STAHL UND EISEN

ZEITSCHRIFT FÜR DAS DEUTSCHE EISENHÜTTENWESEN

Herausgegeben vom Verein deutscher Eisenhüttenleute

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

unter verantwortlicher Mitarbeit von Dr. J. W. Reichert und Dr. M. Schlenker für den wirtschaftlichen Teil

HEFT 33 | 17. AUGUST 1933 | 53. JAHRGANG

Dauermagnetwerkstoffe auf der Grundlage der Ausscheidungshärtung.

Von Werner Köster in Dortmund.

Mitteilung aus dem Forschungsinstitut der Vereinigte Stahlwerke A.-G., Dortmund.

[Bericht Nr. 225 des Werkstoffausschusses des Vereins deutscher Eisenhüttenleute*).]

(Wirkung der Ausscheidungshärtung auf die magnetischen Eigenschaften. Beobachtungen an Systemen mit erweitertem γ-Feld. Uebergang zu Systemen mit geschlossenem γ-Feld und beschränkter Löslichkeit des Zusatzstoffes im α-Eisen. Untersuchung ternärer Legierungen; zwei Möglichkeiten: Mischungslücke entweder bereits in mindestens einem Zweistoffsystem [z. B. Fe-Co-Mo] oder erst im Dreistoffsystem [z. B. Fe-Ni-Al]. Entwicklung neuartiger Magnetlegierungen hoher Leistung. Ausschlaggebende Bedingungen des Aufbaues und der Eigenschaften für die Güte der Legierungen. Vergleich der Eigenschaften der neuen Legierungen mit denen der bekannten Magnetstähle. Neue Wege in der Herstellung und Verwendung von Magneten.)

Zur Herstellung von Dauermagneten wurde bisher ausschließlich unlegierter oder legierter Stahl benutzt, der durch einen Kohlenstoffgehalt von 0,6 bis 1,1% und durch Zusätze von 2 bis 6% Chrom oder Wolfram oder 6 bis 36% Kobalt nebst 4 bis 9% Chrom gekennzeichnet ist. Die Stähle werden gehärtet im martensitischen Gefügezustand, also nach Abschrecken von einer Temperatur, bei der der Stahl sich im γ-Zustand befindet, als Magnete verwendet. In planmäßiger Arbeit sind diesen gebräuchlichen Magnetwerkstoffen neuartige Eisenlegierungen auf der Grundlage der Ausscheidungshärtung an die Seite gestellt worden[1]). Ihr metallographisch grundsätzlich von dem der Kohlenstoffstähle abweichender Aufbau verlangt eine ganz andere Wärmebehandlung und hat besondere Eigenschaften der Magnete zur Folge, wodurch sich neue Möglichkeiten sowohl für die Herstellung als auch für die Verwendung von Magneten eröffnen.

Untersuchungen über die Ausscheidungshärtung des technischen Eisens ergaben, daß Koerzitivkraft und Remanenz beträchtlich erhöht werden, wenn die feinverteilten Ausscheidungen etwa in den Bereich mikroskopischer Sichtbarkeit gelangen[2]). Die Aenderung der magnetischen Eigenschaften bei gleichbleibender Temperatur ähnelt dem für die Ausscheidungshärtung kennzeichnenden Verlauf der Härte. Jedoch geht die Aenderung des magnetischen Zustandes in einem höher gelegenen Temperaturgebiet vor sich als die der Härte, weil die Härtesteigerung schon zu einem Zeitpunkt erfolgt, in dem die Ausscheidung sich noch in einem Vorbereitungszustand befindet, also noch nicht mikroskopisch sichtbar ist. Der Einfluß der Ausscheidung auf die Magnetisierungsschleife besteht insgesamt in einer Aufweitung der Hysteresisschleife, d. h. in einem für die Entwicklung von Dauermagneten wünschenswerten Vorgang.

Bei den Legierungen mit erweitertem γ-Feld, d. h. den Legierungen des Eisens mit Kohlenstoff[3]), Stickstoff[4]) und Kupfer[5]), ist die Steigerung der magnetischen Härte so gering, daß sie als Magnetwerkstoff nicht verwertet werden können. Es mußten daher Legierungen untersucht werden, bei denen der Betrag der Löslichkeitsänderung erheblich größer ist. Dieser Fall liegt bei Systemen mit geschlossenem γ-Feld vor, die eine begrenzte Löslichkeit für das Zusatzelement haben. Von den Zweistofflegierungen des Eisens zählen hierzu vor allem die mit Beryllium, Phosphor, Titan, Molybdän und Wolfram. Die Untersuchung dieser Legierungen ergab nun in der Tat eine ganz wesentliche Steigerung der Koerzitivkraft. Während der Zusatz von Phosphor[6]) kaum stärker wirkt als der von Kohlenstoff, wurde bei Legierungen mit Titan[7]) eine Koerzitivkraft von 55 Oersted gemessen, bei Legierungen mit Beryllium[8]) eine solche von 62 Oersted und bei Legierungen mit Wolfram und Molybdän von 151 bzw. 219 Oersted. *Abb. 1* zeigt die Abhängigkeit der Koerzitivkraft vom Zusatz der genannten Elemente. Die Remanenz nimmt mit steigendem Legierungszusatz durchweg langsam ab.

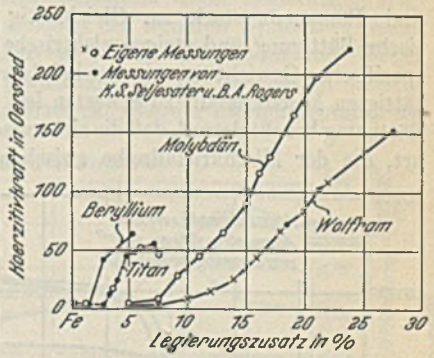


Abbildung 1. Einfluß des Zusatzes von Beryllium, Titan, Molybdän und Wolfram auf die durch Ausscheidungshärtung zu erzielende Koerzitivkraft von Eisenlegierungen.

Das kennzeichnende Verhalten einer derartigen Legierung sei an dem Beispiel einer Eisen-Kobalt-Wolfram-Legierung mit 15% Co und 18% W erläutert[8]). Es macht dabei nichts

*) Erstattet in der Sitzung des Arbeitsausschusses am 4. April 1933. — Sonderabdrucke sind vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postfach 664, zu beziehen.

[1]) W. Köster: Z. Elektrochem. 38 (1932) S. 549/53.

[2]) W. Köster: Z. anorg. allg. Chem. 179 (1929) S. 297/308.

[3]) W. Köster: Arch. Eisenhüttenwes. 2 (1928/29) S. 503/22.

[4]) W. Köster: Arch. Eisenhüttenwes. 3 (1929/30) S. 637/58.

[5]) H. Buchholtz und W. Köster: Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 687/95.

[6]) W. Köster: Arch. Eisenhüttenwes. 4 (1930/31) S. 609/11.

[7]) R. Wasmuht: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 45/56; K. S. Seljesater und B. A. Rogers: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 19 (1932) S. 553/72.

[8]) W. Köster: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 17/23.

aus, daß diese Legierung ternär und nicht binär ist. In *Abb. 2* ist die Aenderung einiger Eigenschaften beim Anlassen der von 1300° abgeschreckten Legierung dargestellt. Nach dem Abschrecken aus dem α-Zustandsfeld haben die Legierungen eine Koerzitivkraft von 2 bis 5 Oersted und eine Remanenz von 4000 bis 6000 Gauß. Je homogener das Gefüge ist, desto niedriger ist die Koerzitivkraft. Dies entspricht der Regel[9]), daß die Aufnahme eines oder mehrerer Elemente in feste Lösung die Koerzitivkraft eines Metalls nicht erhöht, obwohl sie von einer merklichen Aenderung zahlreicher Eigenschaften, wie u. a. des Gitterparameters, des elektrischen Widerstandes und der Härte, begleitet wird. Beim Anlassen zwischen 600 und 700° nehmen Koerzitivkraft und Remanenz stark zu. Gleichzeitig fällt die magnetische Sättigung und steigen elektrische Leitfähigkeit und spezifisches Gewicht an, wie dies bei dem Zerfall eines übersättigten Mischkristalls zu erwarten ist. Die Abnahme der Sättigung beruht darauf, daß die sich ausscheidende Kristallart, die der Mischkristallreihe zwischen den beiden Verbindungen Fe_3W_2 und CoW angehört, unmagnetisch ist. Die beim Ausscheidungsvorgang auftretende Steigerung der mechanischen Härte fällt hier und auch bei verschiedenen anderen Legierungen mit der der Koerzitivkraft und Remanenz nahezu zusammen, während sie bei wieder anderen Legierungen, ähnlich wie bei den Eisen-Kohlenstoff-Legierungen, bei verschiedenen Temperaturen auftreten. Der starke Einfluß der Wärmebehandlung auf den magnetischen Zustand der Legierungen geht augenfällig aus *Abb. 3* hervor, die eine Induktionsschleife nach dem Abschrecken und zwei Schleifen nach dem Anlassen derartiger Legierungen zeigt.

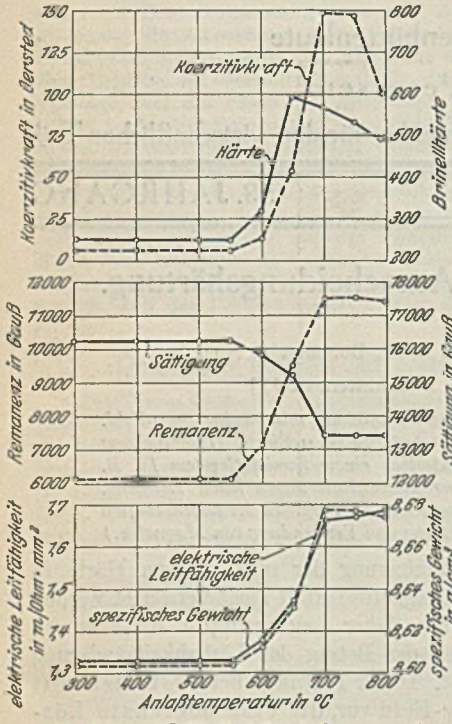


Abbildung 2. Einfluß des Anlassens auf verschiedene Eigenschaften einer von 1300° abgeschreckten Legierung mit 15% Co und 18% W.

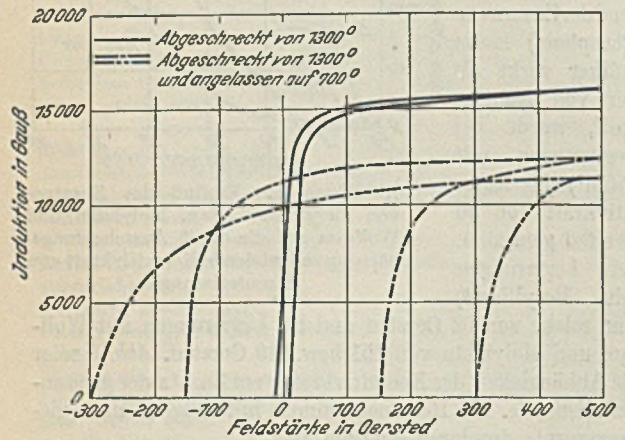


Abbildung 3. Induktionsschleifen zweier Eisen-Kobalt-Molybdän-Legierungen nach dem Abschrecken von 1300° und darauffolgendem Anlassen auf 700°.

[9]) A. Kußmann und B. Scharnow: Z. Physik 54 (1929) S. 1/15.

×85

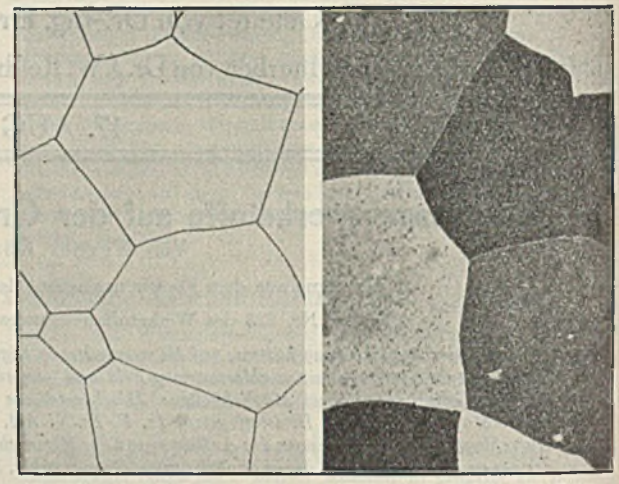


Abbildung 4. Gefüge einer Legierung mit 15% Co und 18% W nach dem Abschrecken von 1300°.

Abbildung 5. Gefüge einer Legierung mit 15% Co und 18% W nach dem Abschrecken von 1300° und angelassen auf 700°.

Das Gefüge der beiden Zustände ist in *Abb. 4 und 5* dargestellt. Nach dem Abschrecken *(Abb. 4)* liegen homogene α-Kristallite vor, in denen nach dem Anlassen *(Abb. 5)* zahlreiche feinverteilte Ausscheidungen sichtbar sind, die eine Dunkelung der Kristallite beim Aetzen hervorrufen.

Der nächste Schritt zu einer etwa möglichen Leistungssteigerung der Magnetlegierungen war die Untersuchung von Dreistofflegierungen. Da der Bereich der Magnetlegierungen auf den α-Zustandsraum begrenzt ist, war es notwendig, die Ausdehnung dieses Raumes bei Zusatz eines dritten Stoffes festzustellen, und zwar galt es einmal, den Zusammensetzungsbereich bei hohen Temperaturen — in der Regel in der Nähe der Schmelztemperatur — festzulegen, und zum andern, die Sättigungsfläche der α-Mischkristalle gegenüber der sich ausscheidenden Phase zu bestimmen. Zu diesem Zwecke kann erstens ausgegangen werden von Zweistoffsystemen des Eisens, von denen mindestens das eine bereits eine zu tieferen Temperaturen hin sich erweiternde Mischungslücke enthält. Die zweite Möglichkeit bietet die Untersuchung von Legierungen, in denen die Mischungslücke erst im Dreistoffsystem auftritt.

Der erste Fall liegt z. B. bei den Legierungen des Eisens mit Wolfram und Molybdän vor. Besonders günstige magnetische Werte wurden dadurch erzielt, daß als drittes Metall Kobalt zugesetzt wurde. Deshalb wurden die Systeme Eisen-Kobalt-Wolfram[10]) und Eisen-Kobalt-Molybdän[11]) eingehend untersucht. *Abb. 6* zeigt das Raummodell des zu zweit genannten Systems. Der Bereich der zur Magnetherstellung in Frage kommenden Legierungen, d. h. der α-Zustandsraum, ist der von der Eisenecke ausgehende ausgesparte Raum des Modells, dessen tiefster Punkt durch den Buchstaben C gekennzeichnet ist. Für die Brauchbarkeit gilt dabei die Voraussetzung, daß die Legie-

[10]) W. Köster und W. Tonn: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 431/40.

[11]) W. Köster und W. Tonn: Arch. Eisenhüttenwes. 5 (1931/32) S. 627/30.

rungen molybdänreicher sind, als der Löslichkeitsgrenze der α-Mischkristalle bei Raumtemperatur entspricht. *Abb. 7* veranschaulicht die Verbesserung der magnetischen Werte durch den Zusatz von Kobalt zu den Eisen-Molybdän-Legierungen. Mit zunehmendem Kobaltgehalt nimmt die Koerzitivkraft annähernd geradlinig zu. Außerdem wirkt der Kobaltzusatz der durch den Molybdänzusatz herbeigeführten Abnahme der Remanenz entgegen. In gleicher Weise setzt ein Kobaltgehalt die magnetische Güte der binären Eisen-Wolfram-Legierungen herauf. Als höchster Wert wurden im ternären Wolframsystem 180 und im ternären Molybdänsystem 350 Oersted erreicht.

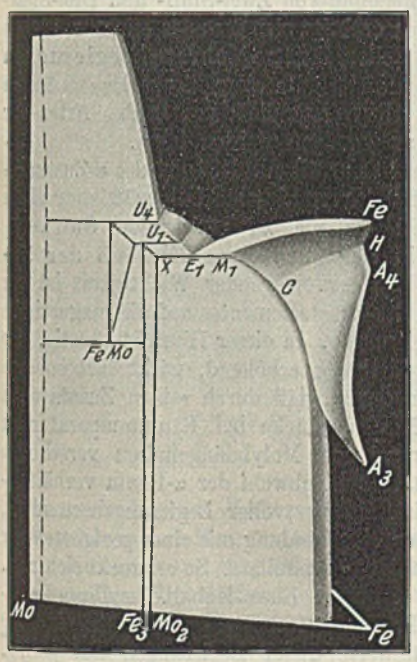


Abbildung 6. Raumschaubild des Systems Eisen-Kobalt-Molybdän.

Eine nur im ternären System auftretende Mischungslücke von geeigneter Form zur Ausbildung von α-Magnetlegierungen kann entstehen, wenn das α-Eisen an einer Kristallart, die dem System der beiden Nichteisenmetalle angehört oder die nur im Dreistoffsystem auftritt, gesättigt ist. Eine Mischungslücke, die dieser Bedingung im besonderen genügt, ist die durch die Polymorphie des Eisens bedingte zwischen α- und γ-Mischkristallen. Sie entsteht bei der Bildung eines Dreistoffsystems aus einem binären Eisensystem mit offenem und einem mit geschlossenem γ-Feld, wie dies beim System Eisen-Nickel-Chrom der Fall ist[12]). In zahlreichen Fällen hat es sich gezeigt, daß die Ausscheidung der γ-Phase aus α-Mischkristallen die magnetischen Eigenschaften in derselben Weise beeinflußt wie die jeder anderen Kristallart. Ein Beispiel hierfür ist eine Eisenlegierung mit 16% Mn und 15% Cr. Sie besteht nach dem Abschrecken von 1200° aus übersättigten α-Mischkristallen mit vereinzelten γ-Körnern und scheidet beim Anlassen γ-Mischkristalle aus (*Abb. 8*). Entsprechend ändern sich ihre Eigenschaften, wie *Abb. 9* zeigt. Die Koerzitivkraft steigt von 500° an, während Remanenz und magnetische Sättigung abnehmen. Diese Abnahme ist dadurch bedingt, daß die mit den α-Mischkristallen im Gleichgewicht befindlichen γ-Mischkristalle unmagnetisch sind. Die elektrische Leitfähigkeit nimmt in diesem Falle ebenfalls ab, weil der elektrische Widerstand der α-Phase größer als der der γ-Phase ist.

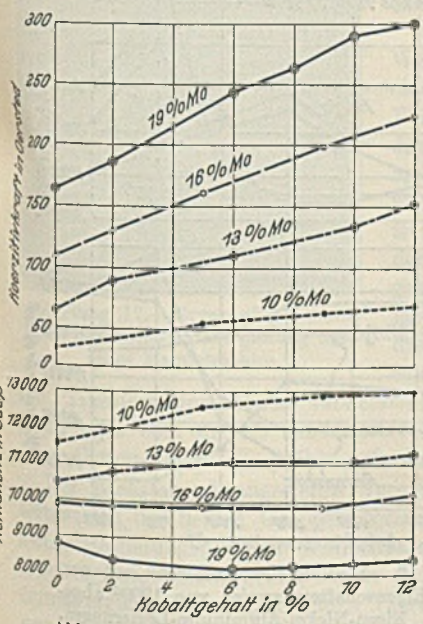


Abbildung 7. Einfluß des Kobalts auf die Koerzitivkraft und Remanenz von Eisen-Molybdän-Legierungen.

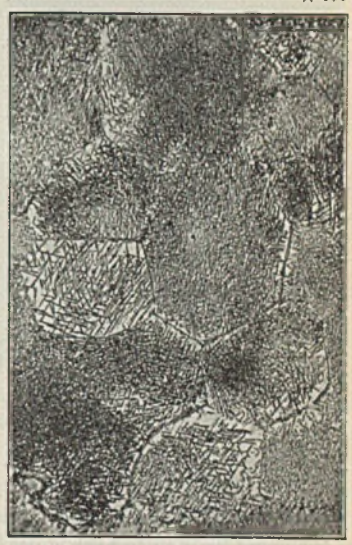


Abbildung 8. Gefüge einer Legierung mit 16% Mn und 15% Cr nach dem Abschrecken von 1200° und Anlassen auf 700°.

Zu dieser Gruppe von Legierungen gehören die Eisen-Nickel-Aluminium-Legierungen, über die kürzlich T. Mishima[13]) berichtet hat. Diese Legierungen zeichnen sich nach seinen Angaben durch sehr hohe Koerzitivkraft bis über 600 Oersted bei guter Remanenz aus. Ihre Entmagnetisierungskurven sind in der dem angezogenen Bericht[13]) beigefügten Abbildung wiedergegeben. Das Zustandsschaubild dieser Legierungen zeigt *Abb. 10*. Das Raummodell des ternären Systems[14]) gleicht dem der Legierungen des Eisens mit Chrom und Nickel, d. h. von den Umwandlungskurven der beiden binären Systeme ausgehend erstreckt sich der Zweiphasenraum der α- und γ-Mischkristalle durch das System hindurch auf die gegenüberliegende Seite des Legierungssystems der beiden Nichteisenmetalle hin und trennt so einen α-Raum von einem γ-Raum. Diese Ausbildung beruht darauf, daß die

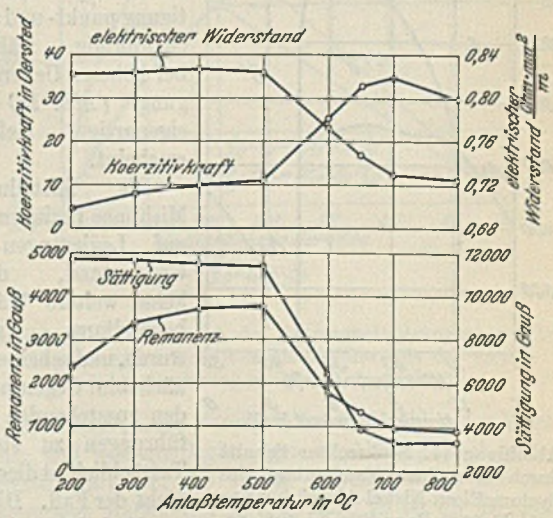


Abbildung 9. Einfluß des Anlassens auf verschiedene Eigenschaften einer von 1200° abgeschreckten Legierung mit 16% Mn und 15% Cr.

[12]) F. Wever und W. Jellinghaus: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld., 13 (1931) S. 93/108; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 651/52.

[13]) Ohm, Juli 1932; vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 79.

[14]) W. Köster: Arch. Eisenhüttenwes. demnächst.

Verbindung Ni Al infolge ihres kubisch-raumzentrierten Gitters lückenlose Mischkristalle mit dem α-Eisen bildet. Die Ausscheidungshärtung wird dadurch ermöglicht, daß die Sättigungsfläche der α-Mischkristalle stark zu niedrigeren Nickel- und höheren Aluminiumgehalten hin ausgebaucht ist, so daß oberhalb der Mischungslücke ein Zustandsfeld homogener α-Mischkristalle auftritt. Zur besseren Veranschaulichung ist in *Abb. 11* ein Schnitt durch das Raummodell wiedergegeben, der von 50% Ni im System Eisen-Nickel ausgeht und zu 15% Al im System Eisen-Aluminium herüberläuft. Dieser Schnitt ist deshalb gewählt worden, weil er einigermaßen dem Konodenverlauf entspricht, d. h. also miteinander im Gleichgewicht befindliche Kristallarten enthält.

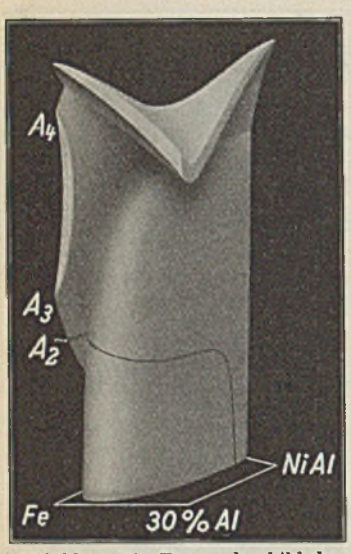


Abbildung 10. Raumschaubild des Systems Eisen-Nickel-Aluminium.

Zur Kennzeichnung ist in *Abb. 12* das Verhalten zweier Eisen-Nickel-Aluminium-Legierungen beim Abschrecken und Anlassen wiedergegeben. Ein Vergleich mit *Abb. 2* zeigt, daß die Legierungen sich ebenso verhalten wie die oben besprochenen. Auch die Gefügeuntersuchung bestätigt dies. Wie *Abb. 13* zeigt, liegen nach dem Abschrecken von 1200° homogene α-Mischkristalle und nach dem Anlassen gemäß *Abb. 14* fein verteilte Ausscheidungen vor. Diese sind bei niedriger Uebersättigung punkt- und stäbchenförmig, während bei höherer Uebersättigung *(Abb. 15)* ein eigenartiges Geflecht erscheint.

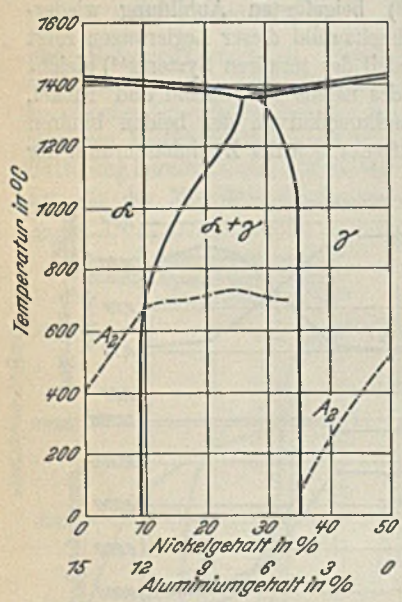


Abbildung 11. Senkrechter Schnitt durch das Zustandsschaubild des SystemsEisen-Nickel-Aluminiumvon 15% Al, 85% Fe zu 50% Ni, 50% Fe.

Die Mitteilungen Mishimas beziehen sich auf Legierungen im Gußzustand, denen keine weitere Wärmebehandlung zuteil wurde, und scheinen zunächst im Gegensatz zu den vorstehenden Ausführungen zu stehen. Tatsächlich ist dies aber nicht der Fall. Die Eisen-Nickel-Aluminium-Legierungen haben nämlich bei stärkerer Uebersättigung die Fähigkeit, die γ-Phase bereits bei einfacher Abkühlung aus dem Gußzustand in der Verteilung auszuscheiden, die für die Erzielung günstiger magnetischer Eigenschaften maßgeblich ist. Selbstverständlich sind hierfür gewisse Bedingungen der Abkühlungsgeschwindigkeit einzuhalten. Das Gefüge einer derartigen Gußlegierung mit 12,5% Al und 25% Ni zeigt *Abb. 16*. Die α-Körner werden wegen der in ihnen vorhandenen feinverteilten Ausscheidungen vom Aetzmittel gefärbt und erscheinen in der Wiedergabe gedunkelt. Immerhin ist auch hier ein nachträgliches Anlassen zweckmäßig, weil dadurch die Eigenschaften im allgemeinen noch verbessert und vor allem stabilisiert werden.

