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 19 | 7. MAI 1942 | 62. JAHRGANG

Der derzeitige Stand des warmfesten und hitzebeständigen Stahlgusses.

Von Fritz Schulte in Remscheid.

[Mitteilung aus der Versuchsanstalt der Bergischen Stahl-Industrie.]

(Chemische Zusammensetzung, Festigkeitseigenschaften, physikalische Eigenschaften, Vergießbarkeit, Zunderbeständigkeit, Gefüge und Anwendung von Stahlguß auf der Legierungsgrundlage Chrom-Molybdän, Chrom, Chrom-Nickel und Chrom-Mangan.)

Nachdem früher schon an anderer Stelle[1]) über säurefesten Chromguß sowie Chrom- und Chrom-Nickel-Stahlguß berichtet wurde, befassen sich die folgenden Betrachtungen mit den zur Herstellung von warmfesten und hitzebeständigen Formgußteilen verwendeten Stahllegierungen und ihren Eigenschaften. Im einzelnen sollen die Besonderheiten besprochen werden, die sich aus der Formgebung durch Gießen für den Aufbau der Legierungen und für die technologischen Eigenschaften der aus ihnen gefertigten Werkstücke ergeben. Ueber den derzeitigen Stand der hitzebeständigen Walz- und Schmiedestähle wurde an dieser Stelle von G. Riedrich[2]) berichtet.

Grundsätzlich sind alle für die Herstellung von Schmiede- und Walzgut üblichen legierten Stähle auch zur Herstellung von Formgußteilen geeignet. Eine besondere Abhandlung über hitzebeständigen Guß würde sich also angesichts des umfangreichen Schrifttums[2]) über die warmverformten Stähle dieser Gruppe erübrigen, wenn nicht bei der Herstellung von Formgußteilen einige Besonderheiten auftreten würden, die einerseits zur Entwicklung ausgesprochener Gußlegierungen geführt haben und anderseits wegen des Fehlens jeglicher Warmverformung auch in den Verwendungseigenschaften zum Ausdruck kommen.

Während bei der Herstellung von Walzgut oder Schmiedeteilen die Warmverformbarkeit des Werkstoffes im Vordergrund steht, legt der Gießer Wert auf hohe Dünnflüssigkeit und gutes Formfüllungsvermögen des flüssigen Stahles. Die Dünnflüssigkeit nimmt bekanntlich mit steigender Ueberhitzung über den Schmelzpunkt zu. Durch die Haltbarkeit des Ofenfutters und die Eigenschaften der Formstoffe sind der beliebigen Steigerung der Gießtemperatur jedoch Grenzen gesetzt. Auch ist das bei der Erstarrung entstehende Primärkorn um so gröber, je höher die Gießtemperatur war. Das ist besonders bei den umwandlungsfreien Legierungen von Bedeutung, da hier nicht die Möglichkeit besteht, die Korngröße nachträglich durch eine Wärmebehandlung zu beeinflussen, und anderseits auch von einer Kornverfeinerung durch knetende Warm- oder Kaltverformung kein Gebrauch gemacht werden kann. Umgekehrt kann die Vergießbarkeit durch Zusatz von den Schmelzpunkt erniedrigenden Elementen verbessert werden, ohne die Gießtemperatur erhöhen zu müssen. Als wichtigste in dieser Richtung wirkende Elemente kommen bekanntlich Kohlenstoff und Phosphor in Frage, bei deren Anwendung im vorliegenden Falle allerdings die Auswirkung auf die Warmrißempfindlichkeit sowie auf die Verwendungseigenschaften der fertigen Gußstücke, wie z. B. Zunderbeständigkeit und Festigkeitseigenschaften, Rücksicht zu nehmen ist. Auch Silizium hat einen merklichen Einfluß auf die Vergießbarkeit. Schließlich kann noch die Vergießbarkeit in gewissem Maße durch die Art der Erschmelzung beeinflußt werden, was wahrscheinlich auf das Vorhandensein feinstverteilter Schlackenteilchen im Schmelzbade zurückzuführen ist, deren Menge, Verteilungsgrad und Flüssigkeitsgrad von der Schmelzweise abhängt.

Nur so kann man sich die jedem Gießer bekannte Erscheinung erklären, daß die Vergießbarkeit eines bestimmten Stahles trotz gleicher chemischer Zusammensetzung und Gießtemperatur je nach dem Schmelzverfahren in der Reihenfolge:

saurer Konverter,
saurer, ölbeheizter Drehofen,
saurer Hochfrequenzofen,
saurer Lichtbogenofen,
basischer Lichtbogenofen

abnimmt. Diese Regel für unlegierten Stahlguß gilt in der gleichen Weise auch für hochlegierten hitzebeständigen oder säurefesten Stahlguß, wobei natürlich mit Rücksicht auf den Chromabbrand die Anwendung des Konverters nicht in Frage kommt. Für die Erschmelzung der hitzebeständigen und säurefesten Gußsorten wird im allgemeinen das saure Schmelzverfahren bevorzugt, und zwar verwendet man vorwiegend den Hochfrequenzofen wegen der Möglichkeit, bei großer Gesamtleistung doch schon kleinere Mengen mit besonderer Zusammensetzung erschmelzen zu können, wegen des geringen Abbrandes, der völligen Vermeidung einer Aufkohlung und der guten Durchmischung des Stahlbades. Daneben wird für größere Schmelzungen der Lichtbogenofen verwendet. Auch der Kohlestabofen findet Verwendung. Er ist besonders zur Erschmelzung des gußeisenähnlichen Chromgusses gut geeignet. Grundsätzlich kann auch der basische Hochfrequenz- oder Lichtbogenofen für die Herstellung benutzt werden. Soweit es sich um die

[1]) Schulte, F.: Gießerei 26 (1939) S. 477/84.
[2]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 852/60 (Werkstoffaussch. 555).

Erschmelzung manganreicher Stähle handelt, die allerdings auf dem Gebiete des hochhitzebeständigen Formgusses bisher noch kaum zur Anwendung kommen, muß das basische Schmelzverfahren wegen der sonst eintretenden starken Manganverschlackung angewendet werden.

Die erwähnte Warmrißgefahr hat für die Herstellung von Formgußteilen etwa die gleiche Bedeutung wie die Rotbruchgefahr bei der Warmverformung. Sie tritt besonders bei Legierungen mit einem Schmelztemperaturbereich auf, welcher im Verlauf der Erstarrung zur Bildung geringer Mengen Restschmelze auf den Korngrenzen führt. Besonders liegt diese Gefahr also bei der Erstarrung solcher untereutektischer Legierungen vor, bei denen gegen Ende des Erstarrungsvorganges geringe Mengen eutektischer Schmelze verbleiben. Die bereits einsetzende Schwindung des bis auf diese kleine Restschmelze erstarrten Gußstückes, die stets durch die Formstoffe behindert wird, führt dann in den am längsten flüssig bleibenden Gebieten zu Warmrissen. Auch die Bildung von Mikrolunkern ist bei solchen Legierungen eher zu befürchten als bei Legierungen, die wie reine Metalle oder eutektische Legierungen bei gleichbleibender Temperatur erstarren oder doch wenigstens nur einen kleineren Erstarrungsbereich durchlaufen. Die aus diesen Betrachtungen sich ergebenden Gesichtspunkte sind bei der Verwendung von erhöhten Kohlenstoff- und Phosphorgehalten zur Verbesserung der Vergießbarkeit zu beachten.

Während Kristallseigerungen, die die Zähigkeitseigenschaften ungünstig beeinflussen, durch geeignete Wärmebehandlung gemindert werden können, ist es bei Formgußstücken naturgemäß unmöglich, die durch etwaige Mikrolunker verursachten Schäden zu beseitigen. Man muß also durch geeignete Zusammensetzung der Legierungen und durch Anpassung der Gießweise (Wanddicken, Anschnittechnik) diese Fehler zu vermeiden suchen.

Bei der Verwendung von Stählen bei erhöhten Temperaturen kann man folgende hauptsächlichen Beanspruchungsarten unterscheiden:

1. Warmfeste Stähle: Im Gebiete von etwa 400 bis 550° hohe mechanische Belastung. Praktisch kein Zunderangriff, gegebenenfalls jedoch entkohlende Einwirkung durch Wasserstoff unter hohem Druck. Im wesentlichen kommt es also hier auf hohe mechanische Widerstandsfähigkeit in der Wärme an.
2. Hitzebeständige Stähle: Oberhalb etwa 550°.
   a) Zunderangriff durch Luft oder Heizgase, gegebenenfalls durch geschmolzene Salze oder Metalle bei geringer mechanischer Belastung.
   b) Angriffsbedingungen wie unter a, jedoch bei stärkerer mechanischer Beanspruchung.

Warmfester Stahlguß.

Die für den Beanspruchungsfall 1 in Gestalt von Formgußteilen verwendeten Stahllegierungen sind die gleichen, wie sie auch aus dem Gebiete der warmverformten Stähle bekannt sind. Da schon unlegierter Stahlguß sowie Gußeisen bis etwa 550° ausreichende Zunderbeständigkeit aufweisen, bezwecken die Legierungszusätze in der Hauptsache eine Steigerung der Dauerstandfestigkeit. Bekanntlich kann für die Bemessung von Teilen, die bei erhöhten Temperaturen arbeiten sollen, die zulässige Belastung nicht nach der Warmstreckgrenze, sondern ausschließlich nach der im Kurz- oder Langzeitversuch ermittelten Dauerstandfestigkeit festgelegt werden. Durchweg haben die gegossenen Werkstoffe auf Grund ihres gröberen Korns eine etwas höhere Dauerbelastbarkeit bei hohen Temperaturen als die warmverformten Stähle gleicher Zusammensetzung.

Zahlentafel 1 gibt einen Ueberblick über die zur Herstellung warmfester Stahlgußteile bisher üblichen Legierungen. In ihnen ist das Molybdän der wesentliche Träger der Warmfestigkeit. In ihrer Zusammensetzung unterscheiden sich die Stähle dieser Gruppe in nichts von den entsprechenden Walzsorten. Ihre Vergießbarkeit ist etwa gleich der eines unlegierten Stahlgusses, jedoch erfordern die Stähle 3 und 4 etwas größere Gießtrichter. Die Stähle 1 und 2 werden hauptsächlich für Teile von Heißdampfanlagen wie Absperrorgane, Rohrkrümmer und Turbinengehäuse verwendet. Stahl 3 zeichnet sich durch besonders hohe Zähigkeit aus und ist daher geeignet für Teile an Höchstdruckdampfanlagen, bei denen man auf unbedingte Sicherheit Wert legen muß. Auch bei langzeitiger Erwärmung bei etwa 500° tritt kein wesentlicher Abfall der Kerbschlagzähigkeit ein. Der etwas erhöhte Chromgehalt gibt gleichzeitig eine verbesserte Beständigkeit gegen den Zunderangriff durch überhitzten Wasserdampf.

Nebenbei sei bemerkt, daß dieser Stahlguß sich auch durch gute Kaltzähigkeit bis zu etwa —50° auszeichnet.

Stahl 4 ist besonders für Ofenteile der Erdöl-Spaltanlagen gedacht. Neben der in der Arbeit von F. K. Naumann[3]) beschriebenen Wasserstoffbeständigkeit ergibt sich infolge des erhöhten Chromgehaltes auch eine verbesserte Beständigkeit gegen den bei Kohleverflüssigungsverfahren zum Teil auftretenden chemischen Angriff durch Schwefelwasserstoff. Die vorgesehenen Gehalte an Molybdän und Wolfram unterstützen als Karbidbildner die Schutzwirkung des Chroms gegen den Angriff von Wasserstoff, gleichzeitig erhöhen sie die Warmfestigkeit. Die Zahlenangaben für die Dauer-

[3]) Stahl u. Eisen 58 (1938) S. 1239/50 (Werkstoffaussch. 441).

Zahlentafel 1. Chemische Zusammensetzung und Festigkeitseigenschaften (Mittelwerte) von üblichen warmfesten Stahlgußsorten.

Stahl Nr.	C %	Si %	Cr %	Mo %	Gefüge	Streckgrenze kg/mm²	Zugfestigkeit kg/mm²	Bruchdehnung (L = 5 d) %	Einschnürung %	Kerbschlagzähigkeit[2]) mkg/cm²	Dauerstandfestigkeit[3]) in kg/mm² bei 400°	450°	500°	Zunderbeständigkeit an Luft bis etwa °C	Mittlerer Ausdehnungsbeiwert von 20 bis 800° 10^{-6} m/m °C	Schwindmaß %	Spezifisches Gewicht g/cm³
1	0,2	0,5	—	0,4	Ferrit-Perlit	25	45 bis 55	22	40	6	18	14	12	550	13,0	2	7,8
2	0,3	0,5	0,8 bis 1,2	0,4	Ferrit-Perlit	30	55 bis 65	20	40	5	21	19	15	550	13,0	2	7,7
3	0,2	0,5	2,5 bis 3,5	0,4	Ferrit-Perlit	40	55 bis 65	20	50	20	22	20	15	600	13,0	2	7,7
4	0,2	0,5	4,0 bis 6,0	0,4[1])	Ferrit-Perlit	45	60 bis 70	15	40	5	26	21	18	650	13,0	2	7,7
5	0,2	0,5	14	—	Sorbit	55	70 bis 85	12	40	3	20	14	8	750	12,0	2	7,6
6	0,2	0,5	18	—	Sorbit	65	80 bis 95	8	20	1	24	16	11	850	12,0	2	7,5
7	0,2	0,5	18	2,0	Sorbit	70	90 bis 105	5	15	1	30	22	18	850	12,0	2	7,5

[1]) Gegebenenfalls zusätzlich 0,4 % W. — [2]) Probe von 10 × 10 × 55 mm³ mit 3 mm tiefem Rundkerb von 2 mm Dmr. — [3]) Nach DIN-Vornorm DVM-Prüfverfahren A 117/118.

standfestigkeit in *Zahlentafel 1* gelten für den wolframfreien Stahl. Bei gleichzeitigem Wolfram- und Molybdänzusatz liegen die Werte um etwa 2 kg/mm² höher.

Parallel zu den Arbeiten auf dem Gebiete der warmverformten Stähle sind Versuche im Gange, auch für Stahlformguß Legierungen zu schaffen, die ihre Warmfestigkeit uns möglichst leicht zugänglichen Legierungselementen verdanken. Die Versuche haben gezeigt, daß es möglich ist, in den Stählen 1, 2 und 3 an Stelle von Molybdän Zusätze von Titan oder Vanadin zur Erzielung der in *Zahlentafel 1* angeführten Dauerstandfestigkeitswerte zu verwenden. Da beide Elemente starke Karbidbildner sind, ist es erforderlich, den Kohlenstoffgehalt niedrig zu halten, wenn nicht der benötigte Zusatz an Titan oder Vanadin unnötig groß werden soll. Die Vergütung (meist Luftvergütung) dieser Stähle erfolgt von ziemlich hoher Temperatur

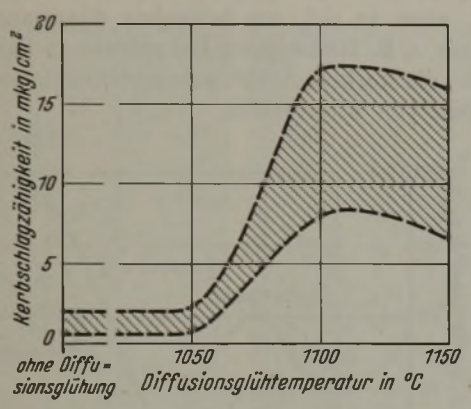


Bild 1. Einfluß einer Diffusionsglühung vor der eigentlichen Vergütung auf die Kerbschlagzähigkeit eines Stahles mit 0,1 % C, 3,1 % Cr und 0,45 % Ti. (Wärmebehandlung: Diffusionsglühung, dann 950°/Luft und 750°/Luft.)

(950 bis 1050°), um einen Teil des Titan- oder Vanadinkarbids in Lösung zu bringen. Erst dadurch wird die günstige Wirkung auf die Dauerstandfestigkeit erreicht, die vermutlich auf einer fein verteilten, beim Anlassen erfolgenden Ausscheidung der Karbide beruht. Sowohl Titan als auch Vanadin schnüren bekanntlich das γ-Gebiet ab. Bei Stählen mit etwas höheren Chromgehalten, wie z. B. bei Stahl 3, besteht daher die Gefahr, daß die Vergütbarkeit infolge des Legierungszusatzes verlorengeht.

Vor allem Titan hat die Eigentümlichkeit, daß es die Kerbschlagzähigkeit des Stahles erheblich verschlechtert, wenn es in Gehalten, die einen günstigen Einfluß auf die Dauerstandfestigkeit haben, zugesetzt wird. Diese Eigenschaft wirkt sich beim Formguß wegen der fehlenden Warmverformung besonders stark aus. Eine Erklärung für die geringe Kerbschlagzähigkeit der titanhaltigen Stahlgußsorten kann zur Zeit noch nicht gegeben werden, zumal da die Zähigkeitswerte aus ungekerbten Schlagproben sowie an Zugproben sehr gut sind. Uebrigens nimmt die Kerbschlagzähigkeit mit steigender Temperatur schnell zu, so daß oberhalb 100° bereits befriedigende Werte erreicht werden. *Bild 1* zeigt den Einfluß einer der eigentlichen Vergütung vorangehenden Diffusionsglühung bei sehr hohen Temperaturen auf die Kerbschlagzähigkeit eines titanhaltigen Stahlgusses (Kerbschlagprobe von 10 × 10 × 55 mm³ mit 3 mm tiefem Rundkerb von 2 mm Dmr.). Danach ist es möglich, durch eine solche Diffusionsglühung die Kerbschlagzähigkeit des Chrom-Titan-Stahles erheblich zu steigern. Allerdings ist diese Besserung der Kerbschlagzähigkeit nicht immer gelungen. Es scheinen noch gewisse Einflüsse, wie z. B. die Wanddicke, sowohl auf die Primärkristallisation als auch auf die Durchvergütung eine Rolle zu spielen, die jedoch zur Zeit noch nicht voll beherrscht werden können. Bei den Stählen mit Vanadinzusatz sind diese Schwierigkeiten nicht beobachtet worden, so daß zunächst die Entwicklung zur Anwendung warmfester Chrom-Vanadin-Stahlgußsorten hin geht, die bereits in der praktischen Erprobung stehen.

Die weiter in *Zahlentafel 1* aufgeführten Stähle 5, 6 und 7 sind an sich schon bei höheren Temperaturen zunderbeständig. Sie finden jedoch bei mittleren Temperaturen in der Fettsäureindustrie wegen ihrer guten chemischen Beständigkeit Verwendung; das gilt besonders für Stahl 7, der den Molybdänzusatz nicht wegen der Warmfestigkeit, sondern zur Erhöhung der chemischen Beständigkeit enthält.

Hitzebeständiger Stahlguß.

Der Begriff Hitzebeständigkeit enthält in sich die Unterbegriffe: Beständigkeit gegen den Angriff von Luft, Gasen, Dämpfen, in Sonderfällen auch von flüssigen Salzen und Metallschmelzen bei hohen Temperaturen, Warmfestigkeit, Beständigkeit gegen Aenderung der Festigkeitseigenschaften durch die Erwärmung, Beständigkeit gegen das Wachsen (bleibende Volumenänderung durch Aenderung des Gefügeaufbaues) bei hohen Temperaturen.

Die Vorgänge beim Angriff von Luft und oxydierend wirkenden Gasen auf legierte Stähle bei erhöhten Temperaturen haben E. Scheil und K. Kiwit[4]) eingehend untersucht, die zu dem Ergebnis kamen, daß beim Fortschreiten eines Zundervorganges das Eisen durch die bereits gebildete Zunderschicht nach außen wandert und dort oxydiert wird. Ein Zunderschutz durch Legierungszusätze läßt sich also nur erzielen, wenn diese die Bildung einer festhaftenden, dichten Oxydhaut verursachen, die die Diffusion von Eisen und Eisenoxyd behindert. Wichtig ist noch, daß sich in der Zunderschicht keine niedrigschmelzenden Eutektika bilden, die eine Schutzwirkung verhindern würden. Ueber besondere Erscheinungen bei der Zunderung hitzebeständiger Stähle berichtete G. Bandel[5]).

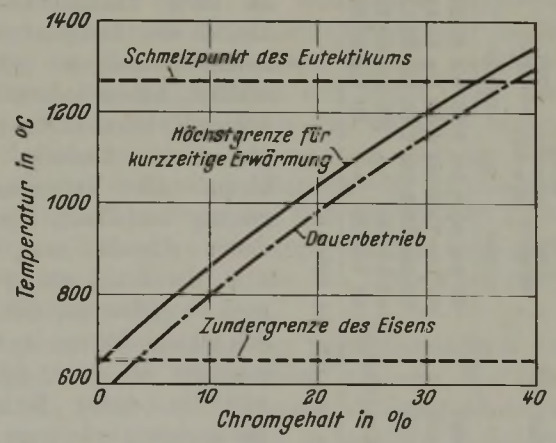


Bild 2. Einfluß des Chromgehaltes auf die Zunderbeständigkeit von Stählen mit 1 % C und 1 % Si.

Ein Zusatz der Elemente Chrom, Aluminium und Silizium, einzeln oder zu mehreren, führt zur Bildung schützender Oxydschichten. Von den genannten Elementen wird vorwiegend Chrom zur Erzeugung hitzebeständiger Stähle verwendet, manchmal unter Zufügung geringer Gehalte an Silizium und Aluminium zur weiteren Erhöhung der Zunderbeständigkeit. Die Wirkung des Chroms auf die Zunderbeständigkeit an Luft zeigt *Bild 2*. Während Nickel für sich allein kaum einen Einfluß auf die Zunderbeständigkeit

[4]) Arch. Eisenhüttenw. 9 (1935/36) S. 405/16 (Werkstoffaussch. 336). Siehe auch Houdremont, E., und G. Bandel: Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 131/38 (Werkstoffaussch. 383).

[5]) Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 271/84 (Werkstoffaussch. 566).

*

Zahlentafel 2. Eigenschaften von üblichen hitzebeständigen Chromstahlgußsorten.

