

STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik

Geleitet von Dr.-Ing. Dr. mont. E. h. O. Petersen

unter Mitarbeit von Dr. J. W. Reichert und Dr. W. Steinberg für den wirtschaftlichen Teil

HEFT 10

11. MÄRZ 1943

63. JAHRGANG

Stähle für Warmarbeitswerkzeuge.

Von Helmut Treppschuh in Krefeld.

Mitteilung aus der Qualitätsstelle der Deutschen Edelstahlwerke, AG., Krefeld.

[Bericht Nr. 646 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT.*.]

(Anforderungen an die Warmarbeitsstähle. Entwicklung und Stand der geschmiedeten und gewalzten Stähle für Werkzeuge der Schmiedehämmer, Schmiedemaschinen zur Herstellung von Kleinteilen wie Niete und Schrauben, der Loch- und Ziehpressen zur Herstellung von Hohlkörpern, der Metallstrangpressen, Metall- und Eisenrohrpressen, für Formteilpreßgesenke, Spritzguß- und Preßgußformen und -vorrichtungen, Pilgerdorne, zur Fertigung von Ringen, Warmwalzprofilringen, für Warmwalzen, Warmscherenmesser, Warmlochstempel, Warmsägen sowie für Schleudergußformen. Chemische Zusammensetzung, Wärmebehandlung, Anlaßbeständigkeit, Warmfestigkeit und Anwendungsbereiche der Stähle.)

Anforderungen an die Warmarbeitsstähle.

An die Sonderstähle für Warmarbeit werden allgemein die Forderungen nach hoher Anlaßbeständigkeit, Warmfestigkeit und Warmverschleißhärte gestellt. Zusätzlich verlangt man von den Werkzeugen je nach dem betreffenden Anwendungsgebiet: Hohe Sprengzähigkeit bei Druck- und Schlagbeanspruchungen, Fortfall des Setzens, Eindrückens oder Aufstauchens, d. h. gute Durchvergütung auch bei schweren Abmessungen oder bei Wasserhärtestählen als Schalenhärter hinreichende Einhärtungstiefe, Unempfindlichkeit gegen dauernde Temperaturwechsel, die sich über den gesamten Bereich der Abkühlungsgeschwindigkeiten von der Luftabkühlung bis zur unmittelbaren Abstrahlung mit Wasser erstrecken können, als eine Folgeerscheinung hiervon weitgehendes Hinauszögern der in verästelter Form auftretenden Warmrisse, möglichst gute Wärmeleitfähigkeit und Fortfall der Neigung zum Kleben mit dem verarbeiteten Werkstoff.

Zur Erfüllung dieser Forderungen benötigen die hochbeanspruchten Warmarbeitsstähle Legierungszusätze von Wolfram, Molybdän, Vanadin, Chrom und Nickel in verschiedener Höhe. Die ersten vier Elemente erhöhen in hervorragendem Maße die Anlaßbeständigkeit und Warmfestigkeit und steigern durch Bildung harter Karbide oder Doppelkarbide die Warmverschleißhärte, während der Zusatz von Nickel die Zähigkeit und das Durchvergütungsvermögen günstig beeinflusst.

Bei der Frage der zu wählenden Legierungszusätze sind nicht nur die Rohstoffbedingungen zu berücksichtigen, sondern auch die in den letzten Jahren sich herauschälende Entwicklung zu einer Erhöhung und auch Verlagerung der spezifischen Beanspruchungen der Einzelwerkzeuge.

Hier ist die Verarbeitung neuer Werkstoffe mit anders gearteten Eigenschaften und dadurch bedingt teilweise geänderten Arbeitsverfahren anzuführen. Auf dem Gebiet des Stahles hat sich infolge des Leichtbaues die Erzeugung mehr und mehr auf hochfeste unlegierte oder

legierte Werkstoffe verlagert. Die Verwendung hochfester unlegierter Stähle erfährt in neuester Zeit besonderen Antrieb. Mit steigendem Kohlenstoffgehalt und steigendem Legierungszusatz tritt aber eine Erhöhung der Beanspruchungen der Warmwerkzeuge für spanlose Formung ein, da der mittlere Formänderungswiderstand teilweise beträchtlich anwächst¹⁾. Bild 1 zeigt sowohl das Ansteigen des Formänderungswiderstandes mit dem Kohlenstoffgehalt als auch seine unterschiedliche Höhe bei statischer oder dynamischer Warmstauchung²⁾.

Bei den Nicht-eisenmetallen hat die Verarbeitung von Leichtmetallegeringen einen immer größeren Aufstiege genommen. In den Beanspruchungen der Werkzeuge ist dadurch insofern eine Verlagerung gegenüber dem früher im Vordergrund stehenden Kupfer, den Kupfer-Zink-, Kupfer-Nickel- und anderen hochschmelzenden Legierungen eingetreten, als der Einfluß der Wärme geringer, die Forderung nach hoher Warmzähigkeit und guter Warmverschleißhärte aber wesentlich höher anzusetzen ist. Betrachtet man bei der Verformung auf der Strang- oder Rohrpresse oder im Formteilpreßgesenk zunächst die Preßtemperaturen, so liegen diese bei den Schwermetallen etwa im Temperaturbereich von 750° (Messing) bis 950° (Aluminium-Mehrstoffbronzen), während Reinaluminium, Aluminiumknetlegierungen und Magnesiumlegierungen bei etwa 300 bis 500°

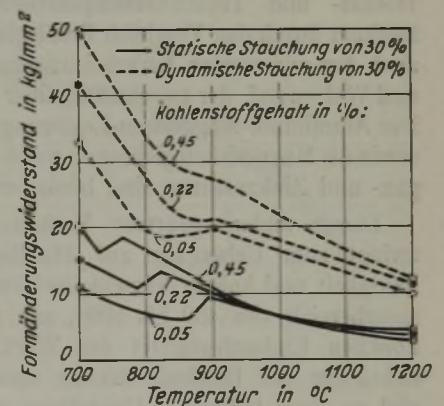


Bild 1.

Formänderungswiderstand von unlegierten Stählen bei Warmstauchung (nach H. Hennecke).

¹⁾ Niederhoff, O.: Arch. Eisenhüttenw. 2 (1928/29) S. 545/56 (Walzw.-Aussch. 65).

²⁾ Hennecke, H.: Dr.-Ing.-Dissertation Techn. Hochschule Aachen 1926.

* Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zu beziehen.

verpreßt werden (Zahlentafel 1) und die neuerdings hinzugekommenen Zinklegierungen in den Verarbeitungstemperaturen bis auf etwa 200° zurückgehen. Dies bedeutet also absolut gesehen eine geringere Temperaturbeanspruchung der Werkzeuge. Durch den höheren Formänderungswiderstand und das verminderte Fließvermögen der Leichtmetalllegierungen betragen die Preßzeiten aber ein Vielfaches

der bei den Schwermetallen und ihren Legierungen gewohnten. Während nämlich beim Strang- und Rohrpressen von Schwermetallen das Pressen etwa 30 bis 60 s dauert, sind bei den Leichtmetallen Preßzeiten von 3 bis 8 min üblich, wobei sich bei besonders schwierigen Werkstoffen

Neben dieser Verlagerung kann eine Steigerung der Werkzeugbeanspruchungen beim Uebergang auf ein bisher für den betreffenden Werkstoff nicht übliches Arbeitsverfahren eintreten. Erwähnt seien die Senkrechtpressen zur Herstellung von Eisenrohren, bei denen innerhalb weniger Sekunden ein Rohr erzeugt wird. Durch die notwendige hohe Verformungstemperatur tritt eine überaus hohe Beanspruchung der Werkzeuge, vor allem der Preßmatrize, auf. Als weiteres Beispiel seien die Pressen zum Ummanteln von Kabeln angeführt. Durch das als Mantelwerkstoff heute verwendete Reinstaluminium ergeben sich gegenüber Blei bei geänderter, dem Preßgut angepaßter baulicher Durchbildung der Presse auch andere, und zwar höhere Beanspruchungen der einzelnen Werkzeuge.

Die Ausweitung der Erzeugung auf herstellungsmäßig ungünstige Abmessungen und verwickelte Formen, die Erhöhung der Stückzahl in der Zeiteinheit und die Erhöhung der spezifischen Drücke oder des Schlagarbeitsvermögens bewirken ein Anwachsen der auftretenden Dauer-

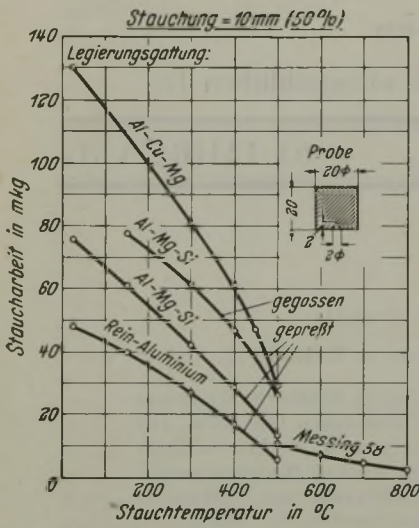


Bild 2.

Einfluß der Stauchtemperatur auf den Formänderungswiderstand von verschiedenen Legierungen beim Stauchversuch. (Nach Aluminium-Taschenbuch.)

Zahlentafel 1. Warmknettemperatur verschiedener Legierungen. (Nach Aluminium-Taschenbuch.)

Legierung	% Mg	% Mn	% Si	Sonstiges %	% Al	Warmknettemperatur in °C	
						anfangs	tiefste
Rein-Al	—	—	—	—	98 bis 99,7	480 bis 520	280
Al-Cu-Mg	0,2 bis 2	0,1 bis 1,5	0,2 bis 1,5	3,5 bis 5,5 Cu	Rest	400 bis 460	360
Al-Mg-Si	0,3 bis 2	0 bis 1,5	0,3 bis 1,5	—	Rest	460 bis 500	400
Al-Mg	2,5 bis 10	0 bis 1,5	—	0 bis 1,2 Zn	Rest	rd. 330 bis 440	320
Al-Mg-Mn	2 bis 2,5	1 bis 2	—	0 bis 0,2 Sb	Rest	400 bis 450	350
Messing 58	—	—	—	58 Cu, 42 Zn	—	780 bis 800	700

und ungünstigen Profilen Steigerungen bis 30 min ergeben können. Die zeitliche Temperaturbeanspruchung der Werkzeuge ist also erheblich gestiegen. Bild 2 zeigt das Anwachsen des Formänderungswiderstandes von Aluminiumlegierungen gegenüber Messing, und Zahlentafel 1 gibt die Höchst- und Tiefsttemperatur wieder³⁾. Bild 2 zeichnet durch den Vergleich Preßlegierung zu Gußlegierung auch den günstigsten Verarbeitungsgang für das Schmieden und Walzen auf, der zweckmäßig über die Strangpresse geht. Die Aluminium-Magnesium-Legierungen mit 5 bis 10 % Mg sowie die Magnesiumlegierungen mit 6 bis 10 % Al und Mangan- und Zinkzusätzen sind besonders schwer verformbar.

Dieses anders geartete Verhalten der Leichtmetalle zwingt zum Uebergang auf Stahllegierungen mit hoher Zähigkeit und hohem Verschleißwiderstand in dem Temperaturbereich von 400 bis 500°, zur Aenderung der bisher üblichen Einbaufestigkeit der Werkzeuge unter Berücksichtigung der Dauereinwirkung von Druck und Wärme und zu einer teilweisen Umstellung des Arbeitsverfahrens. Während beispielsweise bei den Schwermetallen mit ihrem guten Formänderungsvermögen eine wirtschaftliche und einwandfreie Verarbeitung unter dem Schlaghammer oder der Spindelpresse möglich war, sind bei den Leichtmetallen, besonders bei verwickelten und dünnwandigen Preßlingen Maschinen vorzuziehen, die eine langsame Verformung und damit einen ungestörten Ablauf der Fließvorgänge im Teilpreßgesenk gewährleisten. Dies sind die mechanischen Kniehebel- und die Flüssigkeitspressen. Durch Unterteilung in mehrere Arbeitsgänge kann ebenfalls eine langsamere Formung bewerkstelligt werden. Die Wahl des Werkzeugstahles wird durch diese Umstellung, die beanspruchungsmäßig gesehen vom federnden Schlag zum anhaltenden Druck geht, natürlich stark beeinflußt.

beanspruchungen, sowohl nach der thermischen als auch nach der mechanischen Seite. Ob es sich um das Verpressen von Bändern, verwickelten Profilen mit feinen Stegen, Drähten in mehradriger Zahl, den Spritz- oder Preßgußschwieriger Formen, die Herstellung dünnwandiger Flugzeugteile mit starker Fließarbeit im Formteilpreßgesenk, die Erzeugung neuartiger Hüllen durch Lochen und Ziehen, das Schlagen von Schraubenbolzen mit ungünstiger Kopfform od. dgl. handelt, immer treten an den Kanten, Ecken und Stegen hohe Warm-, Verschleiß- und Zähigkeitsbeanspruchungen auf, wobei durch die meist erhöhte Einwirkungsdauer nicht nur das Hauptwerkzeug, sondern die Gesamtvorrichtung höher beansprucht wird.

Das gleiche gilt für die Erhöhung der Stückzahl in der Zeiteinheit, denn bei rascherer Arbeitsgeschwindigkeit steigt die Beanspruchung nicht linear, sondern kurvenförmig an, da Wärmeaufnahme und Wärmeableitung in ein immer ungünstigeres Verhältnis zueinander kommen. So sind auch teilweise die unterschiedlichen Leistungszahlen der Werkzeuge, beispielsweise zweier Lochpressen bei gleicher Fertigung auf die verschiedene Hubzahl und Lochgeschwindigkeit in der Zeiteinheit zurückzuführen. Bei neuen Maschinen mit teilweise verdoppeltem Ausstoß ist selbstverständlich eine erheblich höhere Beanspruchung der Werkzeuge zu verzeichnen. Für die Erhöhung der spezifischen Drücke bzw. des Schlagarbeitsvermögens und damit einer spezifisch höheren Belastung der Werkzeuge sind die gleichen Gesichtspunkte maßgebend.

Die Entwicklung ist in den letzten Jahren stetig zu immer größeren Pressen, Hämmern und Maschinen geschritten. Sie wird gekennzeichnet durch die dampfhydraulische oder rein hydraulische 15 000-t-Schmiedepresse, den 80 000-mkg-Doppelschlaghammer, der 12 000-t-Metallstrang- und -rohrpresse. Neben diesen Spitzenleistungen ist aber auch im mittleren Bereich eine stete Aufwärts-

³⁾ Aluminium-Taschenbuch, hrsg. von der Aluminiumzentrale G. m. b. H., 8. Aufl. Berlin 1937. S. 131 u. 137.

bewegung merkbar. Die Vergrößerung der Abmessungen bringt zwar in den meisten Fällen eine Verringerung der spezifischen Beanspruchungen mit sich, jedoch mußte bei diesen schweren Werkzeugen besonders auf eine richtige Abstimmung der Legierungszusätze geachtet werden, um bei sparstoffarmem Aufbau eine hinreichende Durchvergütung und damit einen ausreichenden Widerstand gegen die auftretenden Preßdrücke oder Schläge zu erhalten.

Entwicklung und Stand der Warmarbeitsstähle.

Die derzeit gebräuchlichen Warmarbeitsstähle sind in ihrer Zusammensetzung auf die auftretenden vielfältigen Beanspruchungen abgestimmt. Die chemische Zusammensetzung der Stähle ist aus *Zahlentafel 2* zu ersehen. Die Sonderstähle für Pilgerdorne sind in *Zahlentafel 2* nicht erfaßt. Die Wege der Entwicklung der Stähle sollen nur in großen Zügen umrissen werden, wobei auf das Schrifttum⁴⁾ verwiesen sei.

Von den austenitischen Stählen hat sich der austenitische Chrom-Nickel-Wolfram-Stahl 1 (*Zahlentafel 2*) für hochbeanspruchte Preßmatrizen an Metallstrang- und Metallrohrpressen zum Verarbeiten schwer und schwerst verpreßbarer Schwermetalle und ihrer Legierungen hervorragend bewährt. Er stellt an sich einen hochwarmfesten Ventilkegelstahl dar und wird ohne weitere Wärme-

Zahlentafel 2. Chemische Zusammensetzung von derzeit verwendeten Werkzeugstählen für Warmarbeit.

Stahlgruppe	Nr.	% C rd.	% Si rd.	% Mn rd.	% Cr rd.	% Mo rd.	% Ni rd.	% V rd.	% W rd.
Austenitisch	1	0,50	1,5	0,7	14	—	13	—	2
	2	0,40	1,0	1,6	13	—	—	—	2
Cr-W-(V)	3	0,60	0,3	0,3	3,5	—	—	1,5	10
	4	0,30	0,3	0,3	2,5	—	—	0,3	9
	5	0,30	0,3	0,3	2,5	—	—	0,6	4,5
	6	0,40	1,0	0,4	5,0	—	—	0,4	4
	7	0,30	1,0	0,4	1,0	—	—	0,2	4
	8	0,30	0,5	0,3	2,5	—	—	0,3	2
	9	0,35	1,0	0,35	1,0	—	—	0,2	2
	10	0,45	1,0	0,35	1,0	—	—	0,2	2
	11	0,55	1,0	0,35	1,0	—	—	0,2	2
Cr-Mo-(V)	13	0,45 (0,30)	0,3	0,75	1,5	0,6	—	0,3	—
	14	0,45 (0,25)	0,3	1,3 (1,8)	2,0	0,25	—	—	—
	15	0,45	0,7	0,9	1,2	0,25	—	0,2	—
	16	0,45	0,6	0,4	1,5	0,4	—	0,8	0,5
	17	0,60	1,0	1,0	—	0,25	—	—	—
Cr-Ni-Mo	18	0,55	0,3 (1,0)	0,8	0,7	0,45	1,7	—	—
	19	0,55	0,3	0,6	0,7	0,25	1,7	—	—
Cr-Ni-V	20	0,45	0,3	0,7	1,5	—	1,7	0,2	—
Cr-(V)	21	2,00	0,4	0,3	12	—	—	—	—
	22	1,60	0,4	0,3	12	—	—	0,2	—
	23	0,25	0,3	0,5	14	—	—	0,2	—
Cr-V	24	0,30	1,0	0,3	2,5	—	—	0,4	—
	25	0,45	0,4	0,7	2,5	—	—	0,2	—
	26	0,35 (0,20)	0,3	0,8	1,8	—	—	0,2	—
	27	0,35	1,5	0,5	1,3	—	—	0,2	—
Mn-Si	28	0,55	1,1	1,1	—	—	—	—	—
	29	0,50	1,75 (1,5)	0,6	—	—	—	—	—
	30	0,45	0,4	0,8	—	—	—	—	—
	31	0,70	0,4	0,8	—	—	—	—	—
Unlegiert	32	1,00	0,2	0,25	—	—	—	0,15	—
	33	0,95	0,2	0,25	—	—	—	—	—
	34	0,70	0,3	0,35	(0,5)	—	—	—	—

Stahl	%C	%Cr	%V	%W	Härtung
1	0,3	2,5	0,3	9,0	1150°/01
2	0,3	2,5	0,6	4,5	1050°/01

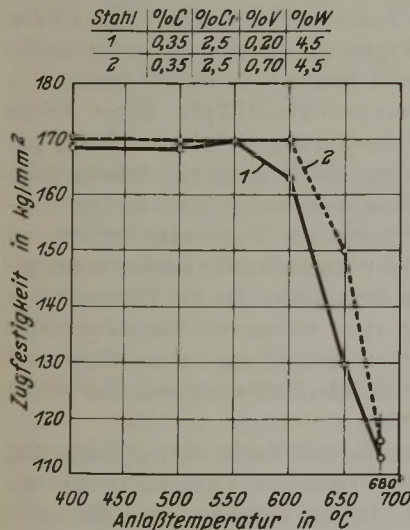


Bild 3. Einfluß des Vanadiningehaltes auf die Anlaßbeständigkeit von Chrom-Wolfram-Warmarbeitsstählen. (Gefundene Werte.)

