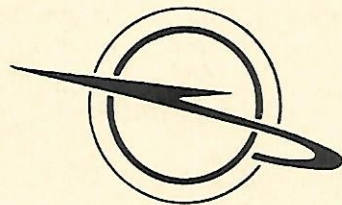


FORSCHUNGSZENTRUM DER LUFTFAHRTINDUSTRIE

Lehrschriften für die Berufsausbildung und Qualifizierung



Ing. Klaus Hückel
Dipl.-Gwl. Walter Förster

Stahl und Eisen unter besonderer Berücksichtigung des Flugzeugbaus

Als Manuskript gedruckt

Mit der Herausgabe beauftragt:

ZENTRALSTELLE FÜR LITERATUR UND LEHRMITTEL

Dresden 1960

Gutachter: Ing. Horst Buchholz
Ing. Eberhard Stecher
Dipl.-Ing. Hans Fritz Arnhold

Bearbeiter: Dipl.-Gwl. Walter Förster

Bestell-Nr. 5211

Als Manuskript gedruckt
1960

Nachdruck, Reproduktion und Nachbildung – auch auszugsweise –
nur mit Genehmigung der Verfasser und
der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel
im Forschungszentrum der Luftfahrtindustrie
Dresden N 2 – Postschließfach 40

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1 Stahl als Luftfahrtwerkstoff	1
2 Eisen- und Stahlerzeugung	3
2.1 Roheisengewinnung	3
2.11 Erzvorkommen	3
2.12 Erzaufbereitung	4
2.13 Erschmelzen des Roheisens	5
2.2 Stahlgewinnung	7
2.21 Prinzip der Stahlgewinnung	7
2.22 Gewinnung der Massentähle	8
2.23 Gewinnung der Qualitäts- und Edelstähle	11
2.24 Weiterverarbeitung der Stahlschmelze	12
2.25 Einfluß der Herstellungsverfahren auf die Stähleigenschaften	14
2.3 Gewinnung der Gießwerkstoffe	15
2.31 Stahlguß	16
2.32 Gußeisen	16
3 Normung von Stahl und Eisen	17
3.1 Normung in der maschinenbauenden Industrie	17
3.2 Normung in der Luftfahrtindustrie	19
4 Einfluß der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Stahl und Eisen	24
4.1 Einfluß des Kohlenstoffs	24
4.11 Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff	25
4.12 Gefügebildung bei langsamer Abkühlung	28
4.13 Gefügebildung bei erhöhter Abkühlgeschwindigkeit	29
4.2 Einfluß der einzelnen Stahl-Legierungsbestandteile	30
5 Wärmebehandlung der Stähle	33
5.1 Bedeutung der Wärmebehandlung	33
5.2 Glühen	33
5.21 Normalglühen	34
5.22 Weichglühen	34
5.23 Spannungsfreiglühen	34
5.24 Rekristallisationsglühen	35
5.25 Besondere Glühverfahren	35
5.3 Härten und Vergüten	36
5.31 Begriffsbestimmungen	36
5.32 Härten	36
5.33 Oberflächenhärten	39
5.34 Vergüten	43
5.4 Wärmebehandlungsfehler	44
6 Eigenschaften, Wärmebehandlung und Verwendung der Luftfahrtwerkstoffe Stahl und Eisen	46
6.01 Stahl für Sicherungsdrähte	46
6.02 Stahl für Tiefziehbleche	47
6.03 Stahl für Niete	47
6.04 Unlegierter und legierter Einsatzstahl	49

	Seite
6.05 Unlegierter und legierter Vergütungsstahl	53
6.06 Nitrierstahl	58
6.07 Unlegierter und legierter Federstahl	60
6.08 Härtbarer und rostbeständiger Stahl	63
6.09 Korrosions- und zunderbeständiger Stahl	64
6.10 Ventilstahl	67
6.11 Hochwarmfester Stahl	68
6.12 Schweißzusatzwerkstoff	70
6.13 Grauguß	72
7 Technologische Besonderheiten der Stähle	73
7.1 Schweißbarkeit	73
7.2 Warmformbarkeit	77
7.3 Kaltformbarkeit	80
7.4 Zerspanbarkeit	81
7.5 Korrosion und Korrosionsschutz	84
7.51 Korrosion	84
7.52 Korrosionsschutz	87
Literaturverzeichnis	90
Bildnachweis	90
Sachwörterverzeichnis	91
Lehrschriftenverzeichnis	93
Anhang (TNL 120 01, Seite 1 bis 5)	

1 Stahl als Luftfahrtwerkstoff

Die Eisenwerkstoffe, insbesondere die Stähle, sind mit der technischen Entwicklung der letzten 2000 Jahre untrennbar verbunden. Eine grobe Geschichtseinteilung bezeichnet deshalb unsere Epoche auch als *Eisenzeit*, zum Unterschied von der vorangegangenen Stein- und Bronzezeit. Mit Beginn der großen Industrialisierung, etwa um die Mitte des vorigen Jahrhunderts, wuchs die Eisen- und Stahlerzeugung rasch zur Großproduktion. Die Einführung der Windfrischverfahren (Bessemerkonverter 1855, Thomaskonverter 1878) und des Herdfrischverfahrens (Siemens-Martin-Ofen 1895) zur Stahlgewinnung sind einige markante Stationen auf diesem Weg. Heute ist die moderne Industrie ohne die vielen, den unterschiedlichen Einsatzbedingungen angepaßten Stahl- und Eisenarten undenkbar, und die jährliche Roheisen- und Stahlerzeugung eines Landes sind ein wichtiger Maßstab für seine wirtschaftliche Kapazität geworden.

Das 20. Jahrhundert hat neben die Eisenwerkstoffe zwei weitere Gebrauchswerkstoffe gestellt, die *Leichtmetalle* und die *Plaste*. Beide Werkstoffarten mindern keinesfalls die Bedeutung der Eisenwerkstoffe, vielmehr wird der Bereich der technischen Möglichkeiten durch ein sinnvolles Nebeneinander der einzelnen Werkstoffe bedeutend erweitert. Die stürmische technische Entwicklung der letzten Jahrzehnte liefert dafür viele Beispiele.

Die Hauptforderungen des Flugzeugbaus an die verwendeten Werkstoffe sind *größtmöglicher Leichtbau* und *höchste Sicherheit*. Ein notwendiges, aber nicht hinreichendes Kriterium für den Leichtbau ist beispielsweise die Beziehung Zugfestigkeit - Wichte der einzelnen Werkstoffe. Der Quotient aus Zugfestigkeit in kp/mm^2 und Wichte in kp/dm^3 ergibt die *Reißlänge* in Kilometern. Erfahrungsgemäß liegt die Reißlänge der Leichtbaustoffe über 15 km. Bild 1 gibt Auskunft über die Lage der für den Flugzeugbau in Frage kommenden Werkstoffe zur 15-km-Grenze.

Aus dem Bild geht recht eindeutig hervor, daß Stahl mit hohen Zugfestigkeiten durchaus als Leichtbaustoff anzusprechen ist. Es ist bemerkenswert, daß das erste brauchbare Ganzmetallflugzeug, der freitragende Junkers-Eindecker J 1, ganz aus dünnem Stahlblech mit innen zur Versteifung aufgeschweißtem Wellblech aufgebaut war (Bild 2).

Zur Bewertung eines Werkstoffs für den Flugzeugbau ist jedoch das Kriterium *Reißlänge* bei weitem nicht ausreichend. Andere wichtige Eigenschaften wie Elastizitätsmodul, Formbarkeit, Dauerfestigkeits- und Korrosionsverhalten u.a.m. müssen in die Bewertung mit einbezogen werden. Aus dem Vergleich all dieser Komponenten resultiert die vorrangige Stellung der Leichtmetalle im heutigen Flugzeugbau, wobei die aushärtbaren Aluminiumlegierungen noch besonders hervorragen.

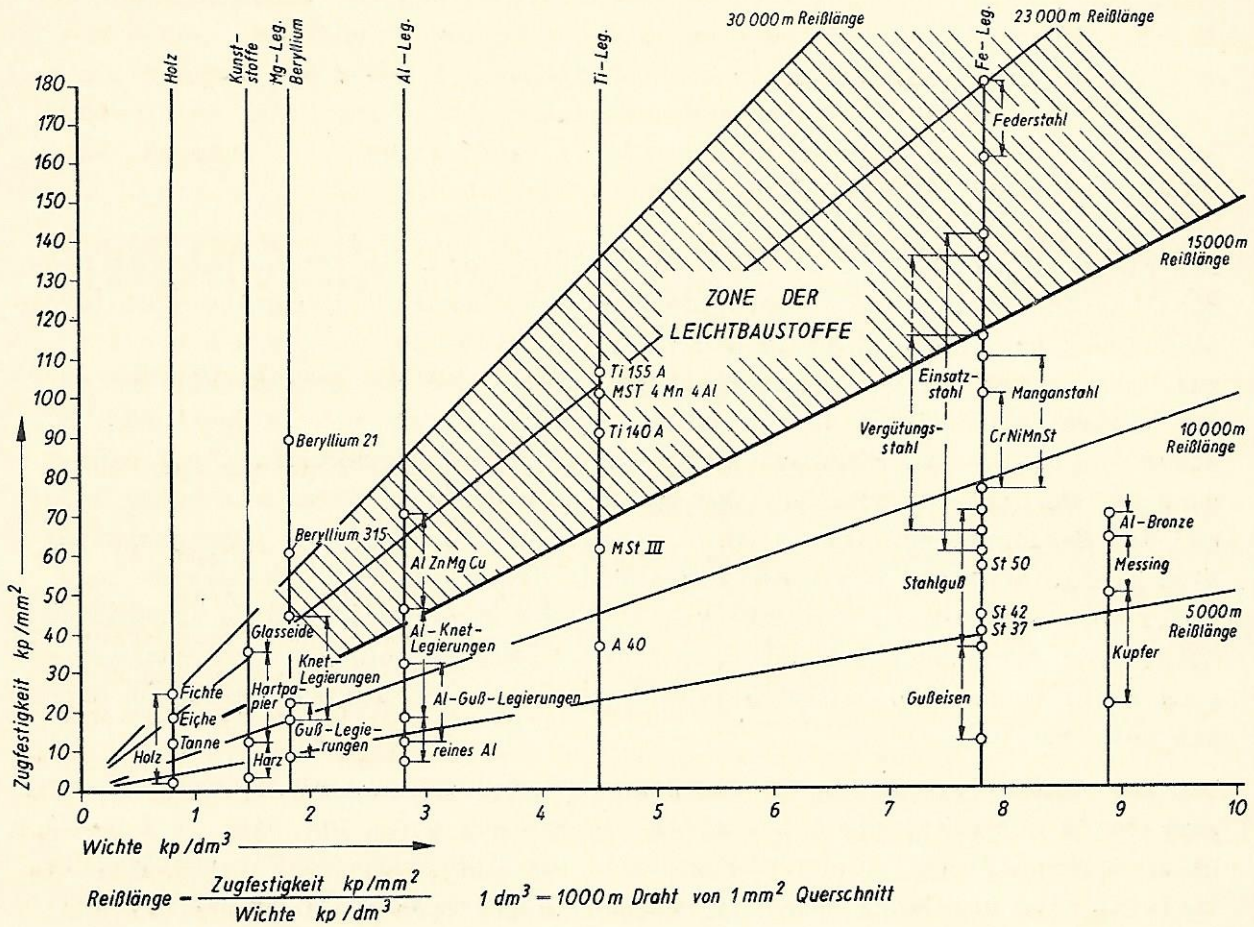


Bild 1. Die Reißlänge als ein Kriterium des Leichtbaus

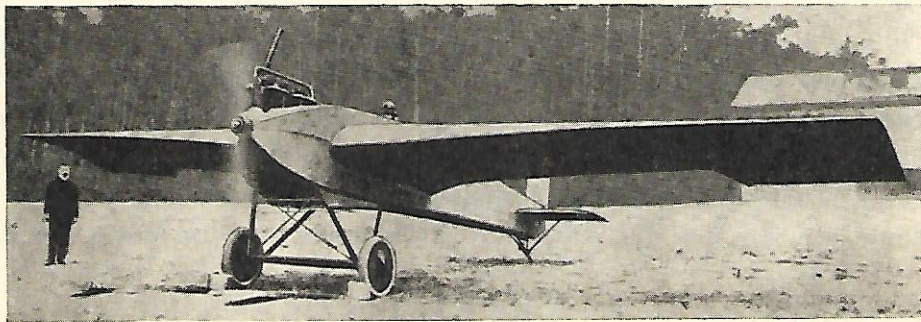


Bild 2. Junkers J 1 in Stahlblechbauweise

Stahl wird verwendet, wenn besondere Beanspruchungen vorliegen, denen die Leichtmetalllegierungen nicht mehr gewachsen sind. Dieser Fall tritt ein, wenn an das Bauteil bzw. an den Werkstoff folgende Forderungen gestellt werden:

1. hohe Festigkeit bei genügender Zähigkeit,
2. hohe Warmfestigkeit,
3. hoher Verschleißwiderstand für gleitende Teile,
4. hohe Korrosions- und Zunderbeständigkeit,
5. gute Schweißbarkeit bei hohen Festigkeitsansprüchen.

Einzelne dieser Forderungen an den Werkstoff werden vor allem beim Bau der T r i e b w e r k e (Kolben- und Strahltriebwerke) und der F a h r - w e r k e sowie beim Einsatz hochbelasteter F l u g w e r k t e i l e erhoben. Damit sind auch die Hauptanwendungsgebiete für Stahl im Flugzeug genannt. Der Anteil der Stahl-Bauteile am Leergewicht eines modernen Verkehrsflugzeugs wird mit 5 bis 8 Prozent angegeben.

Die besonderen Forderungen an die Stähle, wie z.B. gute Festigkeitseigenschaften, gute Korrosions- und Zunderbeständigkeit, lassen sich in erster Linie durch zwei Maßnahmen erfüllen:

1. Verwendung von legierten Stählen im Gegensatz zu unlegierten Stählen und
2. Einsatz der Wärmebehandlung, z.B. Härten und Vergüten, zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften.

Um die im Flugzeugbau notwendige Sicherheit zu garantieren, müssen die als Luftfahrtwerkstoff ausgewählten, festgelegten und gekennzeichneten Stähle bereits im Herstellerwerk auf die Einhaltung der chemischen Zusammensetzung, des Reinheitsgrads (Schlacken, Seigerungen), der Festigkeitseigenschaften und der Gefügebildung laufend kontrolliert werden. Diese Sorgfalt muß sich in der Fertigung und Wärmebehandlung bis zum Einbau der Bauteile fortsetzen. Kleine Fehler bei der Bearbeitung oder bei der Wärmebehandlung können die Ursache für das Versagen der Teile im Betrieb sein und zu schweren Unglücksfällen führen. Außer hohem Verantwortungsbewußtsein ist deshalb gerade bei dem Werkstoff Stahl das Wissen um die Vorgänge im Werkstoff und sein Verhalten für eine einwandfreie hohe Qualität der Arbeit, von der Konstruktion bis zum Einbau, unbedingte Voraussetzung.

2 Eisen- und Stahlerzeugung =====

2.1 Roheisengewinnung

2.11 Erzvorkommen

Das Element Eisen (Fe von ferrum lat. Eisen) ist mit einem Anteil von rd. 5 Prozent nach Aluminium das verbreitetste Metall der Erdkruste. R e i - n e s E i s e n kommt in der Natur nur sehr selten vor, lediglich das Meteoreisen enthält chemisch reines Eisen zusammen mit Nickel und Kobalt.

Als E i s e n e r z e werden eisenhaltige Mineralien mit mehr als 20 % Eisengehalt bezeichnet. Die Abbauwürdigkeit eines Eisenerzes wird nicht allein von dem Mindestgehalt von etwa 20 bis 25 % Eisen bestimmt. Die vorhandenen Eisenbegleiter, wie z.B. Si, Mn, P, S, die Zusammensetzung der erdigen Beimengungen (Gangart), der Kohlendioxyd- und Feuchtigkeitsgehalt und die Zugänglichkeit der Erze haben entscheidenden Einfluß auf die Abbauwürdigkeit.

Im Bild 3 sind die wichtigsten Erzarten und die hauptsächlichen Lagerstätten zusammengestellt.

Die Weltvorräte an Eisenerzen werden auf über 500 Milliarden Tonnen geschätzt. Deutschland besitzt davon ungefähr 2 Milliarden Tonnen. Im Gebiet von Kursk (UdSSR) liegen allein mehr als die Hälfte der Weltvorräte (267 Milliarden Tonnen).

Bezeichnung	Eisengehalt in Prozent	Vorkommen	
		in Deutschland	im Ausland
oxydische Erze Magneisenstein (Magnetit) Fe_3O_4	50...70	Harz, Thüringer Wald	UdSSR (Ural), Norwegen, Schweden
Roteisenstein (Hämatit) Fe_2O_3	40...60	Sieg, Lahn, Dill, Sauerland, Thüringen, Harz	Nordamerika, England, Spanien, Neufundland, Nordafrika, UdSSR (Ukraine)
hydroxydische Erze Brauneisenstein (Limonit) Fe O (OH)	30...50	Lahn, Dill, Harz (Salzgitter), Bayern (Regnitz), Baden, Württemberg	Polen, Nordamerika, Nordafrika, Lothringen (Minette), Luxemburg, Frankreich
karbonatische Erze Spateisenstein (Siderit) FeCO_3	25...40 (6...7% Mn)	Siegerland, Ruhr, Harz, Thüringen	Ungarn, Spanien, Oesterreich (Erzberg in Steiermark)
sulfidische Erze (Pyrit) FeS_2	43	Westfalen (Meggen), Helmstedt	Spanien (Rio Tinto), Polen (Lysa Gora)

Bild 3. Wichtige Eisenerze und ihre Lagerstätten

2.12 Erzaufbereitung

Unter dem Begriff E r z a u f b e r e i t u n g werden die Arbeitsverfahren zusammengefaßt, die entweder die nachfolgende Verhüttung wirtschaftlicher gestalten, z.B. durch Anreicherung des Metallgehalts oder die sich auf den Hochofenprozeß und die Güte des Roheisens auswirken, z.B. durch Austreiben unerwünschter Erzbeimengungen. Die Aufbereitung ist je nach Erzart verschieden und wird meist aus ökonomischen Gründen am Ort der Grube durchgeführt.

Bild 4 vermittelt einen Überblick über gebräuchliche Erzaufbereitungsverfahren.

bergmännische Aufbereitung	hüttenmännische Aufbereitung
Verfahren in Form physikalischer Vorgänge, Erzbrecher und -mühlen, Siebklassierung, Anreicherung durch magnetische Verfahren, neuerdings durch Flo-tation (Schwimmverfahren)	Rösten (CO_2 , SO_2 , H_2O austreiben), Agglomerieren, (Brikettieren, Sintern), für kieselensäurereiche deutsche Erze - K r u p p - R e n n - V e r f a h r e n, zerkleinertes Erz wird mit Brennstoff einem Drehrohrofen aufgegeben, mit Heizgasen beschickt, es entstehen Luppen ($\approx 95\%$ Fe) und Schlacke, Magnetscheidung

Bild 4. Erzaufbereitungsverfahren

2.13 Erschmelzen des Roheisens

Aufbau des Hochofens

Die aufbereiteten Eisenerze werden auf der Welt zu etwa 95 Prozent im Hochofen, auch Blashochofen oder Kokshochofen genannt, als Roheisen erschmolzen. Im Bild 5 ist der Aufbau des Hochofens (Höhe ≈ 40 m) schematisch dargestellt.

Zur Gewinnung des Roheisens muß der Hochofen außer mit Eisenerz noch mit Zuschlägen und Koks beschickt werden. Um ein Bild von der Kapazität eines Hochofens zu vermitteln, seien einige Zahlen genannt: Für 1000 t Roheisen werden etwa 2200 t Erz, 1000 t Koks, 200 bis 800 t Zuschläge und 5400 m^3 erwärmte Luft benötigt. Der tägliche Kühlwasserumlauf entspricht mit 15000 m^3 dem täglichen Wasserverbrauch einer mittleren Stadt.

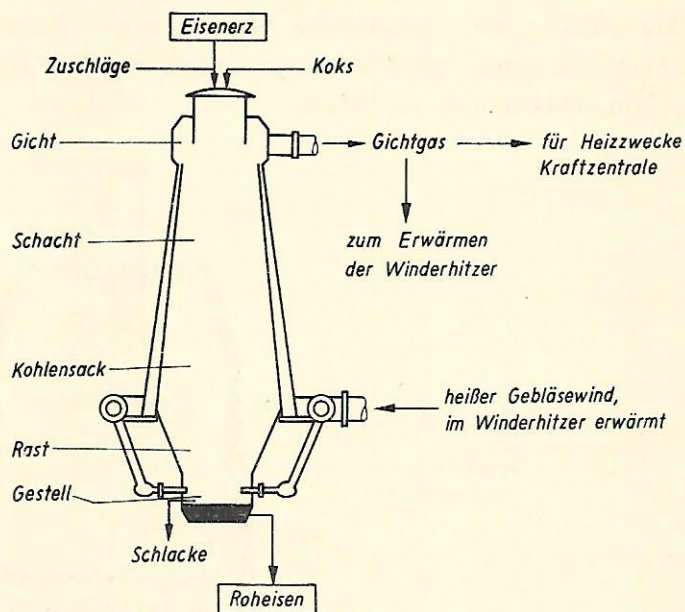


Bild 5. Schematischer Aufbau eines Hochofens

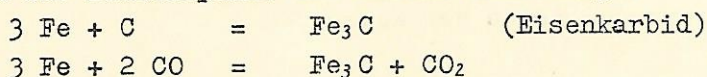
Zuschläge

Zuschläge werden zur Bildung einer leicht schmelzbaren und dünnflüssigen Schlacke aus Gangart und Koksasche benötigt. Zu saurer Gangart werden basische, zu basischer Gangart saure Zuschläge gegeben. Neutrale Gangart erfordert keine Zuschläge. In Deutschland werden meist saure Erze verhüttet, es wird daher oft ein hoher Kalksteinzuschlag erforderlich.

Hochofenkoks

Hochofenkoks darf nur einen geringen Asche- und Schwefelgehalt haben. Koks hat im Hochofen folgende drei Aufgaben zu erfüllen:

1. Als **Brennstoff** ergibt Koks mit dem eingeblasenen Heißwind (800 bis 900°C) die notwendige Wärmeentwicklung.
2. Als **Reduktionsmittel** entzieht Koks einer chemischen Verbindung den Sauerstoff (Koks - etwa 70% reiner C). Im Hochofenprozeß tritt die Reduktionswirkung in zweifacher Weise auf,
als indirekte Reduktion, $\text{FeO} + \text{CO} = \text{Fe} + \text{CO}_2$
und als direkte Reduktion, $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$.
3. Als **Kohlungsmittel** bildet Koks mit dem Eisen Eisenkarbid, dadurch wird der Schmelzpunkt des Eisens erniedrigt.



Hochofenprozeß

Im Hochofen wird das Eisenerz reduziert und aus dem entstehenden Eisenschwamm Roheisen gebildet. Die im Erz enthaltene Gangart wird durch die Zuschläge in Schlacke verwandelt. Die Trennung der beiden flüssigen Schmelzprodukte, Roheisen und Schlacke, erfolgt auf Grund ihrer unterschiedlichen Dichte. Bei der Umwandlung des Eisenerzes in flüssiges Roheisen werden im Hochofen vier Zonen unterschieden. Bild 6 zeigt stark vereinfacht die Hochofenzonen und die chemischen Reaktionen im Ofen.

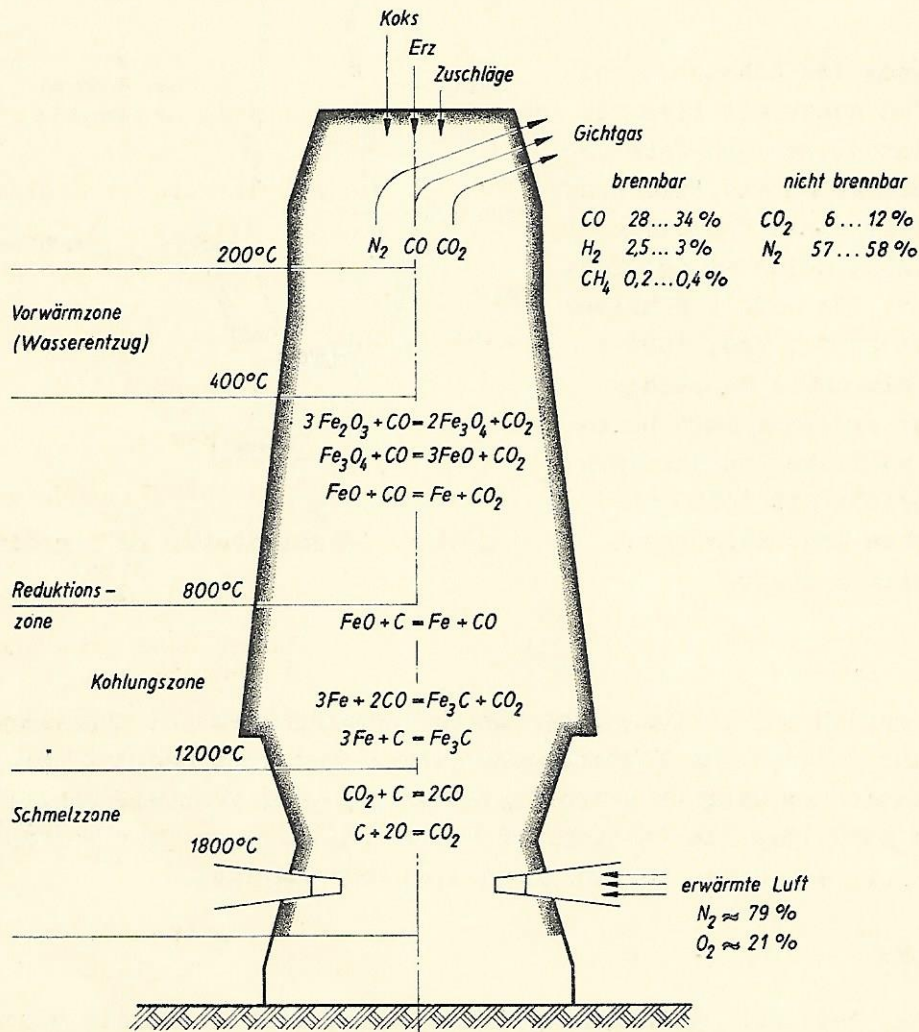


Bild 6. Vereinfachte Darstellung der chemischen Vorgänge im Hochofen

Das gewonnene Roheisen enthält noch Verunreinigungen in Form anderer Elemente, die als Eisenbegleiter bezeichnet werden. Im Bild 7 werden die Eisenbegleiter und ihr Einfluß auf die Eigenschaften des Roheisens dargestellt.

Diese Verunreinigungen, die teils erwünscht (Kohlenstoff, Silizium, Mangan), teils unerwünscht sind (Phosphor, Schwefel), stammen entweder aus der Gangart des Erzes oder aus der Asche des Kokes.

Eisenbegleiter				
erwünscht			unerwünscht	
C	Si	Mn	P	S
3,0...6 %	0,3...2,5 %	0,5...6 %	0,08...2,2 %	0,03...0,12 %
steigert Festigkeit und Härte, vermindert Dehnbarkeit, erniedrigt Schmelzpunkt (reines Eisen 1528 °C)	begünstigt Graphitbild., (Grauerstarrung) erhöht Gießbarkeit	begünstigt Fe ₃ C- (Zementit-) Bildung, (Weißerstarrung) steigert Festigkeit, Härte, Zähigkeit	ruft Dünnflüssigkeit und Kaltbrüchigkeit hervor, macht hart und spröde	ruft Dickflüssigkeit und Warmbrüchigkeit hervor

Bild 7. Einfluß der Eisenbegleiter

Durch Regelung der Temperatur des Ofengangs und des Gehalts an Silizium und Mangan können **weißes** oder **graues Roheisen** gewonnen werden.

weißes Roheisen

Mangangehalt 2...3 %

wenig Silizium

Schmelztemp. 1100...1130 °C

Dichte 7,5...7,8 g/cm³

hart und spröde

Bruchfläche weiß, strahliger, feinkörniger Bruch

entsteht bei rascher Abkühlung

Mangan begünstigt die Bildung von Eisenkarbid (Fe₃C), Kohlenstoff liegt in Form von Eisenkarbid vor

Ausgangsstoff für Stahl, Stahlguß, Temperguß und Hartguß

graues Roheisen

Siliziumgehalt 2...4 %

wenig Mangan

Schmelztemp. 1200...1250 °C

Dichte 7...7,3 g/cm³

weich und zäh

Bruchfläche grau und grobkörnig

entsteht bei langsamer Abkühlung

Silizium bewirkt Ausscheidung des Kohlenstoffs in elementarer Form als Graphit

Ausgangspunkt für Grauguß

Als Nebenprodukte bei der Roheisenerzeugung werden **Schlacke** und **Gichtgas** gewonnen. Während die Schlacke je nach ihrer Zusammensetzung zu Steinen bzw. bei Kalkzugabe zu Zement verarbeitet wird, dient der brennbare Teil des Gichtgases vorwiegend als Heizgas für die Wind-erhitzer.

2.2 Stahlgewinnung

2.21 Prinzip der Stahlgewinnung

Das im Hochofen erzeugte Roheisen ist infolge des hohen Gehalts an Kohlenstoff und unerwünschten Begleitelementen (P, S) für die praktische Verwendung kaum geeignet. Während die grauen Roheisensorten in Form von Masseln zum Erschmel-

zen von Grauguß dienen, wird aus dem weißen Roheisen vorwiegend Stahl gewonnen.

Als Stahl wird nach DIN 17006 alles technische Eisen bezeichnet, das ohne Nachbehandlung schmiedbar ist.

Stahl zeichnet sich gegenüber Roheisen durch seinen geringeren Kohlenstoffgehalt, bis 1,7 Prozent, und kleinere Anteile unerwünschter Eisenbegleiter aus.

Begleitelemente	C %	Si %	Mn %	P %	S %
weiße Roheisensorte	3,2 3,6	0,3 0,4	0,5 0,8	1,8 2,2	0,05 0,12
unlegierter Stahl (LW 1185)	0,95 1,09	0,15 0,35	≤ 0,25	≤ 0,03	≤ 0,03

Im Bild 8 werden ein weißes Roheisen und ein unlegierter Luftfahrtstahl, LW 1185, in ihrer mittleren chemischen Zusammensetzung gegenübergestellt.

Beim Umschmelzen des Roheisens zu Stahl müssen die überschüssigen Anteile der Begleitelemente Kohlenstoff, Phosphor, Schwefel, Mangan

Bild 8. Chemische Zusammensetzung eines Roheisens und eines Stahls

und Silizium herausgebrannt werden. Dieser Vorgang wird in der Metallurgie als **F r i s c h e n** bezeichnet. Chemisch gesehen ist Frischen ein Oxydationsprozeß. Als Sauerstoffträger kommen dabei, je nach Verfahren, Luft (Windfrischen), oxydierende Flammengase oder oxydhaltige Schlacke (Flammen- oder Herdfrischen) in Betracht. Zum Verständnis des Frischprozesses sind zwei Erscheinungen besonders zu beachten:

1. Die Eisenbegleiter werden in der Roheisenschmelze nicht direkt durch den Sauerstoff oxydiert. Es bildet sich vielmehr zunächst Eisen(II)-oxyd (FeO), das dann durch die vorhandenen Eisenbegleiter reduziert wird. Dabei verbrennen die Begleitelemente. Das Roheisen wird zum Stahl.
2. Durch die Anreicherung der Schmelze an Eisen steigt der Schmelzpunkt (Roheisen $\approx 1145^\circ\text{C}$, Stahl ≈ 1300 bis 1450°C , reines Eisen 1528°C). Um den Stahl flüssig, als **F l u ß s t a h l**, zu gewinnen, muß die Temperatur der Schmelze beim Frischen gesteigert werden. Diese Temperatursteigerung wird durch die Verbrennung der Begleitelemente erzielt. Dadurch erhöht sich die Badtemperatur um mehrere hundert Grad. Ohne diesen Temperaturanstieg wäre es nicht möglich, das Stahlbad flüssig zu erhalten. Bei den älteren Stahlgewinnungsverfahren, z.B. Puddelverfahren, entstand der Stahl in teigiger Form und wurde als **S c h w e i ß s t a h l** bezeichnet.

2.22 Gewinnung der Massenstähle

Windfrischverfahren

Mit den nachfolgend beschriebenen Schmelzverfahren werden vorwiegend Stähle ohne besonders hervorragende Eigenschaften erschmolzen, die als **M a s s e n - s t ä h l e** bezeichnet werden. Bei diesen Verfahren wird in einem birnenförmigen, kippbaren Gefäß, Konverter genannt, durch das flüssige Roheisen Luft geblasen. Das flüssige Roheisen wird einem Roheisenmischer entnommen,

der die einzelnen Hochofenabstiche sammelt. Das Konverter-Stahlwerk muß sich also in unmittelbarer Nähe des Hochofenwerks befinden. Je nachdem, ob phosphor- oder siliziumarmes Roheisen gewonnen wird, gelangen zwei verschiedene Konverter zum Einsatz, der *Bessemer-Konverter* mit saurem Futter und der *Thomas-Konverter* mit basischem Futter.

Das *Thomasverfahren* ist besonders in Deutschland mit seinen phosphorreichen Erzen verbreitet. Durch Verbrennung der Eisenbegleiter Si, Mn, C und P in der angeführten Reihenfolge wird die Temperatur der Schmelze erhöht. Das entstandene Phosphorpentoxyd P_2O_5 wird durch die basische Auskleidung des Konverters und durch Kalkzuschlag in der Schlacke gebunden, die gemahlen das wertvolle Düngemittel Thomasmehl ergibt. Der entstandene Stahl enthält nur Spuren von Phosphor.

flüssiges, phosphorreiches
Roheisen, vor dem Blasen

C \approx 3,4 % Fe \approx 93 %
Si \approx 0,3 %
Mn \approx 1,0 %
P \approx 2,0 %
S \approx 0,08 %

Stahl, nach dem Blasen

C \approx 0,4 % Fe \approx 98,5 %
Si \approx 0,1 %
Mn \approx 0,8 %
P \approx 0,07 %
S \approx 0,05 %

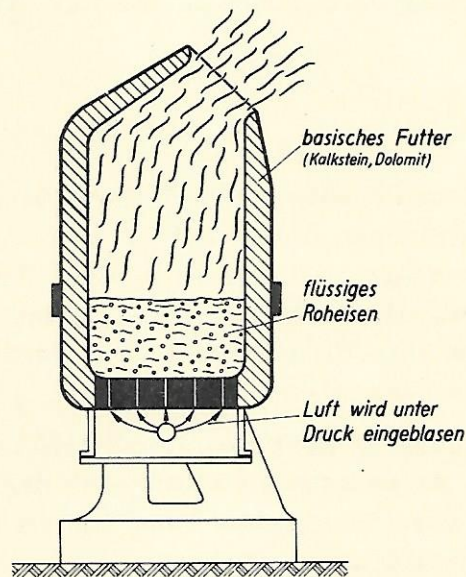


Bild 9. Thomaskonverter in Blasstellung (schematisch)

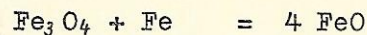
Beim *Bessemerverfahren* ist der Konverter zum Binden des Siliziums mit saurem Futter ausgekleidet. Durch das saure Futter wird das entstehende P_2O_5 wieder in Phosphor und Sauerstoff zerlegt. Der Stahl würde dadurch einen schädlichen Phosphorgehalt aufweisen. Deshalb kann für das Bessemerverfahren nur ein phosphorarmes Roheisen verwendet werden.

Nach Beendigung des Frischvorgangs, der etwa 15 bis 20 Minuten dauert, enthält die hochoerwärmte Schmelze noch große Mengen FeO , die den Stahl rotbrüchig machen würden. Außerdem ist vor allem beim Thomasverfahren der Kohlenstoffgehalt zu weit gesunken, weil der Phosphor erst nach dem Kohlenstoff verbrennt. Sowohl die FeO -Beimengungen als auch der niedrige Kohlenstoffgehalt sind unerwünscht. Die Schmelze wird deshalb nach dem Frischprozeß durch Einwerfen von stückigem Ferromangan, bestehend aus Mn, Fe und 5 bis 7 % C, *desoxydiert*, d.h. vom FeO befreit. Gleichzeitig wird dadurch der Stahl *rückgekohlt*, d.h., der Kohlenstoffgehalt wird wieder erhöht.

Herdfrischverfahren

Die Herdfrischverfahren arbeiten im Gegensatz zum Windfrischen mit eigener Wärmequelle, z.B. Heizgase, elektrischer Strom. Sie sind deshalb nicht an einen flüssigen Einsatz und damit an das Hochofenwerk gebunden. Außerdem kann mit diesen Verfahren nicht nur Roheisen, sondern vor allem **S c h r o t t** verarbeitet werden.

Die m e t a l l u r g i s c h e n V o r g ä n g e beim Herdfrischen sind nicht so durchsichtig wie beim Windfrischen. Das zur Oxydation der Eisenbegleiter erforderliche FeO wird in anderer Weise gebildet. Bei den Herdöfen, die mit Heizgasen arbeiten, z.B. Puddelöfen, Siemens-Martin-Ofen, entsteht unter dem Einfluß der Heizgase beim Schmelzen der vom Schmieden her bekannte Hammerschlag Fe_3O_4 , der im Bad mit dem vorhandenen Eisen das notwendige FeO bildet.



Auch der am Schrott haftende Rost trägt zur Oxydation der Schmelze bei. In den elektrischen Öfen, z.B. in den Lichtbogenöfen, wird die FeO -Bildung durch Zugabe von Hammerschlag Fe_3O_4 oder Eisenerz in Form von Roteisenstein Fe_2O_3 gefördert. Die Verbrennung der Eisenbegleiter verläuft bei genügender FeO -Menge wie beim Windfrischen. Der erschmolzene Flußstahl muß vor dem Abgießen ebenfalls desoxydiert werden.

Das bekannteste Herdfrischverfahren, das sowohl zur Erzeugung von Qualitäts- als auch Massenhähnen dient, ist das **S i e m e n s - M a r t i n - V e r f a h r e n**. Der größte Teil des in der Welt erzeugten Stahls wird im Siemens-Martin-Ofen erschmolzen.

Siemens-Martin-Öfen werden für 5 bis 350 t feststehend oder kippbar gebaut. Sie arbeiten kontinuierlich. Die hohe Flammentemperatur wird durch Vorwärmen der Brenngase und Verbrennungsluft in einem Regenerator (Wärmespeicher) erreicht. Der eigentliche Herd ist eine nur 30 bis 50 cm tiefe Mulde mit 7 bis 75 m² großer Oberfläche. Der Siemens-Martin-Ofen ist entweder mit kieselsäure-

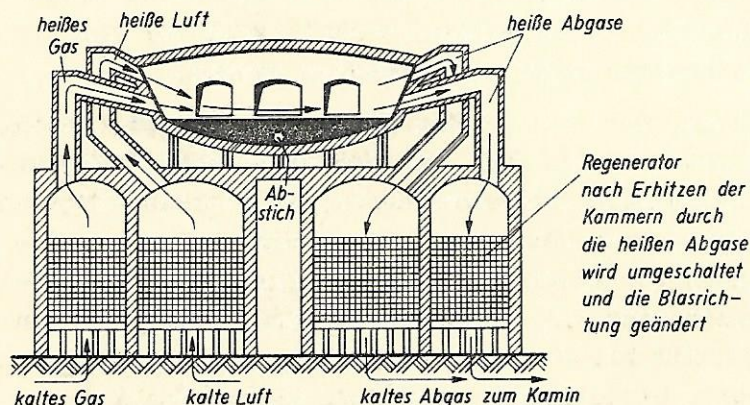


Bild 10. Schematische Darstellung eines Siemens-Martin-Ofens

reicher (saurer) oder dolomitischer (basischer) Masse ausgestampft. Bei basischer Ausführung werden, wie beim Thomasverfahren, Phosphor und Schwefel von der Schlacke aufgenommen. Sie wird häufiger verwendet, weil unsortierter Schrott eingesetzt werden kann.

Nach dem Einsatz wird das Siemens-Martin-Verfahren eingeteilt in das Roheisen-Erz-Verfahren und das **R o h - e i s e n - S c h r o t t -**

V e r f a h r e n , das vorwiegend in der DDR angewandt wird. Dieses Verfahren arbeitet mit 65 bis 80 % Schrott und 35 bis 20 % Roheisen.

2.23 Gewinnung der Qualitäts- und Edelstähle

Von vielen Stählen fordert der Verbraucher bestimmte hervorragende Eigenschaften, z.B. Korrosionsbeständigkeit, Zunderbeständigkeit usw. Die mit den bisher beschriebenen Verfahren hergestellten Massenstähle genügen diesen Anforderungen nicht. Dazu werden Qualitätsstähle, d.h. Stähle besonderer Zusammensetzung und Veredlung (Edelstähle) nach besonderen Verfahren erschmolzen.

Geringe Mengen dieser Stähle werden im Tiegelofen als sogenannter Tiegelstahl gewonnen. Bei hohen Anteilen an Stahlveredlungselementen, vor allem Cr, Ni, Mo, W, V, Ti usw., wird vorwiegend der Elektro-Ofen, zum Teil auch ein Siemens-Martin-Ofen mit kleinem Fassungsvermögen verwendet.

Tiegelstahl

Tiegelstahl wird durch Umschmelzen von Rohstahl in Tiegeln aus feuerfestem Ton mit einem Graphitzusatz hergestellt. Die Tiegel werden mit Rohstahl gefüllt und im Tiegelofen, der dem Siemens-Martin-Ofen ähnelt, erhitzt.

