



Universität der Bundeswehr München

Institut für **Werkstoffe**
des Bauwesens

Werkstoffe des Bauwesens I
Chemie und Eigenschaften metalli-
scher Werkstoffe
- Stahl und NE-Metalle -

Univ.-Prof. Dr.-Ing. K.-Ch. Thienel

Herbsttrimester 2023

Inhaltsverzeichnis

	1
1 Einleitung	7
1.1 Allgemein	7
1.2 Geschichtliches [4]	8
2 Eisen	10
2.1 Die Eisengruppe [5]	10
2.2 Rohstoffe	10
3 Metallkundliche Grundlagen	12
3.1 Eigenschaften der metallischen Strukturen [2]	12
3.2 Eigenschaften der Metalle	13
3.3 Aufbau der metallischen Phasen	14
3.4 Eisen-Kohlenstoff Diagramm	15
3.5 Metallgefüge und deren Bereiche im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm	19
4 Vom Erz zum Stahl	22
4.1 Allgemeines	22
4.2 Erzeugung von Roheisen im Hochofen	23
4.3 Hochofenprozess [5]	24
4.4 Prozessabläufe im Stahlwerk	26
4.4.1 Roheisenentschwefelung	26
4.4.2 Stahlherstellungsverfahren [2, 8]	27
4.4.2.1 LD-Verfahren	27
4.4.2.2 Elektrostahl-Verfahren	28
4.4.2.3 Energieoptimierungsöfen	29
4.4.3 Sekundärmetallurgie	29
4.4.3.1 Fällungsdesoxidation	30
4.4.3.2 Vakuumbehandlung	31

4.5	Vergießen von Stahl	32
4.5.1	Strangguss	32
4.5.2	Blockguss	34
4.6	Formgebung des Stahls	34
4.6.1	Warmwalzen	35
4.6.2	Kaltwalzen und Kaltverformen	36
4.7	Umwandlungen	37
4.7.1	Wärmebehandlung von Stählen	37
4.7.2	Glühen	38
4.7.3	Härten	39
5	Mechanische Eigenschaften von Stählen	42
5.1	Spannungs-Dehnungs-Linie	42
5.2	Beeinflussung durch Legierungselemente	44
5.3	Einfluss der Herstellverfahren und Behandlungsmethoden	45
5.4	Zähigkeit	48
5.5	Festigkeit unter schwingender Beanspruchung	49
5.6	Einfluss von Temperatur auf die Stahleigenschaften	51
6	Handelsformen und Bezeichnungen	55
6.1	Allgemeines	55
6.2	Baustähle	55
6.2.1	Allgemeine Baustähle	55
6.2.2	Feinkornbaustähle	56
6.2.3	Wetterfeste Baustähle	58
6.2.4	Korrosionsbeständige Baustähle	58
6.2.5	Stahlbezeichnung und Werkstoffnummer	59
6.3	Stähle des Massivbaus	59
6.3.1	Betonstähle	59

6.3.2	Spannstähle	62
7	Schweißen	64
	Übersicht	64
7.1	Widerstandsschweißen	64
7.2	Schmelzschweißen	66
7.2.1	Aluminothermisches Schweißen	66
7.2.2	Gasschmelzschweißen	67
7.2.3	Lichtbogen-Handschiweißen (E-Schweißen)	68
7.2.4	Metall-Schutzgasschweißen (MIG, MAG)	68
7.3	Schweißbarkeit	69
7.3.1	Übersicht	69
7.3.2	Schweißbeignung	70
7.3.3	Schweißmöglichkeit	73
7.3.4	Schweißsicherheit	73
7.4	Elektroden für das Lichtbogenhandschweißen	74
7.5	Schweißnahtprüfungen	76
8	Schweißen von Betonstählen	77
9	Schrauben	79
10	Nichteisenmetalle	80
10.1	Aluminium	80
10.1.1	Rohstoff	80
10.1.2	Herstellung	80
10.1.3	Bautechnische Bedeutung	81
10.1.4	Mechanische Eigenschaften	85
10.1.5	Bezeichnungen	87
10.1.6	Fügeverfahren	88
10.1.7	Korrosionsschutz und Oberflächenbehandlung	89

10.2	Kupfer	89
10.2.1	Rohstoff	90
10.2.2	Herstellung	90
10.2.3	Bautechnische Bedeutung	90
10.2.4	Mechanische Eigenschaften [2, 49]	91
10.2.5	Bezeichnungen	91
10.2.6	Korrosionsschutz [49]	92
10.3	Zink	93
10.3.1	Rohstoff	93
10.3.2	Herstellung	93
10.3.3	Bautechnische Bedeutung	94
11	Metallkorrosion	96
11.1	Chemische Korrosion	96
11.1.1	Eisen und Stahl	97
11.1.2	Aluminium	98
11.1.3	Kupfer	98
11.1.4	Zink	98
11.1.5	Blei	99
11.2	Elektrochemische Korrosion	99
11.2.1	Anodischer Teilprozess	100
11.2.2	Kathodischer Teilprozess	100
11.2.2.1	Wasserstoffentladung	100
11.2.2.2	Sauerstoffreduktion	101
11.2.3	Korrosionsarten und Korrosionserscheinungen	101
11.2.3.1	Flächenkorrosion	101
11.2.3.2	Narben- und Lochkorrosion	102
11.2.3.3	Spaltkorrosion	103

11.2.3.4	Kontaktkorrosion (galvanische Korrosion)	103
11.2.3.5	Korrosion durch unterschiedliche Belüftung	104
11.2.3.6	Streustromkorrosion	104
11.2.3.7	Spannungsrisskorrosion	105
11.2.4	Korrosion von Metallen an der Atmosphäre	106
11.2.4.1	Atmosphärische Korrosion von Baustahl	106
11.2.4.2	Atmosphärische Korrosion von Nichteisenmetallen	107
11.2.5	Korrosion von Metallen im Boden	108
11.3	Korrosionsschutz	110
11.3.1	Aktiver Korrosionsschutz	110
11.3.2	Passiver Korrosionsschutz	111
11.3.2.1	Metallische Überzüge	111
12	Literatur	113

Das vorliegende Skript basiert in Teilen auf den Skripten „Stahl und Korrosion“ sowie „Nichteisenmetalle“ zur Grundvorlesung in Baustoffkunde von Herrn Univ.-Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E.h. P. Schießl vom Lehrstuhl für Baustoffkunde und Werkstoffkunde der Technischen Universität München [1, 2]. Für dessen freundliche Genehmigung ich mich ausdrücklich bedanke.

1 Einleitung

1.1 Allgemein

Metalle sind im festen Zustand kristalline Stoffe. Als Baustoffe werden sie nicht in ihrer elementaren Form sondern fast ausschließlich als Legierungen verwendet. Die größte Bedeutung kommt Stahl, einer Legierung im Wesentlichen aus Eisen und Kohlenstoff zu. Die für das Bauwesen wichtigen Metalle zeigt Bild 1.

The diagram shows a portion of the periodic table with the following elements highlighted in green boxes:

- 12 Mg (Group 2)
- 21 Sc, 22 Ti, 23 V, 24 Cr, 25 Mn, 26 Fe, 27 Co, 28 Ni, 29 Cu, 30 Zn (Transition metals)
- 42 Mo, 74 W (Transition metals)
- 47 Ag, 79 Au (Transition metals)
- 13 Al (Group 13)

A dashed diagonal line separates the highlighted metals from the non-metals (groups 3-7). A black circle highlights the element Fe (Iron).

Bild 1: Stellung der bautechnisch wichtigsten Metalle im Periodensystem der Elemente [3]

Die mechanischen Eigenschaften der Metalle sind wesentlich von der Struktur und dem Gefügebau (Korngröße und Kornform) abhängig. In Metallen befinden sich die Atome in einer regelmäßigen, geordneten räumlichen Anordnung. Die wichtigsten Eigenschaften der Metalle sind die hohe Festigkeit bei guter Verformbarkeit. Für ein gezieltes Beeinflussen der Eigenschaft während der Formgebung von Eisen und Stahl ist daher die genaue Kenntnis der inneren Strukturen unerlässlich.

Für den Einsatz im Bauwesen interessiert der Vergleich mit anderen Baustoffen, z. B. mit Beton. Ein wesentlicher Unterschied zwischen den beiden Werkstoffen liegt im Verhältnis zwischen Zug- und Druckfestigkeit. Während die Zugfestigkeit von Beton nur etwa ein Zehntel seiner Druckfestigkeit beträgt, sind Zug- und Druckfestigkeiten bei Stahl i. d. R. gleich groß, der Bereich des praktisch genutzten Festigkeitsniveaus liegt eine Größenordnung über dem des Betons. Dadurch wird das etwa dreimal höhere Gewicht von Stahl mehr als ausgeglichen, sodass man mit Stahl bei kleinerem Gewicht größere Spannweiten als mit Beton überbrücken kann. Allerdings schneidet beim Verhältnis der Kosten zur Festigkeit der Baustoff Beton je nach Marktsituation um den Faktor 3 günstiger ab als Baustahl. Diese Vergleiche machen deutlich, dass in Anwendungsfällen, bei denen das Eigengewicht des Baustoffes nur eine untergeordnete Rolle spielt, Beton deutliche wirtschaftliche Vorteile hat, während Stahl immer dann Vorteile hat, wenn das Eigengewicht der Konstruktion von Bedeutung ist (z. B. weitgespannte Konstruktionen).

Die Eigenschaften von Stahl lassen sich durch die chemische Zusammensetzung und den Herstellprozess in weiten Grenzen beeinflussen. Die gute Verformbarkeit bzw. Weiterverarbeitbar-

keit (Schweißen, Verschrauben) von Stahl und Eisen ermögliche eine Vielzahl unterschiedlichster Konstruktionen. Nachteile von Stahl und Eisen sind die Korrosionsanfälligkeit und die Temperaturempfindlichkeit.

1.2 Geschichtliches [4]

Die Eisengewinnung begann vor etwa 3000 Jahren unabhängig voneinander vermutlich an mehreren Punkten der Erde. Die Anwendung von Eisen scheint in allen Fällen weit vor dem Beginn jener Periode zu liegen, die wir als „Eisenzeit“ (ab 800 v. Chr.) bezeichnen. Geschichtlich nachweisbar, durch Funde von Lanzenspitzen und Beilen, ist das Eisen auf deutschem Boden bis in den Beginn des vorchristlichen Jahrtausends.

Die Entwicklungslinien der Eisenerzeugung können anhand der Verhüttungsöfen für die Eisenerze verfolgt werden. Die Reihenfolge Rennöfen – Stücköfen – Floßöfen – Holzkohlehochöfen – Kokshochöfen – Direktreduktion beschreibt annähernd die geschichtliche Entwicklung bis zur Gegenwart. In Rennöfen wurden gereinigte Eisenerze mit Holzkohle niedergeschmolzen. Anfangs wurden die Öfen mit dem natürlichen Luftzug betrieben, später sorgten handbetriebene Blasebälge für den notwendigen Luftüberschuss. Das Ergebnis dieses Reduktionsvorganges war ein etwa kindskopfgroßer Klumpen, der mit Schlacke durchsetzt war. Dieser Klumpen aus schmiedbarem Eisen wurde als Luppe bezeichnet. Durch wiederholtes Aufheizen und Schmieden wurden die Schlackenreste ausgetrieben. Die Luppen wurden dann meist sofort in Fertigerzeugnisse umgewandelt. An dieser Verfahrensweise änderte sich bis ins Mittelalter grundsätzlich nichts. Die immer bessere Ausnutzung der Wärme in den Öfen, unterstützt durch wassergetriebene Blasebälge, ließ die Temperaturen so weit ansteigen, dass der Einsatz aufgeschmolzen wurde und in flüssiger Form anfiel. Mit diesem Produkt beginnt die Entwicklung des Hochofens.

Die Namensgebung belegt, wie sehr unerwünscht dieses flüssige Produkt anfangs war. Man sprach von „rohem“ Eisen, Dreckseisen und im Englischen von „Pig iron“ (Schweineeisen). Trotz alledem wurde dieses so unerwünschte Produkt „Roheisen“ das wichtigste Ausgangsmaterial der heutigen Stahlerzeugung. Man konnte dieses rohe Eisen erst einsetzen, wenn es, wie es damals hieß, „gereinigt“ worden war. Diesen Vorgang bezeichnete man damals wie heute als „**Frischen**“. Hierbei werden unter der Einwirkung von Luftüberschuss in der Hauptsache Kohlenstoff und weitere Begleitelemente herausgebrannt.

Zur Herstellung eines geeigneten Fertigprodukts waren nunmehr zwei Arbeitsgänge erforderlich, nämlich die Reduktion der Eisenerze zu Roheisen und anschließend das Frischen zu schmiedbarem Eisen, also zu Stahl. Die weiteren technischen Entwicklungen lagen daher schwerpunktmäßig auf dem Gebiet des Frischens, dem gezielten Einstellen der gewünschten Analysewerte und der Gießverfahren bis hin zum heute üblichen Strangguss.

Parallel dazu wurde die Umformung des Stahls entsprechend der zur Verfügung stehenden Energieform (Dampf, Strom) weiterentwickelt. Einen Überblick über die Entwicklung der Technologie zur Stahlerzeugung und -umformung sowie der Weltrohhstahlerzeugung gibt Bild 2.

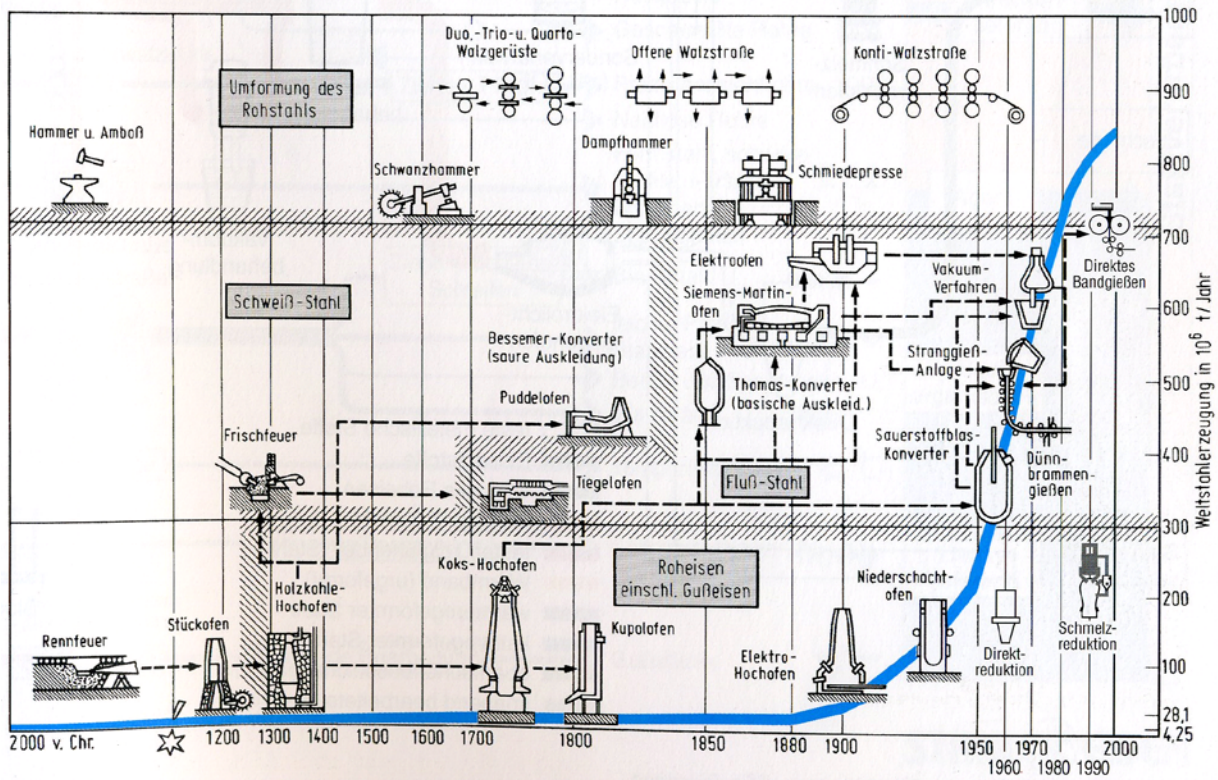


Bild 2: Entwicklung der Technologie zur Stahlerzeugung und -umformung [4]

2 Eisen

2.1 Die Eisengruppe [5]

Unter der **Eisengruppe** versteht man nicht wie bei anderen Nebengruppen im Periodensystem der Elemente (PSE) die drei untereinander stehenden Elemente Eisen, Ruthenium und Osmium, sondern die drei in der VIII. Nebengruppe nebeneinander stehenden Elemente Eisen (Fe), Kobalt (Co) und Nickel (Ni) (vgl. Tabelle 1), die sich chemisch ähnlicher sind als erstere. Die Elemente weisen eine abnehmende Beständigkeit (zunehmende Oxidationswirkung) der höchsten Oxidationsstufe auf, die numerisch mit der Gruppennummer übereinstimmt. Gleichzeitig zeichnet sich die zweiwertige Stufe durch eine höhere Stabilität aus. Daher tritt seltener der Gesamtzahl der Außenelektronen entsprechende Maximalwertigkeit auf (Eisen ist maximal sechswertig, Kobalt maximal fünfwertig und Nickel maximal vierwertig). Die zweiwertigen Stufen sind in der Reihenfolge Fe^{2+} , Co^{2+} , Ni^{2+} zunehmend beständiger. Am Aufbau der Erdrinde sind die Metalle der Eisengruppe mit 4,7 (Fe), 0,0037 (Co) und 0,015 (Ni) M.-% beteiligt.

Tabelle 1: VIII. Nebengruppe im Periodensystem der Elemente (Ausschnitt)

Gruppe Periode	Nebengruppe (Übergangselemente)		
	VIII		
4 <i>N-Schale</i>	26 55,8 <i>Fe</i> Eisen	27 58,9 <i>Co</i> Kobalt	28 58,7 <i>Ni</i> Nickel
5 <i>O-Schale</i>	44 101,1 <i>Ru</i> Ruthenium	45 102,9 <i>Rh</i> Rhodium	46 106,4 <i>Pd</i> Palladium
6 <i>P-Schale</i>	76 190,2 <i>Os</i> Osmium	77 192,2 <i>Ir</i> Iridium	78 195,1 <i>Pt</i> Platin

2.2 Rohstoffe

Unter den Elementen der Eisengruppe hat Eisen mit Abstand die größte bautechnische Bedeutung. Es liegt in magmatischen Gesteinen in der Regel in zweiwertiger Form vor, während es in Verwitterungsprodukten meistens als dreiwertiges Eisen zu finden ist. Aus Roheisen werden in mehreren Verarbeitungsschritten unter anderem Stahl und Gusseisen hergestellt. Rohstoff für das Roheisen sind **Eisenerze**. Die Wichtigsten sind (Bild 3):

1. Magnet Eisenstein Fe_3O_4 . Magnet Eisenstein enthält bei den wirtschaftlich genutzten Lagerstätten 45 – 70 % Eisen.
2. Roteisenstein Fe_2O_3 und Brauneisenstein $Fe_2O_3 \cdot x H_2O$ ($x \approx 1,5$). Roteisenstein enthält bei den wirtschaftlich genutzten Lagerstätten 40 – 60 % Eisen. Brauneisenstein ist das verbreitetste Eisenerz und enthält bei den wirtschaftlich genutzten Lagerstätten 60 % Eisen. In Deutschland liegen zwei Lagerstätten bei Salzgitter und bei Peine.
3. Spateisenstein $FeCO_3$ hat einen Eisengehalt von 25 – 40 % Eisen. In Deutschland kommt Spateisenstein vor allem im Siegerland vor.
4. Eisenkies FeS_2 (Schwefelkies, Pyrit (Schwefel liegt im Pyrit vor als Disulfid-Ion S_2^{2-})) wird zunächst zum Gewinnen von Schwefelsäure eingesetzt. Der dabei anfallende „Kiesabbrand“ enthält 60 – 65 % Eisen und wird u. a. für die Eisengewinnung eingesetzt.

Die untere Grenze des Eisengehalts für einen wirtschaftlichen Abbau liegt bei etwa 18 %.

Bezeichnung	Chem. Formel	Eisengehalt						Gangart							
		10	20	30	40	50	60	%	10	20	30	40	50	%	
Magneteisenstein	Fe_3O_4							> 59							> 3
								< 67							< 12
Roteisenstein	Fe_2O_3							> 30							> 20
								< 50							< 45
Brauneisenstein	Fe_2O_3 H_2O							> 24							> 32
								< 34							< 45
Spateisenstein	FeCO_3							> 30							> 7
								< 40							< 10

Bild 3: Zusammensetzung von Erz für die Roheisenherstellung [3]

3 Metallkundliche Grundlagen

3.1 Eigenschaften der metallischen Strukturen [2]

Metalle zeichnen sich durch Valenzelektronen aus, die im so genannten Elektronengas frei beweglich sind und dabei im Atomverband bleiben.

Da keine gerichteten Bindungskräfte vorliegen, welche die Struktur bestimmen, sind die Anziehungskräfte in Metallen praktisch richtungsunabhängig. Damit ist die Voraussetzung für die Bildung dichtester Packungen gegeben, das heißt, hohe Raumfüllung und hohe Koordination der Atome. Die festen metallischen Elemente, Legierungen und Verbindungen sind nach regelmäßigen Strukturen in einem atomaren Gitteraufbau gestapelt, den man als kristallin bezeichnet. Kristalle haben richtungsabhängige (anisotrope) physikalische Eigenschaften.

Die Atomrümpfe kann man sich als starre Kugeln vorstellen, die sich bei dichtest gepackten Strukturen berühren. Jedes Atom kann so höchstens 12 nächste Nachbarn haben, das entspricht der Koordinationszahl 12. Eine derartige Packung wird u. a. von einem **kubisch-flächenzentrierten (kfz) Gitter** realisiert. Eine weitere, bei Metallen häufig auftretende Struktur ist das **kubisch-raumzentrierte (krz) Gitter**. Seine Koordinationszahl beträgt 8, es hat damit also auch eine hohe Raumfüllung.

Bild 4 zeigt maßstäblich die Gitterformen des Eisens anhand einer so genannten Elementzelle. In der Darstellung werden nur die Kernmittelpunkte gezeigt. In Wirklichkeit berühren sich die Atome, in der am dichtesten gepackten Ebene (grün eingezeichnet).

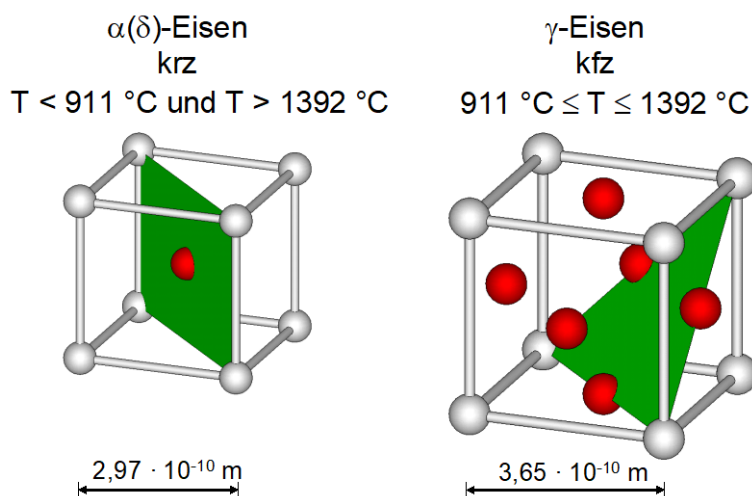


Bild 4: Gitterformen des Eisens

Die Eigenschaften von Metallen lassen sich durch **Legieren** (Verschmelzen) mit anderen Metallen stark verändern. Durch das Legieren können z. B. die Festigkeitswerte erhöht und die Schmelzpunkte gesenkt werden. Metalle für tragende Bauteile sind Legierungen. Ihre technischen Eigenschaften hängen sowohl vom Grundmetall als auch von Art, Verteilung und metallphysikalischer Anordnung der Fremdelemente ab. An jeder Legierung sind mindestens zwei Elemente beteiligt (zwei Metalle oder Metall und Nichtmetall).

Mischkristalle entstehen sowohl durch ungewollte Verunreinigungen als auch durch gewollte Legierungszusätze. Bild 5 zeigt schematisch mögliche Gitterformen von Mischkristallen.

Werden Atome des Grundgitters durch Fremdatome ersetzt, z. B. Mangan, Nickel, Chrom in Eisen, so entstehen **Substitutionsmischkristalle** (Austauschmischkristalle), bei denen die beteiligten Elemente ein gemeinsames Kristallgitter aufbauen.

Elemente mit sehr kleinen Atomradien haben die Fähigkeit, sich in Zwischengitterplätze einzubauen und **interstitielle (eingelagerte) Mischkristalle** zu bilden, z. B. Wasserstoffe, Sauerstoff, Kohlenstoff, Stickstoff in Eisen.

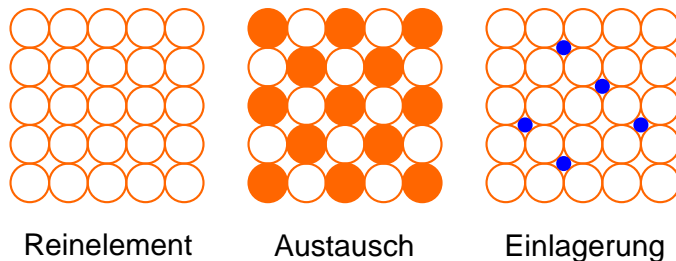


Bild 5: Gitterformen von Mischkristallen [2]

3.2 Eigenschaften der Metalle

Die Metalle werden nach ihrer Dichte in zwei Gruppen unterteilt:

- Leichtmetalle mit einer Dichte $< 4,5 \text{ g/cm}^3$ und
- Schwermetalle mit einer Dichte $> 4,5 \text{ g/cm}^3$.

Ein weiteres Ordnungsmerkmal ist die Lage des Schmelzpunktes: Metalle mit einem **Schmelzpunkt** oberhalb $1750 \text{ }^\circ\text{C}$ werden als hoch schmelzend bezeichnet.

Tabelle 2: Dichten und Schmelzpunkte von Metallen

Metall	Dichte [kg/m ³]	Metall	Schmelzpunkt [°C]
Kalium	860	Zinn	232
Magnesium	1740	Cadmium	321
Aluminium	2690	Blei	327
Titan	4430	Zink	419
Zink	7140	Aluminium	660
Zinn	7290	Kupfer	1083
Eisen	7860	Mangan	1245
Nickel	8890	Nickel	1452
Kupfer	8930	Eisen	1536
Molybdän	10200	Chrom	1860
Blei	11300	Molybdän	2622
Wolfram	19100	Wolfram	3370

Die meisten Metalle sind **unedel**. Sie kommen in der Natur an der Erdoberfläche in Gestalt von Verbindungen vor und haben das Bestreben, aus dem metallischen Zustand in die Form chemischer Verbindungen mit Nichtmetallen zurückzukehren. Viele Metalle reagieren deshalb sehr

leicht mit aggressiven Flüssigkeiten und Gasen, mit Wasser und wässrigen Lösungen; sie korrodieren.

3.3 Aufbau der metallischen Phasen

Beim langsamen Erhitzen bzw. Abkühlen von reinem Eisen erkennt man Unstetigkeiten im Temperaturverlauf. Im schmelzflüssigen Zustand ist das Metall nicht mehr kristallin aufgebaut, die Gitterstruktur ist aufgehoben, alle Atome sind gegeneinander beweglich. Das Abkühlen ist gleichbedeutend mit Energieentzug, dadurch wird die Bewegungsmöglichkeit der Atome geringer. Bei der Temperatur des Schmelz- oder Erstarrungspunktes bilden sich aus den regellos verteilten Atomen dann die geordneten Elementarzellen der Kristalle. Dieser Vorgang erfordert Zeit, sodass trotz äußerer konstanter Abkühlung die Temperatur des Metalls so lange konstant bleibt, bis die ganze Schmelze erstarrt ist.

In Bild 6 sind Abkühl- und Aufheizkurven von reinem Eisen zusammen mit den jeweiligen Raumstrukturen dargestellt. Bei Raumtemperatur weist reines Eisen ein raumzentriertes Gitter auf und wird **α -Eisen** genannt. Zwischen 769 °C und 911 °C weist Eisen immer noch eine α -Struktur auf, ist jedoch unmagnetisch. Dieser Zustand wird auch **β -Eisen** genannt. Im raumzentrierten Gitter bilden 8 Atome die Eckpunkte, ein Atom befindet sich im Schwerpunkt des gedachten Würfels. Beim Erwärmen auf eine Temperatur von 911 °C klappt das raumzentrierte Gitter in ein flächenzentriertes Gitter um: 8 Atome bilden weiter die Eckpunkte des gedachten Würfels, je ein Atom befindet sich zentrisch in einer Würfelfläche, das Würfelinnere bleibt frei. Man spricht hier von einer **allotropen Umwandlung in γ -Eisen**. Bei reinem Eisen verursachen nicht nur die Änderungen des Aggregatzustandes, sondern auch Veränderungen im Gitteraufbau sowie der Umschlag vom ferromagnetischen in den unmagnetischen Zustand Haltepunkte. Die Punkte werden mit „A“ (arrêt = Stillstand) bezeichnet, der Zusatz „c“ kennzeichnet den Haltepunkt bei der Erwärmung (chauffage = Erwärmung), der Zusatz „r“ den bei der Abkühlung (refroidissement = Abkühlung).

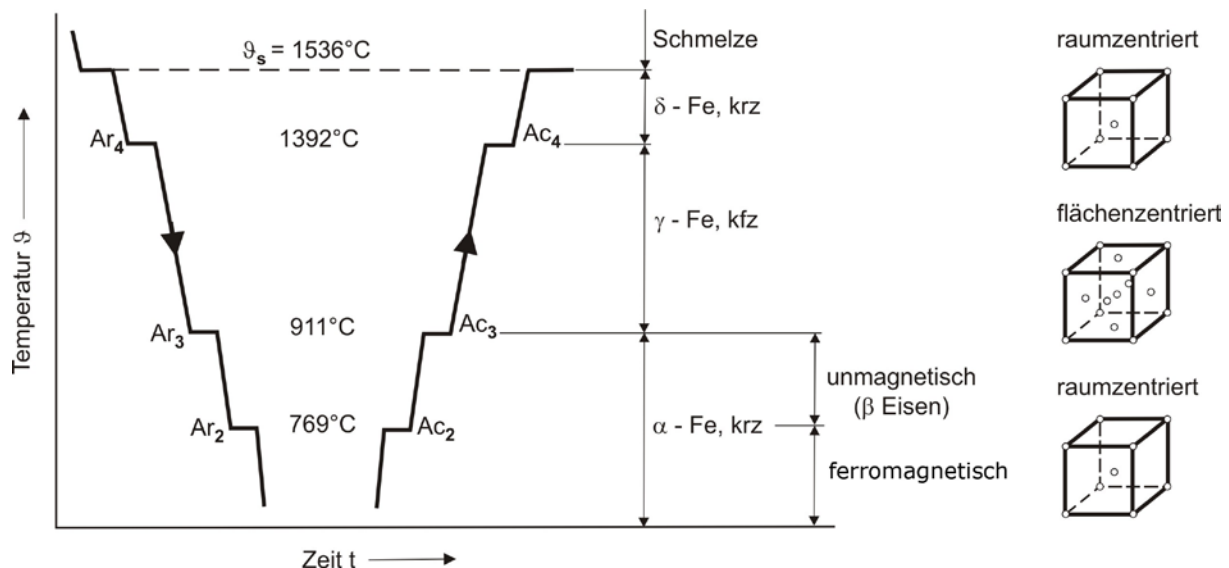


Bild 6: Phasenübergänge von reinem Eisen bei Abkühlen und Aufheizen

Die Angabe Ar₄ bedeutet also z. B. Haltepunkt durch Abkühlung bei der Temperatur von 1392 °C (Umwandlung des δ -Fe in γ -Fe). Die Angabe Ac₃ bedeutet Haltepunkt durch Erhitzen bei der Temperatur von 911 °C (Umwandlung des α -Fe in γ -Fe).

Beim Übergang in den festen Aggregatzustand ordnen sich die Atome. An einzelnen Stellen der Schmelze bilden sich spontan Keime, die als Kristallisationszentren (Kristallisationskeime)

wirken. Oft werden die Keime auch durch Verunreinigungen gebildet, die in den Metallen enthalten sind. Die Keime wachsen nach verschiedenen Richtungen mit einer bestimmten Kristallisationsgeschwindigkeit, bis sie durch andere Keime in ihrem Wachstum behindert werden. Die Form der Körner wird dadurch unregelmäßig.

Die **Größe der entstehenden Kristalle** wird hauptsächlich durch die Abkühlungsgeschwindigkeit bestimmt. Bei geringer Abkühlungsgeschwindigkeit steigt die Korngröße schnell, die Keimzahl langsam, so entsteht **Grobkorn**. Bei hoher Abkühlungsgeschwindigkeit steigt aufgrund der Unterkühlung die Keimzahl viel schneller an als die Kristallisationsgeschwindigkeit, es kommt daher zur **Feinkornbildung**.

Über die Art des Erstarrungsvorganges kann Einfluss auf die Festigkeitseigenschaften genommen werden. Grobkörnige Erstarrungsbereiche können durch anschließende Umformung oder Wärmebehandlungen feinkörniger ausgebildet werden. Feinkörniges Gefüge hat gegenüber grobkörnigem die besseren Festigkeitseigenschaften.

Beim Erstarren von Legierungen kann es zur Ausbildung von **Seigerungen** kommen. Hierunter versteht man das Entmischen einer vormals homogenen Schmelze. Man unterscheidet Korn- und Blockseigerungen. Bei der **Kornseigerung** ändert sich der Legierungsgehalt innerhalb des einzelnen Kristallkorns. Im Korninneren ist der Anteil an der höher schmelzenden Komponente größer, während näher an den Korngrenzen die niedriger schmelzende Komponente überwiegt. Bei der **Blockseigerung** (vgl. Kapitel 4.5.2) reichert sich im Blockinneren die Restschmelze immer mehr an der niedriger schmelzenden Komponente an.

Ein großer Teil der metallurgischen Vorgänge, z. B. die meisten Umwandlungsprozesse, sind mit einer Wanderung der Atome verbunden, das heißt, mit einem Prozess, der als **Diffusion** bezeichnet wird und der in allen drei Aggregatzuständen auftreten kann. Für die Metallkunde hat die Diffusion im Festkörper eine große Bedeutung.

Die treibende Kraft der Diffusion ist das Bestreben, örtliche Konzentrationsunterschiede zu verringern bzw. zu beseitigen. Grundsätzlich lässt sich sagen, dass die Diffusion in einem System letztendlich zu einem thermodynamisch stabilen Zustand des Systems führt. Bei gleichem Konzentrationsgefälle benötigen gleiche Mengen diffundierender Teilchen bei Gasen einige Sekunden, bei Flüssigkeiten einige Minuten und bei festen Stoffen mehrere Tage bis viele Jahre zum Konzentrationsausgleich.

3.4 Eisen-Kohlenstoff Diagramm

Kohlenstoff ist das wichtigste und zugleich günstigste Legierungselement für Eisen. Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit bis zu rd. 2 % C heißen **Stahl**. Kohlenstoff kann im Eisen in Form von Eisenkarbid (**Zementit Fe₃C**) (Bild 7) oder von elementarem Kohlenstoff (Grafit) vorliegen. Zementit ist energiereicher als reiner Kohlenstoff und daher weniger stabil. Sein Einfluss auf das sich beim Abkühlen einstellende Gefüge wird im Eisen-Kohlenstoff Diagramm dargestellt. Durch unterschiedliche Kohlenstoffgehalte werden die Phasengrenzen verändert. Das gezielte Ausnutzen der von der Temperatur und Zusammensetzung abhängigen Phasengrenzen bildet die Grundlage für die verschiedenen Legierungs- und Wärmebehandlungsmethoden.

Beim Abkühlen einer Stahlschmelze lösen α -Eisen und γ -Eisen Kohlenstoff in ihrem Gitter und bilden damit Einlagerungsmischkristalle. Das **kubisch-raumzentrierte (krz) α -Eisen (Ferrit)** (Kantenlänge 0,297 nm) besitzt infolge seiner dichten Kugelpackung nur noch geringe Hohlräume für die Aufnahme von C-Atomen zwischen den großen Eisenatomen. **Ferrit** ist relativ

weich und korrosionsanfällig. Unterhalb der Curie-Temperatur von 769 °C ist es ferromagnetisch, darüber paramagnetisch.

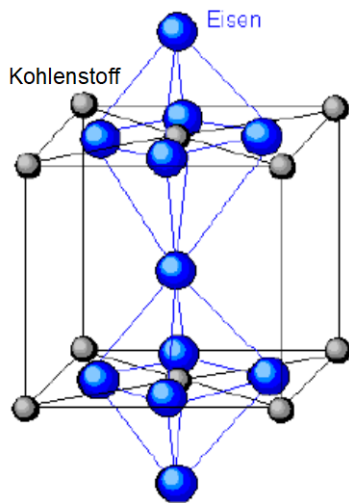


Bild 7: Zementit

Das **kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Eisen (Austenit)** (Kantenlänge 0,365 nm) besitzt dagegen in seinem Gitter infolge der weniger dichten Kugelpackung einen wesentlich größeren Hohlraum zwischen den Eisenatomen. **Austenit** ist der Haupt-Gefüge-Bestandteil vieler nicht-rostender Stähle und ist nicht ferromagnetisch. Er kommt bei Raumtemperatur nur in Legierungen vor.

Damit die größeren C-Atome in den vorhandenen Hohlraum passen, müssen beide Gitter aufgeweitet werden. Dennoch vermag das Gitter des α -Eisens nur wenige C-Atome einzulagern. Mit steigender Temperatur nimmt die Gitteraufweitung noch etwas zu (Bild 8). Deshalb beträgt die maximale Lösungsmenge für Kohlenstoff für

- δ -Eisen dicht unterhalb 1500 °C: 0,1 % C,
- γ -Eisen bei 1147 °C: 2,06 % C und
- α -Eisen bei 723 °C: 0,02 % C.

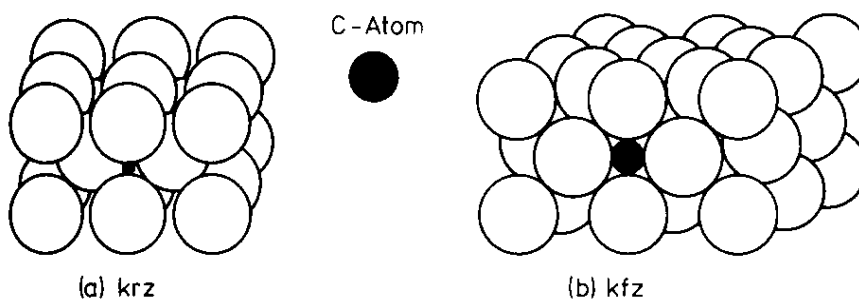


Bild 8: Größenvergleich der Oktaederlücke mit einem Kohlenstoffatom

Als Zustandsschaubild Eisen - Kohlenstoff („**Eisen-Kohlenstoff Diagramm**“) bezeichnet man üblicherweise das Zweistoffsystem Eisen - Grafit. Es ist nur bis zu maximal 8 % Grafit von Interesse, da höhere Grafitgehalte keine weitere Phasenänderung bewirken und technisch unbrauchbare Produkte ergeben. Für Gusseisensorten, die in ihrem Gefüge Grafit enthalten, ist das Zweistoffsystem Eisen - Kohlenstoff maßgebend.

Für Stähle, deren Gefüge **Fe₃C = Eisencarbid (Zementit)** enthalten, hat das metastabile (sinn-

gemäß: das über längere Zeit stabile) Zustandsschaubild Fe - Fe₃C Bedeutung (Bild 9). In Stählen wird durch weitere Legierungszusätze das Fe₃C stabil gehalten. Deshalb wird hier nur das metastabile System Fe - Fe₃C betrachtet; die dabei angestellten Überlegungen gelten sinngemäß auch für das System Eisen - Graphit. Technische Legierungen liegen nur selten über einem Kohlenstoffgehalt von 5 %, daher ist nur die eisenreiche Seite des Diagramms bis 6,67 % von Interesse, entsprechend 100 % Fe₃C. Der Kurvenverlauf im Schaubild wird durch die unterschiedliche Löslichkeit des Kohlenstoffs im α - und γ -Eisen vorgezeichnet. Zusätzlich ist noch ein **eutektoidischer Punkt** zwischen α - und γ -Eisen vorhanden. Hier tritt die zugehörige Hochtemperaturphase als feste Lösung oder Mischkristall auf und nicht als Schmelze. Deshalb wird der Umwandlungspunkt mit der tiefsten Temperatur eutektoidisch (ähnlich einem **Eutektikum**) genannt.

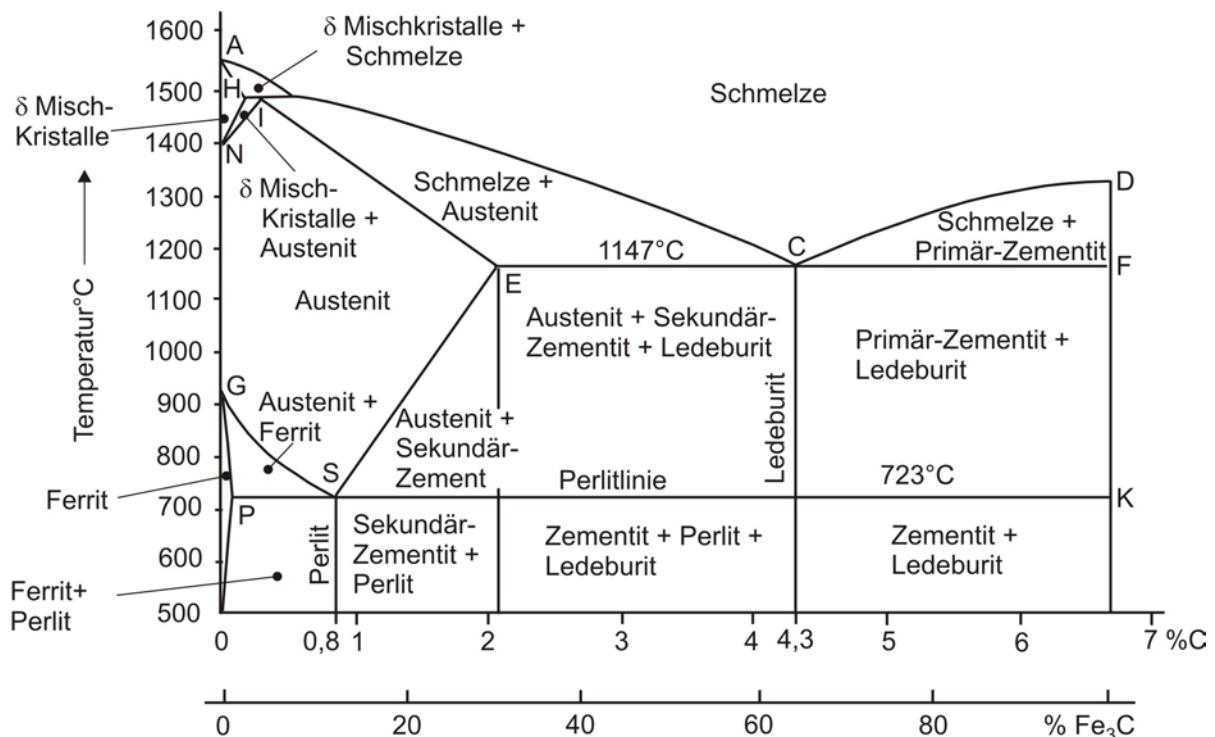


Bild 9: Eisen-Kohlenstoff Diagramm

Der oberhalb 1493 °C liegende peritektische (**peritektisch** sinngemäß: umschmelzend) Bereich hat für die Beeinflussung der Stahleigenschaften keine Bedeutung. Er wird deshalb hier nicht näher erläutert.

Nachfolgend werden die im metallographischen Sprachgebrauch üblichen Bezeichnungen benutzt:

- für α -Eisen = Ferrit,
- für γ -Eisen = Austenit und
- für Fe₃C = Zementit.

Der eutektoidische Bereich (C < 2,06 %)

Eine eutektoidische Legierung enthält 0,8 % Kohlenstoff und entspricht damit genau der Zusammensetzung des eutektoidischen Punktes (S in Bild 9). Oberhalb von 723 °C ist nur Austenit vorhanden, der den gesamten Kohlenstoff in Lösung enthält. Bei 723 °C zerfällt der Austenit in Ferrit und Zementit, die in einer feinkörnigen Verteilung das Eutektoid **Perlit** bilden (siehe

3.5). Die Umwandlung vollzieht sich, genau wie bei einem eutektischen Punkt, bei einer Temperatur und nicht in einem Temperaturintervall. Unterhalb von 723 °C entstehendes Perlit besteht zu 88 % aus Ferrit und zu 12 % aus Zementit. Die Massenanteile der einzelnen Phasen lassen sich für alle Zusammensetzungen im gesamten Temperaturbereich nach dem Hebelgesetz (vgl. „Einführung in die Bauchemie“, Kapitel 4.5) ermitteln.

Auf der von den Punkten PSK gebildeten Isothermen stehen drei Phasen miteinander im Gleichgewicht: Ferrit mit 0,02 % C, Austenit mit 0,8 % C und Zementit mit 6,69 % C. In Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt der Legierung ändern sich nur ihre Massenanteile. Der eutektoidische Bereich wird unterteilt in untereutektoidische Legierungen mit einem Kohlenstoffgehalt bis höchstens 0,8 % C sowie in übereutektoidische Legierungen mit einem Kohlenstoffgehalt von 0,8 bis 2,06 % C.

Untereutektoidische Legierungen ($C < 0,8 \%$)

Ein zuvor auf etwa 900 °C erwärmter Stahl mit 0,4 % C-Gehalt, reines Austenitgefüge (vgl. Bild 10b) bis d) und Bild 11 a), wird abgekühlt. Er erreicht dicht unterhalb 800 °C die Linie G-S. Es beginnt damit die Umwandlung von Austenit in voreutektoidischen Ferrit bei gleichzeitiger Erhöhung des C-Gehaltes im Austenit. Mit sinkender Temperatur wird fortlaufend weiter Ferrit gebildet, während entlang der Linie G-S der Austenit immer kohlenstoffreicher wird. Bei 723 °C erfolgt im Punkt S die gleichzeitige Umwandlung des restlichen Austenits in Ferrit und Zementit.

Übereutektoidische Legierungen ($0,8 \% < C < 2,06 \%$)

Aufheizen

Auch hier wird beim Erwärmen über 723 °C zunächst der gesamte Ferrit in Austenit umgewandelt, wobei mit steigender Temperatur der Zementitgehalt zugunsten des sich bildenden Austenits abnimmt. Gleichzeitig wird der gesamte Kohlenstoff im Austenit gelöst. Eine Legierung mit 2,06 % C besteht danach bei 1147 °C im Punkt E aus Austenit mit gleichem Kohlenstoffgehalt. Das bedeutet, dass im Punkt E der letzte Zementit in Austenit zerfallen ist bzw. sich darin gelöst hat.

Abkühlen

Die beschriebenen Vorgänge kehren sich bei der Abkühlung genau um: Ein Stahl mit 1,8 % C besteht bei 1080 °C aus reinem Austenit. Dicht unterhalb dieser Temperatur wird die Linie S-E erreicht, und damit beginnt das Abscheiden voreutektoidischen Sekundär-Zementits bei gleichzeitigem Verarmen des Austenits an Kohlenstoff (Bild 9). Mit fortschreitender Abkühlung und weiterer Zementitausscheidung verringert sich der C-Gehalt des geringer werdenden Austenitanteils entlang der Linie E-S zum Punkt S. Im eutektoidischen Punkt S bei 723 °C zerfällt das Austenit und es werden gleichzeitig Zementit und Ferrit als Perlit ausgeschieden (vgl. Bild 10e) und Bild 11 c).

Die eutektische Umwandlung ($C \geq 2,06 \%$)

Der Linienzug A-H-I-E-F (Bild 9) stellt die Soliduslinie dar, während die Liquiduslinie von den Punkten A-B-C-D gekennzeichnet wird.

Alle Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit mehr als 2,06 % C erstarren eutektisch, wobei die durch die Punkte E, C und F begrenzte Isotherme und **Eutektikale** im Punkt C die Gleichgewichtskurve für die drei Phasen Austenit mit 2,06 % C, Schmelze mit 4,3 % C und Zementit darstellt.

Für die Abkühlung einer Schmelze mit 4,3 % C gelten zunächst die Überlegungen, die für die

eutektoidische Legierung angestellt wurden: bei 1147 °C erstarrt die Schmelze, wobei gleichzeitig Zementit mit 6,69 % C und Austenit mit 2,06 % C gebildet werden, die metallographisch als „**Ledeburit**“ bezeichnet werden. Beim weiteren Abkühlen zerfällt der Austenit, wobei teilweise Zementit abgeschieden wird und sich sein Kohlenstoffgehalt entlang der Linie E-S verringert. Bei 723 °C stehen Zementit, Austenit mit 0,8 % C und Ferrit im Gleichgewicht. Unterhalb 723 °C liegen nach erfolgter Austenitumwandlung im Ledeburit nur noch Zementit und Perlit vor.

Die Legierungen mit einem Kohlenstoffgehalt von 2,06 % bis 4,3 % C werden als **untereutektisch** bezeichnet. Eine Schmelze mit 2,5 % C scheidet bei Erreichen der Liquiduslinie Austenitkristalle ab, deren Kohlenstoffgehalt etwa 0,95 % C beträgt. Eine allmähliche Abkühlung verändert die Zusammensetzung der Schmelze entlang B-C zum eutektischen Punkt C, da die mit der flüssigen Phase im Gleichgewicht stehenden Mischkristalle entlang der Linie I-E immer kohlenstoffreicher auskristallisieren.

Für Legierungen mit Kohlenstoffgehalten über 4,3 %, so genannte **übereutektische** Legierungen, gilt unter stark vereinfachenden Annahmen Folgendes: Sie lassen aus der Schmelze bei Erreichen der Liquiduslinie zunächst Primär-Zementit auskristallisieren, während die Zusammensetzung der Schmelze sich beim weiteren Abkühlen auf der Linie D-C in Richtung C bewegt. Bei 1147 °C erreicht die Schmelze den Punkt C und erstarrt als Eutektikum Ledeburit, d. h. als Mischung von Austenit und Zementit. Beim weiteren Abkühlen zerfällt der Austenit allmählich wie oben dargestellt.

Bei 1147 °C stehen miteinander im Gleichgewicht: Schmelze mit 4,3 % C, Austenit mit 2,06 % C und erstmals Zementit. Die Schmelze erstarrt als eutektisches Gemisch von Austenit und Zementit = Ledeburit. Beim weiteren Abkühlen zerfällt der gebildete Austenit, wie oben beschrieben.

Bereich der Mischbarkeit im festen und flüssigen Zustand

Alle Legierungen mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,51 und 2,06 % C, d.h. zwischen den Punkten B, C und E, bilden sowohl im flüssigen wie im festen Zustand Lösungen. Im festen Zustand sind dies Mischkristalle von Austenit. Eine fortschreitende Abkühlung führt schließlich zum Austenitzerfall. Die Legierung mit 2,06 % C steht bei 1147 °C erstmals im Gleichgewicht mit einer Schmelze von 4,3 % C.

3.5 Metallgefüge und deren Bereiche im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

Ergänzend zu den bisher gebrachten metallographischen Begriffen werden einige weitere Namen für Eisenmodifikationen bzw. Legierungen nochmals genannt. Sie sind im Wesentlichen nach dem Schliffbild des im Mikroskop sichtbaren Metallgefüges geprägt worden (siehe Bild 10 und Bild 11). So scheidet sich Austenit aus der Schmelze in langer Kristallform mit Seitenästen ab. Derartige Strukturen werden daher als Tannenbaumkristalle oder **Dendriten** bezeichnet. Im Gefüge eines langsam abgekühlten Stahlgusses sind sie zu beobachten.

Das Eutektikum aus γ -Mischkristallen und Zementit trägt die metallographische Bezeichnung Ledeburit (4,3 % C-Gehalt). Die darin enthaltenen γ -Mischkristalle bilden bei 723 °C Perlit, sodass bei Raumtemperatur Ledeburit ein feinkörniges Gemenge aus Perlit und Zementit darstellt (vgl. Bild 11 e).