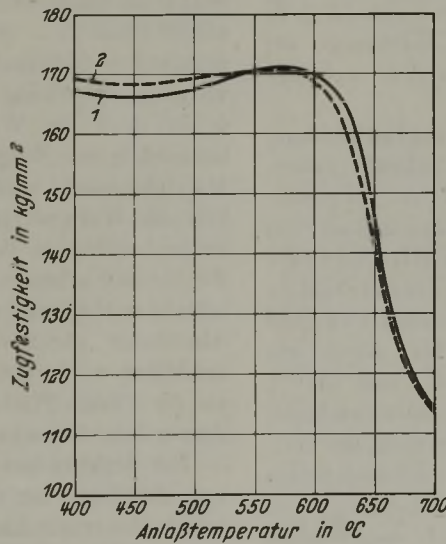


Bild 4. Anlaßbeständigkeit von Warmarbeitsstählen mit 9,0 und 4,5 % W.

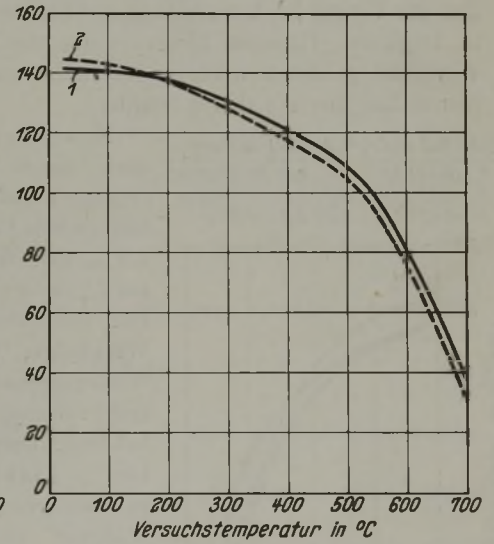


Bild 5. Warmfestigkeit von vergüteten Warmarbeitsstählen mit 9,0 und 4,5 % W. (Angelassen 1 h bei 650°.)

⁴⁾ Houdremont, E., und H. Kallen: Z. VDI 77 (1933) S. 191/95. Briefs, H.: Masch.-Bau Betrieb 16 (1937) S. 439/42. Treppschuh, H.: Masch.-Bau Betrieb 17 (1938) S. 449/53. Houdremont, E.: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1/8, 33/39 u. 251/52. Assmann, H.: Werkstatt u. Betrieb 75 (1942) S. 100/06; Metallwirtsch. 20 (1941) S. 82/88 u. 773/77. Schmidt, M.: Masch.-Bau Betrieb 19 (1940) S. 279/81. Rapatz, F.: Masch.-Bau Betrieb 21 (1942) S. 75/77. Kreim, J.: Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 52 (1942) S. 207/09. Haufe, W.: Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 52 (1942) S. 141/43, 163/65 u. 185/87. Briefs, H.: Werkstattstechnik 36 (1942) S. 297/99.

behandlung in hammerhart geschmiedetem Zustand eingebaut. Bei den ersten Pressungen zieht sich das Matrizenprofil etwas ein; nach dem Nacharbeiten werden aber die Maße durch die inzwischen erfolgte Ausscheidungshärtung ausgezeichnet gehalten. Im Stahl 2 wurde eine Austauschgüte auf Chrom-Mangan-Wolfram-Grundlage geschaffen, deren wirtschaftlicher Anwendungsbereich vorläufig auf das Verpressen von Schwermetalllegierungen mit Preßtemperaturen unter 850° beschränkt ist.

Vonden Chrom-Wolfram-(Vanadin-)Stählen wurde früher der Stahl 4 mit 0,3 % C, 2,5 % Cr, 0,3 % V und 9 % W allgemein angewendet. Dieser Stahl ist heute fast ausschließlich durch wolframärmere Stähle abgelöst worden und kommt nur noch für sehr hohe Warmbeanspruchungen in Betracht, z. B. für dünne Warmpreßdorne bei Luft- oder Oelkühlung und für Preßmatrizen zum Verpressen von Schwermetallen und ihren Legierungen. Als Austausch ist bei hohen Beanspruchungen in weitgehendem Umfang der Stahl 5 mit 4,5 % W übernommen worden, der, ähnlich wie bei den Schnellarbeitsstählen, zur Erhöhung der Anlaßbeständigkeit und Warmverschleißhärte mit einem höheren Vanadinegehalt von 0,6 % erschmolzen wird. Ueber den Einfluß eines steigenden Vanadinegehaltes bei derartig legierten Chrom-Wolfram-Warmarbeitsstählen auf die Anlaßbeständigkeit unterrichtet Bild 3. Der Stahl 5 wurde so entwickelt, daß seine Anlaßbeständigkeit (Bild 4) und seine Warmfestigkeit in vergütetem Zustand (Bild 5) praktisch dem Stahl 4 mit 9 % W gleichzusetzen sind und er somit für eine Vielzahl der Anwendungsgebiete als Austauschstahl mit Erfolg angesetzt werden konnte.

Bei dieser für die technologischen Eigenschaften folgerichtigen Entwicklung durfte aber die Frage des Verzuges nicht außer acht gelassen werden. Der Stahl mit 9 % W konnte bei verwickelten Formen z. B. für Spritz- und Preßguß zur Erzielung geringstmöglichen Verzuges an ruhender Luft oder im schwachen Gebläsewind gehärtet werden. Der Stahl mit 4,5 % W zeigte die gleiche Warmverschleißhärte erst bei Oelhärtung, wobei aber der Nachteil eines schon teilweise unzulässig hohen Verzuges bestand. Man hat deshalb bei erforderlicher Lufthärtung auf einen schon seit Jahren erzeugten Stahl mit abgesenktem Wolfram-, aber erhöhtem Chromgehalt zurückgegriffen und für diese Zwecke freigestellt (Stahl 6). Er ist bei Lufthärtung im Verzug dem Stahl mit 9 % W gleichzusetzen.

In neuester Zeit abgeschlossene Versuche haben gezeigt, daß der Verzug bei Verwendung des Stahles 5 mit 4,5 % W in tragbaren Grenzen bleibt, wenn die Werkzeuge im Warmbad gehärtet werden. Dadurch erweitert sich der Anwendungsbereich dieses Stahles.

Stahl	%C	%Cr	%V	%W	Härtung
1	0,30	1,0	0,2	4,0	910°/Wasser
2	0,35	1,0	0,2	2,0	910°/Wasser
3	0,45	1,0	0,2	2,0	910°/Öl

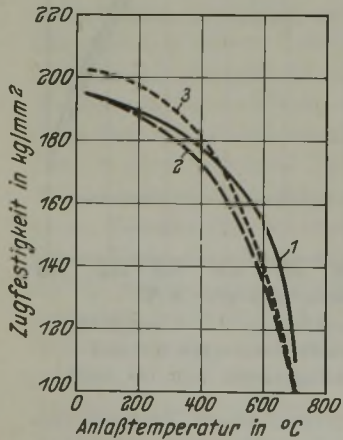


Bild 6.

Anlaßbeständigkeit von Warmarbeitsstählen mit 4 und 2 % W.

Die Erhöhung der Warmfestigkeit durch einen Molybdänzusatz führte zu entsprechend aufgebauten Chrom-

Molybdän- oder Chrom-Molybdän-Vanadin-Stählen. Molybdän ist weitgehend befähigt, Wolfram zu ersetzen. Eine Parallele hierzu findet man in der Entwicklung auf dem Gebiete der Schnellarbeitsstähle⁵⁾, wo heute der Stahl mit 2,5 % Mo, 3,0 % V und 2,5 % W in großem Umfang, sowohl von den Werkzeugfabriken als auch in den Werkstätten, verwendet wird. Auch bei den Warmarbeitsstählen hat man mit Chrom-Molybdän-(Vanadin-)Stählen eine gute Austauschmöglichkeit für Wolframstähle gefunden. Angeführt seien die Rezipienten-Innenbüchsen der Metallstrang- und Metallrohrpressen, welche ausschließlich aus Chrom-Molybdän-Vanadin-Stahl (Stahl 13) hergestellt werden.

Stahl	%C	%Cr	%Mo	%V	%W	Härtung	Anlaßtemperatur
1	0,3	2,5	—	0,3	9,0	1150°/Öl	650°
2	0,45	1,5	0,6	0,3	—	900°/Öl	600°

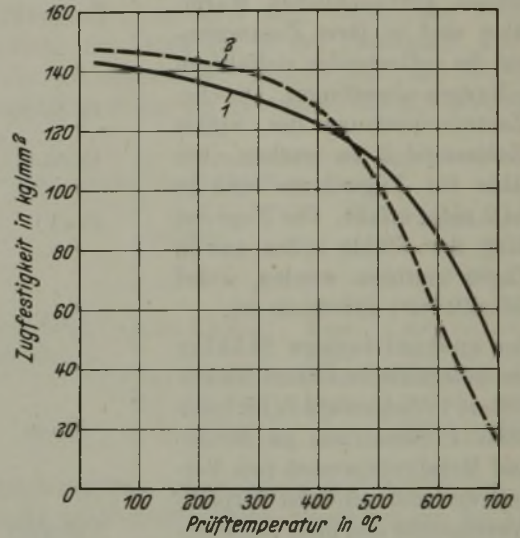


Bild 7.

Warmfestigkeit von Wolfram- und Molybdän-Warmarbeitsstahl.

Wenn auch die Warmfestigkeit der Chrom-Molybdän-Stähle oberhalb 500° gegenüber den Wolframstählen steiler abfällt (Bild 7) — eine Tatsache, die in vielen Fällen für den praktischen Gebrauch wegen der niedriger liegenden Dauerwarmbeanspruchung nicht beachtet zu werden braucht —, so ist doch die Warmverschleißhärte dieser Stähle bei niedrigeren Temperaturen ausgezeichnet. Durch den Molybdänzusatz wird weiter die Neigung zur Anlaßsprüdigkeit und Warmversprödung aufgehoben. Dies ist für Werkzeuge, welche in dem kritischen Temperaturbereich von 400 bis 550° arbeiten, also vornehmlich für solche der Leichtmetallverarbeitung, von Bedeutung. Da die Chrom-Molybdän-Stähle gleichzeitig eine niedrigere Härtetemperatur benötigen und hinsichtlich Entkohlung etwas träger sind als die Chrom-Wolfram-Stähle, haben sie sich ihre festen Anwendungsbereiche gesichert.

Der Stahl 16 bietet ein Beispiel dafür, wie zur Einsparung von Molybdän mit einem erhöhten Vanadinzusatz gearbeitet werden kann. Dieser Stahl hat sich für hochbeanspruchte Matrizen zur Herstellung von Schrauben, Nieten und Bolzen auf warmem Wege schon bestens bewährt. Der Stahl 17 ist ein billiger und legierungsmäßig günstig aufgebauter Mangan-Silizium-Molybdän-Stahl für Gesenke bei üblichen Leistungsanforderungen und ähnlichen Warmbeanspruchungen.

Für die Verarbeitung schwer verformbarer Werkstoffe sowie bei verwickelten Formen mit tiefen Gravuren und

⁵⁾ Scherer, R.: Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1355/59. Scherer, R., und H. Beutel: Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 48 (1938) S. 427/30. Oertel, W.: Metallwirtsch. 20 (1941) S. 579/80. Kreim, J.: Techn. Zbl. prakt. Metallbearb. 52 (1942) S. 155/56.

feinen Stegen benötigt man zähe und zugleich hochwarmfeste Stähle. Die Legierungsgrundlage Chrom-Nickel-Molybdän ist besonders glücklich, da Nickel zähigkeitssteigernd und Molybdän anlaßbeständigkeits- und warmfestigkeitserhöhend wirkt. Die Verbesserung des Durchvergütungsvermögens durch den Nickelzusatz sowie der Fortfall der Anlaß- und Warmsprödigkeit durch den Molybdängehalt kommen als leistungssteigernde Einflüsse hinzu. Diese Chrom-Nickel-Molybdän-Stähle haben deshalb die früheren Chrom-Nickel-Stähle mit 4 bis 5 % Ni abgelöst, und man verwendet sie, begründet durch ihre technologischen Eigenschaften, einmal bei Verwendungszwecken, wo bei hoher Festigkeitslage noch eine größere Zähigkeit gefordert wird, wie hochbeanspruchte kleine Gesenke, Teil-

erhielt. Dies bedeutet, daß man bei Stahl 3 zur Erreichung der üblichen Gebrauchsfestigkeit von etwa 150 kg/mm² eine um etwa 100° höhere Anlaßtemperatur anwenden kann als bei Stahl 1 oder 2. Die höhere Anlaßtemperatur bewirkt eine entsprechende Zähigkeitssteigerung, und somit war in etwa ein Ausgleich für den fehlenden Nickelzusatz geschaffen. Stähle mit diesem Legierungsaufbau haben sich z. B. für luftgehärtete Formteilpreßgesenke, für Schmiedehammergesenke hoher Einbaufestigkeit gut bewährt.

Bei niedrigerer Warmbeanspruchung, aber hohen Anforderungen an Zähigkeit bei dicken Querschnitten, z. B. stark bemessener Mundringhalter, werden Stähle auf Chrom-Nickel-Vanadin-Grundlage angesetzt, dessen Hauptvertreter durch den Stahl 20 wiedergegeben ist.

Stahl	%C	%Cr	%Mo	%Ni	%V	Härtung	Anlaßtemperatur
1	0,35	1,3	(0,2)	4,5	(0,2)	830°/Luft	520°
2	0,55	0,7	0,45	1,7	—	850°/Luft	520°
3	0,45	3,0	0,5	—	—	920°/Luft	620°

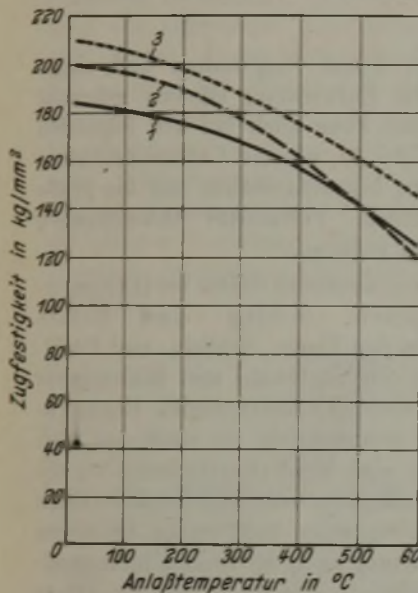


Bild 8. Anlaßbeständigkeit von Warmarbeitsstählen für Lufthärtung.

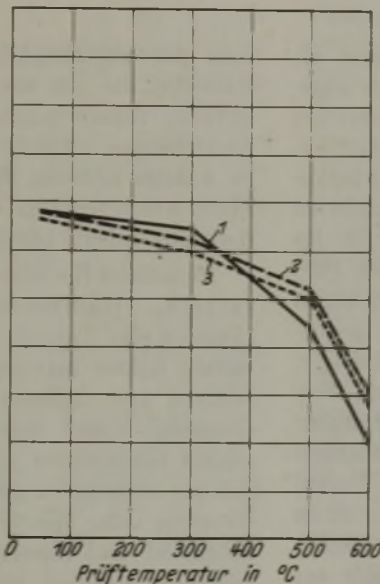


Bild 9. Warmfestigkeit von vergüteten Warmarbeitsstählen für Lufthärtung.

preßgesenke zur Verarbeitung von Stahl und Nichteisenmetallen — vornehmlich Leichtmetallen —, Preßstempeln und dergleichen und zum anderen bei großen Abmessungen, z. B. bei schweren Gesenken. Durch Veränderung des Molybdängehaltes lassen sich die Warmfestigkeitseigenschaften auf die jeweilige Beanspruchung abstimmen (Stähle 18 und 19).

Eine Zeitlang war die Frage von Bedeutung, den Nickelgehalt dieser Stähle überhaupt fortzulassen und zu versuchen, durch Erhöhung des Chromgehaltes oder andere Abstimmung der einzelnen Legierungselemente nickelfreie gleichwertige Stähle für Lufthärtung zu schaffen. Diese Entwicklung ist durch die veränderte Legierungslage überholt. Jedoch zeigt dieses Beispiel, auf welchem Wege man versucht hat, die zähigkeitssteigernde Wirkung des Nickels zu ersetzen. Ausgegangen wurde von dem oben erwähnten Chrom-Nickel-Stahl mit 4 bis 5 % Ni [Stahl 1 in den Bildern 8 und 9]). Durch Erniedrigung des Nickelgehaltes auf 1,7 % bei gleichzeitigem Zusatz von Molybdän sind Stähle mit verbesserten Warmfestigkeitseigenschaften geschaffen worden (Stahl 2 in den Bildern 8 und 9). Der nickelfreie Stahl 3 mit erhöhtem Chromgehalt wurde so entwickelt, daß er nach der Härtung eine höhere Härteannahme bei gleicher Neigung der Anlaßkurve (Bild 8) wie die Stähle 1 und 2

erhielt. Dies bedeutet, daß die mit einem hohen Legierungsanteil erkaufte hohe Warmfestigkeit der Stähle nur zum Teil ausgenutzt werden kann, da gleichzeitig durch den Legierungszusatz andere technologische Eigenschaften, wie Wärmeleitfähigkeit, Temperaturwechselbeständigkeit, Neigung zur interkristallinen Metallkorrosion und dergleichen, so verlagert werden, daß diese nunmehr den Anlaß zum frühzeitigen Unbrauchbarwerden des Werkzeuges abgeben können. Man kann in diesen Fällen durch einen geänderten Aufbau der Legierungsgrundlage Stähle schaffen, die trotz geringerer absoluter Warmfestigkeitseigenschaften, aber besserer Abstimmung der einzelnen technologischen Eigenschaften auf die Beanspruchungen vollauf entsprechen. Dieses Ziel wurde für verschiedene Verwendungsgebiete durch Schaffung der Chrom-Vanadin-Werkzeugstähle erreicht. Am offensichtlichsten wird beispielsweise dieses Wechselspiel der Beanspruchungen, wenn man die Entwicklung der Loch- und Ziehborne zur Herstellung von Hohlkörpern beobachtet. Man ist auch hier von dem üblichen Stahl 4 mit 9 % W ausgegangen, hat mit dem für unmittelbare Wasserkühlung besser geeigneten Stahl 7 eine Leistungssteigerung erzielt und ist dann heute auf den Chrom-Vanadin-Stahl 24 für die Lochborne kleinerer Kaliber oder Stahl 27 für die Ziehborne übergegangen, deren Leistungen vollständig befriedigen und den Wolframstählen ebenbürtig sind. Der

*) Briefs, H.: Unveröffentlicht.

Stahl 25 mit 2,5 % Cr und 0,2 % V hat sich schon seit vielen Jahren für Spritz- und Preßgußformen zum Verpressen von niedriger schmelzenden Legierungen bestens bewährt.

Die Mangan-Silizium- und unlegierten Stähle 28 bis 34 sind allgemein bekannt und eingeführt. Man verwendet sie vornehmlich bei der Anfertigung geringer Stückzahlen sowie bei schweren Abmessungen und niedrigeren Wärme- und Druckbeanspruchungen.

Die Wärmebehandlung der heute gebräuchlichen Stähle erfordert keine größeren Vorsichtsmaßnahmen als bei den früheren Güten, im Gegenteil sind durch die allgemein verminderten Legierungszusätze oder anders gearteten Abstimmungen Wärmeleitfähigkeit und auch Zähigkeit angestiegen, so daß die Gefahr der Spannungsrißbildung herabgesetzt wurde. Zu beachten sind die teilweise geänderten Härtetemperaturen, z. B. wird der Stahl 4 bei 1150 bis 1200° gehärtet, während der Austauschstahl 5 bei 1050 bis 1100° abgeschreckt wird. Die Härtetemperaturen liegen üblicherweise gegenüber früher niedriger, was für Verzug, Verzunderung, Entkohlung, Ofenhaltbarkeit usw. nur von Vorteil ist. Bemerkenswert ist die hohe Anlaßbeständigkeit der Stähle auf Chrom-Vanadin-Grundlage infolge Sonderkarbidausscheidung, die teilweise höhere Anlaßtemperaturen zur Erreichung der gleichen Gebrauchsfestigkeit erforderlich macht (Bild 10).