Nach der Besprechung von Zwei-Stoff- und Drei-Stoff-Magnet-Legierungen erübrigt sich fast der Hinweis, daß es möglich ist, durch weitere Zusätze Mehrstofflegierungen zu schaffen, die ebenfalls gute magnetische Eigenschaften aufweisen, wobei selbstverständlich von beiden Arten der Dreistoffsysteme ausgegangen werden kann.

Nun ist aber nicht nur die Ausdehnung des α-Zustandsraumes und das Maß der erreichbaren Uebersättigung allein ausschlaggebend für die zu erzielenden Gütewerte sondern weiterhin der besondere Einfluß der Zusatzelemente. Von hervorragender Wichtigkeit ist vor allem der Einfluß des Zusatzelementes auf die magnetische Sättigung der Legierungen. In dieser Hinsicht günstig, also die magnetische Sättigung erhöhend, wirkt insbesondere Kobalt, abgesehen davon, daß durch seinen Zusatz auch die Grenze der Mischungslücke bei Raumtemperatur zu niedrigeren Wolfram- und Molybdängehalten verschoben wird. Deshalb ist Kobalt, obwohl der α-Raum verhältnismäßig begrenzt ist, ein wertvoller Legierungsbestandteil, allerdings auch nur in Verbindung mit einer geeigneten zur Ausscheidung befähigten Kristallart. So erstreckt sich z. B. der α-Raum der ternären Eisen-Kobalt-Beryllium-Legierungen bis zu sehr hohen Kobaltgehalten, doch sind die magnetischen Gütewerte dieser Legierungen nur gering. Auch der α-Raum der Eisen-Molybdän-Chrom-Legierungen ist sehr ausgedehnt. Da jedoch die magnetische Sättigung durch Chromzusatz rasch erniedrigt wird, so ergeben sich zwar gute Koerzitivkraft-, aber nur niedrige Remanenzwerte[15]). Das gleiche gilt auch für Legierungssysteme, deren Mischungslücke die Form der Eisen-Nickel-Aluminium-Legierungen aufweist. Auch hier ist neben der Forderung einer mit sinkender Temperatur sich erweiternden Mischungslücke eine hohe Sättigung der α-Mischkristalle notwendig, sofern die Magnetlegierungen technisch brauchbar sein sollen.

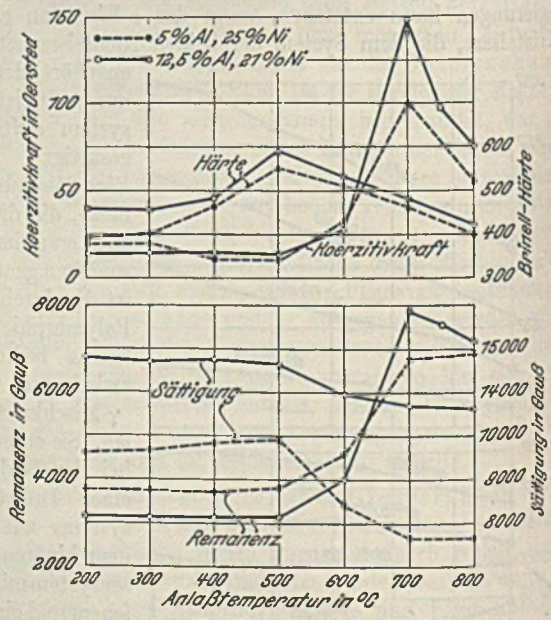


Abbildung 12. Einfluß des Anlassens auf verschiedene Eigenschaften zweier von 1200° abgeschreckten Eisen-Nickel-Aluminium-Legierungen.

[15]) K. Bischof: Mitt. Forsch.-Inst. Verein. Stahlw., Dortmund, demnächst.

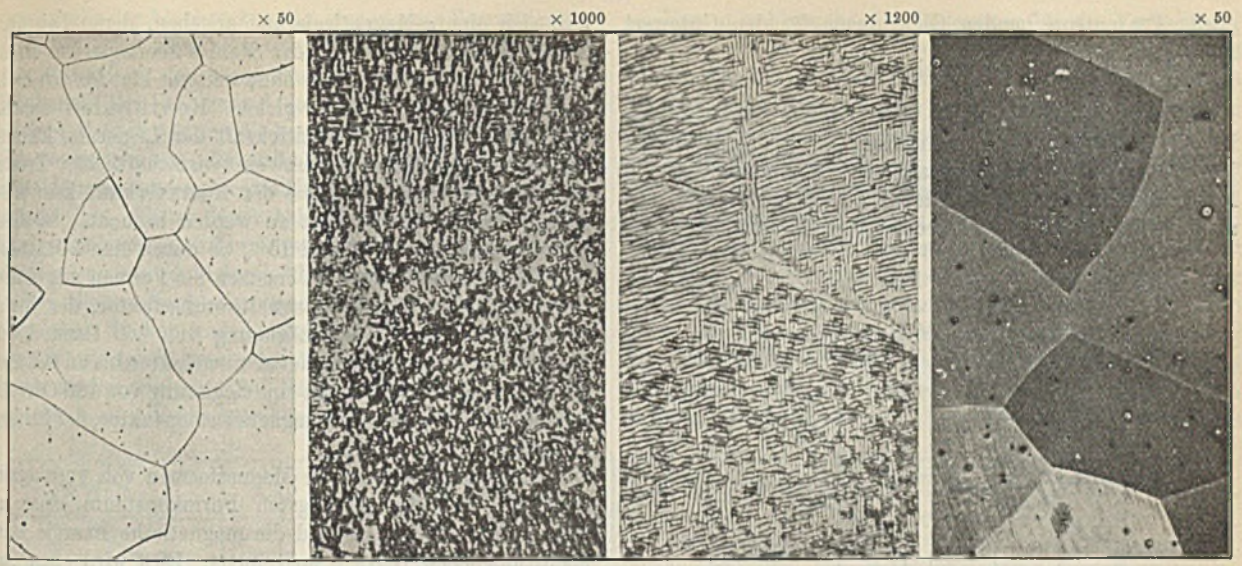


Abbildung 13. Legierung mit 7,5 % Al und 15 % Ni; von 1100° abgeschreckt.

Abbildung 14. Legierung mit 7,5 % Al und 15 % Ni; 6 h 950° angelassen.

Abbildung 15. Legierung mit 12,5 % Al und 25 % Ni; 2 Tage bei 1000° geglüht.

Abbildung 16. Legierung mit 12,5 % Al und 25 % Ni; Gußgefüge.

Der grundlegende Unterschied im Gefügeaufbau der α-Mischkristall-Magnetlegierungen und der bislang bekannten Magnetstähle hat eine Sonderung dieser beiden Werkstoffgruppen in Güteklassen zur Folge. Eine in dem Aufbau begründete Eigenart der neuen Magnetlegierungen liegt zunächst darin, daß sie aus der Schmelze als homogene α-Mischkristalle erstarren. Dies zeigt sich besonders im Bruchgefüge der Legierungen, das sich von dem der Magnetstähle weitgehend unterscheidet. In *Abb. 17* ist zum Vergleich das Bruchgefüge eines Magnetstahles und einer α-Magnetlegierung — beide in Form entsprechend fertig wärmebehandelter Walzstäbe — nebeneinander gestellt. Während der Stahl das bekannte samtartige Aussehen gehärteten Stahles zeigt, ist das Bruchgefüge der α-Magnetlegierungen grobkörnig und hellglitzernd. Es ist dasselbe Gefüge, wie es die zur Herstellung von Transformatorenblech verwendeten Eisen-Silizium-Legierungen oder die als zunderfester Werkstoff verwendeten Chrom-Aluminium-Stähle aufweisen.

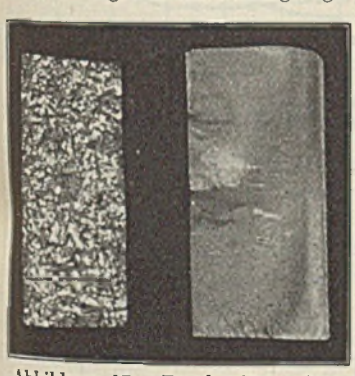


Abbildung 17. Bruchgefüge einer α-Mischkristall-Magnetlegierung und eines Magnetstahles.

Der nachstehend angestellte Vergleich zwischen den Gütewerten der beiden Gruppen beschränkt sich bei den α-Magnetlegierungen auf die schmiedbaren, so daß die Verarbeitungsmöglichkeit beider Arten gleich ist. Die Sonderung ergibt sich aus den beiden Tatsachen, daß die Remanenz der α-Magnetlegierungen bei gleicher Koerzitivkraft größer als die der Magnetstähle ist, und daß ihre Entmagnetisierungskurve stärker ausgebaucht ist als die der Stähle. *Abb. 18* zeigt die Entmagnetisierungskurve eines Magnetstahles mit 15% Co im Vergleich mit der einer α-Magnetlegierung gleicher Koerzitivkraft. Die α-Magnetlegierungen unterscheiden sich demnach in folgenden Punkten von den Magnetstählen. Der Energieinhalt, die Gütezahl $\frac{\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.}}{8\pi}$ und die scheinbare Remanenz ist größer als bei Magnetstahl. Nach *Abb. 18* ist ferner sowohl die Feldstärke als auch die Induktion im $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.}$-Punkt, in Prozenten ausgedrückt, größer als die der Magnetstähle, so daß also auch das Produkt aus ihnen, $\mathfrak{B}_0\ \mathfrak{H}_0$, einen größeren Anteil am Produkt aus Koerzitivkraft und Remanenz einnimmt als das der Magnetstähle.

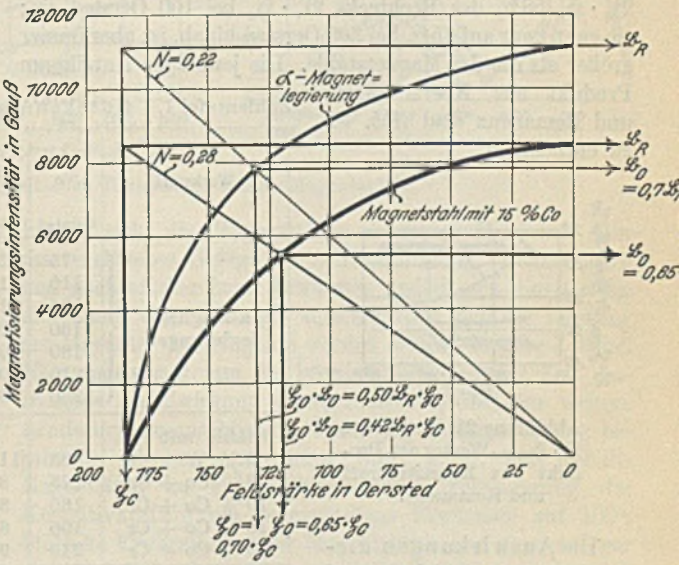


Abbildung 18. Vergleich der Entmagnetisierungkurve eines 15prozentigen Kobalt-Magnetstahles mit der einer α-Magnetlegierung gleicher Koerzitivkraft.

Abb. 19 gibt einen Vergleich der Gütezahlen der Magnetstähle und α-Magnetlegierungen in Abhängigkeit von der Koerzitivkraft, der die starke Ueberlegenheit der neuen Legierungen eindeutig zeigt. In *Abb. 20* ist die Beziehung der Gütezahl zum Produkt aus Koerzitivkraft und Remanenz dargestellt. Für Magnetstahl[16]) lautet die Beziehung $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.} = 0{,}42\ \mathfrak{B}_r \cdot \mathfrak{H}_c$, während sie für die α-Magnetlegierungen durch die Gleichung $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.} = 0{,}40\ \mathfrak{B}_r \cdot \mathfrak{H}_c + 20\,000$ wiedergegeben werden kann. Die für die Legierungen gültige Abhängigkeit unterscheidet sich also von der der Stähle im wesentlichen durch ein gleichbleibendes Zusatz-

[16]) H. Neumann: Arch. f. techn. Messen V 956—1 (1932).

glied. Die entsprechenden Gleichungen für den Gütewert $\frac{\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.}}{8\pi}$ lauten für die Stähle $0{,}0166\ \mathfrak{B}_r \cdot \mathfrak{H}_c$ und für die Legierungen $0{,}0160\ \mathfrak{B}_r \cdot \mathfrak{H}_c + 8000$. Bei den Magnetstählen ist die Feldstärke und Induktion im $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.}$-Punkt jeweils 65% der Koerzitivkraft bzw. Remanenz und die Fläche des zugehörigen Rechtecks $\mathfrak{B}_0 \cdot \mathfrak{H}_0$ demgemäß, wie auch in der Gleichung ausgedrückt wird, stets 42% des

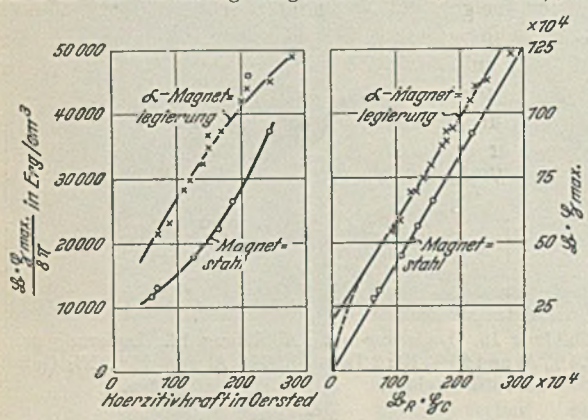


Abbildung 19 und 20. Vergleich der Gütezahlen der α-Magnetlegierungen und Magnetstähle.

Rechtecks Koerzitivkraft × Remanenz. Bei den α-Magnetlegierungen beträgt die Feldstärke $\mathfrak{H}_0$ dagegen 70% der Koerzitivkraft und die Magnetisierungsstärke $\mathfrak{B}_0$ 80% der Remanenz bei niedrigeren und 70% bei höheren Koerzitivkräften. Dementsprechend nimmt die Rechteckfläche $\mathfrak{B}_0 \cdot \mathfrak{H}_0$ 58% des Rechtecks $\mathfrak{B}_r \cdot \mathfrak{H}_c$ bei 100 Oersted ein; sie geht zwar auf 45% bei 300 Oersted hinab, ist aber immer größer als die der Magnetstähle. Die jeweiligen Anteile am Produkt aus Koerzitivkraft und Remanenz sind *Abb. 21* zu entnehmen.

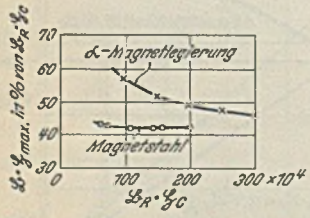


Abbildung 21. Anteil des $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max}$-Wertes am Produkt aus Koerzitivkraft und Remanenz.

Die Auswirkungen dieser Güteunterschiede auf die Wirtschaftlichkeit der aus den beiden Werkstoffarten hergestellten Magnete können verschiedener Art sein, je nachdem welche Vergleichsmaßstäbe herangezogen werden. So ist ein Leistungsvergleich dadurch möglich, daß auf der Grundlage gleicher magnetischer Leistung durch Abänderung der Ursprungsform praktisch vorkommender Magnetformen unter Beibehaltung ihrer Formkonstanten die Gewichtsersparnis errechnet wird. Es tritt dann bei dem Uebergang von Magnetstahl zu α-Magnetlegierungen eine erhebliche Gewichtsverminderung ein. Bei geringem und mittlerem Entmagnetisierungsfaktor bis etwa 0,2 kann sowohl bei Wolfram- als auch bei Chrom-Kobalt-Magnetstahl bis zu 40% an Gewicht erspart werden. Bei größerem Entmagnetisierungsfaktor liegt die Gewichtsverminderung zwischen 10 und 25%. Für jeden der bislang hergestellten Magnetstähle läßt sich eine α-Magnetlegierung angeben, deren Leistung bei allen Magnetformen der des Stahles überlegen ist. Nach dem Vorhergehenden ist dies ohne weiteres klar für den Fall, daß beide Werkstoffe die gleiche Koerzitivkraft haben. Aber auch wenn die Koerzitivkraft der Legierung kleiner als die des Stahles ist, ist ein wirtschaftlicher Ersatz möglich, sofern auf die Höhe der Koerzitivkraft kein ausschlaggebender Wert gelegt zu werden braucht. So sind z. B. die Stähle mit 10 und 15% Co durch eine α-Magnetlegierung von 80 Oersted zu ersetzen bei Formen mit einem unter 0,12 liegenden Entmagnetisierungsfaktor, der Stahl mit 15% Co durch eine Legierung von 160 Oersted bei Formen mit einem Entmagnetisierungsfaktor bis zu 0,4 und der Stahl mit 35% Co durch eine Legierung von 180 Oersted bei Formen mit einem Entmagnetisierungsfaktor, der kleiner als 0,25 ist.

Paßt man außerdem die Magnetformen von vornherein beim Entwurf der günstigsten Formkonstante einer α-Magnetlegierung an, so wird die magnetische Energie zum höchstmöglichen Betrage ausgenutzt. Dies wird eben dadurch ermöglicht, daß die scheinbare Remanenz im $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.}$-Punkte infolge der günstigen Krümmung der Entmagnetisierungskurve eine für die meisten Verwendungszwecke ausreichende Größe hat. Bei den Magnetstählen ist dies nicht der Fall und deshalb die Energieausnutzung geringer.

In *Zahlentafel 1* sind für einige nach steigender Koerzitivkraft gestaffelte α-Magnetlegierungen die wichtigsten magnetischen Kennzahlen angegeben und zum Vergleich dazu die entsprechenden Werte für Magnetstähle. Als Beispiel sei nur darauf hingewiesen, daß eine α-Magnetlegierung von rund 200 Oersted Koerzitivkraft noch fast die gleiche Remanenz hat wie der Wolfram-Magnetstahl mit nur 65 Oersted Koerzitivkraft.

Zahlentafel 1. Gütekennzahlen von α-Magnetlegierungen und Magnetstählen.

Werkstoff	$\mathfrak{H}_c$ Oersted	$\mathfrak{B}_r$ Gauß	$\mathfrak{B}_r \cdot \mathfrak{H}_c \cdot 10^{-4}$	$\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.} \cdot 10^{-4}$	$\frac{\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}}{8\pi}$ max.	Kennzahlen des $\mathfrak{B} \cdot \mathfrak{H}_{max.}$-Punktes: Feldstärke Oersted	Induktion Gauß	Entmagnetisierungsfaktor N
α-Magnetlegierungen	75	12 000	90	53	22 000	55	9300	0,074
	110	11 500	126	68	27 000	78	8800	0,112
	135	11 000	148	78	31 000	95	8100	0,148
	160	10 800	173	88	35 000	112	7800	0,181
	180	10 500	189	96	38 000	130	7400	0,220
	210	10 500	220	107	42 000	145	7500	0,244
	250	9 800	245	116	46 000	168	6900	0,308
Stähle mit								
6% W	65	11 000	72	31	12 600	46	7800	0,075
6% Co + Cr	125	8 500	106	44	17 500	86	6000	0,185
10% Co + Cr	160	8 500	136	60	24 000	108	5600	0,237
16% Co + Cr	190	8 500	162	68	27 000	122	5300	0,283
35% Co + Cr	240	9 000	218	94	37 500	152	5800	0,338

Ergeben sich demzufolge aus den magnetischen Eigenschaften der neuen Legierungen wesentliche Vorteile für die Leistungsfähigkeit und Gestaltung der Magnete, so eröffnen sich auf Grund ihrer Wärmebehandlung und ihres Gefügeaufbaues neue Möglichkeiten für die Herstellung und Verwendung der Magnete. Die Verwendung des bislang üblichen Magnetstahles im gehärteten Zustand bedingt, daß die Formgebung und mechanische Bearbeitung durch Bohren, Fräsen u. dgl. stets vor dem Abschrecken der Magnete stattfinden muß, weil der Stahl im gehärteten Zustand nur noch durch Schleifen bearbeitet werden kann. Besonders bei Magneten mit verwickelteren Formen oder Formen mit feinen Bohrungen, Schlitzen oder scharfen Schneiden sind mit dieser Herstellungsweise erhebliche Nachteile verbunden. Bei der Erhitzung auf hohe Temperaturen

zum Zwecke der Abschreckung ist eine gewisse Verzunderung der Oberfläche schwer zu vermeiden. Ferner kann leicht eine Entkohlung der Randzonen eintreten, die örtlich die Härtbarkeit des Stahles und damit seine magnetische Güte herabsetzt. Auch können die beim Abschrecken auftretenden Volumenänderungen, die außerdem immer die Gefahr der Rißbildung in sich bergen, die Maßhaltigkeit der Magnete beeinträchtigen. Es ist daher bei der Wärmebehandlung der Magnetstähle mit allen den Schwierigkeiten zu rechnen, die bei der Härtung von Stahl durch Abschrecken auftreten können.

Von diesen Nachteilen sind die neuen α-Magnetlegierungen frei. Sie können bei ausreichend hohen Temperaturen ohne Schwierigkeit geschmiedet, gewalzt oder sonstwie geformt werden und sind bei Rotglut gut stanzbar. Durch spanabhebende Werkzeuge können sie mühelos bearbeitet werden. Nur ist es wegen des grobkristallinen Aufbaues der Legierungen erforderlich, bei der Bearbeitung stoßweise Beanspruchung zu vermeiden. Das Wesentlichste ist aber, daß die abschließende Wärmebehandlung ein Anlassen ist. Magnete aus den neuen Legierungen können deshalb zunächst roh geformt und in diesem Zustand abgeschreckt werden. Im Anschluß daran werden sie erst mit schneidenden Werkzeugen bearbeitet, was gerade in diesem Zustand leicht fällt, weil die abgeschreckten Legierungen verhältnismäßig weich sind. Ein etwaiger Ausschuß durch das Abschrecken entsteht so außerdem zu einem Zeitpunkt, in dem die Magnete erst wenige Arbeitsgänge durchgemacht haben. Auch ist die Verzunderung beim Erhitzen nicht von schädlichem Einfluß, weil die endgültige Bearbeitung erst nach dem Abschrecken vorgenommen wird. Aus dem gleichen Grunde sind etwaige Formänderungen beim Abschrecken praktisch bedeutungslos. Bei der abschließenden Anlaßbehandlung treten nur untergeordnete Volumenänderungen ein, so daß ein Verziehen der Formen nicht in Frage kommt. Wichtig ist aber, daß bei dieser Behandlung alle Feinheiten der Form, wie Gewinde, Schneiden, Kerben und Kanten, scharf erhalten bleiben. Damit erübrigt sich das Nacharbeiten der Formen, das bei gehärtetem Kohlenstoffstahl als lästiger Arbeitsgang empfunden wird. Die bislang bestehenden Hemmungen bei der Durchbildung von Magneten, die auf die Eigenart der Behandlung der Magnetstähle und die Schwierigkeit ihrer Bearbeitung Rücksicht nehmen mußte, fallen somit bei den neuen Legierungen fort.

Von ausschlaggebender Bedeutung für die Verwendung der Magnete ist endlich ihre Temperaturbeständigkeit, da die Art der Wärmebehandlung eine Aenderung des Gefüges und damit der Eigenschaften der Magnete beim Lagern oder Erwärmen vollkommen ausschließt. Die Magnete können bis auf rund 700° beliebig oft und lange erhitzt werden, ohne daß ihre magnetischen Gütewerte verändert werden. Die Magnetlegierungen eignen sich deshalb zum Gebrauch in Geräten, die größeren Temperaturschwankungen ausgesetzt sind oder in wärmeren Gegenden, wie in den Tropen oder unter Tag im Bergbau, benutzt werden sollen. Außerdem geben sie aber ganz neue Möglichkeiten zur Entwicklung von Instrumenten, bei denen der Magnet bei höherer Temperatur arbeiten soll, wie etwa bei Temperaturreglern, Wärmemessern u. dgl. Wesentlich anders verhalten sich die Magnetstähle in dieser Hinsicht. Ihr martensitisches Gefüge ist nicht beständig. Beim Lagern und noch stärker beim Erwärmen ändert sich dies Gefüge und damit eng verknüpft verschlechtert sich die Leistung der Magnete. Die Magnete werden deshalb längere Zeit bei 100° angewärmt, um die im Gebrauch mit der Zeit eintretende Anlaßwirkung vorwegzunehmen und eine weitere Aenderung auszuschließen. Diese auf Gefügeänderung beruhende Alterungserscheinung führt z. B. bei Kobalt-Magnetstahl zu einer 10prozentigen Verringerung der Koerzitivkraft durch zehnstündiges Erwärmen auf 100°. Stärkere Erwärmungen der Magnetstähle sind ganz und gar nicht möglich, ohne die magnetische Leistung empfindlich herabzusetzen. In *Abb. 22* ist die Aenderung der Koerzitivkraft, der Remanenz und der Leistungszahl für Wolfram-, Chrom- und zwei Kobalt-Magnetstähle beim Anlassen wiedergegeben. Bei dem Wolfram- und Chrom-Magnetstahl fallen Koerzitivkraft und Gütewert zwischen 200 und 250° stark ab. Bei den Kobalt-Magnetstählen geht die Verschlechterung etwas langsamer vonstatten. Die Zunahme der Remanenz wirkt dem Abfall der Koerzitivkraft insofern entgegen, als dadurch die Leistungszahl bis etwa 350° nur wenig vermindert wird. Demgegenüber werden die magnetischen Eigenschaften der α-Magnetlegierungen aber überhaupt nicht beeinflußt.

Auch gegen Erschütterungen verhalten sich die α-Magnetlegierungen günstig, ihre Leistung nimmt dabei weniger ab als die der bisher gebräuchlichen Magnetlegierungen.