Der sich bei 723 °C entlang der Linie PSK vollziehende Austenit-Zerfall in Ferrit und Zementit wird auch als Perlitbildung bezeichnet. Infolge der geringeren Löslichkeit des Kohlenstoffs im Ferritgitter scheiden sich innerhalb eines Austenitkorns plattenförmige Ferrit- und Zementitkristalle ab (Bild 11 b). Dieser wichtigste Umwandlungsvorgang des Austenits (mit 0,8 % C

bei 723 °C) ist die Grundlage der Wärmebehandlung der Stähle. Er vollzieht sich in zwei Teilvorgängen:

1. Das kubisch-flächenzentrierte γ -Gitter „klappt um“ in das kubisch-raumzentrierte α -Gitter. Dieser Vorgang verläuft schlagartig.
2. Die eingelagerten C-Atome werden aus dem entstehenden α -Gitter gedrängt und müssen nach außen diffundieren, wo sie sich nach sehr langem Weg zu Zementitplatten zusammenballen. Dazu ist wesentlich mehr Zeit notwendig als für die Gitterumwandlung.

Der Name Perlit rührt vom perlmuttähnlichen Glanz des Gefüges unter dem Mikroskop her. Die Unterscheidung zwischen Primär- und Sekundärzementit bezieht sich lediglich auf die Art der Ausscheidung. Im übereutektischen Bereich (über 4,3 % C) scheidet sich grobkörniges Primärzementit aus der Schmelze ab. Kohlenstoffärmere Legierungen bilden dagegen primär Austenit aus der Schmelze, der beim Abkühlen allmählich den feinkörnigen Sekundärzementit entstehen lässt.

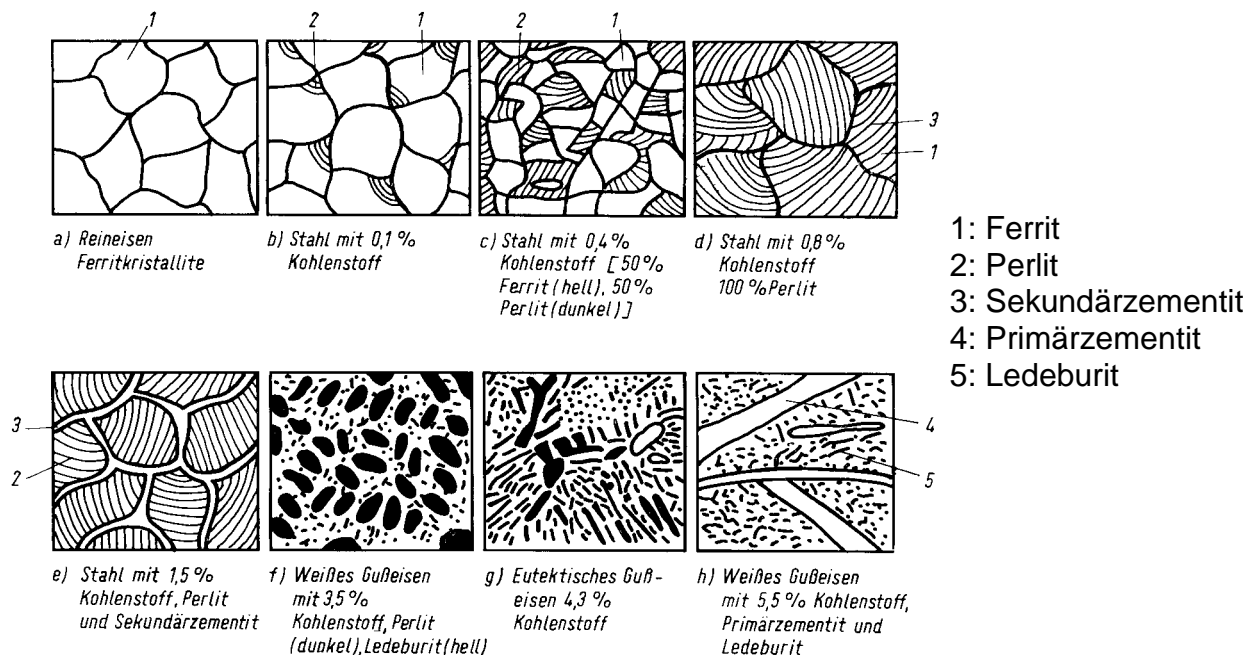


Bild 10: Schematische Darstellung verschiedener Gefügetypen von Stahl und Gusseisen

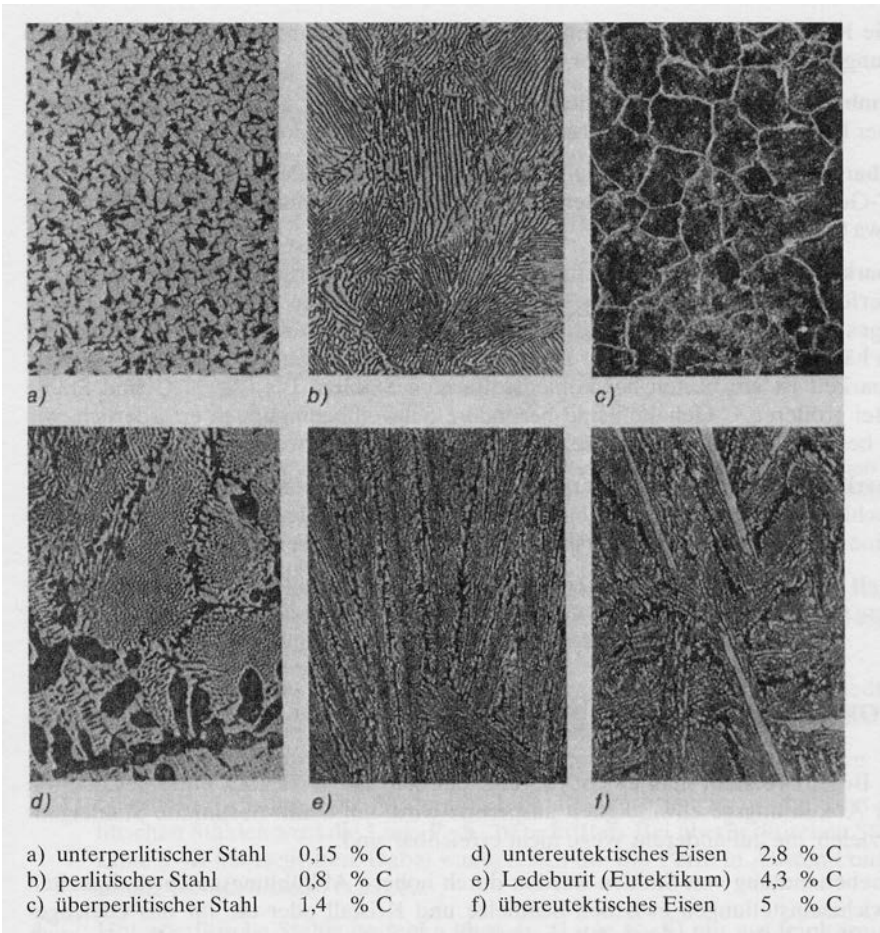


Bild 11: Verschiedene Gefügebildungen von Stahl und Gusseisen mit unterschiedlichem Kohlenstoffgehalt

4 Vom Erz zum Stahl

4.1 Allgemeines

Die Erzeugung von Roheisen ist der erste Schritt auf dem Weg zum Stahl. Die Stahlproduktion folgt heute großtechnisch zwei Prozesslinien:

- Prozesslinie mit Elektrolichtbogenofen und
- klassische Prozesslinie mit Hochofen und Sauerstoffblaskonverter.

Die erste Prozesslinie für die Herstellung von Rohstahl nutzt die 100 %ige Recyclingfähigkeit des Stahles aus. Aufbereiteter und speziell ausgewählter Schrott dient in diesem Fall als Ausgangsmaterial, das über zwei Grafitelektroden in einem Lichtbogen zusammen mit Zuschlagstoffen erschmolzen wird. Die weitere Verfeinerung erfolgt in den gleichen Schritten wie in der Prozesslinie mit Hochofen und Sauerstoffblaskonverter (s. u.), allerdings ist das Entfernen bestimmter Begleitelemente (Cu, S, P) schwieriger. Wesentliche Vorteile der Prozesslinie mit Elektrolichtbogenofen sind die im Vergleich zur klassischen Prozesslinie günstigeren Investitionskosten und der geringere Energieverbrauch [6].

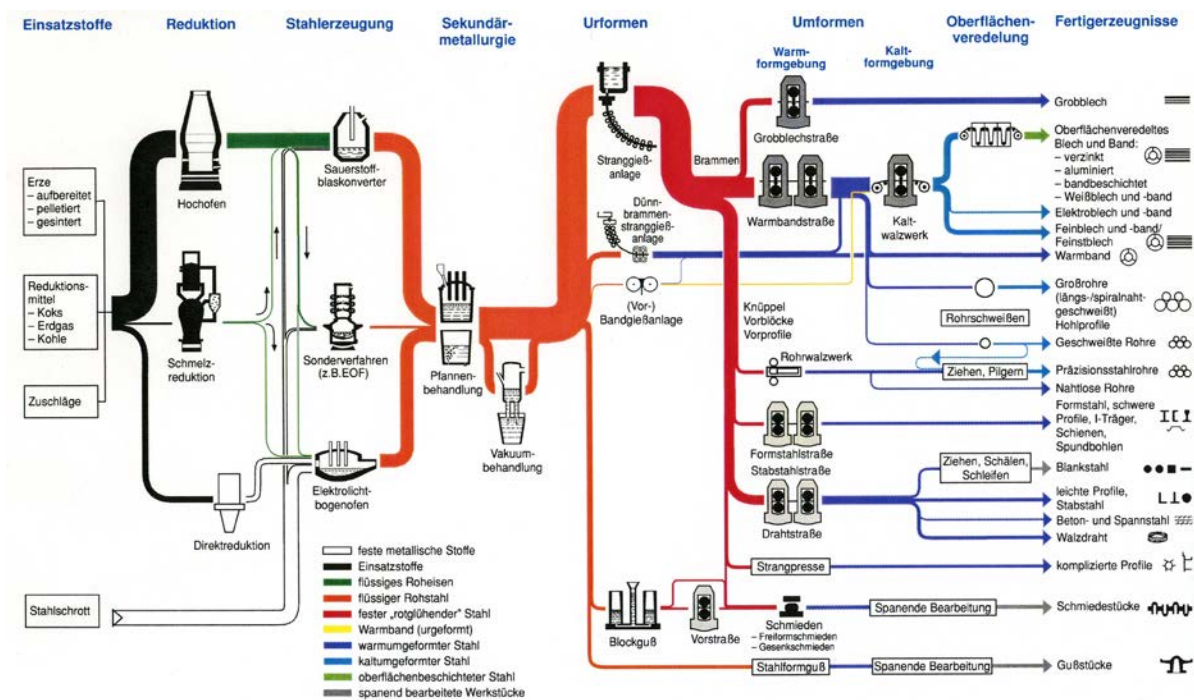


Bild 12: Ablaufschema heutiger Stahlerzeugung [4]

Die klassische Prozesslinie mit Hochofen und Sauerstoffblaskonverter wird nachfolgend detaillierter besprochen.

Die Stahlindustrie verursacht ca. 25 % der industriellen und etwa 9 % der anthropogenen CO₂-Emissionen und bewegen sich damit etwa auf dem Niveau der Zementindustrie [7]. Sie steht daher unter erheblichem Druck, diese Emissionen in der Roheisenerzeugung zu reduzieren, da dort die höchsten Emissionen entstehen (Bild 12) [7]. Dies wird zu erheblichen Veränderungen im Prozessablauf führen und sich darüber hinaus insbesondere auf die Menge und die Eigenschaften der anfallenden Stahlschlacken auswirken (Bild 12) [7].

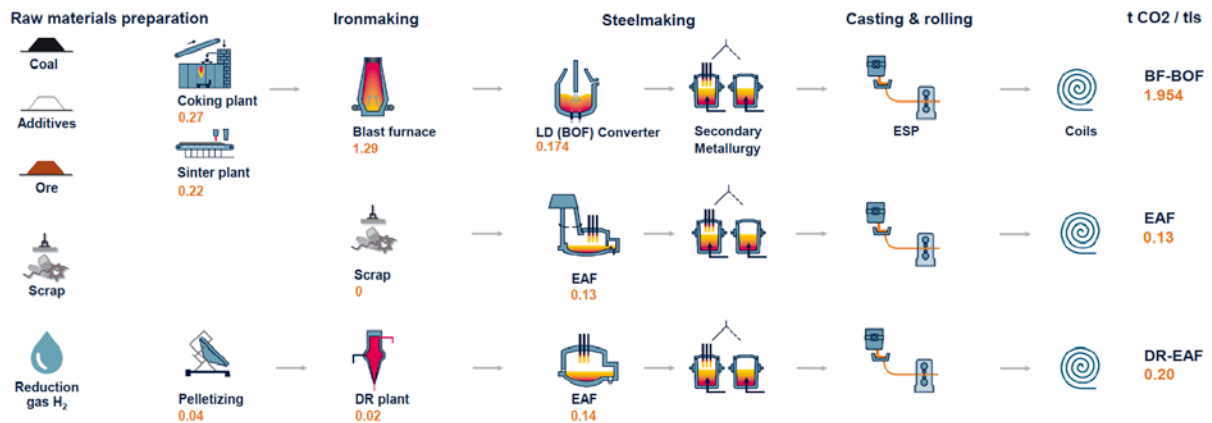


Bild 13: CO₂-Emissionen entlang der wesentlichen Pfade der Stahlerzeugung [7]

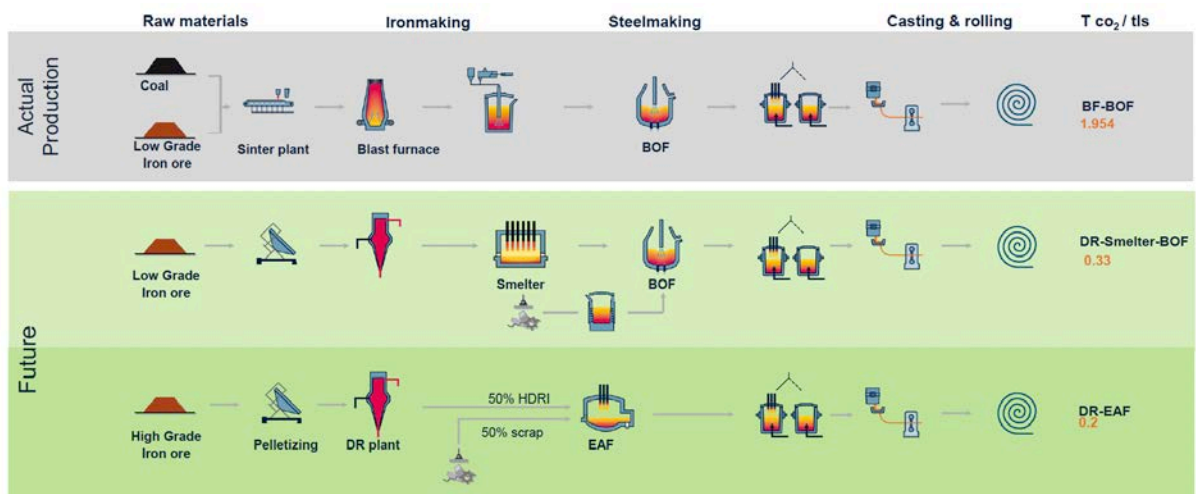


Bild 14: Übergangsszenarien zum Senken der CO₂-Emissionen durch die Stahlerzeugung [7]

4.2 Erzeugung von Roheisen im Hochofen

Die Roheisenerzeugung durch die Reduktion oxidischer Eisenerze mit Koks erfolgt heute fast ausschließlich in hohen Gebläse-Schaftöfen, den so genannten „Hochöfen“. Ein Hochofen (Bild 13) setzt sich im Prinzip aus zwei abgestumpften Kegeln zusammen, die mit den breiteren Enden zusammengestoßen sind und aus feuerfesten Schamottesteinen bestehen. Das Traggerüst wird durch eine außen angeordnete Stahlkonstruktion gebildet.

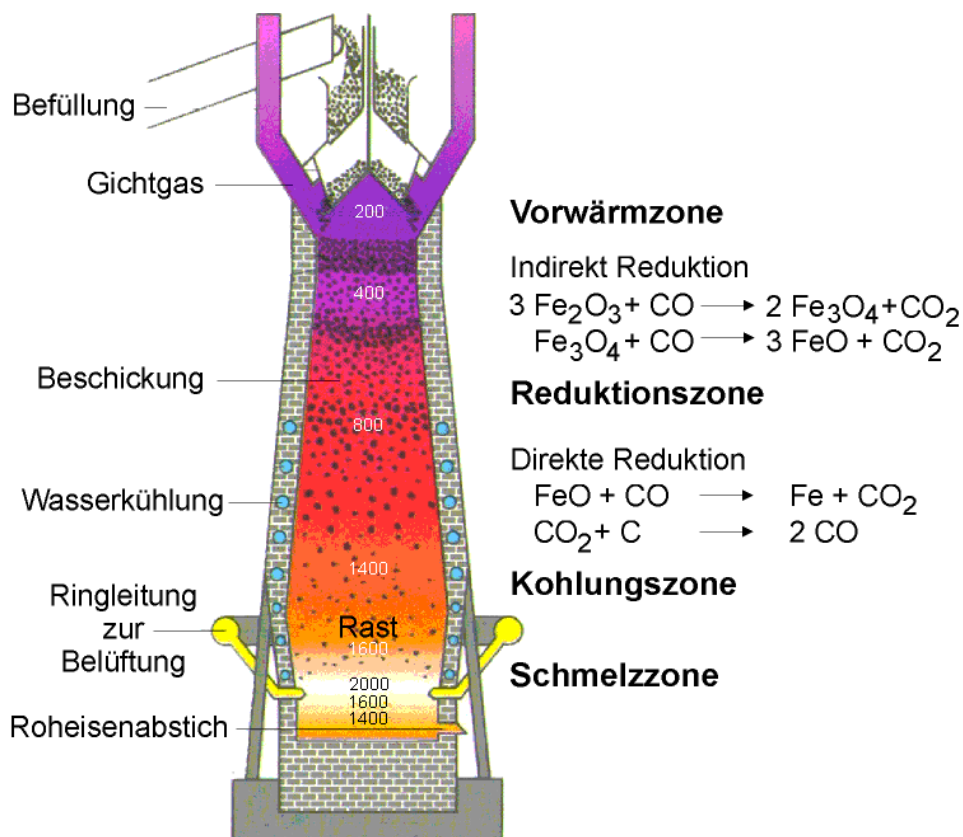
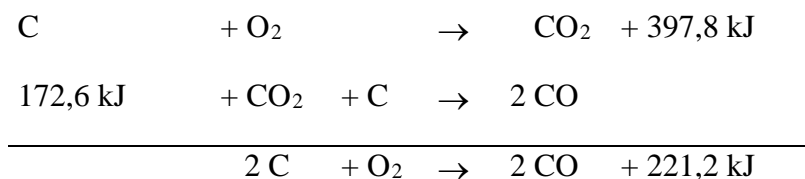


Bild 15: Reduktionsprozesse im Hochofenprozess

4.3 Hochofenprozess [5]

Im Hochofen wird Roheisen durch Reduktion oxidischer Eisenerze mit Koks erzeugt. Der Hochofen wird dazu lagenweise mit einer Schicht Koks und einer Schicht Eisenerz und Zuschlag (**Möller**) beschickt. Von unten wird frische Heißluft in den Hochofen eingeblasen. Die Abgase (**Gicht**) werden oben abgezogen. Die mit dem Eisenerz aufgegebenen Zuschläge sorgen dafür, dass die Beimengungen des Erzes (**Gangart**) während des Hochofenprozesses in leicht schmelzbare Calcium-Aluminium-Silikate $x\text{CaO} \cdot y\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot z\text{SiO}_2$ (Schlacke) überführt werden. Handelt es sich um tonerde- und kieselsäurehaltige Gangarten ($\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{SiO}_2$), was meist der Fall ist, werden die fehlenden kalkhaltigen Bestandteile ergänzt (z. B. Kalkstein, Dolomit). Im Fall kalkhaltiger Gangart werden entsprechend tonerde- und kieselsäurehaltige Zuschläge zugegeben.

Durch die Verbrennung der Kohle steigt die Temperatur im unteren Teil des Hochofens im Bereich der Frischluftzufuhr bis auf 2000 °C. Bei den hohen Temperaturen wird die Kohle über Kohlendioxid in Kohlenoxid überführt (Bild 14) (**Boudouard-Gleichgewicht**).



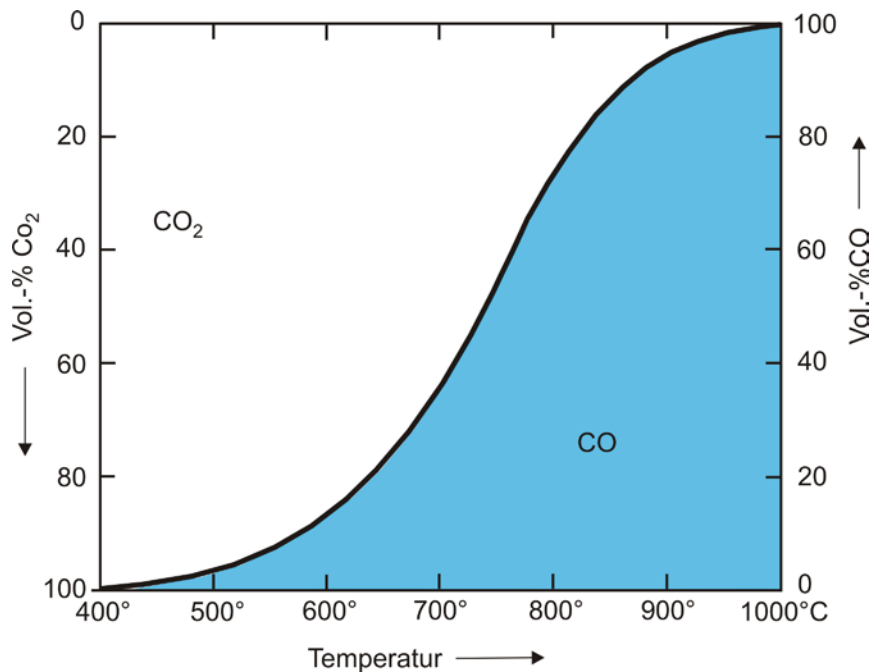
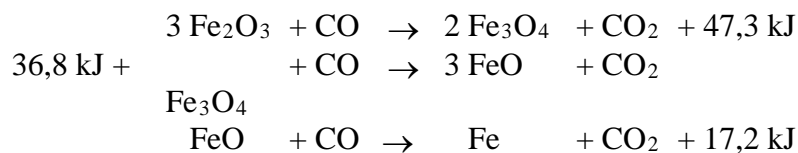


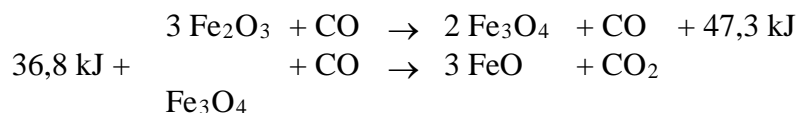
Bild 16: Volumenprozent Kohlendioxid und Kohlenoxid im Boudouard-Gleichgewicht

Das heiße Kohlenoxid reduziert die Eisenoxide der darüber liegenden Schicht zu Eisen und wird selbst in Kohlendioxid überführt:



In der folgenden Koksschicht wird das Kohlendioxid gemäß Bild 14 wieder in Kohlenoxid umgewandelt, das dann von neuem als Reduktionsmittel wirkt. In summa erfolgt eine stark endotherme direkte Reduktion der Eisenoxide durch den Kohlenstoff.

In den weniger heißen höheren Schichten ($T < 900 \text{ }^\circ\text{C}$) der Reduktionszone stellt sich das Boudouard-Gleichgewicht nicht mehr in ausreichender Geschwindigkeit ein. Die Reduktion erfolgt hier nur noch durch das im aufsteigenden CO/CO₂-Gemisch enthaltene Kohlenoxid (schwach endotherme indirekte Reduktion). Hierbei bildet sich FeO und nur zu kleinen Teilen Eisen.



Durch die zusätzliche Aufnahme von Kohlenstoff im Eisen sinkt der Schmelzpunkt des reduzierten Eisens von $1536 \text{ }^\circ\text{C}$ (Bild 6) auf $1100 - 1200 \text{ }^\circ\text{C}$. Das schmelzflüssige Eisen durchläuft den glühenden Koks und die Schlacke und sammelt sich im unteren Teil des Hochofens. Die leichtere Schlacke schwimmt auf dem Eisen und schirmt es so gegen die oxidierende Wirkung der eingeblasenen Luft ab. In den oberen kälteren Teilen des Hochofens ($T < 400 \text{ }^\circ\text{C}$) erfolgt keine Reduktion.

Nach Abschluss der Reduktion der Eisenverbindungen wird der Hochofen abgestochen, wobei zuerst die flüssige **Hochofenschlacke** abfließt, danach das flüssige Roheisen. Eine Trennung von Schlacke und Eisen ist wegen des Dichteunterschiedes beider Stoffe leicht möglich: Das schwere Eisen sammelt sich an der untersten Stelle des Ofens. Das Roheisen wird nach dem

Abstich entweder flüssig dem Stahlwerk zugeführt oder für die weitere Verarbeitung zu Roheisenblöcken vergossen. Danach durchläuft das **Roheisen** noch verschiedene Prozesse, bis es schließlich als Stahl (Kohlenstoffgehalt $\leq 2,06\%$) oder Gusseisen (Kohlenstoffgehalt $> 2,06\%$) vorliegt (vgl. Kapitel 3.4).

Der Hochofenprozess erzeugt aus 2 t Erz, 1 t Koks, 0,5 t Zuschlag und 5,5 t Luft durchschnittlich 1 t Eisen, 1 t Schlacke und 7 t Gichtgas (Heizwert $\sim 4 \text{ GJ/m}^3$).

Das Roheisen enthält nach dem Verlassen des Hochofens noch einen recht hohen Anteil Kohlenstoff (2 bis 6 M.-%), der das abgekühlte Roheisen sehr hart und spröde macht. Beim Erhitzen erweicht das Roheisen nicht allmählich, sondern plötzlich. Daher verhindert der hohe Kohlenstoffgehalt sowohl das Schmieden als auch das Schweißen von Roheisen.

4.4 Prozessabläufe im Stahlwerk

Um das im Hochofen gewonnene Roheisen in Stahl zu überführen, muss der Kohlenstoffgehalt herabgesetzt werden ($< 2,06\%$) und weitere störende Begleitelemente (P, S, Si, O₂) auf niedrige Restgehalte gebracht werden. Dazu werden in heutigen Stahlwerken die nachfolgenden Raffinationsprozesse genutzt (Bild 15).

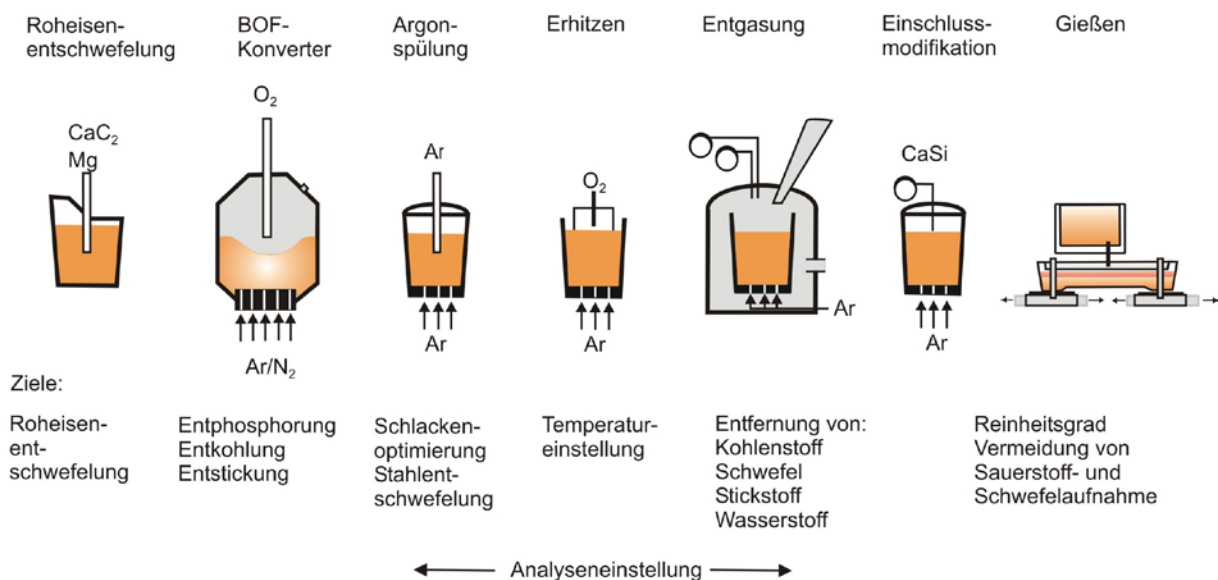


Bild 17: Produktionsroute im Stahlwerk [8]

4.4.1 Roheisenentschwefelung

Entschwefelung kann grundsätzlich über die Gasphase, durch Diffusionsausgleich mit einem im Eisen gelösten Metall (Ce, Ca, Mg, Na, Mn) oder über die Schlacke erfolgen. Im Betrieb gibt es zwei Möglichkeiten (Bild 15):

1. Entschwefelung von Roheisen mit CaO, Soda oder Mn (im Roheisenmischer);
2. Entschwefelung bei der Stahlherstellung (im Sauerstoffblaskonverter, im basischen Elektrolichtbogenofen während der Frischperiode).

Die Entschwefelung erfolgt durch Einblasen von Entschwefelungsmitteln (Kalk, Calciumcarbid (CaC2) und Magnesium) über eine Lanze mittels Argon, Stickstoff oder getrockneter Luft als Fördergas. Dabei wird der im Roheisen gelöste Schwefel in Sulfid überführt.

4.4.2 Stahlherstellungsverfahren [2, 8]

Die eigentliche Stahlherstellung beginnt mit der Frischreaktion. Hierbei wird Sauerstoff in flüssiges Eisen geblasen. Durch Energie- bzw. Sauerstoffzufuhr wird im Wesentlichen dem Eisen der überwiegende Teil des Kohlenstoffs entzogen, bis Kohlenstoffgehalte für Baustähle in der Größenordnung von 0,1 bis 0,5 % vorliegen. Solche Kohlenstoffgehalte ergeben einerseits eine ausreichende Festigkeit, ermöglichen die Walzbarkeit des Stahls und erlauben das Schweißen (bis zu Kohlenstoffgehalten von etwa 0,25 %). Der Sauerstoff kann sich im Verlauf der Frischreaktion im Eisen lösen und es bildet sich flüssiges FeO. An der Grenzfläche Metall ↔ Oxid oxidiert das entstandene FeO die störenden Begleitelemente, wie Si, Mn oder P:

- $\text{Si} + 2 \text{FeO} \rightarrow \text{SiO}_2 + 2 \text{Fe}$
- $\text{Mn} + \text{FeO} \rightarrow \text{MnO} + \text{Fe}$
- $2 \text{P} + 5 \text{FeO} \rightarrow \text{P}_2\text{O}_5 + 5 \text{Fe}$

Zur Verschlackung der Oxide wird CaO zugesetzt. Der Kohlenstoff reagiert mit dem im flüssigen Eisen gelösten Sauerstoff.

- $\text{C} + \text{O} \rightarrow \text{CO}$

Bestimmte Eigenschaften des Stahles können durch das Legieren mit Nichteisenmetalle wie Chrom, Nickel und Molybdän erzielt werden, wobei der Anteil der Legierungselemente bis über 20 % (z. B. Chrom) gehen kann.

Es existieren zwei prinzipielle Möglichkeiten, um das Roheisen zu frischn:

Bei den Blasverfahren wird das Roheisen mit Sauerstoff oder Luft gefrischt. Der Oxidationsprozess, der den Kohlenstoffanteil senkt (das Frischen), liefert in diesen Verfahren genug Wärme, um den Stahl flüssig zu halten, eine externe Wärmezufuhr ist in den Konvertern deshalb nicht notwendig. Die Blasverfahren kann man zusätzlich in Aufblasverfahren und Bodenblasverfahren unterteilen. Zu den Bodenblasverfahren gehören das Bessemerverfahren, das Thomasverfahren, die Rennfeuer und frühen Hochöfen. Das bekannteste Aufblasverfahren ist das **LD-Verfahren**.

Bei den Herdfrischverfahren wird der zur Oxidation notwendige Sauerstoff dem zugesetzten Schrott und Erz entnommen. Außerdem muss den Herdfrischkonvertern extern Wärme zugeführt werden. Die bekanntesten Herdfrischverfahren sind das Siemens-Martin-Verfahren und der **Elektroofenprozess**.

Die Verfahren zum Erzeugen des Rohstahls haben sich in den letzten Jahrzehnten verändert. Die Mitte des letzten Jahrhunderts gebräuchlichen (Siemens-Martin-Verfahren und Thomas-Verfahren) wurden inzwischen vollständig verdrängt (Bild 16).

4.4.2.1 LD-Verfahren

Im Konverter (engl.: Basic Oxygen Furnace (BOF)) wird nach dem Linz-Donawitz- oder LD-Verfahren durch eine Lanze Sauerstoff auf das Schmelzbad im Konverter geblasen, so werden unerwünschte Begleitstoffe oxidiert und können dann als Schlacke abgestochen werden. Durch Zugabe von Schrott und Erz von bis zu 25 % der Gesamtcharge wird die Schmelze gekühlt, da der Oxidationsprozess eine starke Wärmeentwicklung verursacht. In den Konverter muss flüssiges Roheisen chargiert werden, da das Verfahren die Einsatzstoffe nicht aufschmelzen kann. Ein Konverter fasst bis zu 400 t Rohstahl. Neben Roheisen und Schrott werden Kalk zur Schlackenbildung und Legierungsmittel eingesetzt. Der Blasprozess dauert ca. 20 Minuten. Der fertige Stahl wird durch Kippen des Konvertergefäßes in Pfannen abgestochen. Inzwischen existieren

tieren mehrere Varianten des LD-Verfahrens, bei dem etwa gleichzeitig Sauerstoff und anschließend Argon durch Bodendüsen eingeleitet werden (LBE, Lance Bubbling Equilibrium) [9, 10].

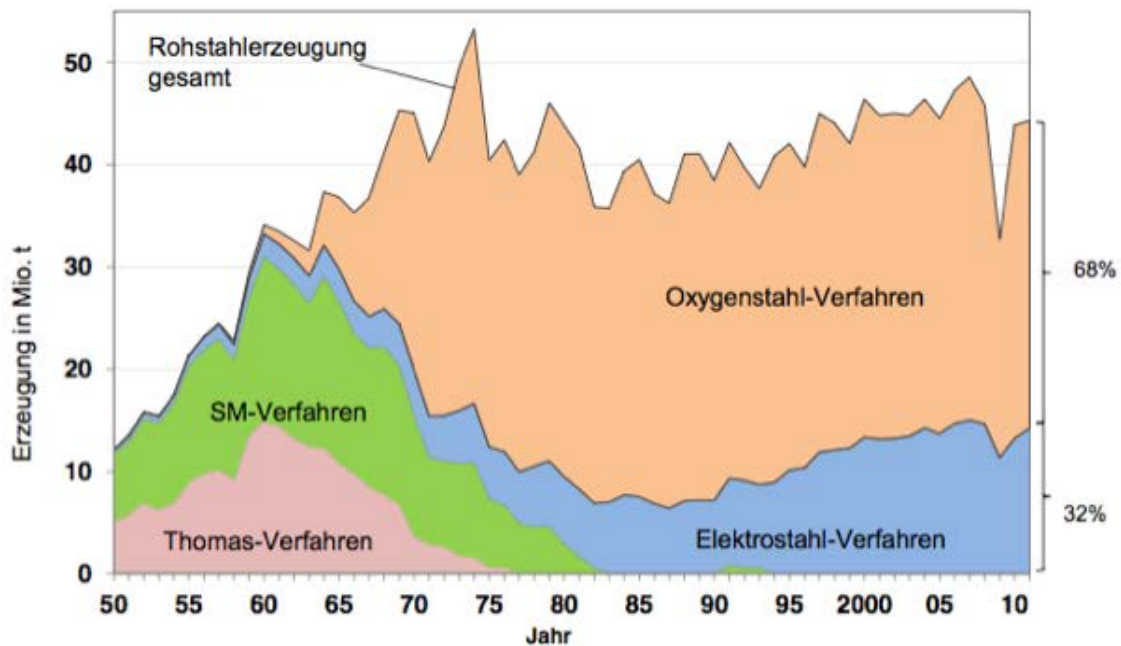


Bild 18: Verfahren zur Rohstahlerzeugung in Deutschland [11]

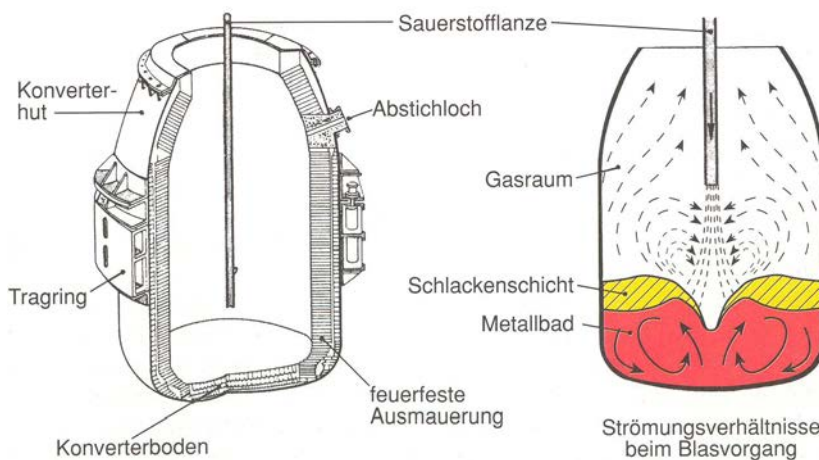


Bild 19: Darstellung eines Sauerstoffaufblaskonverters [12]

4.4.2.2 Elektro Stahl-Verfahren

Bei den Elektro Stahl-Verfahren wird die zum Schmelzen erforderliche Wärme durch einen Lichtbogen oder durch Induktion erzeugt.

Die wesentlichen Bauelemente des Lichtbogenofens sind das feuerfest ausgemauerte Ofengefäß mit Abstichterker und Arbeitsöffnung, der abnehmbare Deckel mit den Grafitelektroden und die Kippvorrichtung. Abstichgewichte der Lichtbogenöfen erreichen heute bis zu 200 t, die Jahreserzeugung solcher Öfen liegt bei 1,5 Mio. t.

Der Lichtbogenofen wird mit Schrott, Eisenschwamm und Roheisen beschickt. Außerdem werden noch Kalk zur Schlackenbildung und Reduktionsmittel zugegeben. Der von den Grafitelektroden zum Schmelzgut verlaufende Lichtbogen hat selbst eine Temperatur bis zu 3500 °C und

erzeugt in der Stahlschmelze Temperaturen bis zu 1800 °C. Deshalb können auch schwer schmelzbare Legierungselemente wie Wolfram und Molybdän als Ferrolegierungen eingeschmolzen werden. Zusätzliches Einblasen von Sauerstoff oder anderer Brennstoff-Gasgemische beschleunigt den Einschmelzprozess. Wenn die gewünschte chemische Zusammensetzung und Temperatur des Stahles erreicht ist, wird der Ofen durch Kippen in eine Pfanne entleert [9, 11].

Mit dem Lichtbogenofen lässt sich jede Stahlsorte bei völliger Unabhängigkeit vom Einsatz (Schrott, DRI (**d**irect **r**educed **i**ron), Roheisen sowie beliebige Mischungen) erschmelzen. Außer dem Drehstrom-Lichtbogenofen, der mit drei Grafit Elektroden arbeitet, wird heute Rohstahl auch im Gleichstromlichtbogenofen mit nur einer Elektrode hergestellt. Mit Lichtbogenöfen können alle Stahlsorten hergestellt werden.

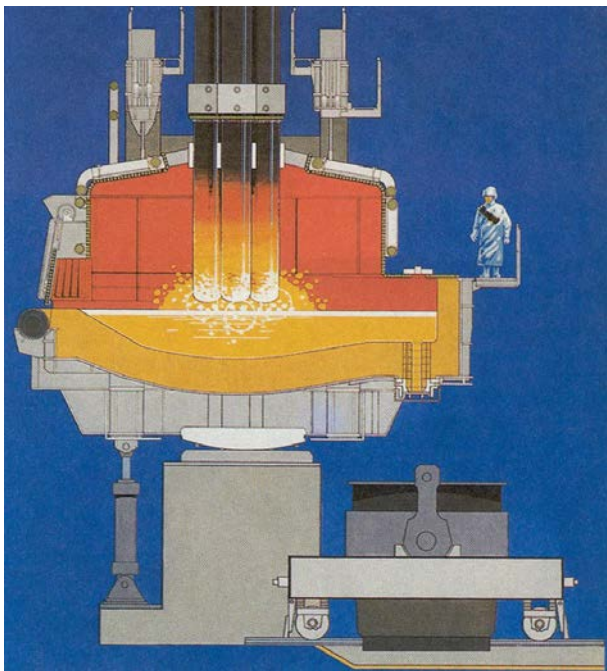


Bild 20: Drehstrom-Lichtbogenofen mit exzentrischem Bodenabstich [11]

4.4.2.3 Energieoptimierungsöfen

Der Energieoptimierungsöfen (Energy Optimizing Furnace (EOF)) stellt ein Sonderverfahren dar (Bild 19). Das Aggregat besteht aus einem Vorwärmereich und dem Schmelzofen. Roheisen und Schrott werden unter geringem Einsatz von Primärenergie (Kohle und Sauerstoff) zu Stahl verarbeitet. Darin lassen sich die Verfahrensschritte Schrottvorwärmen, Kohlezugabe, Sauerstoffblasen und Nachverbrennung kombinieren. Der EOF eignet sich zur Stahlerzeugung für integrierte Stahlwerke oder Ministahlwerke.

4.4.3 Sekundärmetallurgie

Nach dem Frischen ist der Stahl mit Sauerstoff übersättigt. Hohe Sauerstoffgehalte machen den Stahl alterungsanfällig ($> 0,03\%$) und rotbrüchig ($> 0,07\%$) was bedeutet, dass beim Warmverformen Risse entstehen können. Aus diesem Grund muss der Sauerstoff aus dem Stahl entfernt werden, er muss desoxidiert werden.

Die **Desoxidation** bezeichnet die Verfahren zum Entfernen von überschüssigem Sauerstoff (aus Frischprozess) aus Stahlschmelzen. Der Sauerstoffgehalt ist dabei so weit abzusenken, dass die

Erstarrung ohne Blasenbildung abläuft. Desoxidiert wird in der Pfanne oder im Elektrolichtbogenofen. Man unterscheidet Desoxidation über die Gasphase, Fällungsdesoxidation und Diffusionsdesoxidation, auch in Kombination mit synthetischen Schlacken [13, 14]

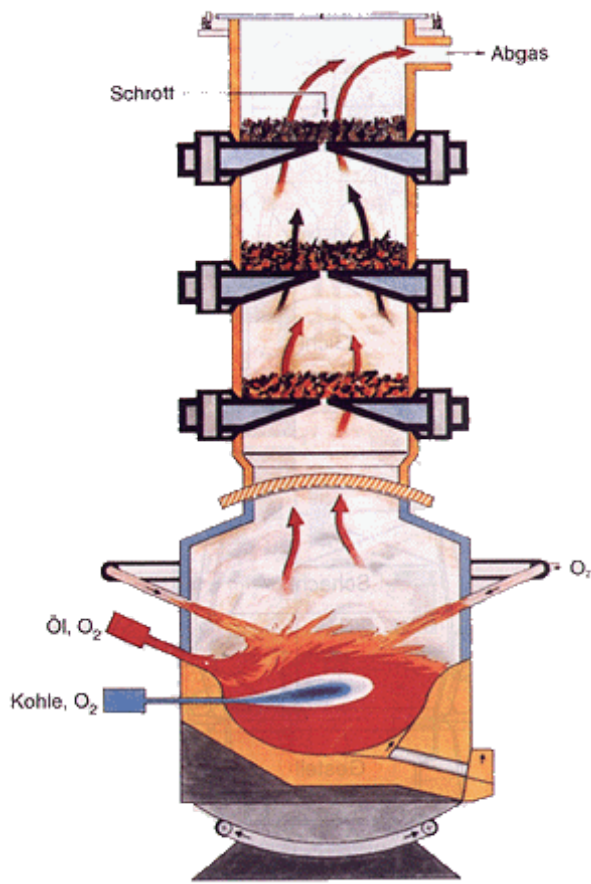
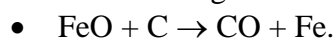


Bild 21: EnergieoptimierungsOfen [13, 14]

4.4.3.1 Fällungsdesoxidation

Beim Abkühlen reagiert der in Form von FeO vorliegende Sauerstoff im Stahl mit Kohlenstoff:



Bei C-Gehalten $> 0,2 \%$ des Stahles wird so ausreichend Sauerstoff abgebunden und aus der Schmelze entfernt. Bei niedrig gekohlten Stählen ($\text{C} < 0,1 \%$) verbleiben dagegen sehr hohe Sauerstoffmengen im Stahl. Die Fällungsdesoxidation erfolgt hier über die Zugabe von Elementen, die gegenüber dem Eisen eine hohe Affinität zu Sauerstoff besitzt. In Reihenfolge zunehmender Affinität sind dies:

- Mn, V, Si, Ti, B und Al.

Je nach Grad der Desoxidation unterscheidet man zwischen unberuhigtem, beruhigtem und besonders beruhigtem Stahl. Bei **unberuhigtem Stahl (FU, früher: U)** bringen die entstehenden gasförmigen Reaktionsprodukte (CO) die Schmelze in Bewegung und reißen vorhandene Verunreinigungen zur Mitte und nach oben hin mit. Dadurch kommt es bei Blockguss (s. Kapitel 4.5.2) im Kern und am Kopf zu unerwünschten Anhäufungen von Kohlenstoff, Phosphor und Schwefel, diese werden mit **Seigerungen** (Entmischungen) bezeichnet.

Beim **beruhigten Stahl (FN, früher: R)** wird durch die Zugabe von Silicium die Bildung von SiO₂ erreicht, dieses Oxid kann vom Kohlenstoff nicht reduziert werden und die CO-Bildung

wird vermieden; der Stahl erstarrt beruhigt. Die Verunreinigungen verteilen sich wesentlich gleichmäßiger über den Stahlquerschnitt.

Durch Zugabe von Aluminium (z.B. mindestens 0,020% Al_{ges.}) erhält man **besonders beruhigten Stahl (FF, früher: RR)**. Die hohe Sauerstoffaffinität von Al führt zur Bildung von fein verteilten Tonerdeinschlüssen (Al₂O₃). Zusätzlich wird die Alterungsbeständigkeit des Stahls durch Abbinden von Stickstoff erhöht. Der übliche Richtwert ist ein Verhältnis Mindestaluminium zu Stickstoff von 2:1, wenn keine anderen Stickstoff abbindenden Elemente vorhanden sind. Das Ergebnis ist ein sehr "sauberer", feinkörniger und sehr zäher Stahl, der sich sehr gut verformen und schweißen lässt.

4.4.3.2 Vakuumbehandlung

Die Vakuumbehandlung von Metallen zielt darauf, schädliche Gase aus Schmelzen zu entfernen oder während der Behandlung fernzuhalten. Von den verschiedenen Verfahren ist die Pfannenstandentgasung die technisch einfachste Methode zur Entgasung von Schmelzen. Bei dieser Methode stellt man die gesamte Pfanne in ein Gefäß, in dem dann der Unterdruck erzeugt wird. Die Schmelze wird entweder induktiv oder durch Einleiten von Spülgasen (z.B. Argon) in Bewegung gehalten. Der flüssige Stahl wird aufgrund des Druckabfalls in viele kleine Teile zerlegt. Die damit auftretende Oberflächenvergrößerung bewirkt eine sehr gute Entgasung der Schmelze. So lässt sich die Entgasung beschleunigen und eine Homogenisierung des Bades erreichen. Dies ist auch günstig für die Legierungstechnik. Zusätzliche Beheizung mit Lichtbogen oder Induktionsspulen helfen, Wärmeverluste zu kompensieren. Die Vakuumbehandlung gewinnt für die Herstellung hochwertiger Stähle zunehmend an Bedeutung (Bild 20). Durch das Vakuum werden Kohlenstoff, Schwefel, Wasserstoff, Stickstoff und einige flüchtige Verunreinigungen (Sn, Cu, Pb, Sb) entfernt, Metalloxide über Kohlenstoff ↔ Sauerstoffreaktionen reduziert. Das Vakuumverfahren gestattet eine sehr genaue Kontrolle der Zusammensetzung der Stahllegierung mit einer Genauigkeit von 0,001 % [11].

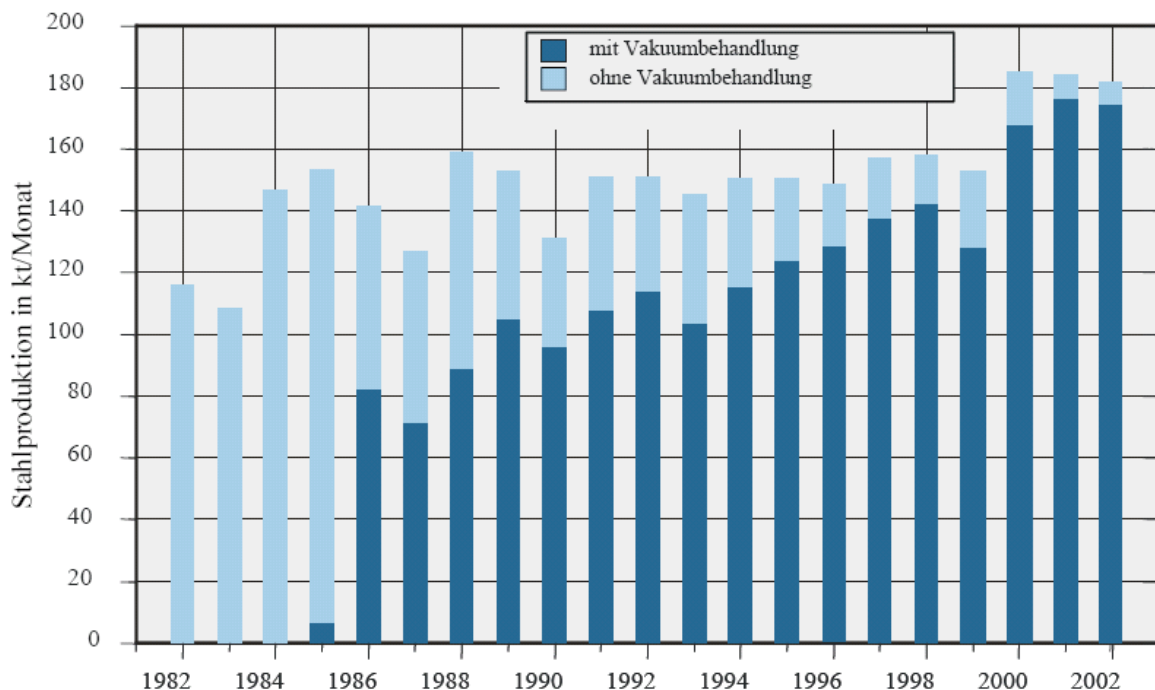


Bild 22: Vakuumbehandlung in der Stahlproduktion [8]

4.5 Vergießen von Stahl

Im Anschluss an die Sekundärmetallurgie wird der Stahl vergossen. Hierbei kommen im Wesentlichen die folgenden zwei Methoden:

- Strangguss,
- Blockguss.

Der Strangguss hat den Blockguss inzwischen weitgehend verdrängt (Bild 21).