Das Einsatzgut, dem die Legierungselemente wie Si, Mn, Cr, Ni, Mo, W und V zugesetzt sind, kann von den Heizgasen nicht bestrichen werden, da die Tiegel oben verschlossen sind. Nach dem Schmelzen werden die Tiegel in die Gießform bzw. Kokille entleert. Die Tiegelstahlerzeugung ist in den letzten Jahrzehnten bis auf wenige Sonderfälle durch die Elektrostahlerzeugung verdrängt worden.

Elektrostahl

Der im Elektro-Ofen erschmolzene Stahl zeichnet sich durch besondere Reinheit aus. Diese Ofenart wird deshalb vorwiegend für die Erzeugung von Luftfahrtstahl verwendet. Als Einsatz für den Elektro-Ofen wird meist im Siemens-Martin-Ofen vorgeschmolzener Rohstahl in flüssigem Zustand verwendet, wobei manchmal noch Stahlschrott zugesetzt wird. Dieses Verfahren wird als Duplexverfahren bezeichnet.

Von den entwickelten Elektro-Ofensystemen haben sich drei Gruppen, die Lichtbogen-, Induktions- und Widerstandsöfen in der Praxis bewährt.

Im L i c h t b o g e n o f e n (Bild 11) wird der Strom durch Elektroden zugeführt, die die Wärme über einen Lichtbogen auf das Schmelzgut übertragen. Mit der unmittelbaren Lichtbogenheizung können bei neutraler Ofenatmosphäre sehr hohe Temperaturen eingestellt und die chemischen Vorgänge gut gesteuert werden.

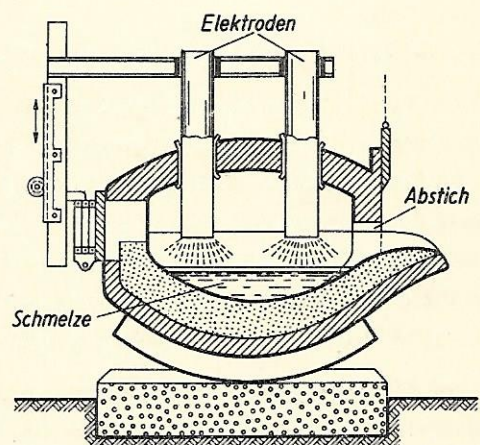


Bild 11. Lichtbogenofen

Beim kippbaren Héroult-Lichtbogenofen werden zwei Kohleelektroden von oben in den Ofenkörper eingeführt. Der Lichtbogen wird von der einen Elektrode über Schlacken und Stahlbad zur anderen Elektrode gezogen.

Neuzeitliche Öfen fassen bis etwa 45 t, ihre Trafoleistungen liegen

zwischen 700 und 7500 kVA für festen Einsatz,
zwischen 350 und 4500 kVA für flüssigen Einsatz.

Beim Induktionsofen wird die Niederfrequenzbauart (Bild 12) mit Wechselstrom, 3 bis 25 Hz, durch die Primärspule gespeist.

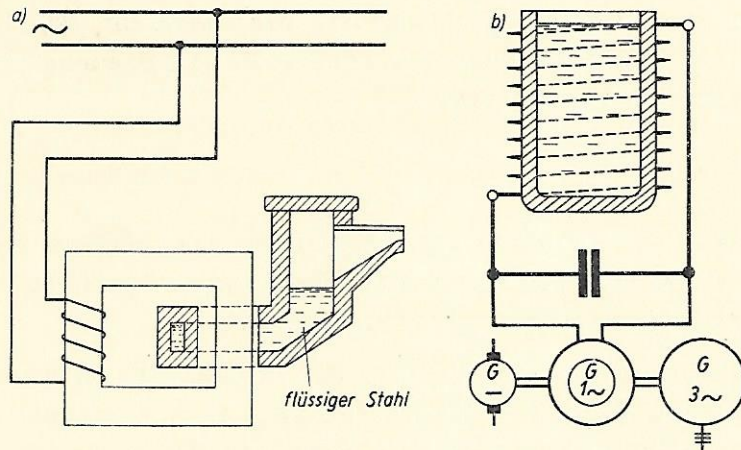


Bild 12. Induktionsofen
a) Niederfrequenz
b) Hochfrequenz

Die Sekundärspule stellt das Stahlbad dar. Durch die hohe Stromstärke entsteht genügend Wärme, um jede Stahlsorte zu erschmelzen. Der Stahl muß allerdings bereits flüssig eingefüllt werden, damit der Stromkreis geschlossen wird.

Die Hochfrequenzbauart kann mit festem Einsatz betrieben werden.

Bei dem mittelbar beheizten Widerstandsöfen gehen drei Graphitstäbe waagrecht über dem Bad durch den Ofen. Die Graphitstäbe werden

mit 6000 A bei 20 bis 75 V belastet, erhitzen sich durch ihren Widerstand und strahlen ihre Wärme an den Einsatz ab. Der Widerstandsöfen hält konstante Ofentemperatur bis 2500 °C, dadurch wird eine gleichmäßige Schmelztemperatur erzielt. Der Elektrodenverbrauch ist gering.

Im Bild 13 werden alle Stahlgewinnungsverfahren noch einmal zusammenfassend dargestellt.

2.24 Weiterverarbeitung der Stahlschmelze

Ein Teil des erschmolzenen flüssigen Stahls wird in den Stahlformgießereien sofort in Formen gegossen (Stahlformguß). Der größte Teil des in den Öfen und Konvertern gewonnenen Stahls wird mittels Gießpfannen in Kokillen abgegossen, in denen er erstarrt. Die Stahlblöcke, die entsprechend den Kokillen verschiedene Formen haben, z.B. Rundblöcke, Blöcke mit quadratischem Querschnitt, Brammen mit rechteckigem Querschnitt für Grobblechfertigung, Mehrkantblöcke, werden durch Schmieden und Walzen weiterbearbeitet.

Das Füllen jeder einzelnen Kokille von oben wird als fallender Guß bezeichnet. Dieses Verfahren ist billig, es können aber durch die starke Verwirbelung der Schmelze leicht die schädlichen Gasblasen im Block entstehen. Beim steigenden Guß werden 4 bis 6 Kokillen als ein Gespann gleichzeitig durch einen Trichter von unten gefüllt. Der Gespann-

guß ist teurer als fallender Guß, die Blasenbildung wird jedoch durch das verhältnismäßig ruhige Einfließen der Schmelze in die Kokille weitgehend vermieden.

Beim Gießen des flüssigen Stahls muß die bedeutende Lösungsfähigkeit des Stahls für Gase, besonders für CO , N_2 und H_2 , beachtet werden. So bleibt nach der Desoxydation der Stahlschmelze durch Ferromangan immer noch ein Rest FeO zurück, der beim Gießen des Stahls mit dem Kohlenstoff Gasblasen bildet. Dieser Stahl heißt *unberuhigt vergossener Stahl*. Durch Zugabe von Ferrosilizium oder Aluminium, meist unmittelbar in die Gießpfanne, wird dieser Nachteil beseitigt. Der Stahl ist dann *beruhigt vergossen*.

Durch das Schwinden, das ist das Verringern des Volumens beim Erkalten, entstehen im Blockinnern Hohlräume, sogenannte *Lunker*. Um die Lunkerbildung, die für hochwertige Erzeugnisse höchst unerwünscht ist, zu vermeiden, werden besondere gießtechnische Maßnahmen, z.B. Blockkopfheizung, erforderlich.

Da die Erstarrung des gegossenen Stahls in der Kokille von außen nach innen fortschreitet, tritt in dem länger flüssigbleibenden Blockinneren eine *Sei-*

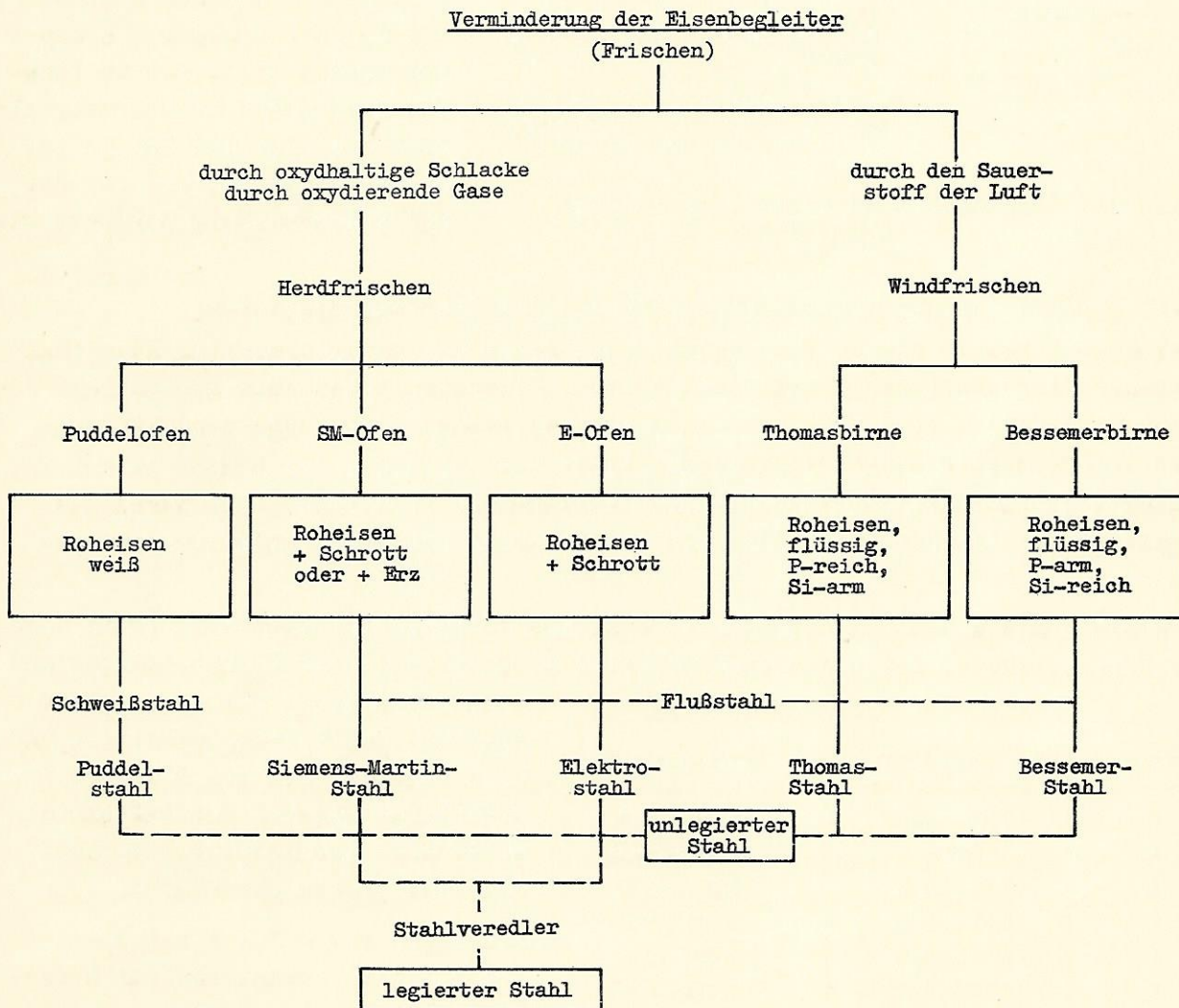


Bild 13. Übersicht über die Stahlgewinnungsverfahren

gerung (Entmischung) auf. Die Bedingungen bei der Erstarrung der Schmelze (Gießtemperatur, Gießgeschwindigkeit, Abkühlungsgeschwindigkeit) sowie die Art und Menge der vorhandenen Eisenbegleiter und Legierungselemente beeinflussen die Stärke der Seigerungen. Im Stahl seigern besonders Phosphor und Schwefel. Proben von verschiedenen Stellen des Stahlblocks zeigen demzufolge eine unterschiedliche chemische Zusammensetzung.

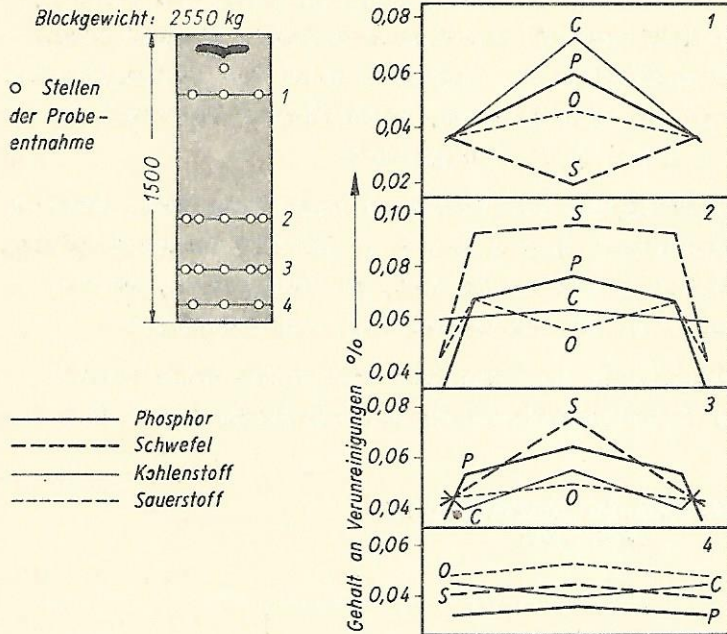


Bild 14. Seigerungen in einem unruhigen Stahlblock

Besondere Neigung zum Seigern hat unruhiger Stahl, da durch die aufsteigenden Gase die in der Restschmelze angereicherten Verunreinigungen nach oben steigen. Die Seigerungserscheinung wird durch schnelle Abkühlung gemindert. Vorteilhaft ist es, wenn ein verlорener Kopf angebracht wird, der im Inneren sowohl die Hauptlunker als auch die wesentlichen Seigerungen birgt und der vor der Weiterbearbeitung entfernt wird.

2.25 Einfluß der Herstellungsverfahren auf die Stahleigenschaften

Unlegierte Stähle werden fast ausnahmslos durch das Siemens-Martin- oder Thomasverfahren erschmolzen. Die verschiedenen Verfahrenstechniken der beiden Schmelzverfahren führen zu unterschiedlichen Eigenschaften der erschmolzenen Stähle. Ursache dieser Unterschiedlichkeit ist vor allem der höhere Phosphor-, Stickstoff- und Sauerstoffgehalt der Thomasstähle (T-Stähle), der durch die unmittelbare Berührung der Luft mit dem flüssigen Roheisen im Konverter entsteht.

Thomasstähle haben bei gleichem C-Gehalt wie SM-Stähle etwas höhere Zugfestigkeit. Bei gleicher Festigkeit zeigen sie höhere Bruchdehnungen und

Elemente	Thomas-Stahl	Siemens-Martin-Stahl
C %	0,05 ... 0,07	0,06 ... 0,12
Si %	Spuren	Spuren bis 0,35
Mn %	0,2 ... 0,4	0,3 ... 0,5
P %	0,05 ... 0,09	0,03 ... 0,06
S %	0,02 ... 0,04	0,03 ... 0,05
N %	0,012 ... 0,025	0,004 ... 0,012

Bild 15. Normale Zusammensetzung von weichen T- und SM-Stählen

-einschnürungen. Sie verfestigen sich bei Kaltformung schneller und sind leichter und mit besserer Oberfläche spanend bearbeitbar als SM-Stähle. Warmgewalzter T-Stahl hat eine glatte Oberfläche.

Siemens-Martin-Stähle reagieren auf Wärmebehandlungen gleichmäßiger als T-Stähle. Sie sind außerdem besser tiefziehfähig und neigen beim

Schweißen und schwachen Kaltformungen nicht zur Aufnahme so hoher innerer Spannungen wie T-Stähle.

Die Unterschiede sind heute bei den windgefrischten A u s t a u s c h s t ä h - l e n (PN-Stähle) kaum noch vorhanden. Durch Verfahrensänderungen am Thomas-konverter (niedrige Temperatur, günstigere Strömungsbedingungen, Sauerstoffblasen) sind beide Stahllarten in den wesentlichen Eigenschaften gleichwertig geworden.

Großen Einfluß auf die Eigenschaften des Stahls hat die Gießart. Stähle mit mehr als 0,3 % C und legierte Stähle werden stets beruhigt, Stähle mit einem C-Gehalt < 0,12 % werden vorwiegend unberuhigt gegossen.

U n b e r u h i g t e r S t a h l seigert sehr stark, dadurch entsteht aber eine außerordentlich saubere Randzone des Stahlblocks. Die entstandenen Gasblasen verschweißen bei der Warmformung. Unberuhigter Stahl in Form ausgewalzter Profile weist in der Mitte des Querschnitts Seigerungszone mit ungünstigen Eigenschaften auf, der Kernwerkstoff kann spröde, warmbruchempfindlich, alterungsanfällig sein. Unberuhigter Stahl wird deshalb vor allem für Halbzeuge mit geringen Waddicken, z.B. Bleche, verwendet und ist besonders gut zum Tiefziehen geeignet.

B e r u h i g t e r S t a h l hat über den ganzen Blockquerschnitt gleichmäßige Zusammensetzung. Er wird stets dort eingesetzt, wo es auf Gleichmäßigkeit in allen Teilen ankommt, z.B. für tragende Konstruktionsteile. Zum Tiefziehen ist beruhigter Stahl nicht geeignet.

Der Einfluß der Herstellungsbedingungen vom Erschmelzen, Gießen, Schmieden bis zum Walzen auf die Eigenschaften hochwertiger Stähle ist außerordentlich groß. Die hohen Güteforderungen der Luftfahrtindustrie verlangen daher besondere Sorgfalt bei den Herstellungsverfahren.

2.3 Gewinnung der Gießwerkstoffe

Die Eisenwerkstoffe sind gießbar, d.h., sie können flüssig in Formen gegossen werden. Das Gußstück hat dann schon die äußere Gestalt des Werkstücks und bedarf meist nur noch einer spanenden Bearbeitung. Trotzdem werden die meisten Eisenwerkstoffe in der Fertigung - auch in der Flugzeugfertigung - als warmgeformte Stahlhalbzeuge in Form von Rohren, Blechen, Rundstangen und Profilen verwendet, weil die Herstellung von Bauteilen hieraus vielfach der wirtschaftlichste Weg ist und im warmgeformten Zustand ein nahezu homogener Werkstoff vorliegt. Die Entwicklung der Gießereitechnik in den letzten Jahrzehnten hat jedoch dazu geführt, daß hochbeanspruchte Teile des Flugzeugs, z.B. Teile der Hydraulik. Fahrwerk- und Triebwerkteile, heute auch mit gutem Erfolg als Gußstücke hergestellt werden. Häufig können dadurch sogar wirtschaftliche Vorteile, wie Einsparung teurer Schmiedegesenke, Verminderung der Zerspanungsarbeit, erzielt werden. /Bedingung für den Einsatz von Gußstücken im Flugzeugbau ist natürlich, daß sie den gestellten Anforderungen in bezug auf mechanische und thermische Belastbarkeit sowie Herstellungskosten gerecht werden.

Die gießbaren Eisenwerkstoffe werden in zwei große Gruppen, S t a h l g u ß und G u ß e i s e n , eingeteilt. Beide Gruppen unterscheiden sich sowohl

in der Herstellung als auch in den Eigenschaften wesentlich voneinander. Für die Luftfahrtindustrie hat lediglich Stahlguß Bedeutung.

2.31 Stahlguß

Stahlguß, auch Stahlformguß genannt, entsteht durch Gießen von Rohstahl in Formen, die der Werkstückgestalt entsprechen. Der Kohlenstoffgehalt liegt zwischen 0,05 und 0,9 %. Die Herstellung des flüssigen Stahls ist mit den üblichen Stahlgewinnungsverfahren identisch. Allerdings sind die Öfen (SM-Öfen, E-Öfen, Kleinkonverter) in ihren Fassungsvermögen meist kleiner als in den Stahlwerken und der Kapazität der Formerei angepaßt.

Nach dem Gießen ist Stahlguß auf Grund seines Gußgefüges verhältnismäßig spröde und hart. Es muß deshalb nach dem Gießen normalgeglüht werden (vgl. Abschnitt 5.21), um ein gleichmäßiges Gefüge über den gesamten Querschnitt und eine einwandfreie Zerspanbarkeit zu erhalten.

Stahlguß wird unlegiert und legiert hergestellt. Unlegierter Stahlguß wird meist im normalgeglühten Zustand, legierter Stahlguß dagegen im einsatzgehärteten oder vergüteten Zustand eingebaut.

In der Luftfahrtindustrie wird ein Stahlguß entwickelt, der in seinen Festigkeitseigenschaften und der Schweißbarkeit warmgewalztem Vergütungsstahl LW 1403 (K 30 SiMnCr 4 nach SES) gleichkommt.

2.32 Gußeisen

Unter dem nichtgenormten Begriff G u ß e i s e n werden Eisenlegierungen mit etwa 2,5 bis 3,8 % Kohlenstoff zusammengefaßt. Zu diesen Eisenlegierungen gehören Hartguß, Temperguß, Grauguß und in letzter Zeit sogenanntes sphärolithisches oder Kugelgraphit-Gußeisen. Die einzelnen Gußeisenarten werden in den Eisengießereien durch Umschmelzen (Mischen verschiedener Eisenarten) und Lenken der Erstarrung (Kristallisation) hergestellt. Im Bild 16 wird die Gewinnung der einzelnen Gußeisenarten schematisch dargestellt.

Die Eigenschaften dieser Gußlegierungen werden von der chemischen Zusammensetzung und vor allem von der entstehenden Gefügeausbildung bestimmt. Infolge

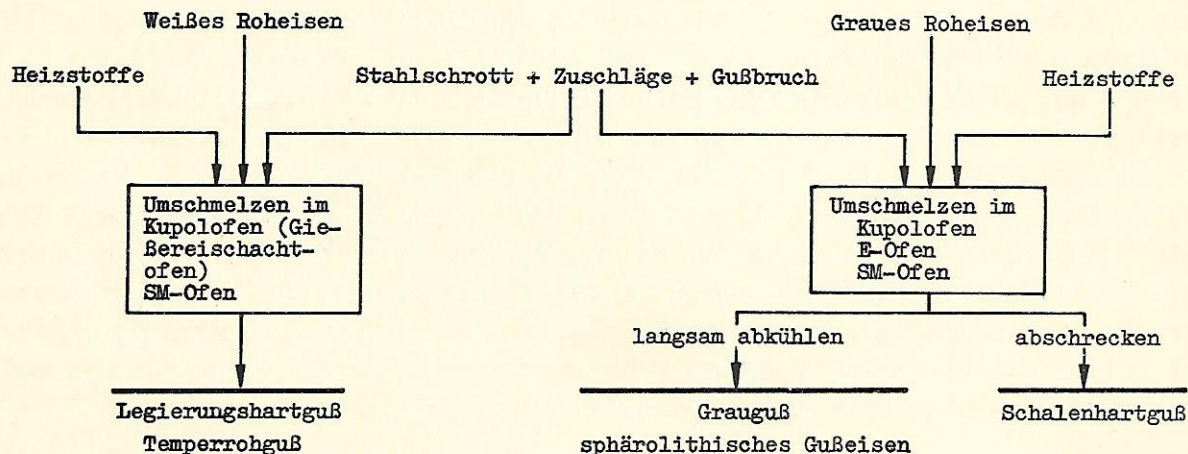


Bild 16. Gewinnungsschema für Gußeisen

ihrer für den Flugzeugbau ungünstigen Eigenschaften, z.B. geringe Zugfestigkeit, keine oder nur bedingte Schmied- und Schweißbarkeit, spielen diese Gußwerkstoffe im Zellenbau eine untergeordnete Rolle. Geringe Anwendung finden z.B. Grauguß im Geräte- und Triebwerksbau für Büchsen in Kolbenpumpen und Kolbenringe in Kolbenmotoren (vgl. Abschn. 6.13).

3 Normung von Stahl und Eisen

3.1 Normung in der maschinenbauenden Industrie

Die Vielzahl der erzeugten Stahl- und Eisensorten und die Vielzahl der Halbzeuge, z.B. Bleche, Profile, Rohre usw., veranlaßten Erzeuger, Handel und Verbraucher bereits vor Jahrzehnten zu einer zweckmäßigen Vereinheitlichung. Von rund 20000 herstellbaren Stahlsorten werden nur etwa 1000 erschmolzen. Bei sinnvoller Normung genügen etwa 400 Stahlarten den häufigsten Anforderungen. Vom Deutschen Normen-Ausschuß (DNA) wurden deshalb schon frühzeitig bestimmte Stahl- und Eisensorten in verschiedenen, vielen Anforderungen genügenden G ü t e n zu Normen erklärt und der Industrie empfohlen. Die Entwicklung der sozialistischen Wirtschaftsform im Gebiet der Deutschen Demokratischen Republik führte inzwischen folgerichtig zur Ablösung der DIN-Empfehlungen durch die gesetzlichen Staatlichen Standards.

Die Werkstoffnormen, die mit der technischen Entwicklung überwacht und bearbeitet werden, enthalten meist Angaben über chemische Zusammensetzung, Mindestfestigkeitswerte, Bearbeitbarkeit, Wärmebehandlung und Verwendung. Bild 17 vermittelt einen Überblick über einige genormte Stahl- und Eisensorten und die entsprechenden DIN-Blätter.

Bezeichnung der Norm	DIN	Bezeichnung der Norm	DIN
Maschinenbaustahl, Flußstahl, geschmiedet oder gewalzt, unlegiert	1611	Federstähle für Blatt- und Kegelfedern	1669
Formstahl, Stabstahl, Breit- flachstahl; Flußstahl, ge- walzt	1612	Vergütungsstähle	17200
Schraubenstahl zum Warmstauchen, Fluß- stahl, gewalzt	1613	Einsatzstähle	17210
Automatenstahl	1651	Grauguß	1691
		Stahlguß	1681
		warmfester Stahlguß	17245
		Temperguß	1692

Bild 17. Wichtige Stahl- und Eisensorten

Der Werkstoff gelangt meist in Form von Halbzeugen über den Handel zu den Verbrauchern. Die Normung der einzelnen Güten allein genügt also nicht, auch die vielfältigen H a l b z e u g f o r m e n wurden auf bestimmte, immer wiederkehrende Grundformen beschränkt und in verschiedenen Größen bei Einhaltung festgelegter Abmessungen und Toleranzen genormt. Bild 18 nennt einige genormte Halbzeuge aus Stahl mit den dazugehörigen Normblättern.

Bezeichnung der Norm	DIN	Bezeichnung der Norm	DIN
Rundstahl		Stahlblech unter 3 mm (Feinblech)	1541
gewalzt	1013	Stahlblech 3...4,75 mm (Mittelblech)	1542
poliert	175	Stahlblech über 5 mm (Grobblech)	1543
gezogen oder gedreht	668		
gezogen oder geschliffen	671		
Stahlwellen	669		
Quadratstahl, gewalzt	1014	Nahtlose Präzisionsstahlrohre, (kaltgezogen), handelsüblich	2385
Vierkantstahl, gezogen	178		
Sechskantstahl, gewalzt	1015	Nahtlose Präzisionsstahlrohre, (kaltgezogen), mit besonderer Maßgenauigkeit	2391
Sechskantstahl, gezogen	176		
Flachstahl, gewalzt	1017	Nahtlose Flußstahl-Gewinde- rohre mit Gütevorschrift	2442
Flachstahl, gezogen	174		
Hohlflachstahl, gezogen	499	Nahtlose Flußstahlrohre, Leitungs- und Konstruktionsrohre	2448
Bandstahl, kalt gewalzt	1544		
Bandstahl, warm gewalzt	1016	Stahldraht, gezogen	177
gerippter Federstahl	1570		
Keilstahl, gezogen	6880		

Bild 18. Genormte Halbzeuge aus Stahl

Eng verbunden mit der Güte- und Formnormung ist das Bestreben, die Werkstoffe kurz und aussagekräftig zu bezeichnen. Die Werkstoffkennzeichnung für Stahl und Eisen, wie sie z.Z. in den bestehenden Normblättern angewendet wird, richtet sich nach DIN 17006.

Nach diesem Normblatt werden die verschiedenen Stahl- und Eisenarten durch eine Kombination von besonders festgelegten Kennbuchstaben und Zahlen beschrieben. So bedeuten z.B.:

St 42	unlegierter Bau-Stahl mit 42 kp/mm ² Mindestzugfestigkeit (DIN 1611),
C 35	Vergütungsstahl mit 35:100 = 0,35 % C-Gehalt (DIN 17200),
25CrMo4	niedrig legierter Cr-Mo-Stahl mit 25 : 100 = 0,25 % C-Gehalt und 4 : 4 = 1 % Cr-Gehalt.

Die für das Verständnis dieser Werkstoff-Kurzbezeichnung erforderlichen Regeln und Festlegungen, wie z.B. die Multiplikatoren für die verschiedenen Legierungszusätze usw., sollen im einzelnen nicht erläutert werden, da nachfolgend fast ausschließlich die besondere Kennzeichnung der Luftfahrtwerkstoffe verwendet wird.

Über alle in der Deutschen Demokratischen Republik hergestellten Stähle, Stahlgußsorten, Graugußarten, Roheisenarten und Sonderlegierungen auf Eisengrundlage unterrichtet die Standardliste Eisen und Stahl (SES). Die darin enthaltenen Richtwerte der einzelnen Arten sind vor allem für die Hersteller bestimmt. Zukünftig wird die SES durch die Staatlichen Standards (Technische Normen, Gütevorschriften, Lieferbedingungen TGL) des Amtes für Standardisierung ersetzt werden. Während die DIN-Normen des Deutschen Normenausschusses für Gesamtdeutschland Empfehlungen sind, haben die Staatlichen Standards auf dem Gebiet der Deutschen Demokratischen Republik Gesetz-
kraft (GBl. Nr. 86/1954).

Standards können unter folgenden Symbolen erscheinen:

DIN Es handelt sich um gesamtdeutsche Normen des Deutschen Normenausschusses, die in der DDR zum Standard erklärt wurden. Die entsprechenden DIN-Blätter werden durch einen farbigen Überdruck gekennzeichnet.

TGL Es handelt sich um Standards, die besonders für die Belange der sozialistischen Wirtschaft ausgearbeitet wurden oder mehr oder weniger von DIN-Normen abweichen.

Als Beispiel aus dem Werkstoffgebiet Stahl und Eisen sei das zum Standard erklärte DIN-Blatt 1611, Maschinenbaustahl, genannt. Die dort angegebenen Werte sind damit für Hersteller und Abnehmer **v e r b i n d l i c h**. Die Technischen Lieferbedingungen für Wälzlagerstähle sind z.B. in den DIN-Normen nicht erfaßt. Darüber gibt für den Bereich der DDR TGL 2783:1 verbindliche Auskunft.

3.2 Normung in der Luftfahrtindustrie

Die Forderungen des Flugzeug- und Triebwerkbaus nach höchster **S i c h e r - h e i t** und größtmöglichem **L e i c h t b a u** bei oft extremen **B e - t r i e b s b e d i n g u n g e n**, z.B. genügende Zähigkeit im Bereich von +60 bis -60 °C, warmfest bei hohen Temperaturen - von 800 bis 1000 °C - im Turbinenluftstrahltriebwerk, erfüllen die meisten für den Maschinenbau genormten Stahl- und Eisensorten nicht. Für die Luftfahrtindustrie werden deshalb neben den im Maschinenbau genormten Stahl- und Eisensorten zusätzlich Eisenwerkstoffe erschmolzen, deren Eigenschaften höchsten Anforderungen genügen. Diese Luftfahrtwerkstoffe werden besonders sorgfältig erschmolzen, abgenommen bzw. geprüft und auch besonders bezeichnet.

Die Luftfahrtwerkstoffe werden im Gegensatz zu den DIN-Werkstoffen durch ein sechsstelliges Kennzahlen- oder Stoffnummernsystem bezeichnet. Zum Verständnis der im Abschnitt 6 ausgeführten Beschreibung der Luftfahrtwerkstoffe Stahl und Eisen wird im Bild 19 der Schlüssel dieses Nummernsystems kurz erläutert.

Die Bezeichnung LW 1403.12 bedeutet also:

legierter Vergütungsstahl, normalgeglüht, warm gewalzt.

Bei Fertigteilen, bei denen sich die Gütewerte und (oder) die Oberfläche durch eine technologische Behandlung ändern, erscheint als zweite Ziffer nach dem Punkt eine 0. Wird für ein Fertigteil, dessen zweite Anhängenziffer eine 0 ist, ein bestimmter Ausgangszustand gefordert, so wird das besonders eingetragen, z.B.

LW 1403.40 aus LW 1403.24.

Um bereits im Herstellerwerk Verwechslungen mit anderen Werkstoffen zu vermeiden, werden die Halbzeuge mit den entsprechenden LW-Kennzahlen versehen. Bleche aus Luftfahrtwerkstoff werden z.B. durch eine immer wiederkehrende Folge aufgedruckter LW-Kennzahlen gekennzeichnet.

Konstrukteur und Technologe erhalten über die einzelnen Stahl- und Eisenarten durch die für jeden Luftfahrtwerkstoff aufgestellten verbindlichen **L e i - s t u n g s b l ä t t e r** Auskunft. Die Leistungsblätter enthalten u.a. Angaben über die chemische Zusammensetzung, Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung, Härte, E-Modul; außerdem Angaben über Wärmebehandlung, Warmformgebung und Verwendung. Als Beispiel werden im Bild 20 einige wesentliche Angaben des Leistungsblatts für den LW 1403 in Form einer Übersicht zusammengefaßt.

LW 1403.11

Kurzzeichen
für Luftfahrt-
Werkstoffe

Kennzahl der
Werkstoffgruppe
Gruppennummer 1
für Stahl, Stahlguß,
Grauguß und Temperguß

Zählnummer innerhalb
der Werkstoffgruppe

Kennzahlen- Bereich	Werkstoffart	Kennzahlen- Bereich	Werkstoffart
1000...1099	-	1500...1599	legierte Werkzeugstähle
1100...1199	unleg. Edelmetalle	1600...1699	hochlegierte Stähle
1200...1299	legierte Einsatzstähle	1700...1799	
1300...1399	legierte Vergütungsstähle	1800...1899	Sintereisen und Sinterstähle
1400...1499		1900...1999	Grau- und Temperguß

Kenn- ziffer	Bedeutung	
	1. Ziffer nach dem Punkt	2. Ziffer nach dem Punkt
0	ohne Nachbehandlung	ohne bes. Vorschrift bzw. nach Zeichnungs-Vorschrift
1	normalgeglüht	geschmiedet
2	geglüht	warm gewalzt
3	vergütet	geschält
4		kalt gezogen
5		kalt gewalzt
6	gehärtet	poliert
7	abgeschreckt	
8	kalt verfestigt	
9	nach besonderer Vorschrift	nach besonderer Vorschrift

gewalzter und
geschmiedeter
Stahl

Kenn- ziffer	Bedeutung	
	1. Ziffer nach dem Punkt	2. Ziffer nach dem Punkt
0	ohne Nachbehandlung	-
1	normalgeglüht	Sandguß
2	geglüht	Kokillenguß
3	vergütet	
4		Schleuderguß
5		
6		
7		
8		
9	nach besonderer Vorschrift	nach besonderer Vorschrift

Anhängezahl
Zustand, Her-
stellart oder
besondere
Eigenschaften

Stahlguß,
Grauguß,
Temperguß

Bild 19. Bezeichnung der Luftfahrtwerkstoffe (Stahl und Eisen)

Legierter Vergütungsstahl Cr Mn Si-Stahl LW 1403							LW Kennzahl	Eigen- schaften	Werkstoff- zustand	Oberfläch- zustand
chem. Zusammensetzung %:							1403.22	bei An- lieferung	weich- geglüht	warm gewalzt
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	1403.22	bei An- lieferung	weich- geglüht	warm gewalzt
0,28 0,35	0,90 1,20	0,80 1,10	≤ 0,03	≤ 0,03	0,80 1,10	0,40	1403.25	bei An- lieferung	weich- geglüht	warm gewalzt
zulässiger Cu-Gehalt aus dem Einsatz ≤ 0,25 %							1403.12	bei An- lieferung	normal- geglüht	warm gewalzt
am fertigen Halbzeug sind folgende Abweichungen zulässig:							1403.12	bei An- lieferung	normal- geglüht	warm gewalzt
C ±0,01 % Si +0,03 % Mn +0,03 % P +0,002 % S +0,002 % Cr +0,03 %							1403.12	bei An- lieferung	normal- geglüht	warm gewalzt
besondere Eigenschaften:							1403.12	bei An- lieferung	normal- geglüht	warm gewalzt
für Schmelzschweißen geeignet, Vorwärmung auf 250 bis 300° C er- forderlich, nach dem Schweißen sofort bei 600 bis 650° C spannungsfrei glühen							1403.11	bei An- lieferung	normal- geglüht	ge- schmiede
Verwendung:							1403.11	bei An- lieferung	normal- geglüht	ge- schmiede
Bauteile hoher Beanspruchung, wie Bolzen, Fahrwerkteile, Stoß- verbindungen, Gurte, Halterungen							1403.24	bei An- lieferung	weich- geglüht	kalt gezogen
Hinweise:							1403.24	bei An- lieferung	weich- geglüht	kalt gezogen
Mit runder Klammer versehene Werte sind Richtwerte und für die Abnahme nicht bindend							1403.02	bei An- lieferung	ohne Nach- behandlung	warm gewalzt
							1403.11	bei An- lieferung	normal- geglüht	ge- schmiede
							1403.30	des Fertig- teils	vergütet	nach Zeichnun vorschri
							1403.40	des Fertig- teils	vergütet	nach Zeichnun vorschri
							1403.50	des Fertig- teils	vergütet	nach Zeichnun vorschri
							1403.90	des Fertig- teils	vergütet	nach Zeichnun vorschri
							1403.60	des Fertig- teils	gehärtet	nach Zeichnun vorschri

Bild 20. Übersicht über wesentliche Angaben des Leistungsblatts LW 1403

Halbzeugart Abmessungs- bereich in mm	σ_{zB} kp/mm ²	σ_s kp/mm ²	$\sigma_{0,2}$ kp/mm ²	δ_5 %	δ_{10} %	ψ %	a_K kgm/cm ²	HB 30 kp/mm ²	Wärmebehandlung °C	Warm- form- gebung °C
Bleche 0,75...4	55 75	(32)			16				Weichglühen 680...720	Schmieden 1150...850
Bleche 5...80	55 75	(32)		17						
Bleche 0,8...4	55 75	(32)			16					
Rundstangen 10 und 12 Ø								156 229	Normalgl. 880...920 Anlassen 450...550	
Stangen 14...60 Ø 50x25...100x30								≤ 243		
Flachstangen 20x10 50x10								156 229		
Stangen Ø über 60...150 40x12...120x60								≤ 243	Normalgl. 880...920 Anlassen 450...550	
Rundstangen über 150...250 Ø										
Stangen 3...46 Ø 6...46 SW								≤ 220	Weichglühen 680...720	
Rohre 6...80 A Ø 1...10,5 Wd	50 70	(32)			(18)					
Rohre 57...273 A Ø 5...35 Wd								≤ 302		
Schmiede- stücke								≤ 243	Normalgl. 880...920 Anlassen 450...550	
(bis 35 Ø)	90 110		75	(14)		(50)	(8)	265 320	Härten 880...900/Ø Anlassen 580...630/Ø	
(bis 30 Ø)	110 130		95	10		45	(5)	320 380	Härten 880...900/Ø Anlassen 520...580/Ø	
(bis 30 Ø)	130 150		115	(7)		(35)	(4)	380 450	Härten 880...900/Ø Anlassen 400...480/Ø	
(bis 15 Ø)	110 140		90	(10)		(45)		320 404	Härten 900...920 Zwischen- bad 280...380	
(bis 25 Ø)	160		(140)	(5)			(46)		Härten 880...900/Ø Anlassen 200...230	

Viele wichtige Eigenschaften der Luftfahrtwerkstoffe, wie z.B. Dauerfestigkeit und Kerbempfindlichkeit bei Betriebsbeanspruchungen, Korrosionsverhalten usw., werden nur durch einwandfreie gleichmäßige Güte des Werkstoffs garantiert. In den T e c h n i s c h e n L i e f e r b e d i n g u n g e n nach TNL (T e c h n i s c h e N o r m e n d e r L u f t f a h r t i n d u s t r i e), die in erster Linie für die Herstellerwerke bestimmt sind, werden deshalb neben den geforderten Werten wie Zugfestigkeit, Streckgrenze, Bruchdehnung, Härte usw. auch besondere Vorschriften gemacht, die eine einwandfreie gleichmäßige Güte des Werkstoffs sichern. Dazu gehören u.a. Angaben über:

1. die chemische Zusammensetzung und zulässige Abweichungen,
2. die Gefügebeschaffenheit (Korngrößen, Zeilen- und Schlackenausbildung, Randentkohlung usw.) und
3. die Oberflächenbeschaffenheit der Halbzeuge.

Die Prüfung der technischen Forderungen erfolgt dabei entweder nach DIN oder bei besonderen Prüfverfahren nach TNL.

Beim Aufbau unserer Luftfahrtindustrie war es nicht möglich, den gesamten Werkstoffbedarf sofort durch inländische Erzeugnisse zu decken. Es wurden deshalb Importwerkstoffe, vornehmlich aus der Sowjetunion, verwendet. Um bei der Bearbeitung dieser Werkstoffe Vergleichsmöglichkeiten mit ähnlichen deutschen Werkstoffen zu haben, soll hier kurz auf die B e z e i c h n u n g d e r s o w j e t i s c h e n S t ä h l e nach GOST (sowjetischer Allunions-Standard) eingegangen werden.

Die M a s s e n s t ä h l e werden mit dem sowjetischen Symbol für Stahl "CT" und einer laufenden Zahl bis 9 bezeichnet. Die Bezeichnung läßt also nicht sofort die Mindestzugfestigkeit erkennen, wie das bei den Massentählen z.B. nach DIN 1611, 1612 usw. der Fall ist, sondern dazu muß die entsprechende GOST-Norm aufgeschlagen werden.