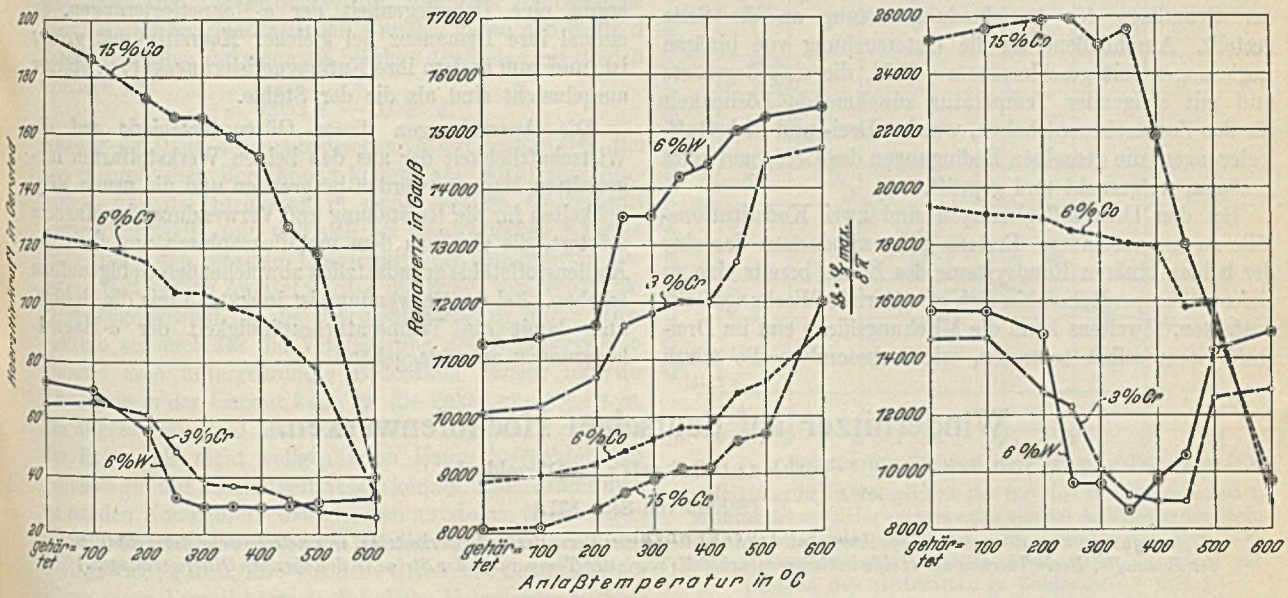


Abbildung 22. Einfluß des Anlassens auf die magnetischen Kennzahlen einiger Magnetstähle.

Schließlich sei noch folgendes bemerkt. Die reversible Permeabilität der α-Mischkristall-Magnetlegierungen, d. h. die Neigung der Entmagnetisierungskurven innerhalb der Magnetisierungsschleife gegen die Feldachse, entspricht ihrem Werte nach etwa der der Magnetstähle. Das gleiche gilt von der Aenderung der Magnetisierungsintensität beim Lagern nach erfolgter Magnetisierung. Der Temperaturkoeffizient der Magnetisierungsintensität ist dagegen im Temperaturbereich bis 100° um etwa 30% geringer als der von Kobalt-Magnetstahl.

Zusammenfassung.

In planmäßiger Arbeit wurden dem zur Herstellung von Dauermagneten bisher ausschließlich benutzten Magnetstahl mit 0,6 bis 1,1 % C, der gehärtet im martensitischen Gefügezustand verwendet wird, neuartige Eisenlegierungen auf der Grundlage der Ausscheidungshärtung an die Seite gestellt. Anschließend an die Untersuchung von binären Legierungen mit geschlossenem γ-Feld, die eine begrenzte und mit steigender Temperatur zunehmende Löslichkeit für das Zusatzelement haben, wurden Drei- und Mehrstofflegierungen, die denselben Bedingungen des Gefügeaufbaues genügen, aufgesucht und geprüft.

Bei den Dreistofflegierungen sind zwei Konstitutionsfälle zu unterscheiden. Erstens kann mindestens das eine der beiden binären Randsysteme des Eisens bereits eine zu tieferen Temperaturen hin sich erweiternde Mischungslücke enthalten. Zweitens kann die Mischungslücke erst im Dreistoffsystem selbst auftreten, wie insbesondere die durch die Polymorphie des Eisens bedingte zwischen α- und γ-Mischkristallen.

Besonders günstige magnetische Werte ergaben von der ersten ternären Gruppe die Legierungen des Eisens mit Wolfram- oder Molybdän- und Kobaltzusatz. Diese weisen Koerzitivkraftwerte von 60 bis 350 Oersted bei hoher Remanenz auf. Sie sind warm zu verarbeiten und durch spanabhebende Werkzeuge bearbeitbar. Als wichtigster Vertreter der zweiten ternären Gruppe sind die Eisen-Nickel-Aluminium-Legierungen mit ihrer ungewöhnlich hohen Koerzitivkraft bis oberhalb 600 Oersted zu nennen. Sie sind nur als Gußlegierungen verwendbar und nur durch Schleifen zu bearbeiten.

Ein Vergleich zwischen den Gütewerten der schmiedbaren α-Magnetlegierungen und denen der Magnetstähle ergibt eine Ueberlegenheit der α-Magnetlegierungen, da einmal ihre Remanenz bei gleicher Koerzitivkraft größer ist, und zum andern ihre Entmagnetisierungskurven stärker ausgebaucht sind als die der Stähle.

Die Auswirkungen dieser Güteunterschiede auf die Wirtschaftlichkeit der aus den beiden Werkstoffarten hergestellten Magnete werden besprochen und die neuen Möglichkeiten für die Herstellung und Verwendung der Magnete erörtert, die sich aus dem metallographisch von dem der Kohlenstoffstähle grundsätzlich abweichenden Gefügeaufbau ergeben. Bei der Verwendung ist in erster Linie die Gefüge- und damit die Temperaturbeständigkeit der α-Magnetlegierungen ausschlaggebend.

Winderhitzer auf deutschen Hochofenwerken.

Von Hans Schmitz in Düsseldorf.

[Schluß von Seite 831.]

(Ueberlegungen über die zweckmäßige Ausgestaltung des Gitterwerks: Form der Gitterwerkssteine, wärmetechnische Eigenschaften der Baustoffe, Beeinflussung des Heißwindtemperaturabfalls sowie der Temperatur der Steine in den obersten Gitterwerkslagen.)

III. Ueberlegungen über die zweckmäßige Ausgestaltung des Gitterwerks.

Wenn auch die Zustellung eines Winderhitzers nach den jeweiligen Betriebsverhältnissen sich richten muß und deshalb nicht eine Ausführungsart allein zweckmäßig zu sein braucht, so zeigt die Mannigfaltigkeit der zur Zeit verwendeten Steinformen doch, daß die Anschauungen über die günstige Ausgitterung von Winderhitzern noch ziemlich ungeklärt sind. Aus bisherigen Versuchsergebnissen lassen sich aber schon weitgehend Richtlinien dafür gewinnen.

Wesentlich ist zunächst die Kanalweite. Je geringer sie ist, desto größer ist der Wärmeübergang durch Konvektion, desto geringer jedoch der durch Strahlung. Da dieser nun in der Gaszeit bei den höheren Temperaturen eine Rolle spielt, während jener in Gas- und Windzeit über das ganze Gitterwerk gleichmäßig ist, wird insgesamt die Wärmeübertragung durch Verkleinerung der Schachtweite verbessert. In *Abb. 9* ist dargestellt, wie sich der Wärmeübergang je m² Heizfläche in der Gaszeit bei dem Gitterwerk mit der größten und kleinsten Kanalweite nach *Zahlentafel 1* in Abhängigkeit von der Temperatur ändert; dabei ist angenommen, daß die Gasgeschwindigkeit 0,9 Nm/s beträgt[18]). Wie man aus *Abb. 9* ersehen kann, ist zwar bei den hohen Temperaturen, wie sie im oberen Teil des Gitterwerks während der Gaszeit herrschen, bei dem Besatz mit 200-mm-□-Zügen die Wärmeübergangszahl größer als bei der Ausgitterung durch Steine mit 45 mm weiten Kanälen. Da die Strahlung jedoch schnell mit der Temperatur absinkt, hat das engmaschige Gitterwerk schon bei 1000° eine höhere Wärmeübergangszahl, also auch für den Durchschnitt der Arbeitstemperaturen des Winderhitzers. Diese Ueberlegenheit der Steine mit kleinen Zügen wird noch deutlicher, wenn man in Betracht zieht, daß sich mit der Kanalweite auch zwangsläufig im entgegengesetzten Sinne die in 1 m³ Gitterraum vorhandene Heizfläche ändert. So zeigt *Abb. 9*, daß z. B. die Wärmeaustauschzahl je t Steingewicht bei dem Besatz mit kleinen Kanälen rd. dreimal so groß ist wie bei dem anderen; die Wärmeaustauschzahl je t Stein wurde hier zum Vergleich herangezogen, da sie für die Kosten des Gitters maßgeblich

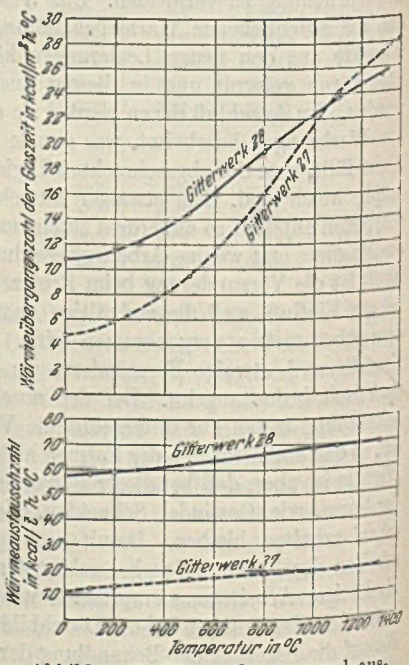


Abbildung 9. Wärmeübergang und -austausch bei weitmaschigem (27) und engmaschigem (28) Gitterwerk.

[18]) Berechnung mit den Werten in W. Heiligenstaedt: Regeneratoren, Rekuperatoren, Winderhitzer. Bd. 5 der Reihe: Der Industrieofen. (Leipzig: O. Spamer 1931.)

ist, wenn auch durch die verschiedene Dicke der betrachteten Steine die Vergleichsgrundlagen etwas verschoben sind. Als Vorteil der engeren Kanäle ist weiter zu buchen, daß sie gerade im unteren Teil des Besatzes, in dem der Temperaturunterschied zwischen Gas und Stein gering ist, eine hohe Wärmeübergangszahl ergeben, die im oberen Teil je nach der Feuerbeständigkeit der verwendeten Steine unerwünscht ist. Als Nachteil ist dagegen der größere Reibungswiderstand zu nennen.

In diesem Zusammenhang ist auch die Form des Kanals zu berücksichtigen, was vor allem auf einen Vergleich von runden und quadratischen Zügen herauskommt. Die beiden Kanalarten sind gleichwertig, wenn sie gleiche Heizfläche, gleiches Steingewicht und dieselben Wärmeübergangs- und Reibungsverhältnisse ergeben. Diese Bedingungen sind theoretisch erfüllt, wenn der hydraulische Durchmesser bei quadratischen Kanälen gleich der Weite d der runden Züge und wenn die Stärke s der Steine mit runden Löchern ist:

$$s = 0{,}952\ s' - 0{,}048\ d,$$

wobei s' die Dicke des quadratischen Gitters bedeutet[19]). Bei der theoretischen Berechnung kommt aber nicht zum Ausdruck, daß die Strömung in einem runden Querschnitt parabolisch ist[20]), und daß sich bei quadratischen Kanälen auch nicht der gesamte Querschnitt als gleichwertig einsetzen läßt. Ohne Zweifel werden die Ecken der rechtwinkligen Züge sowohl für die Wärmeübertragung durch Konvektion als auch für die Verringerung des Reibungswiderstandes eine untergeordnete Bedeutung haben; nur die Strahlung in der Gaszeit kann für die Ecken günstiger sein. Im allgemeinen wird man aber nicht fehlgehen, wenn man die Ecken als nicht vollgenutzten Raum betrachtet, der genau so gut mit Steinen gefüllt sein könnte. Damit käme man zu runden Kanälen, die den gleichen nutzbaren freien Querschnitt und dieselbe nutzbare Heizfläche, aber ein höheres Steingewicht gäben, also vor dem Gitter mit quadratischen Zügen einen Vorteil hätten. Aehnliche Ueberlegungen über andere Kanalformen, wie z. B. rechteckige oder elliptische, werden immer zu dem Schluß führen, daß sie dem kreisrunden Zug unterlegen sind. Das gilt auch besonders im Hinblick darauf, daß dieser sich am meisten der Kugelform, bei der die Steinmasse vollkommen gleichmäßig hinter der Heizfläche verteilt ist[21]), nähert.

Zur Vergrößerung der Heizfläche hat man in der letzten Zeit teils eine Abschrägung[22]), teils eine Wellung der Steine vorgeschlagen. Bei dieser Ausbildung der Steinoberfläche wird gleichzeitig eine Erhöhung des konvektiven Wärmeübergangs herbeigeführt, da die Strömung stärker als bei gerade durchlaufenden Kanälen gestört und eine häufigere Berührung der Gasteilchen mit der Heizfläche herbeigeführt wird. Mit Abschrägung und Wellung der Oberfläche, die bei jeder Kanalform vorgenommen werden kann, werden also Vorteile erreicht, solange nicht dabei das Verhältnis von Heizfläche zu Steingewicht für die Betriebsverhältnisse unbrauchbar wird.

Mit Rücksicht auf das Speichervermögen des Winderhitzers wird man die Steinstärke möglichst groß wählen wollen. Dabei muß aber die Wärmeleitfähigkeit des Baustoffes berücksichtigt werden, durch die das Steininnere die Schwankungen der Oberflächentemperatur nur zum Teil mitmacht; je stärker der Stein, desto geringer die Ausnutzung seiner Speicherfähigkeit. Auch die Heizfläche je m³ Gitterraum nimmt mit der Steinstärke ab, wenn man die Kanalweite gleichläßt.

Ein Besatzstein für Winderhitzer muß demnach im allgemeinen so geformt sein, daß er die Forderung nach großer Heizfläche und nach hoher Speicherfähigkeit erfüllt; wenn man zunächst von den stofflichen Eigenschaften absieht, so ist damit das Gitter das günstigste, das das größte Produkt aus Heizfläche und Steinvolumen je m³ ergibt. Um diese Folgerung nachzuprüfen, wurde für sämtliche in *Zahlentafel 1 und 2* angeführten Steine — unter Vernachlässigung des Einflusses der Wandrauhigkeit — berechnet[9]), welche Gitterwerkshöhe zur Erwärmung einer bestimmten Windmenge unter gleichen Bedingungen notwendig ist. Das

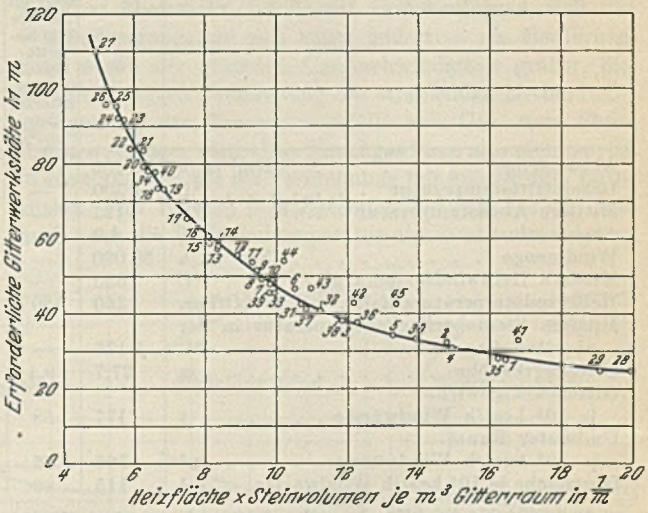


Abbildung 10. Abhängigkeit des für eine bestimmte Leistung erforderlichen Gitterwerksraumes von der Aufteilung der Steinmasse, gekennzeichnet durch das Produkt von Heizfläche und Steinvolumen je m³ Gitterraum. (Die Nummern entsprechen den Gitterarten in Zahlentafel 1 und 2.)

Ergebnis in *Abb. 10* läßt die klare Abhängigkeit der Gitterwerkshöhe von dem Produkt aus Heizfläche und Steinvolumen je m³ erkennen. Dieses läßt sich bei glatten Schächten nur durch weitgehende Aufteilung der Steinmasse vergrößern, also durch kleine Züge.

Bei der Bemessung der Kanalweite und Steinstärke sind auch Herstellung und Aussetzung der Steine zu berücksichtigen. Am einfachsten in der Herstellung und deshalb am billigsten sind glatte Ziegelsteine. Sie haben jedoch den Nachteil, daß zur Bildung eines Gitterzuges mindestens vier Steine notwendig sind. Bei engen Schächten wird dabei die Gefahr, daß sich die Steine verschieben und ganze Kanäle gegen den Wind- und Gasstrom versperrt werden, sehr groß; zudem hat die große Steinzahl, die sich je m³ Gitterraum ergibt, auch einen entsprechend hohen Lohnaufwand beim Bau zur Folge. Will man am viereckigen Glattschacht festhalten, so empfiehlt es sich vielleicht, den Stein so zu formen, daß er gleich mehrere Züge bildet, wie es bei den bekannten Röhrensteinen geschieht. Außerdem kann durch Nut und Feder das Aufeinanderpassen der Steine beim Bau erleichtert und etwaige Versetzungen durch Querkanäle und Aussparungen an den Kopfseiten aufgewogen werden. Der Weg, zunächst ein Gitterwerk mit weiten Kanälen zu bauen und diese mit besonderen Steinen zu füllen, wie er bei Erneuerung veralteter Winderhitzer häufiger beschritten wird, ist auch bei Neuzustellung durchaus gangbar. In allen Fällen wird die kleinstmögliche Steinstärke durch die Bruchgefahr bei der Herstellung, Versendung und Zustellung des Winderhitzers bestimmt.

[19]) Nach W. Heiligenstaedt in der 2. Sitzung des Unterausschusses für Winderhitzerfragen am 15. Juni 1931.

[20]) Vgl. M. ten Bosch: Schweiz. Bauztg. 96 (1930) S. 325/28.

[21]) Vgl. H. Trinius: Arch. Eisenhüttenwes. 6 (1932/33) S. 231/39 (Wärmestelle 173 u. Stahlw.-Aussch. 241).

[22]) Vgl. K. Kniepert: Stahl u. Eisen 48 (1928) S. 548/51.

Aus der Wärmeaustauschzahl ergibt sich, daß bei Baustoffen für Winderhitzer große Wärmeleitfähigkeit und hohe spezifische Wärme je Raumeinheit von Vorteil sind. In diesem Falle nimmt die Temperatur der Heizfläche nur langsam zu, so daß das für den Wärmeaustausch verfügbare Temperaturgefälle groß bleibt; bei gleichen Wärmeübergangsverhältnissen werden also Stoffe mit der größeren Wärmeleitfähigkeit und spezifischen Wärme den kleineren Winderhitzer ergeben, wie das die nur als Beispiel gedachten Werte 1 und 2 in *Zahlentafel 10* zeigen. Es lohnt sich also, die wärmetechnischen Eigenschaften der Besatzsteine zu verbessern, wobei das Hauptgewicht auf hohe spezifische Wärme je Raumeinheit zu legen ist, da dann bei der Wärmeübertragung unmittelbar auf eine nur langsame Aenderung der Oberflächentemperatur bei großem Speichervermögen hingewirkt wird. Bisher hat man beim Hochofenwinderhitzer allein Schamotte eingebaut, wobei man nur Rücksicht auf die Temperaturwechselbeständigkeit nahm. Versuche darüber, ob sie im umgekehrten Verhältnis zur Wärmeleitfähigkeit und spezifischen Wärme steht, liegen nicht vor[23]); nach theoretischen Untersuchungen von F. H. Norton[24]) ist eine solche Abhängigkeit nicht unbedingt gegeben. Darum sollte man auch bei Schamotte auf hohe spezifische Wärme und Wärmeleitfähigkeit sehen, die Unterschiede von immerhin 30 % und mehr aufweisen können[25]). Untersuchungen über die Möglichkeiten, diese Eigenschaften etwa auf dem Wege über die Brenntemperatur oder Korngröße, den Porenraum oder Bindemittelzusatz zu verbessern, sind erst in der letzten Zeit gemacht worden[26]) und lassen einen Erfolg erhoffen. Anderseits sollte man auch Versuche mit anderen feuerfesten Stoffen machen.

Als letzte Eigenschaft ist die Feuerfestigkeit der Baustoffe zu erwähnen. Abgesehen davon, daß bisher schon je nach den Temperaturbereichen das Gitterwerk mit verschiedenen Schamottesorten zugestellt wurde, ist im Zusammenhang mit der Steigerung der Verbrennungsleistung eines Winderhitzers und damit der Verbrennungstemperatur die Frage besonders wichtig geworden, wie man die obersten Lagen des Besatzes und die Kuppel vor dem Schmelzen schützt. Da man bisher an Schamotte festgehalten hat, blieb nichts anderes übrig, als durch Luftüberschuß die Verbrennungstemperatur zu drücken; da hierbei der Abgasverlust zunimmt, ist das Mittel nicht wirtschaftlich. Zweckmäßiger wird man zu feuerbeständigeren Werkstoffen übergehen, wie z. B. zu Silika. Auch aus den Erfahrungen im Elektroofen- und Siemens-Martin-Ofenbetrieb, bei denen die Gewölbehaltbarkeit ebenfalls eine Rolle spielt, wird man lernen können; hier sind noch Versuche mit verschiedenen Sondersteinen, wie Chromo-Dur, Alusil, Sillimanit usw., in Gang, die teilweise sich wirtschaftlicher als Silika zu erweisen scheinen[27]). Die Entscheidung für den einen oder anderen Baustoff muß dabei der Preis geben; man soll dabei allerdings bedenken, daß beim Winderhitzer die Anschaffungskosten weit hinter den Kosten des laufenden Betriebes zurückbleiben und sie infolgedessen nicht sonderlich in die Waagschale fallen.

Engmaschiges Gitterwerk mit hoher Wärmeleitfähigkeit und spezifischer Wärme, das nach den bisherigen Ausführungen für eine gegebene Leistung den geringsten Raum erfordert, hat einen großen Nachteil, der zwangsläufig aus einer großen Wärmeaustauschzahl folgt: Der Abfall der Heißwindtemperatur in einer Periode ist beträchtlich. Auf eine hohe Wärmeaustauschzahl wird man aber nicht verzichten wollen, da sie für die Größe des Winderhitzers und damit auch für die Ausstrahlungsverluste maßgebend

Zahlentafel 10. Einfluß verschiedener Bau- und Betriebsänderungen auf Maße und Temperaturverhältnisse eines Gitterwerks.

Beispiel	1	2	3	4	5		6	7	8	9	10
	[1])	Baustoff mit höherer Wärmeleitfähigkeit und spezifischer Wärme[2])	Erhöhung der Steinstärke auf 40 mm	Erhitzung nur eines Teils (7/8) des Windes	Aenderung der Umstellzeit: 2 h Gaszeit 1 h Windzeit	Aenderung der Umstellzeit: 1 h Gaszeit 1 h Windzeit	Verbrennung mit 12,5 % Luftüberschuß	Verbrennung mit Zusatz von 12,5 % Abgas von 130°	Aenderung der Gitterwerksgrundfläche auf 15 m²	Aenderung der Gitterwerksgrundfläche auf 30 m²	Erhöhung der mittleren Abgastemperatur
Abgasmenge . . . . . Nm³ tr./h	29 200	—	—	—	—	—	**32 850**	**32 850**	—	—	—
Gaseintrittstemperatur . . . . . °C	1 300	—	—	—	—	—	1 180	1 190	—	—	—
Mittlere Abgastemperatur . . . . . °C	125	—	—	—	—	—	160	160	—	—	**250**
Abgasverlust . . . . . %	8,9	—	—	—	—	—	12,4	10,9	—	—	17,3
Windmenge . . . . . Nm³ tr./h	50 000	—	—	**43 600**	—	—	—	—	—	—	—
Mittlere Heißwindtemperatur . . . . °C	850	—	—	**970**	—	—	820	830	—	—	—
Heißwindtemperaturabfall . . . . °C/Per.	260	350	215	200	190	150	205	205	310	210	255
Mittlere Steinoberflächentemperatur in der obersten Lage . . . . . °C	1 175	—	1 160	1 205	1220	—	1 080	1 085	1150	1190	1175
Gitterwerkshöhe . . . . . m	27,7	9,1	31,5	27,1	20,5	24,2	—	—	32,8	22,7	17,2
Gitterwerksgewicht je 10⁶ kcal/h Windwärme . . . . . t	177	58	228	173	197	163	183	181	158	218	110
Umbauter Raum je 10⁶ kcal/h Windwärme . . . . . m³	166	75	183	162	193	149	172	170	140	246	112
Oberfläche je 10⁶ kcal/h Windwärme . m²	115	80	127	110	140	104	119	117	110	119	83

[1]) 50 000 Nm³ tr. Wind werden je Stunde von 50 auf 850° erwärmt; das Gichtgas soll mit 1300° eintreten. Der Gesamtquerschnitt des Gitterwerks möge 20 m² betragen. Der Besatz soll bei 60 mm Kanalweite aus 30 mm starken Schamottegitterplatten bestehen, deren spezifische Wärme mit 0,26 kcal/kg °C, deren spezifisches Gewicht mit 1900 kg/m³ und deren Wärmeleitfähigkeit mit 0,88 kcal/m h °C angenommen wird. In den weiteren Beispielen sind nur die Zahlen, die sich unter den getroffenen Voraussetzungen (fette Zahlen) ändern, angeführt. Außenverluste sind nicht berücksichtigt. — [2]) Angenommen ein Siliziumkarbidstein, dessen spezifische Wärme 0,275 kcal/kg °C, dessen spezifisches Gewicht 2600 kg/m³ und dessen Wärmeleitfähigkeit 13,5 kcal/m h °C sei.

[23]) Anhaltspunkte finden sich im Bericht von W. Steger: Stahl u. Eisen 45 (1925) S. 249/59 (Werkstoffaussch. 52).

[24]) J. Amer. ceram. Soc. 8 (1925) S. 29/39.

[25]) Vgl. die Zusammenstellung von W. M. Cohn: Ber. dtsch. keram. Ges. 9 (1928) S. 239/99, sowie Angaben von A. Kanz: Mitt. Forsch.-Inst. Verein. Stahlwerke, Dortmund, 2 (1932) S. 223/34.

[26]) A. T. Green: Trans. ceram. Soc. 23 (1924) Bd. 3, S. 253 bis 270; S. M. Phelps: J. Amer. ceram. Soc. 8 (1925) S. 648 bis 654; M. Schmidt-Ernsthausen: Zur Kenntnis der Wärmeübertragung durch feuerfeste Baustoffe. (Coburg: Verlag des Sprechsaal, Müller & Schmidt 1930.)