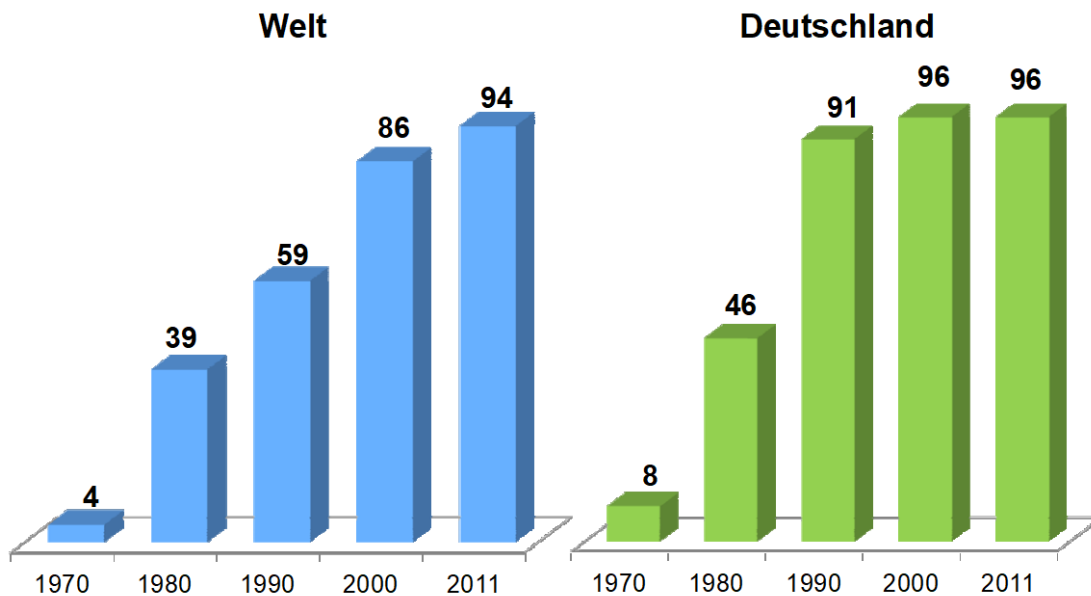


Bild 23: Stranggussanteil an der Rohstahlfertigung [11]

Eine neue Entwicklung zum Vergießen des Stahls stellt das endabmessungsnahe Gießen oder Gießwalzen dar, da dadurch bei der Erzeugung der Stahlflachprodukte erhebliche Walzarbeit eingespart wird. Beim Dünnbrammengießen sollen Gießdicken von 50 bis 90 mm, beim Vorbandgießen 10 bis 15 mm und beim Bandgießen 1 bis 5 mm erreicht werden. Das Gießwalzen mit der Dünnbrammentechnologie ist inzwischen eine weltweit etablierte Technik [11].

4.5.1 Strangguss

Der **Strangguss** ist ein (halb-)kontinuierliches Umformverfahren. Dafür wird eine bodenlose gekühlte Kokille verwendet, in die der flüssige Stahl gegossen wird. Innerhalb der Kokille erstarrt die Strangschale, die dann in Gießrichtung abgezogen wird und den flüssigen Kern umschließt. Nach dem Verlassen der Kokille wird die Strangschale weiter mit Wasser gekühlt, bis der Strang vollständig erstarrt ist. Die Querschnittsform eines Stranges wird durch das herzustellende Fertigerzeugnis und den dazu notwendigen Verarbeitungsweg bestimmt. Bei quadratischen Strängen sind Seitenlängen zwischen 100 mm und 350 mm gebräuchlich. Das Stranggießverfahren wird bisher bevorzugt für beruhigt vergossene Stähle angewendet. Entsprechend der Kokillenausbildung wird zwischen horizontalen, vertikalen und gebogenen Stranggussanlagen unterschieden.

Während in einer gebogenen Anlage einige Luftblasen nicht mehr nach oben steigen können und sich im erstarrenden Stahl festsetzen, können in den vertikalen Anlagen die Luftblasen nach oben steigen (Bild 23). Dieser Prozess wird durch die so genannte „Soft-Reduction“ unterstützt. Sie verhindert das Ausbilden von Lunkern und Makroeinschlüssen (Bild 24).

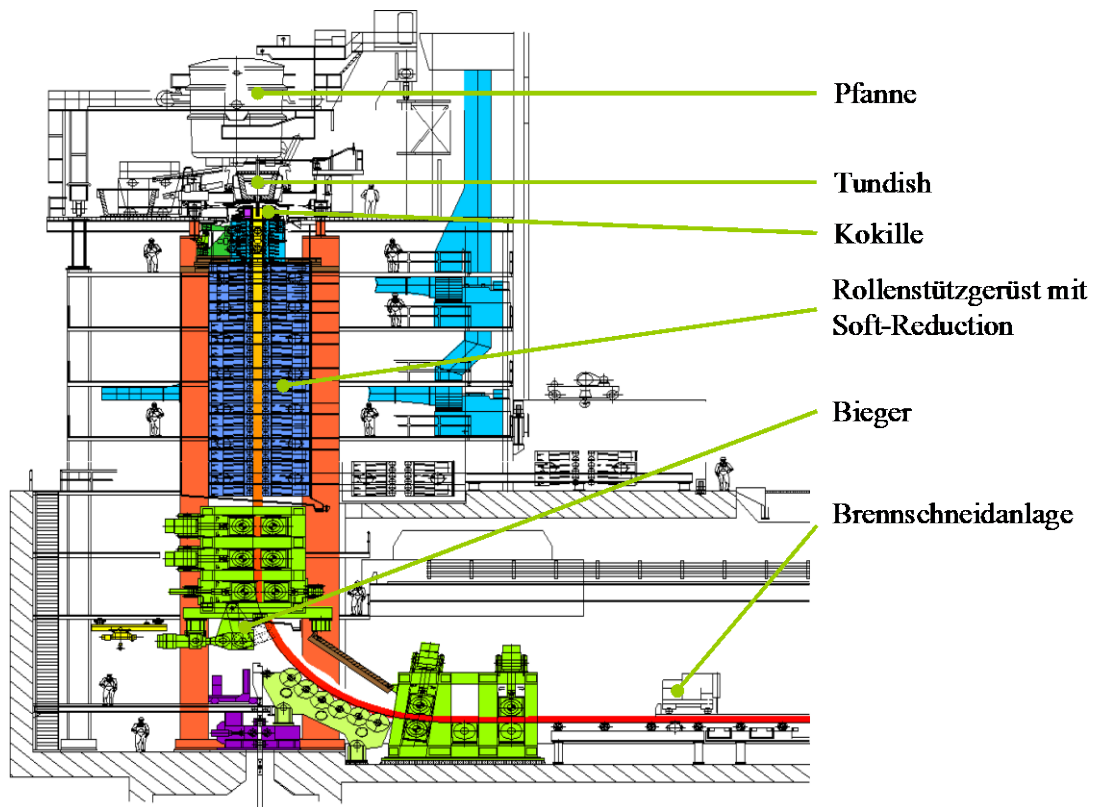


Bild 24: Senkrecht Stranggussanlage mit Strangabbiegung [8]

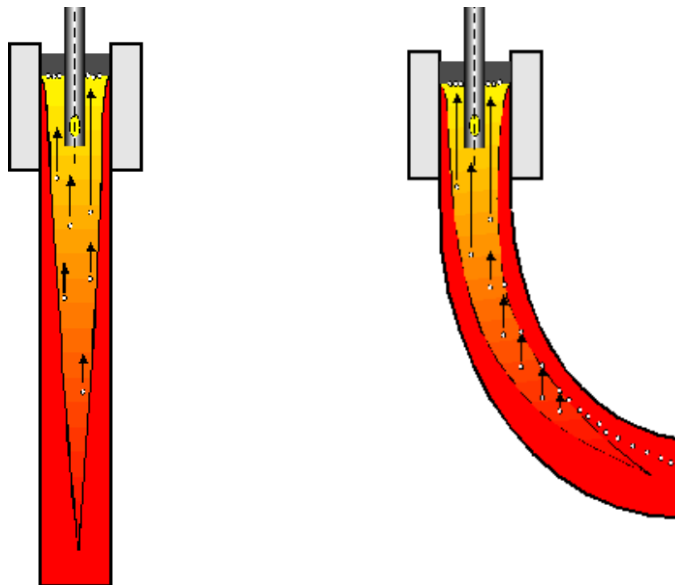


Bild 25: Verteilung des Sauerstoffs über den Brammenquerschnitt in einer vertikalen Anlage (links) und einer gebogenen Anlage (rechts) [8]

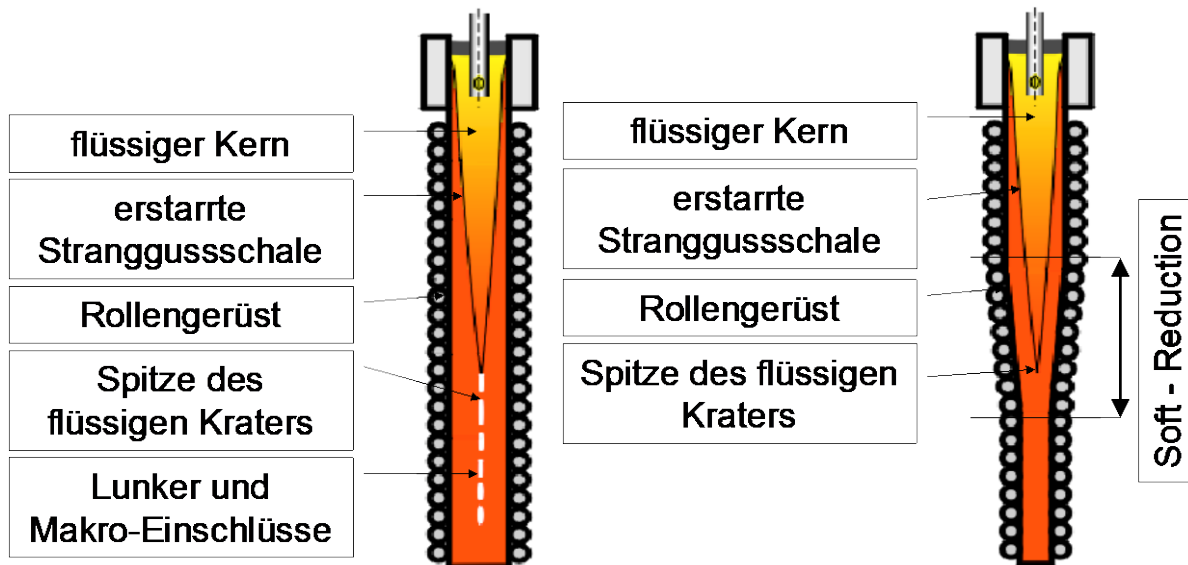


Bild 26: Lunker und Makro-Einschlüsse im Brammenquerschnitt ohne Soft-Reduction (links) und mit Soft-Reduction (rechts) [8]

4.5.2 Blockguss

Blockguss ist ein diskontinuierliches Umformverfahren, bei dem die Schmelze satzweise in Kokillen abgegossen wird und darin erstarrt. Je nach Art der Befüllung der Kokille unterscheidet man fallenden, steigenden oder Gespannguss [8]. Der Blockguss ist in der modernen Technologie der Stahlherstellung nahezu vollständig durch den so genannten Strangguss ersetzt worden (vgl. Materialstrom in Bild 12). Das Blockgießen wird nur für spezielle Stahlsorten und im Bereich der Baustähle ausschließlich dann angewendet, wenn die Abmessungen des Halbzeugs aus dem Stranggießverfahren nicht ausreichen, z. B. für Grobblech mit Stückgewichten über 30 t [6] für die Weiterverarbeitung durch Schmieden und bei schlecht zu vergießenden Legierungen.

Der Stahlguss schrumpft beim Abkühlen bis zu 3 Vol.-%. Je nach Erstarrungsart bildet sich dadurch am Kopf oder in Blockmitte ein Schrumpfungshohlraum, der als **Lunker** bezeichnet wird (Kopflunker, Innenlunker). Bei der Weiterverarbeitung muss darauf geachtet werden, dass sich diese Fehlstellen verschweißen. Geschieht dies nicht, spricht man von Dopplungen (Werkstofftrennungen).

Das Ausbringen bei der Weiterverarbeitung von Blöcken ist zudem durch die Kopfseigerung grundsätzlich schlechter als bei Strangguss. Diese Seigerungen sind Anreicherungen der Stoffe mit den niedrigsten Schmelzpunkten in der Mitte des Blocks.

4.6 Formgebung des Stahls

Für die weitere Verwendung muss der Stahl in die gewünschte Form gebracht werden. Hierzu gibt es die folgenden Verfahren:

- Warmwalzen und Schmieden, sowie
- Kaltwalzen und Kaltverformen.

Die Abgrenzung zwischen Warm- und Kaltwalzen erfolgt durch die Temperatur: Beim Warmwalzen liegt die Walztemperatur immer oberhalb Rekristallisationstemperatur.

4.6.1 Warmwalzen

Die zunächst erkalteten Blöcke bzw. Stränge werden im Warmwalzwerk wieder bis zum rotglühenden Zustand (900 °C bis 1300 °C) aufgeheizt und dann auf die gewünschte Profilform ausgewalzt. Ein Walzprodukt mit einem derartigen Werdegang (Verfahren A in Bild 25) wird als warm gewalzt, als unbehandelt („U“, das heißt nicht kalt verformt) oder auch als naturhart bezeichnet.

Das Walzen erfolgt in der Regel zwischen Temperaturen von 1100 °C bis 1200 °C, immer oberhalb Rekrystallisationstemperatur (vgl. Bild 25). Jeder Walzstich beim Warmwalzen reduziert die Dicke und erhöht die Länge des Walzgutes und führt zu einer „Zerstörung“ des Gefüges. Allerdings setzt bei ausreichend hohen Temperaturen unmittelbar nach der Umformung die „Rekrystallisation“, d. h. die Kornneubildung, ein. Bei mehreren Walzstichen führt das wiederholte Durchlaufen der Schritte Warmumformung und Rekrystallisation nach und nach zu einer Verfeinerung des groben Gussgefüges.

Die Entwicklung der Baustähle zielte seit etwa 1985 auf eine verbesserte Schweißbeignung der Stähle. Dies wurde durch ein Reduzieren der Legierungselemente, insbesondere des Kohlenstoffs, erreicht. Die dadurch verminderten Festigkeitseigenschaften wurden kompensiert durch eine geeignete Kombination aus Walz- und/oder Wärmebehandlungsverfahren. Diese Kombination wird als **thermomechanisches Walzen (TM-Walzen)** bezeichnet.

Bild 25 zeigt die Möglichkeiten des TM-Walzens im Vergleich zu den beiden klassischen Verfahren,

- dem Walzen bei hohen Temperaturen mit anschließendem Normalglühen und
- dem normalisierenden Walzen,

die dadurch gekennzeichnet sind, dass das Walzen und die Wärmebehandlung bei Temperaturen oberhalb von 900 °C (γ -Gebiet) abgeschlossen sind (Verfahren B und C in Bild 25). Diese Stähle tragen die Bezeichnung N als Lieferzustand, da diese Stähle später bei Temperaturen oberhalb 900 °C umgeformt werden können, ohne ihre mechanischen Eigenschaften zu verlieren [6].

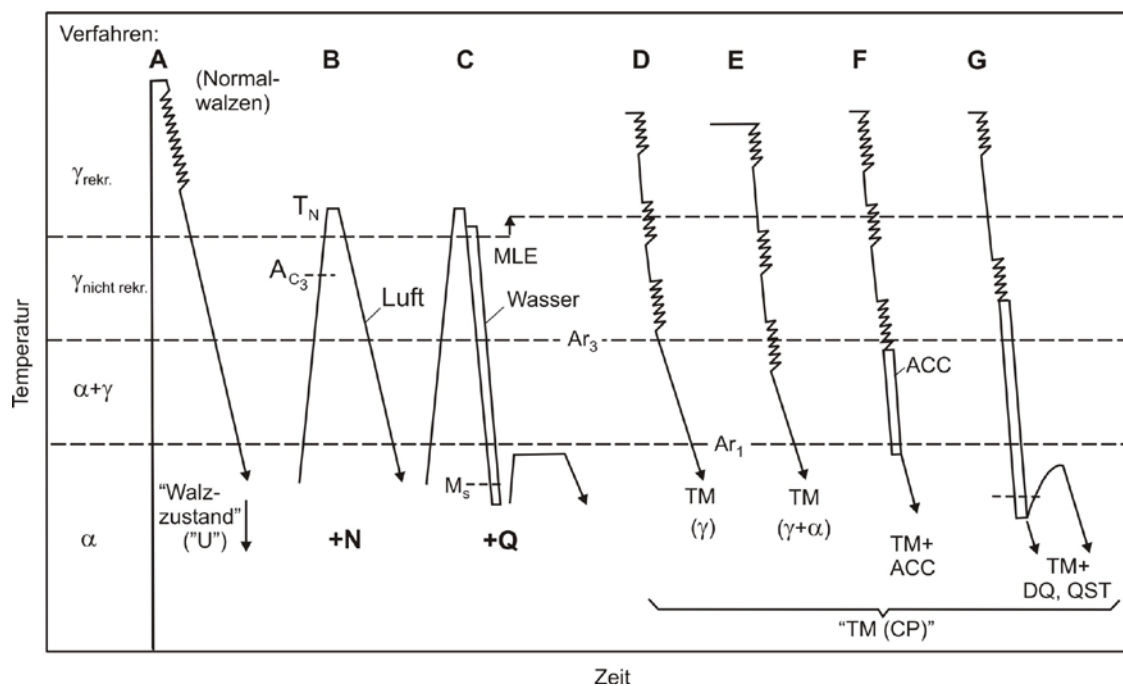


Bild 27: Walz- und Wärmebehandlungsverfahren [6]

Bei TM-Walzen werden die Eigenschaften durch eine exakt definierte Abfolge mehrerer Walz- und Kühlsequenzen mit sehr niedrigen Endwalztemperaturen (zwischen 900 °C und 700 °C) erreicht. Der Rekristallisationsprozess des Austenits wird beim TM-Walzen durch Zugabe von **Mikrolegierungselementen** (MLE) (Niob, Titan und Vanadium) verzögert. Gegebenenfalls wird zusätzlich ein **beschleunigtes Abkühlen** (ACC = Accelerated Cooling) zwischen den Walzsequenzen oder als Endkühlung angewendet (Verfahren F in Bild 25). Durch ein zusätzliches **Abschrecken und Selbstanlassen** (QST = Quenching and Self-Tempering) wird die Stahloberfläche nach dem Abschrecken durch den noch heißen Kern wieder aufgeheizt. Ein weiteres Behandlungsverfahren ist das **Vergüten aus der Walzhitze** (DQ = Direct Quenching). Diese Behandlung erzeugt ein sehr feinkörniges Gefüge hoher Festigkeit verbunden mit wesentlich erhöhter Zähigkeit. Die Verfahren werden nicht strikt getrennt, sondern gehen je nach Anforderung fließend ineinander über.

Tabelle 3: Vor- und Nachteile von TM-Stählen im Vergleich zu wasservergüteten Stählen

Vorteile	Nachteile
Je nach Blechdicke und Herstellverfahren deutlich geringerer Preis	Blechdicken eingeschränkt
Bessere Ebenheit	Höhere Eigenspannungen
Bessere Schweißbarkeit aufgrund geringerem CEV (Kohlenstoffäquivalent) und damit keine oder geringere Vorwärmung erforderlich (vgl. Kapitel 7.3.2)	Wärmebehandlung mit höheren Temperaturen oder Warmumformung nicht möglich
Geringere Abkantradien möglich	etwas geringere Zähigkeit

4.6.2 Kaltwalzen und Kaltverformen

Eine mechanisch bewirkte plastische Formänderung unterhalb der Rekristallisationstemperatur - meist bei Raumtemperatur - bezeichnet man mit Kaltverformung. Wegen der fehlenden Rekristallisation und durch die Ausrichtung der Kristallite bei der Verformung kommt es zu einer Änderung der Stahleigenschaften, z. B. zu einer Zunahme der Festigkeiten und Härte bei Verminderung der Zähigkeit und des Formänderungsvermögens.

Die Kaltverformbarkeit ist ein Merkmal von Baustoffen mit ausgeprägt elastoplastischem Verhalten. Sie tritt daher nur bei Metallen auf und ist abhängig vom kristallinen Aufbau und somit von der Möglichkeit, innerhalb der Kristallite Gleitebenen zu bilden: Nach dem Überschreiten des elastischen Bereiches tritt unter der Einwirkung von Schubspannungen eine Verschiebung einzelner Kristallite entlang strukturbedingter Gleitebenen ein: Der Stahl fließt. Mit zunehmender Verformung erschöpft sich das Fließvermögen immer mehr, erkennbar an einer Verfestigung des Stahls. Die Metallkunde erklärt das Fließen als eine Wanderung von Kristallfehlern (Versetzungen). Die Verfestigung eines Vielkristalls ist dann gleichbedeutend mit einem Aufstau von Versetzungen vor Hindernissen, z. B. Korngrenzen, und einer Aktivierung von ungünstiger gelegenen Gleitebenen. Die festigkeitssteigernde Wirkung dieser Verspannungen des Gitters wird durch Diffusionsvorgänge noch gesteigert.

Schon eine geringe spätere Erwärmung kalt verformter Metalle ruft zwei Erscheinungen hervor: Die verformten Kristalle entspannen sich (Kristallerholung), wodurch die Stoffeigenschaften in Richtung auf die Ausgangswerte vor der Kaltverformung zurückgehen können. Dies wird bewusst angewandt, wenn die mit der Kaltverformung verbundene Versprödung unerwünscht ist, z. B. beim mehrmaligen Kaltziehen von Drähten. Sonst ist jedoch Vorsicht geboten, da eine

gewünschte Festigkeitserhöhung durch eine Wärmewirkung im Rekristallisationsbereich (Schweißen, Glühen, Brand) völlig rückgängig gemacht wird. Die verschiedenen Verfahren der Kaltverformung sind:

- Kaltwalzen:
für dünne Bleche, Folien, Bandstahl und Rohre. Durch das Strecken ergeben sich in Längsrichtung höhere Festigkeiten als in Querrichtung (Anisotropie).
- Kaltpressen und Kaltschlagen:
für Schrauben, Muttern, Drahtstifte, Leichtstahlprofile und profilierte Bleche (Tiefziehen)
- Kaltziehen und Kaltrecken:
für Drähte, Rohre und Betonstahl

4.7 Umwandlungen

Die Stahleigenschaften ändern sich mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit in Richtung steigender Härte. Bei sehr schnellem Abkühlen wandelt sich das Austenit in **Martensit** um. Dabei klappt das flächenzentrierte Raumgitter des Austenits schlagartig in das raumzentrierte Martensitgitter um. Der gelöste Kohlenstoff bleibt durch die schlagartige Umwandlung im raumzentrierten Gitter in Zwischengitterplätzen zwangsgelöst. Die daraus resultierenden hohen Gitterspannungen führen zu hoher Festigkeit, sind aber durch die Aufweitung des Gitters infolge der Kohlenstoffeinlagerung auch mit einer Versprödung verbunden.

Die Umwandlungsvorgänge können in so genannten **ZTU-Schaubildern** (Zeit-Temperatur-Umwandlung) erfasst werden. Ein Schaubild gilt für jeweils eine Stahlsorte mit bestimmtem C-Gehalt. In Bild 26 sind 2 verschiedene Abkühlkurven mit unterschiedlicher Abschreckintensität dargestellt. Eine **Martensitbildung** erfolgt nur bei sehr starkem Abschrecken.

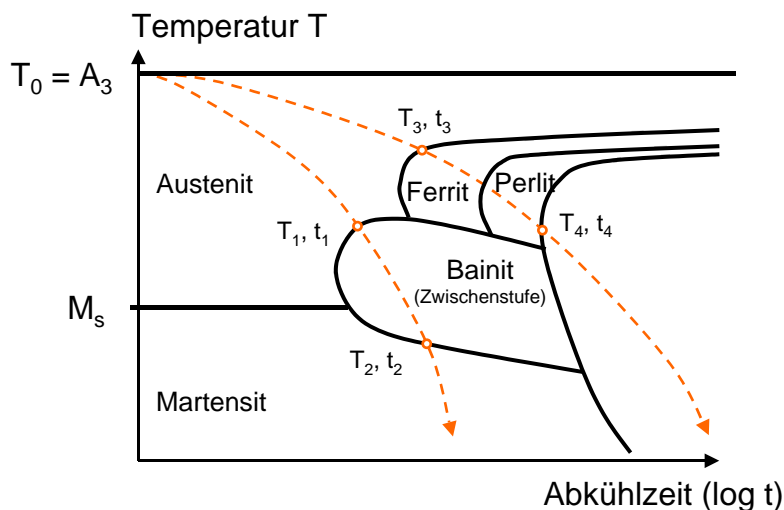


Bild 28: ZTU-Schaubild bei kontinuierlicher Umwandlung [15]

Da die Bildung des Martensits infolge der schnellen Abkühlung nur schwer zu steuern ist, erreicht man durch erneutes Erwärmen, dass sich ein Teil der C-Atome durch die bei erhöhten Temperaturen verbesserte Diffusionsfähigkeit von Kohlenstoff wieder aus der Zwangslage im Gitter befreit und somit der Härteeffekt vermindert wird (vgl. Bild 25).

4.7.1 Wärmebehandlung von Stählen

Die Wärmebehandlung ist nach DIN 17014-3 [16] das planmäßige Aussetzen eines Bauteils unter Temperatur-Zeit-Folgen und ggf. andere physikalische und/oder chemische Einwirkungen mit dem Ziel, Eigenschaften zu erreichen, die für die Weiterverarbeitung oder Verwendung

erforderlich sind. Es können Ausbildung und Gleichmäßigkeit des Gefüges sowie Eigenspannungszustand des Bauteils beeinflusst werden. Jede Wärmebehandlung besteht aus gezieltem Erwärmen, Halten (Aufrechterhalten der gleichen Temperatur über den Querschnitt eines Bauteils) und Abkühlen. Maßgebend für Auswirkung und Benennung der Behandlung sind Temperatur und Dauer des Haltens sowie die Geschwindigkeit des Abkühlens. Unter dem Oberbegriff Wärmebehandlung sind alle Arten

- des Glühens und
- des Härtens einzuordnen.

4.7.2 Glühen

Beim Glühen wird der Stahl auf eine bestimmte Temperatur erhitzt, dort gehalten und anschließend langsam und geregelt auf Raumtemperatur gekühlt. Die Temperaturen für die verschiedenen Glüharten richten sich nach dem C-Gehalt und den Legierungsbestandteilen. Die Gefügebeeinflussung zeigen das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Bild 27) und besonders die ZTU-Schaubilder. Man unterscheidet:

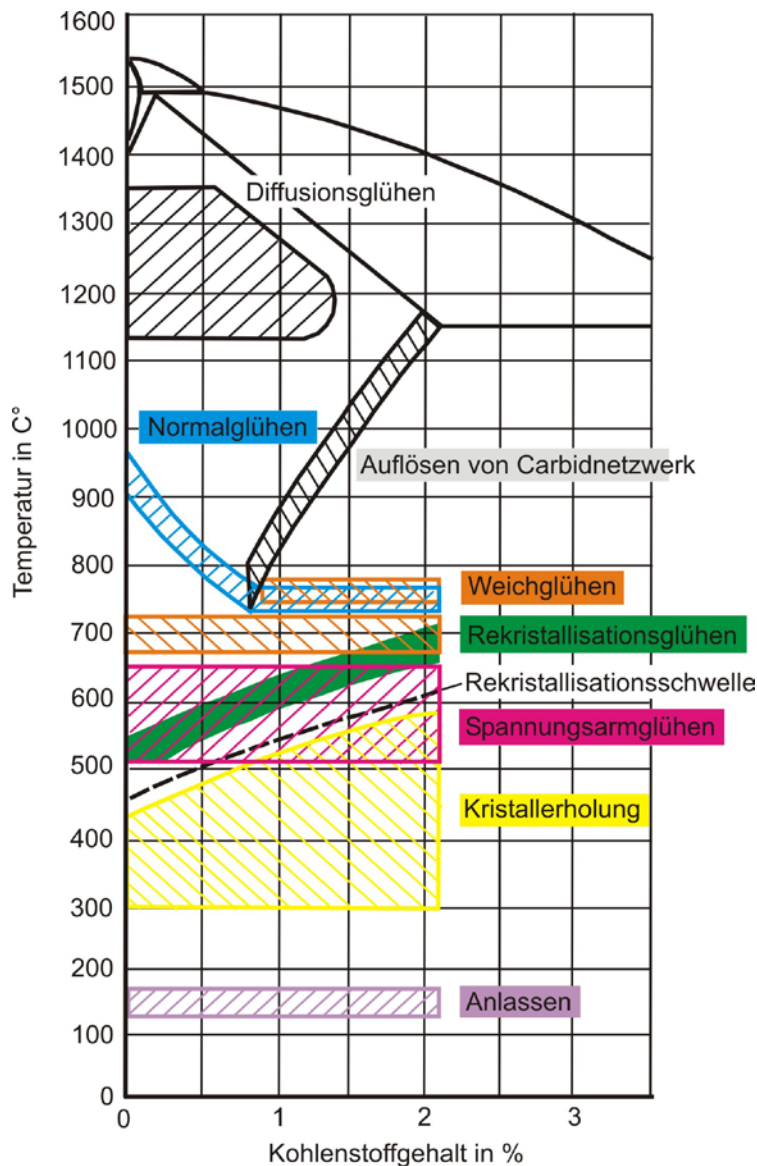


Bild 29: Zusammenhang zwischen verschiedenen Glüharten und dem Kohlenstoffgehalt [2]

1. **Spannungsarmglühen.** Innere Spannungen, die beim Abkühlen eines Werkstücks auftreten, werden mit diesem Glühverfahren abgebaut.

2. **Weichglühen** stellt einen - für die Weiterverarbeitung günstigen - weichen Zustand her. Dabei werden auch Zementitteilchen kugelig eingeformt (GKZ-Glühen).
3. **Normalglühen** stellt ein gleichmäßig feinkörniges Gefüge mit Perlitanteilen ein. Änderungen der mechanischen Eigenschaften von Stahl durch Kaltverformung oder gezielte Vergütungsprozesse werden durch Normalglühen wieder rückgängig gemacht, der Stahl kehrt von seinen Eigenschaften her zum unbehandelten Ausgangszustand zurück.
4. Rekristallisationsglühen. Hier wird der Stahl über seine Rekristallisationstemperatur hinaus erwärmt, damit eine Umbildung des Kristallgitters stattfinden kann. Diese Wärmebehandlung kommt vorwiegend nach starker Verformung zum Einsatz.
5. Grobkornglühen dient zur Erzielung eines groben Kornes. Hierdurch wird die Spanbarkeit verbessert.
6. Diffusionsglühen ermöglicht die Beseitigung örtlicher Konzentrationsunterschiede (Seigerung).

4.7.3 Härten

Das **Härten** ist eine Wärmebehandlung, die aus Austenitisieren und schnellem Abkühlen (Abschrecken) besteht und das Ziel der Martensitbildung verfolgt. Entscheidenden Einfluss auf die Stahleigenschaften hat die Abkühlgeschwindigkeit. Durch ein beschleunigtes Abkühlen ist die für die Kohlenstoffdiffusion notwendige Zeit in der Regel nicht vorhanden, die Kohlenstoffatome werden in ihrer Beweglichkeit behindert. Das Erwärmen nach dem Härten heißt **Anlassen**. Beim Anlassen bis ca. 300 °C werden z. B. bei kalt verformten Stählen Verbesserungen in den Dehnungseigenschaften erreicht, ohne dass die Festigkeit nennenswert beeinflusst wird (Bild 28).

Der Gesamtvorgang aus Härten und Anlassen auf Temperaturen meist oberhalb von 550 °C wird als **Vergüten** bezeichnet. Durch die Umwandlungshärtung wird die Festigkeit gesteigert, zugleich aber auch das Gefüge neu gebildet und verfeinert. Zwar wird beim Anlassen die zuvor erreichte Festigkeitszunahme teilweise wieder abgebaut, jedoch die Zähigkeit über den ursprünglichen Wert hinaus erhöht.

Das Entmischen übersättigter Mischkristalle ist ein Vorgang, durch den die mechanischen und physikalischen Eigenschaften einer Legierung in weiten Grenzen verändert werden können. Da die Entmischungsvorgänge im Allgemeinen mit einer deutlichen Erhöhung der Festigkeit der Legierung verbunden sind, spricht man auch von einer **Aushärtung** und versteht dementsprechend unter Aushärten alle Maßnahmen zum Erzielen einer Festigkeitssteigerung unter Ausnutzung der Temperaturabhängigkeit des Lösungsvermögens bei Mischkristallen. Da diese Entmischung durch Diffusion in einem Festkörper erfolgt und damit eine längere Zeitspanne beansprucht, verwendet man auch den Begriff **Auslagerung** zur Beschreibung der Maßnahme, die eine Aushärtung zur Folge hat. Das Auslagern dient dem Zweck, aus übersättigten Mischkristallen Kohlenstoff und Stickstoffverbindungen auszuscheiden, die spröde und hart sind.

Der Begriff **Alterung** wird ebenfalls zum Beschreiben des Endzustandes einer Auslagerung verwendet. Unter Alterung versteht man die Änderung der mechanischen und physikalischen Eigenschaften mit der Zeit - als Folge der Diffusion interstitiell gelöster Teilchen. Bei Stahl tritt dadurch eine Versprödung und damit ein Abfall des Verformungsvermögens ein. Die Stoß- und Schlagempfindlichkeit steigen, zugleich werden Härte und Festigkeit größer.

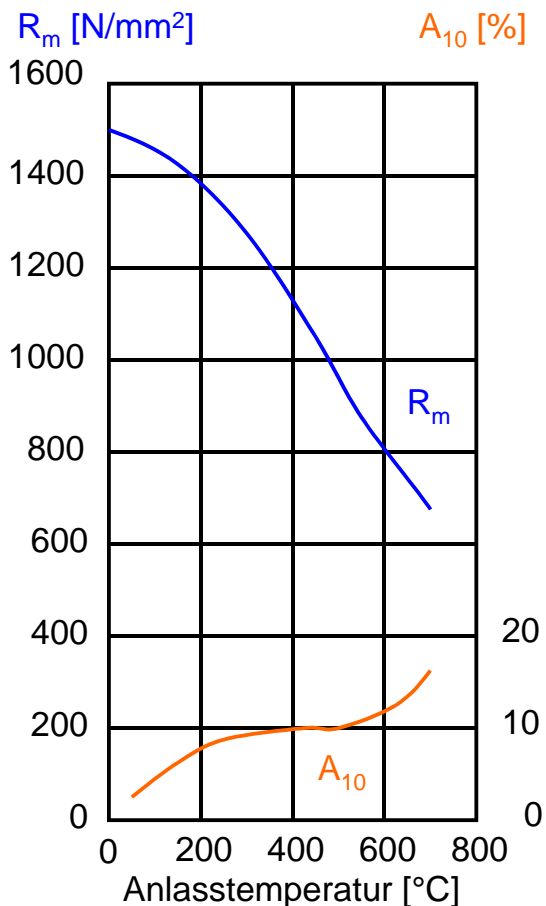


Bild 30: Einfluss des Anlassens eines gehärteten Stahles (840°C / Wasser) mit 0,25 % C, 1 % Cr, 0,20 % Mo [2]

Bei Betonstählen wird eine Aushärtung (**Reckalterung**) bis zu einem gewissen Grade planmäßig angestrebt: Die Reckalterung ist die zeitliche Zunahme von Streckgrenze und Zugfestigkeit bei gleichzeitiger Abnahme der Zähigkeit der kalt verformten Sorten. Sie tritt nach einer Kaltverformung ab 2 bis 3 % und anschließendem Auslagern ein. Als Ursache für die Versprödung sieht man die submikroskopische Ausscheidung von im Ferrit (α -Eisen) interstitiell gelöster Kohlenstoff- und Stickstoffatome auf den Gleitebenen der Kristallite an. Man unterscheidet:

- **Natürliche Alterung**; sie tritt nach dem Kaltverformen und anschließendem Lagern (einige hundert Stunden bis Monate, Jahre) bei Raumtemperatur ein.
- **Künstliche Alterung**; sie stellt sich nach dem Kaltverformen und anschließendem kurzzeitigem Erwärmen (Minuten bis Stunden) auf 100 °C bis 300 °C ein.

Metalle, die durch eine Kaltverformung verfestigt wurden, haben das Bestreben, bei einer späteren Erwärmung ihre ursprünglichen Eigenschaften wieder anzunehmen. Die dabei im Gefüge ablaufenden Vorgänge können in zwei grundsätzlich verschiedene Prozesse der Rückbildung des verformten Zustandes eingeteilt werden: **Erholung** und **Rekristallisation**. Welcher der beiden Prozesse abläuft bzw. vorherrscht, hängt von Legierung, Verformungsgrad und Erwärmungsverhältnis (Temperatur, Dauer) ab.

Bereits die **Kristallerholung** ist mit einer Entfestigung verbunden. Das Gefüge erfährt dabei jedoch noch keine entscheidenden Veränderungen. Die verformten Kristallite behalten ihre äußere Form bei, es ändern sich aber Zahl und Anordnung der Gitterfehler.

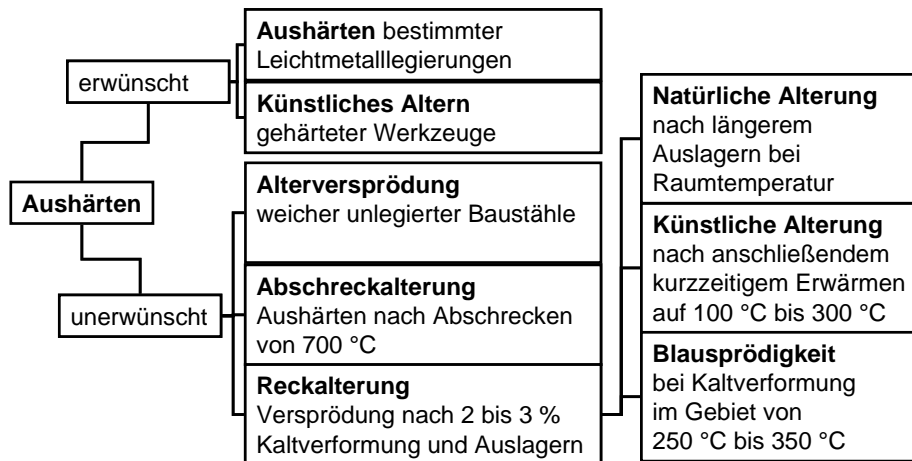


Bild 31: Alterung weicher unlegierter Stähle im Bauwesen [2]

Unter **Rekristallisation** versteht man die bei einer Wärmebehandlung auftretenden sichtbaren Änderungen im Gefüge, die nicht mit einer Phasenumwandlung verknüpft sind. Dabei erfolgt ein Abbau von Gitterfehlern in den Kristalliten durch eine Neubildung des Gefüges im Zuge von Keimbildung und Kornwachstum. Die Gefügeänderungen führen durch den Abbau von Versetzungen zu einem vollständigen Verlust der durch Kaltverformung hervorgerufenen Eigenschaftsänderungen.

5 Mechanische Eigenschaften von Stählen

5.1 Spannungs-Dehnungs-Linie

Die grundlegenden mechanischen Kenngrößen eines Stahles werden im einachsigen Zugversuch bestimmt. Bei einem derartigen Versuch wird die Belastung langsam (quasistatisch) bis zum Bruch gesteigert. Lasten und zugehörige Verformungen werden kontinuierlich aufgezeichnet.

Stähle zeigen bis zu einer bestimmten Spannung ein rein elastisches Verhalten, das durch die im Kristallgitter herrschenden Anziehungskräfte bestimmt ist. Es treten nur Gitterverzerrungen in den Kristalliten auf, die sich bei Entlastung voll zurückbilden. Der lineare Anstieg der Dehnung ε mit der Spannung σ wird durch den Elastizitätsmodul E ausgedrückt (Hookesches Gesetz: $\sigma = E \cdot \varepsilon$, $E_{\text{Stahl}} \approx 210000 \text{ N/mm}^2$).

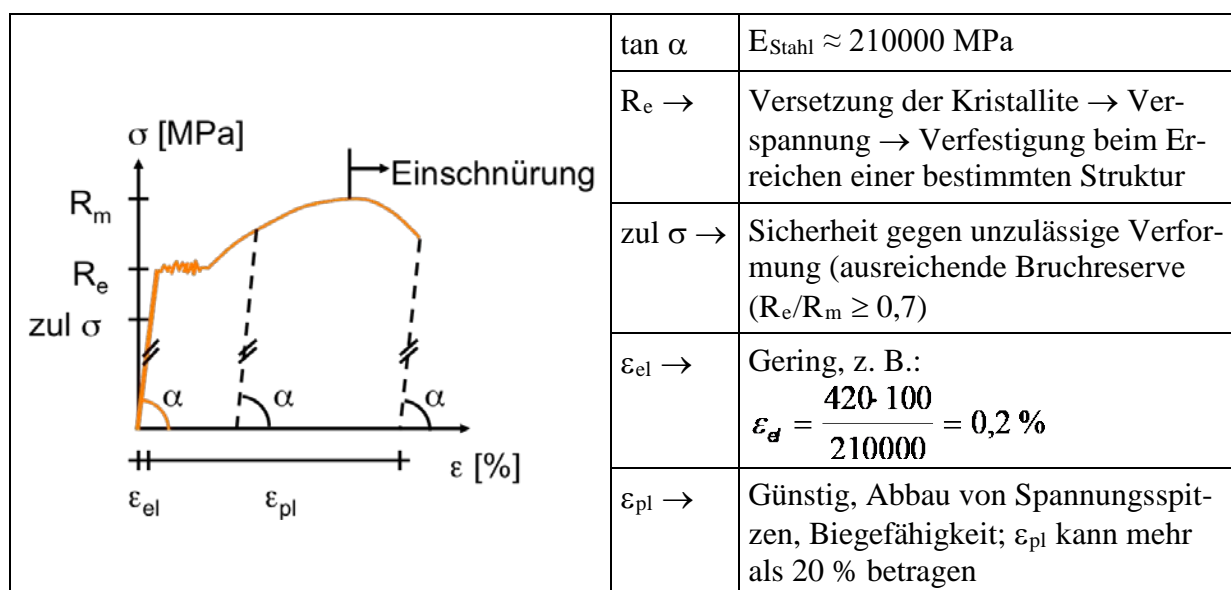


Bild 32: Spannungs-Dehnungslinie von Baustahl

Der elastische Bereich hört bei der Proportionalitätsgrenze auf, also bei dem Punkt, bis zu dem Spannung und Dehnung proportional sind (Streckgrenze). Der Bereich der σ - ε -Linie oberhalb der Streckgrenze kennzeichnet die Tatsache, dass Stahl zäh ist und darum durch örtliches Fließen Lasten umgelagert werden und durch ganzheitliches Fließen das Versagen angekündigt wird. Beim Fließen des Stahles nehmen die Dehnungen überproportional zu (plastische Verformungen), gleichzeitig ist der Stahl aber in der Lage, weiter Last aufzunehmen, er verfestigt sich also.

Die Dehnung ist bis zur Höchstspannung (Zugfestigkeit R_m) gleichmäßig über die Länge der Zugprobe verteilt. Bei weiterer Belastung schnürt jedoch der Stahl an einer Stelle ein, das heißt, seine Quer- und damit auch seine Längsdehnung sind örtlich größer als im übrigen Stahl. Die gleichmäßig über die Probe verteilte Dehnung, die **Gleichmaßdehnung**, wird also durch die zusätzliche Dehnung an der Einschnürstelle, die **Einschnürdehnung**, überlagert. Der Stahl versagt an dieser Stelle.

Wegen der großen Dehnungen jenseits der Streckgrenze (im Bereich von Prozenten) kann dieser Bereich nicht mehr zur planmäßigen Aufnahme von Lasten bei der Bemessung herangezogen werden. Die zulässige Stahlspannung wird deshalb grundsätzlich aus der Fließ- bzw. Streckgrenze ermittelt:

$$\sigma_{zul} = \frac{R_e}{\gamma}$$

Der Sicherheitsbeiwert liegt bei Stahl je nach Anwendungsfall und Bemessungsregel i. d. R. zwischen $\gamma = 1,5$ und $\gamma = 1,75$.

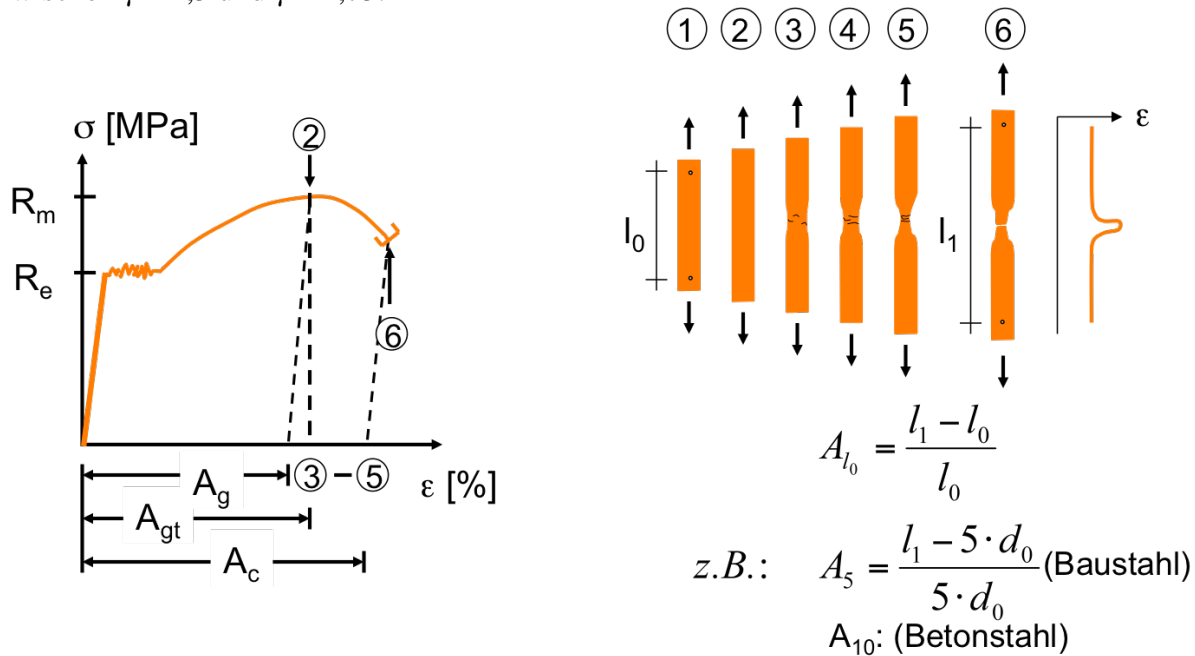


Bild 33: Brucheinschnürung und Dehnung im Zugversuch nach DIN EN ISO 6892-1 [17]

Die Bruchdehnung A_5 bzw. A_{10} ist beim Stahl die bleibende Dehnung nach dem Bruch A_c . Sie setzt sich aus den beiden Dehnungsteilen Gleichmaßdehnung A_g und Einschnürdehnung zusammen. Erstere ist durch die gleichmäßige Verteilung von der Probenlänge unabhängig, bei der zweiten örtlich begrenzten Dehnung, ist die Länge der Probe, auf die sich die Dehnung bezieht, sehr wichtig. Beim Bestimmen der Bruchdehnung wird die Messlänge l_0 daher bei Rundproben als Vielfaches des Probendurchmessers d_0 festgelegt. Bei Baustählen ist der Verhältniswert l_0/d_0 mit 5 festgelegt, bei Betonstählen beträgt er 10.

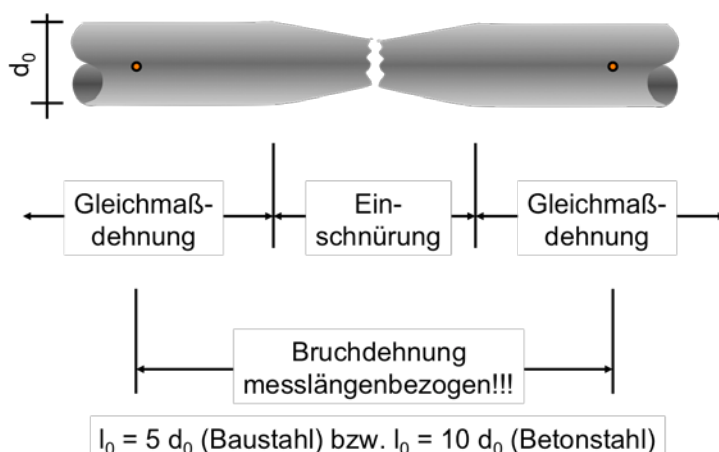


Bild 34: Dehnungskennwerte von Stahl

Die Gleichmaßdehnung (nach dem Bruch gemessen) entspricht der Dehnung bei Höchstlast A_{gt} abzüglich der elastischen Dehnung bei Höchstlast:

$$A_g = A_{gt} - \frac{R_m}{E_{\text{Stahl}}}$$

Im Gegensatz zu normalen unbehandelten Stählen weisen kalt verformte Stähle (s. Kapitel 5.3) keine ausgeprägte Streckgrenze mehr auf, sodass eine der Streckgrenze äquivalente Spannung (0,2 %-Dehngrenze; **technische Streckgrenze**, bei der die Probe eine bleibende Dehnung von 0,2 % der Messlänge aufweist) festgelegt werden muss.

Das plastische Verformungsvermögen von Stahl ist trotzdem eine für das Gebrauchsverhalten von Baustählen entscheidende Materialeigenschaft. So wird beim Biegen von Stählen oder bei Schraub- und Nietanschlüssen der plastische Bereich der Spannungslinie planmäßig aktiviert.

1: Nietanschluss

2: Biegen von Betonstahl

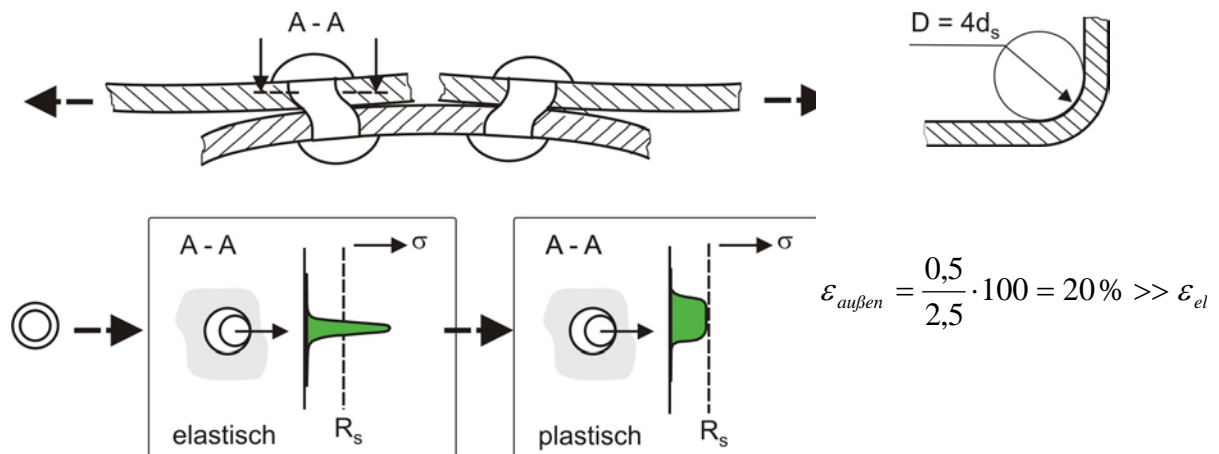


Bild 35: Beispiele für das plastische Verhalten von Stahl [18]

5.2 Beeinflussung durch Legierungselemente

Eine Vielzahl von künstlich zugeführten Legierungselementen bzw. von natürlich vorhandenen Eisenbegleitern hat einen großen Einfluss auf die Stahleigenschaften. Ihre Kenntnis ist für die Erzielung bestimmter Eigenschaften ausschlaggebend. Als Legierungselemente gelten Mn, Si, Cr, Cu, Ni, Al, Va, Nb, Mo. Eine Übersicht über den Einfluss der Elemente enthält die nachfolgende Aufstellung.

Festigkeit	C	↑↑	Korrosionsbeständigkeit	Cr	↑↑
	Mn	↑		Ni	↑
	Cr, Ni, Cu, Al	↑↑		Mo	↑
	V, Nb	↑		Cu + P	↑
Kaltverformbarkeit	C	↓	Härtbarkeit	C	↑↑
	Si	↓		Si	↑
	P, S	↓		Mn	↑
Schweißbarkeit	C	↓↓			
	Mn	↓			

Bedeutung der Zeichen:

↑ verbesserte Eigenschaft

↑↑ erheblich verbesserte Eigenschaft

↓ verschlechterte Eigenschaft

↓↓ erheblich verschlechterte Eigenschaft

5.3 Einfluss der Herstellverfahren und Behandlungsmethoden

Eine wesentliche Anforderung an moderne Baustähle ist ihre allgemeine Schweißbarkeit. Das Erfüllen dieser Anforderung erfordert eine Begrenzung des Kohlenstoffgehaltes auf etwa 0,2 % C. Warm gewalzte, unbehandelte Stähle erreichen in diesem Fall Streckgrenzen in der Größenordnung von $R_e = 300$ bis 400 N/mm^2 . Eine Erhöhung dieser Werte und damit der nutzbaren Stahlspannungen ist entweder durch das Zulegieren von so genannten Mikrolegierungselementen (z. B. Vanadium, Niob \rightarrow Feinkornbaustähle), durch Kaltverformen und durch Abschrecken mit Wasser unmittelbar nach dem Walzvorgang, als Abschluss des Walzvorganges (wassergekühlte oder wasservergütete Stähle) oder durch das thermomechanische Walzen möglich (vgl. Kapitel 4.6.1). In den genannten Fällen kann bei gleich bleibendem Kohlenstoffgehalt die Streckgrenze auf $R_e = 500$ bis 1100 N/mm^2 gesteigert werden (Bild 34).