Beispiel: CT 2 entspricht nach DIN etwa St 34 mit 34 kp/mm² Mindestzugfestigkeit.

Bei Q u a l i t ä t s s t ä h l e n (Kohlenstoffstähle) wird nur der mittlere Kohlenstoffgehalt, multipliziert mit 100, angegeben.

Beispiel: 45 entspricht nach DIN und SES etwa C 45 mit 0,45 % mittlerem Kohlenstoffgehalt.

Für l e g i e r t e S t ä h l e werden zur Kennzeichnung die sowjetischen Symbole der Legierungselemente benutzt. Außerdem wird der Kohlenstoffgehalt, multipliziert mit 100, angegeben. Die Kennzahl für den Kohlenstoffgehalt steht dabei vor den Symbolen der Legierungselemente. Bei h o c h l e g i e r t e n S t ä h l e n besteht die Bezeichnung aus dem Kohlenstoffgehalt, multipliziert mit 10, sowie den Symbolen der Legierungsbestandteile. Die Kennzahlen werden jeweils hinter den einzelnen Legierungselementen angeführt, außer beim Kohlenstoffgehalt. Im Bild 21 werden für einige wichtige Stahl-Legierungselemente die sowjetischen Symbole dargestellt.

Element	sowj. Symbol	Element	sowj. Symbol
Aluminium Al	HO	Niob Nb	B
Chrom Cr	X	Silizium Si	C
Molybdän Mo	M	Titan Ti	T
Nickel Ni	H	Vanadin V	Φ
Mangan Mn	Γ	Wolfram W	B

Bild 21. Stahl-Legierungselemente und ihre sowjetischen Symbole

Beispiel: 40 XC legierter Stahl mit 0,40 % mittlerem Kohlenstoffgehalt, mit Chrom und Silizium

1 X 18 H 9 T hochlegierter Stahl, mittlerer Kohlenstoffgehalt 0,1 %, mit 18 % Chrom, 9 % Nickel, Titan.

Ähnlich wie bei der Bezeichnung der deutschen Stähle nach DIN oder SES werden auch die sowjetischen Stähle durch Vor- oder Nachsetzen bestimmter Symbole besonders gekennzeichnet, wie aus den nachfolgenden Beispielen hervorgeht.

Nachgesetztes A - erhöhter Reinheitsgrad

Beispiel: 15 A Qualitätsstahl mit einem mittleren Kohlenstoffgehalt von 0,15 % und erhöhtem Reinheitsgrad an Phosphor und Schwefel; entspricht dem deutschen Ck 15

vorgesetztes A mit folgendem

C-Gehalt mit 100 multipliziert - sowjet. Automatenstähle

Beispiel: A 15 Automatenstahl, entspricht dem deutschen 15 S 20

vorgesetztes Y mit folgendem

C-Gehalt mit 10 multipliziert - unlegierte Werkzeugstähle

Beispiel: Y 9 unlegierter Werkzeugstahl, C 90 W2 nach SES

4 Einfluß der Legierungselemente auf die Eigenschaften von Stahl und Eisen

4.1 Einfluß des Kohlenstoffs

Der Kohlenstoff kann bei den Eisenwerkstoffen als das wichtigste Legierungselement angesprochen werden. Er bestimmt häufig schon durch Bruchteile von Prozenten die Eigenschaften und damit die Einsatzmöglichkeiten der einzelnen Eisenlegierungen.

Durch den Kohlenstoffgehalt werden die Grenzen der S c h m i e d b a r k e i t und H ä r t b a r k e i t festgelegt. Eisen mit einem Kohlenstoffgehalt bis 1,7 % ist schmiedbar (Stahl), über 1,7 % nur noch gießbar. Stähle mit über 0,20 % C-Gehalt sind härtbar, bei geringeren Kohlenstoffgehalten tritt durch die Härtebehandlung nur noch eine unbedeutende Härtesteigerung auf.

Die angeführten Mindest- oder Höchstwerte des Kohlenstoffgehalts sind jedoch lediglich als grobe Anhaltspunkte aufzufassen. Im allgemeinen verhalten

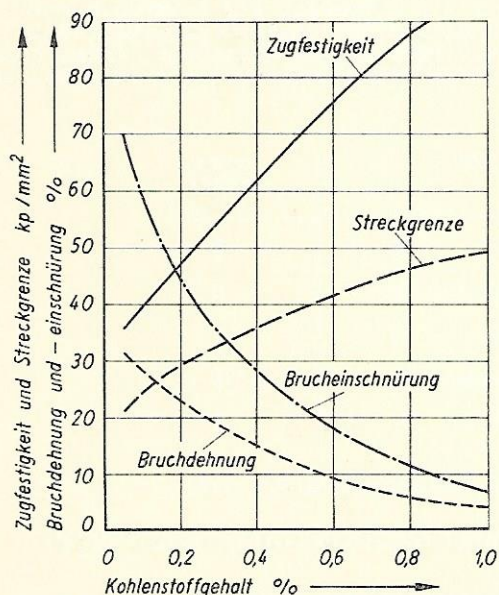


Bild 22. Festigkeitswerte gewalzter unlegierter Stähle in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt

sich die Stähle so, daß mit steigendem C-Gehalt die Härteannahme verbessert und die Schmiedbarkeit verschlechtert wird, ohne daß eine genaue Grenze durch den C-Gehalt gegeben ist. Außerdem ist bei dieser Betrachtung der Einfluß der übrigen Legierungselemente vernachlässigt worden. Darüber hinaus hat der Kohlenstoffgehalt für die S c h w e i ß b a r k e i t der Stähle entscheidende Bedeutung. Stähle bis zu einem C-Gehalt von 0,20 % sind gut schweißbar. Bei höheren C-Gehalten bereiten Stähle infolge der Härtungsgefahr Schwierigkeiten, so daß besondere Vorsichtsmaßnahmen wie Vorwärmen oder abschließende Wärmebehandlung angewendet werden müssen.

Der Einfluß des Kohlenstoffs auf die F e s t i g k e i t bei gewalzten unlegierten Stählen wird im Bild 22 dargestellt.

Mit steigendem C-Gehalt tritt außerdem eine Erhöhung der Warmfestigkeit und eine Verminderung der Kerbschlagzähigkeit und Tiefziehfähigkeit ein.

Beanspruchung und Fertigungsart eines Werkstücks entscheiden also die Wahl einer bestimmten Stahlsorte mit einem genau festgelegten Kohlenstoffgehalt. Zum Verständnis bestimmter Eigenschaften und Behandlungsverfahren der Eisenwerkstoffe, wie z.B. Warmformbarkeit, Wärmebehandlung usw., sind Kenntnisse über die Gefügevorgänge im Werkstoff, wie sie das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff wiedergibt, erforderlich.

4.11 Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff

Die Linien des Zustandsschaubilds entstehen durch Aneinanderreihen der Umwandlungspunkte einzelner Eisen-Kohlenstoff-Legierungen mit unterschiedlichen Kohlenstoffanteilen. Die Umwandlungs- oder Haltepunkte deuten auf verschiedene Vorgänge im Metall beim Erwärmen oder Abkühlen hin. Solche Vorgänge können sein:

1. Änderung des Aggregatzustands beim Erreichen des Schmelz- bzw. Erstarrungspunkts,
2. Kristallumwandlungen,
3. Änderung bestimmter Eigenschaften, z.B. Magnetismus.

Im Bild 23 werden die Abkühlungs- und die Erhitzungskurve des reinen Eisens und die dabei auftretenden Modifikationen des Eisens dargestellt.

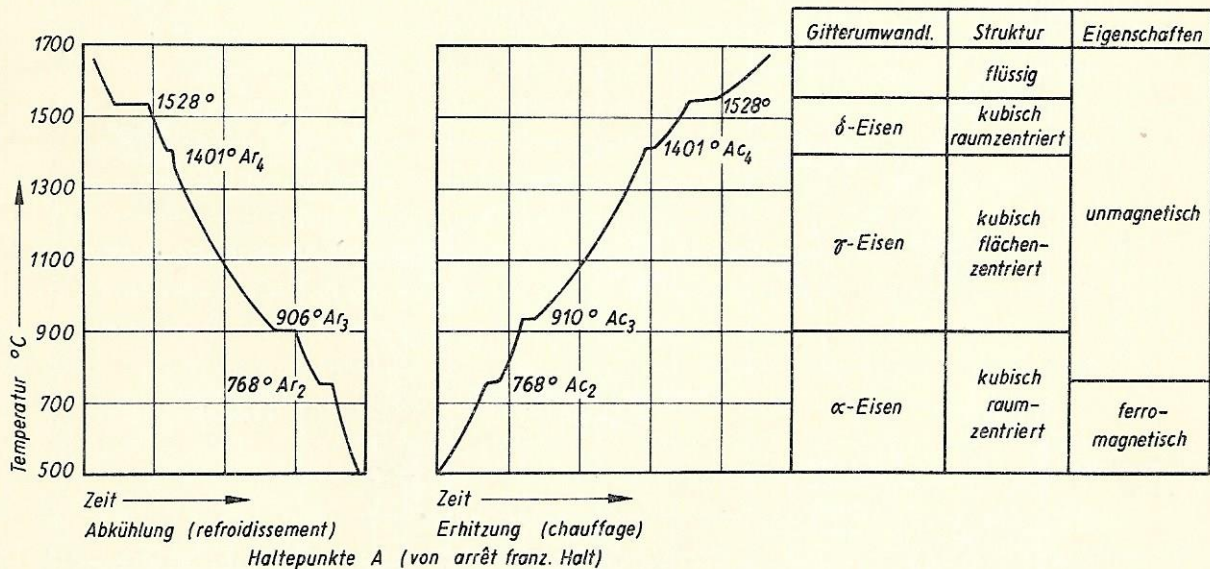


Bild 23. Schematische Abkühl- und Erhitzungskurve von reinem Eisen

Bei Hinzutreten von Kohlenstoff zum Eisen verändert sich die Lage der Haltepunkte in Abhängigkeit vom jeweiligen Kohlenstoffgehalt. Die Art der Veränderung kann aus den Kurvenzügen des Zustandsschaubilds Eisen-Kohlenstoff (Bild 24) abgelesen werden. Es zeigt beispielsweise die Linie GOSE die Veränderung der Temperaturlage des Haltepunkts A_3 in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt. Die Linie PSK gibt Aufschluß über die Lage des Haltepunkts A_1 , der bei reinem Eisen gar nicht vorhanden ist.

Zum Verständnis des Zustandsschaubilds Eisen-Kohlenstoff sind zwei Tatsachen besonders zu beachten:

1. Die dargestellten Veränderungen der Haltepunkte in Abhängigkeit vom C-Gehalt gelten genau nur für die reine **Zweistofflegierung Eisen-Kohlenstoff**, der Einfluß von Verunreinigungen durch Eisenbegleiter ist dabei nicht berücksichtigt.
2. Die Gleichgewichtsverhältnisse zwischen den beiden Legierungskomponenten stellen sich nur bei **langsamer Abkühlung** ein. Zwangs- und Spannungszustände im Gefüge, wie sie durch schnelle Abkühlung entstehen, können im Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff nicht dargestellt werden.

Die Zweistofflegierung Eisen-Kohlenstoff ist dadurch gekennzeichnet, daß ein Legierungsbestandteil (Eisen) eine beschränkte Menge des anderen Bestandteils (Kohlenstoff) im festen Zustand gelöst enthalten kann. Der Kohlenstoff kann im Eisen in gebundener Form als **Eisenkarbid** Fe_3C , als Gefügebestandteil Zementit genannt, oder in Form von elementarem Kohlenstoff als **Graphit** oder **Temperkohle** vorliegen. Da das Eisenkarbid bei längerem Glühen unter Ausscheidung von elementarem Kohlenstoff zerfallen kann, wird das System Eisen-Eisenkarbid als **metastabiles** (unstabiles), das System Eisen-Graphit als **stabiles** System bezeichnet.

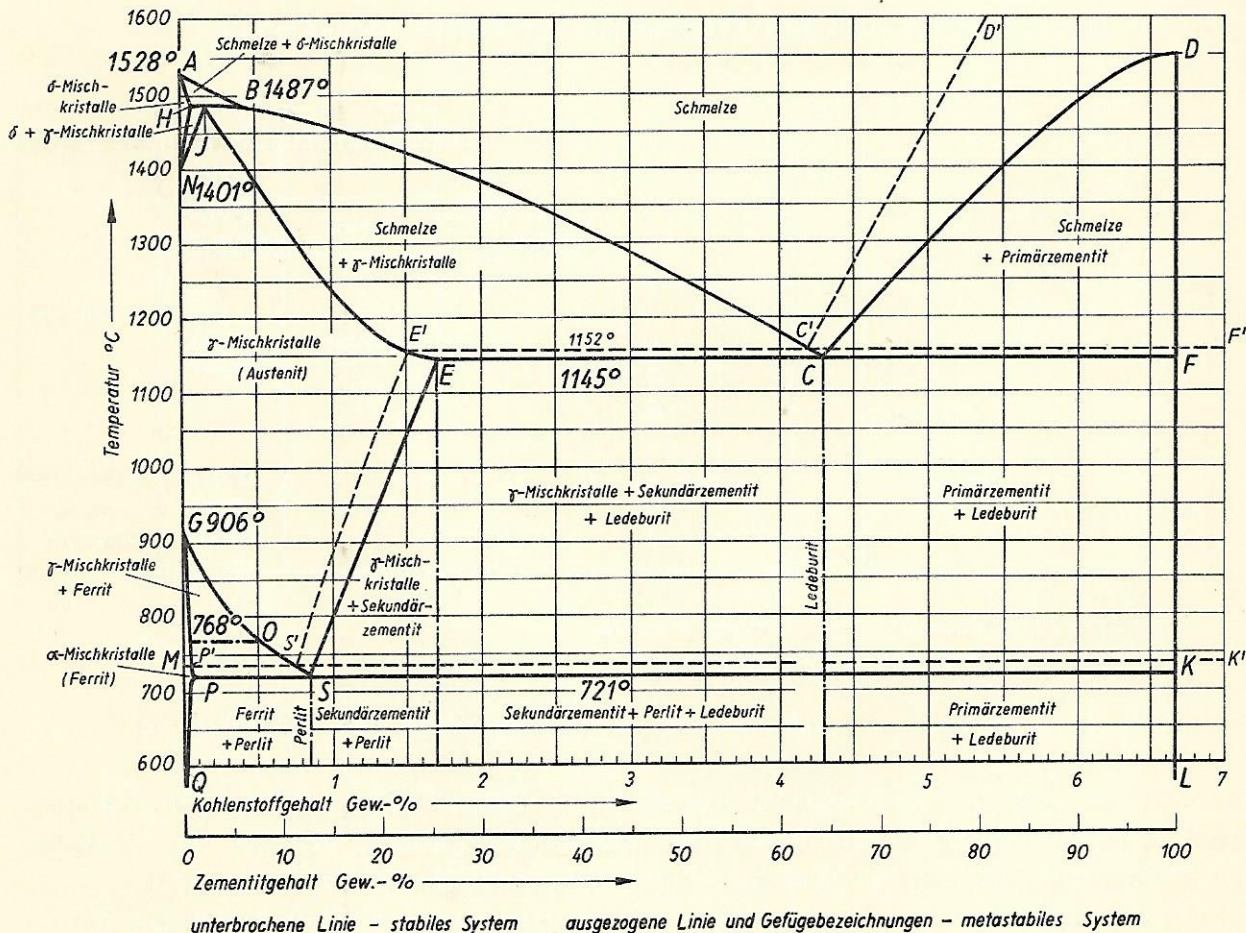


Bild 24. Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff

Das metastabile System Eisen-Eisenkarbid, dem die unlegierten Stähle angehören, ist das technisch wichtigere und soll deshalb vorrangig behandelt werden. Dabei werden die Gefügebestandteile zunächst nur mit ihrem Namen angegeben, ihr Aufbau und ihre Eigenschaften werden zusammenfassend im nächsten Abschnitt dargestellt.

Metastabiles System

Im metastabilen System werden bei langsamer Abkühlung aus dem flüssigen Zustand entlang der Linie ABC δ - bzw. γ -Mischkristalle ausgeschieden. Entlang der Linie CD wird Primärzementit ausgeschieden. Unterhalb der Soliduslinie AHJECF (solidus lat. fest) ist die Erstarrung abgeschlossen. Die Form der Liquiduslinie ABCD (liquidus lat. flüssig) weist darauf hin, daß mit steigendem Kohlenstoffgehalt der Beginn der Erstarrung bis zu 4,3 % C-Gehalt abnimmt, um dann wieder anzusteigen. Eine Legierung mit 4,3 % Kohlenstoff erstarrt bei 1145 °C (Punkt C) unmittelbar zu Ledeburit, d.h. ohne ein Erstarrungsintervall zu durchlaufen. Diese Legierung wird eutektische Legierung genannt. Die Gefügezusammensetzung der eutektischen Legierung ist besonders gleichmäßig. Der Schaubildbereich des metastabilen Systems von 1,7 bis etwa 6 % C ist vor allem für die weißen Roheisensorten von Bedeutung.

Die unlegierten Stähle reichen im linken Teil des Schaubilds bis zum Punkt E (1,7 % C, Grenze der Schmiedbarkeit). Die unterhalb der Soliduslinie liegenden Gefüge wandeln sich bei langsamer Abkühlung nochmals im festen Zustand um. Stahl mit 0,86 % C bildet bei langsamer Abkühlung aus dem Austenitbereich sofort ohne vorheriges Ausscheiden einer anderen Komponente im Punkt S ein sehr gleichmäßiges Gefüge, das als Perlit bezeichnet wird. Der Punkt S wird deshalb als Perlitpunkt oder Eutektoid, der entstehende Stahl als perlitischer oder eutektoider Stahl bezeichnet. Im Punkt S sind somit für die Umwandlung im festen Zustand analoge Verhältnisse wie im eutektischen Punkt C zu finden.

Stahl mit einem C-Gehalt < 0,86 % wird als untereutektoider Stahl bezeichnet. Dieser Stahl scheidet bei langsamer Abkühlung aus dem Austenitbereich entlang der Linie GOS Ferrit (α -Mischkristalle) aus, bis die restlichen γ -Mischkristalle eutektoide Zusammensetzung aufweisen und in Perlit umwandeln. Der Stahl zeigt im Gefüge dementsprechend Ferrit und Perlit.

Stahl mit einem C-Gehalt > 0,86 %, übereutektoider Stahl genannt, scheidet zuerst entlang der Linie ES Sekundärzementit ab. Wenn die γ -Mischkristalle perlitische Zusammensetzung erreichen, entsteht Perlit. Das Stahlgefüge enthält also Sekundärzementit und Perlit.

Während die Linien um die Punkte ABHJN für die unlegierten Stähle keine Bedeutung haben, zeigt die Linie MOSK wesentlichen Einfluß auf die magnetischen Eigenschaften. Oberhalb MOSK sind alle Eisen-Kohlenstoff-Legierungen unmagnetisch.

Stabiles System

Im stabilen System werden verschiedene Umwandlungslinien zu höheren Temperaturen und zu niedrigeren Kohlenstoffgehalten verschoben. Der Aufbau des Schaubilds bleibt im wesentlichen bestehen. Die Gleichgewichtszustände stellen sich jedoch viel träger und unsicherer ein, d.h., die Ausscheidungsgeschwindigkeit der einzelnen Komponenten ist vor allem bei niederen Temperaturen geringer als im System Eisen-Eisenkarbid. Häufig werden die Ausscheidungsvorgänge im stabilen System durch bestimmte Elemente, z.B. Silizium, begünstigt. Von praktischer Bedeutung ist das stabile System für Grauguß.

4.12 Gefügebildung bei langsamer Abkühlung

Die im Gefüge einer Eisen-Kohlenstoff-Legierung bei unterschiedlichem C-Gehalt vorhandenen verschiedenen Bestandteile werden bei Betrachtung von polierten und geätzten Schliffproben im Mikroskop mit auffallendem Licht sichtbar. Die Bilder der Schliffproben im Mikroskop werden als Gefügebilder bezeichnet. Diese Gefügebilder geben Aufschluß über die kristalline Struktur des Werkstoffs und ermöglichen z.B. Aussagen über die Güte vorangegangener Warmformgebung und Wärmebehandlung. Die einzelnen Gefüge und Gefügebestandteile tragen besondere Namen, die bereits im Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff verwendet wurden.

A u s t e n i t, nach dem englischen Stahlforscher Austen benannt, besteht aus γ -Mischkristallen, die Kohlenstoff und vorhandene andere Legierungselemente in fester Lösung enthalten. Austenit ist sehr weich und unmagnetisch und hat von allen Stahlgefügearten die größte Dichte. Bei Raumtemperatur ist er nur in hochlegierten Mangan-, Nickel-, Mangan-Nickel- und Chrom-Nickel-Stählen (austenitische Stähle) vorhanden.

Die Umwandlungen des Austenits bei rascher Abkühlung haben für das Härten der Stähle hervorragende Bedeutung.

F e r r i t (ferrum lat. Eisen) besteht aus α -Mischkristallen. Der Ferrit vermag nur einen geringen Prozentsatz Kohlenstoff zu lösen, nämlich 0,006 % C bei Raumtemperatur, maximal 0,04 % C bei 721 °C (Punkt P im Zustandsschaubild). Diese mit Temperaturänderung veränderliche Löslichkeit von Kohlenstoff, die nach der Linie GPQ im Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff zu verfolgen ist, verursacht die Ausscheidungshärtung in unlegierten Stählen mit geringen C-Gehalten. Das Gefüge des Ferrits zeigt Bild 25 (Seite 31).

Z e m e n t i t ist die metallographische Gefügebezeichnung für das Eisenkarbid Fe_3C . In Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt der Eisen-Kohlenstoff-Legierung tritt der Zementit in verschiedenen Formen und Bezeichnungen auf. Es werden folgende Zementitarten unterschieden:

1. Tertiärzementit tritt auf in Form von Bändern, Schnüren, seltener als Nadeln, in Stählen mit niedrigeren C-Gehalten.
2. Perlitischer Zementit kommt als Streifen oder Kugeln in eutektoiden, unter- und übereutektoiden Stählen vor.
3. Sekundärzementit tritt in Nadel- oder Netzform im Perlit und an den Korngrenzen übereutektoider Stähle auf.

4. Primärzementit tritt in Balken- bzw. Nadelform in übereutektischen Eisen-Kohlenstoff-Legierungen auf.

Zementit ist sehr hart und spröde und hat die geringste Dichte aller Gefügebestandteile des Stahls.

P e r l i t, das Eutektoid des Systems Eisen-Eisenkarbid, ist das Zerfallsprodukt der festen Lösung (Austenit). Perlit besteht aus einem Gemenge von Ferrit und Zementit und hat perlmutterartigen Glanz, der dieser Gefügeart die Bezeichnung gegeben hat. Nach Anordnung und Form des Zementits werden zwei Formen unterschieden: streifiger oder lamellarer und körniger oder globularer Perlit. Der lamellare Perlit besteht aus Zementit in ferritischer Grundmasse. Im körnigen Perlit, der durch Weichglühen eutektoiden Stahls entsteht, finden sich Zementitkugeln in ferritischer Grundmasse. Dieses Weichglühgefüge läßt sich leicht mechanisch bearbeiten, neigt jedoch in vielen Fällen zum Schmieren. Die Bilder 26 und 27 (Seite 31) zeigen die beiden Formen des Perlits.

Die unter- und übereutektoiden Stähle bilden Mischgefüge, wie sie die Bilder 28 und 29 (Seite 31) zeigen.

L e d e b u r i t, benannt nach dem deutschen Forscher A. Ledebur, ist das Eutektikum des Systems Eisen-Eisenkarbid und besteht aus einem Gemisch von zerfallenen γ -Mischkristallen und Zementit, das sich im festen Zustand unterhalb 721°C nicht verändert. Dieses Gefüge ist sehr spröde und hart und verhindert jede Kalt- und Warmformung.

Bei den Werkstoffen des stabilen Systems (Gußeisen) haben die Ausscheidungsformen des G r a p h i t s besonderen Einfluß auf die mechanischen und technologischen Eigenschaften. Wenn z.B. unter besonderen Bedingungen der Graphit in kugelförmiger Form auskristallisiert, so weist dieser als Kugelgraphit-Gußeisen bezeichnete Werkstoff wesentliche Unterschiede (besonders in bezug auf die Festigkeit) gegenüber einem Gußeisen mit Blättchengraphit auf.

4.13 Gefügebildung bei erhöhter Abkühlgeschwindigkeit

Wird der Stahl aus dem Austenitbereich besonders schnell abgekühlt, so wird die Umwandlung des Austenits in Ferrit und Perlit nach tieferen Temperaturen verschoben. Dabei wird mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit bzw. Unterkühlung die Ferritausscheidung immer mehr unterdrückt, bis schließlich neue Gefüge, S o r b i t, T r o o s t i t oder Z w i s c h e n s t u f e n g e f ü g e, entstanden sind.

Bei weiterer Steigerung der Abkühlgeschwindigkeit wird die sogenannte k r i t i s c h e Abkühlgeschwindigkeit erreicht, bei der sich der Austenit nach Unterschreitung einer bestimmten Temperatur (Martensit-

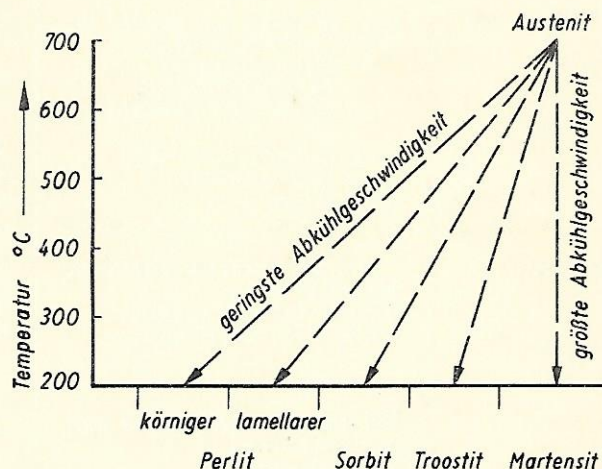


Bild 30. Einfluß der Abkühlgeschwindigkeit auf die Gefügeausbildung des Stahls

Temperatur) in einen an Kohlenstoff übersättigten α -Mischkristall, **M a r - t e n s i t** genannt, umwandelt. Da der α -Mischkristall Kohlenstoff nur in geringen Mengen zu lösen vermag, es aber im vorliegenden Fall zu einer Kohlenstoffübersättigung gekommen ist, entstehen beträchtliche Spannungen im Kristallaufbau, die zu einem Anstieg der Härte führen. Es ist einleuchtend, daß dabei mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Größe der Spannung und damit die Härte zunimmt. Das Gefüge des Martensits zeigt Bild 31 (Seite 31).

Das Erwärmen eines Stahls bis zu einer bestimmten Temperatur mit anschließender rascher Abkühlung, die zur Martensitbildung führt, wird als **H ä r t e n** bezeichnet.

Eine nachfolgende, als **A n l a s s e n** bezeichnete Erwärmung des gehärteten Stahls bewirkt einen teilweisen Zerfall des Martensits, wobei der Kohlenstoff in Form von Karbiden ausgeschieden wird. Mit steigender Erwärmungs- bzw. Anlaßtemperatur entstehen sogenannte **Ü b e r g a n g s g e f ü g e**, wie z.B. Sorbit, Troostit usw., die zu einem Abfall der Härte und Zugfestigkeit sowie zu einem Anstieg der Zähigkeitseigenschaften führen.

4.2 Einfluß der einzelnen Stahl-Legierungsbestandteile

Die Wirkung der einzelnen Stahl-Legierungselemente auf die Eigenschaften der Stähle läßt sich nur in allgemeiner Form darstellen. Es können nur qualitative Aussagen über die Änderung der Stahleigenschaften bei Gegenwart oder Zusatz bestimmter Elemente gemacht werden, weil zwischen Art und Menge der Legierungszusätze und den Eigenschaftsänderungen keine einfachen Beziehungen bestehen. Hinzu kommt noch, daß bereits die einfachste Legierung in der Praxis eine Dreistofflegierung ist, die aus Eisen, Legierungselement und Kohlenstoff besteht. Die Wirkung der Eisenbegleiter eingerechnet, werden dadurch zahlenmäßige Voraussagen immer unsicherer. Die wesentlichen Stahl-Legierungselemente und ihr Einfluß auf die Eigenschaften der Stähle werden in der nachfolgenden tabellarischen Übersicht zusammengefaßt.

Einfluß von	erhöht	vermindert	besondere Eigenschaften
Kohlenstoff	Festigkeitseigenschaften, (Zugfestigkeit, Streckgrenze, Warmfestigkeit, Dauerfestigkeit), Verschleißwiderstand, Schneidhaltigkeit, Härbarkeit	Zähigkeitseigenschaften, (Kerbschlagzähigkeit, Bruchdehnung und Brucheinschnürung, Tiefziehfähigkeit), Zerspanbarkeit, Schweißbarkeit, Schmiedbarkeit	Koerzitivkraft wird erhöht, Wärme- und elektrische Leitfähigkeit werden vermindert
Silizium	Festigkeitseigenschaften, Durchhärtung, Verschleißwiderstand, Zunderbeständigkeit	Zähigkeitseigenschaften, Schmiedbarkeit, Zerspanbarkeit, Schweißbarkeit	Desoxydationsmittel, elektrische Leitfähigkeit und Koerzitivkraft werden in hohem Maß vermindert
Mangan	Festigkeitseigenschaften, Durchhärtung, Schmiedbarkeit, Schweißbarkeit, Verschleißwiderstand	Zerspanbarkeit	Desoxydationsmittel, bindet Schwefel und verringert daher Rotbruchgefahr

5 Wärmebehandlung der Stähle

5.1 Bedeutung der Wärmebehandlung

Ein Verfahren oder die Verbindung mehrerer Verfahren zur Behandlung eines Werkstücks mit dem Ziel, durch Änderung der Temperatur oder des Temperaturverlaufs bestimmte Werkstoffeigenschaften wie Härte, Zugfestigkeit, Dehnung, bildsame Formbarkeit und Zerspanbarkeit usw. zu beeinflussen, wird als **W ä r m e b e h a n d l u n g** bezeichnet. Warmformgebung und mit Erwärmung verbundene Verfahren des Oberflächenschutzes werden von diesem Begriff nicht eingeschlossen. Die wichtigsten Wärmebehandlungsverfahren des Stahls sind das **G l ü h e n**, **H ä r t e n** und **V e r g ü t e n**.

In der Luftfahrtindustrie haben die Wärmebehandlungsverfahren des Stahls vor allem im Triebwerk- und Fahrwerksbau große Bedeutung. Die Forderungen des Konstrukteurs an die Eigenschaften des Werkstoffs lassen sich nur bei exakter Einhaltung der Wärmebehandlungsvorschriften erfüllen. Unsachgemäße Wärmebehandlung, die in den wenigsten Fällen äußerlich erkannt werden kann, vermindert die Betriebssicherheit und Lebensdauer der Werkstücke und führt zu einer unmittelbaren Gefährdung von Menschenleben. Um im Produktionsprozeß Verwechslungen durch Begriffsunklarheiten zu vermeiden, sind die **F a c h a u s d r ü c k e** für die **W ä r m e b e h a n d l u n g** in TNL 12001 (s. Anhang) zusammengefaßt worden.

Die folgende Darstellung der einzelnen Verfahren beschränkt sich auf einige grundlegende Fragen. Einzelheiten der Wärmebehandlung einzelner Luftfahrtstähle werden im Abschnitt 6 behandelt.

5.2 Glühen

Das Wärmebehandlungsverfahren Glühen besteht im Erwärmen eines Werkstücks auf eine bestimmte Temperatur und Halten bei dieser Temperatur mit nachfolgender, in der Regel langsamer Abkühlung. Durch die einzelnen Glühverfahren, die sich durch **T e m p e r a t u r l a g e**, **G l ü h d a u e r** und **A b k ü h l u n g** unterscheiden, können bestimmte Stahleigenschaften wesentlich beeinflusst werden. Im Bild 32 sind die für verschiedene Glühverfahren zweckmäßig anzuwendenden Temperaturberei-

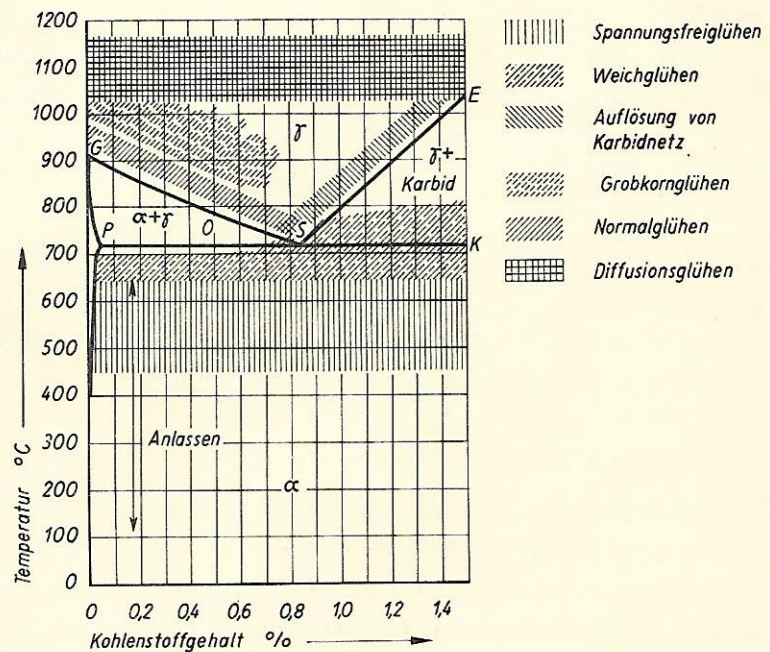


Bild 32. Temperaturlage der Glühbehandlungen im Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff

che in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt aufgezeichnet. Die angegebenen Temperaturbereiche können sich durch größere Mengen an Legierungselementen beträchtlich verschieben.

5.21 Normalglühen

Durch Normalglühen wird unterschiedliches und grobkörniges Gefüge beseitigt. Dieses Gefüge tritt besonders bei gegossenem Stahl auf. Auch Schmiede- und Walzerzeugnisse können infolge zu langer Behandlung bei hohen Temperaturen oder infolge zu geringen Verschmiedegrads grobkörniges Gefüge aufweisen. Diese Werkstücke haben nach dem Normalglühen ein gleichmäßiges, feinkörniges Gefüge, wodurch besonders die Festigkeitseigenschaften verbessert werden.

Die Normalglühtemperatur liegt bei unlegierten Stählen 30 bis 40° oberhalb der Linie GOS im Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff. Die Haltedauer richtet sich nach dem Werkstückquerschnitt. Durch die zweimalige Umwandlung - α -Mischkristalle in γ -Mischkristalle beim Erwärmen und umgekehrt beim Abkühlen in ruhender Luft - findet eine völlige Umkristallisation statt, so daß ein gleichmäßiges Gefüge entsteht.

Viele Stahlhalbzeuge im Bereich der Luftfahrtindustrie werden bereits vom Hersteller im Werkstoffzustand `n o r m a l g e g l ü h t` geliefert.

5.22 Weichglühen

Weichglühen ist unerlässlich bei allen Stählen, die kalt geformt werden sollen, sei es bei der Halbzeugfertigung oder bei der Teilefertigung durch Walzen, Ziehen, Biegen usw. Darüber hinaus wird dieses Verfahren bei allen Stählen angewandt, die spanend zu bearbeiten sind und über 0,5 % Kohlenstoff enthalten. Außerdem werden alle Stähle weichgeglüht, die infolge ihres Legierungsgehalts bei beschleunigter Abkühlung nach der Warmformgebung eine für den Zerspanungsvorgang unzulässige Härte annehmen. Bei Stählen mit niedrigem Kohlenstoffgehalt wird jedoch für bestimmte Zerspanungsverfahren (Stoßen, Räumen, Abwälzfräsen) das normalgeglühte Gefüge bevorzugt, weil es sauberere Oberflächen liefert.

Die Haltedauer beim Weichglühen beträgt je nach Querschnitt mehrere Stunden. Die Werkstücke werden meist an ruhender Luft abgekühlt. Wird eine besonders langsame Abkühlung verlangt, werden die Teile in Kästen mit Holzkohle oder Gußspänen eingepackt und darin abgekühlt.

5.23 Spannungsfreiglühen

Mechanische oder thermische Spannungen, die bei Warm- bzw. Kaltformung oder durch ungleichmäßiges Erwärmen bzw. Abkühlen entstanden sind, werden durch Spannungsfreiglühen beseitigt. Wird das unterlassen, so lösen sich die Spannungen, wenn das Teil im Betrieb beansprucht wird, und die Wirkungen erscheinen als Maßungenauigkeiten und Freßstellen. Nicht gelöste Spannungen sind oft auch die Ursache für das Verziehen einzelner Teile beim Härten.

Das Spannungsfreiglühen der Stähle wird bei Temperaturen zwischen 500 und 600 °C durchgeführt. Dabei wird das Gefüge nicht verändert. Je nach Werkstück-

querschnitt werden 0,5 bis 2 Stunden benötigt. Die erforderliche, sehr langsame Abkühlung wird meist im Ofen vorgenommen, da durch den Luftzug beim Herausnehmen der Teile bereits wieder unterschiedliche Abkühlverhältnisse und somit neue Spannungen entstehen können.

5.24 Rekristallisationsglühen

Beim Kaltformen von Teilen (Kaltwalzen von Blechen, Kaltbiegen von Rohren, Tiefziehen) entsteht eine Verfestigung des Werkstoffs, die bei zu großen Formänderungen zur Rißbildung führen kann (vgl. Abschnitt 7.3). Beim Glühen kaltverfestigter Werkstücke setzt nach Überschreiten einer bestimmten Temperatur eine Neubildung von Kristalliten ein, die als R e k r i s t a l l i s a t i o n bezeichnet wird. Das Gefüge bildet sich dabei vollkommen neu aus und besitzt wieder die gleichen Eigenschaften wie vor der Kaltformung.

Die Temperaturen beim Rekristallisationsglühen liegen für Stahl ähnlich wie beim Weichglühen zwischen 600 und 700 °C. Die Glühtemperaturen sind um so niedriger, je stärker die vorangegangene Kaltformung war. Die Durchwärmdauer richtet sich nach dem Werkstückquerschnitt, die Haltedauer nach der Rekristallisationsgeschwindigkeit.

5.25 Besondere Glühverfahren

Diffusionsglühen wird angewendet, um die im fertigen Werkstück noch vorhandenen Seigerungszone, die während der langsamen Abkühlung des Stahls in der Kokille entstanden sind, zu beseitigen. Diese Zonen führen zu örtlich schwankenden Eigenschaften, z.B. der Härtebarkeit. Die hohen Glühtemperaturen (1100 bis 1150 °C) und die nur langsame Verminderung der Kristallseigerung, vor allem bei legierten Stählen, machen dieses Verfahren nur bei Sonderstählen wirtschaftlich.

Grobkornglühen wird durchgeführt, um die Zerspanbarkeit der Stähle zu verbessern. Die Stähle werden 30 bis 50 °C über Normalglühtemperatur erhitzt und langsam abgekühlt. Das entstehende grobe Korn bewirkt einen leicht bröckelnden Span, der nur eine geringe Verschleißwirkung auf die Werkzeugschneide ausübt. Soll das Werkstück gute Festigkeitseigenschaften erreichen, so muß das grobe Korn durch eine nachträgliche Vergütung wieder beseitigt werden.

Blankglühen unter reduzierenden oder reaktionsträgen Gasen soll die Bildung einer Oxydationsschicht durch den Glühprozeß verhindern und das Werkstück metallisch blank erhalten.

Zwischenglühen wird bei Werkstücken angewandt, die einsatzgehärtet werden, aber nach dem Aufkohlen erst noch spanend zu bearbeiten sind. Bedingt durch den hohen Randkohlenstoffgehalt und die verhältnismäßig schnelle Abkühlung im Aufkohlungsmittel treten nämlich vor allem bei dünnwandigen Teilen teilweise so hohe Härtewerte auf, daß bei der Spanabnahme die üblichen Schneidwerkzeuge versagen. Zwischengeglüht wird je nach Stahlart bei etwa 630 bis 680 °C eine Stunde bis drei Stunden lang.

5.3 Härten und Vergüten

5.31 Begriffsbestimmungen

H ä r t e n heißt, einen Stahl von einer Temperatur oberhalb GOS (bei untereutektoiden Stählen) oder SK (bei übereutektoiden Stählen) mit solcher Geschwindigkeit abkühlen, daß oberflächlich oder durchgreifend eine erhebliche Härtesteigerung, in der Regel durch **M a r t e n s i t b i l d u n g**, eintritt. Die erzielbare Härte, gemessen als Rockwell- oder Vickershärte, ist fast ausschließlich von dem bei Härtetemperatur im Austenit gelösten **K o h l e n s t o f f g e h a l t** abhängig (Bild 33).

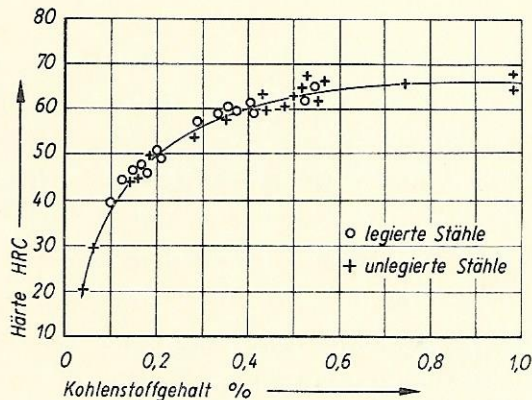


Bild 33. Erreichbare Härtewerte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt (leg. und unleg. Stähle)

Mit der Härte steigen Streckgrenze, Zug- und Dauerfestigkeit, während Bruchdehnung, -einschnürung und Kerbschlagzähigkeit sinken.

