GJS-350-22-LT	EN-JS 1015	350	220	22
EN-GJS-350-22-RT	EN-JS 1014	350	220	22
EN-GJS-350-22	EN-JS 1010	350	220	22
EN-GJS-400-18-LT	EN-JS 1025	400	240	18
EN-GJS-400-18-RT	EN-JS 1024	400	250	18
EN-GJS-400-18	EN-JS 1020	400	250	18
EN-GJS-400-15	EN-JS 1030	400	250	15
EN-GJS-450-10	EN-JS 1040	450	310	10
EN-GJS-500-7	EN-JS 1050	500	320	7
EN-GJS-600-3	EN-JS 1060	600	370	3
EN-GJS-700-2	EN-JS 1070	700	420	2
EN-GJS-800-2	EN-JS 1080	800	480	2
EN-GJS-900-2	EN-JS 1090	900	600	2

Tab. 5.12a: Einteilung der GJS-Sorten nach der Härte gemäß EN 1563 (Anm.: ¹⁾ nicht für große Wanddicken empfohlen (Hasse 2008))

Werkstoffbezeichnung		Härtebereich	Weitere Eigenschaften (nur zur Information)	
Kurzzeichen	Nummer		R_m [N/mm ²]	$R_{p0,2}$ [N/mm ²]
EN-GJS-HB130	EN-JS2010	unter 160	350	220
EN-GJS-HB	EN-JS2020	130 bis 175	400	250
EN-GJS-HB	EN-JS2030	135 bis 180	400	250
EN-GJS-HB	EN-JS2040	160 bis 210	450	310
EN-GJS-HB	EN-JS2050	170 bis 230	500	320
EN-GJS-HB	EN-JS2060	190 bis 270	600	370
EN-GJS-HB	EN-JS2070	225 bis 305	700	420
EN-GJS-HB	EN-JS2080 1)	245 bis 335	800	480
EN-GJS-HB	EN-JS2090 1)	270 bis 360	900	600

chemischen Zusammensetzungen der unlegierten und niedriglegierten Stoffe sich nicht wesentlich unterscheiden, können beide Werkstoffgruppen nach Maßgabe ihres Umwandlungsverhaltens gemeinsam behandelt werden.

5.5.1.1 Härten von Temperguss

Wegen der Notwendigkeit, beim Temperguss im Gusszustand ein ledeburitisches Gefüge zu erhalten, das durch eine austenitisierende Glühung jedoch möglichst schnell zersetzbar sein muss, ist die Anwendbarkeit von Legierungselementen erheblich eingeschränkter als bei Gusseisen mit Kugelgraphit. Auf der anderen Seite handelt es sich bei Tempergussteilen um leichtere Gussstücke, bei denen der Wanddickenbereich geringer bemessen ist. Eine typische Behandlungsvariante, um schwarzen Temperguss zu härten, ist:

- Luftabkühlung nach der ersten Behandlungsstufe, wobei ungefähr 0,75 % C in der Matrix verbleibt
- Wiedererwärmen und etwa eine Stunde bei 880 °C halten, um die Matrix wieder zu austenitisieren und eine gleichmäßigere Kohlenstoffverteilung zu erhalten als nach der ersten Stufe
- Abschrecken von perlitischem schwarzem Temperguss in bewegtem Öl-Bad auf 50 °C ergibt ein martensitisches Härtegefüge von 555 bis 627 HB.

Die zu erzielenden Härtesteigerungen hängen von der Austenitisiertemperatur und den Abkühlbedingungen ab (Abb. 5.23). Zu unterscheiden ist, ob perlitisches oder ferritisches Ausgangsmaterial zum Einsatz gelangt, die vor allem unterschiedliche Mangangehalte besitzen. Für perlitischen Guss der angegebenen Zusammensetzung empfiehlt sich eine Austenitisiertemperatur von 885 °C,

für die ferritische Gussorte werden 900 °C angegeben (Davis 1996). Bei Abschreckung in Öl sind Gefahren des Verzuges und womöglicher Härterissbildung wegen der hohen Konzentration von gelöstem Kohlenstoff zu bedenken. In Luft abgekühlte Teile von perlitischem Temperguss können Ferritringe um die Temperkohle aufweisen, was sich in einer Erniedrigung der Streckgrenze auswirkt und Brüche in Perlitlamellen zur Folge haben kann.

Die bei der Austenitisierung ablaufenden Vorgänge sind in Kapitel 5.3.2.1 beschrieben. Die Zusammenhänge zwischen der Austenitisiertemperatur und der Kohlenstoffsättigung im Austenit sind im Hinblick auf die Umwandlungsvorgänge zu berücksichtigen. Abweichend von der Austenitisierung von Stählen variieren die gelösten Kohlenstoffgehalte mit der Glühetemperatur. Kühlt man

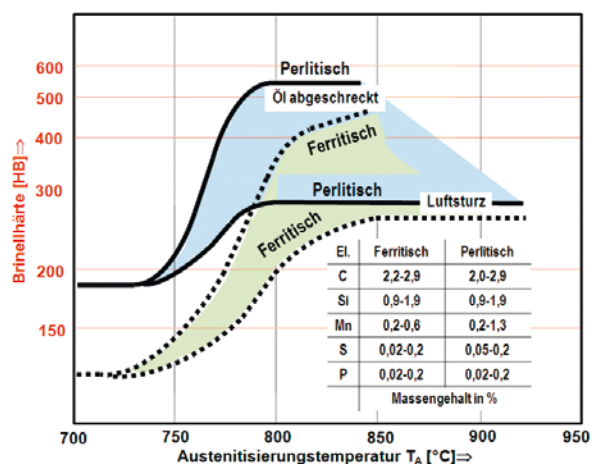


Abb. 5.23: Einfluss von Austenitisiertemperatur und Abschreckbedingungen auf die Härte von schwarzem Temperguss bezogen auf die spezifische Legierungszusammensetzung von ferritischem und perlitischem Matrixgefüge (nach Davis 1996)

beschleunigt von der Austenitisierungstemperatur durch den Umwandlungsbereich ab, so kann die Bildung der Gefügearten Ferrit und Perlit unterdrückt werden. Stattdessen kommt es zur Umwandlung in die Bainit- oder Martensitstufe. Darüber hinaus kann der Austenit teilweise als metastabil unterkühlte Phase (Restaustenit) erhalten bleiben.