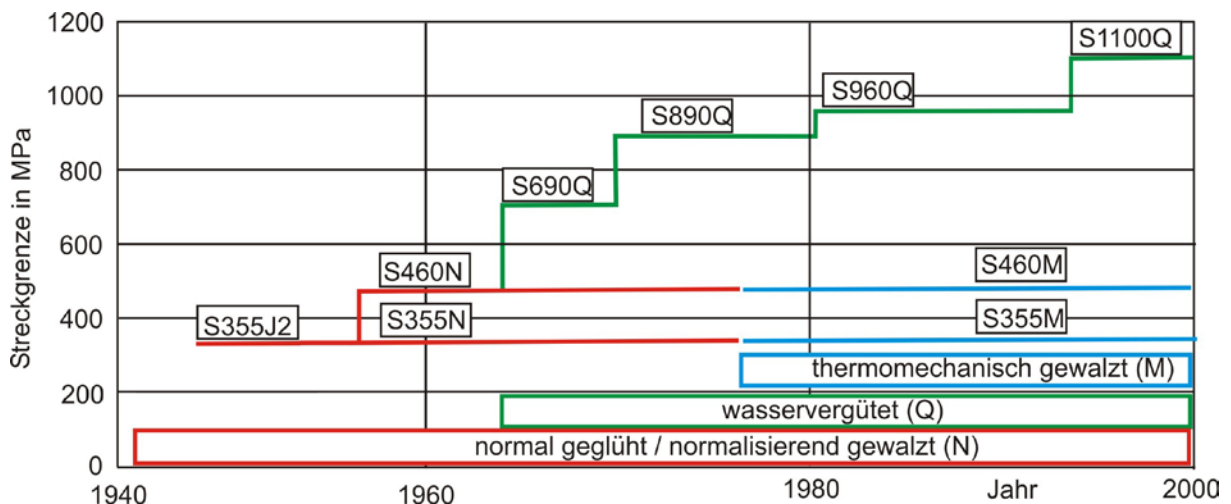


Bild 36: Entwicklung der höherfesten Stahlsorten in den letzten Jahren [19]

Für Spannstähle (im Spannbetonbau) sind zur Kompensation der Kriech- und Schwindverluste des Betons wesentlich höhere Streckgrenzen erforderlich. Spannstähle weisen deshalb höhere Kohlenstoffgehalte auf (und sind aus diesem Grund generell nicht schweißbar) und werden generell behandelt (kalt verformt, vergütet bzw. kalt verformt und vergütet).

Eine mechanisch bewirkte plastische Formänderung unterhalb der Rekristallisationstemperatur, meist bei Raumtemperatur, bezeichnet man als **Kaltverformung**. Wegen der fehlenden Rekristallisation und durch die Ausrichtung der Kristallite bei der Verformung (Bild 35) kommt es zu einer Änderung der Stahleigenschaften, z. B. zu einer Zunahme der Festigkeit und Härte bei Verminderung der Zähigkeit und des Formänderungsvermögens (Bild 36).



Bild 37: Ausgerichtetes Gefüge eines kalt verformten Spannstahls St 1080/1330

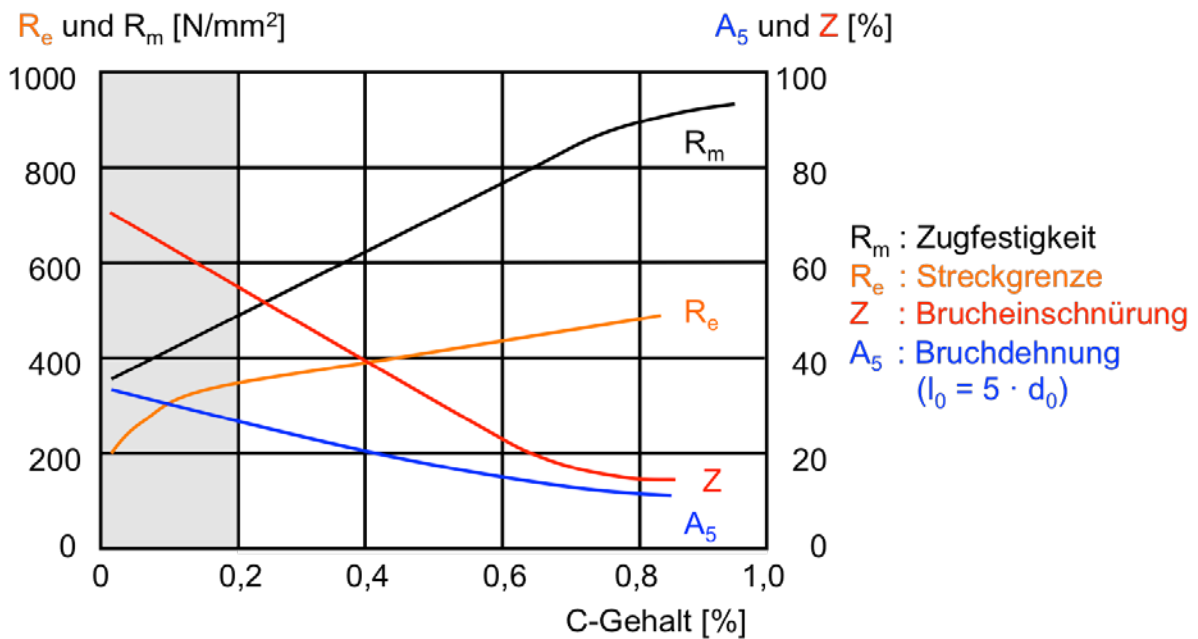


Bild 38: Festigkeit- und Verformungsverhalten von Stahl in Abhängigkeit vom C-Gehalt

Im Gegensatz zu normalen unbehandelten Stählen weisen kalt verformte Stähle (Bild 37) keine ausgeprägte Streckgrenze mehr auf, sodass eine der Streckgrenze äquivalente Spannung (0,2 %-Dehngrenze; **technische Streckgrenze $R_{p0,2}$** , bei der die Probe eine bleibende Dehnung von 0,2 % der Messlänge aufweist) festgelegt werden muss. Für Spannstahl wird entsprechend die **technische Streckgrenze $R_{p0,1}$** festgelegt.

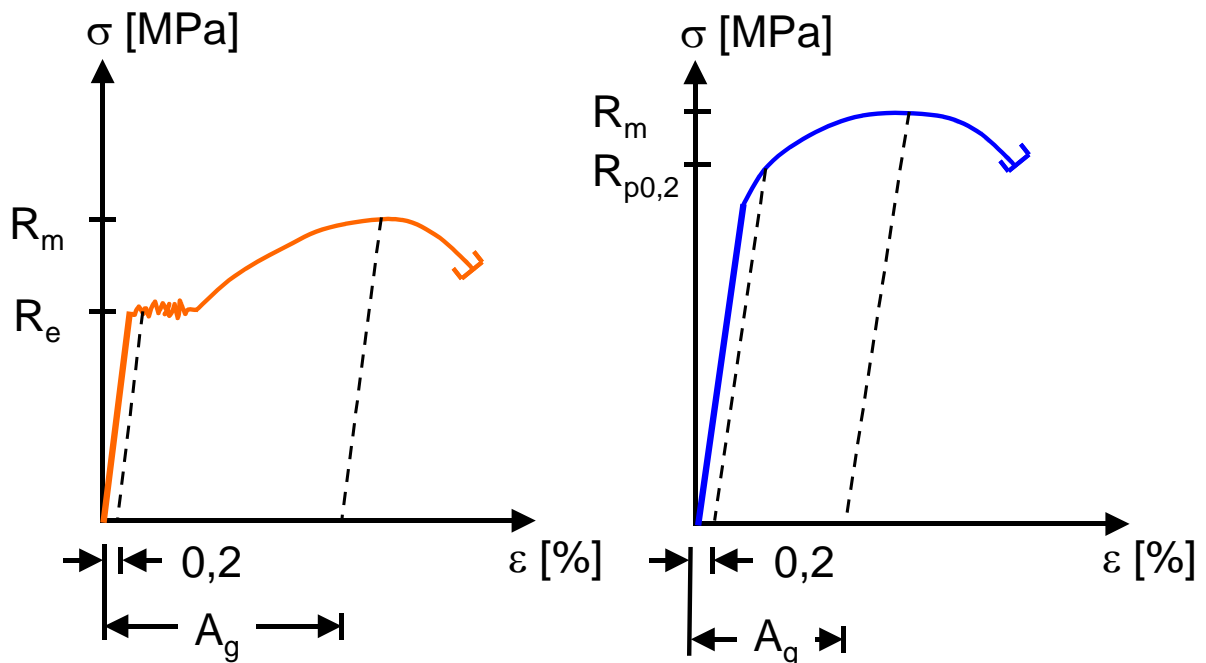


Bild 39: Spannungs-Dehnungslinie von unbehandeltem und kalt verformtem Stahl

Mikrolegierte und wassergekühlte Stähle zeigen wie unbehandelte Stähle eine ausgeprägte Streckgrenze. Allen behandelten Stählen ist gemeinsam, dass die Streckgrenze R_e stärker ansteigt als die Zugfestigkeit R_m bzw. der Verhältniswert R_m/R_e im Vergleich zu unbehandelten Stählen kleiner ist (Tabelle 4).

Tabelle 4: Auswirkung des Herstellungsverfahrens auf Festigkeitseigenschaften von Stählen

Unbehandelter Stahl (C ~ 0,2 %)	$R_e = 300 \dots 400 \text{ N/mm}^2$ $R_m/R_e = 1,4 \dots 1,6$
Kalt verformter Stahl (C ~ 0,2 %)	$R_e = 500 \dots 600 \text{ N/mm}^2$ $R_m/R_e = 1,02 \dots 1,10$
Mikrolegierter Stahl („Feinkornbaustahl“) (C ~ 0,2 %)	$R_e = 500 \dots 700 \text{ N/mm}^2$ $R_m/R_e = 1,25 \dots 1,40$
Wassergekühlter Stahl (C ~ 0,2 %)	$R_e = 500 \dots 600 \text{ N/mm}^2$ $R_m/R_e = 1,15 \dots 1,25$
Kalt verformter (kalt gezogener oder vergüteter bzw. gereckter und vergüteter Stahl (Spannstahl))	$R_e = 1000 \dots 2000 \text{ N/mm}^2$

Festigkeits- und Verformungseigenschaften von Stählen können durch die Legierung (i. W. Kohlenstoff und Mangan), durch Kaltverformung und durch Wärmebehandlung in weiten Grenzen beeinflusst werden (Bild 38). Grundsätzlich gilt für alle Verfahren, dass Maßnahmen, die zu Festigkeitssteigerungen führen, immer Einbußen im Verformungsvermögen zur Folge haben (Bild 39).

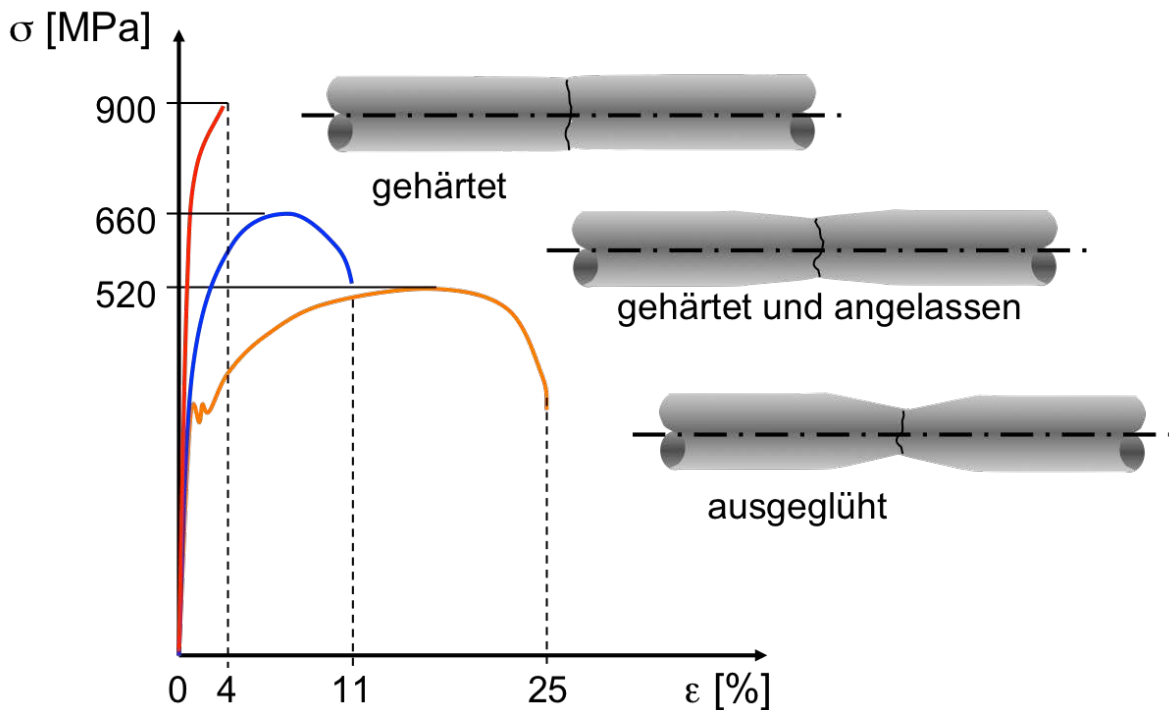


Bild 40: σ - ϵ -Linien und Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der thermischen Vorbehandlung (Bsp.)

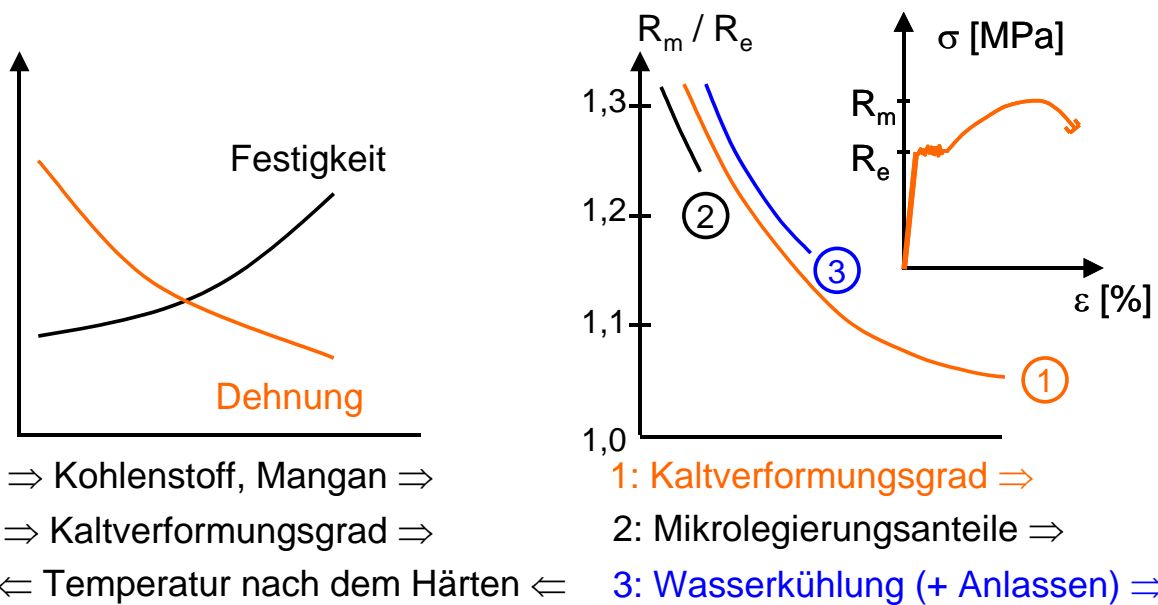


Bild 41: Grundsätzlicher Zusammenhang Festigkeit – Dehnung

5.4 Zähigkeit

Die Neigung eines Stahles zum spröden Trennbruch steigt bei Abnahme der Temperatur sowie bei Zunahme der Verformungsgeschwindigkeit und der Räumlichkeit des Spannungszustandes. Aus diesem Grunde eignet sich der Kerbschlagbiegeversuch, z. B. mit der ISO-V-Probe (nach DIN 50 115) (schlagartige Beanspruchung, gekerbte Probe und damit dreiachsiger Spannungszustand) besonders gut zur Beurteilung der Zähigkeit. Der Kerbschlagbiegeversuch wird bei Baustählen sowohl in der allgemeinen Güteprüfung als ein Merkmal zur Beurteilung der Schweißbeignung eingesetzt, als auch zur Überwachung von Wärmebehandlungen und Schweißarbeiten verwendet. Es wird dabei eine gekerbte Probe, die verschieden groß, in der Kerbe verschieden geformt sein kann und mit den Enden an zwei Widerlagern anliegt, durch einen einzigen Schlag auf einem Schlagwerk entweder durchgebrochen oder durch die Widerlager gezogen und die verbrauchte Schlagarbeit A_v gemessen.

Die Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve (A_v -T-Kurve) stellt die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit von der Prüftemperatur bei gleicher Probenform dar. Der Kurvenverlauf und die Streuung der Versuchswerte sind abhängig von Stahlsorte, Probenform und Schlaggeschwindigkeit. Man erhält Kurven nach Bild 40, die aus einem Bereich hoher Zähigkeit (Hochlage), einem Bereich niedriger Zähigkeit (Tieflage) und einem dazwischen liegenden Steilabfall (Übergangsbereich) bestehen.

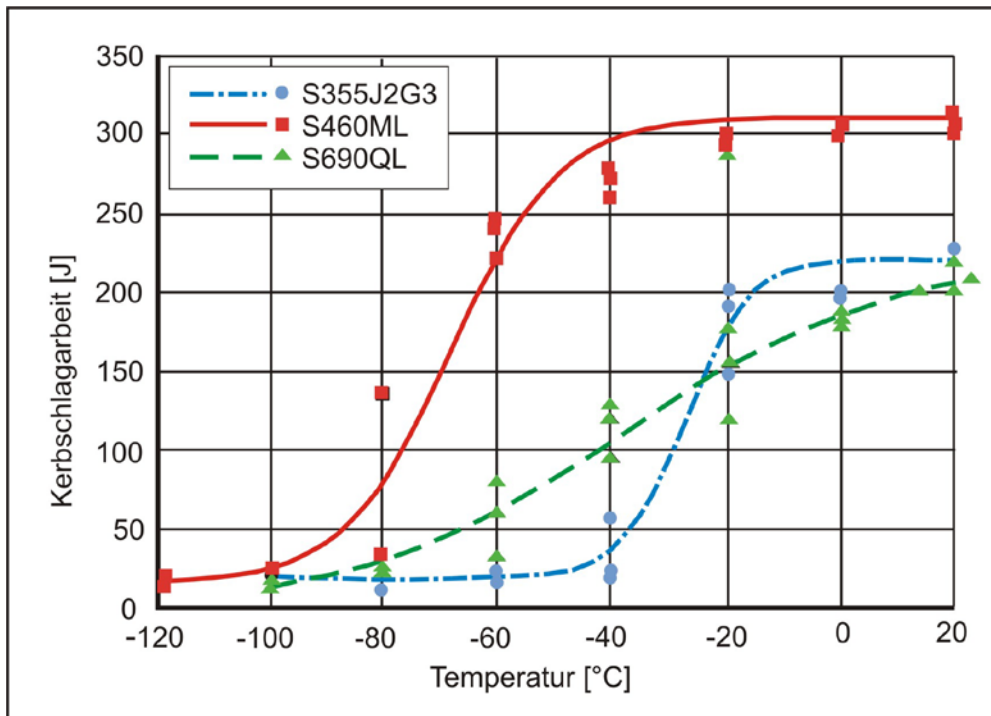


Bild 42: Kerbschlagarbeit verschiedener Stähle [6, 20]

5.5 Festigkeit unter schwingender Beanspruchung

Durch häufig wechselnde Beanspruchungsrichtungen kommt es in metallischen Werkstoffen zu irreversiblen Veränderungen in der Struktur (Ermüdungserscheinungen). Die Folge davon sind verformungslose, so genannte Ermüdungsbrüche nach einer Vielzahl von Lastwechseln (z. B. wechselnde Belastungen von Brücken durch LKW-Verkehr), die in Abhängigkeit von der Zahl der Lastwechsel bei Spannungsniveaus deutlich unter der Streckgrenze auftreten können. Dementsprechend muss bei wechselnden Beanspruchungen (z. B. bei Straßenverkehrsbrücken) neben der Bemessung auf Maximallast auch ein Nachweis der Ermüdungssicherheit geführt werden.

Zum Nachweis der Festigkeit von Stahl unter schwingender Beanspruchung (**Schwingfestigkeit**) werden Prüfstäbe in der Regel einer sinusförmigen Beanspruchung unterworfen (Bild 41). Auf das Beispiel der Straßenbrücke bezogen repräsentiert die Unterspannung σ_u das Eigengewicht der Brücke, die Oberspannung σ_o die Spannung unter der maximalen Verkehrslast. Der Spannungsausschlag um die Mittelspannung σ_m wird mit σ_a gekennzeichnet, die Differenz zwischen Ober- und Unterspannung wird als Schwingbreite $\Delta\sigma$ bzw. $2\sigma_a$ bezeichnet.

Bei der Prüfung wird ein Spannungsausschlag vorgegeben und die Zahl der Beanspruchungswechsel bis zum Bruch festgehalten. Trägt man diese erreichte Bruchschwingenspielzahl für verschiedene Spannungsausschläge auf, so erhält man die Wöhlerkurven. Den Bereich der Kurve mit abnehmender Spannung bei zunehmender Spielzahl nennt man den Bereich der Zeitfestigkeit. Unterhalb eines bestimmten Spannungsausschlages tritt kein Bruch mehr auf, die Kurve hat den Bereich der Dauerschwingfestigkeit erreicht. Für Stahl gilt der Spannungsausschlag als Dauerschwingfestigkeit, bei dem eine Anzahl von $2 \cdot 10^6$ Schwingspielen ohne Bruch erreicht wird.

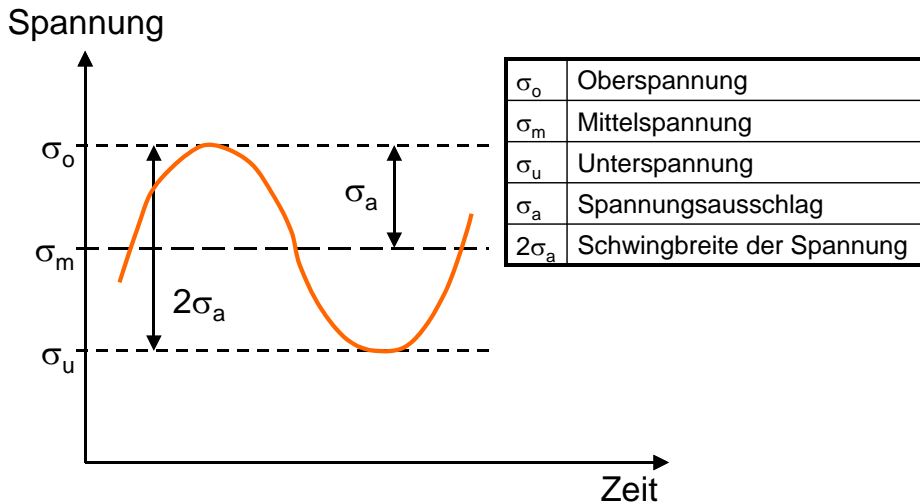


Bild 43: Begriffe der Dauerschwingbeanspruchung

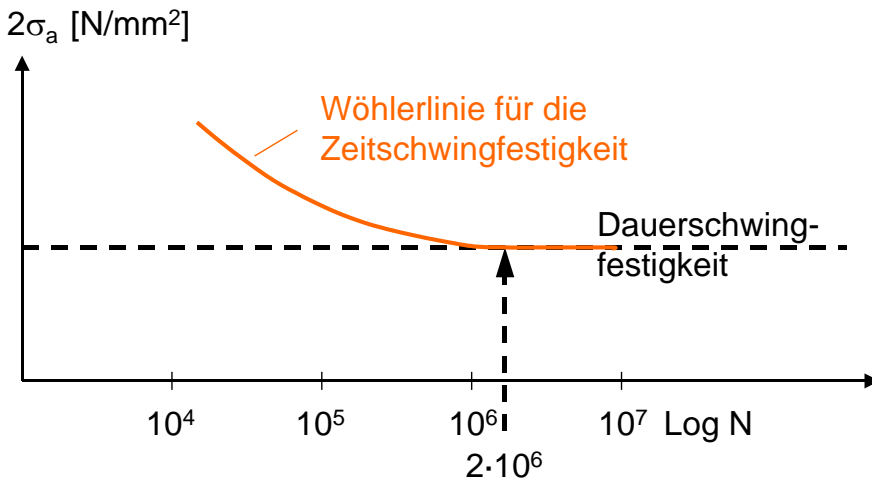


Bild 44: Darstellung der Schwingfestigkeit in „Wöhlerdiagrammen“

Die Dauerschwingfestigkeit hängt neben den Stahleigenschaften und insbesondere der Oberflächenbeschaffenheit (Kerben, z. B. Rippen bei Betonstählen mindern die Dauerschwingfestigkeit erheblich ab) auch vom Spannungshorizont ab (Lage von Ober- und Unterspannung) ab. Nach Lage des Spannungshorizonts spricht man von Zug- oder Druckschwellbeanspruchung bzw. von Wechselbeanspruchung (Bild 45).

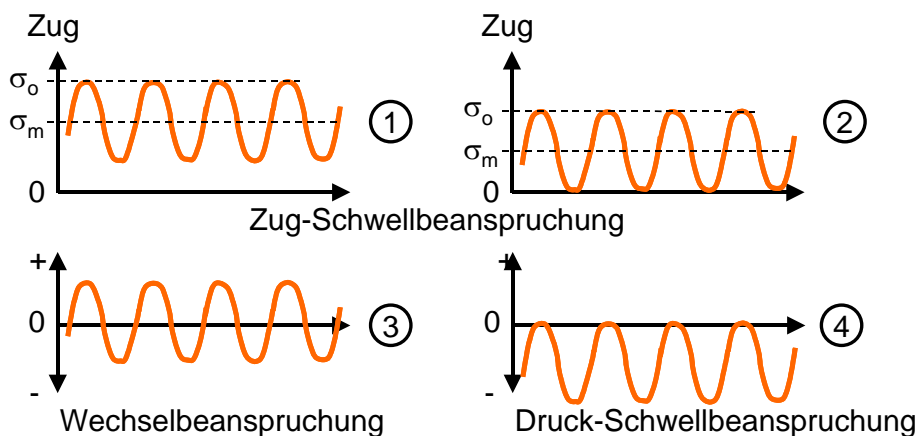


Bild 45: Einflüsse auf die Dauerschwingfestigkeit (Lage des Spannungshorizonts)

Im **Dauerfestigkeitsschaubild nach Smith** wird die der jeweiligen Dauerschwingfestigkeit zugeordnete Unter- und Oberspannung gegen die Mittelspannung aufgetragen. Ausgehend von der Wechselfestigkeit ($\sigma_m = 0$) nimmt der aufnehmbare Spannungsausschlag mit zunehmender Mittelspannung ab. Man kann somit aus dem Smith-Diagramm die Dauerschwingfestigkeit in Abhängigkeit der aufgetragenen Mittelspannung ablesen (Bild 44).

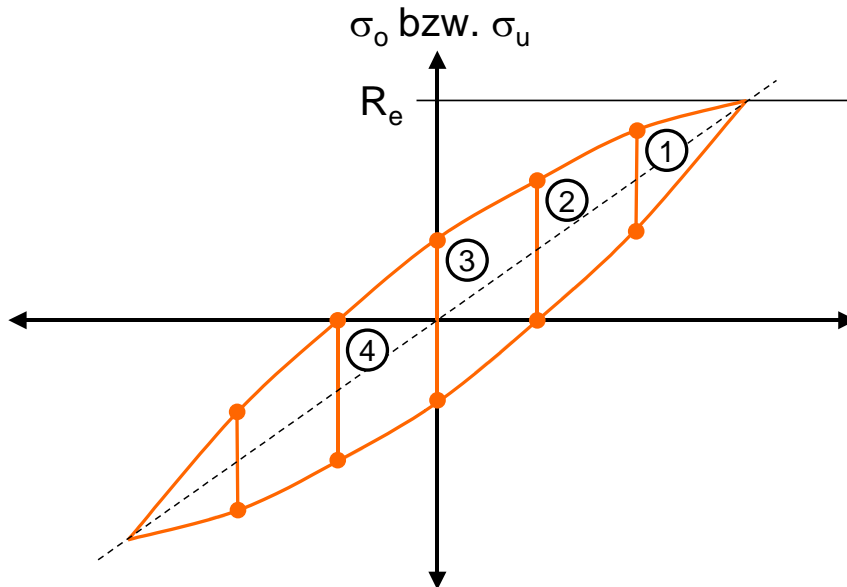


Bild 46: Smith-Diagramm-Schema

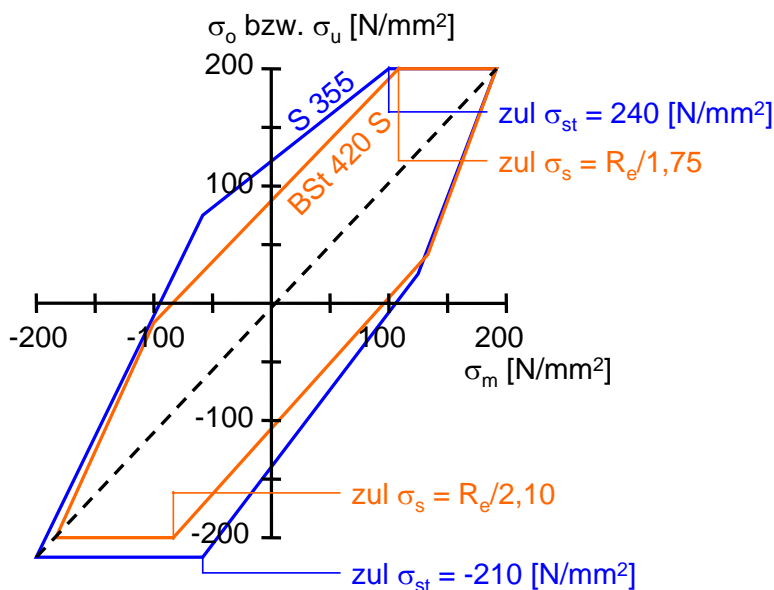


Bild 47: Smith-Diagramm für Baustahl S 355 und gerippten Betonstahl BSt 420 S

5.6 Einfluss von Temperatur auf die Stahleigenschaften

Zu differenzieren ist zwischen den Stahleigenschaften während einer Temperatureinwirkung (z. B. Warmzugfestigkeit ist die Festigkeit während einer Brandeinwirkung) und nach vorhergegangenen Temperatureinwirkungen (z. B. nach einem Brandfall).

Bei höherer Temperatur ergibt sich durch die größere Beweglichkeit der Atome eine Verringerung der Anziehungskräfte, das heißt, eine leichtere Verformbarkeit und Verschieblichkeit der Kristalle und folglich auch eine kleinere Festigkeit.

Die Abminderung der Festigkeit bei Temperatureinwirkung zeigt Bild 46 für einen Baustahl S 235 und Bild 47 für Spannstähle.

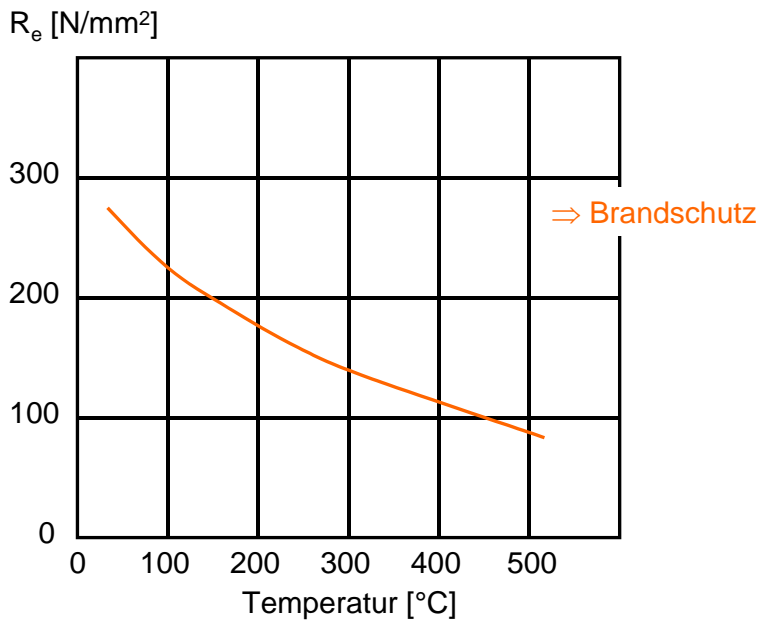


Bild 48: Warmzugfestigkeit eines S 235

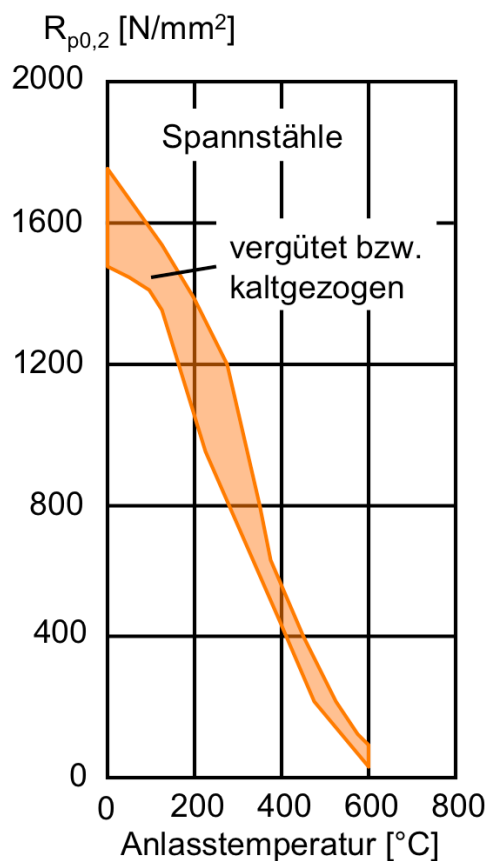


Bild 49: Einfluss einer erhöhten Prüftemperatur auf die Streckgrenze $R_{p0,2}$ von Spannstählen

Bei kalt verformten Stählen ruft eine geringe spätere Erwärmung zwei Erscheinungen hervor: Die verformten Kristalle entspannen sich (Kristallerholung), wodurch die Stoffeigenschaften in Richtung auf die Ausgangswerte vor der Kaltverformung zurückgehen können. Dies wird bewusst angewandt, wenn die mit der Kaltverformung verbundene Versprödung unerwünscht ist,

z. B. beim mehrmaligen Kaltziehen von Drähten. Sonst ist jedoch Vorsicht geboten, da eine gewünschte Festigkeitserhöhung durch Wärmewirkung im Rekristallisationsbereich (Schweißen, Glühen, Brand) völlig rückgängig gemacht wird.

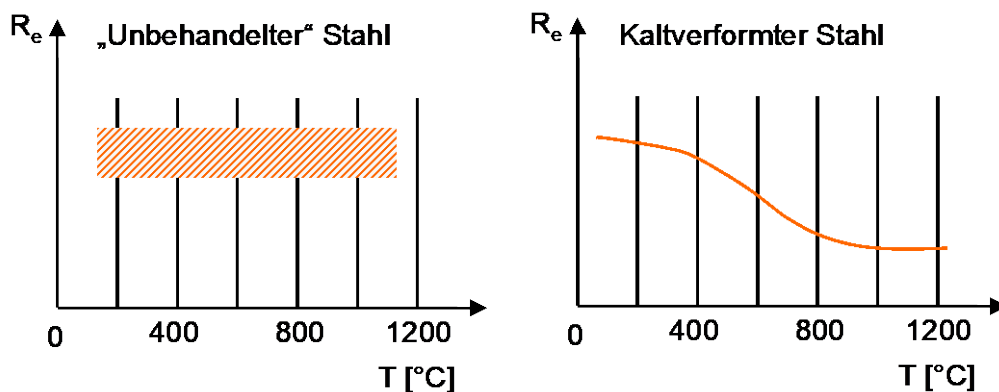


Bild 50: Festigkeit nach Wärmeeinwirkung

Bei niedrigen Temperaturen (z. B. im Flüssiggas-Behälterbau) nehmen Streckgrenze und Zugfestigkeit i. d. R. deutlich zu, die Dehnungswerte nehmen bis zu etwa -150 °C geringfügig ab, um bei noch tieferen Temperaturen sehr stark abzufallen. Die geringere Verformbarkeit und zunehmende Versprödung von Betonstahl kommt in der Forderung (DIN 1045-3, Abschn. 6.3) zu Ausdruck, bei Stahltemperaturen zwischen 0 °C und -5 °C die Bewehrung nur mit reduzierter Geschwindigkeit zu biegen. Bei Temperaturen unter -15 °C muss die Eignung zum Biegen und die Schweißeignung nachgewiesen werden (siehe Kapitel 7.3.2).

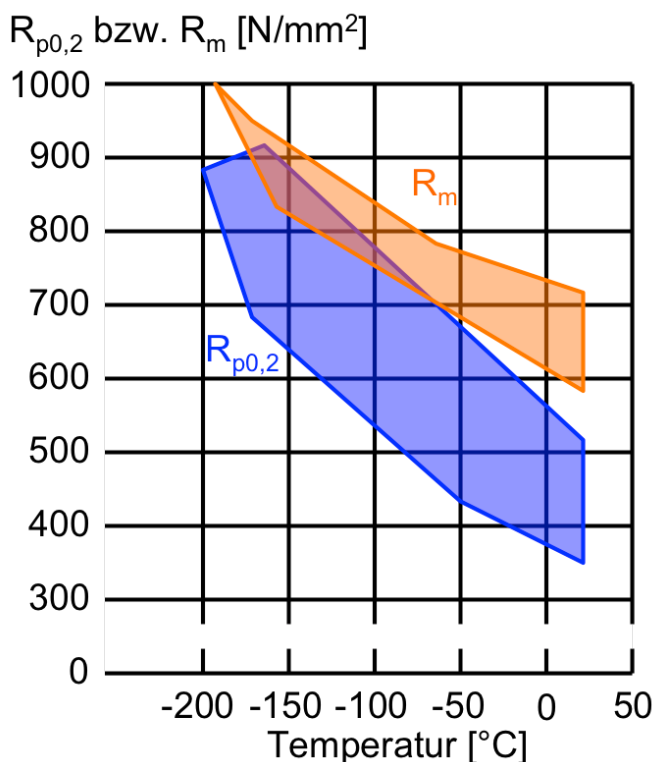


Bild 51: Änderung von $R_{p0,2}$ und R_m mit der Temperatur

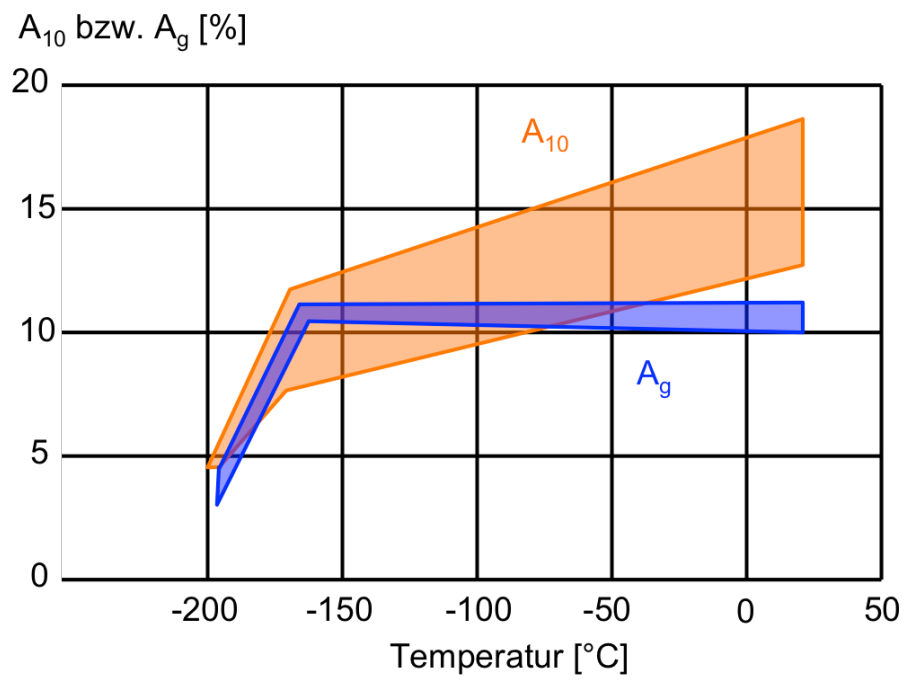


Bild 52: Änderung von A_{10} und A_g mit der Temperatur

Tabelle aufgelistet.

Tabelle 6: Bezeichnungen nach DIN 10025-2:04.2005

X	Mindestkerbschlagarbeit	Y	Nachweis-temperatur	Walzzustand
J	27 J	R	20 °C	+N: normalgeglüht / normalisierend gewalzt. nach Wahl des Herstellers +AR: „wie gewalzt“ bzw. nach Vereinbarung
K	40 J	0	0 °C	
		2	-20 °C	

Beispiele: S235JR +N, S275J2 +AR, S355K2C (C: geeignet zum Abkanten)

6.2.2 Feinkornbaustähle

Feinkornbaustähle sind (niedrig) legierte, besonders beruhigte Stähle und enthalten Elemente (z. B. Vanadium, Niob, Titan), die als Nitride oder Karbide das Wachsen der Kristallkörner im Austenitgebiet behindern, insbesondere aber bei der Umwandlung als Keime wirksam sind und daher zu feinem Korn im Lieferzustand und nach dem Schweißen führen. Sie sind dadurch sprödebruchunempfindlicher als allgemeine Baustähle. Zudem steigert das feinkörnige Gefüge die Streckgrenze, so dass gleiche Mindestwerte der Streckgrenze bei einem niedrigeren Gehalt an Kohlenstoff erreicht werden. Die Stähle weisen deshalb auch eine verbesserte Schweißbeugung auf. Da beim Anwenden einer Vergütung (Abschrecken und Anlassen) der Kohlenstoffgehalt noch stärker gesenkt werden kann als bei der Anwendung des Normalglühens, zeigen sich die genannten Effekte bei den vergüteten Feinkornbaustählen noch deutlicher als bei den normalgeglühten Feinkornbaustählen.

Normalgeglühte oder normalisierend gewalzte Feinkornbaustähle sind in DIN EN 10025-3 [21] geregelt. **Vergütete Baustähle** mit höherer Streckgrenze sind nach DIN EN 10025-6 genormt [22]. **Thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustählen** finden sich in DIN EN 10025-4 [23]. Der Aufbau der Bezeichnung der Feinkornbaustähle entspricht den Baustählen, allerdings gibt es Unterschiede bei den Streckgrenzenstufen und der Gütebezeichnung:

Normalisierte / normalisierend gewalzte Feinkornbaustähle nach DIN EN 10025-3

- Streckgrenzenstufen: 275, 355, 420 und 460 [MPa]
- Gütebezeichnung: N(L)

Thermomechanisch gewalzte Feinkornbaustähle nach DIN EN 10025-6

- Streckgrenzenstufen: 275, 355, 420 und 460 [MPa]
- Gütebezeichnung: M(L)

Vergütete Feinkornbaustähle nach DIN EN 10025-4

- Streckgrenzenstufen: 460, 500, 550, 620, 690, 890 und 960 [MPa]
- Gütebezeichnung: Q(L, L1)

Die wirtschaftliche Verwendung der Feinkornbaustähle ist im Stahlbau nur dann möglich, wenn die höheren Werkstoffkosten durch Materialeinsparungen und geringere Kosten für das Schweißen aufgefangen werden, wenn also die höheren Werte der Streckgrenze genutzt und die tragenden Querschnitte verringert werden können (Bild 51). Die höheren Werte der Streckgrenze können jedoch nicht genutzt werden, wenn beim Festigkeitsnachweis das Elastizitäts-

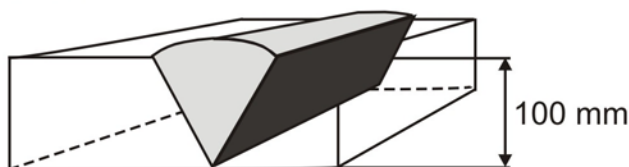
modul maßgebend ist, also z. B. bei Knick- und Biegebeanspruchungen. Hinsichtlich des Elastizitätsmoduls unterscheiden sich die Feinkornbaustähle nicht von den allgemeinen Baustählen. Die wirtschaftliche Verwendung der hochfesten Stähle setzt Konstruktionen voraus, die speziell auf die besonderen Eigenschaften dieser Stähle ausgerichtet sind [21-23].

Tabelle 7: Gütebezeichnung von Feinkornbaustählen

Normalisierte / normalisierend gewalzt			Thermomechanisch gewalzt			Vergütet		
Güte-kenn-zeichnung	Mindest-kerb-schlag-arbeit	Nach-weistem-peratur	Güte-kenn-zeichnung	Mindest-kerb-schlag-arbeit	Nach-weistem-peratur	Gü-tekenn-zeichnung	Mindest-kerb-schlag-ar-beit	Nach-weistem-peratur
N	40 J	-20 °C	M	40 J	-20 °C	Q	30 J	-20 °C
NL	47 J / 27 J	-20 °C / -50 °C	ML	47 J / 27 J	-20 °C / -50 °C	QL QL1	30 J 30 J	-40 °C -60 °C

Beispiele: S335NL, S460N
S335ML, S460M
S460QL, S690QL1

S355



S460



- Blechdicke: 28% ↓
- Nahtvolumen: 48% ↓

Bild 53: Reduziertes Schweißnahtvolumen durch den Einsatz hochfester Feinkornstähle am Beispiel einer V-Naht [24]

Der entscheidende Vorteil der Feinkornbaustähle ist die günstige Kombination von hohen Festigkeits- und Zähigkeitskennwerten bei kostengünstigen Verarbeitungsmöglichkeiten. Ein Nachteil im Vergleich zu den allgemeinen Baustählen ist der geforderte große Eignungsnachweis des Betriebes für das Schweißen. Wichtige Einsatzgebiete ergeben sich, wenn die Gewichtsersparnis im Vordergrund steht, z. B. bei Auto- und Turmdrehkränen, Bergbaugeräten, Nutzfahrzeugen und Druckrohrleitungen, Offshore-Plattformen oder Schiffbaublechen zur Gewichtsreduktion des Schiffsrumpfes [25].

6.2.3 Wetterfeste Baustähle

Wetterfeste Baustähle nach DIN EN 10025-5 [26] haben Legierungszusätze (Cu, Ni, Cr), die bewirken, dass sich auf der Stahloberfläche unter Witterungseinfluss eine **feststehende oxidische Deckschicht** bildet, die den Widerstand gegen atmosphärische Korrosion erhöht. Diese Schutzschicht erneuert sich bei einer Beschädigung und erhält somit den Schutz weiter aufrecht. Die Anwesenheit von Chloriden (Streusalz, Meeresnähe) und eine unzureichende Belüftung der Oberfläche verhindern das Ausbilden der Schutzschicht; der Stahl korrodiert. Die mechanischen und technologischen Merkmale wetterfester Baustähle entsprechen denen der allgemeinen Baustähle nach DIN EN 10025, die Bezeichnung trägt den Zusatz W. Zudem kann durch einen weiteren Zusatz (P) auf einen erhöhten Phosphorgehalt hingewiesen werden, durch den der Stahl seine Schweißung verliert.

Beispiel: S355J2W, S235J0W

6.2.4 Korrosionsbeständige Baustähle

Korrosionsbeständige Baustähle zählen zu den nichtrostenden Stählen. Dies sind Stähle mit einem Chromanteil von mindestens 10,5 M.-% und einem Kohlenstoffgehalt von höchstens 1,2 M.-% [27]. Sie werden weiterhin nach folgenden Kriterien unterteilt:

- nach dem Nickelgehalt in:
 - weniger als 2,5 % Nickel und
 - 2,5 % Nickel oder mehr.
- nach Haupteigenschaften in:
 - korrosionsbeständig,
 - hitzebeständig und
 - warmfest.

Die Einsatzgebiete für korrosionsbeständige Stähle liegen vor allem im Industriebereich, in Meeresnähe (Offshore-Bauwerke) und in der Befestigungstechnik (Verankerungen, Verbindungen). Sehr oft kommen hoch legierte austenitische Chrom-Nickel- oder ferritische Chrom-Stähle zum Einsatz. Der Schutz wird bei mehr als 10,5 % Cr durch die spontane Bildung einer **Chromoxidschutzschicht** erreicht, die ungefähr 10 Atomlagen dick ist. Die Umgebung kann eine Atmosphäre bei Umgebungstemperatur (in Gebäuden, ländlich, städtisch, industriell oder maritim) oder eine Elektrolytlösung sein.

Die Verwendung von korrosionsbeständigen (nichtrostenden) austenitischen Stahlsorten für das Bauwesen ist durch eine allgemeine bauaufsichtliche Zulassung geregelt (Cr > 12 %).

Ab einem Legierungsgehalt $\geq 5\%$ werden Stähle durch ein vorangestelltes „X“ gekennzeichnet. Die Bezeichnung der nichtrostenden Stähle setzt sich in der nachstehend aufgeführten Reihenfolge aus Kennbuchstaben und –zahlen zusammen:

- dem Kennbuchstaben X,
- einer Zahl, die dem Hundertfachen des mittleren Kohlenstoffgehalts [%] entspricht,
- den chemischen Symbolen der Legierungselemente, geordnet nach abnehmendem Gehalt und
- Zahlen, die in der Reihenfolge der angegebenen Legierungselemente deren mittleren Gehalt [%] gerundet angeben. Die Zahlen sind durch Bindestriche voneinander zu trennen.

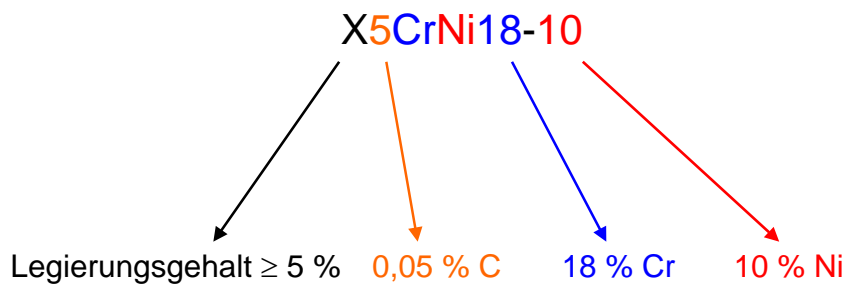


Bild 54: Kennzeichnung (den Kurznamen) eines austenitischen korrosionsbeständigen Stahls am Beispiel des V2A (Werkstoffnummer 1.4301 S. Kapitel 6.2.5)

6.2.5 Stahlbezeichnung und Werkstoffnummer

In den Kapiteln 6.1 bis 6.2.3 wurde das Bezeichnungssystem der Gruppe 1 nach DIN EN 10027-1 [28] genutzt, das dem Anwender einen Hinweis auf die Verwendung liefert. Das in Kapitel 6.2.4 verwendete Bezeichnungssystem der Gruppe 2 nach DIN EN 10027-1 gibt einen Hinweis auf die chemische Zusammensetzung. Dieses System der Kurznamen gibt es mit voneinander abweichender Struktur der Namen für:

- unlegierte Stähle mit einem mittleren Mn-Gehalt $< 1\%$,
- unlegierte Stähle mit einem mittleren Mn-Gehalt $> 1\%$ und legierte Stähle mit Legierungselementen $< 5\%$,
- legierte Stähle mit Legierungselementen $\geq 5\%$ und
- Schnellarbeitsstähle.

Alle Stähle können auch nach einem einheitlichen System, der Bezeichnung nach Werkstoffnummern, definiert werden, die in einem Standardwerk ("Stahlschlüssel") zusammengestellt sind. Die Systematik ist in DIN EN 10027-2 [29] wie folgt vorgegeben:

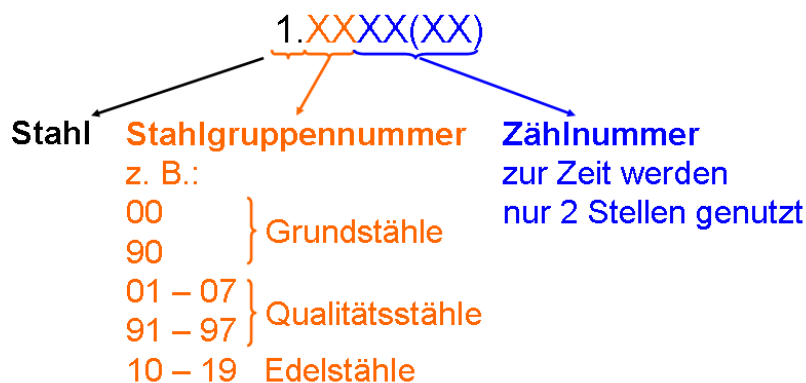


Bild 55: Stahlkennzeichnung über Werkstoffnummern nach DIN EN 10027-2 am Beispiel unlegierter Stähle

6.3 Stähle des Massivbaus

Nach den mechanischen Erfordernissen wird bei Stählen des Massivbaus zwischen Betonstahl und Spannstahl unterschieden.