V e r g ü t e n heißt, einen Stahl härten und anschließend bei Temperaturen von 300 bis 700 °C anlassen. Dadurch wird eine hohe Zähigkeit bei einer dem Verwendungszweck des Werkstücks angepaßten Zugfestigkeit erreicht. Durch das Vergüten kann jede Härtestufe zwischen der Anspruchshärte (höchste Härte) und der Normalhärte (niedrigste Härte) erzielt werden. Ein besonderes Vergütungsverfahren ist das Zwischenstufenvergüten.

5.32 Härten

Um eine brauchbare Härte zu erzielen, müssen unlegierte Stähle mindestens 0,35 % Kohlenstoffgehalt aufweisen. Ist das nicht der Fall, so wirkt das Härten vielfach im Sinne eines Vergütens, d.h., es wird eine hohe Zugfestigkeit bei guten Zähigkeitseigenschaften erzielt. Härtewerte von über 60 HRC werden erst von 0,5 % C an erreicht.

Ursache der Härtesteigerung

Die Härtesteigerung wird durch den bei genügend großer Abkühlgeschwindigkeit aus dem Austenitbereich entstehenden Martensit hervorgerufen. Die dabei im Gitteraufbau des Stahls ablaufenden Vorgänge können vereinfacht folgendermaßen dargestellt werden: Im Bereich der festen Lösung, also bei Temperaturen oberhalb GOS, hat das Eisen ein kubisch-flächenzentriertes Raumgitter. Das freie Innere des Gitterwürfels wird bei Anwesenheit von Kohlenstoff von diesem in Anspruch genommen. Bei **l a n g s a m e r A b k ü h l u n g** des Austenits klappt das kubisch-flächenzentrierte γ -Eisen in das kubisch-raumzentrierte α -Eisen um. Das Innere des Gitterwürfels wird dann von einem Eisenatom beansprucht und der Kohlenstoff setzt sich irgendwo an den Gittergrenzen fest. Bei **r a s c h e r A b k ü h l u n g** läuft derselbe Umklappvorgang ab. Infolge der geringen Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs findet das C-Atom nicht genügend Zeit, sich an die Gittergrenzen zu begeben, sondern es

verbleibt z w a n g s w e i s e mit dem raumzentrierten Eisenatom im Inneren des Gitters. Da das α -Gitter nur geringe Mengen Kohlenstoff aufnehmen kann, finden die C-Atome nicht genügend Raum und verursachen eine G i t t e r - a u f w e i t u n g , die mit steigendem Kohlenstoffgehalt zunimmt. Die sich aus dieser Aufweitung ergebenden inneren Spannungen verursachen die Härtesteigerung der Stähle.

Härtetemperatur

Bei unlegierten Stählen kann die Härtetemperatur unmittelbar dem Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff entnommen werden (Bild 34). Die Härtetemperatur der untereutektoiden Stähle ($C \leq 0,87\%$) liegt abhängig vom C-Gehalt 30 bis 50 °C oberhalb der Linie GOS. Übereutektoiden Stähle werden dagegen unabhängig vom C-Gehalt oberhalb der Linie SK bei 780 bis 800 °C gehärtet. Das Härtingsgefüge enthält bei diesen Stählen neben Martensit den bereits sehr harten Sekundärzementit. Voraussetzung für das Entstehen eines feinen Härtingsgefüges ist ein einwandfreies Glühgefüge des zu härtenden Stahls. Ein Überschreiten der günstigsten Härtetemperatur ergibt eine mit steigender Temperatur zunehmende Kornvergrößerung. Die Härtetemperatur muß deshalb sorgfältig eingehalten werden.

Während die Eisenbegleiter erst bei Abweichungen von den üblichen niedrigen Anteilen bedeutenden Einfluß auf die Lage der günstigsten Härtetemperatur gewinnen, kann bei legierten Stählen die Verschiebung der Härtetemperatur durch die Legierungsbestandteile hohe Beträge annehmen. Das Maß der Verschiebung ergibt sich aus der Lage der Umwandlungspunkte in den entsprechenden Mehrstoffsystemen. In der Praxis können die günstigsten Härtetemperaturen den Vorschriften der Stahlwerke bzw. in der Luftfahrtindustrie den entsprechenden LW-Leistungsblättern entnommen werden.

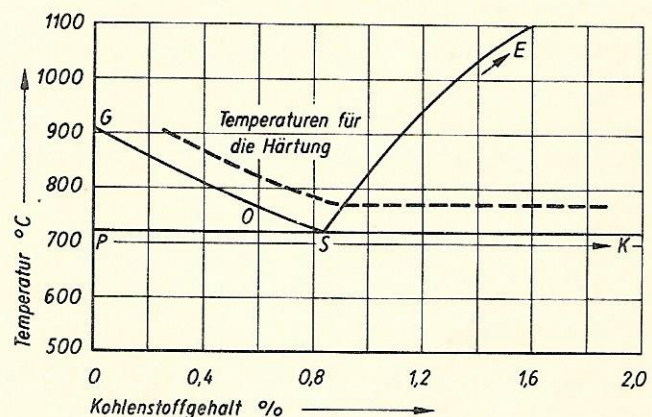
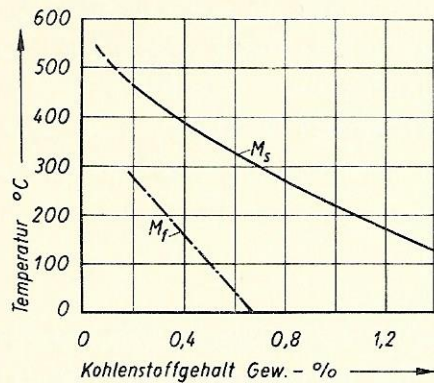


Bild 34. Härtetemperatur der unlegierten Stähle

Abkühlen (Abschrecken)

Das Abkühlen von Härtetemperatur muß so erfolgen, daß die Umwandlungen in der Perlit- und Zwischenstufe unterdrückt und Martensit gebildet wird. Diese Abkühlgeschwindigkeit heißt o b e r e k r i t i s c h e A b k ü h l g e s c h w i n d i g k e i t und ist für das Härten maßgebend. Die Umwandlungstemperatur, bei der die Martensitbildung einsetzt, ist nicht von der Abkühlgeschwindigkeit, sondern vom Kohlenstoffgehalt des Stahls abhängig (Bild 35).

Die bei einer bestimmten Härtetemperatur und Abkühlbedingung im Inneren eines Werkstücks erreichte Abkühlgeschwindigkeit hängt von den Abmessungen des Härteguts ab. D u r c h h ä r t u n g , d.h. volle Härtung durch Martensitbildung bis in den Kern hinein, tritt nur ein, wenn auch der Kernwerkstoff die



M_s Beginn der Martensitbildung
 M_f Ende der Martensitbildung

erforderliche Abkühlgeschwindigkeit erreicht. Bei unlegierten Stählen ist Durchhärtung nur bei hohem C-Gehalt und kleinen Abmessungen möglich. Wird durch Legierungszusätze, z.B. durch Molybdän, die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit herabgesetzt, dann kann die **Einhärtungstiefe** erhöht und eine Durchhärtung selbst bei weniger schroffer Abkühlung (Öl, Luft) erreicht werden.

Bild 35. Abhängigkeit des Beginns und des Endes der Martensitbildung vom Kohlenstoffgehalt bei unlegierten Stählen

Abkühlmittel

Die Wahl des Abkühlmittels richtet sich

1. nach der durch Kohlenstoff- und Legierungsgehalt bedingten kritischen Abkühlgeschwindigkeit,
2. nach Größe und Form des Werkstücks und
3. nach der gewünschten Einhärtungstiefe.

Im Bild 36 sind die für Stahl gebräuchlichen Abkühlmittel nach steigender Wirkung geordnet.

gebräuchliche Abkühlmittel	Wirkung
Luft	mild ↓ schroff
Wasser von 80 bis 100° C	
Eisenbacken	
Preßluft	
Talg	
Öl	
gesättigte Salzlösungen von 80 bis 200° C	
Ölemulsionen bis zu 10 % Ölgehalt	
Wasser von 20° C	
Eiswasser	
verdünnte Salzlösungen (z.B. 10 %ige Kochsalzlösung)	

Bild 36. Abkühlmittel für Stahl

Die Abkühlgeschwindigkeit wird durch kräftige Bewegungen des Härteguts oder der Kühlflüssigkeit wesentlich erhöht.

Besondere Härteverfahren

Übermäßigen **Härtespannungen** und der Gefahr der **Härterisse** wird bei härteempfindlichen Stählen und komplizierten Formteilen durch besondere Härteverfahren begegnet. Bei der **gebrochenen Härtung** wird zuerst in einem schroff wirkenden Abkühlmittel, z.B. Wasser, die Perlit- und Zwischenstufe unterdrückt, ohne bis zum völligen Temperatenausgleich zu warten. Anschließend wird in einem milder wirkenden Mittel, z.B. Öl, der Martensit gebildet. Die erzielte Härte wird dadurch nicht verändert, aber Härtespannungen und Rißgefahr werden vermindert. Diese Wirkung wird mit größerer Sicherheit und Zuverlässigkeit durch das **Warmbadhärten** erreicht. Von Härtetemperatur wird in einem Salz- oder Metallbad abgeschreckt, dessen Temperatur wenig über oder unter dem Martensitpunkt liegt, etwa bei 180 bis 220 °C. Dort wird der Stahl bis zum Temperatenausgleich gehalten und dann beliebig langsam, z.B. an ruhender Luft, abge-

kühlt. Für die Warmbadhärtung eignen sich jedoch nicht alle Stähle. Es kommen vor allem höher legierte Stähle in Betracht, die bei den erforderlichen Temperaturen bis zum Ausgleich sehr umwandlungsträge sind.

Mit dem Härten verknüpft, ohne daß es besonders erwähnt wird, ist ein Anlassen auf 100 bis 200 °C nach dem Härten. Dadurch werden ohne wesentliche Härteverluste die Härtespannungen verringert und die Zähigkeit erhöht. Das gilt besonders für Werkzeugstähle.

5.33 Oberflächenhärten

Werkstücke, die eine harte und verschleißfeste Oberfläche bei zähem und elastischem Kernwerkstoff erhalten sollen, werden oberflächengehärtet. Bauelemente dieser Art sind z.B. Wellen, Zapfen und Zahnräder. Sie werden im Flugzeugbau besonders im Triebwerk-, Getriebe- und Gerätebau benötigt. Folgende Oberflächenhärtungsverfahren werden in der Praxis verwendet:

1. Einsatzhärten,
2. Oberflächenhärten durch Stickstoffaufnahme (Nitrieren),
3. örtliches Oberflächenhärten (Flammen- und Induktionshärten).

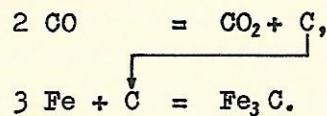
Einsatzhärten

Als Einsatzhärten wird Härten nach vorangegangener Aufkohlung der Randschicht eines Werkstücks bezeichnet. Das Aufkohlen kann mit einer gleichzeitigen Stickstoffaufnahme verbunden sein. Dieses Verfahren wird sowohl bei einfachen Kohlenstoffstählen als auch bei legierten Stählen angewandt. Die für diese Behandlung vorgesehenen Stähle werden unter der Bezeichnung Einsatzstähle zusammengefaßt. Bei den legierten Einsatzstählen steigern die karbidbildenden Elemente besonders den Randkohlenstoffgehalt der Einsatzschicht. Die Einlagerung körniger Karbide in der Randschicht, die besonders bei Cr- und Cr-Mn-Stählen auftritt, erhöht den Verschleißwiderstand. Der Kohlenstoffgehalt der Einsatzstähle liegt meist unter 0,2 %. Die Wahl des Werkstoffs hängt von dem benötigten Querschnitt und den erforderlichen Festigkeitseigenschaften im Kern ab.

Das Aufkohlen wird nach dem Formgeben durchgeführt und nach der Art des kohlenstoffabgebenden Mittels - ob fest, flüssig oder gasförmig - als Pulver-, Bad- oder Gasaufkohlen bezeichnet. Oberflächenteile des Werkstücks, die nicht einsatzgehärtet werden sollen, müssen vor dem Aufkohlen durch bestimmte Maßnahmen, z.B. Verkupfern, besonders geschützt werden.

Der Aufkohlungs Vorgang wird bei allen Verfahren durch Zersetzen kohlenstoffhaltiger Gase bestimmt. Bei festen Aufkohlungsmitteln werden vorwiegend Kohlenoxyd, bei flüssigen Zyan (CN)₂ und bei gasförmigen Kohlenoxyd und Kohlenwasserstoffe zersetzt. Die entstehenden Gase bilden bei Einwirkung ihres C-Anteils auf das Eisen bei Aufkohlungstemperatur Eisenkarbid, das vom γ -Eisen gelöst wird. Der Kohlenstoff diffundiert atomar in die Randzone ein. Der Diffusionsvorgang ist abhängig von den Einsatzmitteln, der Einsatztemperatur und der Legierung des betreffenden Stahls.

Das Einsatzpulver beim Pulveraufkohlen besteht meist aus Holzkohle, Koks sowie Braunkohle mit oxydierenden Zusätzen von BaCO_3 und Na_2CO_3 . Der chemische Vorgang des Aufkohlens läßt sich vereinfacht folgendermaßen darstellen:



Beim Einsatzhärten nach vorangegangenen Pulveraufkohlen sind folgende Arbeitsgänge notwendig:

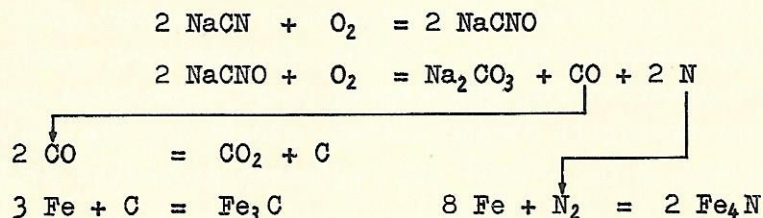
1. Säubern der einzusetzenden Teile,
2. Verpacken der Werkstücke im Aufkohlungsmittel in feuerfesten Kästen,
3. Erwärmen und Halten auf Aufkohlungstemperatur (880 bis 900 °C),
4. Abkühlen der Teile im Kasten,
5. Härten und Entspannen der Teile.

Über die erreichbaren Einsatzhärtungstiefen vermittelt Bild 37 einen Überblick. Der günstigste Härtebereich der martensitischen Randschicht liegt bei HRC 58 bis 62.

Einsatzdauer nach Erreichen der Einsatz- temperatur	Aus dem Härtebruch gemessene Einsatzhärtungstiefe für			
	850° C		900° C	
	unleg. Stahl	leg. Stahl	unleg. Stahl	leg. Stahl
1 h	0,4 mm	0,5 mm	0,6 mm	0,8 mm
5 h	0,8 mm	1,0 mm	1,2 mm	1,3 mm
10 h	1,2 mm	1,5 mm	1,5 mm	1,8 mm
30 h	1,5 mm	1,8 mm	2,5 mm	2,8 mm
60 h	2,5 mm	3,2 mm	4,5 mm	5,2 mm

Bild 37. Erreichbare Einsatzhärtungstiefen bei verschiedenen Einsatzbehandlungen

Beim Badaufkohlen diffundiert nicht nur Kohlenstoff, sondern auch noch Stickstoff in die Stahloberfläche ein.



Das Badaufkohlen hat viele Vorteile gegenüber dem Pulveraufkohlen:

- Verringerung der Aufkohlungsdauer,
- bessere Führung des Randkohlenstoffgehalts,
- genaue Einhaltung der Aufkohlungstemperatur und
- gleichmäßigere Durchwärmung.

Nachteilig ist der Umgang mit den sehr giftigen Zyansalzen, die besondere Sorgfalt und Sauberkeit der Arbeit erfordern. (Arbeitsschutzbestimmung 194).

Beim **G a s a u f k o h l e n** wird der notwendige Kohlenstoff aus einem bei Aufkohlungstemperatur sich spaltenden Gas gewonnen. Die hauptsächlich verwendeten Gase sind Leuchtgas, Propan und Erdgas. Dieses Verfahren sichert vor allem bei kleinen Massenteilen ein schnelles und sauberes Arbeiten bei niedrigem Aufwand.

Nitrieren

Mit Nitrieren wird eine Härtesteigerung der Oberfläche eines Werkstücks durch Erwärmen in stickstoffabgebenden Gasen (Gasnitrieren) oder Salzbadern (Badnitrieren) unterhalb des A_{c1} -Punkts bezeichnet. Dabei bilden sich an der Oberfläche des Stahls äußerst harte Nitride, die höchsten Verschleißwiderstand, verbesserte Korrosionsbeständigkeit und gute Polierfähigkeit ergeben. Die erreichbare Oberflächenhärte ($HV = 800$ bis 1200 kp/mm^2) hängt weitgehend von den vorhandenen Legierungsbestandteilen ab. Sehr harte Nitride bilden vor allem die Elemente Cr, Al, V und Mo. Im Flugmotorenbau wird das Nitrieren für die am stärksten verschleißenden Teile wie Laufbahn der Kurbelwelle, Zylinder- und Dichtbuchse, Nebenpleuel usw. angewandt.

Der für das **G a s n i t r i e r e n** erforderliche atomare Stickstoff wird durch Spaltung des Ammoniaks bei Temperaturen zwischen 500 und 510°C gewonnen.



Das Werkstück wird vor dem Nitrieren bis zur Feinbearbeitung vorbereitet und entfettet. Nach dem Nitrieren werden die Teile **n i c h t** abgeschreckt, sondern langsam und gleichmäßig abgekühlt. Dadurch sind die Werkstücke fast ganz verzugsfrei. Nachteilig für die Produktion wirkt sich die lange Nitrierdauer der Teile im Ofen aus (Bild 38). Für das Gasnitrieren werden nur Nitrierstähle verwendet.

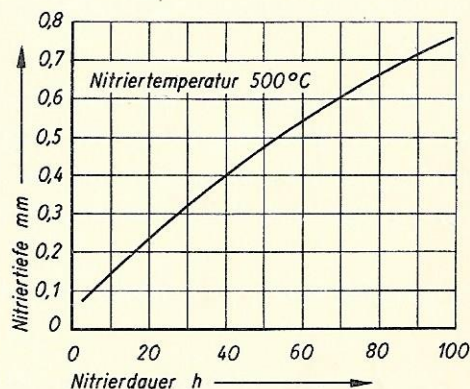


Bild 38. Abhängigkeit der Nitriertiefe von der Nitrierdauer

Beim **B a d n i t r i e r e n** in flüssigen Nitriersalzen wird unterschieden zwischen dem Badnitrieren für Werkzeuge aus Schnellarbeitsstählen und dem Badnitrieren für Bauteile aus unlegierten Einsatz- und Vergütungsstählen. Das letzte Verfahren wird als Weichnitrieren bezeichnet.

Durch das Badnitrieren von Werkzeugen aus Schnellarbeitsstahl wird eine wesentliche Härtesteigerung und dadurch eine Erhöhung der Standzeit erzielt. Die Werkzeuge werden vor dem Nitrieren gehärtet und angelassen sowie auf Fertigmaß bearbeitet. Anschließend wird bei 550°C etwa 20 bis 90 Minuten lang nitriert. Danach werden die Werkzeuge an der Luft abgekühlt. Die erreichbaren Nitriertiefen liegen zwischen $0,02$ und $0,06 \text{ mm}$. Die Werkzeuge verziehen sich beim Nitrieren nicht, so daß kein nachträgliches Schleifen erforderlich ist.

Beim Badnitrieren von Bauteilen aus unlegierten Einsatz- und Vergütungsstählen wird nach dieser Behandlung trotz einer äußerst dünnen, sehr verschleißfesten

Randzone nur eine geringfügige Härtesteigerung beobachtet, die zu der Bezeichnung *W e i c h n i t r i e r e n* führte. Ursache dafür ist die unter der verschleißfesten Randzone liegende wesentlich weichere Diffusionszone. Die Vorteile dieses Verfahrens sind, daß an der Oberfläche die Verschleißfestigkeit stark erhöht, die Fähigkeit zur Bildung eines Laufspiegels verbessert und die Neigung zum Fressen bei unterbrochener Schmierung oder trockenem Lauf vermindert werden. Die tatsächlich meßbare Steigerung der Oberflächenhärte ist gering. Zur Verbesserung der Kerneigenschaften werden die Teile vor dem Nitrieren vergütet.

Beim Weichnitrieren werden die Teile 1 bis 2 Stunden in einem Nitrierbad von 520 bis 580 °C behandelt. Eine längere Nitrierdauer ruft eine stärkere Verbindungszone hervor. Die Verbindungszone ist eine dünne Schicht in der äußersten Randzone, meist 5 bis 15 µm dick, die aus Karbiden und Nitriden besteht, sehr spröde ist und zum Ausbrechen neigt. Die erzielbare Eindringtiefe, wenn 2 Stunden bei 580 °C nitriert wird, beträgt etwa 0,4 mm.

Die Verschleißfestigkeit der Nitrierschicht ist nicht über die ganze Schichtdicke gleichmäßig. Eine brauchbare Verschleißfestigkeit liefert nur das erste Drittel der gesamten Nitrierschichtdicke. Die Werkstücke müssen deshalb im vollkommen fertig bearbeiteten Zustand weichnitriert werden. Eine Verbesserung der Oberflächenbeschaffenheit durch Läppen oder Honen ist jedoch ohne weiteres möglich.

Das Weichnitrieren hat bereits bei manchen Teilen die Einsatzhärtung abgelöst. Besonders günstig ist, daß durch das Nitrieren, infolge des gelösten Stickstoffs, Druckspannungen an der Oberfläche hervorgerufen werden, die die Dauerfestigkeit der Teile verbessern.

Härteverfahren, bei denen nicht die ganze Masse des Werkstücks, sondern nur die zu härtenden Oberflächenteile erwärmt werden, werden als *ö r t l i c h e O b e r f l ä c h e n h ä r t u n g* bezeichnet. Für diese Verfahren eignen sich Stähle, die mindestens 0,4 % Kohlenstoff aufweisen. Darüber hinaus können auch Teile gehärtet werden, die vorher aufgekühlt wurden. Je nach Wärmequelle werden zwei Verfahren unterschieden: *F l a m m e n -* und *I n d u k t i o n s h ä r t e n*.

Flammenhärten

Beim Flammenhärten wird durch eine intensive Azetylen-Sauerstoff- bzw. Leuchtgas-Sauerstoff-Flamme erwärmt und unmittelbar danach abgeschreckt. Bild 39 zeigt schematisch eine Flammenhärteanlage für Wellen.

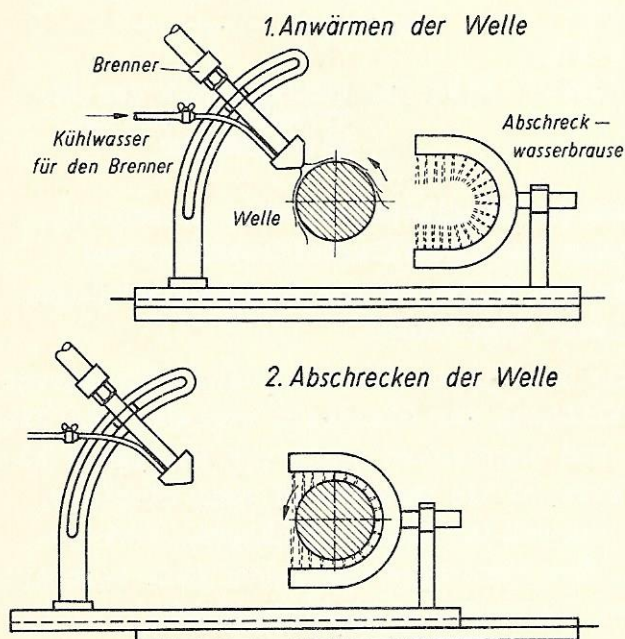


Bild 39. Flammenhärteanlage für Wellen

Auf diese Weise können bestimmte Stellen eines Werkstücks, z.B. Zapfen, schnell und mit geringem Aufwand gehärtet werden. Die Einhärtungstiefe ist abhängig von der Einstellung der Flamme und der Einwirkungsdauer. Die erreichbare Härte hängt vom Kohlenstoffgehalt ab und liegt bei HRC 50 bis 62. Der auftretende Verzug ist sehr gering.

Induktionshärten

Beim Induktionshärten werden die Oberflächenschichten durch induzierte Wechselströme erwärmt und anschließend abgeschreckt. Für Einhärtetiefen über 1 mm wird Mittelfrequenz (0,6 bis 10 kHz), unter 1 mm oder bei komplizierten Formteilen Hochfrequenz (50 bis 2000 kHz) verwendet. Je höher die Frequenz, desto dünner ist die erhitzte Oberflächenschicht (Skin-Effekt). Das Verfahren verkürzt die Härtezeiten gegenüber anderen Verfahren wesentlich, da die Erwärmungsdauer nur wenige Sekunden beträgt. Außerdem bleibt die Härtezone frei von Zunder. Bedingt durch die hohen Anschaffungskosten und die schwierige Einstellung werden Induktionshärteanlagen nur in der Großserienfertigung, z.B. bei Kurbelwellen für Kfz-Motoren, verwendet.

5.34 Vergüten

Härten mit nachfolgendem Anlassen auf Temperaturen zwischen 300 und 700 °C wird als V e r g ü t e n bezeichnet. Durch das Vergüten werden das Gefüge verfeinert und die Festigkeitseigenschaften verbessert. Die für die Behandlung (Härten, Anlassen auf höhere Temperatur) vorgesehenen Stähle werden als Vergütungsstähle bezeichnet. Ihr C-Gehalt liegt zwischen 0,25 und 0,6 %. Im Flugzeugbau spielen diese Stähle eine bedeutende Rolle. Hochbeanspruchte Konstruktionsteile für das Fahrwerk, Tragflächengurte, Stoßverbindungen und Bolzen werden aus legiertem Vergütungsstahl hergestellt.

Das A n l a s s e n ist für die Eigenschaften des vergüteten Stahls entscheidend. Beim Erwärmen oberhalb 300 °C entsteht aus dem vorhandenen Martensit Vergütungsgefüge (Sorbit und Troostit). Im Bild 40 (Seite 45) wird an Hand der Gefügebilder der Einfluß der Anlaßtemperatur auf das martensitische Gefüge gezeigt.

Die nadelige Struktur des Martensits bleibt auch im Vergütungsgefüge bestehen. Die Bruchfläche eines richtig vergüteten Stahls zeigt ein samtartiges und sehniges Bruchgefüge.

Für die zu wählende Anlaßtemperatur gilt als allgemeine Regel:

- Steigende Anlaßtemperatur - Kerbschlagzähigkeit, Bruchdehnung und -einschnürung steigen;
- Zugfestigkeit, Streckgrenze, Härte und Formänderungswiderstand nehmen ab.

Für die einzelnen Vergütungsstähle werden Vergütungsschaubilder aufgestellt, die den Einfluß der Anlaßtemperatur auf Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung und -einschnürung darstellen (vgl. Abschnitt 6.06).

Nach dem Anlassen wird im allgemeinen an ruhender Luft abgekühlt. Eine Ausnahme bilden jedoch mit Mangan und Chrom-Nickel legierte Vergütungsstähle. Diese Stähle müssen nach dem Anlassen sofort in Öl abgeschreckt werden, da sie bei langsamer Abkühlung an der Luft an Laßspröde werden. Die Anlaßsprödigkeit bedingt aber einen beträchtlichen Abfall der Kerbschlagzähigkeit.

Eine besondere Form des Vergütens ist das Zwischenstufenvergüten, das hauptsächlich bei legierten Vergütungsstählen angewendet wird. Dieses Verfahren ermöglicht eine zeitliche Trennung der Abschreck- und Umwandlungsspannungen. Dadurch können komplizierte Teile ohne Umweg über den Härtingsprozeß mit der zusätzlichen Gefahr der Härterißbildung vergütet werden.

Bei der Zwischenstufenvergütung wird das auf Härtetemperatur erwärmte Teil in ein Zwischenbad (Salzbad, mittlere Temperatur 300 bis 400 °C) überführt und solange gehalten, bis sich der Austenit in Zwischenstufengefüge umgewandelt hat. Anschließend werden die Teile an Luft abgekühlt. Durch das Zwischenstufenvergüten wird das Verziehen der Teile auf ein Minimum herabgesetzt, die Zugfestigkeit erfährt bei verbesserten Zähigkeitseigenschaften eine Erhöhung. Das Verfahren ist gegenüber der normalen Vergütung wirtschaftlicher. Im Flugzeugbau wird die Zwischenstufenvergütung besonders für Verbindungselemente eingesetzt.

5.4 Wärmebehandlungsfehler

Die Eigenschaften der Stähle können durch die einzelnen Wärmebehandlungsverfahren in weiten Grenzen verändert und den unterschiedlichen Betriebsbedingungen angepaßt werden. Fehler bei der Wärmebehandlung lassen die vorgeschriebenen Werte nicht erreichen und führen bei dem hohen Ausnutzungsgrad der Werkstoffe im Flugzeugbau zu katastrophalen Folgen. Die häufigsten Wärmebehandlungsfehler sollen deshalb in zusammengefaßter Form hier dargestellt werden.

Fehler beim Glühen

1. Ungleichmäßiges Erwärmen: Es führt zu ungleichmäßigem Gefüge und unterschiedlichen Eigenschaften, gilt sinngemäß auch für das Erwärmen beim Härten und für das Anlassen.
2. Zu schnelles Erwärmen: Randzonen des Werkstücks dehnen sich schneller aus als der Kern, bei Werkstücken mit großen Querschnittsunterschieden entstehen dadurch leicht Risse; schlechte Wärmeleitfähigkeit der legierten Stähle erfordert besonders vorsichtiges Erwärmen sowohl beim Glühen als auch beim Härten und Anlassen.
3. Zu lange Glühdauer und zu hohe Glühtemperaturen: Beides führt zu starken Kornvergrößerungen, die meist Verschlechterung der Eigenschaften bewirken, beide Fehler können durch nachträgliches Normalglühen beseitigt werden. Wenn eine oxydierende Glühatmosfera vorhanden ist, kommt es zur Entkohlung der Randschicht und zur Oxydation der Oberfläche (Zunder).

Fehler beim Härten und Vergüten

1. Härteverzug: Unsymmetrische Härtespannungen führen zu Verformungen des Werkstücks, Härteverzug wird durch verschieden schnelle Abkühlung und falsches Eintauchen in das Abkühlmittel hervorgerufen.

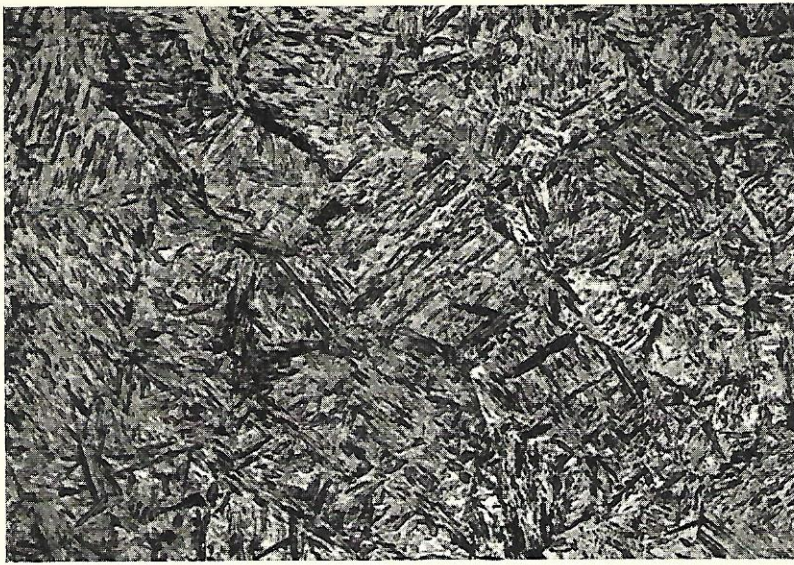


Bild 40.

Einfluß der Anlaßtemperatur auf den Martensit
(alle Bilder 500 : 1)

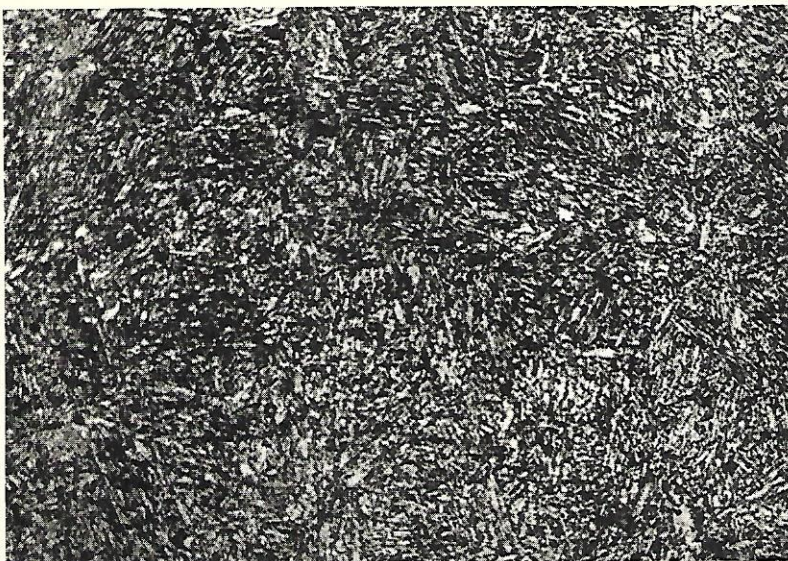
Martensit

C-Stahl mit $\approx 0,45\%$ C, von
840 °C in Wasser abgeschreckt



Martensit

wie oben, 1^h bei 150 °C ange-
lassen



Martensit

wie oben, 1^h bei 600 °C ange-
lassen (Vergütungsgefüge)

2. Härte- und Schrumpfspannungsrisse: Härtespannungen entstehen durch Volumenänderung und ungleichmäßiges Schrumpfen beim Härten. Übersteigen diese Spannungen die Trennfestigkeit des Werkstoffs, entstehen Härterisse (Anlaß für Dauerbrüche). Schroffe Querschnittübergänge und Oberflächenfehler begünstigen das Auftreten von Rissen.

Härterisse befinden sich nicht immer an der Oberfläche, sondern können auch im Kern auftreten. Hochbeanspruchte Teile werden deshalb vor dem Einbau durch besondere Prüfverfahren, z.B. Röntgen- und Ultraschallprüfung, auf solche Fehler untersucht. Härtespannungen nehmen mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit zu, deshalb muß eine Abkühlart gewählt werden, die gerade ausreicht, um genügende Einhärtung zu erreichen.

3. Überhitzen: Zu hohes Erwärmen ergibt grobes Härtings- oder Vergütungsgefüge, das stark zur Rißbildung neigt. In gleicher Richtung wirkt zu langes Halten auf Härtetemperatur (Überzeiten).

4. Ungleichmäßige Härtung (Weichfleckigkeit): Sie kann durch ungleichmäßige Temperaturverteilung am Werkstück entstehen, das z.B. zu dicht im Ofen eingepackt ist. Auch ungleichmäßiges Abkühlen, z.B. durch sich bildende Dampfblasen und ungünstige Werkstückformen sowie anormale Gefügeausbildung können die Ursache ungleichmäßiger Härte sein.

6 Eigenschaften, Wärmebehandlung und Verwendung der Luftfahrtwerkstoffe

Stahl und Eisen

Im folgenden Abschnitt werden in den Tabellen, Übersichten und Diagrammen Abkürzungen gebraucht, um fortlaufende Wiederholung langer Wörter zu vermeiden. Die Bedeutung der Abkürzungen wird anschließend erläutert.

σ_{zB}	Zugfestigkeit	σ_{bB}	Biegefestigkeit
$\sigma_s, \sigma_{0,2}$	Streckgrenze	τ_{0B}	Scherfestigkeit
δ_5, δ_{10}	Bruchdehnung	HRC, HRB	Rockwellhärte
ψ	Brucheinschnürung	HB	Brinellhärte
a_K	Kerbschlagzähigkeit	HV	Vickershärte

6.01 Stahl für Sicherungsdrähte

Begriff

Sicherungsdrähte werden aus unlegiertem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt hergestellt. Dieser Stahl wird im Anlieferungszustand verwendet. Eine besondere Wärmebehandlung ist nicht erforderlich.

Chemische Zusammensetzung

Als Stahl für Sicherungsdrähte wird in der Luftfahrtindustrie der LW 1107 eingesetzt. Die chemische Zusammensetzung dieses Stahls zeigt Bild 41.

LW	C %	Mn %	P %	S %
1107	$\leq 0,20$	$\begin{matrix} 0,25 \\ 0,45 \end{matrix}$	$\leq 0,040$	$\leq 0,040$

Bild 41. Chemische Zusammensetzung von LW 1107

Eigenschaften

Sicherungsdraht aus LW 1107 von 0,5 bis 2,0 mm Durchmesser hat eine Zugfestigkeit von 37 kp/mm². Dieser Stahl ist gut kaltformbar. Draht aus LW 1107 wird auf Zugfestigkeit, Hin- und Herbiegefähigkeit und Verdrehbarkeit geprüft.

Verwendung

LW 1107 wird als Sicherungsdraht im verzinkten Zustand eingebaut.

6.02 Stahl für Tiefziehbleche

Begriff

Tiefziehbleche werden wie Sicherungsdrähte aus unlegiertem Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt hergestellt. Tiefziehbleche sind im Anlieferungszustand verwendbar.

Chemische Zusammensetzung

In der Luftfahrtindustrie wird der LW 1112 als Stahl für Tiefziehbleche verwendet. Bild 42 zeigt die chemische Zusammensetzung dieses Stahls.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %
1112	≤ 0,09	≤ 0,08	0,20 0,45	≤ 0,040	≤ 0,040

Bild 42. Chemische Zusammensetzung von LW 1112

Eigenschaften

Die Zugfestigkeit des LW 1112 beträgt für Bleche von 0,2 bis 0,3 mm 28 bis 42 kp/mm², für Bleche von 0,5 bis 2,0 mm 28 bis 38 kp/mm². Der LW 1112 ist gut kaltformbar. Für Feinbleche aus LW 1112 werden die im Bild 43 eingetragenen Tiefungswerte nach Erichsen gewährleistet.

LW 1112 ist nach allen Verfahren gut schweißbar. Galvanische Behandlung ist ohne Einschränkung möglich. Als einzige Wärmebehandlung ist das Normalglühen bei 890 bis 920 °C aufzuführen. Bleche aus LW 1112 werden auf Zugfestigkeit, Tiefziehfähigkeit und Oberflächenbeschaffenheit geprüft.

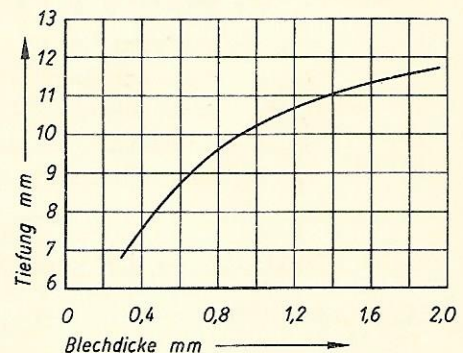


Bild 43. Tiefungswerte nach Erichsen für LW 1112

Verwendung

LW 1112 wird nur als Tiefziehblech angeliefert und für stark zu formende Teile niedriger Festigkeit eingesetzt.

6.03 Stahl für Niete

Begriff

Alle Arten Stahlniete, z.B. Flachsenkniete, Rundkopfniete, Rohrniete usw., werden vorwiegend aus unlegierten oder schwach Mn-legierten Stahldrähten oder

-rohren mit niedrigem Kohlenstoffgehalt hergestellt. An die Oberflächenbeschaffenheit der für die Nietherstellung verwendeten Drähte und Rohre werden

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %
1117	0,15 0,20	0,20 0,40	0,35 0,65	\leq 0,035	\leq 0,035
1305	0,18 0,26	0,20 0,40	1,30 1,60	\leq 0,035	\leq 0,030

Bild 44. Chemische Zusammensetzung von LW 1117 und 1305

LW	Normalglühen °C	Härten °C	Anlassen °C
1117	880...910	-	-
1305	-	880...900/Ö1	600...620

Bild 45. Wärmebehandlung von LW 1117 und LW 1305

LW-Kennzahl	σ_{zB} kp/mm ²	δ_{10} %
1117.84	45...65	5
1305.24	50...70	10

Bild 46. Werte zur Garantie einwandfreier Kaltformbarkeit

LW-Kennzahl	Abmessungsbereich mm	τ_{zB} kp/mm ²
1117.10	Rohniete 2... 8 mm ϕ Rohniete 4...20 mm A ϕ 0,5... 2 mm Wd	34
1305.30	2...3 ϕ über 3...8 ϕ	55...70 50...65

Bild 47. Scherfestigkeitswerte von Rohnieten aus LW 1117 und 1305

Die Stauchbarkeit der Rohniete wird geprüft, indem eine Stauchprobe $h = 1,5$ bis $2 d$ auf $1/3 h$ gestaucht wird. Dabei dürfen keine Risse oder ähnliche Fehler, wie Überwalzungen und Schalen, auftreten.

Verwendung

Niete aus LW 1117 werden für Nietkonstruktionen mittlerer Scherbeanspruchung, aus LW 1305 für höherbeanspruchte Konstruktionen eingesetzt.

hohe Anforderungen gestellt. Sämtliche Nietstähle müssen ein gutes plastisches Formänderungsvermögen besitzen.

Chemische Zusammensetzung

Als Nietstähle werden in der Luftfahrtindustrie LW 1117 und 1305 verwendet. Der Stahl LW 1305 ist ein Mn-legierter Vergütungsstahl. Die chemische Zusammensetzung beider Stähle ist aus Bild 44 zu entnehmen.

In Sonderfällen wird für Niete höherer Warmfestigkeit, Zunder- und Korrosionsbeständigkeit der LW 1670 verwendet (vgl. Abschnitt 6.09).