5.5.1.2 Härten von Gusseisen mit Kugelgraphit

Ebenso wie bei Stählen werden diese Vorgänge anhand von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern für kontinuierliche Abkühlung wie am Beispiel unlegierten Gusseisens mit Kugelgraphit dargestellt (Abb. 5.24). Nach einer Austenitisierung bei 950 °C wurden Rundproben in einem Dilatometer in verschiedenen Medien abgekühlt. Eine langsame Abkühlungsgeschwindigkeit von 10 K/ min führt hierbei zu einem Gefüge mit einem Anteil von 98 % Ferrit. Steigert man die Abkühlungsgeschwindigkeit, so bilden sich zunehmende Perlitanteile. Die Vickershärte steigt von 150 auf 290 HV an, wenn das Gefüge mit einem Anteil von 95 % in Perlit umwandelt. Bei weiterer Zunahme der Abkühlungsgeschwindigkeit, zum Beispiel in einem Wassersprühnebel, wird neben Perlit Bainit gebildet; bei Abschreckung in Flüssigkeit (Öl oder Wasser) entsteht Martensit. Die Martensitstarttemperatur wurde mit 270 °C bestimmt. Die Temperaturbereiche der Umwandlung, die prozentualen Mengenanteile und

die erreichbaren Härten können dem Diagramm direkt entnommen werden. Dem ZTU-Diagramm (Abb. 5.24) sind ferner die Gleichgewichtstemperaturen für das Eutektoid, in dem Ferrit, Austenit und Graphit miteinander im Gleichgewicht stehen ($Ac_{1,1}$ und $Ac_{1,2}$), zu entnehmen. Die Bildung der Ferrit- und Perlitstufe ist von Diffusionsvorgängen abhängig. Hier spielt der Diffusionsweg, mithin die Kugelzahl, eine entscheidende Rolle (Ilschner 1956, Motz 1980, Kowalke 1979, Lang 1982).

Für das Umwandlungsverhalten in Bainit und Martensit ist die Zusammensetzung der Legierung von entscheidendem Einfluss. Im Bereich der Bainitbildung findet noch eine Diffusion der Einlagerungsmischkristallbildner, wie z.B. Kohlenstoff, über kurze Entfernungen statt. Bei der Martensitbildung erfolgt ein diffusionsloses Umklappen des Austenits in Martensit (Marks 2009, Fritz 2008, Klocke 2009, Hasse 1996).

Aus den ZTU-Schaubildern für kontinuierliche Abkühlung kann unmittelbar abgeleitet werden, welche Gefügestände nach verschiedenen Abkühlungsgeschwindigkeiten bzw. -zeiten eingestellt werden (Abb. 5.25).

Die relativ schnell einsetzenden Umwandlungsvorgänge ermöglichen lediglich die Durchhärtung geringer Querschnitte. Sie führen somit zu einer begrenzten Einhärtetiefe. Dies kann durch den Stirnabschreckversuch nachgewiesen werden. Die Härtebarkeit der Werkstoffe wird zusätzlich dadurch eingeschränkt, dass eine Abschreckung in sehr schnell abkühlenden Medien, wie z. B. Wasser, vermieden werden sollte. Durch die Anwesenheit von Graphitteilchen im Gefüge und die im Vergleich zu unlegiertem Stahl geringere Wärmeleitfähigkeit von Gusseisen mit Kugelgraphit und Temperguss können Härterisse ausgelöst werden. Die beschleunigte Abkühlung wird daher vornehmlich in Härteölen, mit Wassersprühnebel, in Salzbadern oder im Wirbelbett durchgeführt. Zu berücksichtigen ist ferner, dass die erzielbaren Härten niedriger als bei Stählen liegen. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Volumenanteile an Graphit, die zwischen 6 und 12 % liegen, durch die Härtung nicht beeinflusst werden. Die üblichen Messverfahren zur Bestimmung der Härte liefern jedoch einen Mischwert aus Grundgefüge und Graphit. Das bedeutet, dass bei einer Härtung des Grundwerkstoffs auf beispielsweise eine Härte von 63 HRC im graphithaltigen Gusseisen mit Kugelgraphit nur ca. 58 HRC und im Temperguss ca. 60 HRC gemessen werden.

Sollen größere Querschnitte durchgehärtet oder soll die Einhärtetiefe erhöht werden, so müssen legierte Werkstoffe verwendet werden. Neben Silizium und Mangan sind die wichtigsten Legierungselemente Molybdän, Nickel und Kupfer. Stärker Carbidgebildende Elemente

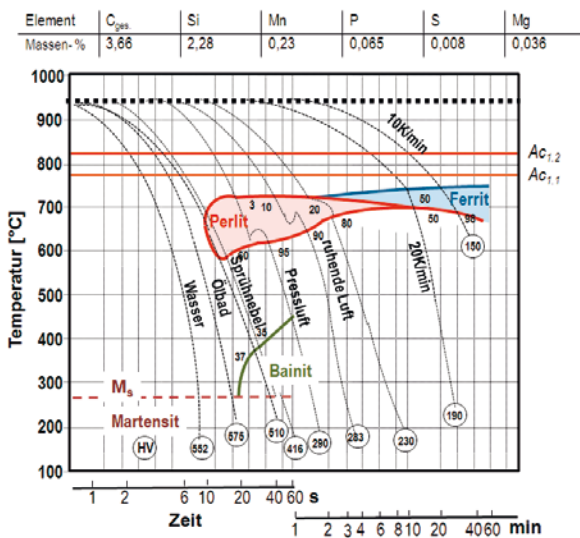


Abb. 5.24: Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild (ZTU) für unlegiertes Gusseisen mit Kugelgraphit (Austenitisierungstemperatur 950 °C, Kugelzahl ca. 500 m⁻²): Abhängig von den Abschreckbedingungen erzielte Härte (HV) (nach Herfurth 1971, Davis 1996)