6.3.1 Betonstähle

Betonstähle kommen im Stahlbetonbau in Form von Stäben oder Matten zum Einsatz, die unterschiedlichen Sorten sind in den Normen der Reihe DIN 488 erfasst. Der Kohlenstoffgehalt

der Betonstähle geht bis maximal 0,22 %. Die Stähle sind prinzipiell schweißgeeignet und ohne Schaden plastisch verformbar. Allerdings sind sie generell als nicht warmbiegefähig eingestuft, da das Herstellverfahren aus der Rippung nicht mehr zu erkennen ist. Mikrolegierte und mit Einschränkungen auch wassergekühlte Betonstähle können ohne wesentliche Festigkeitsverluste durch Erwärmen auf der Baustelle gebogen werden, kalt verformte Stähle verlieren dagegen erheblich an Streckgrenze und Festigkeit.

Betonstähle einen erweiterten Nachweis der Duktilität erbringen. Diese ist definiert durch das Streckgrenzenverhältnis und die prozentuale Gesamtdehnung bei Höchstkraft. Auf Basis der Duktilitätswerte werden zwei Duktilitätsklassen gebildet:

- A: $R_m/R_e \geq 1,05$, $A_{gt} \geq 2,5$ %;
 B: $R_m/R_e \geq 1,08$, $A_{gt} \geq 5,0$ %.

Betonstähle werden als anonymes Massenprodukt über den Handel vertrieben, die Kennzeichnung der Sorte erfolgt über die Oberflächenprofilierung (Rippenanordnung). Das Herstellwerk kann über das Walzkennzeichen (verdickte oder fehlende Rippen bestimmter Anordnung in regelmäßigen Abständen) identifiziert werden (Bild 54).

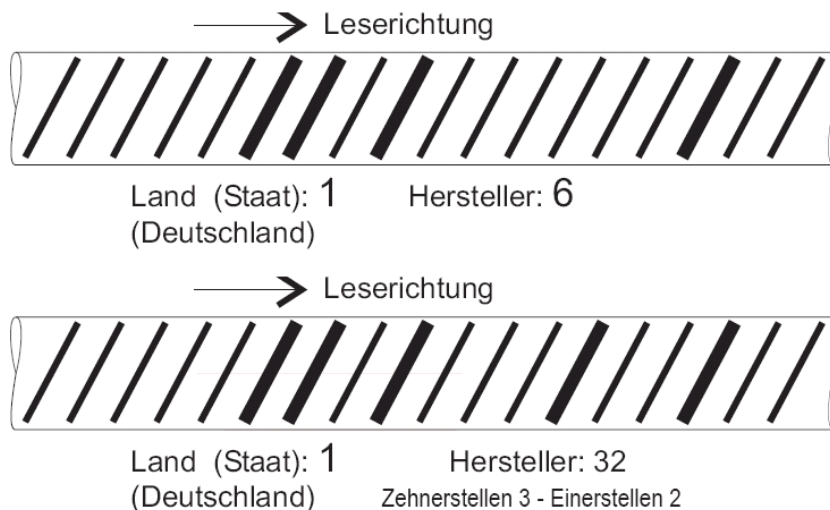


Bild 56: Beispiel für die Kennzeichnung von Betonstahl nach DIN 488-1 [30]

Betonstähle müssen nach den deutschen Vorschriften (DIN 488) grundsätzlich schweißgeeignet sein. Die unterschiedliche Duktilitätsklasse (A oder B) kann anhand der Anzahl der Rippenreihen abgelesen werden. Betonstähle der Stahlsorte B500A weisen grundsätzlich drei Rippenreihen (Bild 55), Betonstähle der Stahlsorte B500B zwei oder vier Rippenreihen auf (Bild 56).

Die Stahlsorte B500A wird als gerippter Betonstabstahl, als gerippter Betonstahl in Ringen oder als abgewickelter Erzeugnis geliefert. Der Bewehrungsdraht mit glatter (+G) oder profilierter (+P) Oberfläche kann in Ringen [31] oder als Stabstahl [32] geliefert werden. Geschweißte Betonstahlmatten [33] werden aus beiden Stahlsorten hergestellt. Abweichend davon gibt es andere Formen wie z. B. die Tiefrippung (Bild 57).

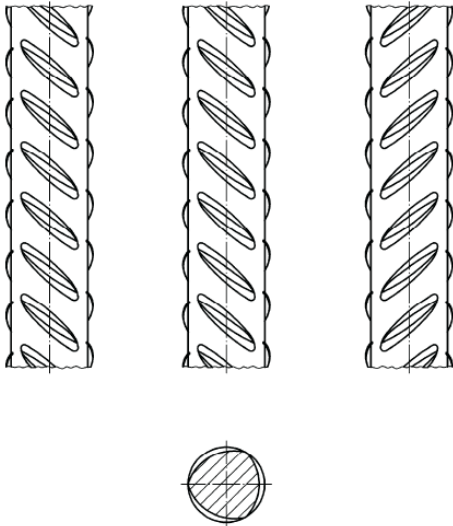


Bild 57: Beispiel für die Kennzeichnung der Stahlsorte B500A (3 Rippenreihen) [30]

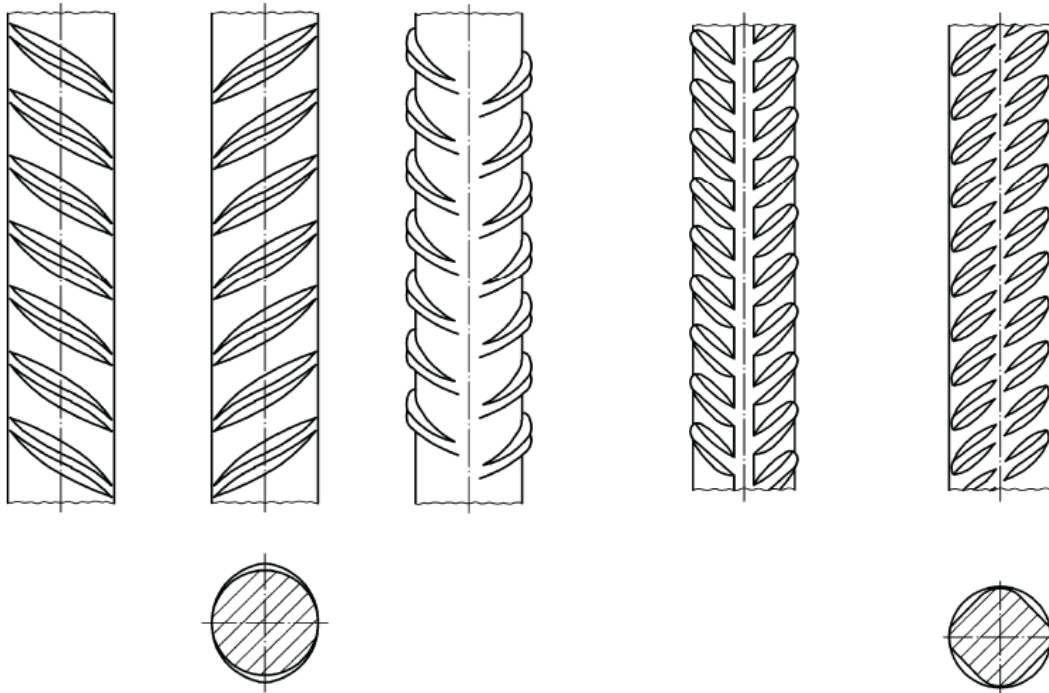


Bild 58: Beispiel für die Kennzeichnung der Stahlsorte B500B (links: 2 Rippenreihen, rechts: 4 Rippenreihen) [30]

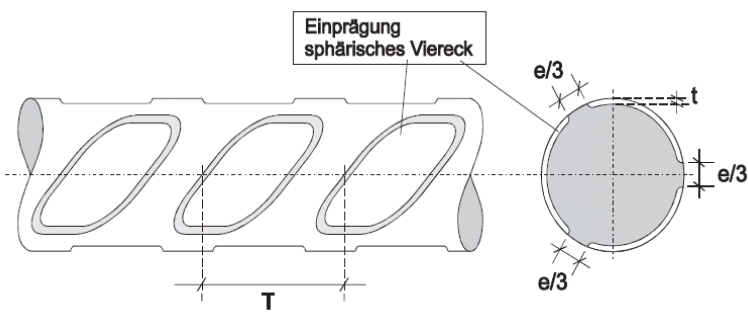
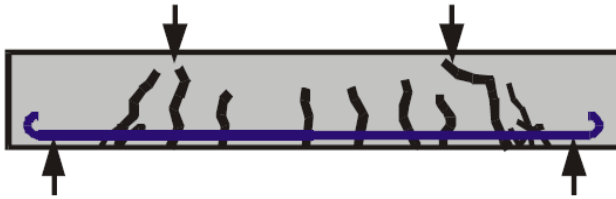


Bild 59: Oberflächengestaltung von Betonmattenstahl B500A mit Tiefrippung

Durch die Rippung wird der Verbund zum Beton erheblich verbessert, das Anbiegen von Haken zur Verankerung kann entfallen, die Rissabstände und Rissbreiten werden erheblich kleiner (Bild 58).

Balken mit glattem Betonstahl



Balken mit geripptem Betonstahl

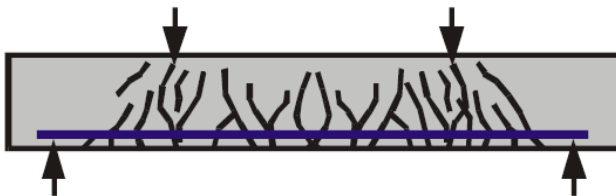


Bild 60: Rissbilder von Stahlbetonbalken [1]

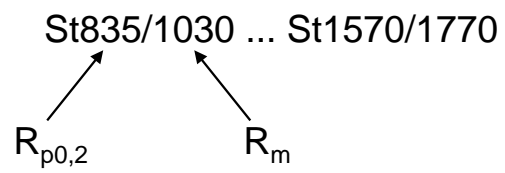
6.3.2 Spannstähle

Für den Spannbetonbau werden zur Kompensation der Kriech- und Schwindverluste wesentlich höhere Festigkeiten benötigt. Spannstahl wird in verschiedenen Erzeugnisformen und Festigkeiten eingesetzt. So gibt es diesen heute in Deutschland zum Beispiel

- als **warmgewalzte Stäbe** glatt mit Gewinde oder mit Gewinderippen und Durchmessern von 12,5 bis 40 mm und mit Festigkeiten von St835/1030 bis St1080/1230 N/mm².
- als **vergütete runde Drähte** (glatt oder gerippt) mit Durchmessern von 5,2 bis 14 mm. (Beim Vergüten wird ein leicht legierter warmgewalzter Draht durch mehrstufige Wärmebehandlung auf die gewünschte Eigenschaft gebracht.)
- als **kalt gezogene runde Drähte** (glatt oder profiliert), mit Durchmessern von 4 bis 12,2 mm mit Festigkeiten von St1370/1570 bis St1570/1770 N/mm². (Die kalt gezogenen Drähte werden durch einen Mehrfachziehvorgang auf die gewünschte Eigenschaft gebracht.)

Der bekannteste Spannstahl ist die Spanndrahtlitze, die aus 3 oder 7 verseilten kalt gezogenen runden Einzeldrähten mit Durchmessern von 6,9 bis 18,3 mm eingesetzt wird.

Spannstähle weisen wegen der erforderlichen hohen Festigkeiten grundsätzlich Kohlenstoffgehalte zwischen 0,4 % und 0,8 % auf und sind deshalb **grundsätzlich nicht schweißbar** und wegen der immer vorliegenden Behandlungsverfahren auch **grundsätzlich nicht warmbiegefähig**. Wegen der hohen Festigkeiten sind Spannstähle generell wesentlich **korrosionsempfindlicher** (auch gegen Spannungsrisskorrosion) als normale Baustähle und Betonstähle (siehe Kapitel 11.2.3.7). Bei der Verarbeitung von Spannstählen sind deshalb bis zum Einbetten in alkalischem Mörtel oder Beton besondere Korrosionsschutzmaßnahmen erforderlich.



Lieferform: Draht, Litze, Stab

Bild 61: Festigkeitswerte und Lieferformen von Spannstahl

7 Schweißen

Übersicht

Bei den Verbindungen wird zwischen lösbaren und unlösbaren Verbindungen unterschieden (Bild 60). Zu den lösbaren Verbindungen zählen das Verschrauben, Vernieten und Verklemmen, die stoffschlüssigen, unlösbaren Verbindungen sind das Schweißen, Löten und Kleben. Baupraktisch muss auch das Nieten zu den unlösbaren Verbindungen gezählt werden, auch wenn es nicht zu den stoffschlüssigen Verbindungen gehört. Von den Schweißverfahren, die im Bild 61 zusammengestellt sind, sind im Bauwesen nicht alle von gleicher Bedeutung. Die wichtigsten sind in Bild 62 und Bild 65 farblich gekennzeichnet.

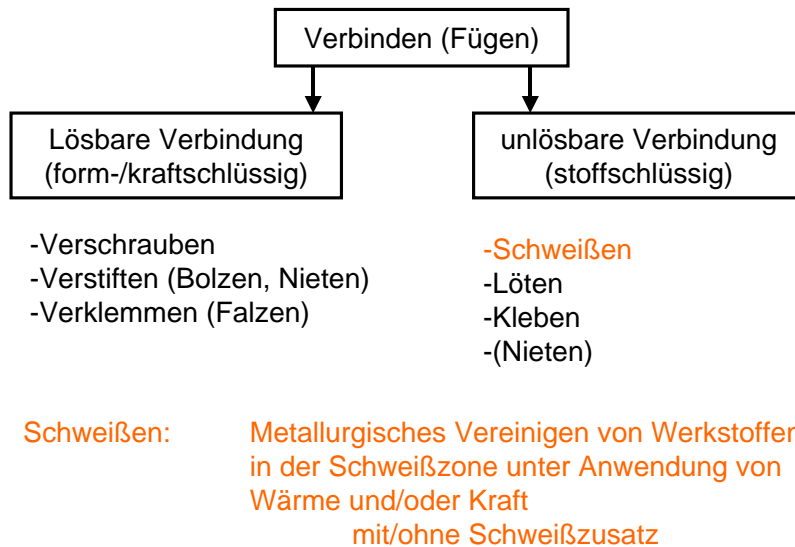


Bild 62: Schweißen – Einordnung und Definition

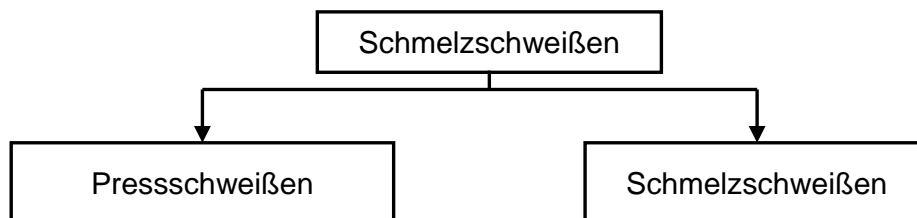


Bild 63: Auszugsweise Einteilung der Schweißverfahren nach DIN 1910-100 [34]

7.1 Widerstandsschweißen

Das Widerstandsschweißen gehört zu den Pressschweißverfahren (Bild 62). Beim Widerstandsschweißen entsteht die Wärme durch elektrischen Strom und den Übergangswiderstand an den Berührungstellen sowie dem Ohmschen Widerstand der zu verbindenden Teile. Beim **Abbrennstumpfschweißen** werden Strom und Kraft von Spanbacken übertragen (Bild 63). Die Strom durchflossenen Teile werden unter leichtem Berühren erwärmt, wobei schmelzflüssiger Werkstoff herausgeschleudert wird (Abbrennen). Nach ausreichendem Erwärmen werden die Teile durch schlagartiges Stauchen geschweißt (Abbrennstumpfschweißen aus dem Kalten). Dem Abbrennen kann ein Vorwärmen durch einzelne Stromstöße vorangehen (Abbrennstumpfschweißen mit Vorwärmen).

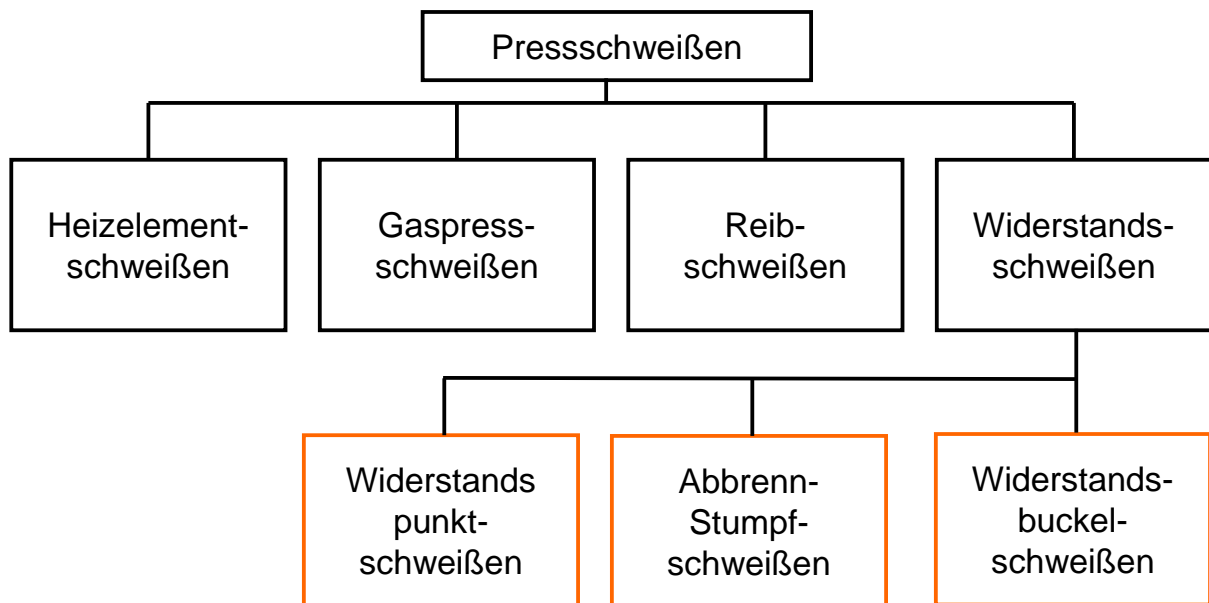


Bild 64: Auszugsweise Einteilung wichtiger Pressschweißverfahren nach DIN 1910-100 [34]

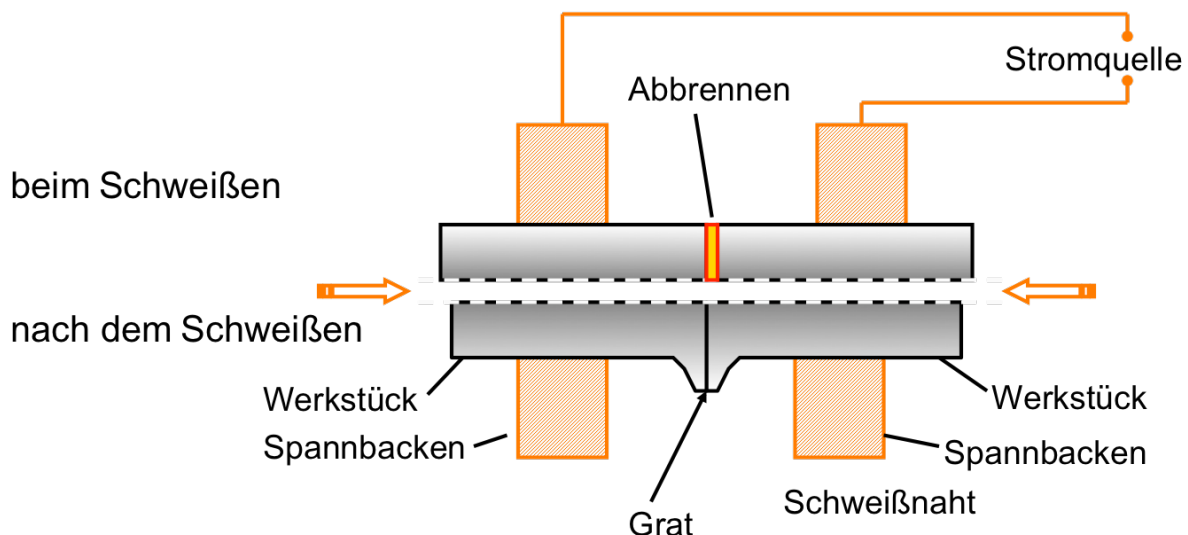


Bild 65: Abbrennstumpfschweißen; Prinzipskizze nach DIN EN 14610 [35]

Beim **Punktschweißen** (RP) werden die aufeinander gepressten Teile nach örtlichem Erwärmen unter Druck punktförmig (genauer linsenförmig) geschweißt. Strom und Kraft werden durch Punktschweißelektroden übertragen.

Es können ein Punkt (**Einzelpunktschweißen**) oder gleichzeitig mehrere Punkte (**Vielpunktschweißen**) geschweißt werden. Je nach Art der Stromzuführung unterscheidet man zwischen zweiseitigem Punktschweißen (der Strom wird durch sich unmittelbar gegenüberstehende Elektroden von beiden Bauteilseiten zugeführt) und einseitigem Punktschweißen (der Strom wird durch nebeneinander stehende Elektroden von einer Bauteilseite zugeführt).

Das RP-Schweißen in der Sonderform des Widerstandsbuckelschweißens wird mittels Gitterschweißautomaten zur Fertigung von Betonstahlmatten (DIN 488-4 [33]) eingesetzt. Bewehrungskörbe können nach EuroCode 2 (EC 2-1-1) [36] mit stationären Geräten oder mobilen Zangen gepunktet werden.

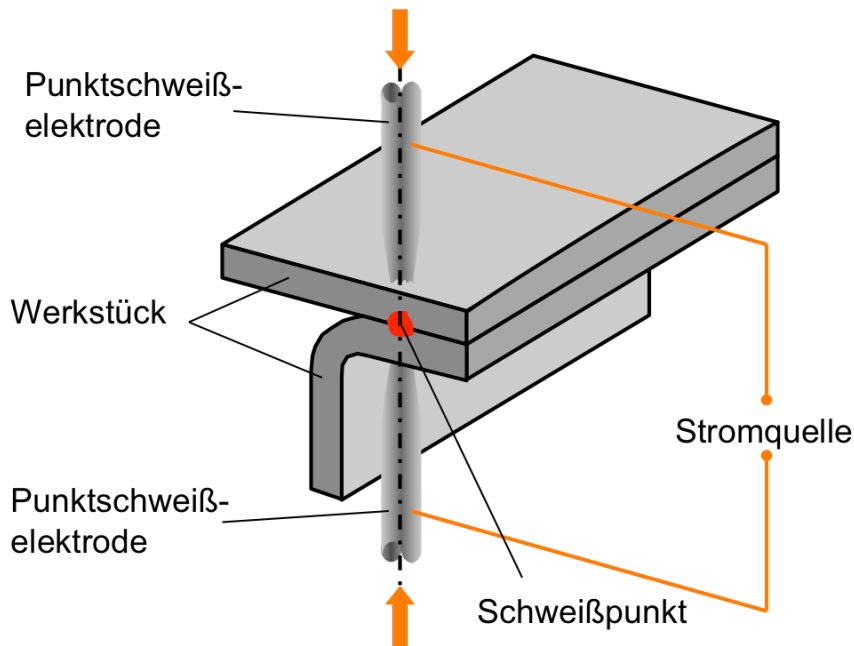


Bild 66: Widerstandspunktschweißen (RP); Prinzipskizze nach DIN EN 14610 [35]

7.2 Schmelzschweißen

Schmelzschweißen ist das Schweißen bei örtlich begrenztem Schmelzfluss ohne Anwendung von Druck mit oder ohne Schweißzusatz. Nachfolgend werden nur das aluminothermische Schweißen, das Lichtbogenhandschweißen und das Schutzgasschweißen behandelt.

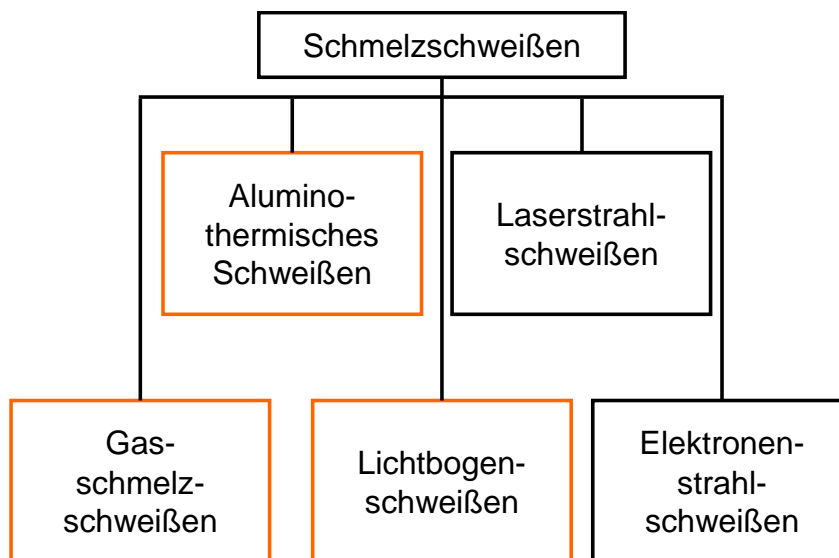


Bild 67: Auszugsweise Einteilung wichtiger Schmelzschweißverfahren nach DIN 1910-100 [34]

7.2.1 Aluminothermisches Schweißen

Aluminothermisches Schweißen wird seit etwa 1920 unter dem Handelsnamen „Thermit[®]“ zum Schweißen und Fügen von Bahngleisen an den Schienenstößen angewendet. Beim aluminothermischen Verschweißen von Schienenstößen wird eine bestimmte Menge Thermit, ein pulveriges Gemisch aus Eisen(III)-oxid und Aluminium, in einem Schamotte-Trichter (Bild 66) über dem mit Formsand eingeschlossenen Schienenstoß entzündet. Bei der Thermit[®]-Reaktion ($\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2 \text{Al} \rightarrow 2 \text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$) wird das Eisenoxid durch das metallische Aluminium reduziert.

Die große Reaktionswärme verflüssigt das Eisen ohne externe Energiequellen. Das nach einigen Sekunden in den Fugespalt einfließende flüssige Eisen ist mit ca. 2500 °C ausreichend heiß, um die zu verbindenden Schienenenden zur Verschweißung anzuschmelzen [37]. Legierungselemente wie Vanadium machen den Schweißstahl härter als den eigentlichen Schienenstahl.

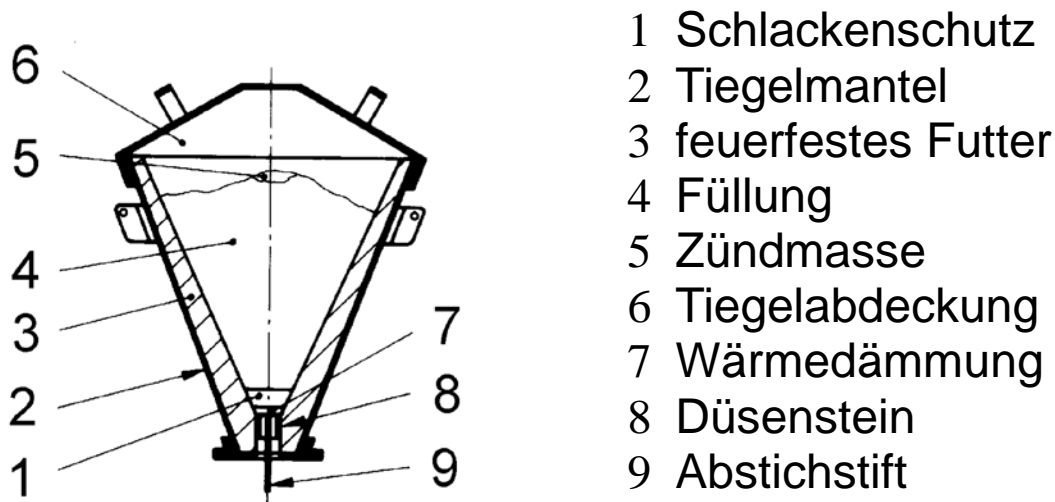


Bild 68: Schematische Darstellung des aluminothermischen Schweißens nach DIN EN 14610 [35]

7.2.2 Gasschmelzschweißen

Beim Gasschmelzschweißen oder auch **Autogenschweißen** genannten Verfahren werden Werkstücke aus Metall mittels einer offenen Flamme erhitzt, die bei der Verbrennung von Ethin (C_2H_2) mit Sauerstoff (O_2) (Acetylschweißen) entsteht, und direkt oder mittels eines speziell legierten Schweißdrahts miteinander verbunden. Alternativ werden als Brenngas Propan oder Erdgas genutzt, die jedoch nicht die hohe Flammentemperatur von etwa 3200 °C erreichen.

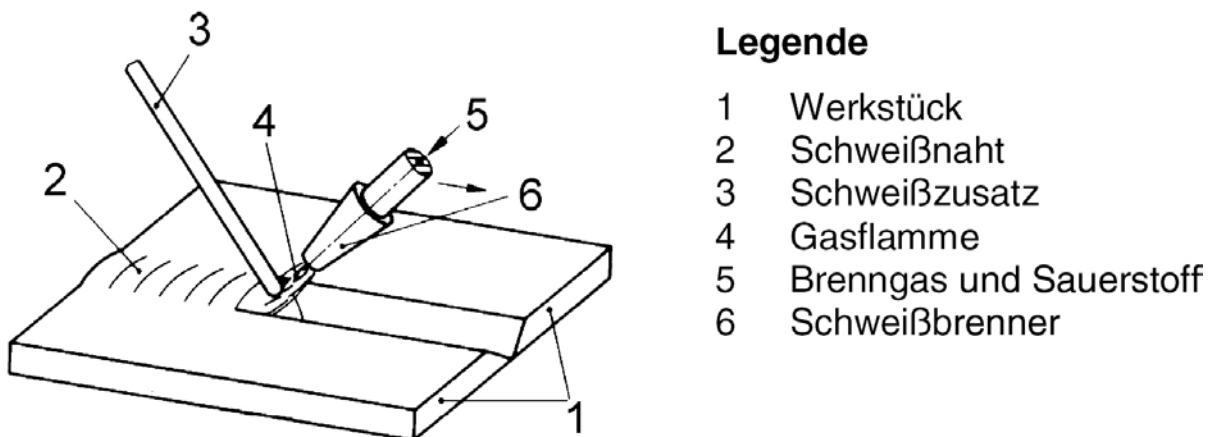


Bild 69: Schematische Darstellung des Gasschmelzschweißens nach DIN EN 14610 [35]

7.2.3 Lichtbogen-Handschweißen (E-Schweißen)

Der Lichtbogen brennt sichtbar zwischen einer abschmelzenden umhüllten Stabelektrode, die gleichzeitig Schweißzusatzwerkstoffe liefert, und dem Bauteil (Bild 68) ab. Gegen die Atmosphäre wird das Schweißgut durch die Schlacke abgeschirmt, die von der Stabelektrode gebildet werden.

E-Schweißen ist sowohl mittels Gleichstrom als auch mittels Wechselstrom möglich. Beim Schweißen mit Wechselstrom wechseln Elektronen- und Ionenfluss entsprechend der Frequenz laufend ihre Richtung. Jeder Nulldurchgang des Stromes bewirkt Löschen und Wiederezünden des Lichtbogens. Beim Schweißen mit Gleichstrom bildet die Elektrode üblicherweise den Minuspol.

Das **Lichtbogen-Handschweißen** ist für Baustähle jeder Art wie auch für Betonstähle - sofern sie als schweißgeeignet klassiert sind - in der Werkstatt und auf der Baustelle üblich. Vorteilhaft ist die relativ einfache apparative Ausstattung. Die Nahtgüte hängt vom Geschick des Schweißers ab, der daher besonders ausgebildet sein muss.

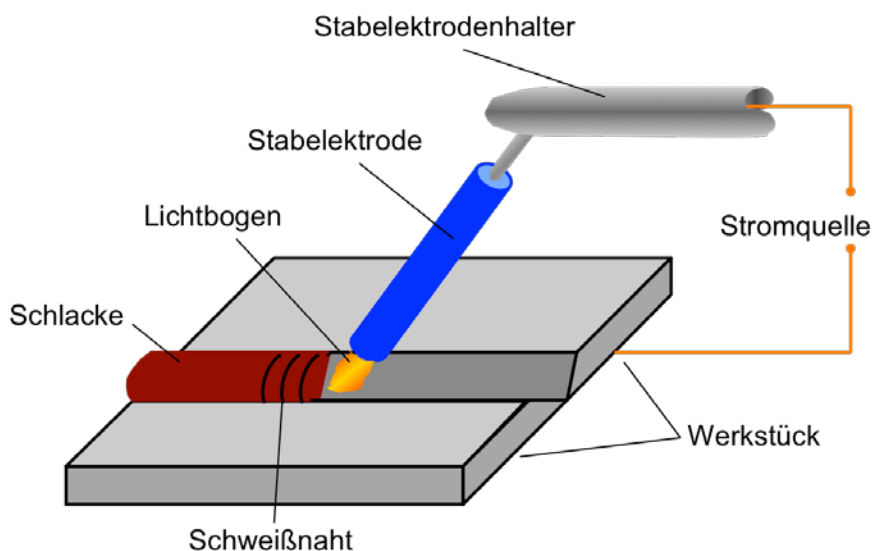


Bild 70: Lichtbogen-Handschweißen; Prinzipskizze nach DIN EN 14610 [35]

7.2.4 Metall-Schutzgasschweißen (MIG, MAG)

Der Lichtbogen brennt sichtbar zwischen der abschmelzenden Drahtelektrode und dem Bauteil. Elektrode, Lichtbogen und Schweißbad werden gegen die Atmosphäre durch ein eigens zugeführtes inertes oder aktives Schutzgas abgeschirmt (Bild 69). Als Schutzgase werden Edelgase, mehratomige Gase oder Mischgase verwendet. Die Schweißverfahren werden nach der Art des Schutzgases wie folgt eingeteilt:

- Beim **Metall-Inertgasschweißen (MIG)** ist das Schutzgas inert wie Argon, Helium oder ihre Gemische.
- Beim **Metall-Aktivgasschweißen (MAG)** ist das Schutzgas aktiv. Es besteht zum Beispiel beim CO₂-Schweißen (MAGC) aus Kohlendioxid oder beim Mischgasschweißen (MAGM) aus einem Gasgemisch.

Das MIG- bzw. MAG-Schweißen gilt im Gegensatz zum E- sowie Wolfram-Inertgas-Schweißen (WIG-Schweißen) als ausgesprochenes Hochleistungsverfahren. Allgemein kann gesagt werden, dass das Metall-Schutzgasschweißen überall dort in den Vordergrund gestellt wird, wo

Schweißgeschwindigkeit und Abschmelzleistung als Hauptforderung gestellt werden. Das Hauptanwendungsgebiet des MIG-Schweißens liegt bei den gut schweißgeeigneten, hoch legierten Stählen, bei den Aluminium- und Kupferwerkstoffen sowie auch bei Nickel und Nickel-Legierungen. Das MAG-Schweißen wird für unlegierte und niedrig legierte Stähle angewandt und umfasst mengenmäßig den größten Teil aller Schutzgasschweißverfahren.

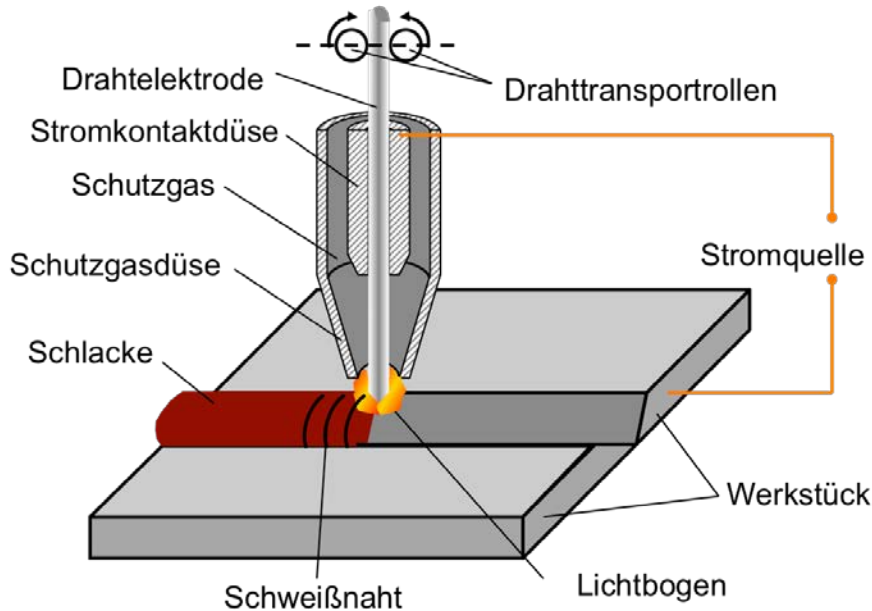


Bild 71: Metall-Schutzgasschweißen Prinzipskizze nach DIN EN 14610 [35]

7.3 Schweißbarkeit

7.3.1 Übersicht

Die Schweißbarkeit eines Bauteils ist vorhanden, wenn der Stoffschluss durch Schweißen mit einem gegebenen Verfahren bei Beachtung eines geeigneten Fertigungsablaufes erreicht werden kann. Dabei müssen die Schweißungen hinsichtlich ihrer örtlichen Eigenschaften und ihres Einflusses auf die Gesamtkonstruktion die gestellten Anforderungen erfüllen. Die Schweißbarkeit hängt ab von Schweißbeignung des Werkstoffs, Schweißmöglichkeit der Fertigung und Schweißsicherheit der Konstruktion.

- Schweißbeignung ist eine Stoffeigenschaft, beeinflusst u. a. von chemischer Zusammensetzung, metallurgischen und physikalischen Eigenschaften.
- Schweißmöglichkeit ist eine fertigungsbedingte Eigenschaft, beeinflusst u. a. von Vorbereitung, Ausführung und Nachbehandlung der Schweißarbeiten.
- Schweißsicherheit ist eine konstruktionsbedingte Eigenschaft, beeinflusst u. a. von der konstruktiven Gestaltung und dem Beanspruchungszustand.

Grundsätzlich gilt, dass fast alle Konstruktionen aus fast allen Stahlgütern schweißbar sind, wenn die metallurgischen Zusammenhänge und Fragen der Schweißmöglichkeiten beachtet werden. So macht es beispielsweise keinen Sinn, einen besonders schweißgeeigneten und damit teuren Baustoff auszuwählen, wenn man gleichzeitig, z. B. durch nachlässige konstruktive Durchbildung, Spannungsspitzen in der Konstruktion erzeugt.

Wegen der komplexen Zusammenhänge sind sowohl bei der Planung als auch bei der Ausführung von Schweißverbindungen geprüfte Fachleute vorgeschrieben (Schweißfachingenieur, ge-

prüfte Schweißer). Firmen, die Schweißarbeiten ausführen, brauchen dazu Befähigungsnachweise, die entsprechend vorgegebener Regelungen von den Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalten (SLV) und Industrie- und Handelskammern (IHK) erteilt werden.

7.3.2 Schweißneigung

Die Schweißneigung eines Stoffes ist um so besser, je weniger sein Einfluss beim Festlegen der schweißtechnischen Fertigung für eine bestimmte Konstruktion beachtet werden muss. Diese Aussage gilt entsprechend auch für Schweißmöglichkeit und Schweißsicherheit.

Tabelle 8 gibt an, nach welchen durch den Herstellungsprozess bedingten Kriterien die allgemeinen Baustähle nach ihrer Schweißgüte eingeteilt werden. Seigerungen haben danach keine Bedeutung. Die Sprödbruch- und die Alterungsneigung spielen nur für warmgewalzten Stahl eine Rolle, die Härtingsneigung, das heißt, die Neigung zum unbeabsichtigten Aufhärten, ist nur bei der härtesten Sorte S 355 nach DIN EN 10025 [21-23, 26, 38] zu beachten.

Tabelle 8: Schweißneigung nach DIN EN 1011-2 [39] von allgemeinen Baustählen

Stahlsorte		Desoxi- dati- onsart	Behand- lungszu- stand	Beachten von			
Bezeich- nung nach DIN EN 10025	Bezeich- nung nach DIN 18800			Spröd- bruch- neigung	Alte- rungsnei- gung	Här- tungs- neigung	Seige- rungsver- halten
S 235 J2	St 37-3	FF	N	-	-	-	-
S 335 J2	St 52-3	FF	N	-	-	+	-

DIN 8528-2 beinhaltet noch die alten Stahlbezeichnungen.

FU: unberuhigt

FN: beruhigt

FF: besonders beruhigt (Desoxidation)

N: normalgeglüht

U: warmgewalzt (Behandlung)

-: keine Auswirkung

+: Auswirkung

++: starke Auswirkung

Die Ursachen für diese Erscheinungen werden deutlicher, wenn man die Ausstrahlung der Wärme aus der Schweißzone in das Bauteil verfolgt. Anhand des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms können für einen unlegierten Stahl (C = 0,2 %) folgende Temperaturzonen abgegrenzt werden (Bild 70):

- Oberhalb der Soliduslinie (Zone 1) liegen Verhältnisse vor, wie sie bereits vom Erstarren einer Schmelze bekannt sind. Es bildet sich ein Gussgefüge, dessen Stängelkristalle in Richtung des Temperaturgradienten orientiert sind. Mikroseigerungen treten besonders zwischen Solidus- und Liquiduslinie auf, das heißt, vom Bauteil her betrachtet, an der Schmelzlinie.
- Der Bereich des Bauteils, in dem sich Temperaturen zwischen Solidus- und Perlitlinie einstellen, wird als **Wärmeeinflusszone (WEZ)** bezeichnet. Im höheren Temperaturbereich (Zone 2) bildet sich ein grobkörniges Gefüge, während sich bei Temperaturen wenig über A_{c3} ein feinkörniges, normal geglühtes Gefüge einstellt (Zone 3). Verglichen mit den Verfahren der Wärmebehandlung ist die Haltezeit beim Schweißen aber sehr kurz.

- Zwischen Ac_3 (Punkt G) und Ac_2 (Punkt P) kommt es zu einer teilweisen Umwandlung des Perlits (Zone 4), da Perlit einen C-Gehalt von 0,8 % aufweist. Bei rascher Wärmeableitung können diese austenitisierten Stellen gehärtet werden. Hierin liegt eine Versprödungsgefahr auch für unlegierte, niedrig gekohlte Baustähle.
- Unterhalb der Perlitlinie liegt der Anlassbereich (Zone 5), in dem die Stähle danach streben, ihre physikalische und chemische Zustandsform in ein Gleichgewicht zu bringen, indem sie Eigenspannungen abbauen und Übersättigungen ausscheiden. Kalt verformte Stähle rekristallisieren, was mit einer Grobkornbildung verbunden sein kann.

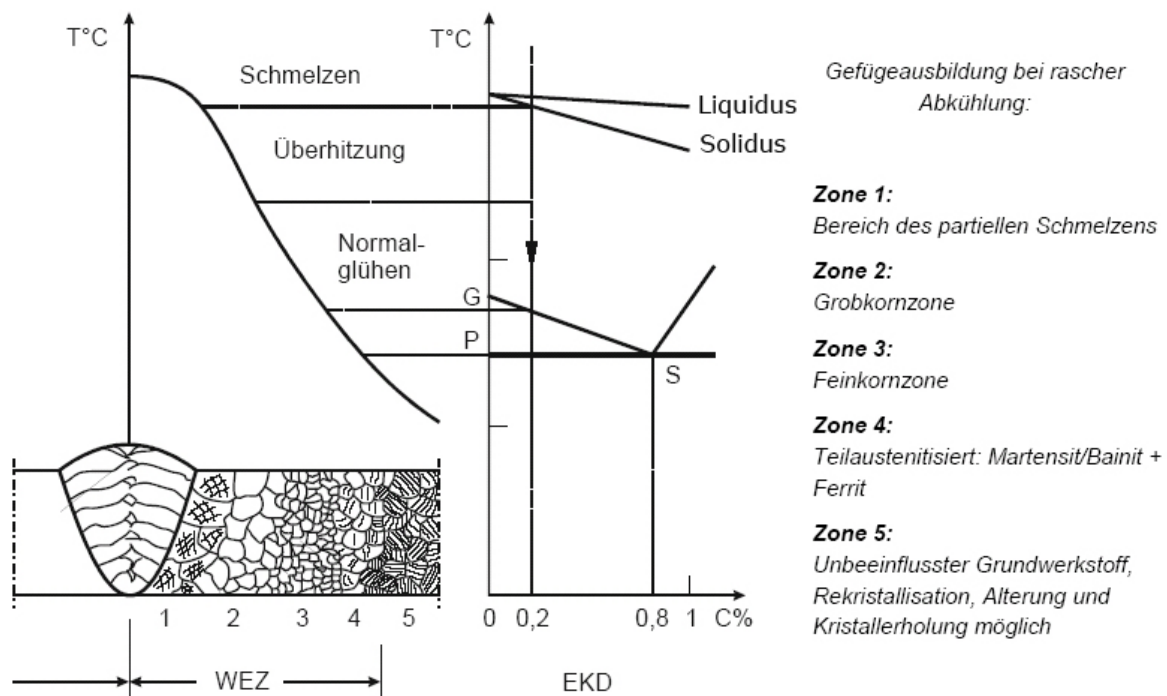


Bild 72: Wärmeeinflusszonen beim Schweißen eines unlegierten Stahles [40]

Bei kalt verformten Stählen treten einige Besonderheiten auf.

- Hier liegt eine Rekristallisationszone zwischen 650 °C – 750 °C: Die Korngröße entspricht dem Verformungsgrad (Grobkorn bei 5 % – 12 %). Eine Temperatur von 750 °C verringert die Schlagzähigkeit.
- Zwischen 500 °C und 600 °C zeigen kalt verformte Stähle eine Kristallerholungszone: Die Verfestigung wird wieder aufgehoben (entsprechend dem Spannungsfreiglühen) verbunden mit einem verbesserten Verformungsvermögen.
- Im Bereich bis 400 °C werden kalt verformte Stähle künstlich gealtert.
- Zwischen 200 °C und 300 °C liegt eine Alterungszone: bei nicht alterungsbeständigen Stählen kann dies zu einem Zähigkeitsabfall verbunden mit einer erhöhten Spröbruchgefahr führen.

Außer Kohlenstoff beeinflussen auch andere Elemente wie z. B. Mn, Cr, Ni die Aufhärtungsneigung und Gefügeveränderungen in der WEZ.

Unlegierte Stähle lassen sich im Allgemeinen bis zu einem Kohlenstoffgehalt von 0,22 % ohne besondere Vorwärmmaßnahmen schweißen. Zusätzliche Legierungsbestandteile können sich jedoch auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit und damit auf die Neigung zur Aufhärtung nachteilig auswirken [25]. Ihre gemeinsame Wirkung kann über das **Kohlenstoffäquivalent** (je nach Anwendung bezeichnet als CE, CEV oder CET) abgeschätzt werden, das häufig mit

der vom **International Institute of Welding (IIW)** empfohlenen Formel für einen Stahl mit mehr als 0,18 % C als

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad [39]$$

oder für legierte hochfeste Stähle, z. B. für vergütete Feinkornbaustähle, als

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40}$$

angegeben wird. Für Stahl mit weniger als 0,18 % Kohlenstoff wird die Ito-Bessyo Formel für das Kohlenstoffäquivalent genutzt.

$$CEV = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5 \cdot B$$

Auch andere Faktoren zur Gewichtung des Einflusses der genannten Elemente werden in der Fachliteratur je nach Untersuchungsziel (Aufhärtungsneigung bzw. Gefügeveränderungen) genannt. Das Kohlenstoffäquivalent gibt also an, welche Wertigkeit andere Elemente bezogen auf die Wirkung einer gleich großen Menge an Kohlenstoff haben. Sein praktischer Nutzen besteht darin, dass man ungefähr bis $CE = 0,45$ erfahrungsgemäß ohne Vorwärmen schweißen kann (s. Tabelle 9). Da in dieser Zahl aber weder die metallurgische Entstehung des Stahles noch die fertigungs- und konstruktionsbedingten Eigenschaften eines Bauteiles ausgedrückt werden können, muss eine Aussage aufgrund des Kohlenstoffäquivalents stets vorsichtig beurteilt werden. Andererseits können grundsätzlich auch Stähle mit höheren Kohlenstoffgehalten geschweißt werden, wenn entsprechende Vorkehrungen getroffen werden (z. B. Vor- und Nachwärmen zur Vermeidung von Aufhärtungen). Beim Schweißen von behandelten, insbesondere kalt verformten Stählen muss dagegen darauf geachtet werden, dass während des Schweißens nicht zu viel Wärme eingebracht wird, um ein Entfestigen durch das Verändern des Gefüges zu verhindern.

Das Kohlenstoffäquivalent lässt ebenfalls Aussagen über die Kaltrissempfindlichkeit zu.

Tabelle 9: Erforderliche Vorwärmung in Abhängigkeit vom Kohlenstoffäquivalent CE

CE (IIW) [%]	Vorwärmtemperatur
< 0,45	Nicht erforderlich
0,45 - 0,60	100 °C bis 200 °C
> 0,60	200 °C bis 500 °C

Hinweise, wie man vorgehen sollte, wenn zusätzlich der Einfluss des Wasserstoffgehaltes (HD), der Erzeugnisdicke und des Wärmeeintrags abgeschätzt werden sollen, werden in DIN EN 1011-2 [39] gegeben. Häufig bezieht man sich dann in den Verfahrensanweisungen für das Schweißen auf die **Abkühlzeit $t_{8/5}$** . Das ist die Dauer in Sekunden, die die Schweißnaht zum Abkühlen von 800 °C auf 500 °C benötigt. Dieser Temperaturbereich ist für die Umwandlung des Schweißnahtgefüges maßgebend. Der Kennwert $t_{8/5}$ berücksichtigt das Zusammenspiel von Erzeugnisdicke, Wärmeeintrag und Vorwärmtemperatur. Zu niedrige Vorwärmtemperaturen erhöhen das Risiko des Entstehens von Kaltrissen. Zu hohe Vorwärmtemperaturen beeinträchtigen die Zähigkeitseigenschaften der Wärmeeinflusszone (Bild 71). [25]

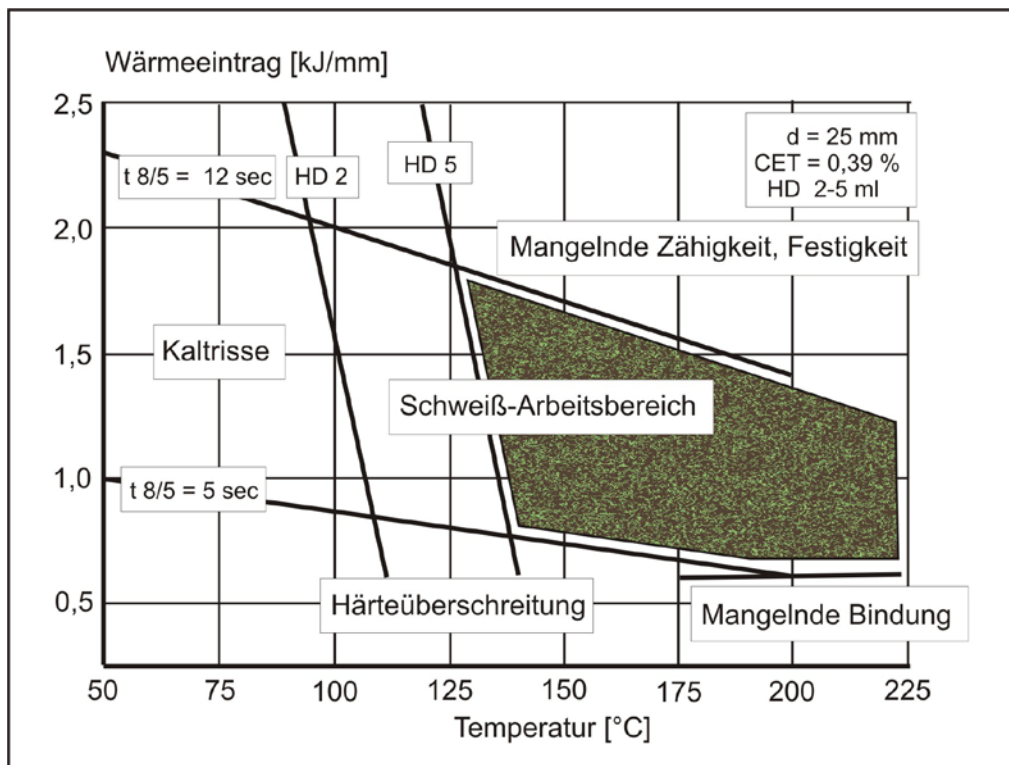


Bild 73: Schweiß-Arbeitsfeld eines S960Q [20]

7.3.3 Schweißmöglichkeit

Die Schweißmöglichkeit wird von folgenden Faktoren beeinflusst:

- Vorbereitung zum Schweißen, z.B.
 - Typ der Zusatzwerkstoffe und Art der Hilfsstoffe,
 - Stoßarten,
 - Fugenformen,
 - Maßnahmen bei ungünstigen Witterungsverhältnissen.
- Ausführung der Schweißarbeiten, z. B.
 - Wärmeführung,
 - Wärmeeinbringung,
 - Schweißfolge.
- Nachbehandlung, z. B.
 - Wärmebehandlung,
 - Schleifen.