[27]) Vgl. F. Sommer: Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 800/06; 52 (1932) S. 897/901 (Stahlw.-Aussch. 185 u. 236).

ist. Ein Mittel zur Verringerung der Windtemperaturschwankungen liegt in der Wahl dickerer Steine. Dabei wird die Wärmeaustauschzahl noch vergrößert; da aber weniger Heizfläche in 1 m³ Raum untergebracht werden kann, nimmt die erforderliche Gitterwerkshöhe zu (Beispiel 3 in *Zahlentafel 10)*. Damit steigen natürlich die Anlage- und auch die Betriebskosten, da ja die Außenverluste sich mit der Oberfläche des Winderhitzers ändern. Eine weitere Lösung liegt darin, daß man nur einen Teil des Windes erhitzt und den Rest kalt in der Heißwindleitung zusetzt; dieses Mittel wird im Betriebe ja häufig genug angewendet und gewährleistet mit den neuerdings eingeführten Reglern[28]) die gleichmäßigste Heißwindtemperatur. Dabei wird einmal die Geschwindigkeit und damit die Wärmeübergangszahl im Gitterwerk herabgesetzt, weiter die mittlere Heißwindtemperatur erhöht und dadurch das Temperaturgefälle zwischen Stein und Wind erniedrigt. Beides wirkt auf eine Verringerung der Schwankung der Heißwindtemperatur hin. Das Ergebnis einer entsprechenden Rechnung ist Beispiel 4 in *Zahlentafel 10.* Dabei wurde angenommen, daß am Ende der Windzeit die Temperatur des Heißwindes gerade, wie als Mittel verlangt, 850° betragen soll; zu Beginn mag etwa ein Viertel der notwendigen Windmenge kalt zugesetzt werden und dieser Betrag mit der Zeit bis auf Null am Ende der Entheizungszeit sinken. Daraus ergab sich als Mitteltemperatur für die aufzuheizenden sieben Achtel der Windmenge 970°. Man sieht, daß das notwendige Gitterwerk sogar ein wenig kleiner ist, daß auch die Außenverluste nicht steigen, da die geringfügige Steigerung der mittleren Winderhitzertemperatur durch eine Abnahme der Außenfläche wohl ausgeglichen wird.

Zur Verringerung des Heißwindtemperaturabfalls werden sehr häufig die Umstellzeiten verkürzt. Diese Zusammenhänge leuchten ohne weiteres ein. Die Schwankungen aller Temperaturen — des Gases, der Steinoberfläche und des Windes — um den Mittelwert, der durch die Wärmeaustauschzahl bedingt ist, werden kleiner. Nur um zu zeigen, in welchem Maße dabei auch das erforderliche Gittergewicht heruntergeht — gleiche Winderhitzerzahl vorausgesetzt —, ist das Beispiel 5 in *Zahlentafel 10* durchgerechnet worden. Die Nachteile der kurzen Umstellzeiten brauchen nicht erwähnt zu werden.

Eine Steigerung der Heizfläche unter Beibehaltung der gleichen Gitterungsart ermäßigt dagegen den Abfall der Heißwindtemperatur nicht nennenswert; für das Beispiel 1 in *Zahlentafel 10* würde bei 33 % mehr Heizfläche nur eine Senkung der Windtemperaturschwankung von 260 auf 240° eintreten. Der Grund ist leicht einzusehen. Da die Wärmeübergangsverhältnisse nicht geändert werden, gibt nach wie vor das Gas seine größte Wärmemenge im oberen Teil des Gitterwerks ab. Der untere Teil wird dadurch nur wenig aufgeheizt, kann infolgedessen auch auf den Wind keine Wärme übertragen. So bleibt für ihn zu Beginn der Windzeit das hohe Temperaturgefälle gegenüber den Steinen der oberen Lagen bestehen, das die großen Schwankungen zur Folge hat. Wohl wird die Abgastemperatur weiter gesenkt; der Gewinn hierdurch kann aber durch die Außenverluste der vergrößerten Gitterwerksoberflächen mehr als wettgemacht werden.

Der zweite Nachteil des Besatzes mit engen Kanälen und dünnen Wänden ist seine Empfindlichkeit für die Temperaturen in den oberen Lagen: Er verschlackt und bröckelt ab. Es wurde schon erwähnt, daß man zur Vermeidung von Schädigungen das Gas mit Luftüberschuß verbrennt, den man im Laufe der Gaszeit so regelt, daß die laufend gemessene Temperatur der Kuppelinnenseite 1200 oder 1250° nicht übersteigt[29]). Das hat natürlich eine Vergrößerung des Abgasverlustes zur Folge, einmal weil die Abgasmenge steigt, dann, weil auch die mittlere Abgastemperatur steigt. Die letzte Tatsache, die zunächst überrascht, ist darauf zurückzuführen, daß die Wärmeübergangszahl sich kaum ändert — die Berührung wird wegen der größeren Gasgeschwindigkeit größer, die Strahlung wegen Verdünnung der strahlenden Bestandteile geringer —, das Temperaturgefälle von Gas zum Stein dagegen geringer wird. Das Rauchgas kann also nicht soviel Wärme abgeben wie bei Verbrennung mit günstigstem Luftzusatz. Aus Beispiel 6 in *Zahlentafel 10* geht hervor, daß auch noch die Heißwindtemperatur abnimmt, was sich aus

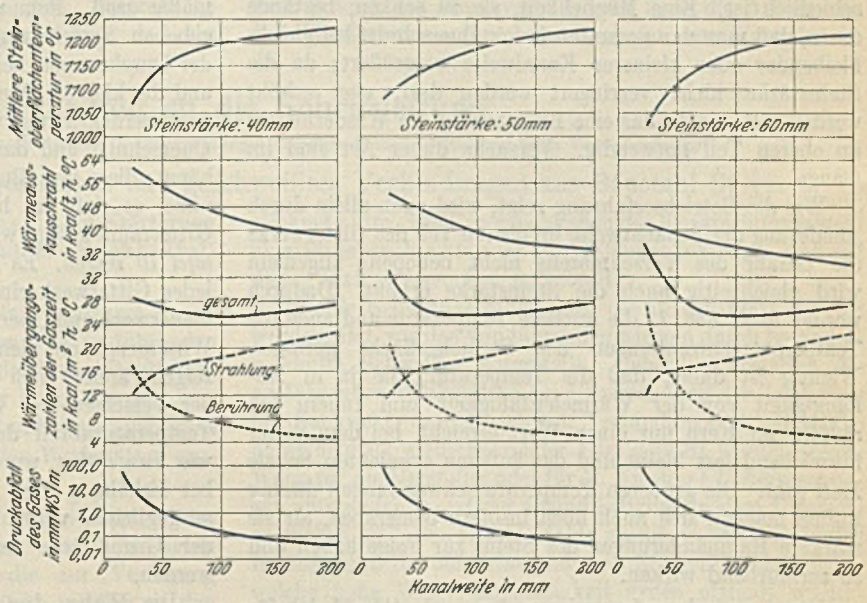


Abbildung 11. Einfluß der Aenderung von Kanalweite und Steinstärke auf die Gitterwerksverhältnisse bei 1300°.

der geringeren mittleren Steinoberflächentemperatur ergibt. Nebenbei sei darauf hingewiesen, daß auch deren Schwankung sich erniedrigt, was eine Folge des geringeren Unterschiedes zwischen Gas- und Windtemperatur ist. Beispiel 7 der *Zahlentafel 10* ist nur deshalb durchgerechnet worden, weil man im Koksofenbetrieb örtliche Ueberhitzungen durch Zuführung von Abgas an die Verbrennungsstelle verhütet, und zwar nach den Erfahrungen an Kreisstromkoksöfen mit gutem Erfolg[30]). Ob die baulichen Schwierigkeiten einer solchen Abgasumführung beim Winderhitzer durch die Verringerung der Abgasverluste ausgeglichen werden, möge dahingestellt bleiben.

Zur weiteren Erklärung möge *Abb. 11* dienen, in der die mittlere Steinoberflächentemperatur für den Fall berechnet ist, daß Kanalweite und Steinstärke geändert werden, der Gesamtquerschnitt des Gitterwerks aber gleichbleibt, so daß entsprechend der Aenderung des freien Querschnitts

[28]) Vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 830.

[29]) Stahl u. Eisen 49 (1929) S. 65/73 (Hochofenaussch. 97).

[30]) O. Peischer: Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 761/67.

auch Wind- und Gasgeschwindigkeit wechseln. Nebenbei sei bemerkt, daß die angegebenen Temperaturen für die Steinoberfläche zu niedrig sind, da die Strahlung des Kuppelraumes und die Wirbelung beim Eintritt des Gases in das Gitterwerk nicht berücksichtigt sind. Nach *Abb. 5* wird die Oberflächentemperatur im Durchschnitt mit Erweiterung der Kanäle höher. Das erklärt sich daraus, daß der Wärmeübergang durch Strahlung in der Gaszeit größer *(vgl. Abb. 9)*, der durch Berührung in der Windzeit kleiner wird, die Steinoberfläche also mehr von der Gastemperatur beeinflußt wird. Bei den kleineren Kanälen wird die mittlere Steinoberflächentemperatur aus denselben Gründen zwar niedriger. Man muß aber berücksichtigen, daß für das Schmelzen der Steine schon eine kurzzeitige Ueberhitzung am Ende der Gaszeit genügt. Da die Schwankungen der Steinoberflächentemperatur, die noch nicht berechnet werden können, bei kleineren Kanälen aber genau so wie der Abfall der Heißwindtemperatur viel größer als bei weiten Zügen — natürlich unter sonst gleichen Bedingungen — sind, so werden die Temperaturen der Steinoberfläche am Ende der Gaszeit bei weiten und engen Kanälen nicht viel voneinander abweichen. Einen Anhalt dafür gibt auch die Wärmeübergangszahl der Gaszeit, die nicht sehr unterschiedlich ist. Eine Möglichkeit, sie zu senken, bestände darin, daß man den gesamten freien Querschnitt bei gleichbleibender oder kleinerer Kanalweite vergrößert; da die Steinstärke nicht verringert werden darf, eher erhöht werden soll, macht das eine Erweiterung des Winderhitzers im oberen Teil notwendig. Versuche dieser Art sind im Gange.

Wie die Betriebserfahrung zeigt, wird auch allein durch Aenderung der Schachtweite im oberen Teil des Gitterwerks die Gefahr des Verschmorens nicht behoben; allgemein wird gleichzeitig auch die Steinstärke erhöht. Dadurch werden nach *Abb. 11* die mittlere Temperatur und auch die Temperaturschwankungen der Steinoberfläche geringer. Wichtig ist dabei, daß die Temperatur, die ja in Abhängigkeit von der Wärmeleitfähigkeit zum Innern hin abfällt, im Kern nur einen Wert erreicht, bei dem dieser hinreichend fest bleibt und der äußeren erweichten Schale Halt gibt. Die größeren Temperaturschwankungen dünner Steine machen sich auch noch insofern bemerkbar, als sie stärkere Raumänderungen des Steins zur Folge haben und so zermürbend wirken.

Es sei noch darauf verwiesen, daß nach *Abb. 11* sich für jede Steinstärke bei bestimmter Kanalweite ein Tiefstwert des Wärmeübergangs während der Gaszeit ergibt; ob es zweckmäßig ist, diese Bedingungen zur Vermeidung von Schädigungen der oberen Steinlagen anzustreben, kann bei der Unsicherheit der Rechnung nur durch Versuche entschieden werden. Aehnliches gilt für die laboratoriumsmäßige Feststellung, daß die Strahlung, die ja die Temperaturverhältnisse in der obersten Gitterzone am stärksten mit bestimmt, durch die Korngröße und Zusammensetzung der feuerfesten Baustoffe in verhältnismäßig weiten Grenzen zu beeinflussen ist[31]).

Für den Ausbau des Gitterwerks ergäben sich danach folgende Richtlinien. Die Kanalweite soll klein sein, wobei, abgesehen von der Herstellungsmöglichkeit, die Reibungswiderstände eine Grenze setzen. Denn die Kraft zur Ueberwindung der Reibungswiderstände steht in bestimmten Beziehungen zum Wärmeübergang durch Berührung, da beide von Gasgeschwindigkeit, Kanalweite und -rauheit abhängig sind. Es gibt darum einen Bestwert für die Schachtweite[32]); ist sie zu groß, so kosten die Anlage des umfangreicheren Gitterwerks und die Deckung der höheren Ausstrahlungsverluste mehr, als an Kraftkosten für die Ueberwindung der Druckverluste gespart wird. Die günstigste Kanalweite ist also von den Preisen für die Baustoffe und die Energie abhängig, läßt sich demnach nicht allgemein gültig angeben. Die Steinstärke muß in den oberen Zonen so groß sein, daß auch zu Ende der Gaszeit ein genügend standfester Kern vorhanden ist. Von den oberen Lagen an würde die Steinstärke stetig nach unten hin bis auf den durch die Speicherungsaufgabe, d. h. die Umstellzeit, bedingten günstigsten Wert abnehmen. Da es jedoch unpraktisch ist, zuviel Steinformen zu verwenden, sollen möglichst wenige Unterteilungen des Gitterwerks vorgenommen werden; auch hierfür lassen sich keine genauen allgemein zutreffenden Zahlen angeben.

Die Grundfläche des Gitterwerks wird durch folgende Ueberlegungen bestimmt. Bei einem schlanken Winderhitzer nimmt der feuerfeste Mantel im Vergleich zum Gitterwerk einen beträchtlichen Raum ein; anderseits wird bei großen Durchmessern der Kuppelraum unverhältnismäßig groß. Rein mathematisch ließe sich für einen gegebenen Speicherraum und eine bestimmte Mantelstärke der Durchmesser, bei dem sich das geringste Mantelgewicht und die kleinste Oberfläche ergeben, berechnen. Es muß jedoch berücksichtigt werden, daß vom Durchmesser der freie Querschnitt und damit die Strömungsgeschwindigkeit abhängt; diese beeinflußt wieder die Wärmeübergangsverhältnisse, so daß bei breiten Winderhitzern der notwendige Gitterraum größer wird, wie das Beispiel 8 und 9 in *Zahlentafel 10* zeigen. Es gibt demnach für jede Belastung und jedes Gitterwerk einen Schlankheitsgrad, bei dem Mantelmauerwerk und Oberfläche, bezogen auf die durchzusetzende Windmenge, am kleinsten sind. Wie die Rechnungsbeispiele zeigen, ändert sich mit dem Schlankheitsgrad als Folge der verschiedenen Wärmeübergangsverhältnisse auch der Temperaturabfall des Windes in einer Periode; da er, wie ausgeführt wurde, am besten durch Kaltwindzusatz bei Erhöhung der Mitteltemperatur des heißen Windes ausgeglichen wird, braucht darauf bei der Bemessung der Grundfläche keine große Rücksicht genommen zu werden.

Die Höhe des Gitterwerks ist einmal durch die gewünschte Heißwindtemperatur bestimmt, weiter aber auch durch die angestrebte Abgastemperatur. Je mehr man diese der niedrigstmöglichen Temperatur, der Eintrittstemperatur des kalten Windes, annähern will, desto geringer wird der Temperaturunterschied zwischen Gas und Stein sowie Stein und Wind; selbst bei großen Wärmeübergangszahlen wird dabei die ausgetauschte Wärmemenge klein sein. Man muß also, um die Abgastemperatur zu drücken, unverhältnismäßig viel Gitterwerk aufwenden, wodurch die Oberfläche und die Außenverluste ansteigen (vgl. Beispiel 10 in *Zahlentafel 10)*. Dazu kommt noch, daß der Auftrieb der Abgase im Kamin geringer wird, zu ihrer Weiterbeförderung also unter Umständen eine äußere Kraft aufgewendet werden muß, deren Kosten größer sind als der Gewinn an Wärme durch das kältere Abgas. Von dem Preise der Baustoffe und des Gases sowie von der Isolierwirkung des Mantelmauerwerks hängt es demnach ab, bis zu welcher Temperatur man das Abgas ausnutzen soll.

[31]) B. Wrede: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld., 13 (1931) S. 131/42; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1007. K. Hild: Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld., 14 (1932) S. 59/70; vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 712.

[32]) A. Schack: Arch. Eisenhüttenwes. 2 (1928/29) S. 613/24 (Wärmestelle 124).

Zusammenfassung.

Nach einer Rundfrage bei den deutschen Hüttenwerken wird ein Ueberblick über Bau und Betrieb der vorhandenen Hochofenwinderhitzer gegeben. Auf Grund der Betriebsergebnisse sowie nach den bisherigen Erkenntnissen über den Wärmeaustausch werden Ueberlegungen über die zweckmäßige Ausgestaltung des Gitterwerks angestellt. Man soll danach auf guten Wärmeübergang durch Konvektion hinarbeiten, also enge Züge und große Strömungsgeschwindigkeiten anwenden. Die Grenzen sind dabei — abgesehen von der Herstellungsmöglichkeit und der Gefahr der Verstopfung des Gitters — vor allem durch die Durchflußwiderstände gezogen, die ebenfalls mit der Kanalweite und Strömungsgeschwindigkeit anwachsen. Von den Kosten für deren Ueberwindung, ebenso von den Kosten der Baustoffe und dem Werte des Gichtgases hängt es ab, welche Kanalweite und Strömungsgeschwindigkeit, durch die bei gegebenen Steinen der Querschnitt des Gitters bestimmt ist, und welche Abgastemperatur, durch die wiederum die Höhe des Gitterwerks festgelegt wird, am wirtschaftlichsten ist. Von den Gitterbaustoffen ist neben der dem jeweiligen Bereich der Arbeitstemperatur entsprechenden Feuerfestigkeit eine hohe spezifische Wärme je Raumeinheit und gute Wärmeleitfähigkeit zu verlangen. Theoretische Ueberlegungen und Betriebserfahrungen zeigen, daß ein nach diesen Richtlinien zugestellter Winderhitzer einen starken Abfall der Heißwindtemperatur ergibt, der am besten durch geregelten Kaltwindzusatz ausgeglichen wird. Ein weiteres Uebel des engmaschigen Winderhitzers ist bei den heutigen Baustoffen die Gefahr der Ueberhitzung der obersten Steinlagen; ihm ist wirtschaftlich vor allem durch Wahl der Steinstärke zu begegnen derart, daß ein genügend standfester Kern bleibt, der der erweichten Schale Halt gibt. Die Steinstärke soll zum Fuß des Gitterwerks hin abnehmen, so daß möglichst der Kern die Temperaturschwankungen der Oberfläche mitmacht. Weitere Ueberlegungen führen dahin, daß runde Kanäle zu bevorzugen sind und auch eine besondere Rauhung oder Wellung der Steinoberfläche Vorteile haben kann.

Die Länge der Gas- und Windzeit hängt von der Güte der Umstelleinrichtungen ab. Je länger die Halbzeiten sind, desto größer werden die Winderhitzer, wenn mittlere Heißwind- und Abgastemperatur gleichbleiben sollen. Anderseits kostet jede Umstellung Arbeits- oder Maschinenlohn und verursacht unter Umständen Gasverluste. Theoretisch am wirtschaftlichsten ist der Betrieb mit zwei Winderhitzern je Hochofen; mit Rücksicht auf die Betriebsbereitschaft und die Möglichkeit der Wärmespeicherung kann je nach den Werksverhältnissen auch die Anlage von drei Winderhitzern für einen Hochofen von Vorteil sein.

Zuschriften an die Schriftleitung.

(Für die in dieser Abteilung erscheinenden Veröffentlichungen übernimmt die Schriftleitung keine Verantwortung.)

Die Dauerfestigkeit von genieteten und geschweißten Verbindungen aus Baustahl St 52.

Zu den Ausführungen von M. Füchsel in der Erörterung des Berichtes von E. H. Schulz und H. Buchholtz[1]) bemerke ich folgendes:

1. Die in der Materialprüfungsanstalt Stuttgart untersuchten Nietverbindungen wurden zum Teil in führenden Werkstätten, zum andern Teil auch in der Materialprüfungsanstalt hergestellt. Es liegen keinerlei Feststellungen vor, daß die unter meiner Leitung hergestellten Nietverbindungen geringwertiger wären als die in führenden Werkstätten ausgeführten.

2. Wegen des Nietdrucks, der Hammergewichte und des zugehörigen Luftdrucks sind gemäß dem unter 1 Gesagten alle Erkenntnisse benutzt worden, die zur Verfügung standen. Ueber die zulässigen Nietdrücke wurden zu den von Bach und Baumann festgestellten Werten ergänzende Beobachtungen gemacht[2]). Wegen des Nietwerkstoffs war aufmerksam zu machen, daß die damals empfohlenen Nieten wegen ihrer Zusammensetzung geringere Klemmkräfte liefern können als solche aus St 34.

3. Die sogenannte Einschaltung in eine Arbeitsgemeinschaft betrifft nur einen kleinen Teil der in Stuttgart ausgeführten Versuche mit Nietverbindungen. Bei diesen Versuchen sollte festgestellt werden, ob die in Stuttgart gewählten Versuchsbedingungen zu irgendwelchen Abweichungen gegenüber den Verhältnissen an anderen Stellen führen. Es zeigte sich eine volle Uebereinstimmung der Ergebnisse an den verschiedenen Versuchsstellen. Demnach war auch an den früheren Feststellungen in Stuttgart nichts zu ändern.

4. Das Kuratorium für Dauerversuche mit Schweißverbindungen ist meines Wissens erst ins Leben gerufen worden, nachdem ich durch Versuche die Aufgabe gekennzeichnet hatte. Die Untersuchungen des Kuratoriums sowohl über Stumpfnähte als auch über Flankenkehlnähte sind auf diesen ersten Versuchen aufgebaut.

5. Alle Schweißverbindungen, die in Stuttgart geprüft worden sind, wurden von führenden Firmen durch besonders geschulte Schweißer hergestellt. Ueberdies erhielten die ausführenden Werkstätten bei Uebersendung der Zeichnung die Nachricht, daß es sich um Verbindungen handelt, die unter oftmals wiederkehrender Last geprüft werden sollen. Wenn für die Hersteller oder für M. Füchsel Ueberraschungen entstanden, so ist der Grund lediglich in dem Umstand zu suchen, daß man sich bis dahin an diesen Stellen mit den Bedingungen für die Erlangung von Schweißverbindungen, welche hohe Widerstandsfähigkeit gegen oftmals wiederholte Belastungen haben sollen, nicht befaßt hat.

Stuttgart, im Mai 1933. *Otto Graf.*

* * *

Auf die Ausführungen von O. Graf habe ich folgendes zu erwidern.

Zu 1 bis 3: Meinem Beitrag habe ich nichts zuzufügen.

Zu 4: Das Kuratorium für Dauerfestigkeitsversuche ist nach den Akten des Fachausschusses für Schweißtechnik beim Verein deutscher Ingenieure unbeeinflußt von Grafs Untersuchungen ins Leben gerufen worden, lediglich getragen von dem Wunsch, für Großprüfstandsversuche, für die Anträge und Geldbewilligungen im Anschluß an Versuche auf Laboratoriumsmaschinen vorlagen, dieselbe Leitung wie für die Großversuche an genieteten Verbindungen und damit beste Vergleichsbedingungen zu erlangen.

Zu 5: Die Verantwortung für Bekanntgabe des Versuchszwecks an den Probenhersteller und für die Prüfung der Befähigung des Herstellers hierzu kann dem Forscher nicht ganz abgenommen werden.

Berlin, im Juni 1933. *M. Füchsel.*

[1]) Vgl. Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 545/53 (Werkstoffaussch. Nr. 200).

[2]) Z. VDI 75 (1932) S. 438, Fußnote 7.

Umschau.

Desoxydation von Siemens-Martin-Stahl mit Mangan-Silizium-Legierungen.

In einer neuen Arbeit über die physikalische Chemie der Stahlerzeugung behandeln C. H. Herty jun. und Mitarbeiter[1]) zunächst noch einmal den Uebergang des Sauerstoffs aus der Schlacke in den Stahl und die Grundlage der Desoxydation mit den Einzelelementen Silizium, Mangan und Aluminium, und erläutern sodann an Betriebsversuchen die praktische Auswirkung binärer Desoxydationsmittel.

Die Löslichkeit von Eisenoxydul in reinem Eisen, die den Ausgangspunkt für die Berechnung des Uebergangs von Sauerstoff aus der Schlacke in das Bad bildet, ist nach den älteren Ergebnissen Hertys im Vergleich zu den neueren Messungen von F. Körber und W. Oelsen[2]) in *Abb. 1* dargestellt. Sie wird erreicht, wenn das Metall mit einer reinen Eisenoxydulschlacke bedeckt ist. Bei technischen Schlacken, die einen geringeren Eisenoxydulgehalt aufweisen, sinkt auch der Eisenoxydulgehalt des Metalls entsprechend dem Verteilungssatz. Eine Schlacke, die nur 10 % FeO enthält, würde demnach nur Eisenoxydul im Betrage von 10 % der Angaben in *Abb. 1* in den Stahl übergehen lassen. Bei dieser Umrechnung ist aber der Eisenoxydgehalt der Schlacke zu berücksichtigen, dem Herty früher[3]) mit der Annahme Rechnung trug, daß Eisenoxyd an der Berührungsfläche zwischen Metall und Schlacke restlos umgesetzt werde ($Fe_2O_3 + Fe \rightarrow 3\,FeO$), wobei aus 1 % Fe_2O_3 1,35 % FeO entstehen. In der vorliegenden Arbeit wird von dieser Berechnungsweise abgegangen mit der Begründung, daß das Eisenoxyd zum Teil an Kalk gebunden ist und sich dem Metall gegenüber inaktiv verhält. Der Anteil des Eisenoxyds, der für die Oxydation des Metalls verfügbar ist, soll sich nach neueren Feststellungen nur auf höchstens ein Fünftel des Eisenoxydgehaltes der Schlacke belaufen. Wenn die Schlacke also 15 % FeO und 7 % Fe_2O_3 enthält, so sind 15 % FeO und 15 : 5 = 3 % Fe_2O_3 für die Eisenoxydulaufnahme des Stahles maßgebend. Aus diesen 3 % Fe_2O_3 entstehen an der Berührungsfläche Schlacke-Metall (wie oben) 1,35 · 3 = 4,05 % FeO, die dem analytisch bestimmten Eisenoxydulgehalt zugeschlagen werden; in der angeführten Schlacke sind also 15 + 4,05 = 19,05 % FeO für die Eisenoxydulaufnahme des Stahles maßgebend. (Zu dem gleichen Ergebnis gelangt man durch Multiplikation des Eisenoxydulgehaltes mit dem Faktor 1,27.) Wenn dagegen der Eisenoxydgehalt der Schlacke ein Fünftel des Eisenoxydulgehaltes nicht erreicht, so ist er in voller Höhe mit 1,35 zu multiplizieren und dem Eisenoxydulgehalt zuzuzählen.

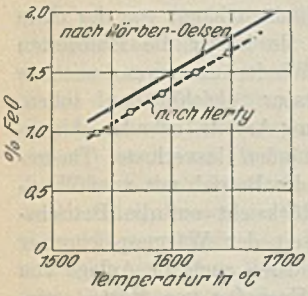


Abbildung 1. Löslichkeit von Eisenoxydul in flüssigem Eisen.

Die Berechnung der Eisenoxydulaufnahme des Metalls gestaltet sich nun gemäß folgendem Beispiel: In der Annahme, die Temperatur betrage 1600°, ist die Löslichkeit des Metalls 1,36 % FeO (*Abb. 1*). Wenn in der Schlacke — wie oben errechnet — 19,05 % FeO für die Oxydation des Metalls verfügbar sind, so wird dessen Aufnahmefähigkeit für Eisenoxydul bestimmt durch: $1{,}36 \cdot \frac{19{,}05}{100} = 0{,}259$ % FeO.