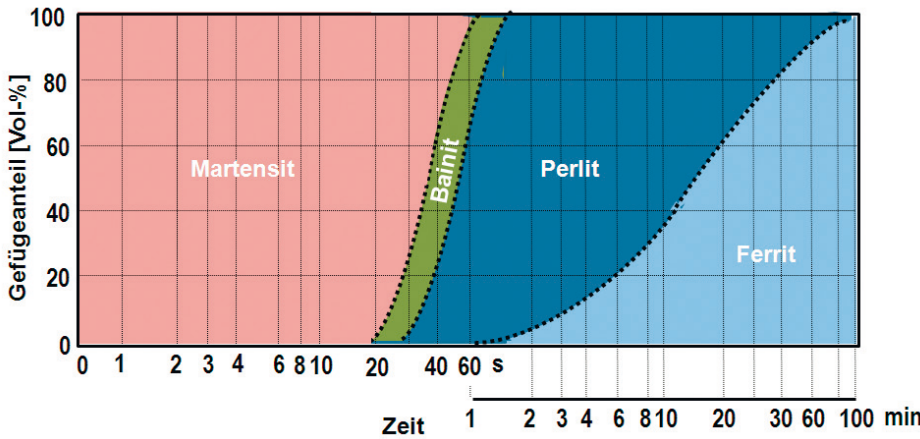


Abb. 5.25: Unlegiertes Gusseisen mit Kugelgraphit: Gefügeschaubild nach kontinuierlicher Abkühlung von 950 auf 200 °C

te, wie z.B. Chrom und Vanadium, können wegen der Gefahr der Ledeburitstabilisierung nur beschränkt zu legiert werden. Der Bainitbereich sowie insbesondere die Perlitstufe werden durch Molybdän zu längeren Zeiten verschoben (Abb. 5.26), gleichzeitig steigt die Umwandlungstemperatur A_{c1} an. Auf die Martensitstarttemperatur hat Molybdän dagegen nur einen geringen Einfluss. Nickel und Kupfer wirken ähnlich umwandlungsverzögernd auf die Matrix (Abb. 5.27). Zumeist werden diese Elemente zusammen mit Molybdän eingesetzt.

Bei einem Werkstoff mit 4,8 % Nickel und 0,5 % Molybdän ist der Beginn der Perlit- und Bainitbildung zu derart langen Zeiten verschoben, dass der Werkstoff auch in größeren Querschnitten lufthärtend ist. In Legierungen dieses Typs werden die Härtingsgefüge nicht über eine Wärme-

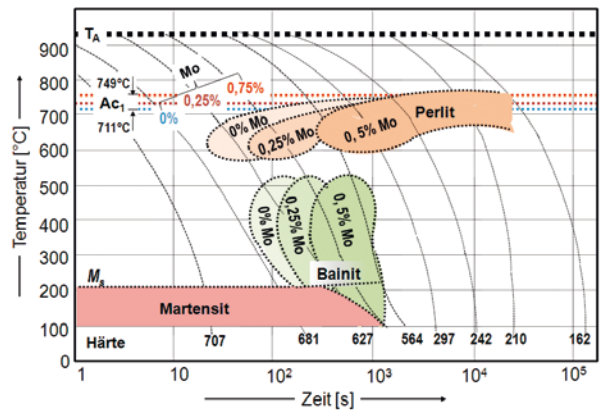


Abb. 5.26: Einfluss des Legierungselements Molybdän auf das Umwandlungsverhalten von Gusseisen mit Kugelgraphit (P: Perlitstufe, B: Bainitstufe, M: Martensitstufe) (kontinuierliches ZTU-Schema nach Dodd 1978, Davis 1996)

	El.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Mg	
Massengehalte in %		3,34	2,36	0,31	0,02	0,008	4,82	0,49	0,034	Legierung 1
Massengehalte in %		3,33	2,40	0,33	0,024	0,008	2,37	0,50	0,038	Legierung 2

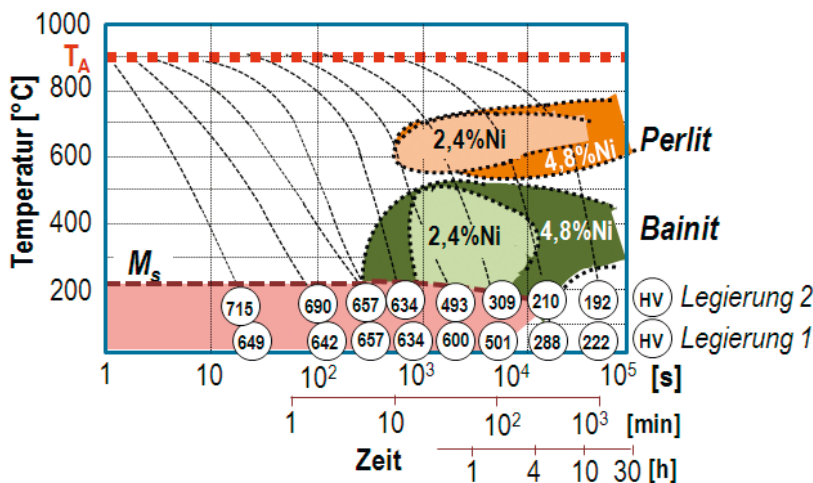


Abb. 5.27: Umwandlung von Ni-Mo-legiertem Gusseisen mit Kugelgraphit (nach Röhrig 1979, Davis 1996) Austenitisierungstemperatur 900 °C, Glühdauer 20 min

behandlung eingestellt; sie bilden sich vielmehr aus dem Gusszustand. Als Beispiel seien Stahlwerkswalzen erwähnt, die für eine verbesserte Verschleißbeständigkeit eine bainitische Grundmasse aufweisen sollen.