7.3.4 Schweißsicherheit

Die Schweißsicherheit wird von folgenden Faktoren beeinflusst:

- Konstruktive Gestaltung, z. B.
 - Kraftfluss im Bauteil,
 - Anordnung der Schweißnähte,
 - Werkstückdicke,
 - Kerbwirkung,
 - Steifigkeitsunterschied.
- Beanspruchungszustand, z. B.

Art und Größe der Spannungen im Bauteil,
 Räumlichkeitsgrad der Spannungen,
 Beanspruchungsgeschwindigkeit,
 Temperaturen,
 Korrosion.

Bei dünnen Bauteilen können die beim Abkühlen auftretenden Eigenspannungen durch bleibende Verformungen abgebaut werden, während das bei dickeren Teilen nicht möglich ist. In diesem Fall wächst also die Räumlichkeit des Spannungszustandes, wodurch reine Sprödbrüche auftreten können. Die Schweißsicherheit nimmt also mit wachsender Stahldicke ab.

7.4 Elektroden für das Lichtbogenhandschweißen

Stabelektroden für das Metalllichtbogenschweißen bestehen aus einem Kernstab mit einem Durchmesser d von 1,5 bis 8 mm, der mit einer mineralischen Ummantelung versehen ist. Von einer dicken Umhüllung wird gesprochen, wenn das Verhältnis der Umhüllung zum Durchmesser des Kernstabes $\geq 1,6 \cdot d$ ist.

Die Ummantelung hat folgende Aufgaben (Bild 72):

- Bilden eines Schutzgasstromes,
- Verbessern der Leitfähigkeit des Lichtbogens,
- Desoxidation des Schweißbadens,
- Auflegieren des Schweißgutes und
- Bilden einer Schlackeschicht.

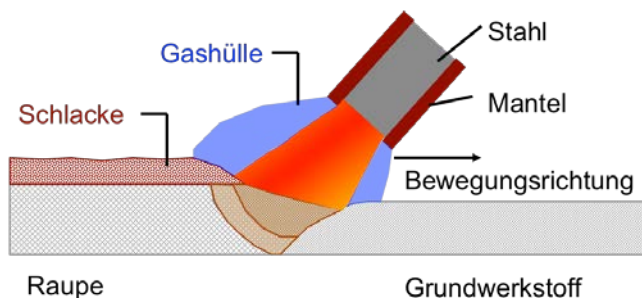


Bild 74: Umhüllte Stabelektrode

Die Schlacke

- beeinflusst die Oberflächenspannung des Tropfens und damit die Tropfengröße,
- schützt den übergehenden Tropfen und das Schweißbad vor den schädlichen Einflüssen der Luft,
- formt das erstarrende Schweißbad und
- verhindert ein zu schnelles Erkalten des Schweißgutes.

Die Klassierung der Stabelektroden für das Verbindungsschweißen von unlegierten und Feinkornstählen erfolgt nach DIN EN ISO 2560 [41]. Die Einteilung basiert auf acht Merkmalen:

- Produkt/Schweißprozess,
- Festigkeit und Bruchdehnung des Schweißgutes,
- Kerbschlagarbeit des Schweißgutes,
- chemische Zusammensetzung des Schweißgutes,
- Umhüllungstyp,
- Ausbringen und Stromart,
- Schweißposition und
- Wasserstoffgehalt des Schweißgutes.

Der Umhüllungstyp einer Stabelektrode hängt hauptsächlich von den Schlacke bildenden Bestandteilen ab. Die Umhüllungstypen werden mit folgenden Buchstaben bzw. Buchstabengruppen bezeichnet (Tabelle 10).

Tabelle 10: Einteilung und besondere Eignung der Umhüllungstypen für Stabelektroden nach DIN EN ISO 2560 [41]

Typ	Umhüllung	Besondere Eigenschaften
A	sauer umhüllt	flache, glatte Schweißnaht; begrenzt geeignet für das Schweißen in Zwangspositionen; empfindlich für das Entstehen von Erstarrungsrissen
C	zellulose umhüllt	geeignet für das Schweißen in Fallpositionen
R	Rutil umhüllt	geeignet für das Schweißen dünner Bleche; geeignet für alle Schweißpositionen außer Fallpositionen
RR	dick Rutil umhüllt	gutes Wiederspülen; feinschuppige, gleichmäßige Naht
RC	rutilzellulose umhüllt	wie R, jedoch auch für das Schweißen in Fallpositionen geeignet
RA	Rutil-sauer umhüllt	wie A, geeignet für alle Schweißpositionen außer Fallpositionen
RB	Rutil-basisch umhüllt	gute mechanische Eigenschaften des Schweißgutes; gut geeignet für alle Schweißpositionen außer Fallpositionen
B	basisch umhüllt	gute Kerbschlagarbeit insbesondere bei tiefen Temperaturen; bessere Rissicherheit als andere Umhüllungstypen; geeignet für alle Schweißpositionen außer Fallpositionen

Nach dem mineralogischen Charakter lassen sich 3 Umhüllungstypen unterscheiden: saurer Typ, rutiler Typ und basischer Typ. Besondere Bedeutung haben Elektroden mit einem Rutilgehalt (TiO_2) von etwa 50 %, der höher ist als bei allen anderen Varianten. Charakteristisch sind das gute Zündverhalten und eine regelmäßig gezeichnete glatte Naht. Die Elektroden sind in allen Lagen gut verschweißbar. Die Neigung zu Heißrissen ist gering, die mechanischen Eigenschaften sind sehr gut. Auf diesen Typ entfallen in der Bundesrepublik Deutschland etwa 70 % des Verbrauches an Elektroden für das Schweißen von unlegierten und niedrig legierten Stählen.

Entsprechend der Schweißaufgaben werden in einer Schweißverbindung u. a. auch unterschiedliche Elektroden eingesetzt (Beispiel in Bild 73).

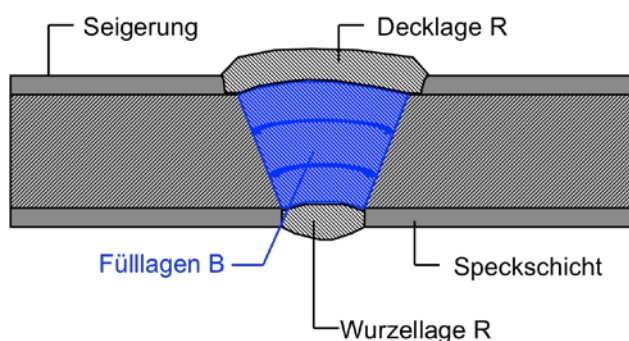


Bild 75: Stumpfstoß zweier geseigerter Bleche (Bsp.)

7.5 Schweißnahtprüfungen

Alle Schweißarbeiten an tragenden Bauteilen unterliegen gesetzlichen Bestimmungen mit dem Ziel, durch Gütesicherung der Bauausführung zur Betriebssicherheit des Bauwerkes beizutragen ("kleiner" und "großer" Befähigungsnachweis). Gebräuchliche Verfahren sind in Tabelle 11 zusammengestellt.

Tabelle 11: Schweißnahtprüfungen

Prüfverfahren	Eigenschaften, Anwendungsgebiet
Röntgenprüfung	Röntgenröhren (bis 70 mm) Linearbeschleuniger (60 bis 200 mm)
Gammaprüfung	Hilfsmittel radioaktive Isotope
Ultraschallprüfung	Einschlüsse Herstellfehler Bindefehler Einbrandfehler Risse
Magnetpulverprüfung	
Farbeindringverfahren	Oberflächenfehler

8 Schweißen von Betonstählen

Das Schweißen von Betonstählen ist in DIN EN ISO 17660-1 und -2 [42, 43] festgelegt. Wie zum Schweißen von Baustählen sind zum Schweißen von Betonstählen besondere Befähigungsnachweise erforderlich. Es wird zwischen tragenden und nicht tragenden (Schweißungen zur Sicherstellung der Stabilität von Bewehrungskörben) unterschieden. Als Verbindungen kommen baupraktisch infrage:

- Kreuzungsstöße,
- Überlappstöße,
- Laschenstöße,
- Stumpfstöße.

Als Schweißverfahren auf Baustellen und in Betrieben haben nur das Lichtbogenhandschweißen und das Schutzgasschweißen Bedeutung. Geschweißte Betonstahlmatten (geregelt in DIN EN ISO 17660-1 und -2) werden in bauaufsichtlich überwachten Werken durch Widerstandspunktschweißen hergestellt.

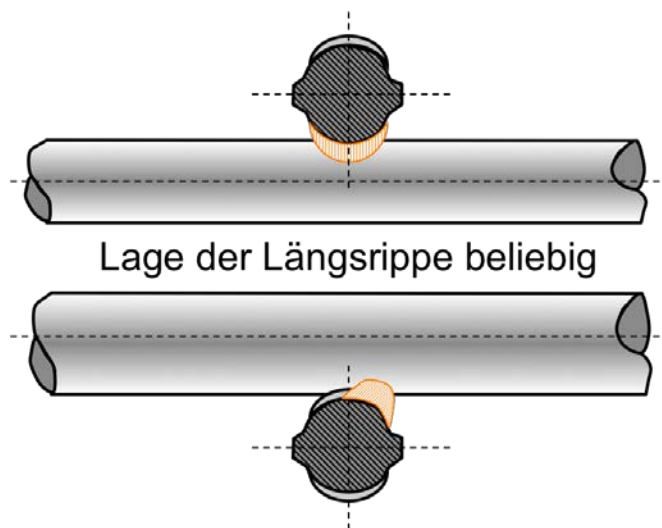


Bild 76: Schweißen von Betonstählen nach DIN EN ISO 17660-1 - Kreuzungsstoß

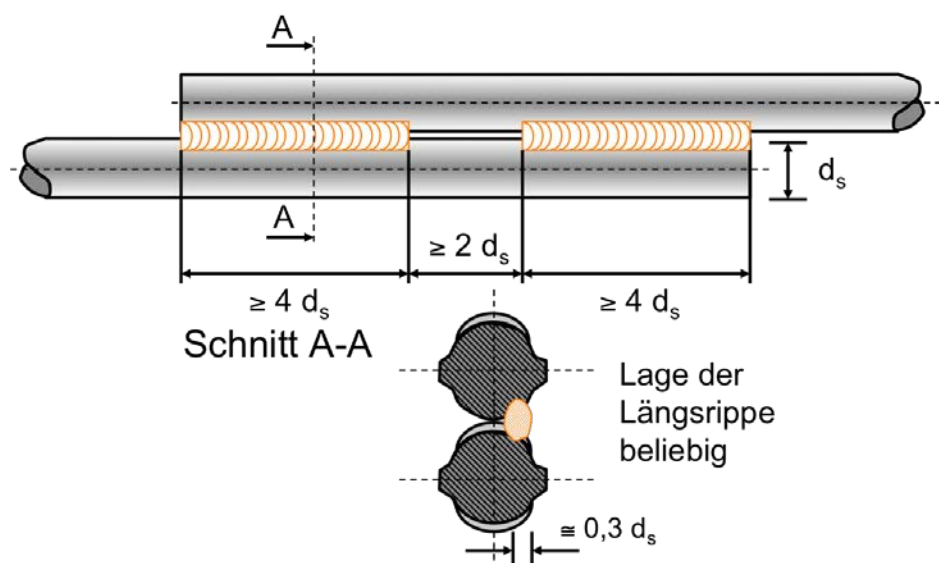


Bild 77: Schweißen von Betonstählen nach DIN EN ISO 17660-1 – tragender Überlappstoß

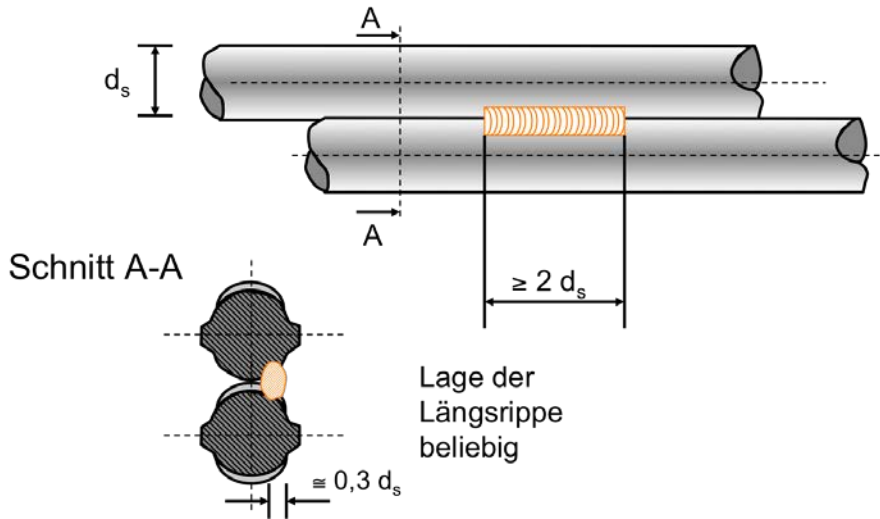


Bild 78: Schweißen von Betonstählen nach DIN EN ISO 17660-2 – nicht tragender Überlappstoß

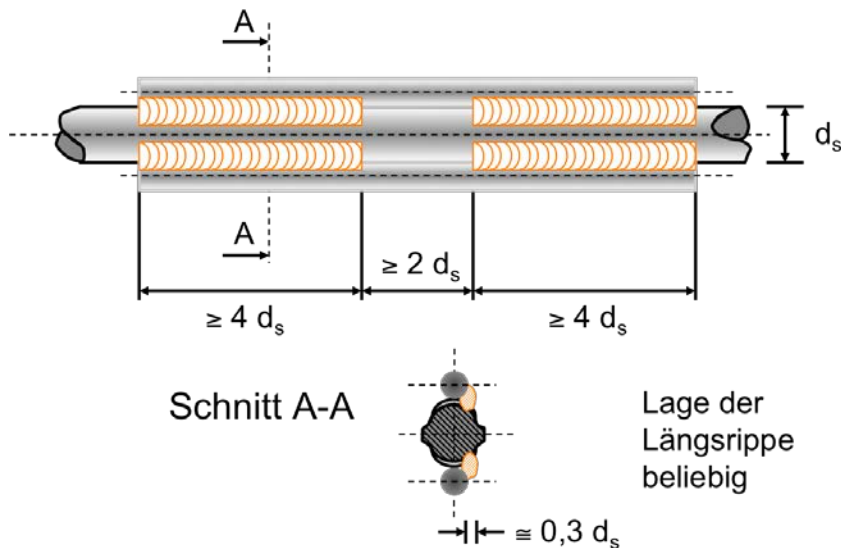


Bild 79: Schweißen von Betonstählen nach DIN EN ISO 17660-1 – tragender Laschenstoß

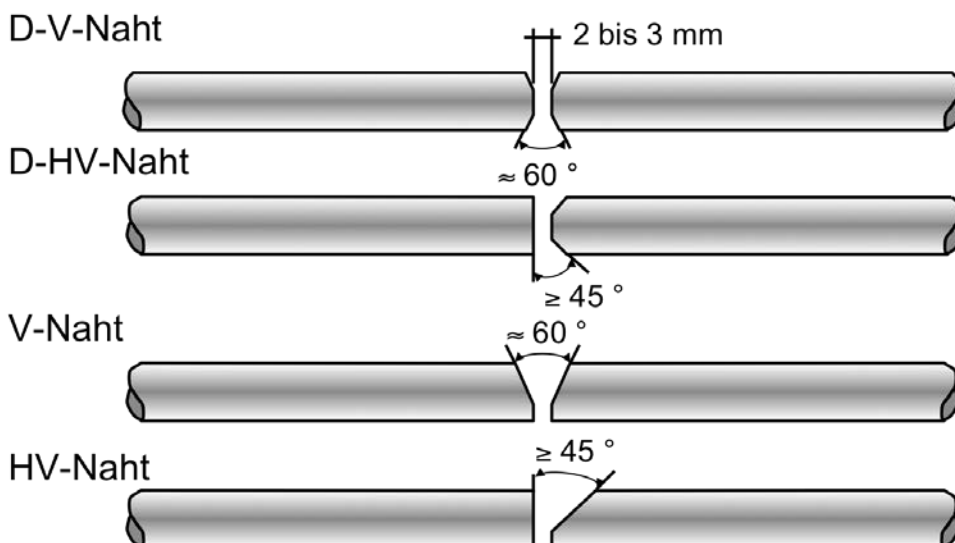
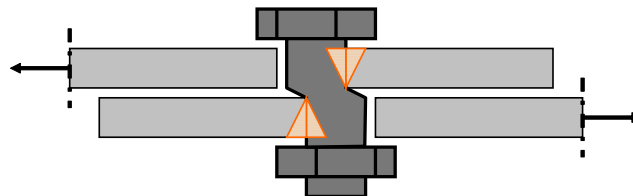


Bild 80: Schweißen von Betonstählen nach DIN EN ISO 17660-1 und -2 – Stumpfstoß

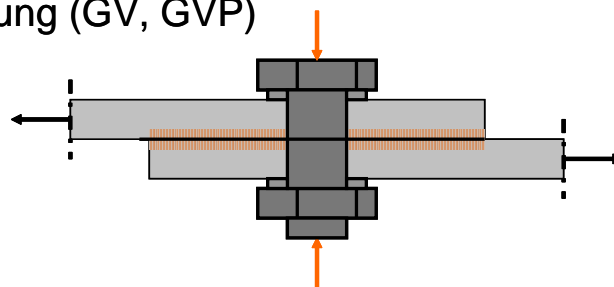
9 Schrauben

Bei Schraubverbindungen wird unterschieden zwischen Verbindungen, die die Kraft über Lochleibung - (in den Anschlussbereichen) - und Scherbeanspruchung (in der Schraube) übertragen und vorgespannten Schraubverbindungen, bei denen durch Vorspannung der Schrauben ein Reibschluss erzeugt wird und auf diese Weise die Verformungen (Verschiebungen) in der Verbindung erheblich reduziert werden können.

Scher- / Lochleibungsverbindung (SL, SLP)



Gleitfeste Verbindung (GV, GVP)



Lochspiel:

SL-, GV-Verbindungen $0,3 \text{ mm} < \Delta d \leq 2 \text{ mm}$
 SLP-, GVP-Verbindungen $\Delta d \leq 0,3 \text{ mm}$

Bild 81: Tragmodelle für Schraubverbindungen

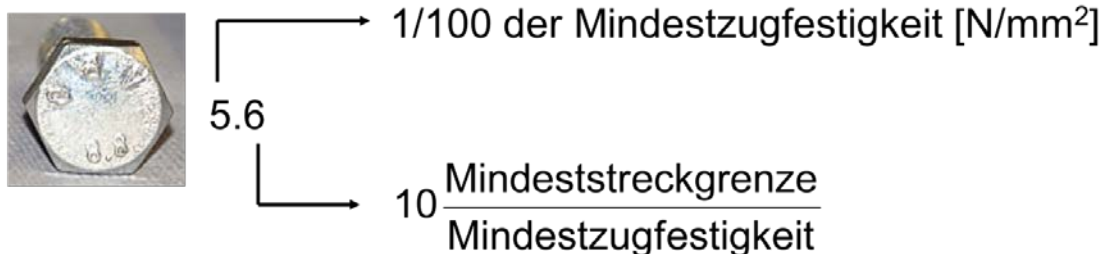


Bild 82: Bezeichnungsschema für Schrauben

Tabelle 12: Schrauben nach DIN EN ISO 898-1 [44] und Muttern nach DIN EN ISO 898-2 [45]

Schrauben			Muttern
Festigkeitsklasse	Mindestzugfestigkeit [N/mm ²]	Mindeststreckgrenze [N/mm ²]	Festigkeitsklasse
4.6	400 - 500	240	4
5.6	500 - 700	300	5
10.9	1000 - 1200	-	10

10 Nichteisenmetalle

Nichteisenmetalle (NE-Metalle) werden im Bauwesen in erheblich geringerem Umfang eingesetzt als Stahl und Gusseisen. Die wichtigsten NE-Metalle sind Aluminium, Kupfer, Zink, Blei und ihre Legierungen. Die NE-Metalle werden nach ihrer Dichte in zwei Gruppen unterteilt:

- Leichtmetalle mit einer Dichte $< 4,5 \text{ g/cm}^3$ und
- Schwermetalle mit einer Dichte $> 4,5 \text{ g/cm}^3$.

Zu den Leichtmetallen zählt z.B. Aluminium (Al), während Kupfer (Cu), Blei (Pb) und Zink (Zn) zu den Schwermetallen gehören (vgl. Tabelle 2).

10.1 Aluminium

Unter den Nichteisenmetallen hat Aluminium die größte bautechnische Bedeutung. Aluminium gehört zu den Erdmetallen der III. Hauptgruppe des Periodensystems der Elemente (Bor-Gruppe).

Zu den wichtigsten Aluminiumverbindungen zählen die zur Gruppe der **Alumo-Silikate** gehörenden Feldspate (z. B. Kalifeldspat (Orthoklas) $\text{K}[\text{AlSi}_3\text{O}_8]$ als Hauptbestandteil von Granit, Gneis, Porphyr und anderen Eruptivgesteinen) und Glimmer (z. B. Kaliglimmer (Muskovit)). Als Verwitterungsprodukte der feldspathaltigen Gesteine entstehen u. a. die Tone.

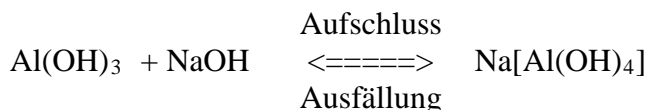
10.1.1 Rohstoff

Mit einem Anteil von 7,5 Masse-% ist Aluminium das am häufigsten vorkommende Metall der Erdkruste. Es kommt in der Natur wegen seiner großen Affinität zu Sauerstoff nicht rein, sondern als ein wesentliches gesteinsbildendes Element nur in Form oxidischer Verbindungen vor. Die Minerale der Urgesteine sind mit Ausnahme des Quarzes zum Großteil Doppelsilikate, in denen Aluminium eines der Salz bildenden Metalle ist. Reines Aluminiumoxid Al_2O_3 (Tonerde) kommt in Form von **Korund** und mit Verunreinigungen aus Eisenoxid und Quarz als Schmirgel vor [5].

10.1.2 Herstellung

Ausgangsprodukt für die Aluminiumgewinnung ist vor allem das Aluminiumhydroxid-Gemisch **Bauxit** ($\text{Al}(\text{OH})_3$ [„Hydrargillit“] und $\text{AlO}(\text{OH})$ [„Böhmit“]). Die Herstellung des Aluminiums gliedert sich daher auch in die zwei Arbeitsgänge: der Gewinnung von Aluminiumoxid und der eigentlichen Elektrolyse.

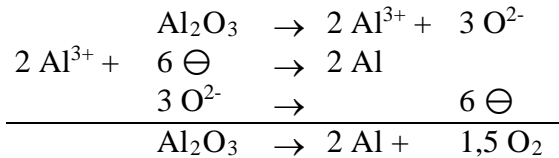
Aluminium wird heute fast ausschließlich im nassen Aufschluss nach dem „Bayerverfahren“ unter Einsatz von 35 – 38 %iger Natronlauge (NaOH) produziert:



Das Bayerverfahren beruht darauf, dass sich die Aluminiumhydroxide des fein gemahlene Bauxits bei höherer Temperatur leicht in Natronlauge lösen. Aus der vom Rückstand (Rotschlamm) abgetrennten, verdünnten Aluminatlauge wird beim Abkühlen nach dem Impfen mit frischem Aluminiumhydroxid als Kristallisationskeim reines Aluminiumhydroxid abgeschieden [46]. Die eingesetzte Natronlauge wird beim Ausfällen des Aluminiumhydroxids immer wieder zurückgewonnen. Das ausgefällte Aluminiumhydroxid wird abgefiltert und nach dem Waschen in Drehrohröfen bei $1200 \text{ }^\circ\text{C}$ in wasserfreies („totgebranntes“) α - Aluminiumoxid verwandelt [5]:



Für die anschließende Schmelzelektrolyse wird das Aluminiumoxid wegen seines hohen Schmelzpunktes (2045 °C) nicht direkt geschmolzen, sondern eine Lösung mit Kryolith [griechisch „Eisstein“] $\text{Na}_3(\text{AlF}_6)$ (Schmelzpunkt 1000 °C) eingesetzt. Das eutektische Gemisch aus 18,5 % Aluminiumhydroxid und 81,5 % Kryolith schmilzt bei 935 °C. Das dabei eingesetzte Aluminiumoxid muss sehr rein sein. Bei der Schmelzelektrolyse laufen schematisiert die folgenden Vorgänge ab:



Das gewonnene reine Aluminium ist bei dieser Temperatur mit einer Dichte von 2,35 g/cm³ schwerer als die Schmelze mit 2,15 g/cm³. Es sammelt sich daher unter der Schmelze und ist so zugleich vor der erneuten Oxidation geschützt. Das gewonnene Aluminium hat einen Reinheitsgrad von 99,8 bis 99,9 %.

Um 1 t Aluminium herstellen zu können, sind ca. 2 t Aluminiumoxid, entsprechend ca. 4,5 t Bauxit erforderlich. Der Energiebedarf beträgt etwa 14000 kWh pro 1 t Aluminium (Bild 81).

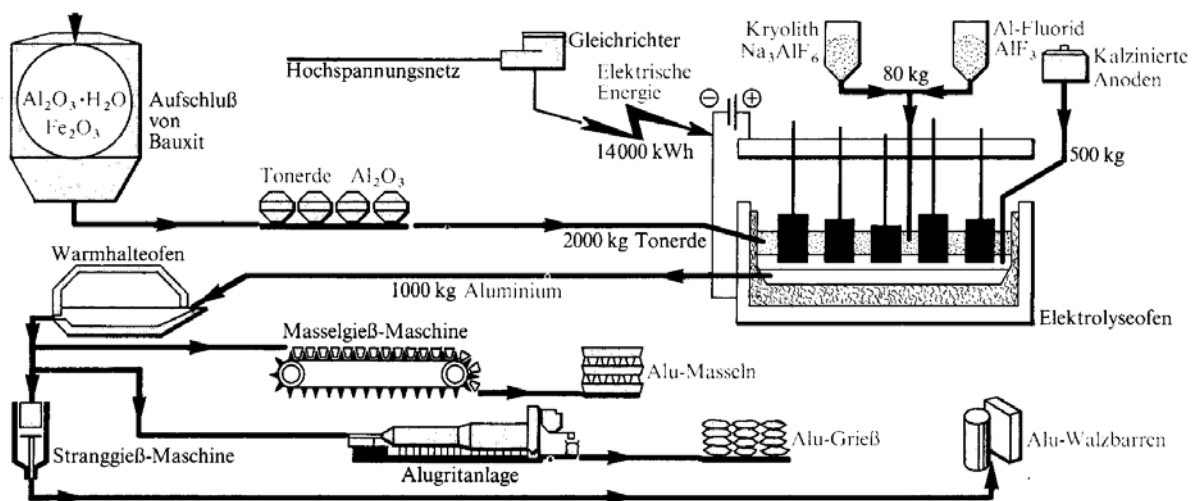


Bild 83: Schema der Herstellung von Aluminium

10.1.3 Bautechnische Bedeutung

Reines Aluminium besitzt für konstruktive Zwecke eine zu geringe Festigkeit ($\sim 80 \text{ N/mm}^2$). Höhere Festigkeiten werden durch die folgende Verfestigungsmethoden erzielt:

- Legierungshärten,
- Ausscheidungshärten (Wärmebehandlung) und
- Kaltverformen.

Die Wirkung der Legierungselemente und der Kaltverformung auf die Festigkeitssteigerung von Al-Legierungen ist im Prinzip ähnlich wie bei Stahl. Jede Festigkeitsbildung beruht auf der Blockierung von Gleitebenen durch Versetzungen (Kristallfehler). Al-Legierungen können dabei stahlähnliche Festigkeiten erreichen.

Das **Ausscheidungshärten** ist eine Wärmebehandlung, die aus drei Schritten besteht: Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern. Wird bei Raumtemperatur ausgelagert, spricht man von **Kaltaushärtung**, wird bei erhöhter Temperatur ausgelagert, spricht man von **Warmaushärtung** (Bild 82). Durch das Glühen bei hoher Temperatur wird möglichst viel von den zur Aushärtung führenden Legierungszusätzen im Aluminium-Mischkristall gelöst. Nach einer gewissen Verweildauer wird durch schnelles Abkühlen der mit diesen Legierungszusätzen angereicherte Mischkristall zunächst in den übersättigten Zustand übergeführt. Anschließend kommt es durch Auslagern (bei Raumtemperatur oder erhöhter Temperatur) zu Ausscheidungen aus dem übersättigten Mischkristall, die eine Steigerung der Zugfestigkeit, der 0,2 %-Dehngrenze und der Härte bewirken (Bild 83). Je nach Legierung benötigen die Ausscheidungen bei Raumtemperatur einen Zeitraum von Stunden, Tagen oder Wochen, bis sich durch Diffusion ein Gleichgewichtszustand einstellt und die mechanischen Eigenschaften ihren endgültigen Wert erreichen.

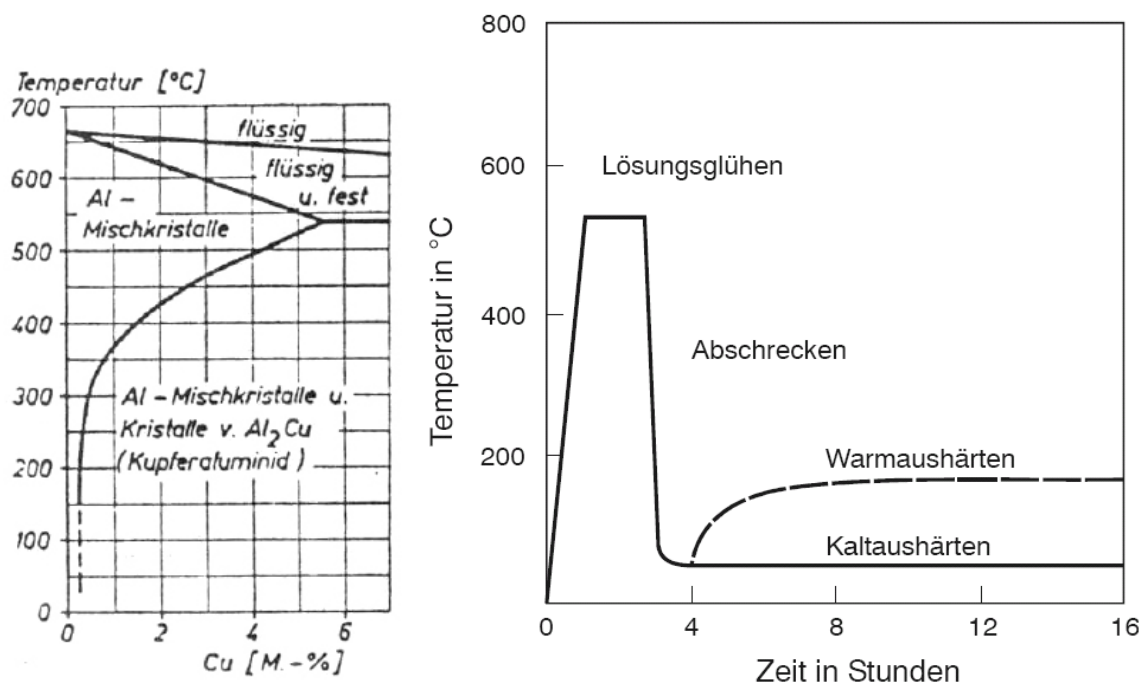


Bild 84: Temperaturverlauf beim Ausscheidungshärten einer Aluminiumlegierung [40]

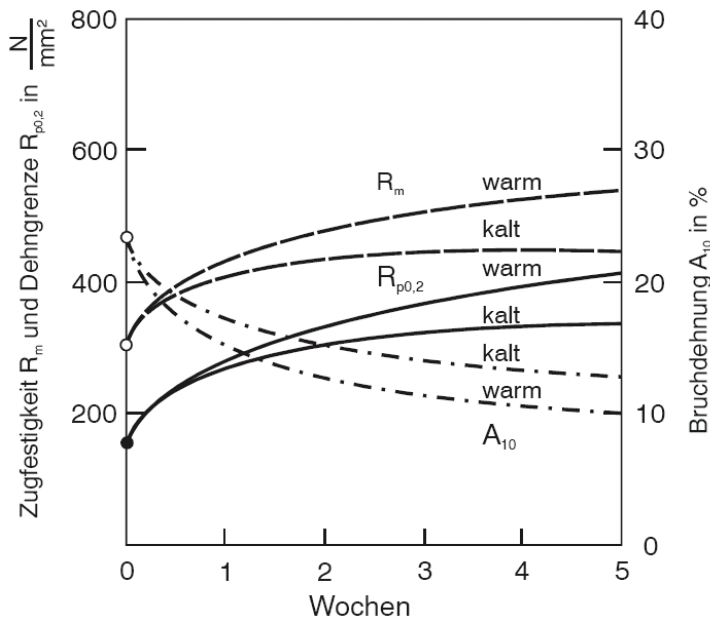


Bild 85: Einfluss der Auslagerungsart auf Festigkeit und Verformung einer Aluminiumlegierung [40]

Wenn die Auslagerung bei Raumtemperatur zu lange dauert, wird durch Erwärmen bis etwa 200 °C (Warmauslagerung) der stabile Zustand in kürzerer Zeit erreicht. Temperatur und Haltezeit müssen aufeinander abgestimmt sein, weil sonst wieder eine Entfestigung auftritt (Bild 84).

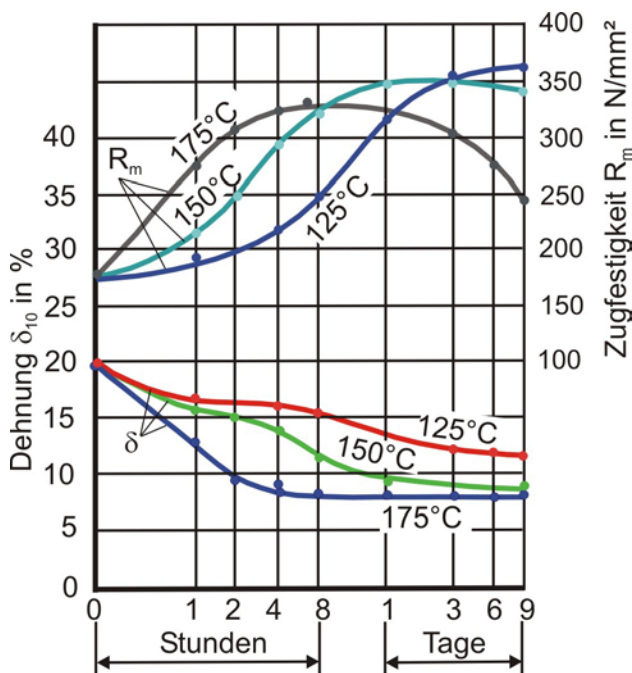


Bild 86: Veränderung der Festigkeit und der Bruchdehnung von AlMgSi durch eine Warmauslagerung bei unterschiedlichen Temperaturen [18]

In der Baupraxis kommen verschiedene Legierungen zum Einsatz, die zum Teil beim Abkühlen aus der Schmelze stabile Mischkristalle bilden. Diese stabilen Mischkristalle können beim Lösungsglühen nicht weiter gesättigt und damit auch nicht weiter gehärtet werden (**naturharte oder nicht aushärtbare Legierungen**). Bei anderen Legierungen kommt es zum Ausscheiden

von Mischkristallen an Korngrenzen (**aushärtbare Legierungen**). Bild 85 zeigt eine Zusammenstellung gebräuchlicher Aluminiumlegierungen.

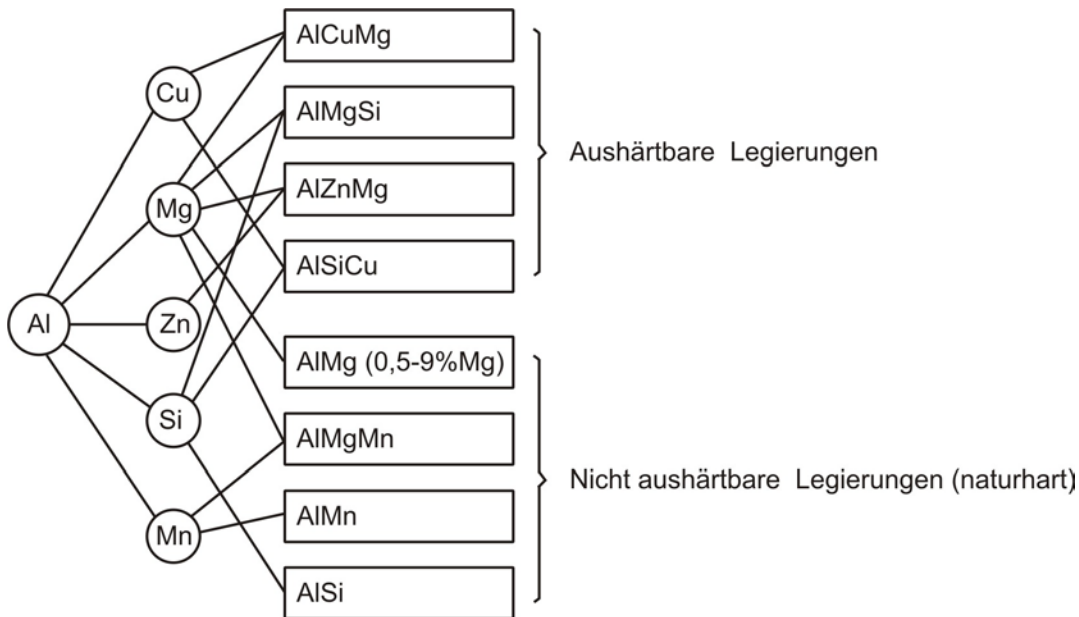


Bild 87: Gebräuchliche Aluminiumlegierungen

Für tragende Bauteile werden AlMg-Legierungen mit Mn-, Si- und Zn-Anteilen verwendet. Die aushärtbaren (AlMgSi und AlZnMg-Legierungen) haben einen höheren Korrosionswiderstand, müssen aber nach der Wärmebehandlung erneut ausgehärtet werden. Die aushärtbaren AlCu-Legierungen sind wenig schweißgeeignet und haben einen geringen Korrosionswiderstand.

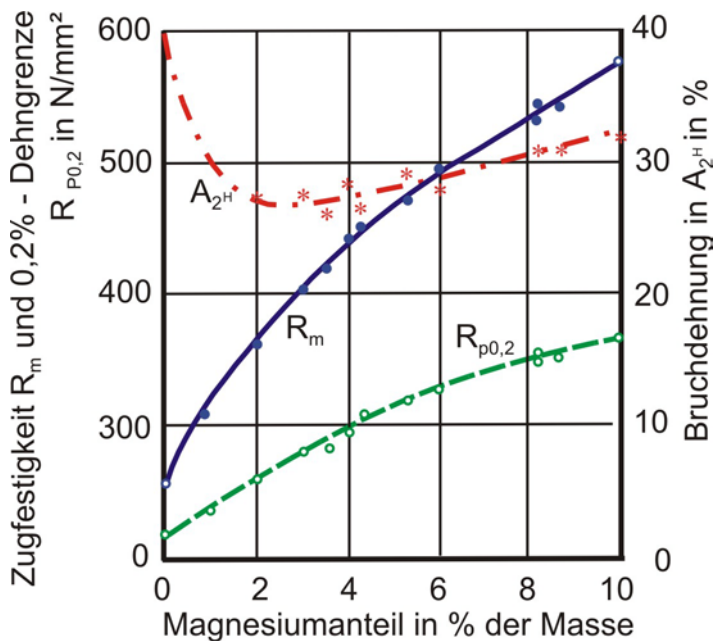


Bild 88: Einfluss des Mg-Gehaltes auf die Festigkeit und die Bruchdehnung der Aluminiumlegierung [18]

Nichtaushärtbare AlMg- und AlMgMn-Legierungen sind leichter verformbar, unempfindlich gegen Temperatur, haben aber eine geringere Festigkeit. Sie können durch Kaltverformen verfestigt werden, vgl. Tabelle 13.

Sowohl aushärtbare als auch nicht aushärtbare Al-Legierungen können durch **Kaltverformung** (plastische Verzerrung der Kristallite) verfestigt werden. Sie haben dann allerdings eine sehr geringe Verformbarkeit.

In Abhängigkeit vom prozentuellen Legierungszusatz wird zwischen **Knetlegierungen**, mit einem Fremdmetallanteil bis 5 % und **Gusslegierungen** mit einem Fremdmetallanteil von 5 % bis über 20 % unterschieden. Knetlegierungen eignen sich besonders für spanlose Formgebung (Walzen, Strangpressen, Ziehen, Schmieden).

10.1.4 Mechanische Eigenschaften

Durch die verschiedenen Verfestigungsmethoden kann die Festigkeit von Aluminiumlegierungen im weiten Bereich von 80 N/mm^2 bis 550 N/mm^2 eingestellt werden. Die **Streckgrenze ist stets nicht ausgeprägt** (Bild 87) und wird deshalb als 0,2 %-Dehngrenze angegeben. Zulässige Spannungen werden aus der technischen Streckgrenze $R_{p0,2}$ hergeleitet. Der Elastizitätsmodul beträgt mit 70000 N/mm^2 ungefähr ein Drittel von Stahl. Die Bruchdehnung A_{10} nimmt mit zunehmender Festigkeit ab und beträgt bei einer Festigkeit von 520 N/mm^2 noch etwa 10 %.

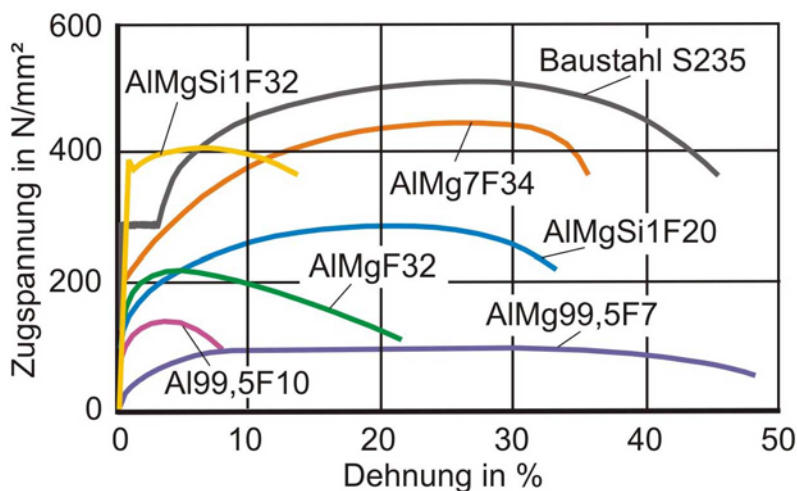


Bild 89: Spannungs-Dehnungs-Linien von Al-Werkstoffen und S235 [18]

Bei tiefer Temperatur steigt die Festigkeit, jedoch ohne merklichen Einfluss auf die Verformbarkeit (Bild 88).

Bei höherer Temperatur sinkt die Festigkeit bei Al-Werkstoffen früher und stärker als bei Stahl. Zulässige Spannungen gelten daher nur bis $+80 \text{ }^\circ\text{C}$. Die Zeitstandfestigkeit ist von der Legierung abhängig, sie wird durch höhere Temperaturen sehr stark verringert (Bild 89). Wegen des frühen Erweichens bei etwa $150 \text{ }^\circ\text{C}$ sind Brandschutzanforderungen bei tragenden Bauteilen nur schwer zu erfüllen.

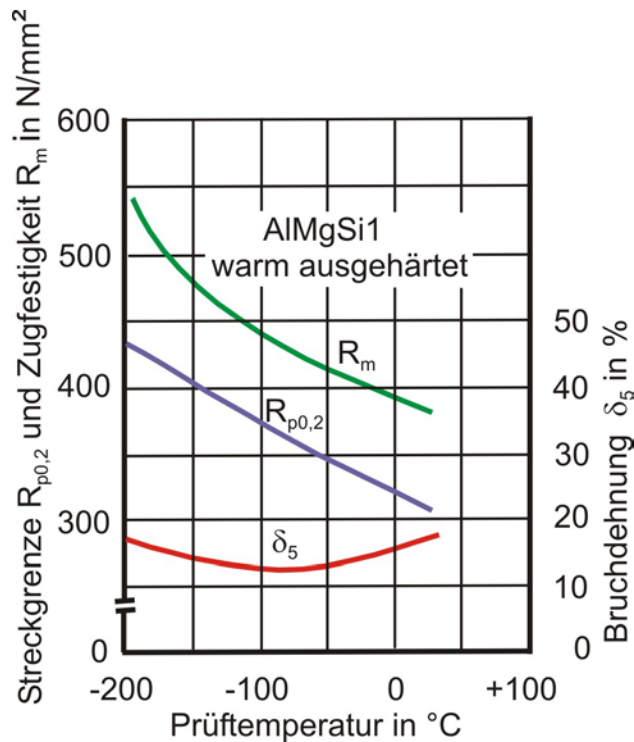


Bild 90: Festigkeitseigenschaften von AlMgSi1 in Abhängigkeit von der Temperatur [18]

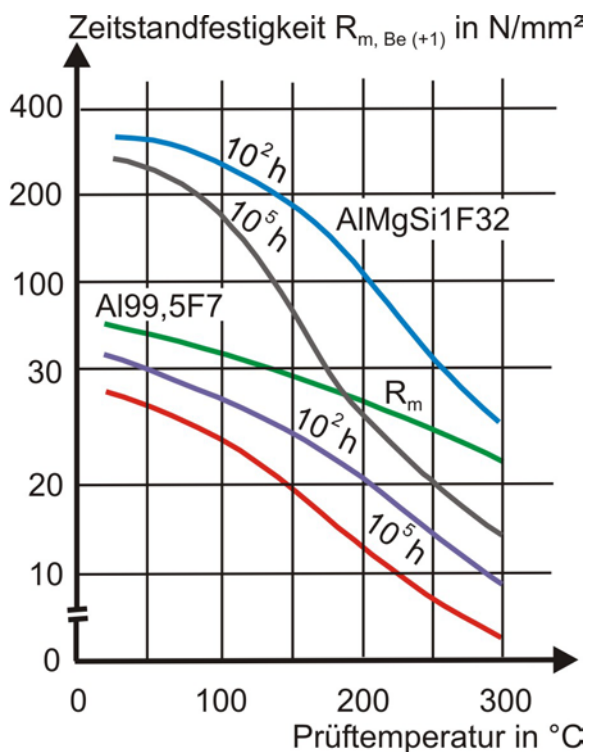


Bild 91: Zeitstandfestigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur für verschiedene Al-Werkstoffe [18]

Bei Dauerschwingbelastung von nicht aushärtbaren Legierungen verläuft die Wöhlerkurve ab Schwingspielzahlen $N > 5 \cdot 10^6$ nahezu horizontal wie bei Baustählen, bei ausgehärteten Legierungen dagegen erst in einem Bereich oberhalb $N = 10^8$ (Bild 90). Die Dauerschwingfestigkeit von geschweißten Konstruktionen ist stets geringer als die des Grundwerkstoffs.

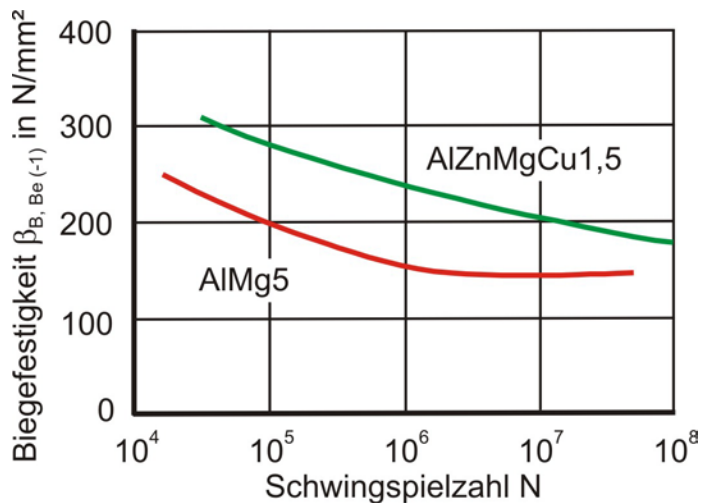


Bild 92: Typischer Verlauf der Wöhlerkurve von Aluminiumlegierungen bei Biegewechselbelastung (nach Forrest) [18]

10.1.5 Bezeichnungen

Aluminiumwerkstoff und die Legierungselemente werden durch ihre chemischen Symbole bezeichnet, die durch Kennzahlen für den prozentualen Anteil bestimmter Legierungselemente ergänzt werden (DIN EN 573-2 [47]). Hinter diesen Kurzzeichen kann mit dem Buchstaben F die geforderte Zugfestigkeit mit einem 1/10 ihres Mindestwertes in N/mm^2 angegeben werden, z. B. AlMg3 F18. Anstelle von F wird der Buchstabe G bei rückgeglühten und W bei weichen Legierungen gesetzt. Die Regellegierungen sind schweißbar.

Tabelle 13: Eigenschaften der sechs Regellegierungen nach DIN EN 755-2 [47]

Werkstoff-Kurzzeichen	Mindest-Zugfestigkeit R_m N/mm^2	Mindest 0,2-Grenze $R_{p0,2}$ N/mm^2	Mindest-Bruchdehnung δ_5 %	Chemische Zusammensetzung Gewichtsprozent (Rest Aluminium) ¹									Festigkeit durch
				Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Zn	Cr	Ti		
AlZnMg1 F36	360	280	10	<0,10	0,1 bis 0,5	1,0 bis 1,4	<0,5	<0,5	4,0 bis 5,0	0,1 bis 0,25	0,01 bis 0,12	Legieren und Aushärten (aushärtbar)	
AlMgSi1 F32 F28	320 280	260 200	10 12	<0,10	0,4 bis 1,0	0,6 bis 1,2	0,75 bis 1,3	<0,5	<0,2	0 bis 0,3	<0,1		
AlMgSi0,5 F22	220	160	12	<0,05	<0,1	0,4 bis 0,8	0,35 bis 0,7	<0,3	<0,2	<0,05	<0,1		
AlMg4,5Mn F30 F28	300 280	210 125	10 12	<0,10	0,6 bis 1,0	1,6 bis 2,5	<0,4	<0,4	<0,2	0 bis 0,3	<0,1	Legieren und Kaltverformen (nicht aushärtbar)	
AlMgMn F23 F20 F18	230 200 180	140 100 80	9 10	<0,10	0,5 bis 1,1	1,6 bis 2,5	<0,4	<0,5	<0,2	0 bis 0,3	<0,1		
AlMg3 F23 F18	230 180	140 80	9 17	<0,05	0 bis 0,5	2,6 bis	<0,4	<0,4	<0,2	0 bis 0,3	<0,1		

¹ sonstige nicht aufgeführte Elemente dürfen einzeln nicht mehr als 0,05% und zusammen nicht mehr als 0,15% vertreten sein

Eine andere Möglichkeit der Kennzeichnung ist die siebenstellige Werkstoffnummer (DIN EN 573-1 [48]), z. B.: 3.3206.71 für die schweißbare Knetlegierung AlMgSi0,5.