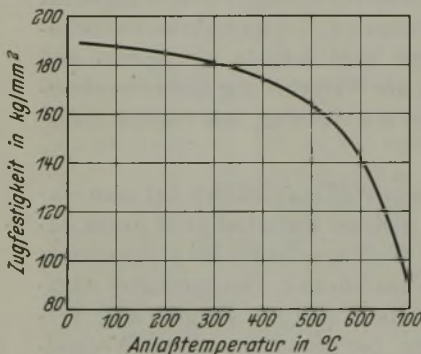


Bild 10. Anlaßbeständigkeit von Stahl mit 0,30 % C, 2,5 % Cr und 0,4 % V für Lochdorne und Lochdornspitzen. (Gehärtet bei 950° in Wasser.)

Hingewiesen werden soll noch auf die doppelte Anlaßbehandlung, die eine zähigkeits- und damit leistungssteigernde Wirkung ergibt. Man sollte deshalb gerade bei den neuen Stählen, um die Gütwerte voll auszunutzen, die dem verwendeten Stahl auf Grund seiner Erschmelzung und Weiterverarbeitung innewohnen, die Wärmebehandlung besonders sorgfältig und gewissenhaft durchführen.

Zu den laufenden Arbeiten über eine weitere Verbesserung der Warmarbeitswerkzeuge sei bemerkt, daß man gerade auf dem Gebiete der Warmarbeitsstähle durch bestimmte Maßnahmen bei der Erschmelzung und Warmformgebung — angeführt seien die Preßmatrizen für Metallstrang- und -rohrpressen — und durch sonstige Behandlungsarten ohne Aenderung der chemischen Zusammensetzung erhebliche Fortschritte erzielt hat.

Anwendung der Warmarbeitsstähle.

Die einzelnen Teilgebiete der Sonderstähle für Warmarbeit können selbstverständlich im Rahmen dieser Abhandlung nicht erschöpfend behandelt werden; es kann nur

Tafel 3. Gebräuchliche Stähle für Hammersättel, Hammerbahnen, Schlag- und Breitsäume.

Werkzeugart	Stahlgruppe ¹⁾	Hinweise
Hämmer kleine Sättel	33 und 34 (unlegiert)	Wasserhärtung (Bahnhärtung) Oelhärtung (Ganzhärtung) Zugfestigkeit beim Einbau je nach Form 120 bis 160 kg/mm ² Gebrauchszugfestigkeit rd. 130 kg/mm ² Gebrauchszugfestigkeit rd. 100 kg/mm ² Gebrauchszugfestigkeit rd. 80 kg/mm ²
	28 (Mn-Si)	
	14 und 17 (Mo)	
	28 und 30 (Mn-Si)	
mittlere Sättel	19 (Ni-Mo)	Gebrauchszugfestigkeit rd. 95 kg/mm ² Gebrauchszugfestigkeit rd. 80 kg/mm ²
schwere Sättel	14 (Mo)	
	28 und 31 (Mn-Si)	
	19 (Ni-Mo)	
Pressen schwere Sättel	28 und 34 (Mn-Si)	Stahlsorte je nach Abmessung und Gravur (Gravurhärtung) bei tiefen Gravuren (siehe Gesenkestähle, Tafel 4)
Schlagsäume	32, 33, 34 (unlegiert)	
	14 und 17 (Mo)	
	18 und 19 (Ni-Mo)	
Breitsättel (-säume)	21 und 22 (Cr)	teilweise Wasserhärtung zur Erzielung hoher Härte

¹⁾ Nach Zahlentafel 2.

kurz der augenblickliche Stand festgehalten und einige Hinweise, die sich aus der Entwicklung ergeben, gebracht werden. Selbstverständlich kann auch bei den folgenden Aufstellungen (Tafeln 3 bis 7), um die Uebersichtlichkeit zu wahren und den Kern herauszuschälen, nur die große Linie wiedergegeben werden. Vereinzelt Abweichungen sind also unberücksichtigt gelassen.

Richtlinien für heute gebräuchliche Stähle bei Hammersätteln, Hammerbahnen, Schlag- und Breitsäumen gibt Tafel 3. Bei den Flach-, Schlicht- und Profilsätteln richtet man sich mit Stahlwahl und Einbauhärtung (Härten und Anlassen) nach den auftretenden Beanspruchungen. Kleine Sättel brauchen, da sie stark auf Verschleiß beansprucht sind, eine hohe Oberflächenhärtung, die sich am einfachsten mit bahngelärteten Wasserhärttestählen erreichen läßt. Bei den schwereren Werkzeugen, bei denen neben Oel- und Wasserhärtung auch der Einbau im normalgeglühten Zustand vorkommt, erniedrigt sich die Härte im Verhältnis zu den geringer werdenden spezifischen Beanspruchungen (Tafel 3). Die unlegierten oder schwachlegierten Wasserhärttestähle sind durch ihre Verbindung von gehärteter Randzone mit hinreichender Einhärtungstiefe und zähem Kern gerade für dynamische Schlagbeanspruchungen besonders geeignet. Sie sind deshalb die gegebenen Stähle für Schlagsäume. Durch Hartverchromen der Gravur werden Leistungsverbesserungen sowie ein besseres Oberflächenaussehen der geschlagenen Werkstücke erzielt. Für Breitsäume, z. B. zur Herstellung von Sensen, Sichel, Degen und dergleichen, haben sich die hochlegierten, hochgekohlten Chromstähle bestens bewährt. Sie werden zur Erzielung hoher Verschleißhärte teilweise in Wasser abgelöscht und durch Auskochen im Wasser- oder Oelbad entspannt.

Sämtliche Stähle für hochbeanspruchte Schmiedehammergesenke für die Verarbeitung von Stahl (Tafel 4) sind auf Nickel-Molybdän- oder Molybdängrundlage abgestellt. Es wird einmal unterschieden in Gesenke mit über 130 kg/mm² und mit über 95 bis 130 kg/mm² Gebrauchsfestigkeit, zum anderen in Gesenke mit mehr als 350 mm kleinster Kantenlänge und geringer. Der Nickelzusatz wird nur dort angewandt, wo bei hoher Gebrauchsfestigkeit (über 130 kg/mm²) hohe Zähigkeit oder bei schweren Gesenken (über 350 mm kleinster Kantenlänge) gute Durchvergütung gefordert wird. Bei minderen Leistungsansprüchen kommt man mit Mangan-Silizium- oder unlegierten Stählen aus. Während Gesenke mit über

wendeten Stähle am augenscheinlichsten verändert. Die wolframlegierten Stähle, deren Wolframgehalt im Laufe der Zeit von 9 auf 2 % zurückgegangen war (Stähle 4, 7, 8 und 9), sind durch Chrom-Vanadin-Stähle bei den kleineren Abmessungen und durch Mangan-Silizium-Stähle bei den größeren Kalibern ausgetauscht worden. Die Einbauzugfestigkeiten liegen je nach dem Kaliber zwischen 80 und

tiger als die eigentliche Legierung des verwendeten Stahles sein, wenn selbstverständlich auch ein richtiger technologischer Aufbau der Stahlgüte Voraussetzung ist. Das gleichmäßige und langsame Anwärmen der Lochdorne vor der Arbeit, das Einschmieren der Dorne mit aufgeschlämtem Graphit, die gute Schmierung durch Aufgabe zweckmäßig zuerst von Fettkohle, dann von einem Gemisch aus Schmiedekohlen und Sägespänen, das Vorwärmen der Matrize, das allseitige und gleichmäßige Kühlen der Loch- und Ziehkerne mit warmem Wasser durch federnd aufgehängte Kühlringe oder Ringbrausen und ähnliche Maßnahmen sind entscheidend für die Lebensdauer der Werkzeuge. Weiter ist wichtig, daß angestauchte Dorne sofort von Hand nachgeschliffen werden, ehe es zu einer stärkeren Bartbildung kommt. Bei Beachtung dieser betrieblichen Gesichtspunkte können mit den Chrom-Vanadin-Stählen die gleichen Leistungen wie mit den wolframlegierten Stahlsorten erzielt werden.

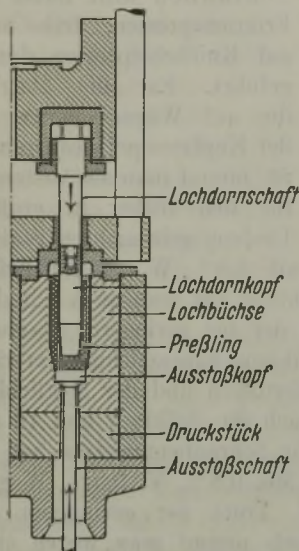


Bild 13.

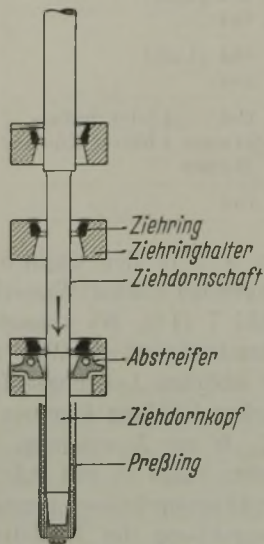


Bild 14.

Bilder 13 und 14. Schematische Darstellung des Lockens (Bild 13) und Ziehens (Bild 14) von Hohlkörpern.

125 kg/mm², wobei die großen Kaliber das untere Festigkeitsfeld, die kleineren das obere Feld bestreiten. Die Leistungen hängen in hohem Maße von den Preßbedingungen ab, und die Werkzeuge erfordern, wenn eine hinreichende Lebensdauer gewährleistet werden soll, eine sorgfältige Behandlung im Betrieb. Dieses Moment kann sogar wich-

Für Ziehringe wird Sonderchromguß mit rd. 2,3 % C und 16 % Cr und Nickel-, Vanadin- und Wolframzusätzen verwendet.

Richtlinien über gebräuchliche Stähle für Werkzeuge der Metallstrang- und -rohrpressen gibt Tafel 6. Das Bild 15 zeigt den Aufbau einer liegenden Metallrohr- und Metallstrangpresse.

Für die Innenbüchse des Rezipienten wird allgemein der Stahl 13 mit 0,6 % Mo verwandt. Die durch die verstärkte Leichtmetallerzeugung geänderten Arbeitsbedingungen in der Preßtemperatur und Preßdauer haben es erforderlich gemacht, die Festigkeit der Innenbüchse auf das Preßgut abzustimmen. Es gilt die allgemeine Regel, daß bei kurzer Preßdauer (Verpressen von hochschmelzenden Schwermetallegerungen) die höhere Festigkeit angewandt wird, während man bei langen Preßzeiten (Verpressen von Leicht-

Tafel 6. Gebräuchliche Stähle für Metallstrang- und Metallrohrpressen.

Werkzeugart	Besondere Richtlinien	Stahlgruppe		
Rezipient Innenbüchse Zwischenbüchse Mantel	Zugfestigkeit auf Preßgut abgestimmt	13 (Mo)		
	Zugfestigkeit über 90 kg/mm ² etwa 85 kg/mm ²	14 und 15 (Mo)	14 und 15 (Mo)	28 und 31 (Mn-Si)
Preßstempel	Zugfestigkeit über 150 kg/mm ² unter 150 kg/mm ² auch	18 (Ni-Mo)	19 (Ni-Mo)	5 (W) ¹⁾
Preßstempelkopf	—	5 (W)		
Preßmatrize	—	Zum Verpressen von		
		Schwermetallen und ihren Legierungen	Leichtmetallen und ihren Legierungen	Zinklegierungen
Preßdorn	Oel- oder Luftkühlung bis 40 mm Dmr. über 40 mm Dmr. Wasserkühlung	4 und 5 (W) 1 (austenitisch) 2 (austenitisch)	5 und 11 (W)	10 und 11 (W)
		3, 4 und 5 (W) 5 (W) 7 (W)	9, 10 und 11 (W)	26 (V)
Preßscheibe	—	5 (W)		
		13 und 14 (Mo)	14 und 15 (Mo)	
Preßkopf Matrizenhalter	bei Berührung mit dem Preßgut auch	13 und 14 (Mo)	14 und 15 (Mo)	
		5 (W)	9 und 10 (W)	
Mundringhalter	unter 100 mm Wanddicke über 100 mm Wanddicke sehr schwere Abmessungen auch	26 (V) 20 (Ni-V) 28 und 31 (Mn-Si)		
Preßdornhalter	—	Baustahl ²⁾³⁾		

¹⁾ Für stehende Schwermetallpressen ohne Preßstempelkopf (höchstens 100 mm Dmr.). — ²⁾ Stahl mit rd. 0,34 % C, 0,85 % Mn, 1,85 % Cr und 0,15 % V. — ³⁾ Stahl mit rd. 0,50 % C, 0,85 % Mn, 1,00 % Cr und 0,15 % V.

metall- und Zinklegierungen) infolge der Dauereinwirkung von Druck und Wärme niedrigere Einbaufestigkeiten vorsieht. Der Härtebereich liegt etwa zwischen 350 und 440 Brinelleinheiten. Als Werkstoff für die Zwischenbüchse kommen die Stähle 14 und 15 mit 0,25 % Mo in Frage, die mit einer Zugfestigkeit von etwa 120 bis 135 kg/mm² eingebaut werden. Die Stahlorte für den Mantel richtet sich nach der Abmessung, der vorgesehenen zwei- oder dreiteiligen Ausführung und der dadurch bestimmten Beanspruchung. Werden Zugfestigkeiten über 90 kg/mm² verlangt, so muß auf molybdänlegierten Werkstoff übergegangen werden, während bei der Gebrauchszugfestigkeit von etwa 85 kg/mm² Mangan-Silizium-Stähle genügen. Die Auffassungen über die Zweckmäßigkeit einer

setzten Preßstempelkopf (Preßstempelschuh) zu arbeiten. Wegen der teilweise unmittelbaren Berührung mit dem Preßgut ist der Stahl 5 mit 4,5 % W angebracht.

Die Abstimmung der Legierungsgehalte auf die jeweilige Beanspruchung kommt in der Unterteilung der Stähle nach dem Preßgut bei Preßmatrizen, Preßdornen, Preßscheiben und Preßkopf klar zum Ausdruck. Die Güte der Preßmatrize ist entscheidend für die Güte der Oberflächenbeschaffenheit und Maßgenauigkeit des Preßgutes. Es werden deshalb mit Recht an die Preßmatrizen die höchsten Anforderungen gestellt. Die in Frage kommenden Stähle zeigt *Tafel 6*. Die Lieferung hochwertiger Preßmatrizen erfolgt nur in Form geschmiedeter Scheiben, um den günstigsten Verschleißgrad und den richtigen Faserverlauf gewährleisten zu können. Die Gebrauchszugfestigkeit der Preßmatrizen liegt je nach Preßgut, Profilausbildung und Abmessung zwischen 140 und 170 kg/mm². Zum Teil finden auch Preßmatrizen Anwendung, die im hammerharten Zustand eingebaut werden. Für höchste Beanspruchungen sind austenitische Stähle (Stähle 1 und 2) in Gebrauch.

An die Preß- oder Lochdorne werden hinsichtlich Warmfestigkeit (Verhinderung der Einschnürung), Verschleißwiderstand und Zähigkeit außerordentlich hohe Ansprüche gestellt. Bei wassergekühlten Dornen kommt die

Forderung der Unempfindlichkeit gegen ständige Temperaturwechsel hinzu. Die Einbaugzugfestigkeit der Preßdorne beträgt 140 bis 180 kg/mm², meist etwa 160 kg/mm²; sie wird abgestimmt auf Abmessung, Preßgut und Kühlart. Bei Wasserkühlung geht man wegen der Gefahr des Reißens nicht über 160 kg/mm² Zugfestigkeit. Das Gewindeende der Preßdorne wird auf eine niedrigere Zugfestigkeit von etwa 120 kg/mm² angelassen.

Auch bei den Preßscheiben tritt eine Abstufung nach der auftretenden Warmbeanspruchung ein. Man baut die Werkzeuge mit etwa 150 kg/mm² Zugfestigkeit ein.

Die Lebensdauer der Preßmatrize hängt eng mit der geeigneten Stahlorte und Einbaufestigkeit des Matrizenhalters zusammen. Der Matrizenhalter muß aus einem Sonderstahl hoher Warmfestigkeit und Zähigkeit hergestellt sein, um die beim Pressen auftretenden Drücke aufnehmen zu können, damit ein Sprengen oder Verformen der Preßmatrize vermieden wird. Dies gilt besonders für solche Bauarten, bei denen Teile des Matrizenhalters unmittelbar mit dem Preßgut in Berührung kommen (Wärmestauung). Beim Arbeiten mit einer Druckplatte werden die gleichen Anforderungen auch an die Matrizenunterlegscheiben gestellt. Bei der Stahlwahl für den Mundringhalter wird das Durchvergütungsvermögen berücksichtigt.

Für Preßdornhalter erfüllen die in *Tafel 6* angeführten Baustähle bei etwa 120 bis 135 kg/mm² Zugfestigkeit beim Einbauen die gestellten Anforderungen.

Bei den Eisenrohrpressen ist als höchstbeanspruchtes Werkzeug die Preßmatrize zu erwähnen, die aus austenitischen Stählen hergestellt wird. Für die innengekühlten Preßdorne sind Stähle auf Nickel-Molybdän-Wolfram-Grundlage mit Erfolg in Gebrauch.

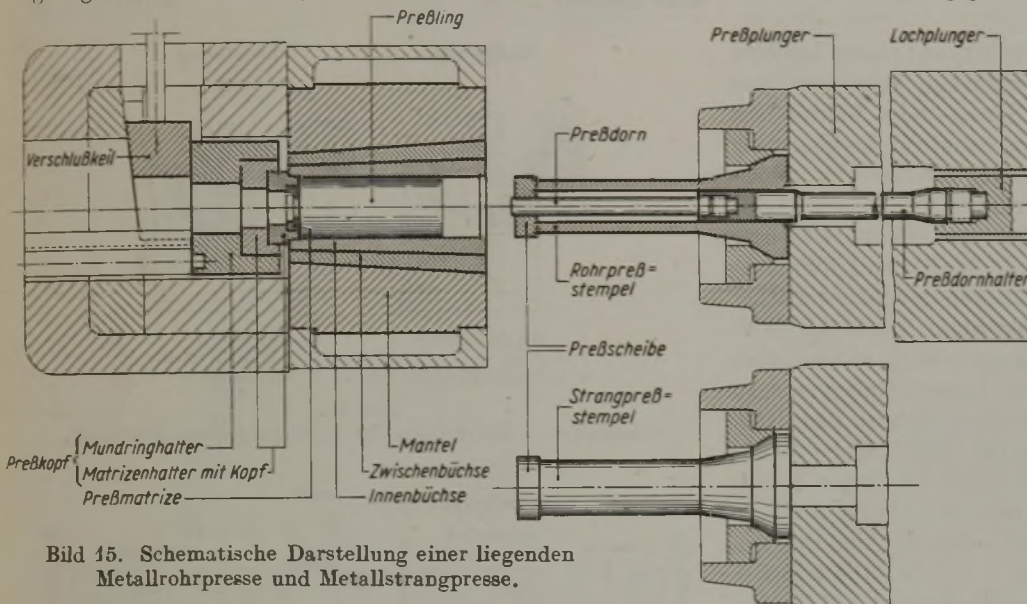


Bild 15. Schematische Darstellung einer liegenden Metallrohrpresse und Metallstrangpresse.

zwei- oder dreiteiligen, zylindrischen oder konischen Ausführung des Rezipienten sind verschieden. Bei der dreiteiligen Anordnung sind die einzelnen Teile beanspruchungsmäßig besser ausgenutzt als bei einem zweiteiligen Rezipienten⁷⁾. Wichtig ist aber bei sämtlichen Ausführungen die richtige Wahl des Schrumpfmaßes. Dieses muß so gewählt werden, daß einmal ein einwandfreier fester Sitz gewährleistet wird und zum anderen die Innenbüchse eine Druckvorspannung von solcher Höhe erhält, daß bei der Arbeit ein günstiger Spannungszustand bestehen bleibt, da nur dadurch die Gewähr für hohe Preßleistungen durch Verhinderung oder Hinauszögern der Anrisse von der Innenwandung gegeben ist.