Die martensitische Abschreckung von Kugelgraphitgussteilen nach Volumenerwärmung hat für sich genommen keine große technische Bedeutung erlangt. Der martensitische Zustand weist zwar eine hohe Härte auf, seine Sprödigkeit wirkt sich auf das Verschleißverhalten nachteilig aus und schränkt eine technische Anwendung ein. Hinzu kommt, dass sich die Härteunterschiede zwischen Graphitphärolithen und Matrix nachteilig auf den Oberflächenzustand auswirken. Die martensitische Abschreckung stellt daher zumeist ein Zwischenstadium im Rahmen einer Vergütungsbehandlung dar und wird zumindest durch eine entsprechende Anlaßbehandlung ergänzt. Größere Bedeutung hat demgegenüber eine direkte Umwandlung in den bainitischen Zustand erlangt.

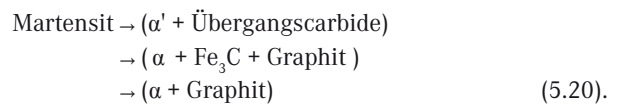
5.5.2 Abschrecken und Anlassen (Martempn: Vergüten)

Beim Anlassen des martensitischen Gefüges von Gusseisen-Legierungen laufen etwa die gleichen Reaktionen wie beim Anlassen von Stählen ab.

Graugusswerkstoffe, wie z.B. Verschleiß beanspruchte Maschinenteile aus lamellarem Grauguss, Kugelgraphitguss und auch schwarzem Temperguss, werden martensitisch gehärtet und angelassen (vergütet), um ihre Beständigkeit gegen abrasiven Verschleiß zu erhöhen. Zur Anwendung kommen hier isothermisch geführte Ver-

fahren im Ofen oder Salzbad. Diese sind besser geeignet als Induktions- oder Flammhärtung, da bei diesen Verfahren einerseits der hohe Kohlenstoffgehalt, andererseits eine kurze Behandlungsdauer bei hohen Temperaturen nicht immer zum gewünschten Erfolg führt. Niedrig- oder unlegierte Graugussteile sind generell in Öl oder in entsprechenden flüssigen Medien abzuschrecken; Luftabkühlung kommt nur für höher legierte Sorten in Frage. Entsprechende Anlasstemperaturen führen zur Erhöhung der Mindestzugfestigkeit und der Kerbschlagzähigkeit, bedingen jedoch eine Verringerung der Härte, wie z.B. an unlegiertem Grauguss mit niedrigem Siliziumgehalt dargestellt (Abb. 5.28).

Höher legierte Werkstoffe benötigen meist auch höhere Anlasstemperaturen als unlegierter Grauguss. Niedrig legierter Grauguss zeigt nach Abschrecken und Anlassen auch eine Änderung des Elastizitätsmoduls (Lang 1982). Bei höheren Anlasstemperaturen setzt jedoch eine zumeist unerwünschte sekundäre Graphitausscheidung ein. Sie führt zur Ausbildung einer großen Zahl feiner Graphitknoten im Gefüge und ist schließlich mit einer völligen Ferritisierung der metallischen Grundmasse verbunden (Voigt 1982, Rundman 1982). Die folgende Beziehung gibt eine grobe Übersicht über die möglichen Reaktionen:



Bei niedrigen Anlasstemperaturen bilden sich lediglich Übergangscarbide neben einem kohlenstoffübersättigten Ferrit α' . Ab einer Temperatur von ca. 430 °C kann

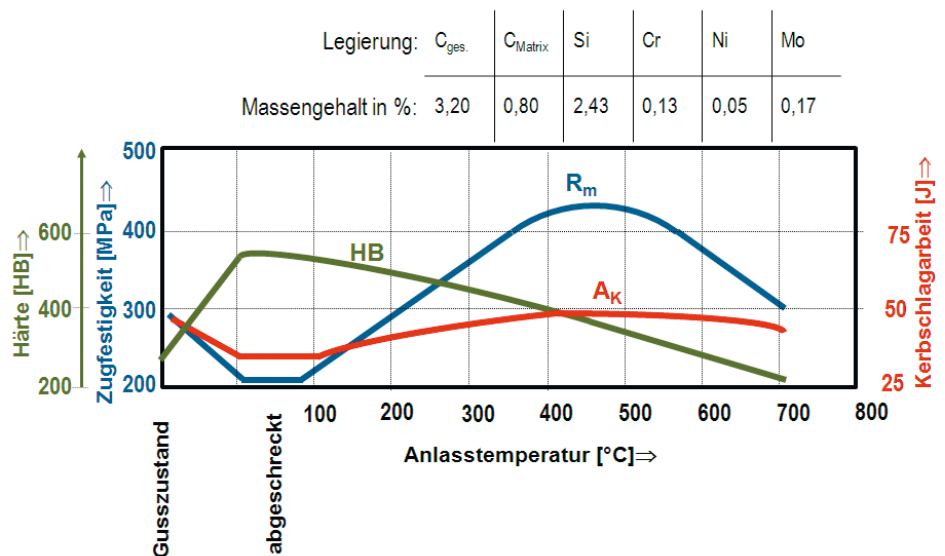


Abb. 5.28: Unlegierter Grauguss mit niedrigem Si-Gehalt: $T_A = 870\text{ °C}$ / abgeschreckt in Öl und angelassen; Einfluss der Anlaßtemperatur auf Mindestzugfestigkeit, Kerbschlagarbeit und Härte (nach Davis 1996)