Stahl Nr.	C	Si	Cr	Gefüge	Zugfestigkeit	Bruchdehnung (L = 5 d)	Biegefestigkeit	Durchbiegung	Dauerbelastbarkeit[1]) in kg/mm² bei					Zunderbeständigkeit an Luft		Mittlerer Ausdehnungsbeiwert von 20 bis 800° 10^{-6} m/m °C	Schwindmaß	Spezifisches Gewicht
									600°	700°	800	900°	1000°	1100°	Dauertemperatur in ° C	Höchsttemperatur in ° C			
	%	%	%		kg/mm²	%	kg/mm²	mm									%	g/cm³
8	0,5 bis 1,0	1,0 bis 1,5	5 bis 7	Perlit	65 bis 80	8 bis 6	85 bis 90	25 bis 30	3,5	0,8					700	750	15,2	2,0	7,7
9	0,5 bis 1,0	1,0 bis 1,5	12 bis 14	Perlit	60 bis 75	6 bis 4	80 bis 85	18 bis 20	3,5	0,8	0,3				800	850	14,6	2,0	7,6
10	0,5 bis 1,0	1,0 bis 1,5	16 bis 18	Perlit	60 bis 75	4 bis 2	75 bis 80	15 bis 18	3,5	0,8	0,3	0,12			900	950	14,4	2,0	7,5
11	0,5 bis 2,0	1,0 bis 1,5	20 bis 22	Ferrit + Karbidnetz	45 bis 60	—	60 bis 65	10 bis 12	3,5	0,8	0,3	0,12	0,05		1000	1100	14,3	1,8	7,5
12	0,5 bis 2,0	1,0 bis 1,5	27 bis 30	Ferrit + Karbidnetz	45 bis 50	—	60 bis 65	10 bis 12	3,5	0,8	0,3	0,12	0,05	0,03	1200	1230	14,0	1,8	7,5

[1]) Auf Grund einer bleibenden Dehnung von 1 % in 1000 h.

hat, erhöht es diese im Zusammenwirken mit Chrom merklich. Technisch wichtig ist die günstige Wirkung des Nickels auf die Warmfestigkeit der hitzebeständigen Stähle, so daß neben den hitzebeständigen Chromstählen als zweite Gruppe die austenitischen Chrom-Nickel-Stähle stehen. Man kommt so zu der auch in den warmverformten Stählen her bekannten Einteilung in die Gruppen: Zunderbeständiger Stahlguß mit verhältnismäßig niedriger Warmfestigkeit auf der Grundlage Eisen-Chrom und zunderbeständiger Stahlguß mit hoher Warmfestigkeit auf der Grundlage Eisen-Chrom-Nickel. Als dritte Gruppe schließt sich der austenitische Chrom-Mangan-Stahl an, dessen Zunderbeständigkeit allerdings bei guter Warmfestigkeit begrenzt ist.

Chromstahlguß.

Zahlentafel 2 gibt eine Zusammenstellung der hitzebeständigen Chromstahlgußsorten, deren Verwendung im allgemeinen erst oberhalb 700° wirtschaftlich wird. Die aufgeführten Stähle sind in ihrer Zusammensetzung ähnlich den warmverformten, zunderbeständigen Chromstählen, haben jedoch etwas höhere Kohlenstoffgehalte als diese. Dadurch wird einmal die Vergießbarkeit günstig beeinflußt, zum anderen erreicht man, daß z. B. der Stahl mit 18 % Cr noch vergütbar ist. Bekanntlich schnürt Chrom das Gammagebiet ab, auch Silizium wirkt in dieser Richtung. Infolgedessen würde ein niedriggekohlter Chromstahl mit rd. 1,5 % Si bei etwa 14 % Cr im ganzen Temperaturbereich vom Schmelzpunkt bis auf Raumtemperatur das Gammagebiet nicht mehr berühren und nicht mehr vergütbar sein. Solche ferritischen Stähle bilden bei der Erstarrung ein ziemlich grobes Primärkorn aus, das die Zähigkeit ungünstig beeinflußt und nur durch eine entsprechende Warmverformung verfeinert werden kann. Da beim Formguß von diesem Mittel zur Verbesserung der Zähigkeit kein Gebrauch gemacht werden kann, wählt man für den Stahlguß mit 14 und 18 % Cr die höheren Kohlenstoffgehalte, die den Stahlguß wieder vergütbar machen. Trotzdem ist bei den Stählen 8, 9, 10 der *Zahlentafel 2* zu beobachten, daß die Zähigkeit mit steigendem Chromgehalt abnimmt. Die Stähle 11 und 12 mit 25 und 30 % Cr werden erst durch Kohlenstoffgehalte über 1,5 % wieder vergütbar, jedoch ist dann der Karbidanteil im Gefüge so groß, daß trotzdem kein Zähigkeitsgewinn erzielt wird. Ueblicherweise verwendet man hier Kohlenstoffgehalte von etwa 1 bis 1,5 %, die dem Werkstoff die Vergießbarkeit von Gußeisen erteilen. Da auch die Festigkeitseigenschaften infolge des ferritisch-karbidischen Gefüges denen eines guten Sondergußeisens sehr ähnlich sind, bezeichnet man diese beiden Gußgüten als „Chromguß". Höhere Kohlenstoffgehalte werden angewendet, wenn es sich um besonders dünnwandige Gußstücke wie z. B. Nadelrippen-Rekuperatoren handelt oder um Teile, die starkem Abrieb ausgesetzt sind, wie z. B. die Rührzähne von Kiesröstöfen.

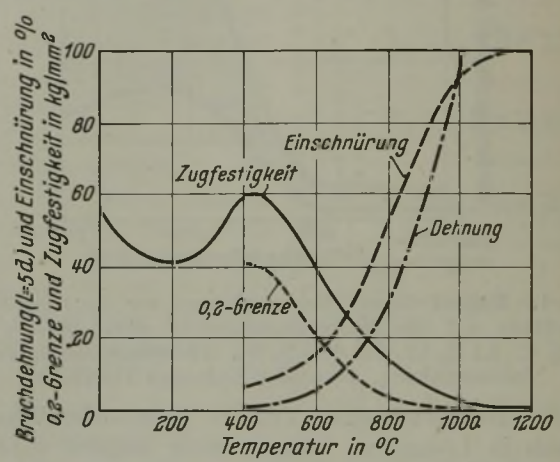


Bild 3. Ergebnisse von Zugversuchen bei höheren Temperaturen für Stahlguß mit 30 % Cr.

Nicht nur aus Ersparnisgründen, sondern auch im Hinblick auf die höhere Zähigkeit bei Raumtemperatur wird man den Chromgehalt der Gußlegierung möglichst nicht höher wählen als mit Rücksicht auf die zu erwartende Betriebstemperatur notwendig. Das gilt auch für fest eingebaute Ofenteile, die stoßartigen mechanischen Beanspruchungen nicht ausgesetzt sind. Infolge der geringen Wärmeleitfähigkeit[6]), die im Bereich mäßiger Temperaturen nur etwa ein Drittel von der des unlegierten Stahles beträgt, können beim Erhitzen oder Abkühlen erhebliche Wärmestauungen eintreten, die zu großen mechanischen Spannungen führen. Es ist daher wichtig, beim ferritischen Chromguß auf möglichst langsame Temperatursteigerung beim Anheizen gerade im Gebiet bis zu Rotglut zu achten. Bei höheren Temperaturen ist der Werkstoff dagegen ziemlich unempfindlich, weil erstens die Wärmeleitfähigkeit mit steigender Temperatur merklich ansteigt und zweitens auch die Zähigkeitseigenschaften des Chromgusses mit steigender Temperatur wesentlich besser werden, wie *Bild 3* zeigt. Der gleiche Werkstoff, der im Zugversuch bei Zimmertemperatur verformungslos bricht, hat demnach schon bei 650° etwa 10 % Bruchdehnung, während bei 1000° Bruchdehnungen von mehr als 100 % erreicht werden.

Soweit die in *Zahlentafel 2* aufgeführten Stähle noch umwandlungsfähig sind, liegt ihre Umwandlungstemperatur über der durch die Zundergrenze festgelegten Verwendungstemperatur. Das ist insofern wichtig, als durch

[6]) Werkstoff-Handbuch Stahl und Eisen, hrsg. vom Verein Deutscher Eisenhüttenleute. Düsseldorf 1937. Bl. B 17.

Bild 4. 14 % Cr (× 500).

Bild 5. 19 % Cr (× 500).

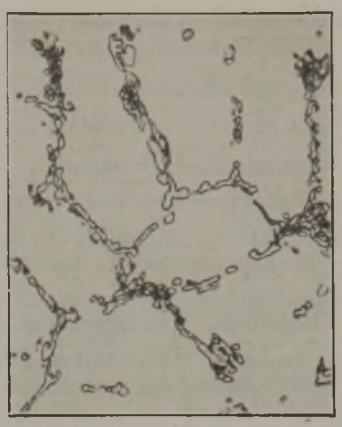


Bild 6. 25 % Cr (× 200).

Bild 7. 30 % Cr (× 200).

Bilder 4 bis 7. Gußzustand.

Bild 8. 14 % Cr (× 500).

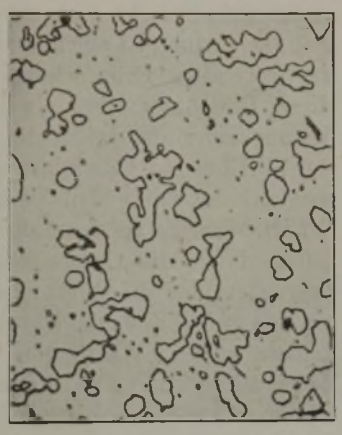


Bild 9. 19 % Cr (× 500).

Bild 10. 25 % Cr (× 200).

Bild 11. 30 % Cr (× 200).

Bilder 8 bis 11. 1000 h bei 900° geglüht.

Bilder 4 bis 11. Kornvergröberung von Chromstahlguß durch Dauerglühung.
(Geätzt mit einer Lösung aus 50 cm³ konzentrierter Salzsäure, 5 cm³ konzentrierter Schwefelsäure und 45 cm³ Wasser.)

die im Umwandlungsgebiet auftretenden unstetigen Volumenänderungen die Formbeständigkeit der Werkstücke gefährdet würde. Auch ein Abplatzen der schützenden Oxydhaut kann durch diese Volumenänderungen verursacht werden. Schließlich könnte bei der geringen kritischen Abkühlungsgeschwindigkeit der Chromstähle eine Härtung bei schneller Abkühlung von Temperaturen oberhalb des Umwandlungsgebietes eintreten, die sich auf die Zähigkeit ungünstig auswirken würde.

Die bei warmverformten ferritischen Chromstählen bekannte Versprödung bei 500°[7]) tritt auch beim ferritisch-karbidischen Chromguß auf. Da jedoch der Chromguß mit mehr als 25 % Cr im allgemeinen nicht bei so niedrigen Temperaturen verwendet wird, macht sie sich selten störend bemerkbar, zumal da bei Gußteilen wegen der größeren Wanddicken nicht so leicht ein Reißen eintritt wie bei dünnwandigen Geräteteilen aus hitzebeständigen Blechen. Durch schnelle Abkühlung nach einer kurzzeitigen Glühung bei 780 bis 820° läßt sich die 500°-Versprödung beseitigen. Die Gefahr der Versprödung durch Kornvergröberung bei Temperaturen oberhalb 950° ist beim ferritisch-karbidischen Chromguß erheblich geringer als beim kohlenstoffarmen ferritischen Chromstahl, weil die im Chromguß enthaltenen groben, netzförmigen Karbideinlagerungen dem Kornwachstum einen erheblichen Widerstand entgegensetzen.

Die *Bilder 4 bis 11* zeigen das Gefüge von zunderbeständigem Chromstahlguß im Gußzustand und nach 1000stündiger Glühung bei 900°. Während der Stahlguß mit 14 und 19 % Cr im Gußzustand feinperlitisches Gefüge zeigt, ist durch die Dauerglühung eine Zusammenballung der Karbide eingetreten, die eine merkliche Verbesserung der Zähigkeit mit sich bringt. Auch bei dem Guß mit 25 und 30 % Cr ist eine deutliche Einformung der Karbide zu sehen, im ganzen ist aber das Netzwerk noch erhalten und hat seine Maschenweite etwa beibehalten. Die Gefügeuntersuchung von Guß mit 30 % Cr nach 500-stündiger Glühung bei 1000° ergab ebenfalls keine merkliche Aenderung der Maschengröße des Netzwerkes gegenüber dem Gußzustand.

Bei der Verwendung der zunderbeständigen Chromstahlgußsorten ist die ziemlich geringe Warmfestigkeit, die auch durch die unterschiedlichen Chromgehalte praktisch nicht geändert wird, zu beachten. In *Zahlentafel 2* sind Anhaltszahlen für die Dauerbelastbarkeit bei verschiedenen Temperaturen angegeben. Dabei wurde als zulässige Dauerbelastung die Zugbeanspruchung angenommen, die bei 1000stündiger Einwirkung eine bleibende Dehnung von etwa 1 % erzeugt. Eine Festlegung der Dauerstandfestigkeit nach dem für niedere Temperaturen üblichen DIN-Vornorm-DVM-Prüfverfahren A 117/118 hat nach den Untersuchungen von A. Krisch[8]) keinen Sinn, weil bei höheren Temperaturen durch dieses Verfahren nicht mit Sicherheit erkannt werden kann, ob das anfängliche Dehnen des Werkstoffes mit der Zeit zum Stillstand kommt oder nicht. Aehnlich dem Verhalten beim Warmzerreißversuch zeigen auch beim Dauerbelastungsversuch die

[7]) Riedrich, G., und F. Loib: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 175/82 (Werkstoffaussch. 556). Bandel, G., und W. Tofaute: Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 307/20 (Werkstoffaussch. 569).

[8]) Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 325/33 (Werkstoffaussch. 528). Siehe auch Krisch, A., und S. Eckardt: Arch. Eisenhüttenw. 14 (1940/41) S. 451/53 (Werkstoffaussch. 536).

Zahlentafel 3. Anwendungsbeispiele von warmfestem und hitzebeständigem Chromstahlguß.

Stahl mit	Verwendung
3 % Cr + 0,4 % Mo[1])	Teile für Höchstdruckdampfanlagen.
4 bis 6 % Cr + 0,4 % Mo[2])	Teile für Treibstoffgewinnung und Erdölindustrie.
7 % Cr	Brennergehäuse, Steinhalter, Drosselklappen, Rauchgasschieber, Türrahmen, Bleibadtiegel.
14 % Cr	Glühköpfe und Glühschalen für Dieselmotoren, Türrahmen, Glasformen.
18 % Cr	Herdplatten, Roststäbe, Brennerdüsen, Türrahmen, Rohraufhängungen, Rohrwände für Hochleistungskessel, Einsatzkästen.
25 % Cr	Einsatzkästen, Glühretorten, Tiegel, Beförderungsrollen, Düsenmundstücke, Ofenplatten, Rührarme, Rührzähne, Ofenschienen, Kettenglieder.
30 % Cr	Retorten für Einsatzhärtung, Brennerköpfe für Oel-, Gas- und Kohlenstaubfeuerung, Roste für Hochleistungsfeuerungen.

[1]) Neuerdings 1 % Cr + 0,25 bis 0,50 % V. — [2]) Neuerdings 3 % Cr + 0,35 % V.

hitzebeständigen Chromstähle und der Chromguß vor dem Zubruchgehen infolge Ueberbelastung starke Dehnung und Einschnürung. Im allgemeinen wird sich also der bevorstehende Bruch eines überbelasteten Werkstückes durch die vorausgehende Verformung ankündigen.

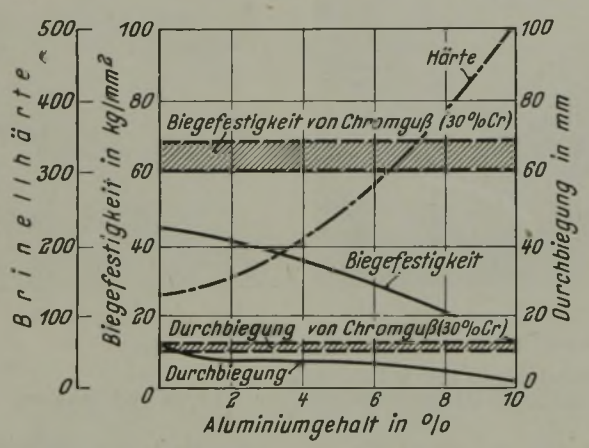


Bild 12. Einfluß des Aluminiumgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften von Gußeisen mit 3 % C und 2 % Si.

der verminderten Chromgehalte die Zunderbeständigkeit aufrechtzuerhalten, ist man gezwungen, erhöhte Siliziumgehalte, zum Teil auch besondere Zusätze an Aluminium zu verwenden. Beim Schmiede- und Walzgut ging man in dieser Beziehung weiter als beim Formguß, weil durch die Warmverformung die für die Zähigkeit ungünstige Wirkung von Silizium und Aluminium noch einigermaßen ausgeglichen werden kann, während dies beim Formguß nicht so leicht möglich ist. Während auf dem Gebiete der warmverformten Stähle schon durch die Chrom-Silizium-Aluminium-Stähle[2]) Erfahrungen über die Wirkung der Silizium- und Aluminiumzusätze zum Chromstahl vorliegen, müssen auf dem Gußgebiete solche Erfahrungen noch gesammelt werden. Obgleich schon früh von E. Scheil und E. H. Schulz[9]) gezeigt wurde, daß es möglich ist, einen bis 1200° zunderbeständigen Stahl durch Zusatz von 6 % Al und 6 % Cr zu erzielen, haben sich in der Praxis bisher nur Stähle mit höheren Chromgehalten und niederen Aluminiumzusätzen durchgesetzt, z. B. Stähle mit rd. 17 bis 22 % Cr und bis zu 2 % Al.

Auf dem Gebiete des Formgusses ist bisher nur ein Gußeisen mit rd. 3 % C und 6 bis 8 % Al bekannt geworden, welches gelegentlich zur Herstellung von Roststäben und

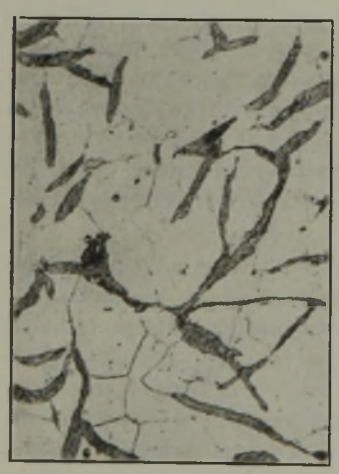


Bild 13. 0 % Al.

Bild 14. 4,9 % Al.

Bild 15. 5,7 % Al.

Bild 16. 9,4 % Al.

Bilder 13 bis 16. Einfluß des Aluminiumgehaltes auf das Gefüge von Gußeisen mit 3 % C und 2 % Si nach Glühung bei 950°. (× 240; geätzt mit alkoholischer Salpetersäurelösung.)

Einige Anwendungsbeispiele der besprochenen hitzebeständigen Chromstahlguß- und Chromgußgüten sind in *Zahlentafel 3* zusammengestellt. Sie lassen erkennen, daß es sich vorwiegend um mechanisch gering belastete Teile handelt. Für frei tragende Ofenschienen mit stärkerer Belastung z. B. in Schrittmacheröfen dagegen kann man die Verwendung austenitischer Stähle nicht vermeiden.

Zur Chromersparnis haben sich neuerdings Legierungen mit vermindertem Chromgehalt eingeführt. Um trotz

ähnlichen Teilen verwendet wird. *Bild 12* zeigt den Einfluß steigender Aluminiumgehalte auf die Festigkeitseigenschaften von Gußeisen mit 3 % C und 2 % Si. Mit steigendem Aluminiumgehalt nimmt die Härte stark zu, Biegefestigkeit und Durchbiegung nehmen jedoch infolge steigender Sprödigkeit ab. Zum Vergleich sind Biegefestigkeit und Durchbiegung von Chromguß mit 30 % Cr mit

[9]) Arch. Eisenhüttenw. 6 (1932/33) S. 155/60 (Werkstoffaussch. 189).

eingetragen. Der Grund für die zunehmende Sprödigkeit mit höheren Aluminiumgehalten ist aus den *Bildern 13 bis 16* ersichtlich. Der Graphitgehalt des Gußeisens geht mit steigendem Aluminiumgehalt immer mehr zurück, der Kohlenstoff wird zu einem aluminiumhaltigen Sonderkarbid abgebunden, welches die Ursache für die hohe Härte und Sprödigkeit ist. Ein Gußeisen mit 9 bis 10 % Al enthält praktisch keinen Graphit mehr.

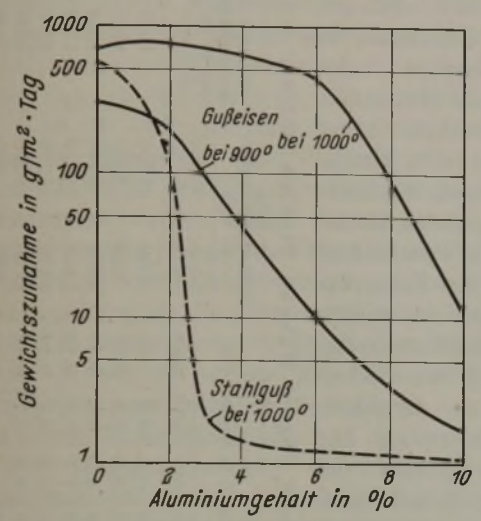


Bild 17. Einfluß des Aluminiumgehaltes auf die Zunderung nach 100stündiger Glühung an Luft von Gußeisen mit 3 % C und 2 % Si sowie von Stahlguß mit 0,2 % C.

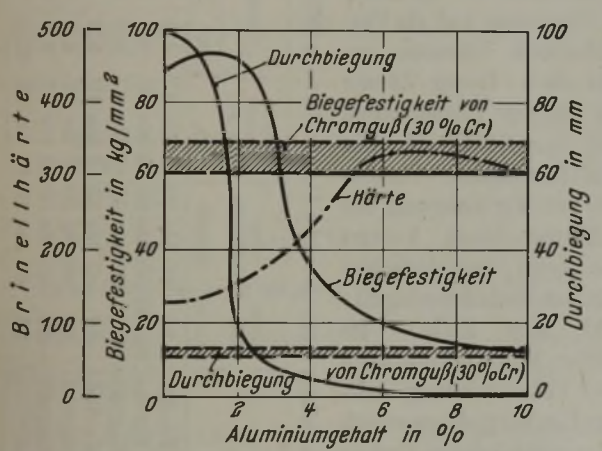


Bild 18. Einfluß des Aluminiumgehaltes auf die Festigkeitseigenschaften von Stahlguß mit 0,2 % C.