Vorstehende Rechnung trifft jedoch nur dann zu, wenn das Metall kohlenstofffrei ist. Da Eisenoxydul und Kohlenstoff miteinander in Umsatz treten, vermindert sich der tatsächlich vom Metall aufgenommene Eisenoxydulbetrag; der soeben errechnete Gehalt vermindert sich daher um so mehr, je höher der Kohlenstoffgehalt des Metalls ist. Die (scheinbare) Sättigung, die infolge dieses Umstandes nur erreicht wird, findet sich in *Abb. 2*. Ein Stahl mit 0,1 % C würde danach nur 88 % des für die vorstehenden Bedingungen errechneten Eisenoxydulgehaltes aufnehmen, d. h.

$$0{,}88 \cdot 0{,}259 = 0{,}228 \text{ \% FeO.}$$

Da die zu diesem Rechnungsgang führenden Unterlagen noch nicht veröffentlicht sind, ist eine Stellungnahme nicht möglich. Nach Ansicht des Berichterstatters ergeben sich auf diesem Wege erheblich zu hohe Eisenoxydulgehalte des Stahles.

Die Verfasser erörtern sodann den Einfluß der Schmelzbedingungen auf die Konzentration der Eisenoxyde in der Schlacke, die man durch folgende Maßnahmen in gewissen Grenzen in die Hand bekommen kann:

1. Auswahl geeigneten Schrotts mit nicht zu großer Oberfläche.
2. Regelung der Flammenoxydation während des Einschmelzens.
3. Regelung der Einschmelzzeit.
4. Regelung der Zusammensetzung des Einsatzes nach Anteil, Silizium- und Mangangehalt des Roheisens.
5. Veränderung der Kalksteinmenge.
6. Regelung der Ofengase während des Frischens.
7. Regelung der nachgesetzten Erzmenge.
8. Zugabe geringer Mengen desoxydierender Mittel (Ferromangan, Spiegel- oder Siliko-Spiegeleisen) während des Frischens.
9. Zugabe geringer Mengen von Walzsinter oder feinem Erz während des Frischens.

Natürlich ist die Befolgung dieser Punkte nur soweit möglich, wie dadurch nicht die Möglichkeit genügender Temperatursteigerung in Frage gestellt wird; auch darf die Verminderung des Eisengehaltes der Schlacke nicht so weit getrieben werden, daß Schwierigkeiten bei der Entphosphorung oder sogar Rückphosphorung eintreten. Auffälligerweise erwähnen die Verfasser nicht die Möglichkeiten, die man durch Steigerung des Kalkgehaltes der Schlacken im Bereiche eines genügenden Flüssigkeitsgrades noch ausnutzen kann.

Die Bedingungen, die die Abscheidung der Desoxydationsprodukte aus dem Stahl befördern, sind auf Grund früherer Arbeiten Hertys[4]) mehrfach an dieser Stelle erörtert worden, so daß der Hinweis auf die wichtigsten Punkte genügen möge, nämlich:

1. Möglichst großer Durchmesser der Desoxydationsprodukte, der bei guter Zusammenballungsfähigkeit erreicht wird.
2. Kurzer Weg und genügend lange Zeit für das Aufsteigen.
3. Genügender Flüssigkeitsgrad des Stahles, der mit steigender Temperatur zunimmt.
4. Großer Unterschied in den spezifischen Gewichten von Stahl und Desoxydationsprodukten.

Ueber die Schmelzpunkte von Desoxydationsprodukten aus Kieselsäure, Manganoxydul und Eisenoxydul unterrichtet das früher von Herty[5]) und Mitarbeitern angegebene Zustandsschaubild des ternären Systems, dem gleichzeitig eine Uebersicht über den relativen Flüssigkeitsgrad der Mischungen beigegeben war. Da die ternären Desoxydationsprodukte im allgemeinen nur wenig Eisenoxydul enthalten, können die folgenden Angaben über den Flüssigkeitsgrad binärer MnO-SiO_2-Mischungen in etwa als Richtlinien für die Zusammenballungsfähigkeit der Suspensionen gelten.

Zusammensetzung		Flüssigkeitsgrad
SiO_2 %	MnO %	
0 bis 10	100 bis 90	zähflüssig
10 bis 23	90 bis 77	ziemlich flüssig
23 bis 46	77 bis 54	sehr flüssig
46 bis 50	54 bis 50	ziemlich flüssig
50 bis 100	50 bis 0	zähflüssig

Die bei der Desoxydation mit Aluminium entstehenden Produkte sind weniger gut bekannt; man weiß lediglich, daß tiefschmelzende Mischungen von Tonerde mit Eisenoxydul oder Kieselsäure nur in einem engen Konzentrationsbereich zu finden sind, aber es ist schwierig, die Desoxydation so zu lenken, daß flüssige Produkte entstehen. Durch Manganoxydul wird der Bereich des flüssigen Zustandes erweitert; ternäre Schlacken aus gleichen Teilen Tonerde, Kieselsäure und Manganoxydul sollen etwa bei 900° schmelzen. Um derartige Desoxydations-

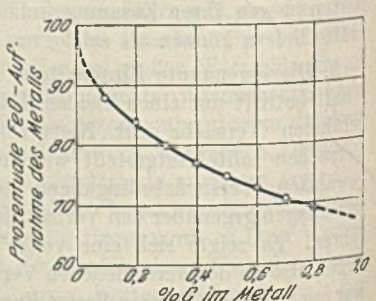


Abbildung 2. Einfluß von Kohlenstoff auf die Eisenoxydulaufnahme des Metalls.

[1]) C. H. Herty jun., C. F. Christopher, M. W. Lightener und H. Freeman: Min. metallurg. Invest. Nr. 58 (1932).

[2]) Mitt. Kais.-Wilh.-Inst. Eisenforschg., Düsseld., 14 (1932) S. 181/204.

[3]) Trans. Amer. Inst. min. metallurg. Engr. 37 (1926) S. 1079; vgl. Stahl u. Eisen 46 (1926) S. 1597/1601.

[4]) Min. metallurg. Invest. Nr. 38 (1930); vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 1439 u. 1782/86; Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1174/77; Blast Furn. & Steel Plant 19 (1931) S. 553/56 u. 683/86; vgl. Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1592/93; Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 19 (1931) S. 1/40; vgl. Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 443/44.

[5]) Stahl u. Eisen 51 (1931) S. 1175.

produkte zu erzielen, müssen alle drei Desoxydationselemente in geeigneten Verhältnissen gleichzeitig, möglichst in Form einer ternären Legierung, zugesetzt werden.

Als Gleichgewichtskonstanten der Vorgänge

$$Si + 2\,FeO \rightleftharpoons SiO_2 + 2\,Fe$$
$$\text{und } 2\,Al + 3\,FeO \rightleftharpoons Al_2O_3 + 3\,Fe$$

werden die Größen

$$[FeO]^2 \cdot [Si] = 1{,}65 \cdot 10^{-4} \text{ und } [FeO]^3 \cdot [Al]^2 = 3{,}2 \cdot 10^{-13}$$

angegeben; die letzte Konstante ist aus thermischen Zahlen berechnet.

Bei der Desoxydation mit Silizium bilden sich nach früheren Arbeiten[4]) mehrere Arten von Einschlüssen. Geringe Zusätze liefern ein flüssiges hocheisenoxydulhaltiges Produkt, bei hohen Zugaben erhält man ein glasiges Produkt mit 85 bis 100 % SiO_2, das nur wenig Neigung zum Zusammenballen zeigt. Dazwischen liegen Uebergänge wechselnden Flüssigkeitsgrades und Zusammenballungsvermögens. In den meisten Stählen, denen Aluminium zugesetzt wurde, zeigen sich kleine Tonerdeeinschlüsse oder gruppenförmige Anordnungen von Tonerdesilikaten. Die Desoxydation mit Mangan ist an Hand der maßgebenden Untersuchungen von Körber und Oelsen[2]) behandelt worden, auf die hinzuweisen hier genügt.

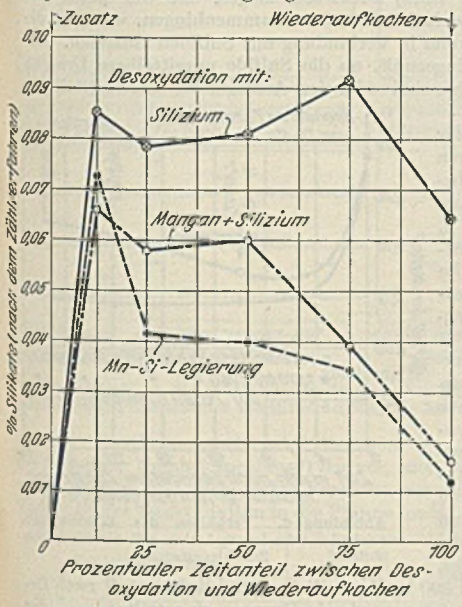


Abbildung 3. Abscheidung der Silikate bei der Desoxydation im Ofen.

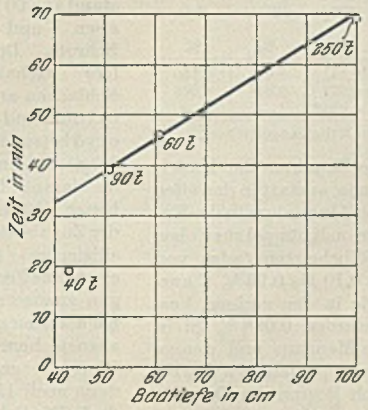


Abbildung 4. Zeit zur Abscheidung der Silikatsuspensionen bis auf 0,01 %.

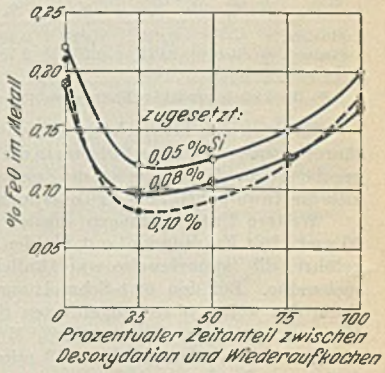


Abbildung 5. Verhalten des Eisenoxyduls nach der Ofendesoxydation.

Die Desoxydation mit Mangan und Silizium gibt die Möglichkeit zur Bildung gut abscheidbarer Desoxydationsprodukte, wenn die Zusätze in geeigneter Reihenfolge zugesetzt werden. Ungünstig ist es, Mangan nach dem Silizium zum Stahl zu geben, weil das letzte so viel Sauerstoff bindet, daß nicht mehr genügend Manganoxydul zur Bildung flüssiger Oxydgemische übrig bleibt. Das umgekehrte Verfahren hat demgegenüber Vorteile, wenn man beachtet, daß bei einem stark bewegten, kochenden Bad und einer hochoxydierten Schlacke das Verhältnis Mangan : Silizium etwas gesteigert wird. Bei gleichzeitigem Zusatz der beiden Elemente kommt Silizium etwas schneller zur Wirkung, daher ist eine etwas höhere Manganmenge zu empfehlen, als wenn Silizium später eingeworfen wird. Günstig erweisen sich auf Grund früherer Versuche[4]) Legierungen, in denen 4 bis 7 Teile Mangan auf 1 Teil Silizium kommen. Sie haben die Ausbildung großer Suspensionen zur Folge; ein geringer Anteil kleinerer Silikatteilchen wird zweckmäßig durch einen nochmaligen geringen Mangannachsatz verflüssigt.

Häufig ist es notwendig, neben Mangan und Silizium auch Aluminium zur Desoxydation zu benutzen. Wenn der Stahl vor dem Aluminiumzusatz schon ausreichend desoxydiert ist, wird Tonerde nur in geringer Menge gebildet. Bei ungenügender Vordesoxydation findet man große Mengen Tonerde oder deren Silikate im Metall vor, und es ist unmöglich vorauszusagen, ob Aluminium im Stahl zurückbleibt. Nach noch unveröffentlichten Laboratoriumsversuchen neigen die Desoxydationsprodukte bei Verwendung von Mangan-Silizium-Aluminium-Legierungen stärker zur Zusammenballung. Betriebsversuche in dieser Richtung stehen noch aus.

Die folgenden Untersuchungen in verschiedenen Stahlwerken erstrecken sich hauptsächlich auf die Desoxydation im Ofen. Einen Ueberblick über die Abscheidung der silikatischen Desoxydationsprodukte bei verschiedenartiger Desoxydation im Ofen von Stählen mit etwa 0,11 % C und rd. 0,2 % FeO gibt auf Grund der früheren Arbeiten *Abb. 3*, für deren Abszisse die Zeit zwischen Desoxydation und Wiederaufkochen des Stahles gleich 100 gesetzt wurde. Die vorteilhafte Wirkung der Mangan- und nachfolgenden Siliziumzugabe, besser aber der Legierung, wird aus dem Schaubild gut ersichtlich in Uebereinstimmung mit den vorangegangenen Ausführungen. *Abb. 4* zeigt den Einfluß der Badtiefe auf die Zeit (Mittelwert), die notwendig ist, um die Silikateinschlüsse nach der Desoxydation mit Silizium auf den Gehalt von 0,01 % herabzudrücken. Für die schwereren Schmelzungen besteht nahezu Proportionalität zwischen Abscheidungszeit und Badtiefe; das Herausfallen der 40-t-Schmelzung ist nach den Verfassern wahrscheinlich darauf zurückzuführen, daß ein Teil des Siliziums in der Schlacke reagiert, oder daß die kleineren Schmelzungen einen höheren Eisenoxydulgehalt aufweisen. Bei der Bildung großer Mangan-Silikat-Tropfen, wie sie bei Verwendung von Mangan-Silizium-Legierungen entstehen, sind die Zeiten erheblich kürzer, als in *Abb. 4* angegeben. Hohe Temperaturen setzen die Abscheidungszeit ebenfalls herab.

Abb. 5 zeigt die Zerstörung des im Metall gelösten Eisenoxyduls durch Silizium und Wiederoxydation unter dem Einfluß der Schlacke, wobei die Abszisse in gleicher Weise wie in *Abb. 3* gewählt ist. Der Zeitpunkt, zu dem die Kurven umkehren und der Eisenoxydulgehalt des Bades wieder anzuwachsen beginnt, hängt ab von der Menge des zugegebenen Siliziums sowie von der Viskosität und dem Eisengehalt der Schlacke. Für normale (cremeartige) Schlacken erwies sich der Siliziumzuschlag als maßgebend gemäß folgenden Angaben:

Si zugegeben %	Zeit (Mittelwert) der beginnenden Zunahme des FeO-Gehaltes in min
0,050	17
0,075	25
0,100	27

Auf Grund dieser Zahlen wird empfohlen, die Schmelze möglichst in weniger als 25 min, bei geringen Siliziumzusätzen in weniger als 17 min, nach der Desoxydation abzustechen.

Die zu den Versuchen benutzten Desoxydationslegierungen hatten folgende Zusammensetzung:

	C %	Si %	Mn %
Hochsiliziertes Spiegeleisen	4,0	4	20
Siliko-Spiegeleisen	3,5	7	30
Siliko-Mangan	2,5	13 bis 15	67

Die Untersuchung erstreckte sich zunächst auf weichere Stähle mit 0,15 bis 0,25 % C und wechselndem Mangangehalt (0,3 bis 0,5; 0,4 bis 0,6; 0,7 bis 0,9 % Mn). Der Stahl wurde so heiß wie möglich unter einer ziemlich basischen Schlacke erschmolzen, die [nach dem Verfahren der geneigten Ebene[6])] eine Viskosität von 3,8 mm aufwies. Der Kohlenstoffgehalt wurde bei der Desoxydation so hoch gehalten, wie es mit Rücksicht auf die Vorschrift und die Zuschläge möglich war. Bei einem Kohlenstoffgehalt, der etwa 0,08 % unterhalb der vorgeschriebenen Analyse lag, wurden im Mittel 1,7 % des oben aufgeführten hochsilizierten Spiegeleisens 10 bis 16 min darauf etwa 0,1 bis 0,7 % Mn (je nach Analysenvorschrift) in Form von 80prozentigem Ferromangan eingeworfen und nach weiteren 10 min abgestochen. Sodann wurden 0,10 bis 0,12 % Si in die Pfanne nachgegeben, oder der Stahl wurde in der Kokille mit etwa 0,005 % Al gefüttert. Auf die umfangreichen Zahlentafeln der Arbeit, aus denen nähere Einzelheiten zu entnehmen sind, kann hier nur hingewiesen werden.

[6]) Vgl. Stahl u. Eisen 50 (1930) S. 51/54.

Ein Durchschnittsergebnis des Reinheitsgrades der in dieser Weise hergestellten Schmelzungen gibt die nachfolgende Zusammenstellung:

	SiO_2 (elektrolytische Bestimmung) %	Silikate (Zählmethode) %	FeO im Metall (Al-Methode) %	FeO in der Schlacke %
Vor der Desoxydation	—	—	0,203	21,5
2 min nach dem Zusatz des hochsilizierten Spiegeleisens	0,025	0,059	0,111	—
9 min nach dem Zusatz des hochsilizierten Spiegeleisens	0,024	0,061	0,102	—
5 min nach dem Zusatz des Ferromangans	0,010	0,040	0,177	—
Beim Abstich	0,010	0,023	0,150	—

Kieselsäure und Silikateinschlüsse nehmen danach ab, der Eisenoxydulgehalt zeigt vor dem Abstich wieder eine Zunahme, die es nahelegt, den Abstich noch frühzeitiger vorzunehmen. Die Gruppe der mit Silizium in der Pfanne oder mit Aluminium in der Kokille beruhigten Stähle wiesen folgende Verunreinigungen auf (Mittelwerte):

Probe von	Beruhigt mit Aluminium in der Kokille: Al_2O_3 %	SiO_2 (elektrolytisch) %	Silikate gezählt %	FeO %	Beruhigt mit Silizium in der Pfanne: SiO_2 %	Silikat %	FeO %
Abstich	—	0,010	0,025	0,150	0,011	0,019	0,150
Pfanne	—	0,013	0,008	0,104	0,037	0,048	0,075
Knüppel	0,037	0,009	—	—	0,054*)	—	—

*) Die Kieselsäure ist im Knüppel wahrscheinlich örtlich angereichert.

Es zeigt sich hiernach eine beachtliche Zunahme der Kieselsäuresuspensionen, wenn Silizium in die Pfanne, anstatt in den Ofen gegeben wird. Anderseits hat die Zugabe von Aluminium in die Kokille die Anwesenheit höherer Tonerdegehalte im Knüppel zur Folge.

Weitere Untersuchungen wurden an ölbeheizten Oefen von 60 und 125 t Fassung und mit Stählen mit 0,10 bis 0,23 % C ausgeführt; die Schmelzweise war ähnlich wie in der vorigen Versuchsreihe. Bei den 60-t-Schmelzungen wurden 0,088 % Si in Form des weiter oben aufgeführten Siliko-Mangans und wenige Minuten später im Mittel 0,12 % Mn als 80prozentiges Ferromangan in den Ofen gegeben. 15 min nach Beginn der Desoxydation wurde abgestochen.

Beim Vergießen (in Flaschenhalskokillen) wurde mit Aluminium beruhigt. Eine Schmelzung, bei der das Aluminium erst nach nahezu vollständiger Füllung der Kokille zugesetzt wurde, zeichnete sich durch besonders saubere Oberfläche aus. Von den beiden Schmelzungen des 125-t-Ofens ist eine wegen langsamen Abstichs und dünner oxydreicher Schlacke nicht vergleichbar; die andere mit einem geringeren Siliziumzuschlag von 0,078 % wurde normal abgestochen und vergossen. Der folgende Vergleich der beiden Versuchsreihen in dem Reinheitsgrad (Mittelwerte) der Knüppel zeigt, daß der an sich auch etwas höhere Siliziumzusatz in Form von Siliko-Mangan besonders in dem Tonerdegehalt vorteilhaft zur Wirkung gekommen ist. Dagegen ist der Manganoxydulgehalt entsprechend gestiegen.

Desoxydation mit	Si zugesetzt %	Einschlüsse (elektrolytisch bestimmt): SiO_2 %	MnO %	Al_2O_3 %
Hochsiliziertem Spiegeleisen	0,07	0,009	0,051	0,037
Siliko-Mangan	0,08 bis 0,09	0,008	0,081	0,012

Eine weitere Versuchsreihe erstreckte sich auf härtere Stähle mit 0,4 bis 0,6 % C, 0,8 bis 1,8 % Mn und 0,15 bis 0,20 % Si, sowie auf einen Achsenstahl mit 0,36 bis 0,50 % C, die alle im 60-t-Ofen erzeugt wurden. In den Ofen wurden 0,08 bis 0,10 % Si in Form des erwähnten hochsilizierten Spiegeleisens sowie — je nach der vorgeschriebenen Analyse — 0,2 bis 1,3 % Mn als 80prozentiges Ferromangan eingeworfen und nach dem Abstich etwa 250 kg Ferrosilizium sowie in Einzelfällen 50 kg Ferromangan und Kohlenstoff in die Pfanne gegeben. Die bei dieser Arbeitsweise erzielte Aenderung des Reinheitsgrades zeigt folgende Zusammenstellung der Mittelwerte:

	SiO_2 (elektrolytisch) %	Silikate (Zählmethode) %	FeO (Al-Methode) %	FeO und Fe_2O_3 in der Schlacke %
Vor dem Zusatz des hochsilizierten Spiegeleisens	—	—	0,166	15,55
2 min nach Zusatz des Spiegeleisens	0,020	0,027	0,124	—
9 min nach Zusatz des Spiegeleisens	0,022	0,024	0,124	—
5 min nach Fe-Mn-Zusatz	0,022	0,018	0,092	—
Beim Abstich	0,016	0,014	0,135	—
Pfannenprobe	—	0,016	0,049	—

Die Verfasser schließen aus diesen Zahlen, daß der Ferromanganzusatz die Abscheidung der Silikate beschleunigt hat und daß man — wie aus dem Ansteigen des Eisenoxydulgehaltes vor dem Abstich ersichtlich — zweckmäßig noch 5 min früher abgestochen hätte. Der Zusatz des Ferrosiliziums in die Pfanne erhöht die Menge der Silikate nur unwesentlich, während sich der Eisenoxydulgehalt vermindert. Ein Vergleich der früher üblichen mit der durch vorliegende Versuche entwickelten Arbeitsweise für die Nacharbeitung der Blöcke soll zu einer Verminderung der Oberflächenbeanstandungen um 34 % und der Behaukosten um 9,3 % geführt haben.

Ein großer Teil der Arbeit ist der Desoxydation eines Kohlenstoffstahles mit 0,36 bis 0,50 % C für Achsen gewidmet. Die Untersuchung einer Anzahl Achsen, die Risse (seams) und Schattenstreifen (ghost lines) aufwiesen, zeigte, daß die ersten mit Silikat- oder Tonerdeeinschlüssen zusammenhingen, während die letztgenannten immer in Verbindung mit Sulfiden auftreten. Dabei bleibt es dahingestellt, ob die Sulfide unmittelbare Ursache der Schattenstreifen sind oder den Anzeiger für andere Einflüsse darstellen.

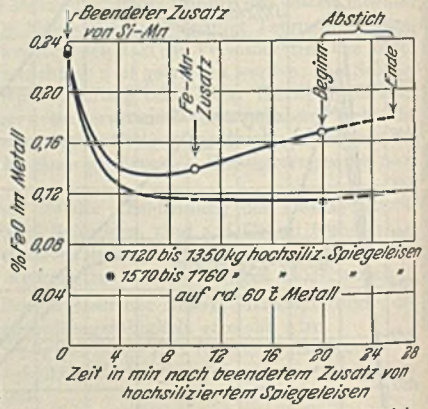


Abbildung 6. Verhalten des Eisenoxyduls nach der Ofendesoxydation mit verschiedenen Zuschlagsmengen.

Der Einsatz der etwa 65 t schweren Schmelzungen bestand aus 60 % Roheisen und 40 % Schrott. Der mittlere Gehalt der Schlacken an Eisenoxydul und Eisenoxyd betrug 20,45 %. Möglichst genau wurde darauf hingearbeitet, 10 min nach der Zugabe des hochsilizierten Spiegeleisens das Ferromangan zuzusetzen und nach weiteren 10 min abzustechen. In die Pfanne gelangten dann noch 150 bis 300 kg Ferrosilizium und Kohlenstoff nach Bedarf. Die Schmelzungen wurden in Gruppen eingeteilt, je nach der Menge des in den Ofen zugesetzten hochsilizierten Spiegeleisens; die Mittelwerte der Bestimmung auf gelöstes Eisenoxydul zeigt *Abb. 6*, nach der ein höherer Siliziumzusatz den gelösten Sauerstoff weitergehend vermindert und auch seine Zunahme verzögert. Die Mittelwerte der Untersuchung auf nichtmetallische Einschlüsse gemäß der folgenden Zusammenstellung lassen erkennen, daß zwar in der Gruppe der geringeren Ofendesoxydation der Silikatgehalt bis zum Abstich geringer ist, daß er aber unter dem Einfluß des in die Pfanne gegebenen Siliziums schließlich im Enderzeugnis doch höher liegt als in der anderen Gruppe, in der das Eisenoxydul im Ofen gemäß *Abb. 6* schon weitergehend zerstört wurde.

Probe	Kieselsäuregehalt der 65-t-Schmelzungen mit einem Zusatz von hochsiliziertem Spiegeleisen von: 1120 bis 1350 kg %	1570 bis 1760 kg %
5 min nach Zusatz von hochsiliziertem Spiegeleisen	0,022	0,028
5 min nach Zusatz von Ferromangan	0,020	0,026
Beim Abstich	0,010	0,020
Aus der Pfanne	0,041	0,033
Aus dem Knüppel	0,029	0,022

Die Abnahme des Silikatgehaltes von der Pfanne bis zum Knüppel war nicht gleichmäßig bei den einzelnen Schmelzungen; sie schwankt wahrscheinlich mit den Bedingungen, die das Aufsteigen der Einschlüsse nach der Kokille ermöglichen, d. h. mit der Temperatur, dem Kokillendurchmesser, der Teilchengröße, der Suspensionen in der Pfanne und anderem.