es jedoch neben einer Zementitausscheidung zur Bildung erster Graphitteilchen kommen, während sich oberhalb von ca. 540 °C bei entsprechend langen Anlassdauern schließlich Ferrit und Graphit bilden. Der Prozess dieser sekundären Graphitisierung wird durch Silizium begünstigt und durch Zulegieren von Carbid stabilisierenden Elementen, wie z. B. Molybdän, verzögert (Rundman 1982). Der unerwünschte Endzustand als Folge dieses Vorgangs, der zu einer ferritischen Matrix, in der neben eutektischen Graphitkugeln feine Sekundärteilchen eingeschlossen sind, führt, hat eine abgesenkte Kerbschlagarbeit in der Hochlage und eine niedrige Übergangstemperatur zum Sprödbereich zur Folge. Da jedoch insgesamt ein starker Härteabfall mit diesen Vorgängen verbunden ist, wird dieser Zustand vermieden. Man führt das Anlassen im Rahmen einer Vergütung hinsichtlich Zeit und Temperatur in der Regel vielmehr so durch, dass dabei möglichst wenig Sekundärgraphit und Ferrit gebildet werden kann (Motz 1965). Das Ziel einer Vergütungsbehandlung ist zumeist, eine hohe Verschleißbeständigkeit bei hinreichender Bruchsisicherheit zu erreichen. Lässt man den martensitischen Ausgangszustand an, so bewirkt die Ausscheidung von metastabilen Carbiden bei niedrigen Temperaturen einen geringen Härteverlust. Der Werkstoff bleibt jedoch noch derart spröde, dass der Bruch beim Zugversuch im Regelfall vor Erreichen der 0,2 %-Dehngrenze erfolgt (Motz 1965). Erst bei Anlasstemperaturen oberhalb von 450 °C führt die Matrix aus Ferrit und feinverteiltem Zementit in duktilen Gusseisenwerkstoffen zu hohen Zugfestigkeitswerten bei Bruchdehnungen zwischen 2 und 6 %. Hiermit werden technisch interessante Werkstoffzustände erreicht. Dies betrifft sowohl den Temperguss GJMB-700-02 (Tab. 5.11) als auch Gusseisen mit Kugelgraphit der Sorte GJS-800 sowie Sondergüten mit Zugfestigkeiten, deren Gewährleistungswerte 1000 N/mm² überschreiten können. Anlasstemperaturen oberhalb von 560 °C werden vermieden oder zeitlich begrenzt, um Ferritisierungsvorgänge auszuschließen.

5.5.3 Bainitvergütung (Zwischenstufenvergüten)

Diese Verfahrensvarianten, statt martensitisch zu härten in der unteren Bainitstufe umzuwandeln, gewinnen zur Verbesserung der Maßhaltigkeit von Bauteilen in immer enger vorgegebenen Toleranzbereichen zunehmend an Bedeutung. Die gezielte Einstellung von Gefügen und damit verbundenen Festigkeitseigenschaften und einer be-

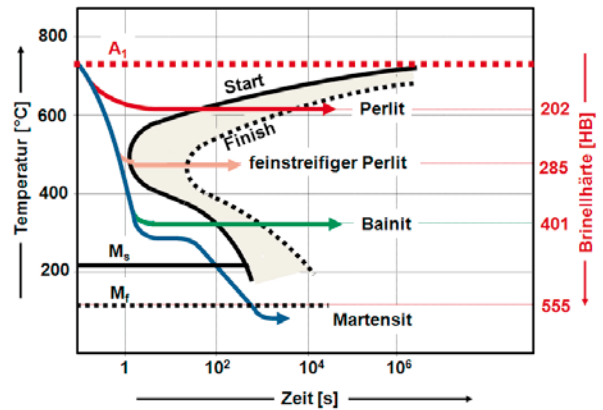


Abb. 5.29: Schematische Darstellung isothermisch geführter Wärmebehandlungen für Gusseisen und erzielbarer mittlerer Härten (M_s : Martensitstart, M_f : Martensit finish) (nach Davis 1996)

stimmten Endhärte erfolgt durch isothermisch geführte Wärmebehandlungen (Abb. 5.29).

Eine Voraussetzung für eine einwandfreie Vergütung in der Bainitstufe ist die Vermeidung der Perlitbildung während der Abkühlung. Dieses Verfahren kann nicht ohne Einschränkung angewendet werden. Für kontinuierliche Abkühlung (Abb. 5.26) ist an unlegiertem Grauguss die Abkühlungsgeschwindigkeit in der Regel nicht ausreichend, vor allem ist bei dickwandigeren Teilen nicht mit einer vollständigen Umwandlung zu rechnen; meist entsteht bei schneller Abkühlung ein Mischgefüge aus Bainit und Martensit, bei langsamerer Abkühlung ein Mischgefüge aus Bainit und Perlit. In der Regel werden nur legierte Sorten für diese Behandlung herangezogen (Abb. 5.27) und auch werden wegen der zu erwartenden technischen Eigenschaften, wie z. B. erhöhte Zähigkeit und duktilen Verhalten, meist ferritische oder ferritisch-perlitische Gusseisensorten mit Kugelgraphit oder ähnlicher Graphitform (Temperguss, Vermiculargraphitguss) bainitisch vergütet. Vergütungsbehandlungen in der oberen Bainitstufe bewirken hohe Duktilität, weisen hohe Dehnung und gegenüber ferritischen Sorten eine erhöhte Mindestzugfestigkeit auf. Vergütungsbehandlungen in der unteren Bainitstufe bewirken eine Härtesteigerung und im Vergleich zur martensitischen Härtung verminderte Sprödigkeit und vernachlässigbar geringe Spannungszustände. Diese Verfahren werden auch für Gusseisen mit Lamellengraphit angewendet, sofern es sich um Serienteile geringerer Massigkeit und Abmessungen handelt. Auch werden Stahlguss- und carbidische Hartgussarten für Anpassung an betriebgerechte Eigenschaften bainitisiert. Aus den oben genannten Gründen kommt für diese Behandlungsvariante eine isothermisch geführte Wärmebehandlung in geeigneten Anlagen in Betracht.