10.1.6 Fügeverfahren

Bauteile aus Al-Werkstoffen können wie Stahlbauteile durch Nieten, Schrauben und Klemmen sowie Kleben und Schweißen verbunden werden, wobei Letzteres dominiert. Beim Schweißen treten gewisse Probleme auf, die bei der Wahl des Verfahrens zu beachten sind. Wegen der hohen Wärmeleitfähigkeit benötigt Al trotz niedrigeren Schmelzpunktes in etwa dieselbe Wärmemenge zum Schmelzen wie Stahl. Die Oxidhaut verflüssigt erst ab 2000 °C. Gasschweißen oder Metalllichtbogenschweißen reichen dazu nicht aus. Die Folgen sind Bindefehler. Das Aluminium verbindet sich außerdem mit dem Luftsauerstoff zum hoch schmelzenden Aluminiumoxid, das die ungeschützte Schweißnaht schwächt. Daher werden Al-Werkstoffe in einer Schutzgasatmosphäre geschweißt:

MIG-Verfahren: Metall-Inertgas (Argon) mit Aluminiumelektrode oder

WIG-Verfahren: Wolfram-Inertgas (Argon) mit nicht abschmelzender Wolframelektrode und abschmelzendem Aluminiumstab

Zu beiden Seiten der Schweißnaht schließt die Wärmeeinflusszone (WEZ) an, in der die Schweißwärme zu Lösungsglügen und Rekristallisation führt (Bild 91). Bei Aluminiumlegierungen sinkt die Festigkeit in der WEZ stark ab. Einflussgrößen sind die Legierungselemente, die Nahtgröße, die eingebrachte Wärmemenge etc.

Die Festigkeit aushärtbarer Al-Legierungen wird weniger vermindert als die von nicht aushärtbaren. Bei einer aushärtbaren Legierung kann nach dem Schweißen die ursprüngliche Festigkeit des Grundmaterials durch Wärmebehandlung und Auslagerung wieder erreicht werden. Die durch Kaltverformung erreichte Festigkeitssteigerung von nicht aushärtbaren Legierungen geht durch das Schweißen wieder verloren.

Fein verteiltes Aluminium verbrennt bei Erhitzen an Luft unter starker Wärmeentwicklung zu Aluminiumoxid:



Technisch wird ein Gemisch aus Aluminiumgries und Eisenoxid als Thermit zum Schweißen von Eisenteilen (z. B. Schienen) genutzt (vgl. 7.2.1). Bei der Entzündung des Gemisches wird unter extremer Hitzeentwicklung (Temperaturen bis 2400 °C) reines Eisen in weißglühender Form geliefert:



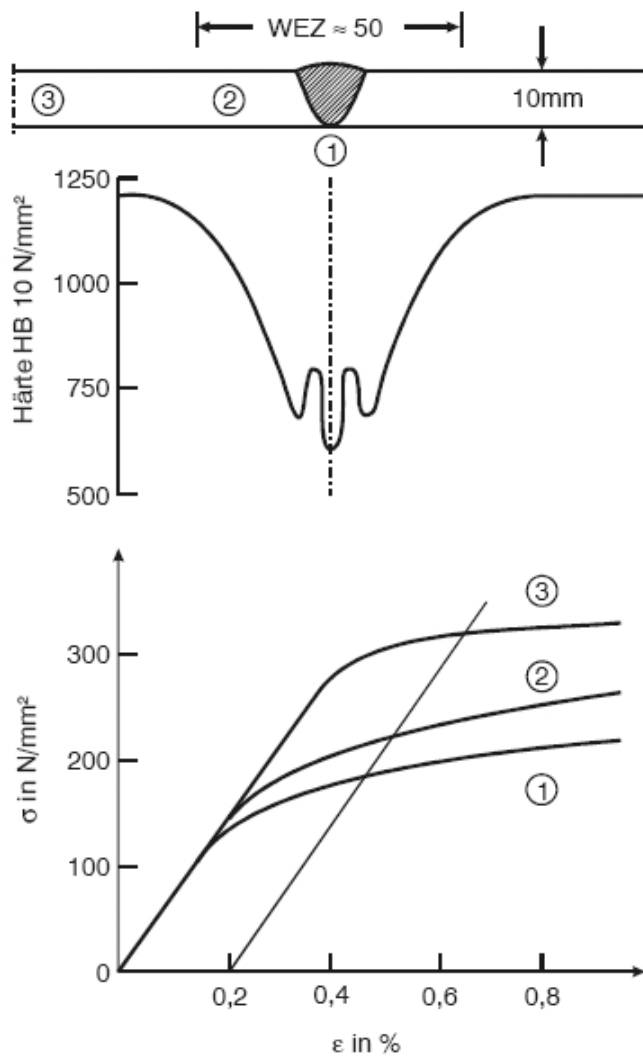


Bild 93: Veränderung in der Schweißverbindung und der WEZ einer Aluminiumlegierung [18]

10.1.7 Korrosionsschutz und Oberflächenbehandlung

Trotz seiner großen Sauerstoffaffinität ist reines Aluminium an Luft beständig, da sich auf der Oberfläche von Aluminiumkonstruktionen bei freier Bewitterung eine dünne und fest haftende dichte Schicht aus Al_2O_3 bildet, die weitere Oxidation verhindert. Durch **elektrolytische Oxidation** des **Aluminiums (Eloxal)** wird künstlich eine dickere Oxidschicht mit besserer Schutzwirkung erzeugt. Aluminium ist empfindlich gegen Säuren und Basen. Bei frischem Kalkputz und Beton ist daher ein Schutz durch Folien oder Abziehlacke erforderlich.

10.2 Kupfer

Kupfer gehört zur I. Nebengruppe des Periodensystems der Elemente (Kupfergruppe). Bei den Metallen dieser Gruppe (Cu, Ag, Au) schirmt die äußere 18er Schale der Elektronen die anziehende Wirkung der positiven Kernladung auf das äußere Valenzelektron (s-Elektron) nicht so wirksam ab, wie dies zum Beispiel bei der 8er Schale der Alkalimetalle der Fall ist. Dadurch ist das äußere Elektron viel stärker gebunden. Zudem ist die Kernladung größer. Die 18er Schale ist nicht so fest gefügt und daher können die Valenzelektronen zum Teil noch mit beansprucht werden. Dies führt im Gegensatz zu den einwertigen Alkalimetallen zu einer ein- bis

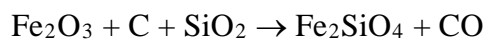
drei- oder teilweise noch höheren Wertigkeit. In wässriger Lösung ist bei Kupfer die zweiwertige Oxidationsstufe am stabilsten. Kupfer kommt gediegen und in Form von Oxiden, Sulfiden, Arseniden, Chloriden und Carbonaten vor.

10.2.1 Rohstoff

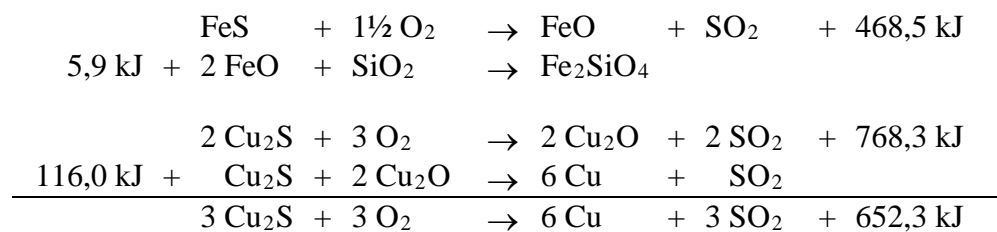
Kupfererze werden sowohl im Tagebau als auch im Untertagebau gewonnen. Vor der eigentlichen Verhüttung der Erze erfolgt eine Abtrennung von "taubem" Begleitgestein, sodass nach der Flotation (Schwimmmaufbereitung) schließlich Erzkonzentrate mit einem Kupfergehalt zwischen 20 und 30 Prozent vorliegen. Kupferkonzentrate werden ausschließlich schmelzmetallurgisch (pyrometallisch) und oxidische Kupfererze (ca. 15 % bis 20 % der Kupfererze) nass metallurgisch (hydrometallurgisch) verarbeitet. Das wichtigste Ausgangsmaterial ist Kupferkies (Chalkopyrit) $2 \text{CuFeS}_2 (= \text{Cu}_2\text{S} \cdot \text{Fe}_2\text{S}_3)$ [5, 49]

10.2.2 Herstellung

Kupferkies wird zunächst in Kiesröstöfen vorgeröstet, um einen Teil des Schwefels zu beseitigen. Das erhaltene Röstgut besteht zur Hauptsache aus Cu_2S , FeS und Fe_2O_3 . Anschließend wird das Röstgut mit Kohle und kieselensäurehaltigen Zuschlägen in Schachtöfen oder Flammöfen eingeschmolzen, um einen Teil des Eisenoxids zu entfernen. Dabei entsteht unter Kohlenoxidentwicklung ein flüssiges Gemisch von Silikatschlacke



und Kupferstein ($\text{Cu}_2\text{S} + \text{FeS}$). Im flüssigen Zustand können Schlacke ($\rho = 3 - 4 \text{ g/cm}^3$) und Kupferstein ($\rho = 4 - 6 \text{ g/cm}^3$) problemlos getrennt werden. In einem weiteren Schritt wird das Rohkupfer in Konvertern unter Zugabe von Quarz vom Eisensulfid getrennt und entschwefelt. Im ersten Teilprozess wird dabei das Eisensulfid oxidiert und mit dem zugegebenen Quarz verschlackt. Die Schlacke wird nach 40 bis 60 Minuten abgossen. Im zweiten Teil des Prozesses werden zwei Drittel des Kupfersulfids zu Kupferoxid oxidiert, das dann mit dem restlichen Drittel zu metallischem Kupfer umgesetzt wird. [5]



Das erhaltene Rohkupfer enthält etwa 94 – 97 % Kupfer. In einer nachfolgenden elektrolytischen Raffination wird schließlich Kupfer mit einer Reinheit von 99,95 % erzeugt.

10.2.3 Bautechnische Bedeutung

Ihre gute Korrosionsbeständigkeit gegen Witterungseinflüsse prädestiniert unlegierte und niedrig legierte Kupferwerkstoffe für den Außeneinsatz als Bleche für Bedachungen und Abdichtung (Falztechnik oder Verlegen in Heißbitumen), Riffelbänder ($d = 0,1 - 0,2 \text{ mm}$) werden als Einlagen in Dichtungsbahnen genutzt.

Weitere Einsatzgebiete reichen über den Sanitär- und Heizungsbau einschließlich der Solartechnik, die Innenarchitektur, den Metallbau bis hin zu Gleitlagern für Baumaschinen.

10.2.4 Mechanische Eigenschaften [2, 49]

Kupfer ist wegen seiner guten Korrosionsbeständigkeit und seiner hohen elektrischen Leitfähigkeit von bautechnischer Bedeutung. Sein hohes Lösungsvermögen im festen Zustand für Gase kann zu Blasen und zur Versprödung führen (Wasserstoffkrankheit). Dieses Problem wird durch Sauerstoffentzug beim Vergießen (Sortenkennzeichnung: vorangestelltes S) oder durch Legieren vermieden. Unterschieden werden Knetlegierungen und Gusslegierungen.

Weiches Kupfer besitzt eine Zugfestigkeit von ca. 200 MPa, eine Dehngrenze von 40 bis 80 MPa sowie eine Bruchdehnung von über 40 %. Erfolgt eine Kaltverformung, steigen die Zugfestigkeit auf mindestens 350 MPa und die Dehngrenze auf mindestens 320 MPa, jedoch sinkt dann die Bruchdehnung auf Werte unter 5 %.

Die mechanischen Eigenschaften der verschiedenen reinen Kupfersorten weichen praktisch nicht voneinander ab. Lediglich das Zeitstandverhalten wird durch geringe Legierungszusätze wie zum Beispiel Silber verbessert.

Mit Legierungen lassen sich Festigkeiten bis ca. 700 MPa, in speziellen Fällen sogar bis 1500 MPa erzielen, jedoch sinkt dann die Leitfähigkeit erheblich.

Kupferlegierungen können sehr hohe Anteile an Fremdmetall enthalten und kfz-Kristalle bilden. Legierungen mit Fremdmetallen, die eine hohe Löslichkeit in Kupfer haben, können nicht ausgehärtet werden.

10.2.5 Bezeichnungen

Die Legierungen des Kupfers werden mit den Elementen und ihrem prozentualen Anteil bezeichnet. Unter einem Gehalt von einem Prozent wird meistens keine Zahl angegeben; ist das Element aber in der geringen Menge wichtig, wird es ohne Zahl genannt.

Beispiele:

- CuZn10: Kupfer mit einem zehnpromzentigen Anteil von Zink (Messing)
- CuSn6: Kupfer-Zinn-Legierung mit 6 % Zinn (Bronze)
- CuZn40Mn2: Kupfer plus 40 Anteile Zink und zwei Anteile Mangan
(witterungsbeständiger Messingwerkstoff, der mit Trivialnamen als „Baubronze“ bezeichnet wird)

Steht zusätzlich "-C" hinter der Bezeichnung, handelt es sich um einen Gusswerkstoff. Beispiel: CuSn5Zn5Pb5-C. Dies ist ein Kupfergusswerkstoff mit je 5 % Zinn, Zink und Blei (auch Rotguss genannt (s. u.)).

Höher legierte Kupferwerkstoffe tragen eigenständige Namen [49] und haben vielseitige Verwendung:

Messing ist eine Legierung aus Kupfer und Zink (Zn). Die gebräuchlichen Verbindungen enthalten einen Zinkanteil von 5 bis 45 %. Mit höheren Zinkanteilen entstehen keine brauchbaren Legierungen mehr. [2, 49]

Bronze, eine Legierung des Kupfers mit Zinn (Sn), lässt sich je nach Zusammensetzung und Art der Verarbeitung in Knet- und Gusslegierung unterscheiden. Knetlegierungen enthalten neben Kupfer bis zu 8,5 % Zinn, Gusslegierungen können einen Zinnanteil bis zu 20 % aufweisen. Im Vergleich zu reinem Kupfer ist Zinnbronze (CuSn mit 2 – 20 % Sn) hart, fest, verschleißarm, hat einen hohen Korrosionswiderstand und gute Federeigenschaften: Sie wird z. B. für Schrauben, Beschläge, Ventile, Armaturen, Glocken und Statuen verwendet. Zusätzlich zu dem Zinn,

lässt sich durch das Zulegieren weiterer Elemente wie Zink, Nickel und Phosphor die Eigenschaften von Bronze gezielt steuern. [49]

Bronzen mit dem dritten Legierungselement Zink nehmen eine besondere Stellung ein; sie machen die Gruppe der Kupfer-Zinn-Zink-Gusslegierungen (**Rotguss** (CuSnZn)) aus. Rotguss ist hart, verschleißarm und widerstandsfähig auch in Seewasser. Verwendung z. B. für Armaturen, Gleitlager. [49]

Die reinen Kupfersorten haben eigene Namen wie Cu-DHP (Kupfer für Installationsrohre) oder Cu-ETP (Kupfer für Stromkabel), die aus der vorstehenden Systematik herausfallen. Diese Namen sind z. B. in der DIN CEN/TS 13388 [50] aufgeführt.

Bild 92 gibt einen Überblick über die Zusammensetzung wichtiger Kupferlegierungen.

	Typ	Kupfer	Zink	Zinn	Sonst.
Messing	Ms 58	58	42		
	Ms 63	63	37		
Bronze	Bz 20	80		20	
	Bz 10	90		10	
Neusilber	Ns 4712	47	41		12 Ni
	Ns 6025	60	15		25 Ni
Rotguss	Rg 10	86	4	10	
Aluminiumbronze	Al Bz 5	95			5 Al

Bild 94: Kupferlegierungen [3]

10.2.6 Korrosionsschutz [49]

Kupfer ist das einzige Gebrauchsmetall, das in der normalen Spannungsreihe direkt nach den Edelmetallen steht und edler ist als Wasserstoff: Darum ist eine direkte Verbindung mit anderen Baumetallen in feuchtem Milieu zu vermeiden. Bei der Mischinstallation von Wasserleitungen ist Kupfer stets in Fließrichtung nach Fe zu verlegen, besser noch sind isolierende Zwischenstücke.

Die gute Korrosionsbeständigkeit der Kupferwerkstoffe beruht auf ihrer Fähigkeit, stabile Deckschichten auszubilden, die den Werkstoff vor einem weiteren Korrosionsangriff schützen. Bei reinem Kupfer lässt sich dies sichtbar an den oftmals grünen Kupferdächern erkennen. Diese Kupfer-Carbonathaut (Patina) wird je nach Umgebung mit Einlagerung von Sulfat und Chlorid gebildet. Durch Zugabe von Legierungselementen wird die Deckschichtbildung positiv beeinflusst.

In der Atmosphäre bestehen diese kompakten und schützenden Schichten aus Oxiden und schwer löslichen basischen Salzen. In Lösungen wird das Korrosionsverhalten in erster Linie durch die Anwesenheit von Sauerstoff oder anderen Oxidationsmitteln beeinflusst. In Abhängigkeit der Umgebungsparameter kann das Medium dauerhaft korrosiv sein oder zur Bildung einer Schutzschicht führen. Ein Angriff des Kupfers kann jedoch nur dann erfolgen, wenn das

Angriffsmittel Sauerstoff oder Oxidationsmittel enthält oder selbst oxidierend wirkt. In schwach angreifenden Mitteln (z. B. sauerstoffhaltigem Wasser) hemmen oder verhindern die angesprochenen Schutzschichten das Fortschreiten der Korrosion. Gegen Kalk und Zement, Trink- und Brauchwasser ist Kupfer beständig, in Legierungen auch gegen Meerwasser. Gegen Chlorid und Kohlensäure ist es unbeständig.

10.3 Zink

Zink gibt der II. Nebengruppe der Elemente ihren Namen. Die Elemente dieser Gruppe (Zn, Cd und Hg) besitzen wie die Erdalkalimetalle eine stabile Zahl von $2n^2$ (2, 8, 18, 32) Elektronen. Ähnlich wie bei der Kupfergruppe werden die beiden Außenelektronen durch die hohe Kernladung und die geringe Abschirmung durch die 18 Außenelektronen fest an den Kern gebunden. Die Elemente der Zinkgruppe schmelzen früher als die Erdalkalimetalle, im Extremfall (Hg) bei Raumtemperatur. [5]

Die hohe Kernladungszahl und die abgeschlossene Elektronenschale bedingt eine erhöhte Ionisierungsenergie und verhindert eine Beteiligung der Elektronen der d-Schale an chemischen Bindungen. Die Metalle der Zinkgruppe treten daher praktisch in allen Verbindungen nur zweiwertig auf.

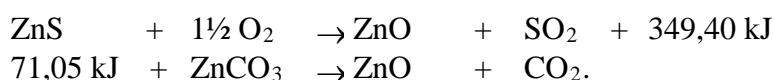
10.3.1 Rohstoff

In der Natur kommt Zink nur gebunden in Form sulfidischer oder oxidischer Erze vor. Von Bedeutung sind Zinksulfid (Zinkblende) ZnS und Zinkspat (edler Galmei, Smithsonit) $ZnCO_3$.

Zn kristallisiert hexagonal (weniger Gleitebenen als die kubischen Gitter, sprödes Verhalten bei Raumtemperatur). Eine Kaltverfestigung ist daher weitgehend ausgeschlossen. Eine Verbesserung der Verformbarkeit ist nur durch Legieren möglich.

10.3.2 Herstellung

Zink wird heute zu 60 % trocken durch Reduktion von Zinkoxid mit Kohle und zu 40 % nass durch Elektrolyse von Zinksulfid erzeugt. Das Zinkoxid wird zunächst aus dem Zinkspat durch Brennen oder Rösten gewonnen:



Beim nassen Verfahren wird aus den Zinkoxid-haltigen Produkten zunächst mit Schwefelsäure die Zinksulfat-Lösung:



Diese Zinksulfat-Lösung wird mit Hilfe von Bleianoden und Aluminiumkathoden elektrolysiert und als Elektrozink mit einer Reinheit von 99,99 % an der Aluminiumkathode abgezogen. Das nasse Verfahren kommt zum Einsatz, wenn Strom kostengünstig zur Verfügung steht.

Beim trockenen Verfahren wird die geröstete Zinkblende oder der gebrannte Zinkspat mit gemahlener Kohle vermischt und in einem speziellen Gebläseschachtofen (Imperial-Smelting-Ofen) auf $1100 \text{ }^\circ\text{C}$ – $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ erhitzt. Das entstehende Kohlenstoffmonoxid reduziert das Oxid zu Rohzink mit einer Reinheit von 97 % – 98 % reduziert.



Aus dem Kohlenstoffdioxid wird nach dem Boudouard-Gleichgewicht (vgl. Kapitel 4.3) wieder Kohlenstoffmonoxid. Da die Ofentemperatur über dem Siedepunkt des Zinks (907 °C) liegt, verlässt das Zink dampfförmig den Ofen und wird aufgefangen. In weiteren Schritten wird es bis auf 99,99 % gereinigt.

10.3.3 Bautechnische Bedeutung

Merkliche Bedeutung für das Bauwesen hat nur **Titanzink** (DIN EN 988 [51]), das durch Zusatz von 0,1 bis 0,2 % Titan sowie geringem Zusatz von Kupfer gewonnen wird. Kurzbezeichnung: D-Zn bd. Es weist eine größere Dauerstandfestigkeit und eine um 50 % kleinere Wärme-dehnung als Reinzink auf.

Zink ist empfindlich gegen Säuren und Schwitzwasser ohne genügende Luftzirkulation (Weißrost), es ist weniger empfindlich gegen Basen. Bei freier Bewitterung bildet es eine wasserunlösliche Schutzschicht aus $\text{ZnCO}_3 - \text{Zn(OH)}_2$. Die jährlichen Korrosionsverluste betragen etwa 2 µm in Landluft, in Industrieluft mehr als 10 µm.

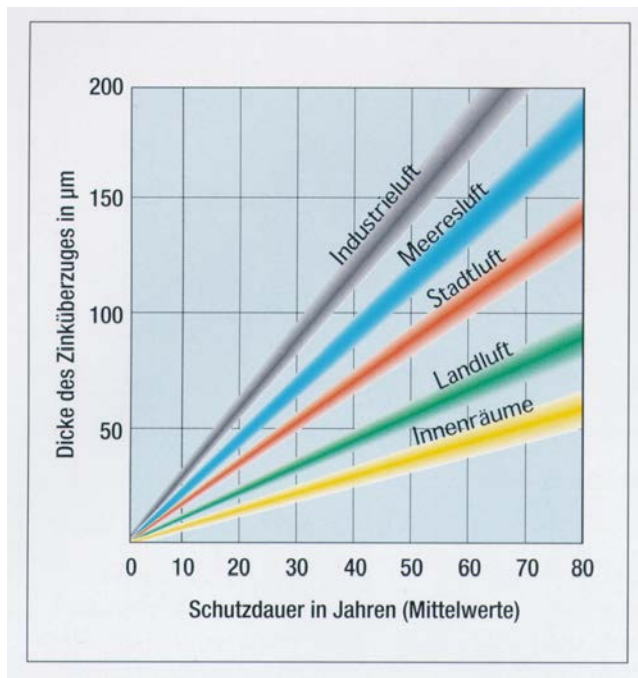


Bild 95: Schutzdauer von Zinküberzügen [52]

Anstriche auf frischem Zink haften schlecht, erst durch Bewitterung oder Abbeizen wird die Oberfläche haftfähig.

Der weitaus überwiegende Teil der Zinkerzeugung wird unlegiert als **Überzug auf Stahl** für den Korrosionsschutz verwendet.

Zink steht an relativ unedler Stelle in der elektrochemischen Spannungsreihe. Trotzdem ist es für den Korrosionsschutz des edleren Stahles von größter Bedeutung. Ein **unverletzter Zinküberzug** besitzt einen hohen Widerstand gegen atmosphärischen Angriff. Ein **verletzter Überzug** wirkt als Opferanode bei einem elektrochemischen Angriff.

Zinküberzüge auf Eisenwerkstoffen können durch Tauchen in schmelzflüssiges Metall bei Temperaturen von etwa 430 °C bis 450 °C aufgebracht werden: **Feuerverzinken**. Bei diesem

Verfahren bildet Stahl mit dem Metallbad eine relativ spröde Eisen-Zink-Legierung. Auf diese legt sich dann eine vergleichsweise duktile Schicht von reinem Zink, die unter "Blumenbildung" mit glänzender Oberfläche erstarrt (Bild 94). Entsteht ein mattgrauer Überzug, so waren die Fertigungskenngrößen derartig aufeinander abgestimmt, dass in der gesamten Schicht eine Legierungsbildung erfolgte. Kurzes Verweilen im Bade und rasches Abkühlen: **Sendzimirverzinken** unterdrückt das Entstehen der ZnFe-Schicht.

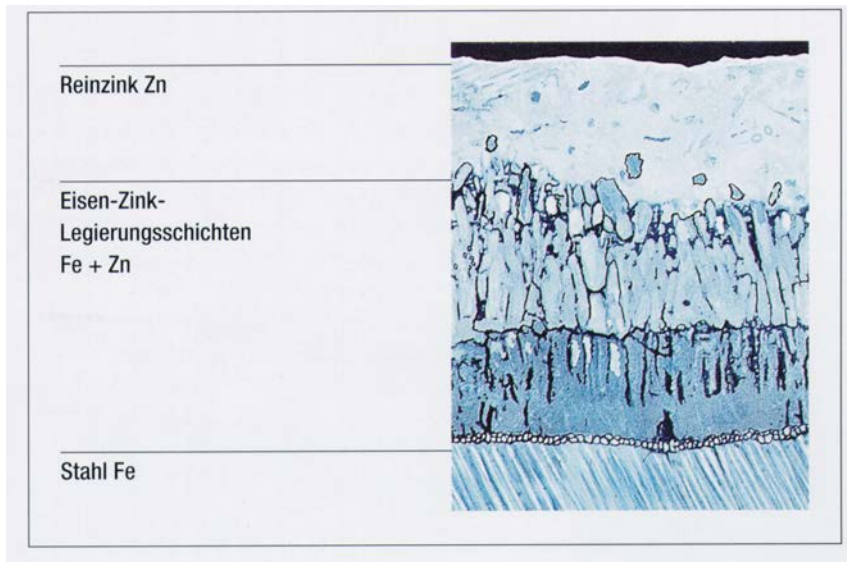


Bild 96: Schliffbild eines Zinküberzuges mit typischem Schichtaufbau (Vergrößerung ca. 200:1) [52]

Weitere Verfahren (insgesamt aber nur ca. 10 % Anteil) sind das **Flammspritzen** von dickeren, aber ungleichmäßigeren Schichten sowie der **galvanische Auftrag** von dünneren Schichten. Durch Anordnung einer zusätzlichen organischen Beschichtung kann die Schutzdauer bis zum doppelten Wert der Summe der Einzelschutzdauern verlängert werden. Beispiele für verzinkte Konstruktionen in München sind die Seilnetz- und Sitzkonstruktionen im Olympiastadion.

Verzinkte Stahlteile im Beton: In stark angreifender Umgebung werden Betonstähle und Einbauteile zusätzlich zur Betondeckung zuweilen durch Verzinken gegen Korrosion geschützt. Diese Teile müssen allerdings zu Spannstählen einen Mindestabstand von 2 cm einhalten (Gefahr der Wasserstoff-Versprödung). Im deutlichen Unterschied zu verzinkten Stahleinlagen, die vollständig in Beton eingebettet sind, zeigt sich bei verzinkten Stahlankern, die aus dem Beton herausragen, erhebliche Korrosion. Verzinkte Stahlanker für vorgehängte Fassadenteile sind nicht zulässig.

11 Metallkorrosion

Metalle unterliegen in der natürlichen Umwelt zahlreichen Einwirkungen, die zum Teil zur Korrosion (lat. *corrodere* = zernagen) führen können. Unter Korrosion ist die unbeabsichtigte Zerstörung der Metalle zu verstehen. Ursache für das Ablaufen von Korrosionsvorgängen sind chemische oder elektrochemische Reaktionen des Metalls mit seiner Umgebung. Im Zuge des Herstellungsverfahrens werden die Metalle in einen reineren, energiereicheren Zustand umgewandelt. Die Metalle sind in diesem Zustand bestrebt, durch die Verbindung mit anderen Elementen, insbesondere Sauerstoff und Wasserstoff, wieder in einen energieärmeren Zustand überzugehen. Der Korrosionsprozess kehrt folglich nur den Herstellungsprozess um. Da die Metalle durch die Korrosion wesentliche Werkstoffeigenschaften verlieren, die zur Beeinträchtigung eines Bauteils oder eines ganzen Systems führen können, ist ein Korrodieren der Metalle möglichst zu verhindern.

Die Metallkorrosion kann in verschiedene Reaktionsmechanismen unterteilt werden:

- die chemische Korrosion und
- die elektrochemische Korrosion.

Die chemischen und elektrochemischen Vorgänge können bei gleichzeitigem Einwirken einer Zugspannung zur Spannungsrisskorrosion führen. Die meisten Korrosionsschäden sind auf die elektrochemische Korrosion zurückzuführen.

11.1 Chemische Korrosion

Chemische Korrosion ist die unmittelbare Reaktion von Metallen mit ihrer Umgebung. Es erfolgt ein direkter Elektronenaustausch zwischen den Metallen und den Reaktionspartnern, wobei das Metall Elektronendonator ist. Die chemische Korrosion wird durch das Einwirken von Sauerstoff, Wasser, Säuren, Laugen und Salzen verursacht.

Der mit der Oxidation verbundene Übergang vom energiereichen in einen energieärmeren Zustand ist mit einer messbaren Energieabgabe verbunden. Diese so genannte Sauerstoffaffinität ist für die einzelnen Metalle sehr unterschiedlich. Sie ist am größten bei den links im Periodensystem stehenden Alkalimetallen und nimmt nach rechts und von oben nach unten im Periodensystem ab.

Die meisten Metalle zeigen eine große Affinität zu Sauerstoff. Dies macht sich im schnellen Ausbilden von Oxidschichten auf frischen Metalloberflächen bemerkbar. Ist die sich bildende Oxidschicht im angrenzenden Medium löslich oder porös (z. B. Eisenoxidhydroxid (Rost)), dann kann die Korrosion weiter voranschreiten. Eine dichte unlösliche Oxidschicht (z. B. Aluminiumoxid (Al_2O_3)) bringt hingegen die Korrosion zum Stillstand und wirkt wie eine Schutzschicht. Diese Eigenschaft hängt von den Dichteunterschieden zwischen Oxid und Metall ab (Tabelle 14). Während die Oxide von Magnesium und Aluminium eine höhere Dichte als das jeweilige Metall haben, ist die Dichte des Eisenoxids deutlich geringer als die des Eisens. Entscheidend ist neben der Dichte der Übergang vom Metall zum Oxid. Schutzschichten können sich auch aus schwer löslichen Salzen bilden. Dies ist unter anderem bei Kupfer und bei Blei der Fall.

Die Korrosionsreaktion wird beim Entstehen löslicher Reaktionsprodukte in dem Maße verlangsamt, wie die angreifende Substanz verbraucht wird. Beispiele für diese Vorgänge sind der Angriff eines Tropfens Salzsäure auf einer Eisenoberfläche (Bild 95) oder der Angriff eines Tropfens Natronlauge auf einer Aluminiumoberfläche (Bild 96).

Die Korrosion der Metalle hängt sehr stark vom pH-Wert des angreifenden Mediums ab. Salze können durch Hydrolyse saure oder basische Lösungen ergeben, die dann aggressiv reagieren. Lösliche Salze bilden mit Schwermetallen hauptsächlich Ionen (Cl^- , SO_4^{2-} , NO_3^- oder NO_2^-).

Tabelle 14: Dichten einiger Metalle und ihre Oxide und Hydroxide [53]

Metall	Dichte [g/cm ³]	Oxid	Dichte [g/cm ³]	Hydroxid	Dichte [g/cm ³]
Fe	7,9	FeO	5,7	Fe(OH) ₂	3,4
		Fe ₂ O ₃	5,3	Fe(OH) ₃	3,1
		Fe ₃ O ₄	5,2	FeO(OH)	3,8
Al	2,7	γ-Al ₂ O ₃	3,4	γ-Al(OH) ₃	2,5
		α-Al ₂ O ₃	4,0	γ-AlOOH	3,0
Zn	7,1	ZnO	5,7	Zn(OH) ₂	3,1
Mg	1,7	MgO	3,6	Mg(OH) ₂	2,4

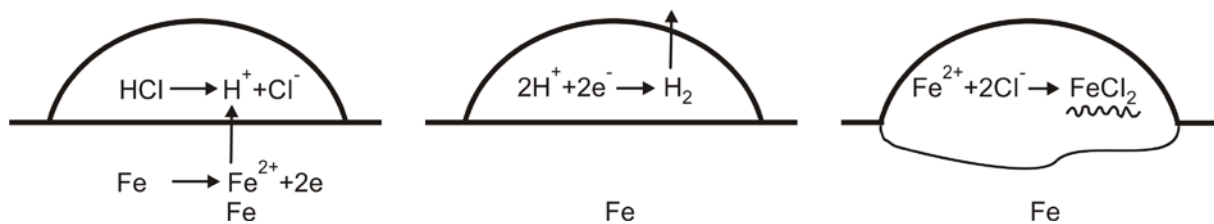


Bild 97: Korrosion von Eisen im Kontakt mit Salzsäure [53]

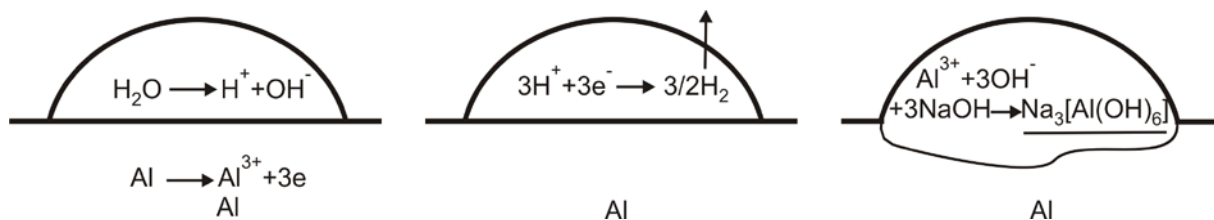
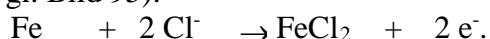


Bild 98: Korrosion von Aluminium im Kontakt mit Natronlauge [53]

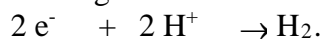
11.1.1 Eisen und Stahl

Eisen und Stahl lösen sich in Salz- und Schwefelsäure auf. In der Kälte findet jedoch im Fall konzentrierter Salpeter- oder Schwefelsäure kein Angriff statt, da sich durch die oxidierenden Säuren eine schützende Passivschicht bildet.

Eisen angreifende Chlorid- und Sulfationen können aus Baustoffen (Gips, Magnesiabinder) oder Streusalz stammen. Durch den Korrosionsangriff kommt es zur Bildung löslicher Eisensalze (vgl. Bild 95):



Die zur Bildung der Elektronen erforderlichen H^+ -Ionen kommen aus dem anwesenden Wasser.

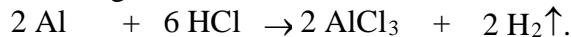


Für den Einsatz von Eisen und Stahl im Betonbau ist die Beständigkeit gegen Kalkwasser ($\text{Ca}(\text{OH})_2$) von entscheidender Bedeutung. Im Beton wird auch schon entstandener Rost durch den hydratisierenden Zement chemisch gebunden.

Der Rost als Korrosionsprodukt des Eisens bei atmosphärischer Korrosion besteht hauptsächlich aus Eisenoxidhydroxid. Rost ist ein fest haftendes bis plattig lose Gemenge verschiedener Oxide des 2- und 3-wertigen Eisens.

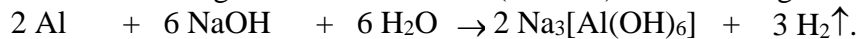
11.1.2 Aluminium

Aluminium ist in der Kälte gegen oxidierende Säuren beständig. Andere Säuren lösen die Oxidschicht auf und greifen das Metall an:

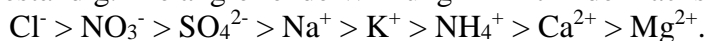


Da Aluminium von säurehaltiger Industrieluft und stark salzhaltiger Meeresluft angegriffen wird, ist in diesen Fällen eine Beschichtung sinnvoll.

Aluminium ist gegen Laugen nicht beständig und darf deshalb nicht ohne einen besonderen Schutz mit alkalisch reagierenden Baustoffen (Zement) in Berührung kommen:



Durch sein amphoterer Verhalten ist Aluminium gegen sauer und basisch reagierende Salze nicht beständig. Die angreifende Wirkung nimmt in der nachstehenden Reihenfolge ab:



In Kontakt mit Meerwasser und mit Magnesiabinder korrodiert Aluminium sehr stark.

11.1.3 Kupfer

An trockener Luft bildet Kupfer an der Oberfläche langsam eine Schicht aus rotem Kupfer(I)-oxid (Cu_2O). Bei höheren Temperaturen bildet sich das leicht abblätternde schwarze Kupfer(II)-oxid (CuO).

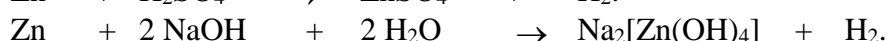
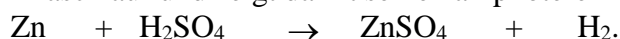
Kupfer kann wegen seines halb edlen Charakters ohne weiteren Schutz an Stellen eingesetzt werden, wo es mit dem Erdboden in Kontakt kommt. Unter der Einwirkung von Ammoniak färbt sich Kupfer zunächst schwarz und bildet dann lösliches, blaues, giftiges Tetraminkupferhydroxid:



In der Nähe von Viehställen und Sanitäranlagen ist deshalb beim Einsatz von Kupfer Vorsicht geboten.

11.1.4 Zink

An Luft überzieht sich Zink sehr schnell mit einer Schutzschicht aus Oxid und Hydrogencarbonat, die eine weitere Oxidation verhindert. In allen Säuren, aber auch in Laugen löst sich Zink sehr rasch auf und zeigt damit seinen amphoterer Charakter (vgl. Vorlesung Bauchemie).



Wenn sich auf Zinkoberflächen Schwitzwasser bildet, wird der Zutritt von CO_2 aus der Umgebungsluft gehemmt. Dies kann bei kalten verzinkten Wasserleitungen oder auf der Unterseite verzinkter Trapezblechdächer der Fall sein. Es kommt in diesem Fall zur Entstehung des so

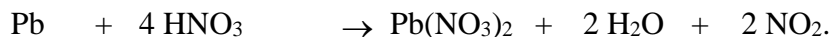
genannten **Weißrostes**, einer porösen, schlecht haftenden Schicht aus Zinkhydroxid und Zinkoxid, die keine schützende Deckschicht bildet. Besonders kritisch ist dies bei frischen Zinkoberflächen, die noch nicht lange bewittert sind, da sich keine Schutzschicht ausbilden kann. Das Zink wird dann stark korrodiert. Derartige Schäden können vermieden werden, wenn die weißen Neubildungen abgebürstet werden und eine bessere Belüftung erfolgt.

Das amphotere Verhalten des Zinks verursacht einen geringen gleichmäßigen Korrosionsabtrag in Kontakt mit Zement-, Kalk- und Gipsmörtel.

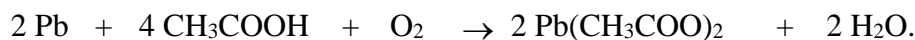
Saure Reaktionsprodukte aus UV-bestrahltem, ungeschütztem, insbesondere geblasenem Bitumen können an schwach geneigten Dächern bei geringen Niederschlagsmengen zu einem deutlichen Zinkabtrag führen. Eine Gegenmaßnahme ist ein ausreichender UV-Schutz etwa durch eine genügende Kiesschüttung. Beim Korrosionsschutz von Zink (und Aluminium) mit bituminösen Produkten dürfen diese keine Phenole enthalten, da Phenole sauer wirken. Salzhaltige Holzschutzmittel können Zink korrodieren.

11.1.5 Blei

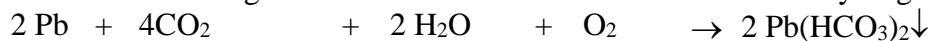
Blei ist im Allgemeinen gegen nicht oxidierende Säuren beständig. Dies gilt insbesondere dann, wenn sich auf der Oberfläche schwer lösliche Salze bilden (z. B. PbSO_4). In Salpetersäure löst sich Blei leicht auf.



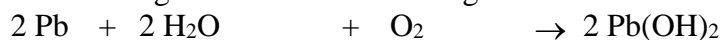
Nicht oxidierende Säuren greifen Blei an, wenn gleichzeitig Sauerstoff aus der Luft einwirken kann:



Bei Kontakt mit CO_2 -haltigem Wasser bildet sich schwer lösliches Bleihydrogencarbonat:



CO_2 -freies Wasser greift Blei in Verbindung mit Luftsauerstoff an:



Beim Einsatz von Blei ist zu beachten, dass lösliche Bleiverbindungen giftig sind.

Während Kalk- und Zementmörtel Blei angreifen und das schwach lösliche $\text{Pb}(\text{OH})_2$ bilden, greift Gips Blei nicht an.

11.2 Elektrochemische Korrosion

Damit die elektrochemische Korrosion ablaufen kann, müssen verschiedene Bedingungen erfüllt sein:

- Es muss eine Potenzialdifferenz vorhanden sein, die gleichbedeutend mit der Ausbildung einer Anode und einer Kathode ist. Ursache können sein:
 - Temperatur- und Feuchteunterschiede zwischen verschiedenen Bereichen,
 - Konzentrationsunterschiede im Elektrolyten,
 - der direkte Kontakt verschiedener Metalle,
 - unterschiedliche Kristallphasen (Ferrit – Zementit) oder
 - Ablagerungen (elektrisch leitender Oxide) auf sonst reinen Metalloberflächen.
- Zwischen Anode und Kathode muss ein geschlossener Stromkreis existieren. Dazu muss neben einer leitenden Verbindung ein Elektrolyt für den Transport der am Korrosionsprozess beteiligten Ionen vorhanden sein. In der Praxis ist dies stets Wasser.

- Die chemischen Vorgänge an Anode und Kathode dürfen nicht behindert sein, damit der Elektronenaustausch frei ablaufen kann.

Für die Reaktionen vom Sauerstofftyp muss zusätzlich der Zutritt von Sauerstoff zur Kathode möglich sein.

Werden eine oder mehrere Bedingungen nicht erfüllt, kann das Metall nicht korrodieren. Daraus leiten sich mögliche Maßnahmen zum Korrosionsschutz oder zur Vorbeugung ab.

Bei der elektrochemischen Korrosion wird zwischen dem anodischen und dem kathodischen Teilprozess unterschieden.

11.2.1 Anodischer Teilprozess

Die Metallatome der Oberfläche gehen beim Rosten eine Verbindung mit dem Sauerstoff ein, sie oxidieren. Dazu müssen einzelne, in sich elektrisch neutrale Atome ihre Valenzelektronen an das Metall abgeben und als Kationen in den Elektrolyten übertreten. Die Energie, mit der dies geschieht, entspricht dem Lösungsdruck (vgl. Vorlesung Bauchemie). Der Oberflächenbereich, in dem dieser Vorgang abläuft, ist die Anode (Pluspol: Aufnahme von Elektronen). Bei der anodischen Metallauflösung läuft folgender Bruttovorgang ab (vgl. Bild 97):

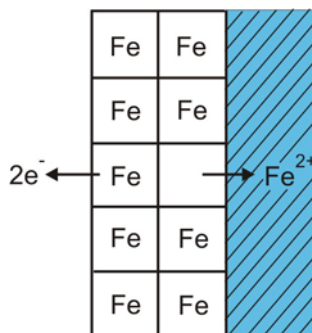
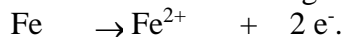


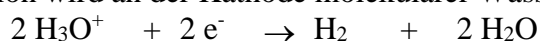
Bild 99: Anodischer Teilprozess der Eisenkorrosion [40]

11.2.2 Kathodischer Teilprozess

Das korrodierende Metall ist nach außen neutral. Die abgegebenen Elektronen müssen daher im kathodischen Teilprozess verbraucht werden. Abhängig vom Elektrolyten sind dabei verschiedene Reaktionen möglich.

11.2.2.1 Wasserstoffentladung

Korrosionsprozesse nach dem Wasserstofftyp laufen bei genügend saurem Elektrolyten ($\text{pH} \leq 4,5$) ab. Dabei können nicht nur heterogene, sondern auch scheinbar homogene Metallgefüge betroffen sein. Das unedlere Element wird zur Anode, das edlere Element zur Kathode. Bei der Korrosion wird an der Kathode molekularer Wasserstoff gebildet, der als Gas entweicht:



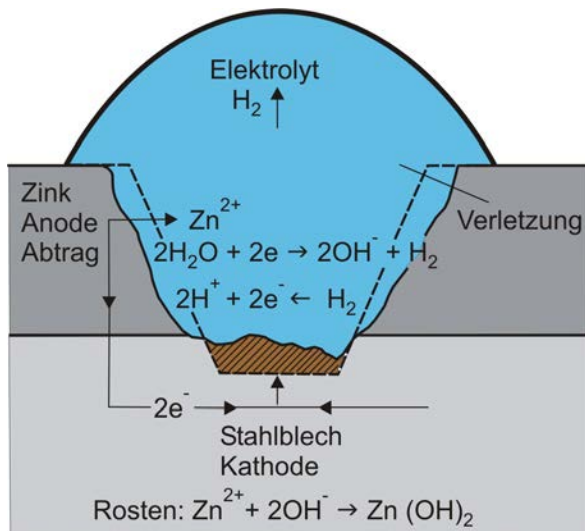


Bild 100: Wasserstoffkorrosion bei verzinktem Stahlblech an einer Verletzung der Zinkschicht [40]

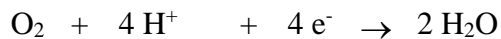
Der Korrosionsprozesse nach dem Wasserstofftyp ist vor allem bei metallischen Überzügen zu beobachten, wobei die unedlere Metallphase angegriffen wird.

11.2.2.2 Sauerstoffreduktion

Wenn der Elektrolyt nicht genügend sauer ist ($pH > 4,5$), wird der Wasserstofftyp vom Sauerstofftyp verdrängt. Die kathodische Reaktion ändert sich dann wie folgt:

- a) Sauerstoffreduktion im sauren Elektrolyten ($4,5 < pH < 7$)

Bei dieser Reaktion verbindet sich der im Elektrolyten gebundene Sauerstoff unter Elektronenverbrauch mit den reichlich vorhandenen Wasserstoffionen zu Wasser:



- b) Sauerstoffreduktion im neutralen bis basischen Elektrolyten ($pH \geq 7$)

Hierbei werden OH^- -Ionen aus Sauerstoff und Wasser unter Verbrauch von Elektronen erzeugt:



Der Sauerstofftyp zeichnet sich durch einen wesentlich langsameren Korrosionsangriff aus. Er kann aber sogar bei völlig homogenem Gefüge, insbesondere bei „nicht rostenden“ und „säurefesten“ Stählen auftreten. Im Bauwesen liegt die Mehrzahl der Elektrolytlösungen (Regen, Oberflächenwasser, Meerwasser) im schwach sauren bis alkalischen Bereich. Hier übt der Sauerstoffgehalt einen bestimmenden Einfluss aus.

11.2.3 Korrosionsarten und Korrosionserscheinungen

Nach DIN EN ISO 8044 [54] werden als Korrosionsarten alle Korrosionsmechanismen und als Korrosionserscheinungen die äußeren Erscheinungsbilder beschrieben.

11.2.3.1 Flächenkorrosion

Flächenkorrosion ist nach DIN EN ISO 8044 eine Korrosion mit nahezu gleichmäßigem Abtrag auf der ganzen Fläche. Hierzu gehört auch die Muldenkorrosion mit örtlich unterschiedlichem

Abtrag. Die Flächenkorrosion entsteht, wenn einer großen Anodenfläche eine kleine Kathodenfläche gegenübersteht. Die Abtragsrate ist relativ gering und wird durch anhaftende Korrosionsprodukte noch gehemmt. Wegen der geringen Abtragsrate und weil die Flächenkorrosion sehr gut zu erkennen ist, können Schutzmaßnahmen rechtzeitig ergriffen werden, bevor eine Gefahr für die Bauteile oder Bauwerke besteht. Kritisch können allenfalls schwer zugängliche Bereiche sein. Die Flächenkorrosion ist die ungefährlichste Korrosionsart.

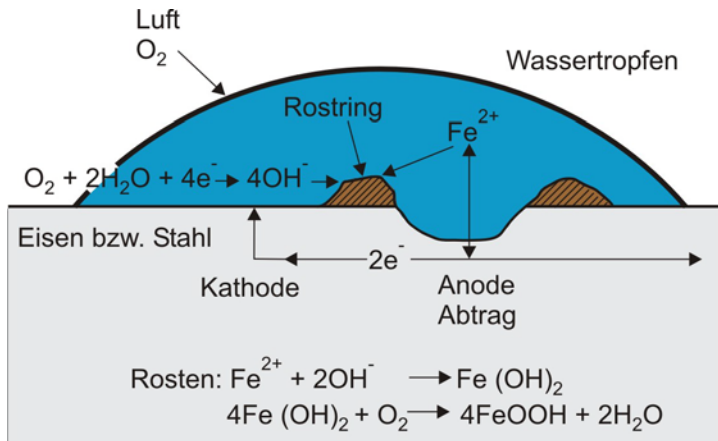


Bild 101: Sauerstoffkorrosion von Eisen bzw. Stahl [40]

11.2.3.2 Narben- und Lochkorrosion

Die Narben- und Lochkorrosion führt zu kraterförmigen, die Oberfläche unterhöhrenden Vertiefungen, deren Tiefe gleich oder größer als ihr Durchmesser ist. Lochkorrosion wird vornehmlich an Metalloberflächen beobachtet, die mit schützenden Deckschichten überzogen sind (Passivschichten, beschädigte Anstriche, edle Fremdmetallüberzüge, Kunststoff- und Bitumenüberzüge, Zunder- und Rostschichten) oder an Stellen, die lokal durch Korrosionsmittel beansprucht werden. An der Fehlstelle bildet sich ein Lokalelement mit kleiner Anode (Fehlstelle) und großer Kathode (Deckschicht) aus. Die Korrosion schreitet mit steigendem Verhältnis von Kathodenfläche zu Anodenfläche immer schneller voran.



Bild 102: Formen der Lochkorrosion

Eine besondere Form der Lochkorrosion mit großer Bedeutung im Bauwesen stellt die Chloridkorrosion dar (Bild 101). Chloridionen können die Passivschicht einbetonierter Bewehrungsstähle örtlich eng begrenzt durchbrechen und zerstören. Lokal entstehen dadurch Potenzialunterschiede, die zum Ausbilden von Anode und Kathode führen. Die Cl⁻-Ionen lösen das anodische Eisen verstärkt auf und verursachen eine schnell in die Tiefe gehende Korrosion. Im Korrosionskrater entsteht über das Zwischenprodukt eine quasi abgeschlossene anodische Zelle. Der umgebende, noch passivierte Stahl wirkt als großflächige Kathode. Chlorid wirkt bei der Reaktion wie ein Katalysator. Da das Chlorid bei der Reaktion kaum verbraucht wird, kann es die Reaktion im Krater ständig aktiv halten.

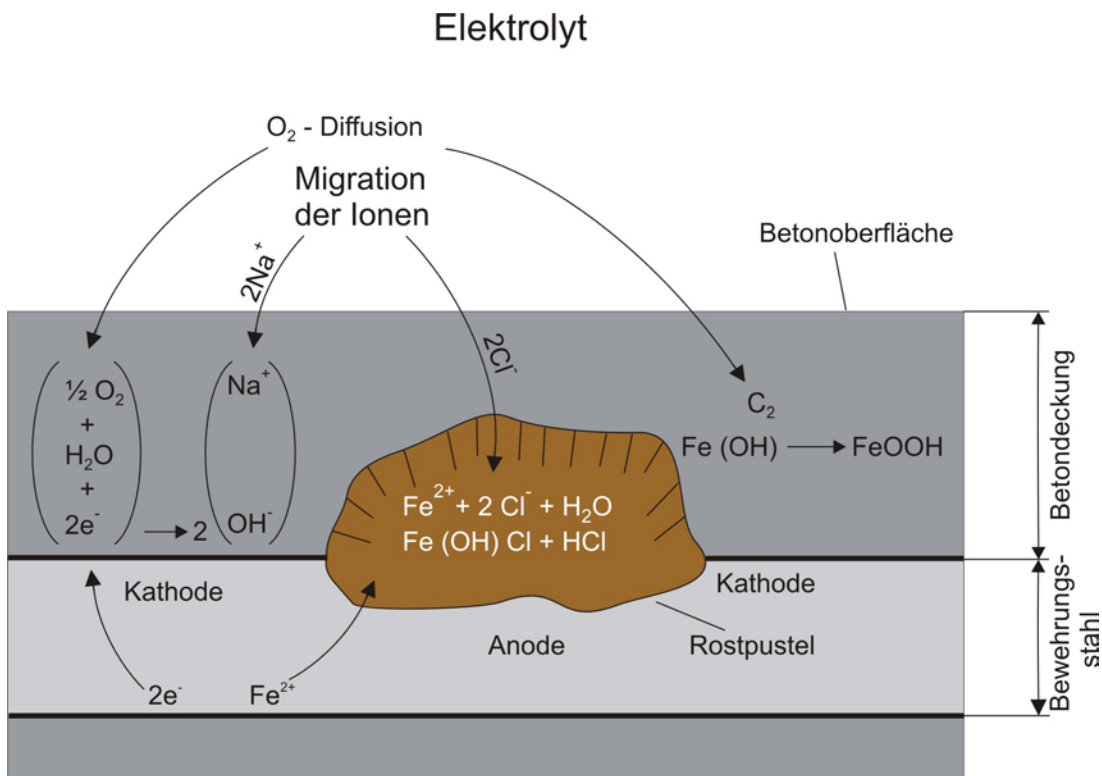


Bild 103: Lochfraß durch Chloridkorrosion

11.2.3.3 Spaltkorrosion

Spaltkorrosion kann in Spalten oder unter metallischen Abdeckungen (Unterlegscheiben, Laschen, Dichtungsringen) durch Unterschiede in der Sauerstoffkonzentration zum Ausbilden von Korrosionselementen entstehen.