Wärmebehandlung

Rohniete aus LW 1117 werden nach dem Schlagen normalgeglüht, aus LW 1305 vergütet. Beim Normalglühen werden die in Bild 45 angegebenen Temperaturen berücksichtigt.

Eigenschaften

Drähte für Niete aus LW 1117 werden im kaltverfestigten (gezogenen) Zustand, Drähte aus LW 1305 im weichgeglühten Zustand geliefert. Die Drähte werden in den genannten Anlieferungszuständen zu Nieten geschlagen. Um eine einwandfreie Kaltformbarkeit zu gewährleisten, müssen die im Bild 46 zusammengestellten Werte vom Nietdraht erreicht werden.

Rohre für Rohniete aus LW 1117 werden normalgeglüht geliefert und müssen $\sigma_{zB} \leq 48 \text{ kp/mm}^2$ und $\delta_{10} = 20 \%$ erreichen.

Für die Rohniete aus den beiden Werkstoffen sind die in Bild 47 genannten Scherfestigkeitswerte vorgeschrieben.

6.04 Unlegierter und legierter Einsatzstahl

Begriff

Einsatzstähle besitzen einen niedrigen Kohlenstoffgehalt, der meist unter 0,2 % C liegt, so daß diese Stähle durch eine Härtebehandlung keine nennenswerte Härte- bzw. Festigkeitssteigerung erfahren. Durch Glühen in kohlenstoffabgebenden Mitteln werden Einsatzstähle nach der Formgebung an der Oberfläche aufgekühlt. Nach dem Härten entsteht, je nach dem Randkohlenstoffgehalt, eine mehr oder weniger hohe Oberflächenhärte, die bis zu 67 HRC betragen kann. Die Kernfestigkeit hängt von der Art der Härtung, besonders jedoch von der chemischen Zusammensetzung des Stahls und vom Querschnitt ab.

Bei höheren Anforderungen an die Festigkeitseigenschaften des Kernwerkstoffs sowie bei größeren Querschnitten werden legierte Einsatzstähle benutzt, durch die die Kernfestigkeit und die Einhärtungstiefe erhöht werden.

Es ist kennzeichnend für die Eigenschaften der Einsatzstähle, daß sie bei richtiger Wärmebehandlung eine hohe Oberflächenhärte und einen zähen Kern besitzen. Ein weiterer Vorteil sind die verbesserten Dauerfestigkeitseigenschaften, die durch die bei der Einsatzhärtung an der Oberfläche entstandenen Druckspannungen hervorgerufen werden.

Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der als Luftfahrtwerkstoffe genormten Einsatzstähle wird in Bild 48 wiedergegeben.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %
1110	0,06 0,12	0,20 0,40	0,25 0,50	≤ 0,035	≤ 0,035	-	-
1220	0,12 0,18	0,20 0,40	0,20 0,40	≤ 0,035	≤ 0,035	0,50 0,80	-
1250	0,10 0,16	0,20 0,40	0,30 0,60	≤ 0,030	≤ 0,030	0,60 0,90	2,75 3,25
1252	0,12 0,17	0,20 0,40	0,40 0,60	≤ 0,030	≤ 0,030	1,40 1,70	1,40 1,70
1255	0,10 0,15	0,20 0,40	0,30 0,60	≤ 0,030	≤ 0,030	1,25 1,75	3,25 3,75
1258	0,15 0,20	0,20 0,40	0,40 0,60	≤ 0,030	≤ 0,030	1,80 2,10	1,80 2,10

Bild 48. Chemische Zusammensetzung der LW-Einsatzstähle

Der LW 1110 ist ein unlegierter Einsatzstahl, während es sich bei allen übrigen um Cr- bzw. Cr-Ni-legierte Stähle handelt. Durch den Chromzusatz wird vor allem die Härtebarkeit erhöht. Nickel hat einen günstigen Einfluß auf die Kerneigenschaften, da es Zähigkeit und Durchhärtung erhöht. In Verbindung mit Chrom ergibt Nickel erhöhte Durchhärtung, feines Korn und daher sehr zähen Kernwerkstoff von hoher Zugfestigkeit und Streckgrenze.

Warmformgebung und Wärmebehandlung

Für das S c h m i e d e n der Einsatzstähle sind folgende Temperaturbereiche einzuhalten:

Freiformschmieden	1100...850 °C,
Gesenkschmieden	1150...850 °C.

Es muß langsam auf Schmiedetemperatur erwärmt werden, um große Temperaturunterschiede zwischen Rand und Kern zu vermeiden. Die Haltedauer soll nicht länger sein, als zur Durchwärmung erforderlich ist, um Überhitzungserscheinungen und Grobkornbildungen zu vermeiden. Die Schmiedeteile werden langsam von Schmiedetemperatur abgekühlt (im Ofen oder Sand). Nach dem Schmieden werden die Teile geglüht (Weich- oder Normalglühen) oder vergütet, um Gefügeungleichmäßigkeiten zu beseitigen.

Im weichgeglühten Zustand sind die Einsatzstähle meist schlecht zerspanbar. Sie neigen zum Schmieren und es entstehen rauhe Oberflächen. Um eine gute Z e r s p a n b a r k e i t zu erzielen, werden folgende Glühverfahren angewandt:

1. Grobkornglühen

Die Stähle werden 30 bis 50 °C über Normalglühtemperatur erwärmt, ausreichend lange gehalten und langsam abgekühlt.

2. Normalglühen und Anlassen

Dieses Verfahren wird hauptsächlich bei den Stählen LW 1250 und 1255 verwendet. Die Stähle werden normalgeglüht und anschließend zwischen 300 und 400 °C angelassen.

3. Perlitisieren

Die Stähle werden normalgeglüht und in ein Bad oder einen Luftumwälzofen von 600 bis 700 °C gebracht. Bei dieser Temperatur werden sie bis zur Perlitumwandlung gehalten und dann beliebig abgekühlt.

Die A u f k o h l u n g s t e m p e r a t u r e n der einzelnen LW-Einsatzstähle werden im Bild 49 aufgeführt.

LW	Aufkohlungstemperatur °C	
	Pulveraufkohlung	Salzbadaufkohlung
1110	860...890	900...930
1220	870...900	
1250	850...880	
1252	850...880	
1255	850...880	
1258	850...880	

Bild 49. Aufkohlungstemperaturen für LW-Einsatzstähle

Beim E i n s e t z e n ist zu beachten, daß die Randaufkohlung durch Chrom infolge Karbidbildung stark begünstigt wird. Um Schädigungen durch übermäßige Randaufkohlung zu vermeiden, werden deshalb die legierten Einsatzstähle in mildwirkendem Pulver eingesetzt und die Einsatztemperatur wird etwas niedriger gehalten. Bei der Salzbadaufkohlung besteht die Überkohlungsgefahr bei entsprechender Badeinstellung nicht. Infolge Überkohlung entstandene Karbidnetze

verspröden die Einsatzschicht und fördern die Schleifrißbildung. Überkohlte Randschichten neigen beim Härten zur Bildung von Restaustenit, der den Verschleißwiderstand verschlechtert.

Das Härten der aufgekohlten Teile ist nach verschiedenen Verfahren möglich. Teile mit geringer Beanspruchung aus LW 1110 können direkt aus dem Einsatz gehärtet werden. Die Teile erhalten ein grobes Rand- und Kerngefüge bei vollen Härte- und Verschleißseigenschaften in der Randzone. Die legierten Einsatzstähle, außer LW 1220, kommen für eine Direkthärtung nicht in Frage. Ein in vielen Fällen ausreichendes Härteverfahren ist das einmalige Härten bei Kernhärte-temperatur. Formschwierige Teile werden nach dem Aufkohlen im Einsatzkasten, bei der Salzbadaufkohlung zweckmäßig in einem Salzbad bei 500 bis 600 °C abgekühlt und anschließend auf Kernhärte-temperatur erwärmt. Abschreckt wird bei den Stählen LW 1250 bis LW 1258 in Öl oder im Salzbad. Die Stähle LW 1110 und LW 1220 können auch in Wasser oder Salzwasser abgeschreckt werden. Bei diesem Härteverfahren wird der Rand überhitzt und neigt besonders bei Cr-Ni-legierten Stählen zur Restaustenitbildung.

Die Doppelhärtung, bestehend aus Kern- und Randhärten, ergibt stark verbesserte Kern- und Randeigenschaften. Dabei soll die Erwärmung auf Randhärte-temperatur so rasch wie möglich erfolgen. Durch Zwischenglühen zwischen Kern- und Randhärtung werden die Eigenschaften noch verbessert. Die Neigung zur Restaustenitbildung wird verringert.

Es ist notwendig, die Stähle nach der Schlußhärtung bei ≈ 180 °C anzulassen, um eine hohe Zähigkeit in der Randschicht zu erreichen. Die Anlaßdauer soll 1 bis 2 Stunden betragen.

Im Bild 50 werden zusammenfassend die Glüh- und Härte-temperaturen der LW-Einsatzstähle aufgeführt.

LW	Normalglühen °C	Weichglühen °C	Kernhärten °C	Randhärten °C	Zwischenglühen °C
1110	890...920	680...700	890...920	770...800	-
1220	870...900	680...700	850...880	770...800	-
1250	850...880	620...650	840...870	780...810	600...630
1252	850...880	650...700	840...870	800...820	630...650
1255	850...880	620...650	840...870	750...780	600...630
1258	850...880	650...700	840...870	800...820	630...650

Bild 50. Glüh- und Härte-temperaturen der LW-Einsatzstähle

Eigenschaften

Die Festigkeitseigenschaften der LW-Einsatzstähle nach der Einsatzhärtung im Kern sind aus Bild 51 zu entnehmen.

Die in Bild 51 angegebenen Festigkeitseigenschaften nach der Einsatzhärtung weisen darauf hin, daß mit steigendem Legierungsaufwand die Kernfestigkeiten erhöht werden. Der unlegierte Stahl LW 1110 und die schwachlegierten Stähle LW 1220 und 1252 eignen sich mit den festgelegten Festigkeitsstufen lediglich für Abmessungen bis zu 30 mm Durchmesser. Für größere Querschnitte, etwa 30 bis 60 mm Durchmesser, werden die mittellegierten Stähle LW 1250 und 1258 eingesetzt.

LW-Kennzahl	bis 10 mm \varnothing				über 10...30 mm \varnothing				über 30...60 mm \varnothing			
	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_s %	HB 30 kp/mm ²	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_s %	HB 30 kp/mm ²	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_s %	HB 30 kp/mm ²
1110.60	30	50... 70	15	145...205	25	42... 52	19	120...160	-	-	-	-
1220.60	50	70...100	10	205...292	40	60... 85	13	175...250	-	-	-	-
1250.60	75	100...130	7	292...382	68	90...120	10	265...350	60	80...110	14	235...320
1252.60	75	100...130	7	292...382	65	90...120	9	265...350	-	-	-	-
1255.60	85	105...135	8	306...390	75	100...130	10	292...382	65	90...120	14	265...350
1258.60	-	-	-	-	80	120...145	7	350...415	70	105...135	9	306...390

Bild 51. Erreichbare Kernfestigkeitswerte der LW-Einsatzstähle

Bild 52 zeigt die gewährleisteten Mindestwerte im Kern für die Streckgrenze σ_s und die Zugfestigkeit σ_{zB} der LW-Einsatzstähle nach der Härtung in Abhängig-

keit vom Abmessungsbereich (grafische Darstellung der σ_s - und σ_{zB} -Werte aus Bild 51).

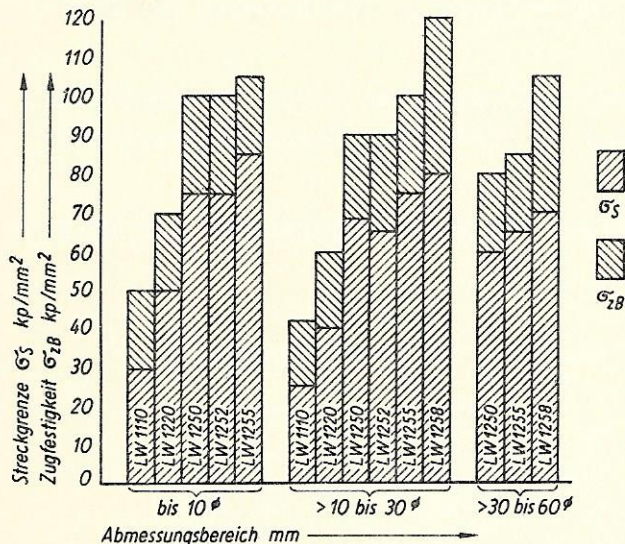


Bild 52. Gewährleistete Mindestwerte im Kern für σ_s und σ_{zB} der LW-Einsatzstähle nach der Einsatzhärtung

Sämtliche LW-Einsatzstähle erreichen nach der Rand-, Kern- und Doppelhärtung eine Oberflächenhärtigkeit von 58 bis 64 HRC.

Die einsatzgehärteten Bauteile weisen bei einwandfreier Ausbildung des Kern- und Randgefüges erhöhte Dauerfestigkeiten auf. Durch Restaustenit und Karbidnetzausbildung in der Randzone, scharfen Übergang vom Rand zum Kern sowie größere Ferritausscheidungen im Kerngefüge wird jedoch die Dauerfestigkeit stark herabgesetzt.

Während die Ausbildung eines Karbidnetzes in jedem Fall schädlich ist, wird durch die Einlagerung von Karbiden in körniger Form in der Randschicht der Verschleißwiderstand erhöht.

Beim Schleifen einsatzgehärteter Bauteile ist darauf zu achten, daß die Härte der Teile 62 HRC nicht übersteigt (Schleifrißgefahr). Eine Überkohlung der Randschicht und darin enthaltene größere Mengen Restaustenit führen ebenfalls zur Schleifrißgefahr. Meist sind jedoch Schleifrisse auf Schleiffehler zurückzuführen. Das Schleifübermaß einsatzgehärteter Bauteile soll etwa 0,2 bis 0,3 mm betragen. Die höchstzulässige Abarbeitung von Aufkohlungsschichten, bei der eine ausreichende Härte an der Oberfläche noch gewährleistet ist, beträgt bei

Aufkohlungstiefe unter 1 mm - Abarbeitung bis 1/3 der Schicht,
über 1 mm - Abarbeitung bis 1/2 der Schicht.

Verwendung

Der unlegierte Einsatzstahl LW 1110 wird für Teile mit geringen Querschnittabmessungen verwendet, an die nur bescheidene Ansprüche in bezug auf Kernfestigkeit gestellt werden, z.B. Bolzen und Zwischenlagen. Darüber hinaus wird der LW 1110 auch für Bauteile eingesetzt, die nur im geglühten Zustand Verwendung finden.

Der LW 1220 eignet sich für Bauteile, für die hoher Verschleißwiderstand bei mittlerer Kernfestigkeit gefordert wird, z.B. Spindeln, Bolzen und Rollen.

Bei höchsten Anforderungen an die Bauteile in bezug auf Kernfestigkeit, Unempfindlichkeit gegenüber wechselnder Beanspruchung und leicht stoßartiger Belastung werden die Cr-Ni-Stähle angewandt. Dabei sollen die Stähle LW 1250 und 1255 bei Neukonstruktionen durch die Stähle LW 1252 und 1258 ersetzt werden. LW 1252 und 1258 sind in der Herstellung billiger. Sie werden für Teile mit hoher Kernfestigkeit, Zähigkeit, Dauerfestigkeit und normalen bis großen Aufkohlungstiefen verwendet, die auf Verschleiß beansprucht werden, z.B. Zahnräder, Wellen und Keile. Die Querschnitte können bis zu 60 mm, bei LW 1252 bis zu 30 mm Durchmesser erreichen.

6.05 Unlegierter und legierter Vergütungsstahl

Begriff

Als Vergüten wird Härten mit nachfolgendem Anlassen bei hohen Temperaturen bezeichnet. Dadurch tritt eine Verbesserung der Festigkeitseigenschaften und der Zähigkeit bei gleichzeitig gutem Formänderungsvermögen ein. Stähle mit 0,2 bis 0,6 % C, die im vergüteten Zustand eingesetzt werden, werden als Vergütungsstähle bezeichnet.

Chemische Zusammensetzung

Unlegierte Vergütungsstähle erhalten ihre Vergütungseigenschaften durch den

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %
1120	0,18 0,25	0,20 0,40	0,30 0,60	\leq 0,035	\leq 0,035	-	-	-
1145	0,42 0,50	0,20 0,40	0,50 0,80	\leq 0,035	\leq 0,035	-	-	-
1302	0,12 0,20	0,30 0,60	2,00 2,30	\leq 0,035	\leq 0,035	-	-	-
1345	0,38 0,44	0,20 0,40	0,50 0,80	\leq 0,035	\leq 0,035	0,90 1,20	-	-
1403	0,28 0,35	0,90 1,20	0,80 1,10	\leq 0,030	\leq 0,030	0,80 1,10	-	-
1414	0,27 0,34	0,90 1,20	1,00 1,30	\leq 0,030	\leq 0,030	0,90 1,20	1,40 1,80	-
1465	0,36 0,44	0,20 0,40	0,50 0,80	\leq 0,035	\leq 0,035	0,60 0,90	1,25 1,75	0,15 0,25

Bild 53. Chemische Zusammensetzung der LW-Vergütungsstähle

C- und Mn-Gehalt. Legierte Vergütungsstähle sind hauptsächlich mit den Elementen Cr, Mn, Si, Ni und Mo legiert. Die chemische Zusammensetzung der in der Luftfahrtindustrie verwendeten Vergütungsstähle ist aus Bild 53 ersichtlich.

Warmformgebung und Wärmebehandlung

Beim **Schmieden** der Vergütungsstähle werden folgende Temperaturbereiche eingehalten:

Freiformschmieden	1100...850 °C,
Gesenkschmieden	1150...850 °C.

Die Teile sind zum Schmieden langsam und gleichmäßig zu erwärmen. Besonders bei Gesenkschmiedeteilen, bei denen die Oberfläche nicht bearbeitet wird, ist darauf zu achten, daß keine starke Randentkohlung stattfindet. Zur Beseitigung ungleichmäßiger Gefügebildungen werden die Schmiedestücke nach dem Schmieden geglüht oder vergütet.

Für das **Weichglühen** der Vergütungsstähle ist der Temperaturbereich zwischen 650 und 720 °C vorgesehen. Die Stähle sollen nach dem Weichglühen keine größeren Mengen lamellaren Perlit aufweisen. Im weichgeglühten Zustand besitzen Vergütungsstähle ihre beste Kaltformbarkeit.

Für das **Normalglühen** der Vergütungsstähle gelten die Temperaturen entsprechend Bild 54. In vielen Fällen bereitet die Abkühlung nach dem Normalglühen, insbesondere bei den legierten Stählen, Schwierigkeiten. Da die meisten Legierungselemente im Stahl die Umwandlungsträgheit begünstigen, kommt es während der Abkühlung in ruhender Atmosphäre zu keiner einwandfreien Ferrit-Perlit-Umwandlung, sondern es bilden sich besonders bei dünnen Querschnitten Zwischenstufengefüge und Martensit. Bei dieser Gefügezusammensetzung ist der Stahl nicht frei von inneren Spannungen und läßt sich infolge einer höheren und ungleichmäßigen Härte nur schlecht zerspanen. Um diese unerwünschten Begleiterscheinungen auszuschalten, werden die Bauteile von Normalglüh-temperatur bis rund 600 °C an Luft und anschließend im Ofen abgekühlt. Die unlegierten Stähle LW 1120 und 1145 können ohne Bedenken nach dem Normalglühen an ruhender Luft abgekühlt werden.

Beim **Vergüten** werden die Stähle bei Temperaturen entsprechend

LW	Weichglühen °C	Normalglühen °C	Härten °C
1120	650...700	890...910	-
1145	650...700	840...870	820...840/Wasser o. Öl
1302	680...700	880...910	860...890/Wasser o. Öl
1345	680...720	850...880	840...860/Öl
1403	680...720	880...920	880...900/Öl
1414	670...700	870...900	870...900/Öl
1465	650...700	850...880	830...860/Öl

Bild 54 gehärtet. Auf Härte-temperatur kann im Kammer-Ofen oder im Salzbad erwärmt werden. Fertigbearbeitete Bauteile, wie Schrauben, Muttern und Bolzen werden zweckmäßig im Salzbad erwärmt.

Nach dem Härten werden die Teile auf die erforderliche Zugfestigkeit angelassen. Die Anlaßtemperaturen und die erreichbaren Zugfestig-

Bild 54. Weichglüh-, Normalglüh- und Härte-temperaturen der LW-Vergütungsstähle

Eigenschaften

Von den LW-Vergütungsstählen werden der LW 1120 nur im normalgeglühten, die Stähle LW 1145 und 1302 im normalgeglühten oder vergüteten, alle übrigen nur im vergüteten Zustand verwendet. Die Stähle haben selbst in den Bereichen hoher Zugfestigkeiten, bei hohen Streckgrenzenverhältnissen, noch ausreichende Zähigkeitseigenschaften. In den höchsten Festigkeitsbereichen (σ_{zB} über 130 kp/mm²) zeigen die Stähle LW 1403 und 1414 eine gewisse Kerbempfindlichkeit. Die Festigkeitseigenschaften der LW-Vergütungsstähle nach der Vergütung werden in Bild 57 wiedergegeben.

LW-Kennzahl	Werkstück \varnothing mm	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_5 %	ψ %
1145.60	≥ 8	-	110...125	-	-
.50	≥ 8	62	90...110	9	30
.40	≥ 16	48	75... 90	14	35
.30	≥ 60	39	65... 80	16	35
1302.30	≥ 50	50	70... 90	14	60
1345.60	≥ 40	125	150...175	6	-
.40	≥ 16	85	110...125	9	45
.30	≥ 30	70	90...110	12	45
1403.60	≥ 25	140	160	5	-
.50	≥ 30	115	130...150	7	35
.40	≥ 30	95	110...130	10	45
.30	≥ 35	75	90...110	14	50
1414.50	≥ 60	140	165...180	9	45
1465.50	≥ 20	105	125...145	9	40
.40	≥ 60	95	110...125	12	50
.30	≥ 100	75	90...110	14	55

Bild 57. Festigkeitseigenschaften der LW-Vergütungsstähle nach der Vergütung

Nach der Zwischenstufenvergütung erreichen die Stähle LW 1403 und 1414 die im Bild 58 angegebenen Festigkeitswerte.

LW-Kennzahl	Werkstück \varnothing mm	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_5 %	ψ %
1403.90	15	90	110...140	10	45
1414.90	15	105	140...170	10	45

Bild 58. Festigkeitseigenschaften nach der Zwischenstufenvergütung (LW 1403, 1414)

Die Vergütungsstähle sind im normalgeglühten Zustand einwandfrei zerspanbar. Für spanlose Formgebungsverfahren sollen die Stähle im weichgeglühten Zustand vorliegen. Gewinde soll nach dem Vergüten gerollt werden, da durch die Verdichtung (Verfestigung) der Oberfläche eine Erhöhung der Dauerfestigkeit eintritt. Das Gewinderollen ist bis zu einer Zugfestigkeit von 120 kp/mm² möglich.

Oberflächenschutz durch galvanische Behandlung ist bei allen Vergütungsstählen grundsätzlich möglich. Mit zunehmender Festigkeit macht sich jedoch eine Versprödung der Stähle durch eingedrungenen Wasserstoff bemerkbar. Bei Zugfestigkeiten $> 110 \text{ kp/mm}^2$ ist deshalb bei Bauteilen, die galvanisch behandelt wurden, besonders bei Zug-, Druck- und Biegebeanspruchungen, mit einem Abfall der Dauerfestigkeit zu rechnen (vgl. Abschn. 7.52).

LW 1302 ist nach allen Verfahren gut schweißbar. Die Stähle LW 1403 und 1414 sind unter Einhaltung besonderer Vorsichtsmaßnahmen schweißbar. Für den LW 1414 ist nur die elektrische Lichtbogenschweißung zugelassen. Die Teile müssen zum Schweißen auf 250 bis 300 °C vorgewärmt und nach dem Schweißen bei 600 bis 650 °C entspannt werden. Als Zusatzwerkstoffe werden für die elektrische Lichtbogenschweißung die Elektrode Cromo 44 R bzw. K (LW 1891) und für die Gasschmelzschweißung ein Cr-Mo-legierter Draht entsprechend der sowjetischen Güte CB - 18XMA (LW 1422) verwendet. Teile, die nach dem Vergüten zusammengeschweißt werden, müssen nach dem Schweißen angelassen werden. Bei der nachfolgenden Vergütung bzw. Zwischenstufenvergütung ist zu beachten, daß das Schweißgut sich sowohl im Gefügebau als auch in der chemischen Zusammensetzung vom Grundwerkstoff unterscheidet. Diese Unterschiede sind besonders bei der Festlegung der Wärmebehandlungsdaten einer Zwischenstufenvergütung zu berücksichtigen. Für das Erwärmen auf Austenitisierungstemperatur sind Kammer- oder Schachtöfen geeignet, nicht aber Salzbad. Vergütete Schweißteile sollen grundsätzlich nicht mehr galvanisch behandelt werden.

Verwendung

Der Einsatz der Vergütungsstähle wird hauptsächlich von den Querschnittabmessungen der Bauteile sowie von der Art und Größe der auftretenden Beanspruchungen bestimmt. Besondere Eigenschaften, wie z.B. Schweißbarkeit oder hohe Warmfestigkeit, sind bei der Entscheidung für einen bestimmten Vergütungsstahl mit zu berücksichtigen.

LW 1120 wird für alle Teile verwendet, an die außer guter Schweißbarkeit keine hohen Festigkeitsforderungen gestellt werden. Halbzeuge aus LW 1120 werden als Hydraulikrohre, Schweißbeschlüge, Triebwerkrahmen usw. verwendet. LW 1120 wird nicht vergütet.

LW 1145 ist der Stahl für Normteile, wie Schrauben, Bolzen u.a., wobei der Stahl sowohl normalgeglüht als auch vergütet eingesetzt wird.

LW 1302 ist für Bauteile vorgesehen, die als Schweißteile eine Mindestfestigkeit von 70 kp/mm^2 bei guten Zähigkeitseigenschaften aufweisen sollen.

LW 1345 kommt für Teile mit geringen Querschnitten bei Zugfestigkeiten von 90 bis 110 und 110 bis 125 kp/mm^2 in Frage. Solche Teile sind Hülsen, Luftschraubenbuchsen, kleine Zahnräder, Schrauben, Bolzen u.ä. Der Stahl hat eine geringe Durchvergütung. Die Werkstückdurchmesser sollen in keinem Fall 30 mm übersteigen.

LW 1403 ist der meistverwendete Stahl im Flugzeugbau. Alle Schweißteile, die Zugfestigkeiten von mindestens 110 kp/mm^2 aufweisen sollen, werden aus LW 1403 gefertigt. Aber auch andere Bauteile, wie Verbindungselemente (hochfeste

Schrauben), Anschlußbeschläge und Steuerungsteile werden aus diesem Stahl hergestellt. Darüber hinaus wird er für Verglasungsgerüste und Triebwerkklagerungen eingesetzt. Hauptanwendungsgebiet des LW 1403 ist das Fahrwerk. Der Vergütungs-durchmesser des LW 1403 soll 35 mm nicht übersteigen.

LW 1414 wird für höchstbeanspruchte Bauteile empfohlen, z.B. für Mittelstückgurte, Holmgurte, Fahrwerkteile. Wegen seiner Kerbempfindlichkeit wird er jedoch selten eingesetzt.

Aus LW 1465 werden Bauteile mit größeren Vergütungsquerschnitten hergestellt. Bei den vorgesehenen Vergütungsstufen von 90 bis 110, 110 bis 125 und 125 bis 145 kp/mm² Zugfestigkeit weist dieser Stahl noch hervorragende Zähigkeitseigenschaften auf. Anwendungsbeispiele sind Kurbelwellen, Luftschraubenwellen, Pleuelstangen und Flügelanschlußbolzen.

6.06 Nitrierstahl

Begriff

Nitrierstähle sind ihrer chemischen Zusammensetzung nach legierte Vergütungsstähle, die durch Glühen in stickstoffabgebenden Mitteln (Aufsticken) an der Oberfläche Nitride bilden und dadurch eine sehr hohe Oberflächenhärte erreichen.

Chemische Zusammensetzung

Als Legierungselemente für Nitrierstahl kommen hauptsächlich Chrom, Aluminium, Molybdän, Vanadin und Titan in Frage. Diese Elemente werden vor allem zulegiert, um eine starke Stickstoffaufnahme und gute Haftfestigkeit der Nitrierschicht zu erreichen. Die höchsten Oberflächenhärten ergeben Stähle auf Cr-Al-Basis. In der Luftfahrtindustrie der DDR wird der LW 1480 als Nitrierstahl verwendet. LW 1480 ist ein Cr-Al-Stahl mit Molybdänzusatz zur Verbesserung der Warmfestigkeitseigenschaften sowie zur Verringerung der Anlaßsprödigkeit. Die genaue chemische Zusammensetzung dieses Stahls wird in Bild 59 wiedergegeben.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Mo %	Al %
1480	0,35	0,20	0,30	≤	≤	1,35	0,15	0,7
	0,42	0,40	0,60	0,025	0,025	1,65	0,25	1,1

Bild 59. Chemische Zusammensetzung des LW 1480

Warmformgebung und Wärmebehandlung

Für das Schmieden sind folgende Temperaturbereiche einzuhalten:

Freiformschmieden 1100...900 °C,
Gesensschmieden 1150...900 °C,

Beim Schmieden von LW 1480 sind die gleichen Maßnahmen, die bereits bei den Einsatz- und Vergütungsstählen erwähnt wurden, zu beachten. Das gleiche trifft für das Weichglühen, Normalglühen, Glühen auf gute Zerspanbarkeit und die Ver-

gütung zu. Die Temperaturen für die verschiedenen Wärmebehandlungsverfahren sind aus Bild 60 zu entnehmen.

Weichglühen °C	Normalglühen °C	Vergüten	
		Härten °C	Anlassen °C
680...720	900...940	880...920/Öl	600...670

Bild 60. Temperaturen für die Wärmebehandlung von LW 1480

Nach dem Vergüten werden die Werkstücke auf Fertigmaß bearbeitet und anschließend bei 510 bis 520 °C nitriert. Durch das Nitrieren wird eine Oberflächenhärte von HV = 900 bis 1100 kp/mm² erreicht. Die Bilder 61 und 62 zeigen die erreichbaren Vickershärten und Schichtdicken des LW 1480 in Abhängigkeit von der Nitrierdauer und -temperatur.

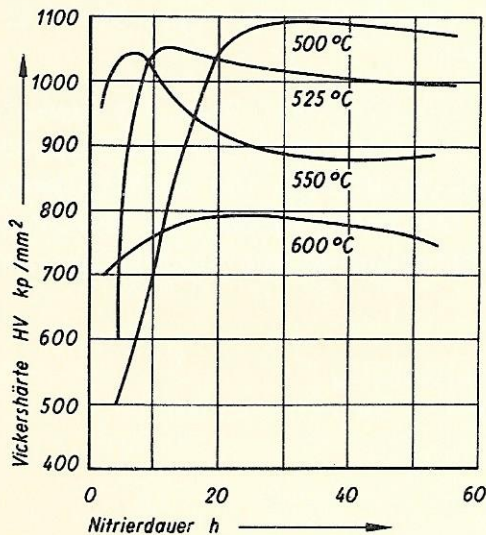


Bild 61. Abhängigkeit der Vickershärte von der Nitrierdauer und -temperatur bei LW 1480

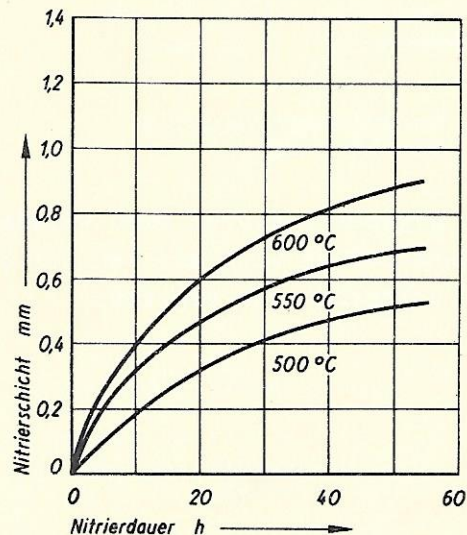


Bild 62. Abhängigkeit der Nitrierschichtdicke von der Nitrierdauer und -temperatur bei LW 1480

Eigenschaften

Das Verhalten der Zugfestigkeit, Brinellhärte, Brucheinschnürung und Kerbschlagzähigkeit bei Anlaßtemperaturen von 200 bis 600 °C für den LW 1480 zeigt Bild 63.

Der Darstellung ist anschaulich der Abfall der Härte und Zugfestigkeit sowie der Anstieg der Zähigkeitseigenschaften, gemessen an der Brucheinschnürung und Kerbschlagzähigkeit, bei steigender Anlaßtemperatur zu entnehmen.

Der LW 1480 wird für Teile bis zu 60 mm Durchmesser vorgesehen, für die folgende Festigkeitseigenschaften im vergüteten Zustand garantiert werden:

$$\begin{array}{lll}
 \sigma_{zB} = 100 \text{ kp/mm}^2 & \delta_5 = 15 \% & HB 30 = 290...345 \text{ kp/mm}^2 \\
 \sigma_{0,2} = 85 \text{ kp/mm}^2 & \psi = 50 \% &
 \end{array}$$

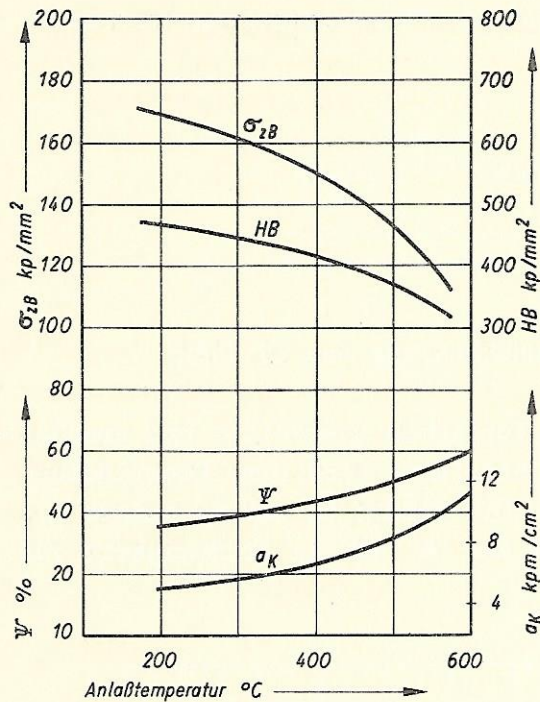


Bild 63. Vergütungsschaubild des LW 1480

Die Härte der Nitrierschichten ist etwa 30 % höher als die Oberflächenhärte ein-satzgehärteter Stahlteile. Außerdem ist die Nitrierhärte weitaus temperaturbe-ständiger, da die Nitrierschichten min-destens bis zu ihrer Bildungstemperatur beständig sind und ihre Härte bis zu rd. 500 °C nicht verändern. Weitere Vor-teile bieten nitrierte Stahlteile in be-zug auf ihre Korrosionsbeständigkeit, die durch die hohe chemische Beständig-keit der Nitride hervorgerufen wird.

Nach dem Nitrieren werden die vergüteten Stahlteile langsam abgekühlt, so daß sie sich kaum verziehen. Die Maßbeständig-keit bleibt erhalten. Darüber hinaus tritt beim Nitrieren keine Härterißge-fahr auf.

Durch das Nitrieren wird die Dauerfestig-keit, z.B. bei Biege-Wechselbeanspruchung, wesentlich erhöht. Die Oberflächenempfind-lichkeit gegenüber Kerben wird vermindert. Die Verbesserung der Dauerfestig-keitseigenschaften wird mit den bei der Nitrierung an der Oberfläche entste-henden Druckspannungen erklärt.

Dauerfestigkeit	Werkstoffzustand	
	vergütet	vergütet und nitriert
Biegewechselfestigkeit σ_{bw} kp/mm²	50	65
Zug-Druck-Wechselfestigkeit σ_{zdW} kp/mm²	40	55
Verdrehwechselfestigkeit τ_w kp/mm²	30	40

Bild 64. Dauerfestigkeitswerte des LW 1480.40 bei Raumtemperatur

Verwendung

LW 1480 wird hauptsächlich bei hochbeanspruchten Motorenteilen im Flugzeug-bau eingesetzt, die nach dem Nitrieren eine Oberflächenhärte von HV = 900 bis 1100 kp/mm² aufweisen müssen. Solche Teile sind z.B. Zahnräder und Zahn-radteile, Hülsen, Walzen und Rollen.

6.07 Unlegierter und legierter Federstahl

Begriff

Federstähle erhalten ihre kennzeichnenden Eigenschaften durch Kaltformung oder Vergüten. Hochbeanspruchte Federn werden durch Ziehen vergüteter Stahl-

drähte hergestellt. Zu den kennzeichnenden Eigenschaften der Federstähle gehören hohe Elastizitäts- bzw. Streckgrenze und hohe Dauerfestigkeit. Federstähle müssen bei hoher Zugfestigkeit noch ein ausreichendes plastisches Formänderungsvermögen aufweisen, damit die bei der Federherstellung auftretenden Formänderungen ohne Schaden aufgenommen und im Gebrauch auftretende örtliche Spannungsspitzen abgebaut werden können.

Chemische Zusammensetzung

Federstahldrähte werden meist aus unlegierten Stählen mit Kohlenstoffgehalten zwischen 0,4 bis 0,75 % C hergestellt. Für hochbeanspruchte Federn mit hohen Anforderungen an die Durchvergnübarkeit, also bei großen Querschnitten, und an die Dauerfestigkeit werden auch legierte Stähle verwendet. Der Zusatz der Legierungselemente soll außer Durchvergnübarkeit und Dauerfestigkeit auch die Ausbildung einer sehnigen Struktur im Stahl bewirken. In der Luftfahrtindustrie verwendete Federstähle sind im Bild 65 zusammengefaßt.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	V %
1160	0,57 0,65	0,25 0,50	0,50 0,80	0,035	0,035	-	-
1169	0,65 0,75	0,25 0,40	0,45 0,75	0,035	0,035	-	-
1180	0,86 0,94	0,15 0,30	0,15 0,30	0,030	0,020	-	-
1334	0,60 0,70	1,50 1,80	0,70 1,00	0,035	0,035	-	-
1357	0,47 0,55	0,20 0,40	0,80 1,10	0,030	0,030	0,90 1,20	0,07 0,12

Bild 65. Chemische Zusammensetzung der LW-Federstähle

Wärmebehandlung

Um optimale Eigenschaften zu erzielen, ist besonders bei den Federstählen eine einwandfreie Wärmebehandlung von Bedeutung. Zu hohe oder zu niedrige Härtetemperaturen können zum vorzeitigen Dauerbruch führen.

LW	Weichglühen* °C	Härten °C	Anlassen °C
1160	600...650	810...840/Öl	470...530
1180	680...710	770...790/Öl	350...420
1334	640...680	820...850/Öl	280...350
1357	680...720	840...860/Öl	350...420

Bild 66. Wärmebehandlung der LW-Federstähle

* Damit keine Verzunderung eintritt, muß das Weichglühen als Blankglühen ausgeführt werden.

Bei Erwärmung auf Härtetemperatur muß unbedingt Randaufkohlung vermieden werden, da sonst die Dauerfestigkeit stark absinkt. Das Erwärmen auf Härtetemperatur wird deshalb in Salzbadern durchgeführt. Eine dabei auftretende geringfügige Aufkohlung bzw. Aufstickung wirkt erhöhend auf die Dauerfestigkeit.

Für das Anlassen ist ebenfalls das Salzbad vorteilhaft. Um Anlaßsprödigkeit zu vermeiden, werden die legierten Federstähle nach dem Anlassen in Oel abgekühlt. Federn aus kaltverfestigtem Federstahldraht LW 1169.84 werden nach dem Wickeln bis $\approx 300^{\circ}\text{C}$ angelassen, um die beim Wickeln entstandenen Reckspannungen abzubauen.

Eigenschaften

Der für Federn notwendige hohe elastische Bereich wird durch Kaltformgebung (LW 1169) oder durch Vergütung erreicht. Die Herstellung von Federn aus kaltgezogenem Federstahldraht ist billiger, da die Federn keiner Wärmebehandlung, außer einem bei niedrigen Temperaturen durchzuführenden Entspannen, unterzogen werden müssen. Federn aus vergüteten Stählen haben im allgemeinen eine höhere Dauerfestigkeit als kaltverfestigte Werkstoffe gleicher Zugfestigkeit. Die Höhe der Dauerfestigkeit ist im starken Maße von der Oberflächenbeschaffenheit abhängig. Je höher die Festigkeit, desto größer ist die Empfindlichkeit gegenüber Oberflächenfehlern. Hochbeanspruchte Federn werden deshalb oftmals

LW	Abmessungen mm	σ_{zB} kp/mm ²	δ_{10} %	HRC
1160	Bänder 0,8 ... 1,2 dick	≤ 75	12	-
1169	Drähte 0,32...2,0 \varnothing	220...175	-	-
	2,0 ... 6,3 \varnothing	165...130	-	-
1180	Bänder 0,1 ... 1,2 dick	120... 75	-	-
	1 ... 3 dick	≤ 75	10	-
1334	Bänder 0,1 ... 3 dick	≤ 90	10	-
1357	Drähte 1 ... 14 \varnothing	≤ 110	-	33

Bild 67. Festigkeitseigenschaften der LW-Federstähle im Anlieferungszustand

LW-Kennzahl	Abmessungen mm	σ_{zB} kp/mm ²	$\sigma_{0,2}$ kp/mm ²	δ_5 %	δ_{10} %	HRC
1160.40	Spannbänder 0,8...1,2 dick	90...110	50	6	-	-
1180.60	Bandfedern 1...3 dick	(150)*	(125)*	-	(5)*	44...50
1334.60	Bandfedern 0,1...3 dick ...20 dick	180 140	170 -	- -	5 -	- -
1357.60	Federn 1...14 \varnothing	140...170	-	-	-	42...50

Bild 68. Festigkeitseigenschaften der LW-Federstähle nach der Vergütung

* Werte in Klammern sind Richtwerte

einer Oberflächenbehandlung, wie Polieren, Kugelstrahlen oder Nitrieren, unterzogen. Beizen und galvanische Oberflächenbehandlung wirken sich ungünstig auf die Dauerfestigkeit aus.