Nach dem heutigen Stand der Technik wird die Umwandlung in der Bainitstufe wegen der Kombination eines schnellen Abkühlvorgangs und einem langen Halten (i. a. mehrere Stunden) in der vorgewählten Temperaturstufe meistens noch im Salzbad vorgenommen (Hasse 1996, Teil III). Es werden mehr Anlagen auch für badfreies Bainitisieren angeboten, wie auch kombinierte Bad-Durchlaufanlagen für Härtegut kleinerer Abmessungen, wie z. B. Ringe, Zylinderköpfe und Laufbuchsen. Die Wahl der optimalen Umwandlungsbedingungen hängt empfindlich von der Legierungszusammensetzung ab und damit auch die Einstellung der jeweiligen Badtemperatur. In diesen Fällen können das Herausfinden einer richtigen Haltetemperatur und deren messtechnische Kontrolle auch einige Schwierigkeiten mit sich bringen. Darüber hinaus muss mit großen Zeitzugaben gearbeitet werden, da bereits kleine Änderungen des vorhergehenden Gefügestandes des Bauteils oder dessen chemischer Zusammensetzung diesen Zeitpunkt verschieben. Die Entstehung von Bainit in Eisenlegierungen erfolgt in einem Temperaturbereich zwischen Perlitbildung und Martensit Start Temperatur. Die Unterscheidung in zwei Arten, den oberen und unteren Bainit, ist weitgehend angenommen, entsprechend der Carbidausscheidungsform im Ferrit.

Im Temperaturbereich von ungefähr 500 bis 340 °C bildet sich der obere Bainit. Die Keimbildung erfolgt zumeist über den Ferrit unmittelbar an den Graphitoberflächen. Die Ferritplättchen umgeben sich dabei mit Karbidausscheidungen; gleichzeitig wird ein Teil des überschüssigen Kohlenstoffs im Austenit gelöst. Von hier aus durchdringt die Umwandlung den gesamten Werkstoff. Die Volumenvergrößerung setzt die übrigen Gefügebereiche unter Druckspannungen. Dieser Spannungszustand und die hohen im γ -Mischkristall gelösten Kohlenstoffgehalte bewirken, dass besonders im Bereich der eutektischen Korngrenzen ein Teil der γ -Phase als Restaustenit metastabil erhalten bleibt (Harris 1970). Die kleinen Ferritkörner und die Restaustenitanteile ermöglichen Gleitvorgänge im Werkstoff eher als die lamellare Anordnung zwischen Ferrit und Zementit im Perlit. Hieraus resultiert eine größere Zähigkeit des Werkstoffs, obwohl beide Gefügearten ungefähr die gleiche Härte aufweisen.

Im Temperaturbereich unterhalb von ca. 340 °C und der Martensitstarttemperatur erfolgt die Umwandlung in den unteren Bainit. Es bilden sich mit Kohlenstoff übersättigte Ferritnadeln, aus denen die Carbide erst hinter der Ferrit-Austenit-Grenzfläche feindispers ausgeschieden werden. Hieraus ergibt sich die höhere Härte und Zugfestigkeit des unteren Bainits (Harris 1970). Auch hier verbleibt kohlenstoffübersättigter metastabiler Restaustenit im Gefüge. Diese Behandlung wird für eine verzugsarme Här-

testeigerung statt der Behandlung in der Martensitstufe eingesetzt. Man erhält bessere Zähigkeitseigenschaften, jedoch nicht die gleichen Härteniveaus wie nach Härten in der Martensitstufe. Ein Vorteil ist, dass bei diesem Verfahren geringe Umwandlungsspannungen auftreten, die ein Spannungsarmglühen erübrigen.

Gegenüber dem Härten und Anlassen hat das direkte Vergüten in die Bainitstufe die nachstehenden Vorteile (Hasse 1996, Dodd 1978):

- Geringere Volumenänderungen vermindern die Rissgefahr und die Verzugsneigung der Gussstücke. Durch dieses Verfahren wird das Entstehen von thermisch bedingten Spannungen vermindert.
- Die technisch angewendeten isothermischen Umwandlungstemperaturen liegen mit 270 bis 450 °C deutlich niedriger als beim Anlassen im Rahmen einer Vergütung. Dadurch wird die Gefahr der sekundären Graphitbildung mit einer beginnenden Ferritisierung umgangen.
- Insbesondere bei Seriengussstücken mit hoher Graphitteilchenzahl pro Flächeneinheit ist der gesamte Vergütungsprozess innerhalb sehr kurzer Zeit durchführbar.

Die von den Stählen her bekannte Bainitvergütung wird an Stahlgusswerkstoffen vergleichbar durchgeführt. Bainitisch vergütet werden Gusseisenteile mit Lamellengraphit und Vermiculargraphit, wenn es sich um Serienteile geringerer Abmessungen und vergleichbarer Wanddicken handelt. Die Vergütungsbehandlung erfolgt durch isothermische Umwandlung in der Bainitstufe. Sie wird in die folgenden Prozessschritte untergliedert (Abb. 5.30):

- Die Gussstücke werden im Temperaturbereich zwischen 850 und 950 °C austenitisiert und dort so lange gehalten, bis sich die Grundmasse unvollständig oder weitgehend an Kohlenstoff gesättigt hat. Die hierfür erforderliche Glühdauer ist umso kürzer, je mehr Kohlenstoff bereits im Ausgangszustand gebunden vorliegt, je größer die Anzahl der Graphitteilchen im Werkstoff ist und je höher die Austenitisierungstemperatur gewählt wird. Die eingelagerten Graphitteilchen bilden ein Kohlenstoffreservoir und bewirken die Aufkohlung durch Diffusionsvorgänge. In der Praxis bedeutet dies, dass zum Beispiel für Seriengussstücke aus Gusseisen mit Kugelgraphit bei einer Kugelzahl von 280 mm⁻² und einer Austenitisierungstemperatur von 900 °C selbst bei einem ferritischen Ausgangszustand und einer Glühguttemperatur von 900 °C der Zeitbedarf unter 30 Minuten liegt (Motz 1957). Perlitische Ausgangsgefüge verringern die Austenitisierungsdauer bis zur Sättigung an gelöstem Kohlenstoff, da der im Perlit