Eine noch weitergehende Unterteilung der Achsenstähle nach der Menge des zur Desoxydation im Ofen zugesetzten Siliziums (in Form der Legierung) und die elektrolytische Bestimmung der im Rundknüppel vorhandenen Einschlüsse lieferte folgende Mittelwerte:

Si zugesetzt %	MnO %	SiO_2 %
0,066	0,096	0,027
0,070 bis 0,079	0,101	0,029
0,080 bis 0,089	0,115	0,030
0,090 bis 0,099	0,135	0,018
0,100 bis 0,109	0,151	0,024
über 0,109	0,135	0,019

Maßgebend für die Beurteilung des Reinheitsgrades hinsichtlich sichtbarer Einschlüsse scheint nach den Verfassern der Kieselsäure- oder Silikatgehalt zu sein, während Manganoxydul, sofern es nicht als Silikat vorliegt, im Schliffbild nicht sichtbar wird. Aus der vorstehenden Zusammenstellung geht eine gewisse Abnahme des Kieselsäuregehaltes mit steigendem Siliziumzuschlag hervor, die die Verfasser zu der Schlußfolgerung führt, daß man im Ofen mit mindestens 0,1 % Si vordesoxydieren soll, um einen möglichst reinen Stahl zu erzielen. Tatsächlich lassen die beigefügten Schliffbilder eine gewisse Verbesserung der Reinheit erkennen. Deutlicher noch geht dies aus den Ergebnissen der Epsteinschen Reinheitsprüfung[7]) hervor, die nachstehend mitgeteilt werden und auch einige Versuche mit Rückkohlung und Verlegung der Desoxydation in die Pfanne umfassen.

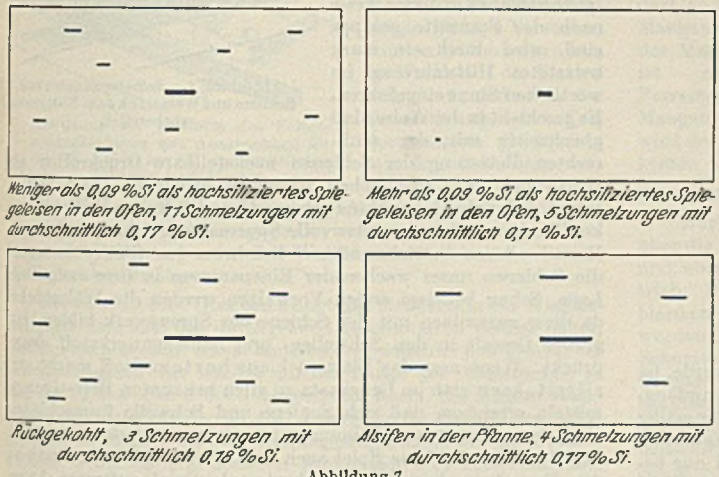


Abbildung 7.
Uebersicht über die Einschlüsse in Stufenproben bei vier Desoxydationsverfahren.
(Die stärkeren Linien stellen das Mittel der längsten Einschlüsse in allen Stufenproben dar.)

Desoxydationsmittel	Zugegebenes Silizium (Ofen) %	Einschlußmaß (Epstein)[7]) Mittelwerte	Anzahl der Schmelzen
Hochsiliziertes Spiegeleisen aus dem Hochofen (in den Ofen)	0,066	49	1
	0,07 bis 0,079	28	2
	0,08 bis 0,089	34	6
	0,09 bis 0,099	19	2
	0,10 bis 0,109	19	5
	über 0,109	6	2
Silico-Spiegeleisen (in den Ofen)	0,076	23	1
	0,082	17	1
	0,100	10	2
	0,120	5	1
Silico-Mangan (in den Ofen)	0,130	0	1
Alsifer in der Pfanne	—	39	2
Rückkohlung in der Pfanne	—	58	4
Rückkohlung von hochsiliziertem Spiegeleisen	—	52	1
Rückkohlung, von Mangan	—	14	1

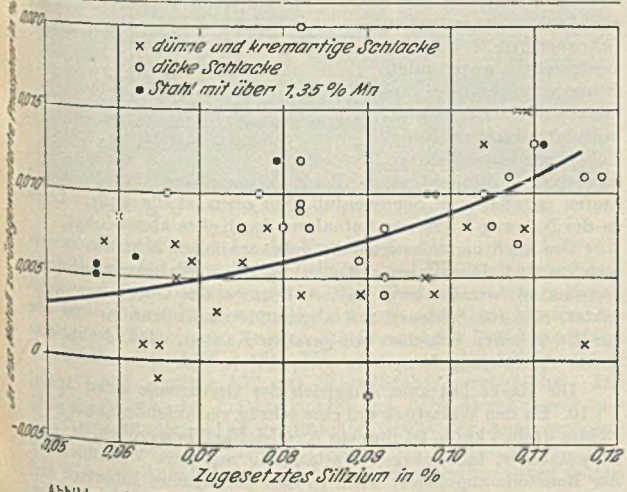


Abbildung 8. Einfluß des zugesetzten Siliziums und der Schlackenviskosität auf die Rückphosphorung nach der Desoxydation.

Auch bei einer Anzahl von Stufenproben[8]), deren einige in Abb. 7 dargestellt sind, zeigen die mit mehr als 0,09 % Si im Ofen desoxydierten Stähle den besten Reinheitsgrad.

Die Untersuchung auf Schattenstreifen lieferte folgendes Ergebnis: Wenn im Ofen 0,08 % Si (als Legierung) zugesetzt werden, bemerkt man Schattenstreifen nur, wenn der Siliziumgehalt des Stahles weniger als 0,14 % beträgt; sie wurden bei Siliziumgehalten von 0,16 bis 0,20 % nicht mehr gefunden. Erhöht man den Siliziumzuschlag im Ofen auf 0,1 %, so treten Schattenstreifen gelegentlich auf, wenn der fertige Stahl 0,07 bis 0,09 % Si enthielt, dagegen niemals bei Gehalten von mehr als 0,1 % Si. Bei rückgekohlten Stählen liegt die obere Grenze für das Auftreten von Schattenstreifen bei 0,15 % Si im fertigen Stahl.

Wenn nach dem Vorangegangenen ein Zuschlag in den Ofen von mehr als 0,1 % Si sich für die Stahlreinheit als nützlich erwies, so teilen die Verfasser anderseits mit, daß sich bei höheren Zuschlägen bis zu 0,2 % Si wieder eine starke Verschlechterung des Reinheitsgrades einstellte, weil die Zerstörung des Eisenoxyduls dann offenbar vorwiegend durch das Silizium erfolgt, während Mangan nicht zur Wirkung kommt und daher nur sich nicht zusammenballende, hochkieselsäurehaltige Desoxydationserzeugnisse entstehen; als am besten geeignet wird daher ein Zuschlag in den Ofen von 0,10 bis 0,13 % Si empfohlen.

Der letzte Abschnitt der Arbeit beschäftigt sich mit dem Verhalten von Kohlenstoff, Mangan, Phosphor und Schwefel nach der Desoxydation mit Mangan-Silizium-Legierungen. Während die Kohlenstoffverluste nach der Desoxydation sich nicht stark von denen unterscheiden, die bei in der Pfanne aufgekohlten Schmelzungen beobachtet werden, erspart man nach den Angaben der Verfasser durch das hier untersuchte Desoxydationsverfahren erhebliche Mengen an Mangan. Wie die folgende Zusammenstellung zeigt, geht um so weniger des in Form der Mangan-Silizium-Legierung und von Ferromangan in die Schmelzung eingeführten Mangans verloren, je höher der Siliziumzuschlag bemessen war.

Stahlart	Si zugesetzt %	Ausbringen des zugesetzten Mangans (Mittelwert) %
0,15 bis 0,20 % C	0,06 bis 0,09	50
0,30 bis 0,60 % C	0,07 bis 0,09	69
	0,09 bis 0,10	74
	0,10 bis 0,12	78

Es ist verständlich, daß die höher oxydierten, weicheren Stähle ein geringeres Manganausbringen zeigen. Durch die Vordesoxydation mit Mangan-Silizium-Legierungen soll sich eine Ersparnis an Manganzuschlägen von mehr als 50 % eingestellt haben.

Bei der Desoxydation im Ofen ist zu befürchten, daß eine gewisse Rückphosphorung einsetzt; der Anteil des zurückreduzierten Phosphors steigt, wie *Abb. 8* darlegt, mit der zugesetzten Siliziummenge an, ohne daß im übrigen ausgeprägte Zusammenhänge mit der Art der Schlacke erscheinen.

Eine Zusammenstellung des Mangan- und Phosphorgehaltes vor der Desoxydation zeigt in großen Zügen, daß beide im gleichen Sinne wachsen und fallen, was aus dem Umstand heraus leicht verständlich ist, daß beide Stoffe aus dem Stahl durch Oxydation entfernt werden. Die Neigung zum Uebergang des Schwefels vom Metall zur Schlacke wächst bekanntlich unter reduzierenden Bedingungen an; diese Bedingungen werden bei der Desoxydation erfüllt, im entgegengesetzten Sinne wirkt jedoch die Verminderung der Schlackenbasizität durch die bei der Desoxydation entstehende Kieselsäure. Ein günstiger Umstand ist dagegen wieder in der Fähigkeit flüssiger Desoxydationsprodukte zu erblicken, Sulfide aus dem Metall herauszulösen und an die Oberfläche zu bringen. Dieser Umstand scheint wesentlich dafür verantwortlich zu sein, daß die Verfasser eine Abnahme des Schwefelgehaltes bei der Desoxydation mit Mangan-Silizium-Legierungen gemäß folgender Zusammenstellung beobachten konnten, während nach früheren Untersuchungen keine ausgeprägte Zu- oder Abnahme des Schwefels bei der Verwendung von Silizium allein festgestellt wurde.

Zahl der Schmelzungen	Mittelwerte			
	C %	Schwefel vor Desoxydation %	Schwefel in der Pfanne %	Abnahme des Schwefels %
8	0,15	0,038	0,037	0,001
6	0,45	0,032	0,028	0,004
30	0,43	0,034	0,029	0,005

In einer angeregten Aussprache wurden die Ergebnisse dieser Arbeit von mehreren Seiten durch weitere Beobachtungen ergänzt. Besonders aufschlußreich sind die Mitteilungen von

[7]) Vgl. Met. & Alloys 2 (1931) S. 186.
[8]) Stahl u. Eisen 52 (1932) S. 444, Abb. 3.

W. S. Reagan, nach denen sich die Ausschußzahlen von 3,50 auf 2,25 % verminderten, sobald an Stelle von 760 kg Spiegeleisen (20 % Mn, 1,5 bis 2 % Si) etwa 900 kg hochsiliziertes Spiegeleisen mit 4 % Si zur Desoxydation der 90-t-Schmelzungen im Ofen verwendet wurden. Diese Ergebnisse, die an harten Stählen (0,5 bis 0,8 % C) als Mittelwerte mehrerer Monate gewonnen wurden, umfassen jeglichen Ausfall (Risse, Sand, Blasen) von der Kokille bis zum Fertigerzeugnis. Auch auf die durch die Vordesoxydation erzielte Kostenverminderung wurde mit folgender Gegenüberstellung für die 90-t-Schmelzung hingewiesen.

Desoxydation in der Pfanne:
340 kg Fe-Si (16 %),
520 kg Fe-Mn (80 %),
450 kg Fe-Si (50 %) in die Pfanne,
1,31 $ je t Stahl.

Desoxydation im Ofen:
680 kg Spiegeleisen (20 % Mn, 2 % Si) in den Ofen,
360 kg Ferromangan (80 % Nn) in den Ofen,
450 kg Ferrosilizium (50 %) in die Pfanne,
1,16 $ je t Stahl.

Desoxydation im Ofen:
900 kg Spiegeleisen (20 % Mn, 4 % Si) in den Ofen,
112 kg Fe-Mn (80 %) in den Ofen,
450 kg Fe-Si (50 %) in die Pfanne,
0,98 $ je t Stahl.

Die allgemeine Anerkennung, die der Arbeit zuteil wurde, ist schon aus dem Grunde berechtigt, weil hier die Erfolge umfangreicher Betriebsversuche auch dem Praktiker ein kostenmäßig darstellbarer Begriff werden. Aus Gründen der Uebertragbarkeit der Ergebnisse auf anders geartete Schmelzweisen bleibt nur bedauerlich, daß nicht auch die Rolle der Schlackenführung an Hand von vollständigen Schlackenanalysen und Temperaturmessungen erörtert wurde, ein Mangel, auf den auch in der Erörterung hingewiesen wurde. Es fällt nämlich auf, daß die Schmelzungen vor der Desoxydation in sehr hohem Maße überoxydiert gewesen sein müssen. Gehalte der Schlacke von 18,2 % FeO + 7,8 % Fe_2O_3 für einen Stahl mit 0,4 % C (Nr. 42 146) sind sicher für europäische Verhältnisse ungewöhnlich hoch und ebenso die Eisenoxydulgehalte des Metalls; der erwähnte Stahl mit 0,4 % C enthält z. B. 0,264 % FeO vor der Zugabe der Mangan-Silizium-Legierung. Dementsprechend sind auch die Mangangehalte recht niedrig, und es muß die Frage erhoben werden, ob man mit einem Verhältnis Mn : Si = 5 : 1 in der Legierung, das von Herty als das beste erkannt wurde, auch dann arbeiten muß, wenn das Stahlbad an sich schon einen höheren Mangangehalt hat. Zu untersuchen wäre schließlich, ob eine solche hochgradige Oxydation Vorteile hat; es ist ketzerisch, aber denkbar, daß — im Gegensatz zu allen heutigen Anschauungen — ein hoher Eisenoxydulgehalt des Metalles in Verbindung mit geeigneter Desoxydation die Ausbildung zahlenmäßig weniger, aber dafür gewichtsmäßig größerer Desoxydationsprodukte befördert, die sich entsprechend schneller abscheiden. *Hermann Schenck.*

Der Selbstspannoberbau.

Ein weiterer Schritt zum durchgehend geschweißten Gleis.

Anknüpfend an einen Aufsatz von H. Saller[1]) weist W. Bäseler[2]) erneut darauf hin, daß das durchgehend geschweißte Gleis erhebliche Ersparnisse in der Unterhaltung einbringt, da etwa 60% aller Gleisunterhaltungskosten auf Rechnung des Schienenstoßes zu setzen sind. Die Gefahr des Ausknickens wird durch Einschotterung des Oberbaues herabgesetzt, da sie nach Saller die Maximaltemperatur der Schienen um etwa 10% verringert. Bäseler stimmt der Forderung Sallers zu, daß bei eingeschottertem Gleis die Befestigung der Schienen durch Schrauben auszuscheiden hat. Besonders hebt er hervor, daß das durchgehend geschweißte Gleis, gleichgültig ob es eingeschottert ist oder nicht, äußerst wanderfest sein muß. Er erläutert die Notwendigkeit an Hand von Beispielen.

Nach den Mitteilungen von Saller hat der Oberbau der Bauart Rüping sowohl in der Unterhaltung als auch im Hinblick auf Wanderfestigkeit sehr befriedigt. Bäseler befürchtet jedoch, daß bei Massenlieferungen auch mit erlahmenden Federn gerechnet werden muß und eindringendes Oel die Reibungskräfte herabsetzen kann, von denen die Wandersicherheit des Rüping-Oberbaues abhängt. Er strebt deshalb an Stelle der reibungsschlüssigen Verbindung eine formschlüssige Verbindung zwischen Schiene und Schwelle an, die der von ihm und seinem Mitarbeiter Ingenieur Dietrich entwickelte Selbstspannoberbau bietet.

Grundlegend für den Entwurf dieses Oberbaues war der Gedanke, Schiene und Schwelle mit Hilfe der großen Kräfte selbst, die die Fahrzeuge auf die Schiene ausüben, unverschieblich zu verbinden. Die Schiene wird, wie *Abb. 1* zeigt, beim Einbau schräg zwischen zwei Backen, die aus der Unterlagsplatte oder der Schwellendecke herauswachsen, eingesetzt und durch ein Wälzstück, dessen radiale Ausdehnung etwas zu groß ist, in Stützstellung gebracht. Das Gleis, dessen beide Schienen in dieser Weise nach der Spurseite gekippt sind, wird durch ein stark belastetes Hilfsfahrzeug im wörtlichen Sinne eingefahren. Es geschieht in der Weise, daß gleichzeitig mit der senkrechten Belastung der Schienen nachstellbare Druckrollen am Hilfswagen einen erheblichen Spurdruck erzeugen. Die Schienen setzen sich dabei bis auf eine gewisse Grundstellung, die Schienenkopfflanken sind fast auf das volle Spurmaß auseinandergegangen. Beim weiteren betriebsmäßigen Befahren des Gleises kommen die Schienen unter wachsender Einspannung in ihre endgültige Lage. Schon bei dem ersten Vorwalzen werden die Wälzstücke, da diese zusammen mit der Schiene ein Sprengwerk bilden, mit großer Gewalt in den Schwellen- und Schienenwerkstoff eingedrückt. Wenn man das Wälzstück aus hartem Stoff macht und riffelt, kann man im Gegensatz zu allen bekannten Befestigungsmitteln erreichen, daß sich Schiene und Schwelle formschlüssig ohne den geringsten Spielraum miteinander verbinden, und nach der alten Regel „Ohne Spiel auch kein Verschleiß" wäre man zu der Erwartung berechtigt, daß niemals Spiel auftreten kann. Man dürfte hoffen, daß mehr noch als bei dem belgischen Keiloberbau die Teile miteinander durch Verrostung zu einem untrennbaren Gefüge verwachsen.

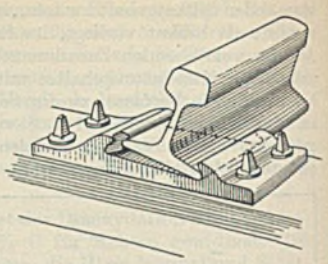


Abbildung 1. Selbstspannoberbau, Schiene und Wälzstück zum Einpressen vorbereitet.

Um ein Zurückkippen der Schienen zu verhindern, wird nachträglich zwischen die Nase der Platte und das Wälzstück ein Keil eingeschlagen. Da der Wanderschub von dem geriffelten Wälzstück aufgenommen wird, wird dieser Keil viel weniger zum Lockerwerden neigen als beispielsweise die Keile beim belgischen Oberbau.

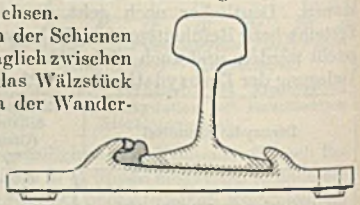


Abbildung 2. Querschnitt durch die Verschlußteile.

Es sind drei verschiedene Ausführungsformen des Selbstspannoberbaues ausgebildet und versuchsweise in einem Güterhauptgleis bei München im Juli 1932 verlegt worden. *Abb. 2 und 3* zeigen die erste Ausführungsform, bei der der beiderseits abgerundete Schienenfuß und die Lippenabstände der Unterlagsplatte durch nachträgliche Bearbeitung auf genaues Maß gebracht sind. Beide Lippen der Unterlagsplatte laufen parallel zum Schienenfuß. Nur oben ist die äußere Lippe in der Neigung 1 : 20 zur Aufnahme des Keiles abgeschrägt.

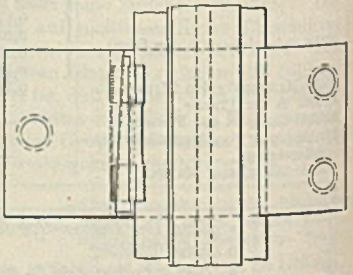


Abbildung 3. Aufsicht auf den eingepreßten Oberbau für nachgearbeitete Schienen und Schwellen oder Platten.

Um auch versuchsweise die gebräuchlichen Schienen zu verwenden, bei denen also mit den üblichen Walzgrenzmaßen zu rechnen ist, wurden zwei weitere Formen des Oberbaues ausgebildet, eine für Schienen mit abgerundeten Fußkanten und eine für die üblichen Schienen mit geraden Kanten. *Abb. 4* zeigt eine dieser Ausführungsformen in perspektivischem Querschnitt.

Die Backe hat zum Ausgleich der Grenzmaße einen Anlauf 1 : 10. Da das Wälzstück um eine schräg verlaufende Kante nicht richtig drehen kann, ist ihm ein Ausgleichkeil beigegeben, der aber in wälzbarer, lagerichtiger Verbindung mit dem Wälzstück auf der Baustelle angeliefert wird, so daß ein falsches Einsetzen und ein Verschieben der beiden Teile gegeneinander unmöglich ist. Dieser Ausgleichkeil hat ebenso wie das Wälzstück an der Berührungsstelle mit dem Schienenfuß und der Schwelle geriffelte Flächen, die sich in den weichen Schienen- und Schwellenwerkstoff eindrücken und den Formschluß herbeiführen. Zur Verschlußsicherung dient ein einfacher Keil in der Neigung 1 : 20.

Die dritte Form ist der vorstehenden ganz ähnlich, nur mit dem Unterschied, daß die Schiene mit einer geraden Flanke arbeitet. Die innere Kante des Schienenfußes stützt sich hier

[1]) Ztg. d. Ver. mitteleurop. Eisenb.-Verw. 72 (1932) S. 749/50.
[2]) Org. Fortschr. Eisenbahnwes. 88 (1933) S. 115/19.

gegen ein Wälzstück ab, das statt der Hohlkehle mehr die Form eines Wälzsegmentes hat. Ausgleichkeil und Wälzstück drehen um eine Schneide des Ausgleichkeiles. Die berührende Fläche ist zwar dabei sehr klein, doch sind die Drücke bei diesen vergüteten Stücken durchaus zulässig.

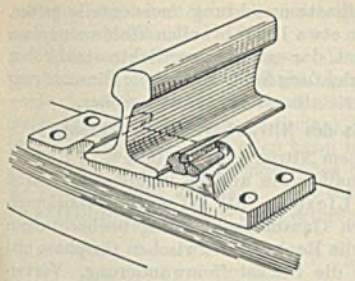


Abbildung 4. Bauform des Selbstspannoberbaues mit Ausgleichkeil für die Walzabmaße bei unbearbeiteten Schienen und Platten.

Die Herstellung der Verschlußstücke aus hartem Stahl im großen macht keine Schwierigkeiten. Bei den Versuchen wurden die Schienen schon im Werke auf die Platten aufgepreßt und so auf der Baustelle angeliefert. Erst dort wurden die Platten mit den Schwellen verschraubt.

Bei Eisenschwellen können die niedrigen Backen leicht aus der Schwellendecke herausgepreßt werden, worüber schon umfangreiche Erfahrungen bei den Walzwerken für ähnliche Zwecke (Keiloberbau) vorliegen.

Der beschriebene Oberbau bringt uns nicht nur in der Wanderfestigkeit dem Ziel des durchgehend geschweißten Gleises näher, sondern auch noch in einem anderen sehr wesentlichen Punkt, der Seitensteifigkeit. Sie wächst mit der Länge des Wälzstückes, so daß die in den *Abb. 1 bis 3* dargestellte Form, die längere Wälzstücke gestattet als die in *Abb. 4* dargestellte Bauart, besonders geeignet erscheint. Die Herstellungsmöglichkeit der für Form 1 nötigen Schienen mit genauen Fußmaßen und entsprechenden Unterlagsplatten auf Eisenschwellen ist gesichert. *R. Vogel.*

Vorrichtung zur Probenahme von Drähten.

(Mitteilung aus der Versuchsanstalt Hoerde der Vereinigte Stahlwerke A.-G.)

Die oft beklagten Schwierigkeiten bei der Probenahme von Drähten werden bei der nachstehend beschriebenen Vorrichtung vollkommen vermieden. Im Schraubstock einer Fräsbank wird ein Flacheisen (etwa von 35 × 10 mm) mit Löchern von 2, 3, 4 bis 8 mm Dmr. unter einem Winkel von ungefähr 80° zum Tisch der Fräsbank eingespannt. Die Backen des Schraubstockes

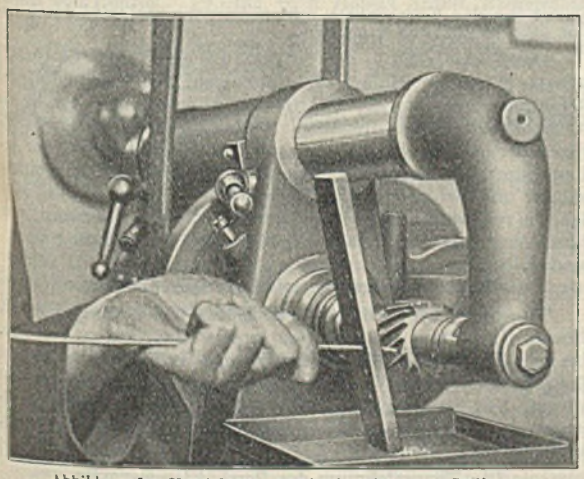


Abbildung 1. Vorrichtung zur Probenahme von Drähten.

stehen senkrecht zur Achse des Fräsers. In *Abb. 1* ist der Schraubstock durch den viereckigen Behälter aus Blech, der zum Auffangen der Späne dient, verdeckt. Der Blechkasten hat im Boden ein rechteckiges Loch von 35 × 10 mm zum Durchlassen des erwähnten Flacheisens. Je nach Stärke wird der Draht von Hand durch eines der Löcher des Flacheisens an den Walzenfräser (50 × 40 mm, Spirale 15″ aus Schnellstahl) herangeführt. Die Umdrehungszahl des Fräsers richtet sich nach Durchmesser und Härte des Drahtes. Die gewünschte Größe der Analysenspäne erhält man durch geeigneten Abstand des Führungseisens vom Fräser[1]). Als Anhalt für die Wahl der Arbeitsbedingungen mögen die folgenden Angaben dienen:

Draht:	Durchmesser	2,5 mm
	Festigkeit	120 kg/mm²
Fräser:	Umdrehungszahl	28 min
Führungseisen:	Abstand vom Fräser	2 mm
Zeit:	für 50 g Späne	6,5 min.

Wilhelm Fehlau.

[1]) Zwecks besserer Uebersicht ist in Abb. 1 der Abstand zwischen Führungseisen und Fräser größer als im Betrieb gewählt.

Archiv für das Eisenhüttenwesen.

Versuche mit Manganerz im Vergleich zu Stahleisen im Einsatz beim basischen Siemens-Martin-Ofen.

Versuche mit der Verwendung von Manganerz im Einsatz an Stelle von Stahleisen[1]) zeigten, daß hierbei während des Einschmelzens so viel Mangan reduziert wird, daß im eingeschmolzenen Bad ebensoviel Mangan vorhanden ist wie bei Schmelzungen mit Stahleisen im Einsatz; Voraussetzung hierzu ist, daß genügend Kohlenstoff für die Reduktion im Bade vorhanden ist. Der Bedarf an Kohlungsmitteln wächst mit der Menge des zugesetzten Manganerzes. Die Ofenleistung geht zurück, da für die Reduktion des Manganerzes Wärme aufgebracht werden muß. Umgekehrt ist — natürlich nur in gewissen Grenzen — der Verbrauch von Ferromangan als Desoxydationsmittel um so geringer, je mehr Mangan und je weniger Schrott der Einsatz enthält. Zum Schluß wird der Einfluß der Verwendung von Manganerz auf die Einsatzkosten besprochen.

Temperaturmessungen mit Wolfram-Molybdän-Thermoelementen.