Bild 17 zeigt den Einfluß des Aluminiums auf die Verzunderung an Luft bei 900 und 1000°. Trotz dem sehr starken Einfluß des Aluminiums wird eine befriedigende Zunderbeständigkeit bei 900° erst bei 9 bis 10 % Al erreicht, bei 1000° würden sogar etwa 12 % Al nötig sein. Bei Gußeisen muß man also zur Erreichung guter Zunderbeständigkeit so viel Aluminium zusetzen, daß ein sehr spröder Werkstoff erhalten wird. Beim Zusatz von Aluminium zum Stahlguß dagegen reichen schon 3 bis 4 % Al aus, um eine brauchbare Zunderbeständigkeit bei 1000° zu erzielen. Allerdings nimmt auch die Zähigkeit, wie *Bild 18* zeigt, noch schneller ab als beim Gußeisen, so daß ein bei 1000° zunderbeständiger Aluminiumstahlguß merklich geringere Zähigkeit hat als der Chromguß mit 3 % Cr. Die stärkere Wirkung des Aluminiums im Stahlguß dürfte darauf zurückzuführen sein, daß hier nicht wie beim Gußeisen ein Teil des Aluminiums durch Karbidbildung der Grundmasse entzogen wird.

G. Bandel[10]) zeigte, daß die zunderbeständigen Aluminiumstähle sehr stark zur Stickstoffaufnahme neigen und daher beim Glühen in stickstoffhaltigen Gasen ihre Zunderbeständigkeit verlieren können. Diese Schwierigkeit wird behoben, wenn man nur einen Teil des Chroms durch Aluminium ersetzt, so daß man zu Stählen ähnlich den von Scheil und Schulz vorgeschlagenen kommt. Leider sind auch diese, wenn man keine Warmverformung vornehmen kann, bei Raumtemperatur sehr spröde. Man wird sie daher nur für einfachere Gußstücke, die im Gebrauch keinen großen Wärmespannungen ausgesetzt sind, verwenden können. Bei verwickelten Teilen wird es schwer sein, die Gußstücke überhaupt heil aus der Form zu bringen. Grundlegende Versuche über den Einfluß weiterer Legierungszusätze auf die Zähigkeit von aluminiumhaltigen Stählen wurden von H. Cornelius und W. Bungardt[11]) durchgeführt, leider ohne daß dabei ein gutes Mittel zur Steigerung der Zähigkeit gefunden wurde.

So wird die Verwendung hitzebeständigen Stahlgusses mit etwa 3 bis 6 % Cr und entsprechenden Aluminiumgehalten vorläufig beschränkt bleiben müssen auf die Fälle, bei denen die geringe Zähigkeit bei der Herstellung und Verwendung nicht stört. In der Warmfestigkeit oder Dauerbelastbarkeit verhält sich dieser Chrom-Aluminium-Stahl ebenso wie der ferritische Chromguß, d. h. die Dauerbelastbarkeit ist gering, bei Ueberbelastung bei hoher Temperatur geht die Probe nach sehr starker Dehnung zu Bruch.

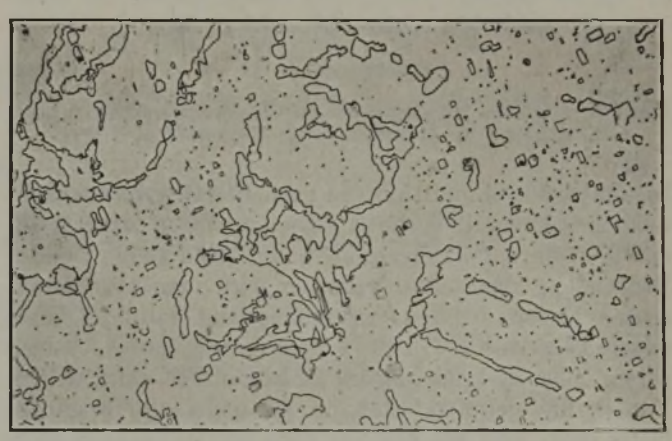


Bild 19. Gefüge von hitzebeständigem Stahlguß mit 20 % Cr und 15 % Ni.

(× 240; geätzt mit einer Lösung aus 50 cm³ konzentrierter HCl, 5 cm³ konzentrierter H_2SO_4 und 45 cm³ H_2O.)

Chrom-Nickel-Stahlguß.

Der Grund für die Verwendung hochlegierter Chrom-Nickel-Stähle zur Herstellung hitzebeständiger Teile liegt in erster Linie in ihrer besonders hohen Warmfestigkeit, die auf das Vorhandensein von stabilem Austenit zurückzuführen ist. Daneben spielt auch die höhere Zähigkeit bei Raumtemperatur eine Rolle. In *Zahlentafel 4* sind die gebräuchlichsten Stahlsorten dieser Gruppe zusammengestellt. Die höheren Kohlenstoffgehalte sind zum Teil auf das Bestreben zurückzuführen, eine Verbesserung der Vergießbarkeit zu erreichen, zum Teil sind sie auch auf den heute unvermeidlichen hohen Anteil an Umschmelzschrott im Einsatz zurückzuführen, der, wenn es sich z. B. um Bruchstücke von Einsatzhärteretorten handelt, erhebliche Kohlenstoffgehalte hat. Trotz der verhältnismäßig hohen, zur Bildung von Karbidnetzen auf den Korngrenzen *(Bild 19)* führenden Kohlenstoffgehalte und einer sehr starken Neigung zur Transkristallisation sind die Zähigkeitseigenschaften im Gußzustand bei Raumtemperatur recht gut *(Zahlentafel 4)*. Bei langsamer Abkühlung von hohen Temperaturen treten

[10]) Arch. Eisenhüttenw. 11 (1937/38) S. 139/44 (Werkstoffaussch. 384).

[11]) Arch. Eisenhüttenw. 13 (1939/40) S. 539/42.

in den Austenitkörnern zahlreiche feinste Karbidausscheidungen auf, die eine gewisse Versprödung verursachen.

Bild 20 zeigt die Lage der hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stahlgußarten im Dreistoffsystem im Vergleich zu den von P. Schafmeister und R. Ergang[12]) festgelegten Beständigkeitsgrenzen der verschiedenen Phasen nach Dauerglühung bei 800°. Ob diese, an kohlenstoffarmen Chrom-Nickel-Stählen bestimmten Beständigkeitsgrenzen auch bei den bei Formgußteilen häufig angewendeten etwas höheren Kohlenstoffgehalten gültig sind, ist zur Zeit noch nicht bekannt. Es wäre denkbar, daß die Beständigkeitsgrenzen infolge Abbindung von Chrom als Chrom-Eisen-Karbid zu etwas höheren Chromgehalten verschoben sind.

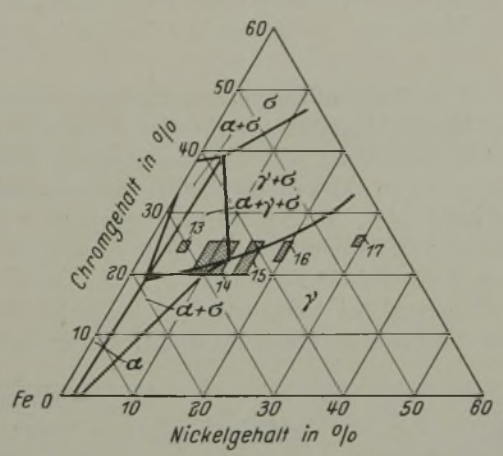


Bild 20. Lage der hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stähle nach Zahlentafel 5 im Dreistoffsystem Eisen-Chrom-Nickel.

Die Stähle 13, 14 und 15 liegen nach *Bild 20* ganz oder teilweise in Gebieten, in denen bei Dauerglühungen zwischen 600 und 900° die spröde Sigma-Phase auftreten kann. Bei der Verwendung dieser Stahlgußarten wird man also darauf achten müssen, daß ihre Verwendungstemperatur möglichst dauernd oberhalb 900° liegt. Gerade diese Stähle sind jedoch wegen einer Nickeleinsparung in letzter Zeit stark in den Vordergrund getreten. Stahl 16, der außerhalb dieses Gebietes liegt, wird zur Zeit nur noch für hochbeanspruchte Teile verwendet wie z. B. frei tragende Schienen in Hubbalkenherden, bei denen bei besonders schwierigen Betriebsverhältnissen die Warmfestigkeit des Stahles 15 nicht ausreicht. Die Stähle 17 und 18, die früher vielfach für Zyanhärtebadtiegel verwendet wurden, finden derzeit kaum noch Anwendung.

Wie aus der *Zahlentafel 4* hervorgeht, nimmt die Dauerbelastbarkeit bei höheren Temperaturen mit steigendem Nickelgehalt zu, obwohl eine sichtbare Aenderung des Gefügeaufbaues von etwa 12 % Ni an nicht mehr eintritt. Auffällig ist, daß der Stahl 13, obwohl er noch erhebliche Ferritmengen enthält, gegenüber den ferritischen Chromstählen erheblich günstigere Dauerbelastbarkeit hat. Das Verhalten der halbaustenitischen und austenitischen Chrom-Nickel-Stahlgußarten im Dauerbelastungsversuch ist insofern eigentümlich, als sie bei Ueberbelastung bei hohen Temperaturen (z. B. 1000°) ohne merkliche Verformung auf den Korngrenzen reißen im Gegensatz zu dem bei Raumtemperatur spröden ferritischen Chromguß, der, wie bereits gezeigt wurde, bei 1000° mit sehr starker Dehnung zu Bruch geht. Offensichtlich ist der Zusammenhalt in den Primärkorngrenzen beim Chrom-Nickel-Stahlguß für die Dauerbelastbarkeit maßgebend, während im Innern der Kristalle eine erheblich höhere Warmfestigkeit vorliegt. Hinzu kommt, daß der Chrom-Nickel-Stahl, wie ja auch schon vom Blockgut her bekannt, zu sehr starker Transkristallisation neigt und infolgedessen recht große Primärkörner entwickelt.

Wenn trotz der geschilderten Umstände die Dauerbelastbarkeit der Chrom-Nickel-Stahlgußarten wesentlich höher liegt als bei dem ferritischen Chromguß, so könnte man hoffen, durch Beeinflussung der Primärkorngröße oder des Korngrenzenstoffes noch eine weitere Steigerung der Warmfestigkeit beim Chrom-Nickel-Stahlguß zu erreichen. Eine Verringerung der Primärkorngröße ist beim Chrom-Nickel-Stahlguß jedoch bisher nur durch Senkung der Gießtemperatur möglich, der natürlich mit Rücksicht auf die Vergießbarkeit Grenzen gesetzt sind. Durch Zusatz von kleinen Titanmengen oder von Stickstoff, der beim ferritischen Chromguß zur Verfeinerung des Gußkornes führt, kommt man beim austenitischen Chrom-Nickel-Stahlguß nicht zum Ziele. Im gleichen Sinne müßte auch eine Verschmiedung wirken. Ein Vergleichsversuch mit geschmiedeten Proben ließ jedoch bei Stahl 14 keine höhere Dauerbelastbarkeit erkennen als im Gußzustand.

Während bei den hitzebeständigen Chromstählen der erhöhte Kohlenstoffgehalt keinen merklichen Einfluß auf die Zunderbeständigkeit hat, kann bei den Chrom-Nickel-Stählen ein gewisser Einfluß festgestellt werden. Bei z. B. einem Stahl mit 27 % Cr und 20 % Ni trat zwar bei erhöhten Kohlenstoffgehalten keine verstärkte Oberflächenverzunderung bei 1100° an Luft ein, im Schliffbild konnte jedoch festgestellt werden, daß ein bevorzugter Zunderan-

Zahlentafel 4. Eigenschaften von üblichen hitzebeständigen Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Stahlgußsorten.

Stahl Nr.	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Gefüge	Streckgrenze kg/mm²	Zugfestigkeit kg/mm²	Bruchdehnung (L = 5 d) %	Dauerbelastbarkeit[1]) in kg/mm² bei 600°	700°	800°	900°	1000°	1100°	Zunderbeständigkeit an Luft: Dauertemperatur in °C	Zunderbeständigkeit an Luft: Höchsttemperatur in °C	Mittlerer Ausdehnungsbeiwert von 20 bis 800° 10^{-6} m/m °C	Schwindmaß %	Spezifisches Gewicht g/cm³
13	0,20 bis 0,60	1	—	25	4 bis 6	Austenit + Ferrit	35	60 bis 70	4 bis 8	4,0	2,5	1,0	0,4	0,2	—	1000	1050	18,5	2,0	7,7
14	0,20 bis 0,60	1	—	20 bis 25	8 bis 12	Austenit + Ferrit	rd. 30	50 bis 60	10 bis 20	8,0	4,5	2,0	0,8	0,4	0,08	950	1050	18,5	2,0	7,7
15	0,20 bis 0,60	1	—	20 bis 25	14 bis 16	Austenit + Karbid	25	50 bis 55	7 bis 9	8,0	5,0	2,5	1,0	0,5	0,10	1050	1100	18,4	2,0	7,7
16	0,20 bis 0,60	1	—	22 bis 25	19 bis 20	Austenit + Karbid	25	47 bis 52	8 bis 10	8,0	5,0	2,8	1,3	0,6	0,12	1100	1150	17,6	2,0	7,8
17	0,20 bis 0,60	1	—	26 bis 27	29 bis 30	Austenit + Karbid	25	45 bis 50	10 bis 12	8,0	5,0	3,0	1,5	0,7	0,14	1150	1200	16,9	2,0	8,0
18	0,20 bis 0,60	1	—	17 bis 20	60	Austenit + Karbid	25	45 bis 50	10 bis 12	8,0	5,0	3,0	1,5	0,7	0,14	1150	1200	19,0	2,0	8,2
19	0,15 bis 0,30	1 bis 2	10 bis 15	12 bis 15	bis 2	Austenit	35	60 bis 70	10 bis 12	12,0	7,0	2,0	—	—	—	850	950	20,0	2,0	7,8

[1]) Auf Grund einer bleibenden Dehnung von 1 % in 1000 h.

[12]) Arch. Eisenhüttenw. 12 (1938/39) S. 459/64.

griff entlang den in den Korngrenzen abgelagerten Karbidnetzen eintritt, der jedoch auch schon bei einem Kohlenstoffgehalt von nur 0,18 % zu beobachten war. Gänzlich zu vermeiden wäre dieser Angriff auf den Korngrenzen wohl nur bei sehr niedrigen Kohlenstoffgehalten. Bei einer Steigerung des Kohlenstoffgehaltes von 0,18 bis 1,2 % ist jedoch keine Verstärkung dieser Erscheinung zu beobachten. Danach wird es trotzdem gerechtfertigt sein, gelegentlich erhöhte Kohlenstoffgehalte anzuwenden, wenn z. B. bei schwierigen Gußstücken durch diese Maßnahme das Auftreten von Mikrolunkern vermieden werden kann.

Bei den physikalischen Eigenschaften *(Zahlentafel 4)* ist vor allem der hohe Ausdehnungsbeiwert zu beachten, der besonders beim Zusammenbau von Chrom-Nickel-Stahlteilen mit Bauteilen aus ferritischen Stählen berücksichtigt werden muß. Neben der hohen Warmfestigkeit kann in besonderen Fällen die hohe Zähigkeit der austenitischen oder halbaustenitischen Chrom-Nickel-Stähle ausschlaggebend für die Verwendung sein. Die Wärmeleitfähigkeit ist ebenso gering wie bei den hochlegierten Chromstählen. Wegen der höheren Zähigkeit bei Temperaturen unter Rotglut sind trotzdem die Gußteile aus hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stahlteilen viel unempfindlicher gegen schnellen Temperaturwechsel. Die Empfindlichkeit gegen schwefelhaltige Gase nimmt mit steigendem Nickelgehalt zu, ist jedoch bis etwa 10 % Ni bei ausreichend hohem Chromgehalt noch erträglich.

Verwendung dieses Stahles ist dadurch begründet, daß mit Rücksicht auf die Bildung intermetallischer Verbindungen der Chromgehalt nicht über 15 % gesteigert werden kann und außerdem der hohe Mangangehalt sich ungünstig auf die Zunderbeständigkeit auswirkt.

Ueber eine andere Möglichkeit zur Nickelersparnis in warmfesten Stählen haben F. Rapatz[13]) sowie R. Scherer, G. Riedrich und H. Kessner[14]) berichtet. Durch geeignete Stickstoffzusätze zum Chrom-Nickel-Stahl ist es möglich, stabilen Austenit bei erheblich erniedrigten Nickelgehalten zu erzielen. Diese stickstoffhaltigen Chrom-Nickel-Stähle haben vorzügliche Warmfestigkeit. Auf dem Gebiete des Formgusses waren bisher nur geringe Stickstoffzusätze als Mittel zur Kornverfeinerung bei ferritischem Chromguß bekannt. Auf Grund der guten Erfahrungen beim Walzgut wird es aber notwendig sein, jetzt auch beim hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stahlguß den Einfluß von Stickstoffzusätzen zu untersuchen. Für den Gießer erscheint der Stickstoffzusatz etwas schwieriger als für den Hersteller warmverformter Stähle, weil bei den unterschiedlichen Erstarrungsbedingungen in der Form eher eine Stickstoffabscheidung in Gestalt von Gasblasen eintreten könnte als im Block, und weil er im allgemeinen höhere Gießtemperaturen anwenden muß als beim Blockguß. Für den Gießer wird es also bei der Verwendung von Stickstoff als Legierungselement ganz besonders darauf ankommen, durch richtige Bemessung des in der Schmelze eingebrachten Stickstoffgehaltes und durch geeignete Temperaturführung der Schmelze Gasblasenabscheidung im Gußstück mit Sicherheit zu vermeiden.

Zahlentafel 5.
Anwendungsbeispiele für die Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Stahlgußsorten nach Zahlentafel 5.

Stahl mit	Verwendung
25 % Cr + 4 bis 6 % Ni 20 bis 25 % Cr + 8 bis 12 % Ni	Rohraufhängungen, Rohrwände für Hochleistungskessel, einseitig erwärmte Teile, z. B. Kaminschieber. Verwendungszweck ähnlich wie Chromguß mit 30 % Cr, jedoch für mechanisch höher beanspruchte Teile, unempfindlich gegen Wärmespannungen und Stoß, z. B. Rührarme, Bleibadtiegel. Gegen schwefelhaltige Gase ziemlich unempfindlich.
20 bis 25 % Cr + 14 bis 16 % Ni	Herdschienen, Glühretorten.
22 bis 25 % Cr + 19 bis 20 % Ni	Einsatzkästen, Herdschienen, Glühretorten, Kettenglieder, Herdeinsätze für Glühöfen, Glühschnecken, Glaswannen und Abdeckplatten.
26 bis 27 % Cr + 29 bis 30 % Ni	Einsatzkästen, Herdplatten, Herdschienen, Durferrittiegel.
10 bis 15 % Mn + 12 bis 15 % Cr + 2 % Ni	Wie Stahl 13, jedoch bis höchstens 950°.

Einige Anwendungsbeispiele der hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stahlgußarten sind in *Zahlentafel 5* zusammengestellt. Zur Einsparung von Nickel ist neuerdings die Verwendung des hitzebeständigen Chrom-Nickel-Stahlgusses weitgehend eingeschränkt. Bevorzugt werden derzeit die Stahlgüten mit den niedrigen Nickelgehalten (Stähle 13 bis 15), die im wesentlichen nur noch für tragende Ofenteile wie Herdschienen, Förderkästen und -ketten verwendet werden. Ueber die schon geschilderte vorwiegende Verwendung möglichst nickelarmer Stähle hinaus, die jedoch ihre Grenzen hat, bestehen zur Zeit nur geringe weitere Ersparnismöglichkeiten bei hitzebeständigen Teilen, die neben guter Zunderbeständigkeit hohe Warmfestigkeit haben sollen.

Bis zu etwa 950° kann an Stelle von Chrom-Nickel-Stahlguß der austenitische Chrom-Mangan-Silizium-Stahl verwendet werden (Stahl 19). Bisher ist dieser als Walzwerkstoff[2]) seit einigen Jahren gängige Stahl in Gestalt von Formgußteilen noch wenig in Gebrauch wegen der allen manganreichen Stählen anhaftenden unangenehmen Gießeigenschaften. Die Temperaturgrenze von 950° für die

Zusammenfassung.

Es wird ein Ueberblick über Zusammensetzung, Eigenschaften und Anwendung von gebräuchlichen warmfesten Chrom-Molybdän-Stahlgußarten, hitzebeständigen Chromstahlguß- und Chromgußarten sowie von hitzebeständigen Chrom-Nickel- und Chrom-Mangan-Stahlgußarten gegeben. Die Besonderheiten, die sich aus der Formgebung durch Gießen für den Aufbau der Legierungen und für die Eigenschaften der aus ihnen gefertigten Werkstücke ergeben, werden herausgestellt. Im Anschluß an die Besprechung der bisher üblichen Stahlgußzusammensetzungen werden jeweils die bestehenden Möglichkeiten zur Einsparung von Legierungsmetallen wie Molybdän bei warmfestem Guß, Chrom und Nickel bei hitzebeständigem Guß erörtert.

[13]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1073/78 (Werkstoffaussch. 564).

[14]) Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 347/52 (Werkstoffaussch. 585).

Umschau.

Stand der elektrischen Hochofengasreinigung in Amerika.

Während auf den deutschen Hochofenwerken schon seit mehreren Jahrzehnten das Bestreben nach einer möglichst hochwertigen Reinigung des Gichtgases gegangen ist und vor allem in den letzten zehn Jahren hier bedeutende Fortschritte erzielt wurden[1]), hat in den Vereinigten Staaten von Nordamerika eigentlich erst die neuzeitliche Entwicklung der Wärmewirtschaft auf den dortigen Hüttenwerken die Veranlassung gegeben, nunmehr endlich auch zur Feinreinigung des Hochofengases überzugehen, so daß Grobreinigungsanlagen heute nicht mehr errichtet werden. Während im Jahre 1929 in Uebersee nur eine Feinreinigungsanlage mit einer Stundenleistung von 26 000 Nm³ in Betrieb war, waren 1940 schon 33 Abscheider mit 2,5 Mill. Nm³ Stundenleistung vorhanden, davon 5 in Indien und 6 in Australien.