Durch die gesteigerte Anwendung hoher Blockgewichte und die Verlängerung der Preßzeiten sind die Anforderungen an die Strang- und Rohrpreßstempel hinsichtlich Warmfestigkeit und Anlaßbeständigkeit gestiegen. Mit den Stählen 18 mit 0,45 % Mo und 1,7 % Ni bei Gebrauchszugfestigkeiten über 150 kg/mm² und 19 mit 0,25 % Mo und 1,7 % Ni bei unter 150 kg/mm² werden gute Leistungen erzielt. Für kleinere Preßstempel stehender Schwermetalldruckpressen, bei denen ohne Preßstempelkopf gearbeitet wird und infolgedessen eine hohe Warmbeanspruchung auftritt, nimmt man den Stahl mit 4,5 % W.

Vornehmlich bei stehenden Pressen mit fest eingesetztem und auch beweglichem Dorn, bei denen ohne Preßscheibe gearbeitet wird, sowie auch bei außergewöhnlicher spezifischer Warmbeanspruchung des Preßstempels liegender Pressen hat es sich zur Vermeidung von Stauchungen als wirtschaftlich erwiesen, mit einem besonderen vorge-

⁷⁾ u. a. Planckensteiner, S.: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 1497/1504.

Tafel 7. Gebräuchliche Stähle für Werkzeuge der Spritz- und Preßgußindustrie.

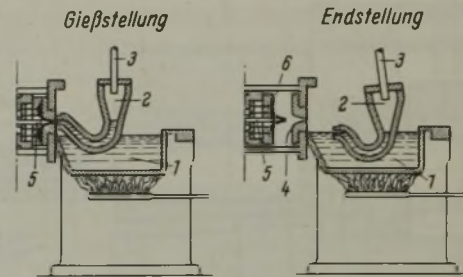
Werkzeugteil	Zu verarbeitende Legierungen	Beanspruchung und besondere Richtlinien	Stahlgruppe
Formen	Kupferlegierungen (Messing, Bronze, Neusilber)		23 (Cr)
	Leichtmetallegerungen	übliche Beanspruchung hohe Beanspruchung bei Oelhärtung bei notwendiger Lufthärtung	13 (Mo), 25 (V) 5 (W) 6 (W)
	leicht schmelzende Legierungen (Blei, Zink, Zinn)	hohe Beanspruchung übliche Beanspruchung	25 (V) 33 und 34 (unlegiert) 31 (Mn-Si)
Zylinder, Kolben, Düsen	Kupfer- und Leichtmetallegerungen leicht schmelzende Legierungen	Einbau-Zugfestigkeit $\geq 150 \text{ kg/mm}^2$ Einbau-Zugfestigkeit $\geq 125 \text{ kg/mm}^2$	5 (W), 23 (Cr) 13 (Mo), 25 (V)
Kerne, Schieber und Verteilerstifte	allgemein	höchste Leistung hohe Leistung	4 (W) 5 (W)

Für die Pressen zur Kabelummantelung kommen ähnliche Stähle wie für das gleichartige Verpressen von Leichtmetallegerungen auf den Strang- oder Rohrpressen in Frage. Für bestimmte Werkzeuge sind zur Verhinderung des Klebens Versuche mit zyanierten Werkzeugen erfolgversprechend durchgeführt worden.

Bei Formteilpreßgesenken zur Verarbeitung von Nichteisenmetallen und Stahl wird für hochbeanspruchte Schwermetallegerungen von besonders starker Warmverschleißbeanspruchung der Stahl 5 mit 4,5 % W gebraucht. Neben der Warmbeanspruchung werden aber zumal bei der Verarbeitung von Leichtmetallegerungen und bei der Anfertigung von schwierigen Formen und tiefen Gravuren hohe Anforderungen an die Zähigkeit der Werkzeuge gestellt. Man geht dann auf Stähle der Chrom-Nickel-Molybdän-Grundlage über und verwendet hierfür Stahl 18 mit 0,5 % Mo und 1,7 % Ni, bei schweren Abmessungen auch Stahl 19 mit 0,25 % Mo und 1,7 % Ni. Die teilweise Verwendung von einsatzgehärteten Werkzeugen auf Chrom-Molybdän-Grundlage ist von untergeordneter Bedeutung.

Richtlinien über gebräuchliche Stähle für Spritz- und Preßgußwerkzeuge gibt Tafel 7 wieder. Die Bilder 16 und 17 veranschaulichen die Arbeitsweise beim Spritz- und Preßguß. Während für die hochschmelzenden Legierungen der Stahl 23 mit 14 % Cr mit bestem Erfolg verwendet wird, werden bei den Leichtmetallegerungen zur Einsparung von Metallen Unterteilungen nach der Härtemöglichkeit getroffen. Bei üblichen Beanspruchungen ist mit den auf Molybdän- oder Vanadingrundlage hergestellten Stählen 13 und 25 auszukommen; bei hohen Beanspruchungen muß man die Wolframstähle 5 für Oel- und 6 für Lufthärtung verwenden. Für leichtschmelzende Legierungen kommt man mit dem Stahl 25 mit 2,5 % Cr und 0,2 % V für hohe Beanspruchungen und mit unlegierten Stählen für übliche Beanspruchungen aus. Die unlegierten Stähle werden im ungehärteten Zustand eingebaut. Tafel 7 erfaßt auch Stähle für Zylinder, Kolben, Düsen sowie für Kerne, Schieber und Verteilerstifte. Für letztgenannte Verwendungszwecke wird der Einheitlichkeit halber meist Wolframstahl gewählt.

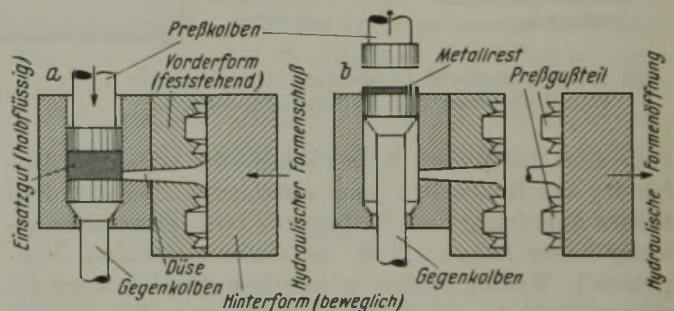
Die chemische Zusammensetzung für Pilgerdorne wurde aus Zahlentafel 2, da es sich um Sonderstähle handelt, absichtlich herausgenommen. Während die früheren Pilgerdornstähle auf Nickel-Molybdän-Wolfram- oder Nickel-Molybdän-Grundlage aufgebaut waren, werden heute für Abmessungen unter 130 mm Dmr. Stähle mit Chrom-, Nickel-, Molybdän- und Vanadinegehalten verwendet, während für die schwereren Abmessungen nur noch Chrom- oder Mangan-Silizium-Stähle in Gebrauch sind. Der hochwertige Pilgerdornstahl für Abmessungen unter 50 mm Dmr. enthält etwa 0,3 % C, 1,3 % Cr, 0,7 % Mo, 2,5 % Ni und



- 1 = Metallschmelze
- 2 = Düse
- 3 = Druckluftzuführung
- 4 = Gießform
- 5 = Eingußverteiler
- 6 = Gußstück.

Bild 16.

Schematische Darstellung des Spritzgusses mit Druckluft.



- a = Preßstellung:
Der Gegenkolben ist herabgedrückt und gibt die Düse frei, der Preßkolben preßt das Einsatzgut durch die Düse unter hohem Druck in die Form.
- b = Endstellung:
Der Metallrest wird vom Gegenkolben ausgeworfen, die Formhälften haben sich geöffnet, so daß das Preßgußteil entnommen werden kann.

Bild 17. Schematische Darstellung des Preßgusses.

0,5 % V. Die Anteile der Legierungselemente besonders an Nickel und Molybdän verringern sich mit wachsendem Durchmesser.

Bei Werkzeugen für die Ringfertigung werden für die Vorlochdorne und Vorlochmatrizen die Stähle 5 (4,5 % W) und 8 (2% W) verwendet. Der eigentliche Ringwalgvorgang, wie ihn die Bilder 18 und 19 zeigen, stellt an die Vor- und Fertigwalzköpfe hohe Anforderungen. Zumal bei der Anfertigung von Ringfedern zum Einbau im gewalzten Zustand ist durch die unbedingte Einhaltung des Profils eine hohe Warmverschleißhärte der Werkzeuge erforderlich. Die Chrom-Vanadin-Stähle 24 und 27 sowie der Chromstahl 22 haben gute Leistungen gezeigt. Es dürfte möglich sein, durch diese Stähle die früher verwendeten Wolframstähle abzulösen. Für die Bandagen eignen sich Mangan-Silizium-Stähle, ebenso für die Kalibrierwerkzeuge, Warmwalzringe werden üblicherweise aus vergütetem Guß hergestellt, jedoch haben sich auch für einige Sonderzwecke geschmiedete Chrom-Vanadin-Stähle (z. B. Stahl 25) gut bewährt.

Für Warmwalzen werden in den weitaus meisten Fällen gegossene Walzen verwendet. Jedoch kommen geschmiedete Stahlwalzen dann in Frage, wo hohe Drücke angewandt werden müssen und wo tief eingeschnittene Kaliber notwendig sind. Es ist für Warmwalzen, für die eine Zugfestigkeit von mehr als 90 kg/mm^2 erforderlich ist,

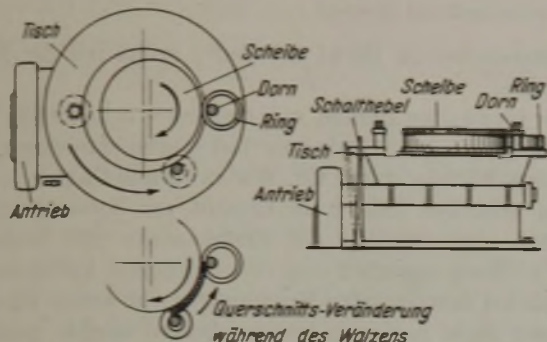


Bild 18. Schematische Darstellung einer Ringwalze.

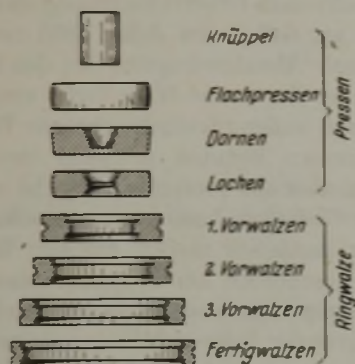


Bild 19.
Herstellung eines Profilringes.

ein Chrom-Vanadin-Stahl notwendig, während man bei Gebrauchsfestigkeiten unter 90 kg/mm^2 mit Mangan-Silizium-Stählen auskommt. Für kleinere Warmwalzen nimmt man den üblichen Kaltwalzenstahl⁸⁾ mit 0,85 % C und 1,8 % Cr, der je nach Durchmesser auf eine Zugfestigkeit von 100 bis 140 kg/mm^2 vergütet wird. Bei schweren Abmessungen liegen der Kohlenstoff- und Chromgehalt sowie die Zugfestigkeit tiefer⁹⁾.

Für Warmscherenmesser verwendet man bei Luftkühlung der Werkzeuge den Stahl 5 mit 4,5 % W. Bei wassergekühlten Messern hat sich der für Wasserkühlung besonders geeignete Stahl 7 mit 4 % W, auch Stahl 13 mit 0,6 % Mo und niedrigem Kohlenstoffgehalt bestens bewährt. Für Warmschnitte und Warmlochstempel werden bei üblicher Beanspruchung die Stähle 9 und 10 mit 2 % W sowie der Stahl 14 mit 2 % Cr und 0,25 % Mo angesetzt. Bei schwach bemessenen Werkzeugen, also hoher Beanspruchung, kommt auch der Stahl 11 mit 2 % W in Frage. Ähnlich aufgebaute Stähle werden zum Warmtiefziehen verwendet. Für Warmabgratwerkzeuge nimmt man die Mangan-Silizium- oder unlegierten Stähle 28, 30, 31 und 34. Die Stähle werden im vergüteten oder naturharten Zustand eingebaut. Die Zugfestigkeit im vergüteten Zustand richtet

sich nach der Größe und Form der Teile und liegt etwa bei 85 bis 140 kg/mm^2 . Bei sehr hohen Beanspruchungen erhalten die Schnittkanten der Warm- und Abgratschnitte eine Auflage aus hochverschleißfesten Hartschweißlegierungen. Für Warmmägen haben sich die Mangan-Silizium-Stähle 30 und 31 gut bewährt.

Von den früher verwandten Chrom-Molybdän-Stählen für Formen beim Schleuderguß von Eisen, Stahl und Nichteisenmetallen ist man heute auf den Chrom-Vanadin-Stahl 26 mit niedrigem Kohlenstoffgehalt gekommen, der sich für hohe Beanspruchungen bestens bewährt hat. Auch zum Schleudern von Nichteisenmetallplatten, aus denen später durch Zerspanung Drähte hergestellt werden, braucht man gegen dauernde Temperaturwechsel unempfindliche Stähle, da sich nur Platten mit tadelloser Oberfläche für die Weiterverarbeitung eignen. Für übliche Beanspruchungen kommt man mit Mangan-Silizium-Stählen aus. In dieses Gebiet fällt auch die neuzeitliche Herstellung von Rotorkörpern durch Ausgießen mit Leichtmetallegerungen. Bei der sich drehenden Form und dem Abschlußdeckel hat sich die Möglichkeit des Klebens des Werkstoffes besonders unangenehm bemerkbar gemacht. Die Verwendung von Nitrierstahl hat diesem Uebelstand abgeholfen, da die Nitrierschicht die das Kleben hervorrufenden Ursachen beseitigt.

Zusammenfassung.

Die Anforderungen an die Werkzeugstähle für Warmarbeit, die allgemein auf hohe Anlaßbeständigkeit, Warmfestigkeit und Warmverschleißhärte abzielen, sind durch die in den letzten Jahren eingetretene Entwicklung mit ihrer geänderten Aufgabenstellung erhöht oder verlagert worden. Als Beispiele für die geänderte Aufgabenstellung sind die Verarbeitung neuer Werkstoffe mit anders gearteten Eigenschaften, dadurch bedingt teilweise geänderte Arbeitsverfahren, Ausweitung der Erzeugung auf herstellungsmäßig ungünstige Abmessungen und verwickelte Formen, Erhöhung der Stückzahl in der Zeiteinheit, Erhöhung der spezifischen Drücke oder des Schlagarbeitsvermögens und Vergrößerung der Pressen, Hämmer und Maschinen zu nennen.

Die derzeit gebräuchlichen Warmarbeitsstähle sind in ihrer chemischen Zusammensetzung und Wärmebehandlung auf diese neuen Leistungsanforderungen und den Versorgungsstand mit Stahllegierungsmitteln abgestimmt. Die Eignung und Notwendigkeit der Verwendung von unlegierten, Mangan-Silizium-, Chrom-Vanadin-, Chrom-Nickel-Vanadin-, Chrom-Nickel-Molybdän-, Chrom-Molybdän-(Vanadin-), Chrom-Wolfram-(Vanadin-) und austenitischen Stählen bei Hammersätteln und -bahnen, Schlag- und Breitsäumen, Schmiedehammergesenken, Werkzeugen für Schmiedemaschinen, Werkzeugen zur Herstellung auf warmem Wege von Nieten, Bolzen, Schrauben, Ventilkegeln u. a., Werkzeugen für Loch- und Ziehpressen zur Herstellung von Hohlkörpern und Rohren, Werkzeugen für Metallstrangpressen, Metall- und Eisenrohrpressen, für Pressen zur Kabelummantelung, Formteilpreßgesenken zur Verarbeitung von Nichteisenmetallen und Stahl, Spritzguß- und Preßgußwerkzeugen, Pilgerdornen, Werkzeugen für die Ringfertigung, Warmwalzen, Warmscherenmesser, Warmschnitte, Warmlochstempel, Abgratschnitte und Warmmägen sowie bei Formen für Schleuderguß von Eisen, Stahl und Nichteisenmetallen werden besprochen.

⁸⁾ Scherer, R.: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1105/11 (Werkstoffaussch. 477). Hohage, R.: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1197/1204 (Werkstoffaussch. 482).

⁹⁾ Hohage, R., und R. Rollett: Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, hrsg. vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute. 2. Aufl. Düsseldorf 1937. Blatt P 61—7/8.

Zur Geschichte der doppelten Härtung.

Von Eduard Maurer in Freiberg (Sachsen).

Mitteilung aus dem Eisenhütten-Institut der Sächsischen Bergakademie Freiberg.

(Erstes Schrifttum über die doppelte Härtung. Versuche aus dem Jahre 1880 über den Einfluß der doppelten Härtung auf Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Schlagempfindlichkeit und Beschuß.)

Neuerdings erregt die immer noch ungeklärte Frage der Anlaßsprödigkeit¹⁾ wieder verstärkte wissenschaftliche Aufmerksamkeit, und dies wohl aus der Erwartung heraus, die durch das langsame Abkühlen nach dem Anlassen mehr oder minder stark auftretende Versprödung irgendwie noch anders zu beheben als durch einen besonderen Legierungszusatz oder aber durch das rasche Abkühlen selbst. Durch A. Ledebur²⁾ wurde das Vergütungsverfahren mit zweimaligem Ablöschen zuerst im deutschen Schrifttum durch zwei Berichte über französische Arbeiten, in welchem es als „doppelte Härtung“ bezeichnet wurde, bekannt. Aber erst die im zweiten Bericht behandelten beiden Arbeiten geben ein genaueres Bild über die praktischen Auswirkungen des genannten Wärmebehandlungsverfahrens.

Dem französischen Ursprung desselben wurde später von E. Ehrensberger³⁾ mit der Begründung widersprochen, daß das betreffende Verfahren in Frankreich seinem Werk ganz allgemein, ohne Beschränkung auf ein gewisses Anwendungsgebiet, am 22. April 1895 patentiert⁴⁾ worden sei, ohne daß von irgendeiner Seite Einspruch erhoben worden wäre. Da aber in Frankreich auch zu jener Zeit die Patenterteilung ohne jegliche Prüfung und Auslegung vor sich ging, so kann in der betreffenden französischen Patentschrift kein Beleg für die Äußerung von Ehrensberger gesehen werden. Das entsprechende deutsche Patent⁵⁾ vom März 1895, das auf den Namen von L. Grambow zur Anmeldung gelangte, könnte hingegen einen derartigen Beleg abgeben, solange nicht an Hand einer sonstigen früheren Veröffentlichung das Gegenteil gezeigt würde. Der Anspruch der deutschen Patentschrift, der sich bis auf einige Wortumstellungen, die durch die Uebertragung in die französische Sprache bedingt wurden, deckt, ist folgender:

„Verfahren zur Erhöhung der Zähigkeit von Gegenständen aus Stahl oder Stahlmischungen in ihrer ganzen Masse oder in Theilen derselben, dadurch gekennzeichnet, daß der Gegenstand zuerst hoch, d. h. bis zum Schwinden des kristallinen Gefüges erhitzt und dann durch Abschrecken gehärtet wird, wonach der Gegenstand bis auf einen Grad der Rothglut, der eine Härtung noch nicht zuläßt, nochmals erhitzt und hiernach wieder abgeschreckt wird.“

In der Patentbeschreibung selbst wird das Verfahren insbesondere für Panzerplatten behandelt. Aus ihr und aus dem Patentanspruch geht in Uebereinstimmung mit Ehrensberger hervor, daß es sich hier einwandfrei um das Verfahren der Doppelhärtung handelt. Auf die Ausführungen von Ehrensberger stieß ich erneut bei der Fertigstellung der Einleitung zu der mit O. H. Wilms und H. Kießler zusammen über die Anlaßsprödigkeit und Warmversprödung veröffentlichten Arbeit¹⁾. Einmal aus der geschichtlichen Bedeutung heraus, zum andern zur Klärung der Frage, ob die Richtigstellung von Ehrensberger gegenüber Ledebur als reinem

Berichterstatter zu Recht bestünde, wollte ich der Frage nachgehen.