Verwendung

Der LW 1169 wird für Schraubenfedern aller Art für Zug- und Druckbeanspruchung bei normalen Anforderungen mit gutem Erfolg verwendet. Hochbeanspruchte Schraubenfedern, auch für höhere Temperaturen (Ventilfedern), werden aus LW 1357 gefertigt. Für Spiralfedern normaler Leistung steht der LW 1180 im kaltverfestigten Zustand zur Verfügung, während höher beanspruchte Spiralfedern aus LW 1334 hergestellt werden. Bandfedern werden aus LW 1180, bei hohen Anforderungen aus LW 1334, gefertigt. Der LW 1160 dient zur Herstellung von Spannbändern.

6.08 Härtbarer und rostbeständiger Stahl

Begriff

Die nichtrostenden Stähle enthalten mindestens 12 % Cr. Beträgt dabei der C-Gehalt mehr als 0,2 %, so sind diese Stähle härtbar. Sie werden daher auch als *m a r t e n s i t i s c h e* Cr-Stähle oder als rost- und säurebeständige Vergütungsstähle bezeichnet.

Chemische Zusammensetzung

Ein nichtrostender, härtbarer Stahl für die Luftfahrtindustrie ist LW 1626. Die chemische Zusammensetzung dieses Stahls erläutert Bild 69.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Cu %
1626	0,35 0,45	≤ 0,70	≤ 0,70	≤ 0,030	≤ 0,030	12,00 14,00	≤ 0,60	≤ 0,25

Bild 69. Chemische Zusammensetzung des LW 1626

Warmformgebung und Wärmebehandlung

LW 1626 wird zweckmäßig in folgendem Temperaturbereich geschmiedet:

Freiformschmieden	1100...800 °C,
Gesenkschmieden	1150...800 °C.

Chromstähle sind sehr flockenanfällig und sollten daher nach dem Schmieden sehr langsam im Ofen abgekühlt werden. Flocken sind Risse, die besonders beim Abkühlen nach der Warmformgebung in diesen Stählen beobachtet werden und die auf den Einfluß von Wasserstoff im Stahl zurückzuführen sind.

Weichgeglüht wird der Stahl bei 750 bis 800 °C mit langsamer Abkühlung im Ofen. Zum Härten werden Teile aus LW 1626 zweckmäßig bei 500 bis 600 °C vorgewärmt. Die Härtetemperatur beträgt 1000 bis 1050 °C. Das Erwärmen auf Härtetemperatur soll möglichst nicht in alkalischen oder cyanhaltigen Salzbädern erfolgen, da diese die Stahloberfläche teilweise stark angreifen. Wenn kein neutrales Salzbad zur Verfügung steht, soll im Kammerofen erwärmt werden. Abgeschreckt wird

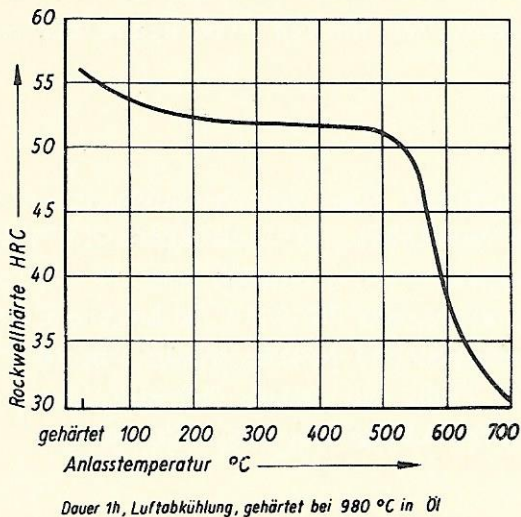


Bild 70. Anlaßschaubild des LW 1626

in Öl. Bei formschwierigen Teilen ist Lufthärtung angebracht. Die Anlaßtemperatur ist zwischen 150 und 300 °C entsprechend der gewünschten Härte nach dem Anlaßschaubild zu wählen. Dabei ist zu beachten, daß mit zunehmender Anlaßtemperatur die Rostbeständigkeit verschlechtert wird.

Eigenschaften

LW 1626 hat im gehärteten und polierten Zustand eine ausreichende Rostbeständigkeit, besonders gegen oxydierend wirkende Angriffsmittel. Die erreichbare Härte beträgt im Bereich bis 100 mm Durchmesser etwa 50 bis 60 HRC.

Schweißen ist auf Grund der hohen Härtebarkeit des LW 1626 nicht gestattet. Löten ist möglich, wobei als Lot möglichst reines Zinn verwendet werden soll. Als Lötwater sind Phosphorsäure, besondere Lötöle oder Lötöl zu verwenden.

Verwendung

LW 1626 wird nur im gehärteten Zustand mit Härten > 50 HRC eingesetzt. Er findet Verwendung für rostbeständige und verschleißfeste Teile, wie z.B. rostbeständige Kugellager, Meßbänder und Messer.

6.09 Korrosions- und zunderbeständiger Stahl

Begriff

In dieser Gruppe werden Stähle zusammengefaßt, die neben guter Korrosionsbeständigkeit ausreichende Zunderbeständigkeit besitzen. Diese Stähle haben auf Grund ihrer chemischen Zusammensetzung bei Raumtemperatur ein austenitisches Gefüge. Sie werden daher auch als **a u s t e n i t i s c h e** Stähle bezeichnet.

Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der beiden in der Luftfahrtindustrie eingesetzten korrosions- und zunderbeständigen Stähle zeigt Bild 71. Beide Stähle gehören zur Gruppe der hochlegierten Chrom-Nickel-Stähle.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Ti %
1660	≤ 0,18	≤ 1,00	≤ 1,50	≤ 0,035	≤ 0,030	22,00 25,00	17,00 20,00	-
1670	≤ 0,12	≤ 1,00	≤ 1,50	≤ 0,030	≤ 0,030	17,00 20,00	8,00 11,00	≤* 0,80

* mind. 5 x % C

Bild 71. Chemische Zusammensetzung des LW 1660 und 1670

Warmformgebung und Wärmebehandlung

Die Stähle werden in folgendem Temperaturbereich geschmiedet:

LW 1660	1150...850 °C,
LW 1670	1150...900 °C.

Auf Grund des hohen Legierungsgehalts haben diese Stähle eine wesentlich geringere Wärmeleitfähigkeit, die durch langsames und sorgfältiges Anwärmen berücksichtigt werden muß.

Die Stähle sind nicht härtbar. Um beste Korrosionseigenschaften und beste spanlose Bearbeitbarkeit zu erzielen, werden die Stähle abgeschreckt. In diesem Zustand besitzen die Stähle die beste Zähigkeit und die niedrigste Festigkeit. Die erforderlichen Abschrecktemperaturen enthält Bild 72.

Die Teile werden von Abschrecktemperatur in Wasser - schwache Teile an der Luft - abgekühlt. Wird von tieferen Temperaturen abgeschreckt, als Bild 72 angibt, steigen Härte, Zugfestigkeit und Streckgrenze an, während die Korrosionsbeständigkeit verschlechtert wird (durch Karbidbildung entsteht örtliche Chromverarmung).

LW	Bleche ≤ 30 mm dick	Rundstangen und Fertigteile ≤ 160 mm \varnothing
1660	1030...1070 °C	1100...1150 °C
1670	1050...1100 °C	1100...1150 °C

Bild 72. Abschrecktemperaturen des LW 1660 und 1670

Eigenschaften

Die Festigkeitseigenschaften dieser Stähle bei Raumtemperatur im abgeschreckten Zustand zeigt Bild 73 (Seite 66).

Die Warmfestigkeitseigenschaften der Stähle LW 1660 und 1670 nach dem Abschrecken sind aus den Kurven im Bild 74 (Seite 66) zu erkennen.

Die Korrosionsbeständigkeit von LW 1670 und 1660 läßt sich folgendermaßen charakterisieren:

LW 1670 widersteht atmosphärischen Einwirkungen, auch wenn die Luft mit angreifenden Stoffen vermischt ist, wie in Industriegebieten und Küstengegenden. Der Stahl ist beständig gegen die meisten organischen Säuren bis zum Kochpunkt der Lösungen. Salzsäure und Chlorklösungen verträgt er nur in sehr verdünnter Lösung. Der Stahl widersteht den meisten Salzlösungen. LW 1670 verliert seine chemische Widerstandsfähigkeit nicht durch Schweißen oder durch sonstiges kurzzeitiges Erwärmen innerhalb des für austenitische Stähle kritischen Temperaturbereichs von 500 bis 850 °C, er verträgt sogar längeres Erwärmen in diesem Bereich.

LW 1660 entspricht in seiner Korrosionsbeständigkeit ungefähr dem Stahl LW 1670. Da der Stahl trotz seines wesentlich höheren Ni-Gehalts bei gewöhnlicher Temperatur keinerlei Vorteile hinsichtlich der Korrosionsbeständigkeit bietet, wird er kaum als korrosionsbeständiger Stahl im eigentlichen Sinne, sondern hauptsächlich als zunderbeständiger Stahl verwendet.

Die Zunderbeständigkeit beider Stähle in Luft und gewöhnlichen Rauchgasen zeigen die Kurven in Bild 75 (Seite 66).

Beim Erwärmen an der Luft liegen die Zündertemperaturen von LW 1660 bei etwa 1050 °C und von LW 1670 bei etwa 850 °C. Werden die Stähle heißen Gasen mit hohem Schwefelgehalt ausgesetzt, nimmt die Zunderbeständigkeit stark ab.

LW-Kennzahl	Abmessungen mm	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_s %	ψ %
1660,70	bis 10 \varnothing	25	55	40	-
1660,70	bis 50 \varnothing	30	58	35	50
1670,70	-	20	55	40	-

Bild 73. Festigkeitseigenschaften des Fertigteils bei Raumtemperatur nach dem Abschrecken

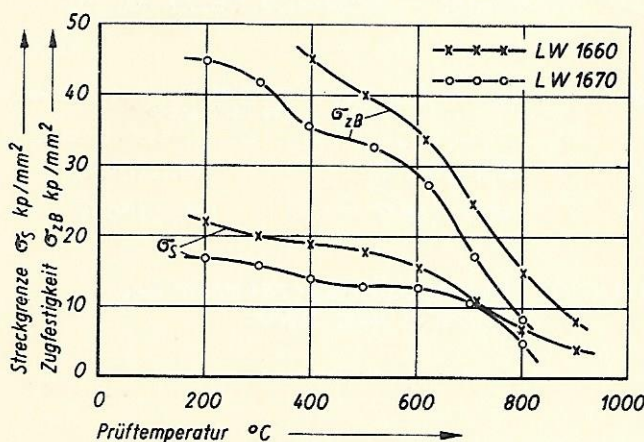


Bild 74. Warmfestigkeit (σ_s , σ_{zB}) von LW 1660 und 1670

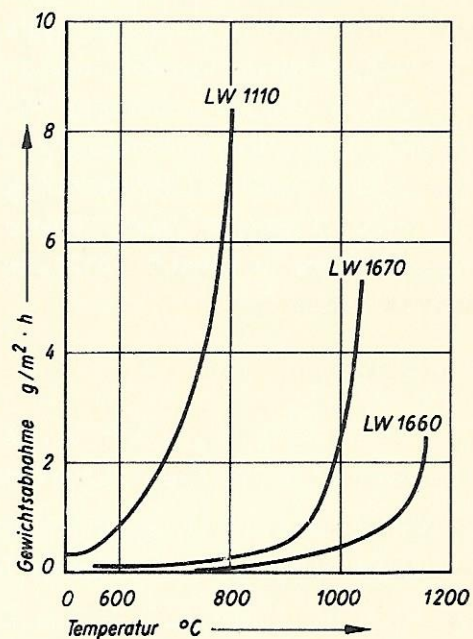


Bild 75. Zunderbeständigkeit von LW 1660 und 1670 in Luft und gewöhnlichen Rauchgasen

Zum Schweißen eignen sich beide Stähle gut. Grundwerkstoff und Schweißnaht behalten annähernd ihre mechanischen Eigenschaften. Bis auf die Arcatom-Schweißung, die bei LW 1670 nicht anzuwenden ist, sind die Stähle nach allen Verfahren gut schweißbar. Für dünne Bleche eignet sich die Argonarc-Schweißung besonders gut. Beide Stähle brauchen nach dem Schweißen keiner Wärmebehandlung unterzogen zu werden.

Die Verwendung gleichen Werkstoffs zum Schweißen von LW 1670 ist nicht zu empfehlen, da Titan abbrennt und dadurch die stabilisierende Wirkung verlorenght. Zusatzwerkstoffe zum Schweißen von LW 1670 sind mit Niob stabilisiert. Während der Austenit der nicht stabilisierten austenitischen Cr-Ni-Stähle beim Erwärmen oberhalb 300 °C zerfällt (Kornzerfall, interkristalline Korrosion), wird dieser Vorgang durch Zusätze von Titan oder Niob unterbunden. Der Stahl ist stabilisiert.

Verwendung

LW 1660 wird für Bauteile eingesetzt, an die hohe Anforderungen in bezug auf Zunderbeständigkeit gestellt werden. Zu nennen sind Brennkammer- und Düsen-
teile. LW 1660 hat eine verhältnismäßig hohe Kriechgrenze und eignet sich
deshalb gut für tragende Konstruktionen in der Wärme. LW 1670 findet für Teil-
le mit Anforderungen an die Korrosionsbeständigkeit und Zunderbeständigkeit
Verwendung. Es ist zu beachten, daß der Stahl nicht hochglanzpolierfähig ist.
Als Verwendungszwecke können genannt werden: Abgasleitungen, Dämpfer, Gas-
leitungen für Turbokompressoren, Flansche für Enteiseranlagen.

6.10 Ventilstahl

Begriff

Ventilstähle müssen bis zu ihrer höchsten Beanspruchungstemperatur hohe statische und dynamische Festigkeitswerte, gute Warmfestigkeitseigenschaften, Zunderbeständigkeit, Korrosionsbeständigkeit gegen Abgase, gute Gleiteigenschaften am Schaft und hohen Verschleißwiderstand am Schaftende und am Ventilteller-Rand haben. Außerdem müssen Ventilstähle eine gute Wärmeleitfähigkeit aufweisen und dürfen bei der Betriebstemperatur keine Versprödungen bzw. Verwerfungen, infolge Gefügeumwandlung oder Ausscheidungen, zeigen.

Chemische Zusammensetzung

In der Luftfahrtindustrie wird als Ventilstahl ein hochlegierter austenitisch-karbidischer Chrom-Nickel-Stahl mit karbidbildenden Zusätzen von Wolfram und Molybdän verwendet.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	W %
1725	0,40	0,30	≤	≤	≤	13,00	13,00	0,25	2,00
	0,50	0,80	0,70	0,030	0,020	15,00	15,00	0,40	2,75

Bild 76. Chemische Zusammensetzung von LW 1725

Warmformgebung und Wärmebehandlung

LW 1725 wird bei 1100 bis 900 °C geschmiedet. Nach dem Schmieden wird der Stahl zur Verbesserung der Zerspanbarkeit bei 800 bis 830 °C etwa 5 Stunden
geglüht. Bei Warmformgebung und Wärmebehandlung des LW 1725 ist die geringe
Wärmeleitfähigkeit infolge des hohen Legierungsgehalts zu beachten, d.h.,
der Stahl muß langsam und durchgreifend erwärmt werden.

Ventile werden im abgeschreckten und angelassenen Zustand eingebaut. Die Abschrecktemperatur liegt bei 1050 bis 1100 °C. Das nachfolgende Anlassen bei 750 bis 820 °C dient zur Karbidausscheidung und Stabilisierung des Stahls und muß mindestens 5 Stunden betragen.

Eigenschaften

Die in der Begriffserklärung genannten Anforderungen werden von dem LW 1725 in hohem Maße erfüllt. Dabei können an Auslaßventilen Temperaturen > 700 °C

auftreten. Zur Verbesserung der Gleiteigenschaften des Schafts kann dieser nitriert oder kaltverformt werden. Außerdem ist ein stumpfes Anschweißen von verschleißfesten Werkzeugstählen oder Panzerung mit verschleißfesten Auftropflegierungen möglich.

Die spanende Bearbeitung ist bei diesem Stahl erschwert, bei Verwendung von Hartmetall als Schneidstoff grundsätzlich möglich.

Verwendung

LW 1725 dient in der Luftfahrtindustrie zur Herstellung innengekühlter Auslaß- und ungekühlter Einlaßventile für Kolbenmotoren.

6.11 Hochwarmfester Stahl

Begriff

Die hochwarmfesten Stähle besitzen bei Temperaturen oberhalb 500 °C noch gute Warmfestigkeitseigenschaften (hohe Kriechgrenze, Zeitdehngrenze und Zeitstandfestigkeit). Sie sind außerdem bei den auftretenden hohen Temperaturen zunderbeständig. Je nach dem Verwendungszweck können dazu noch gute Zähigkeitseigenschaften, geringe Versprödungsneigung bei Dauerbelastung, hohe Dauerfestigkeit, Korrosionsbeständigkeit unter Sonderbedingungen, besondere physikalische Eigenschaften sowie gute Formbarkeit gefordert werden. In ihrer chemischen Zusammensetzung gleichen die hochwarmfesten Stähle stark den rost- und säurebeständigen Stählen, mit Ausnahme des Kohlenstoffgehalts. Sie sind immer mit Chrom legiert und enthalten je nach Verwendungszweck Zusätze von Nickel, Molybdän, Wolfram, Vanadin, Kobalt, Tantal oder Niob.

Chemische Zusammensetzung

Der Luftfahrtindustrie der DDR stehen für die vorgenannten Zwecke die Stähle LW 1550, 1705 und 1740 mit der in Bild 77 angegebenen chemischen Zusammensetzung zur Verfügung.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	W %	V %	Mo %	Nb %
1550	0,16 0,24	≤ 0,40	0,25 0,60	≤ 0,035	≤ 0,030	2,40 3,30	≤ 0,50	0,30 0,50	0,60 0,85	0,35 0,55	-
1705	0,34 0,40	0,30 0,80	7,50 9,50	≤ 0,030	≤ 0,030	11,50 13,50	7,00 9,00	-	1,25 1,55	1,10 1,40	0,25 0,45
1740	0,38 0,47	0,90 1,40	6,00 8,00	≤ 0,045	≤ 0,020	14,00 16,00	6,00 8,00	-	1,50 1,90	0,65 0,95	-

Bild 77. Chemische Zusammensetzung der hochwarmfesten LW-Stähle

Warmformgebung und Wärmebehandlung

Das Schmieden der hochwarmfesten Stähle soll in folgenden Temperaturbereichen durchgeführt werden:

LW 1550 1100...850 °C, LW 1705 1150...980 °C, LW 1740 1100...900 °C.

Grundsätzlich gelten für das Schmieden die gleichen Maßnahmen, die bereits in den Abschnitten 6.08, 6.09 und 6.10 erwähnt wurden.

Fertigteile aus LW 1550 werden im vergüteten Zustand verwendet. Die Vergütung wird entsprechend den Angaben in Bild 78 durchgeführt. Die Stähle LW 1705 und 1740 erhalten ihre besten Warmfestigkeitseigenschaften nach einem Abschrecken von hohen Temperaturen und nachfolgendem Auslagern oberhalb Arbeitstemperatur. Das dem Abschrecken folgende Auslagern wird auch als Aushärten bezeichnet. Es geschieht aus folgenden Gründen

1. um das Gefüge zu stabilisieren und
2. um die Ausscheidung von Karbiden hervorzurufen.

Die Karbidausscheidung verleiht diesen Stählen ihre hervorragenden Warmfestigkeitseigenschaften. Durch ein mehrmaliges Auslagern bei verschiedenen Temperaturen, ohne daß die Teile zwischenzeitlich abkühlen, kann die Anordnung der Ausscheidungen günstig beeinflußt werden. Nach diesem Verfahren werden Teile aus LW 1705 wärmebehandelt. Bei der Wärmebehandlung sind die in Bild 78 angegebenen Temperaturbereiche, Haltedauer und dgl. zu berücksichtigen.

LW	Härten bzw. Abschrecken	Anlassen bzw. Auslagern
1550	1030...1080 °C/Öl ¹⁾ 940...970 °C/Öl ²⁾	660...700 °C/Luft 660...700 °C/Luft
1705	1130...1150 °C/Wasser	bei 670 °C, Haltezeit 16 h daran anschließend bei 790 °C, Haltezeit 14... ...20 h/Luft
1740	1170...1190 °C/Wasser oder Luft	bei 790...810 °C, Halte- zeit 8...10 h/Luft

Bild 78. Wärmebehandlung der hochwarmfesten LW-Stähle

- 1) für zeitstandbeanspruchte Teile
- 2) für dauerschwingbeanspruchte Teile

Eigenschaften

Die Fertigteile aus den Stählen LW 1550, 1705 und 1740 müssen im wärmebehandelten Zustand die in Bild 79 angegebenen Festigkeitseigenschaften erreichen.

LW-Kennzahl	Abmessungen mm	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_5 %	ψ %	HB 30 kp/mm ²
1550.30	bis 50 Ø	75	90	12	40	265 363
1705.90	bis 60 Ø	60	85	15	20	277 311
1740.90	bis 60 Ø	60	90	15	15	255 341

Bild 79. Festigkeitseigenschaften der hochwarmfesten LW-Stähle bei Raumtemperatur (nach der Wärmebehandlung)

Die in Bild 79 angegebenen Festigkeitseigenschaften sind jedoch für die Beurteilung dieser Stähle bei erhöhten Temperaturen nur von untergeordneter Bedeutung. Weitaus wichtiger sind die in Bild 80 (Seite 70) angegebenen Festigkeitseigenschaften bei erhöhten Temperaturen. Dabei handelt es sich bei den angegebenen Werten um Zeitstandfestigkeiten, die nach der Wärmebehandlung

LW-Kennzahl	Prüftemperatur °C					
	550	600	650	700	750	800
	Zeitstandfestigkeit $\sigma_{B/200}$ kp/mm ²					
1550,30	35	-	-	-	-	-
1705,90	-	-	35	28	22	-
1740,90	-	40	-	23	-	13

Bild 80. Zeitstandfestigkeit der hochwarmfesten LW-Stähle im wärmebehandelten Zustand in Abhängigkeit von der Temperatur

von den genannten Stählen erreicht werden müssen. Unter Zeitstandfestigkeit wird die Zugfestigkeit verstanden, die ein Stahl bei einer bestimmten Prüftemperatur und Versuchsdauer, z.B. 200 Stunden, aufweist, ohne zu brechen.

Verwendung

Der Stahl LW 1550 wird für Teile bis max. 550 °C Arbeitstemperatur eingesetzt. Für höhere Arbeitstemperaturen kommen die Stähle LW 1705

und 1740 in Frage. Sie werden z.B. für Turbinenscheiben, Druckringe und Abschirmungen bis zu Arbeitstemperaturen von 650 °C verwendet.

6.12 Schweißzusatzwerkstoff

Begriff

Für Verbindungsschweißungen in der Luftfahrtindustrie werden Zusatzwerkstoffe verwendet, die ebenfalls der Abnahme als Luftfahrtwerkstoff unterliegen. Die Zusatzwerkstoffe garantieren bei richtiger Zuordnung zum Grundwerkstoff und richtiger Wahl der Schweißbedingungen ein einwandfreies, den Eigenschaften des Grundwerkstoffs gleichendes Schweißgut. Entsprechend den jeweiligen Schweißverfahren stehen Schweißdrähte und umhüllte Schweißelektroden zur Verfügung.

Schweißdrähte

Für die in der Luftfahrtindustrie zu schweißenden Stähle stehen die im Bild 81 aufgeführten Schweißdrähte zur Verfügung.

LW	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	Mo %	Nb %
1108	≤ 0,10	≤ 0,03	0,35 0,60	≤ 0,03	≤ 0,03	-	-	-	-
1422	0,15 0,22	0,15 0,35	0,40 0,70	≤ 0,030	≤ 0,025	0,80 1,10	≤ 0,30	0,15 0,25	-
1661	≤ 0,15	0,20 0,50	1,00 2,00	≤ 0,030	≤ 0,020	24,0 27,0	17,0 20,0	-	-
1671	≤ 0,09	0,30 0,80	1,00 2,00	≤ 0,03	≤ 0,02	18,0 20,0	9,0 11,0	-	1,2 1,5

Bild 81. Chemische Zusammensetzung der LW-Schweißdrähte

LW 1108 als unlegierter Schweißdraht wird beim Gas-, Argonarc- und Arcatomschweißen der Stähle LW 1110, 1112, 1120 und darüber hinaus für sämtliche unlegierten Stähle mit Kohlenstoffgehalten unter 0,2 % C verwendet. LW 1422 ist ein Cr-Mo-legierter Schweißdraht zum Gas-, Argonarc- und Arcatomschweißen des LW 1403, sowie zum Arcatomschweißen des LW 1414. Beim Vergüten von

Schweißverbindungen aus LW 1403 auf $\sigma_{zB} = 110$ bis 130 kp/mm^2 werden für die Schweißnaht $\sigma_{zB} = 100 \text{ kp/mm}^2$ garantiert. LW 1661 und 1671 dienen zum Schweißen der zunder- und korrosionsbeständigen Stähle LW 1660 und 1670, wobei der LW 1671 gegenüber dem 1670 nicht mit Titan, sondern mit Niob legiert ist, da Titan sehr stark abbrennt und dadurch die stabilisierende Wirkung verloren geht (vgl. Abschn. 6.09).

Schweißelektroden

Für die in der Luftfahrtindustrie zu schweißenden unlegierten Stähle stehen die im Bild 82 aufgeführten Schweißelektroden zur Verfügung.

Die mechanischen Festigkeitseigenschaften, die mit den unlegierten Schweißelektroden erreicht werden, zeigt Bild 83.

Die legierten Stähle werden mit Schweißelektroden entsprechend Bild 84 geschweißt. Bild 85 erläutert die mit diesen Elektroden im reinen Schweißgut gewährleistete chemische Zusammensetzung.

LW	Elektrodentyp nach DIN 1913
1881	Ti VIII s
1882	Kb IX s
1883	Kb X s

Bild 82. LW-Schweißelektroden für unlegierte Stähle

LW	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_5 %	a_K kpm/cm ²	Biege- winkel °
1881	40...44	48...52	28...32	5... 9	90...180
1882	42...44	50...52	25...35	10...20	150...180
1883	42...44	50...52	25...35	10...20	150...180

Bild 83. Festigkeitseigenschaften im Schweißgut (LW 1881, 1882, 1883)

LW	Elektrodenbezeichnung VEB Elektrodenwerk Berlin
1891	CrMo 44 R bzw. CrMo 44 K
1892	Croni 25
1893	Croni 18

Bild 84. LW-Schweißelektroden für legierte Stähle

LW	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Mo %	Nb %
1891	≈ 0,10	≈ 0,30	0,40 0,65	0,80 1,00	-	0,40 0,60	-
1892	≤ 0,15	1,20 1,50	0,20 0,80	23,00 25,00	18,00 19,00	-	-
1893	≤ 0,10	≤ 0,50	0,20 0,40	17,50 18,50	8,00 10,00	-	1,00

Bild 85. Chemische Zusammensetzung im Schweißgut (LW 1891, 1892, 1893)

Die Elektrode LW 1891 wird für Verbindungsschweißungen an LW 1403 und 1414 verwendet. Während der Typ CrMo 44 R besonders für Positionsschweißung vorgesehen ist, wird die Elektrode CrMo 44 K für Dickblechschweißung verwendet. Die Elektrode LW 1892 dient für Verbindungsschweißungen an LW 1660. Das Schweißgut gleicht dem LW 1660 in der chemischen Zusammensetzung und ist korrosionsbeständig und noch hitzebeständig bis 1200°C .

Für Verbindungsschweißungen an dem Stahl LW 1670 ist die Elektrode LW 1893 geeignet. Das Schweißgut gleicht in der chemischen Zusammensetzung dem LW 1670

LW-Kennzahl	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	Biegewinkel °
1403.30	70	90	40
1403.40 1403.50 1403.90	80	100	40
1414.50 1414.90	80	100	40

Bild 86. Festigkeitseigenschaften des Schweißguts (LW 1403 und 1414 geschweißt mit LW 1891

und hat durch den Gehalt an Niob bzw. Tantal die gleiche Beständigkeit gegenüber interkristalliner Korrosion wie der Grundwerkstoff. Das Schweißgut ist bis 750 °C zunderbeständig. Bei Schweißverbindungen an den Stählen LW 1403 und 1414 werden mit der Elektrode LW 1891 nach entsprechender Wärmebehandlung Festigkeitswerte entsprechend Bild 86 erreicht.

LW	σ_s kp/mm ²	σ_{zB} kp/mm ²	δ_5 %	ψ %	a_K kpm/cm ²
1892	> 30	55...70	> 30	-	> 10
1893	> 32	55...70	> 23	> 30	> 10

Die vom Schweißgut der Elektroden LW 1892 und 1893 erreichten Festigkeitswerte zeigt Bild 87.

Bild 87. Festigkeitseigenschaften im Schweißgut (LW 1892, LW 1893)

6.13 Grauguß

Begriff

Als Grauguß wird eine Eisen-Kohlenstoff-Legierung mit mehr als 1,7 % C bezeichnet, die durch Gießen und spanabhebende Formgebung, nicht aber durch plastische Kalt- oder Warmformung, bearbeitet wird.

Chemische Zusammensetzung und Gefüge

Der Luftfahrtindustrie stehen drei Gußeisensorten zur Verfügung. Es handelt sich dabei um normalen Grauguß, d.h., der Kohlenstoff ist in Form von Blättchengraphit ausgeschieden. LW 1900 ist ein hochwertiger Grauguß der Güte GG 22 nach DIN 1691.

LW	C gesamt %	C gebunden %	Si %	Mn %	P %	S %
1900	3,20 3,40	-	1,60 1,80	0,60 0,80	≤ 0,40	≤ 0,12
1913	2,90 3,20	0,65 0,90	1,40 1,90	0,70 1,20	0,45 0,70	≤ 0,10
1915	3,70 4,00	0,70 0,90	2,40 2,80	0,60 0,90	0,60 0,90	≤ 0,10

LW 1913 und 1915 sind Spezialgußeisen für Kolbenringe. LW 1913 ist für Schleuderguß, LW 1915 für Sandguß vorgesehen. Für die einzelnen Gußeisensorten gelten die Analysenrichtwerte entsprechend Bild 88.

Bild 88. Analysenrichtwerte von LW-Gußeisen

Das Mikrogefüge besteht bei allen drei Sorten aus perlitischem Grundgefüge mit eingelagertem Graphit.

Mechanische Eigenschaften

Die garantierten Festigkeitseigenschaften für LW 1900 zeigt Bild 89 (Seite 73). LW 1913 und 1915 werden nur auf ihre Härte geprüft, da diese Teile ausschließlich auf Verschleiß beansprucht werden. Das Mikrogefüge spielt dabei eine ent-

scheidende Rolle. Kolbenringe aus beiden Luftfahrtwerkstoffen müssen mindestens 20 Tage bei 20 °C gealtert werden. Dabei wird folgende Härte gewährleistet:

Rockwellhärte HRB 97...103,
Brinellhärte HB 30 241...269 kp/mm².

Maßgebende Wanddicke mm	σ_{zB} kp/mm ²	σ_{pB} kp/mm ²	HB 30 kp/mm ²
4...8	26	44	180...200
über 8...15	24	42	180...200
über 15...30	22	40	180...200

Bild 89. Festigkeitseigenschaften von LW 1900

Eigenschaften

Die beste Verschleißfestigkeit ergibt rein perlitisches bzw. sorbitisches Grundgefüge. Bei gleitender Reibung ist ein möglichst geringer Härteunterschied der beiden gegeneinanderlaufenden Teile günstig. Gußeisen mit stärkeren Graphitlamellen zeigt bessere Verschleißigenschaften als mit feinverteiltem Graphit.

Verwendung

LW 1900 wird hauptsächlich als Maschinenguß verwendet. Auf Grund seiner guten Gleiteigenschaften eignet er sich für Gleitbuchsen in Pumpen und ähnliche Bauteile. LW 1913 wird für Ölabstreifringe oder untere Kompressionskolbenringe, LW 1915 für Kompressionskolbenringe in Kolbentriebwerken eingesetzt.

7 Technologische Besonderheiten der Stähle

7.1 Schweißbarkeit

Begriff der Schweißbarkeit

Beim Schweißen der Werkstoffe gehen in der wärmebeeinflussten Zone bestimmte, oftmals bleibende Veränderungen vor sich, die durch die auftretende Erwärmung und Abkühlung verursacht werden und unabhängig von dem angewandten Schweißverfahren sind. Diese Veränderungen können einmal Gefügeumwandlungen sein, die durch Erwärmen oder Abkühlen entstanden sind, zum anderen können es Dimensions- oder Formänderungen sein, die durch die Wärmespannungen verursacht werden. Kann ein Stahl geschweißt werden, ohne daß die auftretenden Veränderungen Anlaß zu Befürchtungen für die Haltbarkeit des Schweißteils geben, dann ist der Stahl s c h w e i ß b a r. Dabei müssen die mechanisch-technologischen Eigenschaften, das Formänderungsvermögen und die Korrosionsbeständigkeit des Verbundwerkstoffs (Grundwerkstoff und Schweißgut) möglichst denen des Grundwerkstoffs entsprechen. Es dürfen weder stärkere Aufhärtung noch Rißbildung auftreten.

Die Schweißbarkeit ist in erster Linie eine Werkstoffeigenschaft, die besonders von der chemischen Zusammensetzung und vom physikalischen Zustand des Werkstoffs abhängig ist. Außerdem haben die angewandten Schweißverfahren, die Arbeitsbedingungen und die Nachbehandlungsmöglichkeiten, z.B. Glühen, für die Schweißbarkeit Bedeutung. Die Werkstückabmessungen und der Schweißzusatzwerkstoff spielen ebenfalls eine wichtige Rolle.

Alle hier aufgeführten Faktoren müssen bei der Beurteilung eines Werkstoffs für eine bestimmte Schweißarbeit berücksichtigt werden. Diese Beurteilung erfolgt nach zwei Gesichtspunkten:

1. nach den bestimmten werkstofflichen Voraussetzungen, der S c h w e i ß - e i g n u n g , und
2. nach den zweckentsprechenden Arbeitsbedingungen, der S c h w e i ß - s i c h e r h e i t .

Die S c h w e i ß e i g n u n g eines Werkstoffs hängt im wesentlichen von folgenden Faktoren ab:

1. Herstellungsverfahren (Schmelzen, Gießen usw.),
2. chemische Zusammensetzung,
3. innere und äußere Werkstofffehler,
4. Werkstoffzustand (kaltverformt, vergütet u.ä.).

Diese Faktoren beeinflussen den Gefügebau, der bestimmend ist für das Formänderungsvermögen des Werkstoffs.

Die S c h w e i ß s i c h e r h e i t hängt im wesentlichen von folgenden Faktoren ab:

1. Zusatzwerkstoff,
2. Schweißverfahren,
3. Nahtform und Nahtaufbau,
4. Schweißfolge,
5. Vorwärmtemperatur beim Schweißen,
6. Wärmebehandlung nach dem Schweißen.

Die entsprechenden Arbeitsbedingungen beeinflussen die entstehenden Spannungen im Werkstück, denen das erforderliche Formänderungsvermögen gegenüberstehen muß.

Einfluß der Erschmelzungsart auf die Schweißbeignung des Stahls

Die Erschmelzungsart ist bestimmend für den Schlacken- und Gasgehalt sowie den Phosphor- und Schwefelgehalt im Stahl. Bild 90 gibt einen Überblick über den Einfluß der Erschmelzungsart auf die verschiedenen Stahlverunreinigungen.

	Schlacken- gehalt	Gasgehalt			Phosphor- und Schwefel- gehalt
		Wasser- stoff	Stick- stoff	Sauer- stoff	
Thomasstahl	hoch	hoch	hoch	hoch	hoch
Nach Sonderverfahren erblasener Stahl	hoch	hoch	niedr.	niedr.	niedr.
SM-Stahl	niedr.	niedr.	niedr.	niedr.	niedr.
Elektrostahl	sehr niedr.	niedr.	hoch	niedr.	sehr niedr.

Bild 90. Einfluß der Erschmelzungsart auf die Stahlverunreinigungen

Mit zunehmendem Gehalt an Schlacken, Gasen, Phosphor und Schwefel verschlechtert sich im allgemeinen die Schweißbeignung. Wie aus Bild 90 zu entnehmen ist, müssen demnach Stähle, die im Elektro-Ofen erschmolzen wurden, unter Berücksichtigung der übrigen chemischen Zusammensetzung eine gute Schweißbeignung aufweisen. Luftfahrtstähle sind hochwertige Edelstähle, die im wesentlichen nur im Elektro-Ofen erschmolzen werden.

Einfluß der chemischen Zusammensetzung auf die Schweißbeignung des Stahls

Die chemische Zusammensetzung des Stahls hat den Haupteinfluß auf die Schweißbeignung. Der Einfluß wird von Art und Menge der Legierungselemente, dem Vorhandensein mehrerer Elemente gleichzeitig und von der Wärmebehandlung bestimmt. Bei der Betrachtung der einzelnen Elemente muß berücksichtigt werden, daß meistens mehrere Legierungselemente gleichzeitig vorhanden sind, so daß sich die Eigenschaftsänderungen durch die einzelnen Legierungselemente überlagern.

Das wichtigste Element bei der Beurteilung der Schweißbeignung ist der Kohlenstoff. Ähnlich wie der Kohlenstoff verhalten sich alle die Elemente, die die Härtebarkeit des Stahls bedeutend erhöhen und dadurch eine stärkere Aufhärtung und Versprödung in der Übergangszone hervorrufen.

Bei den unlegierten Stählen ist die Schweißbarkeit bei folgender Zusammensetzung als sicher anzunehmen:

C	≤ 0,25 %	P	≤ 0,06 %
Mn	0,30...0,50 %	S	≤ 0,06 %
Si	Spuren oder 0,10...0,20 % + Al 0,25...0,35 %		

Bei der Beurteilung der Schmelzschweißbarkeit ist die Erschmelzungsart mit zu berücksichtigen.

Bei den legierten Vergütungsstählen treten Schwierigkeiten beim Schweißen durch die stärkere Härteannahme in der Übergangszone auf. V o l d r i c h und H a r d e r haben eine Formel zur Berechnung des Kohlenstoff-Äquivalents (EC) aufgestellt, durch die eine Aussage über die Schweißbeignung eines Stahls gewonnen werden kann:

$$EC \% = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} + \left(\frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} \right)$$

Der Schwefelgehalt soll dabei in den normenmäßigen Grenzen liegen. Silizium wird nicht berücksichtigt, Phosphor und Kupfer kann bei den LW-Stählen infolge der geringen Gehalte vernachlässigt werden.

Für niedrig legierte Stähle gilt als allgemeine Regel, daß Stähle mit einem Kohlenstoff-Äquivalent

bis 0,40 %	gut schweißbar,
von 0,40 bis 0,60 %	bedingt schweißbar und
über 0,60 %	schwer schweißbar sind.

Diese Regel kann jedoch nur für ideale Arbeitsbedingungen und geringe Blechdicken Gültigkeit besitzen. Für die hochlegierten, ferritischen und austenitischen, korrosions- und zunderbeständigen Stähle ist die oben angeführte Formel nicht gültig. Diese Stähle unterliegen während der Abkühlung keiner

Umwandlung und härten daher in der Übergangszone auch nicht auf. Auf evtl. auftretende Ausscheidungsvorgänge durch die Wärmebeeinflussung ist in der Besprechung dieser Stähle hingewiesen worden.

Einfluß der Werkstoffdicke auf die Schweißbeignung des Stahls

Mit zunehmender Werkstoffdicke müssen höhere Anforderungen an das Formänderungsvermögen des Werkstoffs gestellt werden. Als gut schweißbar können solche Stähle bezeichnet werden, deren Eigenschaftsänderungen im Einflußbereich der Schweiße gering bleiben. Die Erhitzung beim Schmelzschweißen findet nur örtlich statt und die Abkühlung ist um so rascher, je dicker der angrenzende Grundwerkstoff und je niedriger dessen Temperatur ist. Für bestimmte Stähle können dadurch die Abkühlungsgeschwindigkeiten so groß werden, daß eine Aufhärtung eintritt, womit eine beträchtliche Verringerung des Formänderungsvermögens und eine Begünstigung der Rißbildung verbunden sind.

Je größer die Werkstoffdicke wird, desto exakter müssen die konstruktiven und technischen Bedingungen der Schweißverbindung geprüft und desto sorgfältiger müssen die Schweißarbeiten ausgeführt werden. Schweißverfahren, Zusatzwerkstoff, Wärmebehandlung vor und nach dem Schweißen, Temperatur beim Schweißen, Schweißnahtvorbereitungen und Schweißvorgang müssen so abgestimmt sein, daß das beim Schweißen sich bildende räumliche Spannungsfeld möglichst klein bleibt.

Bei unlegierten Stählen mit niedrigem C-Gehalt ($< 0,25\%$) kann die Blechdicke im allgemeinen unberücksichtigt bleiben. Für die niedrig legierten Stähle sowie für unlegierte Stähle mit einem C-Gehalt $> 0,25\%$ kann die Schweißbarkeit in Abhängigkeit von der Blechdicke nach der Kurve im Bild 91 beurteilt werden.