Bernhard Osann jun. und Ernst Schröder[2]) berichteten über die Eigenschaften von Wolfram-Molybdän-Thermoelementen und über Meßversuche mit diesen Elementen im Eisenhüttenbetrieb. Die Messung von Temperaturen des flüssigen Stahles mit blanken Drähten hat sich als nicht ausführbar erwiesen, dagegen wurden Messungen mit Wolfram-Molybdän-Thermoelementen in Schutzrohren mit Erfolg ausgeführt, und zwar wurden durch die Ofentür und durch das Gewölbe hindurch die Temperaturen des Stahlbades im Siemens-Martin-Ofen gemessen; hierbei wurde auch der Temperaturunterschied zwischen höheren und tieferen Stahlbadschichten ermittelt. Die Haltbarkeit der bisher verwendeten Schutzrohre ist gering, so daß trotz des verhältnismäßig geringen Preises der Wolfram-Molybdän-Thermoelemente die einzelnen Messungen ziemlich teuer werden. In weiteren Versuchen sollen verbesserte Meßgeräte erprobt werden.

Beitrag zur thermischen Untersuchung der Kalk-Kieselsäure-Phosphate.

Gerhard Behrendt und Hanns Wentrup[3]) beschrieben ein neues Verfahren, das mit einem hochempfindlichen Strahlungs-Thermoelement die Aufzeichnung sehr geringer Wärmetönungen bei der Aufnahme von Haltepunktskurven ermöglicht. Die Untersuchung synthetisch erschmolzener Gemische entsprechend der ungefähren Zusammensetzung der Thomasschlacke mit diesem Verfahren ergab die Bestätigung für das Vorhandensein des Silikocarnotits auf thermisch-analytischem Wege. Seine Schmelztemperatur liegt bei rd. 1900°.

Zwischen dem Kalk, dem Silikocarnotit und dem Tetraphosphat befindet sich ein ternäres Eutektikum mit einer Erstarrungstemperatur von 1595 bis 1600°. Ein anderes ternäres Eutektikum ließ sich nicht nachweisen; dagegen wird die Vermutung ausgesprochen, daß von dem Triphosphat ein Gebiet der Mischbarkeit ausgeht, wogegen das den Silikocarnotit umgebende Gebiet der Entmischung beim Erstarren unterliegt.

Die durch den Silikocarnotit und das Tetraphosphat wie die durch den Silikocarnotit und das Biphosphat senkrecht zur Konzentrationsfläche gelegten Schnitte stellen quasibinäre Schnitte dar.

Die Berechnung von Stoßöfen (Teil II).

Die Berechnung des Ofens auf der von Werner Heiligenstaedt entwickelten Grundlage ist mit diesem II. Teil[4]) abgeschlossen. Ein kurzer Rückblick auf den zurückgelegten Weg soll die gesamten Berechnungen zusammenfassen. Die Bilanzformel ergab mit Hilfe empirisch festgelegter Beziehungen zwischen Leistung und Abgastemperatur, Ofentemperatur und Herdraumverlusten den Wärmeverbrauch des Ofens bei verschiedenen Heizflächenleistungen. Die günstigste Ofengröße wurde durch den Vergleich der Vergrößerung des Wärmeverbrauches und der Verbilligung des Baues bei steigender Herdflächenbelastung festgestellt. Nach Festlegung der günstigsten Abmessungen von Herd und Kammern konnte der endgültige Wärmeverbrauch errechnet werden.

Dieser in Teil I[5]) angegebenen Rechnung folgt nun im Teil II die Nachprüfung der Leistung, d. h. die Berechnung der Blocktemperatur bei der gewöhnlichen und der Höchstleistung. Sie wird

[1]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 81/87 (Stahlw.-Aussch. 256).

[2]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 89/94 (Stahlw.-Aussch. 257).

[3]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 95/102.

[4]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 103/12 (Wärmestelle 186).

[5]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 25/36 (Wärmestelle 184).

durch die Zerlegung des Stoßofenvorganges in die Einzelvorgänge der Verbrennung, der Wärmeübertragung und der Wärmebewegung im Block ermöglicht. Die verwendeten Formeln sind auf physikalischer Grundlage aufgestellt worden, benutzen aber Beiwerte, die aus der Ofenbeobachtung abgeleitet werden. Die Formeln für die angegebenen Einzelvorgänge haben als bestimmende Beiwerte die Verbrennungsgeschwindigkeit, die Wärmeübergangszahl und die Temperaturleitzahl der Blöcke. Die Kenntnis dieser Beiwerte ist in starkem Maße erweiterungsbedürftig. Trotzdem lassen die mehrfach angestellten Berechnungen den Schluß zu, daß die im Bericht angegebenen Werte brauchbar sind, um die Rechnung auch auf den Betrieb anzuwenden und tiefer in die Zusammenhänge des Ofenbetriebes hineinzuleuchten.

Bestimmung von Zirkon in Eisen, Stahl und Ferrolegierungen mit Hilfe von Phenylarsinsäure.

Paul Klinger und Otto Schließmann[1]) teilen ein Verfahren zur Bestimmung des Zirkons in Stahl und Eisen mit, das auf der Fällung mit Phenylarsinsäure beruht. Das Verfahren wird mit dem Kupferronverfahren verglichen und dabei festgestellt, daß die neue Arbeitsweise eine wesentlich einfachere, raschere und auch bei verwickelter Zusammensetzung zuverlässige Bestimmung des Zirkongehaltes gibt.

Ermittlung der magnetischen Eigenschaften an kleinen Blechproben.

Nach einem Ueberblick über die Möglichkeiten zur magnetischen Werkstoffprüfung führt Joachim Pfaffenberger[2]) aus, daß man durch ein einfaches Extrapolationsverfahren mit kleinen Ringproben häufig die umständliche Epstein-Messung entbehren kann. Mit dem AEG-Eisenblechprüfgerät gelingt es, in einfacher und schneller Weise jede Art magnetischer Messung an Probemengen von mindestens 50 g in Streifenform, also ohne umständliche Vorbereitung, vorzunehmen. Die Verwendungsmöglichkeiten dieses neuen Meßverfahrens für Betrieb und Forschung werden an Hand einzelner Beispiele gezeigt.

Das System Eisen-Kobalt-Mangan.

Das System Kobalt-Mangan wurde von Werner Köster und Winfried Schmidt[3]) durch Feststellung des Verlaufs der γ-ε- und der magnetischen Umwandlung ergänzt. Die Temperaturen beider Umwandlungen werden durch Manganzusatz erniedrigt; die γ-ε-Umwandlung erreicht bei 30% Mn und die magnetische Umwandlung bei etwa 38% Mn Raumtemperatur.

Im Dreistoffsystem Eisen-Kobalt-Mangan wurden für Mangangehalte bis zu 50% die Schmelztemperaturen, die Temperaturen der polymorphen Umwandlung im festen Zustand und die der magnetischen Umwandlung der kobaltreichen γ-Mischkristalle festgelegt. Unterhalb 1400° bestehen die ternären Legierungen allein aus γ-Mischkristallen. Bis etwa 18% Mn und 80% Co wandeln sie sich in die α-Form um. Die Umwandlung ist wie bei den binären Eisen-Mangan-Legierungen irreversibel, und der Hysteresisbetrag nimmt wie dort mit steigendem Mangangehalt zu. Zwischen 18 und 30% Mn wandeln sich die γ-Mischkristalle ganz oder zum Teil in ε-Mischkristalle um. Der Uebergang der kubisch-flächenzentrierten γ-Form in die hexagonale ε-Form im System Eisen-Mangan ist mit der polymorphen Umwandlung des reinen Kobalts bei 400° wesensgleich. Beide Umwandlungen sind durch zusammenhängende Gleichgewichtsflächen miteinander verbunden.

Die Gitterparameter der ternären α-, γ- und ε-Mischkristalle nehmen bei gleichbleibendem Mangangehalt mit wachsendem Kobaltgehalt erst nahezu geradlinig und dann beschleunigt ab. Bei gleichbleibendem Eisen- oder Kobaltgehalt steigen die Atomabstände geradlinig mit dem Mangangehalt an. Beim Uebergang aus dem ferromagnetischen in den paramagnetischen Zustand ändert sich die Konzentrationsabhängigkeit der Gitterparameter. Die Atomabstände sind im ferromagnetischen Zustand größer als im paramagnetischen.

Zugfestigkeit und Einschnürung von Stahlguß bei 650 bis 1450°.

An unlegierten Stahlgußsorten mit 0,2 bis 0,4% C aus dem Elektroofen, dem basischen und sauren Siemens-Martin-Ofen sowie aus der Bessemerbirne wurden von Eugen Piwowarsky, Branko Božić und Erich Söhnchen[4]) Zugfestigkeit und Einschnürung in Abhängigkeit von der Transkristallisationsrichtung und von der Temperatur bis zum Schmelzpunkt untersucht. Die Zugfestigkeit nahm bei allen Proben mit steigender Temperatur gleicher Weise allmählich ab, wobei nur im α-γ-Umwandlungsbereich eine gewisse Verzögerung zu bemerken war; die Festigkeit war quer zur Transkristallisationsrichtung meistenteils größer. Die Einschnürung zeigte um etwa 1250° bei allen Stahlsorten einen ausgesprochenen Höchstwert, der nur bei den Elektrostahlproben in der Transkristallisationsrichtung fehlte. Auch die Einschnürung war meist quer zur Transkristallisationsrichtung größer.

Beitrag zur Kenntnis des Nitrierhärtungsverfahrens.

An Weicheisen und einem Nitrierstahl mit 0,25% C, 1,1% Al und 1,4% Cr, der im normalisierten und im vergüteten Zustand vorlag, untersuchte Wulf Liestmann[1]) bei einer Verstickungstemperatur von 500° durch Gasanalysen, Gefügebeobachtungen und Härte-Tiefen-Kurven die Reaktionen zwischen Gasphase und Werkstoffoberfläche sowie die Stickstoffeinwanderung. Vorversuche mit Eisenpulver zeigten, daß sich bei gleichbleibender Strömungsgeschwindigkeit ein Ruhezustand ausbildet, bei dem das nitrierte Eisen stets die gleiche Ammoniakmenge katalytisch zersetzt. Bei Veränderungen der Strömungsgeschwindigkeit ändert sich der Stickstoffgehalt des Bodenkörpers und damit auch die in der Zeiteinheit umgesetzte Ammoniakmenge. Die auf der Oberfläche der Eisenproben ausgebildete Nitridschicht steht in Wechselbeziehung mit der Gasphase und ist Ausgangspunkt für die Stickstoffeinwanderung. Der wirksame Anteil ist die Nitridphase des Eisens. Die stabilen Aluminium- und Chromnitride sind nicht fähig, durch Stickstoffaufnahme und -abgabe die Reaktionen weiterzuleiten. Ein Gleichgewichtszustand zwischen Oberfläche und Gasphase bildet sich nicht aus; die Menge des katalytisch umgesetzten Ammoniaks wächst mit der verlangsamten Stickstoffeinwanderung. Die Gaszersetzung ist bei Nitrierstahl um 50 bis 60% geringer als bei Weicheisen. Die Stickstoffeinwanderung geht bei Weicheisen von der γ-Zone aus durch eigentliche Diffusion und durch Nitrierung der Korngrenzenschichten vor sich, die in besonderem Maße zur Nitridbildung befähigt sind. Bei Nitrierstahl erfolgt die Stickstoffeinwanderung in der Randzone durch Nitrierung der Korngrenzen und durch Bildung von nadeligen Lamellen. Diese Gefüge im Gebiet höchster Härte sind durch Reaktionsvorgänge entstanden. Feine Segregate, die auf reine Diffusion und Ausscheidung bei Verstickungstemperatur schließen lassen, finden sich nur bei langen Nitrierzeiten in der innersten Schicht des normalisierten Stahles. Das Wachstum der Nadeln nimmt von den Korngrenzen seinen Ausgang und wird durch eingebautes Eisennitrid ermöglicht.

Durch zusätzlich in den Nitrierraum eingeführte Stoffe läßt sich das Härtungsverfahren nicht abkürzen. Nach Ausbildung der Reaktionsschicht auf der Oberfläche ist, sofern hier ständig die stickstoffreichste Nitridphase zur Verfügung steht, die Stickstoffeinwanderung unabhängig von äußeren Vorgängen und nur bedingt durch Zerfallsgeschwindigkeit des Eisennitrides, Zusammensetzung und Gefügeausbildung des Stahles. Dagegen ist es möglich, die rein katalytische Ammoniakzersetzung zu hemmen, ohne damit eine Beeinträchtigung der Stickstoffeinwanderung zu verbinden.

Wachstumsversuche mit legiertem Gußeisen.

Theodor Meierling[2]) versuchte, durch Legieren mit Chrom, Nickel und Molybdän ein graues Gußeisen zu erzeugen, das gute Festigkeit in der Wärme hat und im Betrieb bei höheren Temperaturen keine Verschlechterung erfährt, vor allem nicht wächst. Von den geprüften Werkstoffen entsprach diesen Forderungen am besten ein Gußeisen mit 3,1% C, 1,4% Si, 1,1% Mn, 0,6% Cr, 0,6% Ni und 1,0% Mo.

Die Kennzeichnung des Beschäftigungsgrades.

Kurt Rummel[3]) entwickelt eine Kennzeichnung des betrieblichen „Beschäftigungsgrades"; diese beruht auf dem „Gesetz der Proportionalität der Kosten", dem „Gesetz der Austauschbarkeit der Schlüssel" und dem „Gesetz der zweifachen Grundlage des Ausnutzungsgrades". Das erste besagt: „Alle Kosten lassen sich proportional zu Maßgrößen — ausgedrückt in Mengen-, Zeit- oder Währungseinheiten — ansetzen." Das zweite besagt: „Jede Maßgröße läßt sich infolge von mathematischen Beziehungen zwischen den Maßgrößen durch andere Maßgrößen ersetzen"; das dritte besagt: „Die Ausnutzung eines Betriebes ist das Produkt von zeitlicher Ausnutzung und Intensität", oder anders ausgedrückt: „Der Ausnutzungsgrad eines Betriebes ist das Produkt von Zeitgrad und Lastgrad".

Auf Grund des letzten Gesetzes ergibt sich zunächst die Notwendigkeit, alle Betriebe, die intensitätsabhängig sind (z. B. alle

[1]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 113/15.

[2]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 117/20 (Werkstoffaussch. 222).

[3]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 121/26 (Werkstoffaussch. 223).

[4]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 127/30 (Werkstoffaussch. 224).

[1]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 131/39.

[2]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 141/43.

[3]) Arch. Eisenhüttenwes. 7 (1933/34) S. 145/51 (Betriebsw.-Aussch. 72).

Kraftanlagen oder Hochöfen, die mit wechselnder Belastung betrieben werden, oder Betriebe, die in einen Fließgang mit Beeinflussung der Stundenleistung durch die Vor- oder Nachbetriebe eingeschaltet sind), nach dem Beschäftigungsgrad gesondert zu behandeln.

Wenn ein geeigneter Mengen- oder Zeitmaßstab als Grundlage der Kennzeichnung des Beschäftigungsgrades nicht gefunden werden kann (im Eisenhüttenwesen ist es aber wohl stets möglich, geeignete andere Maßstäbe zu finden), bleibt nur ein Geldmaßstab übrig. In allen anderen Fällen kann man als Maßstab zur Kennzeichnung des Beschäftigungsgrades die Erzeugungsmenge oder die Fertigungszeit benutzen. Aus besonderen Gründen wird als einheitlicher Maßgröße der Fertigungszeit der Vorzug gegeben.

Mit der in der Hauptarbeit gewählten Einteilung ist zugleich eine Systematik der Betriebe gegeben, die nicht nur für die Kennzeichnung des Beschäftigungsgrades, sondern für die Eigenart ihres gesamten Rechnungswesens grundlegend ist; die entwickelten Gedanken entsprechen der ganz allgemeinen Richtschnur, daß das Rechnungswesen so zu organisieren ist, daß in einheitlicher Form die so verschiedenen Belange des Betriebes, der Verwaltung und des Vertriebes nach gleichen Grundsätzen zu behandeln sind. Für die Betriebsplanung, das Gedinge- und Terminwesen, die Arbeitsvorbereitung, Vor- und Nachrechnung usw. müssen in diesem Sinne die gleichen Maßgrößen gelten. Diese sind hier auch für die Bestimmung des Beschäftigungsgrades verwendet worden.

Patentbericht.

Deutsche Patentanmeldungen[1]).

(Patentblatt Nr. 32 vom 10. August 1933.)

Kl. 7 f, Gr. 1, V 27 699. Walzwerk zur Herstellung von ring- oder hülsenförmigen Körpern. Vereinigte Stahlwerke A.-G., Düsseldorf.

Kl. 10 a, Gr. 5/20, C 45 980. Beheizungsumstellvorrichtung für Regenerativkoksöfen. Collin & Co., Dortmund.

Kl. 10 a, Gr. 12/01, O 19 545. Selbstdichtende Koksofentür. Dr. C. Otto & Comp., G. m. b. H., Bochum.

Kl. 12 e, Gr. 5, Sch 123.30. Vorrichtung zur elektrischen Abscheidung und Rückgewinnung von staubförmigen Stoffen aus Gasen. Aloys Schirp, Essen.

Kl. 18 c, Gr. 6/50, L 80 090. Ofen zum ununterbrochenen Glühen von streifenförmigem Glühgut. Nikolaus Leszl, Battano del Grappa (Italien).

Kl. 18 c, Gr. 9/50, R 86 374. Schlitzabdichtung für Oefen mit Schwingbalkenförderung. Johannes Rothe, Duisburg.

Kl. 18 c, Gr. 10/01, O 20 336. Wassergekühlte Ausstoßrinne für Stoßöfen. „Ofag", Ofenbau A.-G., Düsseldorf.

Kl. 18 d, Gr. 2/40, E 45.30. Die Verwendung einer Eisenlegierung. Electro Metallurgical Company, New York.

Kl. 18 d, Gr. 2/50, Sch 91 256. Herstellung von Rohren. Dr.-Ing. Hermann Josef Schiffler, Düsseldorf.

Kl. 31 c, Gr. 18/01. A 66 668. Schleudergußanlage zum Herstellen von Rohren. Dr.-Ing. E. h. Robert Ardelt, Eberswalde.

Kl. 49 l, Gr. 5, H 130 216. Verfahren zur Herstellung von mit Aluminium plattierten Blechen. Hoesch-KölnNeuessen, A.-G. für Bergbau und Hüttenbetrieb, Dortmund.

Kl. 49 l, Gr. 5, T 38 589. Verfahren zur Herstellung von mit Kupfer, Nickel oder deren Legierungen plattierten Eisenbändern. Trierer Walzwerk A.-G., Trier.

Deutsche Gebrauchsmuster-Eintragungen.

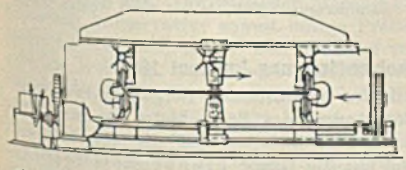
(Patentblatt Nr. 32 vom 10. August 1933.)

Kl. 7 a, Nr. 1 270 561. Lagerung für Walzwerkswalzen, bei welchen die Drucklinie so liegt, daß das Lager an der Zapfeninnenseite schwächer gewählt werden kann als das äußere Lager. Vereinigte Kugellagerfabriken A.-G., Schweinfurt a. M.

Deutsche Reichspatente.

Kl. 49 c, Gr. 12_{01}, Nr. 571 936, vom 18. Juni 1930; ausgegeben am 7. März 1933. Wagner & Co., Werkzeugmaschinen-Fabrik m. b. H. in Dortmund. *Kreisschere zum Besäumen gerader Bleche.*

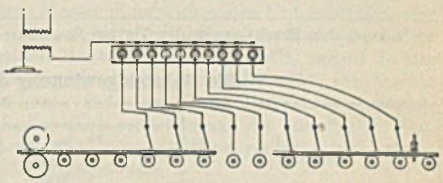
Zwei auf einem gemeinsamen Führungsbett gegeneinander verschiebbare Kreisscheren sind durch ein die Verschiebung mindestens einer der Scheren zulassendes Querhaupt verbunden. Zwischen den Kreisscheren ist an dem Querhaupt und an dem Führungsbett je eine Hälfte einer Spannsäule zum Festspannen und Zentrieren von kreisförmig zu schneidenden oder zu besäumenden Blechen angeordnet.



Kl. 18 c, Gr. 1_{50}, Nr. 572 024, vom 13. April 1927; ausgegeben am 9. März 1933. Siemens & Halske Akt.-Ges. in Berlin-Siemensstadt (Erfinder: Dr. Georg Masing in Berlin und Dr. Otto Dahl in Berlin-Wilmersdorf). *Warmbehandlung von Eisen-Beryllium-Legierungen.*

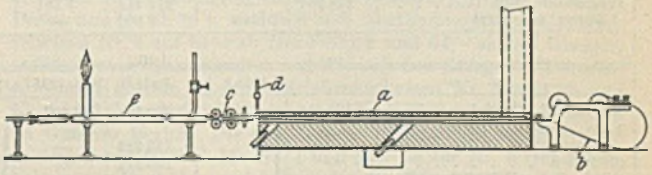
Diese Legierungen mit einem Gehalt bis zu etwa 13% Be werden von etwa 550 bis 1000° abgeschreckt oder an der Luft schnell abgekühlt und dann zur Steigerung ihrer Härte auf etwa 250 bis 500° angelassen; dasselbe gilt auch für Eisen-Beryllium-Legierungen, wenn sie noch andere Grundstoffe, wie Nickel, Kupfer, Zinn, Aluminium, Silizium, Kohlenstoff, einzeln oder zu mehreren enthalten.

Kl. 81 e, Gr. 83_{01}, Nr. 572 108, vom 23. Juni 1931; ausgegeben am 10. März 1933. Vereinigte Stahlwerke Akt.-Ges. in Düsseldorf (Erfinder: Dipl.-Ing. Eugen Hinderer in Duisburg-Hamborn). *Verfahren zur Ueberwachung von auf einem Förderer beweglem Gut.*



Das Gut, das über einen Rollgang, ein endloses Band oder ähnliche endlose Förderer läuft, schließt während seines Laufes über den Förderer ständig eine Mehrzahl von längs des Förderers angeordneten, mit Signallampen verbundenen elektrischen Kontakten derart, daß die aufleuchtenden Lampen dauernd ein Abbild der Endlänge des Gutes geben. Die Kontakte können auch als Kettenvorhänge ausgebildet werden.

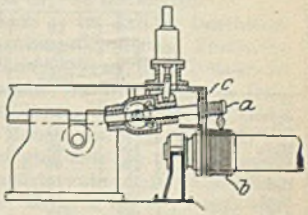
Kl. 7 b, Gr. 7_{20}, Nr. 572 353, vom 10. Dezember 1929; ausgegeben am 15. März 1933. Amerikanische Priorität vom 10. Dezember 1928. Air Reduction Company Incorporated in New York, V. St. A. *Verfahren zur Herstellung geschweißter Rohre.*



Der im Ofen a über den ganzen Querschnitt gleichmäßig vorgewärmte Blechstreifen b wird in der Biege- und Schweißvorrichtung c zum Rohr geformt, dessen Schlitz durch Schweißbrenner oder Feuerschweißung verschweißt wird. Außer den von der Flamme her ins Rohrinnere eindringenden Gasen werden in das vorgewärmte Rohr noch besondere reduzierende Schutzgase in unmittelbarer Nähe der Schweißstelle mit einer in das Rohrinnere eingeführten Leitung d eingeleitet, um das Rohr gegen Oxydbildung zu schützen. Auch kann der die Schutzgase aufnehmende geschweißte Rohrteil durch ein Umhüllungsrohr e hindurchgeführt werden, in dessen Inneres ebenfalls reduzierende Schutzgase eingeleitet werden.

Kl. 7 a, Gr. 25, Nr. 572 540, vom 9. Februar 1932; ausgegeben am 18. März 1933. Schloemann A.-G. in Düsseldorf. *Kant- und Verschiebevorrichtung an Walzgerüsten.*

Zum Kanten von kleinerem, meist nicht rechtwinkligem Walzgut ist in einem der Verschiebelineale eine verschieb- und schwenkbar angeordnete Raspel a angebracht, die mit einem auf einer Rollgangsrolle verschiebbar vorgesehenen Raspelring b zusammenarbeitet; dabei ist der Raspelring durch Nut und Feder so mit dem Verschiebelineal c gekuppelt, daß er dessen Verschiebebewegung mitmacht, ohne an seiner ihm von der Rolle, die ihn trägt, erteilten Bewegung gehindert zu werden.



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

Statistisches.

Die Roheisenerzeugung des Deutschen Reiches im Juli 1933[1]). — In Tonnen zu 1000 kg.

Bezirke	Hämatit-eisen	Gießerei-roheisen	Gußwaren erster Schmelzung	Bessemer-roheisen (saures Verfahren)	Thomas-roheisen (basisches Verfahren)	Stahleisen, Spiegeleisen, Ferromangan und Ferrosilizium	Puddelroheisen (ohne Spiegeleisen) und sonstiges Eisen	Insgesamt 1933	Insgesamt 1932
Juli 1933: 31 Arbeitstage, 1932: 31 Arbeitstage									
Rheinland-Westfalen	25 799	14 788	—	—	243 164	82 153	35	365 904	255 626
Sieg-, Lahn-, Dillgebiet und Oberhessen	425	8 186			—	9 615		17 836	9 736
Schlesien		—						7 282	4 488
Nord-, Ost- und Mitteldeutschland	5 230	9 637			32 214	8 824		30 530	9 374
Süddeutschland	—							18 518	15 261
Insgesamt: Juli 1933	31 454	32 611	—	—	275 378	100 592	35	440 070	—
Insgesamt: Juli 1932	13 479	13 134	—	—	192 250	75 622	—	—	294 485
Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung								14 196	9 500
Januar bis Juli 1933: 212 Arbeitstage, 1932: 213 Arbeitstage									
Rheinland-Westfalen	149 590	109 771	—	—	1 582 465	527 927	12 032	2 369 753	1 989 552
Sieg-, Lahn-, Dillgebiet und Oberhessen	425	55 626			—	44 294		102 709	74 986
Schlesien		4 122						24 317	20 636
Nord-, Ost- und Mitteldeutschland	30 372	72 623			192 015	39 950		216 184	145 461
Süddeutschland	—							108 249	93 459
Insgesamt: Januar/Juli 1933	180 387	242 142	—	—	1 774 480	612 171	12 032	2 821 212	—
Insgesamt: Januar/Juli 1932	118 544	111 523	—	—	1 556 726	534 020	3 282	—	2 324 095
Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung								13 308	10 911

[1]) Nach den Ermittlungen des Vereins Deutscher Eisen- und Stahl-Industrieller.

Die Rohstahlgewinnung des Deutschen Reiches im Juli 1933[1]). — In Tonnen zu 1000 kg.