Der im zweiten Bericht von Ledebur²⁾ behandelten Veröffentlichung von A. Godeaux³⁾ ist nun zu entnehmen, daß die Doppelhärtung durch Ch. Walrand und Cottin bereits in den achtziger Jahren in Creusot zur Anwendung gekommen wäre, worüber der Erstgenannte 1891 berichtet hätte⁷⁾. Nach manchen von verschiedenen Fachgenossen freundlichst unterstützten Bemühungen, für welche ich auch an dieser Stelle nochmals bestens danken möchte, gelangte ich in den Besitz eines Abdrucks dieser Veröffentlichung. Hierin führt Walrand in Uebereinstimmung mit dem bereits oben Gesagten an, daß er im Jahre 1880 zusammen mit Cottin, der damals Abnahmebeamter bei den Creusotschen Werken war, eines Tages eine Wagenfeder untersuchte, die ihnen durch ihren außerordentlich sehnigen Bruch auffiel. Durch Kalthämmern konnten sie wohl einen ähnlichen Bruch erreichen, aber alle sonstigen Versuche schlugen fehl, bis sie auf den Gedanken kamen, zu versuchen, „was der Werkzeughärter tagtäglich macht, der sein Werkzeug zunächst schroff abschreckt, um es darauf ‚blau anzulassen‘ und bei dieser Temperatur von neuem abzulöschen“. Dieses Verfahren wurde in der Folge dahin ausgestaltet, daß zuerst in Leitungswasser bei Gelbglut abgeschreckt wurde, worauf auf Dunkelrotglut erhitzt und nochmals in Wasser neu abgelöscht wurde.

Walrand und Cottin führten mit 200 mm langen Proben aus einer 35-mm-Vierkantstahlstange mit 0,45 % C eine Reihe von Versuchen durch, die zu folgenden Ergebnissen führten:

1. Vollkommene Umwandlung des Stahlkorns. Unbehandelt: schöner Bruch mit etwas sehnigem Korn, Aussehen sehr gleichmäßig; behandelt: Bruch grau bis schwarz, außerordentlich feines Korn, unterhalb des Kerbes lange, seidenartige Sehne.
2. Größere Härte und Elastizität.
3. Höhere Zugfestigkeit. Unbehandelt: 62 kg/mm², behandelt: 78 kg/mm².
4. Beträchtliche Bruchdehnung. Bei 50 mm Meßlänge, unbehandelt: 24 %, behandelt: 35 %; bei 100 mm Meßlänge, unbehandelt: 18 %, behandelt: 12 %. Durchmesser des Zerreißstabes: 16 mm.
5. Verringerte Schlagempfindlichkeit unter dem Artilleriefallhammer in nicht erwartetem Maße. Ungekerbt und unbehandelt: 11 Schläge; ungekerbt und behandelt: nicht zu brechen, nur durchgebogen und zurückfedernd.
6. Selbst mit Kerb merklich verminderte Schlagempfindlichkeit bei Prüfung mit dem Vorschlaghammer. Unbehandelt: 2 Schläge bis zum Bruch; behandelt: 28 Schläge.

Hieran anschließend wurden u. a. noch folgende Versuche durchgeführt:

1. Zwei 90-mm-Panzerplatten, von denen die eine nach dem neuen Verfahren behandelt worden war, wurden mit gleichfalls nach dem neuen Verfahren behandelten Geschossen aus Bessemerstahl von 8 cm Kaliber beschossen.

¹⁾ Rev. univ. Mines, 3. Sér., 36 (1896) S. 224/36.

²⁾ Walrand, Ch.: L'Ancre de Saint-Dizier, Journal de la Métallurgie 56 (1891) Nr. 2837, S. 3/4.

¹⁾ Siehe Maurer, E., O. H. Wilms und H. Kießler: Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 81/89 u. 115/21 (Werkstoffaussch. 573) und das dort angegebene Schrifttum.

²⁾ Stahl u. Eisen 16 (1896) S. 200/01; 17 (1897) S. 49/50.

³⁾ Stahl u. Eisen 42 (1922) S. 1279.

⁴⁾ Franz. Patent Nr. 247 511.

⁵⁾ DRP. Nr. 92 013 vom 26. März 1895.

Die übliche Platte hielt 2 Schuß bis zum Bruch aus. In der nach dem neuen Verfahren behandelten Platte zeigte sich erst beim 5. Schuß ein Anriß.

2. Behandelte 80-mm-Stahlgeschosse aus Bessemerstahl wurden auf Panzerturnplatten aus Hartguß verfeuert. Die üblichen Geschosse von Terre-Noire zerbarsten, die eigenen behandelten Geschosse „konnten zu mehreren aufeinanderfolgenden Schüssen verwandt werden, ohne eine andere Bearbeitung als den Ersatz des Führungsringes zu erhalten“.

3. Nach dem neuen Verfahren behandelte Lokomotivradreifen brachen nicht unter dem Fallhammer, sie platteten sich nur zusammen. Auch nach Einkerbungen in zwei senkrecht zueinander stehenden Durchmessern wurde ein Bruch nicht zustande gebracht. Die Versuche wurden mit demselben Ergebnis auf dem Werk St. Chamond und auf der Königshütte wiederholt.

4. Die gleichen Ergebnisse lieferten nach dem neuen Verfahren behandelte Achsen, insbesondere wurde es der Königshütte dadurch möglich, ihren eigenen Bessemerstahl zu verwenden.

Die Anwendung des neuen Verfahrens, das auch in Oel oder in mehr oder weniger heißem Wasser durchgeführt wurde, sah Walrand überall dort, wo dem Stahl, der nach der Doppelhärtung keine weitere Wärmebehandlung mehr erfährt, höhere statische Festigkeit und größeren Verschleißwiderstand gegeben und seine Sprödigkeit beseitigt werden soll.

Zusammenfassung.

Bei dem von Ch. Walrand mit dem Namen „doppelte Härtung“ beschriebenen Wärmebehandlungsverfahren, das in einem ersten Ablöschen bei Gelbglut in Wasser oder Oel und in einem zweiten Ablöschen nach einem Erhitzen auf Dunkelrotglut gleichfalls in Wasser oder Oel bestand, handelt es sich um dasselbe Wärmebehandlungsverfahren zweier späterer Patentschriften, so daß sich die Richtigstellung von E. Ehrensberger gegenüber A. Ledebur als zu Unrecht ergibt.

Die Veröffentlichung von Walrand enthält nichts über eine Zähigkeitsverminderung, falls die Abkühlung nach dem Anlassen auf Dunkelrotglut etwa langsam durchgeführt würde. Aber auch die beiden Patentschriften enthalten hierüber nichts, so daß sie als Beleg der erstmaligen bewußten Feststellung der Anlaßsprödigkeit nicht in Frage kommen.

Umschau.

Herstellung von Mischkoks aus Steinkohlen und Braunkohlenschwelkoks*.)

(Mitteilung aus dem Institut für Kohlechemie an der Bergakademie Clausthal.)

Durch die Heranziehung von Braunkohlenschwelkoks zur Erzeugung von Mischkoks läßt sich eine Einsparung der ohnehin knappen Fettkohlen erreichen und feinkörniger Schwelkoks in hochwertigen Stückkoks überführen. Auch bringt die Mitverwendung von Braunkohlenschwelkoks Frachtersparnisse für solche Kokereien und Gaswerke, die günstig zu Braunkohlenschwelereien gelegen sind. Das bisher nur sehr spärlich behandelte Gebiet¹⁾ wurde durch planmäßige Untersuchungen sowohl im Laboratoriumsmaßstab als auch in kleinen, den technischen Koksöfen nachgebildeten Horizontalkammern von etwa 100 kg Fassungsvermögen eingehender bearbeitet.

Zahlentafel 1. Kennzeichnung der Zuschlagstoffe.

Stoffart		Bezogen auf wasserfreien Koks			
		Rohkoks		Reinkoks	
		Asche %	Schwefel %	flüchtige Bestandteile %	flüchtige Bestandteile %
Braunkohlenschwelkoks	Geissenofenkoks Gölzau (Mitteldeutschland)	23,8	2,1	15,7	20,6
	Spülgaskoks Deutzen (Mitteldeutschland)	17,8	3,5	11,4	13,8
	Spülgaskoks Brüx (Sudetengau)	10,3	1,5	6,7	7,5
Steinkohlenskoks	Schwelkoks K, Krupp-Lurgi (Ruhrgebiet)	5,7	—	8,1	8,5
	Schwelkoks L (im Laboratorium aus Ruhrgasflammkohle)	5,9	—	6,2	6,6
	Garkoks (Ruhrgebiet)	7,0	—	—	—

Die wichtigsten Angaben über die verschiedenen bei Laboratoriumsverkokungen in einer Körnung von 100 % unter 0,5 mm und mit etwa 7 % Nässe verwendeten Zuschlagstoffe vermittelt Zahlentafel 1. Die Kennzahlen für die drei verschieden stark inkohlten Ruhrsteinkohlen (Körnung 100 % unter 5 mm, etwa 1,5 % Nässe) sind bei den drei Versuchsgruppen der Zahlentafel 2 aufgeführt. Die Steinkohlen sowie die mit Schwelkoksanteilen von zumeist zwischen 8 und 30 % hergestellten Mischungen wurden durchweg geschüttet in dem von A. Jenkner²⁾ und Mitarbeitern angegebenen Ofen von etwa 2 kg Fas-

*) Unter Mitverwendung der Dissertation von Hsing-Wu Cheng. Bergakademie Clausthal 1941. — S. a. Braunkohle 42 (1943) S. 97/103.

¹⁾ Thàu, A.: Glückauf 66 (1930) S. 957/65.

²⁾ Glückauf 70 (1934) S. 473/81; vgl. Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 1190.

Zahlentafel 2. Magerung von Steinkohlen mit Braunkohlenschwelkoks und Steinkohlenkoksarten.

Steinkohle	Bezogen auf wasserfreie Mischung				Koks-aus-beute %	Koksabriebfestigkeit		
	Zuschlag		Asche %	flüchtige Bestandteile %		über mm, %		unter mm, %
	%	Herkunft				45	35	
Magerung von Koks-kohle, Körnung 100 % 0 bis 5 mm								
100	0	—	7,1	19,8	76,7	75	86	7
92	8	Geissenofenkoks	8,4	19,5	77,8	65	84	8
84	16	Gölzau	9,8	19,1	78,6	86	92	8
78	22	Gölzau	10,7	18,9	79,5	58	75	23
92	8	Spülgaskoks Deutzen	7,9	19,1	77,6	74	87	8
84	16		8,9	18,4	78,8	55	86	7
78	22		9,4	17,9	79,4	52	73	18
Magerung älterer Gasflammkohle, Körnung 100 % 0 bis 5 mm, 74 % unter 3 mm								
100	0	—	5,6	23,2	74,8	57	81	9
84	16	Geissenofenkoks	8,5	22,0	76,9	52	89	8
78	22	Gölzau	9,5	21,6	77,5	60	83	9
70	30	Gölzau	11,0	20,9	78,0	67	79	15
84	16	Spülgaskoks Deutzen	7,6	21,3	76,6	46	82	8
78	22		8,3	20,6	77,8	63	80	10
70	30		9,2	19,6	78,4	70	77	16
84	16	Spülgaskoks Brüx	6,4	20,6	77,2	56	80	9
78	22		6,7	19,8	78,3	53	78	8
70	30		7,0	18,2	79,2	47	67	9
Magerung jüngerer Gasflammkohle, Körnung 100 % 0 bis 5 mm, 61 % unter 3 mm								
100	0	—	5,8	28,4	71,2	36	72	8
92	8	Geissenofenkoks	7,2	27,4	72,5	25	69	8
84	16	Gölzau	8,7	26,4	73,5	40	84	9
78	22	Gölzau	9,7	25,7	73,8	49	77	15
70	30		11,2	24,7	74,4	26	49	38
92	8	Spülgaskoks Deutzen	6,7	27,0	72,5	43	81	8
84	16		7,8	25,7	73,7	65	88	8
78	22		8,4	24,7	74,8	70	85	9
92	8	Steinkohlenschwelkoks, Krupp-Lurgi	5,8	26,8	72,7	34	83	7
84	16		5,8	25,2	74,0	42	83	7
78	22		5,8	24,0	75,5	32	62	7
92	8	Steinkohlenschwelkoks, Lurgi	5,8	26,6	72,7	34	83	7
84	16		5,8	24,8	74,0	45	78	7
78	22		5,8	23,6	75,9	45	76	7
92	8	Steinkohlengarkoks (Ruhr)	5,9	—	73,4	46	70	11
84	16		6,0	—	75,5	25	54	23
78	22		6,0	—	77,2	21	36	39

Zuschlagstoffe: Körnung 100 % 0 bis 0,5 mm.
 Verkokung: Einsatztemperatur 900°
 Garungsendtemperatur 900°
 Garungszeit etwa 3 h.

sungsvermögen verkocht bei jeweils gleichen Temperaturverhältnissen und einer Verkokungsgeschwindigkeit von etwa 20 mm/h. Für die Ermittlung der Trommelfestigkeit in einer Laborato-

riumstrommel³⁾ wurde zumeist die Gesamtmenge des angefallenen Koks verwendet.

Bei der Magerung der ziemlich gasarmen Kokskohle mit Schwelkoks aus dem Geissenofen wird bei einem Anteil von 16 % ein Bestwert der Trommelfestigkeit mit 92 % über 35 mm erreicht, gegenüber 86 % bei der für sich allein verkokten Kokskohle. Auch die, allerdings weniger eindeutige, Kennzahl „über 45 mm“ liegt höher, während die Feinabriebe unter 10 mm praktisch gleichbleiben. Weniger wirksam erweist sich in diesem

Zahlentafel 3. Zusatz von Braunkohle zu älterer Gasflammkohle.

Steinkohle	Bezogen auf wasserfreie Mischung				Koksabriebfestigkeit			
	Braunkohle		Verhältnis		Koks- aus- beute	über 45 mm	über 35 mm	unter 10 mm
	%	Herkunft	Stein- kohle	Schwelkoks (Braunkohle umgerechnet auf Schwelkoks)				
100	0	—	100	0	74,8	57	81	9
77 71	23 29	Braun- kohle Deutzen	85 80	15 20	69,9 68,7	56 47	75 60	18 34
81 74 65	19 26 35	Braun- kohle Brüx	84 78 70	16 22 30	72,6 73,0 70,3	58 54 36	86 80 60	10 16 35

Körnung: Steinkohle 100 % von 0 bis 5 mm, davon etwa 74 % unter 3 mm, Braunkohle 100 % von 0 bis 0,5 mm.
 Verkokung: Einsatztemperatur 900°
 Garungsendtemperatur 900°
 Garungszeit etwa 3 h.

16 %, vielleicht sogar bis 22 %, die Festigkeit nicht, was für den noch weiter abgeschwulsten Schwelkoks Brüx offenbar schon weniger zutrifft und bei noch höheren (30 %) Zusätzen auffällig wird. Der hierbei geringe Grusanfall unter 10 mm des „Mischkoks Brüx“ ist eine Folge des niedrigen Aschegehaltes der verkokten Mischung.

Bei der wenig inkohlten, jüngeren Gasflammkohle schließlich erweist sich der gasärmere Spülgaskoks Deutzen günstiger als Geissenofenkoks, der bei etwa 16 % Anteil einen Höchstwert der Verbesserung der Festigkeit ergibt, während Deutzen auch darüber hinaus noch verbessernd wirkt. Im übrigen treten erwartungsgemäß die Steigerungen gegenüber dem Steinkohlenskoks schlechthin besonders hervor. Auffallend ist noch, daß hier, ebenso wie im Falle der Kokskohle, 8 % Anteil Geissenofenkoks einen Rückgang der Trommelfestigkeit, besonders über 45 mm, bewirken, allerdings unter Wahrung eines geringen Feinabriebes unter 10 mm. Es scheint, daß hier die Koksstückigkeit durch übermäßige Rissebildung gelitten hat. Auch von anderen Inertstoffen mit verhältnismäßig hohen Gasgehalten ist bekannt, daß eine sich zunächst einstellende Koksplittigkeit erst bei höheren Zusätzen wieder verschwindet⁴⁾.

Die letzten Versuchsreihen der dritten Versuchsgruppe in Zahlentafel 2 zeigen schließlich vergleichsweise das Verhalten bekannter Magerungsmittel aus Steinkohlen. Offenbar ist bei Steinkohlengarkoks bei 8 % Anteil der Bestwert der Koksfestigkeit bereits überschritten. Demgegenüber erweist sich Steinkohlenschwelkoks als überlegen sowohl in der zulässigen Höhe seines Anteils in der Mischung als auch in der Steigerung

Zahlentafel 4. Kleintechnische Verkokungen. Magerung von Steinkohlen mit Braunkohlenschwelkoks.

Stoffart bzw. Mischung	Körnung der Stoffart bzw. Mischung		Wasser- gehalt	Bezogen auf wasser- freien Stoff		Koks- aus- beute	Asche im Koks	Trommelprobensiebung					
				Asche	flüchtige Bestandteile			über mm					unter mm, %
	%	%	100			80	60	40	20				
			mm	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
Kokskohle Minister Stein	0 bis 4	100	7,4	6,2	27,2	72,0	7,8	5,8	23,6	59,8	78,2	85,4	13,0
	0 bis 1	50											
Gasflammkohle Mathias Stinnes	0 bis 5	100	5,9	6,6	29,0	71,5	8,0	9,4	31,8	64,6	81,4	86,8	12,2
	0 bis 1	28											
Braunkohlenschwelkoks Geissen/Gölzau .	0 bis 1	100	4,4	21,0	22,3	—	—	—	—	—	—	—	—
	0 bis 0,5	95											
Braunkohlenschwelkoks Lurgi/Deutzen .	0 bis 2	100	8,0	17,0	21,2	—	—	—	—	—	—	—	—
	0 bis 0,5	67											
%													
85 Minister Stein	0 bis 4	100	4,2	9,2	26,0	73,2	11,1	0,0	13,2	40,8	79,2	87,2	12,0
15 Gölzau	0 bis 1	65											
85 Minister Stein	0 bis 4	100	7,3	8,2	26,8	72,5	10,5	3,0	14,6	43,0	77,6	88,4	10,6
15 Deutzen	0 bis 1	67											
80 Minister Stein	0 bis 4	100	3,9	10,0	26,1	73,7	12,8	1,8	10,4	38	76,0	84,6	12,5
20 Gölzau	0 bis 1	67											
70 Minister Stein	0 bis 4	100	6,9	11,0	25,1	75,5	13,7	0,0	6,6	21,5	50,0	62,2	33,8
30 Gölzau	0 bis 1	72											
85 Mathias Stinnes	0 bis 5	100	6,4	9,0	27,3	72,5	11,5	1,2	8,4	35,4	73,2	88,0	10,6
15 Gölzau	0 bis 1	56											
80 Mathias Stinnes	0 bis 5	100	5,6	9,3	28,9	73,5	12,0	3,4	18,6	48,0	77,1	84,1	15,0
20 Gölzau	0 bis 1	54											
70 Mathias Stinnes	0 bis 5	100	7,2	10,8	28,4	75,2	13,4	0,6	5,0	33,2	54,2	62,0	36,5
30 Gölzau	0 bis 1	65											

Einsatz: jeweils 100 kg (feucht).
 Verkokung: Kammerbreite 400 mm; Heizzüge 1220°; Kammerwand 930 bis 960°; Kammermitte 900°; Garungszeit 14 bis 17 h..