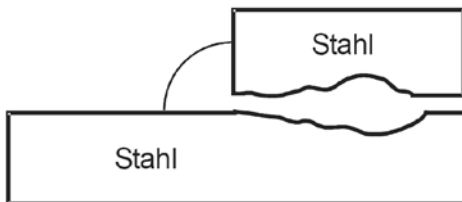


Bild 104: Spaltkorrosion

11.2.3.4 Kontaktkorrosion (galvanische Korrosion)

Werden zwei Metalle mit unterschiedlichem Spannungspotenzial leitend miteinander verbunden, kann es zur elektrochemischen Auflösung der Metalle, der Kontaktkorrosion, kommen. Bei der Kontaktkorrosion gehen vom unedleren Metall Ionen im Elektrolyten (meist Wasser) in Lösung und lassen so ein Lokalelement entstehen. Kontaktkorrosion kommt im Bauwesen häufig an den Verbindungsstellen einer Konstruktion beim Verwenden unterschiedlicher Metalle vor. Besonders kritisch ist aufgrund der großen Potenzialdifferenz eine Verbindung von Zink- und Kupferbauteilen.

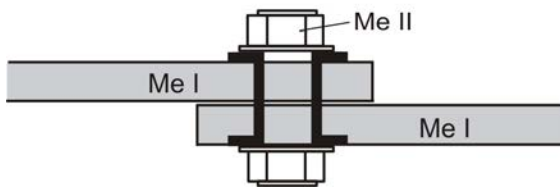
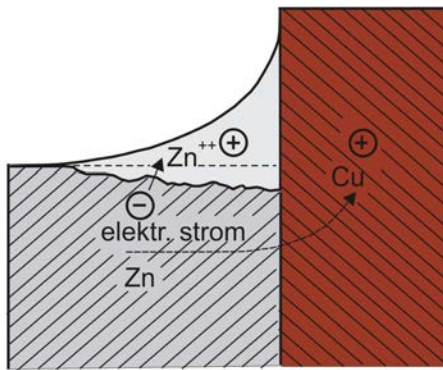


Bild 105: Kontaktkorrosion (oben) und mögliche Abhilfe durch nicht leitende Zwischenschicht (unten)

11.2.3.5 Korrosion durch unterschiedliche Belüftung

Passive Metalle können eine Oxidschicht bilden, die sie gegen Korrosion mehr oder minder gut schützt. Voraussetzung ist für das Ausbilden der Schutzschicht ein ungehinderter Zutritt von Luft oder anderen Oxidationsmitteln. Ist der freie Zutritt nicht gegeben, kann es durch entstehende Konzentrationsunterschiede im Elektrolyten zu unterschiedlichen Potenzialen im Metall kommen; es wird zur Anode. Beim Eisen gehen in geringem Umfang Fe^{2+} -Ionen in Lösung (Bild 104). Im Laufe des Prozesses wird die Sauerstoffkonzentration im Inneren durch den O_2 -Verbrauch immer geringer, obwohl Sauerstoff aus der Luft in den Elektrolyten hinein diffundiert. Es entstehen O_2 -arme und O_2 -reiche Zonen. Der Korrosionsvorgang beschleunigt sich durch die fortschreitende Sauerstoffverarmung selbst. Die stärkste Korrosion tritt im Inneren auf: Lochfraß.

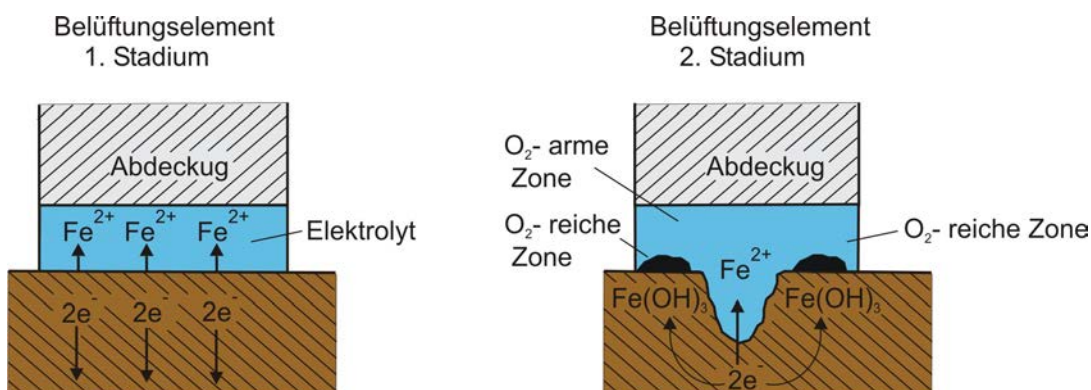


Bild 106: Belüftungselement [55]

11.2.3.6 Streustromkorrosion

Vagabundierende Ströme können bei Systemen aus gleichen Metallen und mit gleichem Potenzial zur Korrosion führen (Bild 105). In der Nähe elektrisch betriebener Bahnen verlegte Rohrleitungen können angegriffen werden, wenn die Schienenstöße nicht leitend miteinander verbunden sind. Der Stromfluss geht an den Stoßstellen über das elektrisch leitende Erdreich in

die Rohrleitung und wieder zurück in die Schiene. An der Rohrleitung kommt es zu einer anodischen Auflösung des Metalls.

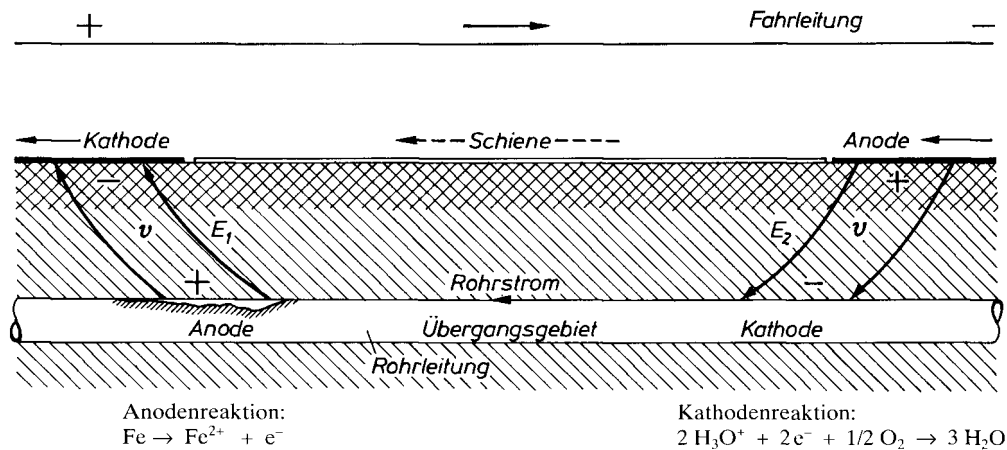


Bild 107: Galvanische Korrosion ausgelöst durch Streuströme im Erdreich [55]

11.2.3.7 Spannungsrissskorrosion

Die Korrosion der Metalle durch chemische oder elektrochemische Vorgänge kann beschleunigt werden, wenn die Metalle gleichzeitig mechanisch auf Zug beansprucht werden. Solche Voraussetzungen sind unter anderem an der Außenseite gebogener Metalle, bei Schweißverbindungen oder bei Spannstählen gegeben. Je höher die Zugspannung ist, desto größer ist die Gefahr der Spannungsrissskorrosion. Durch die Zugspannung wird das Kristallgefüge aufgeweitet und das Eindringen von korrosiven Stoffen erleichtert. Die Risse gehen von der Oberfläche aus und verlaufen entweder entlang der Korngrenzen (interkristallin) oder gehen direkt durch die Kristallkörner hindurch (transkristallin) (Bild 106). Die Risse führen zu einem verformungsarmen Versagen ohne Vorwarnung.

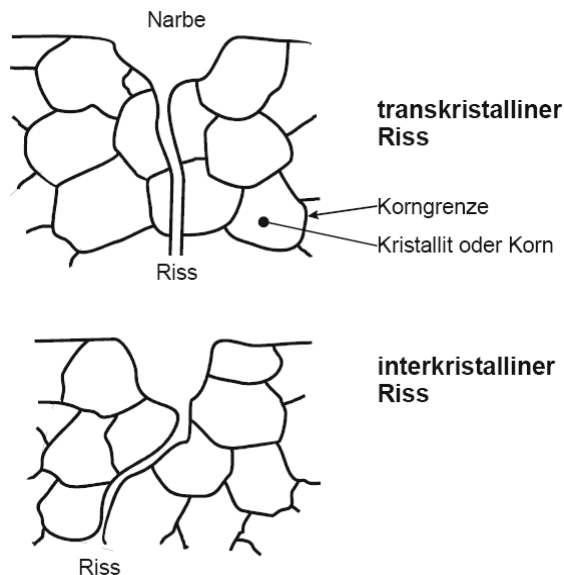


Bild 108: Rissverlauf bei Spannungsrissskorrosion [40]

Die Spannungsrissskorrosion wird zumeist in zwei Typen unterteilt:

- die anodische Spannungsrissskorrosion und
- die kathodische Spannungsrissskorrosion (Wasserstoffversprödung).

Die **anodische Spannungsrisskorrosion** tritt an Metallen auf, die durch eine Passivschicht geschützt sind, die wiederum lokal durch im Elektrolyten gelösten Korrosionsmittel durchbrochen wird. Die Korrosion beginnt mit dem Ausbilden eines Lokalelements und lochfraßähnlichen Schäden an der Metalloberfläche. Selbst durch nur in geringen Mengen vorkommende Stoffe wie Chloride und Nitrate können gravierende Korrosionsschäden verursacht werden. Bei Spannbetonbauwerken wird deshalb zum Beispiel der zulässige Chloridgehalt der eingesetzten Materialien (Zement, Gesteinskörnung) im Vergleich zu normalen Stahlbetonkonstruktionen drastisch verringert.

Trotz eines vergleichbaren Schadensbildes ist der Schadensmechanismus der **kathodischen Spannungsrisskorrosion** anders als bei der anodischen Spannungsrisskorrosion. Bei der Wasserstoffversprödung wird zunächst atomarer Wasserstoff durch eine Kathodenreaktion erzeugt. Der Wasserstoff wird nicht an der Metalloberfläche gebunden sondern diffundiert in das Metall hinein. Im Inneren rekombiniert der atomare Wasserstoff unter hohem Gasdruck wieder zu molekularem Wasserstoff und führt zu Gefügespannungen die bis zur Rissbildung führen können.

11.2.4 Korrosion von Metallen an der Atmosphäre

Als atmosphärische Korrosion werden die Korrosionsvorgänge bezeichnet, die an Metallen im Freien ablaufen.

11.2.4.1 Atmosphärische Korrosion von Baustahl

Für eine abtragende Korrosion von Baustahl sind Feuchtigkeit und Sauerstoff erforderlich. Wie Bild 107 zeigt, liegt die kritische Grenze für die relative Luftfeuchte, ab der mit einer Korrosion zu rechnen ist, bei etwa 65 % rel. F.

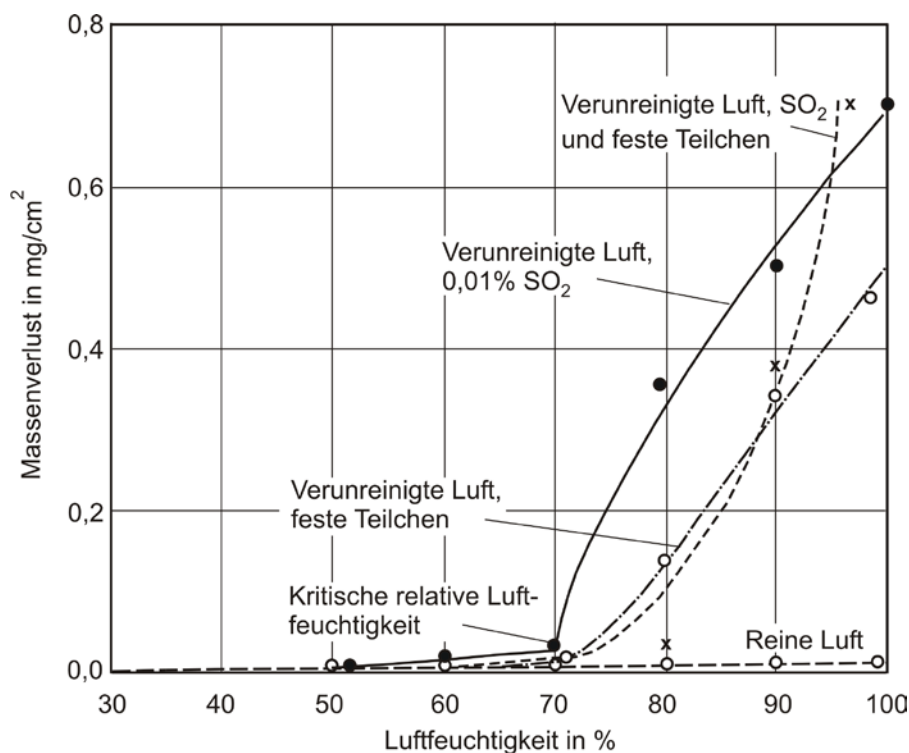


Bild 109: Einfluss der Luftfeuchtigkeit und der Luftverschmutzung auf den Korrosionsfortschritt von unlegiertem Baustahl [56]

Wie viele chemische Prozesse läuft die Korrosion mit steigender Temperatur schneller ab. Ebenso fördert die Anwesenheit von Luftschadstoffen den Korrosionsfortschritt. Die in der Luft enthaltenen Verunreinigungen bilden mit der Luftfeuchtigkeit aggressive Säuren. Dies äußert

sich unter anderem im pH -Wert des Elektrolyten. In Großstädten und Industrieregionen wurde der pH -Wert des Regens schon mit 3,0 ermittelt. Bild 108 zeigt schematisch die Auswirkung des pH -Wertes auf die Korrosionsgeschwindigkeit von unlegiertem Baustahl und die bei unterschiedlichem pH -Wert entstehenden Korrosionsprodukte.

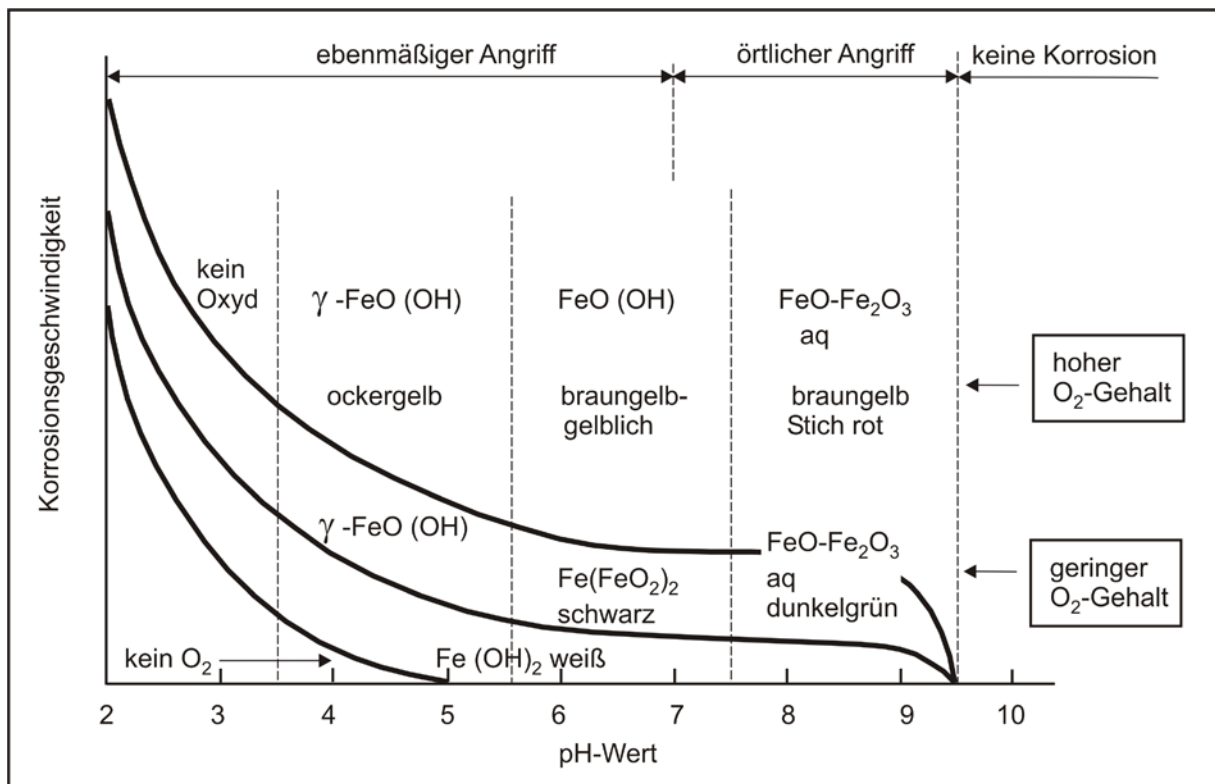
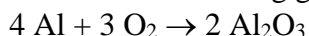


Bild 110: Einfluss des pH -Wertes auf die Korrosion von unlegiertem Baustahl [55]

11.2.4.2 Atmosphärische Korrosion von Nichteisenmetallen

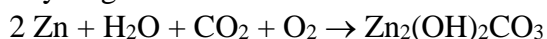
Das Korrosionsverhalten von Aluminium an der Atmosphäre wird maßgeblich von der spontanen Aluminiumoxid-Bildung geprägt.



Das entstehende Aluminiumoxid bildet eine nahezu porenfreie, wenige Moleküllagen dicke Schutzschicht, die im Bereich neutraler pH -Werte wasserunlöslich ist. Bei einer mechanischen Verletzung heilt die Schutzschicht selbstständig wieder. Säuren ($pH < 4$) und Laugen ($pH > 10$) greifen Aluminium an (Bild 109 b).

In der Baupraxis kommen Aluminiumlegierungen und nicht reines Aluminium zum Einsatz (vgl. Bild 85). Das heterogene Gefüge der Legierungen bedingt heterogene Oxidschichten auf der Oberfläche mit unterschiedlichem elektrochemischem Verhalten. In kleinen Bereichen kann die lokale Heterogenität zu Lochfraß führen, wenn dieser Prozess nicht durch das Ausbilden der korrosionshemmenden Schutzschichten bis zum Stillstand abgebremsst wird.

Zink wird wegen seiner guten Korrosionsbeständigkeit an der freien Atmosphäre in vielen Bereichen eingesetzt. Der Schutz wird durch eine fest haftende Schicht bewirkt, die überwiegend aus Zinkhydrogencarbonat besteht:



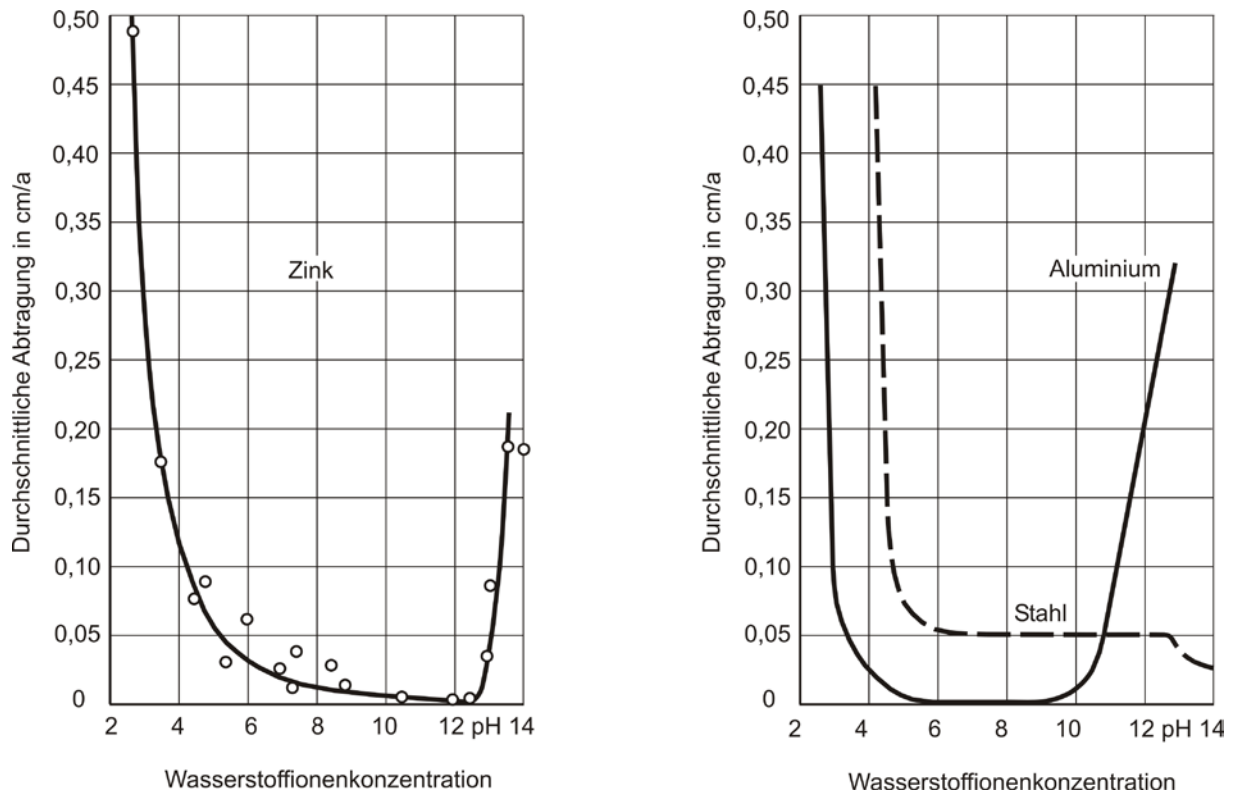


Bild 111: Korrosionsgeschwindigkeit von Zink (links) und Aluminium bzw. Baustahl (rechts) in Abhängigkeit vom pH-Wert der Lösung [53]

Diese Deckschicht kann durch Witterungseinflüsse abgetragen werden, bildet sich jedoch aus dem darunter liegenden Zinkschichten wieder neu. Der flächige Zinkabtrag verläuft linear mit der Zeit. Daher kann aus den mittleren Abtragraten über die Zinkdicke auf die ungefähre Schutzdauer geschlossen werden.

Die Beständigkeit von Zink hängt vom pH-Wert ab. Im pH-Bereich zwischen 6 und 12,5 ist Zink recht beständig. Im sauren Bereich ($\text{pH} < 6$) und im sehr alkalischen Milieu ($\text{pH} > 12,5$) nehmen die Abtragraten drastisch zu (Bild 109 a).

Kupfer bildet an der Atmosphäre zunächst eine Schutzschicht aus rotem Kupfer-(I)-oxid (Cu_2O), die sich nach Jahren in die typische grüne Patina umwandelt. Hierbei handelt es sich je nach Luftzusammensetzung um basische Kupferverbindungen ($\text{CuCO}_3 \cdot \text{Cu}(\text{OH})_2$, $\text{CuSO}_4 \cdot \text{Cu}(\text{OH})_2$, $\text{CuCl}_2 \cdot \text{Cu}(\text{OH})_2$), die fest haften, witterungsbeständig sind und bei Beschädigung wieder selbst heilen. An senkrechten Flächen nimmt die Kupferpatina eine tiefbraune bis anthrazitgraue Färbung an.

Die Geschwindigkeit, mit der sich die schützende Patina ausbildet, hängt von der Zusammensetzung der Atmosphäre ab. In einer Industrieumgebung dauert es etwa 5 – 8 Jahre, in Meeresnähe 4 – 6 Jahre, in Städten 8 – 12 Jahre und auf dem Land 20 – 30 Jahre.

11.2.5 Korrosion von Metallen im Boden

Metalle können im Kontakt mit dem Erdboden mehr oder minder stark korrodieren. Die Art und der Umfang des Korrosionsangriffs hängen von zahlreichen Faktoren ab:

- Bodenart,
- spezifische Leitfähigkeit,

- Redoxpotenzial,
- pH-Wert,
- Gehalt an Cl^- , SO_4^{2-} , S^{2-} , $\text{CaCO}_3/\text{MgCO}_3$ und
- Wassergehalt.

Sand- und kalkreiche Böden sind nicht aggressiv. Mit steigendem Tongehalt (Lehmböden) nimmt die Aggressivität geringfügig zu. Deutlich aggressiver sind humushaltige Böden, insbesondere Moorböden (Bild 110). Verursacht wird diese Aggressivität durch den Gehalt an Huminsäuren, die sich auf den pH-Wert der Böden auswirken. Böden mit einem pH-Wert < 6 sind stark aggressiv, Böden mit einem pH-Wert $> 6,5$ sind nicht aggressiv.

Bei ausgedehnten Rohrleitungssystemen oder langen Spundwänden kann ein Wechsel der Bodenbeschaffenheit Korrosion auslösen. Unterschiedliche Sauerstoff-, Feuchte- und/oder Salzgehalte führen zur Ausbildung anodischer und kathodischer Bereiche mit der Folge einer elektrochemischen Korrosion.

Rohrleitungen aus Stahl und Gusseisen müssen im Erdboden mit einer Schutzbeschichtung versehen sein. Eine Beschädigung dieser Beschichtung führt zur Lochfraßkorrosion. Zink wird im Erdboden angegriffen, wenn dieser Cl^- , SO_4^{2-} , NO_3^- oder NH_4^+ -Ionen enthält.

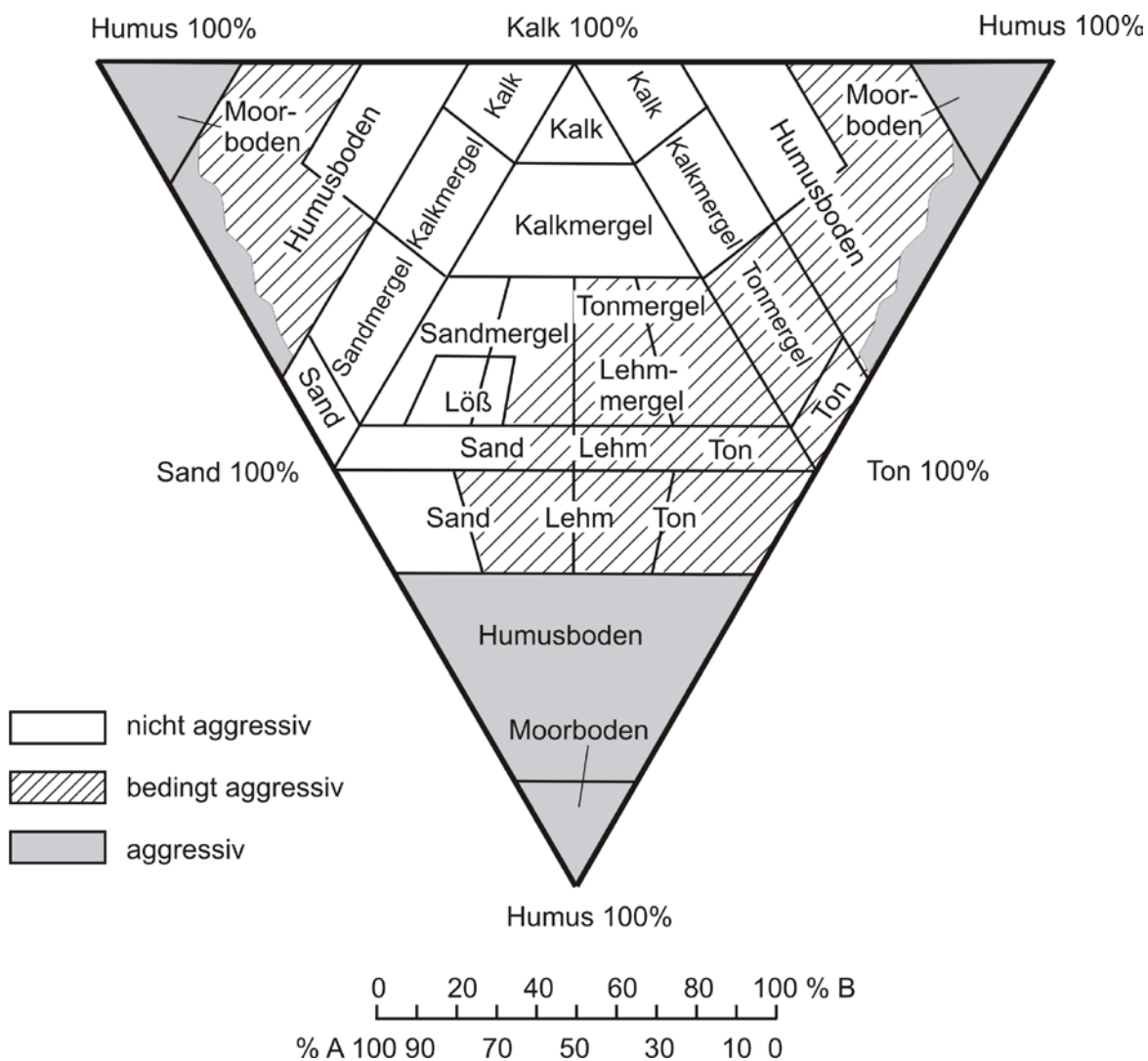


Bild 112: Anhaltswerte für die Metallkorrosion in Böden [57]

11.3 Korrosionsschutz

Der Korrosionsschutz kann grundsätzlich in

- aktiven Korrosionsschutz und
- passiven Korrosionsschutz

unterteilt werden (Bild 111). Beim aktiven Schutz wird entweder der Baustoff oder das Korrosionsmittel so beeinflusst, dass es nicht zur Korrosion kommt. Beim passiven Korrosionsschutz werden die Korrosionsmittel vom Baustoff ferngehalten.

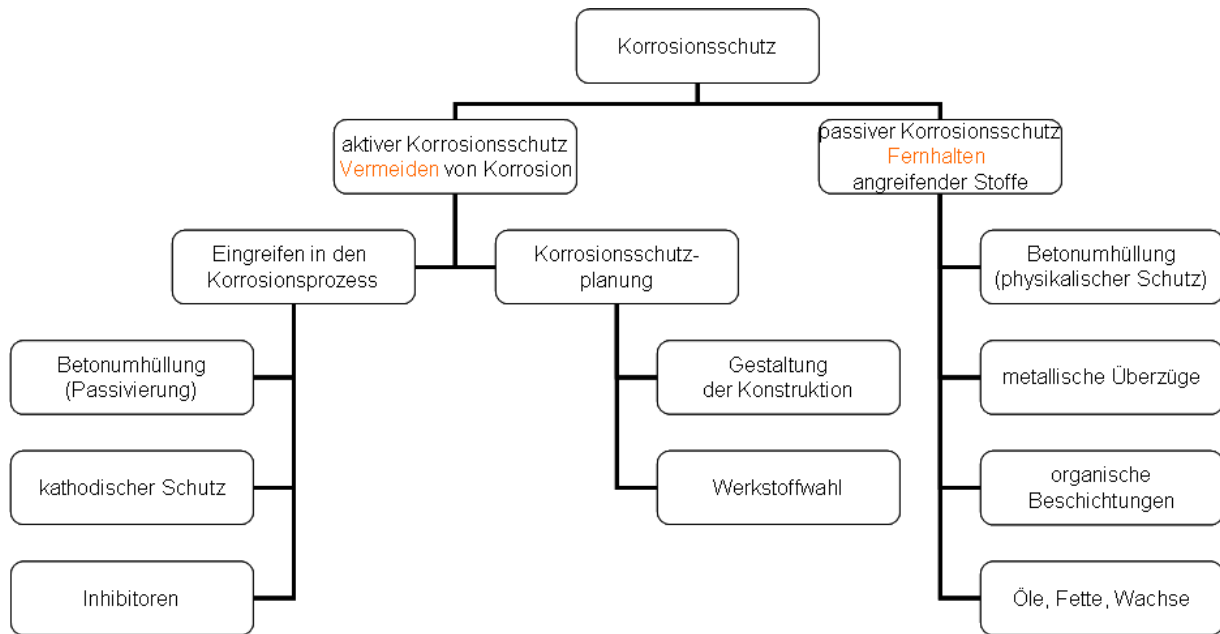


Bild 113: Wichtigste Möglichkeiten des Korrosionsschutzes im Bauwesen [58]

11.3.1 Aktiver Korrosionsschutz

Aktive Korrosionsschutzmaßnahmen können bei der korrosiven Wirkung des Korrosionsmittels ansetzen. Durch die Zugabe von Inhibitoren wird dessen korrosive Wirkung reduziert oder unterdrückt. Solche Maßnahmen werden unter anderem von Wasserwerken zum Schutz des Leitungsnetzes ergriffen. Saure Wässer (z. B. durch Kohlensäure) werden bereits im Wasserwerk z. B. mit $\text{Ca}(\text{OH})_2$ oder NaOH neutralisiert.

Das Ziel, den metallischen Werkstoff nicht angreifbar zu machen, wird durch den kathodischen Korrosionsschutz erreicht. Dazu wird ein dem Korrosionsstrom entgegengesetzter mindestens gleich starker Schutzstrom induziert. Die der Kathode zufließenden Elektronen decken den Bedarf zur elektrischen Neutralisation und verhindern so ein Austreten positiver Metallionen aus dem Werkstoff.

Der erforderliche Schutzstrom wird in gut leitenden Böden durch Verbinden der zu schützenden Bauteile mit einer Aktivanode (Opferanode aus Zn-, Mg- oder Al-Legierungen) erreicht. Beim kathodischen Korrosionsschutz durch Fremdstrom wird an einer nahezu unlöslichen Anode (z. B. Grafit) ein Gleichstrom eingeleitet. Zu hohe Schutzströme können kontraproduktiv sein, da sie an den zu schützenden Bauteilen eine Wasserstoffversprödung verursachen können.

Opferanoden werden üblicherweise bei kleineren Anlagen (Spundwände, Leitungen, Tanks, Schleusentore, ...) eingesetzt. Fremdstromanlagen können 30 bis 40 km Leitung schützen und werden daher im Fernleitungsbau genutzt. Der kathodische Korrosionsschutz muss durch passive Schutzmaßnahmen ergänzt werden.

11.3.2 Passiver Korrosionsschutz

Die Trennung metallischer Bauteile vom Elektrolyten kann durch verschiedene Schutzschichten erfolgen:

- metallische Überzüge,
- anorganische, nichtmetallische Überzüge und
- organische Beschichtungen.

Die anorganischen, nichtmetallischen Überzüge (Glasuren, Emaillierungen) werden im Bauwesen kaum eingesetzt.

11.3.2.1 Metallische Überzüge

Metallische Überzüge können wie Beschichtungen aus einer oder mehreren Lagen aufgebaut sein. Aufbau und Schichtdicke wird in Abhängigkeit von der Exposition, der geforderten Standzeit und anderen Faktoren gewählt. Durch den metallischen Überzug entsteht ein Verbundwerkstoff. Sein Korrosionsverhalten wird von der Stellung der eingesetzten Metalle in der elektrochemischen Spannungsreihe bestimmt. Ist der Überzug unedler als das Grundmetall, dann wird er angegriffen und umgedreht. Für metallische Überzüge kommen verschiedene Verfahren zum Einsatz:

Schmelztauchen

Das zu schützende Bauteil (meist Stahl) wird in ein Bad aus niedrig schmelzendem Metall (Zink, Aluminium, ...) getaucht. Auf der Oberfläche entsteht durch die metallische Verbindung beider Werkstoffe eine fest haftende Verbindung. Die Schichtdicke wird durch die Verweilzeit des Bauteils in der Schmelze bestimmt. Das wichtigste Verfahren ist das Feuerverzinken, bei dem der Überzug bei einer Temperatur von ca. 460 °C erzeugt wird.

Die Schutzwirkung einer Feuerverzinkung kann durch eine zusätzliche Beschichtung verbessert werden. Dieses Duplex-System erhöht die Schutzwirkung auf das 1,5 bis 2-fache der Einzelschutzdauern, weil ein Unterrosten einer rissigen Beschichtung und ein Abtrag der Verzinkung verhindert wird.

Galvanisieren

Die Galvanotechnik nutzt das Prinzip der elektrochemischen Metallabscheidung (Elektrolyse). Das zu beschichtende Metall wird als Kathode geschaltet in eine Salzlösung (Elektrolyt) des Beschichtungsmetalls gehängt. Das anodische Beschichtungsmetall (Zn, Cr, Ni, Mg, Pb) des Elektrolyten wird aufgelöst und lagert sich auf der Kathode (zu beschichtendes Metall) ab. Vorteile des Verfahrens sind u. a. eine genaue, wenn auch dünne Schichtdicke und keine Werkstoffbeeinflussung durch hohe Temperaturen.

Die Galvanotechnik wird auch zum Verstärken der natürlichen oxidischen Schutzschicht von Aluminium eingesetzt. Das Aluminiumteil wird in einem Elektrolysebad aus Schwefel- und Oxalsäure ($\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4$) mit einer sehr harten und elektrisch isolierenden 0,02 mm dicken Schicht elektrolytisch oxidiert (eloxiert). Die Deckschicht kann eingefärbt werden und hat einen hohen Verschleißwiderstand.

Thermisches Spritzen

Zur Reparatur und bei sperrigen Teilen kann ein schützender Zinküberzug durch thermisches Spritzen aufgebracht werden. Das Überzugsmetall wird als Draht oder Pulver in der heißen Spritzpistole geschmolzen und unter Druck (und möglichst Schutzgas) auf die Stahloberfläche gespritzt. Die beste Schutzwirkung wird erreicht, wenn die flüssigen Metallteilchen (10 – 100 µm) miteinander und mit dem Untergrund verschmelzen. Da eine porenfreie Oberfläche

nicht leicht zu erzielen ist, wird im Allgemeinen ein Überzugsmetall gewählt, das elektronegativer ist als das Grundmetall, um zumindest einen kathodischen Schutz sicherzustellen.

Diffusionsverfahren

Die zu schützenden Metallteile werden bei sehr hohen Temperaturen (ca. 1100 °C) in Behältern mit Metallpulver (Zn, Cr) mit dem verdampfenden Metallpulver überzogen. Durch die Diffusion (Platzwechsel Fe – Cr) entsteht eine sehr dünne, reine Cr-Schicht. Der Cr-Gehalt nimmt nach innen kontinuierlich ab. Die Schutzwirkung ähnelt der entsprechender Legierungen.

12 Literatur

- [1] Schießl, P., *Nichteisenmetalle. Skriptum zur Grundvorlesung in Baustoffkunde*, Lehrstuhl für Baustoffkunde und Werkstoffprüfung, Editor. 2002: München. p. 16.
- [2] Schießl, P., *Stahl und Korrosion. Skriptum zur Grundvorlesung in Baustoffkunde*, Lehrstuhl für Baustoffkunde und Werkstoffprüfung, Editor. 2002: München. p. 125.
- [3] Krenkler, K., *Chemie des Bauwesens - Anorganische Chemie*. Vol. 1. 1980, Berlin Heidelberg: Springer-Verlag. XX, 494 p.
- [4] Bartos, R.; Brockmann, S.; Fandrich, R.; Endemann, G.; Heinzl, S.; Keul, C.; Letz, K.; Lüngen, H.B.; Moninger, G.; Sprecher, M.; Stellmacher, U.; Wieland, H.-J.; Winkelgrund, R. and Wöckner, H., *Stahlfibel*, ed. Stahlinstitut VDEh. 2015, Düsseldorf: Verlag Stahleisen GmbH. 219 p.
- [5] Hollemann, A.F.; Wiberg, E. and Wiberg, N., *Lehrbuch der Anorganischen Chemie*. 102 ed. 2007, Berlin: Walter de Gruyter. XXXIX, 2149 p.
- [6] Hubo, R.; Schröter, F., *Stähle für den Stahlbau – Auswahl und Anwendung in der Praxis*, in *Stahlbau-Kalender*, Kuhlmann, U., Editor. 2001, Ernst & Sohn: Berlin, Germany. pp. 545-589.
- [7] Wimmer, G., *Green Transition of the Iron and Steel Industry*, in *21. Internationale Baustofftagung ibausil*. 2023, F.A. Finger-Institut für Baustoffkunde, Prof. Dr.-Ing. H.-M. Ludwig: Weimar.
- [8] Dillinger Hütte GTS, *DIMO - Werkzeugstähle für den Kunststoffformenbau*. 2005. p. 77.
- [9] *The State-of-the-Art Clean Technologies (SOACT) for Steelmaking Handbook*. 2 ed, ed. Lawrence Berkeley National Laboratory; American Iron and Steel Institute. 2010: Asia Pacific Partnership for Clean Development and Climate. 123 p.
- [10] Emi, T., *Steelmaking Technology for the Last 100 Years: Toward Highly Efficient Mass Production Systems for High Quality Steels*. ISIJ International, 2015. 55(1): pp. 36-66.
- [11] *Stahl-online*. 2012 [cited 2012 27.10.2020]; Available from: www.Stahl-online.de.
- [12] Hegemann, K.-R.; Guder, R., *Linz-Donawitz-(LD-)Verfahren – aktuelles Sauerstoff-Aufblas-Verfahren*, in *Stahlerzeugung: Integrierte Hüttenwerks- und Gasreinigungsanlagen*. 2020, Springer Fachmedien Wiesbaden: Wiesbaden. pp. 55-71.
- [13] Maia, B.; Hopperdizel, P.; Martins, M.; Perreira, L.; Silva, G. and Zahner, S., *EOF Developments Stage I – Supersonic Fixed Injectors*, in *50° Seminário de Aciaria, Fundação e Metalurgia de Não-Ferrosos*. 2019: São Paulo, Brasil. p. 1-12.
- [14] Pains, C.d.C.S., *Pains 25 anos: 10.10.53 – 10.10.78*. 1978.
- [15] Foundry Technologies & Engineering GmbH (FT&E). *Giesserei-Lexikon*. 2020 [cited 2020 18. Oktober]; Available from: <https://www.giessereilexikon.com/giessereilexikon/Encyclopedia/show/ztu-schaubild-593/?cHash=a5c26a78e8a09d7f84119e8cb5075c6d>.
- [16] DIN 17014-3. *Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen Kurzanzeige von Wärmebehandlungen (Heat treatment of ferrous metals; abbreviated description of heat treatments)*. 1976, p. 2.
- [17] DIN EN ISO 6892-1. *Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur (Metallic materials – Tensile testing – Part 1: Method of test at room temperature)*. 2020, p. 96.
- [18] Schießl, P., *Stahl und Korrosion. Skriptum zur Grundvorlesung in Baustoffkunde*, Lehrstuhl für Baustoffkunde und Werkstoffprüfung, Editor. 2006: München. p. 115.
- [19] Hubo, R., *Anwendung hochfester Stähle im Hoch- und Brückenbau*, in *Verbundbau 3 - Fachseminar und Workshop*. 1999.
- [20] Schröter, F., *Höherfeste Stähle für den Stahlbau - Auswahl und Anwendung*. Bauingenieur, 2003(9): pp. 426-432.

- [21] DIN EN 10025-3. *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 3: Technische Lieferbedingungen für normalgeglühte/normalisierend gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle (Hot rolled products of structural steels – Part 3: Technical delivery conditions for normalized/normalized rolled weldable fine grain structural steels)*. 2019, p. 32.
- [22] DIN EN 10025-6. *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 6: Technische Lieferbedingungen für Flacherzeugnisse aus Stählen mit höherer Streckgrenze im vergüteten Zustand (Hot rolled products of structural steels – Part 6: Technical delivery conditions for flat products of high yield strength structural steels in the quenched and tempered condition)*. 2020, p. 29.
- [23] DIN EN 10025-4. *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 4: Technische Lieferbedingungen für thermomechanisch gewalzte schweißgeeignete Feinkornbaustähle (Hot rolled products of structural steels – Part 4: Technical delivery conditions for thermomechanical rolled weldable fine grain structural steels)*. 2019, p. 32.
- [24] Hubo, R.; Schröter, F., *Thermomechanisch gewalzte Stähle - Hochleistungsprodukte für einen effizienten Stahlbau*. Stahlbau, 2001. 76(Okttober): pp. 459-463.
- [25] Hanswille, G.; Schäfer, M., *Stahlbau-Lehrprogramm*. 1 ed. 2003, Düsseldorf, Germany: Stahl-Informations-Zentrum p.
- [26] DIN EN 10025-5. *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 5: Technische Lieferbedingungen für wetterfeste Baustähle (Hot rolled products of structural steels – Part 5: Technical delivery conditions for structural steels with improved atmospheric corrosion resistance)*. 2019, p. 35.
- [27] DIN EN 10020. *Begriffsbestimmung für die Einteilung der Stähle (Definition and classification of grades of steel)*. 2000, p. 5.
- [28] DIN EN 10027-1. *Bezeichnungssysteme für Stähle – Teil 1: Kurznamen (Designation systems for steels – Part 1: Steel names)*. 2017, p. 27.
- [29] DIN EN 10027-2. *Bezeichnungssysteme für Stähle – Teil 2: Nummernsystem (Designation systems for steels – Part 2: Numerical system)*. 2015, p. 15.
- [30] DIN 488-1. *Betonstahl – Teil 1: Stahlsorten, Eigenschaften, Kennzeichnung (Reinforcing steels – Part 1: Grades, properties, marking)*. 2009, p. 18.
- [31] DIN 488-3. *Betonstahl – Teil 3: Betonstahl in Ringen, Bewehrungsdraht (Reinforcing steel in coils, steel wire)*. 2009, p. 14.
- [32] DIN 488-2. *Betonstahl – Teil 2: Betonstabstahl (Reinforcing steel bars)*. 2009, p. 11.
- [33] DIN 488-4. *Betonstahl – Teil 4: Betonstahlmatten (Welded fabric)*. 2009, p. 10.
- [34] DIN 1910-100. *Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe – Teil 100: Metallschweißprozesse mit Ergänzungen zu DIN EN 14610 (Welding and allied processes – Vocabulary – Part 100: Metal welding processes with additions to DIN EN 14610)*. 1998, p. 40.
- [35] DIN EN 14610. *Schweißen und verwandte Prozesse – Begriffe für Metallschweißprozesse (Welding and allied processes – Definitions of metal welding processes)*. 2005, p. 88.
- [36] DIN EN 1992-1-1. *Eurocode 2: Bemessung und Konstruktion von Stahlbeton- und Spannbetontragwerken – Teil 1-1: Allgemeine Bemessungsregeln und Regeln für den Hochbau*. 2011.
- [37] Wikipedia. *Thermitreaktion*. 2020 25. September 2020 [cited 2020 26. Oktober 2020]; Available from: <https://de.wikipedia.org/wiki/Thermitreaktion>.
- [38] DIN EN 10025-2. *Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen – Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Baustähle (Hot rolled products of structural steels – Part 2: Technical delivery conditions for non-alloy structural steels)*. 2019, p. 41.

- [39] DIN EN 1011-2. *Schweißen - Empfehlungen zum Schweißen metallischer Werkstoffe Teil 2: Lichtbogenschweißen von ferritischen Stählen (Welding – Recommendations for welding of metallic materials – Part 2: Arc welding of ferritic steels)*. 2019, p. 49.
- [40] Rostásy, F.S., *Baustoffe*. 1983: Verlag W. Kohlhammer. 230 p.
- [41] DIN EN ISO 2560. *Schweißzusätze – Umhüllte Stabelektroden zum Lichtbogenhandschweißen von unlegierten Stählen und Feinkornstählen – Einteilung (Welding consumables – Covered electrodes for manual metal arc welding of non-alloy and fine grain steels – Classification)*. 2010, p. 39.
- [42] DIN EN ISO 17660-1. *Schweißen – Schweißen von Betonstahl – Teil 1: Tragende Schweißverbindungen (Welding – Welding of reinforcing steel – Part 1: Load-bearing welded joints)*. 2006, p. 42.
- [43] DIN EN ISO 17660-2. *Schweißen – Schweißen von Betonstahl – Teil 2: Nichttragende Schweißverbindungen (Welding – Welding of reinforcing steel – Part 2: Non load-bearing welded joints)*. 2006, p. 20.
- [44] DIN EN ISO 898-1. *Mechanische Eigenschaften von Verbindungselementen aus Kohlenstoffstahl und legiertem Stahl – Teil 1: Schrauben mit festgelegten Festigkeitsklassen – Regelgewinde und Feingewinde (Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel – Part 1: Bolts, screws and studs with specified property classes – Coarse thread and fine pitch thread)*. 2013, p. 66.
- [45] DIN EN ISO 898-2. *Mechanische Eigenschaften von Verbindungselementen aus Kohlenstoffstahl und legiertem Stahl – Teil 2: Muttern mit festgelegten Festigkeitsklassen – Regelgewinde und Feingewinde (Mechanical properties of fasteners made of carbon steel and alloy steel – Part 2: Nuts with specified property classes – Coarse thread and fine pitch thread)*. 2012, p. 29.
- [46] Bibliographisches Institut & F.A. Brockhaus AG, *PC-Bibliothek - Der Brockhaus in Text und Bild Version 3.0*, in Brockhaus 2002.
- [47] DIN EN 755-2. *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile – Teil 2: Mechanische Eigenschaften (Aluminium and aluminium alloys – Extruded rod/bar, tube and profiles – Part 2: Mechanical properties)*. 2013, p. 52.
- [48] DIN EN 573-1. *Aluminium und Aluminiumlegierungen – Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug Teil 1: Numerisches Bezeichnungssystem (Aluminium and aluminium alloys – Chemical composition and form of wrought products – Part 1: Numerical designation system)*. 2004, p. 4.
- [49] Deutsches Kupferinstitut Berufsverband e.V. *Deutsches Kupferinstitut - Copper Alliance*. 2020 [cited 2020 27.10.2020]; Available from: <https://www.kupferinstitut.de>.
- [50] DIN CEN/TS 13388. *Kupfer und Kupferlegierungen – Übersicht über Zusammensetzungen und Produkte (Copper and copper alloys – Compendium of compositions and products)*. 2020, p. 59.
- [51] DIN EN 988. *Zink und Zinklegierungen – Anforderungen an gewalzte Flacherzeugnisse für das Bauwesen (Zinc and zinc alloys – Specifications for rolled flat products for building)*. 1996, p. 7.
- [52] Stahl-Informations-Zentrum. *Merkblatt 329 „Korrosionsschutz durch Feuerverzinken (Stückverzinken)“*. 2009, p. 20.
- [53] Henning, O.; Knöfel, D. and Stephan, D., *Baustoffchemie. Eine Einführung für Bauingenieure und Architekten*. 978-3-410-22481-5 ed. 2014: Beuth Verlag. 224 p.
- [54] DIN EN ISO 8044. *Korrosion von Metallen und Legierungen – Grundbegriffe (Corrosion of metals and alloys – Vocabulary)*. 2020, p. 74.
- [55] Knoblauch, H.; Schneider, U., *Bauchemie*. 7 ed. 2013: Bundesanzeiger Verlag. 450 p.
- [56] Veron, W.H.J., *Eine Laborstudie der atmosphärischen Korrosion von Metallen, Teil III*. Transaction of the Faraday Society, 1935. 31: pp. 1678.

- [57] Klas, H.; Steinrath, H., *Die Korrosion des Eisens und ihre Verhütung*. 2 ed. 1972, Düsseldorf, Germany: Verlag Stahleisen. 632 p.
- [58] Nürnberger, U., *Korrosion und Korrosionsschutz im Bauwesen*. 1 ed. Vol. 1: Grundlagen Betonbau, Vol. 2: Metallbau, Korrosionsprüfung. 1995, Wiesbaden und Berlin Bauverlag. 1346 p.