C. W. Hedberg und L. M. Roberts gaben vor einer Fachversammlung einen umfassenden Ueberblick über die Entwicklung der Arbeitsweise und Arbeitsgebiete der elektrischen Gasreinigung in Amerika seit dem Jahre 1930, wobei besonders die Ausführungen über die Gichtgasreinigung bemerkenswert sind[2]). Schwierigkeiten traten in den ersten Jahren der praktischen Erprobung ähnlich wie in Deutschland[3]) auf, u. a. besonders durch örtliche Staubabscheidungen an den Elektroden, bis die Anwendung einer dauernden Berieselung oder Bespritzung der Elektroden mit Preßwasser diese Störungen beseitigte. Für die amerikanische Hochofengasreinigung werden fast ausschließlich senkrechte Röhren-Elektrofilter verwendet, wobei das Rohr als Sammelelektrode und die Drähte als Sprühelektroden dienen. Die Anordnung gleicht den 1928/29 errichteten deutschen ELGA-Trockenelektrofilter-Anlagen[1])[3]) in Huckingen, Witkowitz usw. Um Ansätze an der Innenseite der Elektrofilterrohre zu vermeiden, wird jedoch heute bei den amerikanischen Anlagen ein Wasserfilm über die Rohrinnenwände geleitet, wobei eine Wassermenge von 0,5 l/min für die Fläche eines Rohres von 20 cm Innendurchmesser genügt. Diese Menge wird zwei- oder dreimal täglich auf etwa 18,5 l/min für eine Dauer von 5 min erhöht. Außerdem werden, was besonders bemerkenswert ist, diesem Berieselungswasser chemische Stoffe, die den Flüssigkeitsgrad des Wassers verändern, zugesetzt, z. B. eine 1prozentige Wasserglaslösung, wodurch eine bessere Benetzung des Staubes erreicht wird. Diese Zugabe wird zwar nicht als unbedingt erforderlich angesehen, aber sie soll wesentlich zur Vermeidung von Ansatzbildungen an den Niederschlagsrohren beitragen.

Der Stromverbrauch wird für die amerikanischen Anlagen mit 0,14 bis 0,35 kWh/1000 Nm³ Gichtgas angegeben; er ist abhängig von der gereinigten Gasmenge und der gewünschten Reinheit. Der gesamte Wasserverbrauch einschließlich Elektrodenberieselung schwankt je nach den Gasverhältnissen zwischen 200 und 670 l/1000 Nm³ Gas. Bei ständiger Ueberwachung kann auch salzhaltiges, z. B. Meerwasser, verwendet werden, sowie Kreislauf-Klärwasser mit nicht allzu hohen Gehalten an Schwebestoffen und im Wasser gelösten Stoffen. Der Druckverlust des Gichtgases in der Anlage zwischen Gaseintritt und Gasaustritt liegt unter 10 mm WS. Erfolgt nur eine Vorreinigung des Gases, so wird auf etwa 0,5 bis 0,6 g/Nm³ gereinigt, bei Reingas liegt der Reinheitsgrad um 0,02 g/Nm³, entspricht also den deutschen Anforderungen für „Gasmaschinenreinheit", die man übernommen hat. Die Betriebskosten einschließlich Strom-, Dampf- und Wasserverbrauch werden mit 0,18 c/1000 Nm³ angegeben. Bei anderen Reinigungsanlagen liegen sie weit über 0,36 c, also doppelt so hoch.

Bemerkenswert sind die Ausführungen über die Reinigung des Gichtgases von zwei Ferromanganhochöfen, bei denen bekanntlich der Feinstaubgehalt wesentlich höher als beim normalen Roheisenbetrieb liegt, zumal da es sich hier um Staub von ganz besonderer Feinheit handelt. Außerdem sind die Gicht- und damit die Gastemperaturen wesentlich höher, so daß die Reinigung dadurch erschwert wird. Auch lagen bisher keinerlei Erfahrungen über die Reinigung eines solchen Gichtgases vor. Durch Vorversuche an einer kleinen Anlage wurden daher zuerst die grundsätzlichen Reinigungsbedingungen geklärt, wobei sich ergab, daß es durch Kühlung des Gases unter gleichzeitiger Zugabe einer begrenzten Menge von Wasserdampf möglich ist, die Reinigung bis auf 0,14 g/Nm³ oder darunter durchzuführen. Der abgeschiedene Staub fällt hierbei trocken an. Die in der Versuchsanlage zugeführte Dampfmenge entspricht etwa der Wassermenge, die man im Betrieb auf der Hochofengicht einspritzen könnte. Auf Grund dieser Erfahrungen wurde eine Großanlage für eine Leistung von 100 000 bis 120 000 Nm³ je h errichtet. Mit acht parallel geschalteten Einheiten war die Reinigung reichlich bemessen, so daß genügend Bereitschaft für Betriebsausfälle vorhanden war. Verwendet wurden ebenfalls Röhrenelektrofilter, die jedoch nicht, wie sonst üblich, von einem Schutzgebäude (als Kälteisolierung) umgeben waren. Auf diese Weise traten größere Wärmeabstrahlungsverluste und damit eine natürliche Kühlung des Gases ein, die zur elektrischen Abscheidung erforderlich und zweckmäßig war. Jede Filtereinheit ist in zwei Abteilungen aufgeteilt, von denen jede 42 Rohre von 254 mm Durchmesser und 4,57 m Länge hat. Das Rohgas tritt oben in die erste Abteilung ein, die es nach unten durchströmt. Nach dem Durchgang durch dieses elektrische Feld strömt das vorgereinigte Gas nach oben durch die danebenliegende Abteilung und gelangt beim Austritt aus dem zweiten elektrischen Feld in die Reingasleitung. Selbsttätig arbeitende Klopfer entfernen den an den Elektroden sich sammelnden Staub, der nach unten in einen Sammelbunker fällt. Auch die Gastemperatur und die Gasfeuchtigkeit werden selbsttätig in den den Betriebserfordernissen entsprechenden Grenzen geregelt. Es wurde festgestellt, daß der im Gas enthaltene Feuchtigkeitsgehalt infolge der Wassereinspritzung auf der Gicht etwa so hoch lag, wie zur Reinigung erforderlich war, so daß praktisch keine besondere Ueberwachung des Feuchtigkeitsgehaltes erforderlich war. Schwierigkeiten bereitete gelegentlich das Entleeren des Staubsammelbunkers unter den Elektrofiltereinheiten und die Entfernung des abgeschiedenen Filterstaubes, da es sich um Mengen von täglich 24 t eines Feinstaubes von äußerst geringem spezifischen Gewicht handelt. Der Staubgehalt im Reingas lag bei etwa 0,13 g/Nm³ und darunter, was zur Beheizung von Winderhitzern und Kesseln genügte.

Die Gichtgase von Gießereieisen-Hochöfen verlassen ebenso wie die der Ferromanganöfen die Gicht mit sehr hohen Temperaturen. Außerdem enthalten sie große Mengen eines äußerst feinen Staubes. Weiter sind im Gas dieser amerikanischen Hochöfen Teerdämpfe enthalten, die je nach der zugesetzten Kohlenmenge schwanken. Da der Hochofenbetrieb hohe Windtemperaturen verlangt, müssen eng gegitterte Winderhitzer mit Feingasbeheizung verlangt werden. Versuche, dieses Gas durch Naßreinigung (Desintegratoren) zu reinigen, schlugen fehl, da die Teerdämpfe kondensierten und mit den feinen Staubteilchen pechartige Ansätze bildeten, die die Wäscher und Leitungen verstopften. Auch die Beseitigung des Schlammwassers bereitete wegen des Phenolgehaltes im Wasser beträchtliche Schwierigkeiten.

Die Reinigung des Gichtgases mußte also bei einer über dem Taupunkt des Teers liegenden Temperatur erfolgen, etwa im Bereich zwischen 175 und 315°. Man wählte hierzu eine Elektrofilter-Plattenreinigung aus drei Einheiten mit vorgeschaltetem Staubsack, wobei für die Ausströmelektroden in bekannter Weise Draht verwendet wurde. Das Rohgas durchläuft zuerst einen zylinderförmigen Außenmantel von oben nach unten und strömt an der Außenwand der Plattenelektrofilter vorbei, so daß es für diese als Wärmeschutz dient, um dann durch das Plattenelektrofilter mit dem elektrischen Sprühfeld nach oben in die Reingasleitung zu treten. Die ganze Anlage mußte mit den Rohrleitungen wegen der Gefahr der Teerkondensation sorgsam wärmeisoliert werden. Für die Reinhaltung der Sammelelektroden wurden Schrapper, für die Staubentfernung von den Sprühdrähten Klopfer verwendet. Der Gesamtabscheidegrad beträgt 97,5 %. Der abgeschiedene Staub ist vollkommen frei von Teer. Die durch die Feinreinigung mögliche Erreichung hoher Windtemperaturen infolge Verwendung eng gegitterter Winderhitzer und die Vermeidung von Schäden im Winderhitzerbetrieb durch weitgehende Entfernung von Staub aus dem Gichtgas hat die Reinigungsanlage besonders wirtschaftlich gemacht.

Nach einer Beschreibung der elektrischen Entteerungsanlagen wird berichtet, daß seit 1927 über 60 Elektrofilter dieser Art errichtet wurden mit einer Leistung von 20 Mill. Nm³ je Tag. Im allgemeinen verwendet man in Amerika das Röhrenelektrofilter mit Rohren von 150 bis 200 mm Dmr. und 2,75 m Länge. Der Abscheidegrad liegt zwischen 90 und 95 % Teer

[1]) Guthmann, K.: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 865/70 u. 883/91 (Wärmestelle 297 u. Hochofenaussch. 201).

[2]) Iron Coal Tr. Rev. 141 (1940) S. 379/81 u. 448/49.

[3]) Guthmann, K.: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 529/39 (Hochofenaussch. 127).

und Oel und erreicht gelegentlich auch 98 %. Der Stromverbrauch wird mit 0,14 bis 0,35 kWh/1000 Nm³ angegeben. Besonders hervorgehoben wird der niedrige Druckverlust von weniger als 6 mm WS gegenüber 200 mm WS und darüber bei Teerreinigungsanlagen anderer Verfahren.

In manchen Fällen, besonders in der chemischen Industrie, ist die Feinreinigung von Hochdruckgas von besonderer Bedeutung, zumal wenn feste und flüssige Teilchen aus dem Gas entfernt werden sollen. Auch hierzu werden neuerdings elektrische Gasreinigungsanlagen verwendet, die das Hochdruckgas im kalten Zustand weitgehend reinigen. Im allgemeinen gleichen diese Sonderelektrofilter einer elektrischen Entteerungsanlage. Allerdings mußten einige besondere Vorkehrungen getroffen werden, die auf den hohen Druck des Gases Rücksicht nehmen, z. B. bei der Einführung der Hochspannung in den unter Hochdruck stehenden Filterraum. Außerdem erfordert der hohe Gasdruck höhere Spannungen, als sonst üblich ist. Bei diesen Anlagen wurde eine Entstaubung auf 0,5 mg/m³ (15°, 760 mm QS) erreicht, so daß das Gas reiner als die Außenluft ist, deren Staubgehalt in der Stadt mit etwa 5 mg/m³ und in Eisenhüttenwerken mit etwa 15 mg/m³ angegeben wird[4][5].

Kurt Guthmann.

Die ausschlaggebenden Reaktionen bei den Herdfrischverfahren.

In einer allgemein gehaltenen Abhandlung setzt sich B. M. Larsen[1]) mit der Frage auseinander, welches die den Ablauf der Herdfrischverfahren bestimmenden Reaktionen seien. Er weist einleitend darauf hin, daß das Bemühen, die Kunst der Stahlerzeugung auf eine wissenschaftliche Grundlage zu stellen, um eine bessere Ueberwachung der Erzeugnisse zu sichern, vor allem eine strenge Prüfung jeder theoretischen Annahme erfordere; besonders sorgfältig müsse zwischen bestimmenden Einflüssen und solchen nur untergeordneter Art unterschieden werden. Natürlich seien für die Reaktionsrichtung die Metall-Schlacken-Gleichgewichte, die gewöhnlich mehr oder weniger erreicht würden, von erster Bedeutung; ein klares Bild des Gesamtvorganges könne aber nur gewonnen werden, wenn die wirklichen Geschwindigkeiten der verschiedenen Reaktionen und ihre Eigenheiten berücksichtigt würden. Die hohen Temperaturen der Stahlschmelzöfen könnten zu dem Gedanken verleiten, alle Reaktionen verliefen sehr schnell; in Wirklichkeit gelte das aber für einzelne derselben nicht, und gerade die Erkenntnis der Ursache dieses Verhaltens sei entscheidend für das Verständnis des Gesamtschmelzablaufes.

B. M. Larsen setzt sich das Ziel, darzulegen und zu beweisen, daß die Entkohlung die entscheidende Reaktion sei, daß ihr Ablauf die Höhe der Sauerstoffdrücke in der Schlacke und im Bad bestimme, die Badbewegung bewirke und den Gesamtverlauf der Umsetzungen regele. Für die deutschen Stahlwerker und Metallurgen ist diese Erkenntnis nicht neu. In den Abhandlungen von H. Schenck[2]) wurden ähnliche Ansichten schon um das Jahr 1930 vertreten; weiterhin haben die Arbeiten des Kaiser-Wilhelm-Instituts für Eisenforschung über die Entkohlungsreaktion[3]), die Untersuchungen von G. Leiber[4]) über den Frischverlauf beim Siemens-Martin-Verfahren und in jüngster Zeit auch die Untersuchungen über die Windfrischverfahren, vor allem diejenigen von W. Eichholz, W. Behrendt und Th. Kootz[5]), den überragenden Einfluß des Kohlenstoffs auf den Reaktionsablauf der Stahlerzeugungsverfahren überzeugend herausgestellt. Schließlich sind die früher von F. Beitter[6]) aufgestellten Richtkurven für die Entkohlungsreaktion eine technische Anwendung der Erkenntnis des Stahlwerkers, daß mit der Beherrschung und Regelung der Entkohlungsreaktion alle übrigen Umsetzungen in eine bestimmte Richtung gezwungen werden können. So verdankt denn auch diese Abhandlung von Larsen ihre leitenden Grundgedanken fast ausschließlich dem deutschen Schrifttum, wenn dieses auch nur sehr spärlich angeführt ist. Sie ist zugleich ein Schulbeispiel dafür, mit welcher Aufmerksamkeit das deutsche metallurgische Schrifttum in den Vereinigten Staaten verfolgt und ausgewertet wird. Im folgenden soll versucht werden, zu zeigen, wie sich unsere deutschen metallurgischen Erkenntnisse im Spiegel dieser Abhandlung darbieten.

Zunächst befaßt sich B. M. Larsen mit der Geschwindigkeit solcher Reaktionen, die sich innerhalb der Eisenschmelze vollziehen oder in einem Austausch und in doppelten Umsetzungen zwischen den Bestandteilen des Stahlbades und der Schlacke bestehen. Die Windfrischverfahren, das Perrinverfahren[7]), die Reaktion zwischen Roheisenschmelzen und Kalziumkarbid, die E. P. Barret, W. F. Holbrook und C. E. Wood[8]) zur Entschwefelung des Roheisens heranzogen[9]), und den Vorgang der Beruhigung des Stahles mit Aluminium bei der Probenahme führt er als Beispiele dafür an, wie schnell sich solche Reaktionen vollziehen können, wenn eine große wirksame Berührungsfläche zwischen den reagierenden Stoffen besteht oder durch Rühren erzielt wird (die drei ersten Beispiele), oder aber die Reaktion sich vorwiegend innerhalb der Eisenschmelze vollzieht (letztes Beispiel). Die Erörterungen, die er daran über die Verteilung des Eisenoxyduls und der Sulfide zwischen Stahlbad und Schlacke, über die Manganreaktion, die Entphosphorungsreaktion und die Desoxydation mit Aluminium und Silizium anschließt, führen zu dem Ergebnis, daß diejenigen Teilvorgänge dieser Reaktionen, die sich innerhalb der Eisenschmelze vollziehen, und auch diejenigen, die innerhalb der Schlacke ablaufen, z. B. die Bildung des Kalziumsulfids aus dem Eisensulfid und die der Kalziumphosphate aus dem Eisenphosphat, wahrscheinlich sehr schnell verlaufen, der Gesamtvorgang jeweils aber durch die Geschwindigkeit bestimmt wird, mit der der jeweils wichtigste Reaktionsteilnehmer der Schlacke, z. B. das Eisenoxydul, zur Reaktion mit den Bestandteilen der Eisenschmelze gelangt. Dieser Teil der Abhandlung erreicht den Stand der Erkenntnisse, die im deutschen Schrifttum niedergelegt sind, nicht ganz, so daß die vorstehenden Hinweise genügen mögen.

Die Betrachtungen über die Entkohlungsreaktion gehen aus von der Feststellung, daß die „angeborene" Geschwindigkeit dieser Reaktion bei den hohen Temperaturen sehr groß sei, was außer durch den Ablauf der Windfrischverfahren bei den Herdfrischverfahren z. B. durch die Heftigkeit des Kochens angezeigt würde, die zu beobachten ist, wenn hochkohlenstoffhaltiges Eisen zu niedergeschmolzenem Schrott mit hohem Oxydgehalt gegeben wird. Der langsamere Ablauf der Entkohlungsreaktion, den man bei den Herdfrischverfahren beobachte, der oft genug auf 0,05 bis 0,10 % C/h sänke, könne einmal bedingt sein durch eine langsame Nachlieferung des Eisenoxyduls aus der Schlacke an das Bad, sodann aber auch dadurch, daß die physikalischen Bedingungen für die Bildung der Kohlenoxydblasen im Bad nicht günstig seien oder durch beide Umstände zugleich. Diesen Erörterungen geht eine eingehende Beschreibung der Beobachtungen voraus, die F. Körber und W. Oelsen[10])[3]) bei Untersuchungen über den Ablauf der Entkohlungsreaktion in kleinen Sandtiegeln im Laboratorium machten. Danach zeigt die Entkohlungsreaktion, bei der sich eine Gasphase aus einer flüssigen Phase bildet, alle jene Verzögerungserscheinungen, die von anderen Siedevorgängen bekannt sind. Innerhalb der Stahlschmelze und auch an ihrer Berührungsfläche mit einer flüssigen Schlacke bilden sich die ersten Kohlenoxydblasen nur selten, auch wenn das Gleichgewicht der Entkohlungsreaktion weit überschritten ist, während an den Stellen, an denen das Stahlbad mit festen Stoffen in Berührung steht, die Blasenbildung sehr viel leichter erfolgt, so daß von ihnen aus die Entkohlungsreaktion ihren Ausgang nimmt.

[4]) Lehmann, K. B., H. Engel und F. Wenzel: Der Staub in der Industrie. Berlin 1925.

[5]) Guthmann, K.: Industrieblatt 40 (1935) Nr. 12, S. 5/7.

[1]) Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1319, 12 S., Metals Techn. 8 (1941) Nr. 3.

[2]) Arch. Eisenhüttenw. 3 (1929/30) S. 571/76 (Stahlw.-Aussch. 182); Schenck, H., W. Riess und E. O. Brüggemann: Z. Elektrochem. 38 (1932) S. 562/68. Schenck, H.: Einführung in die physikalische Chemie der Eisenhüttenprozesse, Bd. 2. Berlin 1934. S. 263, Zahlentafel 14.

[3]) Siehe Körber, F., W. Oelsen, G. Thanheiser und P. Bardenheuer: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 181/208 (Stahlw.-Aussch. 302).

[4]) Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 18 (1936) S. 135/47; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 135/47; 57 (1937) S. 237/49 (Stahlw.-Aussch. 322).

[5]) Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 61/72. Kootz, Th.: Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1053/64 (Stahlw.-Aussch. 391).

[6]) Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 369/75 u. 398/404 (Stahlw.-Aussch. 250).

[7]) Perrin, R.: Rev. Metall., Mém., 30 (1933) S. 1/10 u. 72/84; 32 (1935) S. 466/68; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 558/59; 56 (1936) S. 171.

[8]) Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Techn. Publ. Nr. 1131, 15 S., Metals Techn. 6 (1939) Nr. 8; vgl. Stahl u. Eisen 60 (1940) S. 412.

[9]) Ein noch besseres Beispiel wären die Reaktionen der Entschwefelung des Roheisens mit Soda.

[10]) Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 17 (1935) S. 39/61; Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 181/208.

Zur Stütze dieser auf Grund der Laboratoriumsversuche gewonnenen Auffassung führt B. M. Larsen eine Reihe von Beobachtungen beim Herdfrischverfahren an. So weisen die sehr geringen Temperaturunterschiede im Bad und die fast völlige Gleichheit der Kohlenstoffgehalte und auch der Mangan-, Phosphor- und Schwefelgehalte am Boden und in den oberen Schichten des Bades darauf hin, daß sich die Kohlenoxydblasen nicht sogleich unter der Schlackenschicht bilden können, wo die Sauerstoffgehalte des Bades am höchsten sein müssen. Wäre das nämlich der Fall, so müßte die Stahlschmelze zur Herdsohle hin immer kälter werden, höhere Kohlenstoffgehalte aufweisen und auch in ihren Mangan-, Phosphor- und Schwefelgehalten weiter vom Gleichgewicht mit der Schlacke entfernt sein als in den oberen Teilen. Die Kohlenoxydblasen müßten daher vorwiegend an der Herdsohle entstehen, soweit sie nicht durch anhaftende Schlacke geglättet sei[11]). Die dort gebildeten Blasen steigen auf, wachsen dabei unter Aufnahme weiteren Kohlenoxyds aus dem Bad und rufen so die starke Rührwirkung hervor, die die Gehalte und die Temperatur des

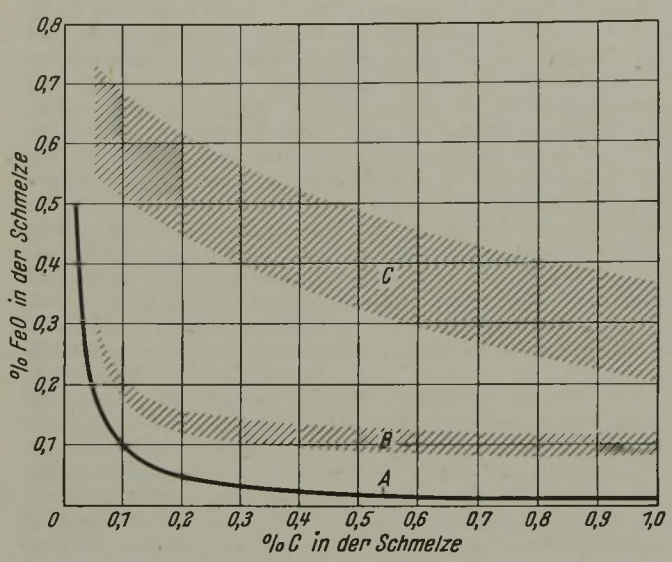


Bild 1. Kurve A: Gleichgewicht zwischen Kohlenstoff und Eisenoxydul im Bad bei $p_{CO} = 1\,kg/cm^2$.
Bereich B: Beobachtete Werte der Kohlenstoff- und Eisenoxydulgehalte des Bades.
Bereich C: Eisenoxydulgehalte des Bades, die sich einstellen müßten, wenn das Bad mit der Schlacke im Gleichgewicht wäre.