Falle der gasärmere Spülgaskoks Deutzen, insofern bei 8 % Anteil, und wohl auch darüber, die Güte des Steinkohlenskoks im wesentlichen beibehalten wird, so daß hierbei nur die Kokskohle gestreckt, nicht aber gleichzeitig auch die Koksgüte verbessert wird. Bei dieser ziemlich gasarmen Kokskohle ist demnach, für einen zweckmäßigen Gasgehalt der Mischung, ein höher flüchtiger Schwelkoks vorteilhafter. Sein allerdings recht hoher Aschegehalt macht sich erst bei 22 % Anteil vergleichsweise durch viel Feinabrieb geltend.

Für die Magerung der älteren Gasflammkohle wurde außerdem noch ein dritter, besonders gasarmer Braunkohlenschwelkoks (Spülgaskoks Brüx) herangezogen. Wegen der Eigenschaften der Steinkohle läßt sich hier, im allgemeinen gesehen, der Schwelkoksanteil steigern. Bei Geissenofenkoks ergeben 22 % Anteil eine höchste Festigkeit von 83 % über 35 mm, also etwas höher als beim Koks aus 100 % Steinkohle. Der Spülgaskoks Deutzen vermindert bei Anteilen bis etwa

der Koksfestigkeit. Am günstigsten innerhalb dieser dritten Versuchsgruppe verhält sich jedoch der Braunkohlenspülgaskoks Deutzen, bei einem günstigsten Anteil von etwa 20 %. Diese Ueberlegenheit des Braunkohlenschwelkoks, so möchte man annehmen, erklärt sich wohl an erster Stelle aus den bekannten Gefügeverhältnissen, wonach der Braunkohlenskoks ein außerordentlich feinporiges, an Aktivkohle erinnerndes Gefüge aufweist, verbunden mit einer rauen Kornoberfläche. Daher wäre es durchaus möglich, den günstigen Einfluß der Feinporigkeit in diesem Falle so zu deuten, daß, besonders bei jüngeren Steinkohlen, die im Verlaufe der Verkokung vorzeitig abgespaltenen bituminösen Stoffe infolge Kapillarwirkung zurückgehalten und anschließend erst bei höheren Temperaturen unter Zersetzung ausgetrieben werden, was ihre Beteiligung an der eigentlichen Koksbildung zur Folge hat. Ob und inwieweit einem solchen Aufangevorgang allerdings die Gasabgabe des Magerungsmittels entgegensteht, läßt sich nicht beurteilen. Eine auf diese Weise bewirkte Dampfdruckerniedrigung würde sich also ähnlich auswirken wie die Verkokung von nicht oder schlecht backenden

³⁾ Hock, H., O. Schrader und C. Mühlhausen: Braunkohle 35 (1936) S. 449/51; Hock, H., und O. Schrader: ebenda S. 645/50.

⁴⁾ Siehe Hoffmann, H.: Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 848.

Kohlen unter Druck, wobei selbst Braunkohlen, besonders in briktierter Form, stückfeste Kokszerzeugnisse ergeben⁵⁾. Bei diesen Vorstellungen mag aber eine gelegentliche, hierzu im Widerspruch stehende Beobachtung nicht unerwähnt bleiben, wo eine Magerung mit aktiver Kohle das Backvermögen einer jüngeren Steinkohle praktisch völlig beseitigt hatte. Vielleicht spielen aber in diesem Falle noch andere Umstände eine Rolle.

Wird Steinkohle anstatt mit Schwelkoks mit diesem gleichwertigen und daher entsprechend größeren Anteilen mitteldeutscher getrockneter Braunkohle gemagert, so sind die Koksfestigkeiten vergleichsweise wesentlich geringer bei viel Gut unter 10 mm, und auch die Werte von Steinkohlenskoks als solchem werden nicht erreicht. Hingegen verhält sich die stark inkohlte Brüxer Braunkohle bei Anteilen bis etwa 20 % wesentlich günstiger, was immerhin beachtlich ist.

Da die bisher gewählten Bedingungen nur einen rd. 20prozentigen Schwelkoksanteil zulassen, wurde versucht, dessen Oberfläche durch größere Körnung klein zu halten, dagegen die Steinkohle feiner auszumahlen. Bei Wahrung guter Koksfestigkeiten (Zahlentafel 3) ließ sich so der Schwelkoksanteil auf 40 % erhöhen, wobei die Bestandteile zweckmäßig auf gleiche Körnung, d. h. 0 bis 1 bzw. 0 bis 2 mm, gebracht werden.

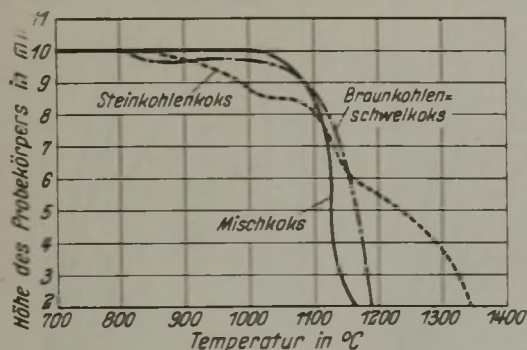


Bild 1. Schmelzkurven der Aschen von Koks aus jüngerer Gasflammkohle, Geissenofenkoks sowie Mischkoks 84 : 16.

Kleintechnische Verkokungsversuche⁶⁾ (Zahlentafel 4) sind zwar mit anderen Ruhrkohlen durchgeführt worden, was aber grundsätzlich nichts ändert. Der wesentliche Unterschied gegenüber den Verkokungen im Laboratorium liegt vor allem in der geringeren Verkokungsgeschwindigkeit von etwa 13 mm/h gegenüber 20 mm/h. Außerdem sind, im Hinblick auf die flüchtigen Stoffe der Steinkohle, die Gasgehalte der magernden Zusätze wohl etwas zu hoch und daher wenig günstig. Wenn auch unter den herrschenden Bedingungen bei den Mischungen mit 15 und 20 % Braunkohlenskoksanteil keine Steigerung der Trommelfestigkeiten mehr erzielt werden konnte, so ergibt sich doch, daß Zusätze in dieser Höhe — und dies gilt besonders bei der Kokskohle Minister Stein — zulässig sind, ohne die Festigkeit des Kokes aus Steinkohle allein zu beeinträchtigen. Allgemein zeigen noch die Siebergebnisse der getrommelten Proben, daß bei der Magerung die mittleren Körnungen stärker vertreten sind. Dies dürfte auch für die ursprünglichen Koksstückigkeiten zutreffen, so daß die gemagerte Besatzkohle vor allem die für den Hausbrand erwünschten Kornklassen liefert, während im ungemagerten Zustande die großstückigen Anteile überwiegen.

Versuche, auch die vorhin erwähnten Laboratoriumsergebnisse mit hohen Schwelkoksübersätzen kleintechnisch zu bestätigen, hatten vorläufig keinen Erfolg. Wahrscheinlich hätten gestampfte Mischungen sich wesentlich besser verhalten.

Für die im Laboratorium hergestellten Mischkoks liegen die durch die Natur des Braunkohlenschwelkokes bedingten Erhöhungen der Asche- und Schwefelgehalte bei den in Frage kommenden Mischungsverhältnissen in erträglichen Grenzen, worüber Zahlentafel 5 beispielsweise Angaben enthält. Nur mit einem sehr aschereichen Schwelkoks werden Aschegehalte von etwa 11 % erreicht, bei gleichzeitiger Er-

Zahlentafel 5. Asche- und Schwefelgehalte der Ausgangsstoffe sowie der Mischkoks.

Brennstoff (wasserfrei)	Aschegehalt		Schwefelgehalt			
	%	Zunahme %	gesamt %	Zunahme %	verbrennlich %	Abnahme %
Geissenofenkoks	23,8	—	2,14	—	0,29	—
desgleichen, nachverkocht bis etwa 900°	25,7	—	2,28	—	0,31	—
Jüngere Gasflammkohle	5,8	—	1,20	—	—	—
desgleichen, Koks hieraus	6,5	—	1,00	—	0,93	—
Mischkoks aus:						
84 % Steinkohle						
16 % Geissenofenkoks	10,5	4,0	1,51	0,51	0,76	0,17
desgleichen aus:						
78 % Steinkohle						
22 % Geissenofenkoks	11,7	5,2	1,65	0,65	0,66	0,27

höhung des Schwefels um etwa 0,6 %, wobei aber der Mischkoks weniger verbrennlichen Schwefel führt als der Steinkohlenskoks, und zwar als Folge der basischen Asche des Schwelkokes, deren schwefelbindende Wirkung zudem einen höheren Gehalt des Mischkokes an Gesamtschwefel bewirkt als additiv errechnet. Das in Bild 1 vergleichsweise dargestellte Ascheverhalten läßt erkennen, daß der Erweichungsbeginn der Asche des Mischkokes wesentlich höher liegt und das gesamte Erweichungsgebiet wesentlich kleiner ist.

Die Schwelkoks magerung bedingt vergleichsweise im allgemeinen abnehmende Koksporigkeiten (Bild 2), wobei die Werte geringster Porigkeit jeweils ungefähr im Mischungsbereich einer besten Koksfestigkeit liegen. Schließlich zeigt Bild 3 die durch die Magerung bewirkte Senkung der Zündpunkte, die bei den in Frage kommenden Zusätzen etwa 60° beträgt.

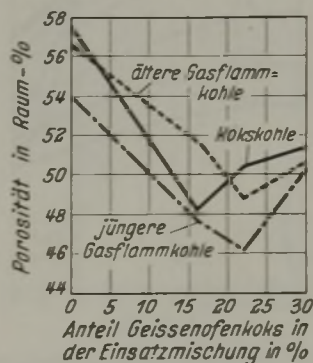


Bild 2. Einfluß wechselnder Zusätze von Braunkohlenschwelkoks auf die Porosität des Mischkokes.

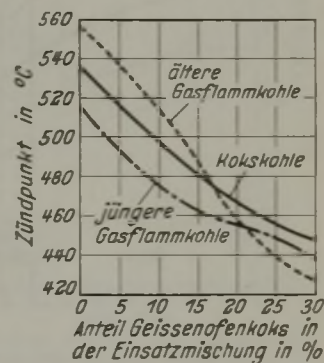


Bild 3. Einfluß wechselnder Zusätze von Braunkohlenschwelkoks auf die Entzündungstemperatur des Mischkokes (im Sauerstoff).

Zusammenfassend lassen die Laboratoriumsversuche über die Magerung von kokbaren Steinkohlen mit verschiedenen Schwelkoksarten aus Braunkohlen in geeignetem Mischungsverhältnis und sehr feiner Körnung eine mehr oder weniger starke Verbesserung der Koksabriebfestigkeit erkennen. In Abhängigkeit vom Inkohlungsgrad der Steinkohle und von den flüchtigen Bestandteilen des Schwelkokes werden bei Anteilen an diesem von 15 bis 20 % in der Besatzmischung die besten Festigkeitswerte erzielt. Demgegenüber liegen die zulässigen Zusatzmengen bei der Magerung mit Steinkohlenschwelkoks oder -garkoks niedriger, und ebenso sind die Koksverbesserungen geringer.

Auch die kleintechnischen Versuche haben, im ganzen gesehen, die genannten Ergebnisse bestätigt, wenn man die vergleichsweise sehr unterschiedlichen Verkokungsgeschwindigkeiten in Rechnung stellt und außerdem berücksichtigt, daß die Gasgehalte des Magerungsmittels im Hinblick auf den Gasgehalt der Steinkohlen verhältnismäßig hoch gewesen sind.

Die aus der Natur des Braunkohlenschwelkokes sich ergebenden Steigerungen des Asche- und Schwefelgehaltes sind erträglich, zumal da derartige Mischkoks weniger verbrennlichen Schwefel führen als der entsprechende Steinkohlenskoks. Die Asche selbst zeigt ein günstigeres Schmelzverhalten. Schließlich sind die Mischkokszerzeugnisse weniger porig und leichter entzündlich.

⁵⁾ Fischer, F., Th. Bahr und H. Sustmann: Brennst.-Chemie 11 (1930) S. 1/9. Gesammelte Abhandlungen zur Kenntnis der Kohle, hrsg. von F. Fischer, Bd. 12. Berlin 1937. S. 117 ff.

⁶⁾ Diese wurden in der Versuchsanstalt Dahlhausen der Firma Dr. C. Otto & Co., Bochum, durchgeführt, wobei Herrn Dr. Oppelt für die Ueberwachung besonderer Dank gebührt.

Die fallweise Heranziehung von Braunkohlenschwelmkoks für die Kokskohlenmagerung bringt eine Reihe von Vorteilen, vor allem sparsamere Bewirtschaftung der Fettkohlen, nicht unerhebliche Einsparungen beim Aufwand für Rohstoffe und Frachten und schließlich Verbesserungen wesentlicher Güteigenschaften des Koks.

Heinrich Hock, Clausthal.

Wärmeaustausch zwischen Block und Gießform.

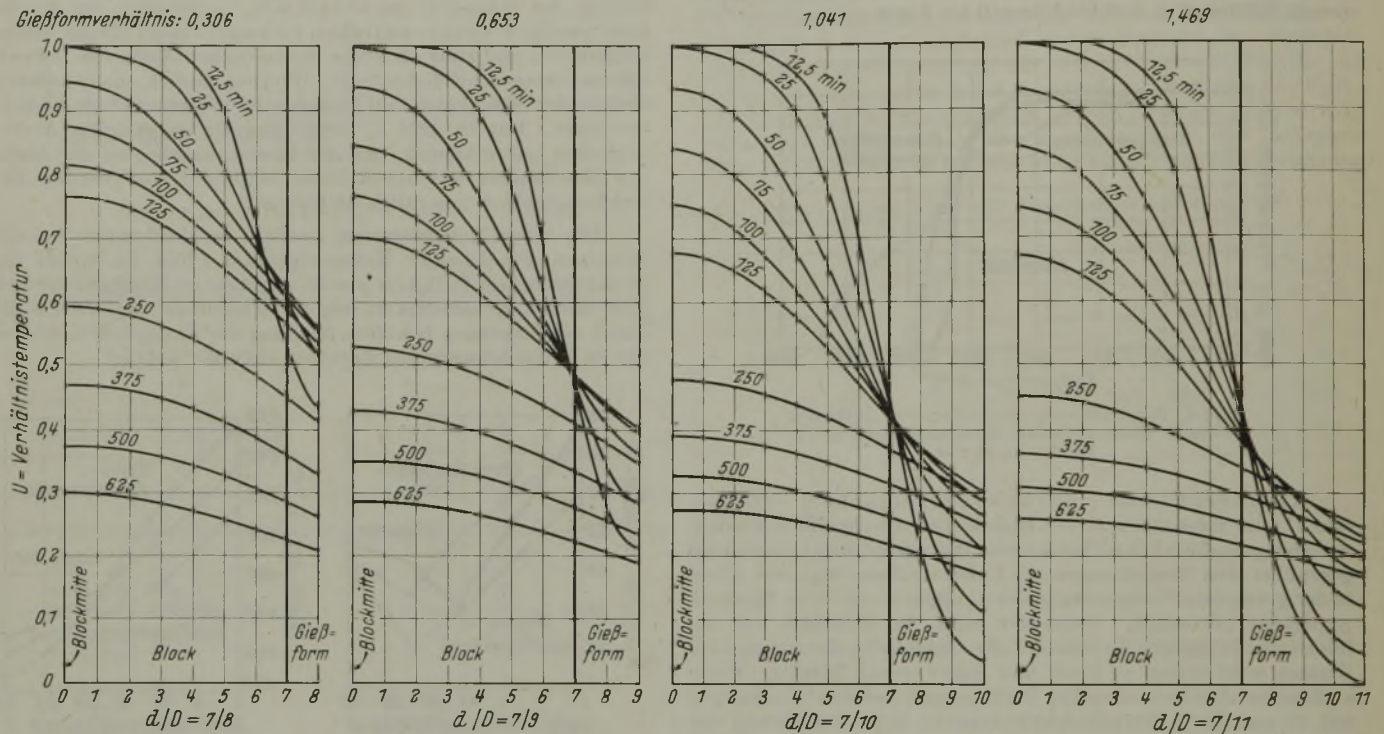
Die mathematische Behandlung der Abkühlungsverhältnisse von gegossenen Stahlblöcken in der Gießform stößt auf sehr große Schwierigkeiten. Sie bietet aber die einzige Möglichkeit, Klarheit über die Vorgänge innerhalb des erstarrenden Blockes zu schaffen, da einwandfreie Messungen nur sehr schwer durchzuführen sind.

Die grundlegenden Arbeiten von S. Saito¹⁾, A. L. Feild²⁾, N. M. H. Lightfoot³⁾, C. Schwarz⁴⁾ und W. Heiligenstädt⁵⁾ haben die rechnerische Seite der Aufgabe so weit gefördert, daß es heute, wenn auch mit erheblichem Aufwand an Rechenarbeit, möglich ist, unter Berücksichtigung sowohl der Erstarrungswärme als auch des Wärmestaus durch die nach etwa zwei Minuten erfolgende Ablösung des gegossenen

Metalls dividiert. Hierbei setzt Russell diesen Betrag mit $356^\circ = \frac{65 \text{ kcal kg}^{-1}}{0,182 \text{ kcal kg}^{-1} \text{ Grad}^{-1}}$. Ausgehend von dieser theoretischen Anfangstemperatur, die sich bei einer Gießtemperatur von 1650° zu $1650 + 365 = 2015^\circ$ ergibt, wird die Rechnung ohne Berücksichtigung irgendwelcher latenter Wärme durchgeführt. Dadurch ist es unmöglich, daß die rechnerischen Temperaturen oberhalb der Erstarrungstemperatur mit der Wirklichkeit übereinstimmen. Unterhalb der Erstarrungstemperatur sind die rechnerischen Werte vielleicht als grobe Annäherung anzusehen.

2. Block und Gießform sind während des ganzen Abkühlungsvorganges in inniger Berührung miteinander. Da dies jedoch nur in den ersten Minuten nach dem Guß zutrifft, werden die errechneten Gießformtemperaturen zu hoch, da später der Spalt zwischen Block und Gießform einen Temperatursprung hervorruft. Außerdem verlangsamt sich infolge des Wärmestaus die Abkühlung gegenüber der Rechnung.

3. Der flüssige Stahl ist ruhig, so daß eine Wärmeübertragung durch Bewegung der Flüssigkeit (Konvektion) nicht stattfindet.



Bilder 1 bis 4. Rechnerische Temperaturverteilung Block und Gießform für ein Gießformverhältnis von 0,306, 0,653, 1,041 und 1,469.

Blockes von der Gießformwand theoretisch die Abkühlung zu verfolgen. Neuerdings hat T. F. Russell⁶⁾ versucht, die Frage des Einflusses der Gießformwandstärke auf die Temperaturverteilung in Block und Gießform auf rechnerischem Wege zu klären. Leider hat Russell darauf verzichtet, die durch die deutschen Arbeiten gegebenen Möglichkeiten zur genauen Berechnung unter Berücksichtigung der Erstarrungswärme und des Spaltes zwischen Block und Gießform auszunutzen, so daß aus den nach seiner Rechnung gewonnenen Ergebnissen für die besonders wichtigen Vorgänge an der inneren Wand der Gießform keine Schlüsse gezogen werden können.

Die seinen Berechnungen zugrunde gelegten vereinfachenden Annahmen sind folgende:

1. Zur Berücksichtigung der Erstarrungswärme wird die Anfangstemperatur (Gießtemperatur) des Blockes um den Betrag überhöht, der sich ergibt, wenn man die Schmelzwärme des Eisens durch die spezifische Wärme des flüssigen

4. Die Berechnung wird nur zweidimensional durchgeführt, eine Annahme, die den Einfluß der Abkühlung von Blockkopf und -fuß ausschließt. Dies ist jedoch bei den üblichen Blockformaten ohne wesentliche Bedeutung.

5. Bei Beginn des Abkühlungsvorganges stehen sich eine einheitliche Blocktemperatur und eine einheitliche Gießformtemperatur gegenüber.

6. Die Unterschiede der spezifischen Wärme und der Wärmeleitfähigkeit für flüssigen und festen Stahl sowie für die Gießform und die Temperaturabhängigkeit dieser Größen bleiben unberücksichtigt. Es wurde mit konstanten Mittelwerten gerechnet.