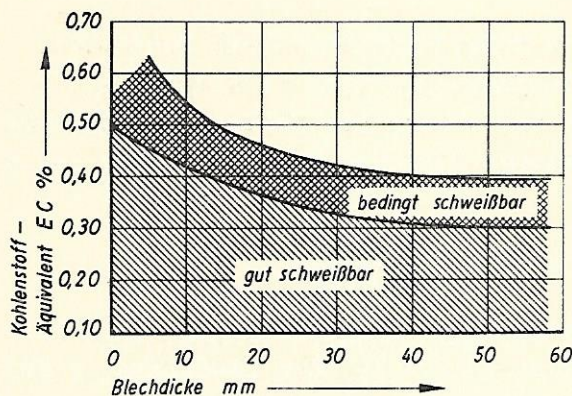


Bild 91. Abfall der Schweißbeignung mit zunehmender Blechdicke

Einfluß innerer und äußerer Werkstofffehler auf die Schweißbeignung des Stahls

Durch auftretende innere und äußere Werkstofffehler können teilweise erhebliche Beeinträchtigungen in der Schweißbarkeit auftreten. Für die Luftfahrtwerkstoffe sind derartige Fehler nicht zugelassen und werden auch im allgemeinen nicht auftreten. Trotzdem gibt es noch Fehler, die bei der Abnahmeprüfung nicht erfaßt bzw. erkannt werden. So begünstigt z.B. starke Gefügezeiligkeit im LW 1403 die Schweißbrissigkeit infolge des geringeren Formänderungsvermögens. Das gleiche trifft für Grobkörnigkeit zu. Grobe Fehler, wie Risse, Dopplungen, Lunker, örtliche Seigerungen, Oberflächenrisse und Überwalzungen beeinträchtigen die Schweißbeignung sehr stark. Halbzeuge mit derartigen Fehlern dürfen nicht verwendet werden.

Gefügezeiligkeit im LW 1403 die Schweißbrissigkeit infolge des geringeren Formänderungsvermögens. Das gleiche trifft für Grobkörnigkeit zu. Grobe Fehler, wie Risse, Dopplungen, Lunker, örtliche Seigerungen, Oberflächenrisse und Überwalzungen beeinträchtigen die Schweißbeignung sehr stark. Halbzeuge mit derartigen Fehlern dürfen nicht verwendet werden.

7.2 Warmformbarkeit

Begriff der Warmformbarkeit

Das Verhalten der Werkstoffe bei bildsamer Formgebung oberhalb der Rekristallisationstemperatur wird als Warmformbarkeit bezeichnet. Bei diesen Temperaturen hat der Werkstoff den geringsten Formänderungswiderstand und das größte Formänderungsvermögen. Die gewünschte Form wird mit einem geringen Aufwand an Formänderungsarbeit erzielt, gleichzeitig werden die Werkstoffeigenschaften verbessert.

Die Definition für Stahl nach DIN 17006 weist bereits auf eine wichtige Eigenschaft der Stähle, die Schmiedbarkeit, hin. Schmiedbarkeit und Walzbarkeit sind Unterbegriffe der Warmformbarkeit. Da das Walzen in erster Linie der Halbzeugherstellung dient (Bleche, Profile, Stangen, Rohre) und nicht als unmittelbarer Arbeitsgang in der Flugzeugfertigung auftritt, beziehen sich die folgenden Ausführungen besonders auf die Schmiedbarkeit der Stähle.

Bei der Beurteilung der Schmiedbarkeit der Stähle müssen folgende Einflußgrößen besonders beachtet werden:

1. chemische Zusammensetzung der Stähle,
2. Warmformgebungstemperatur,
3. Warmformgebungsverfahren.

Chemische Zusammensetzung der Stähle

Die Warmformbarkeit der unlegierten Stähle wird in erster Linie vom Kohlenstoffgehalt bestimmt. Bei etwa 1,7 % C ist die Grenze der Schmiedbarkeit erreicht. Von den Baustählen weisen die niedrig gekohlten und die mit Nickel oder Mangan legierten das beste Warm-Formänderungsvermögen auf. Schwierig warmzuformen sind hochgekohte Werkzeugstähle. Der dynamische Schlagwiderstand bei Warmformgebung (Temperatur 1050 °C) steigt vom Flußstahl bis zu den austenitischen Stählen etwa um das Zweieinhalbfache (Bild 92).

Werkstoff	Flußstahl	ferrit. Stahl 0,3 % C 30 % Cr	martens. Stahl 1 % C 18 % Cr	austen. Stahl 14 % Ni 14 % Cr
dynam. Schlagwiderst. kp/cm ²	13,2	14	22	32

Bild 92. Dynamischer Schlagwiderstand verschiedener Stahlsorten bei 1050 °C

Der erhöhte Formänderungswiderstand besonders der austenitischen Cr-Ni-Stähle dürfte mit ihrer erhöhten Warmfestigkeit zusammenhängen.

Zu Rotbrucherscheinungen im Gebiet zwischen 700 und 1100 °C führt ein zu hoher Schwefelgehalt des Stahls in Verbindung mit Sauerstoff.

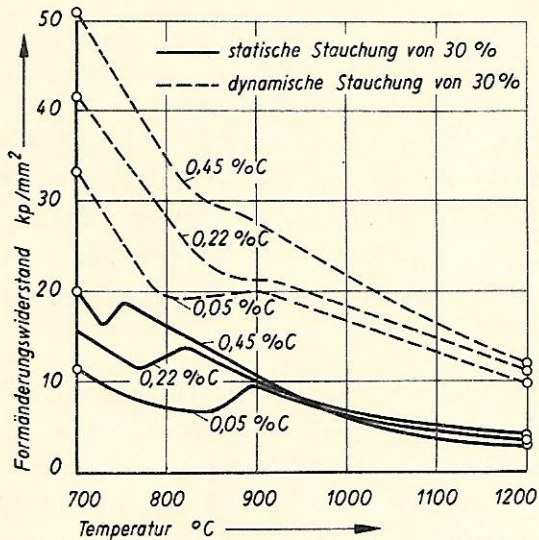


Bild 93. Formänderungswiderstand unlegierter Stähle in Abhängigkeit von der Temperatur

LW	Typ	Schmiedetemperatur °C
1110	unleg. Stahl	1150...850
1220	leg. Einsatzst. Cr-Stahl	1150...850
1302	leg. Vergütungsst. Mn-Stahl	1100...850
1403	leg. Vergütungsst. CrMnSi-Stahl	1150...850
1530	leg. Werkzeugst. CrMoV-Stahl	1050...850
1550	warmfester Stahl CrMoVW-Stahl	1100...850
1670	hochleg. Stahl CrNiTi-Stahl	1150...900
1705	hochleg. Stahl CrMnNiVMo-St.	1150...980

Bild 94. Schmiedetemperaturen von Luftfahrtstählen

Stauchen). Es ist deshalb für die Schmiedbarkeit günstig, wenn das Verfahren in kleinen Stufen formt und der Werkstoff genug Zeit zum Wiedererlangen seines Formänderungsvermögens hat. Die starke Abkühlung vor allem kleiner Werkstücke und der damit ansteigende Formänderungswiderstand setzen der Formänderungsgeschwindigkeit eine untere Grenze. In Bild 95 werden die wichtigsten Schmiedearbeiten zusammengefaßt und schematisch dargestellt.

Eigenschaften warmgeformter Werkstücke

Die Vorteile des Schmiedens sind Werkstoffersparnis durch Vermeiden großer Zerspanungsabfälle und günstige Beeinflussung der Werkstoffstruktur entspre-

Warmformgebungstemperatur

Der Temperaturbereich für die Warmformgebung der Stähle wird nach oben durch die Empfindlichkeit der Stähle gegen Überhitzen begrenzt. Besonders vorsichtig sind in dieser Hinsicht die hochgekohten Werkzeugstähle zu behandeln. Nach unten begrenzt das starke Ansteigen des Formänderungswiderstands unterhalb 900 °C den Temperaturbereich für die Warmformgebung der Stähle (Bild 93).

Außerdem besteht bei zu tiefen Schmiedetemperaturen bei weichen Stählen die Gefahr grobkörniger Rekristallisation, bei hochgekohten Stählen Schwarzbruchgefahr. Im Bild 94 sind die Schmiedetemperaturen einiger Luftfahrtstähle zusammengestellt.

Bei Erwärmung auf und Abkühlung von Schmiedetemperatur ist die unterschiedliche Wärmeleitfähigkeit der einzelnen Stahlarten zu beachten. Die meisten Stahl-Legierungselemente (besonders Aluminium und Silizium) verringern die Wärmeleitfähigkeit. Hochlegierte Stähle müssen deshalb besonders vorsichtig erwärmt bzw. abgekühlt werden, um Spannungen und Rißbildungen zu vermeiden.

Warmformgebungsverfahren

Der Formänderungswiderstand hängt sehr stark von der Formänderungsgeschwindigkeit ab. Bei der Formung unter der Presse liegen die Widerstandswerte um das Zwei- bis Dreifache niedriger als bei der Formung unter dem Hammer (vgl. Bild 93 statisches und dynamisches

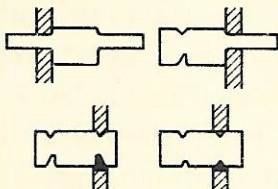
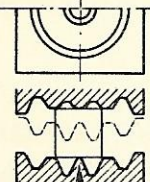
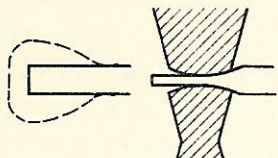
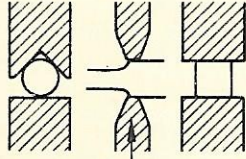
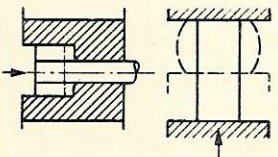
Bezeichnung	Verfahrensschema	Formgebungsmaschine	Anwendungsbeispiele
Stauchen		Dampfhammer, hydraul. Presse, Horizontal-Schmiedemaschine, Spindelpresse	Anstauchen von Kurbelwellen- Flanschen, Herstellung von Bandzugstangen, Nockenwel- len, Bremsdreieckswellen, Anstauchen von Schrauben- köpfen, Bolzenköpfen, Niet- köpfen, Ventilkegeln
Recken		Dampfhammer, Lufthammer, hydraul. Presse	Ausschmieden von Vierkant-, Rund- und Profilstäben
Breiten		Lufthammer, mech. Hämmer	Ausschmieden von Schaufeln, Messern, Spaten
Gesenk- schmieden		Dampfhammer, Fallhammer, Gegenschlaghammer, Kniehebelpresse, hydraul. Presse, Spindelpresse	Herstellung von Stahlku- geln, Rädern, Zahnrädern, Scheiben, Naben, Kurbel- wellen, Pleuelstangen, Hebeln, Beschlägen u.ä. Teilen
Form- schmieden		Dampfhammer, Lufthammer, hydraul. Presse	Herstellung von Wellen, Achsen, Kolbenstangen, Hebeln, Scheiben, Vorschmie- den von Gesenkschmiede- stücken, Herstellung von Kurbelwellen, Turbinenscheiben, Rotor- körpern

Bild 95. Schmiedearbeiten an Stählen

chend dem Kräfteverlauf im Werkstück. Hochbelastete Stahlteile, wie z.B. Ventile und Kurbelwellen für Kolbenmotoren, Turbinenschaufeln und Turbinenringe, Fahrwerkteile, erhalten dadurch erst die entsprechenden Festigkeitseigenschaften. Außerdem sichern sauberes Durchschmieden und Durchkneten des Werkstoffs ein Mindestmaß an inneren Werkstoffehlern (Hohlräume werden geschlossen). Voraussetzung für die Herstellung hochfester Werkstücke durch Schmieden ist eine einwandfreie schmiedetechnische Gestaltung, die Struktur und Kräfteverlauf in Übereinstimmung bringt.

7.3 Kaltformbarkeit

Begriff der Kaltformbarkeit

Das Verhalten der Werkstoffe bei bildsamer Formgebung unterhalb der Rekristallisationstemperatur, meist bei Raumtemperatur, wird als Kaltformbarkeit bezeichnet. Die metallischen Werkstoffe verdanken diese Eigenschaft ihrer kristallinen Struktur. Bei Erreichen einer Grenzbeanspruchung (Ende des elastischen Bereichs) gleiten die einzelnen Kristallite in bestimmten Richtungen (Gleitebenen) aufeinander, ohne den Zusammenhang zu verlieren. Treten bei der Kaltformung größere Kräfte auf, als zum Gleiten der Kristallite erforderlich sind, so neigt der Werkstoff zur Rißbildung.

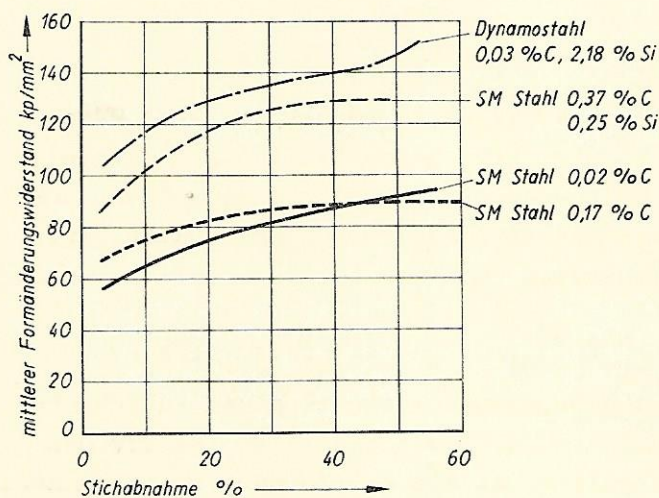


Bild 96. Formänderungswiderstand in Abhängigkeit von der Formänderung beim Kaltwalzen verschiedener Stähle

Die bei der Kaltformung entstehende Deformation der Kristalle führt zu der bekannten Erscheinung der Kaltverfestigung, dem Wachsen des Werkstoffwiderstands mit zunehmender Formänderung. Bild 96 zeigt das Anwachsen des Formänderungswiderstands mit zunehmender Formänderung (Stichabnahme) beim Kaltwalzen von verschiedenen Stählen.

Beim Erwärmen kaltverfestigter Werkstücke tritt bei einer bestimmten Temperatur, die bei den einzelnen Metallen recht unterschiedlich ist, eine Neubildung von Kristallen ein, die als

R e k r i s t a l l i s a t i o n

bezeichnet wird. Bei den Stählen liegt die Rekristallisationstemperatur je nach dem Grad der vorangegangenen Kaltformung etwa zwischen 600 und 700 °C (vgl. Abschn. 5.24). Wird der Werkstoff bei dieser Temperatur geglüht (Rekristallisationsglühen), so hat er wieder das gleiche Kalt-Formänderungsvermögen wie vorher.

Die Kaltformbarkeit der einzelnen Stahlarten wird von folgenden Faktoren bestimmt:

1. chemische Zusammensetzung,
2. Werkstoffzustand (Wärmebehandlung),
3. Art des Kaltformungsverfahrens.

Chemische Zusammensetzung der Stähle

Steigender Kohlenstoffgehalt und wachsender Anteil an Legierungselementen setzen das Kalt-Formänderungsvermögen herab bzw. erhöhen den Kalt-Formänderungswiderstand (vgl. Bild 96). Alle als Verunreinigungen auftretenden Elemente, wie Schwefel, Phosphor, Sauerstoff und Stickstoff sowie Einschlüsse an der Oberfläche, verschlechtern die Kaltformbarkeit. Daraus erklärt sich

z.B. die gute Tiefziehfähigkeit von Blechen aus unberuhigtem Stahl (saubere Randzone des Blocks, vgl. Abschn. 2.25).

Die am häufigsten zur Kaltformung verwendeten unlegierten Stähle haben einen niedrigen Kohlenstoffgehalt. Von den gut kaltformbaren Luftfahrtstählen enthalten z.B. LW 1112 0,09 % C, LW 1117 0,15 bis 0,20 % C und LW 1120 0,18 bis 0,25 % C. Unlegierte Stähle mit höherem C-Gehalt werden für Federdrähte und Federbandstähle sowie für Silber- und Kugelstahl verwendet, wobei die Kaltverfestigung zur Verbesserung der Werkstoffeigenschaften (Zugfestigkeit, Federung) ausgenutzt wird. Von den legierten Stählen sind die nichtrostenden Chrom- und Chrom-Nickelstähle mit niedrigem C-Gehalt gut kaltformbar. Allerdings zeigen die austenitischen Stähle dieser Gruppe starke Kaltverfestigung, besonders wenn der Austenit nicht stabil genug ist und bei der Kaltformung teilweise in Martensit umwandelt.

Werkstoffzustand

Um den Zustand bester Kaltformbarkeit zu erzielen, werden fast stets Wärmebehandlungen, vor allem Glühprozesse (Weichglühen, Rekristallisationsglühen), erforderlich. Bei starken Kalt-Formänderungen werden auch zwischendurch zur Aufhebung der Kaltverfestigung Wärmebehandlungsmaßnahmen eingeschaltet (z.B. beim Tiefziehen nach mehr als zwei Zügen).

Art des Kaltformungsverfahrens

Die Art des Kaltformungsverfahrens, die Werkzeugkonstruktion und Ausführung der Werkzeuge haben großen Einfluß auf die Kaltformbarkeit. Es ist für das Verhalten des Werkstoffs nicht gleichgültig, ob die Kaltformung zwischen zwei gegeneinander bewegten Preßflächen erfolgt (Stauchen, Walzen), oder ob das Werkstück durch einen von dem Formgebungswerkzeug gebildeten Spalt gezogen wird (Drahtziehen, Fließpressen, Tiefziehen). Verfahren wie Kaltwalzen (Bänder, Bleche) und Ziehen (Draht, Stangen, Rohre) dienen der Halbzeugfertigung. Als unmittelbare Kaltformungsverfahren im Flugzeugbau treten vor allem die Verfahren der Blechbearbeitung (Tiefziehen, Abkanten, Bördeln, Drücken usw.) sowie das Kaltrichten und Kaltbiegen von Profilen und das Kaltstauchen von Nieten auf. Besonders für das Tiefziehen gilt, daß die Formbarkeit des Werkstoffs, seine Tiefziehfähigkeit, stark von der Konstruktion des Werkzeugs, z.B. Oberflächenbeschaffenheit der Ziehkante und Niederhalterdruck, abhängt. Außerdem haben verwendete Schmiermittel oder auf das Blech aufgebrachte besondere Schichten als Schmiermittelträger Einfluß auf die Tiefziehfähigkeit.

7.4 Zerspanbarkeit

Begriff der Zerspanbarkeit

Das Verhalten der Werkstoffe unter dem Schnitt der Werkzeuge beim Drehen, Fräsen, Bohren, Hobeln usw. wird als Zerspanbarkeit bezeichnet. Die Beurteilung dieser Werkstoffeigenschaften läßt sich nicht einfach durch einen Begriff oder eine Zahl ausdrücken, vielmehr sollten vier Bewertungspunkte berücksichtigt werden:

1. Die Zerspanbarkeit wird durch die S c h n i t t g e s c h w i n -
d i g k e i t gekennzeichnet, mit der bei wirtschaftlicher S t a n d -
z e i t des Werkzeugs bearbeitet werden kann.
2. Die auftretenden S c h n i t t k r ä f t e bei der Bearbeitung
sollen möglichst gering sein, um Werkzeug und Maschine zu schonen.
3. Die spanend bearbeiteten Werkstückflächen müssen eine dem Verwendungs-
zweck und der vorgeschriebenen Toleranz entsprechende O b e r f l ä -
c h e n g ü t e aufweisen.
4. Es sollen möglichst k u r z b r e c h e n d e S p ä n e in schau-
felbarem Zustand anfallen. Das gilt besonders für Maschinen mit er-
schwerter Spanabfuhr (Automaten).

Die vier Bewertungspunkte weisen darauf hin, daß die Zerspanbarkeit sowohl vom Werkstoff und Werkstoffzustand als auch von den gewählten Schneidstoffen und Arbeitsbedingungen abhängt. Die folgende Darstellung beschränkt sich soweit wie möglich auf Einflüsse, die unmittelbar vom Werkstoff, von den einzelnen Stahl- und Eisenarten, ausgehen. Bewertet wird nach der Wirtschaftlichkeit (Schnittgeschwindigkeit, Standzeit) und der erreichbaren Oberflächengüte.

Einfluß der chemischen Zusammensetzung der Stähle

Bei den unlegierten Stählen übt der K o h l e n s t o f f einen deutlichen Einfluß auf die Zerspanbarkeit aus. Die besten Werte ergeben Stähle mit etwa 0,3 % Kohlenstoff (s.u. Gefügeausbildung). Von den Eisenbegleitern ergibt Phosphor bis 0,15 % bei der spanenden Bearbeitung eine saubere und glatte Oberfläche. Zusammen mit höherem Schwefelgehalt fördert er die Kurzbrüchigkeit der Späne. P h o s p h o r und S c h w e f e l sind die kennzeichnenden Elemente in den heute üblichen Automatenstählen.

M a n g a n ist aus metallurgischen Gründen in allen Stählen enthalten. Über 12 % Mn bei 0,9 % C ergeben einen austenitischen, harten und verschleißfesten Stahl (Manganhartstahl), der fast nicht spanend bearbeitbar ist.

S i l i z i u m verschlechtert die spanende Bearbeitbarkeit vor allem in den übereutektoiden Stählen.

Von den bedeutenden Legierungselementen wirkt das C h r o m in den hochlegierten Stählen der Bearbeitbarkeit entgegen. Da es im Stahl harte Karbide bildet, die zu einem starken Verschleiß an Werkzeugen führen, verschlechtert sich die Zerspanbarkeit. In gleicher Richtung wirkt Chrom in Verbindung mit N i c k e l und M o l y b d ä n , wobei Nickel allein die stärkste Verschlechterung der Zerspanbarkeit hervorruft.

Einfluß der vorangegangenen Bearbeitung

Die spanende Bearbeitung stellt meist die letzte Stufe der Herstellung eines Werkstücks dar. Vorangegangene Arbeitsverfahren, wie das Gießen oder Warm- bzw. Kaltformungsverfahren mit den entsprechenden Wärmebehandlungen, üben auf die spanende Bearbeitbarkeit entscheidenden Einfluß aus.

G e g o s s e n e r S t a h l (Stahlguß) bereitet bei der spanenden Be-

arbeitung keine Schwierigkeiten. Seine Eigenschaften in dieser Richtung stimmen mit den geschmiedeten oder gewalzten Stählen gleicher Zusammensetzung überein. Lediglich die sehr harte Gußhaut setzt die Standzeit der Werkzeuge erheblich herab.

Vorangegangene W a r m f o r m u n g (Schmieden, Warmwalzen) beeinflußt die Zerspanbarkeit der unlegierten Stähle gering, bei den legierten kann bei günstiger Warmformgebung die Bearbeitbarkeit verbessert werden. Entscheidend ist die Einhaltung einer nicht zu niedrigen Endtemperatur bei der Warmformung, von der maßgeblich die Korngröße abhängt. Das Korn soll für die spanende Formung nicht zu klein sein.

Vorangegangene K a l t f o r m u n g (Kaltwalzen, Kaltziehen) verbessert bei den meisten Stählen die Bearbeitbarkeit, besonders in Hinsicht auf die Oberflächengüte. Die mit der Kaltformung verbundene Festigkeitssteigerung wirkt sich auf die Bearbeitbarkeit günstiger aus als eine Festigkeitserhöhung durch Legierungszusätze oder Wärmebehandlung. Der Vorteil vorangegangener Kaltformung darf nicht mit dem erschwerenden Einfluß, den die Kaltverfestigung austenitischer Stähle unmittelbar unter dem Schnitt auf die Bearbeitbarkeit ausübt, verwechselt werden.

Die W ä r m e b e h a n d l u n g der Stähle ist das Mittel, die Zerspanbarkeit in weiten Grenzen zu verändern. Besonders die Glühbehandlungen (Normalglühen, Weichglühen, Zwischenglühen) werden häufig zur Verbesserung der Zerspanbarkeit, vor allem der legierten Stähle, herangezogen (vgl. Abschn. 6.04). Um saubere Oberflächen zu erzielen, sind bei bestimmten Arbeitsverfahren, wie z.B. Stoßen, Räumen, Abwälzfräsen, Vergütungsgefüge vorteilhaft.

Einfluß der Gefügeausbildung

Da sich sowohl die vorangegangene spanlose Formung als auch die einzelnen Arten der Wärmebehandlung an der Gefügeform erkennen lassen, können beim Vergleich mit Gefügerichtreihen, wie sie z.B. von D i e r g a r t e n aufgestellt wurden, Hinweise für die Zerspanbarkeit gewonnen werden. Im Bild 97 (Seite 85) werden Mikrogefüge eines niedrig legierten Stahls mit den entsprechenden spannungstechnischen Bemerkungen gezeigt.

In Bild 98 werden in Abhängigkeit vom C-Gehalt und Gefügezustand Aussagen über die Zerspanbarkeit der unlegierten Kohlenstoffstähle gemacht.

C-Gehalt	bester Bearbeitungszustand, geeignete Gefügeform
0,1...0,3 %	normalgeglüht, kaltverfestigt
0,3...0,5 %	normalgeglüht, gleichmäßig ver- teilter Perlit (Grob- und Fein- schnitt), körniger Zementit ergibt schlechte Oberfläche
0,5...0,7 %	für Grobschnitte - grober körniger Zementit für Feinschnitte - lamellarer Perlit
0,7...1 %	für Grob- und Feinschnitte - körniger Zementit

Bild 98. Zerspanbarkeit der unlegierten Kohlenstoffstähle

Bei der Beurteilung der Zerspanbarkeit nach dem Gefügezustand sind weitgehend die Arbeitsbedingungen mit einzubeziehen. So kann z.B. die Erscheinung des Schmierens, zu der besonders der weiche Ferrit neigt, durch höhere Schnittgeschwindigkeiten vermieden werden. Bei der Beurteilung ist es auch nicht gleichgültig, ob das Werkstück gedreht, gebohrt, gehobelt oder gefräst werden soll.

7.5 Korrosion und Korrosionsschutz

7.51 Korrosion

Nach DIN 50900 wird Korrosion definiert als

Zerstörung von Metall durch chemische oder elektrochemische Reaktion mit seiner Umgebung.

Die häufigste Korrosionserscheinung an Eisen- und Stahlteilen wird als R o s t (Eisenhydroxyd) bezeichnet. In der Reihe der Korrosionsformen gehört das Rosten zur Korrosion mit ebenmäßigem Angriff, d.h., das Werkstück wird annähernd parallel zur Oberfläche angegriffen und abgetragen. Die Bedingungen für den Beginn der Korrosion sind bereits durch die atmosphärischen Verhältnisse gegeben, wenn die Oberfläche nicht entsprechend geschützt wird. Im Bild 99 werden die Einflußgrößen Atmosphäre, Werkstoffbeschaffenheit und Konstruktion übersichtlich dargestellt.

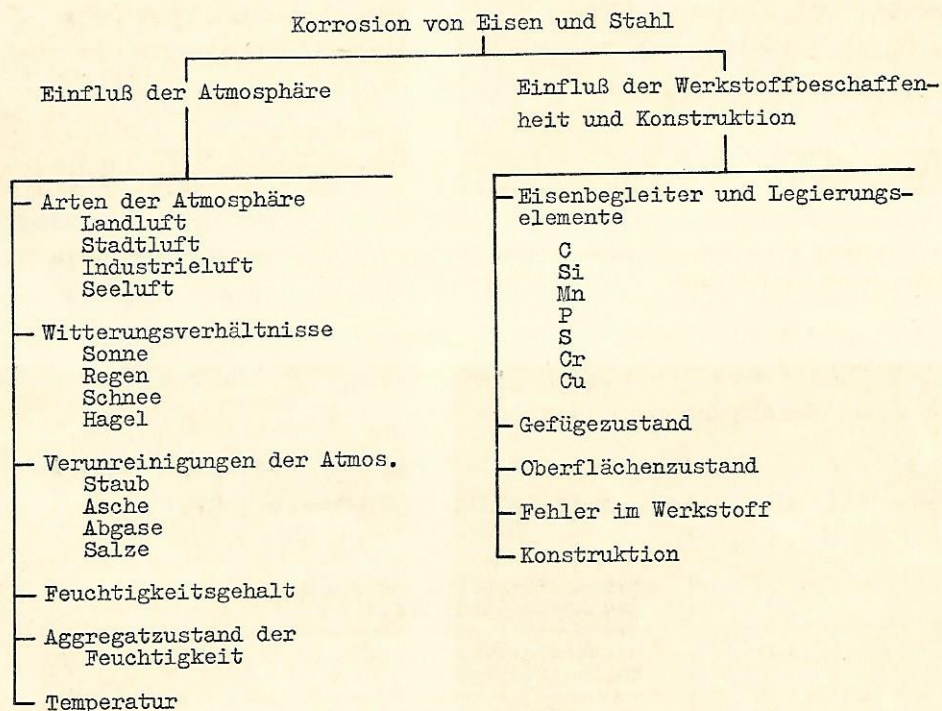


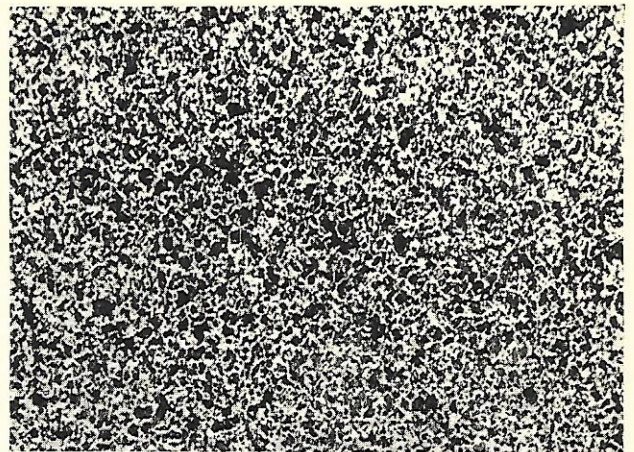
Bild 99. Einflußgrößen der atmosphärischen Korrosion

Die Korrosionswirkung der verschiedenen Arten der Atmosphäre, z.B. Landluft, Stadtluft, Industrieluft, Seeluft, unter den gegebenen Bedingungen ist sehr unterschiedlich. Die Werkstoffbeschaffenheit und Konstruktion können diese Wirkung abschwächen oder verstärken.



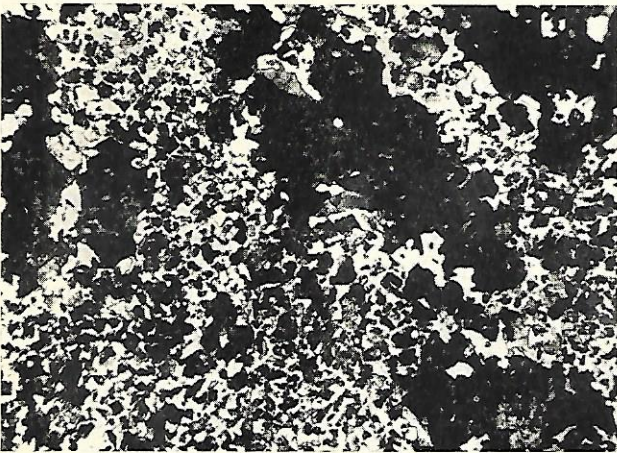
Normale Korngröße, gut zerspanbar, für Grob- und Feinbearbeitung

100 : 1



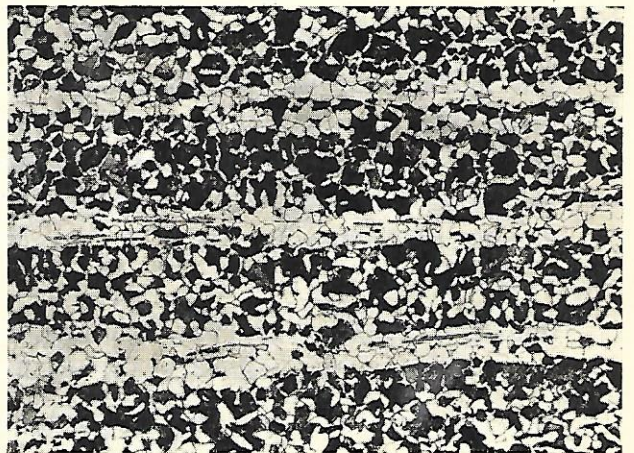
Zu feines Korn, geringe Standzeit, gute Oberfläche

100 : 1



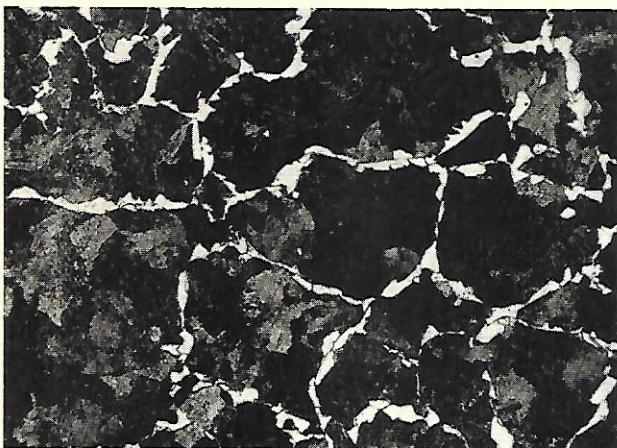
Stark voneinander abweichende Korngrößen, schlecht bearbeitbar, geringe Oberflächengüte

100 : 1



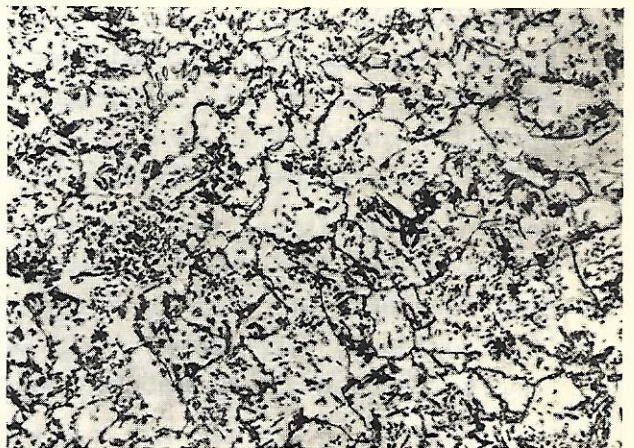
Zeilenstruktur, schwer zerspanbar, schlechte Oberfläche

100 : 1



Große Perlitkörner von schmalen Ferritbändern umhüllt, schwer zerspanbar

100 : 1



Körniger Zementit in Ferritgrundmasse (körniger Perlit), verhältnismäßig gut zerspanbar, aber schlechte Oberfläche bei Feinbearbeitung

500 : 1

Von den Eisenbegleitelementen haben Kohlenstoff, Mangan und Silizium kaum Einfluß auf den Korrosionswiderstand, dagegen wirkt Phosphor stark rosthemmend. Geringe Mengen Kupfer ($\geq 0,3\%$) fördern die Bildung dichter, das Grundmetall schützender Oxydschichten. Mit geringen Anteilen dieser beiden Elemente (Cu, P) legierte Stähle werden als **s c h w e r r o s t e n d** bezeichnet. In diese Gruppe gehören vor allem die niedrig legierten Vergütungsstähle.

Das wichtigste Legierungselement zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit ist **C h r o m**, besonders wenn es in Verbindung mit Nickel, Mangan und Molybdän verwendet wird. Diese Stähle rechnen zu den **n i c h t r o s t e n - d e n**, **k o r r o s i o n s b e s t ä n d i g e n** **S t ä h l e n**, die vorwiegend bei besonderen korrodierenden Einflüssen (Chemikalien, hohe Temperaturen) eingesetzt werden.

Der Oberflächenzustand ist für das Korrosionsverhalten des Stahls unter atmosphärischen Bedingungen ohne wesentlichen Einfluß. Durch Sandstrahlen behandelte Oberflächen rosten etwas eher als polierte, die den Rostbeginn verzögern. Diese Tatsache trifft besonders stark für die austenitischen Stähle zu.

Der Gefügestand des Stahls hat für die atmosphärische Korrosion wenig Bedeutung. Die Regel, daß homogene Gefüge (z.B. Ferrit, Martensit, Austenit) einen größeren Korrosionswiderstand aufweisen als heterogene, kommt bei Stahl nicht voll zur Geltung. Das Korrosionsverhalten wird nach der ersten Rostbildung durch die Rostdeckschicht und nicht mehr von der blanken Metalloberfläche bestimmt.

Fehler im Werkstoff (Seigerungen, Lunker) sind für das Korrosionsverhalten der schwachlegierten und unlegierten Stähle bedeutungslos.

Der Konstrukteur kann durch geeignetes Gestalten der Werkstücke viel zur Verminderung der atmosphärischen Korrosion beitragen. Das gilt besonders für Stahl-Freiluftbauten (Brücken, Kräne). Durch Vermeiden von toten Ecken, Wassersäcken usw. kann das Ansammeln von Feuchtigkeit verhindert und damit die Korrosionswirkung abgeschwächt werden.

Erhöhte Rostgefahr besteht an geschweißten Bauteilen in der Nähe der Schweißnähte. Der beim Schweißen oder auch bei einer Wärmebehandlung entstandene Zunder rostet leicht und der Vorgang schreitet in Richtung Grundmetall fort. Dem Werkstück muß deshalb nach solchen Behandlungen eine metallisch blanke Oberfläche durch Beizen zurückgegeben werden.

Das Beizen wird auch angewendet, um Stahl und Eisen zu passivieren. Auf dem Werkstoff entsteht durch Einwirken der Beize eine dichthaftende, unlösliche Schutzschicht. Die wichtigsten passivierenden Stoffe für Stahl und Eisen sind Salpetersäure, Chromsäure und Chromschwefelsäure. Im Flugzeugbau müssen alle Stahlteile nach der Wärmebehandlung auf diese Weise passiviert werden.

Bei **b e s o n d e r e n** **k o r r o d i e r e n d e n** **E i n f l ü s s e n**, wie sie z.B. in der chemischen Industrie und im Motoren- und Triebwerksbau vorliegen, werden die nichtrostenden, korrosionsbeständigen Stähle auf Chrombasis eingesetzt. Im Ausland, vor allem in den USA, hat nichtrostender Stahl für alle Gebiete der Luftfahrt große Bedeutung gewonnen. So bestehen z.B. drei

Viertel aller in der Zelle des Flugzeugmusters "Super Constellation" eingebauten Stahlteile aus nichtrostendem Stahl.

Die nichtrostenden Chrom-Stähle enthalten mindestens 12 % Chrom. Die Wirkung des Chroms beruht auf der Bildung einer dichten, festhaftenden Oxydschicht. Unterstützt wird diese Wirkung des Chroms besonders durch Nickel. Chrom-Nickel-Stähle werden im Flugzeugbau z.B. zum Bau von Abgasleitungen verwendet, da sie nicht nur rost- und säurebeständig, sondern auch hitzebeständig (500 °C) sind. Bei Erwärmung zwischen 500 und 800 °C werden jedoch bei diesen Stählen an den Korngrenzen Karbide abgeschieden und es tritt eine örtliche Chromverarmung ein. In diesem Zustand ist der Werkstoff in entsprechenden Angriffsmitteln gegen interkristalline Korrosion sehr anfällig.

Besondere Bedingungen werden an Stahlteile im Triebwerksbau gestellt. Sie müssen warmfest und zunderbeständig sein. Die Zunderbildung kann als Korrosion bei hohen Temperaturen aufgefaßt werden. Wenn an die Teile geringe Festigkeitsansprüche bei hoher Zunderbeständigkeit gestellt werden, können dafür mit Titan oder Niob stabilisierte, austenitische Stähle ausgesucht werden. Für hochwarmfeste, hitzebeständige Teile kommen Chrom-Stähle mit Zusätzen an Nickel, Kobalt, Wolfram, Molybdän und Vanadin in Frage. Höchsten Ansprüchen in dieser Richtung können Legierungen auf Eisenbasis nicht mehr gerecht werden, es beginnt der Wirkungsbereich der Superlegierungen (z.B. Nimonic auf Nickelbasis).

Von besonders korrosionsbeständigen Gußwerkstoffen ist vor allem eine Gußeisen-Silizium-Legierung mit 12 bis 18 % Silizium zu nennen, die sowohl gegen Salpeter- als auch Schwefelsäure korrosionsbeständig ist.

7.52 Korrosionsschutz

Es gibt vielfältige Möglichkeiten, Stahl und Eisen vor korrodierenden Einflüssen zu schützen. Die einzelnen Verfahren können jedoch immer nur unter bestimmten Bedingungen optimalen Schutz bieten, d.h., die Schutzverfahren werden in erster Linie nach dem Gesichtspunkt ausgewählt: Welche Einflüsse müssen ferngehalten werden? Häufig müssen die einzelnen Verfahren außer dem eigentlichen Korrosionsschutz noch andere Forderungen, wie z.B. dekoratives Aussehen, Erhöhung des Verschleißwiderstands, erfüllen. Bild 100 (Seite 88) vermittelt einen Überblick über die Vielzahl der möglichen Schutzverfahren.

Im Flugzeugbau haben als Korrosionsschutz für Stahlteile besonders die galvanischen Überzüge Bedeutung. Diese Schutzschichten können auf alle Stähle, außer auf die unmagnetischen austenitischen, aufgebracht werden. Eine Gefahr stellt bei diesen Verfahren die mögliche Versprödung des Werkstoffs durch Wasserstoffaufnahme dar. Ein Austreiben des Wasserstoffs durch nachfolgendes Erwärmen der Teile auf 100 bis 200 °C ist nicht immer erfolgreich. Die Wasserstoff-Versprödung macht sich durch Absinken der Dauerfestigkeit bemerkbar. Beispielsweise kann an verkadmten polierten Probestäben aus LW 1403.40 (Vergütungsstufe $\sigma_{zB} = 110$ bis 130 kp/mm^2) die Dauerfestigkeit bei Biegewechselbeanspruchung von 52 auf 46 kp/mm^2 absinken. Im Bild 101 werden Beispiele für die einzelnen galvanischen Überzüge und ihre Verwendung im Flugzeugbau angeführt.