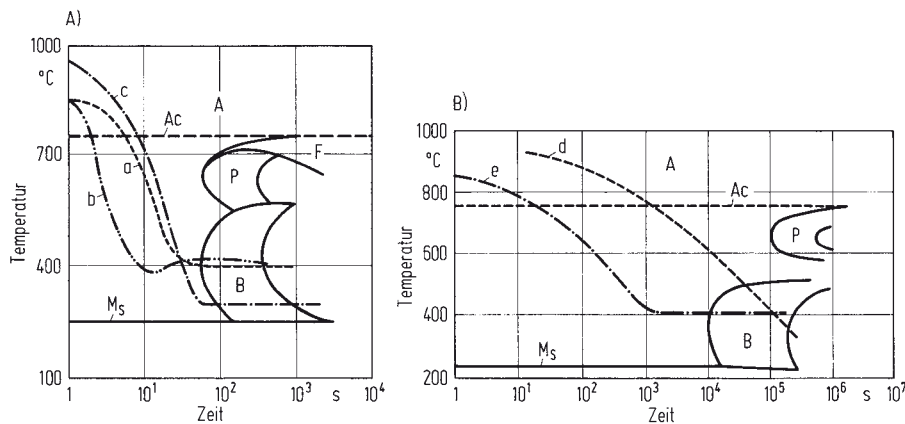


Abb. 5.30: Isothermes Umwandeln in der Bainitstufe (nach Motz 1985)

A: Austenit, B: Bainit, P: Perlit, F: Ferrit, M_s : Martensitstarttemperatur

ZTU-Schaubild A): Unlegierter oder niedriglegierter Grauguss, Kurve a: Abschrecken von 850 °C im Salzbad auf ca. 400 °C, Werkstoff: zäh, $HV \approx 280$, Kurve b: Abschrecken von 850 °C in Emulsion oder Ölbad und Anlassen bei ca. 400 °C, Werkstoff: zäh, $HV \approx 280$, Kurve c: Abschrecken von 950 °C im Salzbad auf ca. 300 °C oder im Ölbad auf ca. 250 °C und Anlassen auf ca. 300 °C, Werkstoff: hart, $HV \approx 400$,

ZTU-Schaubild B): legierter Graugusswerkstoff, Kurve d: Abkühlen in der Gießform, Kurve e: Abkühlen durch bewegte Luft oder im Wirbelbett, Überführung in den Anlassofen

in Form von Zementit vorhandene Kohlenstoff sehr schnell aufgelöst wird.

- Von der Austenitisierungstemperatur muss danach so rasch abgekühlt werden, dass vor dem Erreichen der isothermischen Umwandlungstemperatur keine Perlitbildung stattfinden kann.

Für diesen Arbeitsschritt geben die Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (ZTU) für isotherme Umwandlung die Verfahrensrichtlinien an. Unlegierte Werkstoffe (Abb. 5.30A) können so zum Beispiel in Salzbädern bis zu Wanddicken von ca. 10 mm vergütet werden. Beim Abschrecken in wässrigen Emulsionen oder in bis auf 250 °C aufgeheizten Warmbadölen muss die Verweilzeit im Abschreckbad den Wanddicken angepasst werden, um ungefähr bei der vorgesehenen Umwandlungstemperatur das Gussstück auszubringen und in einen vorgeheizten Anlassofen überzuführen. Eine gleichmäßige Vergütung kann auf diese Weise nur dann erreicht werden, wenn keine zu großen Wanddickenunterschiede in den Gussstücken vorliegen.

- Bei größeren Wanddicken ist es notwendig, durch Legieren, vorzugsweise mit Molybdän, Nickel bzw. Kupfer, die Grundmasse umwandlungsträger einzustellen. Durch Zulegieren von Nickel und Molybdän (Abb. 5.27) wird der Umwandlungsbeginn zu längeren Ansprungs-

zeiten verschoben. Außerdem wird die Abkühlungsdauer verlängert. Da diese bei höheren Gussstückwanddicken erforderlich ist werden die Nickelgehalte entsprechend zu legiert (Tab. 5.13).

- Gleichzeitig werden Molybdängehalte von etwa 0,5 bis 0,8 Masse-% vorgesehen, die den Beginn der Perlitumwandlung zu längeren Zeiten verschieben und die Martensitstart-Temperatur senken (Abb. 5.26). Als Maß für den Einfluss der jeweiligen Legierungszusätze auf die perlitfreie Umwandlung wird häufig der Abstand des Perlit-Umwandlungsbeginns („Perlit-Nase“) von der Ein-Sekunden-Linie im ZTU-Diagramm angegeben und als Perlit-Zeit definiert (Hasse 1996).
- Darüber hinaus ist es auch möglich, durch den Einsatz höher legierter Werkstoffe, wie z. B. den verschleißbeständigen Hartguss G-X 300 NiMo 3 Mg (DIN 1695), im Gusszustand oder über eine langsamere Abkühlung aus dem Austenitgebiet eine bainitische Matrix einzustellen (Abb. 30B). Hiervon wird bei größeren Gussstücken, wie z. B. Profilwalzen für Stahlwerke, Gebrauch gemacht. Bei leichten bis mittelschweren Gussstücken haben jedoch die Arbeitsweisen entsprechend Abbildung 5.30A die größere Anwendung gefunden (Motz 1985, Johansson 1977, Dorazil 1982, Hauke 1983, Mannes 1985, Blackmore 1985).