Bades ausgleicht. Diese Auffassung über den Ort der Entstehung der Kohlenoxydblasen, also des ersten Schrittes der Entkohlungsreaktion, würde fordern, daß ihre Geschwindigkeit begrenzt wäre einmal durch die Nachlieferung eines oder beider Reaktionsteilnehmer (des Kohlenstoffs und des gelösten Eisenoxyduls), damit in einem Bereich nahe der Herdsohle eine hinreichende Konzentration beider aufrechterhalten wird, sodann durch die physikalischen Bedingungen, die für die Geschwindigkeit der Blasenbildung ausschlaggebend sind. Auch hierfür sollen eine Reihe von Beobachtungen angeführt werden können, die im folgenden erörtert werden.

Als Maß für die Neigung, mit der die Reaktion

$$[FeO] + [C] \rightarrow [Fe] + CO$$

fortzuschreiten strebt, kann man nach Larsen den Druck ansehen, mit dem sich das Kohlenoxyd aus der Stahlschmelze mit den Gehalten [FeO] und [C] entwickeln würde. Dieser Druck p_{CO} würde gegeben sein durch die Beziehung

$$p_{CO} = \frac{[FeO] \cdot [C]}{[FeO]_g \cdot [C]_g} = \frac{[FeO] \cdot [C]}{0{,}01},$$

worin $[FeO]_g$ und $[C]_g$ die Gleichgewichtsgehalte in Gewichtsprozenten für $p_{CO} = 1$ at bedeuten, deren Produkt nach H. C. Vacher und E. H. Hamilton[12]) etwa 0,01 beträgt. In *Bild 1*, das in vieler Hinsicht einer Darstellung der Verhältnisse durch G. Leiber[4]) ähnelt, gibt die ausgezogene Kurve A die Gleichgewichte nach H. C. Vacher und E. H. Hamilton[12]) wieder. Im Bereich B liegen die Eisenoxydulgehalte (aus den Gesamtsauerstoffgehalten berechnet) von Stahlschmelzen, die gleichmäßig kochten. Der Bereich B liegt deutlich oberhalb der Gleichgewichtskurve A, was besagt, daß, um das Kochen aufrechtzuerhalten, immer ein gewisser Eisenoxydulüberschuß über das Gleichgewicht mit dem Kohlenstoff im Bad vorherrschen muß. Aus dieser Lage des Bereiches B zur Kurve A in *Bild 1* ergeben sich die in *Bild 2* als Kurve A aufgezeichneten Ueberschüsse des Eisenoxydulgehaltes über das Gleichgewicht mit dem Kohlenstoff, und gemäß der obigen Beziehung die Drücke p_{CO}, mit denen sich das Kohlenoxyd entwickeln müßte. Eine einleuchtende Begründung dafür, daß der so berechnete Entwicklungsdruck des Kohlenoxyds gemäß Kurve B in *Bild 2* mit dem Kohlenstoffgehalt gleichmäßig ansteigen sollte, ist nicht anzugeben. Bedeutsam erscheint aber die Aussage der Kurve A in *Bild 2*, daß der Eisenoxydulüberschuß im Bad fast unabhängig vom Kohlenstoffgehalt ist, bis auf Gehalte unter etwa 0,15 % C. Die einfachste Erklärung wäre nach Larsen, daß dieser Eisenoxydulüberschuß im Bad von rd. 0,09 % FeO (= 0,020 % O) notwendig sei, damit genügend Sauerstoff in die Zone des Reaktionsbeginns nahe der Herdsohle gelangen könne. Der zweite Reaktionsteilnehmer, der Kohlenstoff, sei ja dort in reichlichem Ueberschuß vorhanden, solange sein Gehalt nicht unter etwa 0,15 % C sänke.

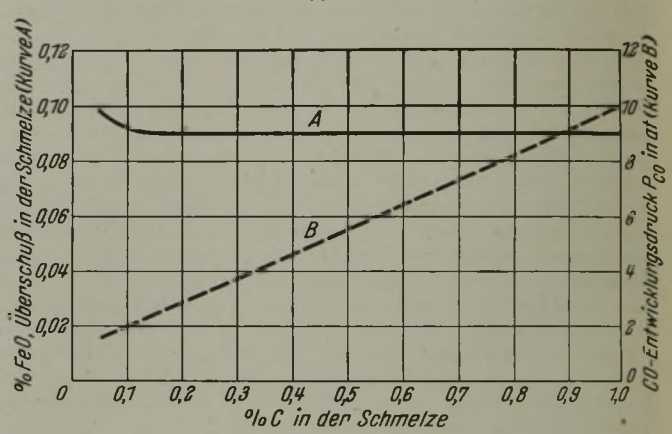


Bild 2. Ungefähre Mittelwerte für den Ueberschuß des Eisenoxyduls (A) in der Stahlschmelze über das Gleichgewicht mit dem Kohlenstoff. Scheinbarer Kohlenoxydentwicklungsdruck (B) berechnet.

B. M. Larsen kommt so zu dem Schluß, daß für die Entkohlungsgeschwindigkeit der Eisenoxydul- oder Sauerstoffgehalt des Bades entscheidender sei als das Produkt [FeO] · [C], in das der Kohlenstoffgehalt gleichwertig dem Eisenoxydul eingeht. Hierzu muß aber bemerkt werden, daß H. Schenck[2]), dessen Ansätze Larsen ablehnt, schon 1932 aus Versuchsergebnissen herleitete, daß mit steigenden Kohlenstoffgehalten ein immer geringerer Bruchteil des Kohlenstoffs in das die Frischgeschwindigkeit bestimmende Produkt einzuführen sei, was aber im Grunde dasselbe besagt wie diese Folgerung. Die andere Möglichkeit der Erklärung, die H. Styri[13]) für den Sauerstoffüberschuß des Bades gemäß den *Bildern 1 und 2* über die Werte des Gleichgewichts mit dem Kohlenstoff anführte, daß nämlich dieser Anteil nicht als Eisenoxydul, sondern fest gebunden in Form von Silikaten und Aluminaten im Bad vorliegen könne, hält Larsen wohl mit Recht für unwahrscheinlich, wenn er auch im übrigen dessen Ansichten über den Reaktionsablauf beim sauren Herdofenschmelzen gelten läßt.

Neben den Eisenoxydul- oder Sauerstoffgehalten des Bades seien aber von entscheidender Bedeutung für den Ablauf der Entkohlungsreaktion die physikalischen Bedingungen der Bildung der Kohlenoxydblasen, die sich von Schmelzung zu Schmelzung und von Ofen zu Ofen erheblich unterscheiden könnten, und zwar vorwiegend durch die Beschaffenheit der Herdsohle. Es komme wohl ähnlich wie bei den Laboratoriumsversuchen auf die Ausdehnung der Bereiche an, in denen die Herdsohle nicht durch anhaftende Schlacke geglättet, sondern aufgerauht sei und zur Bildung der Kohlenoxydblasen Anlaß geben könne. Gerade diese Verhältnisse bedürften jedoch noch eingehender Untersuchungen. Besondere Beachtung müsse weiterhin der Eigenschaft der Entkohlungsreaktion geschenkt werden, sich selbst beschleunigen[3])[10]) zu können, da die einmal

[11]) Vgl. in diesem Zusammenhang: Kalling, B.: Tekn. T. 66 (1936) Bergsvetenskap Nr. 9, S. 77/84; Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 521/22. Kalling, B., und N. Rudberg: Jernk. Ann. 121 (1937) S. 93/142; vgl. Stahl u. Eisen 57 (1937) S. 1329/30. Jernk. Ann. 125 (1941) S. 283/326; vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 211/12.

[12]) Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engrs., Iron Steel Div., 1931, S. 124/40; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1033/34. Phragmén, G., und B. Kalling: Jernk. Ann. 123 (1939) S. 199/221.

[13]) J. Iron Steel Inst. 139 (1939) S. 287/96; vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 1033/34.

gebildeten Kohlenoxydblasen weiteres Kohlenoxyd aus dem Bad aufnehmen können und in dem Maße, wie die Reaktion in Gang kommt, durch die Rührwirkung auch die Geschwindigkeit der Nachlieferung des Eisenoxyduls aus der Schlacke zunehme. Beim künstlichen Rühren eines Bades mit einer kalten Stange oder mit grünem Holz beobachte man z. B. zunächst ein kurzdauerndes Sinken des Eisenoxydulgehaltes des Bades, das aber durch eine schnelle Zunahme abgelöst werde, die gewöhnlich erheblich über den Ausgangsgehalt hinausführe. Das Wiederaufkochen nach dem Abklingen der beruhigenden Wirkung von Siliziumzugaben könne ebenfalls erheblich heftiger sein als das Kochen vor der Zugabe, weil der inzwischen angewachsene Sauerstoffüberschuß in der Schlacke durch das erneut einsetzende Kochen schnell dem Bad zugeführt werde. Auch die zeitweilige Ruhe und das darauffolgende stürmische Einsetzen der Entkohlungsreaktion nach Zusatz flüssigen Roheisens zu einem hochoxydierten Bad und ebenso die häufig zunehmende Heftigkeit eines von der Herdsohle ausgehenden Kochens seien auf die Eigenschaft der Entkohlungsreaktion zurückzuführen, sich selbst zu beschleunigen.

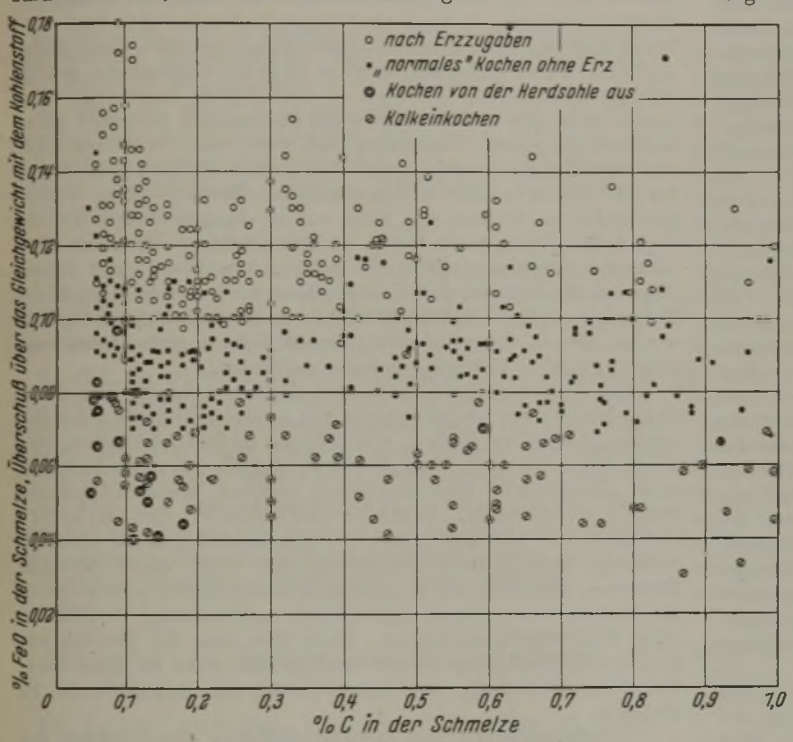


Bild 3. Die Ueberschüsse des Eisenoxyduls im Bad über das Gleichgewicht mit dem Kohlenstoff bei verschiedenartigem Ablauf der Entkohlungsreaktion.

Der letzte Abschnitt der Abhandlung sucht die Beziehungen zwischen dem Ablauf der Entkohlungsreaktion und den Wechselwirkungen zwischen der Gasphase, der Schlacke und dem Bad herauszustellen. Hier hebt B. M. Larsen zunächst den starken Druckabfall des Sauerstoffs hervor, der vom Gasraum, in dem der Sauerstoffdruck mit rd. 10^{-2} at bei vollständiger Verbrennung angenommen werden könne, bis auf rd. 10^{-9} bis 10^{-10} at im kohlenstoffhaltigen Bad, also im Verhältnis von 10 bis 100 Millionen sinke. Dieser große Unterschied des Sauerstoffdruckes oder der oxydierenden Bedingungen bewirke den stetigen Fluß des Sauerstoffs aus der Gasphase über die Schlacke in das Bad und kennzeichne das im Ofen herrschende Ungleichgewicht. Da man aber guten Grund habe anzunehmen, daß die Reaktionen des Mangans, des Chroms, des Siliziums, des Phosphors und des Schwefels zwischen Bad und Schlacke ihre Gleichgewichte ziemlich nahe erreichten, ergäbe sich auch hieraus, daß der Kohlenstoff die überragende regelnde Wirkung auf den Gesamtvorgang ausübe.

Die Tatsache, daß die bei einer üblichen Schmelzung insgesamt entfernte Kohlenstoffmenge etwa zwei- bis dreimal soviel Eisenoxydul verbraucht, als in der Endschlacke enthalten ist, und die Feststellung von F. Körber und W. Oelsen[3])[10]), daß in einem kochenden Bad der Sauerstoffgehalt dem Gleichgewicht mit dem Kohlenstoff näher liegt als dem mit der Schlacke, führen ihn zu dem Schluß, daß der Sauerstoffdruck der Schlacke, ihr Oxydationsvermögen, durch die Oxydationswirkung der Gasphase einerseits und die Reduktionswirkung des Kohlenstoffes[14]) anderseits immer auf einer gewissen mittleren Höhe gehalten wird[15]). Nur durch diesen Umstand sei es möglich, daß die Verteilungen des Mangans, des Phosphors und des Schwefels auf Bad und Schlacke ihre Gleichgewichte annähernd erreichen könnten. Aus diesem Bild des Gesamtvorganges würde man, wenn es zutrifft, folgern müssen, daß die Gehalte der Eisenoxyde in der Schlacke, wie man sie auch ausdrücken mag, und ihre Beziehungen zum Eisenoxydul- oder Sauerstoffgehalt des Bades weder bestimmte sind noch durch Rechnungen aus der Verteilung von Mangan, Phosphor und Schwefel hergeleitet werden können, weil die Gehalte der Schlacke an Eisenoxyden von den Geschwindigkeiten der Reaktionen und der Diffusionsvorgänge, daneben aber auch von den besprochenen anderen Umständen, wie der Ausdehnung und der Beschaffenheit der festen Oberflächen (Herdsohle), mit denen die Eisenschmelze in Berührung steht, abhängig sind.

Das Zutreffen dieser Folgerung glaubt B. M. Larsen durch die folgenden in *Bild 3* niedergelegten Beobachtungen nachweisen zu können, die an verschiedenen Oefen bei zum Teil weitgehend veränderten Arbeitsbedingungen gemacht wurden. Aufgetragen sind die Beträge, um die die Eisenoxydulgehalte der Stahlschmelze diejenigen des Gleichgewichts mit dem Kohlenstoff (Abszisse) übertreffen, also die Abstände zwischen dem Bereich B und der Kurve A in *Bild 1*. Die Versuchspunkte sind entsprechend den bei der Probenahme vorherrschenden Bedingungen besonders gekennzeichnet. Es ergibt sich eine Aufteilung in ziemlich deutlich voneinander getrennte Gruppen, von denen jede anzeigt, daß der Eisenoxydulüberschuß im Bad nur wenig vom Kohlenstoffgehalt abhängt.

Den geringsten Eisenoxydulüberschuß von 0,04 bis 0,07 % FeO über das Gleichgewicht mit dem Kohlenstoff enthält das Bad, wenn ein lebhaftes Einkochen des Kalkes vorherrscht oder das Kochen ausgesprochen von der Herdsohle ausgeht. In einem gleichmäßig kochenden Bad, nachdem die störende Wirkung von Erzzugaben abgeklungen ist, macht der Eisenoxydulüberschuß 0,07 bis 0,10 % aus. Der größte Eisenoxydulüberschuß von 0,10 bis 0,15 % herrscht im Bad vor, wenn Erz zugesetzt wurde. Die hohen Gehalte sollen je nach der Art des zugesetzten Erzes, der Temperatur und dem Flüssigkeitsgrad der Schlacke 35 bis 60 min lang bestehen bleiben. Auch nach dem Rühren mit einer Stange sollen sich 15 bis 30 min lang so hohe Eisenoxydulüberschüsse im Bad einstellen. Aehnlich sollen Spiegeleisenzusätze wirken.

Besonders wird darauf hingewiesen, daß der durch Erzzugaben zeitweilig erhöhte Eisenoxydulüberschuß im Bad ziemlich schnell danach strebt, die „normale" Höhe für ein gleichmäßig kochendes Bad anzunehmen. Diese „normale" Höhe des Eisenoxydulüberschusses werde übrigens kaum beeinflußt durch erhebliche Aenderungen der Entkohlungsgeschwindigkeit und auch nicht durch die Basizität oder den Flüssigkeitsgrad der Schlacke.

Alles dieses soll zu dem Schluß führen, daß die Gehalte der Schlacken an Eisenoxyden nicht die bestimmende Größe für den Ablauf der Herdfrischverfahren seien und auch nicht als unmittelbare Kennzeichen zur Ueberwachung des letzten Teiles des Schmelzganges ausgenutzt werden könnten, wie es z. B. C. H. Herty jr. und Mitarbeiter[16]) herausstellten. Sie seien nur Einflußgrößen zweiter Ordnung und durch andere wichtigere Umstände, wie die Basizität der Schlacken, den Kohlenstoffgehalt des Bades und die Temperatur, bestimmt. Die Gehalte der Schlacke an Eisenoxyden seien stets erheblich höher, und zwar 2,5- bis 4mal, als man nach dem Eisenoxydulgehalt des Bades erwarten sollte, und zeigten damit an, daß sie nur das Ergebnis des Flusses des Sauerstoffs von der Gasphase zum Bad seien. Zur Kennzeichnung dieser Verhältnisse sind in *Bild 1* als Bereich C die Eisenoxydulgehalte des Bades angegeben, die aus den Eisengehalten der Schlacken unter bekannten Annahmen über den Molekularzustand der Schlacken mit Hilfe der von C. H. Herty jr. und Mitarbeitern[17]) sowie von F. Körber und W. Oelsen[18]) festgelegten Teilungsverhältnisse für Oxydulschlacken berechnet wurden.

Willy Oelsen.

[14]) Hinzu kommt noch die Reduktionswirkung des die Schlacke durchperlenden Kohlenoxydes.

[15]) Siehe hierzu Oelsen, W.: Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 205 (Erörterungsbeitrag).

[16]) Min. metall. Invest., Pittsburgh, Bull. Nr. 68, 1934, 104 S.; vgl. Stahl u. Eisen 56 (1936) S. 165/69.

[17]) Min. metall. Invest., Pittsburgh, Bull. Nr. 34, 1927, 69 S.; vgl. Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 831/34.

[18]) Mitt. K.-Wilh.-Inst. Eisenforschg. 14 (1932) S. 181/204; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 46/47. Siehe auch Körber, F.: Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 133/44 (Stahlw.-Aussch. 221).

Aufgaben der Leistungsförderung[1]).

Daß es im Berufsleben ohne fachliches Können keine Leistung gibt, daß der gute Wille allein niemals ausreicht, braucht man nicht eigens auszusprechen. Ebenso geht die allgemeine Ueberzeugung heute dahin, daß die wichtigste Stätte zum Erwerb beruflicher Kenntnisse der Betrieb selber ist. Der verantwortliche Betriebsleiter wird deshalb in ausreichender Weise für die Berufsausbildung seiner Gefolgschaft sorgen. Hierbei geht es aber nicht nur um die Lehrlingsausbildung, es geht auch um die berufliche Erwachsenenschulung; und zwar handelt es sich hier nicht um eine vorübergehende Notstands- und Umschulungsmaßnahme für Berufsfremde, sondern um eine ständige Einrichtung für Betriebsangehörige[2]), die z. B. zum Erstmann ihrer Berufsart aufsteigen sollen. Hinzu kommt dann das, was der Betrieb zur Berufsfortbildung seiner Gefolgschaft beitragen kann. Entscheidend ist bei all dem, daß die Obsorge des Betriebsführers für das Ausbildungswesen alle drei Teilaufgaben mit einschließt und nicht die eine zugunsten der anderen bevorzugt.

Im Zusammenhang mit der Berufsförderung kommt dem Fachbuch besondere Bedeutung zu. Auf einem größeren Eisenhüttenwerk haben sich die folgenden Maßnahmen besonders bewährt: Die Fachbücherei wird unter besonderer Berücksichtigung des Schrifttums für den Anfänger in der Fachbuchbenutzung ausgebaut. Mit der Fachbücherei ist eine Beratungsstelle verbunden, die einerseits Ratsuchenden jede Auskunft gibt, anderseits diese um ihre Fortbildung besorgten Leute als am Technischen interessierte strebsame Kräfte des Werkes nicht aus dem Auge verliert und so auch zu ihrem Berufsaufstieg beitragen kann. Endlich können verdiente und fördernswerte Männer auf Antrag ihres Betriebes grundlegende Fachbücher als Belohnung erhalten.