7. An der Außenwand der Gießform wird mit einer konstanten Wärmeübergangszahl gerechnet, eine Annahme, die bei richtiger Wahl des Mittelwertes für die Wärmeübergangszahl zulässig ist.

Eine Wiedergabe der Berechnungsformeln würde hier zu weit führen, zumal da sie an anderer Stelle⁷⁾ ausführlich zu finden ist. Es wurden folgende Verhältnisse durchgerechnet.

1. Rundblöcke:

Blockdurchmesser . . . d cm:	93,33	93,33	93,33	93,33
Außendurchmesser der Gießform D cm:	106,66	120,00	133,33	146,66

⁷⁾ Schwarz, C: Z. angew. Math. Mech. 13 (1933) S. 202/23. Gröber, H.: Die Grundgesetze der Wärmeleitung und des Wärmeüberganges. Berlin 1921.

¹⁾ Sci. Rep. Tôhoku Univ. 10 (1921) S. 305/30; vgl. Stahl u. Eisen 42 (1922) S. 1249/51.

²⁾ Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 11 (1927) S. 264/76.

³⁾ J. Iron Steel Inst. 119 (1929) S. 364/76; vgl. Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 1276/77.

⁴⁾ Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 139/48 u. 177/91 (Stahlw.-Aussch. 216 u. 217). Z. angew. Math. Mech. 13 (1933) S. 202/23.

⁵⁾ Erörterungsbeitrag zu C. Schwarz: Arch. Eisenhüttenw. 5 (1931/32) S. 189; 3 (1929/30) S. 709/16 (Wärmestelle 138).

⁶⁾ Iron Coal Tr. Rev. 142 (1941) S. 509/13 u. 516.

Durchmesserverhältnis	$\frac{7}{8}$	$\frac{7}{9}$	$\frac{7}{10}$	$\frac{7}{11}$
Querschnittsverhältnis $\frac{D^2 - d^2}{d^2}$	0,306	0,653	1,041	1,469
2. Quadratblöcke:				
Blockdicke d cm:	81,16	81,16	81,16	81,16
Dicke der Gießform außen D cm:	93,33	107,33	120	133,33
Dickenverhältnis $\frac{d}{D}$	$\frac{7}{8}$	$\frac{7}{9}$	$\frac{7}{10}$	$\frac{7}{11}$
Querschnittsverhältnis $\frac{F-f}{f}$	0,323	0,727	1,186	1,699

F = Querschnitt von Block + Gießform,
f = Querschnitt des Blockes.

Die Ergebnisse der Berechnungen sind in den Bildern 1 bis 4 dargestellt. In diesen Bildern ist in der Y-Richtung die relative Temperatur aufgetragen. Hierbei gilt für die Anfangstemperatur t_a des Blockes:

$$t_a = \text{Gießtemperatur} + 365^\circ.$$

Mit t_k = Gießformtemperatur und t = Augenblickstemperatur an einer beliebigen Stelle ist dann die relative Temperatur U

$$U = \frac{t - t_k}{t_a - t_k}$$

Auf der X-Achse ist ein Relativmaßstab für den Block- und Gießformradius angegeben, der den Blockradius in sieben Teile teilt, so daß ein Teil = $\frac{46,66}{7} = 6,67$ cm ist; die Gießformwandstärke ist im gleichen Maßstab gemessen. Diese Darstellungsweise erweckt den Anschein, als ob die berechneten Relativtemperaturen auf Blöcke mit anderen Abmessungen übertragen werden könnten. Dies wäre jedoch, wie Russell selbst schreibt, nur dann der Fall, wenn sich mit dem Außendurchmesser der Gießform auch die Abstrahlungsverhältnisse der Außenwand ändern würden. Da dies nicht der Fall ist, können die Bilder nur als Anschauungsbeispiel gewertet werden.

Die Kurven für das Temperaturfeld sind im Original durch einen auf das Produkt Temperaturleitfähigkeit mal Zeit aufgebauten, wenig übersichtlichen Maßstab gekennzeichnet. In der Wiedergabe sind daher statt dessen die Zeiten in Minuten eingeschrieben, zumal da der Mittelwert der Temperaturleitfähigkeit für die vorgenommene Vereinheitlichung für flüssigen Zustand, festen Zustand oberhalb des A_3 -Punktes und den unterhalb desselben nicht sehr großen Schwankungen unterworfen sein dürfte.

Aus diesen Darstellungen für die Abkühlungszeiten für einen Block von 0,93 m Dmr. ist folgendes abzulesen:

1. Wenn die Gießtemperatur 1600° und der Schmelzpunkt des Stahles 1450° sowie die Anfangsgießformtemperatur 50° ist, so ist die relative Temperatur für den Erstarrungspunkt nach Russell

$$U = \frac{1450 - 50}{1965 - 50} = 0,73.$$

Das würde bedeuten, daß die Erstarrungszeiten nach den Kurven Russells für die verschiedenen Durchmesserhältnisse von

- $\frac{d}{D} = \frac{7}{8}$ Erstarrungszeit = 146 min
- $\frac{7}{9}$ Erstarrungszeit = 117 min
- $\frac{7}{10}$ Erstarrungszeit = 108 min
- $\frac{7}{11}$ Erstarrungszeit = 104 min

wären.

Diese Zeiten sind zu kurz, weil die isolierende Wirkung des Spaltes nicht berücksichtigt wurde. Faßt man auch diese Zahlen relativ auf, so könnte man daraus schließen, daß eine Vergrößerung des Durchmesserhältnisses $\frac{d}{D}$ über $\frac{7}{10}$ hinaus nur noch eine praktisch unwesentliche Verkürzung der Erstarrungszeit mit sich bringt. Für Blöcke anderer Form kann nur geschlossen werden, daß von einem bestimmten Wert der Wanddicke ab ihre Vergrößerung keinen Vorteil mehr für die Verkürzung der Erstarrungszeit bringt. Die zahlenmäßige Größe dieses Wertes muß für jede Blockform erneut festgestellt werden.

2. Aus dem Vergleich der Abkühlungskurven für die verschiedenen Zeiten kann abgeleitet werden, daß es eine Gieß-

formwanddicke gibt, bei der die Temperatur der dem Block zugekehrten Oberfläche lange Zeit gleichbleibt (Schnittpunkt der Kurven in den Bildern 2, 3 und 4). Bei geringerer Wanddicke müßte die Temperatur der Gießformwand nach dem Guß zunächst erheblich steigen, um dann wieder abzufallen (Bild 1), während bei größerer Wanddicke sofort nach dem Guß ein stetiger Abfall dieser Temperatur stattfindet. Diese Schlüsse müßten aber bei Berücksichtigung des Spaltes erheblich anders ausfallen. In diesem Fall würde sich zeigen, daß die Temperatur der dem Block zugekehrten Gießformwand nach Ablösung des Blockes zunächst sinkt. Wie weit sie dann wieder steigt, kann nur die Messung oder die Durchrechnung unter Berücksichtigung des Spaltes ergeben. Für Quadratblöcke führt die Berechnung zu ähnlichen Ergebnissen.

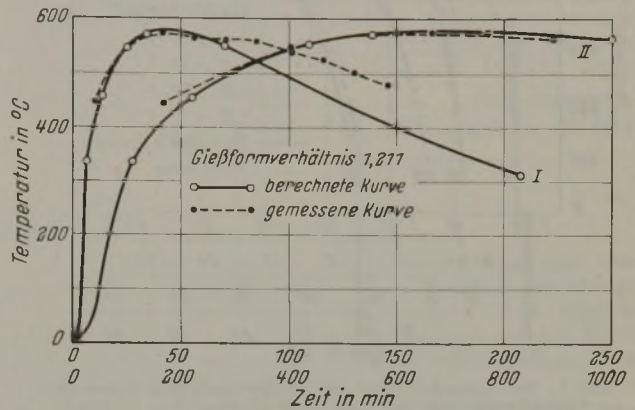


Bild 5. Zeit-Temperatur-Kurven in der Gießformwand für einen Achtkantblock von 914 mm Dmr. des eingeschriebenen Kreises.

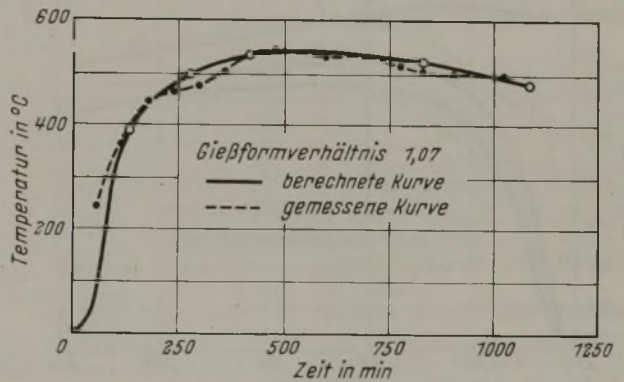


Bild 6. Zeit-Temperatur-Kurve für einen Achtkantblock von 992 mm Dmr. im Mittel des eingeschriebenen Kreises.

Im weiteren Verlauf der Arbeit wurden die Rechnungsergebnisse mit Messungen in der Gießformwand verglichen.

Bild 5 zeigt die gemessenen Temperaturen (gestrichelte Kurven) gegenüber den berechneten (ausgezogene Kurven) für einen Achtkantblock mit einem Durchmesser des eingeschriebenen Kreises von 36'' (914,38 mm) in Abhängigkeit von der Zeit in Minuten. Der Versuch wurde in den Vickers-Werken der englischen Steel Corporation Ltd. durchgeführt. Die Messung der Wandtemperatur wurde in der Mitte der Gießformwand vorgenommen. Das Gießformverhältnis wurde zu $\frac{D^2 - d^2}{d^2} = 1,211$

durch Ausplanimetrieren der Querschnittsflächen ermittelt. Dementsprechend wurden die Durchmesser für einen äquivalenten Rundblock $d = 940$ mm und die zugehörige Gießform zu $D = 1400$ mm ermittelt und die Berechnung für diesen durchgeführt. Die berechnete Kurve konnte dadurch zu einer annähernden Übereinstimmung mit der gemessenen für eine bestimmte Zeit gebracht werden, daß die Gießtemperatur zu 1650° , die mittlere Wärmeleitfähigkeit zu $21,6 \text{ kcal m}^{-1} \text{ h}^{-1}$ und die Wärmeübergangszahl an der Gießformaußenwand zu $32,4 \text{ kcal m}^{-2} \text{ h}^{-1}$ gewählt wurde. Der niedrige Wert der Wärmeleitfähigkeit dürfte durch die isolierende Wirkung des Spaltes bedingt sein.

In der Darstellung sind zwei Kurvenzüge I und II gezeichnet, deren erster zu dem unteren Zeitmaßstab gehört. Der erste Teil dieser Kurve wurde in dem größeren, oberen Zeitmaßstab nochmals als Kurve II eingetragen. Die recht erhebliche Abweichung nach etwa 200 min ist fraglos auf die Nichtberücksichtigung des Spaltes zurückzuführen.

Bild 6 zeigt die Ergebnisse der Messung und Rechnung an einem noch größeren Achtkantblock mit einem Durchmesser

von 2032/1956 mm bei einem Gießformverhältnis

$$\frac{F - f}{f} = \frac{D^2 - d^2}{d^2} = 1,07.$$

Bis zu einer Abkühlungszeit von 1000 min wurde unter Annahme der gleichen physikalischen Werte eine gute Übereinstimmung zwischen Messung und Rechnung erzielt. Mit Rücksicht auf den

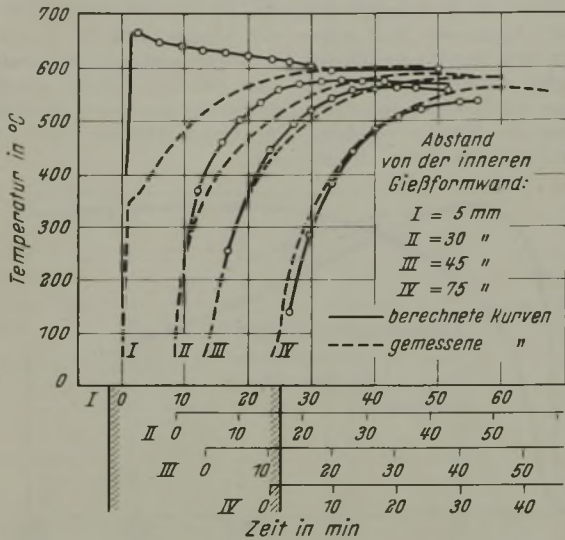


Bild 7. Zeit-Temperatur-Kurven für Messungen nach Matuschka. (Blockdurchmesser 250 mm, Gießformwanddicke 80 mm.)

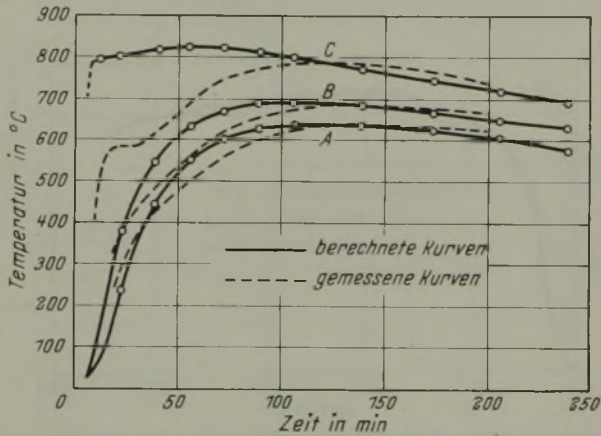


Bild 8. Brammengußform. Zeit-Temperatur-Kurven für die Schmalseite der Gießform. (Meßpunkte A, B, C.)

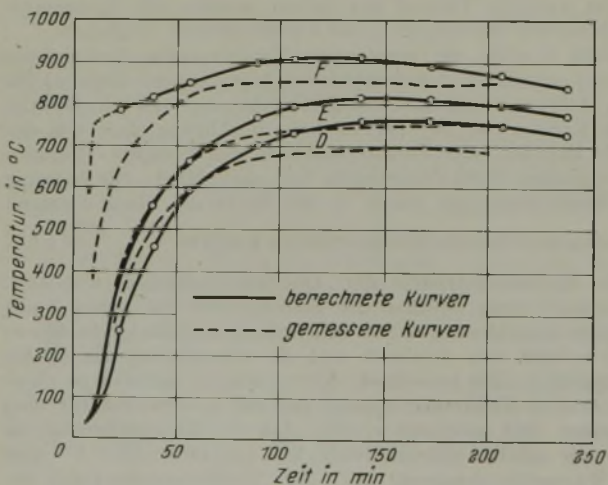


Bild 9. Brammengußform. Zeit-Temperatur-Kurven für die Breitseite der Gießform. (Meßpunkte D, E, F.)

doppelten Durchmesser dürfte die gemessene Kurve etwa dem in Bild 5 vergrößert dargestellten Kurvenverlauf II entsprechen, so daß die zu erwartende Abweichung für den späteren Verlauf nicht mehr in Erscheinung tritt.

In Bild 7 vergleicht Russell seine Berechnungen mit den Messungen von B. Matuschka⁸⁾. Auch hier zeigt sich, daß für

⁸⁾ Arch. Eisenhüttenw. 2 (1928/29) S. 405/13 (Stahlw.-Aussch. 158).

die mehr in der Mitte der Gießformwand liegenden Meßpunkte bis zur Erreichung des Temperaturmaximums ganz gute Übereinstimmung erzielt werden konnte. Für den späteren Verlauf zeigt sich jedoch durch die Richtung des letzten Teiles der Kurven die Neigung zu einer ähnlichen Abweichung wie in Bild 5. Die Kurve für den Meßpunkt unmittelbar an der Berührungsfläche zeigt die mit Rücksicht auf den Spalt zu erwartenden Unstimmigkeiten.

Bilder 8 und 9 zeigen die berechneten und gemessenen Abkühlungskurven an einer Brammenkokille, die in Bild 10 dargestellt ist. Die mit abgerundeten Ecken wie üblich ausgeführte Gießform wurde für die Rechnung durch äquivalente Abmessungen einer vollkommen rechteckigen Form ersetzt. Die Meßpunkte an der wirklichen Gießform sind mit 1 M auf der Breitseite und mit 3 M auf der Schmalseite bezeichnet. Bei der für die Rechnung angenommenen Ersatzform sind die entsprechenden Punkte auf der Breitseite D, E, F und auf der Schmalseite A, B, C. Wie zu erwarten, ist die Übereinstimmung zwischen Messung und Rechnung für die der Berührungsebene zwischen Block und Gießform zunächst gelegenen Meßpunkte C und F in den Bildern 8 und 9 schlecht. Doch scheint sich die Breitseite langsamer abgehoben zu haben als die Schmalseite. Für die Punkte A und B wurde wieder bis zur Erreichung des Maximums der Kurven ganz gute Übereinstimmung erreicht. Wie allerdings die Kurven in der späteren Zeit verlaufen, ist nicht dargestellt. Es ist jedoch zu erwarten, daß dann die gleichen Abweichungen auftreten wie in Bild 5.

Zusammenfassend kann gesagt werden, daß die Berechnungen Russells für weiter von der Berührungsebene abliegende Punkte in der Gießformwand unter der Annahme einer mittleren Wärmeleitfähigkeit für Block und Gießform von $21,6 \text{ kcal m}^{-1} \text{ h}^{-1}$ und einer mittleren Wärmeübergangszahl von $32,4 \text{ kcal m}^{-2} \text{ g}^{-1}$ für die Zeit bis kurz nach Erreichung der Höchsttemperatur Zeit-Temperatur-Kurven ergeben, die annähernd mit den gemessenen übereinstimmen. Für die näher der Berührungsstelle zwischen Block und Gießform gelegenen Partien sowie für die Berechnung der Blocktemperaturen ist die Berechnungsart unbrauchbar.

Carl Schwarz.

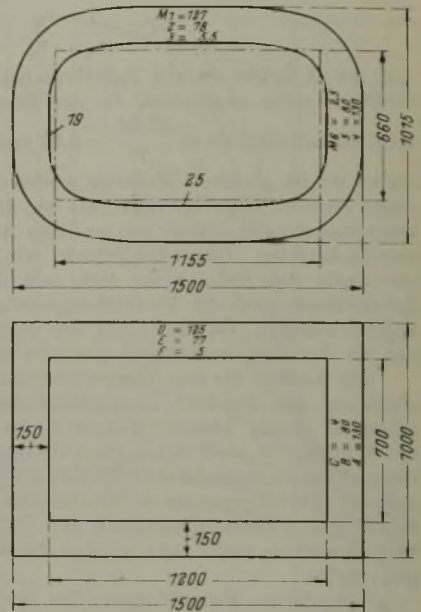


Bild 10. Abmessungen der zu den Messungen verwendeten Brammengußform.

Rauchschäden durch Industrieanlagen.

Die Rauchschädenfrage¹⁾ spielt gerade in dichtbesiedelten Industriegebieten eine wichtige, für die Beteiligten aber meist unangenehme Rolle. Die Einwirkungen von Rauchgasen, Abgasen oder Abluft oder auch von dem in diesen Abgasen oder Dämpfen enthaltenen Staub ist ganz verschieden, je nachdem ob es sich um unschädliche und nur belästigend wirkende oder um schädliche, d. h. säurehaltige (SO₂) oder giftige blei-, arsenhaltige Staubarten handelt. In den Vereinigten Staaten von Amerika wird eine Menge von 0,9 g Staub/m³ Reinaluft (oder Reingas) noch zugelassen²⁾. Die gleiche Grenze ist in England gesetzlich festgelegt.

Bei Klagen der Anlieger spielt die „Ortsüblichkeit“ des Staubauswurfs eine besondere Rolle, obwohl die Ansichten hierüber weit auseinander gehen³⁾ und die Anforderungen, die an den Reinheitsgrad der Abgase von der Aufsichtsbehörde gestellt werden, außerordentliche Unterschiede aufweisen.