Wanddicke [mm]	12 – 30	30 – 40	40 – 60	60 – 80
Nickelgehalt [Masse-%]	1,0 – 1,5	1,5 – 2,0	1,8 – 2,6	2,4 – 2,8

Tab. 5.13: Nickelzugabe für höhere Wanddicken

- Bei der eingestellten konstanten Umwandlungstemperatur wird der Werkstoff so lange gehalten, bis der gewünschte Anteil des Gefüges in Bainit umgewandelt worden ist. Die hierfür erforderliche Glühdauer kann den isothermischen ZTU-Schaubildern entnommen werden. Da hierbei ein enger Zusammenhang zwischen der Inkubationszeit bis zum Umwandlungsbeginn und der Umwandlungsdauer besteht, ist man zur Erreichung einer möglichst kurzen Umwandlungsdauer bestrebt, durch Legierungselemente das Einsetzen der Umwandlung nur so weit zu verzögern, wie dies auf Grund der Wanddicke des Gussstückes für die umwandlungsfreie Abkühlung aus dem Austenitgebiet erforderlich ist.
- Die technologischen Eigenschaften des Werkstoffs werden durch die Umwandlungstemperatur maßgeblich beeinflusst. Bei höheren Temperaturen im Bildungsgebiet des oberen Bainits erhält man weitgehend zähe Werkstoffe, deren Härten denen des Perlits ähnlich sind. In Temperaturbereichen oberhalb der Martensitstarttemperatur bis zu ca. 340 °C bildet sich der untere Bainit mit größeren Härten; die hierbei erhaltenen Werkstoffeigenschaften zeichnen sich im allgemeinen durch eine höhere Verschleißbeständigkeit aus.
- Im Anschluss an die Umwandlung wird auf Raumtemperatur abgekühlt. Meist geschieht dies zur Verminderung von Eigenspannungen an Luft. Mitunter wird jedoch nach unvollständiger Umwandlung auch in Flüssigkeit abgekühlt, um einen gewissen Martensitanteil in der Grundmasse einzustellen.

Bainitisches Gusseisen mit Lamellengraphit kann Zugfestigkeitswerte von 400 bis 500 MPa erreichen, die sich bis auf 650 MPa steigern lassen (Davis 1996). Im Gegensatz zu unlegiertem Gusseisen ist der bainitische Werkstoff bis zu einer Brinellhärte von 320 HB noch gut bearbeitbar und die Kerbschlagarbeit erreicht das Zwei- bis Dreifache der an hochwertigem Grauguss gemessenen Werte. Der betriebliche Einsatz von bainitischem Grauguss mit Lamellengraphit ist allerdings gegenüber dem bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI-Qualitäten) stark zurückgegangen.

Für Temperguss ist in Abbildung 5.31 der Einfluss des Siliziums auf das Umwandlungsverhalten dargestellt. Mit zunehmenden Gehalten an Silizium steigt die Martensitstarttemperatur an. Dies ist darauf zurückzuführen, dass mit höheren Siliziumgehalten die Löslichkeit des Kohlenstoffs im Austenit vermindert wird. Niedrigere Anteile an gelöstem Kohlenstoff in der Matrix erhöhen die Martensitstarttemperatur. Die Umwandlung wird, nach einer 60-minütigen Austenitglühung bei 850 °C, mit steigendem Siliziumgehalt auch zu kürzeren Anlaufzeiten

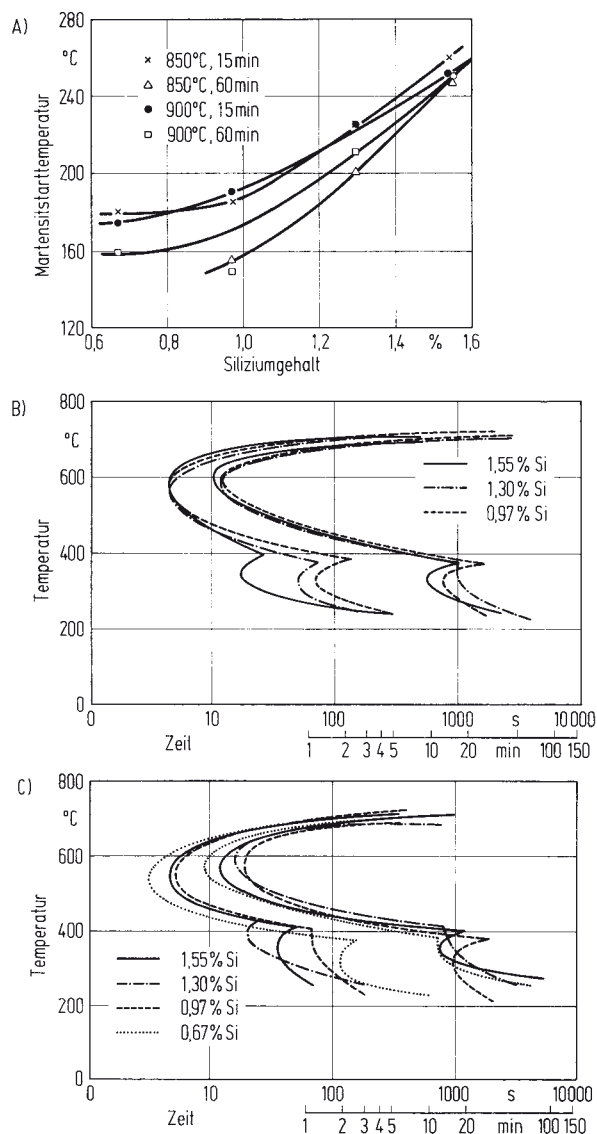


Abb. 5.31: Einfluss unterschiedlicher Siliziumgehalte auf die Umwandlung von schwarzem Temperguss (Siepmann 1970): A) Änderung der Martensitstarttemperatur, B) Umwandlungsbeginn und Umwandlungsende (T_A : 850 °C, t_A : 60 min)

verschoben (Abb. 5.31B). Dies wird auch durch den geringeren Anteil an gelöstem Kohlenstoff bewirkt.

Bei einer Bainitvergütung sind die Auswirkungen von Austenitisierungstemperatur und Legierungselementen für Kugelgraphitguss- und schwarze Temperguss-Sorten ähnlich, sodass entsprechende Schaubilder für graphithaltige Gusseisen- und Tempergusswerkstoffe gemeinsam betrachtet werden können, sofern sie ähnliche Legierungszusammensetzungen aufweisen. Festigkeitseigenschaften, die nach Bainitvergütung an schwarzem Temperguss erzielt wurden, sind Tabelle 5.14 zu entnehmen.