Der beruflich gut ausgebildete Gefolgsmann, der entweder in seiner Jugend durch eine gute Lehre oder Anlernung hindurchgegangen ist oder als Erwachsener noch einmal in eine planmäßige und fördernde Anlernung genommen wurde, ist stets Glied einer Arbeitsgruppe, einer „Mannschaft". Seine Aufgabe im Betrieb heißt deshalb immer: Berufliches Können im geordneten Zusammenspiel mit den engeren Arbeitskameraden, im Hand-in-Hand-Arbeiten, zur Geltung zu bringen. Ueber den Wert eines Mannes für den Betrieb entscheidet niemals allein sein fachliches Können, sondern stets auch die größere oder geringere Fähigkeit, sich in das geordnete Gefüge einer Mannschaft einzuordnen. Den Betrieb aber richtig in Mannschaften aufzugliedern, sie richtig zusammenzusetzen und zu „trainieren", ist eine der wichtigsten Aufgaben überhaupt.

Gut bewährt hat sich eine „Beratungsstelle für den außerordentlichen Arbeitseinsatz", die sich aus erfahrenen Betriebs- und Verwaltungsleuten zusammensetzt. Hier werden die Beschädigten, Körperbehinderten, Kranken in vertrauensvoller Aussprache von Mann zu Mann beraten, um ihnen einen möglichst vollwertigen Arbeitsplatz anzuweisen und sie so wieder in die Leistungsgemeinschaft einzugliedern. Die Schaffung besonderer Werkstätten für alte und körperbehinderte Gefolgsleute ist nur eine der möglichen Lösungen dieser Aufgabe. Die andere heißt: Weitgehende Wiedereingliederung in den Betrieb unter Berücksichtigung der verbliebenen Leistungsfähigkeit, die oft noch recht groß ist. Eine solche Beratungsstelle hat z. B. 350 Fälle untersucht; in 71 Fällen konnte sofort ein besser bewerteter Arbeitsplatz zugewiesen werden. In 21 Fällen wurde eine Umschulung in Aussicht genommen, nach deren Beendigung ebenfalls ein besserer Arbeitseinsatz erfolgen kann; 29 Fälle wurden dem Werksarzt oder der Psychologischen Begutachtungsstelle zur näheren Feststellung der Eignung für einen besseren Arbeitsplatz überwiesen. Insgesamt konnten also 35 % der Leute entweder sofort oder für später für einen besseren Arbeitsplatz in Aussicht genommen und so wirkungsvoll wieder in die Mannschaft ihres Betriebes eingegliedert werden.

Eine dritte besonders zu beachtende Aufgabe heißt: Verwirklichung des rechten Arbeitsethos innerhalb der Betriebsgemeinschaft. Der Wert der Lehrwerkstätten beispielsweise liegt nicht nur darin, daß sie Dreher, Schlosser, Formschmiede, Elektriker oder Maschinisten und viele andere Arten von Lehrlingen ausbilden, er ist erst recht in ihrer erzieherischen Leistung zu sehen, in der straffen Zucht, in der Durchsetzung disziplinierten Arbeitens, in der Wahrung von Ordnung, Sauberkeit und Sicherheit. Was hier erzieherisch schon im Jugendalter gegründet wird, das muß zu einer auch ohne äußeren Zwang beständigen, straffen und wirksamen Lebensform werden. Das hängt allerdings stark davon ab, ob im Betriebe selbst die Ordnung in allem gewahrt wird.

Wie es ein Arbeitsethos gibt, das den einzelnen beseelt, so gibt es auch ein überpersönliches Arbeitsethos des Gesamtbetriebes, das in der Betriebs- und Werkssitte zum Ausdruck kommt. Hat sich solche Sitte einmal gebildet, dann stützt und hält sie den einzelnen; denn es ist ja ihr Gegenstand, grundsätzlich festzulegen, was man in bestimmten Lagen tun oder lassen muß, um in jeder Weise als anständiger Kerl und guter Kamerad zu gelten. Was „man" tut, weil „man" es einfach muß, weil es etwas ist, wovon „man" sich nicht ausschließen darf, das ist der Inhalt solcher überpersönlichen Betriebs- oder Werksgewohnheiten, die von den Alten auf die Jungen vererbt werden und deshalb gerade in alten, traditionsreichen Betrieben ihre schönste Ausprägung gefunden haben. Der Wert guter Sitten liegt vor allem darin, daß sie auch dann noch Verstöße gegen die Betriebsdisziplin und das betriebliche Arbeitsethos zur Seltenheit werden lassen, wenn sich der „innere Schweinehund" einzelner oder gar ganzer Gruppen dagegen aufbäumt.

Die Arbeitsfreude kann der Betrieb steigern. Das wichtigste Mittel dazu ist die innere und äußere Ordnung des Betriebes. Unschöne Hallen, mangelhafte Aufenthaltsräume, veraltete Einrichtungen, Ungepflegtheit überall, kurz das Aussehen einer „Bruchbude" sind nicht dazu angetan, Menschen arbeitsfreudig zu stimmen. Deshalb: „Schönheit der Arbeit!" Arbeitsfreude wird aber erst recht gehemmt durch die schwerer festzustellende innere Unordnung, vor allem durch störende Elemente innerhalb der einzelnen Arbeitsgruppen oder — auch das kommt vor — durch ungeschickte und unfähige Vorgesetzte ohne Führungseigenschaften. Auch das, was der Betrieb zur Freizeitgestaltung seiner Gefolgschaft oder zu ihrer kulturellen Betreuung beiträgt, vermag die Arbeitsfreude zu steigern.

Berufsausbildung und Berufsfortbildung einschließlich der beruflichen Erwachsenenschulung, Erziehung zum mannschaftlichen Arbeiten, Verwirklichung des rechten Arbeitsethos und Erhöhung der Arbeitsfreude sind die Grundlagen zur Bildung der betrieblichen Leistungsgemeinschaft. Es kommt aber nicht so sehr auf die Schaffung der einen oder anderen neuen Einrichtung an, sondern auf die Summe aller Einzelmaßnahmen. In dieser Summe müssen die einzelnen Posten untereinander ausgewogen sein. Die goldene Regel lautet deshalb: Leistungsgemeinschaft als Führungsaufgabe wird verwirklicht durch die Summe der untereinander ausgewogenen Einzelmaßnahmen eines Betriebes.

Die Aufgabe ist der Anstrengungen wert. Und sie muß verwirklicht werden durch die Tat. Denn für jeden Betriebsführer und für jeden im Betrieb Verantwortlichen gilt gerade dieser Aufgabe gegenüber der Satz:

„Es lobt den Mann die Arbeit und die Tat."

Karl Bretschneider, Dortmund.

[1]) Auszug aus einem Vortrag des Verfassers vor der Industrie-Abteilung der Wirtschaftskammer Westfalen und Lippe.

[2]) Vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 354/56.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen[1]).

(Patentblatt Nr. 17 vom 23. April 1942.)

Kl. 49 c, Gr. 12/01, M 141 569. Kreismesserschere zum wahlweisen gleichzeitigen Besäumen und Teilen oder alleinigen Teilen oder alleinigen Besäumen von Blechen. Erf.: Karl Schorn, Düsseldorf-Rath. Anm.: Maschinenfabrik Sack, G. m. b. H., Düsseldorf-Rath.

Kl. 49 h, Gr. 35/02, B 191 154. Verfahren zur Herstellung von Ventilkegeln, die im Teller eine erweiterte Höhlung aufweisen. Erf.: Franz Töpfl, Böhlerwerk, Nieder-Donau. Anm.: Gebr. Böhler & Co., A.-G., Wien.

Kl. 80 b, Gr. 8/04, B 185 058. Verfahren zur Herstellung von temperaturwechselunempfindlichen hochfeuerfesten Erzeugnissen. Erf.: Hans Pohl, Burgbrohl (Bez. Koblenz). Anm.: Brohltal, A.-G. für Stein- und Tonindustrie, Burgbrohl (Bez. Koblenz).

(Patentblatt Nr. 18 vom 30. April 1942.)

Kl. 7 a, Gr. 2, M 143 607. Einrichtung zum Walzen von Rundeisen. Erf.: Wilhelm Weynen, Rottwerndorf b. Pirna,

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

und Wilhelm Dornseiffer, Riesa-Gröba. Anm.: Mitteldeutsche Stahlwerke, A.-G., Riesa.

Kl. 7 a, Gr. 5/01, A 89 944. Verfahren zur Herstellung von Walzstäben beliebiger Länge. Dr.-Ing. E. h. Gustav Asbeck, Düsseldorf-Rath.

Kl. 7 b, Gr. 3/30, M 138 186. Verfahren zum Aufweiten von Rohren mit Hilfe eines kurzhubige Hin- und Herbewegungen ausführenden Aufweitedornes. Erf.: Heinrich Heetkamp, Büderich (Bez. Düsseldorf). Anm.: Mannesmannröhren-Werke, Düsseldorf.

Kl. 18 a, Gr. 3, S 126 686. Verfahren zum Verhütten von eisenarmen Erzen. Dr.-Ing. Eduard Senfter, Völklingen (Saar).

Kl. 18 b, Gr. 14/01, A 91 151. Ofengewölbe für Siemens-Martin-Oefen. Erf.: Dr. mont. Ing. Josef Carmann, München, und Dipl.-Ing. Alfred Wegscheider, Donawitz (Steiermark). Anm.: Oesterreichische Magnesit-A.-G., München.

Kl. 18 c, Gr. 2/23, W 101 506. Verfahren und Vorrichtung zum Härten von Stahlschienen. Welding Service Inc., San Franzisko (V. St. A.).

Kl. 18 c, Gr. 2/24, D 84 294. Verfahren zum Vergüten von langgestreckten Gegenständen. Erf.: Wilhelm Erven, Hilden. Anm.: Deutsche Röhrenwerke, A.-G., Düsseldorf.

Kl. 21 h, Gr. 29/02, L 98 985. Einrichtung zum unmittelbaren fortlaufenden Erwärmen von Blechen mittels durch die Bleche geleiteten Wechselstroms. Erf.: Walter Dautel, Hennigsdorf (Kr. Osthavelland). Anm.: Allgemeine Elektricitäts-Gesellschaft, Berlin.

Kl. 40 a, Gr. 46/40, M 143 961. Verfahren zur Gewinnung einer bei der aluminothermischen Herstellung von Ferrovanadin anfallenden, leicht verarbeitbaren Schlacke. Erf.: Gertrude Maren, geb. Landt, Hamburg. Anm.: Stahlwerk Mark Chemische Werke Reiherstieg, A.-G., Hamburg-Harburg.

Kl. 42 k, Gr. 20/03, K 154 515. Vorrichtung zur zerstörungsfreien Untersuchung von Werkstoffen oder Fertig- bzw. Halbfertigerzeugnissen mit Röntgenstrahlen. Erf.: Dr. phil. Kurt Leistner, Dresden, und Walter Reich, Brünn (Protektorat Böhmen und Mähren.) Anm.: Koch & Sterzel, A.-G., Dresden.

Kl. 80 b, Gr. 5/04, H 160 078; Zus. z. Pat. 706 008. Verfahren zur Gewinnung von Baustoffen aus glasig erstarrenden Stoffen, insbesondere aus hüttenmännischen Schlacken. Erf.: Dr. Theodor Dingmann, Dortmund. Anm.: Hoesch, A.-G., Dortmund.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

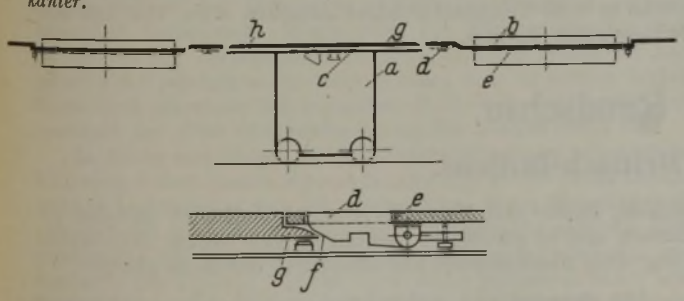
(Patentblatt Nr. 17 vom 23. April 1942.)

Kl. 7 a, Nr. 1 516 765. Gewichtsausgleich für die Oberwalze von Walzgerüsten. Schloemann A.-G., Düsseldorf.

Kl. 18 a, Nr. 1 516 973. Heißwind- bzw. Heißgasschieber. Röchling'sche Eisen- und Stahlwerke, G. m. b. H., Völklingen (Saar).

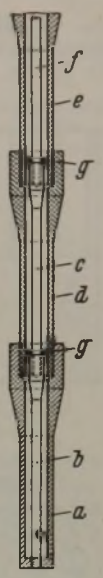
Deutsche Reichspatente.

Kl. 7 a, Gr. 25, Nr. 714 218, vom 24. Juni 1939; ausgegeben am 25. November 1941. Schloemann, A.-G., in Düsseldorf. (Erfinder: Hermann Boos in Düsseldorf.) *Vorrichtung zum selbständigen Oeffnen und Schließen der im Rollgangsplattenbelag von Walzwerken vorgesehenen Oeffnungen zum Einfahren der Rautenkanter.*



Wird das Kanterfahrgestell a nach rechts vorgeschoben, um in den Rollgang b eingefahren zu werden, so klinkt der Vorsprung c am Gestell a in den Kippriegel d der Platte e ein, so daß diese aus ihrer Verschlußlage herausgeschoben wird. Beim Ausfahren des Kanters aus der genannten Arbeitsstellung schiebt sich die Schrägkante f, sobald die Platte e ihre Schließlage erreicht hat, von der Schrägkante g des Zwischenbelags h hoch, so daß der Vorsprung c vom Riegel d freigegeben und dieser in die Außerarbeitslage gefahren werden kann.

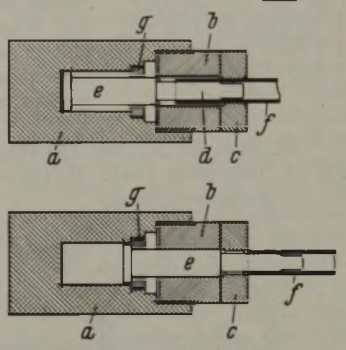
Kl. 42 i, Gr. 8_{01}, Nr. 714 607, vom 28. Juli 1936; ausgegeben am 3. Dezember 1941. Kohle- und Eisenforschung, G. m. b. H., in Düsseldorf. *Thermoelement aus Kohle und Siliziumkarbid.*



Es besteht aus drei miteinander verschraubten Teilstücken a/b, c/d und e/f. b ist der stabförmige Teil des Kontaktteils, der in den rohrförmigen Teil a eingeschraubt ist. An dessen oberem Ende wird der röhrenförmige Teil d eingeschraubt. Zum Abstandhalten zwischen dem stabförmigen Teil und dem rohrförmigen Teil sind Isolierstücke g vorgesehen. Auf den Teil c/d folgt in der gleichen Weise ein weiterer Teil e/f usw.

Kl. 7 c, Gr. 21, Nr. 714 637, vom 25. Oktober 1938; ausgegeben am 3. Dezember 1941. Mannesmannröhren-Werke in Düsseldorf. (Erfinder: Willi Gerhards in Remscheid.) *Verfahren zum Außen- und Innenkalibrieren und zum Kalibrieren der Wanddicke von Rohrenden.*

Der Kopf a mit dem im Halter b sitzenden Ziehring c und dem Dorn d mit Führungsteil e wird über und in das Rohr f eingeschoben, wobei jedoch der Ziehring dem Dorn so weit voreilt, daß jeweils an der Stelle, wo der Ziehring arbeitet, das Rohr nach innen ausweichen kann. Wird der Kopf vom Rohr wegbewegt, so wird das Rohrende durch den Ziehring außen gezogen. Dabei bleibt der Dorn wegen seiner axialen Beweglichkeit innerhalb des Rohres, wodurch der Außendurchmesser genau und wegen des Widerstandes, den der im Rohr sitzende Dorn ausübt, auch gleichzeitig die Wandstärke vermindert und ausgeglichen wird. Zum Begrenzen der relativen Dornbewegung dient der Ring g, der eine solche Lage hat, daß der Dorn von ihm mitgenommen wird, wenn der Ziehring beim Rückzug vollständig vom Rohr abgezogen worden ist. Durch weiteres Zurückbewegen des Kopfes wird der Dorn aus dem Rohr herausgezogen und in seine Anfangsstellung gebracht.



Kl. 48 d, Gr. 2_{01}, Nr. 714 760, vom 29. Januar 1938; ausgegeben am 6. Dezember 1941. Hoesch, A.-G., in Dortmund. (Erfinder: Dr.-Ing. Johann Kuschmann in Dortmund.) *Verfahren zur Oberflächenbehandlung von nichtrostenden Chromstählen.*

Sollen diese Stähle mit Salpetersäure oder einer Mischung aus Fluß- oder Salpetersäure gebeizt werden, so werden sie in schmelzflüssige Alkalichloride und/oder Alkalibromide getaucht und während des Verweilens im Salzbade durch mechanische Mittel, wie Schwenken, Rütteln, Klopfen, Abstreifen, von anhaftenden Gasblasen befreit. Nach dem Herausziehen aus dem Salzbade werden die Stähle an der Luft erkalten gelassen und die anhaftenden Salze abgespült. Die Stähle können vor dem Eintauchen in das Salzbad vorgewärmt oder auch eingefettet werden.

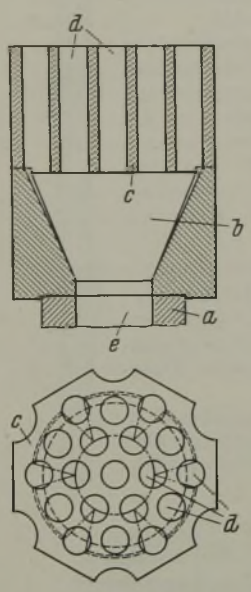
Kl. 40 b, Gr. 4, Nr. 714 820, vom 4. Juli 1935; ausgegeben am 8. Dezember 1941. Zusatz zum Patent 710 122 [vgl. Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 96]. Fried. Krupp, A.-G., in Essen. (Erfinder: Dr. rer. nat. Werner Jellinghaus.) *Werkstoff für Dauermagnete.*

Der Werkstoff besteht aus einer durch Ueberstrukturumwandlung in ihren magnetischen Eigenschaften verbesserten, Eisen, Palladium und/oder Platin enthaltenden ferromagnetischen Legierung, deren Gehalte an den Legierungselementen ungefähr im Verhältnis ihrer Atomgewichte stehen, und in der wenigstens eins der Metalle Eisen, Palladium, Platin durch ein anderes Metall ganz oder teilweise ersetzt worden ist, und zwar Eisen durch eins der Metalle Kobalt, Nickel, Chrom oder Mangan und Palladium oder auch Platin durch ein anderes Metall der Platingruppe.

Kl. 48 a, Gr. 6_{02}, Nr. 714 829, vom 4. Juli 1939; ausgegeben am 8. Dezember 1941. Rasselsteiner Eisenwerksgesellschaft, A.-G., in Neuwied. (Erfinder: Dipl.-Ing. Wolfgang Howaldt in Andernach und Rudolf Halfen in Weißenthurm, Kr. Koblenz.) *Verfahren zur elektrolytischen Abscheidung glänzender Zinkniederschläge auf anderen Metallen.*

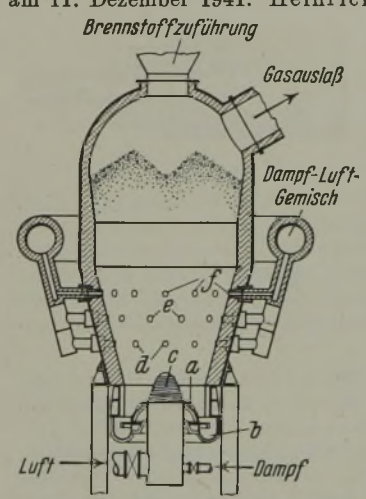
Bei der Anwendung saurer Bäder wird diesen ein Zusatz von schwefliger Säure oder schwefligsauren Salzen beigegeben; außerdem können noch aliphatische oder aromatische Aldehyde zugesetzt werden.

Kl. 24 c, Gr. 5_{01}, Nr. 714 839, vom 13. Januar 1937; ausgegeben am 8. Dezember 1941. Heinrich Koppers, G. m. b. H., in Essen. (Erfinder: Dr.-Ing. E. h. Heinr. Koppers † in Essen.) *Regenerativer Wärmeaustauscher für Gase.*



Der Austauscher nach Art der Mehrzonencowper mit einem in einem turmartigen Gehäuse vorgesehenen, als Wärmeübertrager dienenden Gittermauerwerk hat für die aufzuheizenden oder die Wärme abgebenden Gase senkrechte Kanäle, deren freier Querschnitt von oben nach unten abnimmt. Auf der obersten Lage a des Gittermauerwerkes ist unter Vermittlung der Steinschicht b eine Schicht aus Lochsteinen c angeordnet, deren Löcher d einen geringeren Querschnitt als die engsten Gitterwerkskanäle und dabei einen Gesamtquerschnitt haben, der gleich oder größer ist als der Gesamtquerschnitt der an die Lochsteine anschließenden Gitterwerkskanäle e. Dieses Mittel soll verhindern, daß von der Kuppel des Erhitzers etwa abplatzende Steinbrocken bis in die engen untersten Kanäle des Gittermauerwerkes herabfallen.

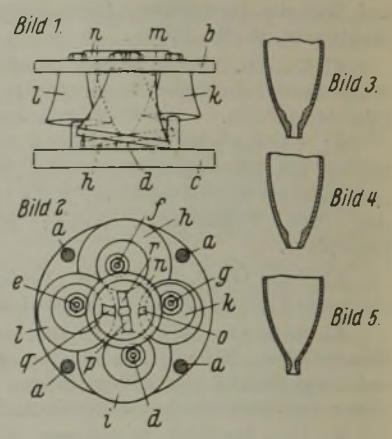
Kl. 24 e, Gr. 3_{01}, Nr. 714 961, vom 5. Juli 1936; ausgegeben am 11. Dezember 1941. Heinrich Koppers, G. m. b. H., in Essen. *Verfahren zum ununterbrochenen Vergasen fester Brennstoffe.*



Am unteren Ende des leicht kegelig verjüngten Gaserzeugerschachtes ist der Drehrost a angeordnet, der die Asche in eine Rinne b entleert. Das kalte Vergasungsmittel, z. B. Luft oder ein nicht überhitztes Luft-Dampf-Gemisch, tritt in geringer Menge durch die Haube c in den Schacht. Durch die oberhalb des Rostes angeordneten wassergekühlten Düsen d, e, f wird in die Gaserzeugerfüllung ein Dampf-Luft-Gemisch von solcher Zusammensetzung und solcher über 400° liegender Temperatur eingeführt, daß die Reaktionstemperatur im Brennstoffbett unter dem Schmelzpunkt der Asche bleibt.