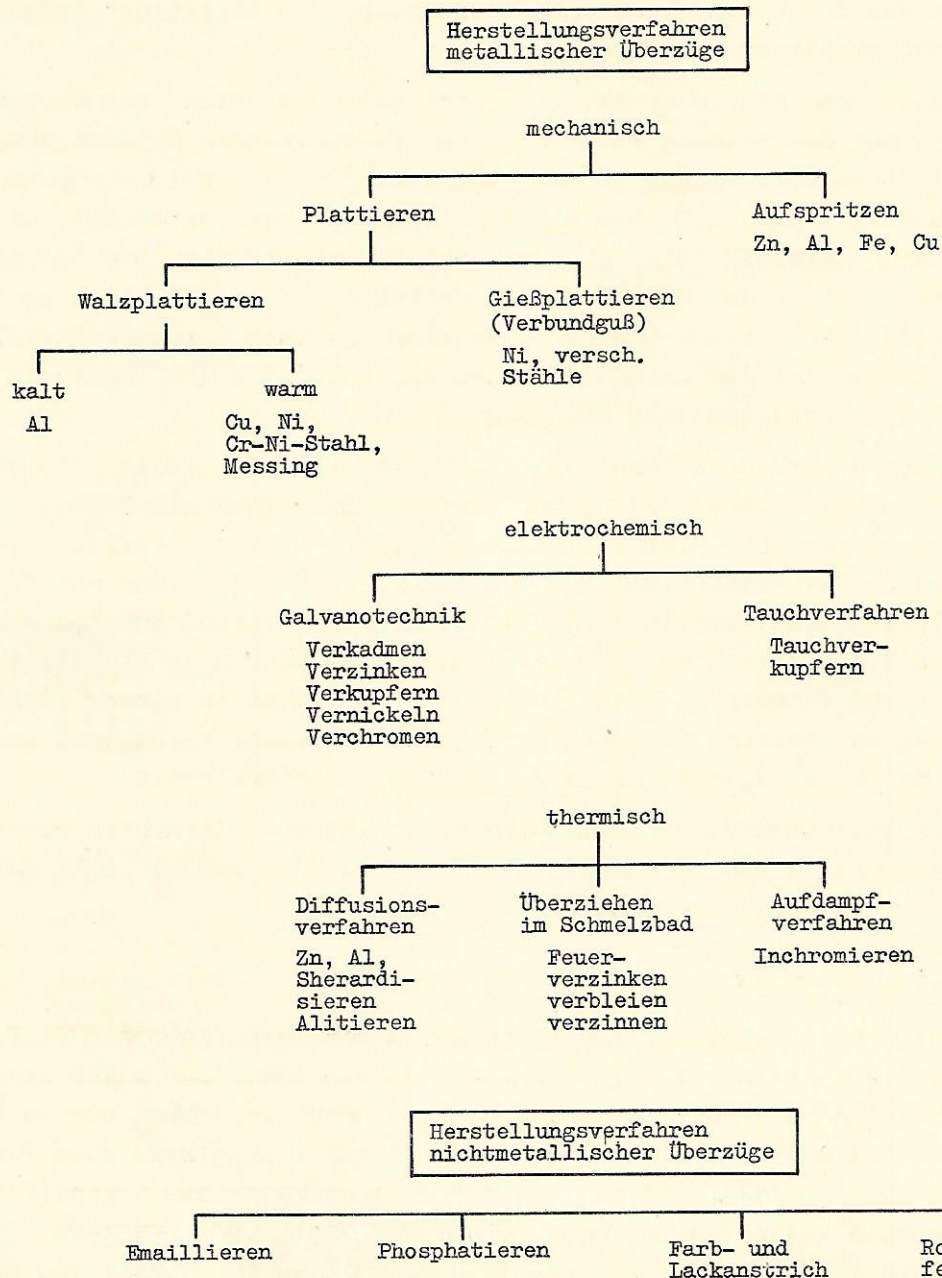


Bild 100. Oberflächenschutzverfahren für Stahl und Eisen

Außer den galvanischen Verfahren werden im Flugzeugbau die Farb- und Lackanstriche, die Rostschutzmittel für Lagerung und Transport und das Phosphatieren für Stahlteile verwendet. In vielen Fällen werden auch mehrere Verfahren kombiniert. Bild 102 gibt Aufschluß über angewandte Kombinationen von Oberflächenschutzverfahren.

Verfahren	Verwendung
Verzinken	Stahlteile bis 130 kp/mm ² Festigkeit, Schrauben, Normteile
Verkadmen	Stahlteile bis 130 kp/mm ² Festigkeit, für stark zu formende Teile, Splinte, Sicherungsdrähte, Federn, Hydraulikanschlüsse
Verkupfern	Hochglanzpolieren für dekorative Zwecke, Einsatzschutz in Härtereitechnik
Vernickeln	vor dem Vernickeln verkupfern (einebnende Wirkung), Beschlagteile mit hohem dekorativen Effekt
Verchromen	für dekorative Zwecke (Schichtdicke 0,5 bis 1 µm), Hartchrom für Laufbüchsen und Lagerungen

Bild 101. Verwendung galvanischer Überzüge im Flugzeugbau

Werkstücke	Zustand	Behandlung	Anstrich
Schweißteile	verzinkt, phosphatiert oder sandge- strahlt, entfettet	1. Grundieren 2. Lackieren 3. Lackieren	Ölgrundierung, Ölfarbe und Al-Pulver 5 %, Alkydharzlack
Motorenteile	verzinkt, phosphatiert oder sandge- strahlt, entfettet	1. Grundieren 2. Lackieren	Ölgrundierung, Alkydharzlack
Teile mit ab- geschlossenen Hohlräumen	sandgestrahlt, entfettet	1. Hohlraum aus- gießen 2. Grundieren (außen) 3. Lackieren	Ölgrundierung, Ölgrundierung, Alkydharzlack
Rohre für Hydraulik	Anschlüsse innen und außen verkad- met, phosphatiert	1. Ausgießen (innen) 2. Grundieren (außen) 3. Lackieren	Trafoöl, Ölgrundierung, Alkydharzlack
Teile mit Wärmeeinwirkung bis 150 °C	phosphatiert oder verzinkt, entfettet	1. zweimal Lackieren	Silikonlack

Bild 102. Oberflächenbehandlung von Stahlteilen

Literaturverzeichnis

- [1] Daeves, Karl: Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen. 3. Auflage, Düsseldorf: Verlag Stahleisen M.B.H. 1953.
- [2] Houdremont, E.: Handbuch der Sonderstahlkunde. Band I und II, 3. Auflage, Berlin/Göttingen/Heidelberg: Springer-Verlag. Düsseldorf: Verlag Stahleisen m.b.H. 1956.
- [3] Quak, Karl: Technisches Wissen. Band II, Leipzig: Fachbuchverlag GMBH 1953.
- [4] Eisenkolb, F.: Werkstoffkunde-Eisenwerkstoffe. Lehrbriefe für das Fernstudium, Berlin: Verlag Technik.
- [5] Benser, Erich: Werkstoffkunde für stahlerzeugende und stahlverarbeitende Berufe. Band I und II, Leipzig: Fachbuchverlag GMBH 1952.
- [6] Gramm, H.: Eisen und Stahl. 7. Auflage, Leipzig: Fachbuchverlag 1955.
- [7] Reichel, Kurt: Stähle für die Luftfahrt. Luftfahrttechnik 3 (1957) Nr. 6, Seite 123 bis 130.
- [8] Römer, Alfred: Korrosion und Korrosionsschutz unter besonderer Berücksichtigung des Flugzeugbaus. Lehrschrift für die Berufsausbildung und Qualifizierung, Dresden: ZLL 1959.
- [9] Wärmebehandlungsvorschriften. Teil Stahl, 1. Ausgabe, Forschungszentrum der Luftfahrtindustrie, bearb. und herausgeg. vom IfW.
- [10] Luftfahrt-Werkstoff-Blätter. Teil Stahl, 1. Ausgabe, Forschungszentrum der Luftfahrtindustrie, bearb. und herausgeg. vom IfW, Juli 1958.
- [11] DIN-Normenwerk.
- [12] TNL-Normenwerk (Luftfahrt-Werkstoff-Leistungsblätter).

Bildnachweis

15, 22, 23, 32, 33, 34 35, 36, 37, 38, 93	Daeves, Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen
3, 9, 11, 12, 17, 30	Quak, Technisches Wissen, Band II
24, 39	Benser, Werkstoffkunde für stahlerzeugende und stahlverarbeitende Berufe, Band I und II
99, 101, 102	Römer, Korrosion und Korrosionsschutz unter besonderer Berücksichtigung des Flugzeugbaus
25, 26, 27, 28, 29, 31, 40	FZL, Institut für Werkstoffe
97	FWD, Metallogie

Sachwörterverzeichnis

- | | | |
|-----------------------------|-------------------------|--|
| Abkühlgeschwindigkeit 29,38 | Flußstahl 8 | Kaltverfestigung 80 |
| Abkühlmittel 38 | Frischen 8 | Kobalt 32 |
| Abkühlung 26ff.,36 | Flammen- 8 | Kohlenstoff 24ff.,30,36ff.
39,75,82 |
| Agglomerieren 4 | Herd- 1,10 | Kohlungszone 6 |
| Aluminium 32 | Wind- 1,8 | Koks 5 |
| Anhängezahl 20 | | Konverter 8,16 |
| Anlassen 30,36,39,43,55,67 | Galvanische Überzüge 87 | Korrosion 84 |
| Anlaß-schaubild 64 | Gangart 3,5 | Korrosions-beständigkeit
2,41,60,65 |
| -sprödigkeit 44,55 | Gefüge 3,16,25,28,83 | -schutz 84,87 |
| Aufkohlen 35,39 | Gestell 5 | Krupp-Renn-Verfahren 4 |
| Bad- 39,40 | Gicht 5 | kubisch-flächenzentriert
25ff., 36 |
| Gas- 39,41 | -gas 6,7 | kubisch-raumzentriert
25ff.,36 |
| Pulver- 39,40 | Gießwerkstoffe 15 | Kupolofen 16 |
| Aufkohlungs-mittel 35 | Glühen 33 | |
| -temperatur 50 | Blank- 35 | |
| Aushärten | Diffusions- 35 | |
| Austauschstahl 15 | Grobkorn- 35 | |
| Austenit 26ff.,36,44 | Normal- 16,34,54 | Ledeburit 26ff. |
| Automatenstahl 17,82 | Rekristallisations- 35 | Leistungsblätter 19,21,37 |
| | Spannungsfrei- 34 | Lichtbogenofen 10f. |
| | Weich- 34,54 | Limonit 4 |
| | Zwischen- 35 | Liquiduslinie 27 |
| Beizen 86 | GOST 23 | Luftfahrt-stahl 11,46 |
| Bessemer-konverter 1,9 | Graphit 26,29,72 | -werkstoffe 46 |
| -verfahren 9 | Guß | Lunker 13 |
| Brauneisenstein 4 | Gespann- 12,13 | LW-Kennzahlen 19 |
| | Grau- 16f.,28,72 | LW 1107 44 |
| Chrom 32,82,86 | Hart- 16 | LW 1108 70 |
| -stahl 63,87 | Temper- 16f. | LW 1110 49 |
| | fallender - 12 | LW 1112 45 |
| Desoxydation 9,13 | steigender - 12 | LW 1117 48 |
| Duplex-Verfahren 11 | Gußeisen 15f. | LW 1120 53 |
| | sphärolithisches - 16 | LW 1145 53 |
| Edelstahl 11 | | LW 1160 61 |
| Einhärtungstiefe 38,49 | Haltepunkte 25f. | LW 1169 61 |
| Einsatz-härtungstiefe 40 | Hämatit 4 | LW 1180 61 |
| -stahl 17,39,49ff. | Hammerschlag 10 | LW 1220 49 |
| Eisen 3ff. | Härtbarkeit 24,35 | LW 1250 49 |
| -begleiter 3,6,7,8,26,37 | Härten 3,30,33,36ff.,51 | LW 1252 49 |
| -erze 3,4 | Direkt- 51 | LW 1255 49 |
| -karbid 5,26,39 | Doppel- 51 | LW 1258 49 |
| -schwamm 6 | Durch- 37,49 | LW 1302 53 |
| α - 25,36 | Einsatz- 39,51 | LW 1305 48 |
| γ - 25,36 | Flammen- 39,42f. | LW 1334 61 |
| δ - 25 | Induktions- 39,43 | LW 1345 53 |
| Meteor- 3 | Oberflächen- 39 | LW 1357 61 |
| reines - 3,25 | Warmbad- 38 | LW 1403 53 |
| Elektro-Ofen 11,16 | gebrochenes - 38 | LW 1414 53 |
| -stahl 11 | Härte-risse 38,44,46 | LW 1422 70 |
| eutektische Legierung 27 | -spannungen 38,46 | LW 1465 53 |
| Eutektoid 27 | -temperatur 37 | LW 1480 58 |
| | Hochofen 5 | LW 1550 68 |
| Federstahl 17,60f. | | LW 1626 63 |
| Ferrit 26ff. | Induktionsofen 12 | LW 1660 64 |
| Ferro-mangan 9,13 | | LW 1661 70 |
| -silizium 13 | Kalt-formbarkeit 54,80 | LW 1670 64 |
| feste Lösung 28 | -formung 14,34,35,81,83 | LW 1671 70 |
| flockenanfällig 63 | | |
| Flotation 4 | | |

- LW 1705 68
 LW 1725 67
 LW 1740 68
 LW 1881 71
 LW 1882 71
 LW 1883 71
 LW 1891 71
 LW 1892 71
 LW 1893 71
 LW 1900 72
 LW 1913 72
 LW 1915 72
- Magnetit** 4
Mangan 30,82
Martensit 30,36ff.,43
 -temperatur 30
Maschinenbaustähle 17
Massenstähle 8ff.
metastabiles System 26ff.
Mischkristalle 26
 α - 26ff.
 γ - 26ff.
 δ - 26f.
Molybdän 8ff.
- Nickel** 32,82
Niob 32
Nitrieren 39,59
 Bad- 41
 Gas- 41
 Weich- 41f.
Nitrierstahl 41,58
Normung 17ff.
- Passivieren** 86
Perlit 26ff.
 globularer - 29
 körniger - 29
 lamellarer - 29
 streifiger - 29
Phosphor 32,82
Pyrit 4
- Qualitätsstähle** 11
- Rast** 5
Reduktion 5
Reduktionszone 6
Regenerator 10
Rekristallisation 35,80
Rekristallisationstemperatur 77
Roheisen 3ff.
 -gewinnung 3,5
- graues - 7
 weißes - 7
Rost 84
Rösten 4
Roteisenstein 4,10
Rückkohlung 9
- Schacht** 5
Schlacke 3,6,7
Schleifrisse 52
Schmelzzone 6
Schmiedbarkeit 24,27,77
Schraubenstahl 17
Schrott 10
Schwefel 32,82
Schweiß-barkeit 24,57,66,73
 -drähte 70
 -eignung 74
 -elektroden 71
 -sicherheit 74
 -stahl 8
 -zusatzwerkstoff 70
Seigerungen 3,14,15,35
SES 18
Sicherungsdrähte 46
Siderit 4
Siemens-Martin-Ofen 1,10,16
 -Stahl 14
 -Verfahren 10
Silizium 30,82
Soliduslinie 27
Sorbit 29,43
Spateisenstein 4
stabiles System 26,28
Stahl
 -gewinnung 7ff.,12
 -legierungselemente 24
 -niete 47f.
 austenitischer - 28,64,77
 beruhigt vergossener - 13ff.
 eutektoider - 27
 härtbarer und rostbeständiger - 63
 hochwarmfester - 68
 korrosions- und zunderbeständiger - 64,86
 legierter - 3
 perlitischer - 27
 sowjetischer - 23
 übereutektoider - 27
 unberuhigt vergossener - 13
 unlegierter - 3
 untereutektoider - 27
Stahlguß 15ff.
- Standards** 18
Stoffnummernsystem 19
- Tantal** 32
TGL 18f.
Thomas-konverter 1,9
 -stahl 14
 -verfahren 9
Tiefziehbleche 47
Tiefziehen 15,81
Tiegel-ofen 11
 -stahl 11
Titan 32
TNL 23
Troostit 29,43
- Übergangsgefüge** 30
Überzeiten 46
Umwandlungspunkte 25
- Vanadin** 32
Ventilstahl 67
Vergüten 3,33,36,43f.,54
Vergütungs-schaubild 60
 -stahl 17,21,43,44,53ff.
Verschleißwiderstand 2,41
Vorwärmzone 6
- Wärmebehandlung** 3,33ff., 83
 Fachausdrücke für die -
 (vgl. Anhang)
Wärmebehandlungsfehler 44
Warmformbarkeit 77f.
Warmformgebungstemperatur 78
Warmformung 15,34,78,83
Weichfleckigkeit 46
Werkstoff-kennzeichnung 18
 -normen 17
Widerstandsofen 12
Winderhitzer 5,7
Wolfram 32
- Zementit** 26ff
 Primär- 26,29
 Sekundär- 26,28
 Tertiär- 28
Zerspanbarkeit 35,50,81
Zunderbeständigkeit 2,65,87
Zuschläge 5
Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff 25ff.,33,37
Zwischenstufen-gefüge 29
 -vergüten 36,44,55

Lehrschriftenverzeichnis

Lehrschriften für die Berufsausbildung und Qualifizierung
Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel

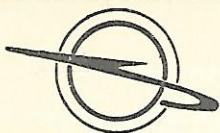
1. Bedeutung des Flugzeugs und Flugzeugbaus in unserer Zeit
Hehl, Peter, Dipl.-Ing. oec.
Wintruff, Hilmar, Dipl.-Ing. oec.
Bestell-Nr. 5041
DM 4,00
2. Einteilung und vergleichende Übersicht der Flugtriebwerke
Günther, Hellmut, Dipl.-Gwl.
Bestell-Nr. 5039
DM 3,00
3. Physikalische Grundlagen der Flugzeugantriebe
Berthold, Edwin, Dipl.-Ing.
Günther, Hellmut, Dipl.-Gwl.
Bestell-Nr. 5096
DM 1,60
4. Aluminium und seine Legierungen
Hückel, Klaus, Ing.
Kalmring, Rudolf, Ing.
Küster, Rudolf, Dipl.-Gwl.
z.Z. vergriffen, Neubearbeitung in Vorbereitung
5. Magnesium und seine Legierungen
Küster, Rudolf, Dipl.-Gwl.
z.Z. vergriffen, Neubearbeitung in Vorbereitung
6. Korrosion und Korrosionsschutz unter besonderer Berücksichtigung des
Flugzeugbaus
Römer, Alfred, Ing.
Bestell-Nr. 5089
DM 3,60
7. Elektrische Ausrüstung im Flugzeug
Kleiber, Günther, Dipl.-Ing.
Bestell-Nr. 5233
DM 5,15
8. Grundlagen der elektrischen Bordgeräte
Richter, Werner, Dipl.-Ing.
Bestell-Nr. 5213
ca. DM 5,00

I n V o r b e r e i t u n g

Aufbau des Flugzeugs
Fertigung der Blechformteile im Flugzeugbau
Grundlagen der Flugzeughydraulik
Prüfwesen im Flugzeugbau
Schweißen im Flugzeugbau
Wirkungsweise und Aufbau der Luftschaube

Bestellungen, möglichst Sammelbestellungen, nehmen für die Mitarbeiter der Luftfahrtindustrie die Technischen Kabinette in den Werken oder andere dafür bestimmte Abteilungen entgegen.

Alle anderen Interessenten geben ihre Bestellungen bei der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel, Abteilung Bestell- und Lieferwesen, Dresden N 2, Postfach 40, auf.



Eisen und Stahl

Fachausdrücke für die Wärmebehandlung

TNL
120 01

Blatt 1

Die Festlegungen dieser Norm gelten nur für den Bereich der Luftfahrtindustrie.

Diese Norm soll die Fachausdrücke vereinheitlichen und helfen, Mißverständnisse im technischen Sprachgebrauch über die Wärmebehandlung von Eisen und Stahl zu vermeiden. Im Sinne der gegebenen Erläuterungen sind die nachstehenden gebräuchlichen und verbindlichen Fachausdrücke in technischen Schriftsätzen und Unterlagen wie z. B. Normen, Technologien usw. sowie Bestellunterlagen anzuwenden.

Die nicht anzuwendenden Betriebsausdrücke sind nur zur Orientierung angegeben und dürfen in technischen Unterlagen nicht verwendet werden. Sie sind auch im technischen Sprachgebrauch zu vermeiden.

Die Fachausdrücke und Erläuterungen stimmen mit dem Entwurf DIN 17 014 April 1955 überein. Die Erläuterungen sind in einigen Fällen gekürzt oder erweitert. Fachausdrücke, die für die Luftfahrtindustrie keine Bedeutung haben, sind in diese Norm nicht aufgenommen.

Fachausdruck	Erläuterungen	Nicht anzuwendender Betriebsausdruck
Abkühlung	Siehe unter Entkühlung.	Randentkühlung
Abkühlungs- geschwindigkeit	Temperaturabnahme in der Zeiteinheit beim Durchlaufen eines bestimmten Temperaturbereiches.	
Abschreckdauer	Zeitspanne vom Einbringen in das Abschreckmittel bis zur Entnahme.	Abschreckzeit
Abschrecken	Beschleunigtes Abkühlen eines Werkstückes. Mit Abschrecken wird auch das beschleunigte Abkühlen austenitischer Stähle von hohen Temperaturen (meist über 1000° C) zur Erzielung beständigen austenitischen Gefüges mit guten Zähigkeitseigenschaften bezeichnet.	beschleunigtes Abkühlen bei austenitischen Stählen
Abschrecktemperatur	Temperatur, von der ein Werkstück abgeschreckt wird.	
Altern (künstlich)	Erwärmen auf mäßige Temperatur und Halten bei dieser Temperatur oder Pendeln innerhalb eines Temperaturbereiches, der von mäßigen Temperaturen oberhalb Raumtemperatur bis zu Temperaturen unterhalb Raumtemperatur reichen kann, zur Herbeiführung von Eigenschaftsänderungen, die sich bei Raumtemperatur erst nach längerer Zeit einstellen (natürliches Altern).	
Anlassen	Erwärmen nach vorausgegangener Härtung auf eine Temperatur unterhalb des unteren Umwandlungspunktes A_{c1} und Halten bei dieser Temperatur mit nachfolgendem Abkühlen. Als Anlassen wird auch ein Erwärmen nach vorausgegangener Kaltverformung oder Normalglühung bezeichnet.	Nachlassen Auskochen Erwärmen nach einer vorausgegangenen Kaltverformung
Anlaßdauer	Zeitspanne vom Erreichen der Anlaßtemperatur im Kern des Werkstücks bis zum Beginn der Abkühlung. Die Durchwärm-dauer ist hierin also nicht einbegriffen.	Anlaßzeit
Anlaßtemperatur	Temperatur, auf der das Werkstück beim Anlassen gehalten wird.	Vergütungstemperatur
Anwärm-dauer	Zeitspanne vom Beginn des Erwärmens bis zum Erreichen der Solltemperatur an der Oberfläche des Werkstücks.	Anwärmzeit
Aufhärtbarkeit	Fähigkeit eines Werkstoffs zum Aufhärten, gekennzeichnet durch die höchste beim Härten erreichbare Härte.	
Aufhärtung	Höchste beim Härten erreichte Härte, im allgemeinen am Rand eines Werkstücks.	
Aufkohlen	Siehe unter Einsatzhärten.	
Aufkohlungstiefe	Tiefe der aufgekohlten Randschicht eines Werkstücks bis zum Erreichen des Kernkohlenstoffgehaltes, wobei unter Kernkohlenstoffgehalt der Kohlenstoffgehalt vor dem Aufkohlen verstanden wird.	Einsatzschicht Einsatztiefe Härtetiefe
Aushärten	Wärmebehandlung unter Ausnutzung der Temperaturabhängigkeit des Lösungsvermögens von Mischkristallen, bestehend in Lösungsglühen, Abschrecken und Auslagern bei Raumtemperatur oder bei höheren Temperaturen, um eine Steigerung der mechanischen oder auch magnetischen Härte zu erzielen.	Auslagern Ausscheidungshärten

Fortsetzung Seite 2 bis 5

Fachausdruck	Erläuterungen	Nicht anzuwendender Betriebsausdruck
Auskohlung	Siehe unter Entkohlung.	
Auskohlungstiefe	Tiefe der Randschicht eines Werkstücks, der der Kohlenstoff praktisch vollkommen entzogen ist.	Entkohlungstiefe
Badaufkohlen	Siehe unter Einsatzhärten.	Badeinsetzen Badzementieren
Badnitrieren	Siehe unter Nitrieren.	
Blankglühen	Glühen in einer solchen Umgebung, die keine Oxydschicht auf der Werkstückoberfläche entstehen läßt oder eine vorhandene Oxydschicht beseitigt.	Glühen in neutraler Atmosphäre Zunderfreiglühen Kistenglühen Schutzgasglühen
Blindhärten	Härten eines nicht aufgekohlten Probestücks aus Einsatzstahl zur Beurteilung der Aufhärtung des Kernwerkstoffs einsatzgehärteter Werkstücke (Blindhärtungsversuch).	
Diffusionsglühen	Glühen bei einer Temperatur erheblich oberhalb des oberen Umwandlungspunktes A_{c3} mit langzeitigem Halten auf dieser Temperatur und nachfolgendem Abkühlen zum Ausgleich örtlicher Unterschiede in der Zusammensetzung des Werkstoffs.	Hochglühen
Direkthärten	Siehe unter Einsatzhärten.	
Doppelhärten	Siehe unter Einsatzhärten.	
Dunkelglühen	Glühen in einer solchen Umgebung, die eine festhaftende Oxydschicht auf der Werkstückoberfläche entstehen läßt oder enthält.	
Durchhärtung	Einhärtung, bei der die Einhärtungstiefe bis zum Kern geht.	Härtekapazität
Durchvergütung	Einvergütung, bei der die Festigkeitseigenschaften des vergüteten Werkstücks bis zum Kern annähernd gleich sind.	
Durchwärmdauer	Zeitspanne vom Erreichen der Solltemperatur an der Oberfläche des Werkstücks bis zum Erreichen der Solltemperatur im Kern.	Ausgleichdauer Durchwärmzeit
Einhärtbarkeit	Fähigkeit eines Werkstoffes zum Einhärteln, gekennzeichnet durch die beim Härten unter bestimmten Querschnittsbedingungen und zweckentsprechenden Abschreckbedingungen erreichbare Einhärtungstiefe und durch den Verlauf der Härte in Abhängigkeit vom Randabstand.	
Einhärtung	Eindringen der Härtung in den Querschnitt eines Werkstücks, gekennzeichnet durch die erreichte Einhärtungstiefe und durch den Verlauf der Härte in Abhängigkeit vom Randabstand.	
Einhärtungstiefe	Tiefe der Randschicht eines gehärteten Werkstücks bis zu der eine bestimmte Härte noch vorhanden ist.	
Einsatzhärten	Härten nach vorhergegangenem Aufkohlen (kann mit gleichzeitiger Stickstoffaufnahme verbunden sein) der Randschicht eines Werkstücks.	
Aufkohlen	Meist auf die Randschicht beschränkte Kohlenstoffanreicherung durch Glühen bei einer Temperatur oberhalb der Umwandlungspunkte A_{c1} oder A_{c3} in Kohlenstoff abgebenden Mitteln. Je nach der Art des angewandten Aufkohlungsmittels spricht man von Gas-, Bad-, Pulver- oder Pastenaufkohlen.	Einsetzen Zementieren
Karbonitrieren	Gleichzeitige Kohlenstoff- und Stickstoffanreicherung der Randschicht durch Glühen in Kohlenstoff und Stickstoff abgebenden Gasen oder Bädern bei einer Temperatur über, allenfalls auch unter dem unteren Umwandlungspunkt A_{c1} .	Zyanieren
Direkthärten	Härten des aufgekohlten Werkstücks am Schluß des Aufkohlens ohne Zwischenabkühlung auf Temperaturen unter dem unteren Umwandlungspunkt bei der Abkühlung A_{r1} .	Härten aus dem Einsatz Einfache Einsatzhärtung
Kernhärten	Härten des aufgekohlten und hiernach bis unter den unteren Umwandlungspunkt A_{r1} abgekühlten Werkstücks von der Härte-temperatur des Kernwerkstoffs.	1. Härten
Randhärten	Härten des aufgekohlten und hiernach bis unter den unteren Umwandlungspunkt A_{r1} abgekühlten Werkstücks von der Härte-temperatur des Randwerkstoffs.	2. Härten

Fachausdruck	Erläuterungen	Nicht anzuwendender Betriebsausdruck
Doppelhärten	Zweimaliges Härten des aufgekohlten Werkstücks, wobei die erste Härtung von der Härtetemperatur des Kernwerkstoffs, die zweite von der Härtetemperatur des Randwerkstoffs erfolgt.	1. und 2. Härten
Kernrückfeinen	Abschrecken des Werkstücks von einer Temperatur oberhalb des oberen Umwandlungspunktes A_{c3} des Kernwerkstoffs auf eine Temperatur unterhalb des unteren Umwandlungspunktes A_{r1} zur Verfeinerung des bei der Aufkohlung grobkörnig gewordenen Kernwerkstoffs.	
Zwischenglühen	Glühen eines Werkstücks nach dem Aufkohlen oder nach dem Kernrückfeinen durch längeres Erwärmen auf eine Temperatur knapp unterhalb des unteren Umwandlungspunktes A_{c1} mit nachfolgendem langsamen Abkühlen.	
Einsatzhärtungstiefe	Tiefe der Randschicht eines einsatzgehärteten Werkstücks, bis zu der eine bestimmte Härte noch vorhanden ist.	Einsatzschicht Härtetiefe Aufkohlungstiefe
Einvergütung	Eindringen der Vergütung in den Querschnitt eines Werkstücks, gekennzeichnet durch den Verlauf der Festigkeitseigenschaften in Abhängigkeit vom Randabstand (nach dem Vergüten).	Vergütungstiefe
Entkohlung	Meist auf die Randschicht eines Werkstücks beschränkter Kohlenstoffentzug, wobei ein praktisch vollständiger Entzug des Kohlenstoffgehaltes als <i>Auskohlung</i> , ein teilweiser Entzug als <i>Abkohlung</i> bezeichnet wird.	
Flammenhärten	Härten der Oberfläche nach Erwärmen der Randschicht mit einer Flamme.	Brennhärten Autogenhärten
Gasaufkohlen	Siehe unter Einsatzhärten.	Gaseinsetzen Gaszementieren
Gasnitrieren	Siehe unter Nitrieren.	
Gebrochenes Härten	Härten in zwei verschieden schroff wirkenden Abkühlmitteln nacheinander, ohne Halten in dem ersten Abkühlmittel bis zum Temperatenausgleich.	Härten in verschiedenen Abschreckmitteln Gestuftes Härten Stufenhärten
Glühdauer	Zeitspanne vom Erreichen der Glühtemperatur im Kern des Werkstücks bis zum Beginn der Abkühlung. Die Durchwärm-dauer ist hierin also nicht einbegriffen.	Glühzeit
Glühen	Erwärmen eines Werkstücks auf eine bestimmte Temperatur und Halten bei dieser Temperatur mit nachfolgendem, in der Regel langsamen Abkühlen.	
Glühtemperatur	Temperatur, auf die das Werkstück zum Glühen erwärmt wird.	
Grobkornglühen	Glühen bei einer Temperatur oberhalb des oberen Umwandlungspunktes A_{c3} mit nachfolgendem langsamen Abkühlen bis zum unteren Umwandlungspunkt A_{r1} und anschließend beliebigem Abkühlen zur Erzielung eines gröberen Kornes, z. B. zwecks Verbesserung der Bearbeitbarkeit.	Hochglühen
Halte-dauer	Zeitspanne des Haltens auf einer bestimmten Temperatur, beginnend mit dem Erreichen dieser Temperatur im Kern. Die Durchwärm-dauer ist hierin also nicht einbegriffen.	Haltezeit
Härtbarkeit	Fähigkeit eines Werkstoffs zur Härtesteigerung durch Härten. Der Begriff umfaßt <i>Aufhärtbarkeit</i> und <i>Einhärtbarkeit</i> .	
Härten	Abkühlen von einer Temperatur oberhalb der Umwandlungspunkte A_3 (bei untereutektoiden Stählen) oder A_1 (bei übereutektoiden Stählen) mit solcher Geschwindigkeit, daß oberflächlich oder durchgreifend eine erhebliche Härtesteigerung, in der Regel durch Martensitbildung, eintritt. Das Erwärmen muß auf eine Temperatur über die Umwandlungspunkte A_{c1} oder A_{c3} und das Abkühlen von einer Temperatur oberhalb der Umwandlungspunkte A_{r3} oder A_{r1} vorgenommen werden.	Abschreckhärten
Härten aus der Warmformgebungshitze (Walz-, Schmiede-, Ziehhitze)	Härten beliebiger Art im Anschluß an die Warmformgebung ohne zwischenliegendes Abkühlen unter den unteren Umwandlungspunkt A_{r1} .	

Fachausdruck	Erläuterungen	Nicht anzuwendender Betriebsausdruck
Härtetemperatur	Temperatur, auf die vor dem Härten erwärmt wird.	Abschrecktemperatur
Härtungsempfindlichkeit (Temperaturempfindlichkeit beim Härten)	Empfindlichkeit eines Werkstoffs gegen Änderungen der Härte-temperatur beim Härten. Je größer der Temperaturbereich ist, aus dem ohne nachteiligen Einfluß auf das Ergebnis der Härtung abgeschreckt werden kann, desto geringer ist die Härtungsempfindlichkeit und umgekehrt.	
Härtungsrißempfindlichkeit	Neigung zur Rißbildung beim Härten.	
Induktionshärten	Härten von Werkstücken nach oberflächlichem oder durchgreifendem elektroinduktivem Erwärmen.	
Karbonitrieren	Siehe unter Einsatzhärten.	
Kernhärten	Siehe unter Einsatzhärten.	
Kernrückfeinen	Siehe unter Einsatzhärten.	
Lösungsglühen	Glühung zur Lösung ausscheidungsfähiger Bestandteile.	Homogenisieren
Lufthärten	Härten in Luft.	
Luftvergüten	Vergüten, bei dem in Luft gehärtet wird.	
Nitrieren	Glühen in Stickstoff abgebenden Mitteln zum Erzielen einer hohen Oberflächenhärte.	Nitrierhärten Aufsticken
Gasnitrieren	Nitrieren in Stickstoff abgebenden Gasen.	Gasaufsticken
Badnitrieren	Nitrieren in Stickstoff abgebenden Salzbadern.	Badaufsticken
Normalglühen	Erwärmen auf eine Temperatur wenig oberhalb des oberen Umwandlungspunktes A_{c3} (bei überperlitischen Stählen oberhalb des unteren Umwandlungspunktes A_{c1}) mit nachfolgendem Abkühlen in ruhender Atmosphäre.	Normalisierung Normalisieren Hohes Glühen Hohes Ausglühen
Unvollständiges Normalglühen	Erwärmen auf eine Temperatur zwischen dem unteren Umwandlungspunkt A_{c1} und dem oberen Umwandlungspunkt A_{c3} mit nachfolgendem Abkühlen an ruhender Luft zur Verbesserung der Zerspanbarkeit.	
Ölhärten	Härten in Öl.	Ölabschrecken
Ölvergüten	Vergüten, bei dem in Öl gehärtet wird.	
Pastenaufkohlen	Siehe unter Einsatzhärten.	
Patentieren	(Begriff aus der Drahtindustrie). Wärmebehandlung von Draht oder Band, bestehend in einem Erwärmen auf eine Temperatur oberhalb des oberen Umwandlungspunktes A_{c3} und meist raschem Abkühlen zur Erzielung eines für die nachfolgende Kaltverformung günstigen Gefüges.	
Durchlaufpatentieren	Dabei wird im Durchlaufofen erwärmt und in einem Bad (Badpatentieren) aus Blei oder Salz von 400 bis 550° C oder nach Erwärmung hoch über den oberen Umwandlungspunkt A_{c3} an Luft (Luftpasentieren) abgekühlt.	
Tauchpatentieren	Dabei wird der Draht oder das Band in Form von Ringen erwärmt und in einem Blei- oder Salzbad von 400 bis 550° C abgekühlt.	
Perlitisieren	Halten bei einer Temperatur unterhalb des unteren Umwandlungspunktes A_1 im Verlauf einer Abkühlung von einer Temperatur oberhalb A_1 mit beliebigem weiterem Abkühlen zur Erzielung einer vollständigen Umwandlung zu Perlit.	Isothermisches Weichglühen Isothermisches Ausglühen
Pulveraufkohlen	Siehe unter Einsatzhärten.	Pulvereinsetzen Pulverzementieren
Randhärten	Siehe unter Einsatzhärten.	
Rekristallisationsglühen	Glühen bei einer Temperatur im Rekristallisationsbereich nach vorhergegangener Verformung bei einer Temperatur unterhalb dieses Bereiches.	
Spannungsfreiglühen	Glühen bei einer Temperatur unterhalb des unteren Umwandlungspunktes A_{c1} , meist unter 650° C, mit nachfolgendem langsamem Abkühlen zum Ausgleich innerer Spannungen, ohne wesentliche Änderung der vorliegenden Eigenschaften.	Entspannen Entspannungsfreiglühen

Fachausdruck	Erläuterungen	Nicht anzuwendender Betriebsausdruck
Stoßanlassen	Kurzzeitiges Anlassen bei einer Temperatur, die höher ist als die übliche Anlaßtemperatur.	kurzfristiges Anlassen
Tauchdauer	Zeitspanne vom Eintauchen in das Bad bis zur Entnahme.	Tauchzeit
Tauchhärten	Härten der Oberfläche nach Erwärmen der Randschicht durch kurzzeitiges Eintauchen in hochoverhitzte Metall- oder Salzbäder.	
Tieftemperaturbehandlung	Wärmebehandlung bei Temperaturen unter Raumtemperatur, im allgemeinen unter 0° C.	
Überhitzen	Erwärmen über den oberen Umwandlungspunkt A_{c3} auf so hohe Temperaturen, daß bei üblicher Haltedauer eine beträchtliche Kornvergrößerung auftritt, die durch Wärmebehandlung oder Verformung wieder rückgängig gemacht werden kann.	
Überzeiten	Zu langes Halten auf Wärmebehandlungstemperatur, das zu einer Schädigung des Werkstoffs, meist durch Kornvergrößerung, führt.	
Unvollständiges Normalglühen	Siehe unter Normalglühen.	beschleunigtes Ausglühen unvollständiges Glühen
Verbrennen	Erwärmen über den oberen Umwandlungspunkt A_{c3} auf so hohe Temperaturen, daß Schädigungen an den Korngrenzen des Werkstoffs eintreten, die durch Wärmebehandlung oder Verformung nicht wieder rückgängig gemacht werden können.	
Vergüten	Wärmebehandlung zur Erzielung hoher Zähigkeit bei bestimmter Zugfestigkeit in der Regel durch Härten und nachfolgendes Anlassen meist auf höhere Temperatur.	
Vergüten aus der Warmformgebungshitze (Walz-, Schmiede-, Ziehhitze)	Vergüten, bei dem aus der Warmformgebungshitze gehärtet wird.	
Verziehen	Sammelbegriff für Abmessungs- und Formänderungen eines Werkstücks bei der Wärmebehandlung. Der Begriff umfaßt Abmessungsänderungen, die sowohl durch Vorgänge im Werkstoff als auch durch die Form und sonstige äußere Einflüsse verursacht sein können.	Verwerfen Verzug
Vorwärmen	Langsames Erwärmen auf eine Temperatur unterhalb der beabsichtigten Behandlungstemperatur, z. B. zum Vermeiden von Spannungsrissen.	
Warmbadhärten	Härten durch Abkühlen in einem Warmbad, dessen Temperatur über oder wenig unter dem Martensitpunkt liegt. Halten in demselben bis zum Temperatúrausgleich und nachfolgendes beliebiges Abkühlen auf Raumtemperatur, wobei die Härtesteigerung durch Martensitbildung im wesentlichen bei der Schlußabkühlung entsteht.	Thermalhärtung Stufenhärtung
Wärmebehandlung	Verfahren oder Verbindung mehrerer Verfahren zur Behandlung eines Werkstücks, wobei das Werkstück Änderungen der Temperatur oder des Temperaturablaufes unterworfen wird, um bestimmte Werkstoffeigenschaften zu erzielen. Eine Warmformgebung oder mit Erwärmung verbundene Verfahren des Oberflächenschutzes fallen nicht unter Wärmebehandlung.	Warmbehandlung
Wasserhärten	Härten im Wasser.	Wasserabschrecken
Wasservergüten	Vergüten, bei dem in Wasser gehärtet wird.	
Weichglühen	Glühen bei einer Temperatur dicht unterhalb des unteren Umwandlungspunktes A_{c1} (mitunter auch über A_{c1}) oder Pendeln um A_{c1} mit nachfolgendem langsamen Abkühlen zum Erzielen eines weichen Zustandes.	Ausglühen Hohes Anlassen Tiefes Glühen Niedriges Ausglühen
Zwischenglühen	Glühen zwischen zwei Verarbeitungs- oder Behandlungsstufen. Siehe auch unter Einsatzhärten.	
Zwischenstufenvergüten	Vergüten durch Abkühlen von Härtetemperatur in einem oder mehreren Warmbädern, Halten bis zur Beendigung der Umwandlung in der Zwischenstufe mit nachfolgendem beliebigen Abkühlen.	Zwischenstufenhärten Isotherme Härtung Isothermische Härtung Isotherme Vergütung Bainithärtung Bainitisierung