Bezirke	Rohblöcke: Thomasstahl-	Rohblöcke: Bessemerstahl-	Rohblöcke: basische Siemens-Martin-Stahl-	Rohblöcke: saure Siemens-Martin-Stahl-	Rohblöcke: Tiegel- und Elektrostahl-	Rohblöcke: Schweißstahl- (Schweißeisen-)	Stahlguß: basischer	Stahlguß: saurer	Stahlguß: Tiegel- und Elektro-	Insgesamt 1933	Insgesamt 1932
Juli 1933: 26 Arbeitstage, 1932: 26 Arbeitstage											
Rheinland-Westfalen	194 545	—	292 485	4 834	10 291	. [3])	6 795	3 275	661	512 886	345 475
Sieg-, Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	—		22 144	—	515		341	367	—	22 868	16 746
Schlesien	—		17 511	—			78			18 026	13 742
Nord-, Ost- u. Mitteldeutschland	28 052		33 047	—			1 429	230	704	49 249	25 778
Land Sachsen			19 925				376	585		21 351	14 526
Süddeutschland u. Bayrische Rheinpfalz			1952	—	—		541			16 303	12 395
Insgesamt: Juli 1933	222 597	—	387 064	4 834	10 806	.	9 560	4 457	1 365	640 683	—
davon geschätzt	—	—	2 690	—	700	—	—	675	200	4 265	—
Insgesamt: Juli 1932	128 267	—	273 442	3 151	7 511	1 769	9 639	3 432	1 451	—	428 662
davon geschätzt	—	—	3 500	—	—	—	—	—	—	—	3 500
Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung										24 642	16 487
Januar bis Juli[2]) 1933: 175 Arbeitstage, 1932: 176 Arbeitstage											
Rheinland-Westfalen	1 179 015	—	1 929 644	36 397	55 571	. [3])	46 427	20 662	3 969	3 271 685	2 693 143
Sieg-, Lahn-, Dillgebiet u. Oberhessen	—		135 282	—	5 154		1 972	2 234	—	140 484	87 072
Schlesien	—		106 241	—			635			110 385	118 826
Nord-, Ost- u. Mitteldeutschland	179 094		211 303	—			10 969	1 481	5 647	321 507	267 183
Land Sachsen			124 696				3 684	2 570		134 158	116 007
Süddeutschland u. Bayrische Rheinpfalz			9 781	—	—		2 654			96 863	89 290
Insgesamt: Jan./Juli 1933	1 358 109	—	2 516 947	36 397	60 725	.	66 341	26 947	9 616	4 075 082	—
davon geschätzt	—	—	2 690	—	700	—	—	925	200	4 515	—
Insgesamt: Jan./Juli 1932	1 097 314	3	2 097 946	25 902	42 388	12 622	63 461	23 904	7 981	—	3 371 521
davon geschätzt	—	—	15 500	—	—	—	—	—	—	—	15 500
Durchschnittliche arbeitstägliche Gewinnung										23 286	19 156

[1]) Nach den Ermittlungen des Vereins Deutscher Eisen- und Stahl-Industrieller. — [2]) Unter Berücksichtigung der Berichtigungen für Januar bis Juli 1933 (einschl.). — [3]) Wir sehen bis auf weiteres von einer Veröffentlichung der Schweißstahlerzeugung ab, da nur noch wenige Werke Schweißstahl herstellen und somit die Erzeugung des einzelnen Werkes erkennbar wäre.

Stand der Hochöfen im Deutschen Reiche[1]).

	Hochöfen: vorhandene	in Betrieb befindliche	gedämpfte	zum Anblasen fertigstehende	in Ausbesserung und Neuzustellung befindliche	stillliegende
Januar 1933	156	46	37	27	16	30
Februar	156	45	39	27	16	29
März	156	46	38	27	17	28
April	156	43	39	27	19	28
Mai	157	40	40	29	18	30
Juni	157	44	37	30	14	32
Juli	157	43	39	28	15	32

[1]) Nach den Ermittlungen des Vereins Deutscher Eisen- und Stahl-Industrieller.

Die Saarkohlenförderung im Juni 1933.

Nach der Statistik der französischen Bergwerksverwaltung betrug die Kohlenförderung des Saargebietes im Juni 1933 insgesamt 823 574 t; davon entfallen auf die staatlichen Gruben 794 474 t und auf die Grube Frankenholz 29 100 t. Die durchschnittliche Tagesleistung betrug bei 17,68 Arbeitstagen 46 592 t. Von der Kohlenförderung wurden 67 877 t in den eigenen Werken verbraucht, 31 064 t an die Bergarbeiter geliefert, 31 578 t den Kokereien zugeführt sowie 690 335 t zum Verkauf und Versand gebracht. Die Haldenbestände vermehrten sich um 2720 t. Insgesamt waren am Ende des Berichtsmonats 439 318 t Kohle, 1987 t Koks und 2678 t Briketts auf Halde gestürzt. In den eigenen angegliederten Betrieben wurden im Juni 1933 21 636 t Koks hergestellt. Die Belegschaft betrug einschließlich der Beamten 48 567 Mann. Die durchschnittliche Tagesleistung der Arbeiter unter und über Tage belief sich auf 1114 kg.

Wirtschaftliche Rundschau.

Arbeitnordwest für Arbeitsstreckung.

Der Vorstand des Arbeitgeberverbandes für den Bezirk der Nordwestlichen Gruppe des Vereins Deutscher Eisen- und Stahlindustrieller hat einen Beschluß gefaßt, der in der Oeffentlichkeit eine sehr weitgehende Beachtung gefunden hat und wegen seiner bedeutsamen arbeitsmarktpolitischen Auswirkungen durchweg als beispielgebend bezeichnet worden ist. In diesem Beschluß wird zunächst betont, daß im Kampf um die Verminderung der Arbeitslosigkeit alle Möglichkeiten zur Einstellung neuer Arbeitskräfte ausgenutzt werden müßten. Die Verteilung der Arbeit auf eine größere Zahl von Arbeitnehmern durch Arbeitsstreckung sei unter den gegenwärtigen Verhältnissen ein erfolgversprechender Weg.

Es heißt dann weiter wörtlich wie folgt: „Wir empfehlen unseren Mitgliedern dringend, dafür Sorge zu tragen, daß die durchschnittliche Arbeitszeit des Gesamtbetriebes oder einer geschlossenen Werkseinheit an den 6 Wochentagen 40 Stunden für Arbeiter und Angestellte nicht wesentlich übersteigt, soweit nicht wichtige betriebliche oder wirtschaftliche Gründe entgegenstehen. Ein Mehranfall von Arbeit ist also nach Möglichkeit nicht durch eine Verlängerung der Arbeitszeit, sondern durch die Beschäftigung von neu einzustellenden Arbeitern und Angestellten zu bewältigen."

Der Reichswirtschaftsminister Dr. Schmitt hat in seiner Ansprache auf dem „Kongreß der deutschen Arbeit am Rhein" in Köln am 13. August 1933 betont, daß wir nach den ersten großen Erfolgen zäh daran weiterbauen müßten, um den gesunden Rückgang der Arbeitslosigkeit zu verstärken. Gesund sei der Rückgang aber nur dann, wenn der Unternehmer, der den Arbeitslosen hereinnimmt, ihn auch tragen könne. Von der gleichen Voraussetzung wird naturgemäß auch in dem Vorstandsbeschluß von Arbeitnordwest ausgegangen. Nur organische Maßnahmen können in der Tat eine dauerhafte Gesundung des Arbeitsmarktes herbeiführen. Arbeitnordwest hat bekanntlich schon in den vergangenen Krisenjahren weitgehend eine Verkürzung der durchschnittlichen Arbeitszeit herbeigeführt. Es soll nur daran erinnert werden, daß beispielsweise im Jahre 1932 innerhalb der rheinisch-westfälischen Eisenindustrie die Belegschaft noch immer annähernd die Hälfte des im Jahre 1929 erreichten Höchststandes ausmachte, obwohl im gleichen Zeitraum die Erzeugung bis auf ein Viertel zurückgegangen war. Durch den jetzt gefaßten Vorstandsbeschluß von Arbeitnordwest werden die Mitgliedsfirmen mit aller Dringlichkeit aufgefordert, eine eingehende Prüfung darüber anzustellen, in welchen Betrieben oder Betriebsteilen noch eine Arbeitsstreckung durchgeführt werden kann.

Ganz abgesehen davon, daß schon jetzt im Bereich der nordwestlichen Eisenindustrie in teilweise erheblichem Umfange die Arbeit gestreckt worden ist, wird die Durchführung dieser Empfehlung, die nicht zuletzt auch für die kleinen und mittleren Firmen bedeutungsvoll ist, den Werken auch aus anderen Gründen Schwierigkeiten bereiten. Schon jetzt hat sich nämlich herausgestellt, daß für besondere Arbeiten ein Mangel an tüchtigen Facharbeitern besteht. Es kommt hinzu, daß bei manchen Betrieben die heute oft stoßweise und mit sehr kurzen Lieferfristen hereinkommenden Aufträge mit dem vorhandenen Maschinenpark in verkürzter Arbeitszeit nur schwer erledigt werden können. Arbeitnordwest hat aber zum Besten einer wirksamen Unterstützung der amtlicherseits getroffenen Arbeitsbeschaffungsmaßnahmen die da und dort auftauchenden Bedenken zurückgestellt, zumal da die Wirtschaft heute nicht mehr wie früher ständig neue, von marxistischem Geist bestimmte Belastungen zu befürchten braucht. Der Verband ist offenbar auch entschlossen, die aus diesem Vorgehen zu erwartenden Maßnahmen im Einvernehmen mit seinen Ortsverbänden zu überwachen.

Die Lage des englischen Eisenmarktes im Juli 1933.

Der britische Eisen- und Stahlmarkt verzeichnete im Berichtsmonat mehrere unerwartete Ereignisse. Zu Monatsbeginn verfügten die heimischen Stahlwerke über eine offensichtlich unangreifbare Stellung hinter ihrem Schutzzollwall von 33⅓%, wozu noch das entwertete Pfund kommt. Ihre Geschäftsabschlüsse mit den inländischen Verbrauchern und Händlern waren ausgedehnt; ausländischer Wettbewerb bestand so gut wie gar nicht. Kurze Zeit danach wurde jedoch bekannt, daß den britischen Verbrauchern Halbzeug zu besonders niedrigen Preisen angeboten worden sei, woraus offensichtlich auf einen entschiedenen Angriff der Festlandswerke auf den britischen Markt geschlossen werden darf. Der Grund, der das Kartell bestimmte, für Großbritannien besonders niedrige Preise zu stellen, war die Notwendigkeit, einen Markt für Halbzeug zu finden als Ersatz für die geringe Ausfuhr von Fertigerzeugnissen. Ende Juli machte sich eine gleiche Tätigkeit auf dem Markt für Fertigerzeugnisse bemerkbar, doch erreichten hier die Festlandsverkäufe nicht denselben Umfang wie im Halbzeuggeschäft. Nichtsdestoweniger zeigte sich hier ein deutliches Zurückgehen der Festlandspreise, und Ende des Monats war ersichtlich, daß sich das Festland auf Sonderpreise für alle Sorten von Erzeugnissen für den britischen Markt einstellte. Es ist natürlich möglich, daß diese Verkäufe politische Gegenmaßnahmen auslösen, und zweifellos werden die britischen Werke für größere Schutzmaßnahmen eintreten. Anderseits würde eine Erhöhung der Zölle wahrscheinlich nur unter starkem Widerstand durchzusetzen sein. Die britischen Stahlwerke sind in ihrer Preisbemessung konservativ; soweit einige Preiserhöhungen stattgefunden haben, beschränkten sich diese auf verbandsfreie Erzeugnisse und Roheisen. Auf ihrer Vierteljahresversammlung im Juli beschloß die British Steel Association, keine Preisänderungen vorzunehmen. Die Verhandlungen zwischen den Händlern und den Festlandsverbänden haben zu keiner Verständigung geführt, vielmehr scheint sich eine feindselige Stimmung auf beiden Seiten zu entwickeln, wie sie bisher den jahrelangen Beziehungen zwischen britischen Händlern und festländischen Werken unbekannt gewesen ist.

Auf dem Erzmarkt herrschte im Juli keine Geschäftstätigkeit. Die Einfuhr über die Tees-Häfen zeigte einen Rückgang um ungefähr 20 000 t. Die Verbraucher konnten sich auf Grund ihrer alten Verträge bequem eindecken und waren nicht geneigt, größere Geschäfte abzuschließen. Im weiteren Verlauf des Monats hielten sich die Händler stärker zurück, da sie in Zusammenhang mit anderen Preissteigerungen mit einer Erhöhung der Erzpreise rechneten. Die Preise für Ia Bilbao-Rubio blieben im Berichtsmonat jedoch unverändert stehen auf 15/6 sh cif Tees-Häfen für sofortige Lieferung. Die Fracht Bilbao-Middlesbrough betrug rd. 5/– sh.

Der Roheisenmarkt dehnte sich während des Juli allmählich aus, während gewöhnlich in den letzten Julitagen wegen des Ferienbeginns die Geschäfte zurückgehen. Die Ferien in Schottland, die am 15. Juli begannen und bis Schluß des Monats dauerten, beeinträchtigten natürlich die Lieferungen, da sämtliche Werke geschlossen waren. Wahrscheinlich beruhte die lebhafte Nachfrage nach Gießerei- und basischem Roheisen im Juli auf der Annahme einer demnächstigen Preissteigerung. Gegen Monatsende erhöhten die mittelenglischen und Clevelandwerke denn auch ihre Preise um 1/– sh je t, wodurch sich Northamptonshire-Gießereiroheisen Nr. 3 auf 61/– sh frei Falkirk und 64/– sh frei Glasgow stellte, ferner Schmiedeeisen auf 63/– sh frei Glasgow. Dementsprechend kostete Cleveland-Gießereiroheisen Nr. 3 62/3 sh und Nr. 4 61/3 sh im Falkirk-Bezirk sowie Nr. 3 65/3 sh und Nr. 4 64/3 sh im Glasgow-Bezirk. Die schottischen Roheisenpreise blieben unverändert auf 67/6 sh für Nr. 1 und 65/– sh für Nr. 3 frei Eisenbahnwagen Hochöfen, und Schmiedeeisen 65/– sh frei Verbraucherwerk. Die Preiserhöhungen wurden mit Ruhe aufgenommen, da die Verbraucher mit ihnen gerechnet hatten. Nach Beendigung der Ferien waren in Schottland vier Hochöfen gedämpft und nur noch drei unter Feuer. In Mittelengland hatte sich das Roheisengeschäft im Verlauf des Juli stetig entwickelt; es bestand ziemlich beträchtlicher Wettbewerb in Hämatit zwischen den Nordostküsten- und den Walliser Werken, aber das meiste Geschäft fiel an die erstgenannten, die in ihren Preisen mehr entgegenkamen. Die Verhandlungen zwischen den Hämatitherstellern wurden fortgesetzt mit dem Bestreben, die Preise auf dem heimischen Markt lohnender zu gestalten als 59/6 sh für Nr. 1 und 59/– sh für gemischte Sorten. Das Ausfuhrgeschäft in Gießereiroheisen war womöglich noch geringer als in den letzten Monaten. Abgesehen von einigen Verkäufen nach Italien kamen kaum Ueberseeabschlüsse zustande, obwohl die Cleveland-Werke außergewöhnlich niedrige Ausfuhrpreise von 53/– und 54/– sh festsetzten.

Auf dem Halbzeugmarkt kam es im Juli zu beachtenswerten Ereignissen. Zu Monatsanfang kündigten Festlandshändler Sonderpreise für den britischen Markt an, die 4/– bis 6/– sh unter denen für sonstige Märkte lagen. Die Internationale Rohstahlgemeinschaft soll 50 000 t Knüppel für den englischen Markt freigegeben haben, und Ende des Monats soll alles verkauft gewesen sein. Die britischen Werke zeigten sich von diesem Angriff auf ihren heimischen Markt unberührt; wahrscheinlich glaubten sie nicht an den Verkauf derartiger Mengen, bis es zu spät war, dem Wettbewerb durch geeignete Maßnahmen zu begegnen. In der dritten Juliwoche wurden Knüppel zu 4.10.– Papierpfund cif Newcastle verkauft, so daß die englischen Preise von £ 5.–.– frei

Die Preisentwicklung am englischen Eisenmarkt im Juli 1933.

	7. Juli		14. Juli		21. Juli		28. Juli	
	Britischer Preis £ sh d	Festlandspreis £ sh d	Britischer Preis £ sh d	Festlandspreis £ sh d	Britischer Preis £ sh d	Festlandspreis £ sh d	Britischer Preis £ sh d	Festlandspreis £ sh d
Gießereiroheisen Nr. 3	3 2 6	2 10 0	3 2 6	2 10 0	3 2 6	2 10 0	3 2 6	2 10 0
Basisches Roheisen	2 17 6	2 2 6	2 17 6	2 2 6	2 17 6	2 2 6	2 17 6	2 2 6
Knüppel	5 0 0	2 1 0G	5 0 0	2 1 0G	5 0 0	2 1 0G	5 0 0	2 1 0G
		4 17 6P		4 15 0P		4 12 6P		4 15 0P
Platinen	4 15 0	2 0 0G	4 15 0	2 0 0G	4 15 0	2 0 0G	4 15 0	2 0 0G
		4 12 6P		4 12 6P		4 10 0P		4 10 0P
Stabeisen	6 0 0	2 15 0G	6 2 6	2 15 0G	6 5 0	2 15 0G	6 5 0	2 15 0G
		6 8 6P		6 8 6P		6 8 6P		6 8 6P
$^3/_{16}$- und mehrzölliges Grobblech	8 10 0	3 15 0G	8 10 0	3 15 0G	8 10 0	3 15 0G	8 10 0	3 15 0G
		5 9 0P		5 9 0P		5 9 0P		5 9 0P

G = Gold, P = Papier. — Die Goldpreise für festländisches Halbzeug und Stabeisen stellen die offiziellen fob-Preise zum Verkauf im Birmingham-Bezirk dar. Die Papierpreise verstehen sich frachtfrei einschließlich Zoll.

Birmingham um mehr denn 2/6 sh durch die Festlandslieferer unterboten wurden. Die englischen Stahlwerke verfügten jedoch über zufriedenstellende Aufträge und waren aus diesem Grunde weniger geneigt, bei dem beratenden Zollausschuß Einspruch zu erheben. Bevor sich dieser Wettbewerb entwickelte, neigten die britischen Preise nach oben. Wahrscheinlich ist der Verkauf dieser großen Mengen der Hauptgrund für die Entscheidung der Vereinigung der Knüppelhersteller auf ihrer Juliversammlung, die Preise nicht zu ändern. Britische Knüppel kosteten unverändert £ 5.–.– bei 500 t und mehr, £ 5.12.6 bei 100 t oder weniger. Der letztgenannte Preis zeigt ein geringes Anwachsen, das Anfang des Monats in Kraft trat. Platinen kosteten £ 4.15.–, doch soll auch darunter verkauft worden sein. In einigen Bezirken sollen jedoch £ 5.–.– verlangt worden sein.

Gewöhnlich geht das Geschäft in Fertigerzeugnissen im Juli stärker zurück als in sonstigen Geschäftszweigen. In diesem Jahr jedoch behauptete sich im Inlande die Verkaufstätigkeit nicht nur gut, sondern teilweise nahm die Nachfrage sogar zu. Das Ausfuhrgeschäft blieb demgegenüber unverändert schlecht. Der Wettbewerb vom Festlande machte sich in England weniger bemerkbar als in Halbzeug. Tatsächlich wurde erst zu Monatsschluß von einigen Verkäufen berichtet. Die Preise blieben unverändert, wogegen die Weiterverarbeiter Erhöhungen vornahmen. Die schottischen Walzwerke erhöhten ihre Preise für dünnes Stabeisen auf £ 7.2.6, und in Mittelengland — dem billigsten Markt für dieses Erzeugnis — stellte es sich auf £ 6.15.7. Während die Festlandswerke ihre Preise auf 6.8.6 Papierpfund und entsprechend niedriger für Handelsstabeisen frei Burmingham festsetzten, zeigten sich die Walzwerke angriffslustig und übernahmen Aufträge zu £ 6.7.6. Eine Bestellung von 1000 t soll von einem englischen Werk zu diesem Preis übernommen worden sein. Besonders lebhaft zeigte sich der Röhrenstreifenmarkt; die englischen Werke waren so mit Aufträgen überhäuft, daß sie die Lieferfristen verlängern mußten. Infolgedessen war eine Anzahl britischer Verbraucher gezwungen, vom Festland zu kaufen, und zwar infolge der Zölle zu höheren Preisen. Während des größeren Teils des Monats kosteten Handelsstabeisen im Inland 2.15.– Goldpfund und ungefähr 4.–.– Papierpfund, für die Ausfuhr 3.–.– Goldpfund oder 4.8.– Papierpfund, britische Normalprofilträger 2.16.6 bis 2.19.– Goldpfund, wobei der letztgenannte Preis für geprüftes Material gilt. Die Papierpreise stellten sich auf 4.5.– und £ 4.6.6. Normalprofilträger kosteten 2.15.– Goldpfund oder 4.1.– Papierpfund, $^3/_{16}$- und ¼zölliges Rund- und Vierkanteisen wurde zu Monatsende auf dem englischen Markt zu 5.2.– Papierpfund verkauft und für die Ausfuhr zu 5.9.–. In Grobblechen war die Verkaufstätigkeit im Juli gering. Die Preise für ¼zölliges Grobblech gingen für den Inlandsmarkt auf 3.7.6 Goldpfund oder 4.19.– Papierpfund zurück; auf den anderen Märkten stellten sie sich auf 3.18.6 Goldpfund. Für $^3/_{16}$zölliges Grobblech wurde im Inland 3.8.6 Goldpfund oder 5.–.6 Papierpfund gefordert und auf den anderen Märkten 4.1.– Goldpfund oder 5.18.9 Papierpfund. $^1/_8$zölliges Grobblech kostete in Großbritannien 3.10.– Goldpfund und 5.2.6 Papierpfund und auf den anderen Märkten 4.6.– Goldpfund und 6.6.– Papierpfund.

In Weißblechen war das Geschäft in der ersten Monatshälfte lebhaft, ließ aber später etwas nach. Die britischen Werke waren während des größeren Teils des Monats zu ungefähr 70% ihrer Leistungsfähigkeit beschäftigt; zwei Werke, die eine Zeitlang stillgelegen hatten, wurden wieder in Betrieb genommen. Starker amerikanischer Wettbewerb machte sich in Argentinien und dem Fernen Osten fühlbar, doch ging dieser später infolge der heimischen Nachfrage in den Vereinigten Staaten zurück. In verzinkten Blechen machte sich einige Besserung bemerkbar, aber das Geschäft mit Indien enttäuschte nach wie vor. Der mit Indien vereinbarte Preis behauptete sich auf £ 16.7.6 cif einschließlich Zoll für 24-G-Wellbleche in Bündeln, während der britische Preis auf anderen Märkten £ 11.–.– fob betrug. Die englischen Werke klagten über den belgischen Wettbewerb auf den Auslandsmärkten, der Preise von etwa £ 10.8.9 bis £ 10.10.– für 24-G-Wellbleche in Bündeln fob forderte.

Vereins-Nachrichten.

Aus dem Leben des Vereins deutscher Eisenhüttenleute.

Bibliographie in Karteiform.

Wir haben jüngst an dieser Stelle[1]) auf die wertvolle Bibliographie aufmerksam gemacht, die den Lesern von „Stahl und Eisen" durch das Gesamt-Inhaltsverzeichnis geboten wird. Wer den Wunsch hat, diese Bibliographie fortlaufend zu ergänzen, kann das ohne besondere Mühe erreichen, indem er mit Hilfe einseitig bedruckter Abzüge der in „Stahl und Eisen" erscheinenden „Zeitschriften- und Bücherschau" eine Kartei anlegt, in die er alles das aufnimmt, was ihm für seine praktische und wissenschaftliche Arbeit aus der Literatur festzuhalten nötig erscheint. Die Kartei kann entweder sachlich angeordnet werden, wie es in der „Zeitschriften- und Bücherschau" selbst geschieht, oder auch alphabetisch, und zwar in der Form, daß am Kopf der (mit den Ausschnitten aus der „Zeitschriftenschau" zu beklebenden) Karten ein Schlagwort angegeben wird, mit dessen Hilfe man das Gesuchte sofort findet. Derartige Karteien haben sich nach unsern Erfahrungen überall, wo sie dauernd und lückenlos weitergeführt werden, außerordentlich bewährt und sich als Ratgeber bei der Suche nach einschlägigen Fachschriften als sehr nützlich erwiesen. Sie sind daher nicht nur dem einzelnen Fachmann, sondern namentlich auch den zuständigen Abteilungen unserer Hüttenwerke besonders zu empfehlen. Die „Zeitschriften- und Bücherschau" kann vom Verlag Stahleisen m. b. H., Düsseldorf, Postschließfach 664, zum Jahrespreise von 6 *RM* bezogen werden.

[1]) Stahl u. Eisen 53 (1933) S. 748.

Aenderungen in der Mitgliederliste.

Barein, Kurt, Dipl.-Ing., Hamborn (Rhein), Kaiser-Friedrich-Str. 141.

Böhm, Hans-Herbert, Dr.-Ing., Gewerbereferendar, Gewerbeaufsichtsamt, Gleiwitz (O.-S.), Teuchertstr. 13.

Breining, Karl, Oberingenieur, Berlin-Charlottenburg 4, Wielandstr. 40.

Bünnagel, Heinz, i. H. Stahlwerk Becker A.-G., Willich Bez. Düsseldorf, Anrather Str. 34.

Czermak, Erich, Dr.-Ing., South African Iron and Steel Industrial Corp., Ltd., Pretoria (Südafrika), Postfach 450.

Fusban, Hans, Dr., Direktor, Westdeutsche Wohnhäuser A.-G., Essen, Lenaustr. 5.

Klein, Otto, Dipl.-Ing., Direktor, Siegener Maschinenbau-A.-G., Düsseldorf, Wilhelmplatz 12, Bristolhaus.

Komers, Max, Dipl.-Ing., Verein. Stahlwerke, A.-G., Forschungsabt., Düsseldorf, Breite Str. 69.

Meyer, Paul R., Dipl.-Ing., Direktor der Fa. Demag A.-G., Duisburg, Alleestr. 24.

Neue Mitglieder.

Grafenauer, Walter, Ing., Chemiker der Bleiberger Bergwerksunion, Gailitz (Oberkärnten), Oesterreich.

Houben, Horst, Dipl.-Ing., Düsseldorf, Hermannstr. 10.

Peters, Wilhelm, Dipl.-Ing., Hamm (Westf.), Spichernstr. 34.

Gestorben.

Middelhoff, Wilhelm, Walzwerkschef a. D., Köln. 20. 7. 1933.