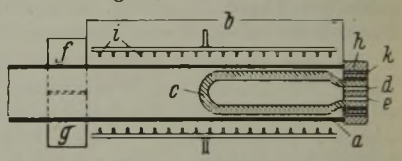
Kl. 7 c, Gr. 24, Nr. 714 967, vom 6. Januar 1938; ausgegeben am 11. Dezember 1941. Deutsche Waffen- und Munitionsfabriken, A.-G., in Berlin-Charlottenburg. (Erfinder: Ambrosius Lauer in Posen.) *Vorrichtung zum Einziehen oder Verschließen der Enden zylindrischer Hohlkörper, z. B. an Stahlflaschen.*

Der Walzenkopf *(Bilder 1, 2)* besteht aus zwei durch Spannbolzen a verbundenen Platten b und c, zwischen denen vier schräggestellte, um Achsen d, e, f, g sich drehende Profilierwalzen befestigt sind, und zwar gleich große Zugwalzen h, i sowie zwei Gegenzugwalzen k, l, die in entgegengesetzter Richtung der Schrägstellung zu den Zugwalzen angeordnet sind. Das Profil des zu walzenden Flaschenhalses m ist gestrichelt dargestellt. Zwischen den Platten b, c ist ein Führungsblock n eingespannt, dessen der Flaschenhalsform entsprechende Bohrung Längsschlitze o, p, q, r hat, durch die die Profilierwalzen auf die äußere Mantelfläche des in den Führungsblock eingeführten Endes des Hohlkörpers einwirken. Die Walzen sind in axialer Richtung sowie in ihrer Neigung zur Achse der jeweils gewünschten Werkstoffanhäufung nach den *Bildern 3, 4, 5* sich anpassend verstellbar.



Kl. 18 c, Gr. 8_{10}, Nr. 715 033, vom 14. Mai 1939; ausgegeben am 12. Dezember 1941. Deutsche Röhrenwerke, A.-G., in Düsseldorf. (Erfinder: Ernst Kröll, Peter Erven in Düsseldorf, Heinrich Lautenschläger und Franz Schumacher in Düsseldorf-Oberkassel.) *Verfahren und Vorrichtung zur Regelung der Temperaturhöhe innerhalb des zu erhitzenden Teiles von Schmiedestücken.*

Um z. B. innerhalb eines zu stauchenden erwärmten Rohrendes a die Temperaturhöhe zu regeln, die in dem Rohrende auf die zu verformende Länge durch eine zugeführte gleichbleibende oder abgestufte Wärmemenge erzeugt wird, wird einem Teil der Werkgutlänge b durch künstliche Kühlung z. B. durch den Kühlkörper c Wärme entzogen, der für den Wasserumlauf Ein- und Auslaßöffnungen d, e hat. Bei elektrischer Erhitzung des Rohrendes dienen zur Stromzuführung Einspannbacken f, g und zur Stromableitung eine gegen das Stirnende anliegende, in der Rohrlängsrichtung verschiebbare Kontaktplatte h, die den Kühlkörper c trägt. Um das Verzundern zu vermeiden, kann durch Düsenrohre i und Kanäle k Schutzgas eingeblasen werden.



Kl. 18 c, Gr. 8_{40}, Nr. 715 141, vom 13. August 1937; ausgegeben am 16. Dezember 1941. Hoesch, A.-G., in Dortmund. (Erfinder: Dr.-Ing. Hubert Hoff in Dortmund, Dr.-Ing. Anton Wimmer in Hohenlimburg und Dr.-Ing. Johann Kuschmann in Dortmund.) *Verfahren zur Verbesserung der Tiefziehfähigkeit von nicht lufthärtenden nichtrostenden Chromstählen.*

Solche Stähle mit weniger als 0,08 % C, 12 bis 16 % Cr, 0,1 bis 2,5 % Mo, Rest Eisen und mit den üblichen Gehalten an Mangan, Silizium und Verunreinigungen werden bis auf eine Dicke von 10 bis 35 mm warm gewalzt, bei einer Temperatur von 800 bis 900° in eine Kühlgrube eingesetzt und mit Koksasche od. dgl. bedeckt und innerhalb eines Zeitraumes von mehreren Tagen auf etwa 300° abgekühlt, worauf die Stähle bis auf etwa 1,5 mm Dicke in dem Temperaturgebiet zwischen etwa 750 und 500° fertiggewalzt werden.

Wirtschaftliche Rundschau.

Die Eisenwirtschaft Britisch-Indiens.

Laut Pressemeldungen hat Präsident Roosevelt eine Wirtschaftsabordnung nach Britisch-Indien gesandt mit der Aufgabe, dort eine leistungsfähige Rüstungsindustrie mit Hilfe amerikanischer Gelder und Maschinen aufzubauen. Wenn man auch wohl unterstellen darf, daß es Roosevelt weniger um die indische Rüstungsindustrie als um die Vermehrung des nordamerikanischen politischen Einflusses zu tun ist, so steckt hinter dem vorgeschobenen Grund für die Einmischung in britische Angelegenheiten immerhin so viel an Wahrheit, als das Land tatsächlich nur über eine sehr bescheidene Rüstungsindustrie verfügt. Dies ist darauf zurückzuführen, daß die Leistungsfähigkeit der Eisen schaffenden Industrie keinen den gegebenen guten natürlichen Voraussetzungen entsprechenden Umfang erreicht hat, was sich wiederum in der Hauptsache aus dem Mangel an brauchbaren und billigen Verkehrswegen erklärt. Kohlen, Eisen- und Manganerze sind nämlich so reichlich vorhanden und so günstig zu gewinnen, daß sie zur Selbstversorgung einer ansehnlichen Eisenindustrie durchaus genügen.

Die sicheren und wahrscheinlichen Kohlenvorkommen Britisch-Indiens werden auf 77 Milliarden t Steinkohle und 2,5 Milliarden t Braunkohle geschätzt. Von den Steinkohlen hält man ungefähr 5 Milliarden t unter den gegenwärtigen Verhältnissen für abbauwürdig. Die Beschaffenheit der Kohlen entspricht nicht ganz derjenigen der guten europäischen und nordamerikanischen Sorten, etwa ein Drittel kann verkokt werden.

Die wichtigsten Lagerstätten *(s. Bild 1)* sind die sogenannten Gondwana-Felder in den Provinzen Bihar, Orissa und Bengalen, doch gibt es noch weitere, bisher wenig ausgebeutete Kohlen-

schätze in den Zentralprovinzen, in Zentralindien, in Assam und Heidarabad. Die Gondwana-Felder, die sich in einer Länge von 500 km und einer Breite von 300 km am Rande des Hochlandes Tschota Nagpur erstrecken, liefern rd. 98 % der Gesamtförderung; ihre wichtigsten Bezirke, auf die 75 % der gesamten Kohlenförderung entfallen, sind wiederum die von Ranigany und Iherria; das letztgenannte Gebiet liefert auch die beste Kokskohle. Es versorgt besonders die Eisenindustrie in den nur 150 km südlich gelegenen Mayurbhan- und Singbhum-Gebieten. Gefördert wurden in den letzten Jahren in Britisch-Indien insgesamt etwa 23 Mill. t Steinkohle, während sich die Koksgewinnung auf rd. 2,5 Mill. t belief.

Aeußerst wertvoll sind die Vorkommen Britisch-Indiens an Eisenerzen. Die bisher bekannten Lagerstätten in den Zentralprovinzen, in Bengalen, Bihar und Orissa, in Birma, Madras und dem Staate Mysore sind sehr groß. Allein die in den kohlenreichen Provinzen Bihar und Orissa lagernden Eisenerze mit einem Gehalt von 60 % Fe werden auf 2,7 Milliarden t veranschlagt. Gegenwärtig werden hier vor allem die in den Singbhum- und Mayurbhan-Bezirken vorhandenen durchschnittlich 60prozentigen Magnetit- und Hämatiterze ausgebeutet; in beiden Bezirken sind die Tata-Werke die Hauptförderer. Die bereits erwähnte Nähe der wichtigsten Kohlenbecken verleiht den Eisenerzen von Singbhum und Mayurbhan besondere Bedeutung. Wenn auch die Förderung im Verhältnis zu den vorhandenen Erzmengen noch gering ist und bisher 2,5 t jährlich nicht überschritten hat, so nimmt Indien damit doch innerhalb des britischen Weltreiches die zweite und innerhalb der Welt-Eisenerzförderung die neunte Stelle ein.

In Bihar und Orissa, in den Zentralprovinzen wie auch in Madras und dem Staate Mysore finden sich weiter große abbauwürdige Lagerstätten von Manganerzen, deren Mangangehalt zwischen 50 und 54 % schwankt. Hauptabbaugebiete sind gegenwärtig die Bezirke Balaghat in den Zentralprovinzen und Sandur in der Provinz Madras. Außerdem werden in Bihar und Orissa kleinere Mengen gefördert, die vornehmlich für die dortigen Hüttenwerke bestimmt sind. Die Manganerzförderung, die schon in der Zeit vor dem ersten Weltkrieg fast ganz ausgeführt wurde, ist von ihrem Höchststande von 1,2 Mill. t im Jahre 1927 seitdem infolge des scharfen russischen Wettbewerbs und der Erschließung der südafrikanischen Vorkommen stark zurückgegangen und dürfte vielleicht noch 500 000 t betragen.

Wie die Steinkohlen-, Eisenerz- und Manganerzförderung sowie die Koksgewinnung Britisch-Indiens die in den anderen Kronländern weit übertrifft, so gilt das gleiche auch für seine Leistungen in Roheisen, Flußstahl und Walzzeug, wie nachstehende Zahlentafel zeigt. Es förderten oder erzeugten (in 1000 metr. t):

		Britisch-Indien	Kanada	Australien	Südafrikanische Union
Steinkohle	1913	16 500[1])	13 400	12 500	7 900
	1938	27 600[1])	9 800	12 700	15 900
Koks	1913	.	1 380	317	.
	1938	3 000	1 900	1 000	.
Eisenerz	1913	377	279[2])	176	.
	1938	2 550	5[2])	1 900[3])	495
Manganerz	1913	828	.	.	.
	1938	1 068[3])	.	.	552
Roheisen	1913	207	1 031	47	.
	1938	1 576	770	979	300
Flußstahl	1913	63	1 059	14	.
	1938	982	1 146	1 157	400
Walzzeug	1913	50	983	10	.
	1938	600	887	.	.

[1]) Mit Braunkohlen. — [2]) Verschiffungen. — [3]) 1937.

Bild 1. Die indischen Kohlen- und Erzvorkommen.

In Flußstahl und Walzzeug steht Britisch-Indien allerdings bis zum letztmöglichen Vergleichsjahr 1938 hinter Kanada zurück, das bereits in der Zeit vor dem ersten Weltkrieg eine beachtliche Eisen- und Stahlerzeugung aufweisen konnte, und ebenso hinter Australien, dessen Eisen schaffende Industrie gerade in den letzten Jahren einen starken Aufschwung genommen hat. Inzwischen sind aber auch auf diesen beiden Erzeugungsgebieten erhebliche Fortschritte gemacht worden. Die Werke haben ihre Leistungsfähigkeit vergrößert, so daß sich für 1939 bereits eine Roheisenerzeugung von 1,83 Mill. t, eine Flußstahlerzeugung von 1,02 Mill. t und eine Walzzeugherstellung von 800 000 t ergab.

Sitz der Großeisenindustrie sind in der Hauptsache die Provinzen Bihar, Orissa und Bengalen. Die weiterverarbeitende Industrie, besonders die Maschinenindustrie, befindet sich namentlich in Madras, Bengalen und Bombay. Die Roheisen- und Stahlerzeugung entfällt fast gänzlich auf vier Werke. Das größte Werk ist die Tata Iron and Steel Co. in Jamshedpur im Bihar- und Orissa-Gebiet. Sie ist vor dem ersten Weltkrieg gegründet worden, hat 1911 das erste Roheisen erblasen und 1912 den ersten Flußstahl hergestellt. Neben dem Besitz reicher Kohlen- und Erzlager verfügt das Werk in Jamshedpur über fünf tätige Hochöfen, darunter solche besonders großer Abmessungen. So wurde 1940 ein Hochofen von 1200 t Tagesleistung in Betrieb genommen. Die gesamte Roheisenleistungsfähigkeit der Tata-Werke wird auf jährlich rd. 2 Mill. t veranschlagt. Die Stahl- und Walzwerke zu Jamshedpur liefern Halbzeug und Walzware aller Art. Auch diese Betriebe sind in den letzten Jahren erheblich ausgebaut worden, und weitere Vergrößerungen sind teils durchgeführt, teils beabsichtigt, so die Errichtung eines neuen Röhrenwerks, eines Bandstahl- und Röhrenstreifenwerks, eines Werkes zur Herstellung von Rädern, Achsen und Radsätzen, eines neuen Stahlwerks, eines Breitbandwalzwerks und einer neuen Knüppelstraße. Ein Teil dieser neuen Anlagen ist im Laufe des Jahres 1941 in Betrieb genommen worden. Nach Durchführung des gesamten Erweiterungsplanes soll die Gesellschaft über eine Erzeugungsfähigkeit von jährlich 1 800 000 t Roheisen, 1 250 000 t Flußstahl und 900 000 t Walzzeug verfügen und folgende Erzeugnisse herstellen: Schienen, Stab- und Formstahl, Grob-, Mittel- und Feinbleche, Weißbleche, verzinkte Bleche, Bandstahl, Röhrenstreifen und Röhren. Die Bedeutung des Unternehmens für Britisch-Indien erhellt aus der Tatsache, daß es mit etwa 75 % an der Roheisenerzeugung und mit 100 % an der Flußstahlerzeugung beteiligt ist.

Das zweitgrößte Hüttenwerk Britisch-Indiens ist die im Jahre 1918 gegründete Indian Iron and Steel Co. in Asanol. Sie hat gleichfalls Hochöfen großer Abmessungen, u. a. zwei von

800 t Tagesleistung, und ist fast ausschließlich für die Ausfuhr tätig. Die Erzeugungsfähigkeit beträgt angeblich 1 Mill. t Roheisen; über die tatsächliche Ausnutzung der Hochöfen liegen für die neueste Zeit jedoch keine Angaben vor. 1938 betrug die Roheisenerzeugung rd. 700 000 t, wovon 620 000 t ausgeführt wurden. Das Unternehmen verfügt über eigene Kohlen- und Erzgruben sowie Koksöfen mit Anlagen zur Gewinnung von Nebenerzeugnissen. Mit der Indian Iron and Steel Co. verschmolzen hat sich im Jahre 1936 das älteste aus dem Jahre 1889 stammende Hüttenwerk Britisch-Indiens, die Bengal Iron Co., nachdem zwischen beiden Gesellschaften bereits seit 1925 eine Zweckgemeinschaft bestanden hatte.

Gleich nach der Verschmelzung hat die Indian Iron and Steel Co. die Errichtung eines neuen Stahl- und Walzwerkes, der Steel Corporation of Bengal, in Hirapur (Bengalen) in Angriff genommen. Ein erster Abschnitt des Stahlwerkes ist bereits in Betrieb, doch fehlen noch alle Angaben über seine Leistungsfähigkeit.

Schließlich gibt es noch ein kleineres Werk, die Mysore Iron Works zu Bhadravati. Das im Jahre 1923 in Betrieb gesetzte Hochofenwerk hat einen Holzkohlenhochofen, dessen tägliche Erzeugung 1928 80 t betrug, aber auf 100 t gesteigert werden soll. Im Jahre 1936 kam ein Stahlwerk mit einem 25-t-Siemens-Martin-Ofen und ein Walzwerk zur Herstellung von Stabstahl und kleineren Profilstäben in Betrieb[1]).

Verbot der Weiterführung von Friedensplanungen.

Der Beauftragte für den Vierjahresplan, Reichsmarschall Göring, hat am 13. April 1942 folgende Verordnung erlassen:

„Die gegenwärtige Kriegsführung verlangt eine Konzentration aller Kräfte und eine totale Ausrichtung unseres ganzen Schaffens auf den Endsieg. Da in vielen Fällen immer noch Betriebe, die in die Kriegswirtschaft eingeschaltet sind, Friedensplanungen und Entwicklungen, die Friedenszwecken dienen, durchführen, ordne ich folgendes an:

Auf Grund der Verordnung zur Durchführung des Vierjahresplans vom 18. Oktober 1936 (Reichsgesetzbl. I S. 887) in Verbindung mit der zweiten Verordnung zur Durchführung des Vierjahresplans vom 5. November 1936 (Reichsgesetzbl. I S. 936) verbiete ich den Betriebsführern aller für die Kriegswirtschaft tätigen Betriebe die Weiterführung von Friedensplanungen und -entwicklungen. Sämtliche derartigen laufenden Arbeiten sind unverzüglich einzustellen. Soweit in Ausnahmefällen die Weiterführung derartiger Aufgaben gerechtfertigt scheinen sollte, bedarf sie der schriftlichen Genehmigung des Reichsministers für Bewaffnung und Munition."

[1]) Vgl. Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 577/78.

Erneuerung des Rheinisch-Westfälischen Kohlensyndikats.

Der neue Kohlensyndikatsvertrag[1]) bringt über die bloße Verlängerung hinaus durchgreifende, die gegenwärtigen Zeitverhältnisse berücksichtigende Aenderungen.

In die Augen springt vor allem die Herausstellung des Leistungsgedankens. Absatz und Leistung sind jetzt voll aufeinander abgestimmt, wodurch auch die alte Forderung der gleichmäßigen Beschäftigung zu ihrem Rechte kommt. Nachdem bereits vor Jahresfrist die Koks- und Brikettbeteiligungen auf 40 % und 30 % der alten Quoten herabgesetzt worden waren, hat nunmehr auch eine Anpassung der Kohlenbeteiligungen an die Leistungsfähigkeit der einzelnen Zechen stattgefunden. Im Jahre 1940/41 waren die Beteiligungszahlen des Syndikats nur zu 65 % ausgenutzt, was bedeutete, daß die Quoten viel „Wasser" enthielten. Jetzt hat man diese stark entwässert und auf durchschnittlich 65 % der früheren Beteiligungszahlen herabgesetzt. Gleichzeitig sind die Verkaufs- und Verbrauchsbeteiligungen der Mitglieder zu einer Gesamtbeteiligung zusammengefaßt worden, die nunmehr die Grundlage für die gleichmäßige Beschäftigung bildet. Damit ist zugleich der Streit zwischen den reinen Zechen und Hüttenzechen um die Behandlung des Werksselbstverbrauches zur Ruhe gekommen. Um den Leistungsgedanken voll zur Wirkung zu bringen, sieht der Vertrag ein neues Erhöhungs- oder Kürzungsverfahren vor, das die starre Quotenbindung auflockert und Zugaben oder Abstriche an den einzelnen Quoten ermöglicht.

Die Umlageerhebung zur Deckung der Geschäftsunkosten ist gleichfalls neu geregelt worden. In Zukunft verteilt sich die Umlage gleichmäßig auf die Gesamtbeteiligung, sofern sie den Betrag von 0,30 *RM* je t nicht übersteigt. Erhöht sich der Bedarf, so wird der über 0,30 *RM* hinausgehende Betrag von der Verkaufsbeteiligung allein getragen. Geht der Bedarf aber voraussichtlich über 0,60 *RM* hinaus, so muß das Syndikat die Verkäufe zu Verlustpreisen unverzüglich einschränken. An der Umlage sind reine Zechen und Hüttenzechen unterschiedslos beteiligt.

Die Zechen des Saarlandes und des Aachener Bezirkes sind vollgültige Mitglieder des Syndikates geworden. Sie gehörten ihm zwar schon früher an, hatten aber verschiedene Sonderrechte, die ihren Beziehungen zum Syndikat eine etwas losere Form gaben. Der Saarbergbau hat dem neuen Vertrag ohne Einschränkung für zehn Jahre zugestimmt. Die Aachener Zechen haben die Möglichkeit erhalten, die Mitgliedschaft vorzeitig zu lösen, falls die Syndikatspreise ihre Selbstkosten nicht mehr decken.

[1]) Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 386.

Vereinsnachrichten.

Vortragsveranstaltung des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute im NSBDT. in Stuttgart.

Der Verein Deutscher Eisenhüttenleute hatte zusammen mit dem Württembergischen Bezirksverband des Vereins Deutscher Ingenieure und der Fachgruppe Bergbau und Hüttenwesen die dem Nationalsozialistischen Bund Deutscher Technik angeschlossenen technisch-wissenschaftlichen Vereine des Gaues Württemberg-Hohenzollern zu einer Vortragsveranstaltung auf den 18. April 1942 in die Technische Hochschule, Stuttgart, eingeladen. Es wurden Themen zur Erörterung gestellt, die sowohl für den Stahlerzeuger als auch für den Stahlverbraucher von derzeitiger kriegswirtschaftlicher Bedeutung sind. Wie der Vorsitzende, Professor Dr.-Ing. C. Geiger, hervorhob, kann es kein sinnvolles und zweckmäßiges Konstruieren ohne Werkstoffkunde geben, keine bestmögliche Ausnutzung der Werkstoffe ohne Kenntnis ihrer Beanspruchbarkeit, aber auch keine Weiterentwicklung unserer Werkstoffe ohne engste Berührung mit den Erfahrungen und Wünschen des Verarbeiters und Gestalters.

Betriebsdirektor Dipl.-Ing. H. Hauttmann, Oberhausen, ging in seinem Bericht über

Verbesserten Thomasstahl zum Austausch von Siemens-Martin-Stahl

von der Verschiebung des Verbrauchs an diesen beiden Stahlsorten in den letzten Jahrzehnten aus. Der Anteil des Thomasstahls ist in dieser Zeit in Deutschland merklich gesunken, während im Hinblick auf die deutschen Rohstoffgrundlagen gerade die umgekehrte Entwicklung volkswirtschaftlich richtiger wäre. Die Deutschland verfügbaren großen Mengen an phosphorhaltigen Eisenerzen sind nämlich nach dem derzeitigen Stande der Technik mit dem geringsten Arbeitsaufwand nach dem Thomasverfahren auf Stahl zu verarbeiten, wobei noch dazu als ein wertvolles Nebenerzeugnis das für die Landwirtschaft fast unentbehrliche Düngemittel Thomasmehl anfällt. Wenn trotzdem der Verbrauch an Thomasstahl anteilmäßig zurückgegangen ist, so hat das auch technische Gründe. Teilweise sind die Anforderungen bei der Verarbeitung — wie durch die erhöhte Anwendung des Schweißens und von Kaltformgebungsarbeiten — größer geworden, teilweise haben auch die Anwendungsgebiete, für die Thomasstahl von alters her nicht gewählt wird, wie für den Schiff-, Großbrücken- und Kraftwagenbau, an Umfang erheblicher zugenommen. Die Verbraucherindustrie hat den größten Einfluß darauf, daß den volkswirtschaftlichen Belangen entsprechend der Absatz an Thomasstahl wieder größer wird, indem sie sich in ihren Verarbeitungsverfahren auf die Eigenheiten dieses Werkstoffes einstellt und nicht durch unnötige Liefervorschriften seine Verwendung erschwert.