¹⁾ Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1028/29. Zürn, F.: Metall u. Erz 39 (1942) S. 21/25 u. 48/51. Loeser, C.: Abgase. Berlin 1940. Haselhoff, E., G. Bredemann und W. Haselhoff: Entstehung, Erkennung und Beurteilung von Rauchschäden. Berlin 1932.

²⁾ Lynch, G. E.: Min. & Metall. 19 (1938) S. 516/20.

Für Zementanlagen werden z. B. von W. Liesegang³⁾ folgende Werte als oberster Grenzwert für den Staubauswurf vorgeschlagen:

Schlachtofen: Höchstwert der Verstaubung	1% der Klinkererzeugung
Drehöfen: Naß- und Trockenverfahren, ohne Entstaubungsanlage	hier entweichen 5 bis 12% der Klinkererzeugung
Naß- und Trockenverfahren, mit Elektrofilter	unter 1% der Klinkererzeugung.

Dieser Wert dürfte als Richtzahl für die künftige Neugenehmigung von Zementdrehöfen zu gelten haben.

Lepol-Oefen: Hier entweichen etwa 2 bis 5% der Klinkererzeugung, wenn keine Entstaubungsanlage vorhanden ist.

Für den Lepol-Ofen wird ein etwas weiterer Spielraum für den Staubauswurf vorgeschlagen, nämlich als Grenzzahl 1,5% der Klinkererzeugung als ausreichende Entstaubung.

³⁾ Liesegang, W.: Zement 30 (1941) S. 535/40.

Die Rechtsfragen zu diesem Thema sind verwickelt⁴⁾, da der Eigentümer eines Grundstücks die Zuführung von Wasser, Dämpfen, Gerüchen, Rauch, Ruß, Staub usw. nicht verbieten kann, insoweit diese Einwirkungen nach den örtlichen Verhältnissen als gewöhnlich und üblich anzusehen sind. Eine Klage kann sich daher auch niemals auf Unterlassung des betreffenden Betriebes oder Beseitigung der störenden Anlage, sondern nur auf Anbringung geeigneter Schutzvorrichtungen (Entstaubungsanlagen) zur Verhinderung der schädlichen Einwirkung oder auf Schadenersatz richten. Die angeführten Reichsgerichtsurteile zeigen⁴⁾, welche Schwierigkeiten gerade der Begriff der „Ortsüblichkeit“ in diesen Schadensfällen bereitet.

Besondere Aufmerksamkeit in rechtlicher Hinsicht verlangen auch Schäden aus beweglichen Feuerungsanlagen (Lokomotiven, Lokomobilen usw.), die durch Funkenauswurf Schädigungen verursachen können. Jeder bewegliche Dampfkessel muß mit einer wirksamen Einrichtung zur Vermeidung des Funkenauswurfs versehen sein, die der Prüfung und Aufsicht der zuständigen Stellen unterliegt.

Kurt Guthmann.

⁴⁾ Werneburg: Brennstoff- u. Wärmewirtsch. 24 (1942) S. 206/07.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen¹⁾.

(Patentblatt Nr. 9 vom 4. März 1943.)

Kl. 7 a, Gr. 9/01. A 91 707. Verfahren zum Walzen von Blechen aus Rohbrammen. Dr.-Ing. E. h. Gustav Asbeck, Düsseldorf-Rath.

Kl. 7 a, Gr. 15. M 146 472. Verfahren zum Schrägwalzen von Hohlblöcken. Erf.: Albert Calmes, Buß (Saar). Anm.: Mannesmannröhren-Werke, Düsseldorf.

Kl. 7 b, Gr. 3/01. L 100 215. Vorrichtung zur Glättung der Oberfläche von gewalzten Stangen oder Drähten. Erf.: Cains E. Weaver, Schenectady, Neuyork. Anm.: Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 16, Gr. 3, K 159 936. Verfahren zur Herstellung eines phosphorsäurehaltigen Düngemittels. Erf.: Dr. phil. Gerhard Trömel, Düsseldorf-Oberkassel. Anm.: Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, e. V., Düsseldorf.

Kl. 16, Gr. 3, T 55 882. Verfahren zur Erhöhung der Zitronensäurelöslichkeit und Verbesserung der Vermahlbarkeit der Thomasschlacke. Erf.: Dr. rer. nat. Jakob Willems, Duisburg-Hamborn, und Dr. phil. Gerhard Trömel, Düsseldorf-Oberkassel. Anm.: August-Thyssen-Hütte AG., Duisburg-Hamborn, und Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung, e. V., Düsseldorf.

Kl. 18 a, Gr. 18/05. S 143 150. Verfahren zur Erzeugung von Eisen oder Eisenlegierungen oder ähnlichen schwer schmelzbaren Metallen durch Reduktion von Eisenerzen od. dgl. im chargenweise betriebenen Trommelofen. Erf.: Adolf Krus, Stürzelberg über Neuß II, und Dr.-Ing. Fritz Eulenstein, Köln. Anm.: „Sachtleben“ AG. für Bergbau und chemische Industrie, Köln.

Kl. 18 b, Gr. 16/01. T 50 139. Verfahren zur Herstellung von an schädlichen Gasen armem Stahl nach dem Windfrischverfahren. Erf.: Wilhelm Müller, Duisburg-Hamborn. Anm.: August-Thyssen-Hütte AG., Duisburg-Hamborn.

Kl. 18 c, Gr. 1/12. O 23 527. Vorrichtung zum induktiven Oberflächenhärten. Erf.: Francis S. Denneen, Cleveland, Ohio (V. St. A.), und William C. Dunn, Shaker Heights, Ohio (V. St. A.). Anm.: The Ohio Crankshaft Company, Cleveland, Ohio.

Kl. 18 c, Gr. 2/24. O 23 523. Einrichtung zum fortlaufenden Oberflächenhärten der Innenfläche hohler metallener Werkstücke durch Erhitzen und Abschrecken. Erf.: Francis S. Denneen, Cleveland, Ohio, und William C. Dunn, Shaker Heights, Ohio. Anm.: The Ohio Crankshaft Company, Cleveland, Ohio.

Kl. 18 c, Gr. 2/33. O 23 578. Vorrichtung zum Oberflächenhärten durch induktives Erhitzen mittels eines Fokusinduktors und anschließendes Abschrecken. Erf.: Francis S. Denneen, Cleveland, Ohio, und William C. Dunn, Shaker Heights, Ohio. Anm.: The Ohio Crankshaft Company, Cleveland, Ohio.

Kl. 18 d, Gr. 2/20. St 60 357. Stahllegierung für den Schneidenträger von Hartmetallwerkzeugen. Erf.: Dr.-Ing. Rudolf Hohage und Dipl.-Ing. Richard Rollet, Völklingen (Saar). Anm.: Röchlingsche Eisen- und Stahlwerke G. m. b. H., Völklingen (Saar), und Stahlwerke Röchling-Buderus AG., Wetzlar.

¹⁾ Die Anmeldungen liegen von dem angegebenen Tage an während dreier Monate für jedermann zur Einsicht und Einspracherhebung im Patentamt zu Berlin aus.

Kl. 21 h, Gr. 29/03, L 96 111. Einrichtung zum Oberflächenhärten von Werkstücken durch Erhitzen mittels eines Induktors und anschließendes Abschrecken. Erf.: Dipl.-Ing. Gerhard Seulen, Berlin-Wilmersdorf, und Jean van der Koelen, Remscheid. Anm.: Allgemeine Elektrizitäts-Gesellschaft, Berlin, und Deutsche Edelstahlwerke AG., Krefeld.

Kl. 24 c, Gr. 5/01. St 56 586. Mehrlochstein mit engen Kanälen für Regeneratoren, insbesondere Winderhitzer zum Betrieb mit gereinigten Gasen. Erf.: Ernst Pohl, Rhöndorf b. Honnef (Rhein). Anm.: „Brohltal“ AG. für Stein- und Tonindustrie, Burgbrohl (Bz. Koblenz).

Kl. 24 c, Gr. 10, B 184 756. Düse zur Regelung der Brennstoffzuführung in Schmelzöfen, insbesondere in Siemens-Martin-Oefen. Erf.: August Dersch, Bochum. Anm.: Bochumer Verein für Gußstahlfabrikation AG., Bochum.

Kl. 31 c, Gr. 15/02. E 54 887. Kühleinrichtung für liegende oder stehende Gießkokillen. Abraham M. Erichsen, Teltow.

Kl. 48 b, Gr. 13. K 161 178; Zus. z. Anm. K 157 270. Herstellung von diffusionsverchromten Gegenständen. Erf.: Dr. phil. Walther Creutzfeldt und Dipl.-Chem. Dr. Walter Koch, Essen. Anm.: Fried. Krupp AG., Essen.

Kl. 49 c, Gr. 13/03. M 143 931. Schere zum Besäumen von Grobblechen mit hinter den Säummessern vorgesehener Schere zum Unterteilen der abgetrennten Saumstreifen. Erf.: Gustav Asbeck, Düsseldorf-Rath. Anm.: Maschinenfabrik Sack G. m. b. H., Düsseldorf-Rath.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

(Patentblatt Nr. 9 vom 4. März 1943.)

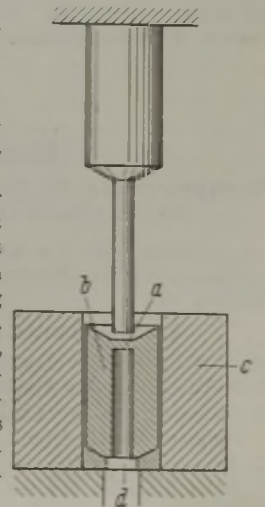
Kl. 7 a, Gr. 1 529 329. Antriebsvorrichtung für Walzwerke mit Waagrecht- und Senkrechtwalzen. Demag AG., Duisburg.

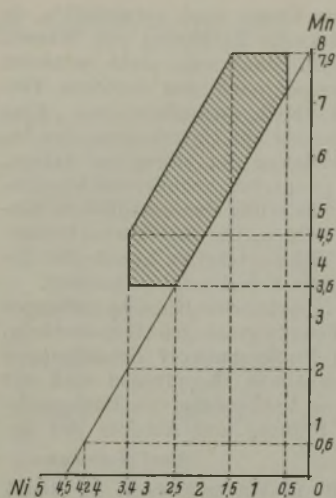
Kl. 7 c, Gr. 1 529 349. Biegewalze zum Aufbrechen der Zunderschicht auf warmgewalzten Bändern und Blechen. Schloemann AG., Düsseldorf.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 7 b, Gr. 10, Nr. 728 356, vom 3. Oktober 1939; ausgegeben am 25. November 1942. Mannesmannröhren-Werke in Düsseldorf. (Erfinder: Dr.-Ing. Hans Fliegen-schmidt in Solingen-Wald.) Verfahren zum Strangpressen von Rohren.

Vierkantblöcke werden mit einer Vorlochpresse, die vorzugsweise mit drehendem Dorn arbeitet, zunächst bis auf einen dünnen, stehenbleibenden Bodenteil a gelocht und gleichzeitig auf runde Querschnittsform gebracht. Die so vorbereiteten Blöcke b werden, möglichst in gleicher Hitze, in den Aufnehmer c der Strangpresse derart eingesetzt, daß die Lochöffnung des Blockes der Matrizenöffnung d zugekehrt ist, und dann zu Rohren ausgepreßt.





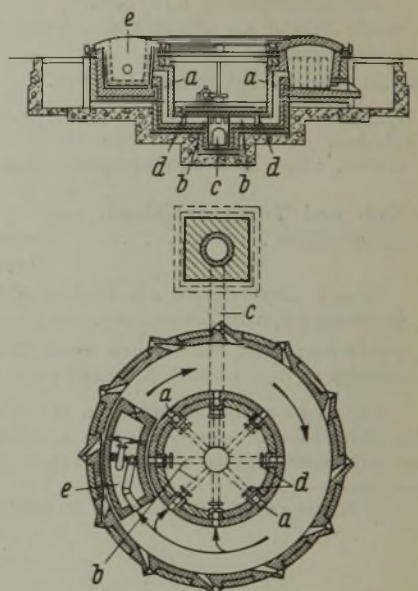
Kl. 18 d, Gr. 2₃₀, Nr. 728 160, vom 27. Januar 1934; ausgegeben am 24. November 1942. Fried. Krupp Grusonwerk AG. in Magdeburg-Buckau. (Erfinder: Dr.-Ing. Emil Schüz in Magdeburg-Buckau.) *Schalenhartguß*.

Für Schalenhartguß wird eine Legierung mit 2 bis 4% C, 0,25 bis 2% Si, 3,6 bis 7,9% Mn und 3,4 bis 0,5% Ni empfohlen, wobei der Mangan- und Nickelgehalt im Bereich des schraffierten Feldes des Schaubildes liegen. Gegenüber der üblichen chromhaltigen Gußlegierung für Schalenhartguß erleichtert die gekennzeichnete Legierung

die Ablesbarkeit der Schrecktiefe an den vor dem Guß hergestellten Probestücken und die Bearbeitbarkeit der in Sand gegossenen Teile.

Kl. 18 c, Gr. 10₀₃, Nr. 728 280, vom 10. Juni 1941; ausgegeben am 24. November 1942. Zusatz zum Patent 704 605 [vgl. Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 924]. Ingenieurbüro für Hüttenbau Wilhelm Schwier in Düsseldorf. *Einträumiger Tief-ofen zur Wärmebehandlung, z. B. von Stahlblöcken*.

Bei dem Tiefofen mit ringförmigem Herdraum und fahrbarem Zwischenstück treten die Heizgase gemäß dem Hauptpatent, nachdem sie den Herdraum durchgezogen haben, in eine hintere Oeffnung des Zwischenstückes ein, von wo sie über ein drehbares, zentrales Abgasrohr nach der Mittelachse des Ofens und von dort zur Esse abgeleitet werden. Nach dem Zusatzpatent sind für den Abzug der Heizgase an der Ofeninnenwand möglichst viele Abzugsöffnungen *a* mit entsprechenden radialen Abgaskanälen *b* vorgesehen, die in den Fuchs *c* münden. Die Kanäle *b* sind mit Schiebern *d* ausgerüstet, welche durch die Drehbewegung des Zwischenstückes *e* oder des Ofendeckels selbsttätig geöffnet und geschlossen werden.



Wirtschaftliche Rundschau.

Vereinheitlichung der Herstellung von Schneidstählen aus Schnelldrehstahl und Hartmetallegerungen.

Nach einer Anweisung Nr. 38 (Reichsanzeiger Nr. 49 vom 1. März 1943) der Wirtschaftsgruppe Eisen-, Stahl- und Blechwarenindustrie als Bewirtschaftungsstelle des Reichsbeauftragten für technische Erzeugnisse ist die Herstellung von Schneidstählen und Drehzähnen (Drehlingen) für den gesamten In- und Auslandsbedarf nur noch in bestimmten Formen und Abmessungen nach DIN 770 und 4964 zulässig. Die Anordnung tritt am 8. März in Kraft und gilt auch für die eingegliederten Ostgebiete und die Gebiete von Eupen, Malmedy und Moersnet.

Vereinigte Stahlwerke AG., Düsseldorf.

Nach dem Geschäftsbericht der Vereinigten Stahlwerke AG., Düsseldorf, für das am 30. September 1942 beendete Betriebsjahr gelang es der Gesellschaft wiederum, den gestellten großen und vielfältigen Aufgaben unter stärkster Inanspruchnahme aller Anlagen gerecht zu werden. Die Erfordernisse der Kriegswirtschaft beherrschten in weiter gesteigertem Maße die Arbeit der Bergwerke sowie der eisenerzeugenden und -verarbeitenden Betriebe.

Das Geschäftsergebnis gestattet die Ausschüttung einer Dividende von wieder 6% auf das Aktienkapital von 460 Mill. *R.M.* Die Gewinn- und Verlustrechnung schließt mit einem unveränderten Reingewinn von 27,6 Mill. *R.M.* ab; im einzelnen wird ein Rohüberschuß nach der Abrechnung mit den Organgesellschaften von 20,42 (11,54) Mill. *R.M.* ausgewiesen; er ist vorweg um die Aufwendungen für Gehälter und Löhne, soziale Abgaben, Steuern und Beiträge sowie um die Abschrei-

bungen gekürzt worden. Erträge aus Beteiligungen stellten 9,93 (12,06) Mill. *R.M.* und andere Einnahmen 9,64 (16,21) Mill. Reichsmark bei, so daß sich trotz Verschiebung der einzelnen Erträge ein fast unveränderter Gesamtertrag von 39,99 (39,81) Mill. *R.M.* ergibt. Auch die Aufwendungen unterlagen Veränderungen. Die die Ertragszinsen und die Erträge aus den Wertpapieren übersteigenden Passivzinsen erforderten nur 0,27 (2,29) Mill. *R.M.*; außerordentliche Aufwendungen 3,30 (2,10) Mill. *R.M.*; dagegen wurden den Rücklagen 8,82 (7,83) Mill. *R.M.* zugeführt. Von einer Kapitalerhöhung hat die Gesellschaft abgesehen.

Die Bilanz schließt mit 1787,76 Mill. *R.M.* gegen 1763,32 Mill. *R.M.* im Vorjahr ab. Das Anlagevermögen erscheint mit 1506,68 (1393,97) Mill. *R.M.* und gliedert sich in Sachanlagen von 517,29 (558,05) Mill. *R.M.*, Beteiligungen von 814,39 (693,46) Mill. *R.M.* und bereitgestellte Baugelder von 175 (142,46) Mill. *R.M.* Die letzte Summe setzt sich aus 125 Mill. *R.M.* Bankguthaben und 50 Mill. *R.M.* Betriebsanlageguthaben zusammen. Das Umlaufvermögen ist auf 281,09 (369,75) Mill. *R.M.* zurückgegangen und verteilt sich auf Wertpapiere mit 38,00 (28,44) Mill. *R.M.*, auf Konzernforderungen mit 145,99 (180,63) Mill. *R.M.*, auf Wechsel, Schecks und Bankguthaben mit 50,44 (96,50) Mill. *R.M.* auf Vorräte, Waren und sonstige Forderungen mit 44,39 (61,82) Mill. *R.M.* Auf der Passivseite beziffern sich Rücklagen nunmehr auf 148,25 (139,43) Mill. *R.M.* Die Rückstellungen erreichen 192,33 (160,67) Mill. *R.M.* Die langfristigen Verbindlichkeiten belaufen sich auf 424,03 (446,34) Mill. *R.M.* und zerfallen in Anleihen abzüglich Eigenbesitz und Zahlungen an die Konversionskasse von 39,76 (62,48) Mill. *R.M.* und unverändert 383,00 Mill. *R.M.* Anzahlungen der Betriebsgesellschaften für den Erwerb von Werksanlagen. Die kurzfristigen Schulden ohne Rückstellungen betragen 535,09 (528,88) Mill. *R.M.*

Vereinsnachrichten.

Eisenhütte Südost,

Bezirksverband des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik, Leoben.

Samstag, den 13. März 1943, 14.30 Uhr, findet im Eisenhütteninstitut der Montanistischen Hochschule zu Leoben eine Sitzung des

Fachausschusses für Siemens-Martin-Stahlöfen

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Entwicklung der Siemens-Martin-Stahlerzeugung.
2. Aufgaben bei der Umlegung von Elektrostahlsorten in den Siemens-Martin-Ofen.
3. Versuchsprogramm.
4. Betriebsfragen bei der Steigerung der Siemens-Martin-Stahlerzeugung.
5. Verschiedenes.

Eisenhütte Südwest,

Bezirksverband des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NS.-Bund Deutscher Technik.

Donnerstag, den 18. März 1943, 16.30 Uhr, findet im Haus der Technik Westmark, Saarbrücken, Hindenburgstr. 7, eine Sitzung des

Fachausschusses Hochofen

statt mit folgender Tagesordnung:

1. Vorgänge und Betriebsverhältnisse bei verschiedenen Erzröstverfahren. Berichterstatter: Dipl.-Ing. Schumacher, Völklingen.
2. Aussprache über Schlackenverwertung.
3. Aussprache über Erzvorbereitung.
4. Verschiedenes.