Selbstverständlich ist aber auch der Stahlerzeuger bestrebt, von seiner Seite alles zur Förderung des Verbrauchs von Thomasstahl zu tun. Dazu gehört die Arbeit, nicht nur üblichen Thomasstahl in gleichmäßiger Güte zur Verfügung zu stellen, sondern diese Stahlart weiterzuentwickeln, so daß ihr neue Anwendungsgebiete erschlossen werden. Dazu erschien es notwendig, die Eigenheiten des Thomasstahls prüftechnisch genau zu erfassen. Die entsprechenden Arbeiten führten zum Preßnutbiegeversuch[1]), der die Neigung von Stählen zum Trennbruch bei örtlichen Spannungsfeldern und Kaltverformungen gut erkennen läßt.

[1]) Arch. Eisenhüttenw. 15 (1941/42) S. 331/38 (Werkstoffaussch. 571).

Die weiteren Arbeiten auf Grund dieser Prüfung zeigten, daß die Zugabe von Silizium und Aluminium zum Stahl ein gutes Mittel zur Verringerung seiner Trennbruchempfindlichkeit ist, und zwar wird diese schon erzielt, wenn der Stahl beim Alterungskerbschlagversuch noch alterungsanfällig ist. Der mit Silizium und Aluminium beruhigte Thomasstahl[2]), von dem heute schon schätzungsweise 200 000 t verbraucht worden sind, hat sich auch für Teile bewährt, bei denen eine verhältnismäßig große Kaltverformung notwendig ist, wie z. B. bei Nieten[3]). Die Beruhigung des Thomasstahls mit Silizium und Aluminium erfordert natürlich zusätzliche Kosten. Darum lag der Gedanke nahe, diese Arbeitsweise vor allem auf härtere, d. h. von Hause aus schon teurere, Stähle anzuwenden, um einen Werkstoff für Brücken mittlerer Größe, für den Fahrzeug- und Stahlbau zu erhalten in Fällen, in denen St 52 ersetzt werden könnte.

Der Vortragende erwähnte, daß es auch noch andere Möglichkeiten und Wege zur Verbesserung des Thomasstahls gäbe, daß er aber auf Grund eigener Erfahrungen nur Angaben über den mit Silizium und Aluminium beruhigten Thomasstahl machen könne.

Die Herstellung der verbesserten Thomasstähle erfordert, wie schon erwähnt wurde, gegenüber dem üblichen Thomasverfahren zusätzliche Aufwendungen, d. h. letzten Endes Arbeitsstunden. Man sollte deshalb auch wieder aus volkswirtschaftlichen Ueberlegungen nur für Sonderzwecke, wie z. B. bei starken oder in mehreren Stufen aufeinander folgenden Kaltverformungen, diese besonderen Stähle verwenden, sonst aber soweit als möglich die Lieferung üblichen Thomasstahls offenlassen.

Ueber

Legierte Bau- und Werkzeugstähle auf neuzeitlicher Grundlage

berichtete Oberingenieur Dr.-Ing. H. Briefs, Krefeld.

Die Entwicklung der letzten Jahre auf dem Edelstahlgebiet zeichnet sich durch eine neuartige Aufgabenstellung grundsätzlicher Art aus, nämlich die legierungswirtschaftliche Betrachtungsweise. Diese stellt sich das Ziel, zunächst den Legierungsinhalt der Stähle mit ihrem Verwendungszweck weitgehend in Einklang zu bringen und einer oft gedankenlosen Legierungsverschwendung Einhalt zu tun, darüber hinaus aber neuartige Stähle zu entwickeln, die den gegebenen Beschaffungsmöglichkeiten am besten angepaßt sind. In enger Zusammenarbeit zwischen Forschung und Praxis hat man schon in den Jahren vor dem Kriege durch Schaffung entsprechender „Austauschstähle" bemerkenswerte Einsparungen besonders an Nickel bei Baustählen und an Wolfram bei Schnellarbeitsstählen vornehmen können. Die Entwicklung ist dabei aber nicht stehengeblieben. So war man schon zu Kriegsbeginn in der Lage, unter Auswertung aller bisherigen Erfahrungen ein Lieferprogramm aufzustellen, bei dem die metallwirtschaftlichen Belange in bester Weise gewahrt werden.

Bei den Stählen für den Flugzeug-, Fahrzeug- und Maschinenbau war die Umstellung von Nickel auf Molybdän als hauptsächliches Legierungselement neben Chrom erfolgreich schon vor Beginn des Krieges abgeschlossen. Die Erfahrungen, die hierbei gesammelt wurden, konnten in vollem Umfange bei der weiteren Entwicklung zu molybdänfreien Stählen ausgenutzt werden. Heute stehen chromhaltige Stähle für die hohen Gebrauchsfestigkeiten zur Verfügung, während das Gebiet der mittleren Festigkeiten den Mangan-, Mangan-Vanadin- und Mangan-Silizium-Stählen vorbehalten bleibt.

Bei den Schnellarbeitsstählen hat die Herabsetzung des Wolframgehaltes nicht nur die früher vorhanden gewesene Ueberlegierung beseitigt, sondern unter gleichzeitiger Erhöhung des Vanadingehaltes Qualitäten ergeben, die sich bei sinngemäß angepaßter Härtebehandlung in Leistung und Zuverlässigkeit den früheren Stählen als gleichwertig erwiesen haben. Eine besondere Bedeutung kommt dabei dem Stahl mit je etwa 3 % Molybdän, Vanadin und Wolfram zu[4]), einem Stahl von neuartigem Aufbau, der bei legierungswirtschaftlich günstiger Zusammensetzung durchaus zuverlässige Leistungsergebnisse aufweist.

Auf dem Gebiete der legierten Werkzeugstähle, die vor allem als „Werkstättenstähle" in allen weiterverarbeitenden Industriezweigen eine überaus vielseitige Verwendung finden, steht ebenfalls eine genügende Anzahl Stahlsorten zur Verfügung, die eine wirtschaftliche Weiterführung aller notwendigen Fertigungsbetriebe mit Sicherheit gewährleisten.

[2]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 129/36, 164/70 u. 377/79 (Werkstoffaussch. 532).

[3]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 801/06.

[4]) Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 985/90 (Werkstoffaussch. 475).

Die Arbeiten zur Legierungsbewirtschaftung hätten jedoch nicht in vollem Umfange zum Erfolg geführt, wenn sich die von jeher wünschenswerte enge Zusammenarbeit zwischen Stahlwerk und Stahlverbraucher nicht so gut eingespielt hätte. Tatsächlich fällt eine wesentliche Mitverantwortung für eine vollständige Legierungsverwertung auch dem Stahlverbraucher selbst zu. Er hat seine Werkzeuge durch größte Sorgfalt bei der Härtung zu bester Leistungsfähigkeit zu bringen. Er muß durch entsprechende Werkzeuggestaltung (z. B. Austausch von Vollwerkzeugen durch solche mit Einsätzen aus hochlegiertem Stahl, stumpfgeschweißte Werkzeuge usw.) den mengenmäßigen Bedarf an hochlegiertem Stahl wesentlich herabsetzen. Im übrigen ist er gehalten, durch Bekanntgabe des Verwendungszweckes oder der technischen Arbeitsbedingungen dem Stahlwerk eine Prüfung zu ermöglichen, ob die vorgesehene Stahlart unbedingt erforderlich ist.

Oberingenieur J. Kreim, Kladno, erörterte die Maßnahmen, auf die bei der

Wärmebehandlung der neuzeitlichen Austauschstähle

im Vergleich zur Behandlung der bisherigen Stähle besonders zu achten ist. Ueber die sparstoffarmen Schnellarbeitsstähle wird zuweilen die Ansicht geäußert, daß sie einen engeren Härtetemperaturbereich hätten als die früheren wolframreichen Stähle; das ist aber nicht ganz richtig[5]). Das für die verschiedenen Werkzeuggruppen zweckmäßigste Gefüge wird bei den Austauschstählen bei niedrigerer Härtetemperatur und nach kürzerer Durchwärmzeit erreicht als bei den früheren Stählen. Obwohl diese Eigenschaft eigentlich als Vorteil der Austauschstähle gewertet werden müßte, liegt in ihr doch die Hauptursache gelegentlicher Mißerfolge. Der richtigen Einhaltung der Härtetemperatur und vor allem der richtigen Durchwärmzeiten muß bei den Austauschschnellstählen erhöhtes Augenmerk zugewendet werden; vorteilhaft ist auch ein mindestens zweimaliges Anlassen.

Der hauptsächlichste Vertreter der Warmarbeitsstähle ist der Stahl mit 4,5 % W und 0,7 % V. Er hat auch eine niedrigere Härtetemperatur als der früher übliche Stahl mit 9 % W, ist aber gegen energisches Ablöschen etwas empfindlicher. Die Maßnahmen zur Vermeidung von Oberflächenschädigungen und zur Vermeidung eines größeren Härteverzuges sind einfach durchzuführen.

Bei den Gesenkstählen, die in der Hauptsache mit Mangan, Chrom und Molybdän legiert sind, muß man bei der Wärmebehandlung besonders darauf achten, daß die Stähle genügend zäh bleiben.

Bei den sparstoffarmen Vergütungsstählen bietet es besondere Vorteile, wenn die letzte Wärmebehandlung erst an vorgearbeiteten Teilen und nicht an massigen rohen Teilen vorgenommen wird. Bei Gesenkschmiedeteilen ist ein Normalglühen nach dem Schmieden sehr zweckmäßig.

Bei den molybdän- und nickelfreien Einsatzstählen ist es unter bestimmten Bedingungen durchaus möglich, bei nicht zu starken Teilen mit Einsatzschichten unter etwa 1 mm Dicke ohne Güteeinbuße von der Doppelhärtung abzugehen und die Teile nur einmal von 820 bis 830° in Oel zu härten[6]). Es bedeutet eine ziemliche Werkzeugersparnis, wenn man die Einsatzstähle in weich geglühtem Zustande bearbeitet; allerdings bleibt nur die Bearbeitung des normalgeglühten oder vorvergüteten Stahles übrig, wenn auf glatte Oberfläche Wert gelegt werden muß.

Änderungen in der Mitgliederliste.

Billigmann, Joseph, Dipl.-Ing., Leiter der Versuchsanstalt der Eisenwerk Nürnberg A.-G. vorm. J. Tafel & Co., Nürnberg 2, Schließfach 310; Wohnung: Winzelbürgstr. 3. *39* 311

Blaschczyk, Gerhard, Dr. phil., Dipl.-Chem., Röhm & Haas G. m. b. H., Darmstadt; Wohnung: Inselstr. 20. *39* 325

Boos, Herbert, Dipl.-Ing., 1. Hochofenassistent, Deutsche Eisenwerke A.-G., Schalker Verein, Gelsenkirchen; Wohnung: Im Mühlenfeld 26. *35* 059

Elzemann, Kurt, Ingenieur, Vereinigte Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Abt. Burbacher Hütte, Saarbrücken 5; Wohnung: Ottstr. 18. *23* 047

Fiedler, Wolfgang, Dipl.-Ing., Techn. Direktionsassistent u. Leiter der Energie- u. Betriebswirtschaftsstelle der A.-G. der Dillinger Hüttenwerke, Werk St. Ingbert, St. Ingbert (Saar). *35* 131

Fischer, Leo, Dipl.-Ing., Betriebsleiter der Edelstahlglüherei der Carlshütte, Diedenhofen (Westm.); Wohnung: Metzer Str. 41. *33* 028

Fuchs, Friedrich, Dipl.-Ing., Betriebschef des Maschinenbetriebes der Ilseder Hütte, Abt. Peiner Walzwerk, Peine; Wohnung: Gerhardstr. 3. *38* 039

[5]) Stahl u. Eisen 61 (1941) S. 1161/68.

[6]) Stahl u. Eisen 62 (1942) S. 130/36.

Krabiell, Hans-Joachim, Dr.-Ing., Betriebsassistent, Fried. Krupp A.-G., Essen; Wohnung: Am krausen Bäumchen 93. *39* 106

Rudolph, Walter, Dr. phil., Physiker, Eisenwerke Oberdonau G. m. b. H., Vergüterei, Linz (Oberdonau); Wohnung: Schwayerstr. 63. *40* 297

Schönwälder, Ferdinand Heinr., Oberingenieur, Inh. der Fa. Stahlwerk Schönwälder, Gießereien u. mechan. Werke, Myschkow (Kr. Warthenau/Oberschles.); Wohnung: Brückenstraße 7. *22* 172

Schrupp, Carl, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Deutsche Bergwerks- u. Hüttenbau-G. m. b. H., Berlin-Charlottenburg 2, Hardenbergstr. 12; Wohnung: Berlin-Lichterfelde Ost, Karwendelstraße 9. *20* 108

Tix, Arthur, Dipl.-Ing., Direktor, Vorsitzer des Vorstandes der Hanomag, Hannoversche Maschinenbau-A.-G. vorm. Georg Egestorff, Hannover-Linden, Hamelner Str. 1. *24* 102

Gestorben:

Dienenthal, Willy, Fabrikbesitzer, Siegen. * 18. 1. 1876, † 24. 4. 1942. *03* 005

Padberg, Fritz, Betriebsdirektor a. D., Hagen-Haspe. * 7. 7. 1874, † 24. 4. 1942. *04* 041

Pohlig, Julius, Direktor a. D., Köln-Lindenthal. * 9. 7. 1870, † 20. 4. 1942. *12* 086

Reinhold, Hermann, Dipl.-Ing., Düsseldorf. * 19. 5. 1886, † 21. 4. 1942. *16* 053

Neue Mitglieder.

Baumann, Wilhelm, Dr. phil. nat., Leiter des Stahllaboratoriums und der Materialprüfung der Vereinigten Deutschen Metallwerke A.-G., Werk Heddernheim, Frankfurt (Main)-Heddernheim; Wohnung: Flehingen, Robert-Wagner-Str. 139. *42* 154

Bye, Roald, Ing., Prokurist, Fa. A/S Bremanger Kraftselskab, Bergen (Norwegen), Strandgaten 6. *42* 155

Dörr, Rudolf, Wärmeingenieur, Vereinigte Hüttenwerke Burbach-Eich-Düdelingen A.-G., Abt. Burbacher Hütte, Saarbrücken; Wohnung: Saarbrücken 2, Hochstr. 33. *42* 156

Jesberg, Friedrich, Oberingenieur, Achenbach Söhne G. m. b. H. Buschhütten über Kreuztal (Kr. Siegen); Wohnung: Bottenbacher Str. 18. *42* 157

Kanoffsky, Fritz, Direktor, Berlin-Charlottenburg 9, Württembergallee 31. *42* 158

Mouget, Alfred, Hüttendirektor u. stellv. Vorstandsmitglied der Differdinger Stahlwerke A.-G., Differdingen (Luxemburg); Wohnung: Adolf-Hitler-Str. 107. *42* 159

Städtgen, Hugo, Dipl.-Ing., Oberingenieur, Dortmund-Hoerder Hüttenverein A.-G., Dortmund; Wohnung: Kullrichstr. 15. *42* 160

Tebbenjohanns, Walter, Betriebsführer der Stahlschmidt & Co. K.-G., Düsseldorf 1; Wohnung: Meererbusch (Post Büderich), Am Wald 2. *42* 161

Zychlinski, Götz-Krafft v., Ingenieur, Betriebsleiter, Deutsche Industrie-Werke A.-G., Berlin-Spandau; Wohnung: Berlin-Borsigwalde, Konradstr. 75. *42* 162

Adolf Vogelsang †.

In der Vollkraft seines Lebens wurde der Betriebsdirektor der Niederrheinischen Hütte in Duisburg, Adolf Vogelsang, am 2. April 1942 infolge eines Betriebsunfalles durch den Tod abberufen.

Am 17. September 1888 in Bochum geboren, besuchte Adolf Vogelsang zunächst die Oberrealschule seiner Vaterstadt. Vom Vater her, der ursprünglich technischer Beamter war, später aber das Bochumer Elektromotorenwerk Wilhelm Vogelsang gründete, und durch seine Umwelt technisch beeinflußt, bezog Vogelsang nach der Reifeprüfung die Technische Hochschule in Aachen, wo er 1912 die Diplomprüfung als Eisenhüttenmann ablegte. Die erste Stellung in der eisenhüttenmännischen Praxis führte Vogelsang zu den Klöckner-Werken, Abteilung Hasper Eisen- und Stahlwerk. In der damals üblichen Weise begann er die Praxis als Chemiker im Eisenhüttenlaboratorium, um im Frühjahr 1914 als Betriebsingenieur in den Hochofenbetrieb überzugehen. Obwohl er erst kaum ein halbes Jahr in der Hochofenpraxis stand, wurde Vogelsang 1914 nach Kriegsausbruch mit der Betriebsführung der ganzen Anlage betraut. Trotz allen durch den Krieg bedingten Schwierigkeiten hat er diese Aufgabe so erfolgreich durchgeführt, daß ihm am 1. April 1920 die Stellung des Hochofenchefs übertragen wurde. Im Herbst 1927 schied er bei den Klöckner-Werken aus und arbeitete vorübergehend als selbständiger Ingenieur. Im Mai 1928 berief ihn die Niederrheinische Hütte in Duisburg-Hochfeld als Hochofenchef. Mit der dem Westfalen eigenen Zähigkeit hat er die veraltete Hochofenanlage zu einem gewinnbringenden Betrieb umgestaltet, der dann selbst in den Jahren des wirtschaftlichen Niedergangs seine Lebensfähigkeit bewies.

Adolf Vogelsang

Besondere Verdienste erwarb sich Vogelsang um die Gewinnung von Zyankali im Hochofenbetrieb, die er durch eine sinnreiche Einrichtung erfolgreich gestaltete und die ebenfalls dazu beitrug, daß die schlechten wirtschaftlichen Ergebnisse der Niedergangszeit gemildert wurden.

An dieser Stelle verdient hervorgehoben zu werden, daß die Niederrheinische Hütte als eines der ersten Werke die Gewinnung von Hüttenbims, dem als Baustoff der Zukunft eine wichtige Bedeutung zukommt, in größerem Ausmaß aufgenommen hat. Nicht zuletzt war es Vogelsang, der mit seinem klaren Blick die Notwendigkeit einer besseren und gewinnbringenden Verwertung der Hochofenschlacke sah und der durch seine Mitarbeit an der Verbesserung der bestehenden Verfahren der Verbreitung der Hüttenbimserzeugung durch Rat und Tat bahnbrechende und wertvolle Dienste geleistet hat.

Unter seiner Leitung wurde auch die Herstellung von Hüttenbims-Schwemmsteinen nach besonderen Verfahren aufgenommen, wodurch die Entwicklung der Siedlungsbauten erhebliche Förderung erfuhr. Zahlreiche Eigenheimsiedlungen in der näheren und weiteren Umgebung Duisburgs, die mit diesen Schwemmsteinen errichtet wurden, zeugen von der Bedeutung, die dieser vielseitige und billige Baustoff inzwischen gewonnen hat. Eine Anerkennung seiner reichen Erfahrungen auf diesem Gebiet war seine Berufung zum Mitarbeiter und Berater der Forschungsstelle für Leichtbaustoffe in Berlin. Im Herbst 1939 wurde Vogelsang Oberingenieur. Ihm unterstand nicht nur der Hochofenbetrieb der Niederrheinischen Hütte, sondern auch nach der Wiederaufnahme des Betriebes der der Hütte Vulkan. Im Januar 1942 wurde Vogelsang in Anerkennung seiner Verdienste zum Betriebsdirektor der August-Thyssen-Hütte A.-G. ernannt.

Dem Verein Deutscher Eisenhüttenleute hat Vogelsang nahezu 30 Jahre angehört. Lange Jahre hindurch war er Mitglied des Arbeitsausschusses des Hochofenausschusses und des Ausschusses für die Verwertung der Hochofenschlacke.

Der Heimgegangene war kein Mann der vielen Worte, aber von einer unbedingten Zuverlässigkeit. Mit einem nüchternen und praktischen Blick für das Nächstliegende verband er eine zähe, nie erlahmende Energie für die Durchführung seiner Gedanken, die ihm in reichem Maße zuströmten. Dabei war er frei von jeder Einseitigkeit und außerhalb seines Berufes, dem er seine besten Kräfte lieh, ein eifriger Bewunderer der schönen Künste, aufgetan allem Wertvollen, das das Leben zu bieten vermag. Mit seiner überlegenen Klugheit, die nur noch von seiner Bescheidenheit übertroffen wurde, wußte er seinem Leben Form und Inhalt zu geben und seinen Freunden stets als Vorbild zu dienen. Als Mensch äußerst einfach, lebte Vogelsang nur seinem Beruf und seiner Familie. Hier im Kreise seiner Kinder und mit einigen Freunden fand er Erholung und Ausspannung durch lebhafte Pflege der Hausmusik, durch sein feines Kunstverständnis und durch seine Teilnahme am Theaterleben.

Seinen Mitarbeitern und Untergebenen war er stets ein guter Freund, der sich mit warmem Verständnis und immerwährender Hilfsbereitschaft ihrer annahm, wobei er persönlich größte Anspruchslosigkeit und Schlichtheit zeigte.

Der Verein Deutscher Eisenhüttenleute verliert in Adolf Vogelsang ein Mitglied, dessen tragischer Tod alle Freunde und Bekannten aufs tiefste erschüttert hat und dessen lauterer Charakter ihm in den Herzen aller seiner Freunde ein unvergängliches Denkmal ehrender Erinnerung sichert.